

12.11 Alkali-aktiveret beton

Betonhåndbogen

Kapitel 12: Beton
i bygge- og
anlægsbranchen

Udgivet af

Dansk Betonforening
23.02.2026
Version 1.0

Figurer og tabeller

Alle figurer og
tabeller tilhører
Dansk Betonforening,
medmindre andet er
angivet. Forsidefoto:
blu – Gesellschaft
für nachhaltige
Immobilienprojekte
mbH & AUG. PRIEN
Bauunternehmung
GmbH & Co. KG.

Forfattere

Marvin Glissner
Ole Mejlhede Jensen



Indholdsfortegnelse

12.11.0	Indledning	3
12.11.0.1	Puzzolanet	6
12.11.0.2	Aktivator	7
12.11.1	Egenskaber i frisk tilstand	8
12.11.2	Egenskaber af det hærdnede materiale	10
12.11.2.1	Styrke og elasticitetsmodul	10
12.11.2.2	Krybning	12
12.11.2.3	Hydratiseringsvarme	13
12.11.2.4	Svind	14
12.11.2.5	Revnerisiko	15
12.11.3	Holdbarhed	17
12.11.3.1	Generelt	17
12.11.3.2	Chloridmodstand	18
12.11.3.3	Alkali-kisel reaktion	18
12.11.3.4	Sulfat- og syrebestandighed	19
12.11.3.5	Frost-tø modstand	19
12.11.3.6	Standarder og prøvning	20
12.11.4	Litteratur	22

12.11.0 Indledning

Sammenfatning

Alkali-aktiveret beton er en beton, hvor bindemidlet udgøres af puzzolaner, der aktiveres af alkalier. Alkali-aktiveret beton kan i et vist omfang være et alternativ til portlandcement-baseret beton. Normalt er det aluminosilikat-holdige råmaterialer, der indgår i alkali-aktiveret beton.

Disse råmaterialer inkluderer slagge, kalcineret ler, flyveaske m.m. – stoffer, der kan danne bindemidler i et høj-alkalisk miljø.

I portlandcement-beton kan mange af de samme råmaterialer anvendes som puzzolanske tilsætninger, hvor de reagerer med Ca(OH)_2 dannet under portlandcementens hydratisering. Den puzzolanske del af sådan en beton, vil fungere som et alkali-aktiveret materiale med portlandcementen som aktivator. Alkali-aktiverede materialer danner forskellige reaktionsprodukter, især afhængig af deres indhold af fri CaO .

Fordi alkali-aktiveret beton er en bredere materialegruppe end portlandcement-beton, kan det have egenskaber, der afviger fra det velkendte. For de alkali-aktiverede betoner, der hyppigst anvendes i praksis, vil materialeegenskaberne dog minde meget om det, der kendes fra portlandcement-beton. Især den friske beton kan kræve visse afvigelser fra standard produktionsprocedurer, mens mekaniske egenskaber af alkali-aktiveret beton normalt er sammenlignelig med portlandcement-beton. Holdbarheden af alkali-aktiveret beton er ofte lige så god som eller bedre end holdbarheden af portlandcement-beton, men på særlige områder kan den være ringere.

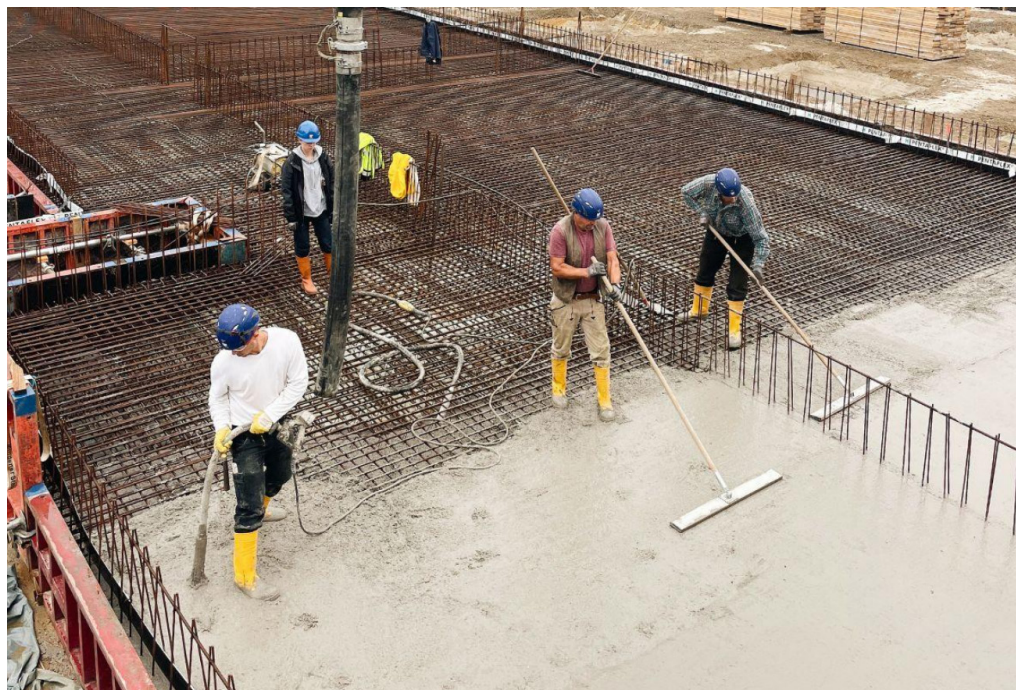
For portlandcement-beton er der mere end 100 års erfaring med storskalaanvendelse. Denne betydelige erfaring er ikke til stede for alkali-aktiveret beton, og afspejler sig bl.a. i en mangel på internationale standarder for brug af alkali-aktiveret beton. Igangværende forskning forsøger at udbygge viden om dette materiale.

Alkali-aktiveret beton, AAB, har været behandlet i litteraturen siden begyndelsen af 1900-tallet. Siden årtusindskiftet har denne materialegruppe imidlertid fået fornyet og forholdsvis stor opmærksomhed i forskningskredse, ligesom eksempler på anvendelse i praksis er begyndt at finde sted, se Figur 1. Interessen er især drevet af de betydelige CO_2 -udledninger, der er knyttet til portlandcement, PC, der udgør binderen i portlandcement-baseret beton, PCB. Til trods for en betydelig forskningsindsats er der stadig behov for videre undersøgelser af AAB, ikke mindst med henblik på en bredere anvendelse af materialet. Manglen på standarder og mangel på erfaring med ældre konstruktioner af AAB er særligt en udfordring.

Nærværende kapitel præsenterer den aktuelle, forskningsmæssige viden om AAB og dens funktion og egenskaber. De miljømæssige forhold er ikke en del af dette fokus, så her skal det blot kort nævnes, at en dominerende substitution af PCB med AAB ikke virker sandsynlig. Dels vil der ved produktion af store mængder AAB opstå nye miljømæssige udfordringer, fx restproduktet chlor, dels er PC-produktion under hastig omlægning til at være væsentlig mindre CO_2 -udledende, dels kan de puzzolanske råstoffer, der i dag i praksis anvendes i AAB med nogenlunde samme miljømæssige nytte anvendes i PCB. Omvendt er der dog heller ikke megen tvivl om, at der i AAB er et uudnyttet potentiale, som vil blive udfoldet.

Figur 1

En bygning med 74 lejligheder under opførelse i Norderstedt, Tyskland, 2024. Alkali-aktiveret beton blev benyttet både insitu og i forstøbte elementer. <https://bayika.dk/de/aktuelles/>



AAB betegner en beton med en binder af (alumino)silikat-holdige materialer, der er aktiveret med en alkali-metal kilde [1]. Som et begreb, der dækker både alkali-aktiveret cementpasta, mørtel og beton, bruges alkali-aktiverede materialer, AAM. På mange måder er AAB ikke forskellig fra "normal" PCB. Forskellen mellem AAB og PCB knytter sig til bindersystemet, og selv disse har mange ligheder. AAB kan som koncept spores tilbage til omkring år 1900 [2–4], men det er først efter år 2000, at materialet har fået betydelig interesse. Bindere kan også baseres på syre-aktivering [5,6], men det dækkes ikke i dette kapitel.

Bindemidlet i et AAM består normalt af en silikatholdig puzzolan og en alkalimetallholdig aktivator (på engelsk bruges betegnelserne hhv. precursor og activator). Puzzolaner der normalt anvendes er pulverformig flyveaske, FA, og formålet højovns slagge, GGBS, men det kan være alle typer puzzolaner fra PCB-teknologien, herunder naturligt forekommende eller industrielt baserede puzzolaner. [7,8]. På grund af den stærke alkaliske aktivering, der finder sted i AAM, vil det være muligt at anvende puzzolaner, der ikke kan nyttiggøres i PCB pga. for lav reaktivitet. I praksis anvendes der i AAM dog på nuværende tidspunkt alene puzzolaner, der kendes fra PCB-teknologi.

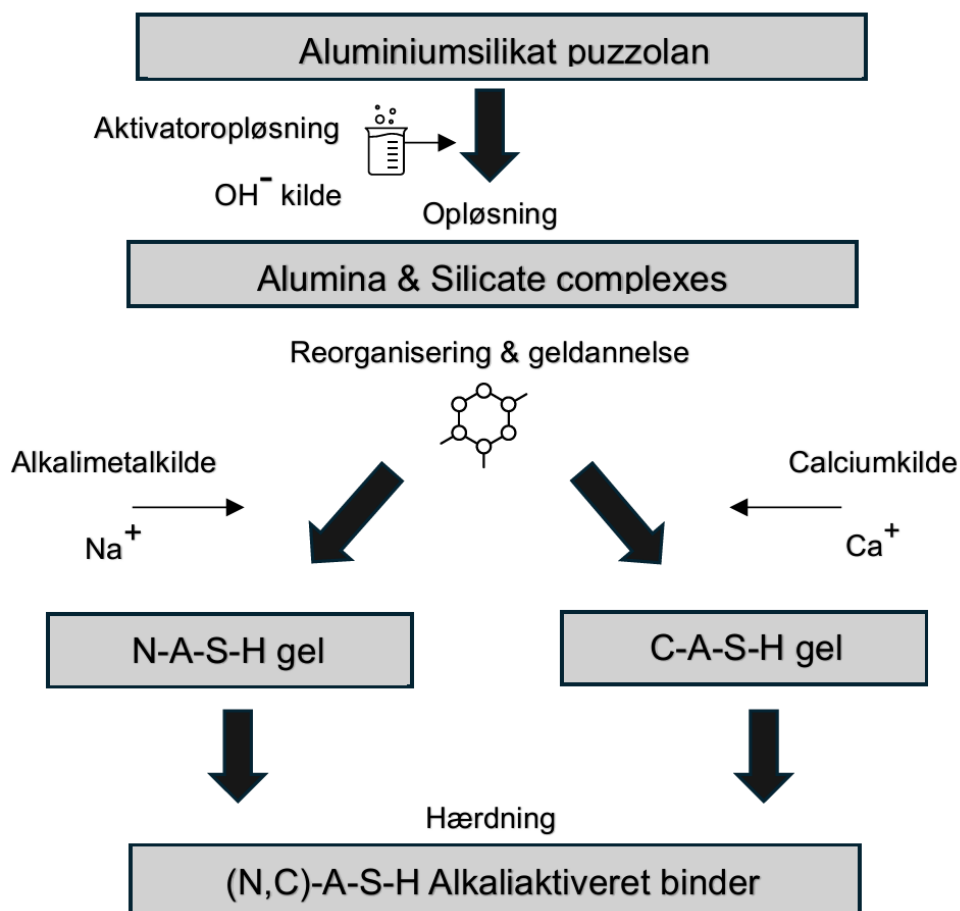
Aktivatoren udgøres typisk af en flydende opløsning af natriumsilikat og natriumhydroxid, men en række forskellige aktivatorer kan benyttes. Puzzolanet kan ud over silikater eventuelt indeholde aluminater og calcium. Indholdet af Si, Al, Ca og Na i blandingen af aktivatoropløsning og puzzolan er meget vigtig for egenskaberne af den resulterende binder [4,9–12]. I forskningslitteraturen bliver bindersystemer med lidt eller igen calcium eventuelt benævnt "geopolymerer", dvs. geopolymerer er en ægte delmængde af AAM. I modsætning til dette benytter industrien hyppigt betegnelsen geopolymerer for alle AAM, måske fordi det lyder mere miljøvenligt.

Figur 2 viser skematisk hvordan alkali-aktiverede bindere dannes.

Den grundlæggende forskel mellem en alkali-aktiveret binder og en portlandcementbinder er skitseret i Figur 3.

