

Eigenschaften von wärmebehandeltem Selbstverdichtenden Beton

Von der Fakultät Bau- und Umweltingenieurwissenschaften der Universität Stuttgart
zur Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)
genehmigte Abhandlung

Vorgelegt von
Dipl.-Ing. Michael Stegmaier
aus Göppingen

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. Prof. h.c. Dr.-Ing. E.h. Hans-Wolf Reinhardt
Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. habil. Prof. h.c. mult. Jochen Stark

Tag der mündlichen Prüfung:
22. Juli 2005

Institut für Werkstoffe im Bauwesen
der Universität Stuttgart

2005

Vorwort

Die vorliegende Arbeit ist während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Angestellter am Institut für Werkstoffe im Bauwesen der Universität Stuttgart entstanden. Diese wurde ermöglicht durch Herrn Prof. Dr.-Ing. Prof. h.c. Dr.-Ing. E.h. H.-W. Reinhardt, der mich durch seinen fachlichen Rat und wertvolle Anregungen stets unterstützte. Dafür gilt ihm mein besonderer Dank.

Weiterhin möchte ich mich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Prof. h.c. mult. J. Stark für die Übernahme des Korreferats bedanken. Sein Interesse an der Arbeit und die daraus resultierenden Anregungen waren eine große Bereicherung für meine Arbeit und trugen wesentlich zum Gelingen bei.

Ein besonderer Dank gilt auch den Herren Prof. Dr.-Ing. H. Schorn, der es mir ermöglichte, Untersuchungen mit einem ESEM durchzuführen, und Herrn Prof. Dr. rer. nat. habil. M. Schiekkel, der diese Messungen in Dresden durchgeführt hat und bei der Interpretation der Ergebnisse eine große Hilfe war.

Bei den Mitarbeitern des Instituts für Werkstoffe im Bauwesen der Universität Stuttgart möchte ich mich für das freundschaftlich kollegiale Umfeld bedanken. Hierbei müssen besonders auch die „Perlen des Instituts“ Frau S. Stumpp und Frau H. Schmidt erwähnt werden. Die Arbeit am Institut hat mir immer sehr viel Spaß gemacht.

Herrn Dr. Herterich gilt mein Dank für die Unterstützung bei den chemischen Untersuchungen und bei der Auswertung der Ergebnisse.

Meinem Diplomanden und wissenschaftlicher Hilfskraft Herrn J. Repple danke ich für seinen unermüdlichen Einsatz und Fleiß. Seine Unterstützung war mir eine große Hilfe bei der Durchführung der Versuche.

Besonders hervorzuheben ist auch die Materialprüfungsanstalt der Universität Stuttgart (MPA, Otto-Graf-Institut). Es war mir jederzeit möglich, die Einrichtungen der MPA für meine praktischen Versuche zu nutzen und konnte auch stets auf fachliche Unterstützung der Mitarbeiter der Abteilung Mineralische Baustoffe zählen.

Ein besonderer Dank gilt in diesem Zusammenhang auch Herrn Dr. F. Grüner und Frau C. Luz der Abteilung Bautenschutz und Bauchemie, die für mich die Messungen der Röntgenbeugungsanalyse durchführten, und mich in die Geheimnisse der Phasenbeugungsdiagramme einführten.

Meinen Eltern möchte ich dafür danken, dass sie mir das Studium ermöglichten, stets an mich glaubten und in jeder Hinsicht unterstützten. Dies gilt besonders auch für meine Großeltern.

Kuchen, im Frühjahr 2005

Michael Stegmaier

ABSTRACT

Properties of heat cured Self-Compacting Concrete

Introduction

The application of Self-Compacting Concrete (SCC) is increasing over the last years in Germany. This also can be seen in the fact that the German Association of Structural Concrete (DAfStb) has provided a guideline [2] for this type of concrete which is approved by the building authorities since 2005-01-01.

As SCC is very susceptible to changes in the composition and weather conditions like changing temperatures, this type of concrete is predestinated for the application in the precast concrete industry because the production takes place in buildings with constant climate conditions. A characteristic of this industry is the heat treatment of the used concretes to provide a efficient utilisation of the manufacturing resources. The properties of SCC which were stored in conditions according to the DIN standard are widely investigated and well understood but the properties of heat cured Self-Compacting Concrete (SCC) was not a subject of scientific investigations by now.

The aim of this work is to analyse the influence of a heat treatment of different SCCs within the limitations of the guideline of the DAfStb on the heat treatment of concrete [3] on the mechanical properties and the durability of the SCCs.

Scope of the investigation

For this investigation SCCs as Powder type, Viscosity-agent type and Combination type in the strength classes from C20/25 to C70/85 were designed. These concretes were heat treated with different peak temperatures until a maturity of the concretes was achieved that corresponded to a storage of 3 days at 20 °C. After this maturity was achieved the compressive strength was measured according to ISO 1048 part 5 on cubes with an edge length of 150 mm, the Young's modulus on cylinders with a diameter of 150 mm and a height of 300 mm and the splitting tensile strength was measured with cubes with an edge length of 150 mm. These results were compared to the results of specimens which were stored constantly at 20 °C for 3 days. Additionally the compressive strength, the Young's modulus and the splitting tensile strength of the normally stored specimen and of selected heat cured specimen was measured at the age of 28 days.

Delayed Ettringite Formation (DEF) is always a issue concerning heat treatment of concrete and therefore the composition of the pore solution of the SCC's after the heat treatment was analysed and the phase composition of the concretes was investigated by means of X-ray diffraction. Additionally the microstructure of the heat cured concretes was compared to the normally stored concretes using an Environmental Scanning Electron Microscope (ESEM). In order to quantify the cognition of the ESEM investigations, the total porosity of the concretes was measured by means of a helium pycnometer and the pore size distribution by mercury intrusion porosimetry.

In order to evaluate the danger of DEF for the investigated concretes mortars were derived from the SCCs by omitting the gravel with a size bigger than 4 mm. Different relevant storage conditions were chosen and the behaviour of the mortar specimen within 18 months of expo-

sition to those storage conditions was observed. Therefore in defined intervals the dynamic Young's modulus was measured on prisms with a size of 40 x 40 x 160 mm³ and the change of length with prisms with a size of 10 x 40 x 160 mm³. Also the flexural tensile strength and the compressive strength was determined by prisms 40 x 40 x 160 mm³ at the age of 28 d, 90 d and 360 d. The heat cured prisms were stored in water at a temperature of 10 °C, at 20 °C in Calciumsulfate solution (1500 mg/l) and in Calciumhydroxide solution. Additionally the heat cured specimen were stored outside in atmospheric conditions. To compare the behaviour of the heat treated specimen, prisms which were not heat cured were stored in Calciumhydroxide solution as well.

Results

The investigation of the compressive strength of the concretes right after the selected maturity was achieved showed that SCC with a high $(w/c)_{eq}$ -ratio is negatively affected through the heat curing. The difference between the concretes which were stored constantly at 20 °C amounted to about 30 % for the low strength SCCs with a maximum heat treatment temperature of 80 °C. This loss of strength is higher than it is known for equally treated vibrating concretes with a comparable cement content and $(w/c)_{eq}$ -ratio [19]. The compressive strength of the high strength concretes however is hardly affected and there is no difference to high strength vibrating concrete. A subsequent storage of the concretes after the heat treatment improves the compressive strength of the low strength SCCs but the difference of the low strength SCCs to the specimen which were constantly stored at 20 °C was still about 20 %. There was no influence of a certain type of SCC on the compressive strength. The results of the investigations on the Young's modulus showed a positive influence of a low $(w/c)_{eq}$ -ratio, too. The relative Young's modulus which is the Young's modulus of the heat cured specimen related to the Young's modulus of this concrete when constantly stored at 20 °C is rising with the powder content of the SCC. Concerning the Young's modulus there is a influence of the type of SCC on the results. SCCs with a strength class smaller than C35/45 behave better when designed as Powder type while the high strength SCCs achieve better results when they are designed as Combination type. Until a maximum curing temperature of 60 °C there was no negative influence on the splitting tensile strength of the tested SCCs measurable. This was independent from the composition of the concretes. The heat treatment with a maximum temperature of 80 °C however lead to a loss of strength compared to the reference specimens.

The cause of the reduction of the mechanical properties particularly with respect to the compressive strength of the SCC is a change of the porosity of the concretes due to the heat treatment. This could be proved by means of the ESEM, the mercury intrusion porosity and the helium pycnometer. The total porosity of the investigated SCCs was not getting bigger due to the heat curing as reported by several authors [23, 27, 110] for vibrating concrete. Therefore this cannot be the reason for the difference in compressive strength. In this investigation normally the heat cured SCCs had a lower total porosity than the heat cured concretes. The reason for the change of the compressive strength is a modification of the pore size distribution within the capillary porosity to pores with a larger diameter. The concretes with a high $(w/c)_{eq}$ -ratio are stronger affected than the high strength SCCs with low $(w/c)_{eq}$ -ratios. The adjournment of the mean pore size radius can amount to 6-times at a peak temperature of 80 °C of the value of these concretes when stored at 20 °C. A possible explanation for this phenomenon is the high thermal extension of water in the not hardened concrete. The change of the compressive strength of the concretes due to the pore size distribution was modelled by

an empiric formula which allows to calculate the change of strength after heat curing compared to the storage at 20 °C when the pore size distribution of the concrete is known. The calculated results represent the measured results with a good accuracy.

The investigation of the sealed specimen directly after the heat curing by means of X-ray diffraction showed, that the heat treatment doesn't cause a significant different phase composition of the concretes compared to the concretes that were stored constantly at 20 °C. Also there is no influence of a special type of SCC on the phase composition. The biggest difference lies in the detection of ettringite. In the sealed heat cured specimen no ettringite could be found at the chemical age of 3 days (except for M25) and after storage of 28 days while ettringite could be found in the specimen that were stored constantly at 20 °C. This is a possible proof for the thermal instability of ettringite as reported in [50,51] at temperatures higher than 60 °C. But it is necessary to know that at least 3-5 % by mass of a certain phase has to be inside the specimen for a successful detection with X-ray diffraction. Therefore it is possible that in concretes where ettringite was not found with X-ray diffraction ettringite can be present in small amounts. In some of the investigated concretes it was possible to identify ettringite with ESEM and EDX-analysis but the proof with X-ray diffraction failed. This cognition is in conflict with the theory of thermal instability of ettringite at temperatures over 60 °C because inside the concretes that were treated with a maximum temperature of 80 °C for several hours all the ettringite should be decomposed.

The investigation of the pore solution composition provides hereby an additional possibility to explain the low ettringite content inside the heat cured concretes. The sulphate content of the pore solution of the heat cured specimen is remarkably high. Those concretes that were treated with a maximum temperature of 80 °C had an up to 18-times higher sulphate content than the normally treated concretes. This was reported in [50, 51] for heat cured vibrating concrete, too. The solubility of portlandite in hot water is clearly smaller than in cold water [116]. Therefore in hot water is a smaller calcium content present than in normally treated concretes. The low calcium content allows a noticeably higher sulfate content in the pore solution. This is possibly a reason for the decomposition of sulphate containing phases during the heat curing and thus the low ettringite content. This explanation is not contradictory to the fact that ettringite in small amounts can still be found in the heat cured samples. In the subsequent storage of the heat cured concretes at room temperature all requirements for the composition of ettringite are present but after 28 days no ettringite can be found in heat cured specimen. The reason for this is the high pH-value of the pore solution after heat curing. In [30] the range of the pH-values for the stability of ettringite are compiled and the upper limit for the stability of ettringite is a value of 13.4. In all heat cured specimen the pH-value after the heat treatment was higher at the chemical age of 3 days except for concrete S25-80-3. These high pH-values prevent the development of ettringite after heat curing. When the concrete is exposed to a moist environment a reduction of the pH-value with time is possible.

Thus there is a theoretical possibility of DEF in the heat cured concretes. The investigations on the durability of SCC however didn't show any indication in this matter. Neither the measurement of the change of length nor the results of the dynamic Young's modulus proved the existence of DEF within the 18 months of storage in the different storage conditions. But in several specimen for the investigation of the durability ettringite was found after 28 days and after 360 days. As ettringite could not be measured directly after the heat treatment this ettringite recrystallised out of the pore solution. This ettringite however didn't lead to destructive expansions of the concretes as proofed by the measurements of the dynamic Young's

modulus and the change of length of the prisms. In literature regarding DEF only topochemic formed secondary ettringite is regarded as harmful while ettringite that recrystallises out of the soluble phase is not dangerous for the concrete [30, 71, 72, 80]. The results of the compressive strength and the flexural tensile strength of the specimen that were stored for 360 days in different solutions or in the atmospheric conditions didn't show any signs of a damage of the microstructure of the SCCs. The measurements after one year indicate that the compressive strength and the flexural tensile strength compared to the reference mixtures become better within the long and wet storage. The improvement of the strength after the heat curing is probably a result of the reduced porosity due to the further hydration of the cement and the pozzolanic admixtures. The compressive strength and the flexural strength of the prisms are not strongly influenced by the storage conditions and the type of SCC used. Only the specimen that were stored outside showed a reduced strength (especially the flexural tensile strength) compared to the wet stored specimen. The reason for this behaviour is the shrinkage due to the weather conditions and not a consequence of the heat treatment.

Remarkable are the results of the dynamic Young's modulus of the specimen that were stored in atmospheric conditions for 18 months. Starting from the time when they were stored outside the dynamic Young's modulus is decreasing to the level directly after demoulding of the specimen. The following storage of these specimen didn't lead to an increasing dynamic Young's modulus. A possible explanation of this behaviour which is especially strong for the high strength SCCs, is the composition of these mixtures. The low $(w/c)_{eq}$ -ratio combined with the dry, hot weather at the time when the storage outside has begun may have led to a internal drying-out of the samples leading to internal cracking. Internal cracking of these specimen was proofed by means of microscopic investigations.

Conclusions

On basis of the performed investigations it can be concluded that a heat curing as proposed in the guideline of the DAfStb for vibrating concrete [3] can be assigned on SCC without any changes. The influence on the compressive strength of SCC with a high $(w/c)_{eq}$ -ratio is stronger than for comparable vibrating concretes but concretes with this composition are not important for the precast concrete industry. The behaviour of the high strength SCC is comparable to the behaviour of high strength vibrating concrete.

The durability of heat cured SCC is regarded as equal to common vibrating concrete. The performed investigations concerning the durability showed that the SCCs that were treated with a maximum temperature of 80 °C behaved extraordinary well in the wet storage conditions. It is possible that heat cured SCC has a better resistance to DEF than comparable heat cured vibrating concretes. To judge this behaviour completely, tests with a duration over 18 months are absolutely necessary.

INHALT

Formel- und Abkürzungsverzeichnis	13
1. Einleitung und Zielsetzung.....	16
2. Stand des Wissens.....	17
2.1. Selbstverdichtender Beton (SVB)	17
2.1.1. Definition	17
2.1.2. Arten und Zusammensetzungen von SVB	17
2.1.3. Besondere Prüfverfahren für SVB	17
2.1.3.1. <i>Fließfähigkeit</i>	17
2.1.3.2. <i>Viskosität</i>	18
2.1.3.3. <i>Blockierneigung</i>	18
2.1.3.4. <i>Sedimentationsneigung</i>	19
2.1.3.5. <i>Bluten</i>	19
2.1.4. Mischungsentwurf von SVB	19
2.1.5. Eigenschaften von SVB im Vergleich zu Rüttelbetonen	19
2.2. Wärmebehandlung von Beton.....	20
2.2.1. Ziel der Wärmebehandlung von Beton	20
2.2.2. Einfluss der Temperatur auf die Hydratation von Beton	20
2.2.3. Berechnung der Reife von Beton	22
2.2.3.1. <i>Methode nach de Vree (CEMIJ – Methode)</i>	22
2.2.3.2. <i>Wirksames Betonalter</i>	23
2.2.4. Wärmebehandlungsverfahren.....	23
2.2.5. Eigenschaften wärmebehandelter Rüttelbetone	24
2.2.5.1. <i>Frühfestigkeit</i>	24
2.2.5.2. <i>Druckfestigkeit</i>	25
2.2.5.3. <i>Zugfestigkeit</i>	26
2.2.5.4. <i>Verformungsverhalten</i>	26
2.2.5.5. <i>Langzeitverhalten</i>	26
2.3. Schäden an Rüttelbetonen durch unsachgemäße Wärmebehandlung.....	28
2.3.1. Physikalische Schädigung	28
2.3.2. Chemische Schädigung	29
2.3.2.1. <i>Bildung und Stabilität von Ettringit</i>	29
2.3.2.2. <i>Einfluss einer Wärmebehandlung auf die Phasenbildung bei der Hydratation...</i>	33
2.3.2.3. <i>Ursachen und Einflüsse auf die Schädigung durch verspätete Ettringitbildung</i> .	35

3.	Umfang der Untersuchungen	45
3.1.	Verwendete Betonmischungen	46
3.2.	Charakterisierung der Ausgangsstoffe.....	48
3.3.	Herstellung der Betone	49
3.4.	Durchführung der Wärmebehandlung	49
3.5.	Dauerhaftigkeit wärmebehandelter SVB.....	50
3.6.	Verwendete Prüfverfahren	51
3.6.1.	Frischbetonprüfverfahren	51
3.6.2.	Festigkeitsuntersuchungen	52
3.6.3.	Gefügeuntersuchungen	52
3.6.3.1.	<i>Environmental Scanning Electron Microscope (ESEM)</i>	52
3.6.3.2.	<i>Quecksilberdruckporosimetrie</i>	53
3.6.3.3.	<i>Heliumpyknometrie</i>	55
3.6.3.4.	<i>Messung des dynamischen E-Moduls</i>	55
3.6.4.	Untersuchung der Phasenbildung mit Röntgenbeugungsanalyse.....	56
3.6.5.	Chemische Analyse der extrahierten Porenlösung	58
3.6.6.	Dehnungsmessungen	58
4.	Ergebnisse und Diskussion	59
4.1.	Frischbetoneigenschaften	59
4.2.	Tatsächliche Reife der Betone nach der Wärmebehandlung (nach CEMIJ) ...	60
4.3.	Festigkeitsuntersuchungen	61
4.3.1.	Druckfestigkeit	61
4.3.2.	Spaltzugfestigkeit	61
4.3.3.	Elastizitätsmodul	62
4.4.	Einflüsse auf die Festigkeitskennwerte	63
4.4.1.	Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur auf die Druckfestigkeit.....	63
4.4.2.	Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur auf die Spaltzugfestigkeit	67
4.4.3.	Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur auf den E-Modul	69
4.4.4.	Einfluss der tatsächlichen Reife	71
4.4.5.	Mischungszusammensetzung	72
4.4.6.	Frischbetonluftgehalt.....	74
4.5.	Phasenbildung bei der Wärmebehandlung.....	76
4.5.1.	Einfluss der Behandlungstemperatur auf die Phasenbildung	76
4.5.2.	Einfluss der Festigkeitsklasse auf die Phasenbildung	80

4.5.3.	Einfluss des SVB-Typs auf die Phasenbildung	82
4.5.4.	Phasenzusammensetzung nach 28 d.....	83
4.5.5.	Phasenzusammensetzung nach 9 Monaten.....	87
4.6.	Morphologie des Gefüges.....	89
4.7.	Gesamtporosität der Betone	96
4.8.	Porenradienverteilung der Betone.....	96
4.8.1.	Einfluss des SVB Typs auf die Porenverteilung bei Normlagerung.....	96
4.8.2.	Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur auf die Porenverteilung.....	97
4.8.3.	Einfluss des SVB-Typs auf die Porenverteilung bei erhöhten Temperaturen ...	100
4.9.	Zusammenhang zwischen Porenradienverteilung und Druckfestigkeit	101
4.10.	Zusammensetzung des Porenwassers	104
4.10.1.	Rückstände der Betonzusatzmittel	104
4.10.2.	Alkalimetallgehalt	107
4.10.3.	Calcium- und Aluminiumgehalt.....	107
4.10.4.	pH-Wert der Porenlösung.....	108
4.10.5.	Sulfatgehalt.....	109
4.11.	Dauerhaftigkeit wärmebehandelter SVB.....	115
4.11.1.	Längenänderung	116
4.11.2.	Dynamischer E-Modul	119
4.11.3.	Festigkeit	125
4.11.3.1.	<i>Druckfestigkeit</i>	<i>125</i>
4.11.3.2.	<i>Biegezugfestigkeit.....</i>	<i>130</i>
4.11.4.	Phasenbildung mit Röntgenbeugungsanalyse	135
4.11.4.1.	<i>Messungen nach 28 d</i>	<i>135</i>
4.11.4.2.	<i>Messungen nach 360 d</i>	<i>137</i>
5.	Zusammenfassung, Schlussfolgerungen und Ausblick.....	141
6.	Literatur	145
A1	Röntgenbeugungsanalyse an Proben der Festigkeitsuntersuchungen	154
A1.1	Röntgenbeugungsdiagramme im wirksamen Alter von 3 d.....	154
A1.1.1	<i>Einfluss der Festigkeitsklasse auf die Phasenbildung.....</i>	<i>154</i>
A1.1.2	<i>Einfluss des SVB-Typs auf die Phasenbildung.....</i>	<i>157</i>
A1.2	Röntgenbeugungsdiagramme nach 28 d	160
A1.2.1	<i>Einfluss der Festigkeitsklasse auf die Phasenbildung.....</i>	<i>160</i>
A1.2.2	<i>Einfluss des SVB-Typs auf die Phasenbildung.....</i>	<i>163</i>

A1.3	Röntgenbeugungsdiagramme im Alter von 9 Monaten	166
A1.3.1	<i>Festigkeitsklasse C20/25</i>	166
A1.3.2	<i>Festigkeitsklasse C70/85</i>	167
A2	Einzelmessergebnisse der Dauerhaftigkeitsuntersuchungen	168
A2.1	Röntgenbeugungsanalyse im Alter von 28 d.....	168
A2.2	Röntgenbeugungsanalyse im Alter von 360 d.....	173
A2.3	Messungen des dyn. E-Moduls bei $T_{\max} = 60 \text{ }^{\circ}\text{C}$	178
A2.4	Messungen des dyn. E-Moduls bei $T_{\max} = 80 \text{ }^{\circ}\text{C}$	178
A2.5	Messungen der Längenänderung bei $T_{\max} = 60 \text{ }^{\circ}\text{C}$	180
A2.6	Messungen der Längenänderung bei $T_{\max} = 80 \text{ }^{\circ}\text{C}$	180
A3	Bilder zum Sedimentationsverhalten	182

Formel- und Abkürzungsverzeichnis

Abkürzungen der Silikatchemie

A	Al_2O_3
C	CaO
S	SiO_2
F	Fe_2O_3
H	H_2O
$\bar{\text{S}}$	SO_3
C-A-H	Calciumaluminathydrat
C-S-H	Calciumsilikathydrat

Verwendete Formelzeichen und Abkürzungen

	<u>Einheit</u>	<u>Bedeutung</u>
A	[1/s]	Frequenzfaktor
a	[mm]	Risslänge
a_{FB}	[Vol.-%]	Luftporen im Frischbeton
AFm	[-]	eisenhaltige Form des Monosulfats
AFt	[-]	eisenhaltige Form des Ettringits
β	[-]	Gewichtungsfaktor
β_{BZ}	[N/mm ²]	Biegezugfestigkeit
β_{BZ28nwb}	[N/mm ²]	Biegezugfestigkeit der nicht wärmebehandelten Probe nach 28d
β_{cnorm}	[N/mm ²]	Druckfestigkeit nach Normlagerung
β_{crel}	[-]	relative Druckfestigkeit
β_{c28nwb}	[N/mm ²]	Druckfestigkeit der nicht wärmebehandelten Probe nach 28d
β_{cwb}	[N/mm ²]	Druckfestigkeit nach der Wärmebehandlung
β_{C}	[N/mm ²]	Druckfestigkeit mit Luftporen
β_{C0}	[N/mm ²]	Druckfestigkeit ohne Luftporen
C	[-]	zementspezifischer Kennwert
C_{B}	[-]	dimensionsloser Faktor zur Bestimmung von dyn. E
c(OH ⁻)	[mol/l]	Hydroxidionenkonzentration
ΔG	[kJ/mol]	freie Reaktionsenthalpie
ΔR_{g}	[°Ch]	gewichteter Reifezuwachs je Stunde
Δt	[h]	Zeitintervall

DEF	[-]	verspätete Ettringitbildung (Delayed ettringite formation)
D(T)	[Pa]	Druck
dyn. E	[N/mm ²]	dynamischer E-Modul
dyn. E ₀	[N/mm ²]	dynamischer E-Modul nach einem Tag
E _a	[J/mol]	Aktivierungsenergie
EDX-Analyse	[-]	Energiedispersive Röntgenanalyse
ESEM	[-]	Environmental scanning electron microscope
f	[kg/m ³]	Gehalt an Steinkohleflugasche
f _B	[MHz]	Eigenfrequenz einer Schwingung
f _{cm}	[N/mm ²]	mittlere Zylinderdruckfestigkeit nach 28d
f _{cm} (t)	[N/mm ²]	mittlere Zylinderdruckfestigkeit nach t Tagen
γ _B	[-]	Materialparameter
γ _{HG}	[N/mm ²]	Oberflächenspannung von Quecksilber
k	[1/s]	Reaktionsgeschwindigkeit
K _t	[-]	Spannungsintensitätsfaktor
l	[mm]	Länge
n.e.	[-]	nicht ermittelt
φ	[-]	Gewichtungsfaktor
p	[Vol.-%]	Luftporengehalt
p ₁	[Vol.-%]	Anteil Mikrokapillarporen
p ₂	[Vol.-%]	Anteil Mesokapillarporen
p ₃	[Vol.-%]	Anteil Makrokapillarporen
p _{abs}	[Vol.-%]	Gesamtporenvolumen
pH	[-]	negativer dekadischer Logarithmus der Wasserstoffionenkonzentration
pOH	[-]	negativer dekadischer Logarithmus der Hydroxidionenkonzentration
PCE	[-]	Polycarboxylatether
p _Q	[bar]	Absolutdruck
ξ	[-]	Gewichtungsfaktor
ρ _{mp}	[g/cm ³]	Dichte der Proben mit Porenraum (Rohdichte)
ρ _{op}	[g/cm ³]	Dichte der Proben ohne Porenraum (Reindichte)
ρ _R	[kg/m ³]	Rohdichte
r	[nm]	Porenradius
r _t	[mm]	Krümmungsradius der Rissspitze

R	[J/molK]	allgemeine Gaskonstante
R _g	[°Ch]	gewichtete Reife
s	[-]	zementspezifischer Beiwert
s _m	[N/mm ²]	Spannung an der Rissspitze
s ₀	[N/mm ²]	Zugspannung
t _T	[h]	wirksames Betonalter
θ	[°]	Glanzwinkel
2θ	[°]	Beugungswinkel
θ _{HG}	[°]	Benetzungswinkel Quecksilber
t ₁	[d]	Bezugsalter 1d
T	[°C]	Temperatur
T _{abs}	[K]	absolute Temperatur
T _i	[°C]	mittlere Erhärtungstemperatur
w/z	[-]	Wasser-Zementwert
(w/z) _{eq}	[-]	äquivalenter Wasser-Zementwert
XRD	[-]	Röntgenbeugungsanalyse (X-ray diffraction)
z	[kg/m ³]	Zementgehalt

1. Einleitung und Zielsetzung

Der Selbstverdichtende Beton (SVB) stellt im wesentlichen eine Weiterentwicklung normaler Rüttelbetone mit fließfähiger Konsistenz dar. Die Vorgabe bei dieser Weiterentwicklung war, auf ein Rütteln des Betons in der Schalung vollständig verzichten zu können. Dieses Ziel wurde erreicht, als neuartige, besonders wirksame Fließmittel erfunden wurden. Um ein stabiles Verhalten der SVB zu erreichen, genügt es jedoch nicht, nur ein hochwirksames Fließmittel zuzugeben. Es müssen zusätzliche Maßnahmen wie z.B. ein hoher Mehlkorngelalt oder die Verwendung stabilisierender Zusätze ergriffen werden. In den 80iger Jahren des 20. Jahrhunderts wurden in Japan erstmals stabile Selbstverdichtende Betone vorgestellt. Mittlerweile ist diese Technologie weit verbreitet und wird auch zunehmend in Deutschland eingesetzt. Dies lässt sich auch daran ablesen, dass der Deutsche Ausschuss für Stahlbeton (DAfStb) mittlerweile eine Richtlinie Selbstverdichtender Beton [2] herausgegeben hat die seit dem 01.01.2005 bauaufsichtlich eingeführt ist. Die Vorteile von SVB liegen neben dem Wegfall der Verdichtungsarbeit auch in der hervorragenden Sichtbetonqualität und der möglichen Herstellung von fehlerstellenfreien, komplexen geometrischen sowie hochbewehrten Bauteilen, wie sie mit herkömmlichem Rüttelbeton nur sehr schwer oder gar nicht möglich wären. Neben den vielen Vorteilen von SVB sind auch Nachteile bei dieser neuen Art des Betons vorhanden. So reagiert SVB hinsichtlich der rheologischen Eigenschaften sehr empfindlich auf Witterungseinflüsse wie zum Beispiel unterschiedliche Temperaturen beim Einbau des Betons und geringe Schwankungen in der Betonzusammensetzung. Dadurch eignet sich dieser Beton vor allem für den Einsatz in der Fertigteilindustrie, da die Produktion in Hallen vorgenommen wird und somit der Einfluss der Witterung nur gering ist.

Eine Besonderheit in der Fertigteilindustrie stellt die Wärmebehandlung der verwendeten Betone dar. Das Ziel ist dabei, durch die gezielte Zufuhr von Wärme die Festigkeitsentwicklung der Betone zu beschleunigen und somit eine wirtschaftlichere Auslastung der Produktionsmittel zu gewährleisten. Da durch eine unsachgemäße Wärmebehandlung die Dauerhaftigkeit der Betone beeinträchtigt wird, wurde vom DAfStb eine Richtlinie zur Wärmebehandlung von Beton [3] entwickelt, die sicherstellen soll, dass durch die Wärmebehandlung keine Dauerhaftigkeitsprobleme auftreten. Während in den letzten Jahren das Verhalten von nicht wärmebehandelten SVB eingehend untersucht wurde, ist die Wärmebehandlung von SVB bisher noch nicht Thema wissenschaftlicher Untersuchungen gewesen.

In dieser Arbeit soll der Einfluss einer Wärmebehandlung im Rahmen der Grenzen der Richtlinie des DAfStb [3] auf die mechanischen Eigenschaften und die Dauerhaftigkeit von SVB untersucht werden. Dabei stellt sich auch besonders die Frage, wie die neuen hochwirksamen Fließmittel allein, bzw. in Kombination mit stabilisierenden Zusätzen, auf die erhöhten Temperaturen reagieren.

2. Stand des Wissens

2.1. Selbstverdichtender Beton (SVB)

2.1.1. Definition

Bei Selbstverdichtendem Beton (SVB) handelt es sich infolge seiner Frischbetoneigenschaften um einen Hochleistungsbeton. Er besitzt eine fließfähige Konsistenz, entlüftet und verdichtet sich vollständig ohne Zufuhr von äußerer Rüttelenergie, und füllt die Schalung vollständig aus. Die Zusammensetzung ist so zu wählen, dass ein Entmischen, Bluten und Sedimentieren nicht auftritt [4].

2.1.2. Arten und Zusammensetzungen von SVB

Um die besonderen Eigenschaften, über die ein SVB verfügen soll, zu erreichen, ist der Einsatz von hochwirksamen Fließmitteln, die sowohl sterisch, als auch elektrostatisch wirken, notwendig. Zusätzlich muss eine tragfähige Mehlkornsuspension geschaffen werden, in der die Grobzuschläge fließen können, ohne dass diese sich während des Fließvorganges oder im Anschluss an diesen absetzen. Diese Forderung führt zu drei Konzepten zur Herstellung stabiler SVB-Mischungen:

- Erhöhung des Mehlkornanteils in der Mischung (Mehlkorntyp bzw. Powder type)
- Zugabe geeigneter stabilisierender Zusätze ohne wesentliche Erhöhung des Mehlkorngehaltes gegenüber normalen Rüttelbetonen (Stabilisierertyp bzw. Viscosity-agent type)
- Eine Kombination aus der Zugabe stabilisierender Zusätze und der Erhöhung des Mehlkorngehaltes (Kombinationstyp bzw. Combination type)

2.1.3. Besondere Prüfverfahren für SVB

Eine ausführliche Übersicht über die Prüfverfahren bezüglich der rheologischen Eigenschaften von SVB ist in [4] zu finden. In diesem Kapitel werden nur die in dieser Arbeit verwendeten Prüfverfahren näher erläutert.

2.1.3.1. *Fließfähigkeit*

Die Fließfähigkeit von SVB wird mit Hilfe des Setzfließversuches ermittelt. Dazu wird ein genormter Kegelstumpf (Setztrichter) auf eine ausreichend große, mattfeuchte und waagrechte Arbeitsplatte gestellt und vollständig mit SVB gefüllt. Anschließend wird der Kegelstumpf senkrecht nach oben abgezogen. Der SVB fließt nun unter Einwirkung der Schwerkraft. Nachdem der Fließvorgang abgeschlossen ist, wird der mittlere Durchmesser des Ausbreitkuchens ermittelt. Dieser mittlere Durchmesser sollte zwischen 680 mm und 780 mm betragen.

Die Abmessungen des verwendeten Setztrichters sind in Bild 2-1 dargestellt.

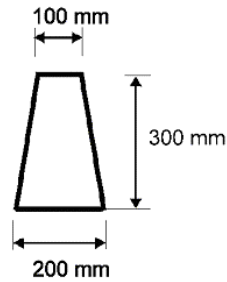


Bild 2-1: Abmessungen des Setztrichters zur Bestimmung des Setzfließmaßes [2]



Bild 2-2: Durchführung des Setzfließversuches

2.1.3.2. Viskosität

Als Maß für die Viskosität des SVB wird die so genannte Trichterauslaufzeit bestimmt. Dazu wird ein Trichter mit den in Bild 2-3 genannten Abmessungen mit SVB vollständig gefüllt. Anschließend wird die Verschlussklappe an der Trichterunterseite geöffnet und die Zeit gemessen, bis der Beton vollständig aus dem Trichter geflossen ist. Dabei gilt, dass die Viskosität um so geringer ist, je niedriger die Trichterauslaufzeit ist. Für robuste SVB hat sich eine Trichterauslaufzeit zwischen 8s und 15s bewährt.

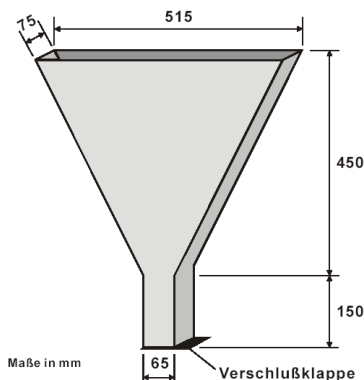


Bild 2-3: Trichter zur Bestimmung der Trichterauslaufzeit von SVB [2]



Bild 2-4: Durchführung des Trichterauslaufversuches

Zusätzlich kann die Viskosität des Betons auch bei der Durchführung des Setzfließversuches ermittelt werden. Dazu wird die Zeit gemessen, die der Beton vom Abziehen des Setztrichters bis zum Erreichen der kreisförmigen Markierung mit einem Durchmesser von 500 mm auf der Setzfließplatte benötigt. Diese Zeit wird als t_{500} -Zeit bezeichnet. Analog zur Trichterauslaufzeit nimmt auch hier mit zunehmender t_{500} -Zeit die Viskosität des Betons zu.

2.1.3.3. Blockierneigung

Die Blockierneigung des SVB wird mit dem so genannten Blockierring geprüft. Dabei handelt es sich um einen Metallring, an dem abhängig von dem Größtkorn des zu prüfenden SVB (siehe Bild 2-5) eine bestimmte Anzahl von Metallstäben mit einem Durchmesser von 18 mm angebracht sind, die die Bewehrung in einem Bauteil simulieren sollen. Der Blockierring wird mittig auf die Setzfließplatte gestellt, in diesen wiederum zentrisch der Setztrichter. Anschließend wird der Trichter mit SVB gefüllt und senkrecht nach oben abgezogen. Der SVB fließt nun wiederum infolge der Schwerkraft und muss sich um die Bewehrungsstäbe herum aus-

breiten. Die Blockierneigung des Betons wird visuell anhand des Grobzuschlages innerhalb und außerhalb des Blockierringes beurteilt. Zusätzlich dürfen sich die orthogonal zueinander ermittelten Durchmesser des Ausbreitkuchens maximal um 30 mm unterscheiden. Der schematische Versuchsaufbau zur Bestimmung der Blockierneigung mit dem Blockierring ist in Bild 2-6 dargestellt.

	Größtkorn der Gesteinskörnung mm	Anzahl der Stäbe
	1	2
1	8 oder 11,4 mm	22
2	16 oder 22 mm	16
3	32 mm	10

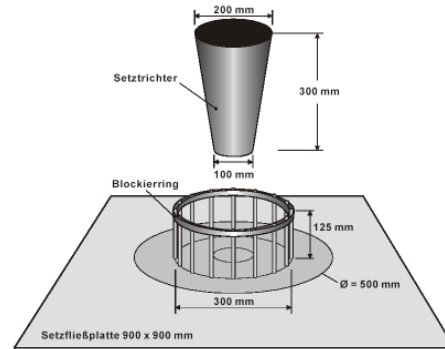


Bild 2-5: Anzahl der Stäbe des Blockierringes abhängig vom Größtkorn des SVB [2]

Bild 2-6: Schematischer Versuchsaufbau zur Untersuchung der Blockierneigung von SVB [2]

2.1.3.4. Sedimentationsneigung

Die Sedimentationsneigung, also die Neigung, ob sich die groben Zuschlagkörner des SVB nach dem Beenden des Füllvorganges der Schalung absetzen oder nicht, wurde visuell mit Hilfe der Probekörper für die Spaltzugfestigkeitsprüfung (Würfel mit einer Kantenlänge von 150 mm) bei einem wirksamen Alter der Betone von 3d beurteilt. Wenn bei den gespaltenen Probekörpern auch im obersten Bereich des Würfels Grobzuschläge vorhanden sind, liegt keine Sedimentationsneigung vor.

2.1.3.5. Blüten

Das Blüten des Betons (Absondern von Wasser) wurde ebenfalls bei der Durchführung des Setzfließversuches beurteilt. Dazu wurde der Ausbreitkuchen nicht unmittelbar nach dem Messen des mittleren Durchmessers entsorgt, sondern nach einer gewissen Zeit der äußere Rand des Ausbreitkuchens hinsichtlich einer Wasserabsonderung begutachtet.

2.1.4. Mischungsentwurf von SVB

Der Mischungsentwurf eines SVB ist auch heutzutage noch im wesentlichen ein empirischer Vorgang. Das erste Konzept für einen Mischungsentwurf wurde von Okamura vorgestellt [5]. Auch die in der Zwischenzeit vorgestellten Verfahren beruhen nach wie vor auf einer empirischen Basis. Auf eine Zusammenstellung und Beschreibung dieser Mischungskonzepte wird hier verzichtet, eine Übersicht ist in [1, 4] zu finden.

2.1.5. Eigenschaften von SVB im Vergleich zu Rüttelbetonen

Die Eigenschaften selbstverdichtender Betone im Vergleich zu Rüttelbetonen sind in [3, 6] ausführlich dargestellt. In diesem Kapitel soll nur kurz auf die wichtigsten Eigenschaften eingegangen werden.

- Die Druckfestigkeit von SVB entspricht der von Rüttelbetonen mit äquivalentem Zementgehalt und $(w/z)_{eq}$ -Wert.

- Der E-Modul von SVB liegt bei vergleichbarer Druckfestigkeit unterhalb der Werte von Rüttelbeton.
- Das Verhältnis Spaltzugfestigkeit zu Druckfestigkeit fällt bei SVB höher aus als bei vergleichbaren Rüttelbetonen. Als Ursache wird eine weniger gestörte Kontaktzone zwischen Zuschlag und Matrix angegeben [4]. In [6] wird jedoch von vergleichbaren Spaltzugfestigkeiten wie bei Normalbeton berichtet.
- Im Allgemeinen wird in der Literatur von einem erhöhten Schwinden des SVB gegenüber vergleichbaren Rüttelbetonen berichtet. Es gibt aber auch Untersuchungen, die ein vergleichbares Verhalten lieferten. Hierbei wird der negative Einfluss des erhöhten Mehlkorngehaltes durch eine bessere Partikelpackung wieder aufgehoben [6].
- Infolge des hohen Feinanteils und des geringen Grobzuschlaggehaltes ist mit erhöhten Kriechverformungen beim SVB zu rechnen.
- Die Permeabilität gegenüber dem Eindringen von Wasser liegt unterhalb derer von Normalbeton und liegt im Bereich von hochfesten Normalbetonen. Bei vergleichbarer Festigkeitsklasse verfügt SVB über eine geringere kapillare Wasseraufnahme als Rüttelbetone [129].
- Die Carbonatisierung schreitet bei SVB infolge der sehr dichten Porenstruktur langsamer fort als bei Normalbeton.
- Die genannten Abweichungen liegen innerhalb der bekannten Streuungen von Rüttelbeton.

2.2. Wärmebehandlung von Beton

2.2.1. Ziel der Wärmebehandlung von Beton

Mit Hilfe der Wärmebehandlung soll die Hydratation des Bindemittelgemisches des Betons beschleunigt werden, so dass möglichst schnell ausreichende Festigkeiten erreicht werden, um den Beton weiterverarbeiten zu können. Die beschleunigte Betonerhärtung erfolgt dabei unter chemischer und physikalischer Beeinflussung des Hydratationsvorganges [7].

2.2.2. Einfluss der Temperatur auf die Hydratation von Beton

Bei der Hydratation von Zement handelt es sich um einen exothermen Prozess, der durch die Zuführung von Wärme beschleunigt werden kann. Nach [7] kann infolge von Diffusionsprozessen die Hydratation in 3 Perioden eingeteilt werden. In der ersten, sehr kurzen Periode bilden sich aus der übersättigten Lösung sofort Hydratationsprodukte und es entstehen Hüllen aus diesen Hydratationsprodukten um die Zementkörner. Der weitere Ablauf bzw. die Geschwindigkeit der ablaufenden Reaktion ist abhängig von der Diffusionsgeschwindigkeit des Wassers durch die Hülle zu den Zementkörnern und der gebildeten Ionen von den unhydratisierten Körnern nach außen. In der zweiten Periode weisen diese Umhüllungen noch eine vergleichsweise hohe Durchlässigkeit auf, demzufolge ist auch die Hydratationsgeschwindigkeit noch relativ hoch. Die dritte Periode zeichnet sich durch eine sprunghaft verringerte Hydratationsgeschwindigkeit aus, die auf eine deutlich verringerte Durchlässigkeit zurückzuführen ist. Diese 3 Abschnitte wurden auch bei der Hydratation während einer Wärmebehandlung entdeckt. Während der ersten Periode lässt sich die Reaktionsgeschwindigkeit durch eine Erwärmung um 10 K nach der Regel von van't Hoff um 100-200 % erhöhen. In der zweiten

Periode führt dieselbe Erwärmung noch zu einer Erhöhung von 20 % und in der dritten nur noch zu einer Steigerung um 4 %. Daraus lässt sich schließen, dass eine Wärmebehandlung über die zweite Periode der Hydratation hinaus lediglich zu einer geringen Beschleunigung der Hydratation führt. Analog zur Hydratationsgeschwindigkeit wird auch die Festigkeitsentwicklung durch eine Temperaturerhöhung beschleunigt. Auch hierbei können drei Phasen unterschiedlicher Festigkeitssteigerung beobachtet werden. In der ersten Periode entwickelt sich nur eine unbedeutende Festigkeit, während in der zweiten Periode eine intensive Festigkeitsentwicklung festzustellen ist. Im dritten Abschnitt ist dann wiederum eine starke Abschwächung der Festigkeitszunahme zu verzeichnen.

Ein allgemeiner Zusammenhang zwischen der Temperatur und der Reaktionsgeschwindigkeit wurde von Arrhenius formuliert (siehe Gleichung (1)).

$$k = A \cdot e^{\left(\frac{-E_a}{RT_{abs}}\right)} \quad (1)$$

mit:

- k = Reaktionsgeschwindigkeit [s^{-1}]
- A = Frequenzfaktor [s^{-1}]
- E_a = Aktivierungsenergie [J/mol]
- R = allgemeine Gaskonstante = 8,314 [J/(mol K)]
- T_{abs} = absolute Temperatur [K]

Die Aktivierungsenergie E_a ist die Mindestenergie, die für eine Reaktion der beteiligten Stoffe notwendig ist. Die reagierenden Atome oder Moleküle können diese Aktivierungsenergie durch Erwärmen, durch Strahlungsenergie oder durch Energieaustausch beim Zusammenstoß von Teilchen zugeführt bekommen. Die an der Reaktion beteiligten Teilchen verfügen bei einer bestimmten Temperatur durch zahlreiche Stöße untereinander über ständig wechselnde Geschwindigkeiten und Richtungen und somit über unterschiedliche kinetische Energien. In einem Gasvolumen ist die Geschwindigkeit der vorhandenen Teilchen in einer bestimmten Weise verteilt (Maxwell-Boltzmannsche-Geschwindigkeitsverteilung). Die meisten Teilchen verfügen über eine mittlere kinetische Energie, nur wenige haben eine Energie, die größer als die Aktivierungsenergie ist. Wird die Temperatur im System vergrößert, wird die durchschnittliche kinetische Energie vergrößert und auch die Anzahl der Teilchen mit einer Energie, die größer als die Aktivierungsenergie ist, nimmt zu. Dadurch sind mehr Teilchen in der Lage, an der Reaktion teilzunehmen und die Reaktionsgeschwindigkeit nimmt somit zu.

Bei Untersuchungen in [124] wurde festgestellt, dass die Aktivierungsenergie bei zementösen Materialien von der Zusammensetzung der Zemente, der Zementfeinheit und auch von der Zugabe von mineralischen Zusätzen abhängt. Zur Berücksichtigung der Zusammensetzung der Zemente und der Betonmischung auf die Aktivierungsenergie wurde auch eine Formel präsentiert. Des weiteren wird empfohlen, unterschiedliche Aktivierungsenergien zu verwenden, je nachdem ob mechanische Eigenschaften oder der Hydratationsgrad der untersuchten Mischungen ermittelt werden soll.

Untersuchungen in [8, 9] an zwei mexikanischen Portlandzementen haben gezeigt, dass die Klinkerphasen unterschiedlich auf erhöhte Temperaturen bei der Hydratation reagieren. Die Proben wurden nach 24h entformt und anschließend dauerhaft in Wasserbädern bei verschiedenen Temperaturen gelagert. Eine erhöhte Temperatur während der frühen Hydratationsphase beschleunigt die Reaktion der einzelnen Klinkerphasen in unterschiedlicher Weise. Bei

gleicher Temperatur nimmt die Reaktivität in folgender Reihenfolge ab: C₃A, C₃S, C₂S, C₄AF. Des Weiteren war beim Alit und der ferritischen Phase eine Temperaturinversion zu beobachten. Bei diesen beiden Klinkerphasen wurde bei der höchsten Temperatur der niedrigste Hydratationsgrad festgestellt. Die Zugabe von Hüttensand oder Flugasche beschleunigte die Hydratation des C₃S (Alit), wobei die Hüttensand zu besseren Ergebnissen führte. Ein anderes Verhalten konnte beim C₂S (Belit) bei Zugabe von Flugasche beobachtet werden. Bei 40 °C, bzw. 60 °C wurde die Hydratation dieser Phase durch die Anwesenheit der Flugasche verzögert, während bei geringeren Temperaturen die Reaktion etwas beschleunigt wurde. Auch die Reaktion des C₃A wird bei Anwesenheit von Flugasche beschleunigt und war bei allen Behandlungstemperaturen nach 14 d vollständig verbraucht. Des Weiteren wurde nachgewiesen, dass die puzzolanische Reaktion durch die erhöhten Temperaturen beschleunigt wird.

2.2.3. Berechnung der Reife von Beton

2.2.3.1. Methode nach de Vree (CEMIJ – Methode)

Die Entwicklung der Betonfestigkeit ist abhängig von der Erhärtungstemperatur. Mit zunehmender Erhärtungstemperatur steigt auch die Frühfestigkeit des Betons an. Die ersten Ansätze einer zahlenmäßigen Beschreibung dieses Sachverhaltes wurde in den 50-iger Jahren des 20. Jahrhunderts von Saul durchgeführt [10]. Er definierte das Produkt aus Zeit und Erhärtungstemperatur ab –10 °C als Reife. Allerdings wurden bei diesem Ansatz sehr starke Vereinfachungen bei der Abhängigkeit von Temperatur und Druckfestigkeit gemacht, so dass dieses Verfahren kaum angewendet wurde. Zu den Vereinfachungen zählte auch, dass keine Unterscheidung zwischen den unterschiedlichen Zementarten vorgenommen wurde. Um die unterschiedliche Temperaturempfindlichkeit bei der Reifeberechnung berücksichtigen zu können, wird bei der Methode nach de Vree ein zementspezifischer Faktor C eingeführt. Die Berechnung des gewichteten Reifezuwachses je Stunde erfolgt dann mit der folgenden Formel (Gleichung 2) [11, 12, 13, 133]:

$$\Delta R_g = \frac{10 \cdot [C^{(0,1T_i - 1,245)} - C^{-2,245}]}{\ln C} \quad (2)$$

mit:

ΔR_g = gewichteter Reifezuwachs

T_i = mittlere Erhärtungstemperatur des Betons im betrachteten Zeitraum [°C]

C = zementspezifischer Kennwert [-]

Um die gesamte gewichtete Reife eines Betons bei einem bestimmten Temperaturverlauf zu bestimmen, werden die einzelnen Reifezuwächse pro Stunde mit folgender Gleichung (3) aufsummiert:

$$R_g = \sum \Delta R_g \cdot \Delta t_i \quad [^\circ\text{Ch}] \quad (3)$$

mit:

ΔR_g = gewichteter Reifezuwachs

Δt_i = betrachtetes Zeitintervall, hier 1 Stunde [h]

Der zementspezifische Kennwert C hängt von der Zementzusammensetzung ab und muss experimentell bestimmt werden [14]. Dazu wird bei bestimmten Temperaturen die Druckfestigkeitsentwicklung an 200 mm Würfeln ermittelt und für angenommene C-Werte die berechnete gewichtete Reife in einem Diagramm gegenübergestellt. Der für den Zement maßgebende C-Wert ist der, für den die ermittelten Kurven in dem Diagramm möglichst nahe beieinander liegen. Anhand des Gehaltes an Portlandzementklinker kann der C-Wert nach Tabelle 1 abgeschätzt werden.

Tabelle 1: C-Werte von Zementen abhängig vom Gehalt an Portlandzementklinker [14]

Gehalt an Portlandzementklinker [M.-%]	C - Wert
> 65	1,3
50 - 64	1,4
35 - 49	1,5
20 - 34	1,6

2.2.3.2. Wirksames Betonalter

Als Alternative zur Reife kann auch das wirksame Betonalter t_T herangezogen werden [12]. Bei einer Abweichung der Erhärtungstemperatur von 20 °C entspricht das wirksame Betonalter dem Zeitintervall, nach dem der Beton bei der entsprechenden Temperatur dieselbe Reife erreicht hat, wie bei einer Lagerung von 20 °C. Die entsprechende Formel (siehe Gleichung (4)) baut auf der Reifeformel von Saul auf.

$$t_T = \frac{\sum (T_i + 10) \Delta t_i}{30} \quad (4)$$

mit:

T_i = Erhärtungstemperatur des Betons [°C]

Δt_i = zu T_i gehörendes Zeitintervall [h]

2.2.4. Wärmebehandlungsverfahren

Für die Wärmebehandlung von Beton stehen verschiedene Verfahren zur Verfügung. Eine Übersicht über die gängigsten Methoden ist in [7, 15, 16, 17] zu finden. Hier soll nur die bei den Versuchen verwendete Methode der Heißluftbehandlung näher beschrieben werden.

Das Erwärmen der Umgebungsluft bzw. die Zuführung von heißer Luft entspricht weitgehend dem Verfahren der Dampfbehandlung. Da bei dieser Methode die Gefahr der Austrocknung des Betons besonders hoch ist, muss eine hohe Luftfeuchte im Behandlungsraum gewährleistet sein. Bei diesem Verfahren lässt sich der Vorteil einer geringen Feuchtwanderung im Bauteil durch eine Steuerung der Luftfeuchte beim Aufwärmen voll ausnutzen. Die Wärmeübertragung erfolgt hierbei hauptsächlich durch Konvektion. Um die Wärmeübertragung optimal zu gestalten, muss im Behandlungsraum für eine ausreichende Bewegungsgeschwindigkeit des Übertragungsmediums (Luft) gesorgt werden. Die rel. Luftfeuchte soll bei diesem Verfahren beim Aufwärmen 40-60 % und in der Durchwärm- und Abkühlphase möglichst 90-100 % betragen. Durch die Begrenzung der relativen Luftfeuchte beim Aufwärmen entsteht durch das einsetzende Austrocknen ein Unterdruck im Beton, der bei normalen Temperaturen bis zu 0,1 N/mm² betragen kann. Dieser Unterdruck entsteht durch Flüssigkeitsbrücken zwischen den Feststoffteilchen, in denen das Wasser mit zunehmender Krümmung der Oberflä-

che einem steigenden Unterdruck ausgesetzt ist und eine anziehende Kraft auf die Teilchen ausübt [7]. Dieser Unterdruck, der bei Frischbeton zum Kapillarschwinden führen kann, ist bei der Wärmebehandlung erwünscht, da er der Temperaturdehnung entgegenwirkt. Im Anschluss an die Wärmebehandlung sollte in jedem Fall eine mehrtägige Feuchtnachbehandlung erfolgen, da sonst ein Festigkeitsverlust nicht zu vermeiden ist. Die Befeuchtung der Heißluft kann durch Versprühen von Wasser oder durch Zuführung von Sattdampf erfolgen. Bei einem hohen Füllungsgrad einer dicht schließenden Wärmebehandlungseinrichtung, in der der freie Raum möglichst gering gehalten wird, stellt sich durch eine teilweise Verdunstung des Anmachwassers von selbst eine hohe relative Luftfeuchte ein, durch die ein weiterer Wasserverlust vermieden wird. Allerdings kann ein Wasserverlust nicht vollständig verhindert werden. Es ist jedoch möglich, durch Aufsprühen eines Nachbehandlungsmittels auf die Betonoberfläche vor der Wärmebehandlung und eine anschließende Feuchtlagerung die Festigkeitswerte einer Normallagerung zu erreichen.

2.2.5. Eigenschaften wärmebehandelter Rüttelbetone

In diesem Kapitel soll ein kurzer Überblick über die Eigenschaften wärmebehandelter Betone gegeben werden. Dabei werden die Eigenschaften, die auch in dieser Arbeit untersucht wurden, näher beschrieben. Weitere Angaben zu Eigenschaften wärmebehandelter Betone, die hier nicht explizit geprüft wurden, sind in [7, 12, 18, 19, 20, 21, 22] zu finden. Die in diesem Kapitel dargestellten Eigenschaften beziehen sich ausschließlich auf wärmebehandelte Rüttelbetone. Forschungsergebnisse zu wärmebehandelten SVB sind noch nicht bekannt.

2.2.5.1. Frühfestigkeit

Die Frühfestigkeit wärmebehandelter Betone ist deutlich höher (bis zu 20 %) als die von Betonen bei Normallagerung (siehe Bild 2-7). Die Frühfestigkeit nimmt dabei mit der Temperatur zu [16, 23]. Dabei muss jedoch beachtet werden, dass in der Regel der Vergleich bei gleichem tatsächlichen Alter durchgeführt wird, und somit die Reife der Betone nicht identisch ist.

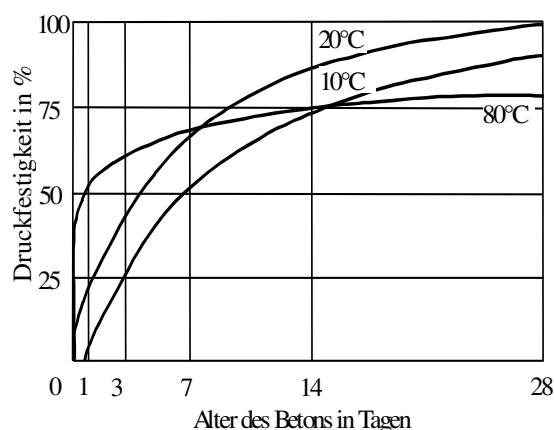


Bild 2-7: Einfluss der Temperatur auf die Betonfestigkeit über einen Zeitraum von 28d bei ständiger Lagerung mit der entsprechenden Temperatur [16]

Neben der Behandlungstemperatur spielt nach [24] auch der Umschließungsgrad der Proben eine entscheidende Rolle bei den erreichbaren Festigkeiten durch eine Wärmebehandlung. Ein hoher Umschließungsgrad wirkt sich positiv auf die Festigkeiten nach einer Wärmebehandlung aus. Bei den Untersuchungen in [24] wurde ein Rückgang der Druckfestigkeit nach der Wärmebehandlung um 40 % bei einer Probe festgestellt, die entformt wärmebehandelt wurde im Vergleich zu einer gleich zusammengesetzten Probe, die in der Form wärmebehandelt

wurde. Die Wärmebehandlung erfolgte dabei ohne Vorlagerung bei einer Temperatur von 80 °C. Die Aufheizrate betrug 60 °C/h und die maximale Temperatur von 80 °C wurde über 4 h konstant gehalten. Die Abkühlrate betrug ebenfalls 60 °C/h. Bei einer milden Wärmebehandlung (Vorlagerung bei 30 °C über 3 h, Aufheiz- und Abkühlrate von 20 °C/h und max. Temperatur von 65 °C über 2 h) betrug die Festigkeitseinbuße lediglich 12 %.

2.2.5.2. Druckfestigkeit

Der Einfluss der Wärmebehandlung auf die Endfestigkeiten von Betonen kann gravierend ausfallen. In [12, 19, 20] wird von einer bis zu 45 % geringeren 28 d-Druckfestigkeit gegenüber gleich zusammengesetzten, aber normal nachbehandelten Betonen berichtet (siehe Bild 2-8). Die Vorlagerungsdauer bei den Proben in Bild 2-8 betrug 0,5 h. Anschließend wurden die Proben in den vorgeheizten Wärmeschrank gebracht und entsprechend lange bei 50 °C bzw. 80 °C behandelt. Nach der Wärmebehandlung wurden die Proben bis zur Prüfung bei 20 °C und einer rel. Luftfeuchtigkeit von ca. 50 % gelagert. Die Verringerung der Druckfestigkeit ist von der Behandlungsdauer und der Behandlungstemperatur abhängig.

Bei weiter gehenden Untersuchungen in [19] wurden Betone je 3 h bei 50 °C bzw. bei 80 °C wärmebehandelt und anschließend bis zur Prüfung nach 28 d unterschiedlich gelagert. Von entscheidender Bedeutung für die Entwicklung der Festigkeit ist der Wasserhaushalt des Betons. Dies gilt auch für wärmebehandelte Betone. Eine kurze, aber intensive Nachbehandlung mit Wasser kann die Festigkeit deutlich verbessern und einen Teil des negativen Einflusses aus der Wärmebehandlung wieder kompensieren. Die Betone in dieser Untersuchung, die nach der Wärmebehandlung 7 d feucht und weitere 21 d an der Luft (bei 20 °C) gelagert wurden, erreichten 97 % (bei 50 °C max. Temperatur) und 87 % (bei 80 °C) der Druckfestigkeit bei Normlagerung. Demgegenüber erreichten die Betone, die nach der Wärmebehandlung bis zur Prüfung an der Luft gelagert wurden, nur 57 % (bei 50 °C) und 66 % (bei 80 °C) der Druckfestigkeit gegenüber den normgelagerten Betonen.

Auch hinsichtlich der Nacherhärtung ist der Wasserhaushalt bedeutend. Betone, die im Anschluss an die Wärmebehandlung mit ausreichend Wasser nachbehandelt wurden, zeigten eine deutliche Nacherhärtung, während Betone, die anschließend an Luft gelagert wurden, kaum noch eine Festigkeitszunahme aufwiesen. Auch in [23] wird von einer geringeren Festigkeit der untersuchten Zementleime bei höherem Alter nach einer Wärmebehandlung berichtet.

