

# SZILIKÁTÜVEGEK SZILÁRDSÁGI TULAJDONSÁGAI

KORÁNYI GYÖRGY

A KÉMIAI TUDOMÁNYOK DOKTORA  
NEHÉZIPARI MINISZTERIUM

[Beérkezett 1968. augusztus 7-én]

A szilikátüvegek szerkezeti anyagokként való felhasználásakor a szilárdsági tulajdonságok jelentős szerepet játszanak. Az üvegek rideg törése és különleges reológiai tulajdonságai számos kutatás tárgyát képezték. A közlemény összefoglalóan értékeli az üvegek elméleti szilárdságára, a szilárdságnak a vegyi összetétellel, környezeti hatásokkal való összefüggésére vonatkozó kutatások eredményeit. Ismerteti az üvegtermékek szilárdsági vizsgálati eljárásaira és a törés mechanizmusának felderítésére irányuló kutatások eredményeit és a szilárdság növelésére szolgáló eljárásokat. A több mint 600 irodalmi hivatkozás és szabadalom felsorolása az elmúlt két évtized üvegszilárdsági kutatásainak teljes dokumentációját szolgáltatja.

## I. A rideg törés

A szerkezeti anyagok szilárdsági tulajdonságai terén a szilikátüvegek különleges helyet foglalnak el. Már régen ismeretessé vált, hogy a fémes és nem fémes kristályos anyagoktól eltérően a szervesetlen üvegek szilárdsági jellemzői anomálisak; a szilárdságot jellemző szám adatok (mint pl. a rugalmassági együtthatók) nagyjából összemérhetők a nem üveges anyagok adataival, a töréshez szükséges erő és a törés bekövetkezése alkalmával lejátszódó folyamatok azonban azoktól lényegesen különböznek. A „rideg” jelző ugyan elterjedt az üvegek szilárdsági és főleg törési tulajdonságainak kifejezésére, de a szilárdságtanban a rideg megjelölés a szilárdsági jellemzők bizonyos szélső értékeivel hozható összefüggésbe, az üveg rideg törése viszont szilárdsági szokványos adatokkal nem jellemezhető, minőségileg különböző folyamat.

Az üveg szilárdságára és törésére vonatkozó első vizsgálatok a múlt századba nyúlnak vissza. Az anyagvizsgáló gépek fejlődésével párhuzamosan a kutatók megkezdték az üvegek rugalmassági együtthatóinak, valamint törési szilárdságának meghatározását. A rugalmassági jellemzők mérése, bár nehézkesen, de kielégítő és megbízható eredményeket szolgáltatott, a törési szilárdságok azonban nagymértékben szórtak és semmiféle távolabbi következtetés levonására nem adtak lehetőséget. Ennek alapvető okául azt lehetett tekinteni, hogy hiányzott az üveg szilárdságának értelmezésére szolgáló hipotézis, hiszen az üveg szerkezetével kapcsolatos hipotézisek is abban az időben főként negatívumokból álltak. Az a feltételezés ugyanis, hogy az üveg olyan túlhűtött folyadék, amelyben az elemi alkotórészek statisztikai rendezetlen-

ségben helyezkednek el — tehát az amorf állapot feltételezése — nem tette lehetővé az alkotóelemek közötti, elméletileg számítható, hatalmas értékű kohézió és a ténylegesen tapasztalt, sokkal csekélyebb törési szilárdság közötti eltérés magyarázatát, értelmezését. Különösen megnehezítette a helyzetet az, hogy a szilárdságvizsgálatok alkalmával ugyanaz az üveg-nyersanyag más és más törési szilárdsági értéket tanúsított a próbatest méreteitől és alakjától függően.

Az első elmélet, amely ezt az anomáliát igyekezett magyarázni, GRIFFITH-től származik [1]. Feltételezése szerint a szilikátüvegek szilárdsági tulajdonságait azok felületének minősége és nagysága befolyásolja. A felületen ugyanis szubmikroszkopikus repedéseket feltételezett, amelyek szilárdsági tulajdonságai sokkal kedvezőtlenebbek, mint az üveganyag tulajdonságai. A repedések száma természetesen a felület abszolút nagyságával egyenesen arányos, ami megmagyarázza a törési tulajdonságoknak alak- és nagysági függését. GRIFFITH elméletének közismertté válása után megindult a kutatás a repedések felismerésére, de a mai napig sem sikerült azokat egyértelműen felismerni, méreteiket meghatározni. Ennek ellenére a hipotézis még érvényes és sok jelenségnek kielégítő magyarázatára szolgál.

Az 1930-as években megindultak az üvegek szerkezetének felderítésére irányuló és a mai napig sem befejezett kutatások. A szilárdsági tulajdonságok a finomszerkezeti következtetésekhez való eljutásra kilátásosak voltak ugyan, de mindaddig nem voltak eredményesek, amíg újabb elmélet nem hozta összefüggésbe a finomszerkezetet a felületi finomszerkezettel. SMEKAL [2] a Griffith-féle feltételezésből kiindulva kialakította a rideg törés elméletét. Feltételezése szerint a felület szerepe azért jelentős a rideg testek szilárdsági tulajdonságainál, mert a felületi hibahelyek és a hibátlan területek aránya egyértelműen meghatározza valamely test integrális szilárdságát. A felületi repedések mentén a feszültségek koncentrálnak, a repedésektől mentes, tehát hibátlan helyeken pedig a tényleges szilárdság az elméleti atomisztikus kohézióval azonos. SMEKAL kísérletsorozatai főleg az időtartam és a relaxáció hatásainak tisztázására irányultak, és ha nem is tisztázták teljes egészében a rideg törés mechanizmusát, a Griffith-féle hipotézist feltétlenül teljesebbé tették.

Az 1940-es években főleg PRESTON [3] és MURGATROYD [4] azt vizsgálták, hogy az eddig felismert szilárdsági tulajdonságok, az eddigi feltételezett szilikátüveg finomszerkezet és a szerkezeti elemek felületi tulajdonságaira vonatkozó hipotézisek egymással milyen mértékben hozhatók összhangba. A szilárdságra vonatkozó addigi ismereteket WEYL [5] foglalta össze és kiegészítette a felületi finomszerkezet olyan elképzelésével, amely az atmoszféra irányában elhelyezkedő elektronhéjak árnyékoltsági hatását is figyelembe veszi.

1950 és 1960 között számos közlemény jelent meg a szilikátüvegek általános szilárdsági tulajdonságairól és a mérési eredményekre vonatkozó össze-

sítésekről. Az általános közlemények azonban a rideg törés elméletének továbbfejlesztéséhez csak igen kevésbé járultak hozzá [6].

Bizonyos mértékig fordulópontot jelentett a Firenzében 1961 végén megtartott nemzetközi szimpózium, amely kizárólag az üveg szilárdsági kérdéseivel foglalkozott [7]. Elméleti szempontból azonban ez az összejövétel sem nyújtott lényegesen újat. Megállapították, hogy az üveg szilárdsági vizsgálatainál még fokozottabb mértékben kell a felületi kérdéseket tanulmányozni, mert az üveganyag belsejében előforduló hibák a szilárdsági tulajdonságokat csak elhanyagolható mértékben befolyásolják. A szimpózium ellenben utat mutatott a szilárdság növelésének különböző gyakorlati eljárásaira és lehetőségeire. Az 1960 óta a szilárdság elméleti kérdéseivel foglalkozó közlemények ugyancsak az eddigi eredmények feldolgozásával és nem új elméleti alapok kidolgozásával foglalkoznak [8].

## II. Az elméleti szilárdság

Az ideális üvegszerkezetben a Si—O—Si kötés elméleti erőssége  $10^4$ — $10^5$  kp/cm<sup>2</sup>, ami tényleges üvegszerkezeteknél, a hibahelyek kiküszöbölésével és környezeti viszonyok megválasztásával elméletileg megközelíthető [9]. Nagyobb hőmérsékleten és kisebb viszkozitású üvegeknél a rugalmassági együtthatókat vizsgálva megállapítható [10], hogy a kristályos és üveges állapotok között milyen mértékben térnek el a rugalmas tulajdonságok. A jellegzetes hőmérsékleti függvényből elsősorban japán kutatók azt a következtetést vonták le [11], hogy a szilárdsági tulajdonságok az üveg mikroheterogén-micellás szubmikrokristályos finomszerkezeti modelljének érvényességét bizonyítják. BARTENEV és munkatársai rendszeres vizsgálatokkal a szobahőmérsékleti tartománytól a transzformációs tartományig megvizsgálták az egyszerű szilikátüvegek legtöbb mechanikai tulajdonságát, és bár még vizsgálataikat nem zárták le, a szilikátüvegek polimer-mikroheterogén jellegének bizonyítására sok indítékot találtak [12].

Az elméleti szilárdság gyakorlati elérését a felületi állapot lényegesen befolyásolja, amint arról már említés történt. Utóbbi időben sikerült néhány számszerű összefüggést kimutatni, az üvegfelületeken előforduló hibák és a szilárdsági értékek között [13].

A hibák hatásainak levonása lehetőséget nyújtott az elméleti szilárdság és az üveg finomszerkezet felismerésének megközelítésére [14]. A hibavizsgálatokat más, például akusztikai és dilatometrikus vizsgálatokkal kombinálva ugyancsak az elméleti szilárdság számszerű megközelítésére nyílt lehetőség [15]. Másik oldalról, feltételezhetően hibamentes üvegfelületen előre meghatározott mértékű hibák felvitele természetesen a szilárdsági értékek csökkenésével járt, és ennek számszerű összefüggéseit is sikerült egyes minták esetében meghatározni [16].

Az üvegek felületi energiájának elméleti vizsgálata eddig nem hozott olyan eredményeket, amelyek alapján a felület energetikai állapota egyértelműen jellemezhető lenne. Egyes kutatók a felületi energiát félempirikus eljárások segítségével igyekeztek meghatározni. Az üvegszemcsék töréséhez és aprításához szükséges erőt mérve sikerült meghatározni az erő hasznosodási tényezőjét. Detonáló robbanóanyagok által a szerves és szervetlen üvegeken előidézett sérülések és aprózódások ugyan jellegzetes morfológiai változásokat okoznak, de az üvegben jelenlevő belső feszültségi állapot nagymértékben befolyásolja az aprózódáshoz szükséges energia mennyiségét [17].

### III. Reológiai tulajdonságok

Szilárdságelméleti szempontból jelentős terület a szilikátüvegek plasztikus deformációs viselkedése. Régebbi vizsgálatok, amelyeket rendkívül hosszú időtartammal végeztek, egyes összefoglaló szakkönyvekben téves következtetések levonására adtak módot. Ilyen volt például, hogy üveghasábok vagy más testek felfüggesztésekor megfelelő hosszú idő múlva saját súlyuk hatására deformálódnak. DINGLEY [18] kimutatta, hogy ez tévedés, tény azonban az, hogy koncentrált erőhatásokra a szilikátüvegeken plasztikus deformációs jelenségek fellépnek. Az üveg ilyen jellegű reológiai viselkedését számosan vizsgálták [19] és megállapítható volt, hogy acélból készült behatoló testet 70—350 kp/mm<sup>2</sup> nyomással 15—10 000 percig az üveg felületére nyomva, ott maradandó nyom keletkezik, amely a nyomás megszüntetése után eltűnik [20]. Hosszú ideig tartó és 200 kp/mm<sup>2</sup>-nél nagyobb feszültséget előidéző torziós igénybevétel is okoz plasztikus deformációt, [21], azonban a viszkozitásgörbének a szobahőmérsékletre extrapolált szakaszának az alakváltozások nem felelnek meg. A karcolás közben bekövetkező plasztikus alakváltozások általában nem hőhatásra lépnek fel, de jelentős szerepet játszanak a törést megelőző folyamatok mechanizmusában [22]. A tartós terhelés hatására törés általában a rideg szerkezeti anyagoknál más igénybevételeknél következik be, mint a kristályos és fémes anyagok esetében. Míg ez utóbbiaknál a tartós igénybevétel után az anyag kifáradása esetén a törési szilárdsági érték lényegesen kisebb, mint a „friss” anyagé, rideg anyagoknál és főleg szilikátüvegeknél ez a jelenség nem mutatkozik vagy nem egyértelműen nyilvánul meg.

Korábbi vizsgálatok [23] azt a célt tűzték ki, hogy meghatározzák az üveg anyagára egyértelműen jellemző kifáradási modulusokat. Csakhamar kitűnt azonban, hogy a környezeti hatások (hőmérséklet, atmoszféra) és az üveganyag előállítási körülményei (hőmúltja) lényegesen befolyásolják a kifáradási értékeket. A *statikus kifáradás* fogalmát CHARLES [24] vezette be és éppen ezeknek a külső tényezőknek a jelentőségét a kifáradás folyamatára számszerűen is igazolta. Kitűnt továbbá, hogy a statikus kifáradási értékek

lényegesen különbözhetnek a dinamikus kifáradásra jellemző számoktól, tehát akkor, amikor az üveganyagot változó nagyságú erőhatás éri az idő függvényében [25].

A különböző kifáradás-mérési eljárások fejlődése lehetővé tette a környezeti hatások egyre pontosabb megállapítását [26]. A nagyon kis hőmérsékleten bekövetkező kifáradást például szellemes eljárással KROPSCHOT és munkatársai [27] vizsgálták meg. A felületi állapot zavaró hatását a kifáradásra MOULD és SOUTHWICK [28] úgy igyekeztek kiküszöbölni, hogy frissen lecsiszolt minták kifáradási adatait mérték meg a lecsiszolás jellegének, öregedésének és a környező atmoszféra változásának függvényében. A kifáradás mérésére és jellemzésére általában a szakító igénybevételt alkalmazzák, SCSEBBAKOVA [29] viszont megállapította, hogy a különböző hőmérséklethez és nedvességtartalmú környezetekhez tartozó kifáradási értékek keresztbehajlításos (cross-bending) igénybevétellel jobban jellemezhetőek.

A szilárdsági tulajdonságok jellemezhetőek a testek belső súrlódási tulajdonságaival. Szilikátüvegek szobahőmérsékleten és a transzformációs hőmérsékleti tartomány alatt rendkívül nagy belső súrlódással rendelkeznek, és a viszkozitási görbék extrapolációja ismeretesen  $10^{12}$  poisenál nagyobb értékekre utal. A belső súrlódási tulajdonságok mégis mérhetőek gerjesztett rezgések csillapodási mértékének meghatározásával. Longitudinális és torziós rezgéseknek csillapodására, valamint ennek hőmérsékleti függvényére már régen végeztek kiterjedt vizsgálatokat üvegeken [30]. Mégiscsak az 1950-es években, FITZGERALD [31] rendszeres vizsgálatai indították a kutatókat arra, hogy a belső súrlódásból következő, ún. *anelaszticitási törvényszerűségek* megállapítására részletes kutatásokat indítsanak.

Az elmúlt csaknem két évtized legfontosabb eredménye annak felismerése volt, hogy mészalkáliszilikát és horoszilikát üvegek rezgécscsillapításának hőmérsékleti függvénye szélső értékekkel, maximumokkal rendelkezik az üveg vegyi összetételétől és a rezgési frekvenciától függő hőmérsékleteknél. Alkáli ionokat nem tartalmazó üvegeknél egyetlen anelaszticitási maximum észlelhető, alkáliákat tartalmazóknál pedig kettő [32]. A vizsgálatok arra mutattak, hogy ütэшullámok csillapításánál is észlelhető az anelaszticitási szélső érték [33]. Újabban az üvegszálak és üvegrudak összehasonlító vizsgálataival igyekeznek a belső súrlódás újabb törvényszerűségeit feltárni [34].