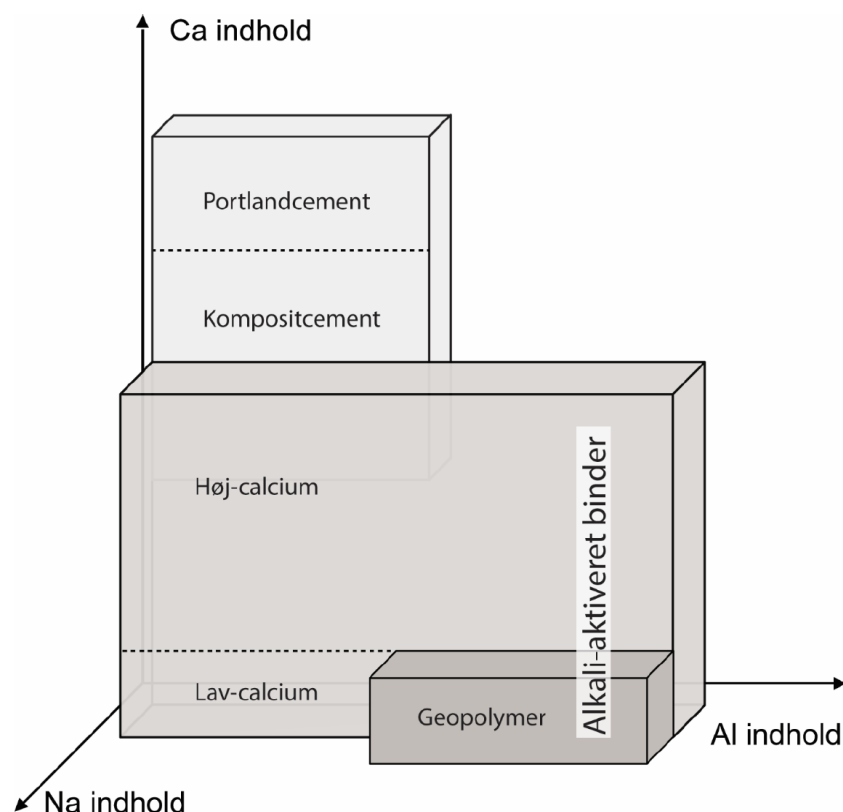
Figur 2

Skematisk repræsentation af alkalisk aktivering. Et (alumino)silikat-materiale opløses af en alkalimetallholdig aktivator, der også indeholder et højt niveau af hydroxid-ioner. Aluminat- og silikatkomplekser dannes derefter i opløsningen. Hvis en calciumkilde er tilgængelig dannes en C-A-S-H gel. Ved fravær af calcium dannes en N-A-S-H gel. Sammensætningen af den resulterende gel kan variere betydeligt. C-A-S-H, N-A-S-H og C-S-H kan sameksistere. Figuren er inspireret af [13].



Figur 3

Karakteristika af grundstofsammensætningen for bindere baseret på alkali-aktivering og portlandcement. For portlandcement er calcium den centrale component i de styrkegivende C-S-H og C-A-H faser. For alkali-aktiverede bindere kan der også under fravær af calcium dannes styrkegivende forbindelser af aluminium-silikater ved indlejring af en alkalimetallion. Den viste inddeling af terminologien er i overensstemmelse med forskningslitteraturen, men kan afvige fra industriens brug. Figuren er modificeret efter [1].



Studier kan angive at AAB på visse punkter har bedre egenskaber end PCB, og omvendt at det på andre punkter har ringere egenskaber. For eksempel kan der findes angivelser af, at AAM har bedre syrebestandighed, sulfatbestandighed og resistens mod termisk chok [14–19]. Men især AAB og til dels også PCB er dog meget brede materialegrupper med tilsvarende bred variation i egenskaber, og derfor kan det være vanskeligt at opstille en simpel sammenligning. Trods fremskridt er der desuden stadig mangler i forståelsen af AABs materialeegenskaber. Svind, krybning, vedhæftning og revnetendens er ikke klarlagt godt og afviger fra PCB.

Der er desuden behov for normer, der dækker brugen af disse materialer i praktiske konstruktioner, som det fremgår af en udgivelse fra den Britiske standardinstitution [20]. For nuværende (2025) er AAB ikke dækket af internationale konstruktionsnormer. Anvendelsen af AAB medfører dermed en risiko for brugerne.

12.11.0.1 **Puzzolanet**

Det puzzolanske materiale er hovedkomponenten i en alkali-aktiveret binder, og af den årsag vil det dominere binderens kemiske sammensætning. Det kan naturligvis udgøres af flere individuelle puzzolaner, som fx både FA og GGBS.

Alkali-aktiverede bindere inddeles normalt i høj-calcium systemer med et indhold af fri CaO større end 10 masse-% og lav-calcium systemer med et indhold af fri CaO mindre end 10 masse-% [21]. Indholdet af fri CaO kan bestemmes fx efter [22]. Geopolymerer er systemer med et højt indhold af aluminium og et lavt indhold af calcium, eventuelt helt uden calcium.

Høj-calcium bindersystemer: Alkali-aktiverede høj-calcium systemer er ofte baseret på GGBS, og betegnes i litteraturen da som alkali-aktiveret slagge, AAS. Den fulde verdensproduktionen af GGBS kan anvendes som puzzolansk tilsætning i PCB. I PCB kan GGBS-tilsætning medføre en række fordele, inklusiv at PC-substitution medfører reduceret CO₂ emission. Stålbproduktionen er dog ved at ændres i retning af reduceret miljøbelastning, og denne ændring forventes at medføre en reduktion i GGBS-produktionen. Ydermere forventes det, at slagge i fremtiden vil have store sammensætningsmæssige variationer i forhold til det, som er blevet succesfuldt anvendt i samspil med PC-teknologi i de sidste 100 år [23]. Fremtidig slagge kan kræve anden anvendelse end nudagens, og muligvis vil det ikke kunne indgå som en høj-calcium-kilde. Andre potentielle udgangsmaterialer for alkali-aktiverede høj-calcium systemer inkluderer høj-calcium FA (ASTM C618 "Class C") og metallurgiske slagge ud over GGBS. I dette kapitel er fokus på GGBS, da det for nuværende er den dominerende puzzolan i alkali-aktiverede høj-calcium systemer. Det er velkendt, at GGBS er et latent hydraulisk materiale og kan indgå som sådan i PC systemer [24,25].

Reaktionsprodukterne, der dannes ved alkalisk aktivering af GGBS, er under intensiv forskning. Det menes, at der forløber en trinvis reaktion på samme måde som i PC-baserede systemer, og som i sidste ende fører til dannelsen af en gel. Denne gel er forskellig fra den C-S-H gel som dannes ved PC-reaktioner. Det høje indhold af aluminium, som findes i GGBS, forekommer i den dannede gel, der kan beskrives som en C-A-S-H gel. Ca/Si-forholdet af denne gel er stærkt påvirket af GGBS-sammensætningen. GGBS-sammensætningen kan udvise store variationer mellem produktionssteder og også gennem tid for det enkelte produktionssted. I tillæg til gelfaser er der også observeret brucite og hydrotalcite som reaktionsprodukter af AAS. En række videnskabelige undersøgelser beskriver indflydelsen af den kemiske sammensætning af GGBS på reaktionsprodukterne [26,27]. MgO-indholdet er identificeret som en nøglekomponent for slut-trykstyrken. På den anden side påvirker Al₂O₃-indholdet egenskaberne i tidlig alder, hvor et forøget indhold af Al₂O₃ reducerer den tidlige hydratiseringshastighed.

Aktivatoren, der benyttes i AAM, har også en betydelig indflydelse på gel-dannelsen [28]. Aktivering af GGBS med sædvanlige aktivatorer såsom NaOH og Na₂SiO₃ fører hovedsagelig til dannelse af C-A-S-H gelyper. Natriumsilikat-aktivering vil føre til et

reduceret Ca/Si-forhold i overensstemmelse med at natriumsilikaten tilføjer silikat til systemet [29]. Det er blevet vist, at et forøget aluminiumindhold i puzzolanet forøger krydsbindingen i gelstrukturen. Aktivatoren spiller også en væsentlig rolle for denne krydsbinding, idet en natriumsilikat-aktivator forbedrer krydsbinding og medfører en lagdelt struktur i visse dele af gelen [30]. Denne krydsbinding og det lavere indhold af Ca sammenlignet med PC-systemer kan være en af forklaringerne på visse tilfælde af gode egenskaber af AAM.

Lav-calcium bindersystemer: Lav-calcium puzzolaner inkluderer fx calcineret ler (CC), lav-calcium FA (ASTM C618 "Class F") eller metakaolin (MK). De har et højt indhold af silicium og aluminium, men de har normalt ingen eller et lavt indhold af calcium-faser.

Reaktionsmekanismerne for alkalisk aktivering i lav-calcium bindersystemer er mindre kendt end for høj-calcium bindersystemer. Glukhovsky var en af de første til at foreslå en beskrivelse [31]. Disse materialer danner hovedsagelig N-A-S-H faser, som har fællestræk med en zeolite-lignende struktur [32]. Forskning antyder at N-A-S-H geldannelsen i lav-calciumsystemer forløber i flere trin [33].

Den første geldannelse indeholder hovedsagelig Al. Al går lettere i opløsning i et høj-alkalisk miljø sammenlignet med Si. I løbet af den videre reaktion bliver tiltagende mere Si indbygget i gelen, og dette forøger den mekaniske styrke. Hvis en opløsning af natriumsilikat benyttes i aktiveringsprocessen, er silikat umiddelbart tilgængeligt. Dette muliggør en hurtigere optagelse i N-A-S-H strukturen [34]. Reaktionen af lav-calcium bindersystemer er langsom sammenlignet med høj-calcium bindersystemer. Lav-calcium bindersystemer forudsætter velkontrollerede og omhyggeligt udvalgte betingelser, for at kunne danne et godt produkt indenfor et acceptabelt tidsrum. En forøget temperatur fremmer reaktionshastigheden.

12.11.0.2 Aktivator

Aktivatoren har også central betydning for alkalisk aktiverede systemer. De mest anvendte aktivatorer er alkali-silikater og alkali-hydroxider såsom Na_2SiO_3 , NaOH og deres tilsvarende kaliumsalte. Desuden har Na_2CO_3 og andre salte af svage og stærke syrer været anvendt [35,36]. Ved industriel anvendelse benyttes af prisårsager typisk Na_2SiO_3 , NaOH eller blandinger af disse.

Det høj-alkaliske miljø der skabes af alkaliske aktivatorer influerer opløsningen af puzzolanet. Opløseligheden af aluminiumoxid og siliciumdioxid stiger med forøget pH, og utilstrækkelig alkalinitet kan forhindre opløsningen [37]. Omvendt falder opløseligheden af flere calciumholdige stoffer med forøget pH, fx CaCO_3 , $\text{Ca}(\text{OH})_2$. Bindersystemets sammensætning skal derfor optimeres med hensyn til pH. En blanding af Na_2SiO_3 og NaOH muliggør styring af siliciumdioxidindholdet og mængden af alkalier i aktivatoren. Indholdet af siliciumdioxidindholdet påvirker bearbejdeligheden, afbindingstiden og styrkeudviklingen. En sådan aktivatorblanding karakteriseres ofte ved molforholdet $\text{SiO}_2/\text{Na}_2\text{O}$. Ved et lavt forhold, fx 1,0 vil der i opløsningen primært være monomerer og dimerer, mens et højt forhold $>3,0$ vil medføre en højere andel af polymerer. Under pH 10 vil en høj-alkalisk aktivator begynde at danne en gel [38].

12.11.1 Egenskaber i frisk tilstand

For høj-calcium AAB, fx baseret på GGBS, vil egenskaber af den friske beton hyppigt være sammenlignelige med det, som kendes fra PCB. En udførende vil derfor sædvanligvis kunne benytte det samme produktionsudstyr som til PCB. Afbinding kan finde sted noget hurtigere end for PCB [39].

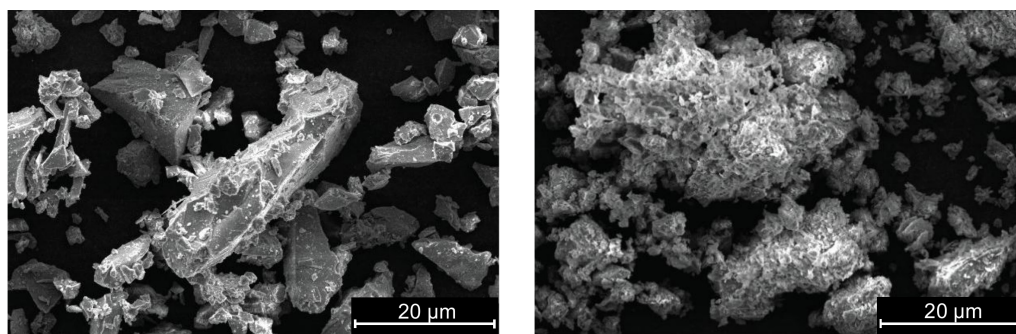
For lav-calcium AAB kan der ved rumtemperatur være ekstremt forsinket afbinding og forhøjede temperaturer vil normalt være nødvendige for at opnå en acceptabel afbindingstid og i øvrigt efterfølgende styrkeudvikling. Disse bindersystemer er produktionsmæssigt mere udfordrende, og normalt anvendes opvarmede forme.

Det kan være fordelagtigt at anvende en blanding af høj- og lav-calcium alkali-aktiveret binder så fordele kompenserer for mangler. Dette gælder ikke kun friske materialeegenskaber, men også holdbarhed (afsnit Holdbarhed) og styrkeudvikling (afsnit Egenskaber af det hærdnende materiale).

Som tidligere nævnt er hovedreaktionsproduktet for høj-calcium bindersystemer en C-A-S-H lignende gel med et forholdsvis højt aluminiumindhold sammenlignet med reaktionsprodukterne ved PC hydratisering. For lav-calcium bindersystemer er hovedproduktet en N-A-S-H geltype. For hybrider af de to systemer, er det blevet vist, at C-A-S-H og N-A-S-H reaktionsprodukter kan sameksistere [40,41].