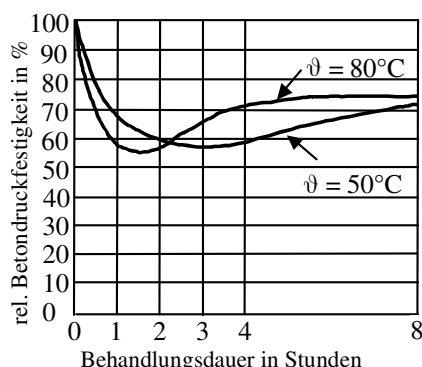


Bild 2-8: Rel. Betondruckfestigkeit kurzzeitwärmehandelter Betone bezogen auf die Druckfestigkeit nach 28 d bei Normlagerung nach DIN 1048 [19, 20]

In [25] wurden die Eigenschaften von Betonen mit Frischbetontemperaturen von 20 °C und 50 °C untersucht. Dabei zeigte der Beton, der mit 50 °C behandelt wurde, eine um 16 % reduzierte 28d-Druckfestigkeit (versiegelte Lagerung bei 20 °C bis 28 d) im Vergleich zu dem Beton mit einer Frischbetontemperatur von 20 °C. Die Ursache liegt in einer Schwächung der Übergangszone zwischen Zuschlag und Matrix.

In [26] wird von einer bis zu 20 % geringeren Festigkeit der untersuchten wärmebehandelten Betone im Alter von 28 d berichtet. Die Abweichungen zur Normallagerung waren von der verwendeten Zementsorte abhängig und fielen z.T. nur sehr gering aus. Bei einem Zement konnte nach 28 d sogar eine Festigkeitssteigerung beobachtet werden. Im gesamten Mittel der Untersuchungen erreichten die wärmebehandelten Betone allerdings nur 90 % der Festigkeit bei Normallagerung. Für eine Wärmebehandlung waren besonders die gröber gemahlene Zemente mit einem hohen Anteil an C_2S und geringem Gehalt an C_3A sowie der Hochofenzement geeignet. Die Wärmebehandlung erfolgte bei diesen Betonen mit 60 °C und 80 °C über einen Zeitraum von 16 h. Die Vorlagerung wurde bei 16 °C über 2h durchgeführt. Anschließend lagerten die Proben bis zur Prüfung unter Wasser bei 20 °C.

Im DBV-Sachstandsbericht [18] wird, ohne Zahlenwerte anzugeben, eine Verminderung der 28 d-Festigkeit gegenüber Normallagerung beschrieben. Die Veränderung ist abhängig von der Art der Wärmebehandlung (scharf bis mild) und der Vorlagerungsdauer.

2.2.5.3. *Zugfestigkeit*

Bei einer Gegenüberstellung der Spaltzugfestigkeit und der Druckfestigkeit wärmebehandelter und nicht wärmebehandelter Betone zeigt sich, dass bei gleicher Druckfestigkeit die mit Wärme behandelten Betone etwas niedrigere Spaltzugfestigkeiten als die normal behandelten Betone aufweisen. Hinsichtlich der Verwendung für die Praxis wird dabei in [19] empfohlen, sicherheitshalber eine höhere Druckfestigkeit anzupeilen, wenn ein bestimmter Wert der Zugfestigkeit nach der Wärmebehandlung erreicht werden soll. Gefügelockerungen und frühzeitiges Austrocknen kann die Zugfestigkeit herabsetzen. Grundsätzlich wird die Zugfestigkeit von Rüttelbeton durch ein unsachgemäßes Wärmebehandlungsverfahren stärker beeinflusst als die Druckfestigkeit. Der Vorlagerungszeit und der Einhaltung bestimmter Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeiten kommt hier eine besonders wichtige Bedeutung zu.

2.2.5.4. *Verformungsverhalten*

In der Literatur sind Angaben zu finden, nach denen der E-Modul von warmbehandelten Betonen im Vergleich zu normal nachbehandelten Betonen gleicher Druckfestigkeit niedriger sein können. In [22] wurden dazu entsprechende Untersuchungen durchgeführt, wobei keine nachteilige Wirkung der Wärmebehandlung festgestellt wurde. Die Werte für den E-Modul waren bei den warm behandelten Betonen zwar etwas niedriger, allerdings waren bei diesen Proben auch die Druckfestigkeiten geringer. Die bei diesen Versuchen ebenfalls ermittelten Bruchdehnungen zeigten jedoch einen Einfluss der Wärmebehandlung. Die Werte bei den normal behandelten Betonen waren höher. In [7] wird berichtet, dass der E-Modul wärmebehandelter Betone in den ersten Tagen nach der Wärmebehandlung deutlich geringer ist als bei vergleichbaren Betonen bei Normalerhärtung. Die Unterschiede verringern sich mit zunehmendem Alter und nach 1 Jahr werden praktisch dieselben Werte erreicht. Der Grund für die anfänglich geringeren Werte ist vermutlich das Austrocknen während der Wärmebehandlung.

2.2.5.5. *Langzeitverhalten*

Untersuchungen an unbehandelten, milde und intensiv wärmebehandelten Betonen haben gezeigt, dass unabhängig von einer Nachbehandlung alle Betone innerhalb des ersten Jahres ungefähr denselben Druckfestigkeitszuwachs aufweisen [24]. Dabei spielt es auch keine Rolle, ob die Behandlung in der Form oder entformt durchgeführt wurde. Nach einem Jahr traten

dann bei dem entformt intensiv wärmebehandelten Beton ein starker, kontinuierlicher Festigkeitsverlust ein. Die übrigen getesteten Betone behielten weitgehend ihre Festigkeitswerte. Bei dem entformten, mild wärmebehandelten Beton konnte sogar eine Festigkeitssteigerung festgestellt werden. Bei diesem Beton waren praktisch keine Phasen Neubildungen im Gefüge zu finden, so dass mit keiner Beeinträchtigung der Langzeiteigenschaften gerechnet werden muss. Die verhältnismäßig geringe Anfangsfestigkeit dieses Betons ist allerdings auf die milde Wärmebehandlung im entformten Zustand zurückzuführen. Dasselbe Ergebnis lieferten die Untersuchungen des dynamischen E-Moduls. Eine intensive Wärmebehandlung am entformten Beton führt nach einem Anstieg im ersten Jahr zu einer kontinuierlichen Abnahme der Werte. Die grundlegende Tendenz, die in [24] festgestellt wurde, war, dass eine intensive Wärmebehandlung mit einem geringen Umschließungsgrad der Probekörper zu einem niedrigen Festigkeitsniveau und starken Gefügestörungen führt. In dem dabei untersuchten Zeitraum von 4 Jahren konnte kein großer Einfluss der unterschiedlichen Wärmebehandlungintensitäten auf die Festigkeit festgestellt werden. Aus den Untersuchungen in [24] wurden Empfehlungen für die Durchführung der Wärmebehandlung abhängig von der zu erwartenden Feuchtigkeitsbelastung während der Nutzung abgeleitet. Diese sind in der Richtlinie [3] des DAfStb berücksichtigt.

Das prinzipielle Vorgehen bei einer Wärmebehandlung, wie sie in der Richtlinie des DAfStb [3] empfohlen wird, ist schematisch in Bild 2-9 dargestellt.

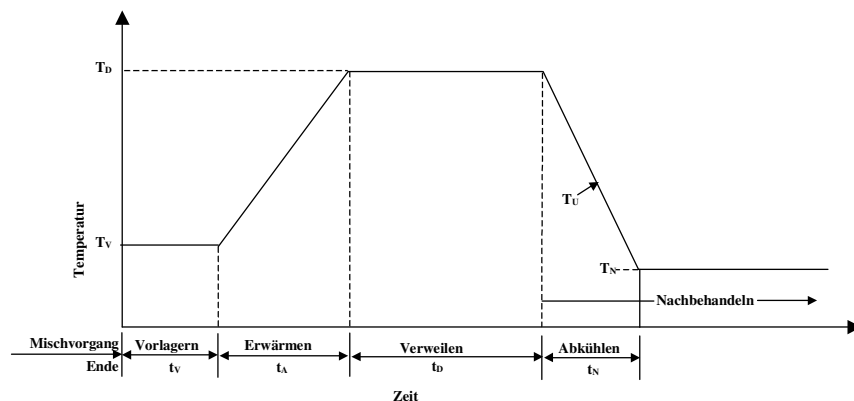


Bild 2-9: Temperaturführung bei einer Wärmebehandlung [3]

Die aus verschiedenen Untersuchungen zur Dauerhaftigkeit wärmebehandelter Rüttelbetone abgeleiteten Maximalwerte für die Temperatur während der Vorlagerung sowie der Höchsttemperatur der gesamten Wärmebehandlung und Vorlagerungsdauern zur Vermeidung von Schäden sind abhängig von der späteren Nutzung der Bauteile in Tabelle 2 zusammengefasst.

Tabelle 2: Grenzwerte für eine Wärmebehandlung nach [3]

Wärmebehandlung	Feuchtigkeitsklasse der Betonbauteile	
	WO	WF
Vorlagerungsdauer t_v [h]	1	3 4
max. Betontemperatur T_v [°C]	30	30 40
Aufheizrate R_A [K/h]	max. 20	max. 20
max. Betontemperatur T_d [°C]	80	60

2.3. Schäden an Rüttelbetonen durch unsachgemäße Wärmebehandlung

2.3.1. Physikalische Schädigung

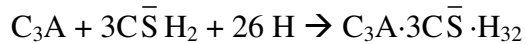
Wärmebehandelte Betone weisen gegenüber normal behandelten Betonen eine höhere Frühfestigkeit auf. Dem stehen allerdings bei gleicher Mischungszusammensetzung oft niedrigere 28 d-Festigkeiten gegenüber. Da diese Festigkeiten dennoch über den geforderten Werten liegen, wird dieser Festigkeitseinbuße in der Praxis kaum eine Bedeutung beigemessen. Dabei muss jedoch differenziert betrachtet werden, wie diese Einbuße zustande kommt. Eine geringere Festigkeit durch eine langsamer verlaufende Hydratation nach der Wärmebehandlung hat keine negativen Auswirkungen. Wird jedoch die vorhandene Zugfestigkeit des Betons im Verlauf der Wärmebehandlung durch die Wärmedehnung der Betonkomponenten erreicht, beeinträchtigt dies die 28 d-Festigkeit des Betons. In [27] wurden Untersuchungen zur physikalischen Schädigung infolge einer Wärmebehandlung durchgeführt. Der Autor führt die Festigkeitsverluste bei einer unsachgemäßen Wärmebehandlung auf physikalische Ursachen zurück, während die chemischen Folgen eher die Dauerhaftigkeit des Betons beeinträchtigen. Als Ursache für die Festigkeitseinbußen wird das unterschiedliche Wärmedehnverhalten der Betonbestandteile angeführt. Eine besondere Rolle spielt hier die Luft im Beton, da diese die größte Ausdehnung bei einer Erwärmung erfährt. Die Ausdehnung der Luft in geschlossenen Poren führt zu einem Porendruck, der wiederum zu Zugspannungen um die Pore im Beton führt. Einen großen Einfluss hat hier auch das Zugabewasser des Betons, das über einen ca. 10 mal so großen Wärmedehnkoeffizienten verfügt wie alle übrigen Betonbestandteile. Beim Verdichten bildet sich unmittelbar auf der Zuschlagoberfläche eine dünne wasserangereicherte Schicht, die beim Erwärmen das Gefüge zerstört. Erreichen die Zugspannungen die Zugfestigkeit, bilden sich Risse im Beton, die die Festigkeit herabsetzen. Bei den Untersuchungen in [27] wurde festgestellt, dass bei einer kurzen Vorlagerungszeit erhebliche Festigkeitseinbußen gegenüber gleich zusammengesetzten, normal behandelten Betonen auftreten. Aus den Ergebnissen dieser Untersuchungen kann abgeleitet werden, dass der Festigkeitsverlust maßgeblich auf die physikalische Wirkung zurückzuführen ist, während die chemischen Einflüsse die Festigkeit nur unwesentlich beeinflussen. Als Konsequenz aus dieser Untersuchung kann folgendes dargestellt werden: Bei einer starken Erwärmung nach der Vorlagerungszeit muss beim Beginn der Temperaturerhöhung bereits eine ausreichende Mindestzugfestigkeit des Betons vorhanden sein, damit keine Risse bei der Behandlung entstehen. Um dies zu gewährleisten, ist eine ausreichende Vorlagerungszeit notwendig. Wird die Temperatur langsam erhöht und die bereits vorhandene Zugfestigkeit des Betons nicht erreicht, dann genügt der bei der Wärmebehandlung entstehende Zugfestigkeitszuwachs aus, so dass keine Schäden entstehen. In diesem Fall kann die Vorlagerungszeit kürzer gewählt werden.

Untersuchungen an Flachzylindern aus Zementleim in [28] haben gezeigt, dass der w/z-Wert und die Vorlagerungsdauer einen großen Einfluss auf die Rissbildung durch die Erwärmung haben. Da in den untersuchten Rissen keine sekundären Phasen gefunden wurden, sind diese Risse ausschließlich auf physikalische Ursachen zurückzuführen. Des Weiteren hatte die chemisch-mineralogische Zusammensetzung der Zemente praktisch keinen Einfluss auf die physikalisch bedingten Dehnungen.

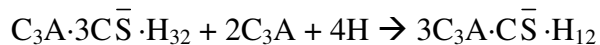
2.3.2. Chemische Schädigung

2.3.2.1. Bildung und Stabilität von Ettringit

Im Zusammenhang mit Schäden an wärmebehandelten Betonbauteilen spielt die verspätete Ettringitbildung (Delayed ettringite formation, DEF) eine entscheidende Rolle. Ettringit wird bei der Reaktion des C_3A in Anwesenheit von Sulfat gebildet. Die Reaktion erfolgt nach folgender Gleichung [29, 132]:



Dabei handelt es sich um ein stabiles Reaktionsprodukt, so lange ausreichend Sulfat vorhanden ist. Zu Beginn der Reaktion entsteht noppenförmiges, später dann nadelförmig ausgebildetes Ettringit. Wenn das gesamte Sulfat verbraucht wurde, bevor das C_3A vollständig hydratisiert ist, wird der Ettringit in eine sulfatärmere Form, das Monosulfat (blättchenförmig), umgewandelt. Dies erfolgt nach folgender Formel:

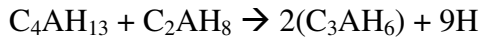


Steht nicht ausreichend Sulfat zur Verfügung, bildet sich neben dem Ettringit auch Monosulfat. Bei noch weniger Sulfat entstehen nur Monosulfate und/oder Calciumaluminathydrate. Abhängig vom molaren Verhältnis zwischen Gips ($\bar{C}\bar{S}H_2$) und C_3A entstehen also unterschiedliche Verbindungen. Bei einem Verhältnis $> 3,0$ bildet sich ausschließlich Ettringit, zwischen $3,0$ und $1,0$ entsteht Ettringit und Monosulfat. Unter $1,0$ entstehen Monosulfatmischkristalle. Es ist auch möglich, dass sich Monosulfat vor dem Ettringit bildet, wenn die Reaktion des C_3A so heftig ist, dass der Lösungsvorgang von Gips zu langsam abläuft und somit nicht genügend Sulfationen in der Lösung vorhanden sind. Hinsichtlich der Wärmeentwicklung verläuft die Reaktion des C_3A analog zu der von C_3S . Nach einer sehr starken ersten Reaktion folgt eine Ruhepause und dann ein erneuter Anstieg der Reaktionsgeschwindigkeit. Die Ruhephase hier wird durch einen Ettringitmantel um die C_3A -Partikel verursacht, der eine Diffusionsbarriere für das Wasser darstellt. Diese Barriere wird bei der Umwandlung von Ettringit in Monosulfat aufgebrochen und das C_3A kann wieder schnell reagieren. Der Zeitpunkt, an dem der zweite Maximalwert der Wärmeentwicklung auftritt, ist abhängig von der Sulfatmenge, die vorhanden ist. Je mehr Sulfat zur Verfügung steht, um so länger bleibt der Ettringit stabil und das zweite Maximum der Wärmeentwicklung tritt später auf. Die Entstehung von Monosulfat ist auf einen Mangel an Sulfationen zurückzuführen, um das gesamte C_3A in Ettringit zu überführen. Dabei ist das Monosulfat keine stabile Verbindung. Kommt das Monosulfat mit neuen Sulfationen und Wasser in Kontakt, kann sich wieder Ettringit bilden. Die Zugabe von Gips erfolgt, um die Reaktion von C_3A zu dämpfen und ein blitzartiges Erstarren infolge der Bildung von Calciumaluminathydraten zu verhindern. Ist nur eine sehr geringe Menge an Gips vorhanden und der gesamte Ettringit wurde bereits in Monosulfat umgewandelt, bilden sich Mischkristalle der Form $C_3A(\bar{C}\bar{S},CH)H_{12}$ zwischen dem Monosulfat und dem vorhandenen Calciumaluminathydrat (C_4AH_{13}), da beide dieselbe Kristallstruktur aufweisen.

Ist kein Sulfat vorhanden, entsteht bei der Hydratation des C_3A dünntafeliges Calciumaluminathydrat:



Die bei dieser Reaktion entstandenen Calciumaluminathydrate sind instabil und wandeln sich im weiteren Verlauf in ein stabiles Endprodukt um:



Diese Reaktionsprodukte überbrücken sehr schnell den wassergefüllten Porenraum und das Material verfestigt sich sofort.

Bei der Hydratation von Zement beeinflussen sich die Klinkerphasen gegenseitig. C_3A und C_4AF verbrauchen beide Sulfationen. Gips erhöht die Hydratationsgeschwindigkeit der Calciumsilicate, die während der Hydratation ebenfalls Sulfat verbrauchen. C-S-H bindet bedeutende Mengen an Sulfat, Aluminiumoxid und Eisen in seiner Struktur.

Für die Bildung von Ettringit sind gewisse Voraussetzungen notwendig [19, 23]. Dazu gehören auch bestimmte Stoffmengenverhältnisse. Ettringit bildet sich nur, wenn

$$1,0 < \bar{C}/\bar{S} < 4,0 \text{ und/oder } 0,25 < \bar{\text{Al}}/\bar{S} < 1,0.$$

Dagegen entsteht Monosulfat bei Verhältnissen von:

$$\bar{C}/\bar{S} > 2,5 \text{ und } \bar{\text{Al}}/\bar{S} > 0,33.$$

Um den Einfluss unterschiedlicher Stoffmengen auf die Bildung von Ettringit zu klären, muss das System CaO , Al_2O_3 und CaSO_4 in verschiedenen Konzentrationen untersucht werden. Dabei wurde festgestellt, dass bei verschiedenen Ionenkonzentrationen auch unterschiedliche Bodensätze ausfallen [in 30]. Sind alle notwendigen Ionen in einer ausreichenden Menge vorhanden, entsteht Ettringit und abhängig von der vorhandenen Konzentration auch noch weitere feste Verbindungen. So führt eine hohe Konzentration von Ca^{2+} , OH^- und SO_4^{2-} in der Lösung zur Bildung von Ettringit, Portlandit und Gips, während ein hoher Gehalt an Al^{3+} zur Bildung metastabiler Phasen wie Monosulfat, C_4AH_{13} und $\text{Al}(\text{OH})_3$ führt. Zwischen der Lösung und dem entstandenen Bodensatz bildet sich ein Gleichgewicht aus, so dass bei einer Änderung der Lösungskonzentration ein nachträgliches Ausfällen bzw. Lösen möglich ist. Die Stabilität der Reaktionsprodukte wird durch die Ionenkonzentration ebenfalls beeinflusst. So stabilisiert sich der Ettringit bei zunehmendem Kalkgehalt und das Monosulfat bei abnehmendem CaO - bzw. $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Gehalt und geringerer Sulfatkonzentration. Zusätzlich wird die Ettringitstabilität durch den Gehalt an Alkalien in der Lösung beeinflusst [31]. Für die Existenz der Calciumsulfoaluminat spielen nach [31] die OH^- -Ionen eine entscheidende Rolle. In einem System aus CaO - CaSO_4 - Al_2O_3 - H_2O sind je nach pH-Wert unterschiedliche Verbindungen stabil. Unter $\text{pH} = 9$ ist nur Aluminiumhydroxid stabil. Zwischen $10,8 < \text{pH} < 12,5$ ist Ettringit, von $\text{pH} = 12,5$ bis $13,4$ Monosulfat und bei pH größer $13,4$ Tricalciumaluminiumhydroxydhydrat als feste Phase stabil. Der Zusammenhang zwischen den Alkalien und der Umwandlung von Ettringit bei hohen Temperaturen wurde in [32, 33, 34] hergestellt. Auch hier wurde gezeigt, dass Ettringit in hoch alkalischen Lösungen weniger stabil ist. Schon bei Temperaturen bis 60°C bauen sich Teile des Calciumaluminatsulfat ab. Das Gleichgewicht der OH^- -Ionen und Sulfat-Ionen wird durch den Abbau von Monosulfat und Ettringit zugunsten einer höheren Sulfatkonzentration verschoben. Dies lässt den Schluss zu, dass durch einen steigenden Gehalt an Alkalien der Abbau von Ettringit beschleunigt wird und sich zunehmend Monosulfat bildet [35]. Nach [36] ist diese Instabilität von Ettringit bei pH-Werten größer 13 auf einen Ionenaustausch zurückzuführen. Bei einer hohen Konzentration von OH^- -Ionen kommt es zu einem Austausch von Sulfat gegen Hydroxidionen. Das sich dadurch gebildete Hydroxy-Ettringit ist aber instabil und zerfällt weiter in Monosulfat. Zwischen den OH^- -Ionen und Ettringit und den Sulfat-Ionen und dem Hydroxy-Ettringit besteht ein Gleichgewicht. Dies bedeutet, dass sich bei einer Vergrößerung des Sulfat-Ionenangebots vermehrt Ettringit bildet und umgekehrt bei einer höheren Konzentration von OH^- -Ionen mehr Hydro-

xy-Ettringit entsteht, das weiter zu Monosulfat abgebaut wird. Weiter führende Theorien [36] gehen sogar von einem Einfluss des pH-Wertes auf die Mikrostruktur aus. Dabei wird angenommen, dass Al^{3+} -Ionen im Kristallkern ausgetauscht werden und damit ein Strukturabbau verbunden ist. Dieser führt zu kurzen und kleinen Kristallen, die infolge vieler Fehlstellen keine definierte Kristallform besitzen.

Des Weiteren ist Ettringit nicht beständig gegen CO_2 [37]. Bei längerer Einwirkung zerfällt Ettringit in die stabilen Endprodukte Calcit, Gips und $\text{Al}(\text{OH})_3$. Nach [38] kann durch die Anwesenheit von CO_2 oder Carbonationen das Bestehen des Ettringits auch begünstigt werden. Unter Anwesenheit von Calciumhydroxid reagiert das Monosulfat mit CO_3^{2-} zu Ettringit und $\text{C}_4\text{A}\bar{\text{C}}_{0,5}\text{H}_{12}$. Allerdings wird auch hier berichtet, dass bei einer Reaktion von Monosulfat mit dem CO_2 über die notwendige Menge für die Bildung von Monocarbonat hinaus der Ettringit zerstört wird.

Der bedeutende Einfluss des Gehalts an Alkalien in der Lösungsphase auf den Stabilitätsbereich von Ettringit konnte auch durch thermodynamische Untersuchungen in [37, 39, 40] nachgewiesen werden.

Neben der Wirkung der Alkalien in Verbindung mit OH^- -Ionen (als Alkalihydroxide) ist es auch möglich, dass sich die Alkalien direkt in die Gitterstruktur einlagern und so Modifikationen von Ettringit entstehen (U-Phase). Diese Phase U kann durch Festkörperreaktionen und durch Lösungsvorgänge entstehen. Dazu sind aber sehr hohe Konzentrationen von Alkalien, Sulfat und Aluminaten notwendig. Da bei üblichen Zementen die notwendigen Stoffe für die Bildung dieser Phase nicht vorhanden sind, kann die Phase U unter herkömmlichen Bedingungen nicht entstehen [in 30]. In einer neuen Untersuchung zur thermischen Stabilität von Ettringit konnte die U-Phase auch schon bei einer niedrigen $\text{Na}(\text{OH})$ -Konzentration gefunden werden [131]. Dabei entstand die U-Phase als Zersetzungsprodukt von Ettringit unter der Einbindung von Na^+ -Ionen in die Zwischenschicht. Ist in diesem System allerdings auch C_3S vorhanden, entsteht anstelle der U-Phase Monosulfat. Die Ursache wird in einer bevorzugt ablaufenden Adsorption der Na^+ -Ionen an das C-S-H gesehen. Es muss jedoch beachtet werden, dass in dieser Untersuchung reine Komponenten verwendet wurden, und eine Übertragung auf die komplexen realen Bedingungen nur eingeschränkt möglich ist.

Verschiedene Autoren berichten neben einer Abhängigkeit von der Lösungskonzentration auch von einer Temperaturabhängigkeit für die Bildung und Existenz von Ettringit. Prinzipiell ist unabhängig vom Verhältnis $\text{C}_3\text{A}/\text{CaSO}_4$ sowohl die Bildung von Ettringit, als auch von Monosulfat möglich. Beide Reaktionen weisen bei 25°C eine negative freie Bildungsenthalpie ΔG auf, allerdings ist der Wert für die Bildungsreaktion von Ettringit höher negativ, so dass das Trisulfat beständig ist [41]. Da die Umwandlung von Ettringit in Monosulfat einen positiven Wert für die freie Reaktionsenthalpie aufweist ($\Delta G = +16,8 \text{ kJ/mol}$), findet diese Reaktion thermodynamisch betrachtet wahrscheinlich nur bei höheren Temperaturen statt. Dies bedeutet, dass bei stöchiometrisch im richtigen Verhältnis vorhandenen Reaktionspartnern bei normalen Temperaturen Ettringit vorliegen muss [42]. Die Genauigkeit der thermodynamischen Berechnungen ist jedoch sehr stark von der Genauigkeit der Eingangsdaten für die Enthalpie ΔH , die Entropie ΔS und die spezifische Wärmekapazität bei konstantem Druck c_p abhängig. Geringe Schwankungen bei diesen Daten führen zu großen Abweichungen bei den berechneten Temperaturen. Darauf ist zurückzuführen, dass für die theoretische Umwandlungstemperatur von Ettringit zu Monosulfat unterschiedliche Werte angegeben werden. Berechnungen auf Grundlage von Daten von 1966 [43] führen zu einer theoretischen Um-

wandlungstemperatur von 75 °C, während neuere Berechnungen einen Wert von 90 °C liefern [42]. Dieses Ergebnis wurde auch von anderen Autoren ([in 30]) bestätigt. Nach deren Untersuchungen ist Ettringit in reinem Wasser bis 90 °C bzw. 93 °C stabil. Des Weiteren hat sich gezeigt, dass die thermische Stabilitätsgrenze von Ettringit auch von den Umgebungsbedingungen abhängig ist. So ist nach [44] Ettringit in seiner gesättigten Lösung bis 107-111 °C stabil, jedoch bei normalen Umgebungsfeuchten nach [45] nur bis 65 °C, nach [46] beginnt die Entwässerung von Ettringit schon bei ca. 50 °C. Unter dem Einfluss der in der Porenlösung vorhandenen Alkalien verschiebt sich die Stabilitätsgrenze ebenfalls zu niedrigeren Temperaturen. Schon bei Temperaturen von ca. 60 °C werden unter diesen Bedingungen Teile des Calciumaluminatsulfats zersetzt. Nimmt der Anteil an Alkalien zu, sinkt die Zersetzungstemperatur weiter ab und der Anteil an zersetztem Ettringit nimmt zu. Zusätzlich steigt die Zersetzungsgeschwindigkeit in Alkalihydroxydlösung mit höheren Temperaturen an und die Aluminatlöslichkeit steigt ebenfalls. Als Zersetzungsprodukte wurden nur sulfatfreie Phasen gefunden, so dass das Sulfat vermutlich in der Lösung verbleibt [47]. Untersuchungen in [39, 40] haben gezeigt, dass sich die Gleichgewichte im System $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaSO}_4\text{-H}_2\text{O}$ mit zunehmender Temperatur verändern. Somit ist für eine Ettringitbildung bei erhöhten Temperaturen ebenfalls eine erhöhte Mindestsulfatmenge notwendig. Nach deren Theorie ist auch nicht die Temperatur der kritische Faktor für die Zersetzung von Ettringit, sondern der pH-Wert. Ein direkter Vergleich der pH-Werte, bei denen Monosulfat und Ettringit stabil sind, zeigte, dass unabhängig von der Temperatur Ettringit bei geringeren pH-Werten stabil blieb. Die Obergrenze für den pH-Wert war jedoch bei beiden gleich. Dadurch wäre es möglich, dass die von in [48] nach einer Wärmebehandlung festgestellten erhöhten Anteile an zersetztem Ettringit auf eine höhere Alkalienkonzentration in der Porenlösung durch eine beschleunigte Hydratation zurückzuführen ist und nicht wie angenommen, auf eine durch die Alkalien verursachte geringere Temperaturstabilität des Ettringits. Allerdings wurde von [34] in den wärmebehandelten Betonen durch den erhöhten Sulfatgehalt in der Porenlösung eine geringere OH^- -Ionenkonzentration gefunden als bei normal erhärteten Betonen.

Bei Untersuchungen in [49, 121] zur thermischen Beständigkeit von Ettringit bis zu Temperaturen von 120 °C, wurden unterschiedliche, von der Temperatur und dem Wasserdampfdruck abhängige Zerfallsmechanismen des Ettringits entdeckt. Bei normalen, warmen Gebrauchsbedingungen für Produkte auf Basis von Ettringit (bis ca. 100 °C) zerfällt der Ettringit in einen Stoff, der in der Regel 10 bis 13 H_2O pro Formelgewicht Ettringit enthält. Mit Hilfe von Röntgenbeugung konnte nachgewiesen werden, dass es sich dabei um so genannten Meta-Ettringit handelt. Bei Temperaturen von 50–100 °C bildet sich infolge einer Verringerung des Wasserdampfdrucks Meta-Ettringit, während bei höheren Temperaturen kristalline Stoffe entstehen. Bei Temperaturen von 110–114 °C findet ein weiterer Zerfallsmechanismus statt. Dabei entsteht eine Mischung aus Gips und Halbhydrat und amorphes Material, möglicherweise AFm. Liegen sehr geringe Wasserdampfdrücke vor, entsteht beim Zerfall anfänglich Meta-Ettringit. Mit der Zeit kristallisiert dies jedoch zu AFm. Die Entstehung und der Zerfall von Ettringit ist ein reversibler Prozess. Damit wieder Ettringit entstehen kann, muss die Temperatur gesenkt werden. Die erneute Bildung von Ettringit findet nach Meinung von [49] unterhalb des Taupunktes statt. Dies wird darauf zurückgeführt, dass die erneute Bildung von Ettringit bei niedrigen Druckisobaren, die auf eine Abwesenheit von flüssigem Wasser schließen lassen, stattgefunden hat.

Hinsichtlich der thermischen Beständigkeit von Ettringit wurden auch in [67] detaillierte Versuche unternommen. Dabei wurde festgestellt, dass bis zu einer Temperatur von 140 °C

Ettringit in einer stabilen Form vorliegt und erst im Temperaturbereich von 250-300 °C eine Zersetzung des Ettringits unter Bildung von Calcit, Anhydrit und calciumaluminatischen Phasen stattfindet. Dieser Temperaturbereich ist für die Wärmebehandlung aber nicht relevant.

Nach [50] ist die Stabilität von Ettringit bei erhöhten Temperaturen klar dokumentiert. Mit zunehmender Temperatur nimmt die Löslichkeit des Ettringits stark zu, dies geschieht bis zu einem solchen Ausmaß, dass die vollständige Auflösung des Ettringits in der Porenflüssigkeit fälschlicherweise als Stabilitätsgrenze interpretiert wurde. Die Anwesenheit von Alkalien in der Porenlösung verstärkt die Löslichkeit von Ettringit zusätzlich.

2.3.2.2. *Einfluss einer Wärmebehandlung auf die Phasenbildung bei der Hydratation*

Bei einer unter normalen Temperaturen ablaufenden Hydratation von Portlandzement weist das entstehende C-S-H ein Verhältnis C/S von 1,7–1,85 auf [51]. Dieser Wertebereich wird nicht vom w/z-Wert beeinflusst und hängt auch nicht von der Nachbehandlungsdauer ab [50]. Die Wärmebehandlung verändert die Zusammensetzung des C-S-H dahin gehend, dass Hydrate entstehen, die wasserarm und reich an CaO sind. Das Verhältnis C/S wird unterhalb einer Behandlungstemperatur von 75 °C nicht verändert, steigt dann bei 95 °C aber an. Mit zunehmender Temperatur sinkt der Wassergehalt der gebildeten C-S-H Phasen. Zusätzlich wird die Porengrößenverteilung enger und die spezifische Oberfläche nimmt ab. Die ablaufenden Reaktionen hängen bei konstanten Rahmenbedingungen auch von der Reaktionstemperatur ab. Mit zunehmender Temperatur nimmt das Reaktionsvermögen von C₃A und C₃S (Alit) und damit die Lösungsgeschwindigkeit zu, während gleichzeitig die Lösungsgeschwindigkeit der Erstarrungsregler (Sulfatträger) Gips und Anhydrit abnimmt. Bei längerer Temperatureinwirkung bilden sich in der Lösung sulfatärmere und sulfatfreie Calciumaluminathydrate, die sehr schnell ein porenreiches Grundgefüge aus Zementpartikeln und Reaktionsprodukten aufbauen. Das Grundgefüge wird bei erhöhter Temperatur sehr schnell durch kurzfasriges C-S-H mehr und mehr ausgefüllt. Dadurch entsteht in kurzer Zeit eine hohe Anfangsfestigkeit. Durch das unterschiedliche Reaktionsvermögen beeinflussen sich die Hydratationsreaktionen untereinander. In [62] wurde festgestellt, dass bei einer ausreichenden Vorlagerung und einer Behandlung mit 80 °C auch bei einer dreistündigen Wärmeeinwirkung der bei der Vorlagerung gebildete Ettringit erhalten bleibt. Wurde der Beton nicht vorgelagert, bildet sich bei Temperaturen bis ca. 60 °C vorwiegend Ettringit, bei Temperaturen größer 60 °C nimmt der Gehalt an Ettringit zugunsten von Monosulfat ab, da bei diesen Temperaturen dem reaktionswilligem C₃A nicht ausreichend gelöstes Sulfat zur Verfügung steht. Bei 80 °C bildete sich kein oder nur wenig Monosulfat. Der Hauptanteil an Calciumsulfat wurde an C-S-H gebunden. Auch in [112] wurden Untersuchungen an hydratisierten Zementleimen zum Einfluss steigender Temperaturen auf die Phasenbildung durchgeführt. Detailliert untersucht wurde ein Zement mit einem C₃A Gehalt von 10 % und einem Anteil an SO₃ von 3 %. Bei einer Temperatur von 5 °C wurde der gesamte Gips innerhalb von 3 Tagen in Ettringit umgewandelt und es konnte kein weiteres Calciumsulfoaluminat nachgewiesen werden. Bei einer Steigerung der Temperatur auf 25 °C bzw. 50 °C nahm die Geschwindigkeit, mit der der Gips verbraucht wurde, zu. Es bildete sich zuerst Ettringit, aber auch Monosulfat war nachweisbar. Bei 75 °C bildete sich zu Beginn auch Ettringit, das allerdings mit der Zeit in Monosulfat umgewandelt wurde. Eine weitere Steigerung der Temperatur auf 95 °C führte dazu, dass gar kein Ettringit mehr nachgewiesen werden konnte und nur noch Monosulfat vorhanden war. Zementleimproben, die über einen längeren Zeitraum bei dieser Temperatur gelagert wurden, wiesen weder Ettringit noch Monosulfat auf.

Die heute als am wahrscheinlichsten angesehene Ursache für die verspätete Ettringitbildung (DEF) im erhärteten Beton nach einer Wärmebehandlung liegt in der adsorptiven Bindung von Sulfat an das C-S-H-Gel. Durch die Wärmebehandlung bildet sich das C-S-H schneller als bei normalen Temperaturen. Durch diese größere Menge an C-S-H wird auch mehr Sulfat adsorptiv gebunden und steht zur Ettringitbildung zu diesem Zeitpunkt nicht zur Verfügung. Dadurch sinkt die Sulfatkonzentration im Zementstein. Das auf diese Weise an das C-S-H angelagerte Sulfat ist aber nicht dauerhaft gebunden und somit wirkt das C-S-H als eine innere Sulfatquelle [127]. Der Umfang des sich verspätet bildenden Ettringits hängt von der Diffusionsrate des Sulfats aus dem erhärteten C-S-H-Gel ab. Dabei spielt die Geschwindigkeit der Sulfatabgabe eine entscheidende Rolle. Sulfat, das bei höheren Temperaturen adsorbiert wurde, wird viel langsamer abgegeben als Sulfat, das bei normalen Temperaturen angelagert wurde [52]. Diese langsame Sulfatabgabe wird als der kritische Vorgang bei der verspäteten Ettringitbildung angesehen. Röntgendiffraktometrische Untersuchungen unmittelbar nach den Wärmebehandlungen haben gezeigt, dass bei einer Temperatur von 20 °C sowohl Ettringit als auch Monosulfat entsteht. Mit zunehmender Behandlungstemperatur nimmt der Gehalt an Ettringit ab, bis bei einer Temperatur von 70 °C kein Ettringit mehr nachgewiesen werden kann. Im Bereich von 70 °C bis 100 °C nimmt mit steigender Temperatur auch der Anteil an Monosulfat ab und verschwindet bei 100 °C fast völlig. Ettringit, der während einer langen Vorlagerung bei Raumtemperatur gebildet wurde, wird durch die Wärmebehandlung nicht zersetzt [50]. Dies wurde auch von Untersuchungen in [53] zum Einfluss des Beginns einer Wärmebehandlung auf die Mikrostruktur und Zusammensetzung des entstehenden C-S-H bestätigt. Es wurden in diesem Zusammenhang unterschiedlich zusammengesetzte innere C-S-H-Strukturen entdeckt. Diese unterschieden sich durch verschieden dunkle Grautöne in den Aufnahmen mit einem REM. Das hellere C-S-H entstand bei der Wärmebehandlung, die dunkleren Bereiche während der Lagerung bei 20 °C. Das hellere C-S-H enthielt sehr viel mehr Sulfat als das dunklere und ist dichter. Der Anteil an Sulfat war um so höher, je früher die Wärmebehandlung einsetzte. Zusätzlich konnte nachgewiesen werden, dass das Sulfat, das an den C-S-H-Phasen angelagert wurde, die bei der Wärmebehandlung gebildet wurden, mit der Zeit bei einer Lagerung in Wasser wieder abgegeben wurde. Dies legt den Schluss nahe, dass das Sulfat nicht chemisch gebunden, sondern nur angelagert war und durch Ca^{2+} -Ionen während der Wärmebehandlung ausgeglichen wurde. Die chemische Zusammensetzung des C-S-H hängt also maßgeblich von der Temperatur ab, bei der es entsteht [53].

In [54, 117] wurde der Einfluss von Sulfat in den Klinkerphasen auf die verspätete Ettringitbildung nach einer Wärmebehandlung untersucht. Dabei wurde festgestellt, dass sich unter bestimmten Voraussetzungen in C_2S Einschlüsse von Anhydrit bilden können, die nach einer Wärmebehandlung bei 90 °C eine Quelle für eine Ausdehnung infolge von DEF darstellen. Allerdings sind dazu Zusammensetzungen notwendig, die für industriell gefertigten Klinker nicht typisch sind. In verschiedenen Veröffentlichungen [55, 56] wird auch auf das unterschiedliche Verhalten von Betonen bzw. Mörteln und Zementleimen aus demselben Zement bei einer identischen Wärmebehandlung hingewiesen. Dabei konnte bei Proben aus Zementleim eine geringere und früher einsetzende Dehnung als bei Mörtel- oder Betonproben nachgewiesen werden. Die Ursache dieses Verhaltens wird in einer möglichen Ettringitkristallbildung in der Übergangszone zwischen Zuschlag und Matrix vermutet.

In Untersuchungen verschiedener Autoren [in 30] wurde nachgewiesen, dass sich Ettringit in den C-S-H-Phasen nach der Wärmebehandlung bilden kann, da in diesen durch die Wärmebehandlung die nötigen Reaktionspartner vorhanden sind. Diese Form des Ettringits ist mittels

einer Röntgenanalyse nicht nachzuweisen, da er nur einen geringen bzw. schwankenden Wassergehalt aufweist. Die Gitterstruktur ist gestört und Ettringit bildet sich mikrokristallin aus. Diese Annahme korreliert mit dem Dehnungsverhalten, das an wärmebehandelten Mörteln festgestellt wurde. Dabei führt der mikrokristalline Ettringit zu einer Ausdehnung der Matrix, die während der Wärmebehandlung entstanden ist gegenüber der nach der Wärmebehandlung gebildeten Matrix ohne Ettringit. Dabei entstehen Hohlräume, in die sich der verspätet gebildete Ettringit ohne eine Dehnung zu verursachen, hinein rekristallisieren kann.

Ein ähnlicher Vorgang ist möglich, wenn bei der Wärmebehandlung die thermische Stabilitätsgrenze von Ettringit überschritten wird [30]. Dabei kann sich das Gleichgewicht zwischen Ettringit und den Monophasen hin zu den Monophasen verschieben. Es ist auch möglich, dass sich der bereits gebildete Ettringit in Monophasen und Calciumsulfat umwandelt. Die Monophasen sind nicht stabil, so dass sich auch ohne Sulfatzufuhr von außen bei einem ausreichenden Feuchteangebot im Anschluss an die Temperaturbehandlung erneut Ettringit bilden kann. Ob dieser Vorgang allerdings so abläuft, ist noch nicht ganz geklärt. Bei Untersuchungen in [32, 57] konnte unmittelbar nach der Wärmebehandlung röntgenographisch eine Monosulfatbildung infolge der Zersetzung von Ettringit festgestellt werden. Dies wurde bei den in [58] durchgeführten Untersuchungen allerdings nicht bestätigt. Auch hinsichtlich des Potentials für eine verspätete Ettringitbildung gehen die Meinungen auseinander. WIEKER behauptet [32], dass dies von der Menge der Sulfationen, die nach der Wärmebehandlung in der Porenlösung übrig sind, abhängt. Mit zunehmender Temperatur verschiebt sich das Gleichgewicht zwischen den OH^- -Ionen und den SO_4^{2-} -Ionen hin zu den Sulfationen. Somit nimmt das Potential zur Bildung von Ettringit mit steigender Temperatur zu. Dem gegenüber berichtet DIAMOND [59] von einem kaum ansteigenden Sulfatgehalt nach der Wärmebehandlung in der Porenlösung. Bei der Temperatur, bei der der Ettringit völlig zerstört wurde, trat sogar ein Minimum der Sulfatkonzentration auf.

2.3.2.3. *Ursachen und Einflüsse auf die Schädigung durch verspätete Ettringitbildung*

Bei ausführlichen Untersuchungen in [30] wird der Hauptgrund einer Schädigung im erhärteten Beton (allerdings an Betonen ohne vorherige Wärmebehandlung) primär in häufigen Feuchtwechselseln gesehen. Dadurch werden Feuchte- und Stofftransporte ausgelöst, die zu lokalen Anreicherungen in Schwachstellen des Gefüges wie Rissen und Poren führen und dort zu einer Phasenneubildung führen können. Dabei sind Betone mit niedrigem w/z -Wert besonders gefährdet, da diese über eine geringe Porosität und kleine Poren und somit nur über einen geringen Ausdehnungsraum für Phasenneubildungen verfügen. Außerdem sind durch den i.d.R. erhöhten Zementgehalt mehr potentielle Reaktionspartner vorhanden. Die Voraussetzung für eine weitere Schädigung liegt aber in schon vorher vorhandenen Mikrorissen. Dies wird auch in [60] als entscheidend für das Auftreten und die Stärke der Schädigungen angesehen. Die Ettringitbildung in diesen Rissen ist somit nicht die Ursache für die Schädigung, sondern sorgt nur für eine Aufweitung der bereits vorhandenen Risse. Diese Ansicht wird auch durch [38] vertreten. Die großen, in Rissen und Spalten mit Hilfe von SEM sichtbaren Ettringitkristalle, sind deren Meinung nach eine Folge einer Schädigung, aber nicht deren Ursache. Es ist wahrscheinlicher, dass die Schädigung durch eine Ettringitbildung von sehr viel kleineren Kristallen, die in der Matrix kristallisieren, ausgeht.

Nach [30] sorgen erhöhte Temperaturen für einen verschärften Feuchte- und Stofftransport, so dass die stärkere Schädigung bei höheren Temperaturen nicht auf eine thermische Instabilität des Ettringits, sondern auf eine vermehrte Ettringitbildung zurückzuführen ist. Dieser Vor-

gang wurde in [30] schon bei Temperaturen von 40 °C beobachtet, also weit unterhalb der in der Literatur angegebenen thermischen Stabilitätsgrenze. Der häufig in der Literatur angegebene Zusammenhang zwischen dem pH-Wert und der Morphologie des entstehenden Ettringits konnte nicht gefunden werden. Der pH-Wert hat nur einen Einfluss auf die gebildete Ettringitmenge. Die Erscheinungsformen des Ettringits waren vielmehr abhängig von der Intensität des Feuchte- und Stofftransportes. Bei geringem Feuchte- und Stofftransport entstand kugel- oder büschelförmiger Ettringit, bei intensiven und häufigen Feuchtwechseln dichter, kompakter, flächig-gelförmig erscheinender Ettringit. Die in wärmebehandelten Betonen aufgefundenen Zersetzungserscheinungen von Ettringit sind eine Folge der pH-Werterhöhung durch die schnelle Hydratation bei hohen Temperaturen. Dadurch wird die Lösungsphase verringert und somit steigt der pH-Wert in der Lösung an. Bei einer Absenkung des pH-Wertes z.B. durch Auswaschung der Alkalien werden die Bedingungen für eine Rekristallisation geschaffen. Der Sulfatgehalt beeinflusst die Betonschädigung kaum. Wie in anderen Veröffentlichungen wurde auch hier die maximale Dehnung bei einem SO_3 -Gehalt von 4 % gemessen. Über bzw. unter diesem Gehalt waren die Dehnungen allerdings geringer, so dass kein linearer Zusammenhang besteht. Um Schäden durch eine Ettringitbildung im erhärteten Beton zu vermeiden, muss dieser eine möglichst dichte und vor allem ungeschädigte Mikrostruktur aufweisen. Hier kommt der Nachbehandlung eine besondere Bedeutung zu. Durch den Einsatz von puzzolanischen oder latent-hydraulischen Zusatzstoffen, die Calcium binden, werden zusätzlich C-S-H-Phasen gebildet. Dies reduziert die Porosität und behindert die Transportvorgänge. Eine weitere Möglichkeit zur Vermeidung von Schäden besteht darin, mittels alkalibindender Mittel ein Ansteigen des pH-Wertes in der Porenlösung auf über 13,6 und damit eine Zersetzung des Ettringits zu vermeiden [30].

Des Weiteren kann sich auch Thaumasil ($\text{CaSiO}_3 \cdot \text{CaSO}_4 \cdot \text{CaCO}_3 \cdot 15(\text{H}_2\text{O})$) oder Mischkristalle von Ettringit und Thaumasil unterschiedlicher Zusammensetzung bilden. Dies ist möglich wegen der sehr ähnlichen Struktur dieser Kristalle. Allerdings besteht keine vollständige Mischbarkeit, sondern infolge unterschiedlicher Symmetrien gibt es eine Mischbarkeitslücke [61, 126]. Diese neuen Verbindungen wurden nach [24] hauptsächlich in der Kontaktzone Zementstein/Zuschlag gebildet und sind im Schlibbild als weiße Linien um die Zuschläge zu erkennen. Diese inneren Gefügeveränderungen sind äußerlich an den Probekörpern durch ein starkes Rissbild (Krakeleerisse) gekennzeichnet. In [28] wurde festgestellt, dass die Kristalle eine gleichgesinnte Wachstumsrichtung aufweisen. Sie waren entweder rechtwinklig zur Zuschlagoberfläche oder zur Rissfläche orientiert. Dies deutet darauf hin, dass die Kristalle in einen zuvor entstandenen Riss hineingewachsen sind und diesen ausfüllen. Wenn dann noch weitere Stofftransporte möglich sind und die Kristalle weiter wachsen, kann ein Wachstums- oder Kristallisationsdruck entstehen, der zu einer weiteren Schädigung führt. Die Risse, in die die Kristalle bei der Phasenneubildung hineinwachsen, sind vermutlich durch unterschiedliche Wärmedehnungen der Betonausgangsstoffe entstanden. Untersuchungen in [62] haben gezeigt, dass die Temperaturen bei der Nachlagerung für die Morphologie und Zusammensetzung der neuen Phasen von Bedeutung sind. Grundsätzlich haben sich faser- oder nadelförmige Strukturen herausgebildet. Bei einer Nachlagerung mit 20 °C bzw. 40 °C bildeten sich im Wesentlichen dieselben Strukturen, während bei 5 °C deutlich dünnere und biegsame Fasern entstanden. Bei einer Untersuchung mit der Röntgendiffraktometrie konnte nachgewiesen werden, dass es sich bei Temperaturen von 40 °C um Ettringit handelte. Bei Temperaturen von 20 °C und 5 °C handelte es sich um Mischkristalle von Ettringit und Thaumasil, wobei sich deren Zusammensetzung bei fallender Temperatur in Richtung der Zusammensetzung des Thaumasil verschob. In [125] wurden Untersuchungen zur Mischkristallbildung von

Ettringit und Thaumasit an Mörtelprismen, die mit Portlandkalksteinzement hergestellt und über 5 Jahre in einer 1,8 %-igen $MgSO_4$ bei einer Temperatur von 5 °C gelagert wurden, durchgeführt. Dabei nahm das Ausmaß der Schädigung der Prismen mit dem Gehalt an Kalkstein im Zement zu. Es wurden abhängig von der Kalksteinmenge unterschiedliche Formen von Mischkristallen von Ettringit und Thaumasit gefunden. Mit zunehmendem Kalksteingehalt verfügten die Mischkristalle auch zunehmend über Gitterparameter, die dem reinen Thaumasit ähnlich sind.

Die für die Reaktionen zur Bildung von Ettringit und Thaumasit notwendigen Sulfatmengen stammen bei Temperaturen größer 60 °C aus dem Anteil, der nicht mehr in den Aluminatsulfathydraten (Ettringit, Monosulfat) gebunden werden kann, sondern in schwacher Bindung an den Calciumsilicathydraten angelagert ist. Die Bildung von Thaumasit und Ettringit beruht auf unterschiedlichen Mechanismen [63, 64]. Bei lokaler Anreicherung kann der Ettringit durch Treiben zu Gefügeschädigungen führen. Thaumasit und Thaumasitmischkristalle benötigen zur Bildung außer Sulfat auch noch CO_2 und Kieselsäure (SiO_2) und Carbonat. Die Kieselsäure stammt dabei zum größten Teil aus den Calciumsilicathydraten des Zementsteins. Dies führt zu einer Auflösung des Zementsteinverbandes und damit zu einem Festigkeitsverlust. Eine innere Carbonatquelle im Beton (z.B. in Form von Kalksteinmehl) kann ebenfalls zu einer Thaumasitbildung führen [65]. Dabei reagiert das C-S-H-Gel des Betons mit dem Carbonat und den Sulfationen zu Thaumasit. Eine Thaumasitbildung kann nach [128] aus chemischer Sicht nur verhindert werden, wenn im Beton kein Kalkstein vorhanden ist. Aus der Literatur ist bekannt, dass die Thaumasitbildung bei Temperaturen unter 20 °C begünstigt abläuft [63, 64, 118]. Mittlerweile wurde Thaumasit auch in Betonen gefunden, die einem wärmeren Klima ausgesetzt waren [66, 130].

Die chemisch–mineralogische Klinkerzusammensetzung der Portlandzemente scheint keinen ausgeprägten Einfluss auf die Dehnreaktionen infolge der Wärmebehandlung zu haben [28]. Hierfür scheint die Art und Menge des zugegebenen Sulfatträgers wichtiger zu sein. Jedoch konnte in [68] gezeigt werden, dass unterschiedliche Zementarten sich bei der Wärmebehandlung verschieden verhielten. So führte z.B. ein Ersatz von PZ–Klinker durch Hüttensand zu einer deutlichen Verringerung bzw. zu keiner Schädigung infolge der Wärmebehandlung. Der Einsatz von Flugasche verringert die Wärmebehandlungsempfindlichkeit ebenfalls deutlich. Allerdings sind Zemente dieser Zusammensetzung für die Herstellung frühhochfester Betone nicht geeignet, auch wenn eine Wärmebehandlung vorgesehen wird. Derselbe Effekt konnte auch bei einem C_3A freien Portlandzement CEM I 42,5-HS erzielt werden.

Untersuchungen in [28] an Proben aus Zementleim haben einen signifikanten Einfluss der Vorlagerungszeit bei einer Wärmebehandlung gezeigt. Kürzere Vorlagerungszeiten führten zu einer stärkeren Rissbildung bei den Proben. In den entstandenen Rissen war nach der Wärmebehandlung kein Ettringit oder Thaumasit gefunden worden. Erst nach einer 3-monatigen Wasserlagerung konnten diese Hydratationsprodukte entdeckt werden. Sowohl in den geschädigten, als auch in den ungeschädigten Proben wurde eine annähernd gleiche Menge an Ettringit entdeckt, so dass die Ursache für die Dehnungen nicht die Ettringitmenge in der Probe sein kann.

Des Weiteren hat die Maximaltemperatur und die Verweildauer bei der Wärmebehandlung einen großen Einfluss auf die Dehnungen infolge verspäteter Ettringitbildung. Höhere Behandlungstemperaturen und längere Verweildauern führen nach [46] zu größeren Dehnungen.

Das Ausmaß und die Geschwindigkeit der durch eine verspätete Ettringitbildung entstehenden Dehnung wird auch durch die Lagerungsbedingungen nach der Wärmebehandlung beeinflusst [69]. Die größten und am frühesten auftretenden Dehnungen entstehen bei einer Lagerung der Proben in Wasser. Eine Nachbehandlung in feuchter Luft verlangsamt die Dehnung, während eine Lagerung in Alkalihydroxidlösungen die Dehnungen behindert bzw. ganz verhindert. Durch die Wasserlagerung werden die Alkalien aus dem Beton herausgewaschen und das Gleichgewicht wird hauptsächlich durch einen Verlust von OH^- -Ionen erhalten. Die Erklärung für das festgestellte Verhalten lautet, dass die Alkalien die Bildung von Ettringit während der Lagerung verhindert und das Sulfat im C-S-H, dem Monosulfat und der Porenlösung zurückbleibt. Werden die Alkalien herausgewaschen und der pH-Wert sinkt, dann gibt das C-S-H das gebundene Sulfat ab und es erfolgt ein Austausch von Monosulfat durch Ettringit. Das Auswaschen findet in geringerem Ausmaß auch in nahezu gesättigter Luft bei wechselnder rel. Feuchte statt. Enthält die Lösung, in der die Proben gelagert werden, Alkalien, dann nimmt das Auslaugen mit zunehmender Konzentration ab. In ähnlichen Versuchen in [70] an Mörteln, die bei 90°C behandelt wurden, sind die Dehnungen bei den Proben, die unter Wasser gelagert wurden am größten und treten am frühesten auf (siehe Bild 2-10).

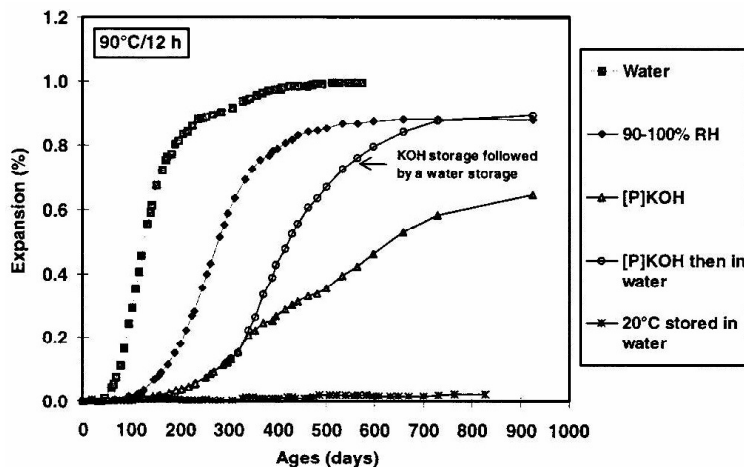


Bild 2-10: Einfluss der Lagerungsbedingungen auf die Dehnungen nach einer Wärmebehandlung [70]

Bei einer Lagerung von 90-100 % relativer Feuchte fanden die Dehnungen langsamer statt. Eine Nachbehandlung in einer Flüssigkeit, die mit Hydroxiden angereichert ist, führt dazu, dass die Dehnungen noch langsamer verlaufen. Dabei nimmt mit zunehmender Konzentration an Hydroxiden (KOH, LiOH) die Freisetzung von Sulfat aus dem C-S-H und damit die Dehnungen ab. Die treibende Kraft für die Lösung von Sulfat aus dem C-S-H ist der Sulfatkonzentrationsunterschied zwischen der Porenflüssigkeit und dem C-S-H. Durch eine hohe Hydroxidkonzentration in der Lagerungsflüssigkeit wird ein Auswaschen von K^+ und OH^- -Ionen aus der Porenflüssigkeit verhindert und somit auch das Freisetzen von Sulfat aus dem C-S-H, da die Sulfatkonzentration in der Porenlösung hoch bleibt. Das Ausmaß der Dehnungen konnte nicht mit dem festgestellten Ettringitgehalt korreliert werden. Die Dehnungen werden auf die Bildung von submikroskopisch kleinem Ettringit im Bereich des äußeren C-S-H-Gels zurückgeführt. Der in Spalten und Hohlräumen vorhandene Ettringit entsteht durch Rekristallisation aus aufgelöstem Ettringit im äußeren C-S-H-Gel („Ostwald ripening“).

Bei der Beurteilung der Schädlichkeit des rekristallisierten Ettringits muss nach dem Mechanismus der Entstehung unterschieden werden. Eine Bildung von Ettringit durch Kristallisation aus der Lösungsphase wird als nicht schädlich angesehen [71]. Der auf diese Weise gebildete Ettringit wächst in den vorhandenen Porenraum hinein und verursacht deshalb keine Treiberscheinungen. Bilden sich in einer Lösung Kristalle und wird das Wachstum dieser Kristalle in

einer Richtung behindert, dann wachsen sie in dieser Richtung auch nicht mehr weiter, so dass sich kein Druck aufbauen kann [79]. Nur die Ettringitbildung aus fein verteilten festen Phasen (topochemisch) wird als treibend angesehen. Dabei beginnt die Dehnung, wenn die Reaktionsschichten um die festen Partikel, auf denen Ettringit entsteht, ineinander hineinwachsen [in 30]. Auch die Autoren in [80] machen den topochemisch gebildeten Ettringit, der ein orientiertes Wachstum aufweist, für die Dehnungen verantwortlich. Die Ausdehnungen, die dort gemessen wurden, nehmen mit dem Gehalt an dieser Art von Ettringit zu. Das Ausmaß der Dehnungen infolge von topochemisch gebildetem Ettringit hängt nach [80] auch von den Bedingungen bei der Nachbehandlung ab. Die Treibwirkung des topochemisch gebildeten Ettringits ist u.a. auch darauf zurückzuführen, dass das notwendige Wasser an den Reaktionsort diffundieren muss und dort zu einer Volumenzunahme führt [72].

Eine weitere Theorie zur Erklärung der Schädigung ist die Kristallwachstumstheorie. Dabei entsteht ein Kristallisationsdruck infolge eines behinderten Kristallwachstums in einer festen Phase. Der dabei entstehende Kristallisationsdruck ist nach [73] abhängig von der Bildungsreaktion und kann bis zu 20 N/mm² bei der Ettringitbildung aus Portlandit betragen. Dies bedeutet, dass auch Betone sehr guter Qualität durch diese Reaktionen zerstört werden können.

