

J302.935

ÉPÍTŐANYAG

*A SZILIKÁTIPARI
TUDOMÁNYOS EGYESÜLET
FOLYÓIRATA*

8

2

XXII. ÉVFOLYAM • BUDAPEST 1970. AUGUSZTUS

A mész- és cementipar,
az üvegeipar-, a finom-
kerámia, a téglá-, cserép-
és kő-kavicsipar tudomá-
nyos szakirodalmi folyóirata

Főszerkesztő:

Dr. Talabér József

Felelős szerkesztő:

Dr. Hinsenkamp Alfréd

Szerkesztő bizottság:

Dr. Beke Béla

Bretz Gyula

Dr. Déri Márta

Erdély Imre

Dr. Grofcsik János

Dr. Knapp Oszkár

Dr. Kovács Róbert

Kudelka Dénesné

Lenkei György

Magyar István

Dr. Soltész Gáspár

Szabó Elek

Szentmártony Gusztáv

Dr. Tamás Ferenc

Dr. Tóth Kálmán

Szerkesztőség:

Budapest V., Szabadság

tér 17.

Telefon: 124-438

Kiadja:

Lapkiadó Vállalat,

Budapest VII.,

Lenin körút 9—11.

Telefon: 221-285

Felelős kiadó:

Sala Sándor

Megjelenik havonként

Terjeszti a Magyar Posta. —
Előfizethető a Posta Központi
Hírlap Irodánál (Budapest V.,
József nádor tér 1. Tel.: 180-850)
és minden postahivatalnál. A
folyóirat külföldre előfizethető:
„Kultúra” P. O. B. 149. Buda-
pest 62. Előfizetési díj: ¼ évre
22,50 Ft; félévre 45.— Ft; egyes
szám ára: 7,50 Ft. — Csekkszám-
lászám egyéni 61.252; közületi
61.066 vagy átutalás az MNB 8.
sz. folyószámlájára.
70 8., 12628 Révai Nyomda.
Budapest V., Vadász utca 16.
F. v.: Povárny Jenő

Index: 25,250

TARTALOM

X. Szilikátipari Konferencia	281
<i>Gurmai Mihály</i> : Ólomüvegek szerkezetének kutatása termodinamikai vizsgálatokkal nascentis ólomüveg olvadákokban II. rész	283
<i>Andrzejewski, H.—Borzecki, S.—Mazurski, M.</i> : Új irányok a lengyel építőanyagipar tervezési és irányítási módszereiben	296
<i>Kilián József</i> : A cementkő határszilárdsága	299
<i>Grofcsik János — Katona Imre</i> : Avanturin-máz kísérletek Magyarországon a XIX. század végén	313
Folyóiratszemle	316
<i>Kausay Tibor</i> : A bauxitbeton felülvizsgálata során talált „Citonit” fődémekről	317
A világ szilikátiparából	295, 298, B/3
Külföldi konferenciahírek	B/3

СОДЕРЖАНИЕ

<i>М. Гурмай</i> : Термодинамические исследования структуры свинцовых стекол в насценциевых стеклорасплавах	283
<i>Х. Анджеевский—С. Борецкий—М. Мазурский</i> : Новые направления планирования с руководства в польской промышленности строительных материалов	296
<i>Й. Килиан</i> : Предельная прочность цементного кманя	299
<i>К. Грофчик—И. Катона</i> : Эксперименты с авантуриновой- глазурью, проведенные в Венгрии в конце 19 столетия	313
<i>Т. Каушай</i> : Перекрытия типа „Цитонит”, обнаруженные во время контроля бокситных бетонов	317

INHALT

<i>Gurmay, Mihály</i> : Ermittlung der Struktur von Bleigläsern vermöge thermodynamischer Prüfungen in naszierender Bleiglasschmelze II. 283	283
<i>Andrzejewski, H.—Borzecki, S.—Mazurski, M.</i> : Neue Richtungen beim Entwurf und bei der Leitung in der polnischen Baustoffindustrie . 296	296
<i>Kilián, József</i> : Grenzfestigkeit des Zementsteins	299
<i>Grofcsik, János—Katona, Imre</i> : Versuche mit Avanturin-Glasuren in Ungarn an der Wende des XIX. Jahrhunderts	313
<i>Kausay, Tibor</i> : Die gelegentlich der Untersuchung von Bauxitbetonen vorgefundene "Citonit Decken"	317

CONTENTS

<i>Gurmai, Mihály</i> : Structure of Lead Glass in Nascent Lead Glass Melts Examined by Thermodynamical Methods II.	283
<i>Andrzejewski, H.—Borzecki, S.—Mazurski, M.</i> : New Aspects of Planning and Management of the Polish Building Materials Industry . 296	296
<i>Kilián, József</i> : Ultimate Strength of Cement Stone	299
<i>Grofcsik, János—Katona, Imre</i> : Experiments with Avanturine Glazes in Hungary by the End of the 19th Century	313
<i>Kausay, Tibor</i> : „Citonit” Roof Investigated During Testing High — Alumina Concrete Structures	317

ÉPÍTŐANYAG

22. ÉVFOLYAM, 8. SZÁM

X. Szilikátipari Konferencia



1970. június 20-án dr. Talabér József, Egyesületünk főtájkára a Technika Háza vetítőtérképében rövid beszédet mondott, melynek végén elhangzott a szokásos formula: „Ezzel a X. Jubileumi Szilikátipari Konferenciát befejezettnek nyilvánítom.”

Ez a rövid bejelentés nemcsak a konferencia befejezését jelentette, hanem egyúttal a Konferencia Bizottság csaknem kétszázötven munkájának végét is. Körülbelül ennyi időt vett igénybe, míg ez a konferencia létrejött: az alaptermatika kidolgozásától, az előadások összegyűjtésén és bírálatán, a nyomdai munkák elvégzésén, a résztvevő külföldiek elhelyezési és egyéb problémáinak megoldásán, a tolmácsolás biztosításán, a percre beosztott tematika előkészítésén és megszervezésén át, egészen az előadások elhangzásáig. Ezzel a Konferencia Bizottság munkája véget ért, de nem fejeződött be a legfontosabb feladat: a tapasztalatok gyakorlati felhasználása, az értékes szakmai anyag olyan feldolgozása, mely elősegíti a magyar szilikátipar további fejlődését.

A konferencia tematikája két tárgykör köré összpontosult: 1. Összefüggés a szilikátok szerkezete és műszaki tulajdonságai közt, és 2. Korszerű szilikátipari gyártástechnológiai berendezések és folyamatok megvalósított eredmények alapján való ismertetése.



Túlzás nélkül állíthatjuk, hogy a konferencia hat napja alatt a szilikátos szakemberek figyelmé Magyarországra összpontosult. A budapesti konferencia résztvevői között legkiválóbb szakembereket üdvözölhettünk a világ minden részéről. Igen érdekes előadások hangzottak el, melyek minden bizonnyal meg fogják termékenyíteni a szakemberek gondolatait. Lassan már nem is csodálkozunk, szinte természetesnek tartjuk, hogy a világ valamennyi fontosabb szakfolyóirata megemlékezik a Szilikátipari Konferenciáról; sőt a *Silikat-Journal* és a *Sprechsaal* c. folyóiratok e konferencia alkalmából külön ünnepi számot adtak ki. Reméljük, hogy ez az elismerés további dinamikus fejlődésünk biztosítéka is lesz.

A konferencia sikere mellett fel kell azonban figyelniük a nehézségekre, hibákra is. Először is sokkal gondosabban kell végezni az előadások értékelését. A színvonal ellen, az elhangzott előadások döntő többségében, kifogást nem lehet emelni; ez azonban nem mondható el a tematikai összefogottságról. Jó néhány olyan előadás hangzott el, mely nem illeszkedett szorosan az előre kiadott tematikához. Az elfogadott előadások száma túlzottan nagy; bizonyult, annak ellenére, hogy a Konferencia Bizottság a beküldött kivonatok alapján az előadásoknak több mint 20%-át nem tűzte napirendre. Több külföldi előadó, minden előzetes bejelentés vagy értesítés nélkül nem jött el a konferenciára. Ez azonban nem befolyásolta a konferencia általános jó hangulatát, szakmai tudományos és kulturális sikerét.

A konferencia résztvevőinek száma : 655 fő. Ebből külföldi 275 fő.

A külföldiek közül Európa majd minden országából, ezenkívül Ausztráliából, Argentínából, Kanadából, USA-ból vettek részt a konferencián.

A beküldött előadások száma : 191

Az elfogadott előadások száma : 158.

A Szilikátipari Tudományos Egyesület ez évi legnagyobb rendezvénye : a X. Szilikátipari Konferencia véget ért, de hatása remélhetőleg sokáig megmarad : megmutatkozik majd új műszaki megoldásokban, új gondolatokban és nem utolsósorban kellemes emlékekben.

(-más)

Ólomüvegek szerkezetének kutatása termodinamikai vizsgálatokkal nascens ólomüveg olvadékokban II.

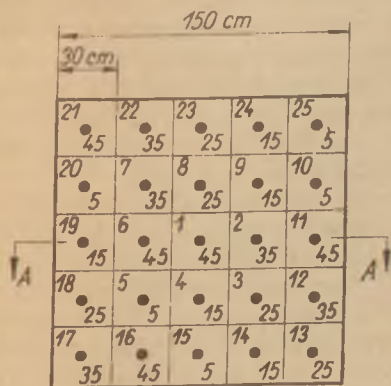
GURMAI MIHÁLY
Műszaki Üvegipari KTSZ,
Budapest

KÍSÉRLET

Berendezés

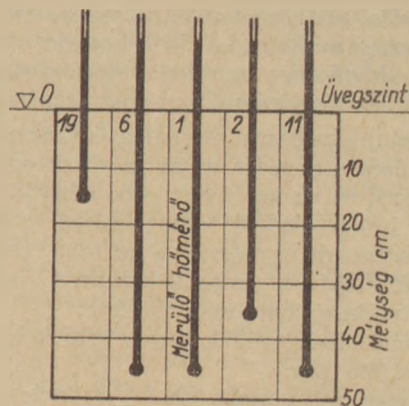
1. Az alkalmazott üvegolvasztó-kemence: 2,25 m² olvasztófelületű; 0,5 m mély; rekuperátorral felszerelt; városi gázzal fűtött; szakaszos üzemű napali kádkemence. Hasznos űrtartalma 1,125 m³. Az olvasztófelület minden 30 cm × 30 cm négyzetének közepébe, számítás szerinti különböző mélységekbe 1—1 hőlempár merült. Képzületben mélységben az üvegfürdő öt db 10 cm-es rétegre volt osztva; s így rétegenként 25; összesen 125 db 30 cm × 30 cm × 10 cm mérőtér keletkezett. A hőlempárok végei a középső-legalsó mérőtérből kiindulva 45—35—25—15—5 cm mélyen nyúltak le, felfelé emelkedő spirálvonal nyomán (6—7. ábra).

2. A hőlempárok a kemence boltozatán keresztül nyúlnak a lángtérben át az üvegfürdőbe, kettős porcelánkerámia védőcsőben. A hőlempárok 90—130 cm hosszúak, benyúlásuk szerint. A hőlempák a kemence boltozaton azbeszt alátéteken függenek, s egyenként kb. 3 m hosszú kiegyenlítővezetékekkel kapcsolódtak a pontíros regisztráló műszerbe. A műszerfalán 6 db hőmérsékletmérő és regisztráló műszer volt elhelyezve. Öt db. ilyen műszerbe 5 × 5 = 25 db üveghőmérsékletet mérő, a hatodik műszerbe 3 db lángtér hőmérsékletét mérő hőelem



6. ábra. Az üvegszint beosztása felülnézetben. Jelmagyarázat ● hőmérőhelye. Számok: a kockák bal felső sarkában: a hőmérők sorszámja; a pontok alatt: a hőmérő érzékelőjének mélysége cm-ben

csatlakozott. A perocsztású regisztráló szalagot óraszerkezet csévelte. A hőlempárok platina-ródiium (pozitív sarok: 94% Pt—6% Rh; negatív sarok: 70% Pt—30% Rh) szálakból készültek.



7. ábra. A 6. ábra A—A metszete, az üvegfürdő mélységében

3. Hőmérsékletmérés a keverék belapátolásától kezdve 18 órán át az olvasztás alatt; 78 órán át nyugvó hőntartás alatt (amikor is a lángtérben 1420 °C konstans hőmérséklet volt); 12 órán át tartó kioltás alatt (óránként 50 °C hőmérsékletcsökkenés mellett); végül 72 órán át a lehülésig; összesen tehát 180 órán át történt hőmérsékletmérés a 28 mérési helyen.

4. Mintavétel a 6—92. óra 86 óráján át óránként történt, a hőlempárok végeinek mérőteréből. A mintavevő kanál platinalemezéből készült. Űrtartalma kb. 1 cm³. Lencse alakban záródó két félpofája vágóélű, jól nyitható-zárható. Derékszögben hajlított nyele krómnikkelacél kettősfalú vízhűtési cső, melynek belső csövében a nyitó-záró huzal fut; a válaszfalú kettőscsőfal között pedig a hűtővíz folyik. A derékszögben hajlított nyél üvegbe merülő függőleges szárán cm osztás van. Minden kiemelt mintát kémiai elemzéssel tártunk fel; utólagos hőkezeléssel kristályosítási és újraolvasztási próbákat végeztünk.

5. Az 1—4. pont alatti szervezéssel 4 × 180 órás

kísérletet végeztünk 15–40–60–90 súlyszázalék PbO tartalmú ólomüveglvadékkért, a bevezetésben ismertetett célkitűzések szolgálatában.

A PbO súlyszázaléknak az üveglvadékbani le-

hető pontos elérése végett az anyag és oxid mennyiségek a keverési és olvasztási veszteségeknek megfelelő, gyakorlati tapasztalat szerinti mennyiséggel vannak növelve (2. táblázat).

2. táblázat

Nyersanyagok	Ólomoxidtartalom szerint											
	15 súly% PbO			40 súly% PbO			60 súly% PbO			90 súly% PbO		
	anyag	oxid	%	anyag	oxid	%	anyag	oxid	%	anyag	oxid	%
	kg											
Mínium	490	475	15	1350	1280	40	2000	1900	60	3000	2850	90
Homok	1270	1240	40	1620	1570	50	970	920	30	230	220	7
Hamuszsírhidrát	2300	1260	40	465	255	8	460	250	8	115	63	2
Kálicsészőrt	425	190	5	172	60	2	210	95	2	70	32	1
Összesen	4485	3165	100	3607	3165	100	3640	3165	100	3415	3165	100

6. KEVERÉKEK

VIZSGÁLATOK

1. Feltételek

A négyféle üzemi méretű olvasztás alatt végzett sokezerényi lokális hőmérsékletmérés és kémiai elemzés adatserege módot ad a PbO koncentrációjában és elhelyezkedésében minden valószínűsíthető lehetőség számítóeljárással való feltárására.

Jelen munkámban a rövidség és könnyebb áttekinthetőség kedvéért a 25 mérőtér egyenkénti számításától és az így nyert eredmények interpolációinak integrálásától tekintünk el: a teljes olvadátkot homogén egységnek s az 1693 °C-ot integrált hőmérsékletnek vesszük bemutató példaként, még a következő feltételek mellett:

a kemence lángterének geometriai közepében a nyomás 0,006 ata;

a kemence null-vonala (ahol a nyomás-szívás értéke=0) az üvegfürdő alján van;

az O₂ parciális nyomása a lángtérben 0,0015 ata; az oxidok és vegyületek aktivitása súlyszázalékos moltörtjükkel (molarányukkal) egyenlő;

a termodinamikai állandók az irodalomjegyzékben megjelölt táblázatokból és grafikonokból származnak;

Az üveglvasztás reakciói által bekövetkezett koncentráció, ill. aktivitás változásai igen kis értékek is lehetnek, ezért az ábrákon szemléletesebb kép nyerése végett célszerűnek mutatkozott a koncentráció számértéke helyett annak negatív logaritmusát alkalmazni.

2. Számítási alapok

a) Az üveglvasztásban felhasznált nem oxid állapotú anyagok is oxiddá alakulnak át. Majd kettes és bonyolultabb szilikátok keletkeznek s végül ezekből üveg képződik. A különböző üvegtípusok képződéséhez szükséges energiája a SiO₂-höz való vegyroszóságuk mértéke, amely termodinamikai potenciáljukkal egyenlő. Minél negatívabb ez az érték, annál nagyobb a SiO₂-höz való vegyroszóságuk.

Az



általános reakció szerint végbemenő üvegtípusképződés termodinamikai potenciálja

$$\Delta G_T = \Delta G_T^\circ + RT \ln \frac{A_{\text{Me}_n\text{Si}_n\text{O}_{2n}}}{A_{\text{Me}_n} \cdot A_{\text{Si}_n} \cdot A_{\text{O}_n}}$$

Ebben az egyenletben ΔG_T° az üvegtípusképződés termodinamikai *normálpotenciálja* (ha a kiinduló állapotban az anyagok aktivitása egységnyi);

$$A_{\text{Me}_n\text{Si}_n\text{O}_{2n}}, A_{\text{Me}_n}, A_{\text{Si}_n}, A_{\text{O}_n}$$

az üvegnek, a fémeknek, a pillanatnyi aktivitása, R az egyetemes gázállandó, T pedig az abszolút hőmérséklet. Adott hőmérsékletű, adott rendszerben először az az oxid és szilikát üvegesedik, amelyeknél a ΔG_T negatívabb. Az üvegtípusképződés előreladtaival azonban

$$(A_{\text{Me}_n} \cdot A_{\text{Si}_n} \cdot A_{\text{O}_n}) \text{ csökken, } (A_{\text{Me}_n\text{Si}_n\text{O}_{2n}})$$

pedig nő és éppen ezért ΔG_T pozitívabbá válik úgy, hogy az először üvegesedő fémoxid és szilikát termodinamikai potenciáljának az értéke bizonyos idő múlva a SiO₂-höz való vegyroszóságban soronkövetkező oxid vagy szilikát üvegesedésénél észlelhető termodinamikai potenciálváltozással lesz egyenlő. Ettől az időponttól kezdve azután a két oxid vagy szilikát együtt üvegesedik.

b) Az üvegben az ionok közötti kölcsönhatás ereje vegyi és termodinamikai erők. Részben függetlenek egymástól, de kölcsönösen lekötik egymást, s főként munkájukat és az általuk képviselt energia nagyságát kell számba vennünk, mert ezek az értékek hozzák a termodinamikai erőket egymással összefüggésbe. A vegyi kötőerők és a termodinamikai erők munkája az üveglvadékbán a belső energia megváltozásakor megy végbe, akár hőfejlődéssel, akár hőelnyeléssel. Ez az ionok és azok alkotórészei energetikai szintjeinek szakaszos változásaiban, a végbemenő mikrofolymatok terméke szerint fejeződik ki s leegyszerűsítve az ionok közötti távolság megváltozásaként is felfoghatjuk. Az ionok energetikai szintje és ennek megfelelően az ionok közötti és az ionokon belüli távolságok nem folyamatosan, hanem kvantumokban, vagy az ionok és alkotó elemeik szakaszos ugrásaival,

vagy a termodinamikai és vegyi kötőerőknek egyik ionról a másikra ugrásával változnak. Az üvegben az ionok és ionscsoportok nem szabályosan helyezkednek el, a közöttük levő távolság egyik helyen nagyobb, a másik helyen kisebb, s ez a tény deformálja a kötéseket. Ezek a deformálódott kötések az izotrop kristályokban hiányzanak, az anizotrop kristályokban rendezetten, az üvegben (egyelőre mondjuk úgy) rendezetlenül oszlanak el.

Az üvegben a termodinamikai erők felvétele vagy leadása az anyag adott kis szakaszának belső energiájától és annak egy részére eső hőenergiától függ. Ez a két energiafeleség olvadás közben egymással bizonyos egyensúlyban van. Amidőn ez az egyensúly eltűnik, fokozatosan egymásba olvadnak. A hőmérséklet növekedésével az ionok a hőenergia beáramlása következtében magasabb energiaszintre kerülnek, a hőmérséklet csökkenésekor pedig alacsonyabbra, miközben hőenergia áramlik ki.

Ha az olvasztás végén az ionok elhelyezkedése véletlenszerű, ez energetikailag nem célszerű, ezért azonnal megkezdődik az ionok kölcsönös helyzetének átcsoportosulása, azaz a kötőerők által létrehozott vegyireakciók láncolatának végső aktusa, de ezek a reakciók is az üveg megfelelő mikrosztruktúrájának belső energia változásával függenek össze. Pl ha két Si^{4+} ion egymással, két O^{2-} ion egymással való közvetlen szomszédsága energetikailag nem célszerű, ezért helyette az Si és az O ionjainak valamilyen helyzeti váltakozása következik be, a tetraéder alakjának fokozatos megközelítésével. Ellenben, ha pl az Si—Pb, vagy Pb—Pb ionok egyesülése kedvező energetikai végállapottal jár, akkor ilyen formációk fognak kialakulni. Az alkotóelemek vegyi természetével is összhangoltabb lesz, ha az egyensúlyi értékhez viszonyítva nagy belsőenergiával rendelkező ionokból képződik ionhalmaz magja vagy váza, mely stabilizálja a kisebb belsőenergiájú ionokat. Két nagy belsőenergiával rendelkező ion egyesülésének valószínűsége rendkívül csekély és mindenképpen rövid életű.

Az üvegben nem rendezetlen, hanem csak részben rendezetlen térhálózatot igazolnak a termodinamikai vizsgálatok, mert a kristály és az üveg állapot közti különbség túlnyomórészt a tiszta kristályanyagot zavaró idegen anyagok, ún. szennyeződések beépülésének következménye, és csak kis részben felelősek érte a helyi energetikai viszonyok. Hogy utólagos hőkezeléssel az ilyen anyagot is lehet rendszerint kristályosítani, azt részben a hibahelyek férőhelyeivel és mikroheterogenitások utólagos keletkezésével is lehet magyarázni.

Kísérleti tapasztalat, hogy ha kristályképződésre is alkalmas üvegeképző anyagokat rendkívül nagy tisztaságban (legalább öt-kilences!) és rendkívül tiszta, szennyeződéstől óvott körülmények között olvasztunk, hirtelen hűtéssel is és utólagos hőkezeléssel is, mindenképpen kristályos vagy részben kristályos állapotba lehet hozni. Csak ha a hűtést rendeződésre kedvezőtlenül (ipariüveg feszültégtelenítő hűtése!) vezetjük, kapunk üveget.

Az olvasztási hőmérséklet csökkenésével a képződő ionscsoportosulásokban a rendezettség fokozatosan növekszik mindaddig, amíg a lehető leg-

kisebb belsőenergiára és nagy kötési energiára tesznek szert az uralkodó lokális termodinamikai adottságok (feltételek) szerint.

Kétségtelen, hogy mind az ólomban szegény, mind az ólomban dús ólom-szilikátüvegek szerkezetének vázát az anion csoportosulások képezik, amelyek a $(\text{SiO}_4)^{4-}$ tetraéderek különböző kombinációi. A hőmérséklet csökkenésével a tetraéderek és szaporodott csoportosulásaik egyre jobban kialakulnak és mind stabilabbá válnak. Az ilyen anion komplexumokhoz kötött káliumionok kötése a leggyengébb s ezek magasabb hőmérsékleten legelőbb ionizálódnak s ezért legkönnyebben válnak el az anionoktól. Bizonyíték erre pl a $\text{K}_2\text{O}-\text{PbO}-\text{SiO}_2$ rendszer ólomban dús üvegeinek utólagos hőkezelések alkalmával lemezes felszakadozása, a csillámlemezek módjára.

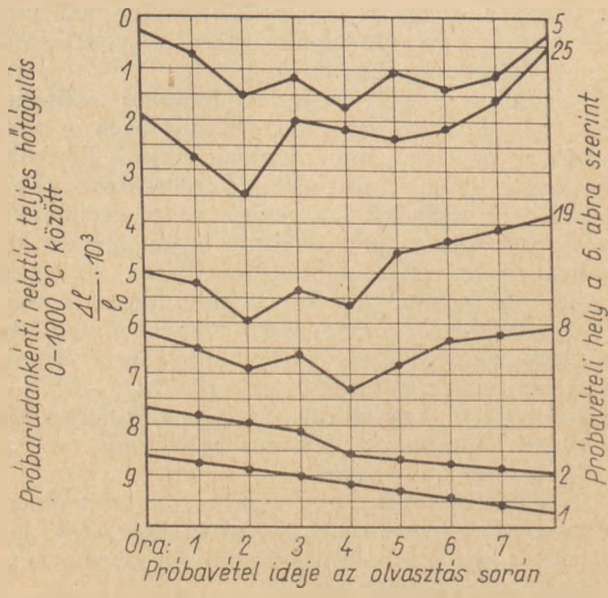
Mondhatjuk tehát, hogy ólomban dús üvegekben az összetételükkel meghatározott vegyületek jelenlétét a hennük koncentrációzott egyforma ionscsoportosulások jellemzik.

A különféle PbO tartalmú üvegek olvasztása során ugyanazon helyről kiemelt és elemzett próbák összetétele hőmérsékgradiusonként is változott. Magasabb hőmérsékleten disszociálnak a kitüntetett vegyületek. Ez nem egyszerre, hanem a hőmérséklet növekedésével az ionok magasabb energetikai szintre való szakaszos, fokozatos áttéréssel megy végbe. Lassú hűlésnél a szétesett csoportosulások újból egyesülnek.

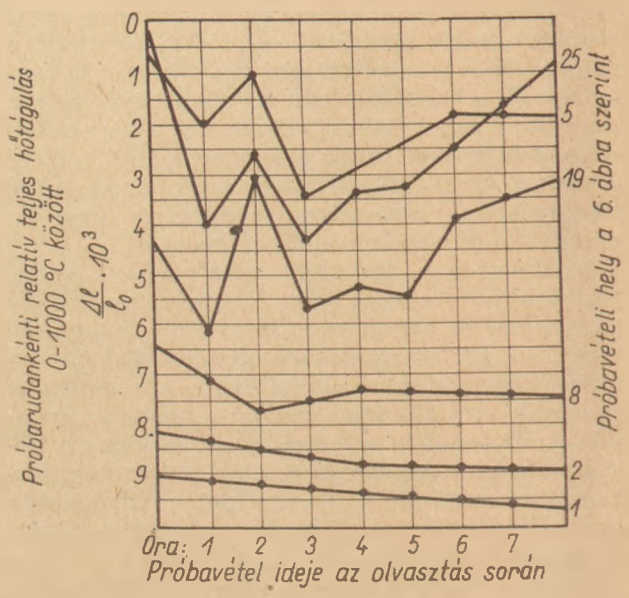
Az egyes próbaszálakkal végzett hőtágulási vizsgálatok képét a 8. ábra mutatja. A transzformációs tartományban a görbék meghatározott vegyületnek megfelelő jellemző pontot mutatnak, amelyet megfelelő kvázikristály-vegyület jelenlétének indikátoraként ismerhetünk fel. Ez a jelenség a hőmérséklet növekedésével a kvázikristály-vegyületek disszociációja következtében fokozatosan eltűnik.

A különböző PbO tartalmú ólomüvegek tulajdonságait jelentős mértékben azok belső energiája határozza meg, ez utóbbi pedig közvetlen összefüggésben van az üvegek hőtágulásával. Ezért a különböző PbO tartalmú üvegek hőtágulásának nascens és utó állapotbani vizsgálata, szerkezetükre vonatkozó megállapításokat tesz lehetővé.