A reológiai tulajdonságokat a hang terjedési sebességének mérésével, illetve ennek változásával lehet mérni [35]. Hangfrekvenciás vizsgálatok ugyanarra az eredményre vezettek, mint az anelaszticitási kísérletek. A belső csillapítás a hőmérséklet függvényében a hangfrekvenciás tartományon belül is szélső értékeket mutat, mész-alkáli szilikátüvegeknél BUTTA és PAOLETTI vizsgálatai alapján ezek 350, 510 és 548 °C-nál észlelhetőek [36]. A hangsebesség mérésekkel kielégítő pontossággal lehet az üvegek rugalmassági modulusát

is meghatározni. Az ultrahang-tartományban a mérések még pontosabban elvégezhetőek és a rugalmassági moduluson kívül az ultrahangsebesség-mérésekkel meghatározhatók az üvegek tágulási együtthatója, Poisson együtthatója, Lamé konstansa, valamint reciproknál tér fogati kompresszibilitása is. Egy AUERBACH által megadott empirikus összefüggés segítségével az ultrahang-abszorpció sebességéből és a sűrűségéből kiszámítható az üvegek látszólagos felületi energiája is szobahőmérsékleten. Különleges optikai üvegeken a mért értékek alapján 600–1200 dyn/cm<sup>2</sup> értékek adódtak [37].

Rendkívül nagy nyomások hatására az üvegekben maradandó változások mennek végbe. BRIDGMAN és SIMON [38] síküveg-lemezeket 100 kilobar nyomás alá helyeztek és vizsgálták azok kompresszibilitását, valamint törésmutatóját. Megállapították, hogy a sűrűség és a törésmutató folyamatosan növekszik és 200 kilobar nyomásnál 6–7%-kal nagyobb, mint nyomás nélkül. BARTENIEV [39] meghatározta nagy nyomásoknál az üvegek optikai konstansait. Ezek az eredmények a kutatók figyelmét a különféle vegyi összetételű üvegek kompresszibilitási vizsgálataira irányították [40]. ANDERSON [41] boroszilikát üvegeken 6,6 kilobar nyomáson megállapította, hogy a sűrűség-növekedés nem lineárisan, hanem több lépcsőben következik be a nyomás-növekedés sebességétől és a nyomáson-tartás időtartamától függően. Bizonyos nyomás' elérése után a sűrűség-növekedés irreverzibilissé válik [42]. Az eddig elért eredmények egymásnak bizonyos mértékben ellentmondók voltak, ezért COHEN és ROY [43] rendszeres vizsgálat tárgyává tették az üvegeket oly módon, hogy a pormintákat egytengelyű nyomás hatása alá vetették és pontosított eljárással mérték a sűrűséget, valamint a törésmutatót. Kitént, hogy a 6–7%-os sűrűség-növekedést már 50 kilobar értéknél el lehet érni és a törésmutatók értéke meredekebben növekszik, mint azt BRIDGMAN és SIMON meghatározták. A mérési eredmények olyan nagymértékben reprodukálhatók voltak, hogy az üvegport nagy nyomások piezometrikus mérőeszközüül is javasolták [44]. WEIR és SPINNER azonban kétségbevitte a kizárólag nyomás hatására bekövetkező folyamatok előfordulását [45]. Véleményük szerint a tisztán kompresszibilitási jelenségeket a plasztikus deformációs folyamatok befolyásolják és zavarják. A nagy nyomások hatására bekövetkező változások újabb értékes felvilágosításokat nyújtanak az üveg finomszerkezetére és felhasználási területeinek bővítésére egyaránt [46].

#### IV. A szilárdság és a vegyi összetétel

A szilikátüvegek szilárdságának és vegyi összetételének összefüggését első ízben WINKELMANN és SCHOTT vizsgálták a múlt század végén [47]. Megállapították, hogy az alumíniumoxid és a kalciumoxid mennyiségének növelése

a rugalmassági modulust lényegesen befolyásolja. Az összetételek szélesebb körére sokkal később GEHLHOFF és THOMAS végeztek vizsgálatokat [48] és ugyancsak az alumíniumoxidnak szerepére mutattak rá. Az 1950-es évektől kezdődőleg a rugalmassági tulajdonságokon kívül egyre inkább előtérbe kerültek az üvegek más szilárdsági tulajdonságai. WATKINS és munkatársai az alumíniumoxid hatását vizsgálták a húzószilárdság alakulására [49], HOFFMANN pedig az anelaszticitás vegyi összetétel függését tette vizsgálat tárgyává [50].

Az összetétel és az egyes komponensek változásának hatását a fizikai tulajdonságokra és a szilárdsági jellemzőkre rendszeresen STEVELS [51] dolgozta fel és kialakította a szilárdságnak a finomszerkezeti változásokat figyelembe vevő elméletét. Ez az összefoglaló munka sokirányú kutatást kezdeményezett. Vizsgálták az *eutektikus üvegösszetételek* szilárdsági tulajdonságait [52], különböző optikai üvegek [53], cirkon tartalmú üvegek [54] rugalmassági együtthatóit, továbbá a mechanikai tulajdonságoknak a kristályosodási hajlamtól való függését [55].

A vizsgálatoknál kitűnt, hogy a felület állapota a vegyi összetétel hatásának vizsgálatánál még fokozottabb mértékben befolyásolja a szilárdság: eredményeket, ezért WATANABE és munkatársai a  $\text{Na}_2\text{O}-\text{CaO}-\text{SiO}_2$  rendszer műszakilag érdekes tartományában sorozatvizsgálatokkal úgy határozták meg a szilárdságot és a kifáradást, hogy a méréseket friss, cseppfolyós nitrogénben hűtött és légköri hatásoknak kitett felületű mintákkal párhuzamosan végezték. Megállapították, hogy a szilárdsági és kifáradási értékek ily módon sokkal nagyobb mértékben változnak az összetétellel, mint egyfajta felülettel végzett méréseknél [56].

A vegyi összetétel változtatásával, az  $\text{Al}_2\text{O}_3$  tartalom növelésével és cirkónium, hafnium, tórium, tantál, berillium, cerium, titán, litium, urán és nióbbium oxidjainak adagolásával rendkívül nagy Young-modulussal rendelkező üvegféleségeket sikerült előállítani [57]. Ezeknek az üvegeknek elméleti szerkezetét és az oxid-komponensek koordinációs viszonyait LOEWENSTEIN tanulmányozta [58]. NÁRAY SZABÓ és LADIK pedig az üveg finomszerkezeti viszonyainak a szilárdsági tulajdonságokkal való összefüggésére írtak le törvényszerűségeket [59]. A rugalmassági tulajdonságoknak a vegyi összetétellel való függése mellett lényegesen különböző a hőmérsékleti körülményekkel való változása is. WIESSNER kimutatta a hőmérsékleti effektusokat 3 MHz frekvenciával gerjesztett, különböző optikai üvegeknél, a rugalmassági együtthatóra vonatkozólag [60].

A vegyi összetétel változtatásával számos rugalmassági összefüggést mutattak ki boráttal, ólomoxiddal és más oxidokat tartalmazó üvegekre vonatkozólag [61]. Újabban vizsgálat tárgyát képezték a többfázisú üvegek mechanikai tulajdonságai [62], valamint az akusztikai és dilatometrikus jellemzőknek a vegyi összetételtől való függése is [63].

## V. A környezeti hatások

A szilikátüvegek szilárdsági tulajdonságait az anyagi minőségen kívül befolyásolja a környező közeg minősége is. Már régebben megfigyelték a szilárdsági vizsgálatoknál, hogy a levegő nedvességtartalmától függően a szakítószilárdság megváltozik, mégpedig fokozottabb nedvességtartalommal csökken [64]. Üvegszálak szakítószilárdsága, ha azokat előzetesen megnedvesítették, mintegy 10%-kal kisebbnek adódott, mint a szárazon vizsgált szálé. A nedvesítés időtartamát növelve, főleg a nagyobb alkáloxid tartalmú üvegeknél a szilárdságcsökkenés 30–40%-ot is elért, boroszilikát üvegeket több mint 1000 óráig vízben tartva, szakítószilárdságuk 100%-kal csökkent [65]. Vízgőz-atmoszférában tartott mintáknál a hőmérséklet, valamint az időtartam is befolyásolja a szakítószilárdság csökkenését [66]. Dinamikus igénybevételnél, tehát folyamatosan vagy szakaszosan változó terhelés esetén azok a képletek, amelyek a statikus terhelésnél a vízgőz-atmoszféra hatását leírják, nagyon kevés módosítással ugyancsak érvényesek [67]. A hajlítási szilárdsági értékeket a vízgőz-atmoszféra ugyancsak kedvezőtlenül befolyásolja [68]. Hidrotermális környezeti hatásoknál, tehát vízgőz, gázok együttes jelenlétének a szilárdságcsökkenés szintén határozott összefüggést mutat az atmoszféra jellemzőivel, a terhelés mértékével és az időtartammal [69].

Ha a szilárdsági vizsgálatokat vizes közegben vagy oldatokban végzik, a rugalmassági tulajdonságok megváltoznak, egyes oldatok hatására az üvegek Young-modulusa növekszik [70]. Vizsgálták egyes organikus folyadékoknak a szilárdsági tulajdonságokra való hatását is [71].

Az üvegeknek hőre keményedő gyantákkal való bevonása alkalmas arra, hogy a Griffith-féle repedések hatását megszüntesse, így pl. 4 mm-es boroszilikát-üvegszálakat gyantaréteggel bevonva 6000 kg/cm<sup>2</sup>-es szakítószilárdságot sikerült elérni [72]. Ugyanilyen hatásokat, ha nem is jelentős mértékben, el lehet érni különféle (vasoxid, alumíniumoxid, wolframoxid) diszperziókba való ágyazással [73].

## VI. A vizsgálati eljárások

A szilikátüvegek szerkezeti anyagként való felhasználásakor a szilárdsági adatokat csak ritkán veszik figyelembe, pedig ismeretes, hogy viszonylag nagy nyomószilárdságúak és viszonylag kedvezőtlen a szakítási igénybevétellel szembeni ellenállásuk. A szilárdsági mérési adatok egyébként rendkívüli mértékben szórnak az eddig alkalmazott valamennyi vizsgálati eljárásnál, ezért a kutatások egy része arra irányult, hogy újabb, megbízhatóbb eljárások alakuljanak ki.



Kísérletként igyekeztek az üvegben levő molekuláris szilárdságot is elérni [74] a felületi szilárdságcsökkentő hatások teljes kiküszöbölésével, de az eredmények még mindig az elméleti szilárdsági adatoktól messze estek.

Számos vizsgálatot végeztek mind a roncsolásos, mind a roncsolásmentes eljárások továbbfejlesztésére. Az üvegek rugalmassági együtthatója az az adat, amely leginkább meghatározza a szilárdsági tulajdonságokat, ezért sok kutató foglalkozott újabb eljárás kidolgozásával [75]. A roncsolásmentes vizsgálatok azonban gyakorlati szempontból sohasem voltak kielégítőek, ezért a törési szilárdsági határértékek megállapítására is széles körű fejlesztési kutatások indultak meg. Sikerült tisztázni a vizsgálatok egységes terminológiáját [76] és az egyéb anyagok vizsgálatára szolgáló berendezéseket alkalmassá tenni üvegrudak szakító- és hajlítószilárdságának meghatározására [77]. SHELIUBSZKIJ és munkatársai olyan, a hajlítási szilárdságot mérő eljárást dolgoztak ki, amely a rugalmassági modulus egyidejű kísérleti meghatározására is alkalmas [78].

A rideg törés jellegét az szabja meg, hogy a törést megelőző maximális deformáció milyen mértékű. Ennek meghatározására KITAJGORODSZKIJ és munkatársai mérőberendezést dolgoztak ki és megállapították, hogy szilikátüvegeknél a mintegy  $800 \text{ kp/cm}^2$  hajlítási határterhelésnél a rúdmaximális behajlása kereken  $0,4 \text{ mm}$  és ez az arány más összetételű és méretű üvegmintáknál is érvényes [79].

A vizsgált üvegminták geometriai méretei egyébként lényegesen befolyásolják a mérések abszolút eredményeit és a szórásértékeket. Részletesen megvizsgálták, hogy például a vastagság milyen szilárdsági érték-szórást okoz [80] és számításokat végeztek a léptéktényező befolyására a várható szilárdsági értékek alakulásánál [81].

A minták méretein kívül a terhelési sebesség függvényében is változó törési szilárdsági értékek állapíthatók meg [82]. A töréshez szükséges erő nagyságát lényegesen befolyásolják ugyanazon vegyi összetételű üvegeknél az előállítási körülmények, a hűtés alkalmával az üvegben maradó belső feszültségek mértéke is. TOOLEY és munkatársai csaknem  $10 \text{ mm}$  vastag rudakat és  $1,2 \text{ mm}$  vastag szálakat különböző húzási sebességekkel előállítva kimutatták, hogy rudaknál  $4400$  és  $6200 \text{ kp/cm}^2$ , szálaknál  $4100$  és  $5200 \text{ kp/cm}^2$  között változott a szakítási szilárdság az előállítási körülményektől függően. Figyelemre méltó, hogy a kész szálakat vízzel megérintve a szilárdsági értékek egyharmaddal kisebbeké váltak [83]. A minták utólagos hőkezelése szintén befolyásolja a hajlítási szilárdsági értékeket, amint azt CORNELISSEN és munkatársai bebizonyították [84].

Sok hibát okozott a szilárdsági mérések alkalmával az üveg sima felülete, mert a minták befogásánál nagy erőkoncentrációk következhetnek be. ISKEN javaslatára a sima, hengeres próbatesteket a szakítógéppel megfelelően kialakított kónuszaiiba célszerű gyantával beönteni [85]. A rugalmassági tu-

lajdonságok mérésére a statikus eljárások nehézkesek voltak, ezért az elektronikus műszerek fejlődésével párhuzamosan a dinamikus eljárások kezdtek fejlődni. Ezek lényege az, hogy rezgések terjedési sebessége valamely közegben elsősorban a közeg rugalmassági együtthatójától függ. Mechanikus rezgéseket különböző eljárásokkal és különböző frekvenciákkal lehet üvegek rugalmassági együtthatójának mérésére alkalmazni [86]. A ciklikus terheléses vizsgálat felvilágosítást ad az üvegek kifáradási jelenségeire is [87]. Már régebben alkalmazták az ultrahang frekvenciákat üvegek vizsgálatára, mert az ultrahang terjedési sebessége az üvegben egyértelműleg a rugalmassági együttható függvénye [88]. A hallható hangtartományban gerjesztett rezgések ugyancsak alkalmasak nagyobb hosszúságú minták modulusának mérésére [89]. A statikus és szónikus vizsgálati eljárások összehasonlítása [90] lehetővé teszi a rugalmassági modulus nagy pontosságú meghatározását. Ugyancsak pontosítja az eljárást a minták hossz- és keresztirányú rezgéseinek összehasonlító értékelése [91].

A hajlítási és felületi nyírási igénybevételek mérésére különleges berendezéseket dolgoztak ki [92]. Ugyancsak eljárások állnak rendelkezésre üveg-minták ütési [93], behatolási szilárdsági [94], törékenységi [95] jellemzőinek meghatározására. Érdekes kísérleti eljárást dolgozott ki KIRBY üvegminták rugalmassági jellemzőjének megállapítására, ejtett acélgolyó visszapatantási magasságának mérése útján [96].

A rugalmassági tulajdonságok mérési eredményeinek statisztikai értékelésére [97], valamint ezeknek a tulajdonságoknak a vegyi összetételből és más adatokból kísérletek nélküli kiszámítására [98] végzett kutatómunka kevés gyakorlati eredményt hozott.

