

Untersuchungen an Hochleistungs-Feinkorn-Beton

Ingo Schachinger, Lehrstuhl für Baustoffkunde und Werkstoffprüfung

Zusammenfassung: Dieser Bericht beinhaltet die betontechnologischen Grundzüge von „Reactive Powder Concrete“ (RPC), einem neuartigen Beton mit kleinem Größtkorn ($\bar{A}_{max} < 0,5 \text{ mm}$) und Druckfestigkeiten von über 200 N/mm^2 . Auf diesem Gebiet wird insbesondere in den Ländern Frankreich und Kanada bereits seit einem Jahrzehnt geforscht und es wurden bereits erste Bauvorhaben mit diesem Baustoff ausgeführt. Weiterhin werden die Ergebnisse der Untersuchungen an derartigen Betonen, die bisher am Baustoffinstitut durchgeführt wurden, dargestellt (in diesem Zusammenhang wird der deutsche Ausdruck **Hochleistungs-Feinkorn-Beton**, kurz **HLF-Beton**, benützt). Dabei wird auf die Herstellung, die Wärmebehandlung, die Festigkeit sowie das Bruchverhalten eingegangen.

1 Einleitung

Hochleistungsbeton ist in der „Richtlinie für hochfesten Beton“ (Festigkeitsklassen B 65 – B 115) des DAfStb beschrieben. Bei seiner Anwendung steht die im Vergleich zu Normalbeton höhere Festigkeit gegenüber der verbesserten Dichtigkeit im Vordergrund. Durch sein dreifach größeres Verhältnis von Festigkeit zu Eigengewicht gegenüber Normalbeton ist es möglich, die Spannweiten und Schlankheiten von Betonkonstruktionen zu vergrößern. Diese Steigerung bei Hochleistungsbeton ist durch die Reduzierung des w/z-Wertes ($< 0,40$) gegenüber Normalbeton und einer Zugabe von Silikastaub möglich.

Neuere Forschungsergebnisse haben gezeigt, daß durch tiefgreifendere technologische Maßnahmen bei „Reactive Powder Concrete“ (RPC) eine weitere Verdoppelung der Festigkeit ($\beta_D > 200 \text{ N/mm}^2$) gegenüber dem hochfesten Beton erreicht werden kann. Vorreiter dieser Technologie sind die Länder Frankreich und Kanada. Hier wurden bereits erste Demonstrationbauvorhaben in RPC ausgeführt. Sie veranschaulichen eindrucksvoll, daß mit RPC filigrane, architektonisch ansprechende sowie dauerhafte Betonkonstruktionen [1, 2, 3] verwirklicht werden können (siehe Bild 1).

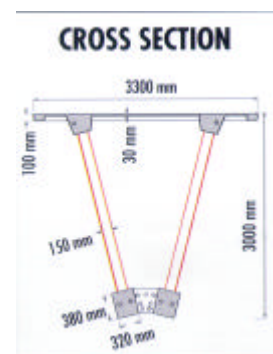


Bild 1: Fußgänger- und Fahrradbrücke aus RPC in Sherbrooke / Kanada

Die Kombination aus hoher Druckfestigkeit und hohem chemischen Widerstand kann bei Spezialanwendungen, wie z.B. der Unterbaukonstruktion des Kühlturms von Cattenom [3], eine wirtschaftliche Alternative bedeuten.

2 Technologie

2.1 Homogenisierung

Normalbeton ist ein heterogener Baustoff, bestehend aus Zuschlägen, Zementstein und Luftporen. Die Steifigkeit des Zuschlags ist viel größer als die des erhärteten Zementsteines (E-Modul = 70.000 gegenüber 18 – 20.000 N/mm²). Bei Belastung treten infolge der Heterogenität im Verbundbereich Zuschlag/Matrix Spannungsspitzen auf. Durch die Erhöhung des E-Moduls der Bindemittelmatrix bzw. durch die Verkleinerung von Korngröße und Anteil der Zuschläge beim RPC wird die Homogenität gegenüber Normalbeton verbessert.

2.1.1 Verbesserung der Bindemittelmatrix

Reduzierung des w/z-Wertes

Bei vollständiger Hydratation des Zementes (w/z = 0,38) besitzt der entstandene Zementstein eine Porosität von rd. 28 Vol.-%. Durch den für RPC typischen geringen Wassergehalt (w/z-Wert = 0,20 – 0,25) hydratisieren die großen Zementpartikel nur oberflächlich. Die nicht hydratisierten Kerne (Hydratationsgrad 0,4 – 0,6) liegen als fester und dichter Zuschlag im Gefüge des CSH-Gels eingebettet vor. Durch die verringerte Porosität kommt es zu hohen Festigkeiten des Betons.