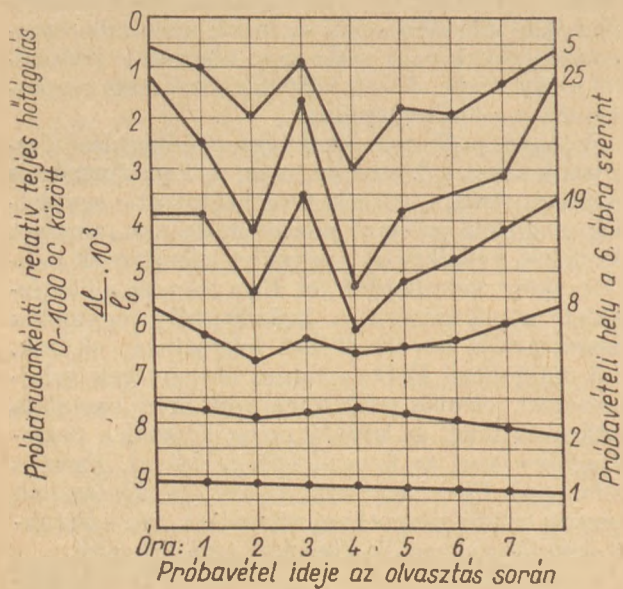
A hőtágulás főként az ionok által elfoglalt térfogat növekedésének és a szerkezeti elemek átrendeződésének eredménye. Nem csupán rezgőmozgásról van szó s így nem tisztán fizikai jellegű, hanem fizikai és kémiai tartalmú változásról. A PbO kritikus mennyiségi tartományában amfoterként is feltételezhető az üvegben, s ebben a helyzetében lényegesen hol kisebb a befolyása, hol lényegesen nagyobb a befolyása a hőtágulásra, szerkezetet kitöltő, szerkezetet módosító, vagy szerkezetet alkotó minősége szerint. A Pb és Si kationokat a megfelelő anion komplexumokkal ion-kötés egyesíti. Lényegében ez ionizációs folyamat. A Pb és Si ionok mennyiségi és eloszlási viszonyai szerint az anion komplexumoktól távolabb vagy közelebb kerülnek, s így közöttük a kapcsolat gyengül vagy erősödik, jellegzetesen és különösen akkor, ha a Pb ionok csak kationként vagy csak anionként, vagy egyszerre mindkét minőségben működnek közre az üveg kialakításában. A hő-



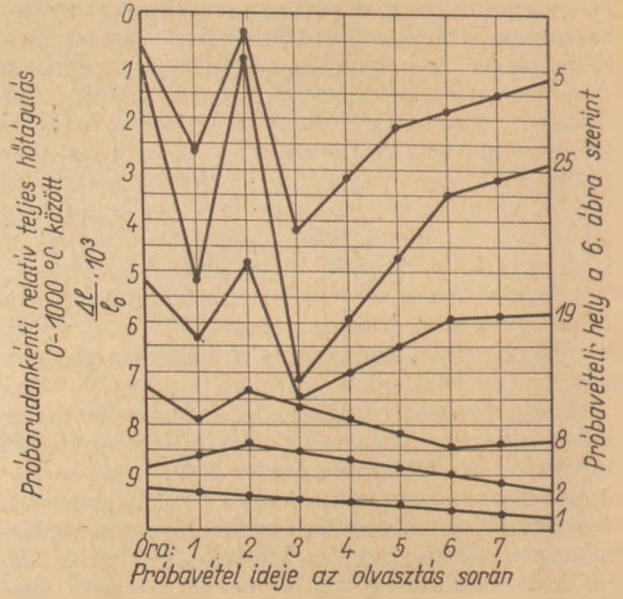
8a. ábra. 15 s% PbO tartalmú üveg olvasztása során, különböző mélységekből vett próbákból húzott és dermesztett, 5 mm \varnothing -jű, 100 mm hosszú üvegrúdsorozatok hűtágulási görbéi



8c. ábra. 60 s% PbO tartalmú üveg olvasztása során, különböző mélységekből vett próbákból húzott és dermesztett 5 mm \varnothing -jű, 100 mm hosszú üvegrúdsorozatok hűtágulási görbéi



8b. ábra. 40s% PbO tartalmú üveg olvasztása során, különböző mélységekből vett próbákból húzott és dermesztett, 5 mm \varnothing -jű, 100 mm hosszú üvegrúdsorozatok hűtágulási görbéi



8d. ábra. 90 s% PbO tartalmú üveg olvasztása során, különböző mélységekből vett próbákból húzott és dermesztett, 5 mm \varnothing -jű, 100 mm hosszú üvegrúdsorozatok hűtágulási görbéi

mérséklet emelkedésével a kapcsolatok gyengülnek, fellazul a szerkezet s a változó termodinamikai potenciálok kedvező értékeinél hálózatelemi és hálózatszerkezeti változások következnek be.

Mind ezek tudományos felderítésével elvégezhető az üveg viszkozitásának, olvasztásának, tisztulásának és hűtésének elméleti kutatása, amely rendkívül fontos a gyártási műveletek szabályozásához.

Még a termodinamikai és reakciókinetikai elemzéseket megelőzve, tisztán a hűtágulási grafikonokból is valószínűsíthető, hogy a hőmérséklettől függő kristályos és kvázikristályos állapottal állunk szemben. Úgy látszik, hogy mind a nascens, mind a kész üveg vegyületi szerkezetében, a kritikus

összetételi és hőmérsékleti értékeknél kizárólagos résztvétellel, egyébként pedig változtatva sorakoznak a Pb alacsonyabb és magasabb vegyértékű ionjai közöttük vegyérték oszcillációra nyílik alkalom. Ha pl valamely $Pb^{2+} - Pb^{3+} - Pb^{4+} - Pb^{3+} - Pb^{2+}$ ionsorban ugyanaz a Pb iontörzs egyszer pl csupán Pb^{2+} , másszor csupán Pb^{3+} vagy Pb^{4+} lehet, ez csakis a szomszédos Pb^{2+} , Pb^{3+} , Pb^{4+} ionok ilyen vegyérték-oszcillációjától eredhet. Fel kell azonban tételeznünk, hogy a vegyértékelektron helyesereje nemcsak közvetlen ólomionok között lehetséges, hanem létrejöhet 4-10 oxigénion közvetítésével is, ha ezt semmi sem zavarja. Ha pl 90% körüli PbO tartalmú üveget sikerül kristályo-

sítanunk ($K_2Pb_4SiO_7$) és kristálytani vizsgálat alá vesszük, találunk olyan irányokat, melyek felé teljesen átlátszó, de olyan irányokat is, melyek felé átlátszatlan. Ez azt jelenti, hogy az átlátszatlan irányokban elektron közvetítésre alkalmas gyengén polarizált oxigénionok, az átlátszó irányokban pedig elektron közvetítésre alkalmatlan, a kristályba nem illő valamely szennyezőanyag parányától, vagy hibahelytől diszlokált szakadástól erősen polarizált oxigénionok foglalnak helyet.

A jelenségben rácsirányokat kell feltételeznünk, s belőlük azt lehet kiolvasni, hogy a vegyérték-oscilláció megjelenése, ha azt oxigénionok közvetíthetik, ezeknek az oxigénionoknak nemcsak alkalmas mértékű polarizáltságát, hanem kristályos vagy kvázikristályos rendjét is feltételezi. Innen már csak egy lépés kimondani, hogy az ólomüvegekben lehetséges ilyen Pb vegyérték-oscilláció határozottan a krisztallitos üvegszerkezet mellett szól, mert periodicitás nélküli, különböző polarizáltságú oxigénionok közvetítésre alkalmatlanok.

A hőtágulási grafikonok olvasásához tudni kell, hogy az üvegben meghatározott vegyületek jelenlétét az abban koncentrációzott egyforma ioncsoportosulások jellemzik. Ez a kötési energia nagyságától és az uralkodó termodinamikai potenciáltól függ, amelyek egyben az ioncsoportosulások élettartamát is meghatározzák. Minél nagyobb bármely ilyen ioncsoport kötési energiája, annál kisebb a kinetikai energia és a termodinamikai potenciál fluktuációja következtében beálló szakadás valószínűsége és annál nagyobb az adott fajtájú ionok viszonylagos száma az adott kombinációban. Magasabb hőmérsékleten ez a szám csökken, ami az adott vegyület disszociációját jelenti. Ez jelentkezik a hőtágulási görbék fokozatos kiegyenesedésében. Ez a disszociáció nem egyszerre, hanem az ionok magasabb energetikai szintre való szakaszos, fokozatos áttérésével megy végbe. Többionos csoportosulás (pl. kvázi K_2PbSiO_4) nem egyes különálló ionokra, hanem valószínűleg fokozatosan egyre kisebb kötési energiával is együttmaradó ioncsoportosulásokká (pl. kvázi $K_2PbSi_4O_{10} - K_2Pb_2Si_2O_7 - K_2Pb_4SiO_7$, stb) bomlik szét. Olvasztás utáni hűléskor, kellő feltételek mellett, fokozatosan újból egyesülnek és rendeződnek.

A grafikonokból kiolvashatjuk, hogy mind a nascens olvasztás előrehaladása, mind a hűlés során, alacsony hőmérsékleten a görbék meghatározott vegyületeknek megfelelő sajátos pontokat mutatnak a transzformációs tartománybani előrehaladás során a teljes disszociáció, illetve a teljes rendeződés beálltáig.

Idegen anyagoknak, a kristályokká alakuláshoz kedvező helyzetben lévő ionok közé való beépülése azáltal állít elő kvázikristályos állapotot, hogy csupán krisztallitok, növekedésre képtelen, parányi kicsinységű kristálykák keletkezését teszi lehetővé, amelyek nem érhetnek el olyan méreteket, hogy kristálymagokká (csírákká) válhassanak. Ez az állapot mindaddig fennáll, míg a kristályba növekedést akadályozó idegen anyagok jelen vannak, és a kritikus termodinamikai tényezők hatnak. Még ha átmeneti is ez a szakasz, a parányi kristályelemek, a krisztallitok ilyen feltételek alatt

nem növekedhetnek, a feltételek közé kívülről bejutottak pedig oldódnak, még apróbb krisztallitokká bomlanak. Csak a kritikus méretnél nagyobb méretű krisztallitok növekedhetnek önállóan, ha akadálymentes térben vannak, mert egyébként külső energiára nincs szükségük, sőt energiát adhatnak le, de láncreakcióként egy ilyen jelenség viszont egy szomszédos kristályka növekedését zavarja meg s az ilyen állapotok kölcsönhatása is akadályozó tényezője a kristályosodásnak. Kedvező körülmények között növekedhetnének ugyan egyes kristályelemek, de az állandóan váltakozó értékű feltételek és kölcsönhatások között ilyenek ha képződésnek is indulnak, de újra bomlanak. Ezt az állapotot találta Vogel, Rehfeld és Ritschel [Silicates Industriels, Bruxelles. 1967. V (16. old.)] elektronmikroszkóp, és röntgen felvételekkel, állandóan ingadozó, de jól definiált kémiai vegyületű, cseppformájú mikroheterogenitásoknak, az ólomüvegek szerkezetében. Az előbb említett folyóirat ugyanebben a számában Zarzycki J. is közli ólomüveg-szerkezetkutatási vizsgálatainak eredményeit. Diffrakciós (röntgen, neutron, elektron) sugárzással, valamint infravörös spektroszkópiával és mágneses rezonanciával végzett üveg és kristályter vizsgálatai szerint, beépült szekunder kationok akadályozzák a kristályfejlődést és stabilizálják az üveges állapotot. Ezek a beépült „idegen” kationok mind megannyi termodinamikai és reakciókinetikai feltételt teremtenek. Ezt a helyzetet még bonyolítja a kristályképződésre fel nem használt, a szilárdüvegbe befagyó „latens” energia. Ezek következtében az aktiválási küszöböt túllépő külső energia hatására mind megannyi milliárdnyi krisztallit egyedi, önálló életbe kezd, s mindezek együttes hatásának állandóan s megfelelően változó eredője hozza létre az üvegek speciális hőtágulási tulajdonságait.

Említettem már, hogy szemrevizsgált és kémiai elemzés szerint legelőbb a homokszemcséket körülölelő és gőzölgő PbO képez 90% PbO tartalom felüli primér ólomszilikátot még a 15% PbO tartalmú üvegben is. Dacára annak, hogy vizsgálat tárgyául választott ólomüvegmodellünkben a legelső próbaszál kihúzásakor és kémiai elemzésekor már a K_2CO_3 és a KNO_3 is folyadékká olvadt, ebben a tiszta üvegszerű ólomszilikátban még nyoma sincs K_2O -nak. A káliumvegyületekből lebomló K_2O beépülése az üvegbe a primér ólomszilikátok képződésének viszonylag elég késői időszakában kezdődik meg. Ennek egyik legfőbb oka, hogy a CO_2 és az NO_2 aránylag igen magas tenzióval szabadul fel s magas hőmérsékleten is a hamuzsír és a kálsalétrom kristálykáknak előbb homogén folyadékká kell alakulni, hogy gőzállapotban elérjék azt a termodinamikai potenciál szintet, amelyen a gőzállapotú K_2CO_3 -ból a viszonylag már sokkal előbb kialakult primér ólomszilikátok lehasítják és szekunder változatukhoz magukba építik a K_2O -t, ezzel felszabadítva és illanóvá téve a CO_2 , illetve az NO_2 gázt. Ha pedig az üvegtükör feletti füstgáz atmoszférában a CO_2 , illetve az NO_2 parciális nyomása (túl kevés, vagy túl sok égési levegő adagolása esetén) a hamuzsír és a kálsalétrom konkrét tenziója felett van (0,002—0,005 atm), megfelelően

egyre később áll be az az optimális termodinamikai potenciál, amelynek hatására a kálium, valamint az ólomszilikátok ionjai akkora aktivitásra tesznek szert, amely a vegyületet lehetővé teszi. Mert a közben kialakult ólomszilikátok nem káliumoxid vegyületet építenek magukba, hanem ennek szétesett (vagy szétbontott) 2 db K és 1 db O ionjait rendezik vegyületükbe.

Az említett kísérleti kemencében a középréteg hőmérséklete a kemence gyors és teljes megtöltése után 45 perccel még 1182 °C-ot mutatott. Ebben a rétegben 60 perccel a teljes megtöltés után már 1377 °C-ot mutatott a hőmérő. Ennek a gyors melegedésnek a felszínen gyorsan megolvadó PbO aláfolysa a legfőbb okozója. Ebben az időpontban, ebből a rétegből már lehetett olyan üvegedesett próbát kiemelni, amelyből szálát lehetett húzni, s így a kémiai elemzés mellett hőtágulási vizsgálat is lehetővé vált. A kemencébe a sorozat első kísérletéhez berakott keverék 15% PbO tartalmú volt. Az említett próbából húzott üvegszál homokszemcséket is tartalmazott beágyazódásokként, de már üvegeként viselkedett. Hőtágulási vizsgálat után a szálát három részre törve külön-külön elemeztük, s homokszemcse zárványaik száma és fogyása szerint, de a homokszemcséket eltávolítva 91,7—93,2—95,4% PbO-t találtunk (10 db-nál több szemcse — 10—5 db közötti szemcse — és 5 db-nál kevesebb szemcse volt a harmadokban) bennük.

A négyféle PbO tartalommal végzett kísérletek során vett próbákból és a mért hőmérsékletekből a hőtágulási vizsgálatok időbeni és próbavételi hely szerinti állapotú adatokat használtam fel. Az olvasztás során minden órában és minden próbavételi helyről történt próbavétel. A kvarcüvegbetétes dilatometert 300—1000 °C között 5 °C/perc sebességgel fűtöttük. Egy-egy próbavételi mennyiségből 1—1 db kb. 5 mm \varnothing -jú 100 mm-nél valamivel hosszabb üvegrudat lehetett húzni. A hosszúságot a végek vágásával és eszsolásával, 0,1% pontossággal 100 mm-re igazítottuk. A húzási egyenetlenség által az egyes rudak köbtartalmában és súlyában adódott különbségekkel az eredményeket korrigáltuk, a négyféle üveg fajsúlyának figyelembevételével. A mérési és számítási adatokból minden fontosabb tulajdonságot meghatároztunk, de az egyszerűség kedvéért végül is egy-egy üvegrúd teljes relatív hőtágulásának, $\Delta l/l_0 \cdot 10^3$ képletét alkalmaztam az ordinátán, az olvadék viselkedésének magyarázatához szükséges eredményhez. Δl -t 0,002% pontossággal határoztuk meg, a mérések alatt a próbarúd hossza mentén ± 3 °C volt a hőmérséklet ingadozás, maga a mérés pontossága pedig ± 2 °C volt. Egy-egy olvasztmányhoz tartozó üvegrudaknak a próbavételi hely szerinti termodinamikai inhomogenitása következtében a tágulási mezőben való arányos szétbontódását jól lehet a kristályformációk változásával mérni, de gondot okozott az 1-es próbavételi hely mintáinak egyenesvonalú egyenes tágulása mind a négyféle olvasztmánynál. Ez a körülmény, jelen dolgozat keretén kívül eső külön kimunkálást fog igényelni. Mert itt már fellelhető a PbO cseppfolyós-gőz állapota, az olvasztmány alján uralkodó testnyomás és más tényezők által előidézett olyan termodinamikai helyzetek

elemzésének szükségessége, amelyben a K₂O képezi a primér kettős szilikátot, s csak azután lép fel a PbO hármasszilikát modifikációja.

A Poise értékekkel ellenőrzésképpen készített grafikonok görbéinek jellege teljesen azonosnak mutatkozott a δa , b , c , d) ábrabeliekkel.

A kapott hőtágulási görbéket és képeket vizsgálva, szemre is feltűnően érzékelhetők a szerkezeti változások. A görbék lineáris szakaszokra oszlanak, s a szakaszok megfelelő határain éles törések jelzik a szerkezetben beálló változást, az új jellegű kvázikristályos állapot létrejöttét. A változások makrotartományja a 15—40—60—90%-os PbO tartalom területébe esik.

A mondottak helyességének a feltételezését már a kistéglésorozatok 5% PbO tartalomtól kiinduló és 5%-os emelkedéssel 95% PbO tartalomig fokozott kísérletolvasztásai és ezek eredményei alapján végzett termodinamikai számítások eredményei tették jogossá s mindezek alapján történt a főkísérletsorozat 15—40—60—90% PbO tartalommal végzésének kijelölése.

Mondhatjuk, hogy a különböző PbO tartalmú üvegek, nascens olvasztásuk során mutatkozó termodinamikai viselkedésük alapján hasonlíthatók össze. Ezek a termodinamikai adatok jelzik az olvadátkban fokozatosan lebomló és kifejlődő szerkezeti elemeket.

Már a szilikátképződési periódusban, a primér kristályosodások fázismezőinek összetétele összefüggést jelez a kialakulható különböző szerkezeti típusokra. Ezek az elemek természetesen még nem összefüggő szerkezetek, alakjuk sem egységes, még szabatosan nem definiálhatók, de termodinamikai tényezőik jó biztonsággal meghatározzák lehetséges végállapotukat. A jelenlévő szerkezeti töredékek adatai alkalmas számítási bázist alkotnak a primér váz egyetlen lehetséges figurációjának kialakításához, s ezt követően a további ionok affinitásuk sorrendjében történő szekunder stb. beépülésével folyó komplex váz összeállításához.

A háromösszetevős K₂O—PbO—SiO₂ rendszerben a PbO által adott összetétel tartományban: a szilikátképződés — üvegeképződés — hűlés során beálló termodinamikai potenciál (entalpia, entrópia, szabadentalpia) és viszkozitási energiaváltozások jellemző eltéréseket mutatnak, ha a PbO tartalmat tervszerűen változtatjuk. Az üvegek termodinamikai potenciálja a PbO tartalomtól függően határozottan és jellemzően változik. Mikroszondás és dilatometres vizsgálatokkal is meghatározhatók, hogy kialakulásra kedvező esetben milyen kristályfajtvá alakulhatna át az egész olvasztmány.

Kvázikristályos állapot léte és a kristályosodásra törekvő hajlam minden üvegolvadékban megvan, de különösen szembeütlő ez a nagyobb PbO tartalmú üvegolvadékokban s ezek vizsgálata utat nyithat minden más üvegolvadék szerkezetébe való bepillantásra. Az említett hajlam a K₂O·PbO·SiO₂ rendszerben a Pb kationok emelkedő termodinamikai potenciáljával növekszik s kapcsolatban van azzal a már általánosan ismert ténynyel, hogy minden üveg jól definiált képletű mikroheterogenitásokat tartalmaz. S ha maga az üveg

nem is rendelkezik jól definiálható szerkezettel, a szerkezeti egységeket csírájában tartalmazza az olvadéka. Mind ezeknek a szerkezeti egységeknek, mind a belőlük alkotható nagyobb elemeknek termodinamikai és reakciókinetikai adatai jól mérhetőek és számíthatók.

c) Az időegységben bekövetkező koncentrációváltozás sebességének ismerete is lényeges feltétele a termodinamikai vizsgálatnak, mert ettől függ az, hogy az üvegolvasztás folyamán az oxidokká lebomláshoz, ionizálódáshoz, majd a szilikátképződéshez és végül az üvegeképződéshez mennyi időre van szükség.

Ehhez szükségünk van a koncentrációváltozás sebességének differenciálegyenletére, azután a kémiai reakcióknak, a diffúzióknak, az egyes komponensek áramlásának önálló és együttes hatásánál érvényes kiinduló egyenletekre és az egyes kiinduló összefüggésekre a tér minden irányában, tehát gömb határfeltételek mellett érvényes megoldására.

A koncentrációnak az idővel változását az üvegolvasztásban arra a helyzetre kell alkalmazni, amikor ezt az anyag áramlása, a diffúzió és a megfelelő reakciók lejátszódása okozza. Az üvegolvadékon belüli valóságnak megfelelően a koncentráció változást, amely időben is térben mindenirányú lehet, a legegyszerűbb összefüggésében, a gömbkoordináta-rendszerben célszerű kifejezni.

Az üvegolvadék adott helyén a koncentráció az idővel azért változhat, mert az áramlás vihet el, a diffúzió vezethet el anyagot; az üvegalkotó komponens oldódás, megoszlás útján juthat az átalakulások egyikéből a másikába, s végül mert kémiai reakciókban is részt vesz, ionsoportok felépítésében végezheti önálló útját, s ezután mint alkatrész a különböző, de összetartozó anyagok egységében végzi termodinamikai mozgását a teljes dermedésig.

Az olvadékban helyi változás törvényszerűségét a következőképpen fejezhetjük ki:

$$-\frac{\partial c}{\partial t} = \text{div}[c\bar{v}] - \text{div}[D \text{grad } c] + \omega\beta(c_2 - c_1) + kc^x$$

helyi változás áramlás + diffúzió + oldódás + reakció konvekció vezetés megoszlás forrás, ahol: c = koncentráció (mól cm^{-3}), t = idő (sec), \bar{v} = az áramló közeg sebessége (cm sec^{-1}), D = a diffúziós állandó ($\text{cm}^2 \text{sec}^{-1}$), ω = a fajlagos felület ($\text{cm}^2 \text{cm}^{-3}$), β = arányossági tényező, c_2 = koncentráció, átalakulás után (mól cm^{-3}), c_1 = koncentráció átalakulás előtt (mól cm^{-3}), k = a reakció sebességi állandója a kiinduló reakciónál (sec^{-1}), x = a reakció rendűsége.

Az egyenletben a negatív előjel mindenütt a csökkenés irányát mutatja. Az egyenletet a gyakorlatban úgy oldjuk meg, hogy olyan eseteket veszünk fel, amikor egyes tagok 0-val egyenlők:

A koncentráció oxiddá lebomlást, szilikátképződést, üvegeképződést, vagy e folyamatok mikrorészeként ionsoportokat eredményező kémiai reakció lejátszódása miatt változik meg: ebben az esetben x -ed rendű reakciónál a folyamatokat a

$$-\frac{\partial c}{\partial t} = kc^x \quad (\text{mól cm}^{-3} \text{sec}^{-1})$$

differenciál egyenlet írja le. Ennek megoldása

$$\text{ha } x \neq 1; \frac{1}{c^{x-1}} - \frac{1}{c_0^{x-1}} = kt(x-1)$$

$$\text{ha } x = 1; \ln c_0 - \ln c = kt$$

Ha a komponenseket csak a diffúzió szállítja, a koncentrációváltozás sebességét az alapegyenletből adódó Fick-féle II. törvény írja le:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \text{div}(D \text{grad } c)$$

Ha D állandó, akkor mondhatjuk, hogy a koncentrációváltozás sebessége a diffúziós állandónak és a koncentráció Laplace-operátorának (Δc) a szorzatával egyenlő, azaz:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \Delta c$$

A Laplace-operátor a (nábla c)-vektornak a náblavektorral (∇) való skaláris szorzata alakjában is felírható, úgy hogy a Fick-féle II. törvényt a következőképpen fogalmazhatjuk meg:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \text{div grad } c = D \Delta c = D \nabla^2 c$$

Az üvegolvadék által adott tér adott pontjának koordinátáit, az egyenletbeli ∇c és Δc értékét a gömbkoordináta-rendszerben a következő egyenletekkel számítjuk ki:

$$x = r \cdot \sin \beta \cdot \cos \alpha$$

$$y = r \cdot \sin \beta \cdot \sin \alpha$$

$$z = r \cdot \cos \beta$$

$$\nabla c = \frac{\partial c}{\partial r} \bar{e}_r + \frac{1}{r} \frac{\partial c}{\partial \alpha} \bar{e}_\alpha + \frac{1}{r \sin \alpha} \frac{\partial c}{\partial \beta} \bar{e}_\beta$$

$$\Delta c = \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left[r^2 \frac{\partial c}{\partial r} \right] + \frac{1}{r^2 \sin \beta} \frac{\partial}{\partial \beta} \left[\sin \beta \frac{\partial c}{\partial \beta} \right] +$$

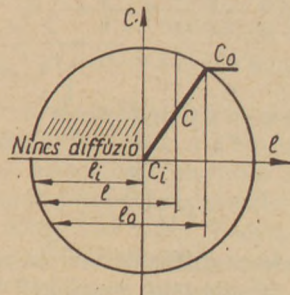
$$+ \frac{1}{r^2 \sin^2 \beta} \frac{\partial^2 c}{\partial \alpha^2}$$

α = a ponton átmenő sugár vetülete és az x -tengely által bezárt szög

β = a sugár és a z -tengely által bezárt szög
 \bar{e}_α és \bar{e}_β egységvektorok

Ha a koncentrációváltozás sebessége nulla és a diffúzió csak egyirányú s a diffúziót a gömbalakú részecske felületén levő állandó c_0 és a részecske belsejében levő c_1 koncentráció közötti különbség egyirányban [1] biztosítja (9. ábra), akkor a háromdimenziójú részecskénél a

$$\text{div grad } c(l) = \frac{1}{l^m} \frac{\partial}{\partial l} \left(l^m \frac{\partial c}{\partial l} \right) = 0$$



9. ábra

egyenletből következik, hogy a zárójelben levő kifejezés állandó kell legyen, azaz

$$l^m \frac{\partial c}{\partial l} = \pm A.$$

A Fick-féle I. törvény szerint adott keresztmetszeten az időegységben áthaladó mólok száma (n) a diffúziós állandónak, a keresztmetszetnek (q) és az egységnyi távolságra eső koncentrációváltozásnak a szorzatával egyenlő:

$$\frac{\partial n}{\partial t} = -Dq \frac{\partial c}{\partial l} = -Dq(\pm Al^{-m}),$$

dimenziókkal kifejezve:

$$\left[\frac{\text{mól}}{\text{sec}} \right] = \left[\frac{\text{cm}^2}{\text{sec}} \right] [\text{cm}^2] - \frac{\left[\frac{\text{mól}}{\text{cm}^3} \right]}{[\text{cm}]}$$

Ha mindkét oldalát megszorozzuk a $\left[\frac{\text{cm}^3}{\text{mól}} \right]$ dimenzióban megadott móltérfogattal (V_0), az adott keresztmetszetben az időegység alatt áthaladó anyag $[\text{cm}^3]$ -ben megadott mennyiségét kapjuk, és ez a keresztmetszetnek és az időegység alatt megtett útnak a szorzatával is kifejezhető úgy, hogy

$$\frac{\partial n}{\partial t} V_0 = q \frac{\partial l}{\partial t} = -V_0 D q (\pm Al^{-m}).$$

Ebből az egyenletből következik, hogy

$$\frac{\partial l}{\partial t} = -V_0 D (\pm Al^{-m}),$$

illetőleg

$$\frac{l^{m+1}}{m+1} = -V_0 D (\pm A) t + I.$$

Az I integrálállandó abból a megfontolásból határozható meg, hogy $t=0$ esetén $l=l_0$ -lal. Ezek szerint $l^{m+1} - l_0^{m+1} = -(m+1) V_0 D (\pm A) t$. Ebből az egyenletből (A) értékének a meghatározása után a diffúzió által még el nem ért méretnek (l_i) a kiinduló mérethez (l_0) való viszonyát (ξ) és a ténylegesen eltelt időnek a teljes átdiffundáláshoz szükséges időhöz (t_0) való viszonyát, az ún. redukált időt (τ) is számíthatjuk a következő egyenletekkel:

$$\begin{aligned} l &= r \\ m &= 2 \\ \Delta c(l) &= 0 \quad \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left[r^2 \frac{c}{r} \right] = 0 \end{aligned}$$

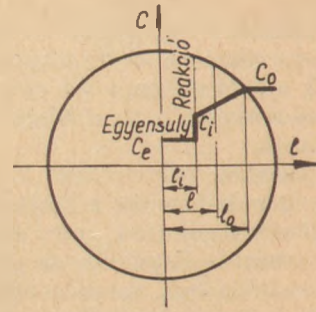
$$c(l) = \frac{A}{r} + B$$

$$A = -r^2 \frac{c}{r} = \frac{c_0 - c_i}{\frac{1}{r_i} - \frac{1}{r_0}}$$

$$\tau = \frac{t}{t_0} = \xi^3 - \xi^2 + \frac{1}{\xi} - 1$$

$$t_0 = \frac{r_0^2}{3V_0 D (c_0 - c_i)}$$

Ha az egyenletes diffúziót kémiai reakció biztosítja, akkor a 10. ábrának megfelelő körülmények között a következő egyenletekkel számolunk:



10. ábra

$$\text{div grad } c(l) = \frac{1}{l^m} \frac{\partial}{\partial l} \left[l^m \frac{\partial c}{\partial l} \right] = 0,$$

$$l^m \frac{\partial c}{\partial l} = \pm A$$

és $\frac{\partial n}{\partial t} = -Dq \frac{\partial c}{\partial l} = -kc.$

ha $q=1$, akkor

$$\left(\frac{\partial v}{\partial t} \right)_{l=l_i} = \frac{k}{D} c_i = l_i^{-m} (\pm A),$$

illetőleg integrálás és rendezés után

$$c_i = c_0 \frac{1}{1 + \frac{kl_0}{D} \frac{l_i^m}{l_0} \left(\frac{c_0 - c_i}{\pm A} \right)}$$

Dimenziójúvá a móltérfogattal való szorzással alakítunk $\left[\frac{\text{cm}^3}{\text{sec}} \right]$

$$V_0 k c_i = - \frac{\partial l_i}{\partial t}$$

Ennek megoldása

$$V_0 k dt = - \frac{l}{c_i} dl_i = - \frac{l}{c_0} \left(1 + \frac{kl_0}{D} \frac{l_i^m}{l_0} \frac{c_0 - c_i}{\pm A} \right) dl_i$$