Råmaterialerne der anvendes i binderen, påvirker bearbejdigheden. GGBS som kan anvendes i høj-calcium AAM har typisk meget mindre specifik overflade end calcineret ler (Figur 4). Flydespænding og plastisk viskositet af en lav-calcium AAM, baseret på fx clacineret ler, vil forøges pga. den større specifikke overflade. Et lav-calcium system kan også være baseret på klasse F FA. FA har normalt runde partikler og kan føre til forbedret bearbejdighed dvs. reducere vandbehovet for opnåelse af ønskede flydeegenskaber. Karakteristiske flydeegenskaber knytter sig således ikke alene til, om det er et høj- eller lav-calcium bindersystem.

Figur 4
Scanning
electronmikroskopi. Venstre:
GGBS, Blaine $\sim 320 \text{ m}^2/\text{kg}$.
Højre: Kalcineret ler, Blaine
 $\sim 1200 \text{ m}^2/\text{kg}$ [42].



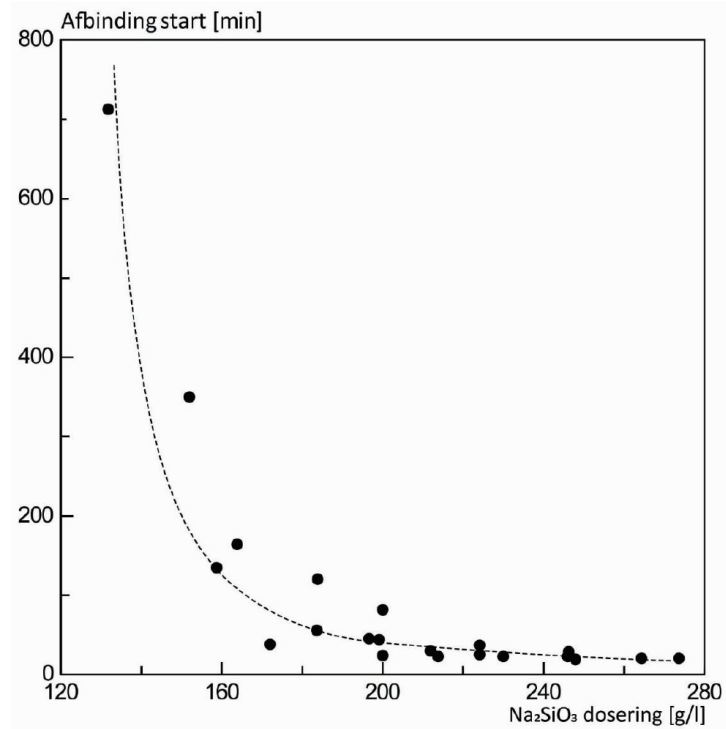
Afbindingstiden af portlandcementbindere måles normalt med Vicat-metoden. Afbinding slut anses normalt for tidspunktet, hvor styrkeudviklingen begynder.

For AAS er der konstateret en betydelig forskel mellem afbinding slut målt med Vicat og den første målelige spændingsopbygning i binderen [43]. Til trods for dette anvendes Vicat metoden normalt også til AAM.

Aktivatorens sammensætningen og dosering har en stærk indflydelse på afbinding start og slut [44]. Figur 5 viser et eksempel på sammenhængen mellem aktivator dosering og afbinding start for en given binder.

Figur 5

Scanning
electronmikroskopi. Venstre:
GGBS, Blaine $\sim 320 \text{ m}^2/\text{kg}$.
Højre: Kalcineret ler, Blaine
 $\sim 1200 \text{ m}^2/\text{kg}$ [42].



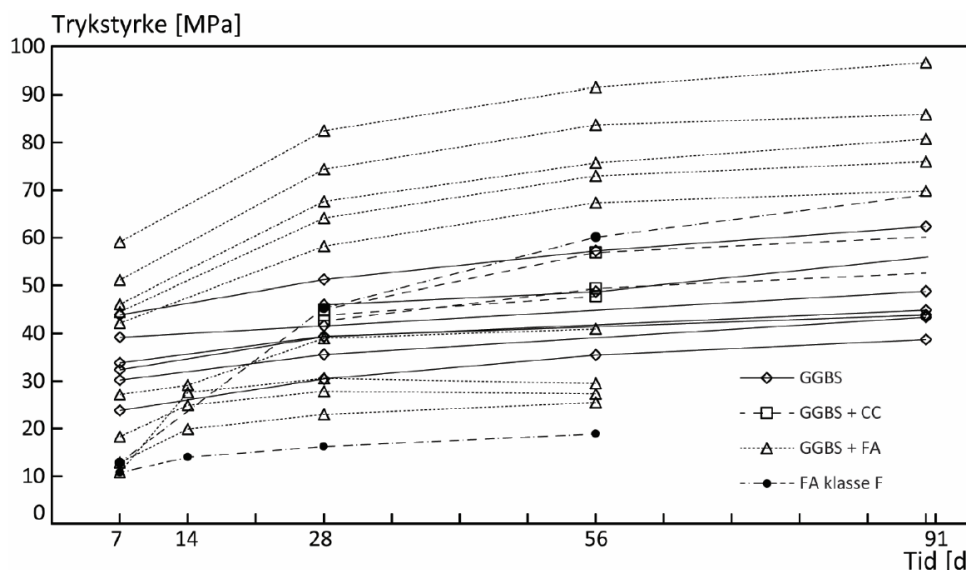
Tilsætningsstoffer såsom superplastificering baseret på Poly Carboxyl Ether (PCE) er kun delvist egnede i AAB [45]. PCE fungerer fint for GGBS aktiveret med NaOH, mens dette ikke er tilfældet for tilsvarende blandinger aktiveret med Na₂SiO₃ [46]. Fordelingen af overfladeladninger og pH kan afvige betydeligt fra PC-systemer, og derfor kan normale PCE være uanvendelige i AAM. Den betydelige retarderende virkning, som nogle PCE har på PC systemer, kan være ubetydelig for AAS [47].

12.11.2 Egenskaber af det hærdnede materiale

12.11.2.1 Styrke og elasticitetsmodul

Ligesom PCB kan styrken af AAB ligge i et bredt interval og afhænger stærkt af delkomponenter, proportionering og hærdebetingelser. Figur 6 viser et eksempel på dette.

Figur 6
Styrkeudvikling af forskellige
AAB. Data fra [42,48–53].

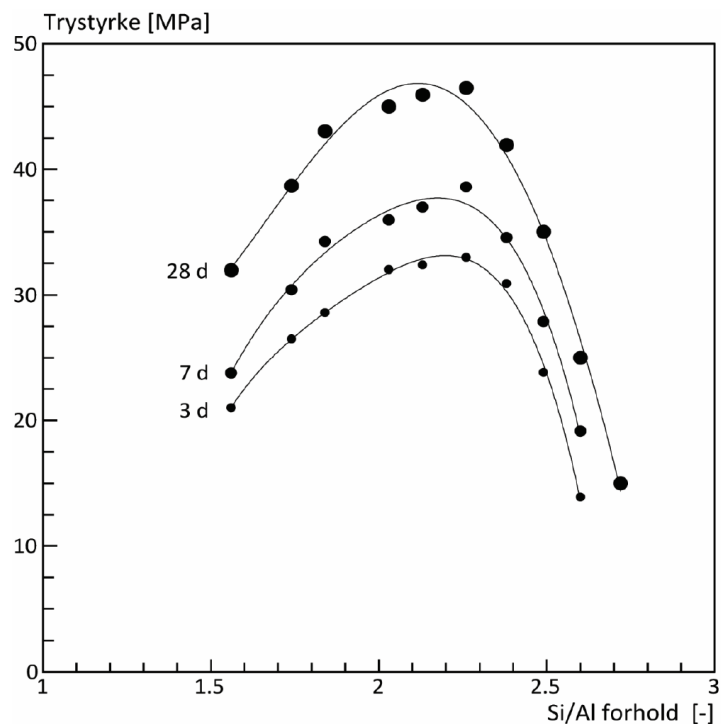


Aktiveringsbetingelserne spiller en central rolle for udviklingen af materialeegenskaber. Ifølge litteraturen vil det optimale $\text{SiO}_2/\text{Na}_2\text{O}$ -forhold i aktivatoren for en høj styrke afhænge af sammensætningen af de øvrige materialer. Til trods for dette benyttes normalt et $\text{SiO}_2/\text{Na}_2\text{O}$ -forhold i aktivatoren på 1,0, da det formodes at sikre tilstrækkeligt opløseligt siliciumdioxid til en passende styrkeudvikling for et bredt spektrum af materialesammensætninger [54–56].

En anden vigtig faktor for mekanisk styrke er det molare Si/Al -forhold i bindersystemet. Dette forhold kan påvirke reaktionshastigheden og herunder styrkeudviklingen. En større andel af aluminium dvs. et lavere Si/Al -forhold forøger den tidlige opløsningshastighed for dannelsen af reaktionsprodukter [57,58]. Et Si/Al -forhold på ca. 2,0 angives i litteraturen at optimere trykstyrken [59,60]. Figur 7 viser, hvordan dette forhold påvirker GGBS-baseret AAM til forskellige terminer.

Figur 7

Trykstyrke efter 3, 7 og 28 døgns for en alkali-aktiveret GGBS-mørtel hvor det molære Si/Al-forhold er justeret ved at tilsætte opløseligt SiO₂ og Al₂O₃ til aktivatoropløsningen. Modifieret efter [60].

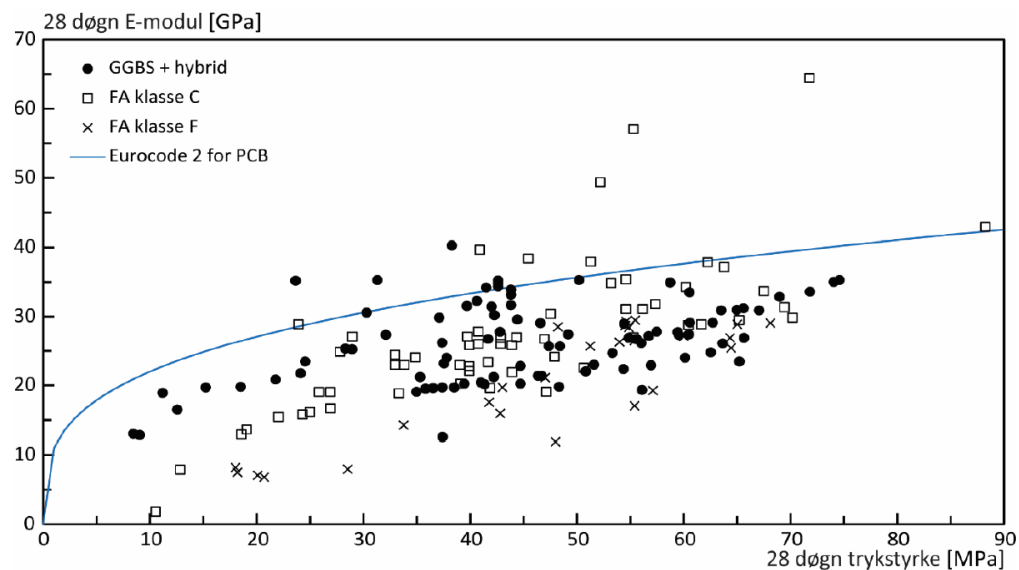


Lav-calcium bindersystemer, såsom dem der er baseret på flyveaske type F som hovedpuzzolan, er tidligere konstateret at være udfordrende af flere årsager. For eksempel vil det ved rumtemperaturhærdning normalt ikke være muligt at afforme efter 1 døgn. Under velkontrollerede betingelser kan lav-calcium bindersystemer dog hurtigt udvikle en høj styrke, eksempelvis mere end 100 MPa efter 20 minutters hærdning ved forhøjet tryk og temperatur [61].

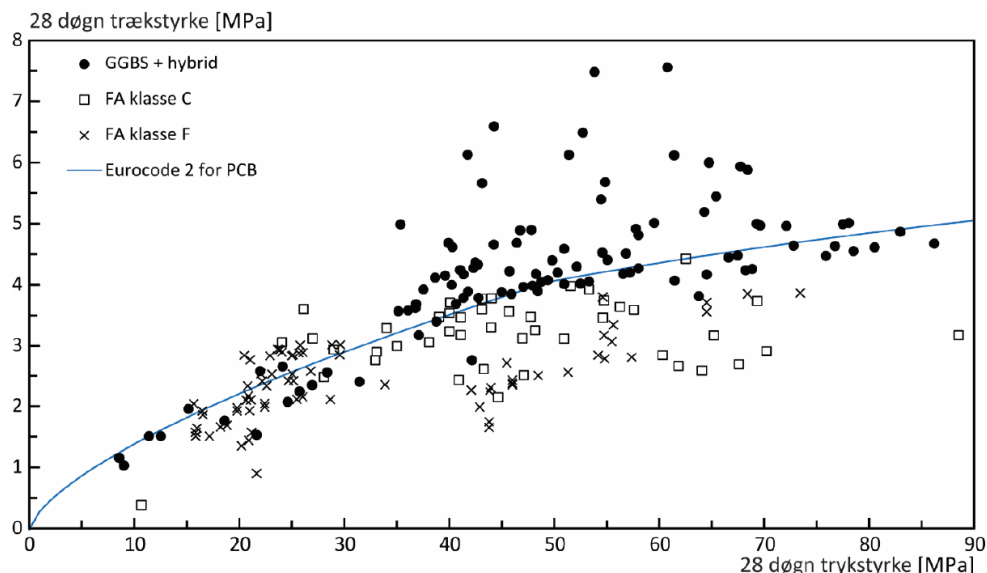
Elasticitetsmodulet af AAB rapporteres generelt at være lavere end for PCB ved sammenlignelige styrker. Dette er tilfældet for både lav- og høj-calcium systemer. Figur 8 viser sammenhængen mellem 28-døgns trykstyrke og E-modul for AAB sammen med Eurocode 2 modelestimater for PCB [62].