Zugabe von Silikastaub

Reaktive Silikastäube (< 1 µm) wirken als Zwickelfüller für den Zement und den Zuschlag ($\varnothing_{\max} < 0,5$ mm), bilden mit dem Calciumhydroxid feste CSH-Phasen (puzzolanische Reaktion) [7, 4] und verbessern die Kontaktzone zwischen Zuschlag und Matrix [5, 6].

Beim RPC werden große Mengen an Silikastaub [7] (ca. 25 – 30 M.-% bezogen auf den Zement) zur Füllung aller Zwickel eingesetzt. Bei vollständiger Hydratation setzt Portlandzement ca. 24 M.-% an Calciumhydroxid frei. Die Wassermenge reicht jedoch nicht für eine vollständige Hydratation aus, so daß ein Teil des Silikastaubes zumindest theoretisch nicht reagieren kann.

2.1.2 Reduzierung des Größtkorns und des Verhältnisses Zuschlag/Bindemittelmatrix

Bei üblichem Hochleistungsbeton stellen die Zuschläge den Hauptanteil des Volumens (knapp 70 %). Bedingt durch eine äußere Belastung, eine Temperaturänderung sowie dem Schwinden der Matrix treten in der Verbundzone Zuschlag/Matrix Scher- und Zugspannungen und infolgedessen Mikrorisse auf.

Das Matrixvolumen im RPC wird um 20 % höher gewählt als das Hohlraumvolumen des ungebundenen Sandes es erfordert. Dadurch verbessert sich die Verarbeitbarkeit und die Zuschläge sind nur als starre Einlagerungen in einer stetigen Matrix zu betrachten [7]. Bei HLF-Beton führt eine rd. 30-fache Verkleinerung des Größtkorns ($\varnothing_{\max} < 0,5$ mm) gegenüber Hochleistungsbeton ($\varnothing_{\max} < 16$ mm) zu deutlich kleineren Mikrorissen [7].

2.2 Erhöhung der Packungsdichte

Der Schlüssel zum Erreichen hoher Festigkeiten sowie einer verarbeitbaren Konsistenz trotz extrem niedriger w/b-Werte ($\approx 0,20$) ist das Erzielen einer hohen Packungsdichte der trockenen Kornmischung durch die Optimierung der Sieblinie (Korngrößenbereich $0,1 - 500 \mu\text{m}$). Bei RPC haben sich Ausfallkörnungen aus wenigen Kornklassen mit engen Korngrößenverteilungen bewährt [8].

2.3 Einsatz hochwirksamer Fließmittel

Um ein vorzeitiges Agglomerieren der Feinststoffe (Silikastaub bzw. kleine Zementkörner) zu verhindern und damit zu gewährleisten, daß die Feinststoffe die Zwickel ausfüllen, bedarf es aufgrund der großen zu benetzenden Oberfläche eines hochwirksamen Fließmittels. FM der neuen Generation auf Basis von Acrylaten und Carboxylaten führen bei deutlich geringeren Dosierungsmengen gegenüber den herkömmlichen FM wie Naphthalin und Melamin zu einer besseren Verarbeitbarkeit von RPC [9].

2.4 Wärmebehandlung

Nach einer Hydratationszeit von zwei Tagen (Lagerung $20 \text{ }^\circ\text{C}$) sinkt die Kapillarporosität von RPC auf rd. 7 % ab. Durch die fortschreitende Hydratation wird bereits nach vier Tagen (bei einem Hydratationsgrad von 0,20 bis 0,26) ein System aus abgeschlossenen Poren gebildet. Eine anschließende Wärmebehandlung ($90 \text{ }^\circ\text{C} / 24 - 48 \text{ h}$) führt zu einer weiteren Reduzierung der Porosität [10].

Eine Wärmebehandlung beschleunigt vorrangig die puzzolanische Reaktion des Silikastaubes, welche zur Bildung von festen CSH-Phasen führt [7, 10, 11]. Bei Temperaturen ($< 150 \text{ }^\circ\text{C}$) entsteht das feste und dichte Tobermorit ($\text{C}_5\text{S}_6\text{H}_5$) [12]. Höhere Temperaturen ($250 - 400 \text{ }^\circ\text{C}$), nur bei faserhaltigem RPC durchführbar, führen zur Bildung von Xonolith ($\text{C}_6\text{S}_6\text{H}$) [11]. Hier tritt aufgrund der hohen Diffusionsdichte von RPC eine Art „Selbstaoklavierungseffekt“ ein [11, 13]. In den abgeschlossenen Poren werden durch das starke Erhitzen und der damit verbundenen Entwässerung der CSH-Phasen die hydrothermalen Bedingungen, die für die Bildung von Xonolith notwendig sind, geschaffen.