## VII. A hőmérséklet befolyása a szilárdságra

Szilikátüvegek hőmérsékletének növelésével a szilárdsági tulajdonságok megváltoznak, mert a belső sűrűlódás csökken. A régebbi statikus vizsgálatokkal a rugalmassági együttható és a törési szilárdság csökkenése nagyobb hőmérsékleteken egyaránt észlelhető volt [99]. A mintákat nikkelcsőbe foglalva a rugalmassági tulajdonságokat és a külső erőhatásra bekövetkező maradandó deformációt az üveg lágyulási tartományáig sikerült megvizsgálni [100]. A kísérletek a szilárdsági tulajdonságokon kívül felvilágosítással szolgáltak az üvegben lejátszódó diffúziós és hőátviteli folyamatokra is a hőmérséklet növelése közben [101]. A szobahőmérsékletet meghaladó, de a lágyulási tartomány alatti hőmérsékleteken a dinamikus vizsgálatok anelaszticitási szélső értékeket mutattak, amelyek az üveg vegyi összetételétől függően az idő függvényében csökkenő értékűek [102].

A Young-modulus hőmérsékleti függvénye az egyes üvegekre vonatkozólag jellegzetes és a vegyi összetételtől erősen függ [103]. Szobahőmérséklet alatt azonban a hűtés fokozódásával a szilárdsági értékek változása nem jelentős mértékű [104].

Lényegesen más a helyzet a szilikátüvegek hőkezelése esetén, ha az üveget felhevítés után oly módon hűtik le, hogy a belső feszültségek mennyisége ne változzék meg. Ilyenkor a rugalmassági modulus csökken, ami valószínűleg a felületi hibahelyek szaporodására vezethető vissza [105]. A hőkezelés ugyanilyen hatást gyakorol a törési szilárdságra. 400–500 °C-ra való hevítés után a mészalkáliszilikát-üvegek szobahőmérsékletű törési szilárdsága kereken 100 kp/mm<sup>2</sup>-re csökken, amit csak vízbe való mártással lehet eredeti értékére regenerálni [106]. Ezen üveg torziós modulusának hőmérsékleti függvénye ugyancsak anelaszticitási maximumokat mutat [107] szobahőmérséklet alatti értékektől a lágyulási tartományig [108].

Gyakorlati szempontból jelentős szerepet játszik az üveg mechanikai ellenállóképessége hőlökéses és gyakori hőmérséklet-változásokkal járó igénybevételekkel szemben [109]. Az üvegek ellenállóképessége ilyen esetben nagymértékben függ a hőmérséklet-változás sebességétől, a minta tömegétől, geometriai méreteitől és az anyagban mindenkor jelenlevő inhomogenitásoktól [110]. Kitűnt az is, hogy az egyszer hőlökéseknek kitett mintatestek újbóli vizsgálatnak alávetve nemcsak más hőmérséklet-szilárdság összefüggést tanúsítottak, hanem törési jellegük is lényegesen megváltozott [111]. Számos kutatás irányult a nagyon gyors hűtés hatásának felderítésére az üveganyag szilárdság növelésére [112].

### VIII. Szilárdság-vizsgálatok üvegtermékeken

Az előállítás körülményei, a vegyi összetétel és annak ingadozása, a hőkezelések jellege és időtartama olyan mértékben befolyásolják az üvegtermékek mechanikai tulajdonságait, hogy az üveganyagból készült mintákon elvégzett vizsgálatokból nem mindenkor lehet megbízható következtetéseket levonni a kész termék mechanikai tulajdonságaira. Mindazokban az esetekben tehát, midőn a kész termék mechanikai tulajdonságaival szemben komoly igények merülnek fel, célszerű a vizsgálatokat magukon a termékeken elvégezni.

Ebben az összefoglaló ismertetésben nem kerülnek tárgyalásra azok a körülmények, amelyek az üveganyagban és az üvegtermékekben céltudatosan előidézett, vagy nem kielégítő hűtés következtében maradó belső feszültségektől származnak. Mind az előzőekben, mind a jelen fejezetben olyan munkákról van szó, amelyek gyakorlatilag belső feszültségeket nem tartalmazó üveganyagokra vagy termékekre jellemzők. Ugyancsak nem ismertetjük a palackok

nyomásállóságának kérdését, amely bár jellegzetesen mechanikai tulajdonság, irodalma azonban olyan kiterjedt, hogy nem indokolt nagyszámú hivatkozással terhelné meg a jelen ismertetést.

Már régebben megvizsgálták a jénai üvegtermékek, tehát a borosilikát üvegekből készült laboratóriumi edényzet mechanikai tulajdonságait [113], mert ezek hőmérséklet-változásokkal szembeni ellenállóképességét a vegyi összetétellel szabályozni lehet. Vizsgálat tárgyává tették továbbá a litiumtartalmú fényérzékeny opálüvegek szilárdságát is, mert fény- vagy radioaktív besugárzás hatására üvegtelenedés következik be, és az anyagból készült termékek szilárdságának mérésével az üvegtelenedési folyamat jól követhető [114].

Izzólámpa burák homályosításakor mechanikai szilárdságuk rendszerint csökken. Ennek ellenőrzésére alkalmas eljárásnak bizonyult a Preston-féle kalapács segítségével végrehajtott vizsgálat. Átlátszó buráknál a szilárdsági határértéknek minimálisan  $1,65 \text{ kp/cm}^2$ -t, homályosítottnál  $1,38$ , opálburánál pedig  $1,05 \text{ kp/cm}^2$ -t kell elérniök megfelelően megválasztott falvastagságot feltételezve [115]. Televíziós képcsövek és katódsugár-csővek implóziós szilárdságát nitrogénnel töltött nyomáskamrában vizsgálják [116]. Ampullák fagyasztó szárítási eljárásokról tanúsított szilárdsági tulajdonságait modell vizsgálatokkal tisztázták [117]. KOZLOVSZKIJ és SELJUBSZKIJ olyan vizsgálati eljárást dolgoztak ki, melynek segítségével összefüggés állapítható meg üvegtermékek szilárdsága és élettartama között [118].

Az építészetben alkalmazott üvegtermékek közül vizsgálták a vákuumot tartalmazó kétrészes, összeforrasztott üvegbeton-téglák szilárdsági tulajdonságait is [119], de a legrészletesebb kutatás tárgyát a síküveg képezte.

Az utóbbi másfél évtizedben kialakultak a síküvegek, ezen belül főleg a húzott táblaüvegek szilárdsági vizsgálati eljárásai [120]. Meghatározták a szilárdsági vizsgálati értékek függését a minták méreteitől [121], valamint kidolgozták a különböző mechanikai tulajdonságok meghatározására az egy- és kétpontos terhelési eljárást [122], kör alakú mintatestnél a koncentrikus körben alkalmazott terhelési eljárást [123], a hajlítási szilárdsági vizsgálatot [124] és megállapították az üveglemezek törési szilárdságának meghatározásánál a lemezekre ható erők eloszlásának optimális jellegét a kísérletek reprodukálhatósága szempontjából [125]. A mérési értékek szórásának értékelhetősége céljából kidolgozták a táblaüveg szilárdsági mérések statisztikai elméletét [126].

Nagy sebességű járműveken való síküveg alkalmazása szempontjából jelentős a táblák szilárdsága nekiütődő testekkel szemben [127]. Keretbe foglalt ablaktárcsák törési szilárdságát vizsgálták nagy hidrosztatikus nyomások [128] és nagyobb hőmérsékletek [129], valamint nagy hideg hatására [130].

A csiszolás és polírozás ugyancsak befolyásolja a síküvegtermékek szilárdságát [131], sőt kitűnt, hogy látszólag homogén lemezek szilárdságilag anizotróp jellegűek is lehetnek [132]. A gyakorlati felhasználásra kerülő síküvegfelelések egyébként soha nem teljesen homogének, ezért japán kutatók

részletesen felderítették a síküvegekben előforduló inhomogenitások, elsősorban huzalok és kövek szilárdságot befolyásoló hatását [133]. Felhőkarcolókban alkalmazott síküvegtermékeknek megfelelő szilárdsági ellenállást kell tanúsítaniuk a szél nyomásával és az épületek rezgésével szemben is. Ilyen jellegű vizsgálatokat is a japán kutatók végeztek el modell-kísérletek segítségével [134].

Szilikátüvegekből készített szálakon tapasztalták első ízben, hogy azok szilárdsága valamennyi többi termék szilárdságát nagymértékben meghaladja. Ennek nyilvánvaló oka, hogy a szálak felszíne aránytalanul kevesebb tömegűhöz képest, mint más üvegtermékeké, így a felületi hibák nem rontják le a szilárdságot. Az utóbbi években számos vizsgálatot végeztek a hibahelyek befolyásának mennyiségi meghatározására. A vizsgálatok eredményeként nagyon valószínűvé vált, hogy a rendkívüli mechanikai tulajdonságok kialakulásában szerepet játszik a szálak húzásakor létrejövő interatomisztikus szerkezet, amely különbözik egyéb üvegtermékek finomszerkezetétől [135]. Emiatt a szálak reológiai tulajdonságai is némileg különböznek az azonos összetételű termékek üveg-anyagának reológiai tulajdonságaitól. A szálak alkalmasak húzásos-torziós vizsgálatok elvégzésére [136] és hajlítási vizsgálatokat is szélesebb tartományokban lehet azokon végrehajtani, mint más termékeken [137]. A hajlítási szilárdsági vizsgálatok itt is összekapcsolhatók a rugalmassági modulus meghatározásával [138].

Az elvégzett kutatások alapján megállapítható, hogy az üvegszálak mechanikai tulajdonságai milyen mértékben függenek a hőmérséklettől [139], a környezet atmoszférikus viszonyaitól, tehát attól, hogy milyen gázok adszorpciója következik be a felületen [140]. A szakítószilárdság és a rugalmassági együttható függ a szálak átmérőjétől [141] és a szálminták hosszától is [142]. Az üvegszálak szilárdsága komplex összefüggést mutat az előállításnál alkalmazott eljárással, főként az olvasztás és a szálhúzás körülményeivel [143], valamint a feszültségtelenítő hűtéssel [144]. Üvegszálaknál is tapasztalható és mérhető a kifáradási jelenség [145]. Bár az üvegszálak rendkívül nagy húzási szilárdságúak és ezt a tulajdonságukat átadják más szerkezeteknek is, mint például polimereknek, ha azokkal kombinálva alkalmazzák, szakítószilárdságuk felületük vegyi kezelésével [146], vegyi összetételük és hőkezelésük megváltoztatásával rugalmassági együtthatójuk pedig [147] lényegesen javítható.

## IX. A törés folyamata

Rideg testek törési folyamatainak vizsgálatát az 1920-as években GRIFITH kezdeményezte, és elméletét SMEKAL [148] alkalmazta a szilikátüvegekre. A Griffith-féle elmélet szerint a felületen elhelyezkedő hibák, repedések csúcsain külső terhelés esetén feszültségek koncentrálnak. Amint ezek a feszült-

ségek elérik a szilárdsági határértéket, a törés folyamata megindul. A feszültségek koncentrációját a repedések csúcsainak legömbölyödöttsége határozza meg, minél kisebb ezek görbületi sugara, annál nagyobb mértékű a feszültségkoncentráció. SMEKAL ezen túlmenően megállapította, hogy a törés sebessége a különböző törési szakaszokban egymástól eltérő. A törés kezdetén viszonylag lassan halad előre és ezt a viszonylag kis sebességet aszimptotikusan éri el, majd egy meghatározott pillanatban a sebesség többszöröseire megnő és állandó értéken fejeződik be. Ennek a jelenségnek a magyarázatára a repedési hő hipotézist alakította ki, amely szerint a lassú törés alkalmával fejlődő hő bizonyos érték elérése esetén kezdeményezi a gyors törési szakaszt. A két különböző sebességű törési periódus a törés felületi morfológiáján is észlelhető, mert a lassú törésnek tükörfényes sima felület, a gyors törésnek pedig kagylós egyenetlen felület felel meg. Előbbit „tükör”-nek nevezte el és megállapította, hogy vékony üvegbotok precíziósan szimmetrikus szakítási terhelése esetén a tükör és a kagylós törési felszínek koncentrikusan helyezkednek el. Kevésbé precíziós terheléseknél és nagyobb üvegvastagságok esetén a tükör körszegmens alakú, a kagylós felület pedig sugárirányú repedéseket mutat fel.

Sok kísérlet arra irányult, hogy összefüggéseket mutasson ki a felületi állapot és a törés felszínének tulajdonságai között [149]. Felületi kezelésekkal igyekeztek repedésmentes vagy repedésszegény, hibahely nélküli mintatesteket előállítani és mesterségesen keltett felületi hibák hatását vizsgálni. Megállapították, hogy a tükör felületének mérete és a repedés sebessége, valamint a terhelés milyen összefüggésben állanak egymással és kiszámították a repedések csúcsainak görbületi sugarát, ebből pedig a feszültségek koncentrációját, valamint az elméleti szilárdságot. SHAND szerint boroszilikát üvegeknél a „molekuláris” szilárdságnak és a repedési csúcsok görbületi sugarából vont négyzetgyökének szorzata  $2,5 \cdot 10^8 \text{ dyn/cm}^{-3/2}$ . SCHARDIN tevékenysége elsősorban arra irányult, hogy nagy sebességű fotográfiai eljárások segítségével a repedési sebességek számértékeit meghatározza [150]. Kimutatta, hogy a repedés első, ún. *termikus fázisában* a repedés továbbhaladási sebessége mintegy 500 m/sec, az *atermikus fázisban* pedig 1500 m/sec körül van. A sebességek függnak az üveg vegyi összetételétől, a sűrűségtől és a felület állapotától.

PONCELET vita tárgyává tette a Griffith-féle törési mechanizmus elméletet [151] és kísérleti adatok alapján számítási eljárást dolgozott ki a törési folyamat termikus fázisára a Born-féle erőhatás potenciál-küszöb elméletének figyelembe vételével. Reakciókinetikai modellszámításait 6 test egymástól való elválási esetére elektronikus számítógéppel dolgozta ki és a sebességalakulással jól egyező kinetikus összefüggéseket alakított ki.

A törési jelenségek és az azokat magyarázó hipotézisek egyes kérdésekben egymásnak ellentmondók voltak. A helyzet felmérése [152] arra mutatott, hogy célszerű nemzetközi síkon a szilikátüvegek törésével kapcsolatos kérdéseket megtárgyalni. 1959-ben ezért nagyszabású konferenciát rendeztek

Swampscottban (Amerikai Egyesült Államok) [153]. A konferencia után 43 tudósból kutatásokat tervező bizottság ült össze, amely meghatározta a törésre vonatkozó további kísérleti és elméleti tevékenység útjait. Az 1960 után elvégzett kutatómunkák nagy része ennek a célkitűzésnek felel meg.

Újabb vizsgálati eljárások [154] segítségével és a hipotézisek újabb kiegészítésével elsősorban a törési sebesség pontosabb mérése útján igyekeztek következtetéseket levonni a törés termikus és atermikus szakaszainak a belső feszültségekkel és a feszültség hullámokkal való viszonyáról [155]. Már régebben WALLNER [156] felismerte, hogy a tükör, amely a törés termikus szakaszában a töréssel keletkezik, nem teljesen síma, hanem azon koncentrikus mikroszkopikus gyűrűk helyezkednek el. A Wallner-féle vonalokból ROESLER [157], majd BROEBERG [158] matematikai modell segítségével megszerkesztették a rideg törésnél fellépő feszültségváltozások linearizált egyenleteit.