Figur 9 viser sammenhængen mellem målt tryk- og trækstyrke efter 28 døgn sammen med Eurocode 2 modelestimater for PCB [62].

Figur 8
Styrkeudvikling af forskellige
AAB. Data fra [42,48–53].



Figur 9
Styrkeudvikling af forskellige
AAB. Data fra [42,48–53].



Høj-calcium systemer har en tendens til at have højere trækstyrker i forhold til lav-calcium og hybridssystemer. Data præsenteret i Figur 6, 8 og 9 stammer fra en lang række kilder, som kan have behandlet rådata forskelligt. De viste tendenser for styrke og E-modul er dog gennemgående i litteraturen.

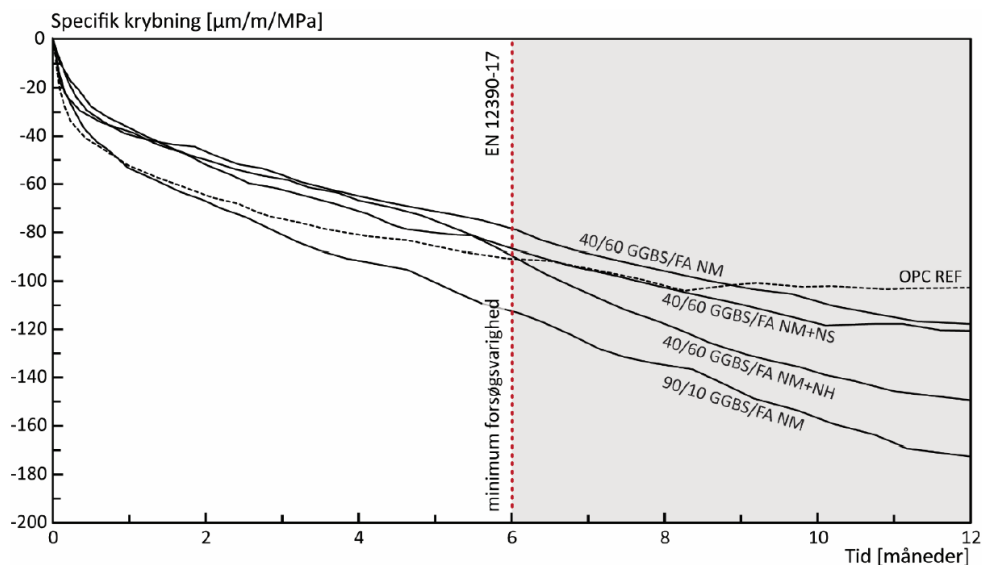
12.11.2.2 Krybning

Krybning er en langtidsegenskab med en typisk forsøgsvarighed på “mindst 6 måneder” [64]. Af den årsag er der kun en begrænset mængde data tilgængelige for AAB. De fleste rapporterede målinger i litteraturen mangler referencer med henblik på sammenligning mellem PCB og AAB. For krybning er indhold af binder og tilslag ligeså vigtige parametre som eksponeringsbetingelserne. For AAB kan aktivatoren være af stor betydning for den målte krybning [65]. Ifølge litteraturen er der højere grundkrybning (“basic creep”) og udtørningskrybning (“drying creep”) for AAB baseret på slagge sammenlignet med PCB [48,66]. For et hybridssystem af GGBS+FA vil et forøget indhold af FA føre til nedsat total krybning [67].

Figur 10 viser eksempler på krybningsmålinger over en længere periode.

Figur 10

Specifik krybning for AAB og PCB. NM = vandfrit natrium metasilikat, NS = natrium silikat, NH = natriumhydroxid. Den røde punkterede linje angiver minimum forsøgsvarighed ifølge EN 12390-17 [64]. Modificeret efter [65].



For de viste AAB ses det, at blandinger, der indeholder høje mængder FA, vil blive undervurderet i deres specifikke krybning sammenlignet med PCB, hvis kun resultater for 6 måneder bliver benyttet i prøvningen: Op til 6 måneder har de tre blandinger med højt flyveaskeindhold mindre krybning end PC referencen, mens de efter 12 måneder har større krybning.

For krybekoefficienter måles der hyppigt højere værdier for PCB sammenlignet med AAB, fx [68]. Årsagen til dette kan være et større E-modul af PCB sammenlignet med AAB ved samme trykstyrkeniveauer (afsnit Styrke og elasticitetsmodul).

For hydratiseret cementpasta vil C-S-H gel med et lavt Ca/Si-forhold (dvs. større Si-indhold) føre til større krybningsværdier [69]. Tilsvarende forhold i gel-strukturen kan muligvis forklare de observerede forhold i Figur 10.

12.11.2.3

Hydratiseringsvarme

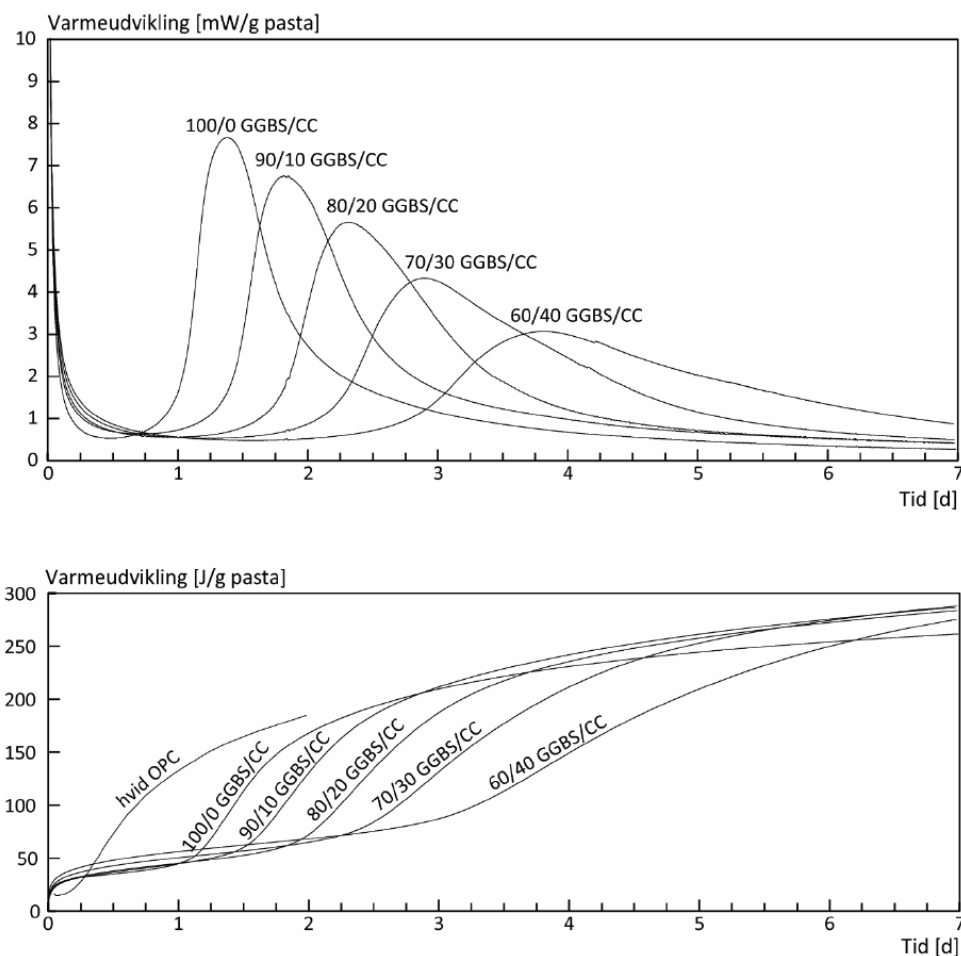
Når vand tilsættes PC begynder en række hydratiseringsreaktioner, hvor produkter dannes ved en exoterm reaktion. For PC er den totale varmeudvikling hovedsagelig knyttet til cementtypen. Varmeudviklingen fra PC kan udvise et karakteristisk dobbelt-peak forårsaget af C₃S og C₃A hydratisering [70,71].

AAM kan have ret forskellig varmeudvikling fra det, som kendes fra PC systemer [72]. Figur 11 viser varmeudviklingshastigheden og den kumulerede varmeudvikling for en alkali-aktiveret pasta baseret på GGBS med forskellige grader af substitution med CC. Et forøget indhold af CC forsinket varmepeaket, og spreder det ud over en længere periode. Den totale varmeudvikling er af samme størrelsesorden for de forskellige pastaprøver og er sammenlignelig med varmeudviklingen ved PC hydratisering.

Ligesom for andre egenskaber er varmeudviklingen stærkt afhængig af aktivator og sammensætning af udgangsmaterialer. Et bredt variationsspektrum er rapporteret i litteraturen.

Figur 11

Øverst: Isoterm varmestrøm.
Nederst: Kumulativ varmeudvikling. Slagge/kalcineret ler aktiveret af 10 % natriumsilikat. Den kumulative varmeudvikling er målt til ca. 270 ± 10 J/g pasta efter 7 døgn. Temperatur 18°C . Den totale varmeudvikling svarer til PCs [42].



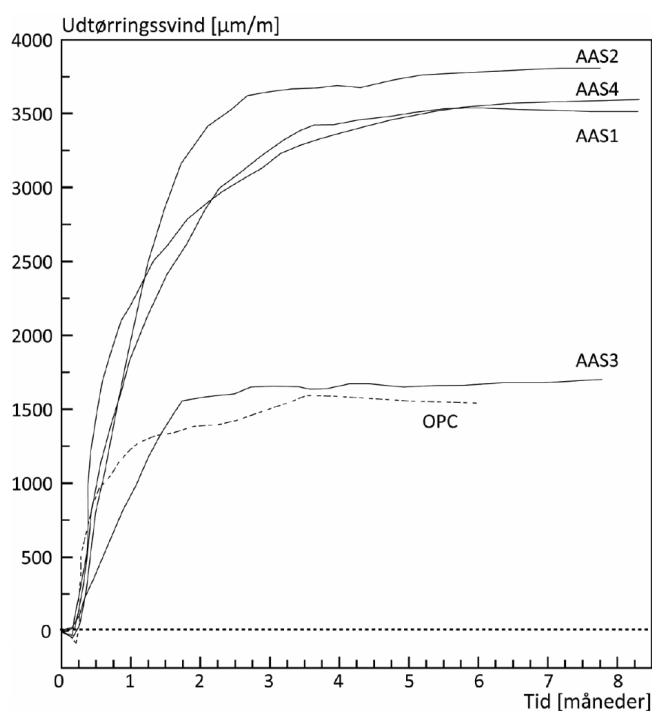
12.11.2.4

Svind

Udtørringssvind: Ifølge litteraturen er udtørringssvind af AAM større end for PC-baserede systemer. Figur 12 sammenligner udtørringssvindet for forskellige AAS mørtler med en PC referencemørtel.

Figur 12

Udtørringssvind for AAS og PC mørtler. Udtørret ved $50\% \pm 3\%$ RF og $23 \pm 0.5^\circ\text{C}$. Modificeret efter [73].



Udtørringssvindet målt for AAS systemer kan være 2 gange større end for en PC reference. Mørtlen "AAS3" har dog udtørringssvind sammenligneligt med PC referencen. AAS-mørtlerne har forskellige aktivatorconcentrationer og sammensætning med opløsninger af NaOH, Na₂SiO₃ eller blandinger af disse. Mørtlen "AAS3" har en aktivator af ren NaOH-opløsning og har den mindste koncentration af alkalier, dvs. den mindste mængde aktivator per gram GGBS.