Damit sich in einer Pore durch das Wachstum eines Kristalls ein Druck aufbauen kann, müssen verschiedene Bedingungen erfüllt sein [74]. Die treibende Kraft für das Kristallwachstum ist durch die Übersättigung der Lösung gegeben. Der hydrostatische Druck, der auf den Kristall ausgeübt werden muss, um ein weiteres Wachstum zu verhindern, steigt ebenfalls mit dem Grad der Übersättigung an. Der maximal mögliche Kristallisationsdruck, der auf die Umgebung ausgeübt werden kann, hängt von diesem hydrostatischen Druck, der Kristallgeometrie und der Geometrie der Umgebung ab. Die Größe der Pore hat entscheidenden Einfluss [74, 119]. Je größer die Pore, um so geringer ist der Kristallisationsdruck. Damit ein erheblicher Druck auf die Porenwand ausgeübt werden kann, darf der Porendurchmesser nicht größer als 100 nm sein [74]. Die Obergrenze des möglichen Kristallisationsdruckes ist gegeben durch den Grad der Übersättigung der Lösung, aus der sich der Kristall bildet. Der tatsächlich vorhandene Druck kann allerdings sehr viel kleiner sein und hängt vom Kontaktwinkel zwischen der Porenwand und dem Kristall ab. Dies bedeutet, dass die weitere Aufweitung von Rissen durch die Bildung von Ettringit höchst unwahrscheinlich ist. Es ist außerdem nicht wahrscheinlich, dass das Kristallwachstum in einer Pore Schaden anrichten kann. Dazu ist das Volumen, auf das der Druck wirkt, zu klein. Der Druck muss über einen Bereich mehrerer Mikrometer einwirken, um einen Schaden zu bewirken. Vielfach wird der Ettringit, der in Rissen gefunden wurde, als Ursache für die Entstehung bzw. Aufweitung der Risse genannt. Damit der kristallisierende nadelförmige Ettringit an der Risspitze einen Druck aufbauen kann, muss er einen hohen Kontaktwinkel mit der Porenwand aufweisen. In diesem Fall ist die Keimbildung an der Risspitze aber sehr unwahrscheinlich, da dies den Kontakt des Kristalls mit der abstoßenden Oberfläche maximieren würde. Dabei muss zusätzlich beachtet werden, dass Kristalle, die parallel zum Rissverlauf gerichtet und somit unbelastet sind, auf Kosten der Kristalle wachsen, die rechtwinklig zum Riss orientiert sind. Dadurch wird die Übersättigung der Lösung verbraucht und es bilden sich kaum Kristalle, die einen Druck ausüben können. Im Fall von Ettringit ist es wahrscheinlicher, dass kompakte Kristalle, die in kleinen Poren auftreten, einen größeren Quelldruck ausüben als die langen Ettringitkristalle, die in Rissen gefunden werden. In diesem Zusammenhang wurde in [69] eine andere Theorie zur Expansion durch verspätete Ettringitbildung präsentiert. Dabei unterscheidet der Autor um die Zementkörner eine Zone innerer und äußerer Reaktionsprodukte. Die inneren Hydratationspro-

dukte entstehen innerhalb der Korngrenzen des Zementkornes, während sich die äußeren Hydratationsprodukte in dem Bereich bilden, in dem zuvor Wasser vorhanden war.

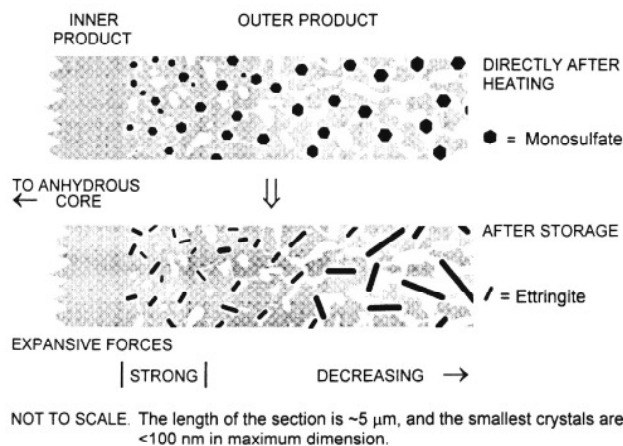


Bild 2-11: Illustration zur Expansionstheorie infolge verspäteter Ettringitbildung nach Taylor [69]

In dem Bereich der äußeren Reaktionsprodukte, der sich direkt an den inneren Bereich anschließt, sind unmittelbar nach der Wärmebehandlung Monosulfat und sehr feine Poren vorhanden. Mit zunehmendem Abstand von dem Korn wird das Gefüge weniger dicht, so dass der Bereich, in dem der maximale Wachstumsdruck ausgebildet werden kann, im relativ dichten Bereich in der Nähe der inneren Reaktionsprodukte ist. Während der Lagerung im Anschluss an die Wärmebehandlung wird das Monosulfat in Ettringit umgewandelt und die Dehnung verursacht Risse sowohl in der Matrix, als auch um die Zuschläge. In diesen Rissen rekristallisiert dann Ettringit und Calciumhydroxid, allerdings geht von diesen kein Expansionsdruck aus. Auch in [50] wird die Ansicht vertreten, dass durch eine Rekristallisation von Ettringit, die zweifellos stattfindet, kein ausreichender Druck ausgeübt werden kann, der zu den für das Wachstum nötigen Rissen führt.

Auch in [59] wird die Ansicht vertreten, dass die Expansion durch den Kristallisationsdruck des Ettringits entsteht. Dieser präsentiert zu den üblichen Ansätzen, in denen der entstehende Kristallisationsdruck vom Grad der Übersättigung der Lösung abhängt, einen anderen Ansatzpunkt. Da es sich bei Beton um ein quasi-sprödes Material handelt, kann die Bruchmechanik angewendet werden. In vereinfachter Form wird jede Zugspannung, die in der Nähe einer Rissspitze wirkt, durch einen Spannungsintensitätsfaktor vergrößert. Dieser Faktor hängt von der Länge des Risses und der Geometrie der Rissspitze ab (siehe Gleichung (5)).

$$K_t = \frac{s_m}{s_0} = 2 \left(\frac{a}{r_t} \right)^{1/2} \quad (5)$$

mit:

- K_t = Spannungsintensitätsfaktor
- s_m = Spannung an der Rissspitze
- s_0 = aufgebrachte Zugspannung
- a = halbe Risslänge
- r_t = Krümmungsradius der Rissspitze

Die Risse im Beton sind in der Regel bezüglich dem Krümmungsradius der Rissspitze sehr lang und führen somit zu sehr hohen Spannungskonzentrationen. Dadurch könnten auch geringe, aus thermodynamischen Berechnungen ermittelte Kristallisationsdrücke wie zum Bei-

spiel in [75] präsentiert (3 N/mm^2), zu sehr großen Spannungen an der Rissspitze und somit zu einer fortschreitenden Dehnung und Aufweitung der Risse führen.

Die Ausdehnung wird durch verschiedene Faktoren beeinflusst. Es gibt die Tendenz, dass mit zunehmendem Gehalt an Ettringit auch die Dehnungen zunehmen, allerdings ohne einen allgemeinen Zusammenhang. Dafür spricht auch die Tatsache, dass das Ausmaß der Dehnungen auch vom Gehalt an verfügbarem Porenvolumen abhängt. Ettringit, der sich in den frei zugänglichen Poren niederschlägt, hat keinen Anteil an der Dehnung. Wie oben beschrieben, hängt die Dehnung auch von der Art der Poren ab. Daraus kann geschlossen werden, dass mit zunehmendem Hydratationsgrad die absoluten Dehnungen zunehmen, da dadurch das Volumen, die Größe und die Verbindung der Kapillarporen verringert werden. Die Behandlungs- und Lagerungsbedingungen führen bei einem konstanten Ettringitgehalt ebenfalls zu unterschiedlichen Dehnungen. Die Dehngeschwindigkeit wird auch durch den Verbund zwischen den Zuschlägen und der Matrix beeinflusst. Je besser der Verbund (z.B. bei Kalkstein), um so eher ist der Beton in der Lage, die Reaktion und damit die Expansion zu behindern.

Die Sulfatbeständigkeit von Portlandzementen hängt nach [76] nicht nur vom absoluten Aluminatgehalt ab, sondern von der Verteilung der Klinkerphasen auf die Aluminaträger C_3A und C_4AF . So wird berichtet, dass die Beständigkeit gegenüber einer Sulfateinwirkung mit zunehmendem Verhältnis $\text{C}_3\text{A}/\text{C}_4\text{AF}$ abnimmt. Dabei ist die Wirkung von reinem Ettringit und den AFt-Mischkristallen unterschiedlich. Demnach bildet reiner Ettringit bei einem pH-Wert zwischen 12,5 und 12,9 büschelförmige, lange Nadeln direkt auf der Oberfläche des C_3A , ohne dass das C_3A vorher in Lösung geht. Diese Nadeln sind nach [77, 78] die Ursache für die Treiberscheinungen.

Verschiedene Argumente sprechen jedoch gegen die Theorie des Kristalldrucks. Dazu gehört, dass es unwahrscheinlich ist, dass die Bedingungen zur Bildung eines Kristalldruckes über Jahre hinweg in einem Beton vorhanden sind. Nach [81, 123] ist die Expansion vielmehr auf eine homogene Ausdehnung der Matrix zurückzuführen. Auf Basis thermodynamischer Untersuchungen im System $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaSO}_4\text{-Na}_2\text{O-H}_2\text{O}$ wurde folgender Ablauf für die Entstehung der homogenen Ausdehnung dargestellt. Der Sulfatgehalt der Porenlösung steigt durch die hohen Temperaturen der Wärmebehandlung beträchtlich an, das anschließende Abkühlen der Proben führt zu einer Übersättigung der Lösung hinsichtlich Ettringit. Die Übersättigung führt zu einer massiven Ettringit ausfällung. Diese starke Ettringitbildung wird jedoch nicht als schädlich angesehen. Vielmehr ist die Keimbildung von Ettringit innerhalb bereits bestehender Monosulfatkristalle, die eng mit dem inneren C-S-H verbunden sind, die Ursache für die Expansion. Der genannte Ablauf steht allerdings im Widerspruch zu Ergebnissen in [82]. Dieser untersuchte die extrahierte Porenlösung wärmebehandelter Zementleimproben und es konnte zu keinem Zeitpunkt Monosulfat nachgewiesen werden. Auch ein deutlicher Anstieg des Sulfatgehaltes durch die Wärmebehandlung und ein starkes Ausfällen von Ettringit nach der Wärmebehandlung in einem Zeitraum bis zu 28d konnte nicht festgestellt werden.

Auch in [83] wird behauptet, dass die Expansion auf eine homogene Ausdehnung der Matrix zurückzuführen ist. Dabei wurde festgestellt, dass die Ringspalte um die Zuschlagkörner herum proportional zu der Korngröße sind. Dies wurde auf eine homogene Ausdehnung der Matrix zurückgeführt, da die Bildung von Spalten, die zur Korngröße proportional sind, durch Ettringit unwahrscheinlich ist. Die homogene Ausdehnung der Matrix findet durch die Bildung von mikrokristallinem Ettringit in den C-S-H-Phasen statt. Der in den Spalten entdeckte Ettringit ist vermutlich durch spätere Lösungs- und Rekristallisationsvorgänge entstanden und

keine Ursache der Dehnung. Alternativ besteht aber auch die Möglichkeit, dass die Verknüpfung von Zuschlaggröße und Rissbreite um diese durch unterschiedliche thermische Ausdehnungen während der Wärmebehandlung entstanden sind [50]. Damit kann auch erklärt werden, weshalb unterschiedliche Zuschläge zu verschiedenen Dehnungen führen. Durch das unterschiedliche thermische Dehnungsverhalten bilden sich unterschiedlich große Mikrorisse, in denen dann wiederum Ettringit entstehen kann. Nach [83] gibt es noch einen weiteren Punkt, der gegen die Kristalldrucktheorie spricht. Die Risse, die in geschädigten Betonen vorhanden sind, gehen in der Regel nicht von vollständig mit Ettringit gefüllten Luftporen aus. Wenn nun der entstehende Kristalldruck für die Bildung von Rissen verantwortlich ist, müsste sich eine solche Pore wie ein expansives Teilchen verhalten und es müssten Risse, die von diesen Poren ausgehen und in die umgebende Matrix verlaufen, zu beobachten sein. Es ist allgemein anerkannt, dass Risse von Zuschlägen ausgehen und dass diese Ettringit enthalten. In [59] und [84] wurde jedoch festgestellt, dass die Risse nicht komplett um die Zuschläge herum verlaufen und die Dicke nicht von der Korngröße des Zuschlages abhängt. Des Weiteren waren die in diesen Versuchen beobachteten Risse entweder während des gesamten Betrachtungszeitraumes leer oder ganz mit Ettringit gefüllt. Nach der Theorie einer gleichmäßigen Dehnung der Matrix würden sich die Risse um die Zuschläge bilden und langsam mit Ettringit füllen. Zusätzlich fanden sie Ettringit auch in Rissen im Zementleim. Die Ursache für die Dehnungen an den in [84] geprüften Portlandzementmörteln ist nach deren Meinung in der Bildung von Ettringitbändern und nicht in einer homogenen Ausdehnung der Matrix zu suchen.

In [50] wird aus der gleichmäßigen Bildung von Ettringitbändern um die Zuschläge bei Betonen, die eine deutliche Ausdehnung zeigten, geschlossen, dass dies darauf zurückzuführen ist, dass sich die Matrix von den Zuschlägen wegbewegt und einen Hohlraum zurücklässt, der nach und nach durch Kristallwachstum ausgefüllt wird. Der Expansionsprozess findet nach dessen Meinung in der Matrix und nicht in der Kontaktzone zwischen Zuschlag und Matrix statt. Allerdings sind nicht um alle Zuschlagkörner Hohlräume entstanden, was wiederum gegen eine einfache gleichförmige Ausdehnung der Matrix spricht.

Nach [69, 85] können beide Mechanismen zusammen erklärt werden. In diesen Veröffentlichungen wird die Ansicht vertreten, dass die Dehnungen von der Matrix ausgehen und nicht gleichmäßig und isotrop verlaufen. Auch unter der Annahme, dass die Dehnungen gleichmäßig sind, gilt dies nicht automatisch für die Behinderung der Dehnung. Die Gründe für dieses ungleichmäßige Verhalten sind vielfältig. Dazu gehören z.B. Steifigkeitsunterschiede in der Matrix, heterogene Verteilung der Hydratationsprodukte oder eine unterschiedliche Verteilung der Zuschläge. Aus diesem Grund können Dehnungen sowohl um die Zuschläge auftreten, als auch in der Matrix. Damit kann auch erklärt werden, dass die Risse um die Zuschläge nicht gleichmäßig dick sein müssen.

Der Verlauf der Expansion im Dehnungs-Zeit-Diagramm legt den Schluss nahe, dass die Ausdehnung mit der Bildung einer bestimmten Menge an neuen Phasen korreliert. Die Ausdehnung hat einen Grenzwert, ab dem das System stabil bleibt. Die zum Teil sehr langen Induktionsperioden bis zum Einsetzen der Dehnungen lassen vermuten, dass ein langsamer Diffusionsprozess die Expansion steuert. Da der Ettringit in seiner Struktur sehr viel Wasser aufweist, könnte es sich bei diesem Diffusionsprozess um die Feuchtigkeitsbewegung aus der Umgebung in die Probe handeln. Eine Verringerung des w/z -Wertes führt zu einer größeren absoluten Dehnung, während die Anwesenheit von Luftporen zu einer Verringerung führen kann. Das Ausmaß der Dehnung hängt somit vermutlich von dem Unterschied der gebildeten

Ettringitmenge zu dem vorhandenen Porenvolumen ab. Damit hat die Struktur der Leimphase einen großen Einfluss auf das Ausdehnungsverhalten. Dies würde die Vermutung, dass es sich um eine homogene Ausdehnung der Matrix handelt, bestärken [50].

Andere Meinungen [86] gehen dahin, dass eine Ettringitbildung in bereits vorhandenen Rissen zu einer weiteren Aufweitung der Risse führen und somit schädigend wirken kann. Eine Voraussetzung für diesen Mechanismus ist eine innere Sulfatquelle, die das Sulfat nur langsam abgibt.

Wiederum andere Autoren vertreten den Standpunkt, dass die Dehnung nicht durch die Ettringitbildung selbst, sondern durch die Wasseranlagerung an der Oberfläche feinkristalliner gelähnlicher Ettringitpartikel mit sehr großer Oberfläche entsteht. Dazu ist nach [87, 88] bei der Bildung von Ettringit die Anwesenheit von Kalk notwendig. Diese Wasseradsorption verursacht ein Quellen, das wiederum zur Schädigung des Gefüges führt [80]. Allerdings wurde in [80] auch festgestellt, dass in manchen zementösen Systemen eine Expansion auch bei einem Verlust von Wasser infolge Verdunstung stattfinden kann.

Um einen Quelldruck ausüben zu können, muss ein Stoff verschiedene Kriterien erfüllen. Er sollte ausreichend porös und weitgehend unlöslich sein, eine ähnliche Polarität wie Wasser haben und nicht dreidimensional vernetzt sein. Nach Ansicht der Autoren, die die Quelltheorie vertreten, erfüllt Ettringit diese Voraussetzungen (siehe [30]). Der Hauptanteil der Dehnungen ist dabei nicht auf eine Änderung des Kristallwassergehalts, sondern auf eine weitere physikalische Anlagerung von Wasser an den Ettringit zurückzuführen. Damit große Dehnungen infolge der Wasseranlagerung möglich sind, muss das C-S-H destabilisiert sein und somit an Festigkeit verloren haben. Dies geschieht, wenn in dem umgebenden Medium Hydroxidionen durch Sulfationen ersetzt werden. Unter diesen Bedingungen ist dann eine Dehnung des mikrokristallinen Ettringits durch osmotische Kräfte möglich. Mit Hilfe dieser Theorie konnte erklärt werden, dass bei Zementen, die nach der Hydratation einen geringen Gehalt an $\text{Ca}(\text{OH})_2$ aufweisen, nur geringe Dehnungen festzustellen sind. Bei einem geringen Calciumhydroxidangebot entsteht v.a. nadelförmiger Ettringit, während ein Quellen nur bei kolloidalem Ettringit möglich ist [89]. Dies ist ebenfalls eine mögliche Erklärung für die Tatsache, dass Betone bei feuchten Bedingungen stärker expandieren als bei trockener Umgebung.

Die Quelltheorie widerspricht allerdings der Rekrystallisationstheorie in [90, 91]. Der quellfähige Ettringit entsteht nur bei hohen pH-Werten, andererseits destabilisiert sich die C-S-H-Phase nur bei niedrigem pH-Wert. Demzufolge müsste der quellfähige Ettringit bei einer Absenkung des pH-Wertes erhalten bleiben und nicht, wie in [90, 91] vermutet, in Lösung gehen. In [92] wird das Quellen auf einen etwas anderen Mechanismus zurückgeführt. Die Oberfläche der feinkristallinen Ettringitkristalle sind bedeckt mit OH^- -Ionen und somit negativ geladen. An der Oberfläche der Kristalle werden Wasserdipole gebunden und dadurch elektrostatisch gleichsinnig ausgerichtet. Aus diesem Grund stoßen sich die Dipole voneinander ab und führen dadurch zu einer Volumenvergrößerung.

Eine Kombination aus Quelldruck und Kristallisationsdruck wird ebenfalls für möglich gehalten [93]. Es wird dabei der Entstehungsort für die Stärke der Dehnung als entscheidend angesehen. Ettringitbildung in der Nähe von Aluminatphasen wird im Gegensatz zu Ettringit, der aus der Porenlösung in großen Poren ausfällt, als schädigend betrachtet. Dabei soll der Ettringit in der Matrix bei hohen OH^- -Ionenkonzentrationen entstehen, während bei einem geringen Anteil an Hydroxid Ettringit sowohl in der Matrix, als auch in den Poren entsteht.

Grundsätzlich kann auch davon ausgegangen werden, dass die Volumenvergrößerung um das 8-fache bei der Bildung von Ettringit aus C_3A verbunden mit einer räumlichen Behinderung der Ausdehnung durch andere Hydratphasen zur Schädigung des Gefüges ausreicht.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass Ettringit, der aus der Lösungsphase in Poren und Risse rekristallisiert, allgemein als nicht schädigend angesehen wird. Topochemisch gebildeter Ettringit in der Matrix wird meist als Ursache für Dehnungen angeführt. Somit ist der Bildungsmechanismus der entscheidende Ansatzpunkt für die schädigende Ettringitbildung. Allerdings gibt es zu den Ursachen der Bildungsmechanismen noch keine einheitlichen Theorien.

Als weitere notwendige Voraussetzung für eine schädigende sekundäre Ettringitbildung im Zusammenhang mit einer Wärmebehandlung wurde bisher eine Behandlungstemperatur des Betons von 70 °C und höher und der Zutritt von Feuchtigkeit zum Bauteil in der Nutzungsphase genannt. Dies wurde auch bei der Festlegung der Grenzen für die Temperatur einer Wärmebehandlung für Bauteile, die Feuchtigkeit ausgesetzt werden, in [3] berücksichtigt. In [120] wird jedoch von Schäden durch verspätete Ettringitbildung an Eisenbahnschwellen aus wärmebehandeltem Beton berichtet, die lediglich mit einer Temperatur von 60 °C dampfbehandelt wurden. Es wurden somit die Grenzwerte der Richtlinie zur Wärmebehandlung von Beton [3] eingehalten. Die Ursache für die Schädigung wurde hier im verwendeten Zement gesehen. Es handelte sich dabei um einen sehr fein gemahlenden Portlandzement mit einem hohen Alkali- und Sulfatgehalt.

3. Umfang der Untersuchungen

Um die gewünschte Zielsetzung der Aufgabenstellung zu erreichen, sollen selbstverdichtende Betone nach dem Mehlkorntyp, dem Kombinationstyp und dem Stabilisierertyp untersucht werden. Die dabei durchgeführten Untersuchungen können in 4 Teilbereiche unterteilt werden (siehe Bild 3-1). Zunächst war der Einfluss der Wärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften der SVB zu untersuchen. Dazu wurden die hergestellten SVB mit unterschiedlichen maximalen Behandlungstemperaturen auf eine Reife gebracht, die einer dauerhaften Lagerung von 3 d bei 20 °C entspricht. Im Anschluss an die Wärmebehandlung wurde die Druckfestigkeit, die Spaltzugfestigkeit und der statische E-Modul geprüft und diese Werte mit den Ergebnissen der Referenzmischungen, die bei 20 °C gelagert wurden, verglichen. Bei den Referenzbetonen wurden auch die mechanischen Kennwerte nach einer Lagerungsdauer von 28 d ermittelt. Teilweise wurden auch die wärmebehandelten Mischungen im tatsächlichen Alter von 28 d geprüft. Dabei wurden diese Proben dann im Anschluss an die Wärmebehandlung bis zum 7. Tag nach Herstellung bei 20 °C und 100 % rel. Feuchte und anschließend bis zur Prüfung bei 20 °C und 65 % rel. Feuchte gelagert.

Der zweite Teilbereich des Untersuchungsprogramms beschäftigt sich mit den Auswirkungen der Wärmebehandlung mit unterschiedlichen Temperaturen auf das Gefüge der Betone. Dazu wurden unmittelbar nach der Wärmebehandlung und an den Referenzmischungen mit identischem chemischem Alter mit Hilfe der ESEM-Mikroskopie das Gefüge analysiert sowie die Gesamtporosität und Porenradienverteilung der Betone mit geeigneten Verfahren ermittelt. In einem weiteren Schritt sollte geklärt werden, ob die Wärmebehandlung einen Einfluss auf die sich bildenden Hydratationsprodukte hat und ob diese Betone nach einer Wärmebehandlung möglicherweise bei einem Sulfatangriff von außen oder von innen durch nicht verbrauchtes Calciumsulfat eher geschädigt werden als die Referenzbetone, die dauerhaft bei einer Temperatur von 20 °C gelagert wurden. Dazu wurde die chemische Zusammensetzung der Porenlösung dieser Betone unmittelbar nach der Wärmebehandlung und in höherem Betonalter analysiert. Die Phasenbildung bei der Hydratation wurde mit Hilfe der Röntgenbeugungsanalyse bestimmt. Um jedoch eine gesicherte Aussage treffen zu können, ob sich die Wärmebehandlung hinsichtlich der Dauerhaftigkeit negativ auswirkt, sind Langzeitversuche bei praxisrelevanten Lagerungsbedingungen notwendig.

Dies wurde im 4. Teilbereich untersucht. Dazu wurden die wärmebehandelten Mörtel der SVB bei freier Bewitterung, Wasserlagerung bei 10 °C, Sulfatlagerung bei 20 °C und in gesättigter Calciumhydroxidlösung bei 20 °C über einen Zeitraum von 12 Monaten untersucht. Im Anschluss an diese 12 Monate wurden die Proben für weitere 4 Monate einer zyklisch wechselnden Trocken-/Wasserlagerung ausgesetzt, auf die eine reine Trockenlagerung für weitere 2 Monate folgte. Dadurch sollten verschärfte Bedingungen für eine mögliche Phasen Neubildung geschaffen werden. In diesem Teilbereich wurde die Längenänderung, der dynamische E-Modul, die Druckfestigkeit und die Biegezugfestigkeit in festgelegten Zeitabständen gemessen. Zusätzlich wurde die Phasenbildung an ausgesuchten Mörtelproben untersucht.

Eine Übersicht über den Umfang der durchgeführten Untersuchungen ist in Bild 3-1 dargestellt.

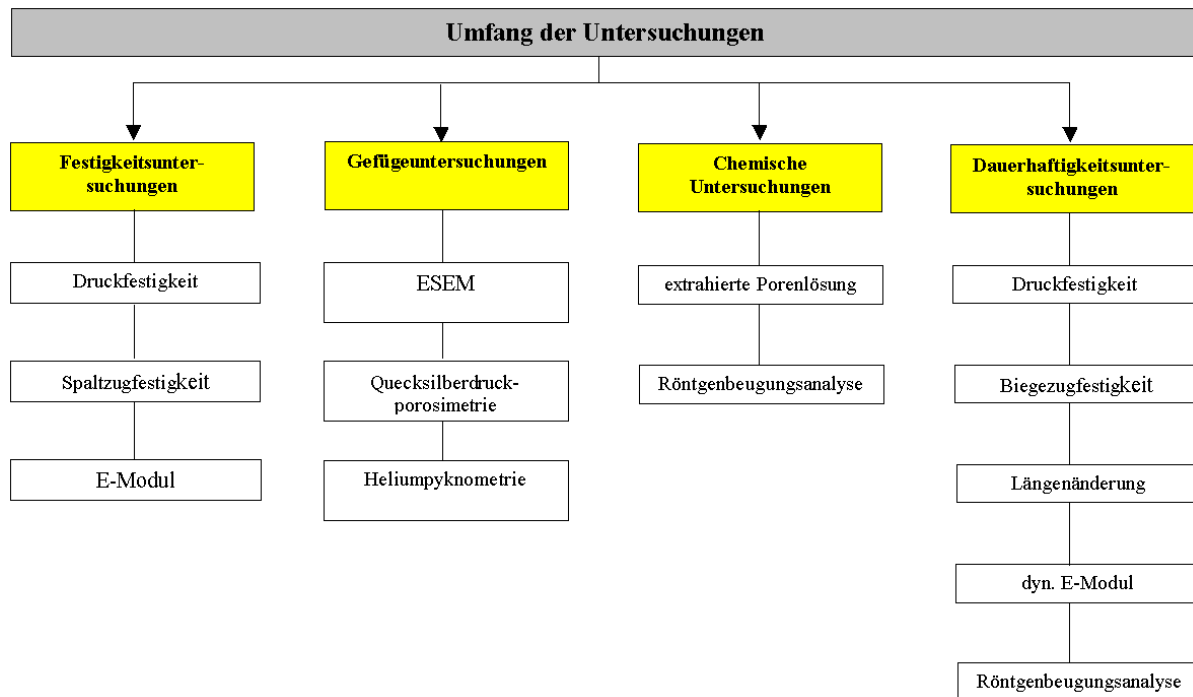


Bild 3-1: Übersicht über die durchgeführten Untersuchungen

3.1. Verwendete Betonmischungen

Sowohl für den Mehlkorntyp, als auch für den Kombinationstyp wurden Mischungen mit Zielfestigkeiten von 25 N/mm², 45 N/mm², 65 N/mm² und 85 N/mm² konzipiert. Lediglich beim Stabilisierertyp wurde nur eine Mischung mit einer Zielfestigkeit von 25 N/mm² zusammengestellt. Der Grund hierfür liegt darin, dass es schwierig ist, einen Beton dieses Typs innerhalb der für Normalbeton zulässigen Grenzen für den Mehlkorngehalt herzustellen, der allen Anforderungen an einen SVB gerecht wird. Auch bei der hier untersuchten Mischung konnte kein blockierfreies Fließen bei Untersuchungen mit dem Blockierring nachgewiesen werden. Diese Mischung wurde dennoch in das Untersuchungsprogramm aufgenommen, da die anderen Anforderungen an einen SVB erfüllt wurden (siehe Tabelle 8) und diese Mischung für unbewehrte Bauteile durchaus eingesetzt werden kann. Des Weiteren macht die Untersuchung eines auf diese Weise zusammengesetzten SVB hinsichtlich der Eigenschaften nach einer Wärmebehandlung für die Anwendung der Richtlinie durchaus Sinn.

Die tatsächliche Festigkeit der Betone sollte möglichst genau den projizierten Festigkeiten entsprechen. Zur Festlegung der w/z - bzw. $(w/z)_{eq}$ -Werte wurden die Walzkurven herangezogen. Um den positiven Einfluss der günstigeren Kornabstufung von SVB auf die Festigkeit zu berücksichtigen, wurde auf ein Vorhaltemaß verzichtet. Für den Zuschlag wurde Rheinkies und Rheinsand mit einer Korngröße zwischen 0 mm und 16 mm verwendet.

Um die Betone eindeutig zu kennzeichnen, wurde folgende Nomenklatur eingeführt: Am Anfang jeder Mischung steht entweder ein „M“, „K“ oder ein „S“. Der Großbuchstabe steht für den jeweiligen SVB-Typ. Dabei steht „M“ für Mehlkorntyp, „K“ für Kombinationstyp und „S“ für Stabilisierertyp. Dem Großbuchstaben folgt eine Zahl, welche die Zielfestigkeit (Druckfestigkeit gemessen mit Würfeln mit einer Kantenlänge von 150 mm) des Betons angibt. Die zweite Zahl steht für die Maximaltemperatur der Wärmebehandlung bzw. die Lagerungstemperatur. Die dritte Zahl gibt an, welche Reife in °C-Tagen (bei einer Lagerung von 20 °C) erreicht werden soll. Dies bedeutet bei einer Bezeichnung M85-60-3 zum Beispiel,

dass es sich um einen Mehlkorntyp mit einer projizierten Würfeldruckfestigkeit von 85 N/mm² handelt, der bei einer maximalen Temperatur von 60 °C wärmebehandelt wurde, um eine Reife zu erreichen, die einer Lagerung von 3 Tagen bei 20 °C entspricht.

Die Zusammensetzungen der Mischungen sind in Tabelle 3 und Tabelle 4 dargestellt. Der in Tabelle 3 und Tabelle 4 angegebene $(w/z)_{eq}$ -Wert wird mit folgender Gleichung berechnet:

$$(w/z)_{eq} = \frac{w}{z + 0,4f} \quad (6)$$

mit:

w = Wassergehalt [kg/m³]

z = Zementgehalt [kg/m³]

f = Gehalt an Steinkohleflugasche (f anrechenbar $\leq 0,33 z$) [kg/m³]

Tabelle 3: Mischungszusammensetzung der untersuchten Kombinationstypen

	K25	K45	K65	K85
Zementart	CEM II/A-LL 32,5R	CEM II/A-LL 32,5R	CEM II/A-LL 42,5R	CEM II/A-LL 42,5R
Zementgehalt [kg/m³]	240	300	350	500
Wasser [kg/m³]	170	166	170	185
Kalksteinmehl [kg/m³]	316	104	79	0
Steinkohleflugasche [kg/m³]	0	99	119	129
Sand 0/4 mm [kg/m³]	746	775	751	705
Kies 4/16 mm [kg/m³]	878	900	873	819
Mehlkorngehalt [kg/m³]	569	516	560	643
Fließmittelgehalt [M.-% von Zementgehalt]	1,25	1,35	1,35	1,60
Stabilisierergehalt [M.-% von Zementgehalt]	0,20	0,10	0,10	0,10
$(w/z)_{eq}$ [-]	0,71	0,49	0,43	0,34

Tabelle 4: Mischungszusammensetzung der untersuchten Mehlkorntypen und des Stabilisierertyps

	M25	M45	M65	M85	S25
Zementart	CEM II/A-LL 32,5R	CEM II/A-LL 32,5R	CEM II/A-LL 42,5R	CEM II/A-LL 42,5R	CEM II/A-LL 32,5R
Zementgehalt [kg/m³]	240	300	350	500	240
Wasser [kg/m³]	168	166	170	183	192
Kalksteinmehl [kg/m³]	338	134	66	0	145
Steinkohleflugasche [kg/m³]	0	99	119	137	0
Sand 0/4 mm [kg/m³]	752	763	751	705	815
Kies 4/16 mm [kg/m³]	856	887	873	819	928
Mehlkorngehalt [kg/m³]	594	545	548	650	402
Fließmittelgehalt [M.-% von Zementgehalt]	1,25	1,25	1,35	1,45	1,50
Stabilisierergehalt [M.-% von Zementgehalt]	0,00	0,00	0,00	0,00	0,45
$(w/z)_{eq}$ [-]	0,70	0,49	0,43	0,34	0,80

Bei dem in Tabelle 3 und Tabelle 4 angegebenen Wassergehalt handelt es sich um die Gesamtzugabewassermenge, d.h. der Wassergehalt des Fließmittels wurde bei der Wasserzugabe entsprechend berücksichtigt.

Die Sieblinien der hergestellten Betonmischungen sind in Bild 3-2 dargestellt.

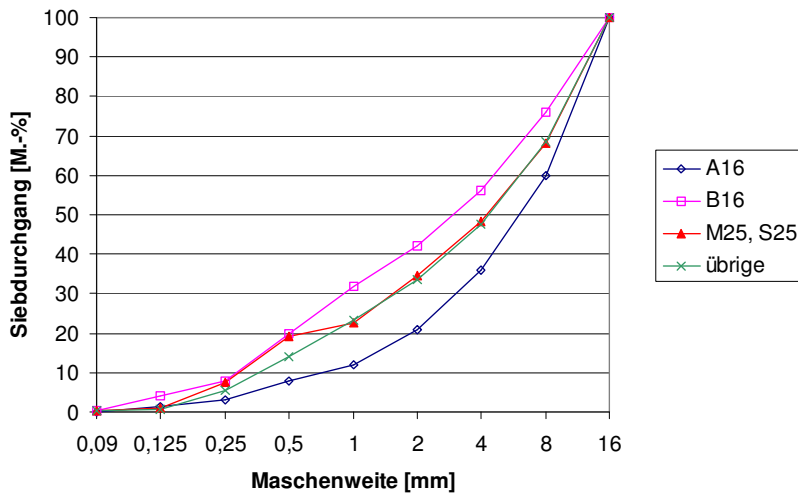


Bild 3-2: Sieblinien der verwendeten Gesteinskörnungen

3.2. Charakterisierung der Ausgangsstoffe

Für die in dieser Arbeit hergestellten Probekörper wurden ein CEM II/A-LL 32,5 R und ein CEM II/A-LL 42,5R der Firma Schwenk aus dem Werk Allmendingen verwendet. Um einen Einfluss verschiedener Lieferchargen auszuschließen, wurde eine entsprechend große Menge Zement zu Beginn des Versuchsprogramms beschafft und für eine dauerhafte Lagerung luftdicht in Spannringfässern aufbewahrt. Das Ergebnis der Röntgenfluoreszenzanalyse der beiden Zemente ist in Tabelle 5 zusammengestellt. Der Zement CEM II/A-LL 32,5 R weist eine Mahlfeinheit nach Blaine von 4530 cm²/g und der Zement CEM II/A-LL 42,5 R eine Mahlfeinheit von 5280 cm²/g auf.

Tabelle 5: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Zemente.

	Anteil [M.-%]												
	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	CaO	MgO	MnO	K ₂ O	Na ₂ O	TiO ₂	SO ₃	P ₂ O ₅	SrO	Glühverlust
CEM II /A-LL 32,5R	19,50	5,33	2,77	65,63	2,05	0,05	1,18	0,00	0,25	2,84	0,30	0,08	6,62
CEM II /A-LL 42,5R	19,50	5,36	2,83	66,15	1,97	0,05	1,03	0,03	0,26	2,45	0,28	0,07	4,64

Mit der Kenntnis dieser chemischen Zusammensetzung können die Klinkerphasen nach Bogue [135] berechnet werden. Bei dieser Berechnung wurde der CaO-Gehalt des Zuschlagstoffes Kalksteinmehl der beiden Zemente berücksichtigt. Dazu wurde der CO₂-Gehalt der Zemente bestimmt und aus diesem stöchiometrisch der CaO-Gehalt unter der Annahme, dass das zugemahlene Kalksteinmehl zu 100 % aus CaCO₃ besteht, berechnet. Dieser CaO-Gehalt wurde dann vom gesamten CaO-Gehalt aus der RFA-Analyse abgezogen. Das Ergebnis dieser Berechnungen ist in Tabelle 6 dargestellt.

Obwohl diese Berechnung nach Bogue aus dem Jahr 1929 stammt, handelt es sich hierbei, trotz gewisser Einschränkungen, nach wie vor um die einzige allgemein anerkannte Methode zur Berechnung der Klinkerphasen. In [136] wurde eine modifizierte Berechnung nach Bogue präsentiert, die jedoch nicht allgemein anerkannt ist [115]. Auch in neueren Veröffentlichungen zur Berechnung der Klinkerphasen wird nach wie vor das ursprüngliche Verfahren nach Bogue verwendet [29].

Tabelle 6: Klinkerphasen nach Bogue und weitere Kennwerte der verwendeten Zemente

	C ₄ AF	C ₃ S	C ₂ S	C ₃ A	KST I	SM	TM	Na ₂ O _{äq.}
CEM II /A-LL 32,5R	8,9	41,4	27,9	10,0	89,0	2,41	1,92	0,83
CEM II /A-LL 42,5R	8,9	55,3	16,1	9,7	94,6	2,38	1,90	0,74

Bei dem verwendeten Fließmittel handelt es sich um ein Produkt auf Basis von Polycarboxylatether (PCE) mit einem Feststoffanteil von 35 % (Woerment FM/BV 375). Zusätzlich wurde bei den Betonen nach dem Stabilisierertyp und dem Kombinationstyp ein stabilisierender Zusatz eingesetzt. Dabei handelt es sich um Woermann Unterwassercompound (ST). Dieses Zusatzmittel ist weitgehend wasserunlöslich und verfügt über ein hohes Quellvermögen. Die Rohstoffbasis sind natürliche und synthetische Polymere. Das verwendete Kalksteinmehl Calcit MS14 stammt von der Firma Schön und Hippelein und weist einen CaCO₃ Gehalt größer 99 % auf. Als weiterer Zusatzstoff kam Steinkohleflugasche zum Einsatz. Auch hier wurde zur Vermeidung von Schwankungen in der Zusammensetzung immer Flugasche aus dem Kraftwerk in Altbach verwendet. Als Zugabewasser wurde Leitungswasser der Stadt Stuttgart benutzt.

3.3. Herstellung der Betone

Um eine möglichst gute Vergleichbarkeit der Frischbetonuntersuchungen untereinander zu gewährleisten, wurden alle Betone nach dem gleichen Schema hergestellt und geprüft. Bei der Herstellung wurden zuerst die Zuschläge kleiner 2 mm und, falls vorhanden, der Stabilisierer in den Mischer gegeben und 30 s lang gemischt. Anschließend wurden Zement und die Zusatzstoffe dazugegeben und weitere 60 s homogenisiert. Danach wurde ca. 80 % des Anmachwassers eingefüllt und 60 s gemischt. Der nächste Schritt bestand in einer Prüfung, ob in den Kanten des Mixers noch trockene Feinbestandteile haften geblieben sind. Diese wurden mit einer Kelle aus den Ecken herausgeschabt, die Zuschläge größer 2 mm zugegeben und für weitere 60 s gemischt. Als nächstes wurde das Fließmittel und das restliche Anmachwasser zugegeben und die nun vollständige Mischung für weitere 180 s gemischt.

Im Anschluss an die Frischbetonprüfungen wurden die Probekörper für die Ermittlung der mechanischen Kennwerte hergestellt. Die Schalungen wurden mit Hilfe einer ca. 1,5 m langen Schütte befüllt. Somit war gewährleistet, dass sich der Beton ausreichend während des Fließvorganges entlüften konnte.

Aus praktischen Gründen war es nicht möglich, die Probekörper für alle Behandlungstemperaturen in einer Charge zu betonieren. Für jede Behandlungstemperatur mussten die Betone separat hergestellt werden. Die Prüfung der rheologischen Eigenschaften erfolgte lediglich bei der ersten Charge für jeden SVB-Typ, der Luftgehalt und die Frischbetontemperatur wurden bei jedem Betoniervorgang ermittelt.

3.4. Durchführung der Wärmebehandlung

Für die Durchführung der Wärmebehandlung wurden die Grenzwerte für die Maximaltemperatur, die Temperatur während der Vorlagerungszeit und die Aufheiz- bzw. Abkühlrate aus der Richtlinie zur Wärmebehandlung von Beton des DAfStb [3] herangezogen. Mit diesen Vorgaben und den unterschiedlichen Maximaltemperaturen sollten verschieden scharfe Wärmebehandlungen simuliert werden, die möglichst genau der praktischen Vorgehensweise in Fertigteilwerken entsprechen. Das Vorgehen für die unterschiedlichen Behandlungstemperaturen ist in Tabelle 7 zusammengestellt.

Tabelle 7: Verlauf der Wärmebehandlung für unterschiedliche Maximaltemperaturen

		Maximaltemperatur		
		40 °C	60 °C	80 °C
Vorlagerungszeit	[h]	3,0	3,0	1,0
Vorlagerungstemperatur	[°C]	30,0	30,0	30,0
Aufheizrate	[K/h]	10,0	10,0	10,0
Halten bei T _{max}	[h]	14,0	5,0	3,0
Abkühlrate	[K/h]	10,0	10,0	10,0
Lagerung bei 20 °C vor Prüfung	[h]	30,6	27,4	4,1
Gesamtbehandlungsdauer	[d]	2,1	1,8	0,8

Die Wärmebehandlung der Betone wurde mit zwei programmierbaren Wärmeschränken durchgeführt und erfolgte in gut leitenden Stahlschalungen. Vor dem Befüllen wurden die Schalungen in den Wärmeschränken auf die Vorlagerungstemperatur vorgewärmt. Um eine ausreichende Luftfeuchtigkeit während der Wärmebehandlung zu gewährleisten und ein Austrocknen der Probekörper an der oben offenen Seite zu vermeiden, wurden in die Schränke wassergefüllte Behälter gegeben, die durch Verdunstung des Wassers für eine ausreichende Luftfeuchtigkeit sorgen sollten. Nach der Wärmebehandlung wurden die Proben auf Risse o.ä. untersucht und Unregelmäßigkeiten festgehalten. Es konnten jedoch bei keinem Probekörper Risse an der Betonoberfläche im Anschluss an die Wärmebehandlung festgestellt werden.

Die nicht wärmebehandelten Referenzprobekörper wurden im Anschluss an die Herstellung in einem Klimaraum bei einer Temperatur von 20 °C und einer rel. Feuchte von 100 % aufbewahrt. Die Proben für die 28 d Festigkeit sind nach einer Woche in einen Klimaraum mit 20 °C und 65 % rel. Feuchte umgelagert worden.

Die wärmebehandelten Proben wurden unmittelbar nach der Herstellung in die vorgesehenen Wärmeschränke gebracht und die Wärmebehandlung durchgeführt. Die Nachlagerung im Anschluss an die Wärmebehandlung erfolgte für die Proben, die ein wirksames Alter von 3 d aufweisen sollten, bis zur Prüfung in einem Klimaraum bei 20 °C und einer relativen Feuchte von 100 %.

Der Temperaturverlauf der Wärmeschränke entspricht nicht den Temperaturen, die tatsächlich in den Betonproben erreicht werden. Für die Wärmebehandlung wurden zwar gut leitende Stahlschalungen verwendet, diese sorgen aber trotzdem für eine gewisse Abschirmung der Proben. Es kann davon ausgegangen werden, dass die tatsächliche Temperatur im Beton dem Temperaturregime, das der Wärmeschrank durchläuft, hinterherhinkt. Um beurteilen zu können, ob mit der Wärmebehandlung auch die angestrebte Reife erreicht wurde, ist für jede untersuchte Mischung ein gesonderter Würfel hergestellt worden. In diesen Würfel wurde in die Mitte ein Thermoelement einbetoniert, mit dem kontinuierlich die Temperatur des Betons gemessen werden konnte. Aufgezeichnet wurden die Messwerte mit einem Datenlogger. Der so präparierte Würfel wurde identisch wie die übrigen Proben gelagert, so dass für jeden Beton der Temperaturverlauf vom Zeitpunkt des Einbaus in die Schalung bis zur Prüfung bekannt ist. Die Temperaturverläufe der einzelnen Mischungen sind in [1] im Anhang abgebildet.

3.5. Dauerhaftigkeit wärmebehandelter SVB

Das Ziel dieser Versuche ist, den Einfluss der Wärmebehandlung auf die Dauerhaftigkeit von SVB über einen Zeitraum von 18 Monaten zu beobachten. Aus praktischen Gründen konnten diese Versuche nicht an Betonwürfeln durchgeführt werden. Um das Verhalten der in den anderen Versuchen verwendeten Mischungen möglichst unverfälscht zu untersuchen, wurden

die identischen Mischungen wie bei den Festigkeitsuntersuchungen verwendet, bei denen lediglich die Zuschläge größer 2 mm weggelassen wurden. Dadurch wurden z. T. Mörtel hergestellt, die nicht ideal selbstverdichtende Eigenschaften aufwiesen. Dies wurde aber bewusst bei diesen Untersuchungen in Kauf genommen, da die Zusammensetzung der Suspension nicht verändert werden sollte.

Da eine größere Anzahl an praxisnahen Lagerungsbedingungen untersucht und viele unterschiedliche Messgrößen bei unterschiedlichem Probenalter ermittelt werden sollten, konnten nicht alle SVB, die in den vorherigen Kapitel beschrieben wurden, verwendet werden. Des Weiteren war es auch nicht möglich, alle Maximaltemperaturen der Wärmebehandlung anzuwenden. Ziel war es, eine möglichst große Bandbreite an Zusammensetzungen in das Messprogramm aufzunehmen. Verwendet wurden schließlich die Mischungen K25, K65, M25, M85 und S25. Alle Mischungen wurden bei einer maximalen Temperatur von 80 °C wärmebehandelt. Zusätzlich wurden von allen Mörteln Vergleichsproben hergestellt, die nicht wärmebehandelt wurden. Bei den Mischungen K65 und M85 wurde noch der Einfluss einer Behandlungstemperatur von 60 °C auf die Dauerhaftigkeit an separat hergestellten Proben ermittelt. Insgesamt wurden für dieses Messprogramm 432 Prismen hergestellt und geprüft.

Die Mörtel wurden bei der Wärmebehandlung demselben Temperatur-Zeit-Zyklus ausgesetzt wie die Betone bei den Versuchen für die Festigkeitsmessungen (siehe Tabelle 7). Nach der Wärmebehandlung wurden die Probekörper bis zu einem Alter von 7 d bei 20 °C und einer rel. Feuchte von 100 % aufbewahrt. Anschließend erfolgte die Umlagerung in spezielle Behälter mit den Prüfflüssigkeiten. Die nicht wärmebehandelten Prüfkörper wurden nach der Herstellung dauerhaft bis zu einem Alter von 7 d bei 20 °C und 100 % rel. Feuchte gelagert.

Hinsichtlich der Lagerung der Proben sollen unterschiedliche baupraktisch relevante Expositionen untersucht werden. Dazu gehört zum Einen die Lagerung der Probekörper bei freier Bewitterung. Des Weiteren werden Proben unter Wasser bei einer Lagerungstemperatur von 10 °C aufbewahrt. Dies soll ein Fundament bei anstehendem Grundwasser simulieren. Dabei soll hier besonders auf eine mögliche Thaumasitbildung geachtet werden. Die dritte Lagerungsbedingung für die wärmebehandelten Proben ist eine Sulfatlösung (hergestellt mit wasserfreiem Na_2SO_4) mit einem Gehalt an 1500 mg SO_4^{2-} /l Wasser bei einer Temperatur von 20 °C. Zusätzlich werden wärmebehandelte Proben in gesättigter Calciumhydroxidlösung ebenfalls bei einer Temperatur von 20 °C aufbewahrt. Diese Proben sollen als direkte Vergleichsproben zu den nicht wärmebehandelten Probekörpern den möglichen Einfluss der Wärmebehandlung aufzeigen. Aus diesem Grund wurden auch die nicht wärmebehandelten Proben ab dem 7. Tag in gesättigter $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung bei einer Raumtemperatur von 20 °C gelagert. Bis zu einem Alter von 12 Monaten wurden die Probekörper ständig in den entsprechenden Prüfflüssigkeiten gelagert, anschließend folgte eine monatlich wechselnde Trocken-Wasserlagerung bis zum Alter von 16 Monaten, an die sich eine weitere Trockenlagerung der Proben bis zum Alter von 18 Monaten anschloss. Lediglich die frei bewitterten Proben blieben bis zum Alter von 18 Monaten ständig im Freien gelagert.

3.6. Verwendete Prüfverfahren

3.6.1. Frischbetonprüfverfahren

Die für SVB relevanten Frischbetonprüfungen zur Ermittlung der rheologischen Kennwerte, der Blockierneigung und des Absonderns von Wasser (Bluten) wurden bereits in Kapitel 2.1.3 ausführlich dargestellt. Diese Kennwerte wurden bei der Herstellung der ersten Charge eines

SVB-Typs ermittelt, bei den späteren Herstellterminen wurde auf eine erneute Überprüfung verzichtet.

Neben diesen speziellen Frischbetonprüfverfahren für SVB wurde bei jedem Herstelltermin für jeden SVB auch der Frischbetonluftgehalt mit dem Druckausgleichsverfahren nach DIN 12350-Teil 7 und die Frischbetontemperatur ermittelt.

3.6.2. Festigkeitsuntersuchungen

Für die Druckfestigkeitsprüfungen und Spaltzugfestigkeitsprüfungen wurden jeweils 3 Würfel mit einer Kantenlänge von 150 mm hergestellt. Der statische E-Modul wurde an 3 Zylindern mit einem Durchmesser von 150 mm und einer Höhe von 300 mm bestimmt. Die Durchführung der Prüfungen erfolgte nach der zu diesem Zeitpunkt maßgeblichen DIN 1048 Teil 5.

Die Probekörper für die Druckfestigkeitsprüfung und die E-Modulmessung, die bei einer Temperatur von 20 °C für 28 Tage erhärteten, wurden 7 Tage bei 100 % rel. Feuchte und anschließend bei 65 % rel. Feuchte aufbewahrt. Die Proben für die Spaltzugprüfung wurden 28 d bei 100 % rel. Feuchte gelagert. Die Lagerung der Probekörper für die 3 d-Festigkeit erfolgte ständig bei 100 % rel. Feuchte. Die Probekörper zur Ermittlung der 3 d- und der 28 d-Festigkeit bei 20 °C wurden in einer Charge hergestellt.

3.6.3. Gefügeuntersuchungen

3.6.3.1. *Environmental Scanning Electron Microscope (ESEM)*

Die Untersuchung des bei der Hydratation entstehenden Gefüges mit Hilfe eines ESEM hat im Vergleich zu einem herkömmlichen Elektronenmikroskop den entscheidenden Vorteil, dass kein Hochvakuum während des Mikroskopierens notwendig ist. Dies bedeutet, dass in der Probe noch freies Wasser vorhanden sein kann und somit der Hydratationsprozess nicht gestoppt werden muss. Der Wasserentzug bei der Präparation von Proben für die Untersuchung mit einem Elektronenmikroskop verändert das Gefüge der Probe [94]. Es bilden sich beim Trocknen Risse, die deutlich größer sind als Schwindrisse von Proben, die keinem Trocknungsprozess unterzogen wurden. Es wurde experimentell nachgewiesen, dass bereits vorhandene Schwindrisse durch den Trocknungsprozess von 7,2 µm auf 16,7 µm verbreitert werden. Durch die Temperaturbelastung beim Bedampfen mit Kohlenstoff verbreiterten sich die Risse um weitere 0,8 µm. Zusätzlich muss die Oberfläche der Probe bei der herkömmlichen Rasterelektronenmikroskopie mit einer leitfähigen Schicht überzogen werden. Dies kann durch Bedampfen mit einer Kohlenstoffschicht von ca. 30 nm Dicke oder durch Besputtern mit Gold geschehen. Die Bedampfung der Oberfläche kann ebenfalls zu einer Beeinträchtigung der Hydratationsprodukte führen. So können sich z.B. die Abmessungen von C-S-H-Phasen in der Länge als auch in der Dicke um das 10-fache verändern [94]. Auch in anderen Veröffentlichungen [95, 96] wurde eine Veränderung der Kristallmorphologie durch die Probenpräparation festgestellt.

Allerdings sind die Einsatzmöglichkeiten eines ESEM auch nicht unbegrenzt. Bei atmosphärischem Druck sind die Abbildungseigenschaften nicht optimal, so dass der Druck in der Probenkammer etwas abgesenkt werden muss. Dies führt in der Kammer zu etwas geringeren Temperaturen als die Raumtemperatur. Ein üblicher Druck für Untersuchungen mit einem ESEM ist 6 Torr (1 Torr = 133 Pa). Die daraus resultierende Temperatur kann mit Hilfe der Gleichung nach Antoine berechnet werden (siehe Gleichung 7):

$$D(T) = 100e^{\left(19,016 - \frac{4064,95}{T+236,25}\right)} \quad \text{für } 0,01^\circ\text{C} \leq T \leq 70^\circ\text{C} \quad (7)$$

mit:

$D(T)$ = Druck [Pa]

T = Temperatur [$^\circ\text{C}$]

Allerdings können die Hydratationsprodukte auch bei der Untersuchung mit einem ESEM beeinträchtigt werden [96]. Durch eine zu hohe Strahlstromdichte können die Kristalle beschädigt werden.

Des Weiteren gibt es große Unterschiede in den erreichbaren Kontrasten bei den Abbildungen [96]. So ist es möglich, bei Verwendung einer niedrigen Beschleunigungsspannung unter Ultrahochauflösung Oberflächenbeschaffenheiten bzw. Gefügebestandteile sichtbar zu machen, die unter normalen Bedingungen nicht sichtbar sind. Mit dieser Untersuchungsmethode kann sogar die Porenlösung im erhärteten Zementsteingefüge nachgewiesen werden.

Da am Institut für Werkstoffe im Bauwesen der Universität Stuttgart kein ESEM zur Verfügung steht, wurden die Untersuchungen an der TU Dresden am Institut für Baustoffe von Herrn Prof. Dr.-Ing. H. Schorn durch Herrn Prof. Dr. rer. nat. habil. Schiekel durchgeführt. Dies führte auch dazu, dass aus Zeitgründen nur ein eingeschränktes Untersuchungsprogramm möglich war. Von den bisher untersuchten Mischungen wurde ein repräsentativer Querschnitt ausgewählt, bzw. Mischungen verwendet, die sich nach der Wärmebehandlung bei den mechanischen Eigenschaften von dem Verhalten bei 20°C deutlich unterscheiden haben. Im Einzelnen wurden die Mischungen K25, K85, S25, M25, M65 und M85 untersucht. Bei der Herstellung der Betone wurde der Zuschlag größer 4 mm aus praktischen Gründen weggelassen. Die einzelnen Mischungen wurden in Dresden vor Ort hergestellt und dann einmal bei 20°C bis zu einem Alter von 3 d gelagert, bzw. mit einer maximalen Behandlungstemperatur von 80°C wärmebehandelt, so dass die Proben ebenfalls ein wirksames Alter von 3 d aufwiesen. Als Schalung für die Betone wurden Becher aus Polypropylen verwendet. Unmittelbar nach der Herstellung wurden die Proben luftdicht in Plastikfolie verpackt, um die Carbonatisierung der Proben zu behindern. Wenn die Proben aus Zeitgründen nicht exakt zur berechneten Zeit untersucht werden konnten, wurden diese in einem Kühlschrank bei ca. 5°C zwischengelagert, um die Hydratation zu verlangsamen und möglichst gleiche Verhältnisse bei allen Proben zu gewährleisten. Für die Messung wurden die Proben aus dem PP-Becher entfernt und mit einem Hammer zerkleinert. Von den gewonnenen Bruchstücken wurde eines ausgewählt und mit dem Mikroskop untersucht. Die restlichen Bruchstücke wurden wiederum luftdicht verpackt und weiterhin bei 20°C gelagert, so dass die Proben auch zu späteren Zeitpunkten noch untersucht werden konnten.

Bei dem verwendeten Mikroskop handelt es sich um ein Gerät der Firma Philips mit der Bezeichnung XL 30 ESEM mit Wolframkathode.

3.6.3.2. *Quecksilberdruckporosimetrie*

Bei der Ermittlung der Porenradialverteilung einer porösen Probe mit Hilfe der Quecksilberdruckporosimetrie wird die Tatsache ausgenutzt, dass sich das Quecksilber gegenüber den meisten Feststoffen wie eine nicht benetzbare Flüssigkeit verhält. Dies bedeutet, dass der Kontaktwinkel zwischen dem Quecksilber und dem Feststoff größer 90° ist und die Flüssigkeit somit nicht spontan von den Poren des Feststoffes aufgenommen werden kann. Um das Quecksilber in die Poren einzubringen, muss ein äußerer Druck aufgebracht werden. Der hier-

für benötigte Druck ist abhängig von der Porengröße. Unter Annahme zylindrischer Poren gilt die Beziehung (Gleichung nach Washburn [97]):

$$p_Q r = -2\gamma_{HG} \cos(\Theta_{HG}) \quad (8)$$

mit:

r = Porenradius

γ_{HG} = Oberflächenspannung des Quecksilbers (0,48 N/m)

Θ_{HG} = Benetzungswinkel (141,3 °)

p_Q = angewendeter Absolutdruck

Der Porenradius ist somit umgekehrt proportional zum aufgebrauchten Druck.

$$r = \frac{-2\gamma_{HG} \cos(\Theta_{HG})}{p_Q} \quad (9)$$

Die Auswertungssoftware liefert auch den mittleren Porenradius der geprüften Probe. Die Berechnung basiert auf einem Ableitungsprinzip. Dabei wird der erfasste Porositätsbereich in eine bestimmte Anzahl von Intervallen unterteilt. Dadurch wird die Empfindlichkeit der Berechnung bestimmt. Für den gewählten Porenbereich bildet die Software für jedes Intervall die Ableitung des penetrierten Quecksilbervolumens (und somit des Porenvolumens) nach der Variation des Radius DV/DR und findet somit das häufigste Porenvolumen des ausgewählten Bereiches [97]. Für die in diesem Bericht dargestellten mittleren Porenradien wurde der Porenradienbereich von 0,001 µm bis 1000 µm in 50 Intervalle unterteilt. Hierbei handelt es sich um die Standardeinstellung der Software.

Für die hier durchgeführten Untersuchungen wurde das Niederdruckporosimeter Pascal 140 und das Hochdruckporosimeter Pascal 240 der Firma POROTEC verwendet. Mit diesen Geräten konnten Poren mit einem Radius bis zu 3,75 nm erreicht werden.

Für die Bestimmung der Porengrößenverteilung wurden Mörtel mit einem Größtkorn von 4 mm hergestellt. Mit diesen Mörteln wurden Prismenschalungen mit den Abmessungen 40 x 40 x 160 mm³ gefüllt und analog zu den Betonen wärmebehandelt. Direkt im Anschluss an die Wärmebehandlung bzw. die Normlagerung bei 20 °C, wurden die Proben mit einem Meißel zerkleinert und in einem Wärmeschrank bei 105 °C bis zur Massenkonstanz getrocknet. Aus diesen Bruchstücken wurde eine repräsentative Probe aus der Mitte des Prismas ausgewählt und mit dem Quecksilberdruckporosimeter untersucht. Die schnelle Trocknung der Proben bei 105 °C kann einen Einfluss auf die Porenstruktur der Probe haben [113]. Dennoch wurde dieses Verfahren gewählt, um möglichst schnell die Hydratation der Proben zu stoppen, da die Vergleichbarkeit der Proben untereinander gewährleistet werden sollte. Auch wenn diese Trocknungsmethode zu einer Veränderung der Poren führen sollte, so sind die Ergebnisse der Quecksilberdruckporosimetrie der gleich zusammengesetzten Proben dieser Arbeit dennoch untereinander vergleichbar.

Im Vorfeld der eigentlichen Untersuchungen wurde die Reproduzierbarkeit bzw. der Einfluss der Probe auf das Messergebnis untersucht. Dazu wurden aus einem Mörtelprisma 2 Proben aus der Mitte ausgewählt und nacheinander mit dem selben Dilatometer gemessen. Das Ergebnis ist in Bild 3-3 dargestellt.