KIENLE [159] összehasonlította a húzási és a palástmenti igénybevétel alkalmával bekövetkező törések sebességeit és úgy találta, hogy azok egymástól lényegesen különböznek. KERKHOF azonban bebizonyította, hogy a törési sebességeknél a különböző igénybevételek esetén maximálisan 4% különbség mutatkozik. KERKHOF módosította SHAND korábbi számításait a repedési sugárra és az üveg elméleti szilárdságára vonatkozólag, főleg ultrahangos törési vizsgálatok segítségével. Kiterjesztette továbbá megállapításait a torziós igénybevétel hatására bekövetkező törési folyamatokra is [160].

A felületi repedések és hibák jellege befolyásolja a törési jellemzőket, például a törés sebességét és kísérletek folytak mesterségesen előidézett felületi repedéseknek a törési sebességre és a törés dinamikájára vonatkozó hatásának megállapítására [161].

A törési sebességekre vonatkozó régebbi, nagy sebességű mozgófényképfelvételi eljárással még nem rendelkező kutatások [162] eredményeit korszerű módszerekkel megismételve megállapították, hogy az üveg törésénél különlegesen nagy repedés tovaterjedési sebesség kialakulására is kínálkozik lehetőség [163]. Vizsgálták továbbá a sebességeket különböző közegekben [164], üvegtáblákban [165], valamint megállapították a törésnél kialakuló ún. „*tiltott zónák*” megjelenésének törvényszerűségeit, tehát azoknak a helyeknek az előfordulási valószínűségét, ahol a törési sebesség nullára csökken [166].

A törés dinamikája a szilikátüvegekben megváltozik az üvegekben előforduló belső feszültségek hatására. Ez a változás főleg a törés bevezetésekor fellépő repedések kialakulásánál és a termikus törési szakasz sebesség alakulásánál érezhető hatását [167].

Lemezek lökésszerű igénybevétele alkalmával előidézett töréseiből rendszerint másodlagos törések is kiindulnak. MAUE számításai szerint [168] a másodlagos törések mindenkor kiindulási helye megegyezik a feszültség hullámmal merőleges azon helynek, ahol a nyomási és húzási feszültségek eredője nulla.

A szilikátüvegek koncentrált erőhatásra bekövetkező törésénél megfigyelhető jelenségek bizonyos mértékben eltérnek a húzási, hajlítási és nyomási hatásra bekövetkező törések mechanizmusától. Gyémánt gömbfelülettel vagy csúcs segítségével előidézett karcolásoknál az ún. *lassú törés* folyamata következik be. A törési sebesség ekkor 1 méter/sec alatti és az erőhatás megszűnése után a törések egy része csaknem azonos sebességgel visszazárul. Újabb erőhatásra ugyanazon a helyen a törés ismét megnyílik, amiből arra lehet következtetni, hogy az üvegekben semmiféle eljárással egyelőre nem észlelhető, több cm hosszúságú latens törések is előfordulhatnak [169].

A kizárólag belső feszültségek koncentrált hatására bekövetkező *kavitációs törés* jellemzőinek meghatározására a szerves üveges anyagokkal régebben végzett vizsgálatokat [170] szilikátüvegekre is elvégezték [171] és megállapították, hogy a kavitációs törések dinamikája némileg különbözik a külső erőhatásra bekövetkező törésektől.

A törési sebességet és a törés lefolyásának mechanizmusát befolyásolja az is, ha a mintákat ultrahang-energiával gerjesztik [172]. A hőmérséklet csökkenésével a törési sebesség növekszik. Mész-alkáli-szilikát üvegeknél a folyékony hidrogén hőmérsékletéig végzett vizsgálatok arra mutatnak, hogy a sebességcsökkenés lineáris és mértéke mintegy  $0,15 \text{ m/sec/}^\circ\text{C}$  [173].

A törési felületek morfológiai vizsgálata ugyancsak támpontot nyújthat a törési mechanizmus felderítésére [174]. A frissen tört üvegfelületek elektronmikroszkópos vizsgálata azonban nem tárt fel újabb részleteket [175] sem az üveg szerkezetéről, sem a törési mechanizmusról. A makromorfológiai vizsgálatok viszont táblaüvegen [176] és különösen belső feszültségeket tartalmazó termékeken arra mutattak, hogy a feszültségek jellege és mértéke a törési alakzatokat befolyásolják [177]. Újabban KERPER és SCUDERI a törést előidéző határfeszültség és a törési felületen képződő tükör között numerikus összefüggést is talált, amely szerint  $M \cdot R^b = \text{állandó}$ , ahol  $M$  a törési szilárdság értéke,  $R$  a tükör sugara és  $b$  pedig 0,5-nél kisebb állandó. Figyelemre méltó, hogy az egyenlet 5–37 mm átmérőjű üvegrudak szakításánál egyaránt érvényesnek mutatkozott [178].

Egyes esetekben az üvegek törésénél morfológiai anomáliák is mutatkoznak, mint például optikai üvegeken kör alakú kirepedések [179], hajlítási igénybevételnél mikrorepedések [180] és spirális diszlokációk [181]. Karcolásoknál jellegzetes rojtozódás észlelhető [182] és az üveget lasersugárral átfúrva a törések ugyancsak jellegzetes alakúakká válnak [183].

## X. A szilárdság növelése

A szilikátüvegek szilárdsági és törési tulajdonságainak javítására irányuló törekvések elsősorban a vegyi összetétel megváltoztatására irányultak. A nagy alumíniumoxid tartalmú, ritka fémekkel adagolt üvegeknél a húzási



szilárdság és rugalmassági együttható ugyan kedvezőbb volt, mint az iparilag nagy mennyiségben gyártott kereskedelmi üveganyag esetében, nyersanyagok drágaságát és kedvezőtlen olvasztási és alakítási tulajdonságait azonban az elért viszonylag szerény szilárdsági javulás nem ellensúlyozta. Csakhamar rátértek ezért az üvegek szilárdságának egyéb eljárásokkal való javítására.

A szilárdság növelése céljából a felületi hibákat ki kell küszöbölni. Először nagy hőmérsékletű és huzamosabb hőkezeléssel próbálkoztak vákuumban, ami eredményes is volt, mert a felületi hibák megszűntek [184]. Ez az eljárás is költséges volt, ezen felül pedig a lehűtés után a felület hajlamos volt újabb hibák kialakítására. Célszerűbbnek látszott a felület védőréteggel való bevonása, esetleg nagy hőmérsékleten kezeléssel összekapcsolva. Mészalkálszilikát-üvegek felületének ólom- és cinkborátos pasztával való kezelése fokozta a törési szilárdságot [185]. Palackok és öblösüvegtermékek töréssel szembeni ellenállásának növelését egyre gyakrabban szerves oligomerekkel és polimerekkel való bevonással érik el [186]. Poliorganosziloxán oldatokban hűtött üvegtárgyak csaknem törhetetlenekké váltak [187].

Palackok külső felületeire a manipulációs törések csökkentése céljából polietilén és polibutének fóliabevonatait alkalmazzák [188]. Polivinilklorid fóliaképzést titánsók vizes oldatainak kezelésével kombinálva a felület csaknem tökéletesen megvédhető és nagy húzási szilárdságot ad [189]. A kopási szilárdság növelésére polivinilalkohol-fólia szolgálhat [190]. Síküvegek felületének króm- vagy kobaltoxidos bevonatai csökkentik azok törékenységét [191].

Alkáliákat tartalmazó szilikátüvegek felületi rétegeiből az alkáliák eltávolítása, valamint azok cseréje más alkáliákkal vagy nem alkáliákkal, általában a szilárdságot növeli [192]. A felületi nátriumot és káliumot általában lítiummal vagy talliummal cserélik ki, vizes oldatok segítségével [193] vagy hidrogénáramban való hőkezeléssel [194].

A felületi ioncsere legfontosabb eljárása az olvadékbba való merítés és a nagy hőmérsékletű olvadékbban való huzamosabb tartózkodás. Olvadékként lítium sókat [195], nitrátokat, nitriteket [196], hidroxid-olvadékokat [197], bórflooridokat [198], ónoxidot [199] alkalmaznak. Szilikátüvegek huzamosabb ideig megfelelő összetételű olvadékbban tartva felületi átkristályosodásra hajlamosak, ami ugyancsak növeli szilárdságukat [200]. Az olvadékbban való kezelés kombinálható elektrolízissel is, amelynek segítségével a felületbe csaknem tetszés szerinti ionokat lehet vinni [201]. Alkálimentesítés elérhető továbbá az üvegfelület nagyfeszültségű villamos térbe helyezésével és ott irányított kisülések alkalmazásával is. Ezzel az eljárással alkálszilikát [202] és boro-szilikát-üvegek [203] felülete mintegy 1000 mikron mélységben megváltozik és szilárdságuk növekszik.

Az üvegtermékek gyártása közben is kínálkozik alkalom olyan vegyi kezelésre, mely a szilárdsági tulajdonságokat javítja. Öblös üvegtermékeket

feszültségtelenítő hűtés közben vagy a síküveget a húzókamrákban kéntrioxid gázzal kezelve, esetleg fémgőzöknek és hidrogénfluoridnak kitéve hibátlan felület keletkezik [204].

Az eddig ismertetett eljárások a szilárdsági tulajdonságok néhányszorosára való növekedését lehetővé tették ugyan, de nem változtatták meg alapvetően az üveg rideg jellegét. A kutatások ezért arra is irányultak, hogy az üveg szilárdsági tulajdonságait legalább egy nagyságrenddel javítsák [205]. A feladat oly módon rajzolódott ki, hogy az üveg felületéről el kell távolítani a láthatatlan és észlelhetetlen hibákat tartalmazó réteget, majd olyan védőréteggel kell ellátni, amely a lehető legjobban tapadva újabb hibák kialakulását meggátolja. A leoldást hidrogénfluoriddal és annak sóival savanyú oldatban úgy lehet megoldani, hogy a leoldás sebessége pontosan ellenőrizhető [206]. A savval kezelt minták, főleg botok és táblák a kezeletlenül 15–20-szorosan nagyobb szilárdságúak voltak, de a védtelen felület csakhamar hibahelyekkel telt meg és a szilárdság a savmaratott felület öregedésével párhuzamosan visszaesett. Kitént azonban, hogy szilikon-vegyületekkel az üveg felülete szoros kemiszorpciós kötést ad [207], ami annak tulajdonítható, hogy a szilikonokban levő láncmolekulák alapszerkezete azonos vagy nagyon hasonló a szilikát-üvegek felületén levő láncszerkezethez. A savval való oldásos, valamint a szilikonos kezelés kombinációja, amelyet szovjet és amerikai kutatók csaknem egyidőben dolgoztak ki, a szilárdsági tulajdonságokban alapvető változásokat idézett elő szilikátüvegeknél. Sikerült előállítani  $7000 \text{ kp/cm}^2$  hajlítási szilárdságú üvegrudakat, olyan  $2,5 \text{ mm}$  vastagságú üveglemezeket, amelyeket minden károsodás nélkül egy  $76 \text{ cm}$  sugarú körívbe egymásután ezerszer lehet hajlítani. Üvegből készült tányérokot ilyen felületi kezeléssel ellátva  $3 \text{ m}$  magasságból acéllemezre lehet ejteni törés nélkül. Kialakult tehát az üveg *szuper-szilárd* állapota [208], amelynek kihasználására és egyre szélesebb körben való elterjesztésére a kutatások folyamatban vannak.

Egyes vélemények szerint az üvegfelületeknek olyan alkáliszilikát oldatokkal való kezelése, amelyekben a szilíciumdioxid:alkálioxid viszony  $1:2$ , ugyanazt a szilárdulási eredményt szolgáltatja, mint a hidrogénfluoridos maratásos kezelés [209]. Ha ez az eljárás beválik, valószínűleg sokkal gazdaságosabban oldható meg a szuperszilárd üvegtermékek gyártása, mint a savas eljárással.

## IRODALOM

1. GRIFFITH, A. A.: *Philos. Trans.* **221A** (1920), 163.
2. SMEKAL, A.: *Ergebn. Exakt. Naturwiss.* **15** (1936), 106–188.
3. PRESTON, F. W.: *J. Appl. Phys.* **13** (1942), 623–634.
4. MURGATROYD, A.: *J. Soc. Glass Techn.* **17** (1933), 260T.  
*Nature* **154** (1944), 51.  
*J. Soc. Glass Techn.* **28** (1944), 406T.  
*Nature* **156** (1945), 716.
5. WEYL, W. A.: *The Glass Ind.* **27** (1946); 17–21, 32, 34, 36, 38, 48–50, 74, 96, 98, 100–101, 126–219, 150, 152, 154–156.
6. HOGDON, J.: *J. Appl. Phys.* **21** (1950), 1156–1170.  
SLAYTER, W.: *Am. Cer. Soc. Bull.* **31** (1952), 276–278.  
KORÁNYI, G.: *Építőanyag* **7** (1955), 40–44.  
HOOKWAY, H. T.: *Chem. Engng. Practice; Solid State, II*. Butterworth, London (1956); 242–254. 1958, 26. *The Strength of Glass*; Washington 1958, 26.  
WALTON, W. H. H.: *Mechanical Properties of Non-metallic Brittle Materials*. Butterworth, London 1958; 492.  
DOLLIMORE, D.—GREGG, S. J.: *Research* **11** (1958), 180–184.  
KIES, J. A.: *US. Gov. Res. Rept.* **29** (1958), 347.  
AREND, A. G.: *Glass* (1959), 579.  
KRUTHOF, A. M.—ZYLSTRA, A. L.: *Glastechn. Ber.* (1959); Sonderbericht III, 1–6.  
GORDON, J. E.—MARSH, D. M.—PARRATT, M. E.: *Proc. Roy. Soc. A249* (1959), 65.  
CHARLES, R. J.: *Fracture. M. I. T. Press* (1959), 225–249.  
SHAND, E. B.: *Am. Cer. Soc. Bull.* **38** (1959), 653–660.  
HOLLOWAY, D. G.: *Contemp. Phys.* **1** (1960), 230–235.  
CHARLES, R. J.: *Progr. Cer. Sci.* Pergamon Press (1961), 1–38.  
HAASE, G.: *Umschau* (1951), 136.  
VATANABE, M.: *Kobunsi* **10** (1961), 276–279.  
VOLF, M.: *Sklar a Ker.* **12** (1962), 170–172.  
NARSULLAEV, Sz. J.: *Dokl. Akad. Nauk Tadshik.* **4** (1961); 2, 3–9.
7. Symposium sur la résistance mécanique du verre et les moyens de l'améliorer. *Comptes Rendus* (Florence) 1961.  
CHARLEROI: Ed. USC.V. (1962), 1044.
8. PARKER, C. J.: *The Glass Ind.* **44** (1963), 489–494, 535–536.  
VOGEL, W.: *Z. Chem.* **4** (1964), 190–192.  
VITMAN, F. F.—PUKH, V. P.—SENBURG, N. N.—JOFFE, A. F.: *Sztyeklo i Ker.* **21** (1964); 8, 9–13.  
*Strength of Glass. GEC. Res. Lab. Bull.* (1965).  
ROSENSTEIN, A. H.—HEROLD, P. G.: *Mines Mag.* **56** (1966); 2, 21–26.  
RIABOV, V. A.—FEDOSZEV, P. V.: *Dokl. Ak. Nauk.* **168** (1966), 567–568.  
CORNELISSEN, J.: *Klei en Keramik* **13** (1966), 187–192.  
SUGARMAN, B.: *J. Mater. Sci.* **2** (1967), 275–283.  
JONES, G. O.: *J. Soc. Glass Techn.* **33** (1949), 120–137.
9. SMEKAL, A.—KLEMM, W.: *Monatsh. f. Chemie* **82** (1951), 411–421.  
ERNSBERGER, F. M.: *The Glass Ind.* **45** (1964), 349–353, 384–388.  
*Fracture* (Melbourne) (1965); 120–135, 137–140.
10. SOGA, N.—ANDERSON, O. L.: *Verres et Réfr.* **19** (1965), 301–302.  
MARK, H. F.—ATLAS, S. M.: *Science* **138** (1962), 413–416.
11. WATANABE, M.: *Yogyo Kyokai Shi* **68** (1960), 273–282.  
WATANABE, M.—MORIYA, T.: *Rev. Elec. Commun. Lab.* **9** (1961), 50–71.
12. BARTENIEV, G. M.: *Zsurn. Fiz. Him.* **31** (1957), 1917–1925.  
BOGUSZLAWSKIJ, I. A.: *Sztyeklo i Ker.* **14** (1964); 10, 4–9.  
BARTENIEV, G. M.: *Anorganikus üvegek szerkezete és mechanikai tulajdonságai* (Orosz nyelven). Izd. Lit. Sztoit., Moszkva (1966); 216.
13. HOLLAND, R.—TURNER, E. W.: *Glast. Ber.* **15** (1937), 270–282.  
GURNEY, C.: *The effect of surface conditions on the strength of brittle materials*. Institute of Metals Ed. (1953), 145–160.  
ERNSBERGER, F. M.: *Proc. Roy. Soc. A257* (1960), 213–223.  
GURNEY, C.: *Proc. Roy. Soc. A282* (1964), 24–33.  
HUBERS, H. J.: *Silic. Ind.* **30** (1965); 25–35, A–B.  
SCHUKIN, J. D.—KOCSANOVA, L. A.—SZANOSZINA, Sz. M.: *Dokl. Ak. Nauk* **160** (1965), 1061–1064.