Ennek az általános levezetésnek, az általunk feltetelezett gömbben való diffúzió esetén, konkrét kiszámítását az alábbi egyenletek segítségével végezzük:

$$\begin{aligned} l(\text{cm}) &= r \\ m &= 2 \end{aligned}$$

$$\Delta c(l) = 0 = \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(r^2 \frac{\partial c}{\partial r} \right) = 0$$

$$c(l) [\text{mól cm}^{-3}] = \frac{A}{r} + B$$

$$A = -r^2 \frac{\partial c}{\partial r} = \frac{c_0 - c_i}{\frac{1}{r_i} - \frac{1}{r_0}}$$

$$c_i = c_0 \frac{1}{1 + \frac{kr_0}{D} \frac{r_i^2}{r_0} \left(\frac{1}{r_i} - \frac{1}{r_0} \right)}$$

$$\frac{c_0 V_0 k t}{1} = 1 - \xi + \frac{kr_0}{6D} (1 - 3\xi^2 + 2\xi^3)$$

$$t_0 [\text{sec}] = \frac{r_0}{c_0 V_0 k} \left(1 + \frac{kr_0}{6D} \right)$$

Az egyszerűség kedvéért jelen munkában nem alkalmazzuk a koncentrációváltozásnak: diffúzió-kémiai reakció, diffúzió-komponensáramlás, valamint kémiai reakció-diffúzió-komponensáramlás változásainak összetett eseteire érvényes törvényszerűségeket.

d) Az aktivátorokat az egész üveglvadéokra egységesen

$$\ln A = \frac{\text{olvasztási hő}}{R} \cdot \left(\frac{1}{T_{\text{olc}}} - \frac{1}{T_{\text{ükc}}} \right)$$

képlettel számoltam, tehát

$$\ln A_{\text{át}} = \frac{1\,702\,770}{763} \left(\frac{1}{1693} - \frac{1}{1120} \right) = -0,230$$

$$\log A_{\text{át}} = -0,230 \cdot 0,4343 = -0,09675 + 1$$

$$A_{\text{át}} = 1,249; \text{ átlagos tényleges } A = 1,249 \text{ móltört.}$$

3. Mólarányok

	15 s %	40 s %	60 s %	90 s %
	PbO	PbO	PbO	PbO
X_{K_2O}	0,403	0,094	0,133	0,058
X_{PbO}	0,055	0,162	0,310	0,732
X_{SiO_2}	0,542	0,744	0,557	0,210
$X_{K_n Pb_n Si_n O_n}$	1,000	1,000	1,000	1,000

4. Az egyensúlyi viszonyok számítása

A folyékony oxidok pillanatnyi aktivitását számítjuk (móltört. 1,249), a szilikátokét 1-nek vesszük és feltételezzük, hogy minden anyag legalább oxid alakban van már és ionizálódott állapotú. Az ólomüvegek olvasztására nagy befolyást gyakorló oxigén parciális nyomása a lángtérben 0,0015 · 1,249 atm, mely egyben pillanatnyi aktivitása is. Mindezek alapján kijelölt reakciók

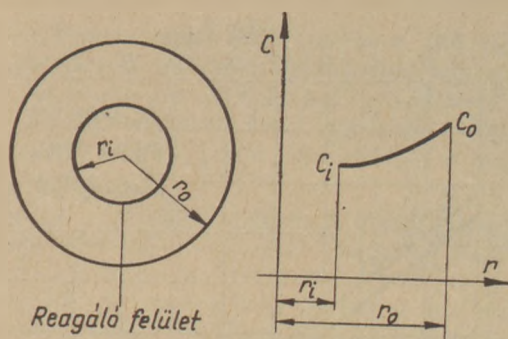
termodinamikai potenciálja:

$$\begin{aligned} \Delta G_T &= \Delta G_{nMeO}^{\circ} + 4,575T \log \frac{1}{0,0015 \cdot X_{MeO}^n} = \\ &= G_{MeO}^{\circ} - 4,575 \cdot 1693 \cdot \log 0,0015 + \\ &\quad + 4,575 \cdot 1693 \cdot \log \frac{1}{X_{MeO}^n} = \\ &= \Delta G_{nMeO}^{\circ} + 24\,600 + 7745 \log \frac{1}{X_{MeO}^n} \end{aligned}$$

Ez az általános egyenlet azt mutatja, hogy ΔG_T -nek $\log \frac{1}{X_{MeO}^n}$ -val való változását olyan egy-mással párhuzamos egyenesek szemléltetik, amelyek az ordinátát ($\Delta G_T = \Delta G_{nMeO}^{\circ} + 24\,600$) távolságban metszik és amelyeknek iránytangense 7745.

Az ionizálódott oxidok és szilikátok termodinamikai normálpotenciálja 1693 K°-on:

A) $\Delta G_{7,7}^{\circ}$ kg-mol K_2O	= - 413 321 kg-kal/kg-mol
$\Delta G_{2,1}^{\circ}$ kg-mol PbO	= -1 897 922 kg-kal/kg-mol
$\Delta G_{20,7}^{\circ}$ kg-mol SiO_2 ...	= -4 586 640 kg-kal/kg-mol
$\Delta G_{5,2}^{\circ}$ kg-mol $K_4Pb_3Si_3O_9$	= -4 973 179 kg-kal/kg-mol



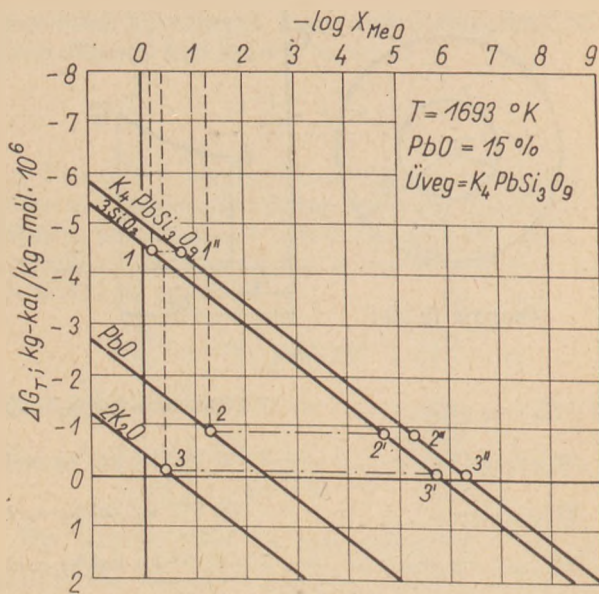
11. ábra

B) $\Delta G_{2,3}^{\circ}$ kg-mol K_2O	= - 177 137 kg-kal/kg-mol
$\Delta G_{5,7}^{\circ}$ kg-mol PbO	= -2 437 217 kg-kal/kg-mol
ΔG_{26}° kg-mol SiO_2	= -5 760 872 kg-kal/kg-mol
$\Delta G_{8,5}^{\circ}$ kg-mol $K_2Pb_4Si_4O_{10}$	= -5 868 393 kg-kal/kg-mol
C) $\Delta G_{3,7}^{\circ}$ kg-mol K_2O	= - 319 263 kg-kal/kg-mol
$\Delta G_{8,5}^{\circ}$ kg-mol PbO	= -3 634 447 kg-kal/kg-mol
$\Delta G_{15,3}^{\circ}$ kg-mol SiO_2	= -3 390 052 kg-kal/kg-mol
$\Delta G_{4,6}^{\circ}$ kg-mol $K_2Pb_2Si_2O_7$	= -7 343 762 kg-kal/kg-mol
D) ΔG_1° kg-mol K_2O	= - 86 290 kg-kal/kg-mol
$\Delta G_{12,8}^{\circ}$ kg-mol PbO	= -5 473 050 kg-kal/kg-mol
$\Delta G_{3,7}^{\circ}$ kg-mol SiO_2	= - 819 816 kg-kal/kg-mol
$\Delta G_{2,8}^{\circ}$ kg-mol $K_2Pb_4Si_4O_7$	= -6 379 156 kg-kal/kg-mol

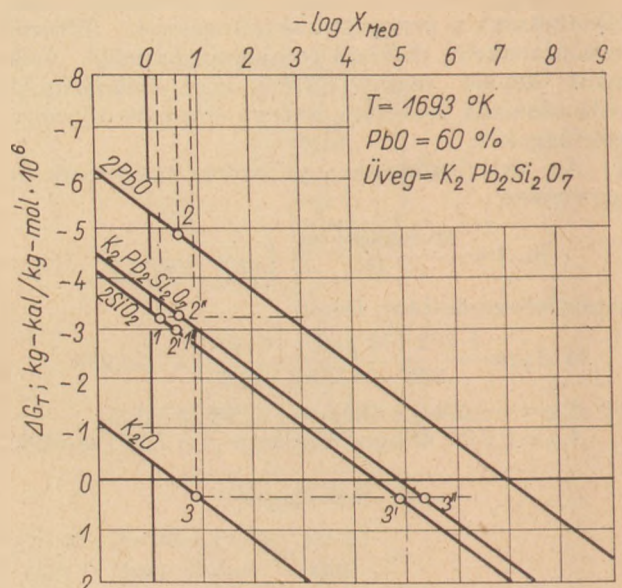
Az ionizálódott oxidok és szilikátok termodinamikai potenciálja 1693 K°-on:

A) ΔG_{2K_2O}	= - 385 669 kg-kal/ 7,7 kg-mol
ΔG_{PbO}	= -1 863 566 kg-kal/ 2,1 kg-mol
ΔG_{3SiO_2}	= -4 559 993 kg-kal/20,7 kg-mol
$\Delta G_{K_4Pb_3Si_3O_9}$...	= -4 948 582 kg-kal/ 5,2 kg-mol
B) ΔG_{K_2O}	= - 144 795 kg-kal/ 3,3 kg-mol
ΔG_{PbO}	= -2 406 602 kg-kal/ 5,7 kg-mol
ΔG_{4SiO_2}	= -5 735 291 kg-kal/26 kg-mol
$\Delta G_{K_2Pb_4Si_4O_{10}}$...	= -5 843 796 kg-kal/ 5,5 kg-mol
C) ΔG_{K_2O}	= - 287 889 kg-kal/ 3,7 kg-mol
ΔG_{2PbO}	= -3 605 937 kg-kal/ 8,5 kg-mol
ΔG_{2SiO_2}	= -3 363 478 kg-kal/15,3 kg-mol
$\Delta G_{K_2Pb_2Si_2O_7}$..	= -7 319 165 kg-kal/ 4,6 kg-mol
D) ΔG_{K_2O}	= - 41 304 kg-kal/ 1 kg-mol
ΔG_{4PbO}	= -5 447 469 kg-kal/12,8 kg-mol
ΔG_{SiO_2}	= - 814 403 kg-kal/ 3,7 kg-mol
$\Delta G_{K_2Pb_4Si_4O_7}$...	= -6 354 559 kg-kal/ 2,8 kg-mol

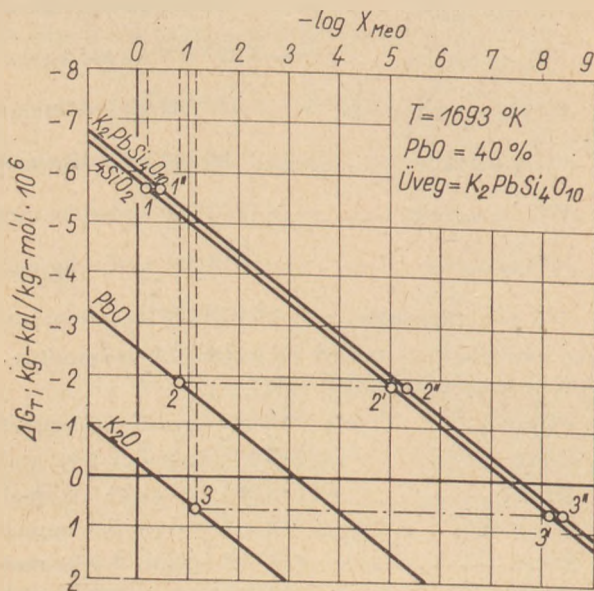
Ha a 12a, b, c, d ábrákat együttesen szemléljük, nyomban szemünkbe tűnik a PbO üvegszerkezet-alakító hatása. Minél bonyolultabb mind a kvázikristályos olvadt állapotba, mind a mikrokristályos szilárd állapotba való beépülési módja a Pb^{2+} ($3+$, $4+$) és O^{2-} ionoknak, annál messzebb esik a kvázikristályos állapot egyenesén a primer ólom-szilikát képződésének kezdeti pontja, azaz annál



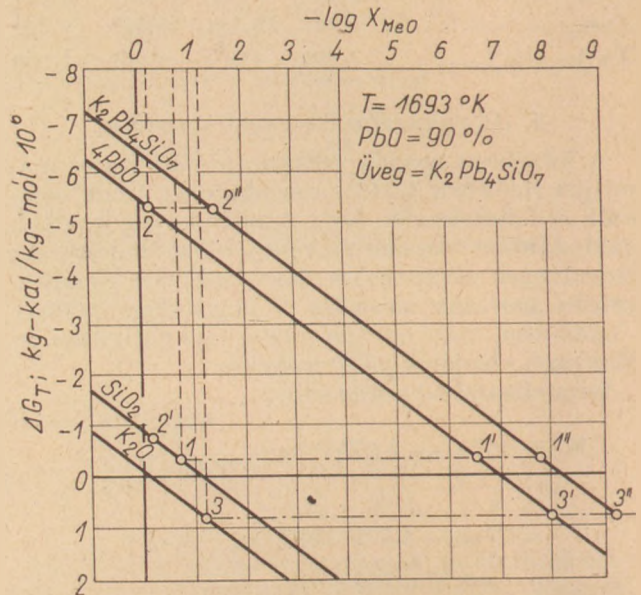
12a ábra



12c ábra



12b ábra



12d ábra

több ionizálódott PbO jelenlétére van szükség a koncentráció kritikus határának eléréséhez s ennek megfelelően a rendelkezésre álló energiátöbblet (termodinamikai potenciál) is, annál nagyobb mértékben és rövidebb idő alatt emésződik fel.

Amíg kedvező a helyzet a Pb^{2+} ionok hálózatomódosítóként való beépülésére (12a. és részben b. ábra), addig kevesebb termodinamikai potenciál és rohamos PbO fogyás jellemzi az olvadék szerkezetét, az ólom-szilikát képződésének kezdetét és befejeződését. Mindemellett 40 s% PbO tartalom körül már ugrásszerűen felszökik a szilikátképző termodinamikai potenciálok értéke s későbbre tolódik az ólom-szilikát képződésének kezdeti pontja, jelezvén, hogy szerkezeti változás is folyik, a Pb^{2+} ionoknak csak egy része épült be hálózatomódosítóként; s a PbO koncentráció növekedésével egyre fokozódó mértékben alakít Pb^{3+} és Pb^{4+} formációjú szerkezeti elemeket. Ezt a tényt a Pb^{3+} és

Pb^{4+} keletkezéséhez szükséges termodinamikai potenciál értékek egybevetésével igazolja. A Pb^{3+} és Pb^{4+} ionok termodinamikai potenciál szükségletének elméletileg számított értékei jól megegyeznek a gyakorlati mérésekből (lokális hőmérséklet + lokális elemzések + lokális hőtágulásmérések stb.) számított értékekkel. Ezek a számítások az üvegállapotba dermedés és a kristályos állapotba rendeződés elmaradása folytán befagyott energia termodinamikai potenciál különbségét is pontosan tükrözik.

A 12a–d ábrákon a kiinduló állapotnak megfelelő pontokhoz tartozó termodinamikai potenciálok ismeretében megállapíthatjuk, hogy 1420 °C-on először a PbO kezd ionizálódni (2 pont), majd szilikátosodni (2' pont) és végül üvegesedni (2'' pont). A K_2O , a PbO tartalom növekedésével egyre később ionizálódik s a 15 s% PbO tartalom kivételével csak a PbO és SiO_2 gyakorlatilag teljes kettős

szilikáttá alakulása után kezd beépülni s az előbbieket hármasszilikáttá alakítani. Hogy korábban vagy párhuzamosan $K_2O \cdot SiO_2$ kettős szilikát is alakulhatna PbO jelenlétében, azt a K_2O termodinamikai potenciáljának, a $PbO \cdot SiO_2$ kettős szilikát képződés befejeződésekor mutatkozó termodinamikai potenciálnál kisebb értéke kizárja. A 15 s% PbO tartalmú olvadékból (12a. ábra) is csupán alig valamivel előzi meg a K_2O beépülésének kezdete, a másik két komponens szilikáttá vegyülésének gyakorlatilag teljes befejeződését. Az átalakulásokhoz számított termodinamikai potenciálokhoz tartozó képződési hő értékek gyakorlatilag egyeznek a megfelelő kristályos állapotra táblázatokban készen talált és a konkrét hőmérsékletre és koncentrációra hozott, vagy elemeiből számított képződési hő értékekkel.

Mind a négy (12a–d) ábra azt mutatja, hogy gyakorlatilag a K_2O csak a PbO és SiO_2 teljes elfogyása után épül be az ólomszilikátba, sőt a 12b, c, d ábrák szerint, nagyobb PbO koncentrációknál már csak a $PbO \cdot SiO_2$ elüvegesedett alakulatának kifejlődése után aktivizálódik affinitása olyan mértékűvé, hogy a rendszerbe illeszkedése megkezdődhet. Ez érthető is ha meggondoljuk, hogy a lényegesen nagyobb mennyiségű ionizálódott és korábban megolvadt, sőt gőzfázisba került PbO közegben aránylag igen nagy energiára és időre van szüksége már a SiO_2 -nek is, s hátrányai miatt (magas olvadáspont, tetemes ionizálódási, erős atomkötés, nagy atomméret stb.) a K_2O -nak még több energia kell ahhoz, hogy mennyisége által szabott sztöchiometria követelményének megfelelően a legkevesebb energia, legrövidebb út és idő kényszere mellett törjön egysúlyi helyzete felé, s el tudjon helyezkedni, előbb az olvadék változó struktúrájában, majd a szilárdfázisban kialakuló $K_nPb_nSi_nO_n$ karakter K_n tagjaként. Hogy milyen formációban, azt a kvázikristálynak törekvő apró részecskék szubmikro lokális hőmérséklete és koncentrációja szabja meg. Ez a formáció azonban bizonyítottan kizárólag $K_nPb_nSi_nO_n$ képletű lehet. E képletben belüli mikroelrendeződést, a lokális hőmérséklet és lokális koncentráció, tehát lokális termodinamikai tényezők által irányított helyi diffúziós erők rakosgatják össze. Előbb a hálózati mikroelemeket, majd a hálózattöredékeket, s végül a végleges hálózatot; a dermedés folyamán fel-fel szabaduló mikrolokális exotermenergiák s elhasználandó endotermenergiák eredője szerint, állandóan ismétlődő szakadások és újraegyesülések miriádjai közben, ezek egyre csillapuló és csökkenő hatása mellett. A kialakuló struktúra tehát csak és csakis $K_nPb_nSi_nO_n$ kvázikristály hálózatelemekből tevődik össze.

Ebben a fogalmazásban a hálózatakkotó és hálózattömösítő meghatározások már nem értelmezhetők, mert a K_n és Pb_n nem vagyis alkatrésze valamely amorf anyagnak, hanem egy jól definiálható kvázikristály elmaradhatatlan alkotóeleme a kijelölt koncentrációjú ólomüvegnek. Az ilyen legapróbb makroszerkezetű kvázikristály egységek egymásközötti, de belsejükben létesült kapcsolataikban is, e legapróbb részecskék belsejében és környezetében uralkodó termodinamikai tényezők vezérik a végleges elrendeződést.

Betekintés végett ragadjuk ki a 12d. ábra 90 s%-os ólomüvegeolvadék olvadásközi állapotábráját. Az ábrából kiolvashatjuk a szilikátosodás és üvegesedés megindulásának megfelelő $-\log X_{MeO}$ értékeket, ezekből pedig számíthatjuk a megfelelő móltörtöket.

Így pl. $-\log X_{PbO}^4$ nagyságát szilikátosodásának megindulásakor az 1'-pont, az első $K_2Pb_4SiO_7$ molekulák megjelenésekor az 1'' pont mutatja. A K_2O (3,3', 3'') pontjainak pozitív ordinátája arra utal, hogy az ólomszilikátképződés és ennek üvegesedése gyakorlatilag már befejeződött, amikor sor kerül a K_2O beépülésére. A folyékony $4PbO \cdot SiO_2$ kettős szilikátban a kevés K_2CO_3 -ból lebombolt kis számú K_2O molekulának, majd a K^+ és O^{2-} ionoknak, viszonylag igen nagy energia szükséges, pillanatnyi energiakészlete és energiafelvételi lehetősége szerinti, de mégis az adott sztöchiometria és kristálykémia kényszere által megengedett helyek elfoglalására, tehát a mikroformáción belüli kapuzárára. Minden ilyen mikroformációs elem azonban csupán 2 db K^+ iont tud befogadni, a többinek a diffúziós árammal kell megkeresni azt a helyet, ahol az összerakódó elemekből épülő kvázikristály formációból már csak 1 vagy 2 kóbor K^+ és ezek O^{2-} ionjaira várnak a még üres helyek. Az így kialakult kvázikristály mikroegységek, energia szintkülönbségeik szerint, csak ezután kereshetik, felületük szabadenergiafoltjaival, mint csápokkal a szomszédos hasonló mikroegységekkel való kötést.

A levezetést továbbfolytatva, ezek szerint nemcsak a legkisebb elemi kristályformációkba, vagy a formációk közé záródott idegen anyagok, hanem valamely kristályformáció felépítését végző szigorúan szabott energiák helyzetében fellépő lokális eltérések is okozhatnak olyan torzulásokat (diszlokációkat stb.), amelyek nem engednek szabályos kristály felépülést, hanem üveges állapotot stabilizálnak.

Az 1'-pont abszcisszája $-6,55 = 0,00000356$ móltörtöt mutat, ami azt jelenti, hogy a PbO kezdeti $0,73200000$ móltörtje $0,00000356$ móltörtre fogyott, tehát a fogyás $0,73199644$, vagyis gyakorlatilag teljes mennyiségében ionizálódott már, amikor a $4 PbO \cdot SiO_2$ kettős szilikát képződése megindul. Ezt alátámasztja a 2''-pont, a PbO ionizálódása kezdeti pontjának fekvése és az 1''-pont ettől való távolsága a $K_2Pb_4SiO_7$ alakulat kifejlődési egyenesén. A 2–2'' pontok közötti távolság a Pb_3O_4 bomlása alatt végemenő ionizálódás mértékét adja.

A SiO_2 -ből az 1–1' pontok közötti mennyiségnek kell ionizálnia, hogy az ólomszilikátképződés megindulhassék. Ehhez a kezdeti $0,21000000$ móltört $0,00000356$ -ig fogyva ionizálódott, $0,20999644$ móltörtnyi mennyiségben.

A K_2O lebomlása K_2CO_3 -ból, a lebombolt K_2O megolvadása és ionizálódása 2 db K^+ és O^{2-} ionokra, a kettős ólomszilikát üvegesedése után éri el aktivitásának azt a mértékét, amellyel a hármasszilikát és az üveg képződésében részt vehet. A 3–3' pontok között, a kezdeti $0,05800000$ móltörtnek $0,0000000106$ -ra kell fogyni, tehát $0,0579999712$ móltörtnyi mennyiségben kell ionizálnia a hármasszilikátképződés kezdetéhez.

A gyakorlati elemzési adatok pontosan egyeznek a $K_2Pb_4SiO_7$ kristályösszetétellel mind mólarány és súlyszázalék, mind mólsúly számítás tekintetében.

Ha most a 12d. ábra diagramjából grafikusán vett adatokkal végzünk számításokat, vagy tisztán számítóeljárással az összetételre nézve, a következő adatokat kapjuk:

A szilikátképződés kezdetéig ionizálódott:

0,73199664 móltörtnyi $PbO = 90,55\%$,

0,20999644 móltörtnyi $SiO_2 = 6,94\%$,

0,05799997 móltörtnyi $K_2O = 2,51\%$.

Ha ezzel a súlyszázalék $(90,55 + 6,94 + 2,51 = 100)$ megoszlással mólokra és atomsúlyra visszszámolunk, rendkívül pontosan kiadódik a hálózatalkotó kristályos $K_2Pb_4SiO_7$ elemi összetétel.

A fogalmazást leegyszerűsítve mondhatjuk, hogy a szilikátosodás és az üvegesedés közötti tartományba eső 0,00000695 móltörtnyi anyagkülönbség a nyersanyagok szennyeződéséből, a tűzálló anyagokból, a tüzelési gázokból stb. eredő idegen anyagok mennyisége; az üveges állapotból kristályos állapotba fejlődést gátló tényező.

Ha a 12a, b. és c. ábrákat hasonlóan elemezzük, ugyanerre az eredményre jutunk. Az ábrák a 12d. ábrán bemutatott legegyszerűbb eljárásom felül még számos más, termodinamikai számításokkal végezhető alapozó és bizonyító eljárás kifejlesztésére alkalmas.

ÖSSZEFOGLALÁS

A leírt kutatási módszerrel nyert gyakorlati mérési adatokkal ha termodinamikai számításokat végzünk, betekintést kapunk a nagyobb PbO koncentrációjú ólomüvegek szerkezetét kialakító folyamatokba már akkor is, ha csupán a legjellemzőbb PbO koncentrációk reakcióit vizsgáljuk.

A kutatást kiegészítő koncentrációváltozási és reakciókinetikai számítások jelen közleményben nem szerepelnek.

A 15, 40, 60 és 90 súlyszázalék PbO tartalomra tervezett ólomüvegek olvadt és szilárd állapotban tulajdonságainak gyakorlati mérési eredményeivel olyan termodinamikai számítások végezhetőek, amelyek jól meghatározott sztöchiometriai és kristálytani képleteket eredményeznek. A képletek pontosan egyeznek a gyakorlati elemzések eredményeivel. Ezért adataikkal az ólomüvegek szerkezetére utaló számítások végezhetőek.

Jelen dolgozatban csupán bemutatató példák szerepelnek.

Jól variált kombinációkkal alkotható olyan hálózatok, amely minden más felépítési lehetőséget kizár s így alkalmas az ólomüvegek eddig ismeretlen szerkezetének értelmezésére.

Az elméleti és gyakorlati eredmények között csupán szubmikro eltérések mutatkoznak. Ezt az eltérést túlnyomórészt az üvegbe beépülő anyag-tisztátalanságok okozzák.

Önkényesen ragadtam ki a sorozatból a hirtelenváltozást mutató négyféle PbO koncentrációt. Az üvegfürdő apróbb terekre osztása mellett is, a kisebb méretű tereken belül lejátszódó folyamatok paraméterei sem egyeznek pontosan a makro és mikro részecskéken lejátszódó folyamatok valóságával.

Az üvegfürdő e kisebb tereken belül sem homogén sohasem, ennek következtében mind az olvasztás és a hőntartás, mind a hűlés periódusában az üveg összetétele pillanatról pillanatra változik. A folyékony és gőz fázisban levő, ionizálódott komponensek aktivitását nem a részterek adataival, hanem az egész üvegfürdő átlagával számoltam. A keverék kemencébe berakásától az olvasztáson át a teljes dermedésig keletkező átmeneti vegyületeket nem vizsgáltam és nem vettem figyelembe.

Az egyes primér (pl. $Pb_3O_4 \rightarrow 3 PbO + O \rightarrow 3 Pb^{2+} + 4 O^{-2}$ stb.); szekunder, tercier szilikátvegyületek között, valamint ezek és a képződő üveg között átmenetileg megoszlási egyensúly is iparkodik kialakulni az olvasztás folyamata alatt, s ezért teljes mennyiségükből csak az ennek megfelelő hányaduk vesz részt a vizsgált reakciókban. Ezzel szemben a számítások az egyensúlyi helyzetben túllendült teljes átalakulásban történtek.

A leírt kutatási módszer azt mutatja, hogy a legvalószínűbb reakciók széles körű termodinamikai vizsgálatával nyomon követhetjük az ólomüvegek szerkezetének kialakulását szabályozó folyamatokat és ezek révén betekintést nyerhetünk a szuperólmüvegek szerkezetébe.

Gurmai Mihály: Ólomüvegek szerkezetének kutatása termodinamikai vizsgálatokkal, nascens ólomüveglavádkban.

Nagy elméleti és gyakorlati jelentősége van annak, hogy a különféle összetételű üvegek szerkezeti viszonyait megismerjük. A gyakorlati élet az üvegekkel szemben egyre kedvezőbb fizikai és kémiai tulajdonságokat követel. Az üvegek szerkezetének ismeretében valamely konkoly gyakorlati követelménynek megfelelő tulajdonságok tervszerűen valósíthatók meg.

Az a gyakorlati tény, hogy 90 s%-on felüli ólomoxid-tartalmú üvegek is gyárthatók, tarthatatlanná teszi az eddig általános érvényűnek tartott SiO_3 -tetraéder alapozás nem periodikus hálózat-elméletet.

Szerző 15, 40, 60 és 90 s% ólomoxid tartalmú üvegekkel végzett laboratóriumi, fűlüzemi és üzemi olvasztási kísérleteket. Ezeket nagyszámú hőmérsékletmérési és kémiai stb. elemzési adatokkal rögzítette. Az alkalmazott új kutatási módszerhez a termodinamikai vizsgálatok új törvényszerűségeit alkalmazta s ilyen módon a nagy ólomoxid tartalmú üvegek szerkezetére nézve újabb törvényszerűségeket állapított meg.