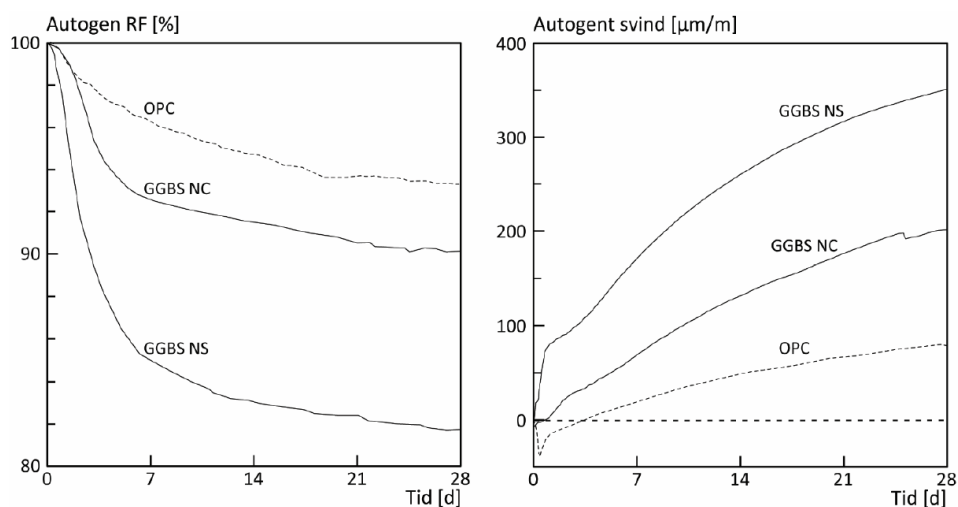
Kemisk svind: Det kemiske svind af en PC er ca. 6.4 ml/100 g reageret cement [74]. Ligesom for PC vil der være en indre volumenændring forbundet med de kemiske reaktioner i AAM. For AAS (dvs. høj-calciumsystemer) er det kemiske svind generelt større end for PC. Værdier mellem 11.0 til 13.9 ml/100 g GGBS er anført [75,76]. Sammensætningen af GGBS er mindre veldefineret sammenlignet med PC, og det kan forklare variationen i rapporterede værdier.

For systemer baseret på Metakaolin (dvs. lav-calcium systemer) er det kemiske svind mindre end for PC [77]. Forskelle mellem systemer kan forklares med dannelse af Al-rige faser.

Autogent svind: Det autogene svind af AAM anføres at være flere gange større sammenlignet med PC systemer [72,73]. Figur 13 viser eksempler på målinger af autogen relativ fugtighed og autogent svind for AAS og PC referencebindersystemer. RF falder til 93 % for PC mørtel og 90 % henholdsvis 82 % for AAS mørtel [78]. Både for PC og for AAM systemer afhænger de målte værdier betydeligt af sammensætningen. Natriumsilikat-aktiverede blandinger udviser større autogent svind end natriumkarbonat-aktiverede blandinger. Det har dog vist sig, at som for udvikling af andre egenskaber har det førnævnte SiO₂/Na₂O-forhold i natriumsilikat-opløsningen en central rolle. Med et lavere forhold vil den samme aktivator dosering føre til mindre autogent svind [56].

Figur 13

Venstre: Autogen relativ fugtighedsændring af PC mørtler og AAM mørtler baseret på GGBS ved w/b 0.4. NC repræsenterer aktivering med natriumkarbonat, NS aktivering med natriumsilikat. Højre: Autogent svind af mørtel baseret på PC og GGBS aktiveret med NC og NS. Den valgte aktivator har en betydelig indflydelse på de målte værdier. Modificeret efter [78].



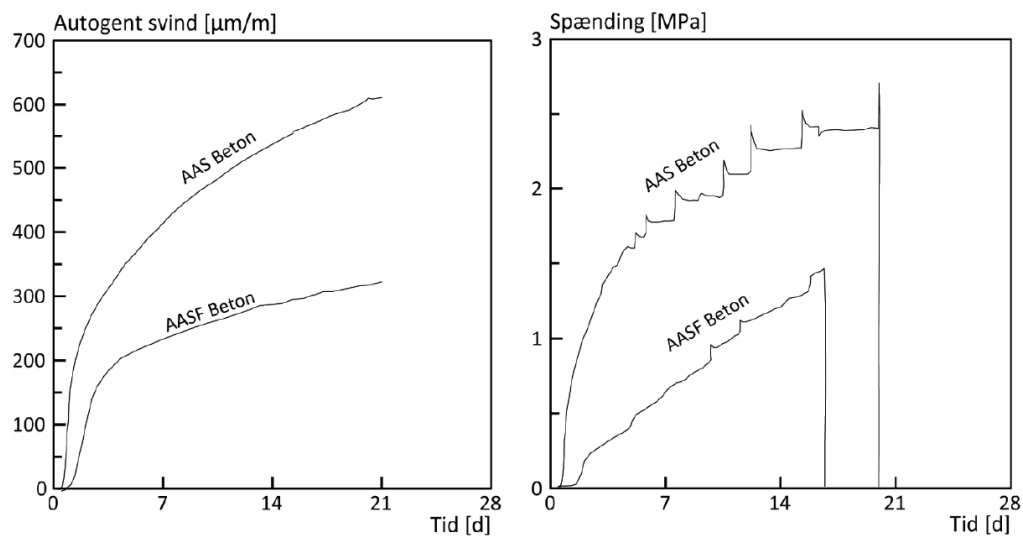
12.11.2.5

Revnerisiko

Et generelt opmærksomhedspunkt for betonkonstruktioner er revner, som kan have en negativ påvirkning fx på holdbarheden. For beton i ung alder kan trækspændinger forårsages af fx temperaturvariationer eller udtørring. Hvis trækspændingerne overstiger betonens trækstyrke, fører det til revnedannelse. For AAB baseret på GGBS vil den større krybning og det lavere E-modul føre til en lavere tendens til revnedannelse sammenlignet med PCB af tilsvarende styrke [48]. I et studie med fokus på autogen revnerisiko af AAB baseret på GGBS såvel som hybridsystemer af GGBS og FA [79] blev målt spændingsopbygning for fuldt fastholdte systemer i en såkaldt TSTM (engelsk: temperature stress testing machine). Figur 14 viser det målte autogene svind og tilhørende spændingsopbygning.

Figur 14

Venstre: Autogent svind af alkali-aktiveret GGBS (=AAS) og GGBS/FA (=AASF) beton. Højre: Tilhørende spændingsopbygning i en TSTM målt indtil revnedannelse. Målinger er ved 20°C. Modificeret efter [79].

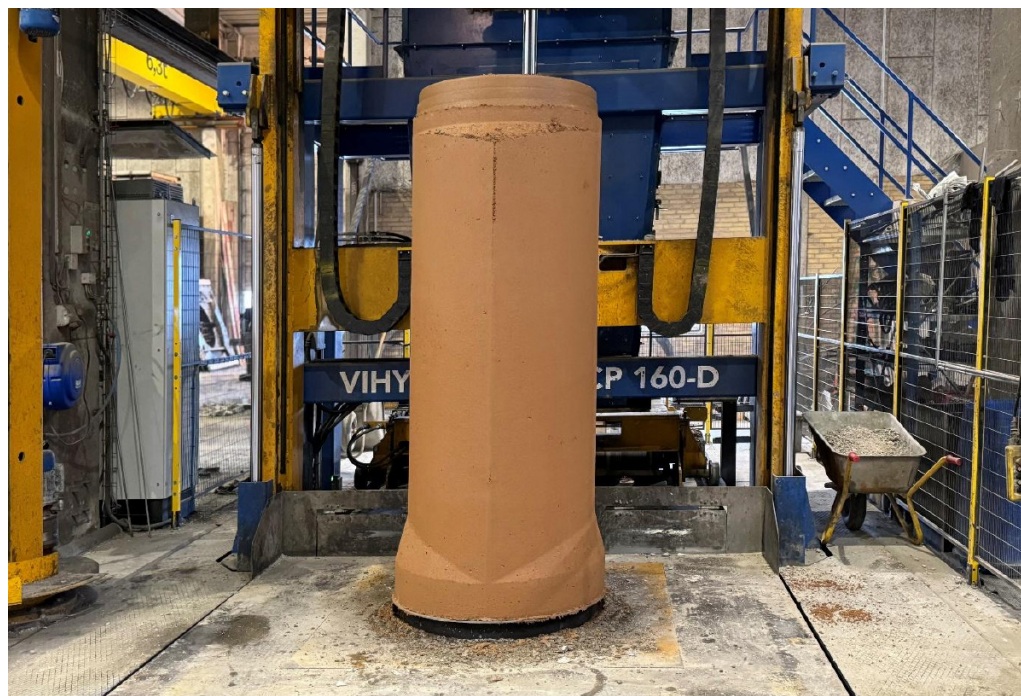


ASTM C1581 [80] benytter alder ved revnedannelse og spændingsopbygningen [MPa/døgn] som et mål for den potentielle revnerisiko af beton. Ifølge denne standard kategoriseres den potentielle revnerisiko for AAB vist i Figur 14 som "moderat-lav". Det skal dog understreges at målebetingelserne i ASTM C1581 afviger fra målebetingelserne bag figur 15. Tilsyneladende medfører den store autogene deformation i alkali-aktiverede bindersystemer ikke nødvendigvis en risiko for makrorevnedannelse.

12.11.3 Holdbarhed

Figur 15

Et kloakrør fremstillet af AAB baseret på GGBS og Dansk kalcineret ler. Den brune farve stammer fra det høje indhold af kalcineret ler. Foto fra et CRH produktionsanlæg i Danmark.



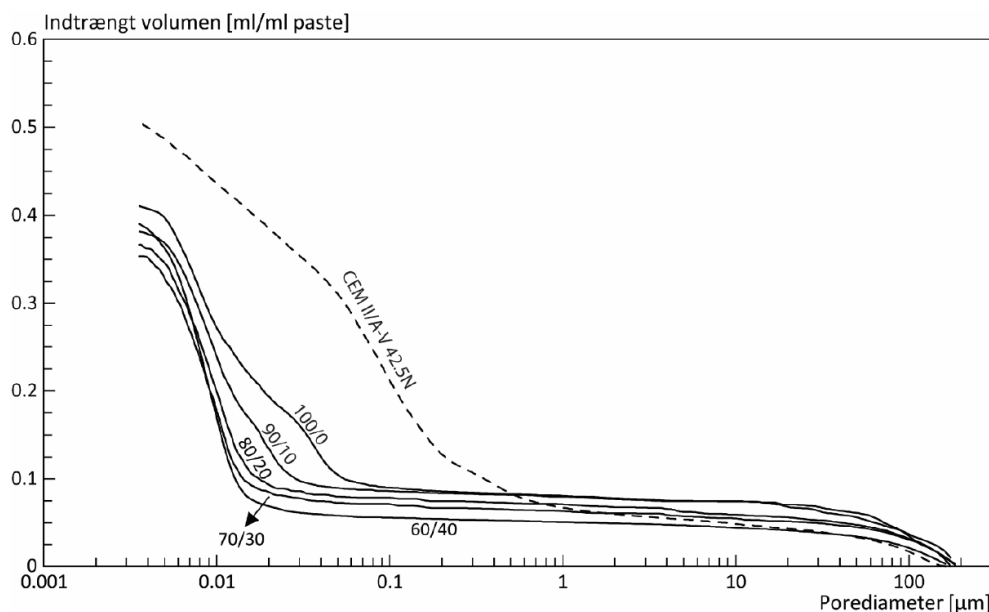
12.11.3.1

Generelt

Høj permeabilitet eller diffusivitet er hyppige hovedårsager til nedbrygning af beton. Begge er knyttet til den porøse mikrostruktur dvs. porestørrelsesfordeling og porekonnektivitet. Flere studier anfører, at der er forbedret holdbarhed af AAM sammenlignet med PC baserede systemer [14–19,81]. Det gør brugen af AAM interessant til fx kloakrør, der udsættes for syreangreb, se Figur 16. For AAM kan gelporer være den dominerende poretype [82]. AAM pasta baseret på GGBS og dansk kalcineret ler indikerer den samme tendens som rapporteret i litteraturen, se Figur 16. For AAS med en tæt mikrostruktur dominerer gelporer (<15nm) diffusionsforholdene [15]. For eksempel er CO₂ blokeret og karbonatisering initieres ikke, selv under accelererede eksponeringsbetingelser.

Figur 16

Indtrængt volumen ved kviksvølvporøsimetri af pastaprøver af alkaliaktiverede materialer og PC. Alle pastaprøver har w/b 0.45 og er hærdet i 7 d ved 20°C. REF = Aalborg solid cement. Tal viser slaggesubstitutionsniveau som GGBS / CC [42].



12.11.3.2 Chloridmodstand

Generelt udviser AAB en god modstand mod chloridindtrængning. Migrationskoefficienten for transport af chlorider i AAB er typisk af samme størrelsesorden som for konventionel beton. Forsøg der undersøger forskellige AAB blandinger med kombinationer af puzzolaner af dansk CC og GGBS, har rapporteret koefficienter fra $2 \cdot 10^{-12}$ m²/s til $5 \cdot 10^{-12}$ m²/s, mens for en PC reference, var den målte værdi på $25 \cdot 10^{-12}$ m²/s [83]. For alle AAM indenfor en bred variation af sammensætninger blev der opnået passivering af stål. Igangsætning af stålpassivering varierede mellem binderne og er specifik for hver blanding pga. variationer i porevæskesammensætningen [84]. For AAM kan det være mere udfordrende at specificere en enkelt chlorid-tærskelværdi end for PC systemer pga. den større variation i materialesammensætning [86], ligesom der kan være en betydelig variation i chloridindholdet, der stammer fra puzzolanet. I visse tilfælde kan chloridindholdet være større end for portlandcement. På den anden side har puzzolaner der anvendes til AAB typisk et højt indhold af aluminiumoxid. Aluminium i PC systemer forøger chloridbinding [85].