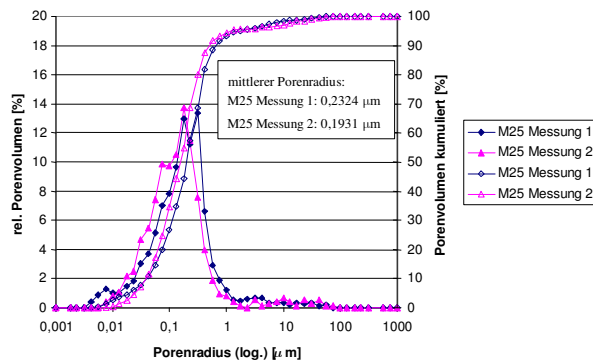


Bild 3-3: Reproduzierbarkeit der Ergebnisse der Quecksilberdruckporosimetrie

Es sind nur sehr geringe Unterschiede zwischen den beiden Messungen vorhanden. Diese sind darauf zurückzuführen, dass innerhalb eines Probekörpers die Poren nie absolut homogen verteilt sind und auch der Zuschlaggehalt, dessen Porosität im Vergleich zur Mörtelmatrix vernachlässigbar ist, zwischen den beiden Proben unterschiedlich sein kann.

3.6.3.3. *Heliumpyknometrie*

Mit Hilfe des Heliumpyknometers ist es möglich, die Reindichte einer Probe, also die Dichte einer Probe ohne den Porenraum zu bestimmen. Zu diesem Zweck wird die Probe bei 105 °C bis zur Massenkonstanz getrocknet und anschließend möglichst fein gemahlen. Je feiner die Probe aufgemahlen wird, desto genauer wird die spezifische Dichte des Materials (Dichte des Materials ohne Porenraum) bestimmt. Helium ist ein inertes Gas, das infolge seines geringen Atomdurchmessers (2,56 Å) sehr gut als Prüfgas geeignet ist, da es auch in die kleinsten Hohlräume eindringen kann. Das Volumen der Probe wird ermittelt aus der Differenz des Heliumvolumens im Pyknometer im leeren und gefüllten Zustand. Die Reindichte erhält man dann aus dem Quotient aus der Masse der Probe im ausgleichsfeuchten Zustand und dem Volumen der Probe, das mit dem Heliumpyknometer ermittelt wurde.

Um die Gesamtporosität einer Probe bestimmen zu können, muss zusätzlich zur spezifischen Dichte auch die Rohdichte der Probe inklusive des Porenraumes bekannt sein. Diese wurde an Mörtelprismen mit den Abmessungen 40 x 40 x 160 mm³ bestimmt, die ebenfalls nach der Normlagerung bzw. der Wärmebehandlung bis zur Massekonstanz bei 105 °C getrocknet wurden. Das Gesamtporenvolumen lässt sich dann mit folgender Gleichung (10) ermitteln:

$$p_{abs} = \left(1 - \frac{\rho_{mp}}{\rho_{op}}\right) \cdot 100\% \quad [\text{Vol.} - \%] \quad (10)$$

mit:

p_{abs} = Gesamtporenvolumen [Vol.-%]

ρ_{op} = Dichte der Probe ohne Porenraum (Reindichte) [g/cm³]

ρ_{mp} = Dichte der Probe mit Porenraum (Rohdichte) [g/cm³]

3.6.3.4. *Messung des dynamischen E-Moduls*

Der dynamische E-Modul wird für jede Mischung und Lagerungsart an je 3 Prismen mit den Abmessungen 40 x 40 x 160 mm³ durch Messung der Frequenz der Biegewelle ermittelt. Aus der Frequenz kann mit folgender Gleichung der dynamische E-Modul für stabförmige Probekörper berechnet werden:

$$\text{dyn } E = f_B^2 \cdot l^2 \cdot \rho_R \cdot C_B \quad (11)$$

mit:

- dyn E = dynamischer Elastizitätsmodul in [N/mm²]
 f_B = Eigenfrequenz der Schwingung [MHz]
 l = Länge des Probekörpers [mm]
 ρ_R = Rohdichte [kg/m³]
 C_B = dimensionsloser Faktor, der von Probengeometrie, Schwingungsform und -ordnung sowie bei Biegewellen von dyn. v abhängt.

3.6.4. Untersuchung der Phasenbildung mit Röntgenbeugungsanalyse

Die bei der Wärmebehandlung bzw. bei Normlagerung entstehenden Hydratationsphasen werden mit Hilfe eines Röntgendiffraktometers untersucht. Die Messungen erfolgen in einem Winkelbereich 2θ von 2° bis 70°. Die Schrittweite beträgt 0,01° und die Schrittgeschwindigkeit 0,5°/Minute.

In der Röntgenröhre wird die Strahlung erzeugt, die an der Probe P reflektiert und vom Detektor aufgenommen wird (siehe Bild 3-4). Dabei wird die Probe mit einer konstanten Winkelgeschwindigkeit gedreht. Gleichzeitig dreht sich der Detektor mit der doppelten Winkelgeschwindigkeit um die Probe. Dadurch wird gewährleistet, dass der Beugungswinkel 2θ immer doppelt so groß ist wie der Glanzwinkel θ. Die Intensität der reflektierten Strahlung wird durch den Detektor gemessen. Die zugehörige Winkellage wird durch das Goniometer erfasst. Die Strahlungsintensität wird als Funktion des Beugungswinkels 2θ aufgetragen und mit Hilfe der Lage und Höhe der gemessenen Strahlungspeaks lassen sich verschiedene Mineralphasen identifizieren. Es muss allerdings angemerkt werden, dass mit Hilfe der Röntgendiffraktometrie nur kristalline Phasen nachgewiesen werden können. Röntgenamorphe Strukturen wie z.B. das C-S-H sind nicht erkennbar.

Bei dem für diese Untersuchungen verwendeten Gerät handelt es sich um ein Diffraktometer mit CuKα-Strahlung der Firma Siemens mit der Bezeichnung DIFFRAC D500.

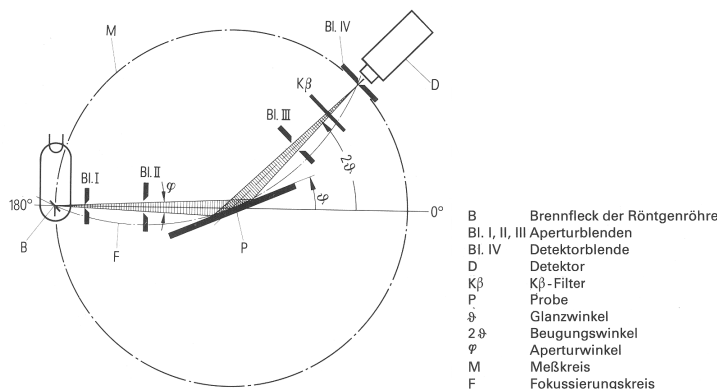


Bild 3-4: Strahlengang des Röntgendiffraktometers bei 2θ/θ-Betrieb [98]

Für die XRD-Untersuchungen sind Bindemittelleime unter Zugabe der Betonzusatzstoffe und -zusatzmittel hergestellt worden. Auf eine Zugabe der Zuschläge wurde verzichtet, da diese sich in der Regel inert verhalten und auf die Phasenbildung bei der Hydratation keinen direkten Einfluss haben. Zusätzlich wird durch dieses Vorgehen auch die Probenvorbereitung wesentlich erleichtert. Aus diesen Leimen sind dünne Platten hergestellt worden. Dazu wurden Aluminiumschalen mit einer Teflonfolie ausgekleidet und die Bindemittelleime hineingegossen. Die nicht wärmebehandelten Proben wurden anschließend in einem Lagerraum bei 20 °C

und einer relativen Feuchte von 100 % aufbewahrt. Nach einem Tag sind die Proben luftdicht verpackt worden, um eine Carbonatisierung zu vermeiden. Nachdem die Proben die entsprechende Reife erreicht haben, sind die Platten mit einem Hammer grob zerkleinert und die Bruchstücke mit flüssigem Stickstoff schockgefroren worden. Dies war notwendig, da die Proben nicht unmittelbar nach der Wärmebehandlung gemessen werden konnten. Bis zur Untersuchung mittels der Röntgenbeugungsanalyse wurden die so konservierten Proben in einem Gefrierschrank aufbewahrt. Das Schockgefrieren als Methode, um die Hydratation zu stoppen, wurde ausgewählt, weil diese Behandlungsmethode das Ergebnis der Röntgenbeugungsanalyse nur in geringem Maß beeinflusst. Der Vergleich der Röntgenbeugungsanalyse dieser Konservierungsmethode und einer unbehandelten Probe ist in Bild 3-5 dargestellt.

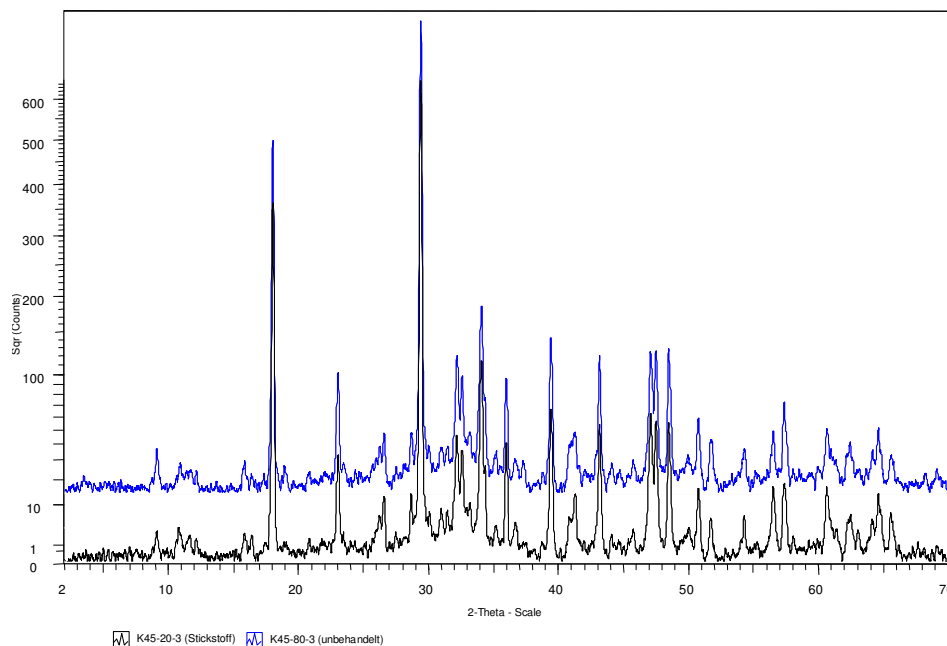


Bild 3-5: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der Mischung K45-20-3 (unbehandelt) und K45-20-3 nach dem Schockgefrieren

Wie in Bild 3-5 zu erkennen ist, stimmen die Röntgenbeugungsdiagramme der unbehandelten Probe und der schockgefrorenen Probe sehr gut überein. Im weiteren Verlauf wurden die Proben, welche wärmebehandelt wurden, unmittelbar nach der Herstellung luftdicht verpackt. Das weitere Vorgehen nach der Wärmebehandlung entsprach den nicht wärmebehandelten Proben.

Für die eigentliche Messung müssen die konservierten Proben noch aufgemahlen werden. Dazu wurden die Bruchstücke aus dem Gefrierschrank genommen und mit einem Hammer weiter zerkleinert. Anschließend wurden die Bruchstücke in einer Achatmühle unter Zugabe eines Ethanol/Aceton Gemisches im Verhältnis 9:1 auf die erforderliche Korngröße gemahlen. Danach wurde die Achatmühle mit der Probe in eine Fritsche auf Stufe 10 für ca. 15 min gestellt und danach im Vakuum getrocknet. Im Anschluss daran wurde die zerkleinerte Probe noch zwei mal mit Aceton gespült, um die eventuell noch vorhandene Feuchtigkeit vollständig zu entziehen. Die auf diese Weise präparierte Probe wurde auf den Probenträger gegeben und mit dem Diffraktometer untersucht.

3.6.5. Chemische Analyse der extrahierten Porenlösung

Die Zusammensetzung der Porenlösung spielt speziell bei der Beurteilung der Ettringitbildung eine große Rolle. Um die Porenlösung zu untersuchen, muss diese aus dem Zementstein extrahiert werden. Dazu wird ein zylinderförmiger Probekörper des Zementsteins unter großem Druck ausgepresst [99-102]. Allerdings kann mit diesem Verfahren nur etwa 10–20 % des Porenwassers gewonnen werden [103]. Dabei handelt es sich vermutlich auch nur um Porenlösung aus den gröberen Poren und es kann somit nicht unbedingt von der Zusammensetzung dieses Porenwassers auf die Zusammensetzung in den kleinen Poren geschlossen werden. Infolge der ungleichmäßigen Druckverteilung mit den höchsten Drücken an der Oberfläche und den Mantelflächen des Probekörpers werden auch primär diese Bereiche entwässert. Trotz dieser Einschränkungen handelt es sich bei diesem Verfahren um das einzig praktikable, um die Porenlösung aus erhärteten Proben zu extrahieren.

Für die Untersuchungen der Porenlösung wurden von den Selbstverdichtenden Betonen die zugehörigen Bindemittelleime inklusive der Betonzusatzstoffe einmal mit und einmal ohne Zusatzmittel hergestellt. Der Zuschlag wurde vollständig weggelassen. Als Schalung wurden Polypropylenbecher verwendet. Die nicht wärmebehandelten Leime sind in einem Lagerraum mit einer Temperatur von 20 °C und einer rel. Feuchte von 100 % bis zur Extraktion der Porenlösung aufbewahrt worden. Nach einem Tag wurden die Proben luftdicht in Plastikbeutel aus Polyethylen eingeschweißt, um eine Carbonatisierung der Proben zu verhindern. Die wärmebehandelten Proben wurden analog zu den wärmebehandelten Betonen gelagert und unmittelbar vor der Wärmebehandlung in die Plastikbeutel verpackt. Die gewonnenen Porenlösungen sind in Probenfläschchen aus Glas abgefüllt und bis zur Untersuchung der Zusammensetzung in einem Gefrierschrank aufbewahrt worden.

3.6.6. Dehnungsmessungen

Für die Beurteilung der Auswirkungen unterschiedlicher Lagerungsarten auf das Betongefüge spielt die Messung der Längenänderung der Proben im Lauf der Zeit eine wichtige Rolle. Um die Dehnungen der Betone im Anschluss an die Wärmebehandlung bei verschiedenen Lagerungsbedingungen zu ermitteln, wurden Flachprismen aus Mörtel der Abmessungen 10 x 40 x 160 mm³ hergestellt. Für jede Lagerungsart wurden je 3 Flachprismen mit an den Stirnseiten liegenden Messzäpfchen hergestellt. Die Messungen wurden in festgelegten Zeitabständen mit einem Schwindmessgerät mit einer Auflösung von 0,001 mm durchgeführt.

4. Ergebnisse und Diskussion

4.1. Frischbetoneigenschaften

Die Versuche zu den Frischbetoneigenschaften wurden nach einem festgelegten Zeitraster und festen Reihenfolge durchgeführt. Es wurden ausschließlich Betonversuche durchgeführt, auf eine Prüfung der Mörtel­eigenschaften wurde verzichtet.

Die Fließ­eigenschaften der konzipierten Betone wurden mit dem Trichterauslaufversuch und dem Setz­fließversuch bestimmt. Die Trichterauslaufzeit wurde 5 Minuten nach der ersten Wasserzugabe ermittelt, das Setz­fließmaß mit Blockierring nach 10 Minuten und der Setz­fließversuch ohne Blockierring nach 15 Minuten. Zusätzlich zum Ausbreitkuchen wurde beim Setz­fließversuch auch die t_{500} - Zeit gemessen. Die Ergebnisse der Frischbeton­untersuchungen sind in Tabelle 8 dargestellt. Bis auf Mischung S25 zeigten alle verwendeten Mischungen bei dem Versuch mit dem Blockierring (16 glatte Bewehrungsstäbe) keine Blockier­neigung. Es konnte bei diesen Mischungen auch kein Bluten festgestellt werden. Dies wurde visuell am Ausbreitkuchen des Setz­fließversuches beurteilt.

Tabelle 8: Ergebnisse der Frischbetonversuche

	K25	K45	K65	K85	M25	M45	M65	M85	S25
Trichterauslaufzeit t [s]	10,5	13,0	18,0	14,0	11,0	12,0	15,5	12,0	5,0
Setz­fließmaß [mm]	750	720	690	780	780	740	745	770	720
Setz­fließmaß mit Blockierring [mm]	750	725	690	765	785	730	750	730	685
t_{500} [s]	5,0	6,0	10,0	8,0	6,0	7,0	6,0	8,0	4,0

Dass die Setz­fließ­maße mit Blockierring manchmal größer ausfielen als die ohne Blockierring, liegt an der inhärenten Streuung und ist bei Einzelwerten und der Messungenauigkeit durchaus möglich.

Die Beurteilung der Sedimentations­neigung erfolgte anhand der Reststücke der Spaltzugproben. Lediglich bei der Stabilisierertyp­Mischung wurde zusätzlich noch ein Zylinder mit einem Durchmesser von 150 mm und einer Höhe von 500 mm hergestellt. Die Bilder der Spaltzugproben sind im Anhang abgebildet. Grundsätzlich konnte bei allen Proben festgestellt werden, dass keine Sedimentations­neigung vorhanden ist.

In Tabelle 9 sind die Luft­gehalte der hergestellten Betone dargestellt. Es ist zu erkennen, dass sich die Frischbeton­luft­gehalte innerhalb der einzelnen Mischungen z.T. deutlich unterscheiden. Dies ist vermutlich auf die unterschiedlichen Umgebungstemperaturen in der Prüfhalle bei den verschiedenen Herstellterminen zurückzuführen. Die Umgebungstemperatur kann die Viskosität und somit auch das Entlüftungsverhalten der SVB stark beeinflussen.

Tabelle 9: Frischbetonluftgehalte der hergestellten Betone

	Luftgehalte der Betone für Behandlungstemperatur [%]			
	20 °C	40 °C	60 °C	80 °C
K25	2,0	2,2	3,2	2,8
K45	0,8	2,4	2,2	0,7
K65	2,1	3,6	2,2	1,5
K85	0,7	0,8	0,6	0,6
M25	3,9	4,4	5,6	2,7
M45	1,9	2,0	1,8	0,6
M65	2,5	0,5	1,2	0,5
M85	1,3	1,8	1,4	0,7
S25	0,7	0,4	2,4	0,4

Tabelle 10: Frischbetontemperaturen der hergestellten Betone

	Frischbetontemperatur der Betone für Behandlungstemperatur [°C]			
	20 °C	40 °C	60 °C	80 °C
K25	25,4	19,9	20,2	21,2
K45	27,9	20,1	21,2	20,7
K65	28,0	20,8	21,4	21,5
K85	26,6	20,8	22,0	22,5
M25	23,8	20,8	20,7	21,1
M45	25,0	19,5	20,1	21,4
M65	25,2	20,3	20,6	22,2
M85	24,0	21,8	19,6	21,9
S25	21,4	20,0	19,1	19,7

Die Schwankungen der Temperaturen in der Prüfhalle sind vermutlich auch die Ursache für die großen Unterschiede bei den Frischbetontemperaturen (siehe Tabelle 10). Die nicht wärmebehandelten Betone wurden alle noch im Spätsommer bei sehr hohen Außentemperaturen hergestellt, während die übrigen Mischungen während der Heizperiode betoniert wurden, bei der in dem Labor eine weitgehend konstante Raumtemperatur herrschte.

4.2. Tatsächliche Reife der Betone nach der Wärmebehandlung (nach CEMIJ)

Mit Hilfe der Wärmebehandlung mit unterschiedlichen Maximaltemperaturen sollte eine Reife der Betone eingestellt werden, die einer dauerhaften Lagerung von 3 d bei einer Temperatur von 20 °C äquivalent ist. Diese Lagerung entspricht 1822 °Ch nach der Methode der gewichteten Reife von de Vree (CEMIJ). In Bild 4-1 und Bild 4-2 sind die aus den tatsächlichen, am Referenzwürfel gemessenen Temperaturverläufen ermittelten Reifen nach der Wärmebehandlung dargestellt.

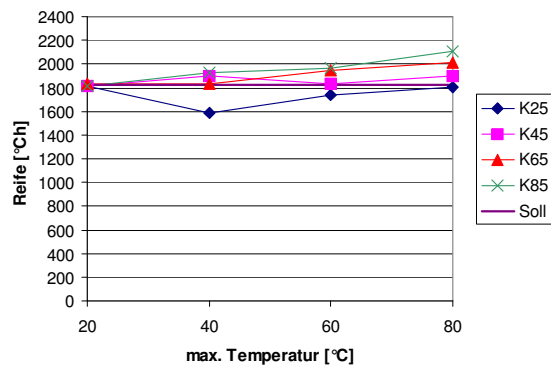


Bild 4-1: Tatsächliche Reife der Kombinationstypmischungen nach der Wärmebehandlung

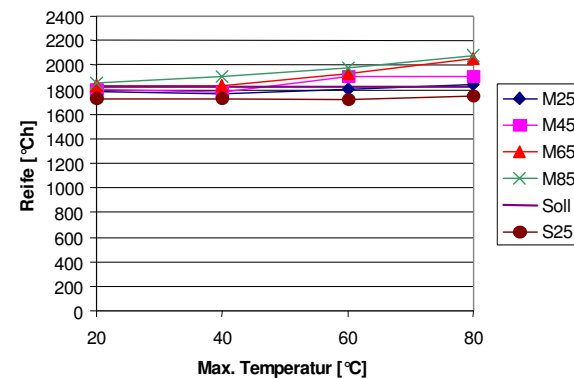


Bild 4-2: Tatsächliche Reife der Kombinationstypen und des Stabilisierertyps nach der Wärmebehandlung

Es ist zu erkennen, dass bis auf die Mischungen K25 und S25 alle Betone eine Reife erreicht haben, die gleich oder größer als die geforderten 1822 °Ch ist. Der auffallend niedrige Wert der Mischung K25-40-3 ist auf die verwendete Schalung bei dieser Serie zurückzuführen. Es wurden bei diesem Versuch Schalungen aus Kunststoff verwendet, die nicht ausreichend wärmeleitend waren. Für alle weiteren Versuche wurden dann sehr gut leitende Stahlschalungen verwendet. Bei der tatsächlichen Reife bei den einzelnen Behandlungstemperaturen ist eine Staffelung der Betone nach der Festigkeitsklasse bzw. dem Zementgehalt vorhanden. Mit zunehmendem Zementgehalt nimmt auch die tatsächliche Reife der Mischungen zu. Dies ist

vermutlich auf die Wärmeentwicklung des Betons durch die exotherme Hydratationsreaktion zurückzuführen. Dieser Effekt wird offensichtlich auch noch durch die Behandlungstemperatur verstärkt. Eine Steigerung der Behandlungstemperatur resultiert auch in einer größeren Reife der Betone.

4.3. Festigkeitsuntersuchungen

4.3.1. Druckfestigkeit

Die Ergebnisse der Druckfestigkeitsuntersuchungen der untersuchten Betone ist in Tabelle 11 dargestellt.

Tabelle 11: Druckfestigkeiten der untersuchten SVB bei verschiedenen Wärmebehandlungen und unterschiedlichem Probenalter

Mischung	Druckfestigkeit [N/mm ²]							
	wirksames Alter 3d				Probenalter 28d			
	20 °C	40 °C	60 °C	80 °C	20 °C	40 °C	60 °C	80 °C
K25	25,8	21,8	20,1	18,3	42,5	n.e.	35,7	33,1
K45	34,7	30,0	26,4	29,8	60,2	n.e.	47,9	46,0
K65	44,3	46,5	41,6	48,0	72,0	n.e.	67,3	69,8
K85	56,2	53,2	55,6	63,0	77,3	n.e.	77,2	81,1
M25	25,2	21,8	17,5	20,3	40,7	n.e.	41,0	32,9
M45	34,3	29,7	29,1	32,0	59,1	n.e.	55,3	45,0
M65	50,5	42,3	42,5	55,2	75,3	n.e.	69,5	68,0
M85	57,3	51,6	53,1	63,5	78,2	n.e.	77,5	80,3
S25	16,2	14,3	11,2	10,9	28,7	n.e.	25,3	22,2

n.e.: nicht ermittelt

Bis zu einer Behandlungstemperatur von 40 °C weisen die Kombinationstypen der Festigkeitsklasse C20/25 die höheren Druckfestigkeiten auf als die vergleichbaren Mehlkorntypen. Bei den höheren Temperaturen verhält es sich genau umgekehrt. Die Mehlkorntypen haben im wirksamen Alter von 3 d die höheren Festigkeiten. Bei den Betonen der höheren Festigkeitsklassen ist kein einheitliches Bild zu erkennen. Der Stabilisierertyp erreicht von den Mischungen der Festigkeitsklasse C20/25 immer die geringsten Festigkeiten. Dies liegt jedoch am höheren $(w/z)_{eq}$ -Wert dieser Mischung im Vergleich zu den beiden anderen Mischungen dieser Festigkeitsklasse. Als Tendenz kann abgeleitet werden, dass bei einem wirksamen Alter von 3 d die Mehlkorntypen sich eher für eine Wärmebehandlung mit höheren Temperaturen eignen, während die Kombinationstypen bei leicht erhöhten bzw. normalen Temperaturen i.d.R. die besseren Druckfestigkeiten liefern. Bei einem Probenalter von 28 d ist keine eindeutige Tendenz mehr vorhanden, so dass keine Empfehlung für einen bestimmten SVB-Typ gegeben werden kann (siehe Tabelle 11).

4.3.2. Spaltzugfestigkeit

Bei den Spaltzugfestigkeiten der untersuchten Betone sind keine einheitlichen Tendenzen zu erkennen (siehe Tabelle 12). Bis auf die Behandlungstemperatur von 80 °C, bei der die Kombinationstypen im Vergleich zu den entsprechenden Mehlkorntypen bei dem wirksamen Alter von 3 d immer die schlechteren Spaltzugfestigkeiten aufweisen, ist kein einheitliches Muster erkennbar.

Tabelle 12: Spaltzugfestigkeiten der untersuchten SVB bei verschiedenen Wärmebehandlungen und unterschiedlichem Probenalter

Mischung	Spaltzugfestigkeit [N/mm ²]							
	wirksames Alter 3d				Probenalter 28d			
	20 °C	40 °C	60 °C	80 °C	20 °C	40 °C	60 °C	80 °C
K25	1,69	1,84	1,76	1,37	2,59	n.e.	2,26	n.e.
K45	2,95	2,55	2,25	1,79	2,97	n.e.	3,07	n.e.
K65	3,56	3,71	3,34	3,24	3,95	n.e.	4,70	n.e.
K85	4,04	4,29	3,89	3,80	5,26	n.e.	4,93	n.e.
M25	1,66	2,08	1,62	1,62	2,28	n.e.	2,41	n.e.
M45	2,40	2,66	2,47	2,20	2,63	n.e.	3,73	n.e.
M65	4,01	3,56	3,58	3,57	5,47	n.e.	4,43	n.e.
M85	4,36	4,44	3,51	4,25	5,79	n.e.	5,03	n.e.
S25	1,47	1,22	0,96	0,91	1,81	n.e.	1,57	n.e.

n.e.: nicht ermittelt

Werden auch die Ergebnisse nach 28 d mit einbezogen, so sind die Kombinationstypen bei normalen Temperaturen hinsichtlich der Spaltzugfestigkeit besser als die Mehlkorntypen, während bei höheren Temperaturen die Mehlkorntypen tendenziell bessere Werte liefern. Infolge des hohen $(w/z)_{eq}$ -Wertes verfügt auch bei der Spaltzugfestigkeit die Mischung S25 stets über die niedrigsten Festigkeiten.

4.3.3. Elastizitätsmodul

Werden die Ergebnisse der E-Modulmessungen betrachtet (siehe Tabelle 13), dann fällt auf, dass sowohl bei den Mehlkorntypen als auch bei den Kombinationstypen kaum ein Unterschied bei den Ergebnissen der Festigkeitsklasse C55/67 und C70/85 vorhanden sind. Dies ist überraschend, da sich die Druckfestigkeiten der Mischungen dieser Festigkeitsklassen z.T. deutlich unterscheiden.

Tabelle 13: Elastizitätsmodul der untersuchten SVB bei verschiedenen Wärmebehandlungen und unterschiedlichem Probenalter

Mischung	E-Modul [N/mm ²]							
	wirksames Alter 3d				Probenalter 28d			
	20 °C	40 °C	60 °C	80 °C	20 °C	40 °C	60 °C	80 °C
K25	25900	24200	21100	21300	31100	n.e.	n.e.	n.e.
K45	28700	26700	24400	24700	36200	n.e.	n.e.	n.e.
K65	31500	31000	29300	30400	36500	n.e.	n.e.	n.e.
K85	31400	29400	30600	32900	35600	n.e.	n.e.	n.e.
M25	24400	24200	21300	23400	29800	n.e.	n.e.	n.e.
M45	29100	29300	25900	26400	34700	n.e.	n.e.	n.e.
M65	32300	29100	29600	33300	38100	n.e.	n.e.	n.e.
M85	32400	30300	29500	32500	38900	n.e.	n.e.	n.e.
S25	23400	21200	18600	16800	28700	n.e.	n.e.	n.e.

n.e.: nicht ermittelt

Bei den Ergebnissen im wirksamen Alter von 3 d erreichen die Mischungen nach dem Kombinationstyp der Festigkeitsklasse C20/25 vergleichbare oder etwas schlechtere E-Moduln als die entsprechenden Mischungen nach dem Mehlkorntyp. Für die Mischungen der höheren Festigkeitsklassen kann keine Tendenz abgeleitet werden. Nach 28 d ergibt sich für die Mischungen, die normgelagert wurden, jedoch ein eindeutiges Bild. Die Kombinationstypen erreichen bei den niedrigen Festigkeitsklassen bis C35/45 und die Mehlkorntypen bei den hohen Festigkeitsklassen die höheren Werte.

4.4. Einflüsse auf die Festigkeitskennwerte

4.4.1. Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur auf die Druckfestigkeit

In Bild 4-3 sind die erreichten Druckfestigkeiten aller Kombinationstyp–Mischungen bei allen Behandlungstemperaturen im wirksamen Alter von 3 d dargestellt.

Bis zu einer maximalen Temperatur von 60 °C findet sich bei den Kombinationstypen ein ziemlich einheitliches Bild (siehe Bild 4-3). Die erhöhten Temperaturen scheinen eher einen negativen Einfluss auf die erreichbare Festigkeit zu haben. Deutlich ausgeprägt ist dies bei der Mischung K25 und K45. Bei K85 ist bis 60 °C praktisch kein Einfluss der Temperatur zu erkennen. K65 zeigt bei 40 °C eine leicht höhere Druckfestigkeit als bei 20 °C, bei 60 °C nimmt diese aber wieder ab und liegt etwas unterhalb des Niveaus bei 20 °C. Interessant ist das Verhalten der Betone bei einer Maximaltemperatur von 80 °C.

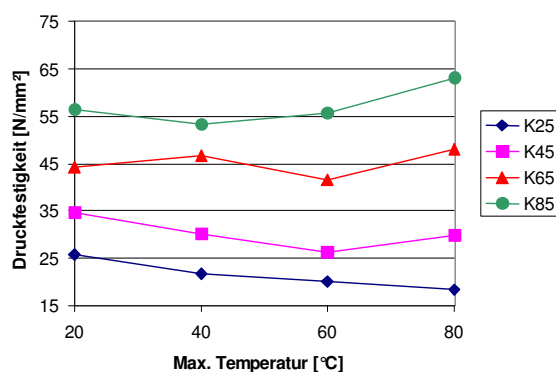


Bild 4-3: Vergleich der Druckfestigkeiten der Kombinationstypen bei einem wirksamen Alter von 3 d und unterschiedlichen maximalen Behandlungstemperaturen

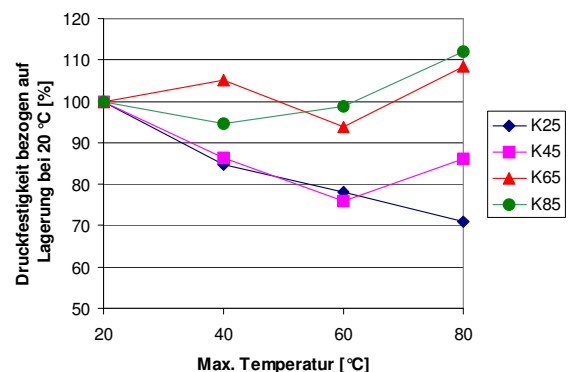


Bild 4-4: Prozentualer Unterschied der Druckfestigkeit der Kombinationstypen bezogen auf die Normlagerung bei einem wirksamen Betonalter von 3 d und verschiedenen Behandlungstemperaturen

Während sich bei K25 das Verhalten, das bis 60 °C zu beobachten war, fortsetzt und die Druckfestigkeit weiter sinkt, nehmen die Druckfestigkeiten der anderen Betone im Vergleich zu der Behandlungstemperatur von 60 °C wieder zu. K85 und K65 erreichen bei 80 °C sogar höhere Druckfestigkeiten als bei einer Lagerung bei 20 °C. K45 erreicht ungefähr das Niveau der Behandlung mit 40 °C.

Für den Verlauf der Kurven in Bild 4-3 gibt es verschiedene Ursachen. Das von der Behandlungstemperatur unabhängig beste Verhalten weist Mischung K85 auf. Dies ist ein Beton, der zum einen kein Kalksteinmehl enthält und zum anderen einen sehr niedrigen $(w/z)_{eq}$ -Wert aufweist (siehe Tabelle 3). Der notwendige Mehlkorngelb wurde bei dieser Mischung sowohl durch einen hohen Zementgehalt als auch durch die Zugabe von Steinkohleflugasche erreicht. Durch die Wärmebehandlung wird vor allem bei hohen Temperaturen auch die Reaktion der Flugasche beschleunigt. Dies wird bei dem C-Wert-Ansatz für die Reife nicht berücksichtigt und könnte somit eine Erklärung für die höhere Druckfestigkeit der flugaschehaltigen Betone bei einer Temperatur von 80 °C sein, da durch die frühe Aktivierung der Flugasche eine größere Reife erreicht wurde, als geplant war. Dies wird durch die Ergebnisse der Auswertung der tatsächlichen Betontemperaturen am Referenzwürfel bestätigt. K25 wird durch die zunehmende Behandlungstemperatur deutlich negativ beeinflusst. Diese Mischung enthält einen sehr hohen Anteil an Kalksteinmehl und verfügt über einen sehr hohen $(w/z)_{eq}$ -Wert. Die Mischung K45 zeigt bis zu einer Temperatur von 60 °C dasselbe Verhalten wie

K25. Lediglich bei einer Temperatur von 80 °C steigt die Druckfestigkeit wieder an. Auch diese Mischung hat mit ca. 104 kg/m³ Beton einen relativ hohen Anteil an Kalksteinmehl und einen vergleichsweise hohen w/z-Wert. Bei Mischung K65 ist bis 60 °C kaum ein Einfluss der Behandlungstemperatur zu erkennen. In diesem Beton ist ebenfalls Kalksteinmehl vorhanden, aber nur in geringer Menge. Der (w/z)_{eq}-Wert liegt mit 0,43 auf niedrigem Niveau.

In entsprechender Literatur [104] wird der positive Einfluss eines niedrigen w/z-Wertes auf die Druckfestigkeiten von Rüttelbeton bei einer Wärmebehandlung beschrieben. Dies scheint sich hier auch für SVB zu bestätigen.

Möglicherweise spielt auch der verwendete Zement eine Rolle. Für die Betone K25 und K45 wurde ein CEM II/A-LL 32,5 R und für K65 und K85 ein CEM II/A-LL 42,5 R verwendet. Auffallend ist, dass jeweils die Mischungen mit dem selben Zement ein ähnliches Verhalten aufweisen. Die genaue Zusammensetzung der Zemente ist in Kapitel 3.2 dargestellt.

Einen besseren Überblick über den Einfluss der Wärmebehandlung auf die Druckfestigkeit erhält man, wenn die Festigkeiten nach der Wärmebehandlung bezogen auf den Wert der Normlagerung betrachtet werden (siehe Bild 4-4). Der kontinuierliche Rückgang der Festigkeit der Mischung K25 erreicht bei 80 °C einen Wert von annähernd 30 %. Auch die Mischung K45 liegt mit einem Festigkeitsniveau bei einer Wärmebehandlung mit 80 °C von ca. 87 % deutlich unter dem Wert der Normlagerung, obwohl die Festigkeit im Vergleich zur Behandlung mit 60 °C wieder deutlich höher ausfällt. Bei den beiden Betonen der Festigkeitsklasse größer C35/45 sind bis 60 °C Behandlungstemperatur nur geringe Schwankungen der Festigkeit zu beobachten. Diese liegen im möglichen Streubereich bei der Ermittlung der Druckfestigkeit. Interessant ist jedoch, dass beide Mischungen bei 80 °C eine Steigerung der Festigkeit um ca. 10 % im Vergleich zur Druckfestigkeit bei Behandlung mit 60 °C aufweisen.

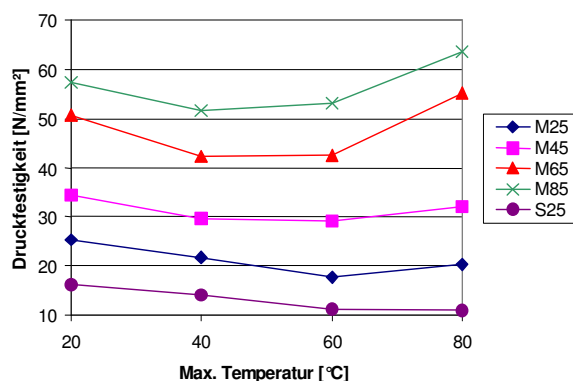


Bild 4-5: Vergleich der Druckfestigkeiten der Mehlkorntypen und des Stabilisierertyps bei einem wirksamen Alter von 3 d und unterschiedlichen maximalen Behandlungstemperaturen

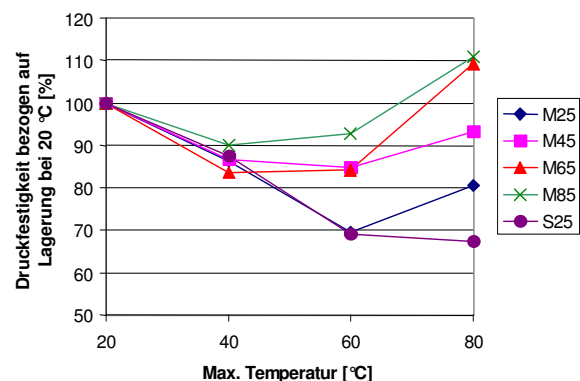


Bild 4-6: Prozentualer Unterschied der Druckfestigkeit der Mehlkorntypen und des Stabilisierertyps bezogen auf die Normlagerung bei einem wirksamen Betonalter von 3 d und verschiedenen Behandlungstemperaturen

Auch bei den untersuchten Mehlkorntypen ist auffallend, dass die Mischungen mit dem gleichen Zement auch ein ähnliches Verhalten abhängig von der Behandlungstemperatur aufweisen (siehe Bild 4-5). Bis zu einer Temperatur von 60 °C ist bei allen Festigkeitsklassen ein Rückgang der Druckfestigkeit im Vergleich zur Normlagerung zu erkennen. Gemeinsam ist hier bei allen Mischungen, abweichend von den Kombinationstypen, dass im Vergleich zur Festigkeit bei 60 °C die Werte bei 80 °C wieder zunehmen. Dies ist unterschiedlich stark ausgeprägt. Während M85 und M65 die Druckfestigkeit bei einer Lagerung von 20 °C übertref-

fen, liegen die Festigkeitswerte bei M25 und M45 bei 80 °C unter den Werten bei 20 °C. Bis zu einer Temperatur von 60 °C ist bei allen Mischungen ein Rückgang der Druckfestigkeit zu beobachten. Hinsichtlich der möglichen Ursachen gilt für die Gefügezusammensetzung annähernd dasselbe wie bei den Kombinationstypen, da die Betonzusammensetzungen sehr ähnlich sind (siehe Tabelle 4).

Bei der Betrachtung der prozentualen Unterschiede bezogen auf den Wert bei der Normlagerung ist zu erkennen, dass bis zu einer Behandlungstemperatur von 60 °C die Mehlkorntypen im Gegensatz zu den Kombinationstypen generell eine geringere Druckfestigkeit aufweisen (siehe Bild 4-6). Auch bei M65 liegt dieser Festigkeitsrückgang bei 60 °C mit ca. 15 % außerhalb möglicher Messstreuungen. Die hochfeste Mischung M85 wird durch die Wärmebehandlung ebenfalls negativ beeinflusst, jedoch nur geringfügig. Auch hier scheint sich ein niedriger $(w/z)_{eq}$ -Wert positiv auf die Festigkeit auszuwirken. Dies wird auch durch das Verhalten der Mischung M25, die den höchsten $(w/z)_{eq}$ -Wert der Betone in diesem Diagramm aufweist, bestätigt.

Ein eindeutiges Verhalten bei der Wärmebehandlung ist bei dem untersuchten Stabilisierertyp zu erkennen. Bis zu einer Maximaltemperatur von 60 °C nimmt die Druckfestigkeit stark ab. Die Festigkeit bei 80 °C Behandlungstemperatur liegt unterhalb der Festigkeit bei 60 °C aber, der Rückgang ist nicht so stark ausgeprägt wie bei den anderen Behandlungstemperaturen. Diese Mischung hat den höchsten $(w/z)_{eq}$ -Wert aller geprüften Betone und einen hohen Gehalt an Kalksteinmehl. Vermutlich ist eine Kombination dieser beiden Faktoren Ursache für den starken Rückgang der Druckfestigkeit. Der Rückgang der Festigkeit erreicht bei diesem SVB-Typ bei 80 °C einen Wert über 30 % (siehe Bild 4-6). Die Messungen an diesem Beton bestätigen ebenfalls die negativen Auswirkungen einer Wärmebehandlung an Betonen mit einem hohen $(w/z)_{eq}$ -Wert.

Werden die Betone nach den unterschiedlichen Zusammensetzungsarten gemeinsam betrachtet (siehe Bild 4-7), so zeigt sich, dass die Betone derselben Festigkeitsklasse sich sehr ähnlich verhalten. Dies lässt den Schluss zu, dass die Zugabe von Stabilisierer zu keiner deutlichen Veränderung des Verhaltens bei der Wärmebehandlung führt.

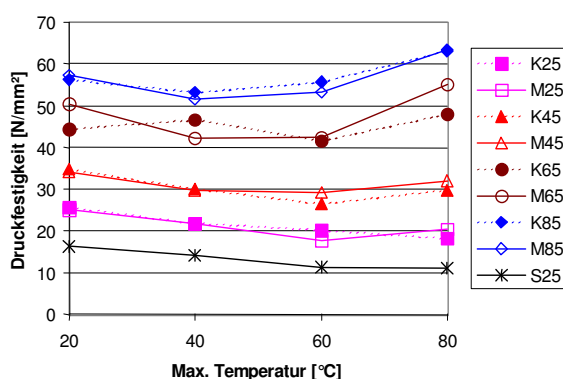


Bild 4-7: Vergleich der Druckfestigkeiten aller SVB bei einem wirksamen Alter von 3 d und unterschiedlichen maximalen Behandlungstemperaturen

In den folgenden Abbildungen sind die Ergebnisse der Druckfestigkeit der wärmebehandelten Betone nach 28 d in Abhängigkeit von der Behandlungstemperatur dargestellt.

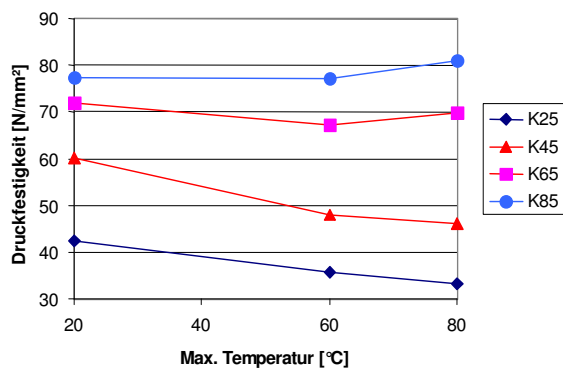


Bild 4-8: Vergleich der Druckfestigkeiten der Kombinationstypen im Alter von 28 d und unterschiedlichen maximalen Behandlungstemperaturen

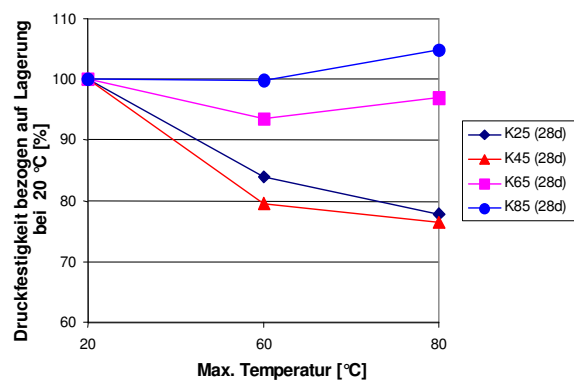


Bild 4-9: Prozentualer Unterschied der Druckfestigkeit der Kombinationstypen bezogen auf die Normlagerung im Alter von 28 d und verschiedenen Behandlungstemperaturen

Die Betone wurden 28 d nach der Herstellung geprüft, d.h. die Reife der wärmebehandelten Betone ist größer als die der Referenzmischungen. Bei diesem Betonalter spielt dieser Unterschied hinsichtlich der Druckfestigkeit jedoch nur noch eine geringe Rolle. Die wärmebehandelten Probekörper wurden nach dem Herausnehmen aus den Wärmeschränken bis einschließlich dem 7. Tag bei 20 °C und 100 % rel. Feuchte gelagert und anschließend bis zum 28. Tag bei einem Klima von 20 °C und 65 % rel. Feuchte aufbewahrt.

Wie in Bild 4-8 und Bild 4-9 zu erkennen ist, nimmt auch nach 28 d trotz der etwas höheren Reife der Betone die Druckfestigkeit der Kombinationstypen i.d.R. mit der Behandlungstemperatur ab. Eine Ausnahme bildet hier nur der Beton K85, der durch die Wärmebehandlung nicht negativ beeinflusst wird. Analog zu den Ergebnissen unmittelbar nach der Wärmebehandlung werden auch nach 28 d die Betone der niedrigen Festigkeitsklassen wesentlich stärker negativ beeinflusst als die hochfesten Mischungen. Die Festigkeitseinbußen betragen für die Mischungen K25 und K45 bei einer Behandlungstemperatur von 80 °C über 20 % bezogen auf deren Festigkeit bei einer dauerhaften Lagerung mit 20 °C. Der Festigkeitsverlust liegt bei diesen Betonen also deutlich höher, als in [19] für Rüttelbetone bei vergleichbaren Bedingungen berichtet wurde.

Das Verhalten der Mehlkorntypen im Alter von 28d in Abhängigkeit von der Behandlungstemperatur entspricht weitgehend dem der Kombinationstypen (siehe Bild 4-10). Auch hier wird die Mischung M85 nicht negativ durch die Wärmebehandlung beeinflusst. Die beiden Mischungen der niedrigen Festigkeitsklasse weisen ebenfalls analog zu den Kombinationstypen einen Rückgang der Festigkeit bei einer Behandlungstemperatur von maximal 80 °C von ca. 20 % bezogen auf die Normlagerung auf. Lediglich die Mischung M65 verhält sich etwas schlechter als die vergleichbare Kombinationstypmischung. Tendenziell wirkt sich die Lagerung der Betone im Anschluss an die Wärmebehandlung vor allem bei den normalfesten Betonen positiv auf die Druckfestigkeit aus. Dies ist besonders ausgeprägt bei der Stabilisierertypmischung. Bei diesem Beton verringert sich der Unterschied der Druckfestigkeit bezogen auf die Normlagerung um ca. 10 %.

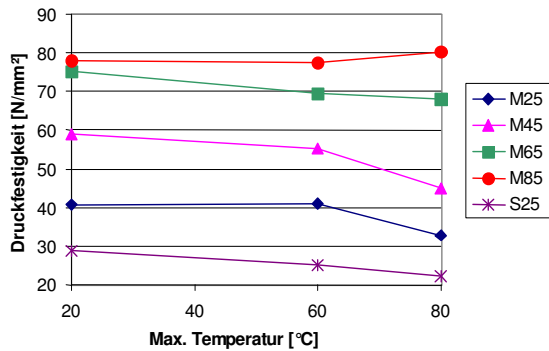


Bild 4-10: Vergleich der Druckfestigkeiten der Mehlkorntypen und des Stabilisierertyps im Alter von 28 d und unterschiedlichen maximalen Behandlungstemperaturen

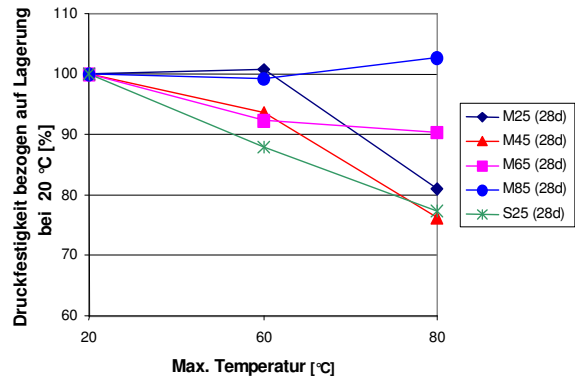


Bild 4-11: Prozentualer Unterschied der Druckfestigkeit der Mehlkorntyp-Betone und des Stabilisierertyps bezogen auf die Normlagerung im Alter von 28 d und verschiedenen Behandlungstemperaturen

Grundsätzlich muss bei der Beurteilung des Einflusses der Behandlungstemperatur auf die Druckfestigkeit der SVB die Festigkeitsklasse bzw. der $(w/z)_{eq}$ -Wert berücksichtigt werden. SVB mit $(w/z)_{eq}$ -Werten kleiner 0,5 werden nur unwesentlich durch die Wärmebehandlung beeinflusst. Bei Betonen mit höheren $(w/z)_{eq}$ -Werten als 0,5 nimmt mit der Behandlungstemperatur i.d.R. auch die Druckfestigkeit ab. Dies kann bei einer Behandlung mit 80 °C bis zu 30 % bezogen auf die Druckfestigkeit bei Normlagerung betragen. Eine feuchte Nachlagerung im Anschluss an die Wärmebehandlung mindert bei diesen Betonen jedoch etwas den negativen Einfluss der Wärmebehandlung. Dennoch liegen auch nach 28 d die Druckfestigkeiten der SVB bezogen auf die Normlagerung niedriger als bei vergleichbar behandelten Rüttelbetonen [19].

4.4.2. Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur auf die Spaltzugfestigkeit

In Bild 4-12 sind die Spaltzugfestigkeiten der untersuchten Kombinationstypmischungen bei unterschiedlichen maximalen Behandlungstemperaturen aufgetragen. Auffallend ist der identische Kurvenverlauf der beiden Betone mit dem CEM II /A-LL 42,5 R. Sowohl K65 und K85 verfügen bei 40 °C über eine höhere Spaltzugfestigkeit als bei 20 °C.

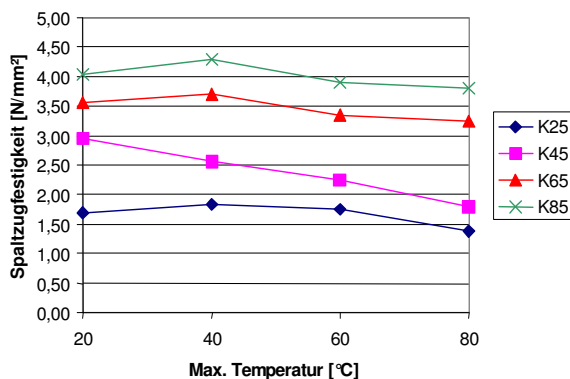


Bild 4-12: Vergleich der Spaltzugfestigkeiten der Kombinationstypmischungen bei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen im wirksamen Alter von 3 d.

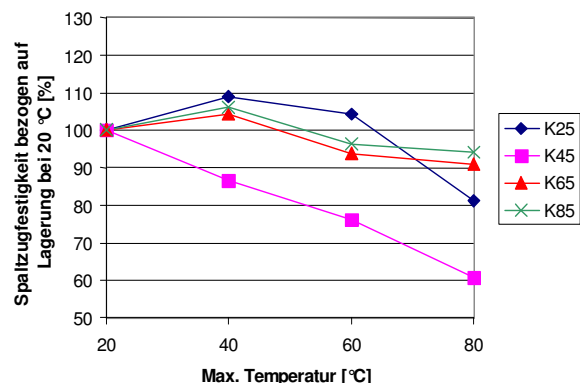


Bild 4-13: Spaltzugfestigkeit der Kombinationstypmischungen bei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen bezogen auf die Festigkeit bei 20 °C im wirksamen Alter von 3 d.

Bei weiterer Erhöhung der Behandlungstemperatur fallen die Festigkeiten wieder ab und liegen unterhalb der Werte bei 20 °C. Ein kontinuierlicher Rückgang der Festigkeit ist bei Mischung K45 zu beobachten.

K25 zeigt im Gegensatz zur Druckfestigkeit das beste Verhalten aller Kombinationstypmischungen bis zur Behandlungstemperatur von 60 °C. Bei 80 °C liegt auch bei diesem Beton die Spaltzugfestigkeit unterhalb des Wertes bei 20 °C. Innerhalb der Mischungen nach dem Mehlkorntypprinzip zeigen die beiden Mischungen mit dem CEM II/A-LL 32,5R ein ähnliches Verhalten. Werden diese Betone bei 40 °C wärmebehandelt, liegen die Spaltzugfestigkeiten über dem Wert bei 20 °C, eine weitere Erhöhung der Behandlungstemperatur auf 60 °C führt zu annähernd identischen Festigkeiten wie bei 20 °C. Lediglich bei 80 °C weisen diese beiden Mischungen ein leicht unterschiedliches Verhalten auf. Mischung M25 erreicht dieselbe Festigkeit wie bei 60 °C, während bei M45 ein weiterer Rückgang der Festigkeit vorliegt.

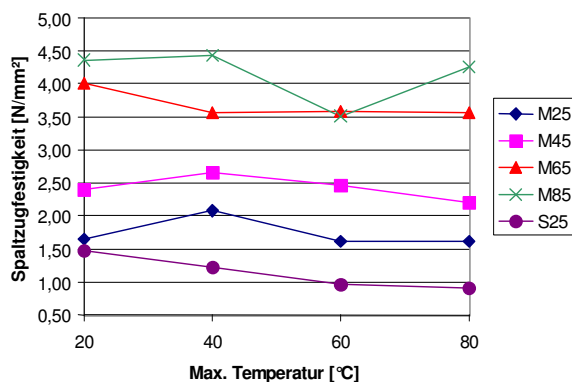


Bild 4-14: Vergleich der Spaltzugfestigkeiten der Mehlkorntypmischungen und des Stabilisierertyps bei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen im wirksamen Alter von 3 d

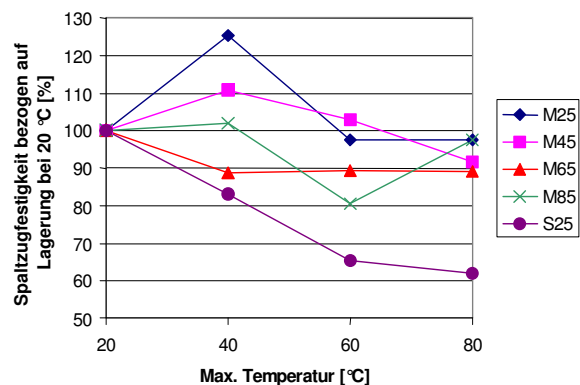


Bild 4-15: Spaltzugfestigkeit der Mehlkorntypmischungen und des Stabilisierertyps bei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen bezogen auf die Festigkeit bei 20 °C im wirksamen Alter von 3 d

Ein unregelmäßiges Verhalten zeigt Mischung M85. Die Wärmebehandlung mit 40 °C führt nur zu einer schwachen Veränderung der Spaltzugfestigkeit. Bei 60 °C bricht die Festigkeit stark ein und liegt deutlich unterhalb des Wertes bei 20 °C. Die Spaltzugfestigkeit bei 80 °C maximaler Behandlungstemperatur ist wieder wesentlich höher als bei 60 °C, liegt aber unterhalb der Festigkeit bei 20 °C.

Das Ausmaß der Wärmebehandlung auf die Festigkeit lässt sich besser beurteilen, wenn die Festigkeit bei erhöhten Behandlungstemperaturen bezogen auf die Spaltzugfestigkeit bei 20 °C betrachtet wird. Dies ist für die Kombinationstypmischungen in Bild 4-13 dargestellt.

Als erstes fällt auf, dass sich die Mischung K45 im Vergleich zu den übrigen Kombinationstypen wesentlich schlechter verhält. Hier ist ein näherungsweise linearer Abfall der Festigkeit mit der Behandlungstemperatur zu verzeichnen. Die übrigen Mischungen nach dem Kombinationstyp zeigen ein untereinander ähnliches Verhalten. Bei 40 °C Behandlungstemperatur ist bei diesen Mischungen eine Erhöhung der Festigkeit zu beobachten, eine weitere Erhöhung der Behandlungstemperatur führt zu einer stetigen Verringerung der Festigkeiten. Bei 80 °C fällt dieser Rückgang dann für die Mischung K25 mit ca. 20 % und bei K65 mit ca. 10 % recht beachtlich aus. Wird die Mischung K45 außer acht gelassen, so ist eine Wärmebehandlung bis zu 60 °C bei den Kombinationstypen als unbedenklich anzusehen. Weshalb die Festigkeit der Mischung K45 so deutlich mit der Temperatur zurückgeht, ist nicht nachvollzieh-

bar. Messfehler können jedoch ausgeschlossen werden und die Streuung bei den einzelnen Messwerten war ebenfalls nicht höher als bei den übrigen Mischungen.

Ein ähnliches Bild zeigt sich auch bei den Mehlkorntypen (Bild 4-15). Hier ist allerdings kein so deutlich negativer Ausreißer wie bei den Kombinationstypen zu finden. Lediglich der Beton M65 verhält sich etwas anders als die übrigen Mischungen nach dem Mehlkorntyp. Hier ist schon bei einer Behandlungstemperatur von 40 °C ein Rückgang bei der Spaltzugfestigkeit um ca. 10 % vorhanden, der allerdings auch bei den weiteren Behandlungstemperaturen konstant bleibt. Die weiteren Mischungen verhalten sich analog zu den Kombinationstypen. Bei 40 °C nimmt die Festigkeit im Vergleich zu den Werten bei 20 °C zu, eine weitere Erhöhung der Behandlungstemperatur führt dann zu einem Rückgang der Festigkeit. Der schlechte Wert der Mischung M85 bei 60 °C ist weitgehend auf einen sehr niedrigen Einzelmesswert zurückzuführen. Ohne diesen Messwert ist der Rückgang der Festigkeit bei dieser Behandlungstemperatur um ca. 5 % geringer. Für die Mehlkorntypen gilt, dass die Streuungen der Festigkeiten größer sind als bei den Kombinationstypen, das Bild ist nicht so einheitlich.

Einen extrem negativen Einfluss hat die Wärmebehandlung auf die Spaltzugfestigkeit des untersuchten Stabilisierertyps (Bild 4-14 und Bild 4-15). Die Festigkeit nimmt kontinuierlich mit der Behandlungstemperatur ab. Bei 80 °C maximaler Behandlungstemperatur ist ein Rückgang der Spaltzugfestigkeit um ca. 38 % vorhanden.

4.4.3. Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur auf den E-Modul

In Bild 4-16 sind die E-Moduln der Kombinationstypen bei den verschiedenen Behandlungstemperaturen und einem wirksamen Alter von 3 d dargestellt. Bei allen Mischungen in dieser Abbildung ist ein Rückgang des E-Moduls mit zunehmender Behandlungstemperatur bis 60 °C im Vergleich zu einer dauerhaften Lagerung bei 20 °C zu verzeichnen. Dies ist bei K25 und K45 besonders stark ausgeprägt. Lediglich bei Mischung K85 ist keine kontinuierliche Abnahme bis 60 °C zu verzeichnen. Der Wert bei 60 °C liegt bei diesem Beton über dem Messwert von 40 °C, aber noch immer unterhalb des Wertes bei 20 °C. Ab einer Behandlungstemperatur von 60 °C ist bei allen Mischungen kein weiterer Rückgang des E-Moduls zu beobachten. Der Beton K85 erreicht bei dieser Temperatur sogar einen höheren E-Modul als bei 20 °C. Bis auf den Messwert von K65 bei 40 °C ist auch immer eine Staffelung der E-Moduln mit der Festigkeitsklasse erkennbar. Auffallend ist auch der praktisch identische Verlauf dieser Kurven bis auf die Mischung K85.