Különböző vizsgálati kristálytani analógiát igazoltak mind az olvadásban, mind a szilárd üvegben. Vizsgálatait a $K_2O \cdot PbO \cdot SiO_2$ rendszerben végezte és azt találta, hogy az üveglavadék és a szilárd üveg szerkezeté mindig valamilyen $KcPbcSicOc$ képletű, jól definiálható kristályformáción alapul. A kristályok szubmikro nagyságban mind az olvadátkban, mind a szilárd üvegben jelen vannak, de kifejlődésüket, növekedésüket a mindig jelenlevő tisztátalanságok, „nyomelemek” akadályozzák. Ezt a tényt nagytisztaságú és gyakorlati tisztaságú anyagokkal végzett párhuzamos olvasztásokkal bizonyítja.

М. Гурмаи: Термодинамические исследования структуры свинцовых стекол в насценциевых стеклорасплавах.

Знание структурных особенностей стекол различного состава имеет большое практическое и теоретическое значение. Практика предъявляет к физическим и химическим свойствам стекла повышенные требования. При условии знания структурных особенностей стекла можно получать стекла со свойствами, удовлетворяющими конкретные практические требования.

Тот факт, что в практике с успехом производится стекло, содержащее более 90 % окиси свинца, ставит под сомнение существовавшую до сего времени теорию

o neperiódicitású szerkezeti rácsa tetraédros SiO_4 .

A szerzők által végzett laboratóriumi, féligipari és ipari kísérletek célja az üveg előállításának, összetételének, fizikai és kémiai tulajdonságainak megismerése. Az üveg előállításának, összetételének, fizikai és kémiai tulajdonságainak megismerése. Az üveg előállításának, összetételének, fizikai és kémiai tulajdonságainak megismerése.

Röviden megfogalmazva, az üveg szerkezeti rácsa tetraédros SiO_4 csoportokból áll, amelyek között a PbO és a K_2O is megtalálható. Az üveg előállításának, összetételének, fizikai és kémiai tulajdonságainak megismerése.

Gurmai, Mihály: Ermittlung der Struktur von Bleigläsern vermöge thermodynamischer Prüfungen in naszierender Bleiglasschmelze.

Az üveg szerkezeti rácsa tetraédros SiO_4 csoportokból áll, amelyek között a PbO és a K_2O is megtalálható. Az üveg előállításának, összetételének, fizikai és kémiai tulajdonságainak megismerése.

Az üveg szerkezeti rácsa tetraédros SiO_4 csoportokból áll, amelyek között a PbO és a K_2O is megtalálható. Az üveg előállításának, összetételének, fizikai és kémiai tulajdonságainak megismerése.

chemische usw. Versuchsdaten wurden verzeichnet. Man hat zur neuen Methode die neuen Gesetzmäßigkeiten der Thermodynamik angewandt, und dadurch konnten neue Gesetzmäßigkeiten in Betreff auf die Struktur der Gläser mit hohem Bleioxyd Gehalt festgestellt werden.

Die verschiedenen Untersuchungen bestätigten kristallographische Analogien, sowohl bei der Schmelze, wie auch im erstarrten Glas. Die Untersuchungen wurden im $\text{K}_2\text{O} \cdot \text{PbO} \cdot \text{SiO}_2$ -System vorgenommen, und man fand, daß die Struktur der Glasschmelze und des festen Glases auf Grund einer wohl definierbaren Kristallformation der Formel $\text{K}_n\text{Pb}_n\text{Si}_n\text{O}_n$ aufgebaut wird. Submikrokristalle sind sowohl in der Schmelze, wie auch im festen Glase gegenwärtig, doch wird ihre Ausgestaltung, ihr Wachstum durch die jedesmal gegenwärtigen Verunreinigungen (Spurenelemente) verhindert. Versuche, die man mit Stoffen höchster Reinheit und praktisch reinen Materialien durchgeführt hat, bestätigen diese Tatsache. (S. G.)

Gurmai, Mihály: Structure of Lead Glass in Nascent Lead Glass Melts Examined by Thermodynamical Methods.

The generally accepted principle of glass structure is based upon the nonperiodical lattice of SiO_2 tetrahedra. This hypothesis however does not explain the possibility of lead glass formation with a PbO content higher than 90 wt.%, which can be easily produced. To clear the validity of the theory of non-periodical SiO_2 -tetrahedral lattice in the high-lead region, lead glasses of 15, 40, 60 and 90% PbO were melted in laboratory, pilot plant and industrial kilns under controlled temperature and chemical composition. By applying new regularities of thermodynamical tests new laws on the structure of high-lead glasses were derived. These tests revealed a crystallographical analogy between the molten and the solid glass. In the $\text{K}_2\text{O}-\text{PbO}-\text{SiO}_2$ system a well defined crystal formation of $\text{K}_n\text{Pb}_n\text{Si}_n\text{O}_n$ formula is present in the structure of both the molten and the solid glass. These crystal are present in a submicroscopical size only because their growth is hindered by the impurities, „trace elements“ being always present among normal conditions. These facts were proved by melting parallelly high-purity and practical purity materials.

A világ szilikátiparából

Levegőben, vagy gázatmoszférában granulált anyagok 2200°C -ig történő előállítására — ellenőrzött feltételek között — alkalmazható a himbáló csökmence. Főrészei = a grafitcső, amely a fűtést is biztosítja, az adagoló, az azbesztfedel, a himbakar, a böleső, a hajtómű stb. A fűtést 36 kVA transzformátor biztosítja, amellyel a feszültség 36 lépésben 3 és 12 V között változtatható. Oxidációs égetés esetén a grafitcsőbe alumíniumcsövet helyeznek. Két acéleső szolgál a vízhűtésre. A maximális felfűtési sebesség $200^\circ\text{C}/\text{óra}$. Levegő atmoszférában 1800°C -ig 500 órás üzemidőt biztosít a grafitcső. (Ceramic age, 85. k. 1969.)

*

Az angliai Buxton mellett levő tunsteadi kőbányában évente kb. 5 millió tonna mészkövet fejtenek ki. A fejtésfal szélessége eléri a 2 km-t. Az elsődleges robbantással $80,000-120,000$ t követ fejtenek le, világviszonylatban is igen korszerű fejtési módszerekkel. Az előtörőt egyetlen ember ellenőrzi és irányítja a modern automatika segítségével. Az üzem által kitermelt követ a bánya mellett létesült útburkolóanyag üzemben, a mészgárban és a hidrátot, valamint cementet előállító üzemekben dolgozzák fel, amelyek szintén a kőbányaüzem szerves részét képezik. A cementüzem különös figyelmet érdemel, mivel szinte tökéletesen automatizált és a legmodernebb szá-

mitógépek segítségével vezérik az üzem egész munkáját.

(The Quarry Managers' J. 53. k. 1969.)

A Riedhammer cég megrendelésre, a helyi viszonyok tanulmányozása után újszerű téglágetető alagútkemencét épített, amelynek kemencehossza 66 m, hasznos szélessége 1,50 m, és magassága 1,1 m. A kemencén az áthaladási idő: 70—100 óra, napi teljesítménye 33 tonna. Az égetési hőmérséklet 1000°C , fűtése 4000 kcal/ m^3 -es gázzal történik, fajlagos fűtőanyagfelhasználása $700-1300$ kcal/bruttó kg. Az alagútkemencét Herring-rendszerű kemenceszártó egészíti ki.

(Silikat Journal, 8. k. 1969.)

Új irányok a lengyel építőanyagipar tervezési és irányítási módszereiben*

ANDRZEJEWSKI, H.
— BORZECKI, S. —
MAZURSKI, M.
Lengyelország

A lengyel építőanyagipar az utóbbi években nagy termelésnövekedést ért el a gazdaságosság egyidejű fokozása mellett. 1960—1968. években az építőanyagipar teljes termelése több mint 80 százalékkal növekedett és ugyanakkor a munka termelékenysége 61%-kal emelkedett.

A termelés növelésére ható lényeges tényező az építőanyagipar alapvető ágazatainak műszaki-szervezési rekonstrukciója volt. Ennek eredményeként ebben az időszakban, az egy üzemre jutó termelés kb. 2,5-szeresére növekedett, a munkavállalók száma pedig átlagosan kb. 52%-kal emelkedett.

A népgazdaság növekvő igényeinek fedezése érdekében alapvetően fontos, hogy a termelés növekedésének ezt az ütemét az építőanyagipar megtartsa és egyúttal intenzívebbé tegye egyes iparágak termelésének növelését. Ez különösen vonatkozik a cement-, beton- és adalékanyag-iparra, ahol a megnövekedett ütemtől függetlenül, egyidejűleg a termelés szervezésében is változásokat kell végrehajtani (például a cementiparban a nagyobb szilárdságú cementek részarányának, a beton előregyártóiparban az utókezelt elemek mennyiségének, az adalékanyagiparban pedig osztályozott és a mesterséges adalékok hányadának növelése).

Ezeknek a feladatoknak a végrehajtása — mint az ipar helyzetének és fejlődésének elemzéséből kitűnik — függ az intenzívebb módszerek és a gazdaságosabb működési formák bevezetésétől, különösen pedig a tervezés színvonalának növelésétől, továbbá néhány olyan iparág és gyártási ág

irányításától és fejlesztésének növelésétől, amelyek meghatározó szerepet töltenek be az építő- és építőanyagipar korszerűsítésében.

A Lengyel Egyesült Munkáspárt V. Kongresszusának határozatai hangsúlyozzák a tervezési, és irányítási rendszer további racionalizálásának szükségességét. Ezekben a határozatokban leszögezték a tudományos alapelvekre támaszkodó, központi tervezés szerepének erősítését és a gazdasági ösztönzést, a közvetlen utasítások rovására, illetve korlátozására.

Tekintettel az ötéves terveknek a népgazdaság fejlődése szempontjából vett fontosságára, a L. E. M. P. Központi Bizottsága II. plenumának tárgyat a végrehajtás helyes módszereinek alkalmazása képezte. Az 1971—1975. évi tervek kidolgozási módszerére, továbbá a népgazdaság beruházási hatékonyság növelésére, a II. plenum határozatai a következő alapelveket fogadták el az ötéves terv kidolgozásához:

— az alárendelt üzemi egységek szerepének növelése a terv kidolgozásában, biztosítva az üzemek felelősségének növelését,

— a minisztériumok együttműködésének fokozása a terv kidolgozásakor,

— intenzívebb fejlesztési tényezők kimunkálása a termelési kapacitások jobb kihasználása érdekében,

— a nem megfelelően kihasznált eszközök tartalomként történő kiemelése, különösen a beruházási eszközöknél, annak érdekében, hogy pótlólagos beruházások legyenek végrehajthatók azokban az iparágakban, amelyek gyors műszaki fejlődést mutatnak,

— a gazdasági előnyöket felmutató ipar- és gyártási ágak, valamint termékek lényegesen koncentráltabb fejlesztésének biztosítása.

* A Budapesten 1969 novemberében megtartott építő- és építőanyagipari közgazdasági konferencián elhangzott korreferátum.

Az irányelvek alapján a tervjavaslatot az egyes gazdasági egységek dolgozzák ki.

Hangsúlyozni kell, hogy az irányelvek mutatószámait ötre korlátozták, mégpedig:

- a) a teljes termelés értéke,
- b) az export értéke,
- c) a termelékenység növekedése,
- d) a kiemelt termékcsoporthoz tartozó termelési volumene,
- e) a beruházások felső értékkerete.

A fenti irányelvek alkalmazása — különösen a beruházási költségek felhasználása területén — semmiképpen sem jelenti a fejlesztési kezdeményezések korlátozását.

Az üzemek és egyesülések gazdaságilag megalapított, más fejlesztési javaslatokat is előterjeszhetnek.

Az előirányzott tervcélkitűzés beruházási keretének helyes meghatározása szempontjából nélkülözhetetlen a megítélés kritériumait kidolgozni. Többek között ehhez tartozik a beruházás termelékenységi mutatója, amely mint összetett mutatószám meghatározza az összes tényező befolyását a termelési kapacitás alakulására. Ez a mutatószám fontos eszköze az ötéves tervek gazdasági elemzésének, a népgazdaság minden szervezeti fokán.

Ezeknek a mutatószámoknak értéke függ a beruházott eszközök kihasználási fokától, a műszakok számától, a munkaszervezéstől, a gépek és berendezések határfokától, az új beruházások amortizációjától, továbbá a tervezett teljesítő-képesség időtartamának elérésétől.

Függetlenül a beruházás termelékenységének vizsgálatától, a beruházás hatékonysága is vizsgálat tárgyává kerül a fejlesztést célzó új berendezéseknél, még pedig komplex gazdaságossági számításokkal. Ezeknél olyan kritériumokat használnak, amelyek lehetővé teszik a beruházásnak megfelelő hatékonysági osztályba való sorolását. Több különféle kritérium kerül alkalmazásra.

A beruházás tervezésére vonatkozó irányelvek öt hatékonysági osztályt jelölnek meg, ahol az első osztály a legkedvezőbbet jelenti, a IV. osztály beruházása még hatékony, míg az V. osztályt alapvetően kedvezőtlen hatékonyságúnak kell tekinteni. Ez utóbbiak elfogadásához különleges, a mérlegegyensúlyra vonatkozó, vagy más indoklás szükséges.

A kritériumok és a hatékonysági osztályok lehetővé teszik a gazdasági egységek részére, hogy felismerjék a különböző beruházási elgondolások gazdasági hatékonyságát, továbbá, hogy összeha-

sonlításat tehessenek a különböző iparágak és iparcsoportok hatékonysága között.

Az építőanyagipar fejlesztése szempontjából egyes gyártási ágak korszerűsítése alapvető, kiemelve azokat a csoportokat, melyek a teljes építőanyagipar jövő ágazati szerkezete szempontjából meghatározóak.

A terv előkészítése és a termelés programozása során ezért egy új elem jelentkezik: bizonyos termékcsoporthoz tartozó, mint vezető és előnyben részesített csoportokhoz feltételezése. Azoknak a termékeknek fejlesztését ugyanis különösen gyorsan kell végrehajtani, amelyek kitűnnének korszerűségükkel és elérik a világszínvonalat.

Ezért a tervjavaslatokban nélkülözhetetlen a termelés koncentrálásának és szelektálásának elvét alkalmazni.

A realizálást a következő megállapítások szerint hajtják végre:

— A termékek osztályozása a következő ismérvek szerint: belső, vagy külső piac részére tervezett tömegtermelés gyors fejlesztése, továbbá korlátozása, vagy leállítása bizonyos termékeknek.

— Az iparágak csoportosítása aszerint, hogy melyeket fejlesztenek gyorsan, melyeket gyengén és melyeket nem fejlesztenek tovább.

— Az üzemek osztályozása: fejlődő üzemek, gyengén fejlesztett üzemek és fejlődés nélküli üzemek. Ez utóbbiakban a termelés növelése csak a gyártási tényezők intenzívebbé tételével eszközölhető.

Az 1971—1975. évekre vonatkozó gazdasági terv előkészítésénél lényeges új momentum, hogy az ötéves terv utolsó évére, új beruházások módosítására osztatlan tartalékot kell képezni.

Ez a tartalék rugalmas lehetőséget nyújt arra, hogy eleget lehessen tenni azon gazdaságpolitikai koncepciónak, amely előtérbe helyezi a világszínvonal elérésére irányuló műszaki fejlesztési követelményeket, továbbá a KGST keretében megvalósuló nemzetközi munkamegosztást.

Ezt a tartalékot nem lehet felhasználni a tervben előirányzott beruházások többletköltségeinek fedezésére. Ha ilyen túllépés előfordulna, úgy ezzel a mértékkel a túllépő iparág beruházási kerete csökkentésre kerül.

A további „újítás” a bankhitel által történő finanszírozás elvén alapszik. Ezeknek a beruházásoknak finanszírozását 100%-ig a bankhitel fedezi, amit a beruházás befejezte után az egyesülés fejlesztési alapjából fizetik vissza. Mind a hitel, mind pedig a leszámolt anyagok kamatkötelesek. A kamatfizetés a hitelre ösztönzési és szankcionális mechanizmust képez, hogy a beruházási folya-

matban helyesen állapítsák meg a súlypontokat, rövidítsék meg a beruházási ciklust, csökkentsék a beruházási költségeket és határidőre ériék el a tervezett teljesítményt.

A finanszírozó bank gazdaságpolitikai beállítottsága folytán az új beruházás finanszírozását csak akkor veszi át, ha a beruházás mutatói nyilvánvalóan segítik a beruházási költségek koncentrációját és gyors felfutással megfelelő hatékonyságot biztosítanak.

A tervmetódika és a beruházási folyamat javítására vonatkozó, vázlatosan ismertetett elveken kívül a gazdasági elszámolás továbbfejlesztésén is dolgoznak a központi szervek azzal a céllal, hogy olyan pénzügyi-gazdasági rendszert alakítsanak ki, ami növeli az egyesületek és üzemek önállóságát. Ez a rendszer megfelelő feltételeket és kereteket alkot a fejlesztői beruházások minden faktorának kihasználására, a teljesítmény erős növelése és az ipari üzemek kapacitásának teljes kihasználása útján.

Az építőanyagipar irányítási rendszerének tökéletesítésére vonatkozó munkákkal évek óta foglalkozunk. Néhány egyesülés által (például az Épületasztalosipari Egyesülés 1967. évben) bevezetett kísérleti módszerek, hozzájárultak azon általános alapelvek kimunkálásához, amelyek az új ötéves terv készítéséhez, mint általános érvényű előírások kerülnek bevezetésre.

A tökéletesített irányítási rendszert a következők segítségével vezetik be:

— Az egyesületek és üzemek tökéletesített finansziális-gazdasági modelljének kipróbálása és bevezetése, figyelembe véve: a hosszúlejáratú finansziális normákat, a fejlesztés saját finanszírozásának feltételeit és a gazdasági ösztönzés orientációját.

— Költségelszámolási normatívák bevezetése, és a belső elszámolások elmélyítése annak érdekében, hogy lehetővé tegyék az előállító üzemekkel minden realizált gazdasági feladat helyes elszámolását.

— Elektronikus adatfeldolgozók segítségével a gazdasági információk új feldolgozási rendszerének bevezetése.

— Árreform bevezetése a beruházási anyagokra, hogy ezeknek árai megközelítsék a tényleges belső előállítási költségeket, és biztosítsák a világpiaci árakkal való megfelelő összefüggéseket, valamint olyan hatást gyakoroljanak a rentabilitási szintre, ami előnyös az önfinanszírozás elvének megvalósítása szempontjából.

— Az ipar szervezeti struktúrájának tökéletesítése, a termelés és irányítás koncentrációjára vonatkozó alapelvek alkalmazásával; olyan nagy és erős gazdasági szervezetek létrehozása, amelyeket egyidejűleg széles hatáskörrel ruháznak fel.

E gondolatok csak azokat a problémákat érintették, amelyek megfelelnek a Konferencia tárgykörének. Az előadások és viták hasznosan segítik elő az építőanyagipar tervezési és irányítási rendszerének javítására irányuló munka terén a tapasztalatcsere elmélyülését.

X. Андреевский—С. Борецкий—М. Мазурский: Новые направления планирования и руководства в польской промышленности строительных материалов.

Andrzjewski, H. — Borzecki, S. — Mazurski, M.: Neue Richtungen beim Entwurf und bei der Leitung in der polnischen Baustoffindustrie

Andrzjewski, H. — Borzecki, S. — Mazurski, M.: New Aspects of Planning and Management of the Polish Building Materials Industry

A világ szilikátiparából

A porcelán máz nagymértékben megnöveli az alumínium használhatóságát, fokozza kopási, kémiai és korróziós ellenállását és szebb külsőt ad. Bizonyos körülmények között azonban a porcelán máz lepattogzik az alumínium felületéről. Ennek vizsgálatára különböző összetételű és előkezelésnek alávetett alumínium minták porcelán mázzal bevont felületéről 5°-os szögben metszeteket készítettek, polírozták, maratták, majd elektronmikroszkópos vizsgálat alá

vetették. Megállapították, hogy kis tapadásnál, réteges határfelületet mutat, míg a jól tapadó bevonat esetén teljesen sima az átmenet az alumínium és a porcelán máz között.

(American Ceramic Society Bulletin, 48 k. 1969.)

*

Kerámiai félszáraz és száraz maszszák egyenletes tömörítése nehéz feladat. Kísérleteket végeztek a félszáraz préselés javítására segédanya-

gok alkalmazásával. Vizsgálták különféle préselési segédanyagoknak az idomok térfogatsúlyára, zsugorodására és egyéb tulajdonságaira kifejtett hatását. Megállapították, hogy a W-125/1 jelű vízben emulgeálható zsírsav jobb eredményt mutatott az olajsav/petróleum keveréknél, vagy az egyéb adalékanyagnál. Adagolásával a kiformázott idomok tulajdonságai jelentősen javulnak.

(Sprechsaal für Keramik 102. k. 1969.)

A cementkő határszilárdsága

KILIÁN JÓZSEF
Budapesti Műszaki Egyetem,
Építőanyagok tanszék

Bevezetés

A tanulmány a cementkő határszilárdságának elméleti meghatározását célozza, különös tekintettel a hidratáció során kialakult szerkezet pórusterfogata és szilárdsága közötti összefüggésekre. A szerző ezzel a dolgozattal 1969-ben elnyerte a Petrik Lajos díj I. fokozatát.

A cementkő hidratációs szerkezetének és szilárdságának kutatása az elmúlt évtizedben olyan kiterjedt volt világszerte, hogy a róla szóló információk mennyiségére is a sokat idézett „papírrobbanás” jellemző. Powers (1968) „A beton zsugorodásának és lassú alakváltozásának fizikai és kémiai okai” c. referátumában — melyet a RILEM müncheni kongresszusán tartott — közölte, hogy a cementhidratáció témakör irodalma már meghaladja az 1200 publikációt. Éppen ezért örvendetes volt a Szilikátipari Tudományos Egyesület pályázatában a téma leszűkítésére való utalás. Mivel a nagytömörségű cementkővel és a határszilárdsággal az BME Építőanyagok tanszékén évek óta foglalkozunk, úgy véljük, hogy a jelenségeket leegyszerűsítve és kevés irodalmi hivatkozással tárgyalhatjuk, megjegyezve azt, miszerint a hatások sokkal összetettebbek, bonyolultabbak a valóságban. Hivatkozunk ezzel kapcsolatban Palotás—Kilián—Balázs (1968) „Betonszilárdítás” c. könyvünkre, amelyben a cement bonyolult hidratációs folyamatát és a cementkő még változékonyabb, illetve összetettebb struktúráját megpróbáltuk több oldalról elemezni. A cementkő határszilárdságát kutatva elsősorban azokkal a kísérletekkel és következtetésekkel foglalkozunk, amelyek a péptömörség növelésének kapcsán a szilárdulás, illetve a hidratáció jelenségére vonatkoznak. A probléma

másik oldala az elméleti megközelítés, vagyis a lehetséges anyagmodellek alapján a határszilárdság matematikai megközelítése.

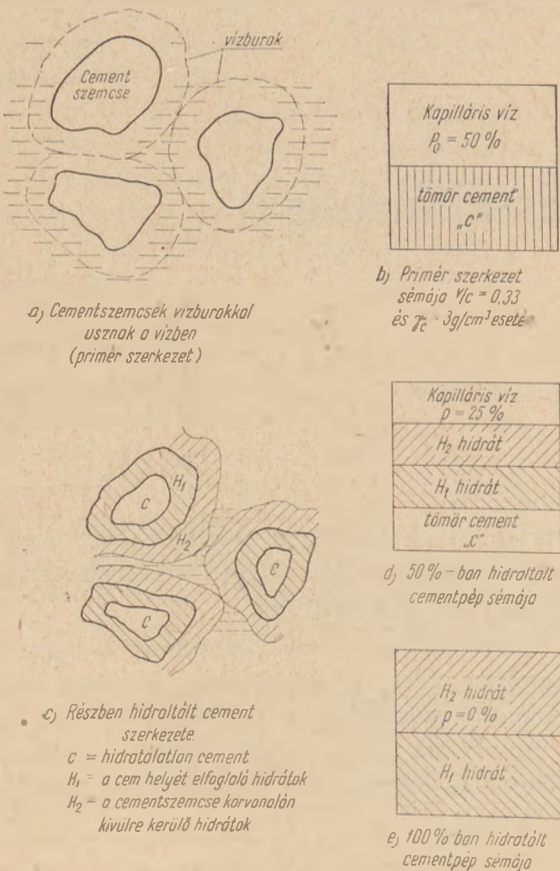
A tanulmányozott téma korántsem befejezett. A tanulmány részben kutatási felhívás is arra, hogy a cementkő szerkezetének kutatásában összehangolt munkával, több intézet, illetve kutatótárs együttesében lehetne még további hazai eredményeket elérni.

1. Kísérletek és következtetések a cementkő primér szerkezetének tömörsége, illetve a hidratáció, továbbá a cementkő szilárdsága közötti összefüggésekre

A cementkő primér szerkezetének porozitását, vagyis a cementpép induló porozitását egyszerű esetben a cement tömör térfogata határozza meg, mert a pórusokat teljesen kitöltheti a keverő víz. Így a péptérfogatsúly, illetve a vízcementtényező $[v/c]$ ismeretében a cementpépek induló porozitása egyszerűen számítható (lásd Betonszilárdítás 27. old.). Az induló tömörség ezután $t = 1 - p_0$, ahol p_0 a porozitás. Tehát a tömörség helyett a porozitás fogalmával is dolgozhatunk. A hidratáció többek között a primér szerkezet porozitásának csökkenésével jár, mert kialakul kb. $2,5 - 2,6 \text{ g/cm}^3$ fajtsúlyú és kb. $25 - 28\%$ gélpórust tartalmazó hidratstruktúra. A cement $2,95 - 3,15 \text{ g/cm}^3$ fajtsúlyát figyelembe véve tehát a cement tömör térfogatának kb. $1,9 - 2,1$ -szeresét kitevő volumenű hidrát szerkezet keletkezik. Vegyük a továbbiakban ezt a térfogatarányt egyszerűen kétszeresnek.

A hidratációs szerkezet kialakulását a kapilláris porozitás szempontjából egyszerűen az 1. és 2. ábrák sémái jellemzik. Közelítően tehát a hidratációs termékek kb. fele foglalja el azt a cementtérfigotatot, amely hidratált és másik fele a szemcsék

* Petrik Lajos-díj I. fokozatával díjazott tanulmány



1. ábra

közötti hézagokba kerül, vagyis az előrehaladó hidratáció az induló porozitást egyre jobban csökkenti (1. ábra).

A hidratációs termékek végül is egy cementszemcse teljes hidratációja esetén, a cementszem-

cséhez viszonyítva 500–1000-szeresen aprítódott és kétszeres helyigényű szerkezetet adnak, lásd 2. ábra modellje.

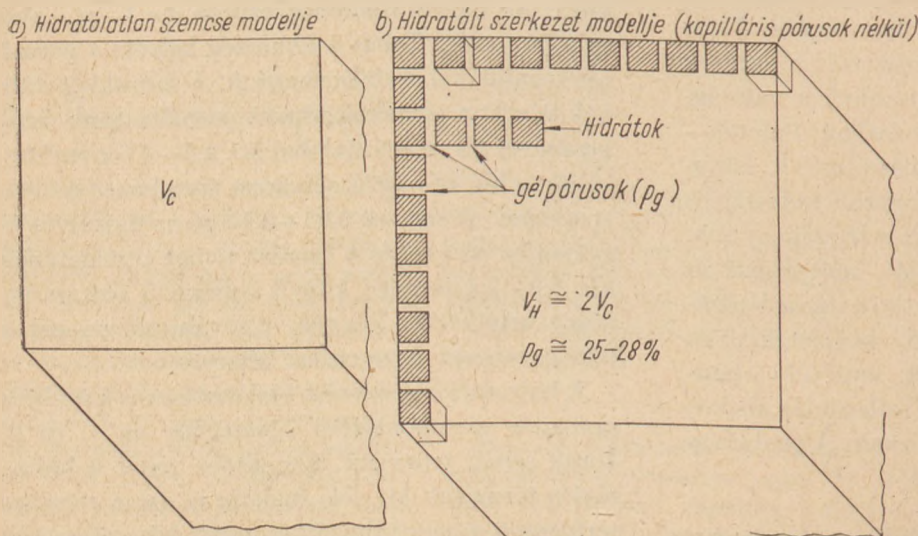
Ismeretes, hogy a cementkő szilárdságát a gyakorlatban a vízcementtényezőből $[v/c]$ és a hidratációs fokból (hidratációs mértékből) határozzák meg, illetve elég gyakran az utóbbit egyszerűen a cementkő korával helyettesítik. Azonos hidratációs fokot feltételezve a v/c -vel valóban egyszerűen kifejezhető az adott cementkő szilárdsága, mert e mögött a cementkő szerkezeti porozitása, illetve kapilláris végporozitása rejlik, lásd pl. Powers modelljét és kísérleteit a 3. ábrán. A 4. ábra változó hidratációs mérték hatását mutatja be a v/c függvényében.

A hidratációs szerkezet porozitásán kívül még számos paraméter befolyásolja a cementkő szilárdságát. Ezek közül egyet emelünk ki, amely szerintünk a legtöbb vitára ad okot: a kristályos és gél-fázisok aránya. A cementkő hidratációs termékei döntően kolloid méretűek. A struktúra elemei legnagyobbbrészt azonban lapos testek (lásd a tobermoritról szóló irodalmakat). A mikrostruktúrát illetően ma két felfogás harcol:

a gélszerkezet felfogás (Michaelis, Powers stb.), illetve a mikrokristályos felfogás (Le Chatelier, Bernál, Taylor, Grudemo stb.).