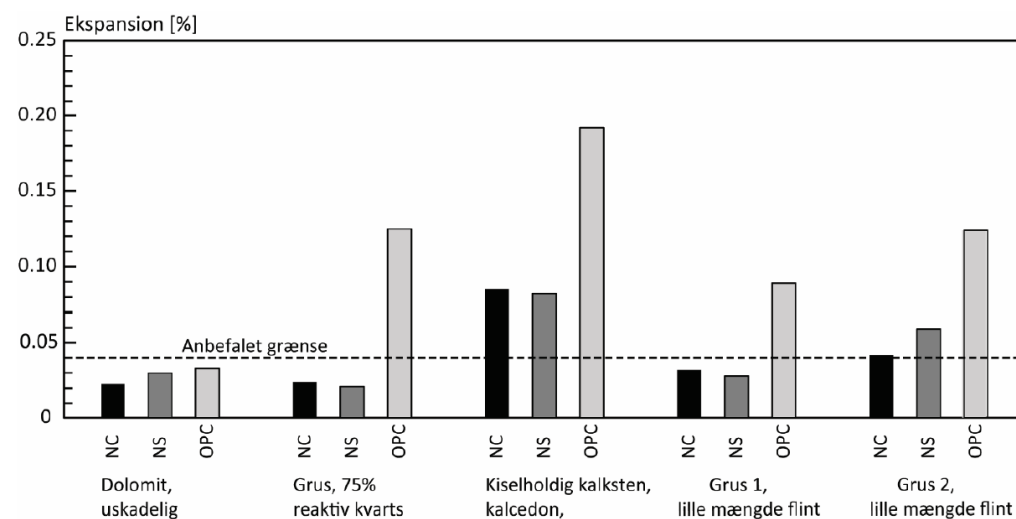
12.11.3.3 Alkali-kisel reaktion

For PCB fastsættes der normalt en grænse på alkali-indholdet per m³ beton for at undgå skadelige alkali-kisel reaktioner (AKR). Grænsen er typisk lavere end 0.2 masse-% alkalier for en beton. Sådant en grænse specificeres ikke for AAB, fordi anvendelse af alkaliske opløsninger (aktivatorer) er nødvendig for hærdeprocessen.

Det er ikke muligt at generalisere AAB på grund af de mange typer AAM binder og tilslag. Der har dog været udført en stor mængde systematisk forskning vedrørende AKR og AAB. GGBS-baseret AAB med reaktivt siliciumholdigt tilslag viser mindre ekspansion efter 1 år sammenlignet med en PCB reference, som vist i Figur 17 [86].

Figur 17

Ekspansion af AAB baseret på GGBS aktiveret med natriumcarbonat (NC), natrumsilicat (NS) og PCB efter 1 år accelereret prøvning ved 38°C og 100 % RF for forskellige reaktive tilslag fra Canada. Baseret på data fra [86].



Formindsket AKR-induceret ekspansion for AAM sammenlignet med PC-baserede materialer er anført i andre studier [87,88].

Den anvendte aktivatorsammensætning har indflydelse på AKR-følsomheden. AAS blandet med reaktivt tilslag og med et højt SiO₂/Na₂O-forhold i aktivatoren baseret på natriumsilikat- og natriumhydroxid-opløsning forøger risikoen for AKR, hvis SiO₂/Na₂O-forholdet er større end 1.5 [89]. Ifølge dette studie er porevæskens aluminiumindhold og alkalinitet den væsentligste faktor, der bestemmer forskellene mellem AAS blandinger.

Sammenfatningsvis indikerer den tilgængelige viden, at AAM systemer er mindre tilbøjelige til AKR sammenlignet med PC systemer. Modsat PCB er der dog ingen tilgængelige langtidsstudier, der dækker årtier for AAB-konstruktioner i praksis.

De angivne resultater er baseret på acceleret prøvning. Målinger i litteraturen er hovedsagelig baseret på mørtelprismetesten efter ASTM C1260. Det er en foretrukket metode, fordi den hurtigt giver resultater. Denne prøvningsmetode eksponerer prismerne med 1 mol/L NaOH opløsning. Dette vil introducere ekstra alkalier i PC systemer, hvorimod det vil føre til udludning af alkalier fra AAM.

12.11.3.4 Sulfat- og syrebestandighed

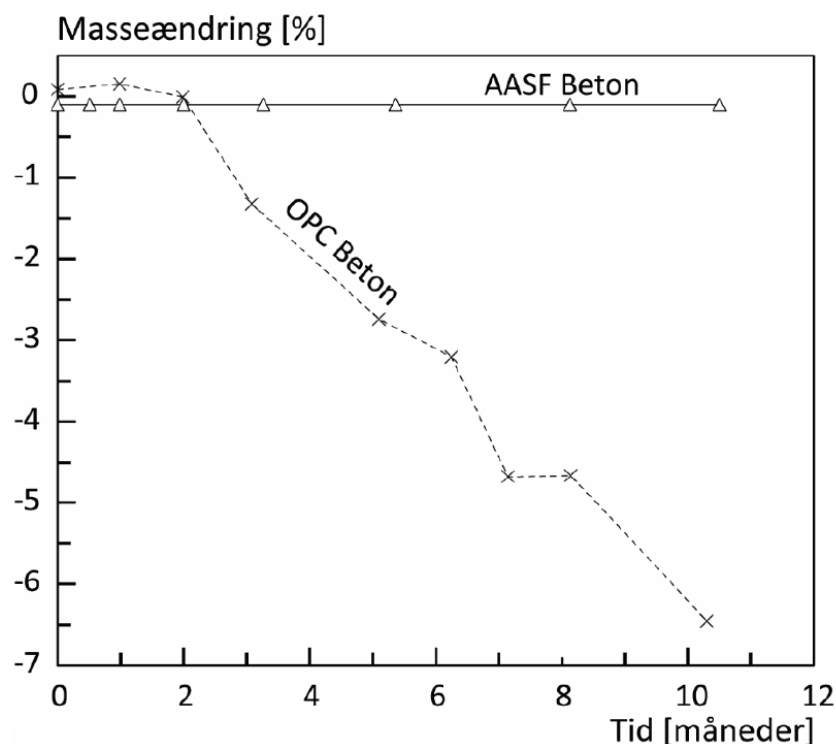
Både sulfat- og syreangreb knytter sig især til tilstedeværelsen af calcium. I PCB kan sulfater under reaktion med aluminiumkomponenter og $\text{Ca}(\text{OH})_2$ danne ettringit. Ettringitdannelsen er ekspansiv, og kan derfor føre til skader. Tilføjelse af puzzolaner i PCB forbedrer sulfatbestandigheden, fordi puzzolaner reagerer med Portlandit og danner stabilt C-S-H og fører til en tættere mikrostruktur [90].

I en 5 % natriumsulfat-opløsning er ekspansionen af en AAB baseret på GGBS og FA målt til at være ca. 1/10 af ekspansionen af en PCB-reference [91]. Dette er i overensstemmelse med observationen i et tidligere studie: 224 døgn eksponering med en 5 % natriumsulfat-opløsning fører til ubetydelig ekspansion i et AAS materiale [52].

Eksponeret med 5 % svovlsyre konstateres ingen massetab af en AAB gennem ca. 1 år. For en PCB reference er massetabet efter ca. 1 års eksponering på ca. 6.5 %, se Figur 18. Mens det godt kan være korrekt for den afprøvede blanding, er der rapporteret massetab og reduktion i trykstyrken for AAB under syreangreb [92]. Generelt ser der dog ud til at være et reduceret massetab og en bedre bevarelse af trykstyrken ved syreangreb på AAM sammenlignet med PC-baserede referencer [93–96]. I relation til syreangreb kan der observeres en sammenhæng med calciumindholdet, idet et forøget calciumindhold fører til forøget nedbrydning [97].

Figur 18

Massetab af PCB og AAB eksponeret for 5 % svovlsyre. Binderindholdet af AAB og PCB er 400 kg/m³. Modificeret efter [91].



12.11.3.5 Frost-tø modstand

Der er ikke et godt kendskab til mekanismerne bag frost-tø nedbrydning af AAM, og de lader til at være endnu mere komplekse end for PCB systemer. Opløste ioner påvirker frysepunktssænkningen i porevæsken, og puzzolanet vil påvirke den dannede mikrostruktur.

Høj-calcium AAB baseret på GGBS sammenlignet med PCB rapporteres at have mindre afskalning i accelereret frostprøvning dvs. bedre holdbarhed [98]. Ved tilstedeværelse af tøsalte er holdbarheden af PCB dog bedre [98]. Luftindblanding er konstateret at forbedre frost-bestandigheden. Dette gælder både for AAB og PCB. Effektiviteten af luftindblandingsmiddel kan variere betydeligt for AAB afhængig af sammensætningen.

Hybridsystemer af metakaolin og GGBS er rapporteret at have nedsat frost-tø bestandighed i forhold til rene GGBS systemer [99]. Dette angives at være pga. forøget makroporøsitet i porestørrelsen 50-200 nm. Frost-tø egenskaber ser ikke ud til at være tydeligt forbundet med høj- eller lav-calcium bindersystemer. Mindre ændringer i råmaterialer og aktivator kan forbedre eller forværre frostbestandigheden af et system.

12.11.3.6 Standarder og prøvning

Der er ingen international standard, der dækker brugen af AAB. Typisk benyttes EN 206 som grundlag for brugen af PCB. EN 206 specificerer beton som et "materiale dannet ved blanding af cement, groft og fint tilslag og vand, med eller uden brug af tilsætningsstoffer og fibre, og som udvikler sine egenskaber ved hydratisering" (oversat fra engelsk) [100]. Nogle AAB kan godt falde ind under denne beskrivelse, men EN 206 specificerer også grundlæggende egenskaber for betons bestanddele. For cement angives at "generel anvendelighed gælder for cement, der opfylder EN 197-1". EN 197-1 definerer cements sammensætning og overensstemmelsesbetingelser [101]. Cementer, der ikke er i overensstemmelse med EN 197-1, kan benyttes. De er specificeret i EN 14216 [102] for lavvarme specialcementer, EN 15743 [103] for højsulfatcementer og EN 14647 for calciumaluminatcement [104]. AAB er generelt ikke i overensstemmelse med nogen af disse standarder. Særlig specielle AAB blandinger med omhyggeligt valgte råmaterialer kan potentielt godt ligge inden for grænserne af disse standarder, men det vil udgøre en sjælden undtagelse.

Forskellige nationale dokumenter der specificerer AAB er blevet udgivet. Eksempler på dette omfatter British PAS 8820 i førsteudgave fra 2016 [105] og de nyere British BSI Flex 350 fra 2023 [20] eller Australian SA TS 199 i førsteudgave fra 2023 [106].

For prøvning af AAM er forsigtighed vigtigt. Nuværende prøvemethoder er blevet udviklet på grundlag af bindere, der indeholder cement som specificeret i EN 197-1. AAM kan opføre sig anderledes ved prøvning. Et eksempel er hærdebetingelserne, der anvendes for cylindre eller kuber. Ifølge EN 12390-2 [107] skal "prøveemnerne indtil prøvning hærde i overensstemmelse med proceduren angivet i den relevante standard, i vand ved en temperatur på $(20 \pm 2)^{\circ}\text{C}$, eller i klimakammer ved $(20 \pm 2)^{\circ}\text{C}$ og en relativ luftfugtighed $\geq 95\%$ ".

Hvis AAB hærder under vand ved en tidlig termin efter afformning, vil aktivatoren delvist udluges. Det kan føre til en pH-sænkning i prøven, og blandt andet vil styrkeudviklingen påvirkes negativt. En direkte sammenligning med en traditionel PCB, der hærder under de samme betingelser, er derfor stærkt misvisende. Hærdning i klimakammer ved $(20 \pm 2)^{\circ}\text{C}$ og en relativ luftfugtighed $\geq 95\%$ burde ikke påvirke hverken PCB eller AAB prøver negativt og vil derfor føre til en mere passende sammenligning. Et andet eksempel er tidligere nævnt vedrørende Alkali-kisel reaktion. AKR er et fænomen, der ofte udvikler sig over flere år. Prøvebetingelser må derfor nødvendigvis ofte accelereres. En af disse prøvemethoder er ASTM C 1260 [105], hvor prøver er eksponeret i et 80°C vandbad med tilført NaOH. Under disse omstændigheder vil alkalier trænge ind i et PC-baseret system. For AAM kan disse prøvebetingelser faktisk være gunstige. Typisk er alkalier til stede i højere koncentration i selve AAM-prøven sammenlignet med eksponeringsopløsningen, dvs. eksponeringen faktisk reducerer prøvernes alkaliindhold. Det modsatte er tilfældet for et PC-system. På den anden side kan en accelereret chloridmigrationstest såsom NT BUILD 492 føre til overestimering af migrationskoefficienten. Som et resultat vil den reelle ydeevne af materialet være bedre end forudsigelserne baseret på denne prøvning. Årsagen er, at der for AAM systemer vil ske et farveomslag af sølvnitrat-indikatoropløsningen ved et lavere chloridindhold [108].