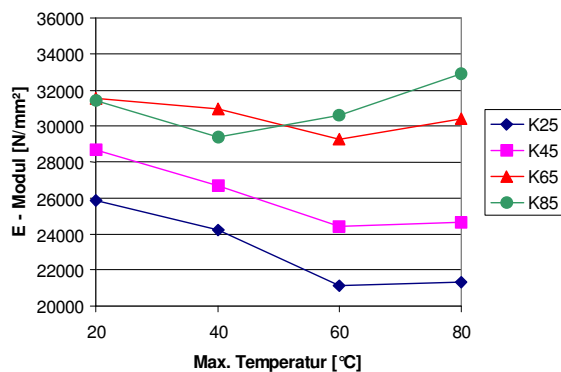


Bild 4-16: Vergleich der E-Moduln der Kombinationstypmischungen bei einem wirksamen Betonalter von 3 d und unterschiedlichen Behandlungstemperaturen.

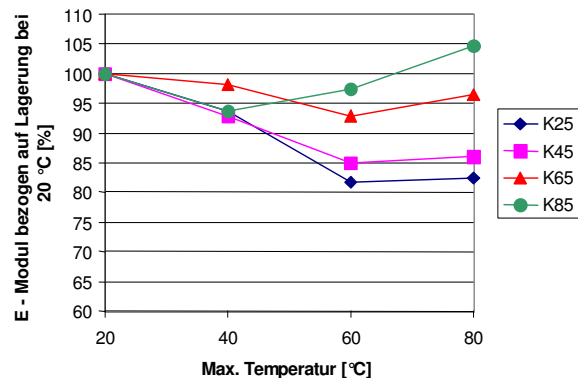


Bild 4-17: E-Modul der Kombinationstypmischungen bei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen bezogen auf den Wert bei 20 °C im wirksamen Alter von 3 d

Die Beurteilung des Verhaltens der Betone bei den verschiedenen Temperaturen ist einfacher möglich, wenn der E-Modul bezogen auf den Wert bei einer dauerhaften Lagerung bei 20 °C betrachtet wird (siehe Bild 4-17). Dabei entspricht der Messwert bei 20 °C 100 %.

Der Rückgang bis 60 °C fällt bei den Mischungen K25 und K45 mit 15–17 % recht hoch aus. Bei allen Mischungen ist bei 80 °C im Vergleich zu 60 °C eine Verbesserung der Werte zu verzeichnen. Dies ist bei K65 und K85 deutlicher ausgeprägt als bei den beiden übrigen Mischungen. Auch bei dem E-Modul scheinen sich die Mischungen mit niedrigem $(w/z)_{eq}$ -Wert analog zur Druckfestigkeit bei einer Wärmebehandlung günstiger zu verhalten.

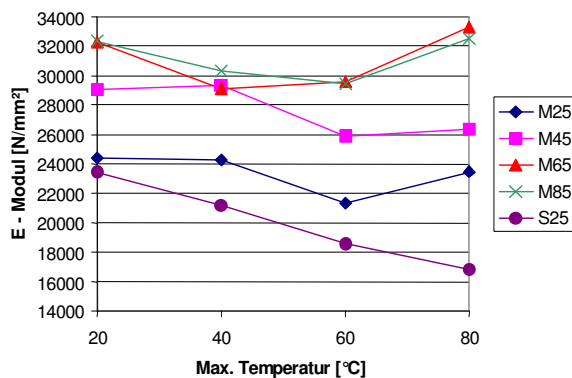


Bild 4-18: Vergleich der E-Moduln der Mehlkorntypmischungen und des Stabilisierertyps bei einem wirksamen Betonalter von 3 d und unterschiedlichen Behandlungstemperaturen

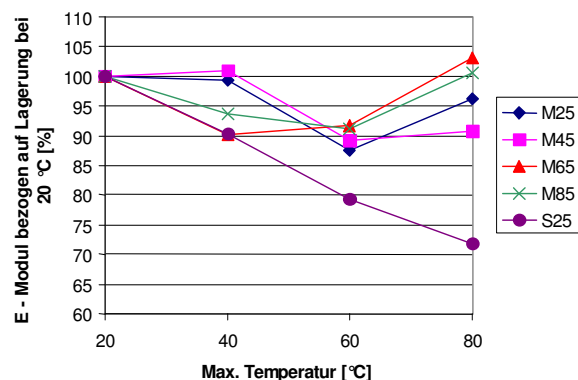


Bild 4-19: E-Modul der Mehlkorntypmischungen und des Stabilisierertyps bei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen bezogen auf den Wert bei 20 °C im wirksamen Alter von 3 d

Bei den Mischungen nach dem Mehlkorntyp – Prinzip sehen die Verläufe etwas anders aus als bei den Kombinationstypmischungen (siehe Bild 4-18 und Bild 4-19). Die Mischungen M65 und M85 weisen bei 40 °C im Vergleich zu 20 °C im Gegensatz zu den beiden anderen Betonen bereits einen geringeren E-Modul auf. Bei einer Behandlungstemperatur von 60 °C sinkt der E-Modul bei M25 und M45 dann jedoch stark ab, während bei M65 keine Veränderung zu beobachten ist. M85 verfügt bei 60 °C ebenfalls über einen etwas niedrigeren E-Modul als bei 40 °C.

In der Darstellung in Bild 4-19 kann sehr gut das ähnliche Verhalten der Mischungen M25 und M45 sowie der Mischungen M65 und M85 beobachtet werden. Die Zusammensetzung der Mischungen ist bei dem Verhalten bei den unterschiedlichen Temperaturen wichtig. M25 und M45 sowie M65 und M85 sind jeweils mit dem selben Zement hergestellt worden (siehe Tabelle 4). Bei der Beurteilung, welcher SVB-Typ bei einer Wärmebehandlung stärker im Elastizitätsmodul beeinflusst wird, kann keine eindeutige Aussage für einen bestimmten SVB-Typ getroffen werden. Bis zu einer Festigkeitsklasse von C35/45 verhalten sich die Mehlkorntyp-Betone günstiger als die Kombinationstypmischungen. Ab dieser Festigkeitsklasse verhält es sich genau umgekehrt und die Kombinationstypmischungen werden durch die Wärmebehandlung geringer beeinflusst als die entsprechenden Mehlkorntyp-Betone.

Ein ganz eindeutiges Verhalten analog zur Druckfestigkeit kann bei dem Stabilisierertyp in Abhängigkeit von der Temperatur beobachtet werden (Bild 4-18 und Bild 4-19). Der E-Modul nimmt kontinuierlich mit zunehmender Temperatur ab. Der Messwert bei 80 °C liegt ca. 28 % unter dem Wert bei einer dauerhaften Lagerung von 3 d bei 20 °C.

4.4.4. Einfluss der tatsächlichen Reife

Die in Bild 4-3 und Bild 4-5 dargestellten Betone sollten eine Reife aufweisen, die einer Lagerung von 3 d bei einer Temperatur von 20 °C entsprechen (1822 °Ch). Die bei der Wärmebehandlung erzielte Reife der einzelnen Mischungen weicht allerdings etwas von diesem Sollwert ab, so dass die Ergebnisse nicht direkt miteinander vergleichbar sind. Mit Hilfe der Formel für die Festigkeitsentwicklung nach dem CEB-FIB Model Code 90 [105] (siehe Gleichung 12) und der tatsächlich erreichten Reife, die aus den gemessenen Temperaturkurven errechnet werden kann, ist es möglich, die Festigkeit der einzelnen Mischungen bei einer gewünschten Reife von 1822 °Ch zu berechnen.

$$f_{cm}(t) = \beta_{cc}(t) \cdot f_{cm} \quad (12)$$

mit:

$$\beta_{cc}(t) = \exp \left\{ s \left[1 - \left(\frac{28}{t/t_1} \right)^{1/2} \right] \right\}$$

$f_{cm}(t)$ = mittlere Zylinderdruckfestigkeit [N/mm²] bei einem Alter von t Tagen

f_{cm} = mittlere Zylinderdruckfestigkeit nach 28 d [N/mm²]

t_1 = Bezugsalter = 1 d

s = zementspezifischer Beiwert nach folgender Tabelle (siehe[105])

Festigkeitsklasse des Zementes	32,5N	32,5R	42,5R
		42,5N	52,5N
Beiwert s	0,38	0,25	0,20

Die angegebenen Werte für den Koeffizienten s und die Gleichung (12) gelten für eine Lagerung der Betone bei 20 °C. Um die besonderen Verhältnisse bei der Wärmebehandlung zu berücksichtigen, muss der Koeffizient s entsprechend angepasst werden, so dass möglichst genau die tatsächliche Festigkeitsentwicklung der einzelnen Mischungen berechnet werden kann. Die dafür verwendeten Zahlenwerte für den Koeffizienten s sind in Tabelle 14 dargestellt.

Mischung	Behandlungstemperatur		
	20 °C	60 °C	80 °C
K25	0,24	0,27	0,29
K45	0,27	0,29	0,22
K65	0,24	0,25	0,20
K85	0,15	0,17	0,14
M25	0,23	0,41	0,24
M45	0,26	0,32	0,17
M65	0,20	0,25	0,11
M85	0,15	0,20	0,13
S25	0,27	0,38	0,34

Tabelle 14: Angepasste Koeffizienten s für die Berechnung der Druckfestigkeitsentwicklung nach CEB-FIB MC 90

Das Ergebnis für diese Berechnung ist in Bild 4-20 für die untersuchten Kombinationstypen und in Bild 4-21 für die übrigen Betone dargestellt.

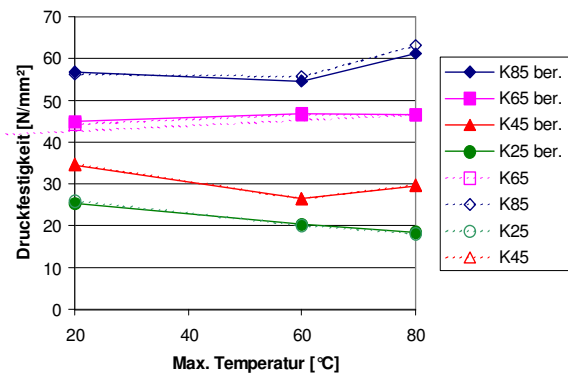


Bild 4-20: Gegenüberstellung der gemessenen Druckfestigkeiten und der Druckfestigkeit unter Berücksichtigung der jeweiligen Reife für die Kombinationstypen

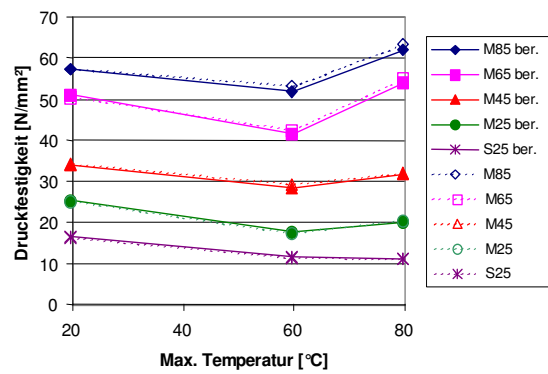


Bild 4-21: Gegenüberstellung der gemessenen Druckfestigkeiten und der Druckfestigkeit unter Berücksichtigung der jeweiligen Reife für die Mehlkorntypen und den Stabilisierertyp

Es ist zu erkennen, dass sich an dem prinzipiellen Verlauf der Kurven für die einzelnen Mischungen im Vergleich zu den gemessenen Werten nichts verändert. Dies bedeutet, dass der Anstieg der Festigkeit für die Mischungen K85, K65 und K45 bei einer maximalen Behandlungstemperatur von 80 °C im Vergleich zu 60 °C nicht durch die größere Reife erklärt werden kann.

Da sich auch bei den anderen Mischungen durch die Berücksichtigung der Reife keine deutliche Veränderung bei der Druckfestigkeit abhängig von der Behandlungstemperatur zeigt, kann der Unterschied der Reife bei der weiteren Beurteilung unberücksichtigt bleiben.

4.4.5. Mischungszusammensetzung

In Bild 4-22 ist der Einfluss des $(w/z)_{eq}$ -Wertes auf die relative Druckfestigkeit der Betone bei einem wirksamen Alter von 3 d dargestellt. Die relative Druckfestigkeit ist in diesem Fall die Druckfestigkeit nach der Wärmebehandlung im wirksamen Alter von 3 d bezogen auf die Druckfestigkeit bei einer dauerhaften Lagerung der Proben bei 20 °C bis zu einem Alter von 3 d.

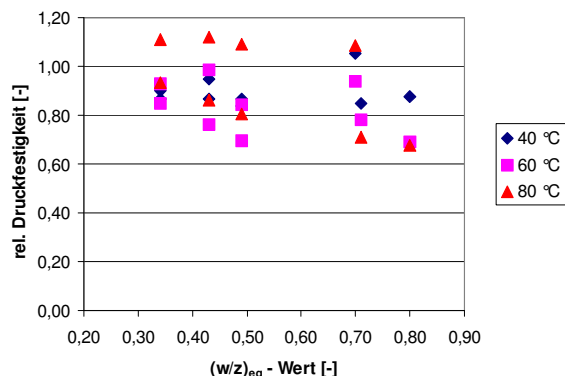


Bild 4-22: Einfluss des $(w/z)_{eq}$ -Wertes auf die relative Druckfestigkeit nach einer Wärmebehandlung bei einem wirksamen Alter von 3 d

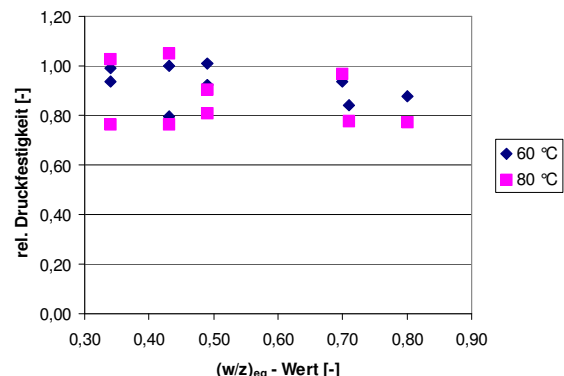


Bild 4-23: Einfluss des $(w/z)_{eq}$ -Wertes auf die relative Druckfestigkeit nach einer Wärmebehandlung im Alter von 28 d

Die Streuung der Werte ist zwar relativ groß, aber es lässt sich dennoch eine Tendenz erkennen. Bei allen Behandlungstemperaturen lässt sich mit zunehmendem $(w/z)_{eq}$ -Wert eine Ver-

ringerung der relativen Druckfestigkeit erkennen. Dies bedeutet, dass analog zu Rüttelbetonen auch SVB mit niedrigem $(w/z)_{eq}$ -Wert durch eine Wärmebehandlung weniger stark beeinflusst werden als SVB mit hohem $(w/z)_{eq}$ -Wert. Für eine gesicherte Aussage sollten jedoch noch weitere Betone untersucht werden, vor allem im Bereich der $(w/z)_{eq}$ -Werte zwischen 0,50 und 0,70. Dies konnte im Rahmen dieser Arbeit aus Zeitgründen nicht mehr durchgeführt werden.

In Bild 4-23 ist derselbe Zusammenhang für die Mischungen nach 28 d dargestellt. Es ist zu erkennen, dass auch nach einer gewissen Nachlagerung der Betone bei 20 °C immer noch der Einfluss des $(w/z)_{eq}$ -Wertes zu erkennen ist.

Neben dem $(w/z)_{eq}$ -Wert scheint auch der Mehlkorngelalt der Mischungen einen Einfluss auf die Festigkeit nach der Wärmebehandlung im Verhältnis zur Festigkeit des normal gelagerten Betons zu haben (siehe Bild 4-24). Tendenziell nimmt hier die relative Druckfestigkeit mit dem Mehlkorngelalt zu. Auch hier sollten noch weitere SVB mit einem Mehlkorngelalt zwischen 400 kg/m³ und 500 kg/m³ untersucht werden, um eine sichere Aussage treffen zu können.

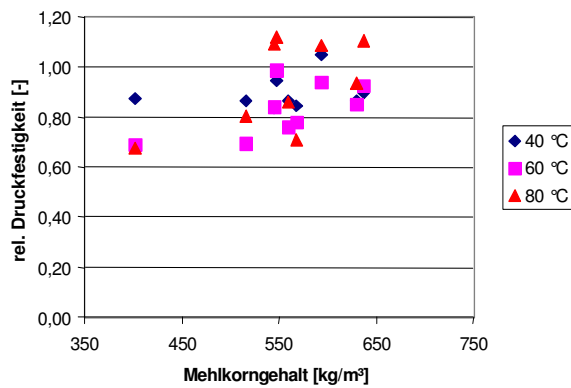


Bild 4-24: Einfluss des Mehlkorngelaltes auf die relative Druckfestigkeit nach einer Wärmebehandlung bei einem wirksamen Alter von 3 d

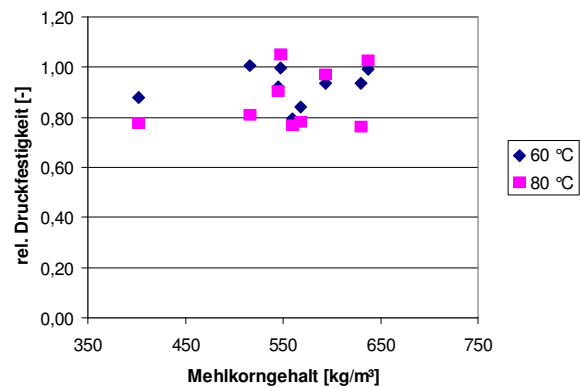


Bild 4-25: Einfluss des Mehlkorngelaltes auf die relative Druckfestigkeit nach einer Wärmebehandlung im Alter von 28 d

Dieser Zusammenhang ist auch im Alter von 28 d bei den Mischungen zu erkennen (Bild 4-25).

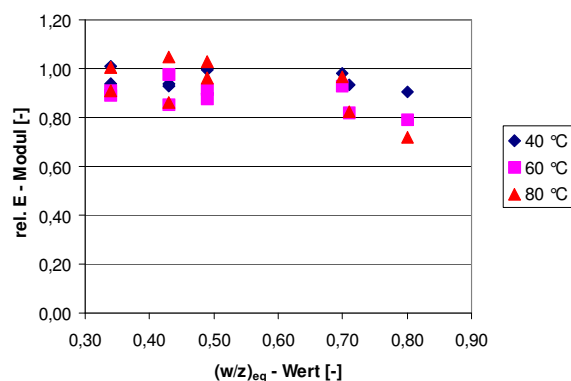


Bild 4-26: Einfluss des $(w/z)_{eq}$ -Wertes auf den relativen E-Modul nach einer Wärmebehandlung bei einem wirksamen Alter von 3 d

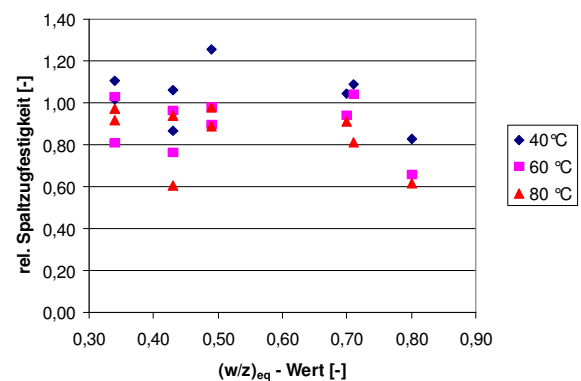


Bild 4-27: Einfluss des $(w/z)_{eq}$ -Wertes auf die relative Spaltzugfestigkeit nach einer Wärmebehandlung bei einem wirksamen Alter von 3 d

Eine Korrelation zwischen der relativen Druckfestigkeit und dem Wasser-Mehlkornverhältnis w/b bzw. dem Zement zu Mehlkornverhältnis z/b konnte bei diesen Versuchen nicht gefunden werden.

Auch bei der Spaltzugfestigkeit und dem Elastizitätsmodul konnte ein Einfluss des $(w/z)_{eq}$ -Wertes festgestellt werden (Bild 4-26 und Bild 4-27). Mit zunehmendem $(w/z)_{eq}$ -Wert nimmt sowohl die relative Spaltzugfestigkeit als auch der relative E-Modul ab. Diese Relativwerte sind analog zur relativen Druckfestigkeit die Werte nach einer Wärmebehandlung bezogen auf die Werte der Normlagerung im chemischen Alter von 3 d.

Die Streuungen der Werte sind bei der Spaltzugfestigkeit jedoch größer als bei der Druckfestigkeit und dem E-Modul. Auch für den Mehlkorngehalt konnte derselbe Zusammenhang wie bei der Druckfestigkeit für den E-Modul und die Spaltzugfestigkeit gefunden werden (Bild 4-28 und Bild 4-29).

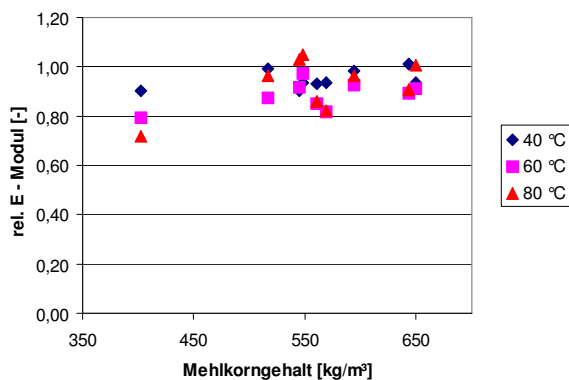


Bild 4-28: Einfluss des Mehlkorngehaltes auf den relativen E-Modul nach einer Wärmebehandlung bei einem wirksamen Alter von 3 d

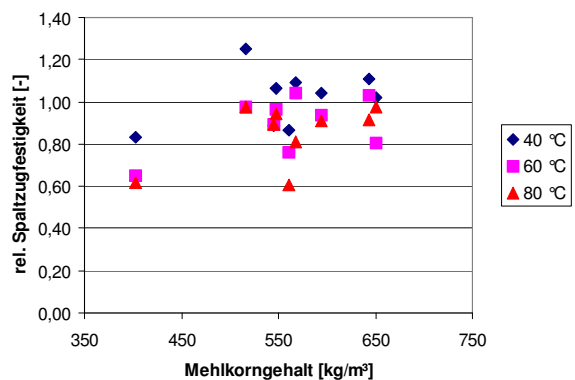


Bild 4-29: Einfluss des Mehlkorngehaltes auf die relative Spaltzugfestigkeit nach einer Wärmebehandlung bei einem wirksamen Alter von 3 d

4.4.6. Frischbetonluftgehalt

Einen weiteren, nicht unerheblichen Einfluss auf die erreichbaren Festigkeiten von Beton hat der Luftporengehalt. Nach [106] kann eine Zunahme der Luftporen um 1 Vol.-% die Druckfestigkeit um bis zu 8 % verringern. Die für die Wärmebehandlung hergestellten Betonmischungen weisen trotz identischer Zusammensetzung zum Teil stark unterschiedliche Luftgehalte auf (siehe Tabelle 9). Dies ist durch die z. T. großen Schwankungen der Raumtemperatur im Prüflabor und das dadurch unterschiedliche Fließverhalten zu erklären.

Nach Popovics [107, 108] können die unterschiedlichen Luftgehalte mit folgender Gleichung (13) berücksichtigt werden:

$$\beta_C = \beta_{C_0} \cdot 10^{-0,0384p} \quad (13)$$

mit:

β_C = Druckfestigkeit des Betons mit Luftporen [N/mm²]

β_{C_0} = Druckfestigkeit des gleichen Betons ohne Luftporen [N/mm²]

p = Luftporengehalt [Vol.-%]

Der Vergleich zwischen den Messwerten und den nach Gleichung (13) berechneten Druckfestigkeiten für die Kombinationstypen ist in Bild 4-30 dargestellt.

Es ist zu erkennen, dass die Berücksichtigung der Luftporen an den prinzipiellen Verläufen der Kurven nichts verändert. Für K25 und K45 gilt auch weiterhin, dass die Druckfestigkeit mit zunehmender Behandlungstemperatur bei gleicher Reife abnimmt. In Bild 4-31 ist derselbe Vergleich für die restlichen Mischungen dargestellt. Auch bei diesen Betonen führt die Berücksichtigung der unterschiedlichen Luftgehalte zu keiner wesentlichen Veränderung der Kurvenverläufe.

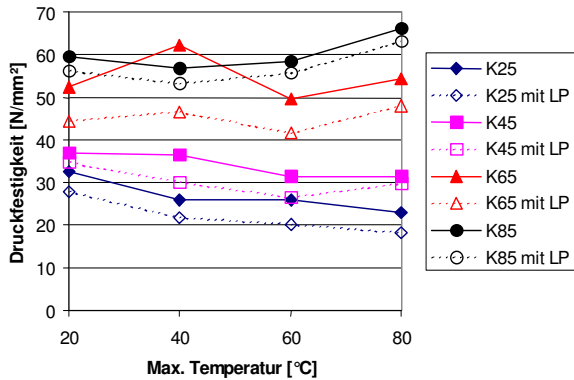


Bild 4-30: Vergleich zwischen den gemessenen Druckfestigkeiten und den berechneten Werten ohne Luftporen bei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen für die Kombinationstypmischungen

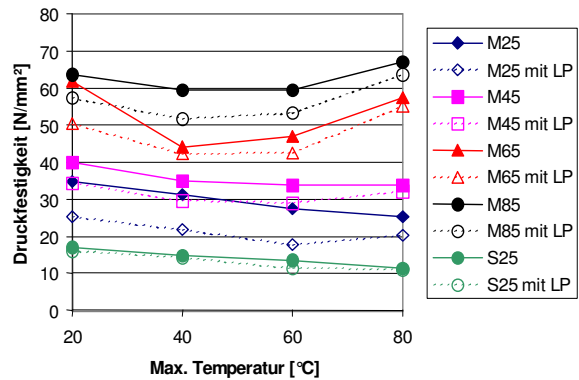


Bild 4-31: Vergleich zwischen den gemessenen Druckfestigkeiten und den berechneten Werten ohne Luftporen bei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen für die Mehlkorntypmischungen und den Stabilisierertyp

Bei Beton M25 zeigt die Kurve unter Berücksichtigung der Poren jedoch durchgehend eine abnehmende Druckfestigkeit, während bei den Messwerten die Druckfestigkeit bei 80 °C über der Festigkeit von 60 °C liegt. Dem gegenüber verbessert sich die Druckfestigkeit bei Mischung M45 bei 80 °C im Vergleich zu 60 °C bei Einbeziehung der unterschiedlichen Luftporengehalte.

Ein besserer Vergleich ist möglich, wenn die prozentualen Abweichungen der Werte bei den unterschiedlichen Temperaturen in Bezug zur Lagerung bei 20 °C betrachtet werden.

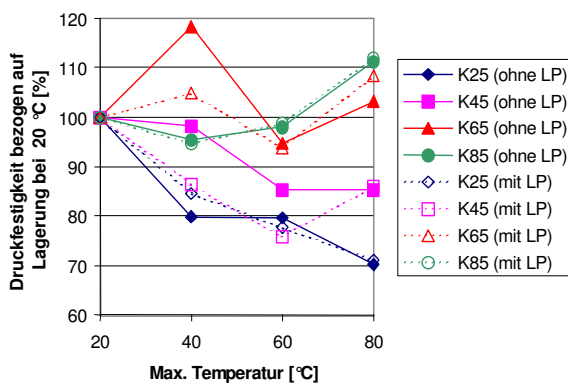


Bild 4-32: Druckfestigkeit bezogen auf die Werte bei 20 °C mit und ohne Luftporen für die untersuchten Kombinationstypmischungen

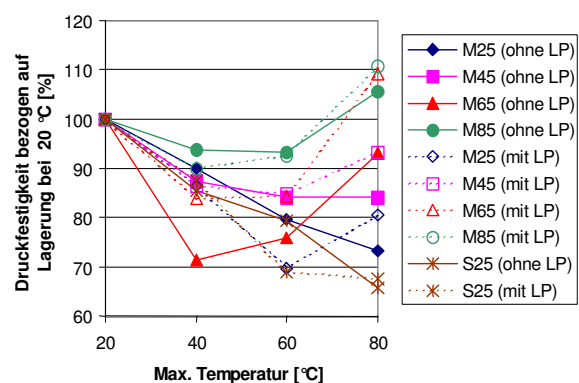


Bild 4-33: Druckfestigkeit bezogen auf die Werte bei 20 °C mit und ohne Luftporen für die untersuchten Mehlkorntypmischungen und den Stabilisierertyp

Bei einer maximalen Behandlungstemperatur von 80 °C hat der Luftgehalt nur einen geringen Einfluss auf die prozentuale Abweichung zur Druckfestigkeit bei 20 °C bei den Kombinationstypmischungen (siehe Bild 4-32). Bei den Mehlkorntypmischungen sind die Unterschiede bei dieser Behandlungstemperatur schon deutlicher ausgeprägt (siehe Bild 4-33). Die Unter-

schiede zwischen der Betrachtung mit und ohne Luftporen fallen bei 80 °C für die Mehlkorn-typen am größten aus. Die Mischung nach dem Stabilisierertyp verhält sich ähnlich wie die entsprechende Kombinationstypmischung und zeigt nur eine geringe Abweichung bei Be-trachtung mit oder ohne Luftporen.

Bei einer maximalen Behandlungstemperatur von 60 °C liegen alle Druckfestigkeiten auch bei Berücksichtigung der Luftporen unterhalb der Werte bei 20 °C. Durch die Anrechnung des Luftgehaltes bei den Mischungen K45, M25 und S25 verringert sich der Unterschied zu den Ergebnissen bei 20 °C jeweils um ca. 10 %, während sich bei M65 der Unterschied bei Berücksichtigung des Luftgehaltes um ca. 10 % vergrößert. Bei den übrigen Mischungen sind die Unterschiede mit oder ohne Luftporen nur gering ausgeprägt. Ein ähnliches Verhalten kann auch bei einer Behandlungstemperatur von 40 °C beobachtet werden.

Die Berücksichtigung der Luftporen bei der Beurteilung der Druckfestigkeit ist notwendig, da diese die Festigkeit deutlich beeinflussen. Für die ermittelten Tendenzen bezüglich der Ab-hängigkeit der Druckfestigkeit von der Wärmebehandlungstemperatur liefert dieser Ansatz jedoch keine weiteren Erkenntnisse, da die prinzipiellen Verläufe, die bei den Messwerten beobachtet werden konnten, weitgehend bestätigt wurden, so dass der Frischbetonluftgehalt nicht die Erklärung für die Unterschiede der Festigkeitswerte bei den unterschiedlichen Be-handlungstemperaturen darstellen kann.

4.5. Phasenbildung bei der Wärmebehandlung

Bei der Beurteilung des Temperatureinflusses auf die Phasenbildung sollte eine möglichst große Bandbreite an Erhärtungstemperaturen untersucht werden. Deshalb wurde zusätzlich zu den Behandlungstemperaturen von 80 °C und 20 °C, für die Festigkeitsuntersuchungen durchgeführt wurden, auch noch eine Behandlungstemperatur von 10 °C hinzugezogen. Dies bedeutet, dass die Proben nach der Herstellung bei 10 °C so lange gelagert wurden, bis sie ebenfalls eine Reife von 1822 °Ch aufwiesen.

4.5.1. Einfluss der Behandlungstemperatur auf die Phasenbildung

In Bild 4-34 sind die Ergebnisse der Röntgenbeugungsanalyse für K25 bei 10 °C, 20 °C und 80 °C bei einem wirksamen chemischen Alter von 3 d gegenübergestellt.

Die kristallinen Phasen Calcit und Portlandit sind bei allen Temperaturen nachweisbar. Des Weiteren kann noch unhydratisierter Klinker festgestellt werden. Portlandit entsteht aus der Hydratation der Klinkerphasen C_2S und C_3S . C_3A ist nur schwer nachzuweisen. Wenn diese Phase noch vorhanden ist, dann nur noch in geringem Umfang. Bei den beiden Mischungen, die bei 20 °C und bei 10 °C hydratisierten, ist auch Ettringit und ein Monocarbonat nachweisbar. Das Monocarbonat entsteht durch die Reaktion des Aluminats mit dem Carbonat des Kalksteinmehls. Diese Phasen fehlen bei Mischung K25-80-3. Dafür ist hier Monosulfat ent-standen.

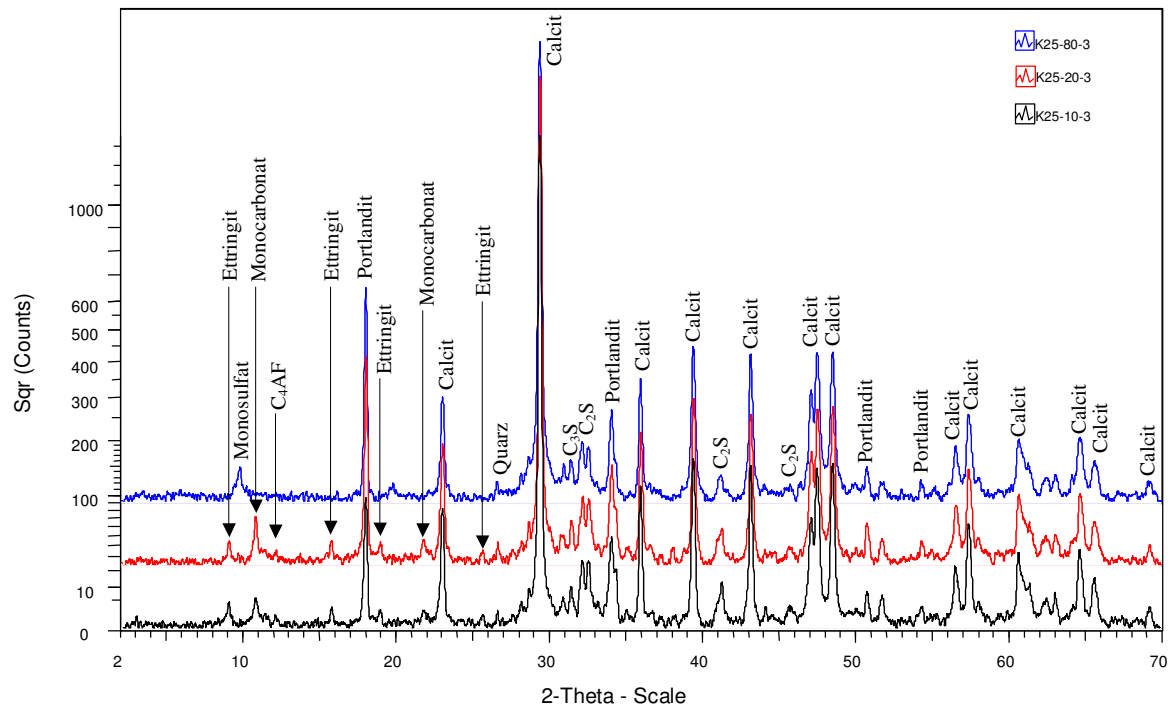


Bild 4-34: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der Mischung K25 bei einem wirksamen Alter von 3 d und unterschiedlichen Behandlungstemperaturen

Bei allen Mischungen ist der amorphe Anteil, der durch den Sattel der Kurven unterhalb der Peaks erkennbar ist, relativ gering ausgeprägt. Dies liegt vermutlich an dem geringen Zementgehalt der Mischung. Bei den Röntgenbeugungsdiagrammen für die Mischung K85 bei denselben Temperaturen wie in Bild 4-34, ist der amorphe Anteil deutlich stärker ausgeprägt (Bild 4-35). Analog zu Mischung K25 ist auch bei K85 bei einer Behandlungstemperatur von 80 °C und einem wirksamen Alter von 3 d kein Etringit nachweisbar. Wie bei Mischung K25-80-3 ist jedoch auch bei K85-80-3 Monosulfat zu finden. Bei den beiden Betonen mit Etringit ist ebenfalls wieder Monocarbonat vorhanden. Im übrigen unterscheiden sich die Phasen bei den unterschiedlichen Behandlungstemperaturen kaum voneinander. Obwohl diesem Beton kein Kalksteinmehl zugegeben wurde, ist auch hier Calcit nachweisbar. Dies ist auf den Portlandkalksteinzement zurückzuführen. Die Zugabemenge an Kalksteinmehl zum Kompositzement reicht für einen Nachweis mittels Röntgenbeugung aus. Des Weiteren können bei K85 nicht hydratisierte Klinkerbestandteile in Form von C_3S , C_2S und C_3A entdeckt werden.

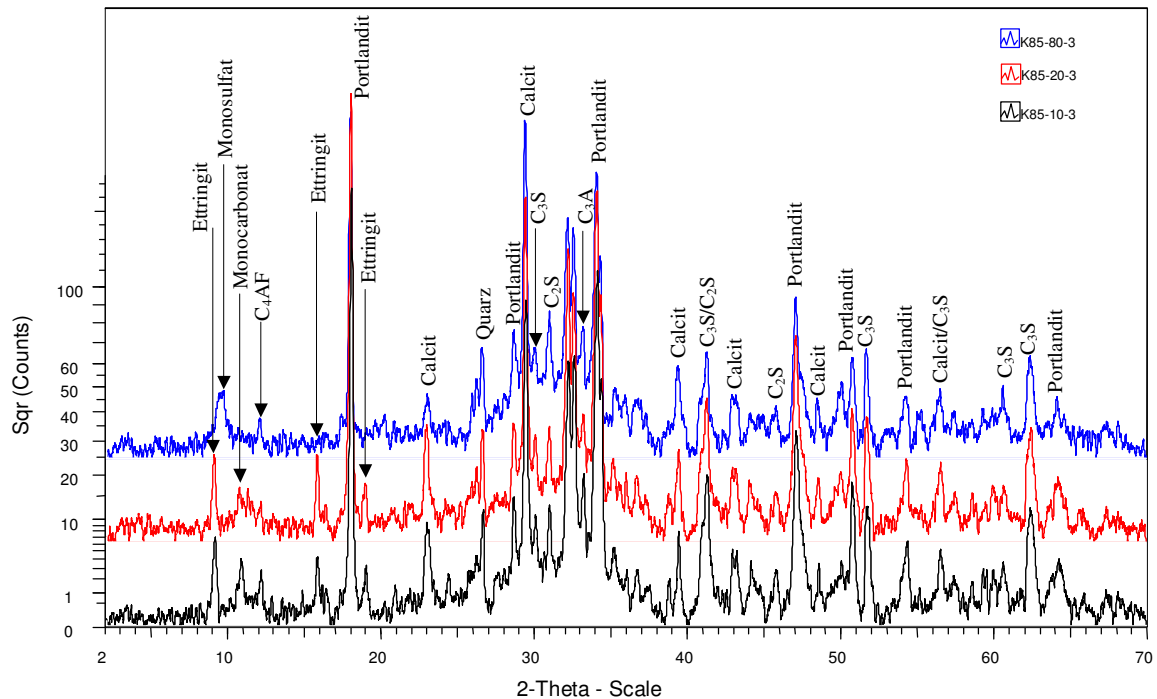


Bild 4-35: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der Mischung K85 bei einem wirksamen Alter von 3 d und unterschiedlichen Behandlungstemperaturen

Bei den untersuchten Kombinationstypen ist allgemein bei einer Behandlungstemperatur von 80 °C im Vergleich zu den übrigen Behandlungstemperaturen kein Etringit mit Hilfe der Röntgenbeugungsanalyse nachweisbar. Bei dieser Behandlungstemperatur ist Monosulfat vorhanden.

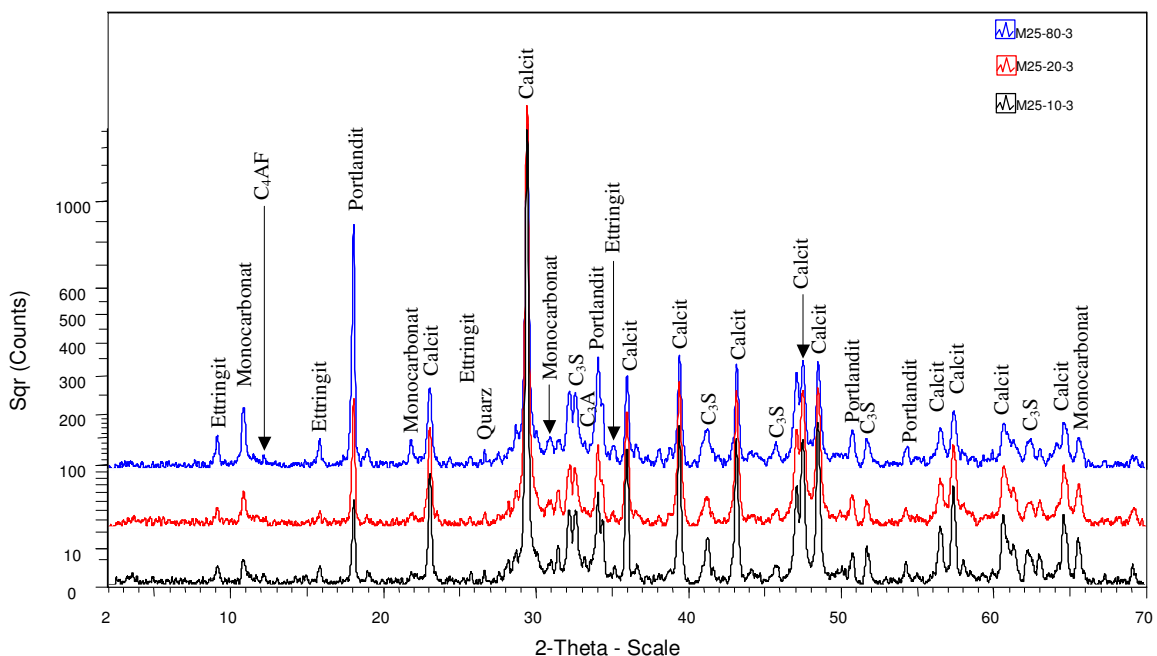


Bild 4-36: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der Mischung M25 bei einem wirksamen Alter von 3 d und unterschiedlichen Behandlungstemperaturen

In Bild 4-36 ist Mischung M25 bei den drei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen dargestellt. Im Vergleich zu K25 und K85 ist bei allen Behandlungstemperaturen Etringit nach-

weisbar. Die Mischungen unterscheiden sich untereinander nur in sehr geringem Umfang. Es ist weiterhin bei allen Proben Calcit, Portlandit und unhydratisierter Klinker nachweisbar. Der Anteil amorpher Phasen ist hier im Vergleich zu K85 deutlich geringer.

Im Gegensatz zur Mischung M25 ist bei M85 nicht bei allen Temperaturen Ettringit nachweisbar. Diese Phase konnte nur bei den Behandlungstemperaturen 10 °C und 20 °C nachgewiesen werden.

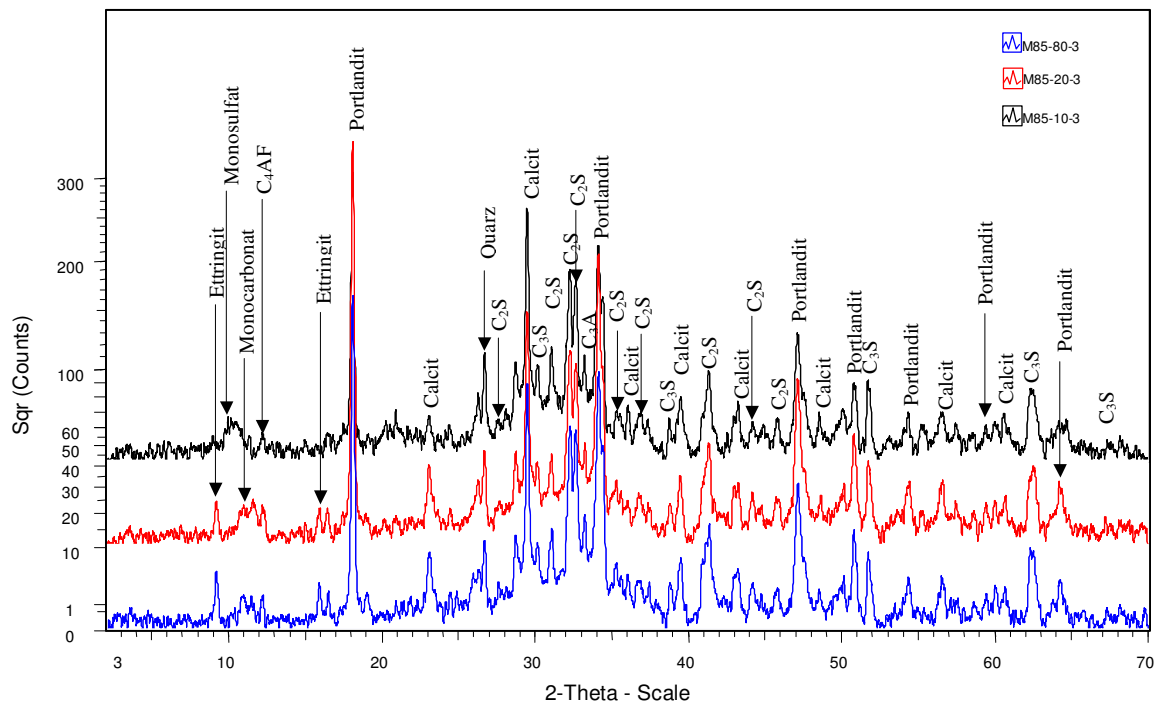


Bild 4-37: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der Mischung M85 bei einem wirksamen Alter von 3 d und unterschiedlichen Behandlungstemperaturen

Analog zu den übrigen untersuchten Betonen ist auch hier bei Anwesenheit von Ettringit Monocarbonat zu finden. Genau wie bei den Kombinationstypen ist auch hier Monosulfat vorhanden, wenn kein Ettringit nachweisbar ist. Zusätzlich ist auch bei allen 3 Behandlungsmethoden unhydratisierter Klinker in der Form von C_3S , C_2S und C_3A vorhanden. Im Vergleich zur Mischung M25 ist bei M85 der amorphe Anteil an Phasen deutlich höher. Dies ist ebenfalls auf den hohen Zementgehalt der Mischung M85 zurückzuführen.

Bei der Stabilisierertypmischung S25 zeigt sich wiederum ein anderes Bild (Bild 4-38). Ettringit ist nur bei einer Behandlungstemperatur von 10 °C nachweisbar.

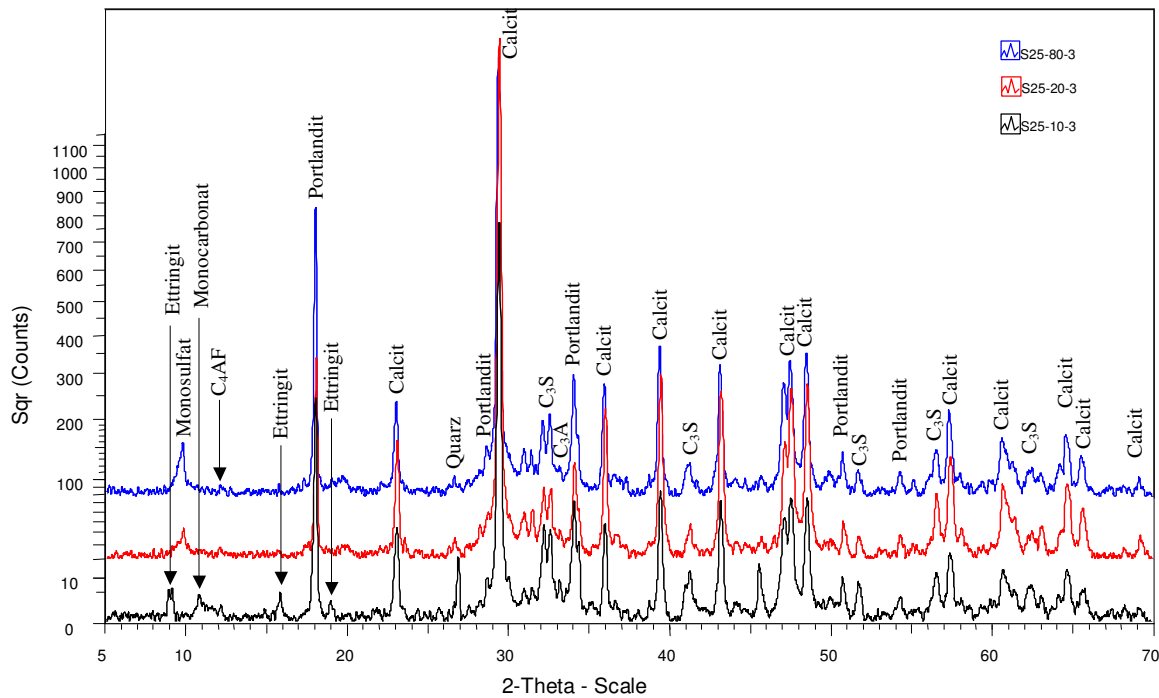


Bild 4-38: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der Mischung S25 bei einem wirksamen Alter von 3 d und unterschiedlichen Behandlungstemperaturen

Analog zu den übrigen untersuchten Mischungen ist bei 20 °C und 80 °C Monosulfat zu finden, während bei 10 °C mit Ettringit auch wieder Monocarbonat vorhanden ist. Auch bei S25 ist der Anteil amorpher Phasen infolge des geringen Zementgehaltes niedrig. Weiterhin sind bei allen Temperaturen noch unhydratisierte Klinkerreste nachweisbar.

Für alle untersuchten Mischungen in Alter von 3 d gilt, dass bei Nachweis von Ettringit auch Monocarbonat in der Probe enthalten ist. Kann kein Ettringit gefunden werden, ist jedoch immer Monosulfat vorhanden. Dies sind die einzigen entscheidenden Unterschiede, die durch die unterschiedlichen Behandlungstemperaturen zu beobachten sind. Sonst stimmen die Phasendiagramme der einzelnen Mischungen gut überein. Es können bei allen Mischungen auch noch Reste des Zementklinkers nachgewiesen werden. Dies gilt bei den meisten Mischungen auch für das C₃A. Hier muss noch geklärt werden, ob dies nicht zu einer verspäteten Ettringitbildung führen kann. Diese Fragestellung wird durch die Untersuchungen zur Dauerhaftigkeit (siehe Kapitel 4.11) geklärt.

Der Vergleich der Messergebnisse bei den unterschiedlichen Behandlungstemperaturen bestätigt weitgehend die Angaben der Literatur, dass nach einer Wärmebehandlung mit 80 °C kein Ettringit in den Proben mit der Röntgenbeugungsanalyse nachweisbar ist [32, 34, 48]. Worauf dies zurückzuführen ist und weshalb in der Probe M25-80-3 Ettringit nachweisbar war, wird durch die Analyse der Zusammensetzung des Porenwassers geklärt (siehe Kapitel 4.10).

4.5.2. Einfluss der Festigkeitsklasse auf die Phasenbildung

Die einzelnen Röntgenbeugungsdiagramme zum Einfluss der Festigkeitsklasse auf die Phasenbildung sind im Anhang dargestellt.

Bei einer Behandlungstemperatur von 10 °C kann bei den beiden untersuchten Betonen des Kombinationstyps keine unterschiedliche kristalline Phasenbildung beobachtet werden. Sowohl bei K25, als auch bei K85 ist Ettringit und Monocarbonat vorhanden. Des Weiteren

können unhydratisierte Klinkerphasen wie C_2S und C_3A gefunden werden. Der Unterschied zwischen diesen beiden Proben liegt im Umfang der röntgenamorphen Phasen wie z.B. dem C-S-H. Der Anteil ist bei der hochfesten Mischung K85 mit einem sehr hohen Zementgehalt auch deutlich größer. Auch bei den beiden Mischungen nach dem Mehlkorntyp M25 und M85 sind bei einer Behandlungstemperatur von $10\text{ }^\circ\text{C}$ keine Unterschiede in der Phasenbildung zu erkennen. Es sind im Wesentlichen dieselben Phasen vorhanden wie bei den Kombinationstypen.

Werden die Röntgenbeugungsdiagramme der Kombinationstypen K25 und K85 bei einer Erhärtungstemperatur von $20\text{ }^\circ\text{C}$ verglichen, dann ist zu erkennen, dass auch hier kaum Unterschiede vorhanden sind. Bei beiden Mischungen sind im Wesentlichen dieselben Phasen nachweisbar. Lediglich die Peaks des Monocarbonats und des Calcits sind deutlich schwächer bei K85 als bei K25. Dies liegt daran, dass bei Mischung K85 kein Kalksteinmehl als Zusatzstoff zugegeben wurde und somit der Anteil an Carbonat in diesem Beton deutlich geringer ist. Hinsichtlich der Klinkerphasen ist ebenfalls ein kleiner Unterschied festzustellen. Bei K25 kann C_3A nicht zweifelsfrei nachgewiesen werden. Wenn diese Klinkerphase nach dieser Hydratationszeit noch vorhanden ist, dann jedoch in einer sehr geringen Menge. Bei K85 ist noch ausreichend C_3A für einen eindeutigen Nachweis vorhanden. Dies liegt an dem deutlich höheren Zementgehalt bei K85. Für die Behandlungstemperatur von $20\text{ }^\circ\text{C}$ können die Erkenntnisse der entsprechenden Kombinationstypen direkt auf die Mehlkorntypen übertragen werden. Ettringit kann bei beiden Betonen eindeutig nachgewiesen werden. Des Weiteren ist auch bei beiden Betonen Monocarbonat vorhanden. Hier ist jedoch wieder der Einfluss der unterschiedlichen Mischungszusammensetzungen erkennbar. Bei M85 ist das Monocarbonat schwerer nachweisbar bzw. in geringerem Maß vorhanden als bei Mischung M25, der Kalksteinmehl zugegeben wurde. Dies ist auch der Grund für die schwach ausgeprägten Peaks des Calcits bei der Mischung M85. Als einziger Unterschied zu den Kombinationstypen kann genannt werden, dass bei M25 C_3A im Vergleich zu K25 bei $20\text{ }^\circ\text{C}$ relativ sicher nachgewiesen werden konnte. Es ist anzunehmen, dass bei diesem chemischen Alter der Mischungen sowohl bei K25 als auch bei M25 noch C_3A vorhanden ist.

Bei $80\text{ }^\circ\text{C}$ gelten bei den Kombinationstypen im Wesentlichen dieselben Beobachtungen wie bei einer Temperatur von $20\text{ }^\circ\text{C}$. Die beiden Mischungen unterscheiden sich trotz der unterschiedlichen Festigkeitsklasse kaum voneinander. Die Calcitpeaks sind auch hier bei K85 schwächer ausgeprägt als bei K25. Bei K85 sind die Peaks höher als bei $20\text{ }^\circ\text{C}$. Dies lässt auf einen höheren Gehalt dieser Phase schließen. Quantitative Aussagen über die vorhandene Phasenmenge anhand der Peakhöhe sind allerdings nur eingeschränkt möglich, da hier die Probenpräparation einen Einfluss haben kann. Bei beiden Kombinationstypen ist bei $80\text{ }^\circ\text{C}$ Ettringit nicht mehr nachweisbar, dafür ist Monosulfat zu finden. Bei den Mehlkorntypen ist bei $80\text{ }^\circ\text{C}$ erstmals ein Unterschied zwischen Mischungen gleichen SVB-Typs und gleicher Behandlungstemperatur zu erkennen. Bei Mischung M25 ist auch bei einer Behandlungstemperatur von $80\text{ }^\circ\text{C}$ Ettringit nachweisbar. Analog zu den bisherigen Ergebnissen ist auch wieder Monocarbonat in diesem Beton vorhanden. Dem gegenüber ist bei M85 sowohl Ettringit als auch Monocarbonat nicht nachweisbar, dafür ist Monosulfat vorhanden. Zusätzlich zu den Unterschieden bei den Phasen ist auch hier der Einfluss der Zusammensetzung bei den Intensitäten der Peaks der gemeinsamen Phasen erkennbar. Die Calcitpeaks sind bei M85 schwächer ausgeprägt als bei M25. C_3A ist ebenfalls in beiden Mischungen nachweisbar, allerdings auch hier bei Beton M85 in größerem Umfang.

Die Festigkeitsklasse der SVB scheint sich auf die Phasenbildung bei der Wärmebehandlung nicht auszuwirken. Die beobachteten Unterschiede zwischen den Mischungen sind im Wesentlichen auf die unterschiedliche Zusammensetzung der Betone zurückzuführen.

4.5.3. Einfluss des SVB-Typs auf die Phasenbildung

Die Phasendiagramme zum Einfluss des SVB-Typs auf die kristalline Phasenbildung bei den einzelnen Behandlungstemperaturen sind im Anhang in Kapitel A1.1.2 dargestellt.

Beim Vergleich der Betone der Festigkeitsklasse C20/25 ist zu erkennen, dass bei einer Behandlungstemperatur von 10 °C die Röntgenbeugungsdiagramme der drei Betone annähernd identisch sind. Bei allen Mischungen ist Ettringit und Monocarbonat nachweisbar. Der einzige deutliche Unterschied bei diesen Betonen ist ein Peak bei S25-10-3 bei ca. 26,9 °2θ, der bei den beiden anderen Mischungen nicht vorhanden ist. Auch bei einer Behandlungstemperatur von 20 °C gibt es nur einen deutlichen Unterschied und der ist in der Ettringitbildung zu suchen. Bei S25 ist als einzige Mischung kein Ettringit nachweisbar. Damit geht auch einher, dass kein Monocarbonat vorhanden ist. Wie bereits mehrfach festgestellt wurde, ist anstelle des Ettringits und des Monocarbonates Monosulfat in dieser Mischung vorhanden. Interessant sind auch die weitgehend identischen Peakintensitäten bei den gemeinsam vorhandenen Phasen. Dies ist für M25 und K25 nicht überraschend, da sich diese Betone in der Mischungszusammensetzung nur gering unterscheiden. Bei S25 ist jedoch die Zugabemenge an Kalksteinmehl deutlich geringer als bei den beiden anderen Mischungen. Dennoch sind die Calcitpeaks bei S25 genau so deutlich ausgeprägt wie bei den übrigen beiden Mischungen. Bei einer Behandlungstemperatur von 80 °C sind die Röntgenbeugungsdiagramme der Mischungen S25 und K25 weitgehend identisch, während bei M25 Unterschiede festzustellen sind. Lediglich bei dieser Mischung ist Ettringit und Monocarbonat vorhanden, während bei den beiden übrigen Betonen Monosulfat zu finden ist. Hierbei handelt es sich um den einzigen Unterschied. Wie schon bei einer Behandlungstemperatur von 20 °C sind die Röntgenbeugungsdiagramme sonst annähernd identisch. Auch die Peakintensitäten stimmen sehr gut überein.

Beim Vergleich der Phasendiagramme der Mischungen M85 und K85 bei 10 °C ist ebenfalls festzustellen, dass die Unterschiede nur sehr gering sind. Unterschiedliche Phasenbildung ist nicht zu beobachten. Bei beiden Betonen ist Ettringit und Monocarbonat vorhanden, des Weiteren kann bei beiden auch noch eindeutig C₃A nachgewiesen werden. Die Peaks für Ettringit und Monocarbonat sind jedoch bei M85 schwächer ausgeprägt. Dies deutet auf einen höheren Gehalt in der Probe K85 hin. Dasselbe gilt auch bei einer Behandlungstemperatur von 20 °C für diese beiden Betone. Auch bei dieser Behandlungstemperatur kann noch immer C₃A in den Proben nachgewiesen werden. Bei einer Wärmebehandlung mit 80 °C sind keine Unterschiede zwischen M85 und K85 hinsichtlich der Phasenbildung aufgetreten. Beide weisen anstelle des Ettringits und Monocarbonats nun Monosulfat auf. Da die Betone mit allen Behandlungstemperaturen auf dieselbe Reife gebracht werden sollten, ist es nicht überraschend, dass auch bei 80 °C noch C₃A nachweisbar war.

Bei einer Behandlungstemperatur von 10 °C waren bei allen Betonen im Wesentlichen dieselben Phasen nachweisbar. In allen Betonen war Ettringit und Monocarbonat messbar. Dieses Monocarbonat entsteht aus der Reaktion der Aluminatphasen mit Carbonat.

Auch bei 20 °C konnte bis auf die Probe S25 immer Ettringit in Kombination mit Monocarbonat nachgewiesen werden. Anstelle dieser beiden Phasen konnte Monosulfat in dieser Probe gefunden werden.