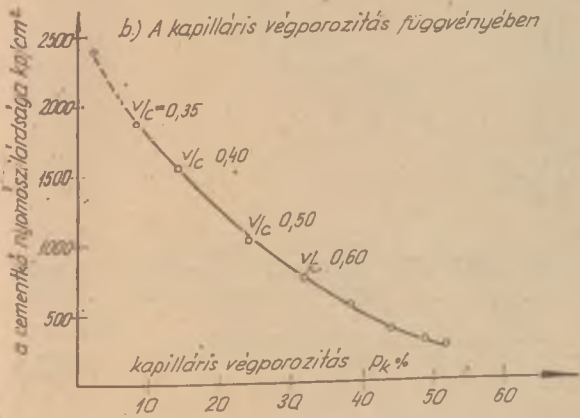
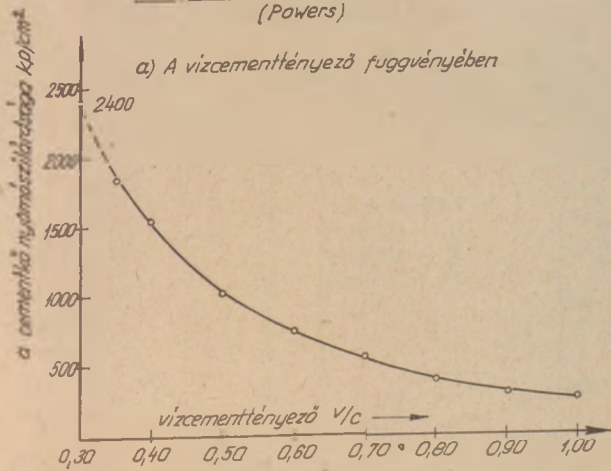
Sokáig azzal érveltek a vitázók, hogy a cementkő reológiai viselkedését csak az első elmélettel lehet tudományosan megmagyarázni. Ma már nyilvánvaló, hogy a reológiai viselkedés magyarázatának nem feltétele a cementkő viszkózus-folyadék jellege. Az is egyre inkább kiderül, hogy a kötőerők

Az aprítódás és térfogatnövekedés sémája egy cementszemcse teljes hidratációja esetén



2. ábra

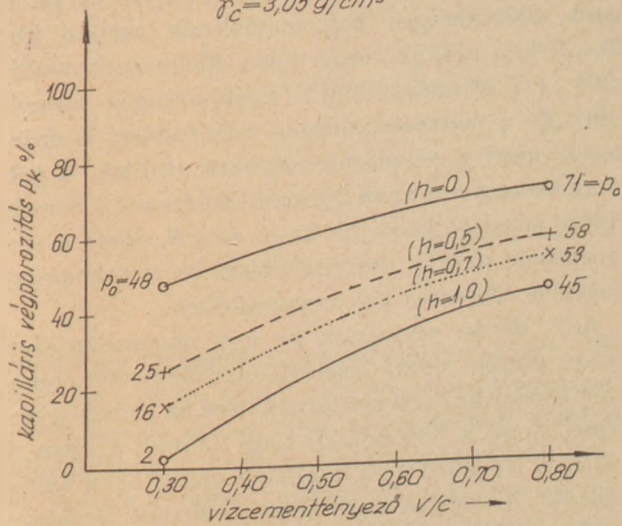
A teljesen hidratált cementkő szilárdsága
(Powers)



3. ábra

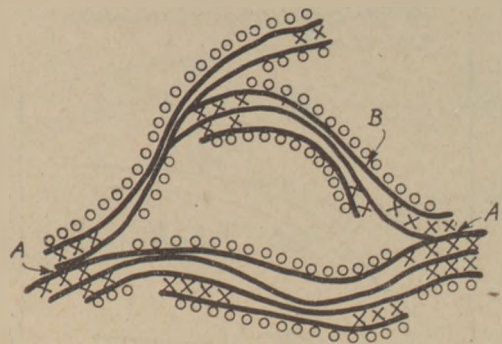
A cementkő kapillaris porozitásának változása a vízcementtényező és a hidratációs mérték függvényében

$$\rho_c = 3,05 \text{ g/cm}^3$$



4. ábra

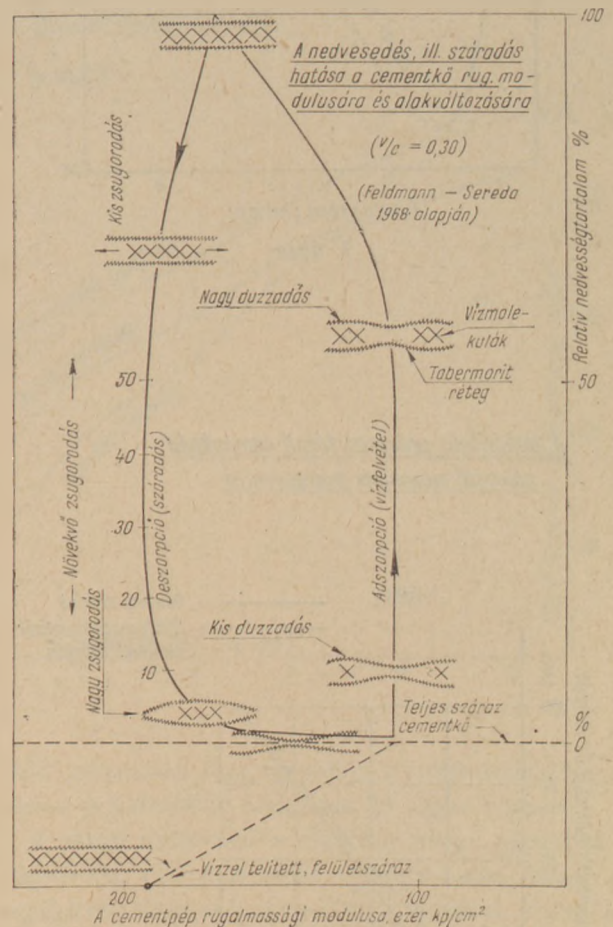
A CEMENTPÉP GÉLSZERKEZETÉNEK MODELLJE
(A TOBERMORIT SZERKEZETI SÉMÁJA ÉS A VÍZKÖTÉS ALAPJÁN) (Feldmann-Sereda 1968)



Magyarázat:

- A - szemcsék közti kötés (szilárd részek érintkezése)
- X - rétegek közti hidratvíz
- B - tobermorit rétegek
- o - fizikailag adszorbeált víz, felületi víz

5. ábra



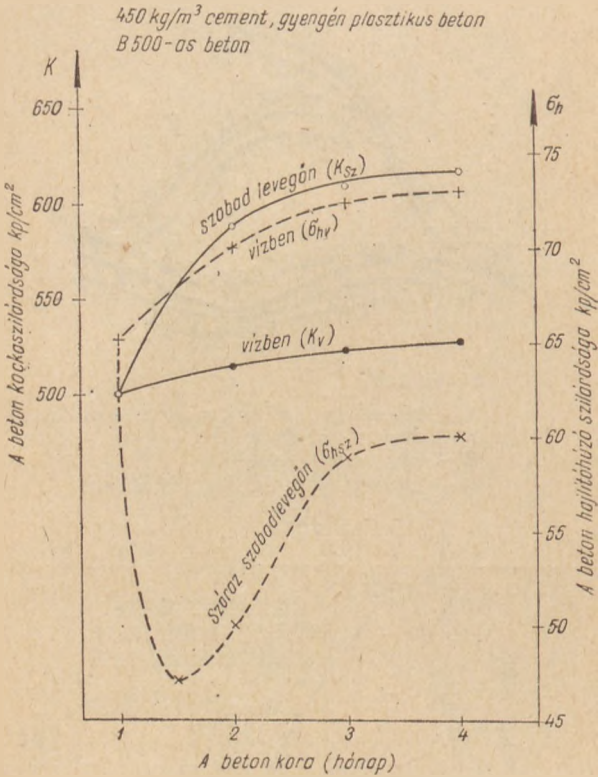
6. ábra

nem teljesen felületi erők, bár a hidratációs szerkezet felületének nagysága (gélfelület) döntően meghatározza a cementkő szilárdságát. Újabbán a két elmélet kompromisszumát elősegítik a reológiai kutatások (zsugorodás, lassú alakváltozás,

belső feszültségek hatása, mikroeffektek stb.) olyan eredményei, amelyek a deformációk részbeni megfordíthatóságával foglalkoznak.

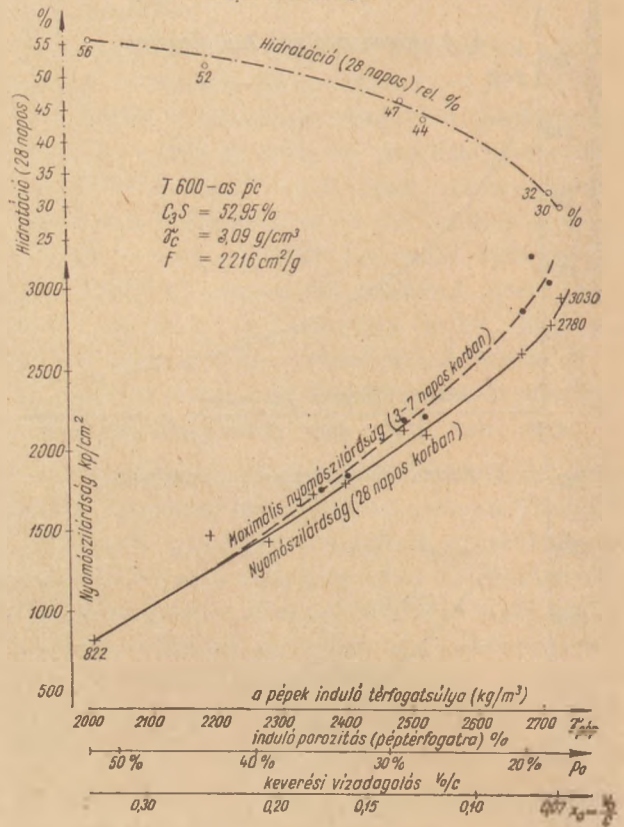
Ezek arra utalnak, hogy a hidratáció során mindkét fázis jelen van, de a hidratáció korai szakaszá-

A kapilláris víz szerepe a nyomó és hajlítóhúzó szilárdság alakulásában



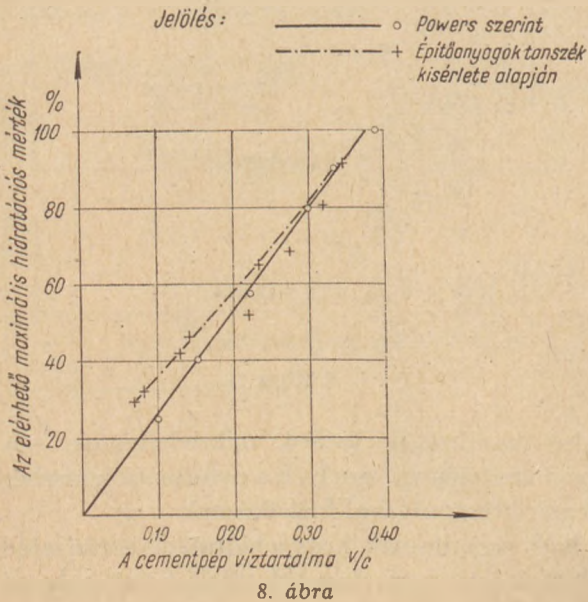
7. ábra

Péptömörség növelésének hatása a hidratációra és a nyomószilárdságra



9. ábra

A tömörített, nedvesen tárolt cementpép elérhető maximális hidratációja



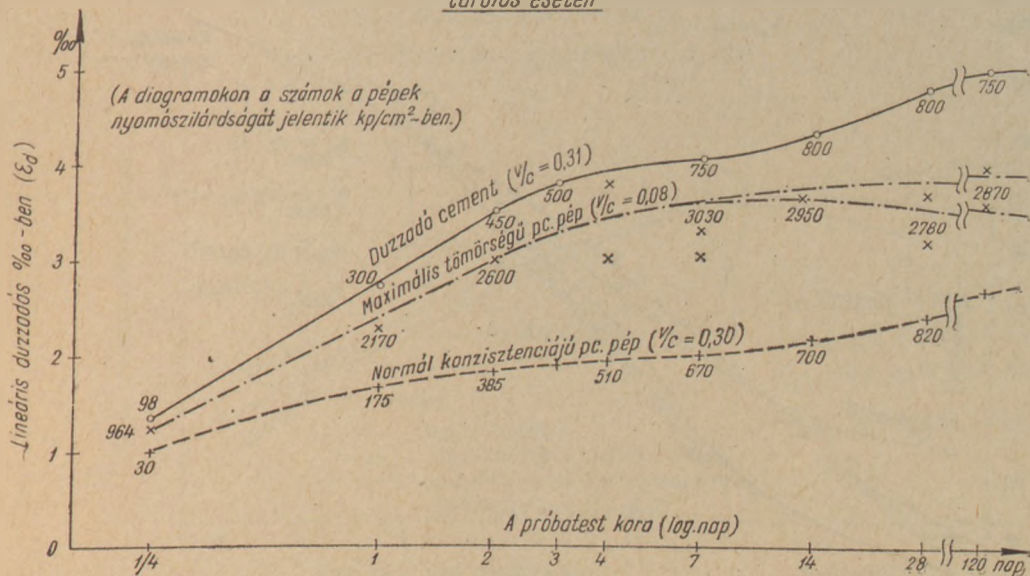
8. ábra

ban a gél-jelleg uralkodik, míg később a mikrokristályos szerkezet jellemzői erősödnek. Egy bizonyos, hogy a cementkőre a Boltzmann-féle ún. rugalmas öröklés elmélet nem érvényes és pl. a lassú alakváltozási deformációknak csupán kb. 60–70%-a alakul vissza (lásd Alekszandrovszkij 1969. évi előadását BME Építőanyagok tanszékén), de a nedvességmozgás más hatásai is érdekesek, mert a gél-tulajdonságokra utalnak. A gél-szerkezet számos modellje közül Feldmann—Sereda (1968) sémáját közöljük az 5. és a 6. ábrán a vízmozgások okozta deformációkat és rugalmassági modulus változást egy cementkőben.

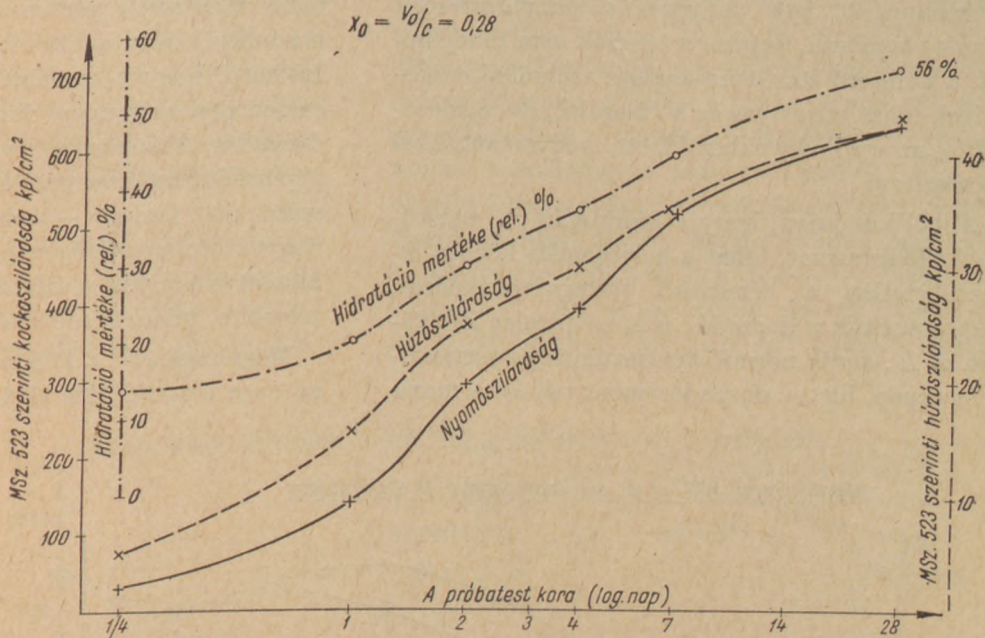
A 7. ábrán mutatunk be egy nagyszilárdságú beton esetén olyan kísérleti eredményeket, amelyek gyakorlati értéket adnak arra az ismert jelenségre, hogy a betonoknál még idősebb korban is változik a szilárdság a kapilláris víztartalom változásával. Általában a száradás a nyomószilárdságot növeli, a húzószilárdságot csökkenti. Ugyanakkor ezek a vízmozgások a hidratáció mértékét már alig változtatják. Végül is ezek a jelenségek akkor válnak a porózus anyagok lényeges jellemzőivé, ha nagy a kapilláris porozitása az adott anyagnak.

A cementkő hidratációját szinte minden gyakorlati v/c tartományban gátoltnak lehet felfogni a

Különböző cementpépek duzzadása a szerkezetkialakulás korai időszakában vizalatti tárolás esetén



T 600 pc hidratációja és szilárdulása (MSz 523)

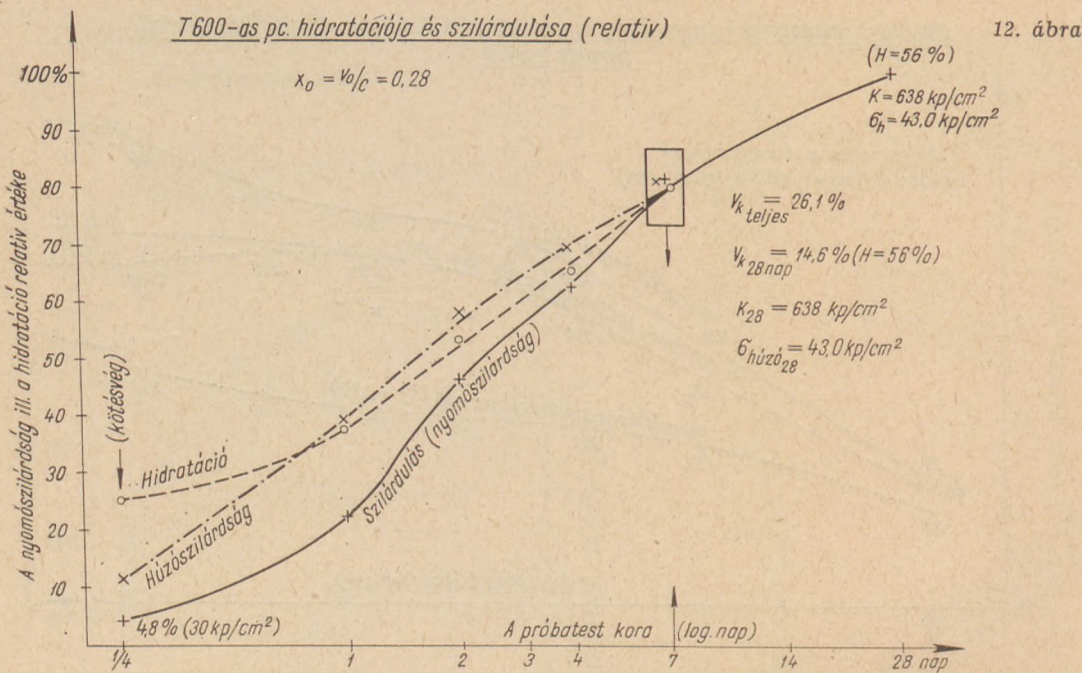


11. ábra

hidratációs termékek nagy helyigénye miatt. Elméletileg csak kb. 0,38–0,42 vízcementtényezőnél kisebb értékek esetén nincs elegendő hely a teljes hidratációhoz. A 8. ábrán Powers és az Építőanyagok tanszék kísérleteit értékeltük, a 9. ábrán pedig saját mérések alapján e tanulmány lényegét illető problémákat mutatunk be. A 8. ábrán a két diagram közötti eltérés oka részben a térfogatátulás (duzzadás) elhanyagolása nálunk, másrészt valószínűen a hidratációs mérték meghatározásában rejlő eltérések. A 9. ábrán látható egy hazai portlandcementpép változó és egyre csökkenő in-

duló porozitása függvényében a nyomószilárdság, illetve a hidratáció alakulása 28 napos korban.

A gátolt hidratáció a nagytömörű pépekben, vagyis kb. $v/c = 0,20$ alatt — még a hazai viszonylag durván őrlött cement esetén is kialakul. A tömör pépek szilárdságát tehát nem a kapillaris végporozitás fogja gyakorlatilag meghatározni, hanem a hidratációs szerkezet ún. gélporozitása és a cementkő belső alakváltozásai, továbbá az ezekből keletkező szövetsérülések és belső feszültségek. Mivel a cementkő határszilárdsága szempontjából fontos a technikailag elérhető maximális szilárdság

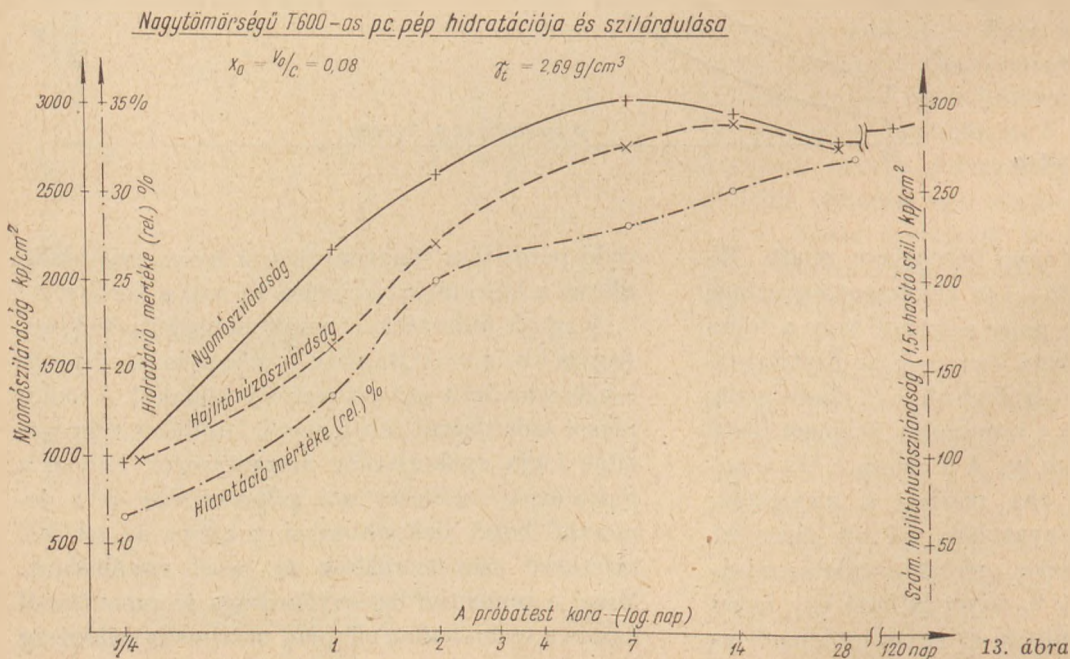


megállapítása, igen lényeges a nagytömörségű pépek vizsgálata. Sajnos, a tanszék nem rendelkezik a korszerű struktúra-analízis technikai eszközeivel, tehát szegényes ez a vizsgálat, de megkísérjük az eredményekhez fűzött magyarázatokkal kiegészíteni.

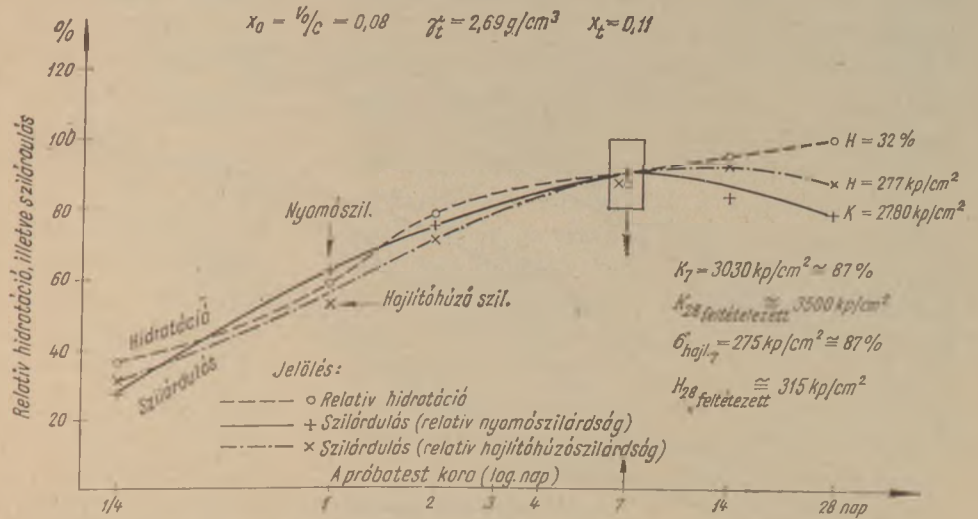
Abból kiindulva, hogy a hidratáció ún. nem-illeszkedő folyamat, tehát a helycsinálás közben elkerülhetetlen a cementkő térfogatnövekedése, megvizsgáltuk a duzzadás és a szilárdulás lefolyását. A 10. ábrán normál konzisztenciájú portlandcementpép, illetve duzzadócementpép és a maxi-

mális tömörségű portlandcementpép duzzadását hasonlítjuk össze a kötés kezdetétől 28 napos korig. Látható, hogy a maximális tömörségű portlandcementpép elég nagy duzzadású és igen korai a duzzadás, különösen, ha a pép kora helyett a pép szilárdságát vesszük alapul (lásd diagramra írt számokat). Ismert — a duzzadócementeknél is —, hogy a cementpép igen korai duzzadása tömörítő hatású és előnyös. A duzzadás azonban annál előnytelenebb, minél később következik be.

Megvizsgáltuk a közönséges cementpép, illetve az ezen alapuló MSz 523. szerinti földnedves ha-



Nagytömörű T600-as pc. pép hidratációja és szilárdulása (relatív)

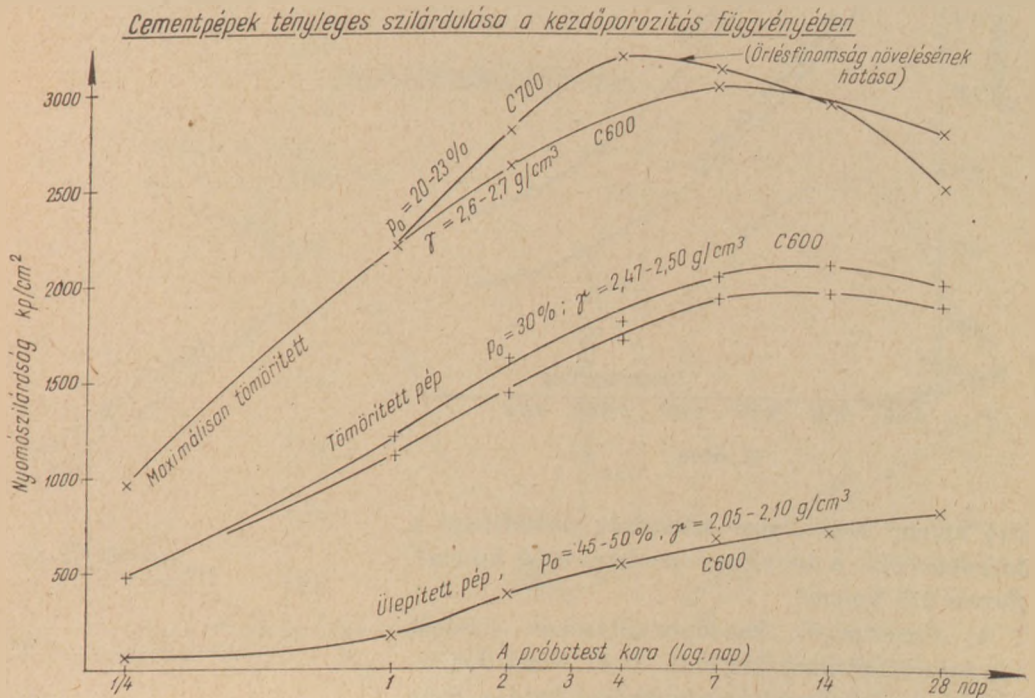


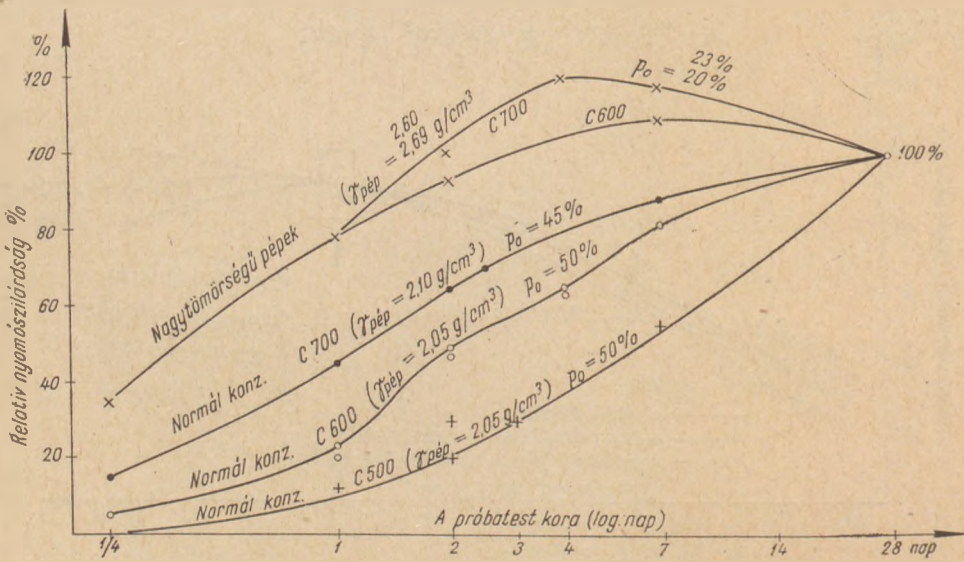
barcs szilárdulási és hidratációs folyamatát (lásd 11. ábra). Ezeket feldolgoztuk relatív értékekre, a 28 napos értéket 100%-nak véve a 12. ábrán. Látható, hogy a korai hidratáció intenzívebb, mint a korai szilárdulás, különösen a nyomószilárdságot illetően és a két folyamat csak kb. 7 napos korra kerül egyezésbe (fedésbe). A korai húzószilárdság nagyobb mértékben nő, mint a korai nyomószilárdság.