Richard et. al. [7] hält die Zugabe von Quarzmehl ($d_{50} = 10 \mu\text{m}$) bei RPC für eine hohe Effektivität der Wärmebehandlung für unbedingt erforderlich. Quarzmehl reagiert bei hohen Temperaturen ($> 150 \text{ }^\circ\text{C}$) mit dem Calciumhydroxid. Der Quarzmehlanteil sollte nach Richard so gewählt werden, daß sich das stöchiometrisch optimale Verhältnis von C/S = 5/6 für die Umwandlung von Hydraten in Tobermorit ($\text{C}_5\text{S}_6\text{H}_5$) einstellt. Dies wird mit einem Verhältnis von Silika/Zement (Silika = Silikastaub und Quarzmehl) von 0,62 erreicht.

Um die positive Wirkung der Wärmebehandlung nicht durch Schäden infolge von Temperaturgradienten zu beeinträchtigen, sollte die Aufheizgeschwindigkeit etwa $0,2 \text{ }^\circ\text{C} / \text{min}$ betragen [14]. Die Abkühlphase sollte dabei etwa doppelt so lang sein wie die Aufheizphase. Larrad [8] konnte an Proben aus RPC, die nach einer $90 \text{ }^\circ\text{C}$ -Wärmebehandlung innerhalb von 20 Stunden abgekühlt wurden, keine Gefügeschäden feststellen.

3 Eigene Untersuchungen

3.1 Rezepturen

Für Untersuchungen wurden zwei verschiedenen HLF-Betone hergestellt. Die Rezepturen und die Sieblinien sind in Tabelle 1 dargestellt. Der Hauptunterschied der beiden Mischungen lag im Austausch von ca. 15 M.-% des Zementes durch Quarzmehl (ähnlicher Korngrößenverteilung) bei Mischung B. Dies führte zur Reduzierung der Zementmenge und zur Erhöhung des Silika/Zement-Verhältnisses von 0,25 auf 0,45.

In Vorversuchen hatte sich herausgestellt, daß eine Ausfallkörnung (siehe Tabelle 1), die sich an die Fullerparabel anlehnt, eine gute Verarbeitbarkeit des HLF-Betons gewährleistet. Um zu untersuchen, ob sich das Überkorn des Quarzsandes ($\varnothing > 0,4 \text{ mm}$) wesentlich auf die Verarbeitbarkeit auswirkt wurde dieses bei Mischung B nicht abgesiebt.

Stoff	Kennwerte der Ausgangsstoffe	Anteile [kg/m ³]	
		Mischung	
		A	B
Quarzsand	150 – 400 μm	904	872
Quarzmehl	2 – 90 μm	0	153
Zement	spez. Oberfl. n. Blaine 3650 cm ² /g	1004	889
Silikastaub	spez. Oberfl. n. BET 19,5 m ² /g	251	248
Fließmittel	Polyacrylat (40% Wirkstoff)	62	57
Wasser		175	171
w/b-Wert		0,17	0,18
	Stoffraumdicke	2396	2390

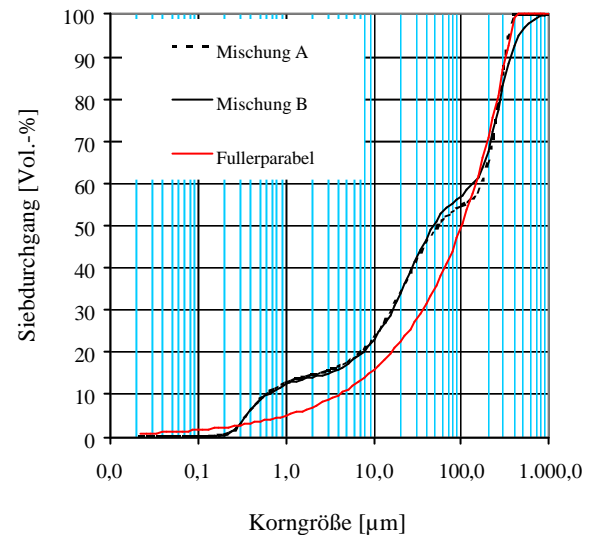


Tabelle 1: Rezepturen und Sieblinien der Mischungen A und B

3.2 Mischen und Probekörperherstellung

3.2.1 Mischen

Die Versuche wurden im Labormaßstab (4 l Volumen) durchgeführt. Um einen homogenen, porenfreien HLF-Beton herzustellen, mußten besondere Anforderungen an das Mischen gestellt werden, da die zu benetzende Oberfläche groß (ca. 1,3 m²/g) und der Wassergehalt klein ($\cong 3 \text{ Tropfen H}_2\text{O/m}^2$ innere Oberfläche) war. Daher erfolgte das Anmachen des Frischbetons nach der nachfolgenden Kombination aus Mischtechnik und -reihenfolge.