Bei einer Wärmebehandlungstemperatur von 80 °C war bei allen untersuchten Mischungen bis auf M25 kein Ettringit mehr nachweisbar. Anstelle des Ettringits ist in diesen Proben Monosulfat vorhanden. Dies ist darauf zurückzuführen, dass durch die hohe Temperatur die Reaktion des C₃A beschleunigt wird, während die Löslichkeit des Sulfatträgers mit zunehmender Temperatur zurückgeht und deshalb ein Sulfatmangel herrscht. Bei diesen Randbedingungen entsteht aus dem C₃A die sulfatärmere Verbindung Monosulfat anstelle des Ettringits [29].

Ein grundsätzlicher Einfluss des SVB-Typs oder der Festigkeitsklasse konnte hinsichtlich der Phasenbildung nicht festgestellt werden. Die einzigen Unterschiede sind bei S25-20-3 und M25-80-3 aufgetreten, die bereits weiter oben im Text beschrieben wurden.

4.5.4. Phasenzusammensetzung nach 28 d

Die hier dargestellten Messungen erfolgten an Proben, die mit Hilfe unterschiedlicher Behandlungstemperaturen auf eine chemische Reife gebracht wurden, die einer dauerhaften Lagerung von 3 Tagen bei 20 °C entsprach, und im Anschluss bis zum tatsächlichen Alter von 28 d bei einer Temperatur von 20 °C luftdicht verpackt in Plastiktüten gelagert wurden. Die Reife dieser Proben ist somit nicht identisch, die Unterschiede, die sich durch die Behandlung mit den unterschiedlichen Temperaturen ergeben, sind bei dem betrachteten tatsächlichen Alter von 28 d jedoch nur gering und somit vernachlässigbar.

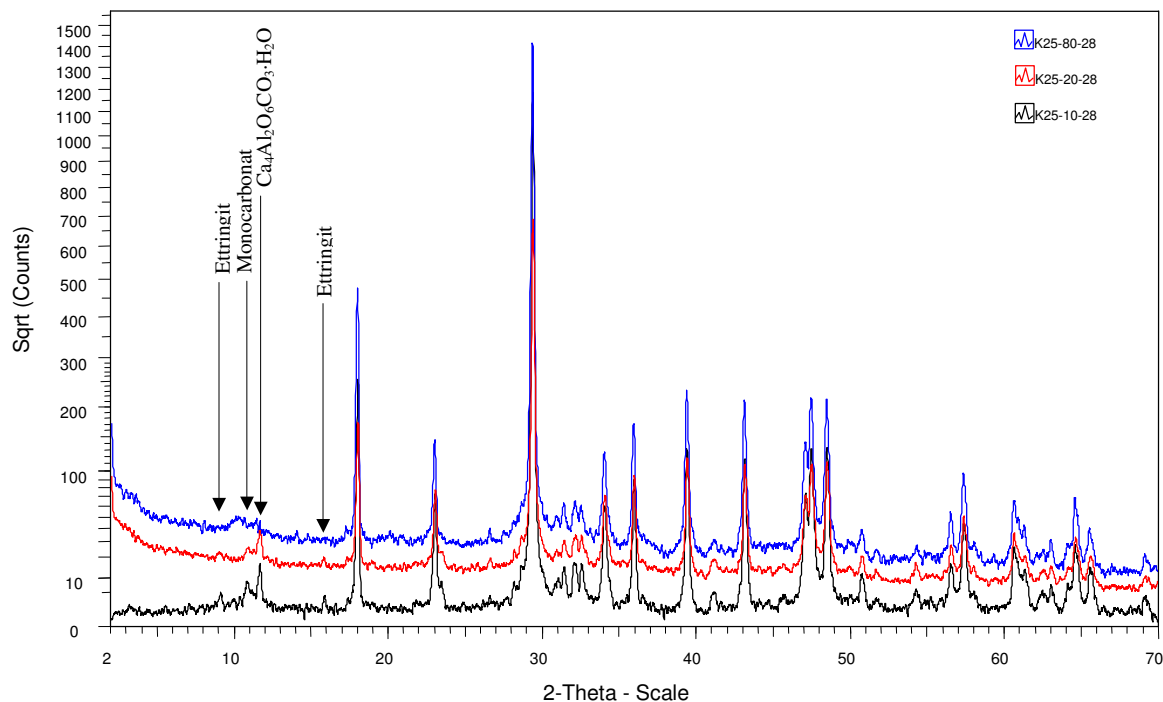


Bild 4-39: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der Mischung K25 im Alter von 28 d bei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen

In Bild 4-39 sind die Röntgenbeugungsdiagramme der unterschiedlich wärmebehandelten Mischungen von K25 im tatsächlichen Alter von 28 d dargestellt.

Auch in diesem Alter sind Unterschiede zwischen den einzelnen Mischungen zu erkennen. Ettringit ist analog zu den Ergebnissen nach 3 d nur bei den mit 10 °C und 20 °C behandelten Betonen nachweisbar, wobei die Peaks bei der mit 20 °C behandelten Probe nur noch schwach ausgeprägt sind. Analog zu den bisherigen Erkenntnissen ist hier mit dem Ettringit auch das Monocarbonat nachweisbar. Das Monosulfat, das bei der Mischung K25-80-3 nach-

weisbar und immer zu finden war, wenn kein Ettringit gemessen werden konnte, ist bei der Probe K25-80-28 nicht mehr zu sehen. Des Weiteren sind auch nach 28 d noch die Klinkerphasen C_2S und C_3S bei allen drei Betonen nachweisbar. C_3A konnte zweifelsfrei nicht mehr nachgewiesen werden. Interessant ist der eindeutige Nachweis einer weiteren Phase bei den Mischungen K25-10-28 und K25-20-28 im Bereich von ca. $11,8^\circ 2\theta$. Dabei handelt es sich ebenfalls um ein Monocarbonat der Zusammensetzung $Ca_4Al_2O_6CO_3 \cdot (H_2O)$. Diese Kristallform war bei einer Reife von 3 d nicht nachweisbar. Auch bei K25-80-28 ist in diesem Bereich ein schwacher Peak vorhanden, der Nachweis ist jedoch nicht zweifelsfrei möglich.

Dieselbe Gegenüberstellung wie in Bild 4-39 für K25 ist in Bild 4-40 für den Beton K85 dargestellt. Auch bei diesem Beton ist nach einer Hydratationszeit von 28 d nur bei $10^\circ C$ und $20^\circ C$ Behandlungstemperatur Ettringit und Monocarbonat nachweisbar. Analog zu den bisherigen Beobachtungen konnte Monosulfat bei den Proben nachgewiesen werden, die kein Ettringit aufwiesen. In Übereinstimmung zu K25-10-28 und K25-20-28 ist bei den entsprechend behandelten Mischungen von K85 auch die neue Kristallform des Monocarbonats vorhanden.

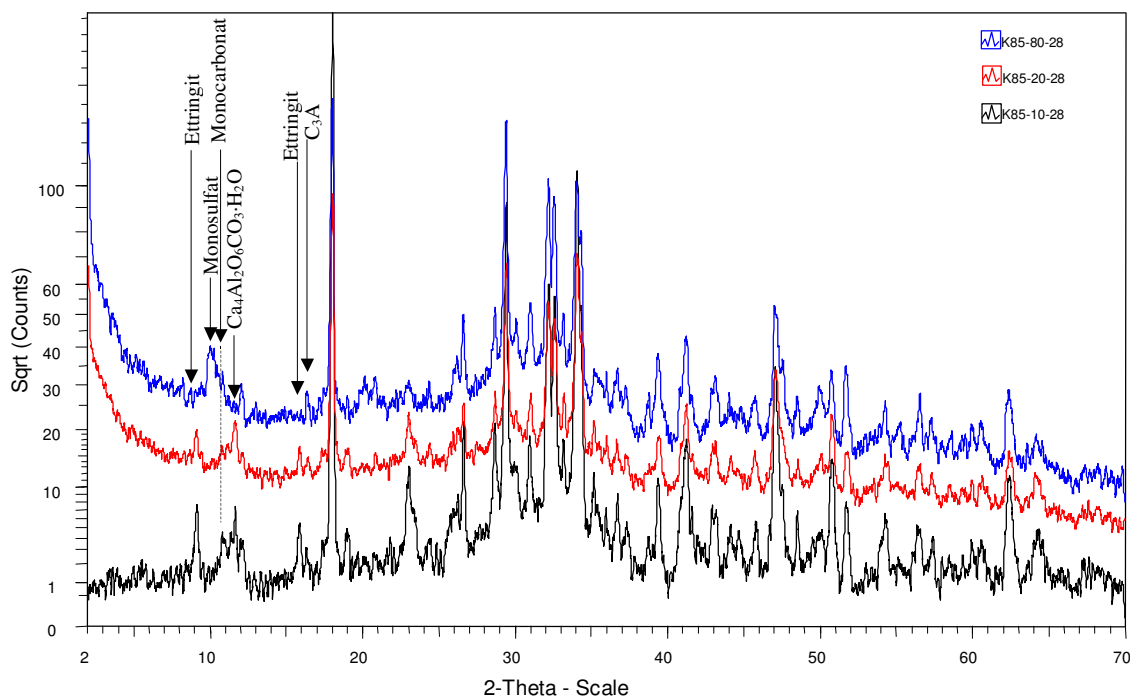


Bild 4-40: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der Mischung K85 im Alter von 28 d bei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen

Dies sind die wesentlichen Unterschiede bei diesen Mischungen. Es gibt sonst keine nennenswerten Abweichungen. Bei allen sind die Klinkerphasen C_2S , C_3S und C_3A noch eindeutig nachweisbar. Dies liegt an der hohen Zugabemenge an Zement und dem sehr niedrigen $(w/z)_{eq}$ -Wert dieser Mischungen. Zudem ist eine verzögernde Wirkung von Puzzolanen auf die Reaktion des C_3A bekannt [111].

Analog zu den Ergebnissen bei K25 ist bei M25 nur bei Behandlungstemperaturen von $10^\circ C$ und $20^\circ C$ Ettringit nachweisbar (siehe Bild 4-41). Auch bei einer Temperatur von $80^\circ C$ konnte nach 28 d im Vergleich zur Messung unmittelbar nach der Wärmebehandlung bei M25 kein Ettringit mehr nachgewiesen werden. Im Wesentlichen gibt es keine großen Unterschie-

de zwischen diesen drei Mischungen, die größten Abweichungen sind bei M25-80-28 vorhanden. Bei 10 °C und 20 °C Behandlungstemperatur ist neben dem Ettringit auch ein Monocarbonat vorhanden, das bei einem wirksamen Alter von 3 d noch nicht nachgewiesen werden konnte. Bei allen 3 Mischungen von M25 konnte auch nach 28 d noch C₃A gefunden werden, allerdings nur in geringer Menge.

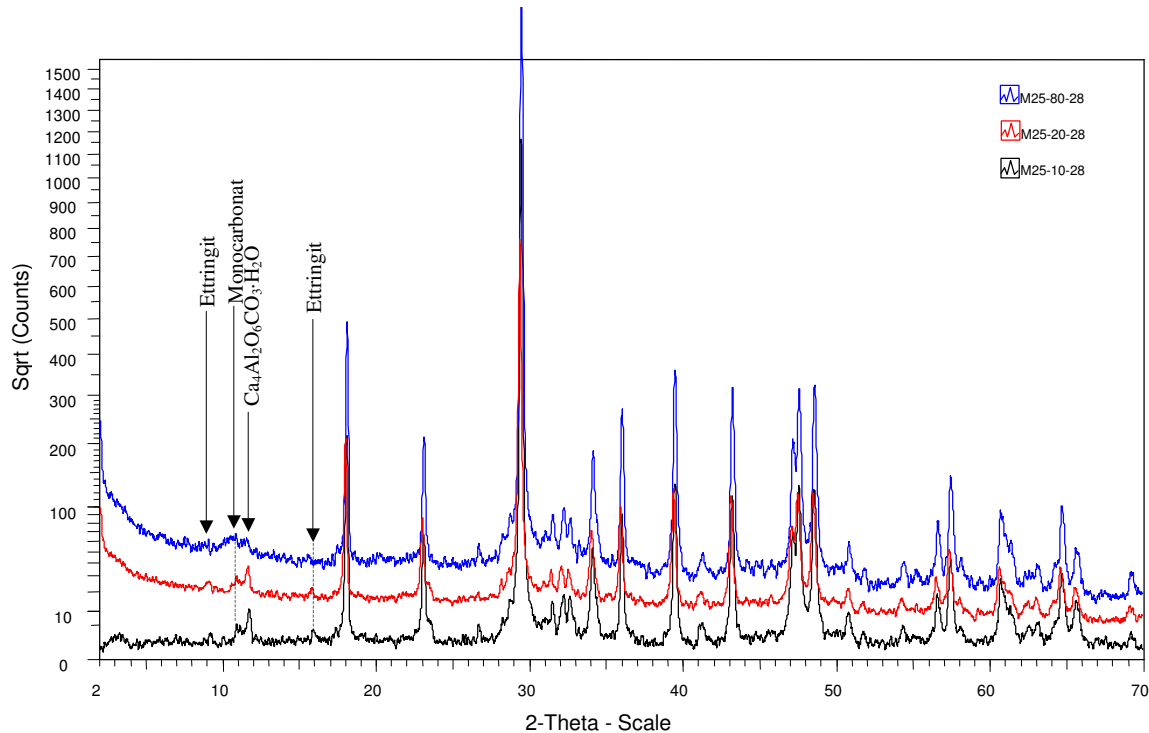


Bild 4-41: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der Mischung M25 im Alter von 28 d bei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen

Auch bei den untersuchten Mischungen des Betons M85 ist nur bei Behandlungstemperaturen von 10 °C und 20 °C Ettringit nachweisbar. Neben dem Ettringit ist auch hier das Monocarbonat $\text{Ca}_4\text{Al}_2\text{O}_6\text{CO}_3 \cdot (\text{H}_2\text{O})$ in der Probe vorhanden, das im wirksamen Alter von 3 d noch nicht messbar war.

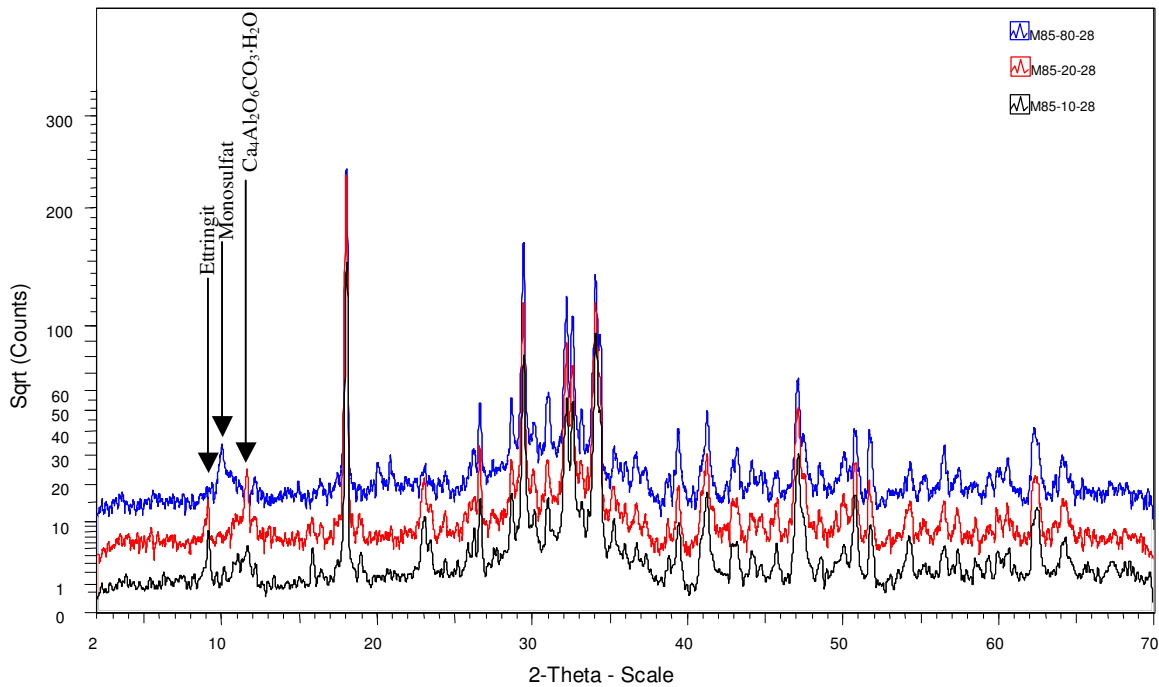


Bild 4-42: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der Mischung M85 im Alter von 28 d bei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen

Bei der Probe M85-80-28 ist im Gegensatz zum Kombinationstyp K85-80-28 Monosulfat nachweisbar. Auch die Hauptklinkerphasen des Zementes sind noch in größerer Menge in der Probe vorhanden.

In Bild 4-43 sind die Röntgenbeugungsdiagramme des Stabilisierertyps S25 nach 28 d gegenübergestellt. Ettringit konnte nur noch bei den Betonen S25-10-28 und S25-20-28 gefunden werden.

Der Nachweis von Monocarbonat in der Form, wie dieser im wirksamen Alter von 3 d vorhanden war, ist jedoch bei diesen beiden Mischungen nicht eindeutig möglich. Vor allem bei der Mischung S25-10-28 ist es schwierig zu entscheiden, ob diese Phase tatsächlich vorhanden ist. Übereinstimmend mit den bisher ausgewerteten Messungen nach 28 d ist auch hier eine neue Phase vorhanden, die nach 3 d noch nicht nachweisbar war. Es handelt sich auch hierbei um ein Monocarbonat der Form $\text{Ca}_4\text{Al}_2\text{O}_6\text{CO}_3 \cdot (\text{H}_2\text{O})$, das offensichtlich erst nach längerer Lagerungsdauer entsteht. Bei der mit 80 °C behandelten Mischung konnte Monosulfat nachgewiesen werden. Auch bei diesen 3 Betonen konnte nach 28 d noch C_3A gefunden werden.

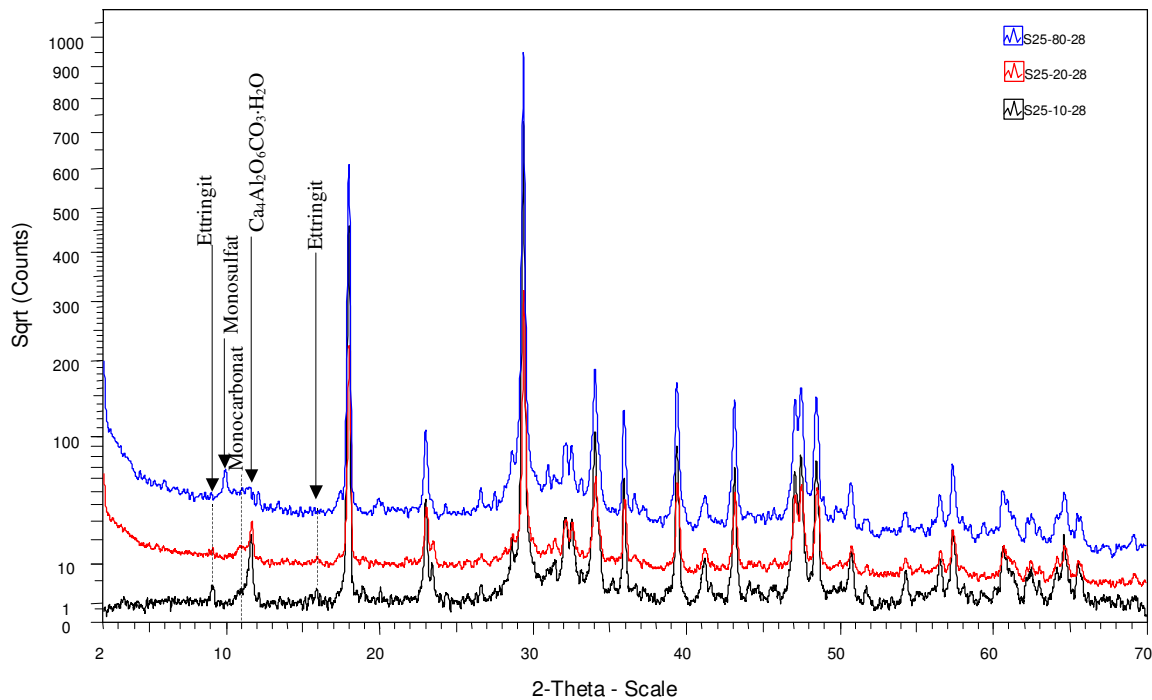


Bild 4-43: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der Mischung S25 im Alter von 28 d bei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen

Ein Einfluss der unterschiedlichen SVB-Typen auf die kristalline Phasenbildung ist nach 28 d nicht zu erkennen. Die unterschiedlich hohen Behandlungstemperaturen führen hingegen zu Veränderungen in der Phasenzusammensetzung. Bei den Betonen, die im chemischen Alter von 3 d keinen Ettringit aufgewiesen haben, konnte auch nach 28 d kein Ettringit nachgewiesen werden. Der kurze Zeitraum scheint für eine Bildung von Ettringit aus noch nicht verbrauchten Aluminatphasen und dem in der Porenlösung vorhandenen Sulfat nicht auszureichen bzw. es herrschen Bedingungen, die eine Bildung von Ettringit verhindern. Das Sulfat ist vor allem bei den mit 80 °C behandelten Proben in sehr großem Umfang in der Porenlösung vorhanden (siehe Kapitel 4.10.5), auch die notwendigen Aluminatphasen (C_3A) sind noch in ausreichender Menge in den Proben nachweisbar. Wenn in den Proben im chemischen Alter von 3 d Ettringit gefunden wurde, so konnte dieser auch nach 28 d noch nachgewiesen werden. Offensichtlich herrschte bei keinem Beton ein solcher Sulfatmangel, der in großem Umfang zu einer Umwandlung des bestehenden Ettringits zu Monosulfat oder sulfatfreien Calciumaluminathydraten geführt hätte.

Das Monosulfat, das immer dann im wirksamen Alter von 3 d vorhanden war, wenn kein Ettringit in der Probe war, konnte im Alter von 28 d immer noch nachgewiesen werden.

4.5.5. Phasenzusammensetzung nach 9 Monaten

Der hohe Sulfatgehalt in der Porenlösung der mit 60 °C und 80 °C behandelten Proben und die Tatsache, dass auch nach einer Hydratationszeit von 28 d noch unhydratisiertes C_3A in den Betonen vorhanden ist, legt die Vermutung nahe, dass eine verspätete Ettringitbildung bei den so behandelten SVB möglich ist. Um dies zu verifizieren, wurden Proben der SVB, die mit 80 °C wärmebehandelt wurden, nach einer Hydratationszeit von 9 Monaten nochmals hinsichtlich einer Sulfoaluminatbildung untersucht. Nach der Wärmebehandlung wurden diese Proben bis zu diesem Zeitpunkt luftdicht versiegelt in einem Klimaraum bei 20 °C aufbe-

wahrt. Das Ergebnis der Röntgenbeugungsanalyse für die SVB der Festigkeitsklasse C20/25 ist in Bild 4-44 dargestellt. Die detaillierte Auswertung der einzelnen Mischungen ist im Anhang dargestellt.

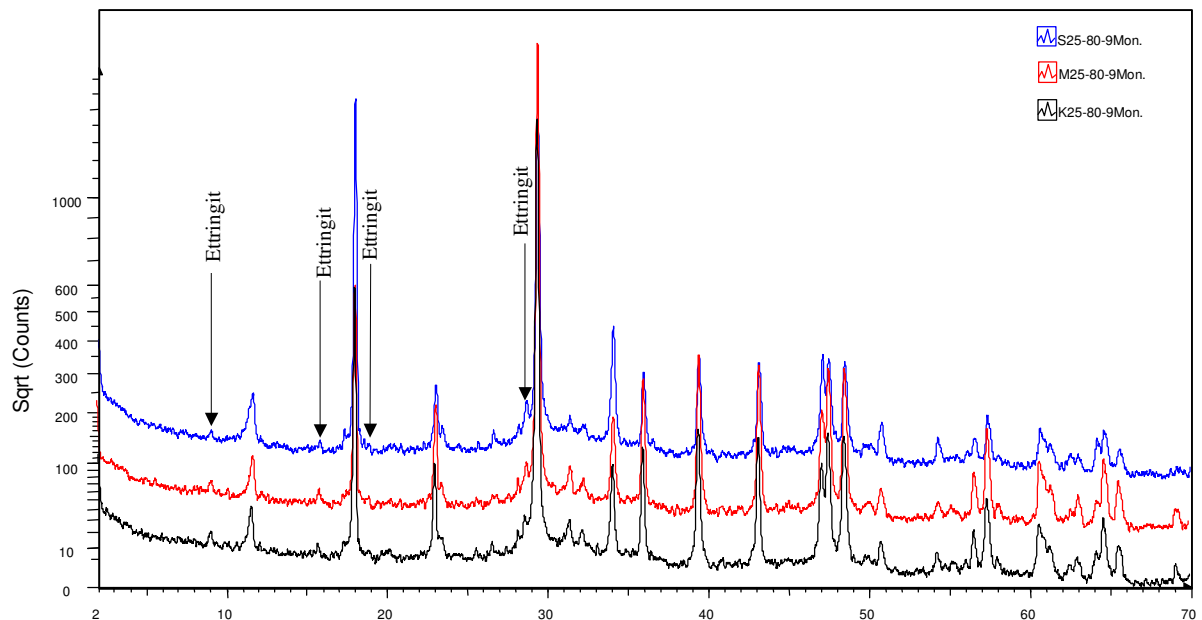


Bild 4-44: Vergleich der Phasendiagramme der mit 80 °C behandelten SVB der Festigkeitsklasse C20/25 nach einer Hydratationszeit von 9 Monaten

Ettringit konnte bei allen 3 Betonen dieser Festigkeitsklasse eindeutig nachgewiesen werden. Dies ist bemerkenswert, da nach einer Hydratationszeit von 28 d bei keiner dieser Mischungen Ettringit in einer nachweisbaren Menge vorhanden war. Dies lässt den Schluss zu, dass in dem Zeitraum von 28 d bis zu 9 Monaten wieder Ettringit in einem Umfang entstanden sein muss, der einen Nachweis möglich macht. Da diese Proben vor der Präparation für die XRD-Messung allerdings keinerlei Risse o.ä. aufgewiesen haben, kann die vorhandene Menge an Ettringit zumindest bis zu diesem Zeitpunkt noch nicht schädlich sein.

In Bild 4-45 ist der Vergleich der Phasendiagramme nach einer Hydratationszeit von 9 Monaten für die beiden Mischungen der Festigkeitsklasse C70/85, die mit 80 °C wärmebehandelt wurden, dargestellt. Der Nachweis von Ettringit ist hier nicht zweifelsfrei möglich. Bei Mischung M85-80 ist mit großer Wahrscheinlichkeit Ettringit vorhanden, während dies bei K85-80 eher fraglich, aber nicht auszuschließen ist. Allerdings konnte bei K85-80 immer noch Monosulfat nachgewiesen werden. Dies war auch schon nach 28 d bei dieser Mischung messbar.

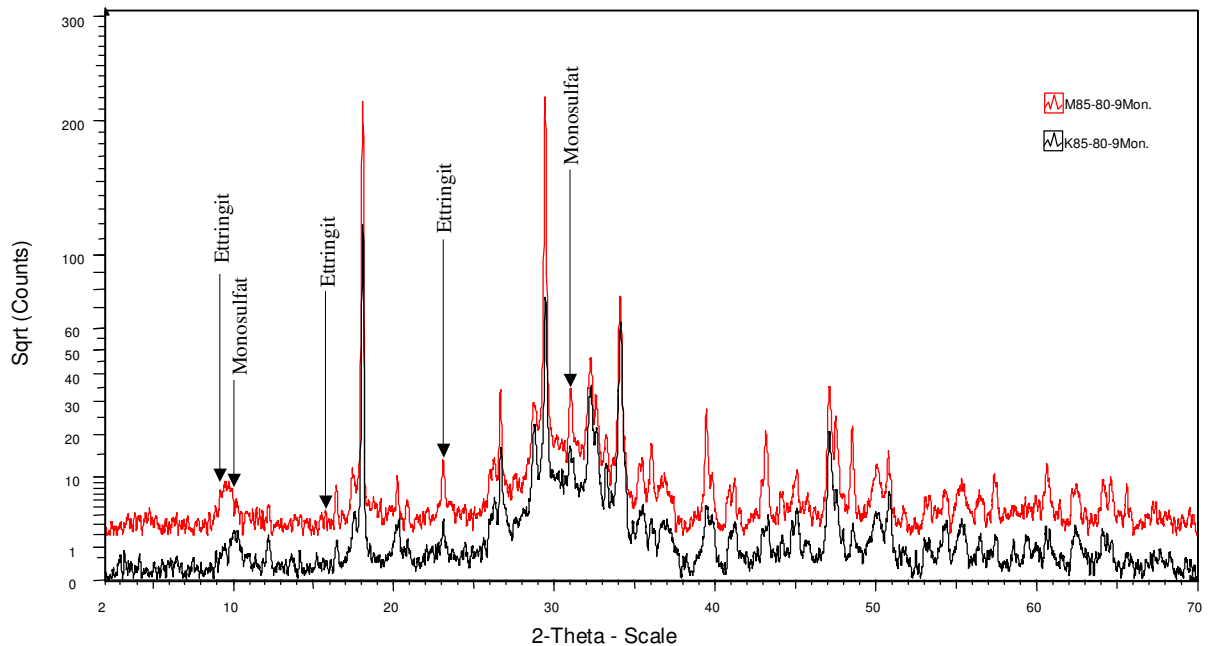


Bild 4-45: Vergleich der Phasendiagramme der mit 80 °C behandelten SVB der Festigkeitsklasse C70/85 nach einer Hydratationszeit von 9 Monaten

Die Ergebnisse der Röntgenbeugungsanalyse im Alter von 9 Monaten an den mit 80 °C behandelten Proben im Vergleich zu den Ergebnissen derselben Betone nach 28 d lässt den Schluss zu, dass eine erneute Ettringitbildung in den Betonen stattfindet. Dies scheint bei den Mischungen der Festigkeitsklasse C20/25 stärker ausgeprägt zu sein als bei den Betonen der Festigkeitsklasse C70/85. Allerdings muss bei der Beurteilung der hochfesten Mischungen beachtet werden, dass der Nachweis von Ettringit durch den hohen Anteil an amorphen Phasen nicht einfach ist und relativ schwach ausgeprägte Peaks im „Rauschen“ untergehen können.

Ob diese sekundäre Ettringitbildung schädlich für den Beton ist, kann alleine durch die Röntgenbeugungsanalyse nicht geklärt werden. Im Allgemeinen wird eine sekundäre Ettringitbildung aus der Lösungsphase als nicht treibend und somit unschädlich betrachtet, während eine topochemische sekundäre Ettringitbildung zu einer Schädigung des Gefüges führt [30, 79, 80].

Da mit Hilfe der Röntgenbeugungsanalyse nachgewiesen werden konnte, dass durch die Temperaturbehandlung keine für die Festigkeitsbildung der Betone relevante Veränderung der kristallinen Phasenbildung vorhanden ist, muss die Ursache für den z.T. beträchtlichen Festigkeitsverlust der Betone nach der Wärmebehandlung eine andere Ursache haben. Um das bei der Hydratation der Betone entstandene Gefüge der Betone und die Beschaffenheit der röntgenamorphen Phasen zu beurteilen, wurden zusätzlich noch Untersuchungen an den Betonen mit Hilfe eines ESEM durchgeführt.

4.6. Morphologie des Gefüges

In Bild 4-46 und Bild 4-47 ist die Mischung K25 abgebildet. Im direkten Vergleich weist die Probe, die mit 80 °C behandelt wurde, ein feineres aber poröseres Gefüge auf als die vergleichbare Mischung, die bei 20 °C behandelt wurde. Die Struktur der Mischung K25-20-3 wirkt kompakt und stark miteinander verwachsen.

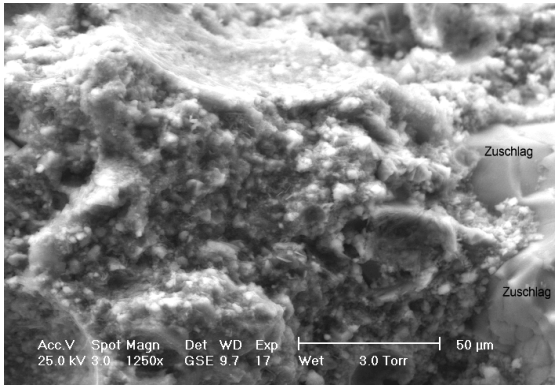


Bild 4-46: Mischung K25-20-3

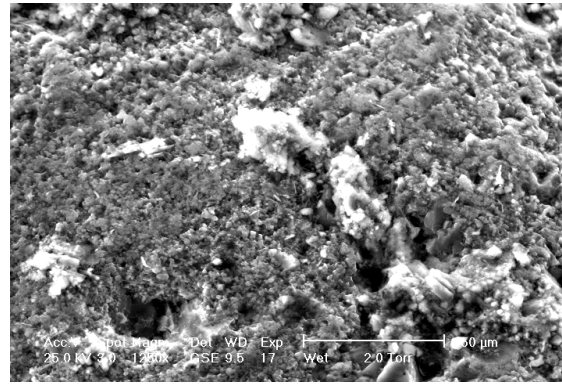


Bild 4-47: Mischung K25-80-3

Dies ist noch anschaulicher bei einer stärkeren Vergrößerung zu erkennen. Die gebildeten Phasen sind bei der mit 80 °C behandelten Probe weniger stark untereinander verwachsen. Dies bestätigt auch der ermittelte Festigkeitsunterschied zwischen den beiden Betonen, der vermutlich auf eine größere Porosität der wärmebehandelten Probe zurückzuführen ist.

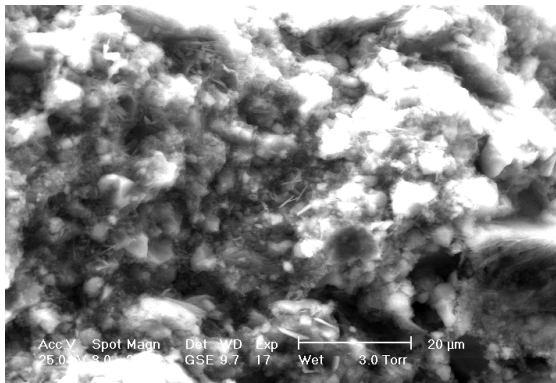


Bild 4-48: Mischung K25-20-3

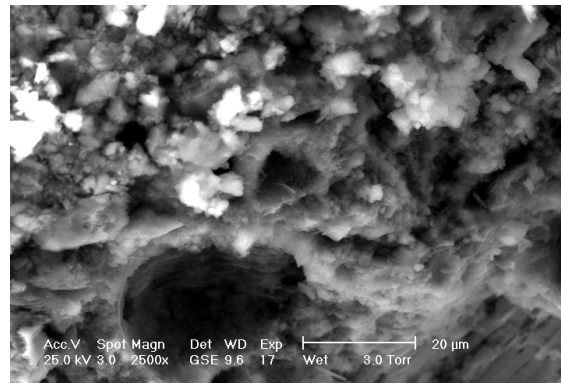


Bild 4-49: Mischung K25-80-3

Mit Hilfe des ESEM konnte bei der Mischung K25 nachgewiesen werden, dass bei der Probe, die bei 20 °C gelagert wurde, Ettringit vorhanden ist (siehe Bild 4-50), während bei einer Behandlungstemperatur von 80 °C kein Ettringit gesehen werden konnte. Dies bestätigt die Ergebnisse der Röntgenbeugungsanalyse für diese Mischungen (siehe Kapitel 4.5.1)

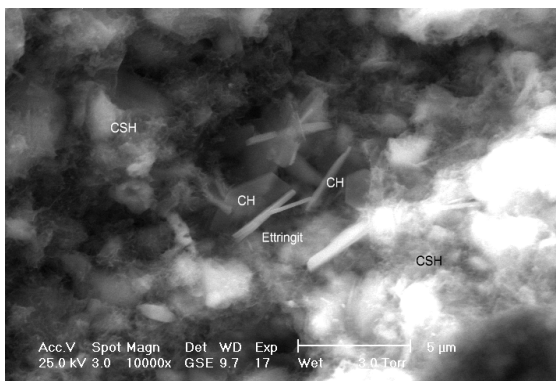


Bild 4-50: Mischung K25-20-3

In den nächsten beiden Abbildungen (siehe Bild 4-51 und Bild 4-52) ist die Mischung K85 bei 20 °C Lagerungstemperatur und nach einer Wärmebehandlung mit 80 °C dargestellt. Beide Mischungen zeigen ein stark verwachsenes, gering zerklüftetes Gefüge. Die C-S-H-Phasen sind in großem Umfang vorhanden und erschweren die Identifikation weiterer Hydratati-

onsprodukte bzw. der Betonausgangsstoffe, da diese weitgehend von C-S-H überwuchert sind.

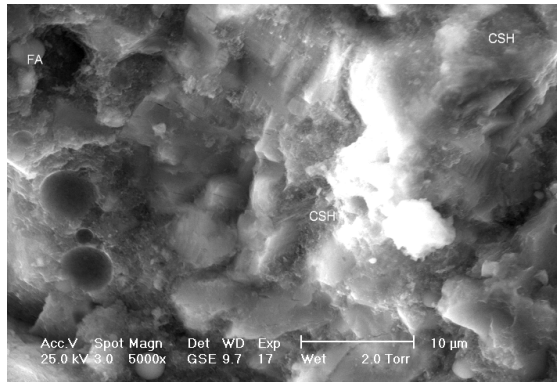


Bild 4-51: Mischung K85-20-3

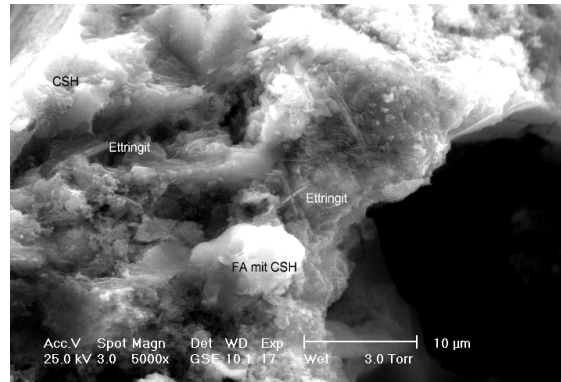


Bild 4-52: Mischung K85-80-3

Beide Betone weisen ein vergleichbar kompaktes Gefüge auf, was durch die ähnlichen Festigkeitswerte bestätigt wird.

Weshalb die Mischung, die bei 80 °C gelagert wurde, eine um ca. 11 % höhere Druckfestigkeit aufweist, kann auch durch die Betrachtung der Bilder mit stärkerer Vergrößerung nicht eindeutig erklärt werden (siehe Bilder 4-53 und 4-54). Die vorhandenen C-S-H-Phasen weisen eine vergleichbare Morphologie auf und sind bei beiden Betonen in ähnlichem Maß miteinander vernetzt.

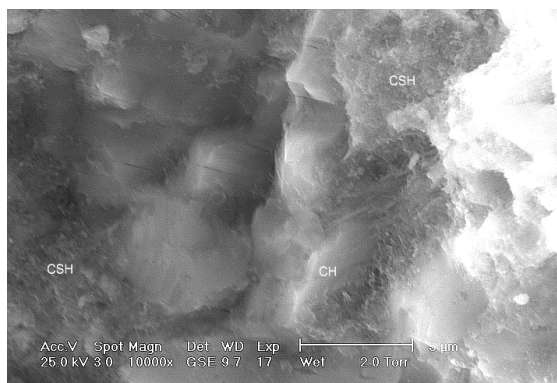


Bild 4-53: Mischung K85-20-3

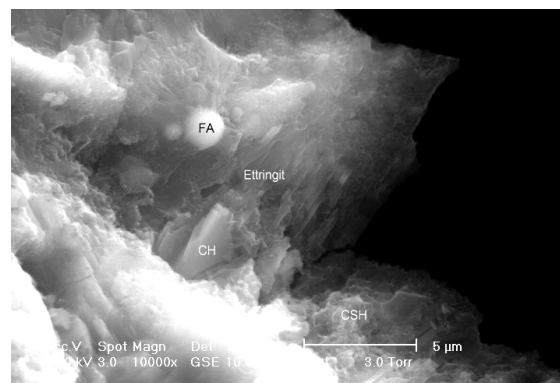


Bild 4-54: Mischung K85-80-3

Interessant ist, dass bei der Mischung K85-80-3 Ettringit gesehen werden konnte. Dies wurde mittels EDX-Analyse bestätigt, so dass eine Verwechslung mit Portlandit oder Calciumaluminhydraten ausgeschlossen werden konnte. Dies widerspricht dem Ergebnis der XRD-Analyse dieser Probe, bei der kein Ettringit nachgewiesen werden konnte. Allerdings besteht die Möglichkeit, dass der Ettringitgehalt unterhalb der Nachweisgrenze der Röntgenbeugungsanalyse liegt und im ESEM zufällig ein Bereich gefunden wurde, bei dem einzelne Ettringitnadeln zu finden waren. Zusätzlich wird der Nachweis des Ettringits bei der Röntgenbeugungsanalyse dieses Betons durch den hohen Anteil an röntgenamorphen C-S-H-Phasen erschwert, so dass nur schwach ausgeprägte Ettringitpeaks im „Rauschen“, das durch die amorphen Phasen verursacht wird, untergehen.

Weiterhin wurde für die Mischung K85-20-3 mittels XRD eindeutig Ettringit nachgewiesen, während bei der Mikroskopie keines gesehen werden konnte. Dieser scheinbare Widerspruch kann dadurch erklärt werden, dass ein kompaktes, wenig poröses Gefüge vorliegt, welches

zum einen ein ausgeprägtes Wachstum des Ettringits behindert, und zum anderen können vorhandene Ettringitkristalle durch das C-S-H überwuchert sein, so dass diese nicht mehr identifiziert werden können.

Bei der Mehlkorntypmischung M25 kann hinsichtlich des Gefüges dasselbe gesehen werden wie bei der Mischung K25.

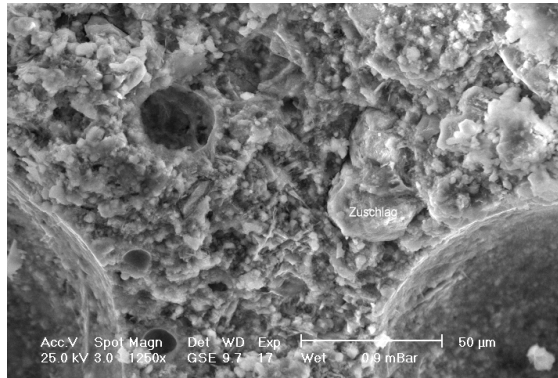


Bild 4-55: Mischung M25-20-3

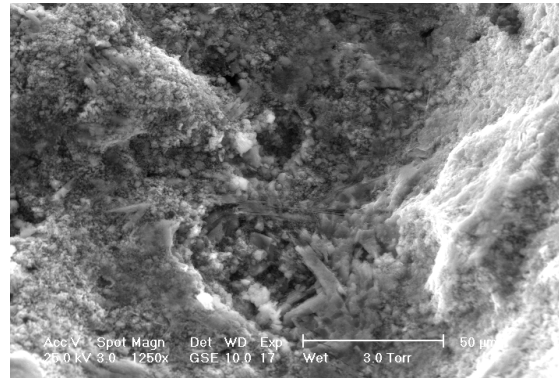


Bild 4-56: Mischung M25-80-3

Die Mischung M25-80-3 weist ebenfalls ein „feinkörnigeres“ Gefüge auf, das augenscheinlich poröser wirkt als das der Mischung M25-20-3. Die bei 20 °C entstandenen Phasen wirken zwar größer, aber besser untereinander verbunden. Auch hier scheint der Festigkeitsverlust bei der Wärmebehandlung mit 80 °C durch eine erhöhte Porosität verursacht zu werden.

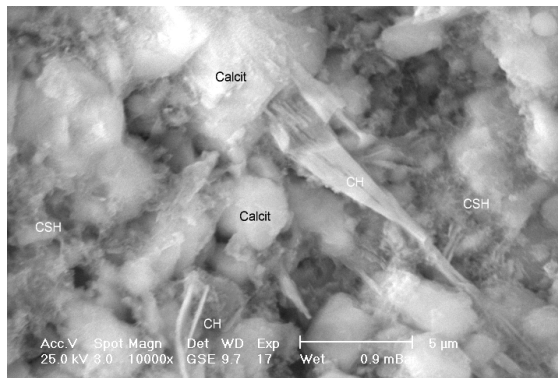


Bild 4-57: Mischung M25-20-3

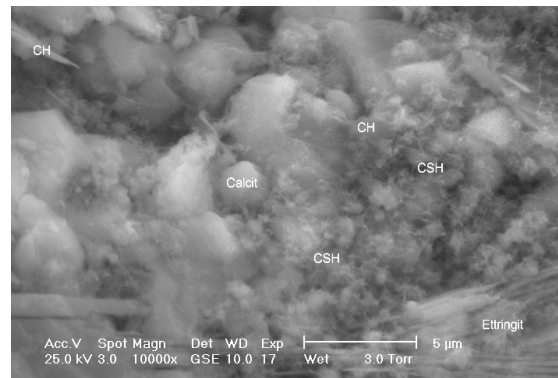


Bild 4-58: Mischung M25-80-3

In Bild 4-57 und Bild 4-58 ist das Gefüge der Mischungen M25-20-3 und M25-80-3 dargestellt. Die C-S-H-Phasen beider Mischungen haben eine netzartige Struktur, jedoch haben sich bei M25-80-3 eher Büschel aus C-S-H gebildet, während bei M25-20-3 das C-S-H besser untereinander verwachsen erscheint. Bei der wärmebehandelten Probe konnte eindeutig Ettringit nachgewiesen werden. Dies deckt sich mit dem Ergebnis der Röntgenbeugungsanalyse dieser Mischung. Bei M25-20-3 wurde jedoch im Gegensatz zur XRD-Analyse mikroskopisch kein Ettringit gefunden. Das bedeutet jedoch nicht, dass kein Ettringit vorhanden ist. Möglicherweise wäre auf einer anderen Probe dieser Mischung Ettringit zu sehen gewesen. Die Tatsache, dass kein Ettringit gesehen werden konnte, spricht jedoch auch dafür, dass Ettringit nur in geringem Umfang in der Probe vorhanden ist.

In den folgenden Bildern Bild 4-59 und Bild 4-60 ist die Mischung M65 sowohl wärmebehandelt als auch nicht wärmebehandelt dargestellt. Das Gefüge der Probe, die mit 80 °C behandelt wurde, weist sehr wenige Hohlräume auf, ist sehr stark verwachsen und kompakt. Die

Mischung, die unter Normbedingungen gelagert wurde, wirkt etwas zerklüfteter, aber auch bei dieser sind die Hydratationsprodukte sehr stark untereinander verwachsen.

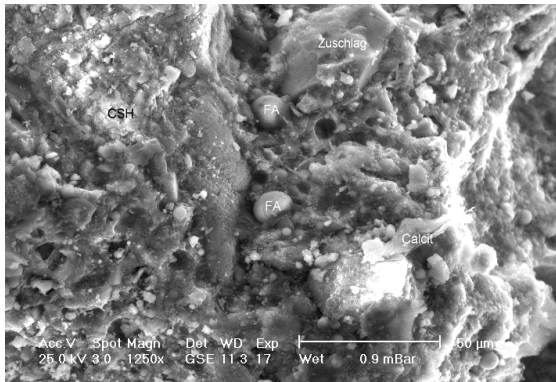


Bild 4-59: Mischung M65-20-3

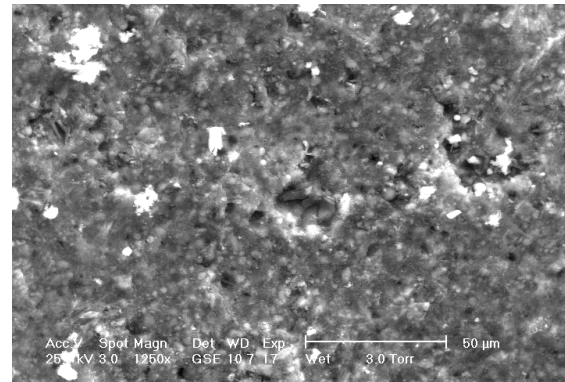


Bild 4-60: Mischung M65-80-3

Die Betrachtung des Gefüges bei dieser Vergrößerung bestätigt das Ergebnis der Druckfestigkeitsprüfungen, bei der die wärmebehandelte Probe eine höhere Festigkeit aufweist als die normgelagerte Probe. Analog zur Mischung M25 konnte auch bei M65 bei der wärmebehandelten Probe mittels der Mikroskopie Ettringit nachgewiesen werden (siehe Bild 4-62).

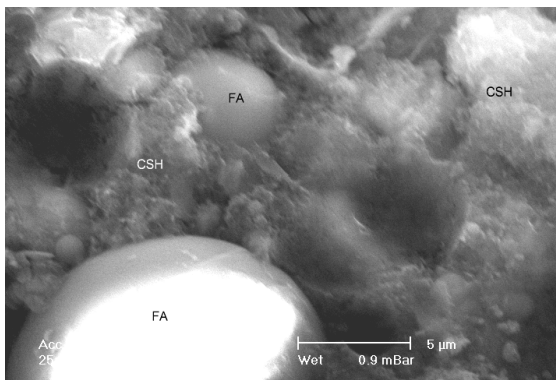


Bild 4-61: Mischung M65-20-3

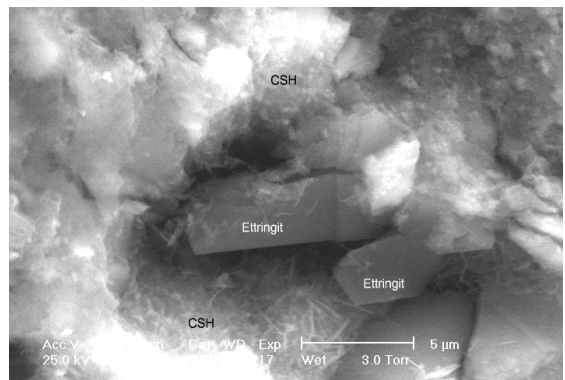


Bild 4-62: Mischung M65-80-3

Dies war bei Mischung M65-20-3 nicht möglich, aber auch hier gilt, dass der eindeutige Nachweis des Ettringits durch die Röntgenbeugungsanalyse dafür spricht, dass Ettringit auch vorhanden ist. Vermutlich ist bei dieser stark verwucherten Probe, die ebenfalls nur wenige Hohlräume aufweist, der Ettringit durch Mikroskopie sehr schwer zu sehen. Die C-S-H-Phasen wiesen bei beiden Betonen eine vergleichbare Morphologie auf.

Auch bei den Betonen M85-20-3 und M85-80-3 ist ein ähnliches Gefüge zu erkennen. Bei beiden Mischungen kann ein dichtes, kompaktes Gefüge beobachtet werden. Die runden Hohlräume, die auf den Bildern zu sehen sind, sind vermutlich durch herausgebrochene Zuschlagskörner oder Flugaschekörner bei der Probenpräparation entstanden.

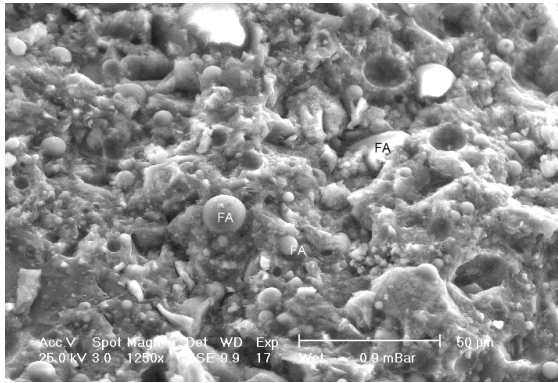


Bild 4-63: Mischung M85-20-3

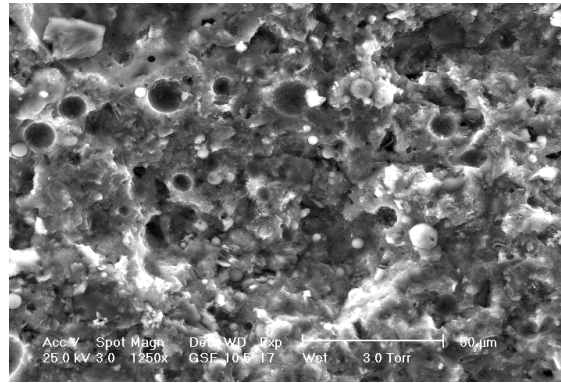


Bild 4-64: Mischung M85-80-3

Das Gefüge der wärmebehandelten Probe wirkt auf diesem Bild weniger zerklüftet als das der nicht wärmebehandelten Mischung. Auch hier setzt sich fort, was bei den beiden übrigen Mehlkorntypen beobachtet werden konnte: bei der wärmebehandelten Mischung M85-80-3 konnte Ettringit nachgewiesen werden, während dies bei der nicht wärmebehandelten Mischung nicht möglich war. Dennoch konnte bei dieser Mischung mittels Röntgenbeugungsanalyse Ettringit nachgewiesen werden. Der optische Nachweis von Ettringit wird auch bei diesem Beton durch den hohen Gehalt an C-S-H und das dichte Gefüge erschwert.

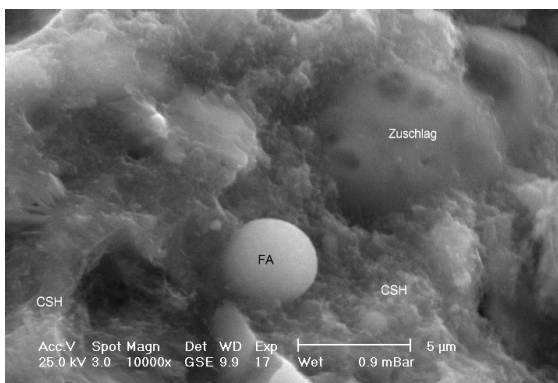


Bild 4-65: Mischung M85-20-3

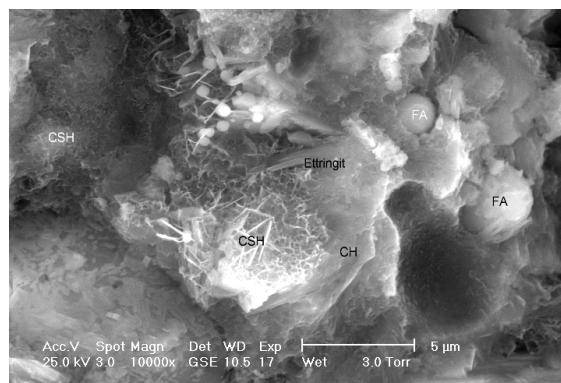


Bild 4-66: Mischung M85-80-3

Bei allen Mehlkorntypen ist als einheitliches Ergebnis der ESEM–Untersuchungen zu erwähnen, dass bei den nicht wärmebehandelten Proben optisch kein Ettringit nachgewiesen werden konnte, während dies bei den mit 80 °C behandelten Proben möglich war. Analog zu der Kombinationstypmischung K25 führte auch bei M25 die Wärmebehandlung zu einem eher porösen Gefüge. Bei den hochfesten Mischungen war dies nicht zu beobachten.

Die Ergebnisse der ESEM-Messungen der Stabilisiertypmischung S25 sind in den folgenden Bildern dargestellt. Sowohl bei der wärmebehandelten, als auch bei der normgelagerten Probe kann ein hohlraumreiches Gefüge beobachtet werden. Wird das Gefüge allerdings bei einer größeren Vergrößerung betrachtet, zeigt sich, dass das Gefüge der Probe S25-80-3 wesentlich zerklüfteter wirkt als das der Probe, die bei 20 °C gelagert wurde. In Bild 4-68 ist sehr deutlich der große Hohlraumgehalt der wärmebehandelten Probe zu erkennen. Die Portlanditplättchen (CH) sind zwar alle mit C-S-H-Phasen überzogen, aber es scheint, dass das Gefüge untereinander nur schwach verbunden ist. Dies wird durch die geringe Druckfestigkeit bestätigt. Bei der normgelagerten Probe (Bild 4-67) ist das Gefüge wesentlich stärker verwoben, auch wenn teilweise große Hohlräume vorhanden sind. Mit dem Gefüge der Proben M25 und K25

können diese Bilder nur eingeschränkt verglichen werden, da S25 einen noch höheren $(w/z)_{eq}$ -Wert aufweist als die beiden anderen Mischungen der Festigkeitsklasse C20/25.

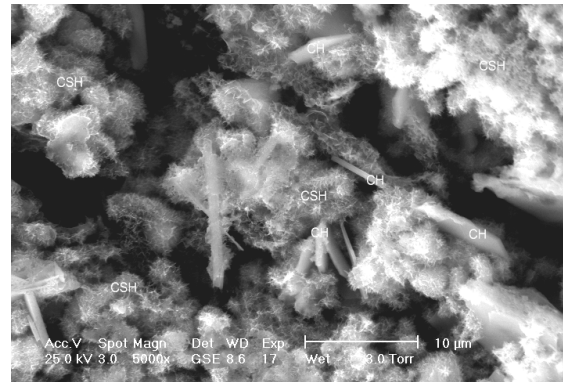
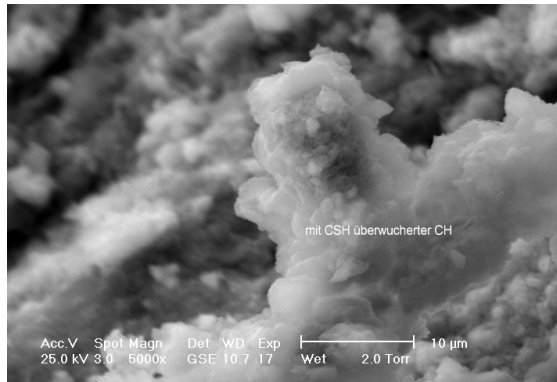


Bild 4-67: Mischung S25-20-3

Bild 4-68: Mischung S25-80-3

Mit Hilfe des ESEM konnte weder bei der wärmebehandelten Probe, noch bei der bei 20 °C gelagerten Probe Ettringit nachgewiesen werden. Dies stimmt mit dem Ergebnis der Röntgenbeugungsanalyse überein.

Durch das ESEM konnte optisch bei den Proben, die infolge der Wärmebehandlung eine geringere Festigkeit aufwiesen, eine Veränderung im Porenraum des Gefüges im Vergleich zu den normgelagerten Proben gesehen werden. Der Frischbetonluftgehalt der Proben ist jedoch nicht die Ursache für die reduzierte Festigkeit. Hierbei muss ein Unterschied in der Porosität des Festbetons die Ursache sein. Bei den Mischungen, die durch die Wärmebehandlung nicht oder eher positiv beeinflusst werden, konnte ein vergleichbar ausgebildetes Gefüge wie bei den Vergleichsproben gesehen werden. Worauf die z.T. deutlich höhere Festigkeit mancher wärmebehandelter Proben im Vergleich zu den normgelagerten Proben zurückzuführen ist, kann mit Hilfe der Mikroskopie nicht geklärt werden. Auch spielt hier die Porosität des Festbetons eine Rolle.

Die Tatsache, dass optisch z.T. bei Betonen Ettringit gesehen werden konnte, während ein Nachweis mit Hilfe der Röntgenbeugungsanalyse nicht möglich war, legt den Schluss nahe, dass generell auch bei den mit 80 °C behandelten Betonen im wirksamen Alter von 3 d Ettringit vorhanden ist. Die Menge muss jedoch deutlich geringer sein als bei den Proben, die nicht mit 80 °C wärmebehandelt wurden.

4.7. Gesamtporosität der Betone

In Bild 4-69 ist die Gesamtporosität verschiedener Mischungen nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen dargestellt. Die Gesamtporosität wurde aus der Reindichte, die mit Hilfe eines Heliumpyknometers ermittelt wurde und der Rohdichte der Proben berechnet (siehe Kapitel 3.6.3.3).

Es ist zu erkennen, dass die Proben meist nur geringe Streuungen bei der Gesamtporosität aufweisen. Interessant ist auch die Tatsache, dass bis auf die Serie M25 immer die Mischung, die bei 20 °C gelagert wurde, den höchsten Porengehalt aufweist.