Ismert az irodalomból és saját kutatásokból, hogy ez a jelenség kapcsolatban van a hidratációs szerkezettel, vagyis azzal, hogy kezdetben a gélfázisok nőnek, ami a húzószilárdságra előnyösebb,

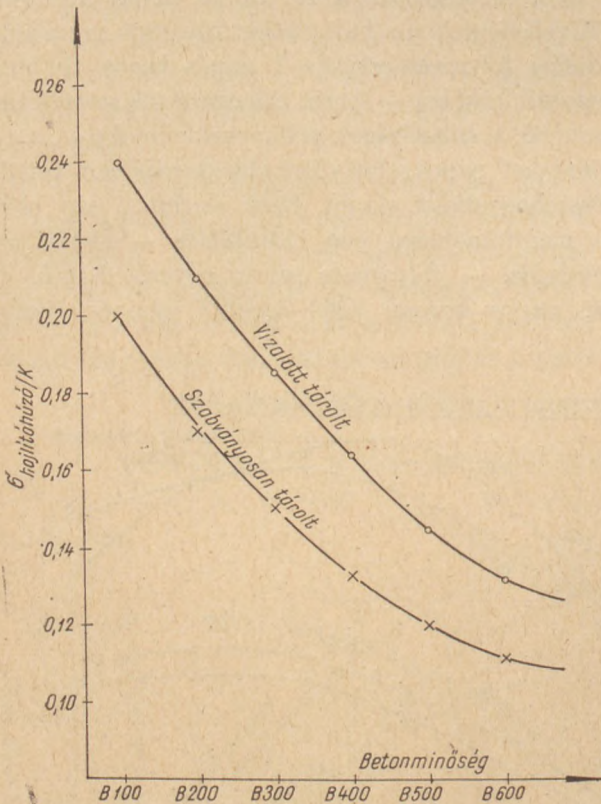
szemben a kristályos fázisokkal, amelyek a nyomószilárdságot jobban növelik.

A nagytömörű cementpép hasonló vizsgálatának eredményeit a 13. és 14. ábrán közöljük. Mivel ez esetben a hidratációs folyamat és a szilárdulási folyamat görbéje 7 napos koron túl nem egyező lefutású — (mert a hidratációs mérték lassan nő, a szilárdságok pedig csökkennek) —, a 14. ábrán a 7 napos relatív hidratációs mértéket vettük összehasonlítási alapul. Ezek szerint 7 nap előtt a nagytömörű pép hidratációs — illetve szilárdulási — folyamata szinte egyező ütemű, de 28 napos korban 3500 kp/cm² nyomó-, illetve





A hajlítóhúzószilárdság és a nyomószilárdság viszonya a betonminőségtől és a nedvesen tartástól függően



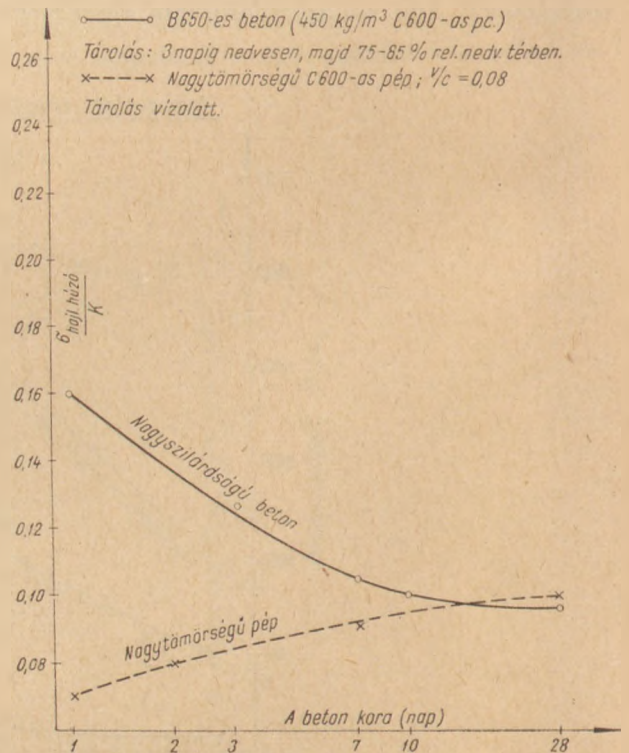
17. ábra

315 kp/cm² hajlítóhúzó szilárdság számítható a hidratációból, a tényleges azonban 3030 kp/cm², illetve 275 kp/cm².

A cementpékek kezdőporozitásának hatását ugyanezen folyamatokra a 15. és 16. ábrán dolgoztuk fel. Az őrlésfinomság növelésének hatása, hogy

maximálisan tömörített pékekben elsősorban a maximális nyomószilárdság kialakulását gyorsítja (lásd 15. ábra), de a további szilárdságnövelő hatása elenyésző. (A kísérletekhez C 700-as jelzésű, de ténylegesen földnedves vizsgálattal MSz 523 szerint 740 kp/cm² szilárdságú cementet használtunk, amelynek őrlésfinomsága 4400 cm²/g Blaine felület.) A péptömörség növelés végül is nemcsak

A hajlítóhúzószilárdság és a nyomószilárdság viszonya nagyszilárdságú cementkőnél



18. ábra

a végszilárdságot növelte meg, hanem a szilárdulást is meggyorsította. Nemcsak az itt ismertetett T 600-as portlandcementtel végeztünk hasonló kísérleteket, hanem a DCM 600-as, a DCM 500-as pc., DCM 500-as kohósalak pc., a bélapátfalvi 500-as pc. és a selypi fehér portlandcementtel is, amely utóbbi erősen duzzadt víz alatt.

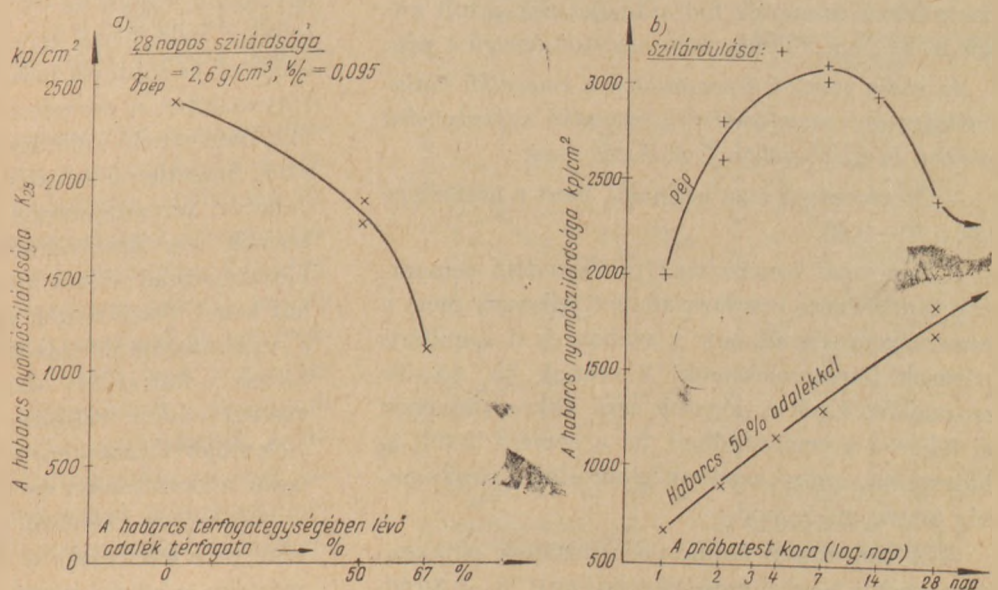
A kísérleti eredmények sorában érdekes lehet a húzószilárdságok alakulása, mert a szilárduló cementkő szerkezeti hibái döntően húzó repedések, illetve törések. Kőszerű anyagoknál a húzószilárdság azért is lényeges, mert ezeknél a növekvő nyomószilárdsággal nem arányosan növekvő a húzószilárdság, sőt esetleg csökkenő. Előzőekben röviden kitértünk a húzószilárdságra a hidratációs folyamattal, illetve a cementkő, vagy beton kapilláris nedvességtartalmával kapcsolatban. A 17. és 18. ábrákon további adatokat közlünk. A húzó teherbírás hatását a hajlított próbatestek töréséből kapott hajlító-húzószilárdsággal, illetve annak a kockaszilárdsághoz viszonyított értékével fejezzük ki. Mivel a nagytömörségű pépeknél nyomó- és hasítószilárdságot mértünk, ez utóbbit átszámítottuk hajlító-húzószilárdságra. Ez vitatható, de az arányok tekintetében megengedhető, különösen a tendenciák kimutatására. Mivel tapasztaltuk a normál konzisztenciájú cementpépek előnyös húzószilárdságát a hidratáció korai időszakában, kiválasztottuk egy régebbi kísérlethől nagyszilárdságú betonsorozat eredményeit (B 650-es betonét) és összehasonlítottuk a nagytömörségű cementkő eredményeivel a 18. ábrán. Ezt az indokolta, hogy cementdús nagyszilárdságú betonhoz hasonlítva a szintén nagyszilárdságú, de erősen gátolt hidratá-

ciójú cementkő viselkedését valamiféle kapcsolatba akartuk egymással hozni. A két anyag szilárdulása között tapasztalható is hasonlóság olyan értelemben, hogy a nagy nyomószilárdsághoz aránylag kis hajlító-húzószilárdság tartozik. Lényeges különbség a két anyag között az, hogy a nem tömörített cementkő, illetve beton viszonylagos hajlító-húzószilárdsága a beton korának növekedésével csökken, ugyanakkor a nagytömörségű cementkőnél ez az arány a korral kezdetben nő, később alig változik. Nincs módunk a hidratációs termékek szerkezetének analizésére, ezért irodalmi magyarázattal élünk; Hsu—Slate (1968) szerint „a cementkő húzó- és nyomószilárdsága nem rokon tulajdonságok...” a pép húzószilárdságának növekedési üteme az első 10 napban általában gyorsabb, mint a nyomószilárdságé... e kettőre az első 30 napban nem írható fel hasonló jellegű szilárdulási egyenlet”.

Ezek a következtetések nem tömörített pépekre vonatkoznak. A nagytömörségű pépek esetében véleményünk szerint a hidratációs termékek struktúrája más lehet, mint akkor, ha van elég hely a kristályosodáshoz és az átrendeződéshez, amelyek feltehetően a húzó-teherbírást csökkentik, főképpen zsugorodással párosulva. Ez a duzzadó pép végig a korai időszak hajlító-húzószilárdság: nyomószilárdság arányát példázza, ugyanis a 18. ábrán nem adtuk meg az igen korai, $\frac{1}{4}$ napos értéket, amely ugyanúgy 0,10 felett van, mint a 28 napos.

Végül a kísérleti rész ismertetését azzal zárjuk, hogy bemutatjuk a nagytömörségű cementhabarcs szilárdulását a 19. ábrán. A kvarchomok ada-

Nagytömörségű habarcsok



19. ábra

lékokkal készült habarcsokban az adalék térfogata 50 és 67% volt és a kitöltőhabarcs $2,6 \text{ g/cm}^3$ térfogatsúlyú, tehát igen nagy tömörségű. Az 50% adaléktartalmú habarcs nyomószilárdsága kb. 25%-kal, a 67% adaléktartalmúé pedig kb. 55%-kal csökkent a tiszta cementpép 28 napos nyomószilárdságához képest. A 19/b ábra azonban ennél érdekesebb tendenciát mutat be a szilárdulást illetően:

az 50% adaléktartalmú nagytömörű habarcs 1—28 nap között egyenletesen növeli a nyomószilárdságát, szemben a tiszta cementpép visszaforduló diagramjával. Feltehető, hogy a kétféle cementkő későbbi szilárdsága még közelebb kerül egymáshoz.

A különböző induló-porozitású cementpépek, illetve cementkövek struktúra analízise bonyolult feladat. Mikroszkópikusan vizsgálva duzzadási sérüléseket a nagytömörű pépeken, elsősorban az átlagosnál kb. 3—4-szer jobban duzzadó C 600-as fehér pc. esetében találtunk, de ezek is részben záródni látszanak a további vizes tárolás folyamán. A törésfelületek vizsgálata arra mutat, hogy a nagytömörű cementkőben a klinker törik, illetve szakad el a repedésekben és nem a tapadás merül ki. A hidratáció alatti sérülések, törések, illetve belső feszültség vizsgálatára modellkísérletek és mikroszerkezet vizsgálatok alkalmasak. Ilyeneket már folytattunk, de eredményekről még nem számolhatunk be. Sajnos, anyagi lehetőségeink nagyon korlátozottak, pedig úgy látjuk, hogy ez a téma a gyakorlat számára is hozhatna közvetlen eredményeket. Elsősorban azonban a gátolt hidratáció kémiai és fizikai jelenségeire fogunk további vizsgálatokat szervezni, mert a nagy-szilárdságú betonokban véleményünk szerint a finomórlésű cementek hidratációja már gátolt akkor is, ha nem különlegesen nagytömörű a pép.

Az eddig szerzett tapasztalatok a cementkő kialakulására és a nagytömörű cementkő szilárdságára röviden az alábbiakban foglalhatók össze:

— A cementpor laza halmazú, mert a tömörsége kb. 0,40—0,45.

— A normál konzisztenciájú ülepedett cementpép tömörségére is a laza állapot jellemző, mert a cementszemcsék úsznak a vízben és a kapilláris pórusok (szemcsehézagok) kitesznek kb. 45—50 százalékot. Ezek a pórusok csak akkor tűnnek el teljesen a cementkőben, ha a cement 100%-ig hidratálna, amire azonban gyakorlati örlésfinomság esetén nincs mód.

— A cementpép induló-porozitásának csökkentése, vagyis tömörítése gyakorlatilag 0,78—0,80 tö-

mörségig lehetséges. Ez a tömörség pl. homokos kavics adalékot véve alapul a frakciók célszerű megválasztásával elérhető kis tömörítéssel, de cementpépnél csak igen nagyfokú tömörítő munkával biztosítható.

— A maximális tömörségű cementpép gyorsan hidratál és szilárdul és a korai időszakban 2—7 napos korban elérhet kb. 3000 kp/cm^2 nyomószilárdságot, de későbbiekben a szilárdsága nem nő, hanem az esetek többségében kb. 10%-kal csökken. Ennek fő oka, hogy a hidratáció alatti duzzadás a cementkő nagy szilárdsága közben keletkezik és belső feszültségeket, illetve sérüléseket okoz. További okok a hidratációs struktúra eltérő voltában kereshetők.

— A külföldi kutatások érintették a gél- és a kristályos fázisok arányának szerepét is, a húzó- és nyomószilárdság eltérő jellegű diagramját a közönséges cementpépek korai szilárdulásakor, illetve nagytömörű pépek esetén.

— A nagytömörű pépek 7 napon túli hidratációjából arra lehet következtetni, hogy „a belső feszültségek esetleges csökkentés, kilengetése révén — vagyis kedvező reológiai folyamatot előidéző utókezeléssel — technikailag kb. 3500 kp/cm^2 nyomószilárdság, illetve kb. 320 kp/cm^2 hajlító-húzószilárdság érhető el.

2. A cementkő határszilárdságának elméleti meghatározása

Ismert és az előzőekben is részletesen indokolt, hogy a cementkő szilárdtest szempontból inhomogén, nem folytonos, túlfeszített (nem feszültségmentes), sérült (anyaghibás és repedezett) struktúrájú porózus anyag. A cementkőben levő erőegyensúly, vagyis az anyag terhelése esetén a külső erőkkel való belső erőegyensúly bonyolult belső erőjáték és sokfajta belső deformáció révén áll be. Ugyanakkor a terheletlen cementkőben is többféle deformáció keletkezik a hidratáció alatt, sőt, attól függetlenül és ezek egészen a törésig igénybe vehetők, pl. zsugorodás, duzzadás, a hidratációs termék nem-illeszkedéséből keletkező feszültségek, hidratációs hő okozta mozgások stb. A deformációkat kísérő feszültségek számítása igen nehéz, mert a rugalmassági jellemzők is változnak (pl. „E”-változása a hidratáció alatt, illetve a kapilláris nedvességtartalom változása esetén, a belső deformációk előjelváltozásakor stb.). Közismert a cementkő lassú alakváltozása és ebből a belső feszültségek ernyedése (csökkenése), de ismeretlen ennek a mértéke, pl. a lassú alakváltozás megfordíthatóságának mértéke, a húzási-kúszás stb.

Mindezek megnehezítik az ideális, tehát hiba-, és pórusmentes anyag szilárdságának elméleti meghatározását, illetve az egyszerűen vizsgálható modell megalkotását.

A természetben előforduló hasonlóan bonyolult jelenségeket a lényeges paraméterekre leegyszerűsítve modelleket lehet készíteni, amelyek az alapvető összefüggéseket feltétlenül tartalmazó elméleti konstrukciók. A modell szükségszerű, bár nehézségeket jelent és előreveti a tévedések lehetőségét. A modell alapján nyert képletek, összefüggések általában nem pontos, hanem relatív értékeket adnak, elsősorban tendenciák megállapítására jók. A jó modellhez tudni kell a lényeges jelenségeket, anyagtulajdonságokat. Egy anyag többféle tulajdonságának meghatározására különböző, egymástól eltérő modellt is lehet alkotni. A cementkő anyagmodelljénél a fémekre, illetve kristályokra jellemző atomos-modellek nem alkalmazhatók, mert még a kötőerő sem tisztázott (részben felületi erő, részben kristályos anyagra jellemző kötések, továbbá különböző erősségű kémiai kötés van a cementkőben).

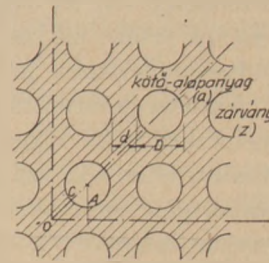
A cementkőre a szövetszerkezeti modellek alkalmasabbak lehetnek, de nincs olyan jól definiálva minden szövetelem, mint az ötvözeteknél, továbbá az anyaghibák és pórusok elosztása is problematikus.

Mérnöki modellként további egyszerűsítéssel az alapanyagot homogén anyagnak és benne szabályosan elosztott egyszemcsés gömb zárványokkal az idegen anyagot vagy a pórust — fel lehet építeni a cementkő modelljét. Ez a modell kiegészíthető olyan hipotézisekkel, amelyek figyelembe veszik az anyaghibák véletlenszerű eloszlásának hatásait. Sajnos, ez utóbbiakra még az ötvözeteknél történt próbálkozások is idáig csupán kevés gyakorlati eredményt hoztak (lásd Platthy disszertációját 1967).

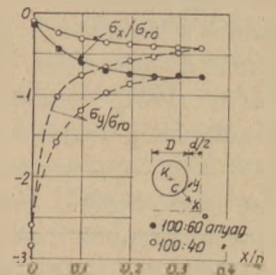
A cementkőnél nagy szerepe van a zsugorodásnak, duzzadásnak, továbbá a porozitásnak, a zárványoknak, a struktúra-kialakulás, a belső feszültségek, törések és a határszilárdságok szempontjából. Már ezek lemodellezése is lehetetlen, főleg térbeli modellel. A gömbzárványos térbeli modell matematikailag még nem értékelhető és mérésekkel nem közelíthető meg. Ezért ezek metszetét véve fel, síkbeli modellek vizsgálhatók a zárványok vagy nyílások okozta feszültségnövekedés, a feszültségkoncentráció szilárdságtanban ismert elmélete alapján, feszültségoptikai (fotoelasztikus) modellkísérletekkel, illetve matematikai (tisztán elméleti) úton.

A feszültségoptikai vizsgálatok a szilárdságtan ismert ellenőrző modellvizsgálatai a feszültségcsúcsok kimutatására fémeknél. Ezen síkbeli feszültségállapotra egyszerűsített modellek — bár újabban térbeli feszültségállapotot is kezdenek így vizsgálni. Műanyag lemezekből állnak a modellek, amelyeket szabályos elrendezésű körlyukak gyengítenek. Ezeket terhelve és poláros fényben vizsgálva meghatározhatók a lemezben a belső feszültségek arányai — az ún. izoklin görbék a főfeszültségek arányát, az izokrom görbék, az egyenlő feszültségkülönbségek geometriai helyeit, a főfeszültségek trajektóriáit adják és a nyílások által okozott feszültségek maximális értékeit is meghatározhatjuk. Lényeges adat a környílások egymástól távolsága. Ilyen modell látható a 20/a ábrán. Újabban a cementkő és beton modelljénél az alapanyag és a zárványok (pl. hidratálatlan cement, vagy adalékanyag) rugalmassági modulusát is célszerűen választják meg. Ezt el lehet érni olyan modellel, melynek zárványanyaga előszilárdított műgyanta, amelyet utólag kiöntenek ugyanilyen műgyantával, aminek szilárdulását és rugalmassági modulusát a gyanta „térhálóítójával” és plasztifikátorral szabályozzák. Mivel a műgyanta a szil-

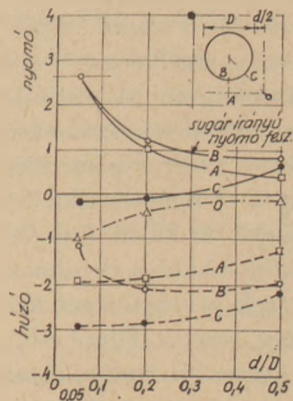
Zsugorodási (duzzadási) feszültségek modellben



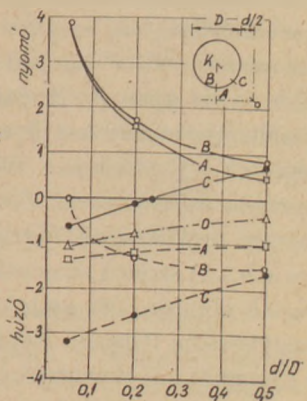
a) A cementkő modell keresztmetszetének sémája



b) Zsugorodási feszültség eloszlása a legnagyobb zárványtávolságban. ($d/D = 0,2$)



c) Feszültségarányok $E_a/E_z = 0,41$ esetén zsugorodásból



d) Feszültségarányok $E_a/E_z = 0,088$ esetén zsugorodásból

lárduulás alatt zsugorodik, ez. a modell alkalmas nemcsak terhelés közbeni, hanem zsugorodásból, vagy duzzadásból keletkező feszültségek kimérésére is. Bár az így kapott feszültségállapot nem pontosan ugyanaz, mint a háromdimenziójú tér-rács-szerint elhelyezett gömbzárvány esetén, közel áll a valósághoz. A cementkő lassú alakváltozását azonban nem sikerült még bevinni a modellbe. Számos modell közül Theocaris-Konfopoulos (1969) modellje igen célszerű, mert $E_{alap}/E_{zárvány} = 0,08-0,41$ határok között a betont alkotó két anyag lehetséges rugalmassági modulusait megpróbálja figyelembe venni. A feszültségcsúcsok szempontjából a lyukak, illetve zárványok egymástóli távolsága lényeges, vagyis a d/D viszony. A cementkőben a zárvány gyakorlatilag soha sem érintkezik, tehát minimálisan $d/D = 0,05$ értékig érdemes vizsgálni. Ismeretes lemezeknél, hogy a kis réstávolság általában növeli a feszültségkoncentrációt. Az előbbi szerzők kísérletei szerint a feszültségnövekedés a $20/b.-c.-d.$ ábrák szerint alakul zsugorodásból és fordított előjellel duzzadásból. A $20/b.$ ábrán a két szemcse közötti maximális távolság mentén, a többi ábrán pedig a zárványfelület és az alapanvag $2-2$ pontján látható a feszültségárányok alakulása. Ezek szerint kis réstávoknál a feszültséggyűjtő helyek egyre inkább a zárványfelületek. Ez egyezik azzal a tapasztalattal, hogy a szemcsék határfelületén lép fel előbb repedés a betonban is. A csúcsok értéke kis réstávoknál $2-3,8$ szoros feszültségnövekedést jelez. Szavin (1951) szerint a feszültségkoncentráció maximuma a nyílások elhelyezkedésétől függően $2,65-3,00-4,67$ -szeres. Mindenesetre arra számítani lehet, hogy a nagytömörségű cementkőben a nyílásviszonyok a gélporusokat tekintve $0,2-0,3$ körüliek, de a szemcsezárványok ennél közelebb vannak, tehát a modellkísérletek szerint a cementkőben $3-4$ -szeres feszültségkoncentráció is lehet.

A feszültségkoncentrációk matematikai elemzése szilárdságtani megfontolásokon alapul. Elméleti modellje általában síklemez, amelyet egy vagy több nyílás gyengít. Rugalmasságtani alapon álló feszültségszámításokat ilyen modelleken számosan végeztek. Plasztikus, illetve merev-plasztikus anyagok számításával főleg a talajmechanika területén foglalkoztak (Terzaghi, Fröhlich, Rendulicz stb.). A szilárd cementkőre inkább a rugalmasságtan alapján álló számítások átvehetőségét kell megvizsgálni (Olszak, Neuber, Szavin, Föppl stb.). A matematikai elemzések egyszerűbb típusai olyan modellekre vonatkoznak, amelyekben egyetlen nyílás okoz feszültségkoncentrációt. A nyílás kör alakú vagy főtengelyével (t) és a hozzátartozó görbületi

sugárral (r) megadott ellipszis. A Hooke-törvény alapján a síkban terhelt lemezben a maximális feszültség a Neuber végeredményei szerint egyetlen nyílás esetén:

(a lemez tengelyére merőlegesen álló elliptikus hossznyílás esetén az átlagfeszültséghez viszonyítva)

$$\frac{\sigma_{max}}{\sigma} = 1 + 2 \sqrt{\frac{t}{r}} = 3 \rightarrow 11$$

kör alakú nyílás esetén tehát

$$\frac{\sigma_{max}}{\sigma} = 3$$

Kétirányban rendezett, egyenlő átmérőjű (D) és távolságú (d) környílások esetén Szavin oldotta meg ezt a szilárdságtani feladatot Fredholm-féle másodrendű integrálegyenletre visszavezetve. Úgy tudta csak a problémát általánosítani, hogy kétirányban szimmetrikus elrendezésű környílásokat tételezett fel. A számítások a d/D viszony függvényében eltérő nagyságú feszültségcsúcsokat adtak:

$d/D = 1/3$ esetén $\frac{\sigma_{max}}{\sigma} = 2,65$ eredményt kaptak.

A matematikai számítások tehát — a fotoelasztikus kísérletekkel egyezően — szabályos eloszlású több nyílás esetén kisebb feszültségkoncentrációt adnak, mint akkor, ha a pórus egyetlen nyílással jelentkezik. Ami a két módszernél nem egyezés, az a nyílások egymástóli távolságának szerepe, amely a modelleken végzett mérések szerint növeli a feszültségkoncentrációt, az előbbi matematikai számítások szerint azonban csökkenti. (Megjegyezhető azonban, hogy a kísérleteknél általában nagyobb feszültségkoncentrációt mértek, mint a matematikailag számított érték.)

Néhány összehasonlítás a feszültségkoncentráció arányára:

	Foto-elasztikus kísérletből	Matematikai számításokból
Egyetlen környílás esetén	3,2—3,4	3,00
Több környílás esetén		
$d/D = 1/3$	3,6—4,7	2,65
Több környílás esetén		
$d/D = 1/4$	4,2—4,8	2,50

Térbeli elrendezés esetén (újabb kísérletek szerint) a feszültségcsúcsok valamivel kisebbek, mint síkbeli modellnél. Mindenesetre feltehető, hogy a szorzószám $2,5$ és $3,0$ közötti.

Sajnos, ezek a számítások, illetve modellek nem tartalmazzák a lassú alakváltozást és azt, hogy a feszültségcsúcsokat okozó alakváltozások elérik a képlékeny zónát, tehát az alakváltozások egy része nem kelt feszültséget. Mivel mérni csak alakváltozást tudunk, a belső feszültségek számításánál legfeljebb célszerűen redukált rugalmassági tényezővel lehet operálni.

A legfontosabb azonban annak figyelembe vétele lenne, hogy a modellek túlságosan idealizáltak, ugyanis a tényleges struktúrában a pórusok, zárványok, repedések alakja nem gömb, és az eloszlás sem szabályos.

Az is köztudott, hogy a cementkő struktúráját, illetve annak szilárd részét felépítő anyagok elemi szilárdságára még közelítő értékek sem állnak rendelkezésre. Tehát olyan számításokra, mint üvegeknel a Griffith-féle, vagy ötvözeteknél a mikrostruktúra hibáin alapuló elméletek, a cementkő esetében nem lehet alapozni.

Végső sorban arról van szó, hogy a teljesen hidratált cementkő olyan struktúrájára, amelyben kapilláris porozitás nincs, csak gélpórus, illetve olyan szövetszerkezetre, amelyben a gátolt hidratáció miatt hidratálatlan cementzárványok is vannak, mekkora határszilárdság vehető fel.