Der eingesetzte Intensivmischer erzeugt gegenläufige Mischgutströme mit hoher Geschwindigkeitsdifferenz (rd. 2 m/s), welche eine große Vertikalkomponente besitzen. Diese Effekte sorgen für eine gute Homogenisierung selbst bei feinkörnigen Mischungen. Weiterhin ist der Mischer an eine Peripherie angeschlossen, die es ermöglicht, im geschlossenen Mischsystem einen Unterdruck anzulegen.

Infolge des intensiven Mischens wurden in den Frischbeton Luftporen ($\varnothing = 0,1-1$ mm) eingeschlagen. Selbst durch längere Vibration konnte der klebrige Frischbeton nicht vollständig entlüftet werden. Erst durch das Anlegen eines Teilvakuums (40 mbar) in der letzten Mischphase, konnten die eingerührten Luftporen ausgetrieben werden. Das Teilvakuum (40 mbar) wurde so gewählt, daß bei Mischtemperaturen von bis zu 30 °C das Wasser nicht verdampfte.

Der Feststoffgehalt handelsüblicher Silikaslurrys beträgt 50 M.-%. Aus diesem Grund wurden diese nicht bei HLF-Beton eingesetzt, da sonst die niedrigen w/z-Werte bei gleichzeitig hohem Silikastaubgehalt nicht einzuhalten waren. Zur Herstellung der erforderlichen feststoffreichen Silikaslurry (rd. 59 M.-%) in der ersten Mischphase wurde dem Gemisch aus Anmachwasser und Silikastaub (trockenes Pulver) 45 % des FM (entspricht 4 M.-% FM-Wirkstoff bez. a. SF) zugegeben. Damit wurde gewährleistet, daß die Mischung selbst nach Einmischen des Quarz-Zement-Gemisches einen breiigen Zustand behielt. Das restliche FM wurde erst zu dem optimalen Zugabezeitpunkt (rd. 5 min nachdem der Zement mit dem Wasser in Berührung kam), zugegeben.

Durch folgende Mischreihenfolge konnte eine gute Verarbeitbarkeit des HLF-Betons (siehe Bild 2) erreicht werden.

Zeitlicher Ablauf

Zeit [min]

- | | |
|-----------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| 0 – 1,0 | Anmachen einer homogenen Slurry aus dem Anmachwasser, dem Silikastaub und rd. 45 % der Gesamtließmittelmenge |
| 1,0 – 3,5 | Stetiges Zugeben des Quarz-Zement-Gemisches (vorher 2 min trocken gemischt) und Homogenisierung der Mischung |
| 3,5 – 5,5 | Mischpause bei einem Unterdruck von 40 mbar |
| 5,5 – 6,0 | Einmischen des restlichen FM (55 %) |
| 6,0 – 7,5 | Entlüften und Homogenisieren der Mischung bei einem Unterdruck von 40 mbar |



Bild 2: Zähflüssige Konsistenz des HLF-Betons (Mischung B)

3.2.2 Einbringen in die Form

Der entlüftete, zähflüssige Frischmörtel wurde in Formen (Zylinder $\varnothing = 46, 50$ mm / Schlankheit 1, 2 und 4; Prisma $40 \times 40 \times 160$ mm³; Platten $160 \times 140 \times 45$ bzw. $300 \times 120 \times 60$ mm³) gegossen. Die Formen wurden auf einem Rütteltisch mit einer Frequenz von 50-70 Hz vibriert damit sich der HLF-Beton ausnivelliert. Nachträglichen Stochern (Gefahr des Luftporeneintrags) zum Verteilen des Betons konnte so vermieden werden. Die Verarbeitbarkeit der beiden Mischungen war gleich.

3.2.3 Ausschalen, Bohren und Lagerung der Probekörper

Das Ausschalen erfolgte 24 h nach Herstellung. Aus den Platten wurden Würfel ($a = 40$ mm) geschnitten bzw. Zylinder ($\varnothing/h = 50/50$ mm) gebohrt. Um Kornausbrüche (rauhe Mantelfläche) zu vermeiden, konnten die Bohrkerns erst nach 48 h entnommen werden. Die Prüfflächen wurden planparallel geschliffen.

Die gemessenen Probekörperdichten (siehe Bild 3) lagen geringfügig über der berechneten Stoffraumdichte (mittlere Dichte 2412 kg/m³ gegenüber 2390 kg/m³ Mischung B). Sowohl die Schnitt- als auch die Bruchflächen der Probekörper waren frei von Verarbeitungsporen.