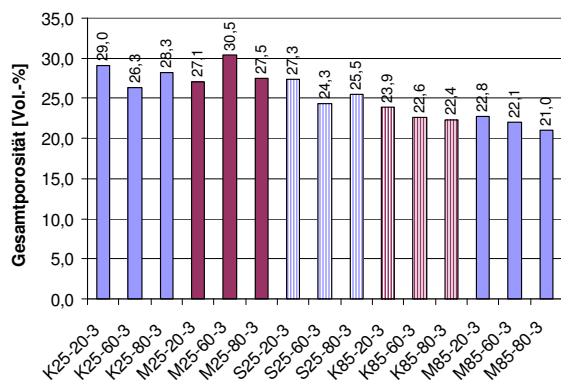


Bild 4-69: Gesamtporosität der untersuchten Mischungen bei unterschiedlichen Wärmebehandlungstemperaturen

Es ist somit eindeutig, dass der Festigkeitsverlust, der vor allem bei den Betonen der Festigkeitsklasse C20/25 mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur vorhanden ist (siehe Kapitel 4.3.1), nicht auf eine Vergrößerung der Gesamtporosität infolge einer Wärmebehandlung zurückzuführen ist. Die Erklärung dieses Verhaltens liegt in der Porenradialverteilung der Betone.

4.8. Porenradialverteilung der Betone

4.8.1. Einfluss des SVB Typs auf die Porenverteilung bei Normlagerung

In Bild 4-70 sind die Porenradialverteilungen der Mischungen M25-20-3 und K25-20-3 dargestellt. Diese beiden Mischungen verfügen über beinahe denselben $(w/z)_{eq}$ -Wert und sind somit direkt vergleichbar. Beide Betone verfügen über annähernd dieselbe Porenradialverteilung bei Normlagerung. Der Kombinationstyp hat einen etwas größeren Porenraum und auch einen größeren mittleren Porenradius.

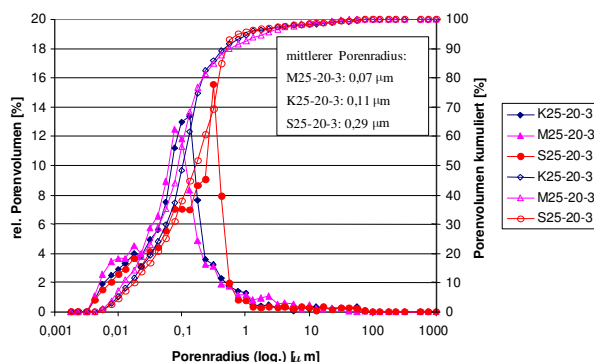


Bild 4-70: Vergleich der Porenradialverteilung der Mischungen M25-20-3, S25-20-3 und K25-20-3

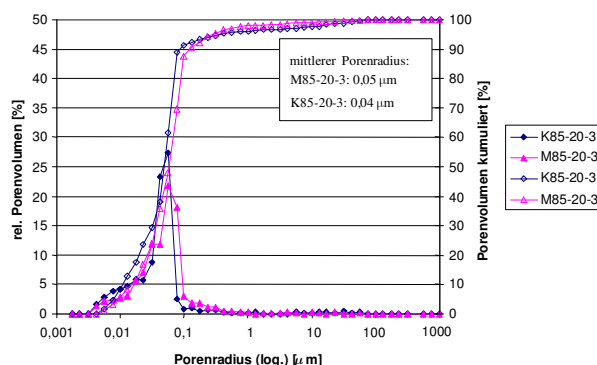


Bild 4-71: Vergleich der Porenradialverteilung der Mischungen M85-20-3 und K85-20-3

Die geringen Unterschiede liegen jedoch im Rahmen der Messgenauigkeit, da auch innerhalb des selben Probekörpers die Poren nie vollständig homogen verteilt sind (siehe Kapitel 3.6.3.2). Ein Einfluss des SVB-Typs auf die Porenradienverteilung ist bei vergleichbarem $(w/z)_{eq}$ -Wert und Lagerung bei 20 °C somit nicht vorhanden. In Bild 4-70 ist zusätzlich noch die Porenradienverteilung der Mischung S25-20-3 dargestellt, obwohl diese Mischung mit den beiden anderen Betonen der Festigkeitsklasse C20/25 nicht direkt vergleichbar ist, da diese einen $(w/z)_{eq}$ -Wert von 0,80 hat.

Der Unterschied im $(w/z)_{eq}$ -Wert schlägt sich wie erwartet in der Porenradienverteilung nieder. S25-20-3 verfügt über den größten mittleren Porenradius und den höchsten Kapillarporenanteil dieser drei Mischungen.

Bei den Betonen der Festigkeitsklasse C70/85 ist der Unterschied ebenfalls nur schwach ausgeprägt (siehe Bild 4-71). Der Beton K85-20-3 verfügt allerdings über einen höheren Anteil an feinen Kapillarporen als die Mischung M85-20-3. Generell ist eine leichte Verschiebung des kumulierten Porenvolumens bei dem Mehlkorntyp hin zu größeren Poren zu beobachten, der mittlere Porenradius unterscheidet sich allerdings nur geringfügig. Hier scheint der SVB-Typ eine gewisse Rolle auf die Ausbildung des feinen Kapillarporenraumes bei der Normlagerung zu haben. Die Datenbasis ist für eine gesicherte Aussage allerdings zu gering.

4.8.2. Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur auf die Porenverteilung

In Bild 4-72 ist vergleichend das Ergebnis der Porenradienverteilung für die Mischungen K25-20-3, K25-60-3 und K25-80-3 dargestellt.

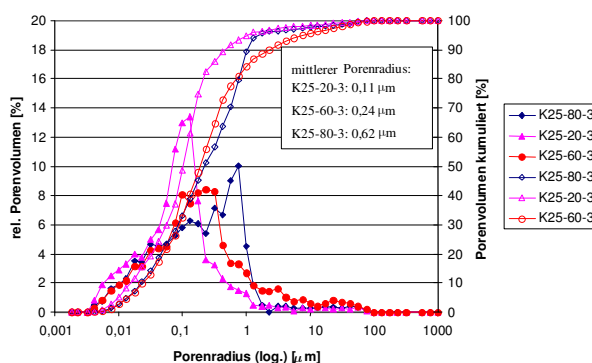


Bild 4-72: Porenradienverteilung der Mischung K25-20-3, K25-60-3 und K25-80-3

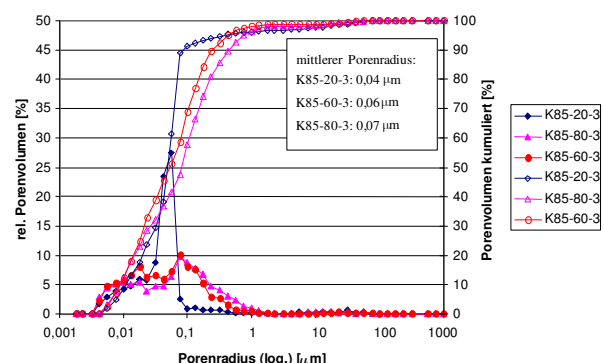


Bild 4-73: Porenradienverteilung der Mischung K85-20-3, K85-60-3 und K85-80-3

Es ist zu erkennen, dass die mit 80 °C wärmebehandelte Probe deutlich mehr größere Poren aufweist als die normgelagerte Mischung. Der durchschnittliche Porenradius ist bei dieser Probe mit 0,62 µm auch ca. um das 6-fache größer als bei K25-20-3.

Die Wärmebehandlung mit einer Höchsttemperatur von 80 °C führt bei diesem Beton zu einer starken Vergrößerung des Porenraumes, während der Gesamtporengehalt dieser Mischung bei der Wärmebehandlung sogar geringer wird (siehe Kapitel 4.7). Die Verschiebung der Porengrößenverteilung erreicht eine Größenordnung, die durchaus die Festigkeit des Betons beeinflussen kann. Dies wird auch durch die Ergebnisse der Druckfestigkeitsuntersuchung bestätigt (siehe Kapitel 4.3.1). Die Druckfestigkeit bei 80 °C liegt bei dieser Mischung um ca. 30 % unter der Festigkeit bei 20 °C. Eine Veränderung der Porenstruktur konnte auch mittels E-SEM festgestellt werden (siehe Kapitel 4.6).

Aber auch bei der Wärmebehandlung mit einer max. Temperatur von 60 °C ist schon ein deutlicher Einfluss auf den Porenraum des Betons zu erkennen. Das relative Porenvolumen im Bereich der Porenradien größer 0,1 µm ist ebenfalls höher als bei einer Behandlung mit 20 °C. Der mittlere Porenradius ist mehr als doppelt so groß wie bei Normlagerung. Dies ist bedenklich, da bei dieser Porenverteilung im Beton ein Einfluss auf die Dauerhaftigkeit (z.B. infolge verstärkter Carbonatisierung, Wassereindringvermögen) durchaus möglich ist und Bauteile, die auf diese Weise wärmebehandelt wurden, nach der Richtlinie zur Wärmebehandlung von Beton [3] in die Feuchtigkeitsklasse „feucht“ (WF) eingeteilt werden können und somit in Bereichen eingesetzt werden dürfen, bei denen eine regelmäßige Durchfeuchtung des Betons zu erwarten ist.

Grundsätzlich ist für diesen Beton mit der Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur auch eine kontinuierliche Verschiebung der Porenradien hin zu größeren Poren zu verzeichnen. Dies ist vermutlich auch die Ursache für den kontinuierlichen Festigkeitsverlust der Mischung K25 bei zunehmender Wärmebehandlungstemperatur im Vergleich zur Normlagerung (siehe Kapitel 4.4.1), obwohl die Gesamtporositäten der wärmebehandelten Mischungen von K25 stets unter dem Wert der Normlagerung liegen.

Auch beim Kombinationstyp der Festigkeitsklasse C70/85 ist ein Einfluss der Wärmebehandlung zu erkennen (siehe Bild 4-73). Nach einer Behandlung mit einer Maximaltemperatur von 80 °C ist auch hier eine Verschiebung der Porenradienverteilung hin zu größeren Poren zu verzeichnen. Es ist auch nicht mehr ein bestimmter Porenradius so extrem ausgeprägt vorhanden wie bei der normgelagerten Probe, sondern es ist eine gleichmäßigere Verteilung der relativen Häufigkeit über ein breiteres Porenradienspektrum vorhanden. Der Einfluss auf den mittleren Porenradius ist jedoch nicht so stark ausgeprägt wie bei dem Kombinationstyp K25. Der Porenradius verdoppelt sich zwar annähernd im Vergleich zur Normlagerung durch die Wärmebehandlung, liegt aber noch im Bereich der Mikrokapillarporosität. Auf die Druckfestigkeit wirkt sich diese Verschiebung offensichtlich nicht negativ aus, da die bei 80 °C behandelte Mischung sogar eine höhere Druckfestigkeit als die normgelagerte aufwies. Die Ursache hierfür ist vermutlich die um ca. 2 % niedrigere Gesamtporosität dieser Mischung.

Betrachtet man nur das relative Porenvolumen der Proben, die mit 60 °C und 80 °C behandelt wurden, so ist kaum ein Unterschied vorhanden. Die geringen Unterschiede werden deutlicher sichtbar im kumulierten Porenvolumen. Bis zu einem Porenradius von ca. 0,02 µm sind diese beiden Kurven identisch, dann jedoch ist eine Verschiebung der 80 °C Probe nach rechts, also hin zu größeren Poren, zu erkennen.

Insgesamt ist auch bei der Mischung K85 ein mit der Behandlungstemperatur zunehmender Einfluss auf das Porengefüge im Beton zu verzeichnen. Der Unterschied zwischen einer Behandlung mit 60 °C und 80 °C ist bei diesem Kombinationstyp jedoch geringer ausgeprägt als bei der Festigkeitsklasse C20/25. Dennoch ist auch hier mit einer Beeinträchtigung der Dauerhaftigkeit schon bei einer Behandlungstemperatur mit 60 °C zu befürchten, da der Anteil an größeren Kapillarporen zunimmt.

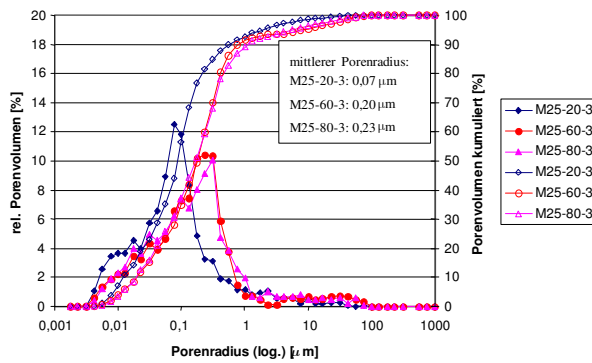


Bild 4-74: Porenradienverteilung der Mischung M25-20-3, M25-60-3 und M25-80-3

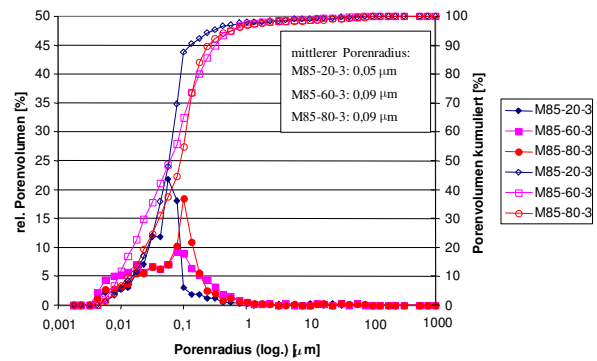


Bild 4-75: Porenradienverteilung der Mischung M85-20-3, M85-60-3 und M85-80-3

Bei der Mischung M25 ist ein ähnliches, aber nicht identisches Verhalten wie bei K25 zu beobachten. Die wärmebehandelten Mischungen haben einen deutlich größeren mittleren Porenradius als die normgelagerte Probe und eine allgemein zu größeren Poren hin verschobene Porenradienverteilung (siehe Bild 4-74). Dies ist analog zu K25 mit einem Festigkeitsverlust im Vergleich zur Normlagerung verbunden. Der Unterschied in der Porenverteilung zwischen der 60 °C und der 80 °C Probe fällt im Gegensatz zum Beton K25 allerdings nur sehr gering aus. Auch für den Beton M25 gilt, dass schon bei einer Behandlung mit einer maximalen Temperatur von 60 °C in großem Maß die Porenverteilung dahingehend verändert wird, dass eine Beeinträchtigung der Dauerhaftigkeit zu befürchten ist. Eine weitere Temperaturerhöhung auf 80 °C wirkt sich nur noch geringfügig aus.

Bei der Mischung M85 ist analog zur Mischung K85 ein ca. doppelt so großer mittlerer Porenradius nach der Wärmebehandlung mit 80 °C wie bei der normgelagerten Vergleichsprobe vorhanden (siehe Bild 4-75). Allerdings spielt sich auch hier die Verschiebung noch im Bereich der Mikrokapillarporosität ab, die auf die mechanischen Eigenschaften nur einen geringen Einfluss hat. Bei der Mischung M85-60-3 ist auffallend, dass diese im Vergleich zur Normlagerung einen höheren rel. Anteil an Poren mit einem Radius bis 0,07 µm aufweist. Dennoch nimmt auch bei diesem Beton der Anteil an großen Poren im Vergleich zur Normlagerung zu, was sich auch auf die Dauerhaftigkeit auswirken kann. Eine weitere Temperaturerhöhung bei der Wärmebehandlung auf 80 °C bewirkt eine weitere Vergrößerung des Anteils an großen Poren. Direkt vergleichbar mit K85 ist der Umstand, dass trotz der Vergrößerung der Porenstruktur die wärmebehandelten Mischungen gleiche oder höhere Druckfestigkeiten aufweisen wie die normgelagerte Mischung M85-20-3. Dies ist vermutlich analog zu K85 auf die geringere Gesamtporosität der wärmebehandelten Mischungen zurückzuführen (siehe Kapitel 4.7).

Auch bei dem Stabilisierertyp S25 wirkt sich die Wärmebehandlung deutlich auf das Porengefüge aus (siehe Bild 4-76). Im Gelporenbereich unterscheiden sich die Mischungen bei 20 °C und 80 °C nur geringfügig, die Unterschiede sind vor allem im Kapillarporenbereich zu finden. Hier nimmt der Anteil an großen Kapillarporen deutlich zu. Der mittlere Porenradius ist bei der mit 80 °C behandelten Probe auch mehr als 3-mal so groß wie bei der normgelagerten Probe. Diese Veränderung des Kapillarporenraumes ist vermutlich auch die Ursache für den sehr großen Festigkeitsverlust dieser Mischung im Vergleich zur nicht wärmebehandelten Probe, denn auch hier weisen die wärmebehandelten Proben eine niedrigere Gesamtporosität als die normgelagerte Probe auf.

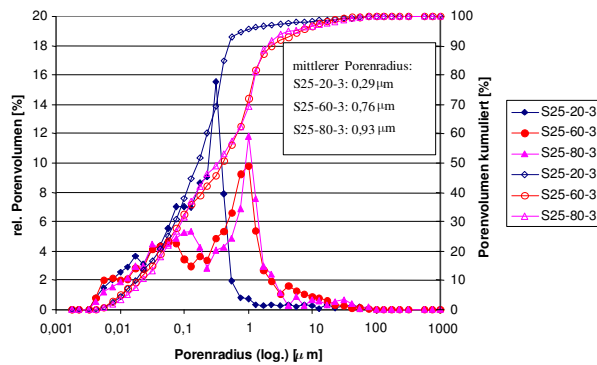


Bild 4-76: Porenradialverteilung der Mischung S25-20-3, S25-60-3 und S25-80-3

Interessant ist, dass sich die Porenradialverteilungen der beiden wärmebehandelten Mischungen S25-60-3 und S25-80-3 nur sehr geringfügig unterscheiden. Bei dem mittleren Porenradius ist noch ein Einfluss einer weiteren Temperaturerhöhung zu beobachten, die kumulierten Kurven des Porenvolumens sind praktisch identisch. Auch bei dem Stabilisierertyp ist somit schon ein gravierender Einfluss einer Wärmebehandlung mit 60 °C auf den Porenraum vorhanden.

Generell ist ein großer Einfluss der Wärmebehandlung auf das Porengefüge der untersuchten Betone festzustellen. Bei allen Mischungen verschiebt sich der Porenraum mit zunehmender Behandlungstemperatur hin zu größeren Poren. Besonders ausgeprägt ist dies bei den Betonen der Festigkeitsklasse C20/25 mit hohen $(w/z)_{eq}$ -Werten. Aber auch bei den hochfesten Betonen ist dieser Effekt zu beobachten. Auch diese Betone können somit hinsichtlich der Dauerhaftigkeit infolge dieser Porenveränderung schlechtere Eigenschaften aufweisen als die entsprechende normgelagerte Mischung.

4.8.3. Einfluss des SVB-Typs auf die Porenverteilung bei erhöhten Temperaturen

In den folgenden Abbildungen soll der Einfluss der Wärmebehandlung bei den unterschiedlichen SVB-Typen untersucht werden. Im Vergleich zur Normlagerung bei 20 °C zeigt sich bei einer Wärmebehandlung bei 80 °C ein deutlicher Unterschied zwischen den Mischungen K25-80-3, S25-80-3 und M25-80-3 (Bild 4-77). Durch die Wärmebehandlung entsteht bei dem Kombinationstyp ein größeres Porengefüge als bei dem vergleichbaren Mehlkorntyp dieser Festigkeitsklasse. Der Unterschied ist vor allem im Bereich ab einem Porenradius von 0,1 µm zu verzeichnen. Der Beton S25-20-3 verfügt auch nach der Wärmebehandlung mit 80 °C über den größten mittleren Porenradius und den größten Anteil an großen Poren. Der Unterschied zur Mischung K25-80-3 ist jedoch nicht mehr so stark ausgeprägt wie bei 20 °C.

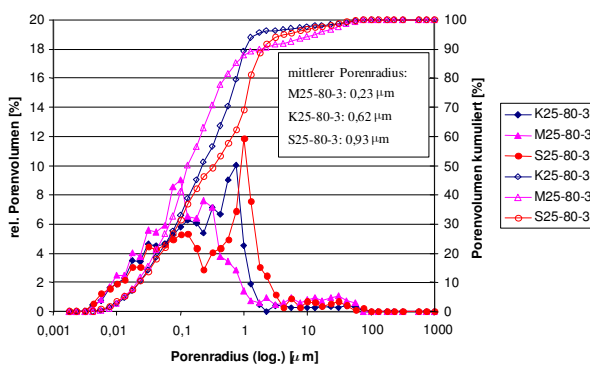


Bild 4-77: Vergleich der Porenradialverteilung der Mischungen M25-80-3, S25-80-3 und K25-80-3

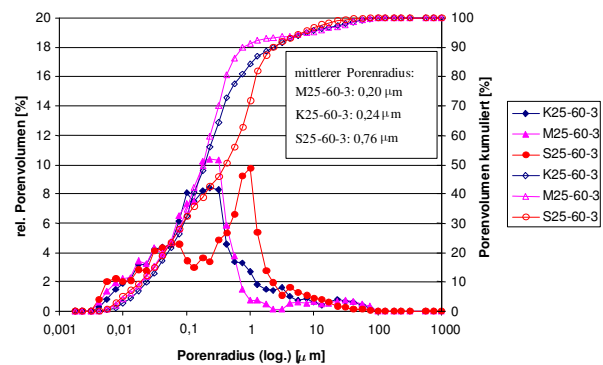


Bild 4-78: Vergleich der Porenradialverteilung der Mischungen K25-60-3, M25-60-3 und S25-60-3

Derselbe Vergleich ist in Bild 4-78 für die Behandlungstemperatur 60 °C dargestellt. Hier kann ein annähernd identischer Porenraum für die Mischungen M25-60-3 und K25-60-3 beobachtet werden. Der Stabilisierertyp hingegen verfügt über ein deutlich gröberes Porengefüge.

Bei den hochfesten Mischungen der Festigkeitsklasse C70/85 ist bei einer maximalen Behandlungstemperatur von 80 °C ein anderes Verhalten zu beobachten als bei der Festigkeitsklasse C20/25 (siehe Bild 4-79). Hier bildet sich im Verlauf der Wärmebehandlung bei dem Kombinationstyp ein etwas günstigerer Porenraum aus als bei dem Mehlkorntyp M85-80-3. Der Anteil an feinen Kapillarporen ist bei K85-80-3 größer und auch der mittlere Porenradius ist geringer als bei M85-80-3. Im Kapillarporenbereich sind nur geringe Unterschiede feststellbar.

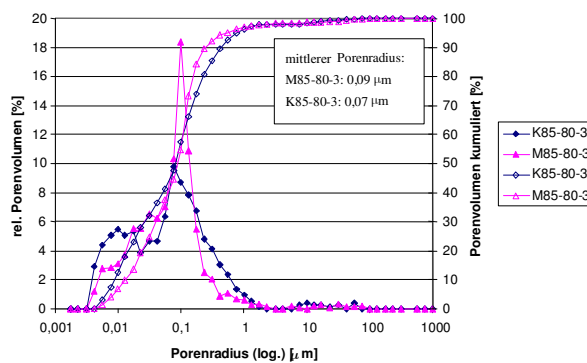


Bild 4-79: Vergleich der Porenradienverteilung der Mischungen M85-80-3 und K85-80-3

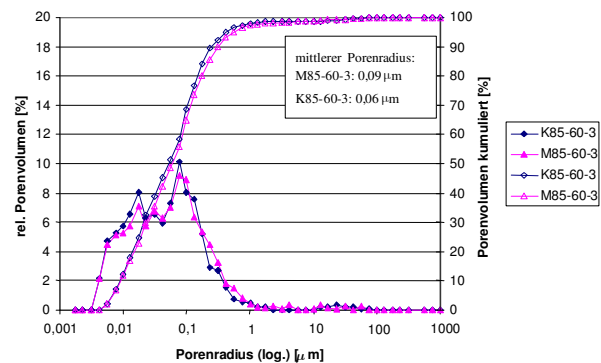


Bild 4-80: Vergleich der Porenradienverteilung der Mischungen M85-60-3 und K85-60-3

Bei einer Behandlungstemperatur von 60 °C ist bei den beiden Betonen der Festigkeitsklasse C70/85 analog zu M25-60-3 und K25-60-3 kein Unterschied in der Porenverteilung vorhanden (siehe Bild 4-80). Die vorhandenen Abweichungen fallen sogar noch geringer aus als bei den beiden Mischungen der Festigkeitsklasse C20/25 und liegen im Bereich der Messungenauigkeit des Verfahrens. Ein Einfluss des SVB-Typs ist somit bei diesen beiden Mischungen auch bei einer Behandlungstemperatur von 60 °C nicht vorhanden.

Es ist somit nicht möglich, generell eine Aussage darüber zu treffen, welcher SVB-Typ durch die Wärmebehandlung in der Ausbildung des Porenraumes stärker beeinflusst wird. Vielmehr muss zusätzlich auch die Festigkeitsklasse bzw. der $(w/z)_{eq}$ -Wert und die maximale Behandlungstemperatur mit einbezogen werden. Im Rahmen der hier durchgeführten Untersuchungen scheint bei niedrigen Festigkeitsklassen der Mehlkorntyp für eine Wärmebehandlung mit 80 °C besser geeignet zu sein als der Kombinationstyp. Bei hohen Festigkeitsklassen ist es genau umgekehrt. Bei einer Behandlung mit 60 °C ist kein Einfluss des SVB-Typs bei vergleichbarem $(w/z)_{eq}$ -Wert vorhanden.

4.9. Zusammenhang zwischen Porenradienverteilung und Druckfestigkeit

Aus den Druckfestigkeitsuntersuchungen, den Porenradienverteilungen und den Gesamtporositäten der untersuchten Mischungen lässt sich ableiten, dass die Verschiebung der Porenverteilung infolge der Wärmebehandlung für die negative Veränderung der Druckfestigkeiten verantwortlich sein muss.

Dieser Einfluss soll nun rechnerisch erfasst werden. Als Ausgangspunkt dient folgende Formel (14) von Popovics [108] zur Berechnung des Einflusses von Luftporen auf die Druckfestigkeit von Beton:

$$\beta_{c_{rel}} = \frac{\beta_c}{\beta_{c_0}} = 10^{-\gamma_B a_{FB}} \quad (14)$$

mit:

β_c = Druckfestigkeit des Betons mit Luftporen [N/mm²]

β_{c_0} = Druckfestigkeit des Betons ohne Luftporen [N/mm²]

γ_B = Materialparameter, abhängig von der Druckfestigkeit und dem Probenalter

a_{FB} = Luftporen des Frischbetons [Vol.-%]

Mit dieser einfachen Formel kann der Frischbetonluftgehalt mit einer guten Genauigkeit hinsichtlich seiner Auswirkung auf die Druckfestigkeit des Betons berücksichtigt werden.

Diese Formel (14) soll nun auf die wesentlich kleineren Kapillarporen angewandt werden. Allerdings wird bei der Formel (14) nicht zwischen unterschiedlich großen Kapillarporen differenziert. Dies ist jedoch notwendig, um den Einfluss der Wärmebehandlung auf die Druckfestigkeit abzubilden. Um die unterschiedliche Größe der Kapillarporen zu berücksichtigen, wurde die Gleichung (14) von Popovics modifiziert, so dass verschiedene Porengrößen berücksichtigt werden können:

$$\beta_{c_{rel}} = \frac{\beta_c}{\beta_{c_0}} = 10^{-((\xi p_1) + (\beta p_2) + (\gamma p_3))} \quad (15)$$

mit:

β_c = Druckfestigkeit des Betons mit Luftporen [N/mm²]

β_{c_0} = Druckfestigkeit des Betons ohne Luftporen [N/mm²]

p_1, p_2, p_3 = Anteil der einzelnen Porenarten am Gesamtporengehalt [Vol.-%]

ξ, β, γ = Gewichtungsfaktoren hinsichtlich des Einflusses der einzelnen Porenarten auf die Festigkeit

Mit Hilfe dieser Formel (15) ist es nun möglich, den Einfluss der Wärmebehandlung durch die Veränderung des Porenraumes auf die Druckfestigkeit zu berechnen. Dazu wird die Porenverteilung der zu untersuchenden Mischung bei Normlagerung als Ausgangsbasis herangezogen.

Die Gelporen ($r < 5$ nm nach [134]) werden bei dieser Berechnung vernachlässigt. Die Kapillarporen werden in Makrokapillarporen ($r > 15$ µm), Mesokapillarporen ($r > 0,5$ µm) und Mikrokapillarporen ($r < 0,5$ µm) unterteilt (Einteilung nach Setzer in [47]).

Der Anteil dieser 3 Porenarten an dem Gesamtporenraum kann aus dem kumulierten Porenvolumen aus der Quecksilberdruckporosimetrie und der Gesamtporosität der einzelnen Mischungen ermittelt werden. Die prozentuale Veränderung der einzelnen Kapillarporenarten der wärmebehandelten Proben bezogen auf die Anteile bei Normlagerung werden dazu berechnet. Mit Hilfe dieses Vorgehens ist es möglich, die Gleichung (15) auf die Gegebenheiten der Wärmebehandlung anzupassen, d.h. der Einfluss der Veränderung dieser 3 Kapillarporenarten wird berücksichtigt (siehe Gleichung (16)).

$$\beta_{c_{rel}} = \frac{\beta_{c_{wb}}}{\beta_{c_{norm}}} = 10^{-((\xi \Delta p_1) + (\beta \Delta p_2) + (\gamma \Delta p_3))} \quad (16)$$

mit:

- $\beta_{c_{wb}}$ = Druckfestigkeit nach einer Wärmebehandlung [N/mm²]
 $\beta_{c_{norm}}$ = Druckfestigkeit nach Normlagerung [N/mm²]
 Δp_1 = Unterschied im Mikrokapillarporengehalt nach der Wärmebehandlung bezogen auf die Normlagerung [Vol.-%]
 Δp_2 = Unterschied im Mesokapillarporengehalt nach der Wärmebehandlung bezogen auf die Normlagerung [Vol.-%]
 Δp_3 = Unterschied im Makrokapillarporengehalt nach der Wärmebehandlung bezogen auf die Normlagerung [Vol.-%]
 ξ, β, γ = Gewichtungsfaktoren hinsichtlich des Einflusses der einzelnen Porenarten auf die Festigkeit

Die Gewichtungsfaktoren wurden mit Hilfe einer Regressionsanalyse aus den vorhandenen Druckfestigkeitswerten und den Porenradienverteilungen der verschiedenen Betone ermittelt. Die Datenbasis für die Regressionsanalyse ist in Tabelle 15 zusammengestellt.

Tabelle 15: Datenbasis für die Ermittlung der Gewichtungsfaktoren α , β und γ (Unterschiede beziehen sich auf die Werte bei 20 °C)

Mischung	Gesamtporosität [Vol.-%]	rel. Druckfestigkeit [-]	Unterschied Mikrokapillarporengehalt [Vol.-%]	Unterschied Mesokapillarporengehalt [Vol.-%]	Unterschied Makrokapillarporengehalt [Vol.-%]
K25-20-3	29,0	1,00	-	-	-
K25-60-3	26,3	0,78	-4,45	2,94	0,47
K25-80-3	28,3	0,71	-5,09	5,60	-0,01
M25-20-3	27,1	1,00	-	-	-
M25-60-3	30,5	0,69	3,57	0,64	0,68
M25-80-3	27,5	0,81	0,24	1,68	0,56
S25-20-3	27,3	1,00	-	-	-
S25-60-3	24,3	0,69	-10,32	8,20	-0,06
S25-80-3	25,5	0,67	-9,05	8,22	-0,04
K85-20-3	23,9	1,00	-	-	-
K85-60-3	22,6	0,99	-2,75	-0,26	-0,02
K85-80-3	22,4	1,12	-3,12	0,85	-0,03
M85-20-3	22,8	1,00	-	-	-
M85-60-3	22,1	0,93	-5,05	0,21	0,21
M85-80-3	21,0	1,11	-2,86	-0,04	-0,02

Die Gewichtungsfaktoren berechnen sich daraus zu:

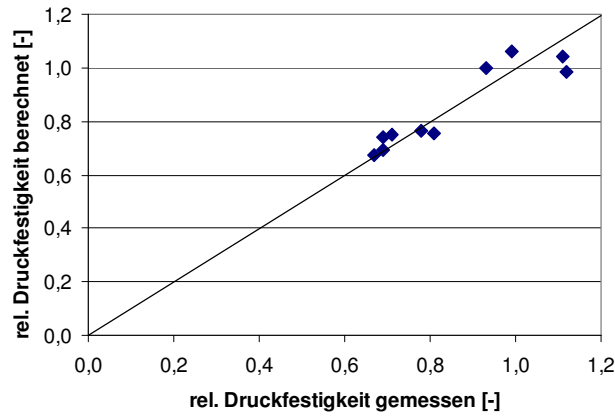
$\xi = 0,00639$	$\beta = 0,02828$	$\gamma = 0,13187$
-----------------	-------------------	--------------------

Damit kann Gleichung (16) wie folgt dargestellt werden:

$$\beta_{c_{rel}} = \frac{\beta_{c_{wb}}}{\beta_{c_{norm}}} = 10^{-((0,00639\Delta p_1)+(0,02828\Delta p_2)+(0,13187\Delta p_3))} \quad (17)$$

Anhand der Zahlenwerte der Gewichtungsfaktoren ist zu erkennen, dass der Einfluss der Poren auf die Druckfestigkeit mit dem Porenradius zunimmt.

Der Vergleich zwischen den aus den Messwerten ermittelten relativen Druckfestigkeiten und den mit Gleichung (17) berechneten Werten ist in Bild 4-81 dargestellt.



Standardabweichung [-]	0,067
Variationskoeffizient [%]	6,7

Bild 4-81: Vergleich zwischen gemessener rel. Druckfestigkeit und berechneter rel. Druckfestigkeit nach einer Wärmebehandlung

Trotz der geringen Datenbasis ist die Übereinstimmung zwischen Rechnung und Versuch recht gut. Durch die Verwendung der absoluten Porenvolumina bezogen auf den Wert bei 20 °C wird zudem der Unterschied im Gesamtkapillarporenraum berücksichtigt, so dass eine weitere Gewichtung mit der Gesamtporosität der einzelnen Mischungen nicht mehr notwendig ist. Ein möglicher Unterschied in der Gelporosität wird vernachlässigt, da diese Poren i.A. keinen Einfluss auf die Festigkeit haben.

Es ist somit möglich, mit Hilfe von Gleichung (17) den Einfluss einer Veränderung bestimmter Anteile der Kapillarporen am Gesamtporenraum auf die Druckfestigkeit rechnerisch vorherzusagen.

4.10. Zusammensetzung des Porenwassers

4.10.1. Rückstände der Betonzusatzmittel

Die extrahierte Porenlösung wurde auf organische Bestandteile untersucht. Dabei konnte von dem verwendeten Fließmittel nur noch die Seitenketten nachgewiesen werden.

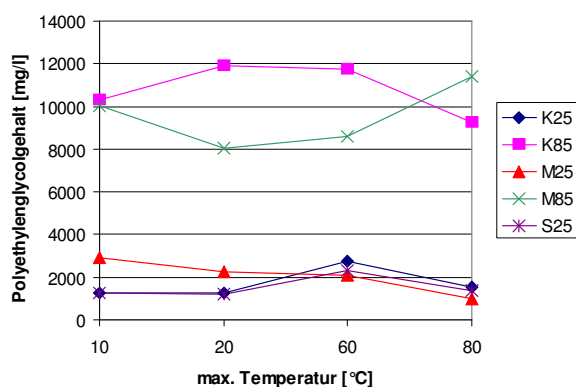


Bild 4-82: Gehalt an Polyethylenglycol unterschiedlicher Mischungen in der Porenlösung bei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen und einem wirksamen Alter von 3 d

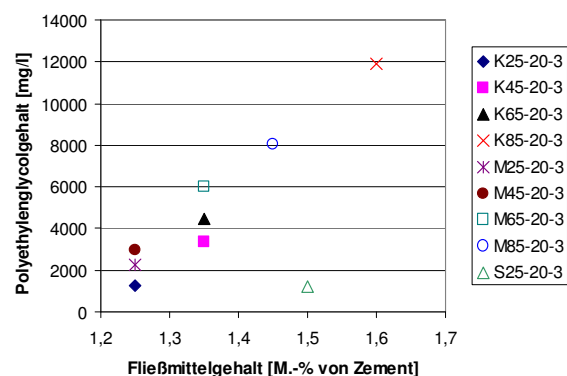


Bild 4-83: Polyethylenglycolkonzentration in der Porenlösung bei einer Behandlungstemperatur von 20 °C in Abhängigkeit von der Fließmittelmenge

Die Hauptkette scheint während der Hydratation vollständig an die Zementkörner gebunden zu werden. Von den Seitenketten ist das Polyethylenglycol, die Methoxyendgruppe und die para-Toluolsulfonsäure nachweisbar, wobei das Polyethylenglycol die höchste Konzentration aufweist. In Bild 4-82 ist der Gehalt an Polyethylenglycol für verschiedene Mischungen bei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen dargestellt.

Die Behandlungstemperatur hat auf den Gehalt an Polyethylenglycol bei K25 und S25 kaum einen Einfluss. Lediglich bei 60 °C weisen beide Mischungen einen etwas höheren Gehalt im Vergleich zu den übrigen Temperaturen auf. Des Weiteren ist auffallend, dass beide Mischungen bei allen Temperaturen annähernd den selben Gehalt an Polyethylenglycol aufweisen, bzw. der Gehalt bei S25 etwas niedriger ist, obwohl bei S25 der Fließmittelgehalt höher ist als bei K25 und M25. Bei M25 nimmt mit zunehmender Behandlungstemperatur die Konzentration kontinuierlich ab, wobei der Gehalt bei 10 °C und 20 °C über denen der beiden anderen Mischungen der Festigkeitsklasse C20/25 liegt und bei den höheren Temperaturen unterhalb der Konzentration der Mischungen K25 und S25. Bei K85 und M85 ist keine einheitliche Tendenz erkennbar. Bei 10 °C Behandlungstemperatur weisen beide Mischungen einen ähnlichen Wert auf, obwohl M85 mit 1,45 M.-% einen geringeren Fließmittelgehalt aufweist als K85. Deshalb ist auch außergewöhnlich, dass bei 20 °C der Unterschied zwischen den beiden Betonen größer wird. Lediglich bei einer Temperatur von 80 °C liegt die Konzentration an Polyethylenglycol bei M85 über dem Wert von K85.

Die nachweisbare Menge an Polyethylenglycol hängt natürlich grundsätzlich auch von der Fließmittelzugabe ab. In Bild 4-83 ist für die Behandlungstemperatur von 20 °C der Polyethylenglycolgehalt in Abhängigkeit von der Fließmittelmenge der Betone dargestellt. Wie vermutet, nimmt die Konzentration mit der Fließmittelmenge in der Mischung zu. Lediglich der Stabilisierertyp weist bei einem hohen Fließmittelgehalt eine außergewöhnlich niedrige Konzentration an Polyethylenglycol auf.

In Bild 4-84 ist der Einfluss des Probenalters auf den Gehalt an Polyethylenglycol dargestellt.

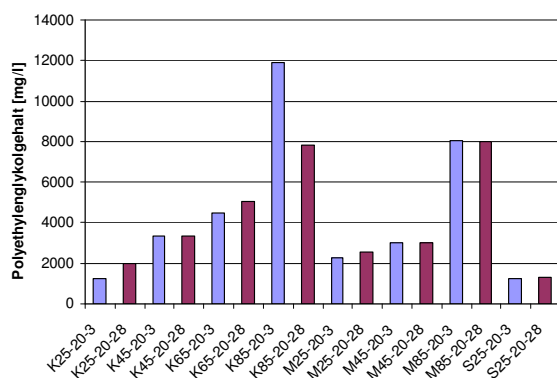


Bild 4-84: Einfluss des Probenalters auf den Gehalt an Polyethylenglycol in der Porenlösung

Es sind nur geringe Unterschiede zwischen den 3 d und 28 d alten Proben zu erkennen. Tendenziell bleibt der Gehalt an Polyethylenglycol weitgehend konstant bzw. nimmt mit dem Alter etwas zu (Schwankungen im Messergebnis einer Probe von bis zu 10 % sind jedoch möglich). Lediglich die Mischung K85 zeigt ein entgegengesetztes Verhalten. Hier nimmt der Gehalt bis zu einem Alter von 28 d stark ab. Im Allgemeinen werden jedoch die Seitenketten des Fließmittels zumindest bis zu einem Alter von 28 d chemisch nicht weiter gebunden und bleiben in der Porenlösung zurück.

Des Weiteren ist in allen extrahierten Porenlösungen noch Formiat (HCOO^-) und Acetat (CH_3OO^-) vorhanden. Wie in Bild 4-85 zu erkennen ist, nimmt bei allen Betonen bis auf die

Mischung K85 mit der Behandlungstemperatur auch der Gehalt an Formiat zu. Generell ist jedoch bei allen Mischungen bei 80 °C Behandlungstemperatur die Formiatkonzentration am größten.

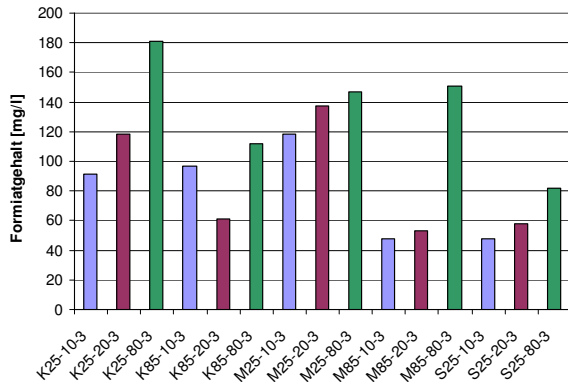


Bild 4-85: Gehalt an Formiat in der Porenlösung verschiedener Mischungen bei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen

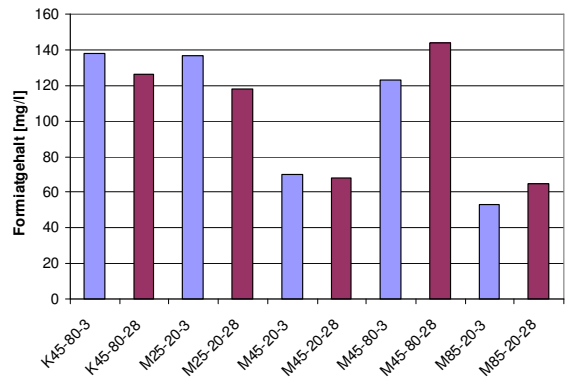


Bild 4-86: Einfluss des Probenalters auf den Gehalt an Formiat in der Porenlösung

Das Alter der Proben wirkt sich nur geringfügig auf das Formiat im Porenwasser aus. Es ist keine einheitliche Tendenz zu erkennen (siehe Bild 4-86).

Der Einfluss der Behandlungstemperatur auf die Acetatkonzentration ist uneinheitlich. Wie aus Bild 4-87 zu entnehmen ist, nimmt bei K25, M85 und S25 der Acetatgehalt zu bzw. ist vergleichsweise konstant. Bei M25 und K85 ist kein Trend zu erkennen.

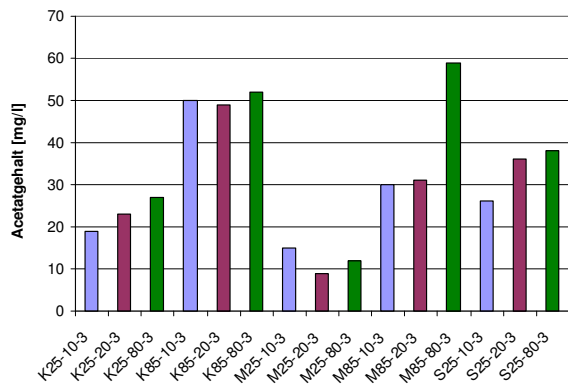


Bild 4-87: Gehalt an Acetat im Porenwasser verschiedener Mischungen bei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen

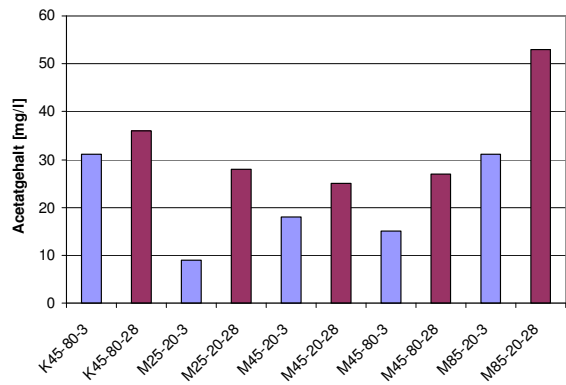


Bild 4-88: Einfluss des Probenalters auf den Gehalt an Acetat im Porenwasser

Allgemein ist i.d.R. der Gehalt an Acetat bei einer Behandlungstemperatur von 80 °C am höchsten.

Interessant ist der Einfluss des Probenalters auf den Gehalt an Acetat. Im Vergleich zu den Proben mit einer Reife, die 1822 °Ch entsprechen, nimmt der Acetatgehalt bei allen untersuchten Betonen mit zunehmendem Alter zu (Bild 4-88).

Bei der Beurteilung des Formiat- und Acetatgehaltes der Proben muss jedoch auch berücksichtigt werden, dass diese Verbindungen allgegenwärtig sind, d.h. ein Eintrag in die Proben aus der Luft ist möglich, deshalb kann auch bei zusatzmittelfreien Proben Formiat und Acetat gefunden werden.

4.10.2. Alkalimetallgehalt

Die Alkalimetallgehalte der untersuchten SVB sind in Bild 4-89 dargestellt. Diese wurden mit Hilfe der Atomabsorptionsspektroskopie ermittelt. Grundsätzlich ist mit zunehmender Festigkeitsklasse der Betone und somit zunehmendem Zementgehalt auch eine Zunahme der Alkalimetalle in der Porenlösung festzustellen.

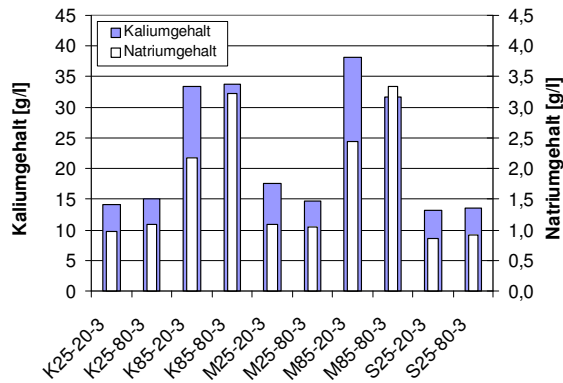


Bild 4-89: Alkalimetallgehalt unterschiedlicher SVB bei Normlagerung und nach einer Wärmebehandlung mit 80 °C

Der Stabilisierertyp weist sowohl bei 20 °C als auch bei 80 °C Behandlungstemperatur die niedrigsten Alkalimetallgehalte auf. Bei 20 °C Behandlungstemperatur liegt der Kaliumgehalt der Kombinationstypmischung immer unter dem der entsprechenden Mehlkorntypmischung. Dies kehrt sich bei 80 °C maximaler Behandlungstemperatur um. Der Stabilisierertyp hat immer den niedrigsten Wert. Bei den Mischungen nach dem Kombinationstyp und dem Stabilisierertyp hat die Behandlungstemperatur nur einen geringen Einfluss. Die Konzentration nimmt nur bei K25 bei 80 °C im Vergleich zu 20 °C mit 7 % leicht zu. Bei den beiden Mehlkorntypmischungen nimmt hingegen der Gehalt an Kaliumionen mit der Behandlungstemperatur mit jeweils ca. 17 % verhältnismäßig stark ab. Beim Natriumgehalt ist festzustellen, dass der Mehlkorntyp in der Regel die höhere Konzentration aufweist. Lediglich bei M25-80-3 liegt der Wert leicht unter K25-80-3. Die erhöhte Behandlungstemperatur wirkt sich auf den Natriumgehalt bei den hochfesten Mischungen deutlich stärker aus als bei der Festigkeitsklasse C20/25.

4.10.3. Calcium- und Aluminiumgehalt

In Bild 4-90 sind die Calcium- und Aluminiumgehalte der Porenlösungen bei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen im wirksamen Alter von 3 d dargestellt. Auffallend ist, dass hier die Proben der Festigkeitsklasse C20/25 die deutlich höheren Konzentrationen aufweisen als die Proben der Festigkeitsklasse C70/85. Die Werte liegen bei der entsprechenden Behandlungstemperatur bei den Mischungen der Festigkeitsklasse C20/25 um das 5-10-fache über den Werten der hochfesten Mischungen. Bei den Mischungen der Festigkeitsklasse C20/25 ist noch ein Einfluss der Behandlungstemperatur festzustellen. Die Konzentrationen sind bei einer Behandlungstemperatur von 80 °C stets höher als bei 20 °C. Für die hochfesten Mischungen gilt dies allerdings nicht. Bei diesen ist kein einheitlicher Trend erkennbar.

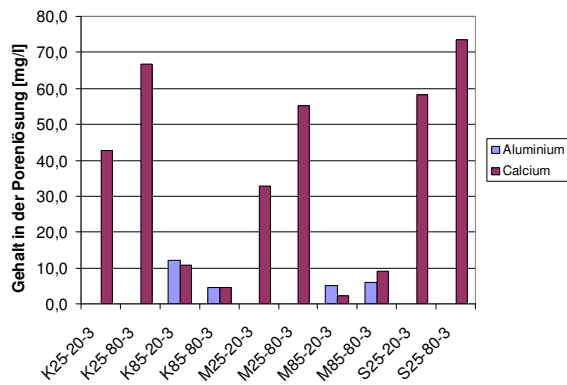


Bild 4-90: Calcium- und Aluminiumkonzentration in der Porenlösung bei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen im wirksamen Alter von 3 d

Bei Aluminium ist bemerkenswert, dass dieses bei den Mischungen der Festigkeitsklasse C20/25 nicht nachweisbar ist. Die ermittelten Aluminiumgehalte der Mischungen M85 und K85 sind mit den ermittelten Calciumgehalten dieser Mischungen vergleichbar.

4.10.4. pH-Wert der Porenlösung

Durch die Hydratation des Zementes verfügt der Beton schon nach kurzer Zeit über einen hohen pH-Wert. Dieser wird bestimmt durch die in der Porenflüssigkeit gelösten Alkalien des Zementes und durch das bei der Hydratation abgespaltene Calciumhydroxid $\text{Ca}(\text{OH})_2$.

In Bild 4-91 sind die OH^- Konzentrationen der Mischungen K25, K85, M25, M85 und S25 sowohl bei einer Erhärtung von 3 d bei einer Temperatur von 20 °C, als auch nach einer Wärmebehandlung mit 80 °C und einem wirksamen Alter von 3 d, dargestellt.

Aus der OH^- -Konzentration kann der pOH Wert mit folgender Gleichung (18) berechnet werden:

$$pOH = -\lg c(\text{OH}^-) \quad (18)$$

mit:

$$c(\text{OH}^-) = \text{Konzentration der OH}^- \text{ Ionen der Porenlösung [mol/l]}$$

Weiterhin ist der pH-Wert über das Ionenprodukt des Wassers mit dem pOH-Wert folgendermaßen verknüpft (Gleichung 19):

$$pH + pOH = 14 \quad (19)$$

Mit dieser Beziehung kann also der pH-Wert berechnet werden. Das Ergebnis ist in Bild 4-92 dargestellt. Genau genommen muss für die Berechnung des pOH-Wertes die Gesamtkonzentration in der Lösung beachtet werden. Liegt diese über 0,1n, muss anstelle der Ionenkonzentration die Ionen-Aktivität verwendet werden. Für die Berechnungen hier wurde jedoch vereinfachend stets die Ionen-Konzentration der Ionen-Aktivität gleichgesetzt.

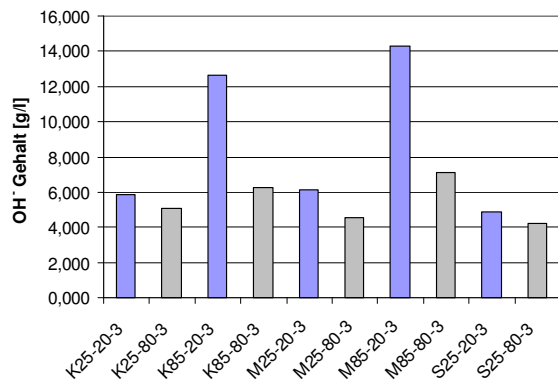


Bild 4-91: OH⁻ Konzentrationen verschiedener Mischungen bei unterschiedlichen maximalen Behandlungstemperaturen im wirksamen Alter von 3 d

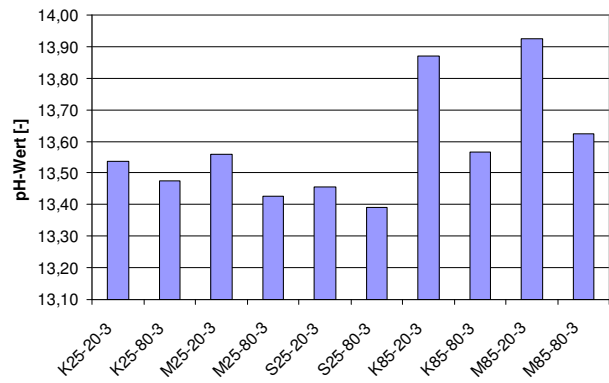


Bild 4-92: pH-Wert der Porenlösungen bei unterschiedlichen maximalen Behandlungstemperaturen im wirksamen Alter von 3 d

Es ist zu erkennen, dass bei einer Behandlungstemperatur von 20 °C bei allen Mischungen immer ein höherer Gehalt an OH⁻-Ionen vorhanden ist als bei 80 °C. Dieses Verhalten ist genau umgekehrt wie bei der Sulfatkonzentration in der Porenlösung (vgl. Kapitel 4.10.5). Dies ist dadurch erklärbar, dass das Ladungsgleichgewicht zwischen den Kationen und den Anionen in der Porenlösung erhalten bleiben muss. Da die Temperatur auf den Gehalt an Kalium keinen und auf Natrium nur einen geringen Einfluss hat, muss aus Gleichgewichtsgründen bei einem hohen Gehalt an SO₄²⁻-Ionen ein verhältnismäßig geringer Gehalt an OH⁻-Ionen in der Porenflüssigkeit vorhanden sein.

Des Weiteren ist an diesen Ergebnissen der Zementgehalt der Mischungen erkennbar. Bei den Mischungen der Festigkeitsklasse C70/85 mit einem Zementgehalt von 500 kg/m³ ist auch ein deutlich höherer Gehalt an OH⁻-Ionen vorhanden.

4.10.5. Sulfatgehalt

In Bild 4-93 sind die Ergebnisse der Sulfatgehaltuntersuchungen an den Betonen der Festigkeitsklasse C20/25 dargestellt. Dabei wurden alle Mischungen sowohl mit Zusatzmitteln (m. ZM) als auch ohne Zusatzmittel (o. ZM) hergestellt. Den größten Einfluss auf den Sulfatgehalt hat die Behandlungstemperatur. Die vergleichbaren Proben bei 80 °C weisen einen bis zu 18-fach höheren Gehalt an Sulfationen (K25) im Porenwasser auf als bei 20 °C. Im Vergleich dazu scheint die Zugabe von Zusatzmitteln nur einen geringen bis keinen Einfluss auf den Gehalt an Sulfat zu haben. Zusätzlich ist am Gehalt der Sulfationen auch die Festigkeitsklasse bzw. der Zementgehalt erkennbar (siehe Bild 4-95 und Bild 4-96).

In diesem Zusammenhang scheint der SVB-Typ keine entscheidende Rolle zu spielen. Es ist lediglich zu beobachten, dass der Stabilisierertyp trotz derselben Zugabemenge an Zement und derselben Zementsorte immer den geringsten Sulfatgehalt in der Porenlösung aufweist.

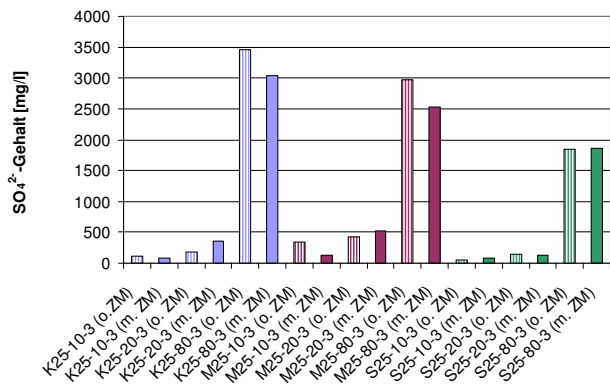


Bild 4-93: Sulfatgehalt der Porenlösung der Betone der Festigkeitsklasse C20/25 mit und ohne Zusatzmittel bei einer Reife von 1822 °Ch und verschiedenen Behandlungstemperaturen

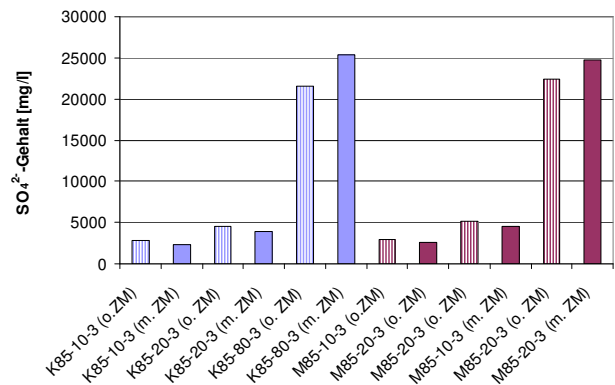


Bild 4-94: Sulfatgehalt in der Porenlösung bei den untersuchten Betonen der Festigkeitsklasse C70/85 mit und ohne Zusatzmittel bei einer Reife von 1822 °Ch und verschiedenen Behandlungstemperaturen

Ein ähnliches temperaturabhängiges Verhalten ist auch bei den untersuchten Betonen der Festigkeitsklasse C70/85 (siehe Bild 4-94) zu beobachten. Bei einer Behandlungstemperatur von 80 °C sind im Vergleich zu einer Lagerung bei 20 °C die Sulfatgehalte ebenfalls deutlich höher.

Der Unterschied im Sulfatgehalt zwischen den Werten bei 20 °C und 80 °C fällt bei M85 mit einem Faktor 4,5 ungefähr gleich hoch aus wie bei K85. Bei M25 ist der Unterschied zwischen den Sulfatgehalten jedoch deutlich niedriger als bei Mischung K25. Worauf dies zurückzuführen ist, ist unklar. Der Stabilisierer kann nicht die Ursache sein, da der Unterschied zwischen M85 und K85 nur gering ausfällt. Die höchsten Sulfatgehalte aller bisher gemessenen Mischungen weisen die Mischungen K85-80-3 mit 25350 mg/l und M85-80-3 mit 24709 mg/l auf. Diese Mischungen verfügen aber auch über den höchsten Zementgehalt mit jeweils 500 kg/m³. Der Zusammenhang zwischen dem Zementgehalt und dem Sulfatgehalt ist in Bild 4-95 dargestellt. Mit zunehmender Festigkeitsklasse und somit dem Zementgehalt kann auch eine Steigerung des Sulfatgehaltes beobachtet werden (siehe Bild 4-95 für 20 °C). Auch bei einer Behandlungstemperatur von 80 °C nimmt mit zunehmendem Zementgehalt die Konzentration der Sulfationen in der extrahierten Porenlösung zu. Der große Unterschied der Sulfatgehalte zwischen 20 °C und 80 °C ist überraschend, da die Proben dasselbe „chemische Alter“ aufweisen.

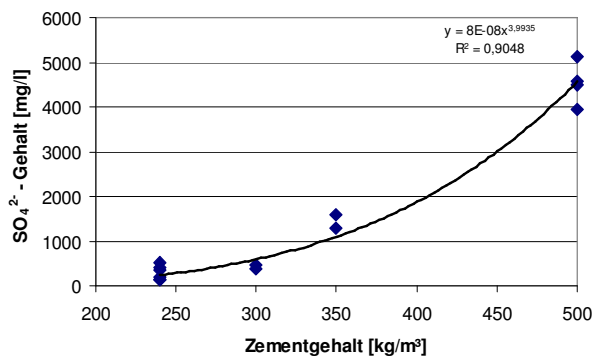


Bild 4-95: Sulfatgehalt in der Porenlösung bei einer Behandlungstemperatur von 20 °C abhängig vom Zementgehalt des Betons

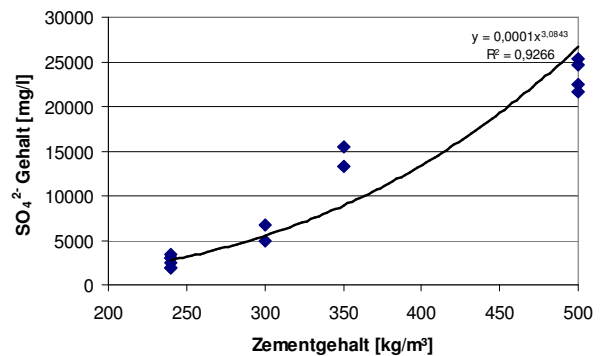


Bild 4-96: Sulfatgehalt in der Porenlösung bei einer Behandlungstemperatur von 80 °C abhängig vom Zementgehalt des Betons

Es verändert sich durch die erhöhte Behandlungstemperatur also offensichtlich der Reaktionsmechanismus, der für die Freisetzung bzw. die Bindung der Sulfationen verantwortlich ist. Möglicherweise führt die hohe Behandlungstemperatur aber auch zu Zersetzungsprozessen bei bereits gebildeten Phasen, die zu einer Erhöhung des Sulfatgehaltes führen [32, 48]. Auch in [122] wird von einer Zunahme der löslichen Sulfatkomponente in der Porenlösung mit zunehmender Behandlungstemperatur berichtet. Dies wird durch einen hohen Alkaligehalt noch verstärkt. Ein Vergleich mit Proben, die nicht wärmebehandelt wurden und dasselbe chemische Alter aufweisen, wurde in [122] jedoch nicht durchgeführt.