Ugyancsak megfontolást igényel a hidratáció közbeni alakváltozások (duzzadás, zsugorodás) hatásainak figyelembe vétele.

Powers kísérletei szerint a teljesen hidratált cementkő szilárdsága $v/c=0,30$ esetén kb. 2400 kp/cm^2 volt. Ehhez kb. $p_0=48\%$ indulóporozitás és $p=2\%$ kapilláris végporozitás tartozott. A 3/b. ábra diagramjából a felső rész meghosszabbításával kb. 2600 kp/cm^2 szilárdság következtethető a kapilláris pórus nélküli cementkőre. Ugyanakkor a $v/c=0,50$ vízcementtényezőjű pép teljes hidratációja kb. 25% kapilláris végporozitást eredményez és a cementkő szilárdsága ez esetben kb. 1000 kp/cm^2 . Szabályos és egyméretű gömbpórusokat feltételezve az utóbbinál kb. $d/D=0,28$ pórustávolság vehető, amit számítással kb. 2,65-szörös, modellkísérlettel kb. 3,6-szörös feszültségcsúcs jellemezne. Ugyanakkor $2600/1000=2,6$. Lehet, hogy ez véletlen közeli egyezés a számítással kapható 2,65-höz.

A nagy tömörségű cementpépben a kötő-massza modellje teljesen hidratált és kapilláris pórusokat nem tartalmazó anyag, amely körülveszi a nem hidratált cementszemcséket. A duzzadási feszültségek miatt a 14. ábrán javasoltuk a 28 napos tényleges szilárdság felemelését a 7 napon túli hidratáció arányában. Így 3500 kp/cm^2 szilárdsá-

got kaptunk. A nyomószilárdság növekedésének üteme azonban már 2 napon túl lelassul (lásd 14. ábra), tehát a végszilárdságot itt óvatosan becsültük. A nagy tömörségű pépben a duzzadást is figyelembe véve számításaink szerint csak akkor lehetett elegendő hely a mért 32% -os hidratáció termékei számára, ha a gélporozitás a Powersnél mért $25-28\%$ helyett csupán kb. 20% -os. Leszűkítve a problémát, a gátolt hidratációjú pép gélporozitásának kb. $20-30\%$ -os relatív csökkenésére, a fenti 2600 kp/cm^2 szilárdságot $0,8-0,7$ -del osztani lehet, tehát kb. 3600 kp/cm^2 érték jön ki. Ez azonban határszilárdságnak kevésnek bizonyul, mert a hidratálatlan cement granália-szilárdságát is figyelembe véve a zárványos anyagban 3500 kp/cm^2 szilárdságot számítottunk ki a kísérleteinkből. Feltehetően a Powers-féle pép duzzadása is befeszüléseket okoz. Ennek szilárdságcsökkentő hatását egyéb adat hiányában úgy vesszük, mint ahogyan a nagy tömörségű pépeknél jelentkezett. Ha ezt feltételezzük az általunk előbbieken kapott $3500/2800=1,25$ szorzóval, akkor a maximális tömörségű cementpép határszilárdságára kb. 4500 kp/cm^2 értéket kapunk. Ez lenne tehát szerintünk a kapilláris pórusokat nem tartalmazó, tömör cementkő elérhető szilárdsága. A mikrorepedések figyelembe vételét meg sem kíséreljük. Nyilvánvaló, hogy a repedésmentes cementkő határszilárdsága az előbbinél is nagyobb lenne, ha egyáltalán feltételezhetnénk ilyen ideális anyagot. Elismerjük, hogy ezek a számítások nagyon leegyszerűsítették a nagy tömörségű cementkő szerkezetét, de reméljük, hogy további kutatások pontosabb eredményekre fognak vezetni. További kutatásaink a beton modelljével, illetve struktúraelemzésével is foglalkoznak. A végső cél ugyanis a beton szerkezetkialakulásának előnyös befolyásolása, hogy jobb fizikai és technikai tulajdonságok alakuljanak ki. Ismeretes, hogy a fémek, illetve ötvözetek szerkezetének kialakulását már megfelelően szabályozni lehet. A betonoknál, különösen a gőzöléses szilárdulásgyorsítás esetén azonban éppen a szilárdítástechnológia ronthatja el a beton szerkezetét. Ebben a tanulmányban végül is azt állítjuk, hogy a cementkőnek még nagy szilárdsági tartalékai vannak, tehát a betonok fejlesztésének további lehetőségei valószínűek.

Kilián József: A cementkő határszilárdsága

A cementkő határszilárdsága a cementpép kezdőporozitása és a hidratációs szerkezet minősége függvényében kísérletileg megközelíthető. A nagy tömörségű cementpép maximális cementkőszilárdsága 3030 kp/cm^2 , a gátolt hidratációt figyelembe véve, a hasonló struk-

túrájú, de feszültségmentes cementkő feltételezett szilárdsága kb. 3500 kp/cm². A pórusok és zárványok hatásának közvetett figyelembevétele a kísérleti következtetések és az anyagmodellek matematikai analiziséből további kb. 25%-os növekedést jelenthet. A cementkő határszilárdsága, mint maximálisan elérhető érték végül is kb. 4500 kp/cm² lehet.

A cementkő korai hidratációja intenzívebb mint a szilárdulása. A normális hőmérsékleten szilárduló cementkőnél 7 napos korig a húzószilárdság jobban nő, mint a nyomószilárdság. A szilárdságok alakulásában nagy szerepük van a hidratációs alakváltozásoknak és belső feszültségeknek, illetve a heterogén-szerkezetben keletkező feszültségkoncentrációnak. A hidratációs alakváltozások nagyságán kívül fontos tényező a struktúra-alkotók rugalmassági modulusának aránya és nagysága. Az igen nagy tömörségű portland-cementpép víz alatti duzzadása a szilárdulás korai időszakában hasonló jellegű és nagyságú, mint a duzzadó-aluminát-cementeké. A nagy tömörségű cementpép végszilárdságát a cement őrlésfinomsága csak kis mértékben befolyásolja.

Й. Килиан: Предельная прочность цементного камня

Предельная прочность цементного камня может быть экспериментально определена в зависимости от начальной пористости и качества гидратационной структуры цементной пасты. Максимальная прочность цементного камня из цементной пасты высокой плотности — 3030 кгс/см², а предполагаемая прочность цементного камня аналогичной структуры, лишённого напряжений, с учётом ограниченной гидратации — примерно — 3500 кгс/см². Учитывая косвенно влияние наличия пор и включений, на основе экспериментальных результатов, а также математического анализа можно ожидать дальнейшего повышения прочности на 25%.

Таким образом предельную, максимально достигаемую прочность можно считать равной 4500 кгс/см².

Начальная гидратация цементного камня протекает более интенсивно, чем его твердение. Прочность при растяжении для цементного камня, твердеющего при нормальной температуре, до 7-дневного срока растёт интенсивнее, чем прочность при сжатии. На процесс формирования прочности большое влияние оказывают структурные изменения, происходящие в ходе гидратации, а также внутренние напряжения, т. е. концентрации напряжений, возникающие в гетерогенной структуре. Важным фактором является также соотношение и величина коэффициентов упругости различных структурных составляющих. Расширение портландцементной пасты очень высокой плотности при хранении под водой в начальный период твердения аналогично расширяющемуся алюминатному цементу. Тонкость помола цемента не оказывает существенного влияния на конечную прочность цементной пасты высокой плотности.

Kilián, József: Grenzfestigkeit des Zementsteins

Die Grenzfestigkeit des Zementsteins kann in Funktion der Anfangsporosität des Zementbreis und der Qualität des Hydratationsgefüges annähernd festgestellt werden. Der Höchstwert der Zementfestigkeit eines hochdichten Zementbreis beträgt 3030 kp/cm², dennoch beträgt die hypothetische Festigkeit eines Zementsteins gleicher Struktur frei von Spannungen — mit Rücksicht auf die gehemmte Hydratation — etwa 3500 kp/cm². Die Einwirkung von Poren und Einlagerungen kann eine weitere Zunahme von 25% herbeiführen. Der mögliche Grenzwert der Festigkeit stellt sich letzten Endes auf 4500 kp/cm².

Die frühe Hydratation des Zementsteins verläuft intensiver als das Abbinden. Im Falle eines bei normaler Temperatur abbindenden Zementsteins nimmt die Zugfestigkeit bis zum Alter von sieben Tagen stärker zu als die Druckfestigkeit. Bei der Gestaltung der Festigkeiten spielen die Formveränderungen gelegentlich der Hydratation und die inneren Spannungen, beziehungsweise die in der heterogenen Struktur entstehende Festigkeitskonzentration eine gewichtige Rolle. Außer dem Ausmaß der Formänderungen gelegentlich der Hydratation sind Größe und Verhältnis des Elastizitätsmoduls der strukturbildenden Komponenten Faktoren von Wichtigkeit. Bei einem Portlandzementbrei überaus hoher Dichtigkeit ist das Schwellen in Wasser von ähnlichem Ausmaß und Charakter deren von Aluminatzementen. Die Endfestigkeit eines Zementbreis wird durch die Mahlfeinheit nur wenig beeinflusst. (S. G.).

Kilián, József: Ultimate Strength of Cement Stone

The ultimate strength of cement stone can be approached experimentally if the starting porosity and the quality of hydration structure are known. Ultimate strength of high-density cement stone, with restrained hydration taken into consideration is approx. 3030 kgf/sq.cm., while the maximum strength of a cement stone with similar structure, but without internal stresses amount approx. 3500 kgf/sq.cm. A further mathematical analysis of material models and of experimental data showed that giving indirect allowances for the effect of inclusions and pores a further increase of 25% may be stated, giving the final ultimate value of 4500 kgf/sq.cm. as a maximum. The initial hydration of cement stone is more intensive than its hardening. Until about seven days of initial hydration the increase of tensile strength is higher than that of compressive strength. Strengths are affected to a high extent by hydration-induced shape changes and internal stresses, further by stress concentrations which are consequences of the heterogeneous structure. The ratio and extent of elastic moduli of structure-forming components are important factors too. Portland cement paste of very high density shows similar swelling during underwater curing as do aluminous cements. Final strength of high-density cement pastes is only slightly affected by the grinding fineness of the cement.

Avanturinmáz kísérletek Magyarországon a XIX. század végén

GROFCSIK JÁNOS
és KATONA IMRE
Szilikátipari Központi
Kutató- és Tervezőintézet,
Budapest

Az avanturinmáz tulajdonképpen a kristálymázakhoz tartozik. A kristálymázaknál azonban a kristályos kiválások a máz felületén jelentkeznek, az avanturinmáznál pedig a csillogó vasoxid kristályok a mázban „úsznak”, a máz felülete sima és fényes. A máz elnevezése egy Avanturin nevű kvarc fajtától származik, melyben beágyazott vascsillám pikkelyek villognak, vagy a rajta levő repedésekben vasoxid kristályok pompás csillogást mutatnak. Az avanturinkvarc utánzása céljából készítettek mesterséges avanturint is. Ez világosbarna színű átlátszó üveg, mely szépen csillogó vasoxid kristály lemezekkel van telítve.

Avanturinmázat porcelánra Wöhler és Wächter közöltek, egy 1849-ből származó előírás alapján (Annalen der Chemie und Pharmacie), de az ő előírásuk alapján később sem sikerült avanturinmázat előállítani (Thonindustrie Zeitung 1890. 170. old. és Thonindustrie Zeitung 1896. 219. old.).

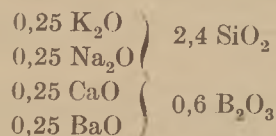
Az 1889. évi Párizsi Világkiállításon a Davis Collamore és tsa. tulajdonát képező Rockwood Pottery Cincinnati (Ohio) cég mutatott be szép avanturinmázos tárgyakat, melyek ott nagy felhajtást keltettek. Ennek az amerikai cégnek csepepe vörös színű tömörre égetett agyagból állt.

A két nagy magyar keramikus Wartha és Petrik egyaránt felfigyeltek az 1889-i párizsi kiállításon a Rockwood Pottery avanturinmázára éppúgy, mint előzőleg az 1887. évi világkiállításon Massier francia gyáros redukációs rézlüsterére.

Wartha kísérleti úton igyekezett az avanturinmáz természetére vonatkozólag felvilágosítást nyerni. Miután az avanturinmázat egy vasoxiddal kevert bórax tartalmú üvegnek vélte, megvizsgálta a vörös vasoxid (Colcothar) és bórax együttes viselkedését úgy, hogy bóraxot növekvő mennyiségben vasoxiddal platina tégelyben összeolvasztott. Így sikerült neki avanturinmázhoz ha-

sonló bórüveget előállítani. A csillogó vasoxid kristályok hematitból (Fe_2O_3) álltak, melyek hasonlóak voltak a természetes vascsillámhoz. A bóraxüvegből ezeket hígított kénsavval el tudta különíteni.

Wartha próbálkozott a Seger által leírt ólommentes 010 Sk-nál olvadó kőedénymázba, melynek képlete:



növekvő mennyiségben vasoxidot, majd uranoxidot adagolni. Kísérletei nem jártak sikerrel.

Megpróbált oly módon is eljárni, hogy az edényt részben vasoxiddal, részben uranoxiddal angobírozta és színezett bórax tartalmú mázzal leöntötte. Kiegetés után itt-ott aranyfényű csillogás volt látható. Kísérleteiről szóló közleményei a Chemiker Zeitung 1890. 21-ik számában, a Thonindustrie Zeitung 1890. évfolyam 170. oldalán és a Spreschsaal 1890. évfolyam 236. oldalán jelentek meg.

Petrik, mint az „Iparügyek” c. folyóirat 1890. április 15-i száma írja: „A m. kir. Technológiai Iparmúzeumban 1890. január 21-én Az AGYAG ÉS ÜVEGIPAR címen tartott előadásában a párizsi világkiállítás technológiai újdonságáról szólva nemcsak a technika pusztá ismertetésére szorítkozott, hanem egyúttal a két technikával tett saját kísérleteit is bemutatta. Amint utólag értesülünk róla, a mágocsi agyagipari tanműhelyben előadó utasításai szerint már hozzáfogtak az avanturinmázos edények gyárilag való készítéséhez, a fémfényű fayance előállítására pedig egy másik hazai gyárban folynak a kísérletek a tanár utasításai szerint úgy, hogy e két újdonság remélhetőleg már a legközelebb a piacra is fog kerülni.”

A mágocsi agyagipari tanműhely 1887—90. évi értesítőjében (Pécs, 1890) ezeket olvashatjuk az avanturinmázzról: „Az iskola történetéhez tartozik még annak is megemlítése, hogy az 1889-iki párisi vilákiállításán figyelmet keltett amerikai avanturinmáz as edényeknek máz előállításí módját Petrik Lajos tanár kísérletezés útján kitalálván, ezt az iskola szaktanítójával megismertette, s így ezen kerámiai újdonság előállításí módja ez idő szerint iskolánk titkát képezi”. Radisics Jenő Dallamarre—Didot ajándékát méltató nagyszabású tanulmányában az elmondottakat nem tudván, azt írja, hogy „az avanturinmáz mibenlétét Wartha Vincze publikálta hazánkban először a Chemiker Zeitung 1890. 21. számában. Petrik Lajos pedig készített is effajta mázzal sikerült kísérleteket”. Erre úgylátszik Petrik tiltakozott, s követelte Radisicstól a korrekciót. A Művészi Ipar 1890. 141. oldalán a „Különfélék” rovatban meg is jelent a szerkesztőség esetleges vitát elhárító nyilatkozata, melyet szószerint idézünk: „A Művészi Ipar ez évi folyamának 75. lapján, a Davis Collamore et. Co. cincinatii gyáros által, a párisi világtárlaton kiállított avanturin mázas edényekről szólva, a cikk írója a következő megjegyzést tette:

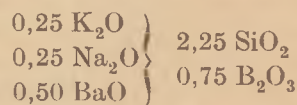
E máz mibenlétét Wartha Vincze publikálta hazánkban először a Chemiker Zeitung 1890. 21. számában. Petrik Lajos pedig készített is effajta mázzal kísérleteket.

A cikk írójának, midőn a két tényít ilyen sorrendben említette meg, nem volt szándéka azt állítani, hogy Wartha Vince úr előbb ismerte volna az avanturinmáz mivoltát. Nehogy azonban félreértés támadjon, kötelességünknek tartjuk kijelenteni, hogy Petrik Lajos úr ez év január havának elején avanturinmáz as edényeket készített és azokat a nm. m. kir. vallás- és közoktatásügyi minisztérium IX. ügyosztályának át is adta, s Wartha Vincze úrnak már volt tudomása e sikerült kísérletekről, midőn a máz tanulmányozásához fogott és összeállítását közzétette.”

Míg Wartha fentebb említett kísérletei nem jártak sok eredménnyel, Petrik készített is avanturinmáz as edényeket. Petrik ezután az avanturinmáz képződésének felderítésére vonatkozólag végzett kísérleteket.

Petrikkel egyidőben, de tőle függetlenül, a német Mäckler is jelentős lépést tett ez irányban. Mäckler is a Seger féle BaO tartalmú kőedénymázból indult ki, de evvel nem sikerült megfelelő vasoxid kristályokat kapni a mázban. Ő 100 sr máz-

hoz 35 sr Fe₂O₃-t adagolt. Továbbiakban egy könnyebben olvadó mázból indult ki.



amelybe ugyanolyan arányban kevert vasoxidot, mint a Seger-féle mázba. Ez a máz, bár mutatott valamelyes kristály csillogást, nem volt tökéletes, ezért Mäckler' más oxidációs fokon álló vasoxiddal, sőt fém vasreszelékkal is próbálkozott.

Egy keverék, melyben 100 gr mázhoz 12,9 Fe O-t és 14,3 Fe₂O₃-t adagolt, adta a legjobb eredményt, egy szép, átlátszó, egyenletes aranyfényű lemezekkel csillogó avanturin mázat.

Mäckler eddig leírt kísérleteit fehér kőedény cserépen végezte, majd a Rockwood-ihoz hasonló vörös cseréppel is kísérletezett. A cserepet 7—8 sk-nál égette. Ezen a tömör vörös cserépen a fenti avanturin máz hajszálrepedés nélkül tartott.

Mäckler kísérletezett króm-avanturinral és urán-avanturinral is, jó eredménnyel. Kísérletei a Thonindustrie Zeitung 1896. évfolyam 207. oldalán és Sprechsaal 1896. évfolyam 463. oldalán vannak leközölve.

Mäckler kísérletei alapján üzemileg is gyártottak avanturinmáz as edényeket Németországban. (Th. Pätsch Frankfurt, Berlini királyi Porcelán Manufaktúra.)

Petrik (1896. Thonindustrie Zeitung 275. old. és Sprechsaal 1896. évf. 548. old.) is azon a véleményen van, hogy a Rockwood avanturinkristályok csak vasoxidból (mesterséges hematit) állanak, de nem a lehűléskor képződik a kristály kiválás, hanem a kristályok a mázba vannak beolvasztva és csak kismértékű utókristályosodás lép fel. Ezért ő megpróbálkozott mesterséges kristályos vasoxid előállításával. Vízmentes vasszulfátot összeolvasztott konyhasóval, majd az olvadékot vízzel kilúgozta és így 1—2 mm nagyságú kristálylemezeket kapott. Ezek a kis kristályok alig olvadnak fel egy nehezen olvadó mázban és avanturinmázt adnak. Ennek azonban hibája, hogy a vasoxid kristálykáktól az amúgy is nehezen olvadó máz olvadásponjtja még emelkedik és a máz fénytelen lesz.

Petrik kísérleteihez ólommentes kőedénymázat használt. Könnyen olvadó mázban viszont a mesterséges vasoxid kristályok feloldódnak, de hasonló szintónust mutatnak, mint a Rockwood-máz. Petrik ezért az edényt kétszer mázolta, először a mesterséges vasoxid kristályokat tartalmazó kőedénymázzal, másodsor egy könnyen olvadó ólmos mázzal. (PbO 1,7 SiO₂.)

Ilyen módon szép avanturinmázat kapott.

Kaliumbikromatnak konyhasóval való összeolvasztása útján Petrik kristályos krómoxidot állított elő, melyet krómavanturinmáz készítéséhez használt.

Petrik véleménye szerint avanturinmáz a kristályos fénoxidnak egyszerűen a mázba való keverésével előállítható. Bruno Kerl (Handbuch der Gesammten Thonwarenindustrie c. könyvének 1296. oldalán) ezt nem vonja kétségbe, de szerinte a Rockwood avanturinok nem ilyen módon készültek, vagyis a kristályok nemcsak mechanikailag vannak a mázba keverve, illetve beolvasztva, hanem ezen kívül még valódi kristályosodás is előáll a mázban, mint ahogyan ezt Mäckler is állította. Míg Petrik eljárása szerint viszonylag nagy egyenetlen nagyságú és egyenetlesen eloszlott kristályok vannak a mázban, részben kissé oldódva, addig a valódi Rockwood hatású mázban a kristályok kiválása nem egyenetlen, helyenként több vagy kevesebb, és különböző nagyságúak. Nem tartja kizártnak, hogy Petrik eljárása szerint is a kristályok helyenként oldódnak és a telített olvadékból újra kikristályosodnak.

Petrik egy újabb közleményében (Sprechsaal 1900. évf. 1671. old.) azt írja, hogy vörösbarna vasoxid avanturinmázak kőedényre nemcsak erős ólomtartalmú máz alkalmazásával állíthatók elő, hanem magas olvadáspontú ólommentes mázzal is, ha a vasoxidot 15%-nyi mennyiségben alkalmazuk, mert akkor a mázból a vasoxid egy része kristályosan elkülönül, és biztonságosan lehet avanturin mázat kapni.

Egy jó avanturin máz az alábbi keverék frittelésével állítható elő:

Kvarehomok	44,4 sr
Bórax	33 sr
Vasoxid	14,8 sr
Földpát	1,3 sr
Kálsilátrom	3,8 sr
Báriumkarbonát	2,7 sr

100,0

Az összeolvasztott és megőrült fritt minden további adalék nélkül mázként használható.

Petrik sikeres kísérleteitől és a mágocsi agyagipari tanműhelyben készült avanturin mázas edényektől eltekintve Magyarországon üzemileg nem gyártottak kimondott avanturinmázos tárgyakat.

Két kisebb magyarországi kőedénygyárban — mint a Hunyad megyei Batizon és a Keglevicsek

Szilvásvárad (Heves m.) kőedénygyárában — már a XIX. század elejétől is használnak fekete színt adó, redukciós tűzön égő vasoxid tartalmú mázfélét. Különösen a Hunyad megyei Batizon — a Haláczyak gyárában — fejlesztik tökéletessé e technikát. A gyár alapítója a francia származású d'André György volt, aki mielőtt Batizon gyárat alapított, a kassai kőedénygyárban is megfordult. A szilvásvárad kőedénygyár az 1840-es években létesült. Miután ekkor került csődbe Butyka miskolci gyára és a kassai kőedénygyár is, érthető, ha munkásai elsősorban Borsod, Zemplén és Heves megyék gyáraiban bukkannak fel különböző minőségben. Telkibányát és Hollóházát is csőd fenyegeti a 40-es években, ezért a kőedénygyarak munkásfluktuációja déli és délnyugati irányú. Nem lehetetlen, hogy a szilvásvárad fekete edény készítői Kassáról kerültek Szilvásváradra a 40-es évek elején.

A batizi kőedénygyár készítményei az angol gyarak munkáihoz hasonlíthatók. A fekete batizi edényt arannyal és ezüsttel díszítették, melyet gyenge tűzön égettek a már egyszer égetett edényre. Az ezüst-, illetve aranyvegyület hatására az edényeken ugyanolyan fémmázzal állnánk szemben. Nem véletlen, hogy Wartha és Petrik is egyaránt foglalkozik a batizi kőedénygyárral, mert készítményei és a fémmázalás edények között első pillanatra összefüggést sejtene. „Erdélyben még sajtószerű mázzal borított tárgyak is készültek. Ezek jegye a máz alatt, az alapanyagba nyomott BATIZ. Gyűjteményünk birtokában van négy darab fekete avanturin-fényű csillagos mázzal bevont és ezüst ornamentumokkal díszített, nagy gonddal díszített edény. Ezek az említett BATIZ jegy látható. Ugyanabban a gyárban készítették sárga színű faiencot is.” — írja Wartha Vince 1892-ben. Warthán kívül Petrik is visszatért a Művészi Ipar hasábjain a batizi kőedénygyár ismertetésére, nyilvánvalóan Warthához hasonló célból. Mindebből az a tanulság adódik, hogy a fémmázalás edények készítésével a XIX. század elején már Magyarországon is találkozhatunk.

Mágocson készült avanturin-edénnyel mindmáig nem találkoztunk az Iparművészeti Múzeumban. Petrik általában a Közoktatásügyi Minisztérium IX. ügyosztályán mutatta be kísérleti darabjait. Az ügyosztályt ekkoriban Szalay Imre vezette. A Technológiai Iparmúzeum technológiai laboratóriumában végzett kutatások eredményeiként előállított darabok közül esetenként egyet-egyet Szalay Imre eladott, vagy elajándékozott az Iparművészeti Múzeumnak. Így módon több korai kísérleti darabot sikerült a múzeumnak időben meg-

szereznie, melyek ma már a magyar technológiai fejlődés érdekes és pótolhatatlan dokumentumai.

Az avanturinmáz csillaga Magyarországon hamar leáldozott. Talán ennek tulajdonítható, hogy e korszak próbálgatásának eredményei az eltelt nyolcvan év alatt szinte teljesen elkallódtak, vagy elpusztultak, hacsak a véletlen nem hoz belőle egyes darabokat felszínre.

Я. Грофчик—И. Катона: Эксперименты с авантуриновой-глазурью, проведенные в Венгрии в конце 19 столетия

Grofcsik, János—Katona, Imre: Versuche mit Avanturin-Glasuren in Ungarn an der Wende des XIX. Jahrhunderts

Grofcsik, János—Katona, Imre: Experiments with Avanturine Glazes in Hungary by the End of the 19th Century

Folyóiratszemle

CEMENT

Leningrád, 43. k. 1970. 1. sz.

ETO: 666.94 (575.2)

Kolesznik, D. I.: A Kirgiz SZSZK cementipara, 2. old.

A legutóbbi időkig a Kirgiz SZSZK-ban nem volt cementgyártás. Ma a kurmentinszki cementgyár 34 ezer, a kantszki gyár pedig 950 ezer t cementet gyárt évenként. Állandóan javul a cement minősége: az átlagszilárdság 343 kp/cm²-ről 367 kp/cm²-re növekedett. A nyersanyagkészletek igen kedvezőek: 10 lelőhelyen 150 millió t mészkő, 20 millió t agyag és 13 millió t hidraulikus adalék áll rendelkezésre.

ETO: 666.84.052: 621.926

Pirockij, V. Z.—Breszler, A. B. stb.: Körfolyamatos őrlőberendezés hatékonyságának növelése, 6—8. old.

A NIICEMENT kutatói a szebrjakovói cementgyárban vizsgálatokat folytattak a 3×14 m-es méretű, két szeparátorral működő kétkamrás golyósmalmok hatékonyságának növelésére. Megállapították, hogy abban az esetben, ha a durva frakciót nem középzepe, hanem az 1. kamrába vezetik vissza, és megfelelően megváltoztatják a kamrák töltését, csökkenthető az elektromos energia felhasználás és növelhető a malom teljesítménye. Ezenkívül az üzemeltetéshez eggyel kevesebb elevátor szükséges.

ETO: 666.94.002.4

Sztarin, V. I.—Sevcenko, V. P.: Új nyersanyagelőkészítő-berendezések a cementiparban, 9. old.

A tervezett új nagy cementgyárak nyersanyagszükséglete naponta mintegy 10—12 ezer t. A nagy mennyiség szállítása és előkészítése új módszereket igényel. Ezek között nagy szere-

pet játszik a plasztikus komponens vízzel történő szállítása. A cél megoldása érdekében új típusú rotoros iszapkészítőt dolgoztak ki, mely a „Bolshevik” cementgyárban üzemel. Teljesítménye szárazanyagra számítva 400 t/ó. Ismerteti a cikk a fontosabb műszaki adatokat.

ETO: 666.94.042.57

Voscakin, V. F.—Lukasov, I. A.: Inerciós típusú klinkerhűtő, 10—11. old.

A „SZIBTJAZSMAS” elkezdte egy inerciós elven működő klinkerhűtő tervezését. A hűtő oda-vissza lengőmozgást végez állandó sebességgel, a vízszintes helyzetbe mintegy 60—70°-os szög alatt. A hűtrácsos az anyag „ugrásokkal” mozog, így állandó rázásnak és lazításnak van kitéve. A rezgésszám 150—350/perc között változtatható. A rezgés amplitúdója 30 mm. A több irányú mozgás az anyag intenzívebb hűtését teszi lehetővé.

ETO: 666.94.042.57

Ljamin, V. N.—Csülikin, Ju. A.: Inerciós rendszerű áthullásmentes rostélyhűtő, 12—13. old.

A darabos anyagok hűtésére mind gyakrabban használják a rostélyhűtőket. Ezek néhány hiányosságának, így a nagy fém- és tűzállóacéligény, a gyorsan tönkremenő alkatrészek nagy száma, a kisméretű részecskék nem elég hatékony hűtése stb. kiküszöbölése érdekében a NIICEMMAS-ban kidolgoztak egy inerciós rendszerű áthullásmentes rostélyhűtőt. Az anyag mozgását excentrikus mechanizmus biztosítja. A fémigény felére-negyedére, a hőálló-acél-igény felére-harmadára csökken. A hűtő teljesítménye 15 t/ó, 12 m hosszú, 1,34 m széles, rezgésszáma 200—350/perc

A tapasztalatok azt mutatják: mai ismereteink szerint ez a legtokéletesebb hűtőrendszer.