- HARA, M.: *Repts. Res. Lab. Asahi Glass Co.* **17** (1967), 1–10.
- RIABOV, V. A.—FEDOSZEEV, D. V.: *Sprechsaal* **100** (1967), 107.
14. SMEKAL, A.: *Glastechn. Ber.* **13** (1935), 222–232.
- COX, W.: *J. Soc. Glass Techn.* **32** (1948), 127–146, 340–365T.
15. DIEMISHEV, G. K.—BARTENIEV, G. M.: *Silikattechnik* **17** (1966), 215–217, 347–348.
16. LEVENGOOD, W. C.: *J. Appl. Phys.* **29** (1958), 820–826.
- DE WAAL, H.: *Klei en Keramiek* **13** (1963), 227–235.
- TROICKIJ, Q. A.: *Sztyeklo i Keram.* **23** (1966), 8, 5–7.
- VERMEER, J.: *Physica* **20** (1954), 313–326.
17. PUGH, W.—HEINE, G.—FONER, H.: *J. Appl. Phys.* **23** (1952), 48–53.
- SMITH, H.—KIES, R.: *Phys. Rev.* **94** (1954), 760–761.
- CULF, J.: *J. Soc. Glass Techn.* **41** (1957), 157–167.
- KOLSKY, H.—SHI, Y. Y.: *Proc. Phys. Soc.* **72** (1958), 447–453.
- KENNY, W. J.—PIRET, E. L.: *Amer. Inst. Chem. Eng. J.* **7** (1961), 199–202.
- GILVARRY, J. J.—BERGSTROM, B. H.: *J. Appl. Phys.* **32** (1961), 391–410.
- J. Appl. Phys.* **33** (1962), 3211–3213.
- GILVARRY, J. J.: *J. Appl. Phys.* **33** (1962), 3214–3224.
- BIKERMANN, J. J.: *The Glass Ind.* **44** (1963), 383–384, 409.
- ACLOQUE, P.—MORAIN, M.: *Silicates Ind.* **28** (1963), 411–415.
- NAKAYAMA, J.: *Amer. Cer. Soc.* **48** (1965), 583–587.
- BEHRENS, D.: *Chemie Ing. Techn.* **37** (1965), 473–483.
- WIEDERHORN, S. M.: *Mat. Sci. Res.* **3** (1966), Proc. 1964. Conf. 503–528.
- SCHÖNBRUNN, G.: *Glastechn. Ber.* **41** (1968), 43.
18. DINGLEDY, D.: *Chem. Educ.* **39** (1962), 84–85.
19. RYSCHKEWITSCH, R.: *Glastechn. Ber.* **20** (1942), 166–174.
- MOREY, G. W.: *J. Opt. Soc. Amer.* **42** (1952), 856–857.
- SMEKAL, A.: *Abh. Math. Naturwiss. Kl. Österr. Akad. Wiss.* (1953), 137–143.
- KIRBY, P. L.: *J. Soc. Glass Techn.* **41** (1957), 95T–116T.
- BRÜCHE, A.: *Glastechn. Ber.* **31** (1958), 294.
- SMYTH, H. T.: *J. Amer. Cer. Soc.* **42** (1959), 276–279.
- Glastechn. Ber.* (1959); Sonderband III, 28–34.
- ISIDA, Y.: *J. Appl. Phys. Japan* **30** (1961), 196–197.
- MEERLENDER, G.: *Glas Instr. Techn.* **9** (1965), 490–495, 553–561.
- HARA, M.: *Buturi* **17** (1962), 836–842.
- MARSH, D. M.: *Proc. Roy. Soc.* **A279** (1964), 420–435; **A282** (1964), 33–43.
- WEBER, E. T.: *Glastechn. Ber.* **40** (1967), 120.
20. LEVENGOOD, W. C.—VONG, T. S.: *J. Opt. Soc. Amer.* **49** (1959), 61–66.
21. MICEOTTE, R.—VANDECAPELLE, C.: *Proc. Int. Comm. on Glass.* **1** (1954), 110–120.
- HOPKINS, I. L.: *Phys. Chem. Glasses* **4** (1963), 139–140.
- SCHLAPP, D. M.: *Phys. Chem. Glasses* **6** (1965), 168–170.
- HARA, M.: *Rep. Res. Lab. Asahi Glass Co.* **17** (1967), 1–10.
22. CUSTERS, N.: *Nature* **164** (1949), 627.
- KORÁNYI, G.: *Surface Properties of Silicate Glasses.* Akadémiai Kiadó, Budapest 1963.
- WAGNER, J.—ZINKO, H.: *Glastechn. Ber.* (1967); **40**, 44–52.
- J. Appl. Phys.* **17** (1946); 170–178, 189–195, 1082–1085.
24. CHARLES, R. J.: *J. Appl. Phys.* **29** (1958), 1549–1553, 1554–1560.
25. CHARLES, R. J.: *J. Appl. Phys.* **29** (1958), 1657–1662.
- LEVENGOOD, W. C.: *J. Appl. Phys.* **35** (1964), 424–433.
- WHITNEY, I.—JOHNSON, J. W.—PROCTOR, B. A.: *Nature* **210** (1966), 730–731.
26. CHEPKOV, L. P.—BARTENIEV, G. M.: *Ref. Zsurn.* (1963); **23**, K-456.
- RITTER, J. E.—COOPER, A. R.: *Phys. Chem. Glasses* **4** (1963), 76–78.
27. KROPSCHOT, R. H.—MIKESELL, R. P.: *Proc. Cryogen. Eng. Conf. 2nd* 136–144; *J. Appl. Phys.* **28** (1956), 610–614.
28. MOULD, R. E.—SOUTHWICK, R. D.: *J. Amer. Cer. Soc.* **42** (1959), 542–547, 582–589 — **43** (1960), 160–167.
- MOULD, R. E.: *J. Amer. Cer. Soc.* **43** (1960), 481–491.
29. SCHERBAKOVA, I.: *Ref. Zsurn.* (1966); **12**, M-121.
30. SCHARF, N.: *Glastechn. Ber.* **17** (1939), 173–180.
- RÖTGER, H.: *Glastechn. Ber.* **19** (1941), 192–200.
- SCHAEFER, N.—BERGMANN, H.: *Ann. Phys. VI. F.* **3** (1948), 72–81.
- YOUSSEF, H.—KAMEL, R.: *Proc. Math. Phys. Soc. Egypt.* **4** (1953); **4**, 83–91.
- MARY, G. A.—SIVERTSEN, L.: *J. Appl. Phys.* **24** (1953), 81–87.
- RÖTGER, H.: *Silikattechnik* **6** (1955), 326–331.

- KIRBY, P. L.: *Verres et Refr.* **9** (1955), 197–203.  
 FORRY, L. H.: *J. Amer. Cer. Soc.* **40** (1957), 90–94.  
 DEEG, E.: *Naturwiss.* **44** (1957); 303, 440.  
 RYDER, R. J.: *Univ. Microfilms L. C. Card No. Mic.* (1959); 59–5126, 183.  
 JAGDT, R.: *Glastechn. Ber.* **33** (1960), 10–19.  
 RYDER, R. J.—RINDONE, G. E.: *J. Amer. Cer. Soc.* **43** (1960), 662–669; **44** (1961), 532–540.  
 MYERSON, R. L.: Cambridge, Massachusetts Inst. Techn. Diss. 1961; 105.  
 MATUSIK, F. J.: *Amer. Cer. Soc. Bull.* **40** (1961), 237.  
 COENEN, M.: *Z. Electrochem.* **65** (1961), 903–908.  
*Glastechn. Ber.* **35** 425–431.  
 SCHLAPP, D. M.: *Nature* **195** (1962), 483–484.  
 RINDONE, G. E.: *Mineral. Ind.* **31** (1962); 4, 1–6.  
*Brit. J. Appl. Phys.* **14** (1963), 243–245.  
 SCHAPERLY, R. A.: *J. Appl. Phys.* **35** (1964), 1451–1465.  
 SCHLAPP, D. M.: *Phys. Chem. Glasses* **6** (1965), 62–67.  
 TOMANDL, G.—OEL, H. J.: *Glastechn. Ber.* **39** (1966), 439–455.  
 ARGON, A. S.: Symp. Defects in Glass, Tokyo; No. 18, 188–214.  
 31. FITZGERALD, J. V.: *J. Amer. Cer. Soc.* **34** (1951); 314–319, 339–342, 388–390, 390–391.  
 32. MOHYUDDIN, I.—DOUGLAS, R. W.: *Phys. Chem. Glasses* **1** (1960), 71–86.  
 KARSCH, K. H.—JENCKEL, E.: *Glastechn. Ber.* **34** (1961), 397–408.  
 GRAHAM, P. W. L.—RINDONE, G. E.: *Phys. Chem. Glasses* **8** (1967), 160–163.  
 33. KIRBY, P. L.: *Verres et Refr.* **10** (1956), 201–207.  
 34. MARIN, G.—RINDONE, G. E.: *The Glass Ind.* **48** (1967), 440–444.  
 35. IDE, J.: *J. Geol.* **45** (1937), 689.  
 SCHUSTER, K.: *Glastechn. Ber.* **18** (1940), 145.  
 RÖTGER, H.: *Glastechn. Ber.* **18** (1940), 362–363.  
 KORN, N.: *J. Acoust. Soc. Amer.* **21** (1949), 547–550.  
 AULT, N.—UELTZ, J.: *J. Amer. Cer. Soc.* **36** (1953), 199–203.  
 DIETZEL, A.—DEEG, E.: *Vetro e Silic.* **1** (1956), 13–25.  
 DEEG, E.: *Glastechn. Ber.* **31** (1958), 124–132.  
 36. BUTTA, E.—PAOLETTI, G.: *Vetro e Silic.* **5** (1961); 29, 21–28.  
 37. KERKHOFF, F.: *Naturwiss.* **40** (1953), 478.  
*The Glass Ind.* **41** (1960), 209–236.  
 THIELE, J.: *Glastechn. Ber.* **28** (1955), 384–391.  
 BARNES, J. M.—HIEDEMANN, E. A.: *J. Acoust. Soc. Amer.* **28** (1956), 1218–1221.  
 KELER, E. K.—KOSLOVSKAIA, J.—NOSZÜKOV, M. V.: *Sztyeklo i Keramika* **13** (1956); 5, 7–13.  
 SCHILLING, H.: *Silikatechnik* **8** (1957), 423–433.  
 AVGUSZTINIK, A. I.—PETROVA, V. Z.—LÜSZENKO, E. SZ.: *Refer. Zs.* (1966), 14 M 113.  
 38. BRIDGMAN, P. W.: *Amer. J. Sci.* **10** (1925), 359–367.  
 BRIDGMAN, P. W.—SIMON, I.: *J. Appl. Phys.* **24** (1953), 405–413.  
 39. BARTENIEV, G. M.: *Dokl. Akad. Nauk* **91** (1953), 523–526.  
 40. MIHAILOV, N. N.: *Priroda* (1955); 2, 82–85.  
 WEIR, C. E.—SHARTSIS, N.: *J. Amer. Cer. Soc.* **38** (1955), 299–306.  
 BLOOM, N.—BOCKRIS, W.: *J. Phys. Chem.* **61** (1957), 515–517.  
 SPINNER, S.—MALITSON, N.—RODNEY, J.: *J. Res. Nat. Stand.* **58** (1957), 189–194.  
 41. ANDERSON, O. L.: Travaux du IVe Congrès International du verre, Paris 1956; 310–316.  
*J. Appl. Phys.* **27** (1956), 943–949.  
 42. GOGARTY, W. B.: *U. S. Govt. Res. Rep.* **33** (1960), 177.  
 43. COHEN, H. M.—ROY, R.: *J. Amer. Cer. Soc.* **44** (1961), 523–524.  
*Phys. Chem. Glasses* **6** (1965), 149–161.  
 44. ROY, R.—COHEN, H. M.: *Nature* **190** (1961), 798–799.  
 45. WEIR, C. E.—SPINNER, S.: *J. Amer. Cer. Soc.* **45** (1962), 196. USA szabadalom 2865139. sz.  
 46. EPPLER, R. A.—GIARDINI, A. A.—TYDINGS, J. E.: *J. Amer. Cer. Soc.* **45** (1962), 218–220.  
 TISCHER, R. E.—DRICHAMER, H. G.: *J. Chem. Phys.* **37** (1962), 1554–1562.  
 MACKENZIE, J. D.—LAFORCE, R. P.: *Nature* **197** (1963), 480–481.  
 ABOAF, J. A.: *J. Amer. Cer. Soc.* **46** (1963), 296–297.  
 POCH, W.: *Ber. der Deutsch. Ker. Ges.* **41** (1964), 68–77.  
 OUTWATER, J. O.—GERRY, D. J.: *J. Appl. Phys.* **38** (1967), 893–894.  
 MAST, P.—MULVILLE, D.—CLARK, A. B. J.—SANFORD, R. J.: *U. S. Naval Res. Lab. Rep. NRL. Progr. June* 13–16 (1966).  
 47. WINKELMANN—SCHOTT: *Ann. Phys. u. Chem.* **61** (1897), 105–141.