På nuværende tidspunkt er der ingen international standard for brugen af AAB, og sammenhængen mellem standarder som EN 206, EN 197-1 og forskellige nationale dokumenter viser, hvor komplekst det er at opnå accept og brug af AAB. De særlige karakteristika af forskellige AAB fordrer omhyggelige overvejelser af prøvingsmetoder og standarder, som tillader præcise og sammenlignelige undersøgelser. AAB er under konstant udvikling og opnår forøget anvendelse, især med udgivelse af nationale retningslinjer, som de findes i Storbritanien og Australien. Det er vigtigt at tilpasse eksisterende standarder og udvikle nye, som tager højde for de særlig egenskaber af og ydeevnekrav til AAB. Denne udfordring er ikke simpel og forudsætter forskning, formidling og fremskridt indenfor mange forskellige områder.

12.11.4 Litteratur

1. J.L. Provis, J.S.J. Van Deventer, RILEM State-of-the-Art Reports State-of-the-Art Report, RILEM TC 224-AAM, 2014. <http://www.springer.com/series/8780>.
2. D.M. Roy, Alkali-activated cements Opportunities and challenges, *Cem Concr Res* 29 (1999) 249–254. [https://doi.org/10.1016/S0008-8846\(98\)00093-3](https://doi.org/10.1016/S0008-8846(98)00093-3).
3. J.L. Provis, J.S.J. van Deventer, eds., *Alkali Activated Materials*, Springer Netherlands, Dordrecht, 2014. <https://doi.org/10.1007/978-94-007-7672-2>.
4. Hans Kuehl, Slag cement and process of making the same, US Patent, US900939A, 1908.
5. H. Chen, A. Nikvar-Hassani, S. Ormsby, D. Ramey, L. Zhang, Mechanical and microstructural investigations on the low-reactive copper mine tailing-based geopolymer activated by phosphoric acid, *Constr Build Mater* 393 (2023) 132030. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2023.132030>.
6. J. Li, Z. Sun, L. Wang, X. Yang, D. Zhang, X. Zhang, M. Wang, Properties and mechanism of high-magnesium nickel slag-fly ash based geopolymer activated by phosphoric acid, *Constr Build Mater* 345 (2022) 128256. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2022.128256>.
7. F.N. Değirmenci, Utilization of Natural and Waste Pozzolans as an Alternative Resource of Geopolymer Mortar, *International Journal of Civil Engineering* 16 (2018) 179–188. <https://doi.org/10.1007/s40999-016-0115-1>.
8. F. Elmahdoubi, S. Mabroum, R. Hakkou, M. Ibnoussina, Geopolymer materials based on natural pozzolans from the moroccan middle atlas, *Minerals* 11 (2021) 1344. <https://doi.org/10.3390/min11121344>.
9. Z.G. Ralli, S.J. Pantazopoulou, State of the art on geopolymer concrete, *International Journal of Structural Integrity* 12 (2021) 511–533. <https://doi.org/10.1108/IJSI-05-2020-0050>.
10. W.P. Zakka, N.H. Abdul Shukor Lim, M. Chau Khun, A scientometric review of geopolymer concrete, *J Clean Prod* 280 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2020.124353>.
11. C. Sotelo-Piña, E.N. Aguilera-González, A. Martínez-Luévanos, Geopolymers: Past, present, and future of low carbon footprint eco-materials, in: *Handbook of Ecomaterials*, Springer International Publishing, 2019: pp. 2765–2785. https://doi.org/10.1007/978-3-319-68255-6_54.
12. J.L. Provis, Alkali-activated materials, *Cem Concr Res* 114 (2018) 40–48. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2017.02.009>.
13. H.H. Abdullah, M.A. Shahin, M.L. Walske, Review of fly-ash-based geopolymers for soil stabilisation with special reference to clay, *Geosciences (Basel)* 10 (2020) 1–17. <https://doi.org/10.3390/geosciences10070249>.
14. M.C.G. Juenger, F. Winnefeld, J.L. Provis, J.H. Ideker, Advances in alternative cementitious binders, *Cem Concr Res* 41 (2011) 1232–1243. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2010.11.012>.
15. M. Nedeljković, Y. Zuo, K. Arbi, G. Ye, Carbonation Resistance of Alkali-Activated Slag Under Natural and Accelerated Conditions, *Journal of Sustainable Metallurgy* 4 (2018) 33–49. <https://doi.org/10.1007/s40831-018-0166-4>.
16. M. Kruszkowski, M. Glissner, S. Hahn, V. Wittig, Alkali-activated aluminosilicate sealing system for deep high-temperature well applications, *Geothermics* 89 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.geothermics.2020.101935>.
17. T. Glasby, J. Day, R. Genrich, M. Kemp, W. Efc, The Use of a Proprietary Geopolymer Concrete in Sewer Infrastructure Applications, in: *Concrete2019 Conference Sydney*, 2019: pp. 1–6.
18. F. Pacheco-Torgal, Z. Abdollahnejad, A.F. Camões, M. Jamshidi, Y. Ding, Durability of alkali-activated binders: A clear advantage over Portland cement or an unproven issue?, *Constr Build Mater* 30 (2012) 400–405. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2011.12.017>.

19. K. Arbi, M. Nedeljković, Y. Zuo, G. Ye, A Review on the Durability of Alkali-Activated Fly Ash/Slag Systems: Advances, Issues, and Perspectives, *Ind Eng Chem Res* 55 (2016) 5439–5453. <https://doi.org/10.1021/acs.iecr.6b00559>.
20. British standard institute, BSI Flex 350 V1.0. Alternative binder systems for lower carbon concrete. Code of Practice., 2023.
21. A. Herrmann, A. Koenig, F. Dehn, Structural concrete based on alkali-activated binders: Terminology, reaction mechanisms, mix designs and performance, *Structural Concrete* 19 (2018) 918–929. <https://doi.org/10.1002/suco.201700016>.
22. DS/EN 451-1:2017: Metoder til prøvning af flyveaske-Del 1: Bestemmelse af det fri calciumoxidindhold Method of testing fly ash-Part 1: Determination of free calcium oxide content, 2017.
23. A. Ehrenberg, Today's and future slags - Potentials and Challenges, *Ce/Papers* 6 (2023) 241–256. <https://doi.org/10.1002/cepa.2843>.
24. F. Kanavaris, M. Soutsos, J.F. Chen, Enabling sustainable rapid construction with high volume GGBS concrete through elevated temperature curing and maturity testing, *Journal of Building Engineering* 63 (2023). <https://doi.org/10.1016/j.jobbe.2022.105434>.
25. EcoCEM - sustainable concrete, *Ecocem Innovation and Technology* (2023). <https://www.ecocemglobal.com/innovation-technology/> (accessed August 15, 2023).
26. M. Ben Haha, B. Lothenbach, G. Le Saout, F. Winnefeld, Influence of slag chemistry on the hydration of alkali-activated blast-furnace slag - Part II: Effect of Al₂O₃, *Cem Concr Res* 42 (2012) 74–83. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2011.08.005>.
27. M. Ben Haha, B. Lothenbach, G. Le Saout, F. Winnefeld, Influence of slag chemistry on the hydration of alkali-activated blast-furnace slag - Part I: Effect of MgO, *Cem Concr Res* 41 (2011) 955–963. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2011.05.002>.
28. F. Puertas, M. Palacios, H. Manzano, J.S. Dolado, A. Rico, J. Rodríguez, C-A-S-H gels formed in alkali-activated slag cement pastes. Structure and effect on cement properties and durability, (n.d.). <https://doi.org/10.1051/C>.
29. A. Fernández-Jiménez, F. Puertas, I. Sobrados, J. Sanz, Structure of calcium silicate hydrates formed in alkaline-activated slag: Influence of the type of alkaline activator, *Journal of the American Ceramic Society* 86 (2003) 1389–1394. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.2003.tb03481.x>.
30. F. Puertas, M. Palacios, H. Manzano, J.S. Dolado, A. Rico, J. Rodríguez, A model for the C-A-S-H gel formed in alkali-activated slag cements, *J Eur Ceram Soc* 31 (2011) 2043–2056. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2011.04.036>.
31. F. Pacheco-Torgal, J. Castro-Gomes, S. Jalali, Alkali-activated binders: A review. Part 1. Historical background, terminology, reaction mechanisms and hydration products, *Constr Build Mater* 22 (2008) 1305–1314. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2007.10.015>.
32. J. Zhang, J.L. Provis, D. Feng, J.S.J. van Deventer, Geopolymers for immobilization of Cr⁶⁺, Cd²⁺, and Pb²⁺, *J Hazard Mater* 157 (2008) 587–598. <https://doi.org/10.1016/j.jhazmat.2008.01.053>.
33. C. Shi, A.F. Jiménez, A. Palomo, New cements for the 21st century: The pursuit of an alternative to Portland cement, *Cem Concr Res* 41 (2011) 750–763. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2011.03.016>.
34. M. Criado, A. Fernández-Jiménez, A.G. de la Torre, M.A.G. Aranda, A. Palomo, An XRD study of the effect of the SiO₂/Na₂O ratio on the alkali activation of fly ash, *Cem Concr Res* 37 (2007) 671–679. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2007.01.013>.
35. S.A. Bernal, R. San Nicolas, J.S.J. Van Deventer, J.L. Provis, Alkali-activated slag cements produced with a blended sodium carbonate/sodium silicate activator, *Advances in Cement Research* 28 (2016) 262–273. <https://doi.org/10.1680/jadcr.15.00013>.
36. C. Duran Atış, C. Bilim, Ö. Çelik, O. Karahan, Influence of activator on the strength and drying shrinkage of alkali-activated slag mortar, *Constr Build Mater* 23 (2009) 548–555. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2007.10.011>.

37. L. Weng, K. Sagoe-Crentsil, Dissolution processes, hydrolysis and condensation reactions during geopolymer synthesis: Part I-Low Si/Al ratio systems, *J Mater Sci* 42 (2007) 2997–3006. <https://doi.org/10.1007/s10853-006-0820-2>.
38. F. Pacheco-Torgal, Introduction to Handbook of Alkali-activated Cements, Mortars and Concretes, in: *Handbook of Alkali-Activated Cements, Mortars and Concretes*, Elsevier Inc., 2015: pp. 1–16. <https://doi.org/10.1533/9781782422884.1>.
39. P. Awoyera, A. Adesina, A critical review on application of alkali activated slag as a sustainable composite binder, *Case Studies in Construction Materials* 11 (2019). <https://doi.org/10.1016/j.cscm.2019.e00268>.
40. I. Garcia-Lodeiro, A. Palomo, A. Fernández-Jiménez, D.E. MacPhee, Compatibility studies between N-A-S-H and C-A-S-H gels. Study in the ternary diagram Na₂O-CaO-Al₂O₃-SiO₂-H₂O, *Cem Concr Res* 41 (2011) 923–931. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2011.05.006>.
41. I. Ismail, S.A. Bernal, J.L. Provis, R. San Nicolas, S. Hamdan, J.S.J. Van Deventer, Modification of phase evolution in alkali-activated blast furnace slag by the incorporation of fly ash, *Cem Concr Compos* 45 (2014) 125–135. <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2013.09.006>.
42. Marvin Glissner, Concrete without cement: Investigations of material properties with a focus on real structural applications, Ongoing PhD Project DTU Sustain (n.d.) 2023–2026.
43. Y. Ma, X. Yang, J. Hu, Z. Zhang, H. Wang, Accurate determination of the “time-zero” of autogenous shrinkage in alkali-activated fly ash/slag system, *Compos B Eng* 177 (2019). <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.107367>.
44. J.J. Chang, A study on the setting characteristics of sodium silicate-activated slag pastes, *Cem Concr Res* 33 (2003) 1005–1011. [https://doi.org/10.1016/S0008-8846\(02\)01096-7](https://doi.org/10.1016/S0008-8846(02)01096-7).
45. X. Liu, S. Li, Y. Ding, Z. Lu, D. Stephan, Y. Chen, Z. Wang, S. Cui, Investigation on admixtures applied to alkali-activated materials: A review, *Journal of Building Engineering* 64 (2023). <https://doi.org/10.1016/j.job.2022.105694>.
46. L. Lei, J. Plank, 40 Years of PCE Superplasticizers - Current State of the Art and Future Perspectives, *Ce/Papers* 6 (2023) 594–599. <https://doi.org/10.1002/cepa.2804>.
47. Y. Zhang, L. Lei, J. Plank, L. Chen, Boosting the performance of low-carbon alkali activated slag with APEG PCEs: a comparison with ordinary Portland cement, *J Sustain Cem Based Mater* 12 (2023) 1347–1359. <https://doi.org/10.1080/21650373.2023.2219253>.
48. F.G. Collins, J.G. Sanjayan, Workability and mechanical properties of alkali activated slag concrete, *Cem Concr Res* 29 (1999) 455–458.
49. J. Wongpa, K. Kiattikomol, C. Jaturapitakkul, P. Chindaprasirt, Compressive strength, modulus of elasticity, and water permeability of inorganic polymer concrete, *Mater Des* 31 (2010) 4748–4754. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.05.012>.
50. W.D.A. Rickard, G.J.G. Gluth, K. Pistol, In-situ thermo-mechanical testing of fly ash geopolymer concretes made with quartz and expanded clay aggregates, *Cem Concr Res* 80 (2016) 33–43. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2015.11.006>.
51. N.K. Lee, H.K. Lee, Setting and mechanical properties of alkali-activated fly ash/slag concrete manufactured at room temperature, *Constr Build Mater* 47 (2013) 1201–1209. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2013.05.107>.
52. E. Douglas, A. Bilodeau, V.M. Malhotra, Properties and Durability of Alkali-activated Slag Concrete, *ACI Mater J* 89 (1992) 509–516.
53. K. Neupane, Investigation on modulus of elasticity of powder-activated geopolymer concrete, *Int. J. Structural Engineering* 7 (2016).
54. A. Adediran, J. Yliniemi, S. Moukannaa, D.D. Ramteke, P. Perumal, M. Illikainen, Enhancing the thermal stability of alkali-activated Fe-rich fayalite slag-based mortars by incorporating ladle and blast furnace slags: Physical, mechanical and structural changes, *Cem Concr Res* 166 (2023). <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2023.107098>.