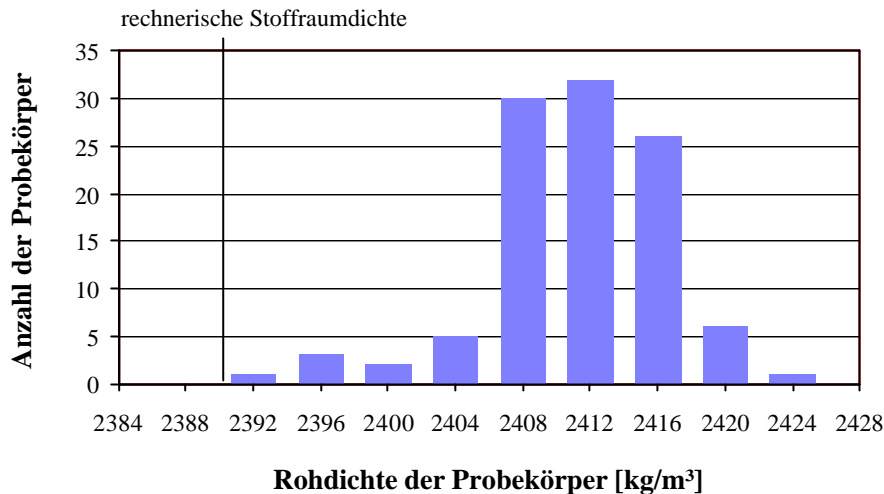


Bild 3: Rohdichte der Probekörper (Mischung B)

Die Normallagerung der Probekörper erfolgte bei 20 °C und 90 % relativer Feuchte. Die Wärmebehandlung wurde zur Untersuchung des Einflusses unterschiedlicher Vorlagerungszeiten im Normalklima nach 1, 3, 5, 12 und 26 Tagen begonnen. Sie dauerte bei der jeweiligen Temperaturstufe (50 bzw. 90 °C) 24 Stunden. Die Probekörper wurden anschließend langsam auf Raumtemperatur gekühlt.

3.3 Bruchverhalten und Festigkeiten von faserfreiem HLF-Beton

3.3.1 Festigkeiten

Die Belastungssteigerung während der Druckprüfung wurde mit 0,7 N/(mm²·s) festgelegt. Die Prüfflächen waren dabei im direkten Kontakt mit den Stahlplatten der Prüfmaschine.

Die zeitliche Entwicklung der Druckfestigkeiten, siehe Bild 4, bei Lagerung im Normalklima zeigte eine über 28 Tage hinausgehende deutliche Nacherhärtung.

Die wärmebehandelten Probekörper wurden 2 Tage nach Beginn der Wärmebehandlung geprüft. Bei einer sehr frühen Wärmebehandlung (im Alter von 8 Stunden) traten Gefüge- und Oberflächenschäden auf. Eine Druckprüfung wurde daher an diesen Proben nicht durchgeführt. Probekörper die nach frühestens 24 Stunden nach Herstellung wärmebehandelt wurden zeigten keine Schäden.

Wie erwartet, waren die Festigkeiten der 90 °C wärmebehandelten Probekörper zu jedem Prüfzeitpunkt am höchsten. Die höchsten Festigkeiten wurden erreicht, wenn die Probekörper vor der Wärmebehandlung 5 Tage bei Normalklima vorgelagert wurden (unabhängig von der Temperaturstufe 50 oder 90 °C, siehe Bild 4). Eine sehr späte Wärmebehandlung im Alter von 12 bzw. 26 Tagen führte zu etwas geringeren Festigkeiten. Offensichtlich war die Matrix bei den langen Vorlagerungszeiten (20 °C) schon so fest und spröde, daß es infolge der unterschiedlichen Temperaturdehnungen des Quarzes und der Matrix zu einer festigkeitsmindernden Mikrorissbildung kam.

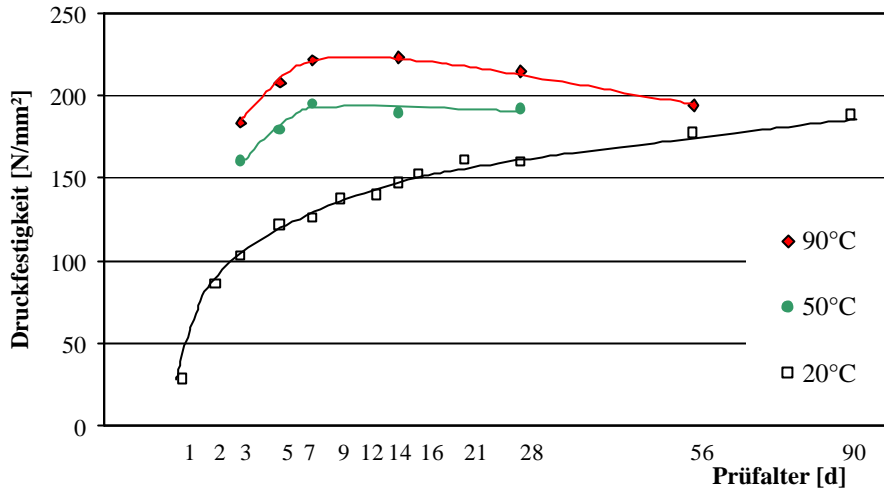


Bild 4: Druckfestigkeiten (Mischung B) in Abhängigkeit des Prüfalters und der Temperatur während der Wärmebehandlung (durchgeführt jeweils 2 Tage vor Prüfung)

Die mittlere 28-Tage-Druckfestigkeit der bei 90 °C wärmebehandelten Proben der Mischung A war höher als die der Mischung B (247 gegenüber 215 N/mm², vergleiche Bild 7 / CEMI / Werk A mit Bild 4).