48. GEHLHOFF, H.—THOMAS, R.: *Z. f. techn. Phys.* 7 (1926), 105—126.
49. WATKINS, J. E.—WATKINS, N.—SIMPSON, R. E.: *The Glass Ind.* 31 (1950), 19—21
50. HOFFMANN, E.: *Pennsylv. State Univ. Diss.* 1952.
51. STEVELS, J. M.: *Verres et Refr.* 3 (1949), 359—368.  
*Philips Res. Rep.* 5 (1950), 23—26; 6 (1951), 34—53; 7 (1952), 161—168.  
*Verres et Refr.* 4 (1950), 83—89; 5 (1951), 4—14; 6 (1952), 3—9; 116—117.
52. HESS, H.—GUPTA, S.: *Amer. Cer. Soc. Bull.* 34 (1955), 33P.
53. SCHILLING, K.: *Silikatechnik* 10 (1959), 521.
54. HOOD, K. P.—SUTTON, P. M.: *J. Amer. Cer. Soc.* 44 (1961), 200.
55. KESHISHIAN, T. N.—EPELBAUM, M. B.: *Trudü Inszt. Mengyel.* (1959), 150—155.  
 KELEK, E. K.—KOSLOVSKAIA, J.: *Dokl. Akad. Nauk.* 151 (1965), 1368—1370.
56. WATANABE, M.—CAPORALI, R. V.—MOULD, R. E.: *Phys. Chem. Glasses* 1 (1961), 12—23.
57. *USA szabadalom* 2876120; 2978341; 3060041; 3189471.  
*Brit szabadalom* 786951; 921194; 1006524.  
*Francia szabadalom* 1357393; 1372322.  
*Belga szabadalom* 639229; 6392230.
58. LOEVENSTEIN, K. L.: *Phys. Chem. Glasses* 2 (1961), 69—82, 119—125.
59. NÁRAY SZABÓ, I.—LADIK, J.: *Acta Phys.* 12 (1960), 131—138.
60. WIESSNER, M.: *Z. Phys. Chem.* 220 (1962), 210—230.
61. FANDERLIK, M.: *Sklar a Ker.* 13 (1963), 10.  
 ALEINIKOV, F. K.—PAULAVICIUS, R.—SLIZYS, A.: *Chem. Abs.* 58 (1963), 2253.  
 DOMORIAD, I. A.: *Ref. Zsurn.* (1964), 6M 86.  
 CHENG, C. S.—LIU, K. L.—KSU, C. C.: *Khei Suan Hsueh Pao* 11 (1963), 199—211.  
 PHILLIPS, G. J.: *Verres et Refr.* 19 (1965), 301.  
 MATVEEV, M. A.—MAZO, E. E.—VOLOKODATOV, A. F.: *Refer. Zsurn.* (1965), 19M 89.  
 OSZMANISZ, A. D.—EIDUK, JU. JA.—SZEDMALISZ, U. JA.—ZIEDIN, E. JE.—BANDERISZ, JU. V.: *Ref. Zsurn.* (1968), 4M 102.  
 FANDERLIK, M.: *Veda a Vyzk. Skl.* (1967); 9, 31—35.
62. *The Glass Ind.* 46 (1965), 94—95.
63. DIEMISEV, G. K.: *Trudü Naucs. Insz. Sztyekla* (1965); 3 (128), 19—36.
64. GURNEY, C.—PEARSON, R.: *Proc. Phys. Soc.* 62 (1949), 469—476.  
*Selected Gov. Res. Rep.* 10 (1952), 106—142.
- ORSON, W.—ANDERSON, O. L.: *J. Amer. Cer. Soc.* 36 (1953), 416—424.
- RIABOV, V. A.—BORISZOVA, I. I.: *Ref. Zsurn.* (1963), 21M 94.
65. BAKER, L.—PRESTON, F. W.: *J. Appl. Phys.* 17 (1946), 179—188.
66. CHARLES, R. J.: *J. Appl. Phys.* 29 (1958), 1549—1560.
67. CHARLES, R. J.: *J. Appl. Phys.* 29 (1958), 1657—1662.
68. SCHOENING, F. R. L.: *J. Appl. Phys.* 31 (1960), 1779—1784.
69. SZILVESZTROVICS, SZ. I.—KAZAKOV, V. D.—KOSELKOVA, V. SZ.: *Trudü Naucs. Insz. Sztyekla* (1967); 4, 13—16.
70. SATO, I.: *Proc. Japan. Acad.* 30 (1954), 445—452.
71. RADD, F. J.—OERTLE, D. H.: *Nature* 184 (1959), 976—977.  
 ZSOROV, V. L.: *Ref. Zsurn.* (1966), 19M103.
- MOORTHY, J.—TOOLEY, E.: *J. Amer. Cer. Soc.* 39 (1956), 215—217.
- PANASIUK, V. V.—KOVSHIK, SZ. E.: *Dokl. Akad. Nauk* 146 (1962), 82—85.
72. OUTWATER, J. O.—OZALTIN, O.: *Chem. Abstr.* 58 (1963), 1212—1213.
73. VOROBEVA, O. V.—BESSONOVA, E. SZ.: *Ref. Zsurn.* (1967), 12M 93.
74. ERNSBERGER, F. M.—BRAITHWAITE, D. E.: *Bull. Amer. Cer. Soc.* 39 (1960), 471.
75. HOESCH, H.: *Z. f. Physik* 109 (1938), 606—624.  
 RABINOVITCH, F.—MARCATAND, R.: *Rev. Opt. Theor. Instr.* 34 (1955), 103—105.  
 DIEMISEV, G. K.: *Sztyeklo i Ker.* 16 (1959); 5, 31—34.
76. Standard Definitions of terms relating to methods of testing. *ASTM. Design.* E6—36;  
*ASTM Standards* P. 3.
77. EWALD, W.: *Glasindustrie* (1925); 11, 3—5.  
 BAKER, L.—PRESTON, F. W.: *J. Appl. Phys.* 17 (1946), 162—170.  
 FANDERLIK, M.: *Sklárske Rozhledy* 27 (1951); 2—6, 18—20, 34—39, 50—52.  
 FUTAGAMI, I.: *Mem. Fac. Eng. Kyushu Univ.* 12 (1951), 245—261.  
*Sztyeklo i Keram.* 10 (1953), 2, 27—29.  
 WITUCKY, N.—WHALEN, M.: *Amer. Cer. Soc. Bull.* 34 (1955), 4, 31P—33P.  
 BARTENIEV, G. M.—IVANOVA, A. I.: *Sztyeklo i Keram.* 13 (1956), 12—15.  
 BARTENIEV, G. M.—CEPKOV, L. P.: *Inzs. Fiz. Zsurn.* (1959); 7, 20—28.  
*Glass Age* 7 (1964), 3, 58.  
 DE WAAL, H.: *Sprechaal* 99 (1966), 9—11.

78. SELIUBSZKIJ, V. I.—GALAKTIONOV, SZ. SZ.—KUKARKIN, G. A.: *Zavodszk. Labor.* **25** (1959); 1, 114—116.
79. KITAJGORODSZKIJ, I. I.—KESISIAN, T. N.—BERESNOI, A. I.: *Trudü Moszk. Him. Techn. Insz. im. Mendelejeva* (1956); 21, 39—44.
80. SOOD, S. P.: *Dissert. Ceramic Abstr.* **45** (1962); 4, 108.  
*Amer. Glass. Rev.* **84** (1963), 7, 8—9.
81. CEPKOV, L. P.: *Ref. Zsurn.* (1960), 2, 5859.  
*Ref. Zsurn.* (1961), 1K 299.  
*Ref. Zsurn.* (1962), 22K 263.
82. APELT, G.: *Z. f. Phys.* **91** (1934), 336—343.  
BLACK, W.: *Bull. Amer. Cer. Soc.* **15** (1936), 274—275.  
RITLAND, E.: *ASTM Bull.* (1955), 206, 16.
83. TOOLEY, F. V.—STOCKDALE, G. F.: *J. Amer. Cer. Soc.* **35** (1952); 4, 83—85.  
LYNCH, E. D.—TOOLEY, F. V.: *J. Amer. Cer. Soc.* **40** (1957); 4, 107—112.
84. CORNELISSEN, J.—MEYER, H. W. J. H.—KRUTHOF, A. M.—HAMAKER, H. C.: *Advances in Glass Technology*. Plenum Press, New York 498—510.
85. ISKEN, H.: *Sprechaal* **87** (1954), 479—481.
86. SPINNER, S.: *J. Amer. Cer. Soc.* **37** (1954), 229—234.  
ZILJSTRA, A. L.: *Ind. Elektronik* **7** (1959), 1, 11—14.  
DREMIN, A. N.—ADADUROV, G. A.: *Fiz. Tverd. Tela* **6** (1964), 1757—1764.  
HABERLE, Z.—REINIS, J.: *Veda a Vyzk. Skl.* (1967), 9, 107—130.
87. GURNEY, C.—PEARSON, R.: *Proc. Roy. Soc.* **192A** (1948), 537—544.
88. GOELICH, N.: *Glastechn. Ber.* **15** (1937), 447—461.  
DERTIEV, G.: *Sztyeklo i Keram.* **11** (1954), 5—6, 11.  
DIEMISEV, G. K.: *Sztyeklo i Keram.* **16** (1959), 5, 31—34.  
ZAGAR, L.—DANIELS, M.: *Glastechn. Ber.* **39** (1966), 233.
89. GYÖRGY, I.—NÁDOR, B.: *Mérés és Automatika* **3** (1955), 349—353.
90. METZGER, E.: *Amer. Cer. Soc. Bull.* **34** (1955), 4, 45P.
91. GRAVES, *Engng.* **180** (1955), 637—639.  
MACH, O.—MÜLLER, L.: *Silikáty* **2** (1958), 356—360.  
SOGA, N.—ANDERSON, O. L.: *Sprechaal* **100** (1967), 102—103.
92. Standard method of flexure testing of glass (Determination of modulus of rupture).  
*ASTM Design. C.* 158—43.  
KOPÜTOV, L. N.: *Zavodszk. Labor.* **30** (1964), 231—232.
93. PIPPIN, C. A.: *National Safety News* (1958), 34—35.  
*Glass Digest* **38** (1959); 8, 46—47.  
PHILLIPS, C. J.: *Amer. Cer. Soc. Bull.* **41** (1962), 251.  
SCHWIEGER, N.: *Ann. d. Phys.* **16** (1955), 119—133.  
SELIUBSZKIJ, V. I.: *Zavodszk. Labor.* **23** (1957), 1521.  
COENEN, M.: *Glastechn. Ber.* **40** (1967), 489—490.  
MALLORY, H. D.—MCEVAN, W. S.: *J. Appl. Phys.* **32** (1961), 2421—2424.
94. ARGON, A. S.—HORI, Y.—OROWAN, E.: *J. Amer. Cer. Soc.* **43** (1960), 86—89.
95. BRODSZKIJ, M. V.: *Sztyeklo i Keram.* **10** (1953), 2, 27.
96. JENCKEL, E.—KLEIN, E.: *Z. f. Naturforsch.* **7a** (1952), 619—630.  
KIRBY, P. L.: *J. Soc. Glass Techn.* **40** (1956), 445T—461T.
97. BAILEY, G.: *The Glass Ind.* **20** (1939); 21—25, 59—65, 95—99, 143—147.  
SALMASSY, O. K.—SCHWOPE-DUCKWORTH: *Amer. Cer. Soc. Bull.* **33** (1954), 240—243.  
SCHWIECKER, W.: *Techn. Wiss. Abt. Osram Ges.* **8** (1963), 260—274.
98. PICHUGIN, E. F.: *Sztyeklo i Keram.* **13** (1956); 8, 10—11.  
*Chem. Abstr.* **53** (1959), 7538.
99. WANDERSLEB: *Ann. d. Physik* IV. F. **8** (1902), 367—371.  
FRANKE, K.: *Glastechn. Ber.* **19** (1941), 113—119.
100. MCGRAW, D. A.: *J. Amer. Cer. Soc.* **35** (1952), 22—27.
101. FITZGERALD, J. V.—LAING, K. M.—BACHMAN, G. S.: *J. Amer. Cer. Soc.* **36** (1962), 90—104.  
HILBERT, N.: *Silikatechnik* **7** (1956), 394—399.  
SPINNER, S.: *J. Amer. Cer. Soc.* **39** (1956), 113—118.  
MIGEOTTE, R.—VANDECAPELLE, C.: *Sil. Ind.* **18** (1953), 261—275.  
DIETZEL, A.—DEEG, E.: *Glast. Ber.* **27** (1954), 105—116.
102. DIETZEL, A.—DEEG, E.: *Vetro e Silicati* **1** (1956), 13—25.
103. BLAIMONT, R.—BAST, F.: *Sil. Ind.* **22** (1957), 205—212.  
MÜLLER, L.—MACH, O.: *Silikáty* **3** (1959), 168—176.  
MATSUDA, J.: *Rev. Phys. Chem. Japan* **30** (1960), 9—24.  
WEISSENBORN, J.: *Silikatechnik* **16** (1965), 391—393.

- RABINOVICS, E. M.—CSURILOV, L. N.—KAZENOVA, G. N.: *Ref. Zsurn.* (1968), 8M 98.  
 IEREMEEVA, A. Sz.: *Zavodszk. Lab.* **32** (1966), 599—602.
104. KERPER, M. J.—SCUDERI, T. G.: *Amer. Cer. Soc. Bull.* **45** (1966), 782—783.  
 105. SPINNER, S.—NAPOLITANO, C.: *J. Amer. Cer. Soc.* **39** (1956), 390—394.  
*Nat. Bur. Stand. News Bull.* **49** (1965), 90—91.  
 LORANT, M.: *Glass* **42** (1965), 393—395.  
 CHENG JIE JIANG—SUN FAN MIN—HUO GUN TSUAN: *Verres et Refr.* **20** (1966), 260—261  
 ALEINIKOV, F. K.—PAULAVICIUSZ, R. B.—PARFENOV, V. A.—SZLIZSISZ, V. A.: *Refer. Zsurn.* (1966), 3M 103.
106. LEVIN, B. JA.: *Zsurn. Techn. Fiz.* **28** (1958), 1734—1739.  
 BARTENIEV, G. M.—KOLBASZNIKOVA, A. I.: *Inzs. Fiz. Zsurn.* (1960); 9, 44—48.  
 BREARLEY, W.—HOLLOWAY, D. G.: *Phys. Chem. Glasses* **4** (1963), 69—75.  
 OWNBY, P. D.—DAY, D. E.—MOORE, R. E.: *Amer. Cer. Soc. Bull.* **42** (1963), 223.  
 107. FITZGERALD, J. V.—LAING, K. M.—BACHMAN, G. S.: *J. Soc. Glass Techn.* **36** (1952), 90—104.  
 108. IEREMEEVA, A. Sz.: *Chem. Abstr.* **55** (1961), 4908.  
 109. DORSSEY—GOUDSMIT: *Chem. Weekbl.* (1955), 891—895.  
 FRANKE, A.: *Glas Email Keramo-Techn.* **10** (1959), 389—393.  
 CZERWINSKI, Z.: *Szkló i Ceram.* (1968); 1, 4.  
 110. BARTENIEV, G. M.—IVANOVA, A. I.: *Sztyeklo i Keram.* **12** (1955); 12, 7—10.  
*Zsurn. Techn. Fiz.* **28** (1958), 1467—1476.  
 WHITE, J.: *Tr. Brit. Cer. Soc.* **57** (1958), 591—623.  
 BARTENIEV, G. M.—ROZANOVA, V. I.: *Izv. Akad. Nauk. Otd. Masinosztr.* (1959); 2, 159—162.  
 111. VINZ, O.: *Glastechn. Ber.* **34** (1961), 201—206.  
 112. LEVIN, M. L.: *Nature* **190** (1961), 521—522.  
 KITAJGORODSZKIJ, I. I.—SZILVESZTROVICS, SZ. I.: *Zsurn. Him. Obs. im. Mendelejeva* **6** (1961), 635—642.  
 DUGDALE, R. A.—FORD, S. D.: *J. Mater. Sci.* **2** (1967), 260—268.
113. KUNERT, H.: *Glastechn. Ber.* **16** (1938), 383—386.  
 JANSSON, J.—ANNING, O.: *Glastekn. Tidsk.* **7** (1952), 132—135.  
 114. TASHIRO, M.—SAKKA, S.: *J. Ceram. Assoc. Japan* **68** (1960), 158—163.  
 115. RES, M.—SPERLING, Z.: *Szklár a Keram.* **8** (1958), 306—308.  
 IKEDA, Y.: *J. Japan. Soc. Test. Mat.* **8** (1959), 592—598.  
 116. GALLUP, J.: *Amer. Cer. Soc. Bull.* **39** (1960); 2, 82—85.  
 117. VERMA, N. S.—ROWE, T. W. G.: *Vacuum* **9** (1958), 21—27.  
 118. KOZLOVSKIJ, SZ. F.—SELIUBSZKIJ, V. I.: *Sztyeklo i Ker.* **22** (1965); 9, 20—24.  
 119. GRAF, H.: *Glastechn. Ber.* **13** (1935), 232—236.  
 WIEGAND, H.—SCHÖNBRUNN, G.: *Glastechn. Ber.* **34** (1961), 268—282.  
 BOLOCAN, A. G.: *Vetro e Sil.* **6** (1962); 32, 11—17.
120. BARTENIEV, G. M.: Az üveg mechanikai tulajdonságai és hőmegmunkálása. Gossztroizdat, Moszkva 1960.  
 KITAJGORODSZKIJ, I. I.—ROSZTOKINSZKIJ, V. V.—JELINEK, V. I.: *Sztyeklo i Keram.* **18** (1961); 3, 8—11.  
 VITMAN, F. F.—BARTENIEV, G. M.—PUH, V. P.—CEPKOV, L. P.: *Sztyeklo i Keram.* **19** (1962) 8, 9—11.  
 KUNADT, H. J.: *Silikattechnik* **15** (1964), 64—65.
121. VITMAN, F. F.—KRAUTMAN, V. R.—PUH, V. P.: *Fiz. Tverd. Tela* **6** (1964), 1089—1095.  
 122. KERPER, M. J.—SCUDERI, T. G.: *Proc. ASTM.* **64** (1964), 1037—1043.  
 123. MIYOSHI, S.—TAKAHASHI, A.: *Repts. Res. Lab. Asahi Glass Co.* **12** (1962), 87—89.  
 124. KERKHOF, F.: *Glastechn. Ber.* **28** (1955), 124—130.  
 125. BARTENIEV, G. M.—IVANOVA, A. I.: *Sztyeklo i Ker.* **13** (1956), 12—15.  
 BOWLES, R.—SUGARMAN, B.: *Glass Techn.* **3** (1962), 156—170.  
 BREHOVSKIJ, SZ. M.—RIABOV, V. A.—SHUBOV, G. I.: *Refer. Zsurn.* (1962), 21M 119.
126. HARA, M.: *Repts. Res. Lab. Asahi Glass Co.* **14** (1964), 2, 71—82.  
 BOTVINKIN, O. K.—KULIKOVA, E. N.—RIABOV, V. A.—FEDOSZEIEV, D. V.: *Sztyeklo i Ker.* **22** (1965); 9, 14—17.  
 VITMAN, F. F.—PUGACHEV, G. SZ.—PUH, V. P.: *Fiz. Tverd. Tela* **7** (1965), 2717—2722.  
 127. TILLET, N.: *Proc. Phys. Soc.* **67** (1954), 677—688.  
 128. MORYA, T.—SAKAINO, T.—AKAO, I.—INOUE, N.: *Yogyo Kyokai Shi* **69** (1961), 270—275.  
 129. DINGER, S.: *Verra Silic. Ind.* **13** (1948), 197—199.  
 GOERK, S.—LEDERER, K.: *Silikattechnik* **7** (1956), 182—187.  
 THORPE, P. L.—DAWSON, D.: *Engineering* **184** (1957), 591—593.