ETO: 666.94.015.22: 546.31

Ejduk, Ju. Ja.—Frejdenfeld, E. Zs.—Lagzdinja, Sz. E.: A klinkerásványok képződésének kinetikája alkáliák jelenlétében, 17—18. old.

Tiszta CaCO₃-ból és aeroszilból készített 3:1 molarányú elegyeken tanulmányozták a különböző Na-vegyületek mézsfelvételekre gyakorolt hatását 900 és 1450 °C között. Megállapították, hogy a SiO₂ és CaO közötti reakciót legjobban a NaF, legkevésbé a Na₃PO₄ segíti elő. Az egyes vegyületek hatásának sorrendje különböző hőfokokon nem azonos. Így 200 °C-on a NaCl és Na₂CO₃, 1100—1300 °C között pedig a Na₃PO₄ gyakorol nagyobb hatást a mézsfelvételekre. A Na₂SO₄ és NaF hatása valamennyi hőfokon jól érvényesül.

ETO: 666.94.022: 553.61

Taranuhin, N. A.: A cementipari nyersanyagok geológiai feltárása, 20—21. old.

A korszerű, 1,8—2,4 millió t teljesítményű cementgyárak biztonságos üzemeltetéséhez mintegy 100—140 millió t mészkő és 25—35 millió t agyagos komponens A+B+C₁ kategóriáknak megfelelő geológiai feltárása szükséges. A tapasztalatok azt mutatják, hogy A kategóriánál 15—20, B kategóriánál 20—30, C₁ kategóriánál 30—60%-os hibát lehet elkövetni a készletszámításnál. A készletek felmérésén kívül lényeges, hogy a technológiai szempontokat is vegyék figyelembe, mivel több gyárban technológiai problémák miatt (pl. nagy nedvesség) kellett kihasználatlanul hagyni a meglévő készleteket. Példákat hoz fel az eddig elvégzett készletszámításokban elkövetett hibákra.

A bauxitbeton felülvizsgálata során talált „Citonit” födémekről

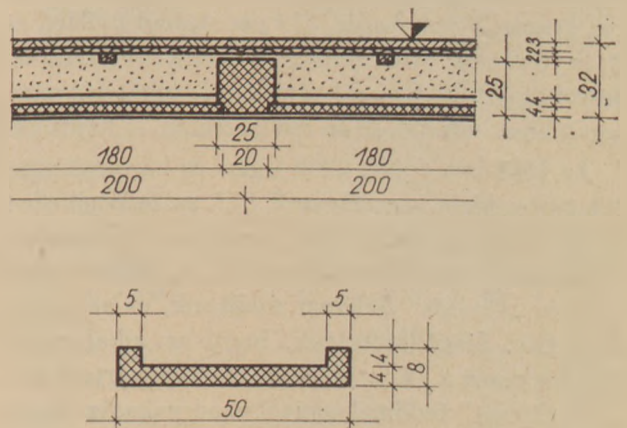
KAUSAY TIBOR
Szilkkátipari Központi Kutató
és Tervező Intézet, Budapest

A bauxitcement felhasználásával készült épületek állékonyságának a 6/1967 ÉVM számú körrendelet alapján történt felülvizsgálata során a födém szerkezetekre — az alulról végzett roncsolásmentes vizsgálat bizonytalansága, valamint a födémek többnyire veszélytelen állapota miatt — a többi épületszerkezethez képest kevesebb figyelmet fordítottunk. Ezért nem kis meglepetést és gondot okozott az a „Citonit” födémmel készült négy budapesti lakóépület, amelynek felülvizsgálatát intézetünk végezte.

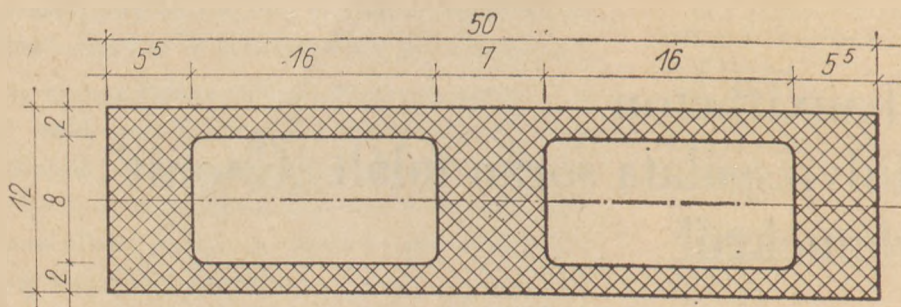
A „Citonit” bauxitbeton födémmel először egy 1930-ban épült, 4364 lógm³-es, ötszintes, 20 lakásos, mészhomoktégla falszerkezetű lakóépület — amelyet a továbbiakban *I. sz. épületnek* nevezünk — vizsgálata során találkoztunk. Az elsődleges vizsgálat időpontjában a födémről csak annyit tudtunk, hogy monolit vasbeton gerendák közötti alulról sík előregyártott vasbeton elemekből áll, és a tervtári adatok szerint „Citonit” elnevezésű, amely elnevezés feltehetően a tatabányai „Citadur” bauxitcementre kívánt utalni. Az eredeti statikai számítás mindössze annyit tartalmaz, hogy az építőmester a „Citonit” vasbeton födémért a felelősséget vállalja, és a födém feltehetően hasznos teherrel növelt, de válaszfal nélküli súlya 570 kg/m², szerkezeti magassága 30 cm.

Az *I. sz. épület* „Citonit” födémeire tulajdonképpen azért figyeltünk fel, mert egyrészt azon hézagokat és repedéseket vettünk észre, másrészt annak Schmidt kalapáccsal meghatározott betonhatárfeszültsége 16 kp/cm² értékre adódott. Mint-hogy a mért betonhatárfeszültség a — az anyag- és szerkezetvizsgáló intézetek közötti, a bauxitbeton vizsgálattal kapcsolatos szabvány által az egyszerűsített eljárás esetén födémekre elfogadott — 25 kp/cm² kritériumértéket nem érte el, szükséges látnunk a szóbanforgó födém mibenlétét fel-

tárással felderíteni. A feltárás kapcsán meghatároztuk a monolit gerenda, az előregyártott födém elem, és a födém méreteit, amelyeket az *I. ábrán* tüntettünk fel. A gerendafesztávolság szabad nyílása 5 m. A födém elemek és a gerendák kapcsolatát az elemekből kinyúló 4 db Ø 6-os acélbetét biztosítja, amelyek a gerendákba bebetonozást nyertek. A feltárt födém szakaszon Schmidt kalapáccsal újból szilárdságmérést végeztünk, amelynek eredményeképpen a gerendára 35 kp/cm², a födém elemre 16 kp/cm² betonhatárfeszültséget kaptunk. A födém gerendára kapott eredmény jól megegyezett az épület hasonló körülmények között készült áthidalóinak betonhatárfeszültségével, amelynek értéke 36 kp/cm². A födém elemeken mért betonhatárfeszültség összhangban van az elsődleges vizsgálat ugyancsak födém elemeken mért eredményével, amellyel kapcsolatban azt kell megjegyezni, hogy az elsődleges vizsgálat során alulról kizárólag az elemeket vizsgáltuk, mert a födémvizsgálatot hidegpadlós helyiségekben hajtottuk végre, ahol a gerendák a válaszfalak alatt helyezkednek el, és így hozzáférhetetlenek.



I. ábra. „Citonit” bauxitbeton-födém U alakú födém elemmel



2. ábra. „Citonit” üreges födémlelem

Ezt követően került sor az ugyancsak 1930-ban épült, 3038 légm³-es, ötszintes, 13 lakásos, téglafalszerkezetű *II. sz. lakóépület* vizsgálatára. Az épület tervezője azonos az *I. sz. épület* tervezőjével. Az 1930 szeptemberében keltezett, az építőmestertől származó, és feltehetően a „Citonit” vasbeton födém monolit gerendáira vonatkozó statikai számítás teljes terhelésként 750 kg/m² értékkel, 188 cm terhelési mezőszélességgel és 500 cm gerendafesztávval, illetve 175 cm terhelési mezőszélességgel és 514 cm gerendafesztávval számolva igénybevételeként 3550 mkg, illetve 3500 mkg hajlítónyomatékot kap, majd megállapítja, hogy ennek „táblázat szerint” 65 kg/cm² betonfeszültség és 1200 kg/cm² betonacélfeszültség mellett 25 cm magas és 35 cm széles borda felel meg 13,4 cm² betonacél keresztmetszettel. Ugyanakkor leszögezi, hogy a lemez méretezése tanácsi határozat szerint mindaddig, míg annak fesztávolsága 188 cm-nél nem több, felesleges.

Mint hogy a „Citonit” födémmel kapcsolatban az *I. sz. épület* felülvizsgálatakor kedvezőtlen tapasztalatokat szereztünk, szükségesnek láttuk a *II. sz. épület* „Citonit” födémét is feltárni. A feltárás során kiderült, hogy az itt alkalmazott előregyártott elemek nem azonosak az *I. sz. épület* U-alakú tálcáival, hanem azok a 2. ábra szerinti üreges födémlelemek. Az üreges „Citonit” födémlelemek betonhatárfeszültségére 28 kp/cm², a 22 cm magas, 37 cm széles, 514 cm szabad nyílású és 2 m terhelési sávú födémgerendák betonhatárfeszültségére 58 kp/cm² értéket — tehát lényegesen jobbat, mint az *I. sz. épület* esetén — kaptunk.

Az 1931-ben épült, 2206 légm³-es háromszintes, 9 lakásos, téglafalszerkezetű *III. sz. lakóépületben* és az 1934-ben épült, 2697 légm³-es, négyszintes, 12 lakásos, téglafalszerkezetű *IV. sz. lakóépületben* szintén „Citonit” födémeket találtunk, és azokat is feltártuk. Megállapítottuk, hogy az alkalmazott födémlelemek a *II. sz. lakóépület* előregyártott üreges „Citonit” födémlemezeivel azonosak. Az üreges födémlelemek betonhatárfeszültsége a *III. sz. épületben* 28 kp/cm², a *IV. sz. épületben* 16 kp/cm².

A *III. sz. épület* 22 cm magas, 37 cm széles, 450 cm szabad nyílású és 2 m terhelési sávú monolit födémgerendáinak betonhatárfeszültsége 35 kp/cm², és ugyanez a *IV. sz. épület* 27 cm magas, 25 cm széles, 5 m szabad nyílású és 2 m terhelési sávú födémgerendái esetén 21 kp/cm². A *II., III., IV. sz. épületek* „Citonit” födémén jelentősebb hézagokat, vagy repedéseket nem találtunk. A káros repedésekkel, alakváltozásokkal kapcsolatban meg kell jegyezni, hogy a bauxitbeton gerendák a beton szilárdságsökkenése folytán tulajdonképpen általában túlvasalt szerkezetek, amelyek tönkremenetele során a nyomott betonzóna összemorzsolódását a húzott vasbetétek megfolyása, és így a σ repedések megjelenése nem előzi feltétlenül meg.

A „Citonit” födémeket a feltárás során nyert adatok birtokában statikai számítással, az alábbi négyféle módszert alkalmazva ellenőriztük:

1. A rugalmasságtan III. feszültségi állapota alapján az MSZ 15021—57 szabvány szerint. [1], [2]

2. A rugalmasságtan II. feszültségi állapota alapján az 1909. és az 1931. évi vasbetonszabályzat szerint. [2]

3. A képlékenységtan törési határállapotvizsgálata alapján. [3]

4. A teherbírási tartalékszámítás alapján, amely módszert a Budapesti Műszaki Egyetem Vasbetonszerkezetek Tanszéke dolgozott ki. [4]

A számítások eredményét az 1., 2., 3. táblázatokban tüntettük fel. A táblázatokban használt jelöléseket a következők szerint értelmezzük:

σ_{bm} = a mértékadó hajlítónyomaték ébresztette mértékadó betonfeszültség

σ_{bH} = a beton méréssel meghatározott határfeszültsége

σ_e = a megengedhető legnagyobb betonfeszültség kéttámaszú tartó esetén hajlításra

M_i = a tartót igénybevevő hajlítónyomaték

M_e = a megengedhető legnagyobb hajlítónyomaték

Y' = a teher biztonsági tényezővel fel nem szorzott értéke

Y_t = a törőteher

1. táblázat
Előregyártott födémeknek ellenőrzése
III. feszültségi állapotban

Épület jele	Födém elem	σ_{bm} kp/cm ²	σ_{bII} kp/cm ²	σ_{bII}/σ_{bm}
I.	U-alakú	50	16	0,32
II.	üreges	11	28	2,55
III.	üreges	11	28	2,55
IV.	üreges	12	16	1,33

σ_e' = a megengedhető legnagyobb betonfeszültség — a jelenlegi és a régi szabályzat értékei viszonyának figyelembevételével — korrigált értéke.

Nézzük először az 1. táblázat eredményeit. Az üreges „Citonit” födém elem jelenlegi állapotában mai előírásaink szerint is megfelelő, és beavatkozást nem igényel.

Az U-alakú „Citonit” födém elem állapota korántsem ilyen kedvező, mert a határfeszültség és a mértékadó feszültség viszonya egynél lényegesen kisebb szám. A 2. táblázatból kitűnik, hogy az U-alakú födém elem állékonyságát nemcsak a mai, a III. feszültségi állapotban alapuló, hanem a régi, a II. feszültségi állapotban alapuló számításmóddal sem lehet igazolni. Ezek az elemek — mint a 2. táblázat utolsó sora tanúsítja — ma már teherbírási tartalékkal akkor sem rendelkeznének, ha készítésük idején az előírásoknak megfeleleltek volna. A törési határállapot vizsgálata adja meg a ma-

2. táblázat

Az I. sz. épület U-alakú födém elemeinek ellenőrzése

III. feszültségi állapot	σ_{bm} kp/cm ²		σ_{bII} kp/cm ²	σ_{bII}/σ_{bm}
	50		16	0,32
II. feszültségi állapot	σ_e kp/cm ²	M_i mkp	M_e mkp	M_e/M_i
1909. év	45	125	52	0,42
1931. év	60	125	80	0,64
Törési határ- állapot	Y' kp/fm		Y_t kp/fm	Y_t/Y'
	283		479	1,69
Teherbírási tartalék	σ_e kp/cm ²	σ_e' kp/cm ²	σ_{bII} kp/cm ²	σ_{bII}/σ_e'
1909. év	45	14	16	1,14
1931. év	60	19	16	0,84

gyarázatot arra, hogy az U-alakú födém elemek mindezek ellenére állnak. Ez azonban mit sem változtat azon a tényen, hogy az U-alakú födém elemek nem tekinthetők biztonságosnak, és ezekkel kapcsolatban a szükséges intézkedéseket meg kell tenni.

Ennél is kedvezőtlenebb a monolit födém gerendák helyzete, ami nem annyira a bauxitbeton szilárdságcsökkenése, mint inkább a gerendák a régi előírás szerint is alulméretezett volta folytán állt elő, és ezért egy egyszerűsített bauxitbeton felülvizsgálat során megtévesztő lehet. A 3. táblázat adatai azt bizonyítják, hogy a monolit födém gerendák — akár a III. feszültségi állapot, akár a

3. táblázat

Honolít födém gerendák ellenőrzése

III. feszültségi állapot	σ_{bm} kp/cm ²	σ_{bII} kp/cm ²	σ_{bII}/σ_{bm}	
I. sz. épület	86	35	0,41	
II. sz. épület	75	58	0,77	
III. sz. épület	57	35	0,61	
IV. sz. épület	74	21	0,28	
II. feszültségi állapot	σ_e kp/cm ²	M_i mkp	M_e mkp	M_e/M_i
1909. év				
I. sz. épület	45	3407	862	0,25
II. sz. épület	45	3542	1055	0,30
III. sz. épület	45	2772	1055	0,38
IV. sz. épület	45	3738	1114	0,30
1931. év				
I. sz. épület	60	3407	1332	0,39
II. sz. épület	60	3542	1632	0,46
III. sz. épület	60	2772	1632	0,59
IV. sz. épület	60	3738	1717	0,46
Törési határállapot	Y' kp/fm	Y_t kp/fm	Y_t/Y'	
I. sz. épület	1210	1449	1,20	
II. sz. épület	1210	2802	2,32	
III. sz. épület	1210	2183	1,80	
IV. sz. épület	1337	1117	0,84	
Teherbírási tartalék	σ_e kp/cm ²	σ_e' kp/cm ²	σ_{bII} kp/cm ²	σ_{bII}/σ_e'
1909. év				
I. sz. épület	45	19	35	1,84
II. sz. épület	45	29	58	2,00
III. sz. épület	45	19	35	1,84
IV. sz. épület	45	14	21	1,50
1931. év				
I. sz. épület	60	26	35	1,35
II. sz. épület	60	39	58	1,49
III. sz. épület	60	26	35	1,35
IV. sz. épület	60	19	21	1,11

II. feszültségi állapot alapján számolunk — nem megfelelőek. Ha a gerendák a II. feszültségi állapotban megfelelnek, akkor többé-kevésbé teherbírási tartalékuk is lenne.

Valami biztonsági tartalékkal még így is rendelkeznek a gerendák — hiszen az Y_t/Y' viszonyszámok segítségével rangsorolt szerkezetek leggyengébbike, a IV. sz. épület födémgerendái is különösebb alakváltozás nélkül állnak —, aminek okát számítási eljárásunk biztonságában, tehát abban kell keresnünk, hogy a terhek a számítottnál kisebbek, a hasznos teher nem jelentkezik totálisan, főként az alsóbb szinteken a számítottnál nagyobb a befogás mértéke, a beton törőfeszültsége nagyobb a határfeszültségnél, amiben az is közrejátszik, hogy a Schmidt kalapácsos eljárás nem középértékeket, hanem vizsgálati szórással csökkentett kockaszilárdság értékeket ad.

Kérdés azonban, hogy mekkora ez a biztonsági tartalék. A megvizsgált „Citonit” födémgerendák ma ugyan állnak, de biztonságuk lényegesen kisebb nemcsak az újonnan épülő szerkezetek, hanem az állékonynak minősített bauxitbeton szerkezetek biztonságánál is. A még meglevő biztonság nagyságát abszolút értelemben kizárólag próbaterheléssel lehetne meghatározni. Relatív értelemben azonban mintegy képzelt, és nem a tönkremenetelig végzett próbaterhelésként egy gyengébb álló szerkezet a jobb állapotban levőre nézve biztonságul szolgálhat. Követelmény ezen felül, hogy a megtartani szándékolt szerkezet törési határállapotra vonatkozó Y_t/Y' viszonyszáma 1-nél esetenként mérlegelt értékkel nagyobb legyen. Körülményeink között 1,5 tekinthető ezen viszonyszám kritériumértékének.

Mindezek alapján véleményünk szerint az I. és IV. sz. épületek „Citonit” födémei sürgős tehermentesítést igényelnek, míg a II. és III. sz. épületek födémei esetén a beavatkozás gazdasági érdekből elhalasztható, de szükség van a födéme és az Y_t/Y' viszonyszám időben való változásának megfigyelésére.

Végző következtetésünk az, hogy a bauxitbetonnal készült épületek felülvizsgálata során kritikus szilárdsáértékek esetén nem szabad megelégedni a betonszilárdságvizsgálat egyébként szokványos végrehajtásával, hanem egyebek mellett a különféle számításmódok alkalmazásával, ezek, valamint a különböző épületek azonos szerkezetekre kapott eredményeinek összevetésével is törekedni kell a szerkezet jobb megismerésére, mert ennek elmulasztása helytelen döntések születésének veszélyét rejtheti magában.

IRODALOM

- [1] MSZ 15 021—57 Épületek teherhordó szerkezetei Általános statikai előírások.
- [2] Mihailich, Gy.—Palotás, L.: Vasbetonépítéstan. A vasbeton szilárdságtana. Tankönyvkiadó, Budapest. 1964.
- [3] Kaliszky, S.: Képlékenységtan. Kézirat. R. sz.: J 9—747. Tankönyvkiadó, Budapest. 1967.
- [4] Böleskei, E.—Szalai, K.: Bauxitbeton építmények teherbírási tartaléka. Magyar Építőipar. 18. évf. 1969. 9—10. sz. 465—486. p.

T. Kausay: Перекрытия типа „Цитонит”, обнаруженные во время контроля бокситных бетонов

Kausay, Tibor: Die gelegentlich der Untersuchung von Bauxitbetonen vorgefundene „Citonit” Decken

Kausay, Tibor: „Citonit” Roof Investigated During Testing High—Alumina Concrete Structures

**Lapunk példányonként
megvásárolható:**

V., Váci utca 10.
V., Bajcsy-Zsilinszky út 76. sz. alatti

HÍRLAPBOLTOKBAN

Külföldi konferenciák

B E S Z Á M O L Ó

az 1970. május 19—20-án Karlovy Varyban megtartott

III. Szilikátnyersanyag Konferenciáról

Május 19-én délelőtt a Moszkva nagyszálló dísztermében a 12 tagú elnökség üdvözölte a mintegy 200 főnyi résztvevőt, majd meghallgatták O. Tolde előadását a szilikátnyersanyagok felhasználásának fejlődéséről. Délután és 20-án egész nap az előadások az alábbi öt szekcióban folytatódtak:

	Előadás
1. Kerámiai plasztikus nyersanyagok	11
2. Kerámiai nem plasztikus nyersanyagok	7
3. A téglaiipar nyersanyagai	4
4. Karbonát nyersanyagok	6
5. Kő- és kavicsanyagok	10
Összesen	38

Az előadásokat részben a Moszkva (Pupp) Nagyszálló, részben a Central szálló helyiségeiben tartották, többnyire tetszetős környezetben. Vajda László 5. szekcióbeli német nyelvű előadása, valamint egy angol, egy olasz és egy lengyel előadás kivételével mind a fogadás, mind pedig az előadások nyelve kizárólag a cseh volt — fordítás nélkül. Ugyancsak cseh nyelven adták közre az előadások rövid tartalmát ismertető füzetet is. Megjegyezzük még, hogy a konfe-

renciára szóló négynyelvű (cseh, orosz, francia, német) meghívót a Szilikátipar Cseh Közösségének Szilikátnyersanyagok osztálya és a Cseh Tudományos-Műszaki Társaság pilzeni Technika Háza ellenjegyezte avval, hogy az előadások fordításáról szükség szerint gondoskodik.

Amikor a fordítás hiányát szóvá tettük, arra hivatkoztak, hogy a konferencia nem nemzetközi jellegű. Kislátásba helyezték azonban, hogy az előadások teljes szövege cseh nyelvű kötetben meg fog jelenni, és azt a résztvevők egy későbbi időpontban postán meg fogják kapni.

Vajda László: „A magyarországi kő- és kavicsfeldolgozás néhány gyártási eljárása” című előadására 20-án délelőtt fél 11 órakor került sor a Central szállóban. A vetítéssel illusztrált német nyelvű előadást M. Chromec, az Olomouc-i kavics- és kőbányák főmérnöke fordította le a mintegy 50 főnyi csehszlovák hallgatóság részére. A magyar delegáció részéről az előadást Erdély Imre és Hajnal Lajos az SZTE, Gyimesi József az ES, Szűcs János a Déldunántúli Kőbánya V., Szokolai Sándor és Horváth Jenő a Kavicsbánya V. kiküldetésében hallgatták meg. Szövegét a Kő-Kavicsipari Egyesülés szakmai tájékoztatója fogja közölni.

Mivel a cseh nyelvű szakmai előadások meghallgatásából küldötteink mite sem profitálhattak volna, személyi ismeretségük révén információ- és tapasztalatcserere törekedtek. Hajnal

Lajos és Szokolai Sándor megegyezésre jutottak a Karlovy Vary-i Szilikátnyersanyagipari Vállalat igazgatójával a Dolni Lhota-i (Brno közelében) homoktermelő üzem meglátogatására. Itt csehszlovák gyártmányú VPT 25/a és 45/a típusú, ellenáramú, hidraulikus homokosztályozókat tekintettek meg üzem közben.

Vajda László a brnói Robbantástechnikai Intézet vezetőjével B. Poddellle folytatott tárgyalást, ez utóbbinak a robbantási rezgéshullámokról tartott előadásával kapcsolatban.

Megbeszélésre került még az oszlopos sorozatrobantás néhány kérdése is. R. Plewa (Varsói Kavicsipari ES információs osztálya) közléseiből megtudtuk, hogy a szokásos őszi szakmai konferenciát az idén is megtartják Zatorban. Bemutatják kísérleti üzemüket és a két francia gyártmányú kavicsmosó dobát.

M. Chromec, az Olomouc-i kavics- és kőbányák főmérnöke több kavicsbányászati technológiai kérdés megbeszélése után kifejezte óhaját, hogy kapcsolatát szorosabbra fűzze a hazai iparral.

A konferencia részünkre eddig főleg a kétoldali információk és tapasztalatcsere szempontjából volt értékes. Ha a konferencián elhangzott előadások teljes szövegének birtokába jutunk, és módunkban lesz a szakmailag bennünket érdeklő előadásokat magyar fordításban tanulmányozni, akkor kiértékelhető a konferencia teljes jelentősége. E. I.

A világ szilikátiparából

A korszerű kemencék és tüzelési eljárások különleges igényeket támasztanak a kemencekocsik tűzállóanyagával szemben, mivel állandó mozgás miatt gyors hőmérsékletváltozásnak vannak kitéve. Az új típusú kemencekocsik konstrukciók, valamint a vékonyabb tűzállóanyagok alkalmazása kemencék építésénél költségsökkenést jelent. Szilíciumkarbid keveréket alkalmaznak, ennek révén kocsinként 108 dollár megtakarítás érhető el. A tűzállóanyag vastagsági méretének csökkentése növeli a kemence teljesítő képességét.

(Ceramic Industry, 93. k. 1969.)

*

Néhány évvel ezelőtt az elüvegtelenedés az üvegiiparban gyártási hi-

bának számított. Ma már rájöttek, hogy az ellenőrzött körülmények mellett készített kristályosodott üvegek (ún. üveg-kerámia) bizonyos célokra rendkívül kedvező tulajdonságokkal rendelkeznek. Ezeknek két legfontosabb típusa a báriumtitanát és a niobát rendszerekbe tartozó üveg-kerámiák, melyek a BaO, TiO₂, Nb₂O₅ fő komponensek mellett 10—30% SiO₂, Al₂O₃, B₂O₃ stb. ún. üvegeképző anyagokat tartalmaznak. Széles körű alkalmazást nyernek az elektronikai iparban, különösen mint kondenzátor dielektrikumok, ezenkívül mint töltő- és hordozóanyagok is szerepelnek.

(Sprechaal für Keramik. 102. k. 1969.)

Az elektromos égetés a kerámiai iparban számos előnnyel jár, ezért vizsgálták az elektromos kemencék téglaiipari alkalmazásának lehetőségeit. Megállapították, hogy míg a hagyományos tüzelőanyagok alkalmazásával 1 kg téglák kiégetéséhez általában 300 kcal, addig az elektromos kemencében mindössze 130 kcal szükséges. A „DynaFour” elektromos fűtésű kemence 48 m hosszú, 1,5 m széles és 0,6 m magas, melyhez az üzemben az ugyancsak elektromos fűtésű 48 m hosszú csatornaszártó tartozik. Az elektromos hőkezelő berendezések beruházási költségei kb. 50%-kal kisebbek, mint a hagyományosoké.

(Sprechaal für Keramik, 102. K. 1969.)

A ma tudománya — a holnap technikája

OLVASSA RENDSZERESEN MŰSZAKI TUDOMÁNYOS SZAKLAPJAINKAT!

Mindig széleskörűen tájékoztat a szakterület helyzetéről, eseményeiről, újdonságairól

Anyagmozgatás, Csomagolás
Bányászati Lapok
Bőr- és Cipőtechnika
Elektrotechnika
Energia és Atomtechnika
Élelmezési Ipar
Építőanyag
Épületgépészet
Az Erdő
Faipar
Finommechanika
Fizikai Szemle
Gép
Gépgyártástechnológia
Hidrológiai Közlöny
Híradástechnika
Ipari Energiagazdálkodás
Ipargazdaság

Járművek, Mezőgazdasági Gépek
Kép- és Hangtechnika
Kohászati Lapok
Közlekedéstudományi Szemle
Magyar Alumínium
Magyar Építőipar
Magyar Grafika
Magyar Kémiai Folyóirat
Magyar Kémikusok Lapja
Magyar Textiltechnika
Mélyépítéstudományi Szemle
Mérés és Automatika
Műanyag és Gumi
Műszaki Élet
Öntöde
Papíripar
Városépítés
Villamosság

FENTI KIADVÁNYAINK ELŐFIZETHETŐK

minden postahivatalban,
a Posta Központi Hírlap Iroda (József nádor tér 1.) csekkszámúljára vagy átutalással, valamint
a Technika Háza műszaki könyvboltjában (V., Szabadság tér 17.)

PÉLDÁNYONKÉNT KAPHATÓK:

V., Váci utca 10.

VI., Bajcsy-Zsilinszky út 76. szám alatti Hírlapboltokban.

HIRDETÉSEKET FELVESZ A LAPKIADÓ VÁLLALAT HIRDETÉSI OSZTÁLYA

VII., Lenin körút 9—11. I. em. 120. (222-251).