Die Biegezugfestigkeit wurde an Prismen (40×40×160 mm³) durch Dreipunktbelastung bestimmt. Die Probekörper wurden im Normklima gelagert. Bei der Auswertung der zeitlichen Entwicklung der Biegezugfestigkeit (Bild 5) fiel auf, daß bereits nach dem 9-ten Tag der Maximalwert von rd. 20 N/mm² erreicht wurde. Zwei Einzelproben, die vor Austrocknung geschützt, wärmebehandelt (90 °C) wurden, erbrachten die gleichen Festigkeiten. An den Bruchflächen war deutlich zu erkennen, daß der Großteil der Quarzkörner gebrochen war. Wahrscheinlich spielt ab einer Biegezugspannung von 20 N/mm² bereits die Biegezugfestigkeit des Zuschlages eine wesentliche Rolle.

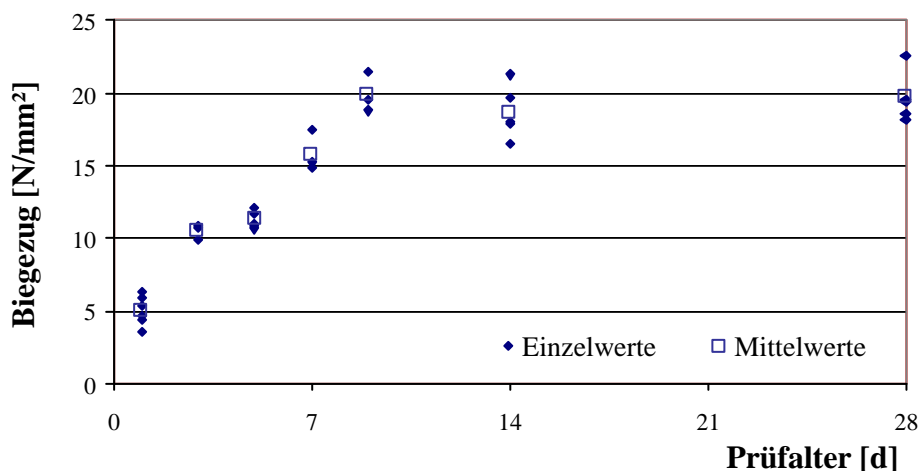


Bild 5: Biegezugfestigkeit (Mischung B) in Abhängigkeit des Prüfalters (Lagerung 20 °C)

3.3.2 Bruchversagen

Die Druckfestigkeiten der Würfel streuen wesentlich stärker als die der Zylinder (20 % gegenüber 7 % siehe auch Bild 7). Dies führt zu der geringeren mittleren Druckfestigkeit der Würfel. Nach van Mier [15] werden durch die Reibung zwischen Probekörper und Prüfplatte (Stahl) Scherspannungen in diesem Bereich erzeugt (dreiaxialer Spannungszustand). Da der Zylinder eine rotationssymmetrische Form besitzt, wird die Querdehnung infolge Belastung im Randbereich nicht durch geometrische Unstetigkeiten (Kanten) gestört. Die Kombination dieser beiden Effekte in Verbindung mit dem spröden HLF-Beton führte offensichtlich zu den großen Streuungen bei den Würfeln. Bei den Würfeln erfolgte dem Bruchversagen vorangehend (rd. 80 % der Bruchlast) eine Abspreizung der Kanten, die zu einer ungesteuerten Rißbildung (siehe Bild 6) führte. Bei den Zylindern traten erst bei höheren Spannungen Risse auf, deren Entstehung zu einem hörbaren Knistern führte.