130. HOLLAND, L.: *J. Soc. Glass Techn.* **32** (1948), 144.
131. TOTESH, A. Sz.—GRIGORIEVA, L. F.—SZTRELICINA, M. V.: *Sztyeklo i Keram.* **18** (1961); 4, 19—21.
132. BUBLEI, R. J.: *Dopovidi Akad. Nauk. Ukraini* (1964), 1507—1508.  
SHAND, E. B.: *Amer. Cer. Soc. Bull.* **46** (1967), 1111—1115.
133. ISHII, A.—AKEYOSHI, K.—KANAI, E.: *Repts. Res. Lab. Asahi Glass Co.* **12** (1962), 1—12.
134. MIYOSHI, S.—MIURA, T.: *Repts. Res. Lab. Asahi Glass Co.* **14** (1965).
135. BARTENIEV, G. M.—BOVKUNENKO, I.: *Glass Ind.* **36** (1955), 476.  
DEEG, E.—DIETZEL, A.: *Glastechn. Ber.* **28** (1955), 221—232.  
BARTENIEV, G. M.: *Plasztics. Masszű* (1960); 1, 21—24.  
THOMAS, W. F.: *Phys. Chem. Glasses* **1** (1960), 4—18.  
BOGUSZLAWSZKIJ, I. A.—VITMAN, F. F.—PUH, V. P.: *Dokl. Akad. Nauk.* **138** (1961), 1062—1065.  
POEGEL, H. J.: *Glas Email Ker. Techn.* **14** (1963), 249—258.  
EPELBAUM, M. B.: *Sztyeklo i Keram.* **20** (1963); 1, 10—14.  
BARTENIEV, G. M.—IZMAILOVA, L. K.: *Fiz. Tverd. Tela* **6** (1964), 1192—1202; *Verres et Refr.* **18** (1964), 401—403.  
BARTENIEV, G. M.—SZIDOROV, A. B.: *Mech. Polimerov* (1966), 74—81.
136. MOONEY, J. F.—WEBER, E. T.: *Amer. Cer. Soc. Bull.* **40** (1961), 235.  
KROENKE, W. J.: *J. Amer. Cer. Soc.* **49** (1966), 508—513.
137. MOULD, R. E.: *J. Appl. Phys.* **29** (1958), 1263—1264.
138. SINCLAIR, N.: *J. Appl. Phys.* **21** (1950), 380—386.
139. ASZLANOVA, M. Sz.—HAZANOV, V. E.: *Dokl. Akad. Nauk* **164** (1965), 1277—1279.
140. EISCHEN, G.: *Comptes Rendus Ac. Sci.* **250** (1960), 2194—2196.
141. BRAITHWAITE, D. E.—SINCLAIR, E. W.: *Amer. Cer. Soc. Bul.* **42** (1962), 233.
142. BARTENIEV, G. M.—SZIDOROV, A. B.: *Sztyeklo i Keram.* **22** (1965); 9, 17—19.
143. HINZ, F.—FRANCK, L.: *Silikatechnik* **6** (1953), 422—427.
144. CAMERON, N. M.: *NASA Doc. N62—11842*. (1962), 60.
145. OUTWATER, J. O.—SEIBERT, W. J.: *Chem. Abstr.* **61** (1964), 1580—1581.
146. HOLLOWAY, D. G.—HASTILLOW, P. A. P.: *Nature* **189** (1961), 385—186.  
ISLINGER, J. S.: *NASA Doc. N62—15887*. (1962), 5.
147. LEWIS, A.—ROBBINS, D. L.: *J. Polym. Sci.* (1967), 117—150.
148. SMEKAL, A.: *Glastechn. Ber.* **13** (1935), 222—232.  
*Glastechn. Ber.* **23** (1950), 57—59; 60—67; 186—189.  
*Acta Phys. Austr.* **7** (1953), 110—122.  
*Österr. Ing. Archiv* **7** (1953), 49—70.  
*Glastechn. Ber.* **31** (1958), 294.
149. SHAND, E. B.: *J. Amer. Cer. Soc.* **37** (1954); 52—60, 559—572.  
*J. Amer. Cer. Soc.* **42** (1959), 474—477.  
*Amer. Cer. Soc. Bul.* **39** (1960); 219, 471.  
*J. Amer. Cer. Soc.* **44** (1961); 21—26, 451—455.  
JOHNSON, J. W.—HOLLOWAY, D. G.: *Philos. Mag.* **14** (1966), 731—743.
150. SCHARDIN, H.—STRUTH, W. W.: *Glastechn. Ber.* **16** (1938), 219—231.  
SCHARDIN, H.—ELLE, N.—STRUTH, W. W.: *Z. techn. Phys.* **21** (1940), 191.  
SCHARDIN, H.: *Glastechn. Ber.* **18** (1940), 233—236.  
*Glastechn. Ber.* **23** (1950); 1—10, 67—69, 325—336, 189—195.  
*Glastechn. Ber.* (1950); Sonderband III, 7—13.  
*Proc. Intern. Comm. Glass I* (1954), 81—95.  
SCHARDIN, H.—MÜCKE, L.—STRUTH, W.: *Glastechn. Ber.* **27** (1954), 141—147.  
*The Glass Ind.* **36** (1955); 133—138, 168.  
SCHARDIN, H.—STRUTH, W.: *Angew. Chemie* **68** (1956), 464.
151. PONCELET, E. F.: *Verres et Refr.* **2** (1948), 203—210; **3** (1949), 149—160, 289—299; **4** 158—171; (1950), **5** (1951), 69—80.  
*The Glass Ind.* **38** (1957); 551—558, 617—623.  
*J. Soc. Glass Techn.* **42** (1958), 279T—288T.  
*The Glass Ind.* **43** (1962); 478—481, 519—520, 545—547, 574—576, 612—613, 634—636.  
*The Glass Ind.* **45** (1964); 251—254, 269—270, 366—369, 384.  
*The Glass Ind.* **48** (1967); 262—266, 326—330.  
GREENE, C. H.: *J. Amer. Cer. Soc.* **39** (1956), 66—72.  
ANDERSON, O. L.: *Fracture. Mit. Press. N. Y.* (1959), 331—353.
152. RUMF, H.: *Chem. Ing. Techn.* **31** (1959), 697—705.  
*Materialprüfung* **3** (1961), 253—265.  
FRÉCHETTE, V. D.—GREENE, C. H.: *Freib. Forschungshefte* **50** (1960), 176—186.

153. AVERBACH, B. L.—FELBECK, D. K.—HAHN, G. T.—THOMAS, D. A.: *Fracture. Proceedings of an international conference on the atomic mechanism of fracture held in Swampscott, Ma. April 12—16, 1959.* Chapman and Hall, London 1960, 646.
154. KESHISIAN, T. N.—BEREZNSOI, A. I.: *Trudü Inszt. Im. Mendeleieva* (1959); 27, 137—149.  
KÜPPERS, H.: *Glastechn. Ber.* **39** (1966), 233.  
*The Glass Ind.* **45** (1964), 80—81.
155. GILMAN, J. J.—LIEBERMAN, D. S.: *Phys. Today* **12** (1959); 12, 26—28.  
ACLOQUE, M. P.: *Ind. Nat.* (1962); 4, 127—140.  
*Verres et Refr.* **17** (1963); 151—162.  
*Silic. Ind.* **28** (1963), 323—331.
156. WALLNER, H.: *Z. f. Phys.* **114** (1939), 368—378.
157. ROESLER, S.: *Proc. Roy. Soc.* **69B** (1966), 981—992.
158. BROEBERG, K. B.: *Ark. Fys.* **18** (1960), 159—192.
159. KIENLE, R.: *Glastechn. Ber.* **33** (1960), 321—331.
160. KERKHOF, F.—DREIZLER, N.: *Glastechn. Ber.* **29** (1956), 459—470.  
KERKHOF, F.: *Glastechn. Ber.* **30** (1957); 35, 365.  
*Glastechn. Ber.* **33** (1960); 456—459.  
*Naturwiss.* **50** (1963), 565.  
*Chemie Ing. Techn.* **36** (1964), 1053—1054.
161. ELLIOT, H. A.: *Proc. Phys. Soc.* **59** (1947), 208—223.  
LEVENGOOD, W. C.: *J. Appl. Phys.* **29** (1958), 820—826.  
*J. Appl. Phys.* **30** (1959), 378—376.  
FRIDMAN, JE. B.—MOROZOV, E. M.—SZONCEV, SZ. SZ.: *Refer. Zsurn.* (1964), 12M 69.  
TSAL, Y. M.—KOLSKY, M.: *J. Mech. Phys. Solids* **15** (1967), 29—46.  
PROCTOR, B. A.: *Appl. Mater. Res.* **3** (1964); 28—34, 59—62.
162. BARSTOW, N.—EDGERTON, F.: *J. Amer. Cer. Soc.* **22** (1939); 302—307.  
*J. Amer. Cer. Soc.* **24** (1941), 131—137.  
GURNEY, C.: *Proc. Phys. Soc.* **59** (1947), 169—185.  
FUTAGAMI, T.: *Hyushu Univ. Res. Inst. Elast. Engl. Rep.* **2** (1947); 4, 17—25.
163. HYODO, S.: *J. Phys. Soc. Japan* **15** (1960), 2351—2353.
164. TAKAHASHI, M.—HYODO, S.: *Japan. J. Appl. Phys.* **3** (1964), 127—128.  
WIEDERHORN, S. M.: *J. Amer. Cer. Soc.* **50** (1967), 407—414.
165. JEBSEN-MARWEDEL, H.: *Sprechsaal* (1927); 18, 317—321.  
HOLLAND, L.—TURNER, E. S. W.: *J. Soc. Glass Techn.* **24** (1940), 46T—57T.  
BAUERNFEIND, N.: *Arch. Kriminologie* **95** (1934), 128—138.  
OSZTRÜKOV, M. SZ.: *Dokl. Akad. Nauk* **136** (1961), 1380—1383.  
NOYER, J. DE-POLLACK, H.: *Bull. Seismic Soc. Amer.* **53** (1963), 87—93.  
BARTENIEV, G. M.—CEPKOV, L. P.: *Refer. Zsurn.* (1964), 10M 91.  
*Glass* **18** (1965); 11, 3—4.  
BARSON, J. M.: *J. Amer. Cer. Soc.* **49** (1966); 6—10.  
VITMAN, F. F.—VOLOVEC, L. P.—IVANOV, M. I.—PUGACSEV, G. SZ.: *Izv. Akad. Nauk. Neorg. Mat.* **3** (1967), 1002—1006.
166. SZOROKIN, A. D.: *Sztyeklo i Keram.* **20** (1963); 12, 9—11.
167. ACLOQUE, P.: *Analyse des Contraintes* **3** (1958), 3—13.  
ELLIOT, H. A.: *J. Appl. Phys.* **29** (1958), 224—225.  
ACLOQUE, P.—GUILLEMET, C.: *Amer. Cer. Soc. Bull.* **41** (1962), 357—358.  
CHARLES, R. J.—HILLING, W. B.: *Chem. Zblatt* **134** (1963), 5167.  
HIEKE, M.—LOGES, F.: *Z. angew. Phys.* **22** (1966), 14—19.  
GALIN, L. A.—RIABOV, V. A.—FEDOSZEIEV, D. B.—CSEREPANOV, G. P.: *Dok. Akad. Nauk.* **169** (1966), 1034—1036.  
SOMMER, E.: *Glastechn. Ber.* **40** (1967), 304—307.  
JACOBSON, A.: *Israel J. Techn.* **5** (1967), 298—302.
168. MAUE, A. W.: *Glastechn. Ber.* **23** (1950), 336—341.
169. GIBBS, P.—CUTLER, I. B.: *J. Amer. Cer. Soc.* **34** (1951), 200—206.  
JONES, R.—PRATT, C.: *Nature* **172** (1953), 463—464.  
LEVENGOOD, W. C.—JOHNSTON, W. H.: *J. Chem. Phys.* **26** (1957), 1184—1185.  
BOURDILLON, C.: *Nature* **180** (1957), 1457.  
TILETT, H.: *Proc. Phys. Soc.* **69** (1956), 47—54.  
LEVENGOOD, W. C.—VONG, T. S.: *J. Chem. Phys.* **31** (1959), 1104—1110.  
SALMASSY, Q. K.: *Bull. Amer. Cer. Soc.* **38** (1959), 205.  
BATESON, S.: *Phys. Chem. Glasses* **1** (1960), 139—142.  
DULANEY, F. N.—BRACE, W. F.: *J. Appl. Phys.* **31** (1960), 2233—2236.  
CRAGGS, J. W.: *J. Mech. Phys. Solids* **8** (1960), 66—75.