55. A. Adediran, J. Yliniemi, V. Carvelli, E. Adesanya, M. Illikainen, Durability of alkali-activated Fe-rich fayalite slag-based mortars subjected to different environmental conditions, *Cem Concr Res* 162 (2022). <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2022.106984>.
56. R. Caron, R.A. Patel, F. Dehn, Experimental study on basic and drying creep for an alkali-activated slag concrete and comparison with existing creep models, *Structural Concrete* (2023). <https://doi.org/10.1002/suco.202300134>.
57. L. Weng, K. Sagoe-Crentsil, Dissolution processes, hydrolysis and condensation reactions during geopolymer synthesis: Part I-Low Si/Al ratio systems, *J Mater Sci* 42 (2007) 2997–3006. <https://doi.org/10.1007/s10853-006-0820-2>.
58. K. Sagoe-Crentsil, L. Weng, Dissolution processes, hydrolysis and condensation reactions during geopolymer synthesis: Part II. High Si/Al ratio systems, *J Mater Sci* 42 (2007) 3007–3014. <https://doi.org/10.1007/s10853-006-0818-9>.
59. N. Ranjbar, C. Kuenzel, J. Spangenberg, M. Mehrli, Hardening evolution of geopolymers from setting to equilibrium: A review, *Cem Concr Compos* 114 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2020.103729>.
60. M.N. Qureshi, S. Ghosh, Effect of Si/Al ratio on engineering properties of alkali-activated GGBS pastes, *Green Mater* 2 (2014) 123–131. <https://doi.org/10.1680/gmat.14.00001>.
61. N. Ranjbar, M. Mehrli, M.R. Maheri, M. Mehrli, Hot-pressed geopolymer, *Cem Concr Res* 100 (2017) 14–22. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2017.05.010>.
62. CEN, Eurocode 2: Betonkonstruktioner-Del 1-1: Generelle regler samt regler for bygningskonstruktioner Eurocode 2: Design of concrete structures-Part 1-1: General rules and rules for buildings, 2008. www.eurocodes.dk.
63. L. Rossi, L.M. de Lima, Y. Sun, F. Dehn, J.L. Provis, G. Ye, G. De Schutter, Future perspectives for alkali-activated materials: from existing standards to structural applications, *RILEM Technical Letters* 7 (2022) 159–177. <https://doi.org/10.21809/rilemtechlett.2022.160>.
64. DS_EN 12390-17_2019, n.d.
65. A.M. Humad, J.L. Provis, K. Habermehl-Cwirzen, M. Rajczakowska, A. Cwirzen, Creep and Long-Term Properties of Alkali-Activated Swedish-Slag Concrete, *Journal of Materials in Civil Engineering* 33 (2021). [https://doi.org/10.1061/\(asce\)mt.1943-5533.0003381](https://doi.org/10.1061/(asce)mt.1943-5533.0003381).
66. J. Ma, F. Dehn, Shrinkage and creep behavior of alkali-activated slag concrete, *Beton- Und Stahlbetonbau* 112 (2017) 22–30. <https://doi.org/10.1002/best.201600052>.
67. M. Hojati, F. Rajabipour, A. Radlińska, Creep of alkali-activated cement mixtures, *Case Studies in Construction Materials* 16 (2022). <https://doi.org/10.1016/j.cscm.2022.e00954>.
68. E. Negahban, A. Bagheri, J. Sanjayan, One-Year study of restrained shrinkage and creep behaviours of geopolymer concrete, *Constr Build Mater* 376 (2023). <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2023.131057>.
69. D.T. Nguyen, R. Alizadeh, J.J. Beaudoin, P. Pourbeik, L. Raki, Microindentation creep of monophasic calcium-silicate-hydrates, *Cem Concr Compos* 48 (2014) 118–126. <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2013.11.011>.
70. Q. Xu, J. Hu, J.M. Ruiz, K. Wang, Z. Ge, Isothermal calorimetry tests and modeling of cement hydration parameters, *Thermochim Acta* 499 (2010) 91–99. <https://doi.org/10.1016/j.tca.2009.11.007>.
71. O. Linderöth, L. Wadsö, D. Jansen, Long-term cement hydration studies with isothermal calorimetry, *Cem Concr Res* 141 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2020.106344>.
72. Z. Li, X. Liang, Y. Chen, G. Ye, Effect of metakaolin on the autogenous shrinkage of alkali-activated slag-fly ash paste, *Constr Build Mater* 278 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2021.122397>.
73. C. Cartwright, F. Rajabipour, A. Radlińska, Shrinkage Characteristics of Alkali-Activated Slag Cements, *Journal of Materials in Civil Engineering* 27 (2015). [https://doi.org/10.1061/\(asce\)mt.1943-5533.0001058](https://doi.org/10.1061/(asce)mt.1943-5533.0001058).

74. O.M. Jensen, P.F. Hansen, Water-entrained cement-based materials, *Cem Concr Res* 31 (2001) 647–654. [https://doi.org/10.1016/S0008-8846\(01\)00463-X](https://doi.org/10.1016/S0008-8846(01)00463-X).
75. J.J. Thomas, A.J. Allen, H.M. Jennings, Density and water content of nanoscale solid C-S-H formed in alkali-activated slag (AAS) paste and implications for chemical shrinkage, *Cem Concr Res* 42 (2012) 377–383. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2011.11.003>.
76. W. Chen, H.J.H. Brouwers, The hydration of slag, part 1: Reaction models for alkali-activated slag, *J Mater Sci* 42 (2007) 428–443. <https://doi.org/10.1007/s10853-006-0873-2>.
77. Z. Li, S. Zhang, Y. Zuo, W. Chen, G. Ye, Chemical deformation of metakaolin based geopolymer, *Cem Concr Res* 120 (2019) 108–118. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2019.03.017>.
78. C. Song, Y.C. Choi, S. Choi, Effect of internal curing by superabsorbent polymers – Internal relative humidity and autogenous shrinkage of alkali-activated slag mortars, *Constr Build Mater* 123 (2016) 198–206. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.07.007>.
79. Z. Li, S. Zhang, X. Liang, G. Ye, Cracking potential of alkali-activated slag and fly ash concrete subjected to restrained autogenous shrinkage, *Cem Concr Compos* 114 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2020.103767>.
80. Standard Test Method for Determining Age at Cracking and Induced Tensile Stress Characteristics of Mortar and Concrete under Restrained Shrinkage 1, (n.d.). https://doi.org/10.1520/C1581_C1581M-18A.
81. T.N. Nguyen, Q.T. Phung, D. Jacques, J. Elsen, Y. Pontikes, Microstructure and transport properties of metakaolin-based geopolymers subjected to accelerated leaching, *Constr Build Mater* 426 (2024). <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2024.136225>.
82. L. Stefanini, D. Ansari, B. Walkley, J.L. Provis, Characterisation of calcined waste clays from kaolin extraction in alkali-activated GGBFS blends, *Mater Today Commun* 38 (2024). <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.107777>.
83. M. Bockschecker, Auswirkungen der Prüfvorschrift auf den Chlorideindringwiderstand im RCM-Test an Beton auf Basis alkalisch aktivierter Bindemittel (aaB) im Vergleich zu herkömmlichem Portlandzement, Technical University of Applied Sciences Wuerzburg-Schweinfurt, 2024.
84. R. Achenbach, M. Raupach, Passivation of Steel Reinforcement in Low Carbon Concrete, *Buildings* 14 (2024). <https://doi.org/10.3390/buildings14040895>.
85. K. De Weerd, Chloride binding in concrete: recent investigations and recognised knowledge gaps: RILEM Robert L'Hermite Medal Paper 2021, *Materials and Structures/Materiaux et Constructions* 54 (2021). <https://doi.org/10.1617/s11527-021-01793-9>.
86. P.M. Gifford, J.E. Gillott, ALKALI-SILICA REACTION (ASR) AND ALKALI-CARBONATE REACTION (ACR) IN ACTIVATED BLAST FURNACE SLAG CEMENT (ABFSC) CONCRETE, *Cem Concr Res* 26 (1996) 21–26.
87. Y. Chen, P. Xing-cheng, C. Yang, Q. Ding, Alkali Aggregate Reaction in Alkali Slag Cement Mortars, *Journal of Wuhan University of Technology* 17 (2002).
88. Q. Wang, Z.Y. Ding, L. Li, C.Y. Zhang, Z.T. Sui, Effect of alkali-activator on alkali-aggregate reaction of slag-based geopolymer, *International Conference on Advances in Chemically-Activated Materials*. (2010).
89. Z. Shi, C. Shi, S. Wan, Z. Zhang, Effects of alkali dosage and silicate modulus on alkali-silica reaction in alkali-activated slag mortars, *Cem Concr Res* 111 (2018) 104–115. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2018.06.005>.
90. A. Merida, F. Kharchi, Pozzolan Concrete Durability on Sulphate Attack, in: *Procedia Eng*, Elsevier Ltd, 2015: pp. 832–837. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2015.08.035>.
91. T. Glasby, J. Day, A. Toowoomba, M. Kemp, G.-E. Wagners, J. Aldred, Arabian Tunnelling Conference & Exhibition I Dec 10-11, 2013.

92. C. Peter, L. Karthi, P. Student, Durability of geopolymer concrete exposed to acidic environment-a review. Durabilidad del hormigón geopolimérico expuesto a un ambiente ácido: una revisión, Sustainability, Agri, Food and Environmental Research 10 (2022). <http://dx.doi.org/>.
93. K. Madhan Gopal, B. Naga Kiran, S2 Investigation on Behaviour of Fly Ash Based Geopolymer Concrete in Acidic Environment, International Journal of Modern Engineering Research 3 (2013) 580–586.
94. S. Thakkar, R. Ambaliya, R. Gor, RESISTANCE OF GEOPOLYMER CONCRETE WITH FLY ASH AND SLAG TO SULPHATE AND ACID ATTACK, International Journal of Civil Engineering Research and Development 4 (2014) 41–55. <https://ssrn.com/abstract=3513322>.
95. M.A.M. Ariffin, M.A.R. Bhutta, M.W. Hussin, M. Mohd Tahir, N. Aziah, Sulfuric acid resistance of blended ash geopolymer concrete, Constr Build Mater 43 (2013) 80–86. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2013.01.018>.
96. W.G. Valencia-Saavedra, R. Mejía de Gutiérrez, F. Puertas, Performance of FA-based geopolymer concretes exposed to acetic and sulfuric acids, Constr Build Mater 257 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2020.119503>.
97. T.A. Aiken, J. Kwasny, W. Sha, M.N. Soutsos, Effect of slag content and activator dosage on the resistance of fly ash geopolymer binders to sulfuric acid attack, Cem Concr Res 111 (2018) 23–40. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2018.06.011>.
98. F. Matalkah, P. Soroushian, Freeze thaw and deicer salt scaling resistance of concrete prepared with alkali aluminosilicate cement, Constr Build Mater 163 (2018) 200–213. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.12.119>.
99. Y. Zhang, Y. He, X. Cui, L. Liu, Enhancing Freeze-Thaw Resistance of Alkali-Activated Slag by Metakaolin, ACS Omega 8 (2023) 20869–20880. <https://doi.org/10.1021/acsomega.3c01600>.
100. DS/EN 206:2013+A2:2021: Beton-Specifikation, egenskaber, produktion og overensstemmelse Concrete-Specification, performance, production and conformity, 2021. www.ds.dk.
101. DS/EN 197-1: Cement-Del 1: Sammensætning, krav til egenskaber og overensstemmelses-kriterier for almindelige cementer Cement-Part 1: Composition, specifications and conformity criteria for common cements, 2024.
102. DS/EN 14216:2015: Cement-Composition, specifications and conformity criteria for very low heat special cements, 2015.
103. DS/EN 15743:2010 +A1:2015: Supersulfatcement-Sammensætning, specifikationer og overensstemmelses-kriterier Supersulfated cement-Composition, specifications and conformity criteria, 2015.
104. DS/EN 14647: Calciumaluminatcement-Sammensætning, specifikation og overensstemmelse Calcium aluminate cement-Composition, specifications and conformity criteria, 2005.
105. British Standards Institution, PAS 8820: Construction materials : Alkali-activated cementitious material and concrete : specification., 2016.
106. Council of Standards Australia BD-002 Concrete structures, SA TS 199:2023, Design of geopolymer and alkali-activated binder concrete structures, 2023.
107. DS/EN 12390-2:2019: Testing hardened concrete-Part 2: Making and curing specimens for strength tests, 2019. www.ds.dk.
108. R. Achenbach, M. Raupach, Suitability of rapid chloride migration tests for determining the migration coefficient in mortars made from different novel binder types, Materials and Corrosion 75 (2024) 1173–1184. <https://doi.org/10.1002/maco.202414369>.