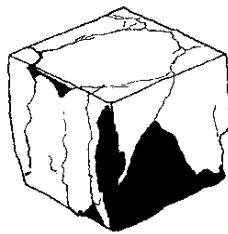


Bild 6: Abspreizung der Kanten bei Würfeln nach [15]
(Prüfung zwischen Stahlplatten)

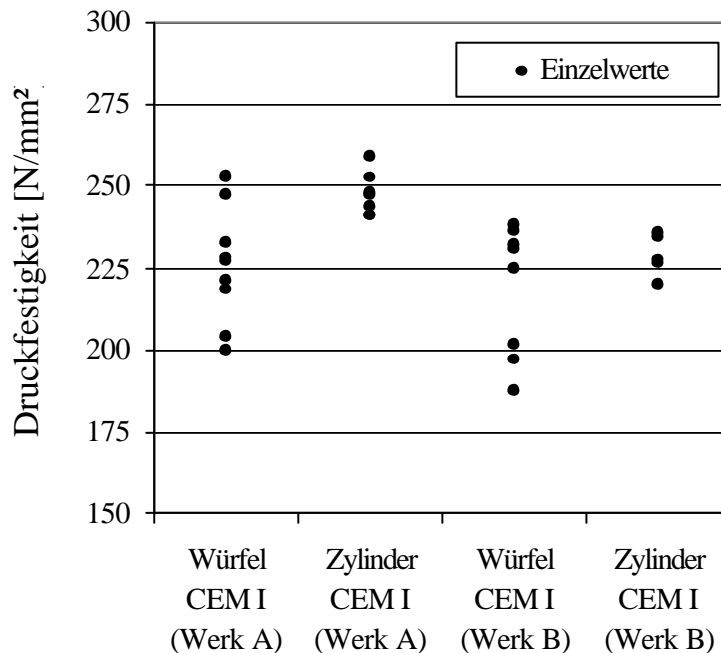


Bild 7: Einfluß der PK-Form (Würfel $a = 40 \text{ mm}$ / Zylinder $d/h = 46/46 \text{ mm}$)
auf die Streuung der Druckfestigkeit (Mischung A)

Anders als bei Normalbeton kann bei HLF-Beton bei Einleitung hoher Lasten keine Spannungsumlagerung mehr stattfinden. Aufgrund des homogenen Gefügebau (siehe 2.1) und der damit verbundenen gleichmäßigen Spannungsverteilung führt eine lokale Ribbildung sofort zu einem überproportionalen Ribfortschritt. Dies äußert sich in dem sehr spröden, schlagartigen Bruchversagen der Probekörper (siehe Bild 8, $v_{\text{Aufnahme}} = 3,5 \text{ Bilder/sec.}$). In abgeminderter Form tritt ein solches sprödes Versagen auch bei üblichen Hochleistungsbetonen auf. Hier wird durch eine Stahlfaserzugabe oder eine Anordnung einer Umschnürungsbewehrung ein Versagen ohne Ankündigung vermieden.

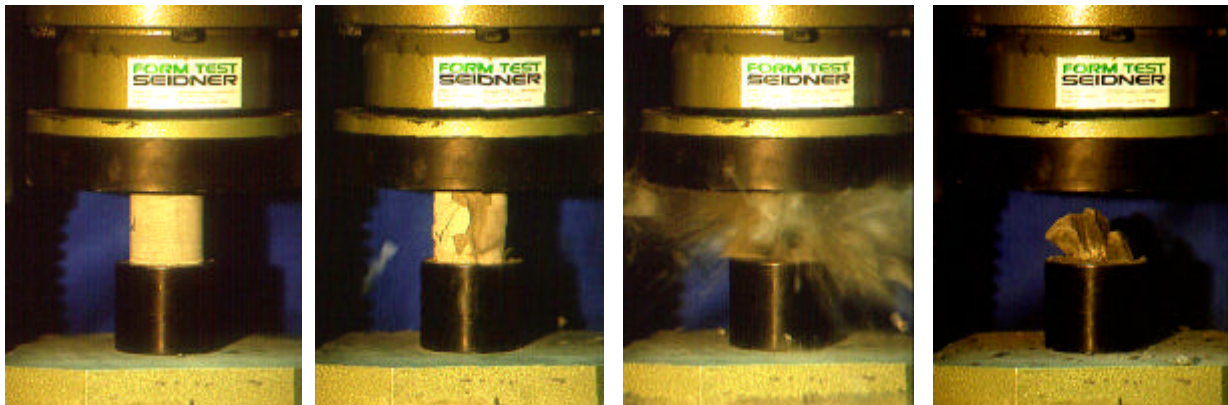


Bild 8: Bilderreihe zum schlagartigen Versagen (Mischung B)

Bei Probekörpern mit einer Schlankheit von 4 wurden bei der plötzlichen Entspannung der Druckstauchung, hervorgerufen durch das schlagartige Druckversagen in der Mitte der PK, die gespeicherten elastischen Energien freigesetzt. Dadurch wurden so hohe Zugkräfte σ erzeugt, daß es zum Sekundärbruch (scheibenartiger Zugbruch) senkrecht zur Belastungsrichtung kam (siehe Bild 9).