- FINKEL, V. M.—GUTKIN, I. A.: *Dokl. Akad. Nauk* **143** (1962), 90—91.  
*Fiz. Tverd. Tela* **4** (1962), 1412—1418.
- PETER, K.: *Z. f. Naturforschung* **20** (1965), 168.
- OSBORNE, P. W.: *The Glass Ind.* **46** (1965), 720.
- FINKEL, V. M.—GUTKIN, I. A.—ZUEV, L. B.: *Sztyeklo i Ker.* **23** (1966); **1**, 18—23.
- RADER, D.: *Experim. Mechan.* **7** (1967), 160—167.
- FISCHER, G. M. C.: *J. Appl. Phys.* **38** (1967), 1781—1786.
170. KOLSKY, H.: *J. Soc. Glass Techn.* **39** (1955), 394—403
- BESSZONOV, M. I.—KUVSZINSZKIJ, E. V.: *Fiz. Tverd. Tela* **1** (1959), 1440—1447.
- BERRY, J. P.: *Chem. Abstr.* **58** (1963), 9935.
- HASSELMAN, D. P. H.—FULRATH, R. M.: *The Glass Ind.* **46** (1965), 402.
- FULRATH, R. M.: *J. Amer. Cer. Soc.* **49** (1966), 68—72.
171. SCHÖNBRUNN, G.—SCHULMEISTER, R.: *Glastechn. Ber.* **40** (1967); 298—304, 329.
172. KÜPPERS, H.: *Z. angew. Phys.* **20** (1965), 88—92.
- KERKHOF, F.—MANITZ, L.: *Glastechn. Ber.* **31** (1958), 377—381.
173. DIMMICK, H. M.—McCORMICK, J. M.: *Glastechn. Ber.* **23** (1950), 193—195.  
*J. Amer. Cer. Soc.* **34** (1951), 240—241.
- DIMMIK, H. M.: *J. Soc. Glass Techn.* **35** (1951), 318—319.
- MOULD, R. E.: *The Glass Ind.* **36** (1955), 522.
174. CHRISTIE, D. G.: *J. Soc. Glass Techn.* **36** (1952), 74—89.
- CHRISTIE, D. G.—KOLSKY, H.: *J. Soc. Glass Techn.* **36** (1952), 65—73.
- MIURA, T.—YAMAGUCHI, T.—HOTCHI, Y.: *Rep. Res. Lab. Asahi Glass Co.* **16** (1966), 143—153.
- SERVAIS, A.—COLLIGNON, W.: *Verres et Refr.* **21** (1967), 347.
175. TÉRAO, N.—OKADA, K.: *The Glass Ind.* **34** (1953), 71—73.
- PRINDLE, S.: *The Glass Ind.* **36** (1955), 521—522.
- LEVENGOOD, W. C.—FOWLER, W. E.: *J. Amer. Cer. Soc.* **40** (1957), 31—34.
176. JEBSEN-MARWEDEL, H.: *Glastechn. Ber.* **31** (1958), 93—94.
- BATESON, J.: *Bull. Amer. Cer. Soc.* **37** (1958); **4**, Pr. 45.
- FRÉCHETTE, V. D.: *Proc. Brit. Cer. Soc.* (1965); **5**, 97—106.
177. BARTENIEV, G. M.—POLIAK, B. M.: *Izv. Akad. Nauk.* (1958); **10**, 141—143.
- ANDREWS, E. H.: *J. Appl. Phys.* **30** (1959), 740—743.
- KERKHOF, F.: *Wehrtechn. Monatsh.* **63** (1966), 432—445.
178. KERPER, M. J.—SCUDERI, T. G.: *Bull. Amer. Cer. Soc.* **43** (1964), 622—625; **45** (1966), 1065—66.
179. TOLANSKY, S.—HOWES, V. R.: *Proc. Phys. Soc.* **67** (1954), 467—472.
- KOZIOL, H.: *Acta Phys. Austriaca* **19** (1965), 253—263.
180. RES, M.: *Silikattechnik* **17** (1966), 307—312.
181. LEVENGOOD, W. C.—VONG, T. S.: *J. Appl. Phys.* **31** (1960), 1416—1421.
- CAMERON, N. M.: *Glastechn. Ber.* **40** (1967), 104.
182. BONEFF, S.—SCHWIETE, H. E.: *Glastechn. Ber.* **34** (1961), 216—219.
183. DAVIT, J.—SOULIÉ, M.: *Comptes Rendus* **261** (1965), 3567—3570.
- MARTINELLI, J.: *J. Appl. Phys.* **34** (1966), 1039—1040.
184. KITAJGORODSZKIJ, I. I.—BEREZNIOI, A. I.: *Sztyeklo i Ker.* **13** (1956); **6**, 7—12.
- KITAJGORODSZKIJ, I. I.—INGYENBOM, N. I.: *Dokl. Akad. Nauk* **108** (1956), 843—845.
- ROBREDO, J.: *Silicates Ind.* **30** (1965), 647—653.
185. 105833 sz. holland szabadalom.
186. POOLE, J. P.—SNYDER, H. C.: *The Glass Ind* (1962); **44**, 175, 208.  
*Amer. Glass Rev.* **84** (1963—1964); **11**, 15.
- SCHRÖDER, H.: *Dechema Monogr.* **36** (1959), 242.
- HAZDRA, J. J.—LOKAY, J. D.—LONTZ, H. M.: *Package Eng.* **9** (1964), 97.  
 998221 sz. brit szabadalom.  
 1353131 sz. francia szabadalom.  
 1061512 sz. NSZK szabad. leírás (DAS).
187. KITAJGORODSZKIJ, I. I.—SZILVESZTROVICS, Sz. I.—FIRSZOV, V. M.: *Trudü Moszk. Him. Techn. I-a im. Mend* **45** (1964), 145.
188. 3060057 sz. USA szabadalom.  
 250296 sz. ausztráliai szabadalom.  
 4527.61 sz. japán szabadalom.
189. 853847 sz. brit szabadalom; 1228411 sz. NSZK szabadalmi leírás (DAS).
190. 1294593 sz. francia szabadalom.
191. BORISZOV, I. I.: *Sztyeklo Inf. Mat. GII.* **4** (1963), 54.
192. WEYL, W. E.: *The Glass Ind.* **26** (1945), 369—390.

- New Scientist* (1964); 373, 89.  
 BURGAAAF, A. J.: *Nat. B. Stand.* (1965), 121.  
 1449428 sz. francia szabadalom.  
 BOGUSZLAVSZKIJ, I. A.—ABRASZIMOV, V. A.—MARKELOVA, M. JA.: *Sztyeklo i Keram.* 25 (1968); 2, 1—4.  
 BOTVINKIN, O. K.—DIENISZENKO, O. N.: *Sztyeklo i Keram.* 25 (1968); 2, 9—11.  
 193. GOROHOVSKIJ, V. A.—SCSERBAKOVA, V. P.: *Refer. Zsurn.* (1965), 3M 99.  
 194. LÖFFLER, J.: *Glastechn. Ber.* 35 (1962), 423.  
 ISHII, A.—AIKAWA, K.: *Rep. Res. Lab. Asahi Glass Co.* 15 (1965), 97.  
 195. *The Glass Ind.* 43 (1962), 539.  
 1306325; 1329123; 1329124; 1329125; 1329126; 1375403; 1389169; 1406139; 1411300; 1417529; 1418380; 1420956; 1422495; 1422708; 1427182 sz. francia szabadalmak.  
 196. KING, C. B.: *Res. and developm.* 15 (1964), 20.  
 BURGAAAF, A. J.—CORNELISSEN, J.: *Phys. Chem. Glasses* 5 (1964), 123—127.  
 RAY, N. H.—STACEY, M. H.—WEBSTER, S. J.: *Phys. Chem. Glasses* 8 (1967), 30—40.  
 1375282; 1427182 sz. francia szabadalmak.  
 649298 sz. belga szabadalom; 989688 sz. angol szabadalom.  
 3293016 sz. USA szabadalom.  
 197. BARTHOLOMEW, R. F.: *J. Electrochem. Soc.* 112 (1965), 1120—1124.  
 181249 sz. szovjet szabadalom.  
 198. 1011638; 1014247 sz. brit szabadalmak.  
 199. 1434471 sz. francia szabadalom.  
 200. STOOKY, S. D.—OLCOTT, J. S.—GARFINKEL, H. M.—ROTHERMEL, D. L.: *Advances in Glass Techn.* Plenum Press, (1962); 397—411.  
 FREY, W. J.—MACKENZIE, J. D.: *The Glass Ind.* 46 (1965), 720.  
 2998675 sz. USA szabadalom.  
 1246942 sz. NSZK szabadalmi leírás (DAS).  
 1453718 sz. francia szabadalom.  
 201. SJÖBLOM, C. A.—ANDERSSON, J.: *Z. f. Naturf.* 21a (1966), 274.  
 ROWELL, M. H.: *Inorg. Chem.* 5 (1966), 1828.  
 1437672 sz. francia szabadalom.  
 3174919; 3218220 sz. USA szabadalmak.  
 202. 1287065 sz. francia szabadalom.  
 1114614; 1156946 sz. NSZK szabadalmi leírások (DAS).  
 203. MURRAY, J. J.: *J. Appl. Phys.* 33 (1962), 1525—1527.  
 CARTER, G.—GRANT, W. A.: *Phys. Chem. Glasses* 7 (1966), 94—97.  
 204. ROIDER, P.—HÜNERT, A.: *Informationsdienst Glastechn.* 4 (1961), 68.  
 RIABOV, V. A.—KULIKOVA, E. N.: *Sztyeklo Inf. Mat. GII.* (1964), 55—62.  
 MOCHEL, E. L.—NORDBERG, M. E.—ELMER, T. H.: *J. Amer. Cer. Soc.* 49 (1966), 585—89.  
 140966 sz. szovjet szabadalom.  
 1420828 sz. francia szabadalom.  
 618737 sz. belga szabadalom.  
 205. *Allg. Glaserztg* (1959); 17, 284—285.  
 BREHOVSZKIJ, Sz. M.: *Sztyeklo i Keram.* 17 (1960); 7, 24—28.  
 GREENE, J. F.: *Cer. Ind.* (1960); 73—76, 94—95.  
 HOLLOWAY, D. G.—HASTILOW, P. A. P.: *Nature* 189 (1961), 385—386.  
 BEZBORODOV, M. A.—KRIPSZKIJ, A. M.: *Vesztny. Akad. Nauk.* 31 (1961), 65—69.  
 VITMAN, F. F.—BOGUSZLAVSZKIJ, I. A.—PUH, V. P.: *Fiz. Tverd. Tela* 4 (1962), 2160—2168.  
 BOGUSZLAVSZKIJ, I. A.: *Refer. Zsurn.* (1962), 23K 457.  
*Nat. Glass Budget* 78 (1962—1963), 24, 21—22.  
 VITMAN, F.: *Rev. Polytechn.* (1963); 1189, 41—46.  
 BREHOVSZKIJ, Sz. M.—RIABOV, V. A.: *Refer. Zsurn.* (1963), 2M 93.  
 SHAVER, W. W.: *Proc. Roy. Soc. A.* 882 (1964); 1388, 52—56.  
 UMBLIA, E.: *Glast. Tidsk.* 19 (1964); 3, 59—62.  
 SIMMINGSKÖLD, B.: *Glastekn. Tidsk.* 22 (1967); 7—10, 31—32.  
 206. PROCTOR, B. A.: *Nature* 187 (1960), 492—493.  
 DUBROVSZKIJ, V. A.—GUSHAVIN, O. V.: *Sztyeklo i Keram* 17 (1960); 12, 8—11.  
 CHEN, L. Y.: *Ceram. Abstr.* 45 (1962); 4, 107.  
 SYMMERS, C.—WARD, J. B.—SUGARMAN, B.: *Phys. Chem. Glasses* 3 (1962), 76.  
 PROCTOR, B.: *Phys. Chem. Glasses* 3 (1962), 7—27.  
 KITAJGORODSZKIJ, I. I.: *Sztyeklo i Keram.* 20 (1963); 4, 4—8.  
 HAGY, H. E.: *Silic. Ind.* 31 (1966); 165—167, A. B.

- VITMAN, F. F.—PUGACSEV, G. SZ.—PUH, V. P.—SENBURG, N. N.: *Izv. Akad. Nauk. Neorg. Mat.* 2 (1966), 194—198.  
3301649 sz. USA szabadalom.
207. HAGY, H. E.: *Szko i Ceram.* 17 (1966), 175—176.  
KERPER, M. J.—SCUDERI, T. G.: *J. Amer. Cer. Soc.* 49 (1966), 613—618.  
*Labor. Practice* 15 (1966), 791—792.  
SZILVESZTROVICS, SZ. I.—KAZAKOV, V. D.: *Refer. Zsurn.* (1968), 7M92.  
PAVLUSKIN, N. M.—SZILVESZTROVICS, SZ. I.—KAZAKOV, V. D.—KOZEL'KOVA, V. S.—GRIGORIAN, N. G.—SZTAFEEV, V. N.—AKSZENOVA, N. K.: *Sztyeklo i Keram.* 25 (1968); 2, 5—9.
208. BAJKOVA, L. G.—VITMAN, F. F.—PUGACSEV, G. SZ.—PUH, V. P.: *Dokl. Akad. Nauk.* 163 (1965), 617—620.  
BERNSTEIN, V. A.—VITMAN, F. F.: *Sztyeklo i Keram.* 24 (1967); 8, 8—11.  
BARTENIEV, G. M.: *Sztyeklo i Keram.* 24 (1967); 8, 4—8.  
BAJKOVA, L. G.—VITMAN, F. F.—PUH, V. P.: *Fiz. Tv. Tela.* 9 (1967), 2185—2189.
209. RAY, N. H.—JOHNSON, P. G.: *Glass Technol.* 8 (1967), 74—78.

**Festigkeitseigenschaften von Silikat-Glasarten.** Wenn man Silikatgläser als Werkstoffe verwendet, haben die Festigkeitseigenschaften entscheidende Bedeutung. Über den spröden Bruch und über die speziellen rheologischen Eigenschaften der Gläser wurden viele Versuche angestellt. Der Verfasser faßt zusammen und wertet alle die theoretischen Erfolge, die auf dem Gebiete der Festigkeitstheorie bezüglich des Zusammenhanges der Festigkeit mit der chemischen Zusammensetzung und den Einwirkungen der Umgebung erarbeitet wurden. Es werden noch die Festigkeitsversuche von Glasprodukten, die Forschungen über den Mechanismus des Bruches und über Bestrebungen zur Erhöhung der Festigkeit besprochen. Mehr als 600 Literatur-Angaben und Aufzählungen von Patenten liefern eine volle Dokumentation der Festigkeitsforschungen der letzten zwei Jahrzehnten.

**Mechanical Properties of Silicate Glasses.** When using silicate glasses as structural materials, mechanical properties are of decisive importance. Concerning rigid breaking and rheological properties many researches have been carried out. In this paper all the informations on theoretic strength, on relationship between strength and chemical composition, and on environmental effects are summarized and assessed. Described are testing methods of glass-product; endeavours to clear up the mechanism of breaking and to increase strength values are made known. More than 600 literary sources and patent specifications incorporated a total documentation of strength research of the last two decades.