Bild 9: Sekundärer Zugbruch nach primärem Druckversagen von schlanken PK (Mischung A)

In einer Versuchsreihe wurde der Einfluß der Schlankheit der PK aus HLF-Beton (Mischung A) auf die Druckfestigkeit bestimmt. Aus den mittleren Druckfestigkeiten wurden Formfaktoren berechnet und mit denen von hochfestem und üblichem Beton verglichen (siehe Bild 10). Die Ergebnisse bestätigten den tendenziell geringeren Einfluß der PK-Schlankheit bei Betonen mit höheren Festigkeiten.

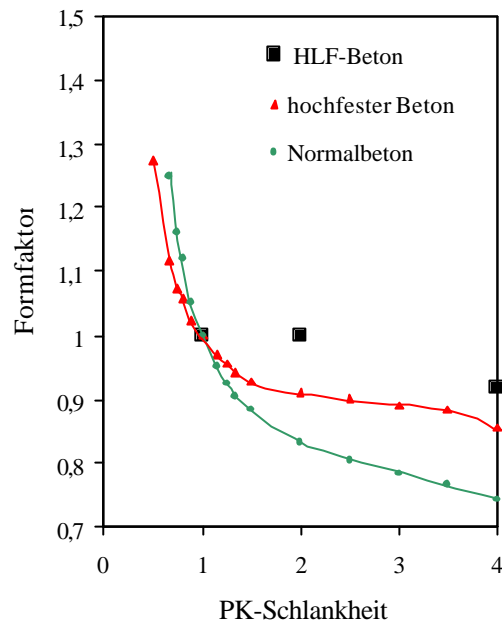


Bild 10: Formfaktoren für unterschiedliche Betone zur Berücksichtigung der Schlankheit

4 Literatur

- [1] P. C. Aitcin, P. Richard: The pedestrian/bikeway bridge of Sherbrooke. 4th International Symposium on Utilization of High-strength/High performance concrete, Paris, May 1996, pp. 1399-1406
- [2] P. C. Aitcin, M. Lachemi: The Sherbrooke Reactive Powder Concrete Footbridge. Structural Engineering International 2/98, pp. 140-144
- [3] G. Birelli, J. Dugat, A. Bekaert: The Use of RPC in Cross-Flow Cooling Towers. International Symposium on High-Performance and Reactive Powder Concretes, Vol. 3, pp. 59-73 Sherbrooke, Kanada, 1998
- [4] F. de Larrard: Ultrafine particles for making very high performance concretes. LCPC, Paris, Frankreich, 1992 veröffentlicht von E & FN Spon, 2-6 Boundary Row, London SE 8HN. ISBN 0419 176004
- [5] Ping, X., Beaudoin, J.J.: Modification of Transition Zone Microstructure – Silica Fume Coating of Aggregate Surfaces. Cem. Concr. Res., 22 (1992) pp. 597-604
- [6] K. L. Scrivener, A. Bentur, P. L. Pratt: Quantitative characterization of the transition zone in high strength concretes. Advances in Cement Research, Vol. 1, pp. 230.237, 1988

- [7] P. Richard; M. Cheyrezy: Composition of Reactive Powder Concretes. Scientific Division BOUYGUES, Cement and Concrete Research, Vol. 25, No. 7, pp. 1501-1511, 1995
- [8] Larrad F., Sedran T.: Optimization of ultra-high-performance concrete by use of a packing model, Cement and Concrete Research Vol. 24 pp. 997-1009, 1994
- [9] O. Bonneau, Ch. Vernet, M. Moranville: Optimization of the rheological behavior of reactive powder concretes (RPC). Proceedings – International Symposium on HPC and RPC, pp. 99-118, Sherbrooke, Kanada, 1998
- [10] C. Vernet, J. Lukasik, E. Prat: Nanostructure, porosity, and diffusivity of Ultra High Performance Concretes (UHPC). Proceedings – International Symposium on HPC and RPC, pp. 17-35, Sherbrooke, Kanada, 1998
- [11] M. Cheyrezy, V. Maret, L. Frouin: Microstructural Analysis of RPC. Cement and Concrete Research, Vol. 25, No. 7, pp. 1491-1500, 1995
- [12] E. Grabowski, J. E. Gillott: Effect of Replacement of Silica Flour with Silica Fume on Engineering Properties of Oilwell Cements at Normal and Elevated Temperatures and Pressures. Cement and Concrete Research, Vol. 19, pp. 333-344, 1989
- [13] Bonneau O.: Mechanical Properties and Durability of two industrial RPC, ACI Materials journal, Aug. 1997
- [14] P. Kalifa, M. Tsimbrovska, V. Baroghel-Bouny: High-Performance Concrete at Elevated Temperatures - An Extensive Experimental Investigation of Thermal and Hygral Properties and Microstructure. Proceedings-International Symposium on HPC and RPC, Sherbrooke, Kanada, 1998
- [15] J. G. M. Van Mier: Fracture Processes of Concrete. ISBN 0-8493-9123-7 CRC Press, Inc. 1997