Der Einfluss der Zusammensetzung kann auch anhand des $(w/z)_{eq}$ -Wertes dargestellt werden. Es ist ein Rückgang des Sulfatgehaltes mit zunehmendem $(w/z)_{eq}$ zu beobachten. Dieser prinzipielle Zusammenhang ist weitgehend unabhängig von der Behandlungstemperatur und kann auch bei 80 °C maximaler Behandlungstemperatur nachvollzogen werden.

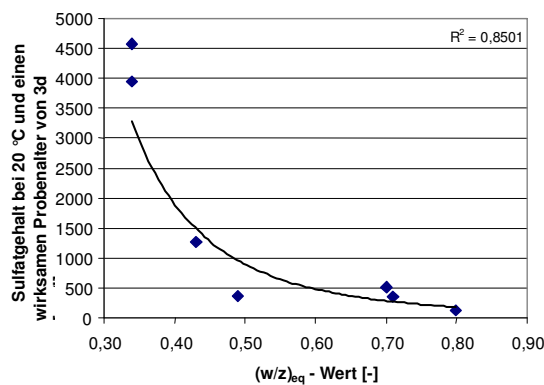


Bild 4-97: Zusammenhang zwischen dem Sulfatgehalt und $(w/z)_{eq}$ -Wert bei einem wirksamen Probenalter von 3 d und einer Behandlungstemperatur von 20 °C

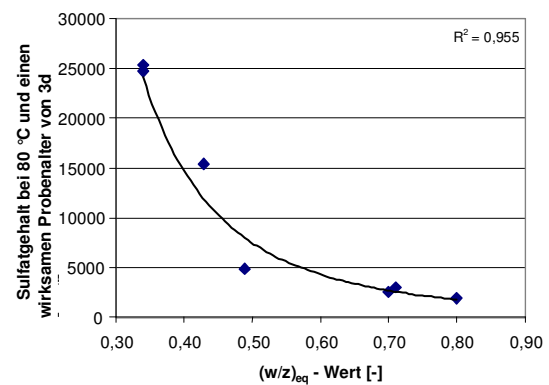


Bild 4-98: Zusammenhang zwischen dem Sulfatgehalt und $(w/z)_{eq}$ -Wert bei einem wirksamen Probenalter von 3 d und einer Behandlungstemperatur von 80 °C

Es handelt sich hier allerdings um eine geringe Anzahl an Messwerten, so dass der hier gezeigte Zusammenhang zwischen dem Sulfatgehalt und dem $(w/z)_{eq}$ -Wert nur eine grobe Näherung darstellen kann.

Um nun die Sulfatgehalte unabhängig von der Zementzugabemenge vergleichen zu können, werden die gemessenen Sulfatgehalte auf die zugegebene Sulfatmenge bezogen. Die zugegebenen Sulfatgehalte können aus dem SO_3 -Gehalt des Zementes und dem Zementgehalt im hergestellten Gemisch aus Zement, Zusatzstoffen und Zusatzmitteln berechnet werden (Umrechnung von SO_3 auf SO_4 mit Hilfe der Molmassen $96/80 = 1,2$). Es werden die Absolutwerte ins Verhältnis zueinander gesetzt, d.h. die gemessene Sulfatmenge ist die ermittelte Sulfatkonzentration multipliziert mit dem extrahierten Porenlösungsvolumen. Für die Betone der Festigkeitsklasse C20/25 wurden jeweils 180 ml Leim und für die Festigkeitsklasse C70/85 360 ml Leim hergestellt und daraus die Porenlösung extrahiert. Im Durchschnitt konnte so für die normalfesten Betone M25 und K25 ca. 13,4 ml und bei S25 etwa 15 ml Porenlösung gewonnen werden und für die hochfesten Betone jeweils ca. 5,1 ml. Mit Hilfe dieser Berechnungen werden also auch die Betone der Festigkeitsklasse C20/25 mit den Betonen der Festigkeitsklasse C70/85 vergleichbar. Das Ergebnis ist in Bild 4-99 dargestellt.

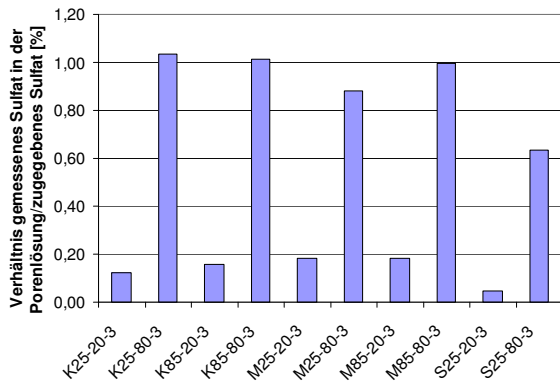


Bild 4-99: Verhältnis des gemessenen Sulfats in der Porenlösung bezogen auf die zugegebene Sulfatmenge

Es ist im Wesentlichen nur noch eine Abhängigkeit von der Temperatur vorhanden. Zwischen den Mischungen nach dem Kombinationstyp und dem Mehlkorntyp sind praktisch kaum Unterschiede bei derselben Temperatur vorhanden. Lediglich der Stabilisierertyp weist auch bei dieser Darstellung einen niedrigen Wert im Vergleich zu den übrigen Mischungen der Festigkeitsklasse C20/25 auf. Die Mischungen bei 80 °C weisen Werte auf, die 5-fach (M25) bis 13-fach (S25) über den Werten bei 20 °C liegen.

In den beiden folgenden Diagrammen (Bild 4-100 und Bild 4-101) ist der Einfluss der Behandlungstemperatur auf den Sulfatgehalt der Mischungen der Festigkeitsklasse C20/25 und C70/85 dargestellt. Es ist bei beiden Festigkeitsklassen eine Zunahme des Sulfatgehaltes mit der Behandlungstemperatur festzustellen.

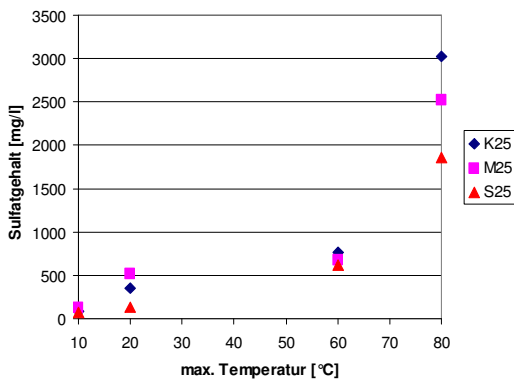


Bild 4-100: Vergleich der Sulfatgehalte der Kombinationstyp- und der Mehlkorntypmischung der Festigkeitsklasse C20/25 bei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen

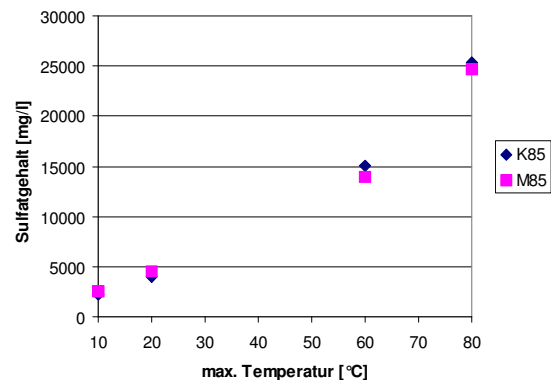


Bild 4-101: Vergleich der Sulfatgehalte der Kombinationstyp- und der Mehlkorntypmischung der Festigkeitsklasse C70/85 bei unterschiedlichen Behandlungstemperaturen

Das Ausmaß der Zunahme ist jedoch unterschiedlich stark ausgeprägt. Bei der Festigkeitsklasse C20/25 ist bis 60 °C nur ein geringer Anstieg des Sulfatgehaltes zu erkennen, während eine weitere Erhöhung der Behandlungstemperatur auf 80 °C mit einer starken Zunahme des Sulfatgehaltes verbunden ist.

Ein ähnlicher Verlauf kann auch bei der Festigkeitsklasse C70/85 beobachtet werden. Hier ist jedoch schon mit der Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur von 20 °C auf 60 °C eine Verdreifachung der Sulfatkonzentration verbunden, die bei einer weiteren Temperaturerhöhung noch weiter stark zunimmt. Die Werte bei den einzelnen Behandlungstemperaturen liegen bei der Festigkeitsklasse C70/85 sehr gut beieinander. Bei den Mischungen der Festigkeitsklasse C20/25 sind gewisse Streuungen vorhanden. Diese lassen sich jedoch vermutlich durch die geringen Unterschiede im $(w/z)_{eq}$ -Wert der einzelnen Mischungen erklären.

Bei Behandlungstemperaturen bis 60 °C sind die Betone der niedrigen Festigkeitsklasse hinsichtlich der Sulfatkonzentration im Porenwasser als eher unbedenklich einzustufen, während die hochfesten Betone Konzentrationen aufweisen, die zu Dauerhaftigkeitsproblemen bei Bauteilen, die einer wechselnden Durchfeuchtung ausgesetzt sind, führen können. Ob dies allerdings tatsächlich problematisch ist, wird durch praxisnahe Dauerhaftigkeitsversuche geklärt (siehe Kapitel 4.11).

Die hohen Sulfatgehalte bei den erhöhten Behandlungstemperaturen sind nicht ohne weiteres erklärbar, da die Behandlungstemperatur die für die Sulfatbindung relevanten Reaktionspartner unterschiedlich beeinflusst [62]. Mit zunehmender Temperatur nimmt die Lösungsgeschwindigkeit des C₃A zu, während die des Sulfatträgers abnimmt. Dies würde jedoch bedeuten, dass in der Porenlösung tendenziell weniger Sulfat vorhanden sein müsste als bei einer Hydratation bei Normaltemperatur, da das Sulfat schwer gelöst wird und das gelöste Sulfat von dem reaktionswilligen C₃A sofort gebunden wird. In [32, 48] wird als mögliche Ursache für solche hohe Sulfatkonzentrationen im Zusammenhang mit erhöhten Behandlungstemperaturen eine Zersetzung von bereits gebildetem Ettringit und Monosulfat durch zu hohe Temperaturen genannt. Dies ist eine mögliche Erklärung, da nach [32, 48] die thermische Stabilitätsgrenze von Ettringit bei normalen Feuchtigkeitsbedingungen bei nur ca. 65 °C liegt. Dies wird weitgehend bestätigt durch die Ergebnisse der Röntgenbeugungsanalyse (siehe Kapitel 4.5). Bis auf Mischung M25-80-3 konnte mit diesem Verfahren bei keinem untersuchten Beton im chemischen Alter von 3 d nach einer Behandlung mit 80 °C Ettringit nachgewiesen werden. Infolge der Vorlagerungszeit von 1h und dem moderaten Temperaturanstieg von 10 K/h müsste genügend Ettringit entstanden sein für einen Nachweis mittels XRD, so dass eine Zersetzung wahrscheinlich ist.

In den folgenden beiden Bildern ist der Einfluss des Betonalters auf den Gehalt an Sulfationen in der Porenlösung dargestellt. Bei den Kombinationstypen (siehe Bild 4-102) ist der Einfluss im Allgemeinen nur schwach ausgeprägt. Auffallend ist jedoch, dass bis auf die Mischung K85-80 der Gehalt an Sulfat mit der Zeit sogar eher zunimmt. Nur bei K85-80-28 ist im Vergleich zur äquivalenten Mischung bei einem wirksamen Alter von 3 d ein deutlicher Rückgang zu verzeichnen.

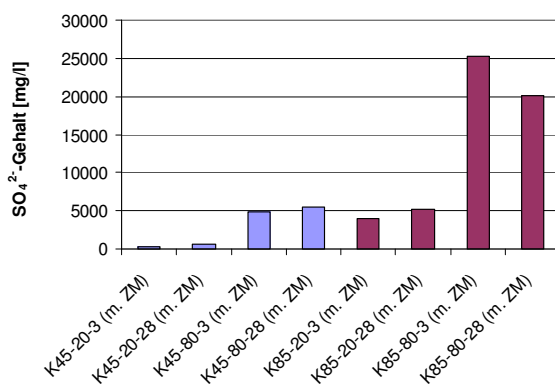


Bild 4-102: Einfluss des Betonalters auf den Sulfatgehalt bei den Kombinationstypmischungen

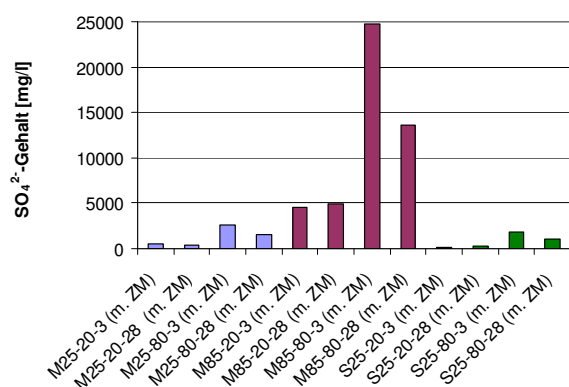


Bild 4-103: Einfluss des Betonalters auf den Sulfatgehalt bei den Mehlkorntypmischungen und der Stabilisierertypmischung

Bei den Mehlkorntypen tritt weitgehend der erwartete Rückgang des Sulfatgehaltes mit dem Betonalter ein. Lediglich die Mischung M85-20 weist nach 28 d einen etwas höheren Sulfat-

gehalten auf als die Mischung M85-20-3. Bei der mit 80 °C behandelten Probe des Betons M85 ist sogar ein signifikanter Rückgang um ca. 45 % zu beobachten.

An den Mischungen K25, K65, K85, M25, M85 und S25 wurde der Sulfatgehalt in der Porenlösung ebenfalls nach 270 d Lagerung bestimmt (siehe Bild 4-104). Bei allen untersuchten Mischungen konnte ein deutlicher Rückgang des Sulfatgehaltes innerhalb dieser Zeit nachgewiesen werden. Dies kann entweder durch einen Verbrauch von Sulfat durch die Bildung sulfathaltiger Phasen, oder durch eine adsorptive Anlagerung der SO_4^{2-} -Ionen an bereits vorhandene Phasen wie in [109] beschrieben, erklärt werden.

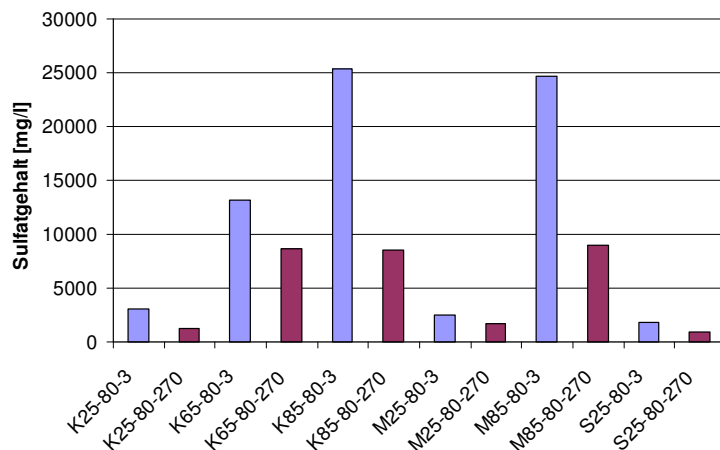


Bild 4-104: Sulfatgehalt der Porenlösung verschiedener SVB nach 3 d und 270 d

Die Wärmebehandlung hat einen starken Einfluss auf den Sulfatgehalt in der Porenlösung der untersuchten Betone. Es ist ein Vielfaches an Sulfationen im Vergleich zu den normgelagerten Proben nachweisbar. Dieser hohe Gehalt an Sulfat in der Porenlösung des erhärteten Betons ist eine Quelle für eine verspätete Ettringitbildung, wenn infolge von Transportprozessen das Sulfat an noch nicht hydratisierte Calciumaluminatphasen im Zementstein gelangt. In [109] wird als wahrscheinliche Ursache der verspäteten Ettringitbildung die adsorptive Anlagerung von Sulfationen an das C-S-H, das sich infolge der Wärmebehandlung schneller bildet, gesehen. Dadurch sinkt die Sulfatkonzentration im Zementstein und es wird weniger bzw. im Extremfall kein Ettringit gebildet. Diese reduzierte Ettringitbildung konnte bei den meisten hier untersuchten Betonen unmittelbar nach der Wärmebehandlung mittels XRD bestätigt werden. Des Weiteren wird die Lösungsgeschwindigkeit des Sulfatträgers durch die erhöhten Temperaturen verringert, während die Lösungsgeschwindigkeit des C_3A und des C_3S vergrößert wird [62]. Dadurch bilden sich vermehrt sulfatfreie bzw. sulfatarme Calciumaluminatnhydrate, die schnell ein porenreiches Grundgefüge aus Zementpartikeln und Hydratationsprodukten bilden. Diese Annahmen werden durch die hier gefundenen Ergebnisse weitgehend bestätigt. Die Untersuchung des Sulfatgehaltes der Porenlösung nach 270 d legt die Vermutung nahe, dass innerhalb dieses Zeitraumes Sulfat verbraucht und sulfathaltige Phasen gebildet wurden, oder dass das Sulfat an andere Phasen adsorptiv angelagert wurden und somit in der Porenlösung nicht mehr nachweisbar waren. Die Überprüfung der kristallinen Phasen nach 270 d erhärtet die Annahme, dass der Rückgang des Sulfates in der Porenlösung auf eine sekundäre Ettringitbildung zurückzuführen ist, da bei allen untersuchten wärmebehandelten Mischungen nach dieser Zeit Ettringit nachgewiesen werden konnte (siehe Kapitel 4.5.5). Eine mögliche Erklärung für den hohen Sulfatgehalt und den geringen Ettringitgehalt der Proben unmittelbar nach der Wärmebehandlung mit 80 °C liegt in der thermischen Zersetzung des Ettringits bei diesen hohen Temperaturen, das sich während der Vorlagerung bzw. bei der Aufwärmphase gebildet hat [32, 48]. Dieser Theorie widerspricht jedoch die Tatsache, dass optisch z.T. bei den mit 80 °C behandelten Proben Ettringit zweifelsfrei nachgewiesen wurde

und eine Überschreitung der thermische Stabilitätsgrenze zu einer völligen Zerstörung des vorhandenen Ettringits führen müsste. Eine weitere Erklärung ist in der Veränderung des Löslichkeitsproduktes des Portlandits durch die erhöhten Betontemperaturen zu suchen. Die Löslichkeit des Portlandits ist in heißem Wasser (0,77 g/l) deutlich niedriger als bei kaltem Wasser (1,85 g/l) [116]. Dies wird auch für den Gips berichtet, allerdings ist hier der Unterschied in der Löslichkeit zwischen heißem (2,22 g/l) und kaltem Wasser (2,41 g/l) wesentlich geringer als beim Portlandit [116]. Diese somit niedrigere Calciumkonzentration in heißem Wasser beeinflusst damit auch das Löslichkeitsprodukt der sulfat- und calciumhaltigen Verbindungen wie Ettringit und Gips, so dass bei einer Verringerung des Calciumgehaltes in der heißen Lösung höhere Sulfatgehalte möglich werden. Dies führt zum Abbau der sulfathaltigen Phasen wie Ettringit und ist somit eine Erklärung für die Tatsache, dass unmittelbar nach der Wärmebehandlung i.d.R. kein Ettringit mittels Röntgenbeugung nachweisbar war. Dieser Erklärungsansatz widerspricht auch nicht der Tatsache, dass mittels ESEM z.T. Ettringit bei den hochtemperaturbehandelten Proben vorhanden war, denn es werden hier nur so viele sulfathaltige Verbindungen aufgelöst, bis das Maximum an Sulfat, das durch das Löslichkeitsprodukt und den Calciumgehalt gegeben ist, erreicht ist. Somit kann immer noch Ettringit in diesen Proben vorhanden sein, allerdings reicht die Menge für einen Nachweis mit XRD nicht mehr aus.

Der niedrige Calciumgehalt in der heißen Lösung führt dazu, dass trotz der hohen Sulfatgehalte und einer ausreichenden Menge an unhydratisierten Aluminatphasen kein Ettringit gebildet wird, denn neben einer ausreichenden Menge an Sulfat muss auch eine genügend hohe Konzentration an Calciumionen für eine Ettringitbildung vorhanden sein [114].

Überraschend ist jedoch der Umstand, dass bei den mit 80 °C behandelten Proben auch nach einer Hydratationszeit von 28 d kein Ettringit nachweisbar war. Der Sulfatgehalt der Porenlösung ist zu diesem Zeitpunkt bei den Proben immer noch sehr hoch und auch die Löslichkeit des Portlandits sollte bei den Randbedingungen der Lagerung bis 28 d für eine ausreichend hohe Calciumkonzentration zur Ettringitbildung sorgen. Eine mögliche Erklärung hierfür ist der Stabilitätsbereich des Ettringits hinsichtlich des pH-Wertes. In [30] sind die in der Literatur angegebenen Stabilitätsgrenzen für Ettringit zusammengestellt, wobei als Obergrenze für den pH-Wert 13,4 [nach 115] angegeben wird. Die Berechnung des pH-Wertes aus den OH⁻ Konzentrationen ergab für die mit 80 °C wärmebehandelten Betone bei einem wirksamen Alter von 3 d Werte über 13,4. Dies bedeutet, dass sich trotz einer ausreichend hohen Sulfat- und Calciumkonzentration noch kein Ettringit bilden kann. Voraussetzung für eine sekundäre Ettringitbildung ist demnach ein Absinken des pH-Wertes. Dies kann sowohl durch Auswaschen bei entsprechender Exposition, Carbonatisierung, als auch durch den internen Verbrauch von Hydroxidionen geschehen.

4.11. Dauerhaftigkeit wärmebehandelter SVB

In diesem Kapitel sind die Ergebnisse der Untersuchungen zur Dauerhaftigkeit wärmebehandelter SVB zusammengestellt. Dazu wurden praxisnahe Lagerungsarten ausgewählt, denen die wärmebehandelten Mörtel über den Zeitraum von 18 Monaten ausgesetzt wurden. Die detaillierte Beschreibung dieses Versuchsprogramms ist in Kapitel 3.5 zu finden. Die Ergebnisse der Messungen des dyn. E-Moduls und der Längenmessungen der einzelnen Mischungen sind im Anhang in den Kapiteln A2.3 bis A2.6 dargestellt.

4.11.1. Längenänderung

In der folgenden Abbildung (Bild 4-105) sind die Messergebnisse der Längenänderung an den frei bewitterten Proben dargestellt. In den ersten 7 d Lagerung, bei der alle Proben im Klimaraum bei 20 °C und einer relativen Feuchte von 100 % aufbewahrt wurden, sind nur geringe Längenänderungen zu beobachten. Interessant ist hier jedoch das Verhalten der Proben K65-60 im Vergleich zu K65-80. Während bei der mit 60 °C behandelten Probe innerhalb dieser 7 Tage ein Quellen zu beobachten ist, schwindet die mit 80 °C wärmebehandelte Mischung im selben Zeitraum. Alle übrigen untersuchten Proben weisen schon bei diesen Lagerungsbedingungen in der ersten Woche tendenziell eine Längenabnahme auf. Dies verstärkt sich dann deutlich ab dem 7. Tag, da zu dem Zeitpunkt der Auslagerung sehr hohe Außentemperaturen mit nur sehr geringen Niederschlägen vorherrschten und somit ein starkes Schwinden der Probekörper bis zu einem Alter von 28 Tagen zu erkennen ist. Alle Proben wurden innerhalb eines Monats hergestellt. Somit sind die hier dargestellten Kurven gut miteinander vergleichbar, ohne dass ein deutlicher Einfluss unterschiedlicher Witterungsbedingungen bei den einzelnen Messwerten zu beachten ist.

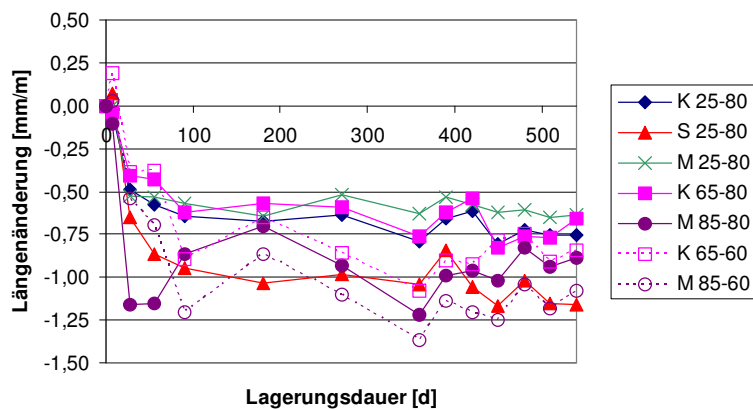


Bild 4-105: Längenänderung der frei bewitterten Proben über einen Zeitraum von 18 Monaten

Besonders ausgeprägt ist das Schwinden in den ersten 3 Wochen der freien Bewitterung bei M85-80. Allgemein unterliegt diese Mischung sehr starken Schwankungen bei den Längenänderungen. Dies gilt auch für die beiden mit 60 °C behandelten Mischungen M85-60 und K65-60. Grundsätzlich weisen die mit 60 °C und 80 °C behandelten Messkurven der Betone M85 und K65 einen ähnlichen Verlauf auf. Das Schwinden ist bei den mit 80 °C behandelten Mischungen schwächer ausgeprägt als bei den mit 60 °C behandelten Proben. Hier scheint sich die höhere Behandlungstemperatur positiv auf das Verhalten des Betons auszuwirken. Dies ist auf die veränderte Porenstruktur der Betone zurückzuführen. Wenn die Mischung S25 zunächst bei der Betrachtung nicht berücksichtigt wird, kann ein gewisser Einfluss des Mehlkorngehaltes bei den Mischungen, die mit der selben Temperatur wärmebehandelt wurden, beobachtet werden. Die Mischung M85 mit dem höchsten Mehlkorngehalt weist auch die höchsten Schwindverformungen auf. Die übrigen untersuchten Mischungen nach dem Mehlkorntyp und dem Kombinationstyp weisen ähnliche Mehlkorngehalte auf. Lediglich der Beton S25 passt nicht in dieses Bild. Diese Mischung hat den niedrigsten Mehlkorngehalt und den höchsten Zuschlaggehalt aller untersuchten Betone und weist dennoch nach 18 Monaten die größten Schwindverformungen auf. Allgemein ist bei allen untersuchten SVB unabhängig von der Behandlungstemperatur nach 18 Monaten keine Zunahme der Längenänderung, die in der Regel mit einer schädigenden verspäteten Ettringitbildung verbunden ist, zu beobachten.

Die folgende Abbildung (Bild 4-106) zeigt die Ergebnisse der Längenänderungsmessungen an den Proben, die in der Sulfatlösung gelagert wurden. Bis auf die Mischungen M25-80 und

K65-60 schwinden die Probekörper innerhalb der ersten 7 d Lagerung bei 20 °C und einer rel. Feuchte von 100 % leicht. Anschließend ist bei allen Mischungen ein Quellen der Probekörper zu verzeichnen, das nach etwa 180 d Lagerung in der Prüflösung bei allen Betonen den höchsten Wert und somit eine Sättigung erreicht. Das Ausmaß des Quellens ist allgemein als schwach zu bewerten. Die höchsten Werte erreichen M85-80 und K65-60 mit 0,25 mm/m nach einem Jahr Lagerungsdauer. Auffallend ist auch hier wiederum das Verhalten des Betons S25, der das geringste Quellen aller untersuchten Betone aufweist.

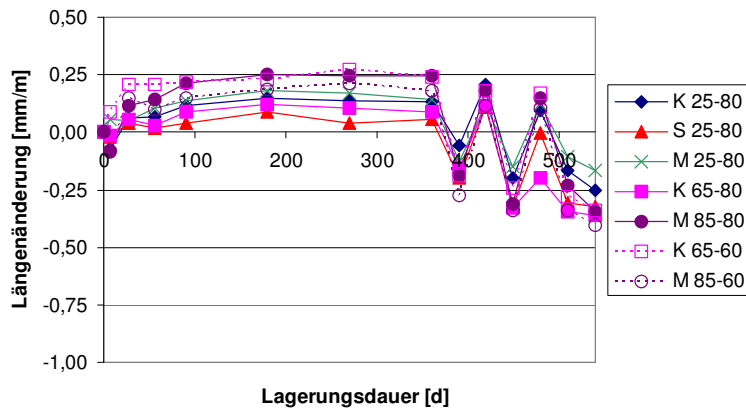


Bild 4-106: Längenänderung der Proben in der Sulfatlösung über einen Zeitraum von 18 Monaten

Nach diesem Jahr konstanter Lagerung in der Prüflösung kann bei allen Mischungen der Einfluss der wechselnden Trocken-Feuchtlagerung beobachtet werden. Die Mischungen, die das stärkste Quellen zeigten, erreichten bei der Trockenlagerung auch wiederum das stärkste Schwinden. Interessant ist, dass allgemein im Verlauf der Wechsellagerungszyklen das Quellen wieder das Maß erreicht, das nach ca. 1 Monat Feuchtlagerung vorhanden war, während das Schwinden mit jedem Wechselzyklus eher zuzunehmen scheint. Grundsätzlich ist auch bei der Sulfatlagerung nach 18 Monaten Lagerungsdauer kein expansives Verhalten, das auf eine schädliche Phasenbildung hinweisen würde, nachzuweisen.

Bei den in Wasser bei einer Temperatur von 10 °C gelagerten Proben (siehe Bild 4-107) kann das selbe beobachtet werden, wie bei den Proben in der Sulfatlösung. Bis auf Mischung K65-60 weisen alle übrigen Betone in den ersten 7 d keine Längenänderung bzw. ein schwach ausgeprägtes Schwinden auf. Im Lauf des ersten Jahres bei dauerhafter Lagerung unter Wasser kann ein Unterschied zwischen den hochfesten Mischungen und den Betonen der Festigkeitsklasse C20/25 beobachtet werden. Die Messwerte der niederfesten Betone liegen sehr eng beieinander und erreichen nur etwa die Hälfte des Quellmaßes der Mischung K65-60. Bei dieser Lagerungsart zeigt im Gegensatz zur Sulfatlagerung und der freien Bewitterung der Beton S25 kein unterschiedliches Verhalten.

Auch bei den hochfesten Betonen, die mit einer Temperatur von 80 °C wärmebehandelt wurden, sind die Messkurven sehr ähnlich im Verlauf und die Messwerte nach einem Jahr annähernd identisch. Lediglich bei den mit 60 °C maximaler Temperatur behandelten Proben ist über den gesamten Messzeitraum ein Unterschied im Quellen zu beobachten. Dabei ist auch interessant, dass die Werte der Mischung K65-60 immer über den Messwerten des Betons M85-60 liegen.

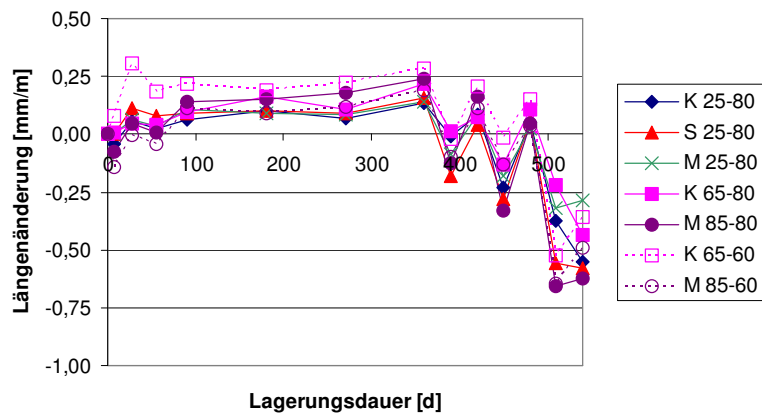


Bild 4-107: Längenänderung der Proben in Wasser bei 10 °C über einen Zeitraum von 18 Monaten

Nach Ablauf des ersten Jahres wurden auch diese Proben einer wechselnden Lagerung ausgesetzt. Analog zu den Proben in der Sulfatlösung kann hier eine Zunahme der Schwindverformungen mit den Wechselzyklen beobachtet werden. Auch bei dieser Art der Lagerung ist innerhalb des betrachteten Zeitraumes keine Expansion der Proben infolge einer schädigenden Reaktion in den Mörteln zu erkennen.

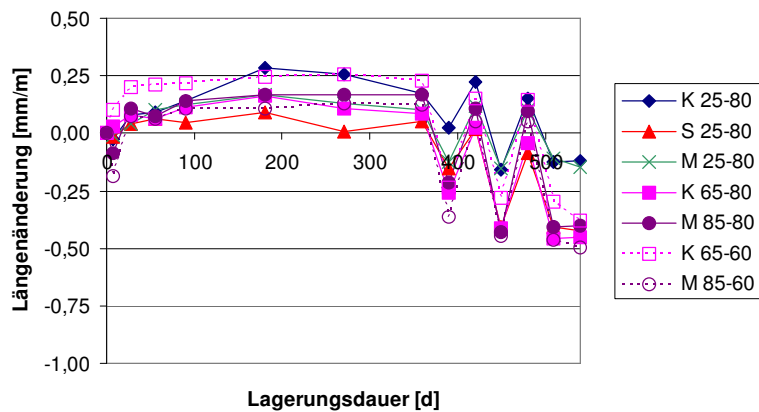


Bild 4-108: Längenänderung der wärmebehandelten Proben in Calciumhydroxidlösung über einen Zeitraum von 18 Monaten

In Bild 4-108 sind die Messwerte der wärmebehandelten Proben, die in gesättigter $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung gelagert wurden, dargestellt. Im Gegensatz zur Lagerung bei 10 °C in Wasser sind hier die Messkurven der Betone der Festigkeitsklasse C20/25 nicht mehr so eng beieinander. Auffallend ist das Verhalten der Mischung K25-80, die bis 180 d eine kontinuierliche Zunahme des Quellens und anschließend wieder einen starken Rückgang bis 360 d zeigt. Zwischenzeitlich erreichte dieser Beton sogar Dehnungen, die über den Werten der Mischung K65-60 lagen. Dieser Beton zeigt wie bisher bei allen übrigen Feuchtlagerungen auch das stärkste Quellen der untersuchten Betone von ca. 0,25 mm/m. Bei den hochfesten Mischungen, die mit 80 °C behandelt wurden, sind nur geringe Unterschiede bei den Längenänderungen innerhalb des ersten Jahres zu verzeichnen. Im Gegensatz dazu ist ein deutlicher Unterschied bei denselben Betonen, die mit 60 °C behandelt wurden, vorhanden. M85-60 erreicht innerhalb der kontinuierlichen Feuchtlagerung nur etwa die Hälfte der Dehnungen, die bei K65-60 zu beobachten sind. Da dies bisher bei allen Feuchtlagerungsarten beobachtet werden konnte, kann hier nur ein systematischer Unterschied, der aus der Wärmebehandlung resultiert, vorhanden sein. Die zyklische Wechsellagerung nach Ablauf des ersten Jahres verursacht auch bei diesen Proben tendenziell eher eine Zunahme des Schwindens bei der Austrocknung. Dies deckt sich mit den Erkenntnissen aus den übrigen feuchten Lagerungen. Analog zu allen bisher dargestellten Lagerungsarten kann auch für die wärmebehandelten Proben in $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung kein Anzeichen für eine schädigende verspätete Ettringitbildung gefunden werden.

Interessant ist der Vergleich der Messkurven der nicht wärmebehandelten Vergleichsproben, die ebenfalls in gesättigter $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung gelagert wurden, mit der Ergebnissen der wärmebehandelten Proben. Auffallend ist in erster Linie die sehr große Übereinstimmung der Messkurven der beiden hochfesten Mischungen. Die unterschiedliche Zusammensetzung der Betone und auch der deutliche Unterschied des $(w/z)_{\text{eq}}$ -Wertes macht sich hier nicht bemerkbar. Insgesamt erreicht das Quellen dieser beiden Mischungen im Laufe des ersten Jahres Werte, die auch die mit $80\text{ }^\circ\text{C}$ behandelten hochfesten Mischungen erreichten. Lediglich der Beton K65-60 weist innerhalb dieses Zeitraumes höhere Dehnungen auf. Ein großer Einfluss der Wärmebehandlung ist nicht zu erkennen.

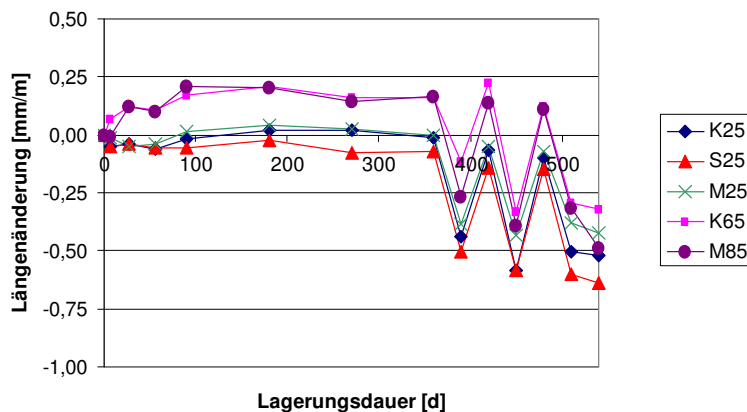


Bild 4-109: Längenänderung der nicht wärmebehandelten Vergleichsproben in Calciumhydroxidlösung über einen Zeitraum von 18 Monaten

Dies gilt jedoch nicht für die Betone der Festigkeitsklasse C20/25. Bei den Mischungen M25 und K25 ist im Gegensatz zu den wärmebehandelten Proben im Lauf der Feuchtlagerung kein Quellen oder Schwinden zu beobachten. Der nicht wärmebehandelte Beton S25 neigt trotz der Feuchtlagerung sogar eher zum Schwinden. Durch die Wärmebehandlung zeigen alle diese Betone ein Quellen, dessen Ursache vermutlich in der Veränderung der Porenstruktur zu suchen ist (siehe Kapitel 4.8).

Grundsätzlich lassen sich aus den Untersuchungen der Längenänderung der untersuchten Betone über den Zeitraum von 18 Monaten keine Anzeichen einer schädigenden verspäteten Ettringitbildung ableiten. Dies gilt sowohl für die Betone, die mit $60\text{ }^\circ\text{C}$, als auch für diejenigen, die mit einer maximalen Temperatur von $80\text{ }^\circ\text{C}$ wärmebehandelt wurden. Dieses Verhalten ist sehr positiv, da die Untersuchung der Porenlösung der wärmebehandelten Betone unmittelbar im Anschluss an die Wärmebehandlung eine Gefährdung durch eine verspätete Ettringitbildung vermuten lässt. Besonders interessant sind die Ergebnisse der Proben mit $80\text{ }^\circ\text{C}$, da diese entgegen der Empfehlung der Richtlinie zur Wärmebehandlung von Beton [3] ebenso feucht gelagert wurden, wie die mit $60\text{ }^\circ\text{C}$ behandelten Proben, für die eine solche Lagerung zulässig ist. Es scheint, dass SVB hinsichtlich der Dauerhaftigkeit weniger anfällig ist als vergleichbarer herkömmlicher Rüttelbeton.

4.11.2. Dynamischer E-Modul

In den folgenden Abbildungen wird der dynamische E-Modul der untersuchten Betone bezogen auf den Wert unmittelbar nach dem Entformen der Probekörper über den Messzeitraum von 18 Monaten dargestellt. Der Messwert nach dem Ausschalen der Proben wird dabei als dyn. E_0 bezeichnet. Die Werte der einzelnen Mischungen von dyn. E_0 sind in Tabelle dargestellt.

Tabelle 16: Messwerte von dyn. E_0 der einzelnen Mischungen

	dyn. E- Modul nach dem Ausschalen (dyn. E_0)				
	frei bewittert	10 °C Wasserlagerung	Sulfatlagerung	Ca(OH) ₂ -Lösung	nicht wärmebehandelt
	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]
K25-80	17400	17600	18400	18900	14100
K65-80	26800	29200	26400	28900	19900
S25-80	15900	14900	16000	15000	15800
M25-80	20700	20500	20200	20500	19000
M85-80	28000	28000	28800	30200	18200
K65-60	25600	27500	26800	28000	19900
M85-60	23500	26100	24200	25100	18200

Der dynamische E-Modul wird dabei aus der Laufzeit einer Biegewelle nach Gleichung 11 (siehe Kapitel 3.6.3.4) berechnet. Die Messergebnisse der einzelnen Mischungen sind im Anhang in Kapitel A2.3 und A2.4 abgebildet. Die Proben zur Ermittlung des dyn. E-Moduls wurden analog zu den Probekörpern für die Längenänderungen gelagert.

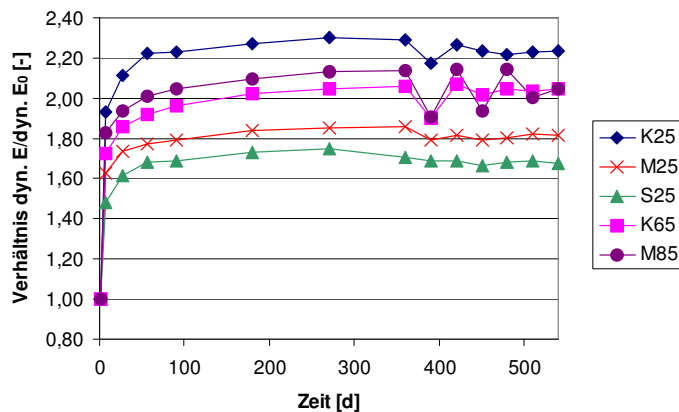


Bild 4-110: Verhältnis des dyn. E-Moduls bezogen auf den dyn. E-Modul nach dem Ausschalen (dyn. E_0) über den Zeitraum von 18 Monaten für die nicht wärmebehandelten Vergleichsproben in gesättigter Ca(OH)₂-Lösung

In Bild 4-110 ist die Entwicklung des dyn. E-Moduls für die nicht wärmebehandelten Vergleichsmischungen dargestellt. Alle Betone zeigen innerhalb der ersten Woche einen sehr starken Anstieg des dyn. E-Moduls. Besonders auffällig ist hier, dass die Mischung K25 die stärkste Zunahme des dyn. E-Moduls aller untersuchten Betone aufweist. Der Unterschied zu den beiden Betonen der selben Festigkeitsklasse ist sehr deutlich ausgeprägt. Die Mischungen M25 und S25 zeigen ein ähnliches Verhalten, wobei der Stabilisiertyp eine schwächer ausgeprägte Festigkeitsentwicklung als der Mehlkorntyp aufweist. Dieses Verhalten wird auch durch die Festigkeitsuntersuchungen der Betone bestätigt. Die Messkurven der beiden hochfesten Betone liegen eng beieinander, wobei M85 eine etwas schnellere und auch höhere Festigkeitsentwicklung aufweist. Dies war infolge der unterschiedlichen Mischungszusammensetzung auch zu erwarten, da M85 einen deutlich höheren Zement- und Flugaschegehalt aufweist als der Beton K65. Die wechselnde Trocken-Feuchtlagerung kann vor allem bei den beiden hochfesten Mischungen auch an den Messergebnissen abgelesen werden.

Die Abbildung 4-111 zeigt die Betone nach der Wärmebehandlung in der selben Prüfflüssigkeit wie die nicht wärmebehandelten Vergleichsproben. Es ist ein sehr starker Einfluss der Wärmebehandlung bei allen untersuchten Betonen zu erkennen. Es ist zwar bei allen untersuchten Mischungen eine kontinuierliche Festigkeitssteigerung vorhanden, die Festigkeitsentwicklung wird jedoch deutlich verlangsamt. Besonders hervorzuheben ist auch der Unterschied zwischen den Betonen der Festigkeitsklasse C20/25 und den hochfesten Mischungen. Die normalfesten Betone erreichen auch nach der Wärmebehandlung zwar nicht ganz, aber doch annähernd das selbe Verhältnis von dyn. E/dyn. E_0 wie die unbehandelten Mischungen auch.

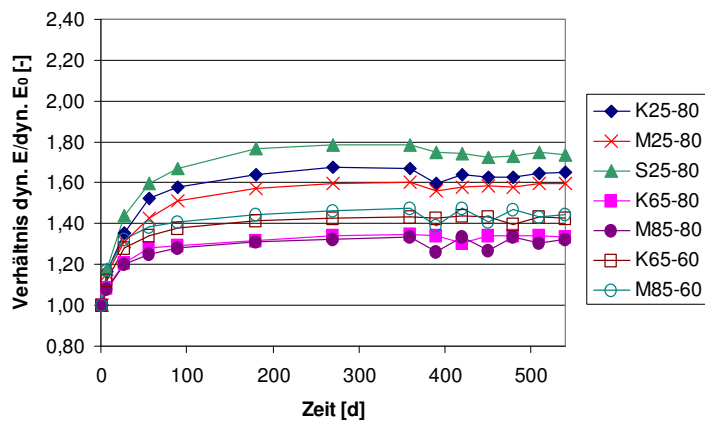


Bild 4-111: Verhältnis des dyn. E-Moduls bezogen auf den dyn. E-Modul nach dem Ausschalen (dyn. E_0) über den Zeitraum von 18 Monaten für die wärmebehandelten Proben in gesättigter $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung

Lediglich K25 zeigt nach der Wärmebehandlung keine so starke Entwicklung des dyn. E-Moduls wie die entsprechende Referenzprobe. Insgesamt erreicht K25-80 ein Niveau wie die beiden übrigen Mischungen dieser Festigkeitsklasse. Interessant ist auch, dass nach der Wärmebehandlung der Stabilisierertyp S25 als einzige Mischung den selben Zuwachs des dyn. E-Moduls aufweist wie die Referenzprobe dieses Betons. Der Stabilisierertyp wird also durch die Wärmebehandlung lediglich bei der Geschwindigkeit der Entwicklung des dyn. E-Moduls, aber nicht im erreichbaren Niveau beeinflusst. Dies ist vor allem bei den hochfesten Mischungen der Fall. Neben einer langsameren Entwicklung des dyn. E-Moduls wird auch der Endwert des Verhältnisses von dyn. E /dyn. E_0 sehr deutlich beeinträchtigt. Das Niveau nach der Wärmebehandlung liegt ca. 80 % unter dem der nicht wärmebehandelten Vergleichsproben. Zusätzlich kann hier auch ein Einfluss der Behandlungstemperatur beobachtet werden. Die mit 80 °C behandelten Proben erreichen durchgehend niedrigere Werte als die mit 60 °C behandelten Mischungen.

Auch bei den wärmebehandelten Proben in der Sulfatlösung ist eine verzögerte Entwicklung des dyn. E-Moduls bei allen Betonen zu erkennen (siehe Bild 4-112). Im Wesentlichen liegen identische Verhältnisse wie bei der Lagerung in gesättigter Calciumhydroxidlösung vor.

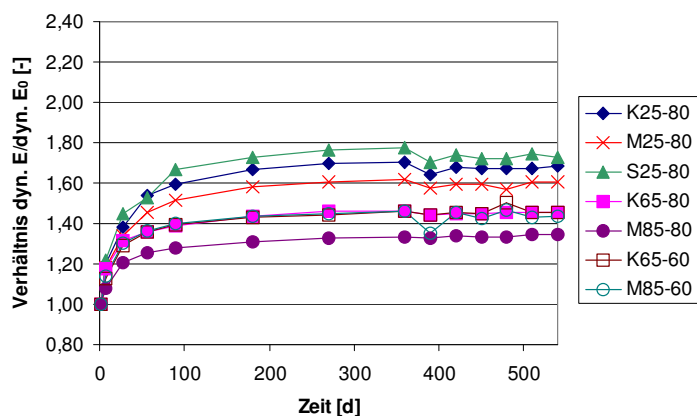


Bild 4-112: Verhältnis des dyn. E-Moduls bezogen auf den dyn. E-Modul nach dem Ausschalen (dyn. E_0) über den Zeitraum von 18 Monaten für die wärmebehandelten Proben in Sulfatlösung

Die normalfesten Betone der Festigkeitsklasse C20/25 erreichen innerhalb des ersten Jahres annähernd das Niveau der nicht wärmebehandelten Vergleichsproben. Auch hier zeigt der Stabilisierertyp das beste Verhalten. Bei den hochfesten Betonen, die in der Sulfatlösung gelagert wurden, ist ebenfalls nur eine geringe Zunahme des dyn. E-Moduls vorhanden. Das Niveau nach einem Jahr entspricht dem der Proben in der $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung. Lediglich die Staffelung der hochfesten Mischungen mit der Behandlungstemperatur ist bei der Sulfatlagerung nicht mehr so deutlich wie bei den Proben in der gesättigten $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung.

Das bisher für die wärmebehandelten Mischungen beobachtete Verhalten kann auch auf die Proben, die bei 10 °C in Wasser gelagert wurden, übertragen werden (siehe Bild 4-113). Lediglich die Staffelung der hochfesten Mischungen nach der Behandlungstemperatur ist bei dieser Lagerungsart wieder deutlicher ausgeprägt. Da sich dies bei verschiedenen Lagerungsarten so dargestellt hat, kann von einem allgemein bestehenden Zusammenhang zwischen der Behandlungstemperatur und der Entwicklung des dyn. E-Moduls ausgegangen werden.

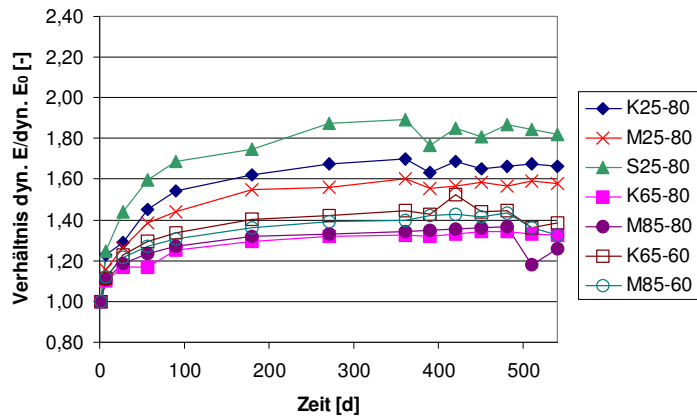


Bild 4-113: Verhältnis des dyn. E-Moduls bezogen auf den dyn. E-Modul nach dem Ausschalen (dyn. E_0) über den Zeitraum von 18 Monaten für die wärmebehandelten Proben in Wasser bei 10 °C

Ein sehr bedenkliches Verhalten konnte bei den frei bewitterten Proben festgestellt werden (siehe Bild 4-114). Der Unterschied zwischen den Betonen der Festigkeitsklasse C20/25 und den hochfesten Mischungen ist hier besonders deutlich ausgeprägt. Im Vergleich zu den bisher dargestellten dauerhaft feuchten Lagerungsbedingungen erreichen auch die niederfesten Betone nicht mehr das Niveau der Referenzproben. Dennoch ist bei diesen Betonen eine Zunahme des dyn. E-Moduls vorhanden.

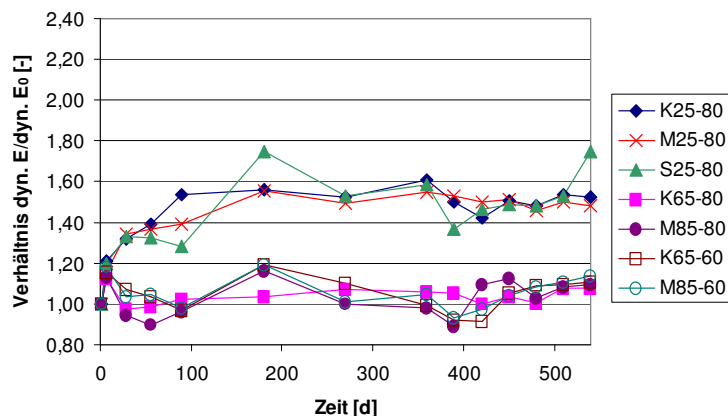


Bild 4-114: Verhältnis des dyn. E-Moduls bezogen auf den dyn. E-Modul nach dem Ausschalen (dyn. E_0) über den Zeitraum von 18 Monaten für die frei bewitterten wärmebehandelten Proben

Bei den hochfesten Mischungen zeigt sich jedoch ein völlig anderes Bild. Bis zum 7. Tag nimmt bei diesen Betonen analog zu den übrigen Mischungen der dyn. E-Modul zu. Mit dem Beginn der Auslagerung nimmt allerdings bei allen untersuchten hochfesten Mischungen unabhängig von der Behandlungstemperatur der dyn. E-Modul wieder ab und pendelt ab diesem Zeitpunkt immer um den Wert, der bereits unmittelbar nach dem Ausschalen vorhanden war. Eine Zunahme des dyn. E-Moduls ist innerhalb des Betrachtungszeitraumes praktisch nicht vorhanden.

Zur besseren Veranschaulichung des Unterschiedes zwischen den frei bewitterten Proben und den Referenzproben sind diese für die Behandlungstemperatur von 80 °C in Bild 4-115 zusammengestellt.

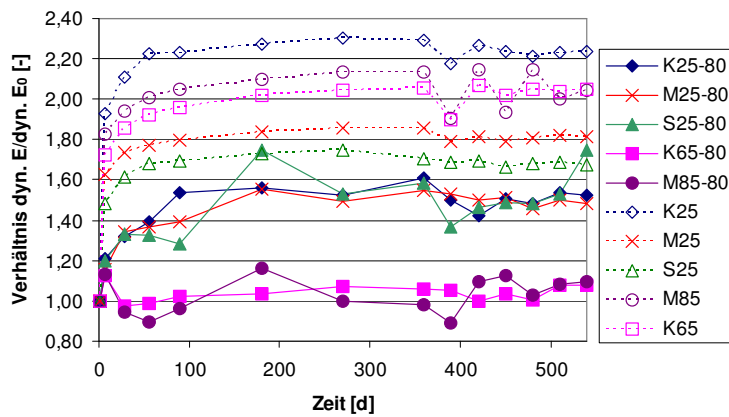


Bild 4-115: Vergleich des Verhältnisses von dyn. E/dyn. E₀ der nicht wärmebehandelten und der frei bewitterten Proben, die mit 80 °C wärmebehandelt wurden

Unterschiedliche Witterungseinflüsse bei der Auslagerung der Betone können nicht die Ursache für das deutlich unterschiedliche Verhalten der Betone der unterschiedlichen Festigkeitsklassen sein. Alle Betone wurden innerhalb von 4 Wochen im Mai/Juni 2003 ausgelagert. Innerhalb dieses Zeitraumes gab es kaum Niederschläge und die Temperaturen waren sehr hoch. Dass für das unterschiedliche Verhalten nicht eine unterschiedliche Witterung bei der Auslagerung die Ursache sein kann, lässt sich sehr gut durch die Mischungen M25-80 und M85-80 belegen. Beide Betone wurden an dem selben Tag ins Freie ausgelagert und beide zeigen ein deutlich unterschiedliches Verhalten. Eine visuelle Begutachtung der Probekörper zeigte bei den hochfesten Mischungen keine oberflächliche Rissbildung (siehe Bilder 4-116 und Bild 4-117). Dies wäre eine mögliche Ursache für die niedrigen Werte des dyn. E-Moduls dieser Proben gewesen, da die Risse zu einer Verkleinerung des Querschnitts geführt und die Annahme eines ungerissenen Querschnitts bei der Berechnung dementsprechend zu niedrigen Werten geführt hätte.

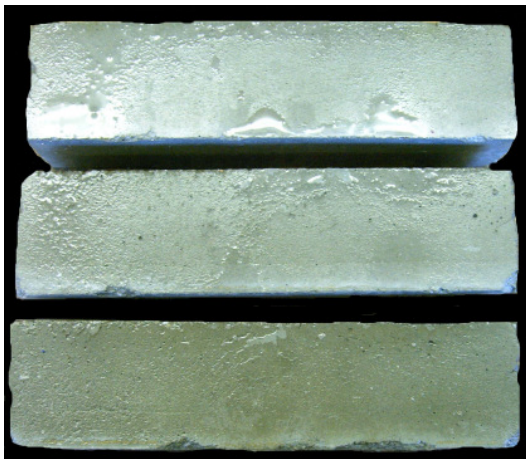


Bild 4-116: Seitenflächen der frei bewitterten Prismen der Mischung M85-80 nach 18 Monaten

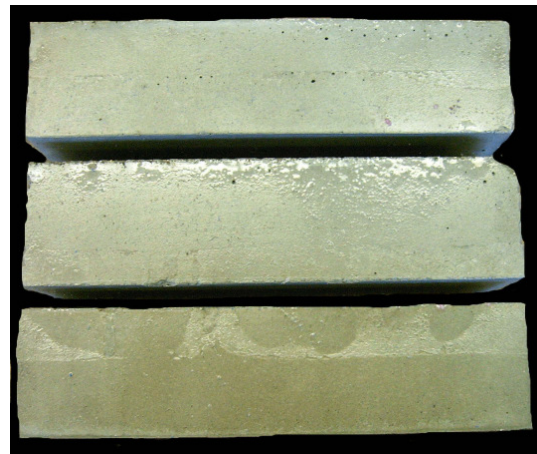


Bild 4-117: Seitenflächen der frei bewitterten Prismen der Mischung K65-80 nach 18 Monaten

Eine Erklärung für dieses Verhalten liegt in der Zusammensetzung der Betone. Vor allem der Beton M85 verfügt über einen sehr niedrigen $(w/z)_{eq}$ -Wert von 0,34. Dieser niedrige Wert und die sehr trockene Witterung zum Zeitpunkt der Auslagerung haben vermutlich zu einer starken inneren Austrocknung der Proben und einer damit verbundenen inneren Rissbildung geführt. Diese Form der Rissbildung ist nicht unbedingt an der Oberfläche der Proben zu erkennen. Um diese Vermutung zu bestätigen, wurden bei der Mischung K65-80 Bruchquerschnitte einer frei bewitterten Probe und einer Probe, die in Sulfatlösung gelagert war unter dem Stereomikroskop und im Rasterelektronenmikroskop auf eine innere Rissbildung untersucht.

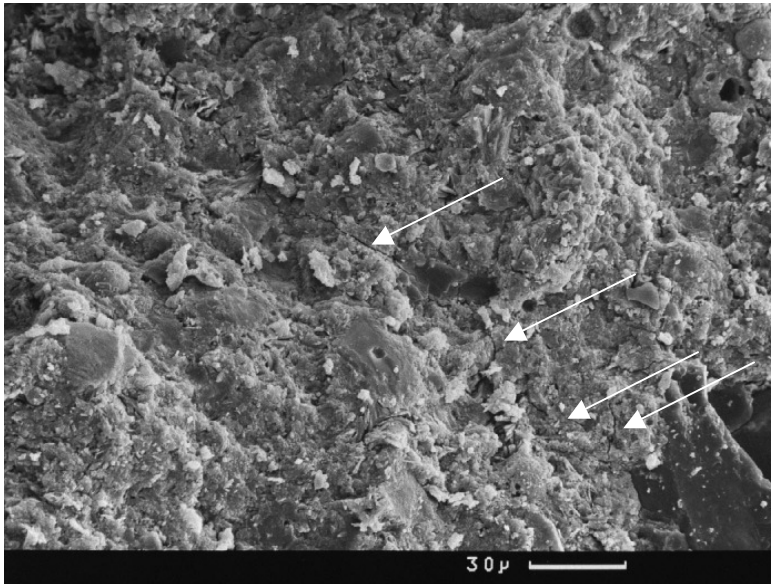


Bild 4-118: REM-Aufnahme der Bruchfläche eines frei bewitterten Prismas der Mischung K65

Die Bilder Bild 4-118 und Bild 4-119 bestätigen qualitativ, dass in der frei bewitterten Probe neben breiten Rissen mehr feine Risse im Gefüge zu beobachten sind als bei der dauerhaft feucht gelagerten Probe. In dieser sind ebenfalls Risse vorhanden, diese sind jedoch wesentlich breiter und vermutlich die Folge der mechanischen Beanspruchung beim Spalten der Probe. In der Regel sind bei dieser Probe die Risse im Bereich um die Zuschläge und nicht in der Matrix zu finden.

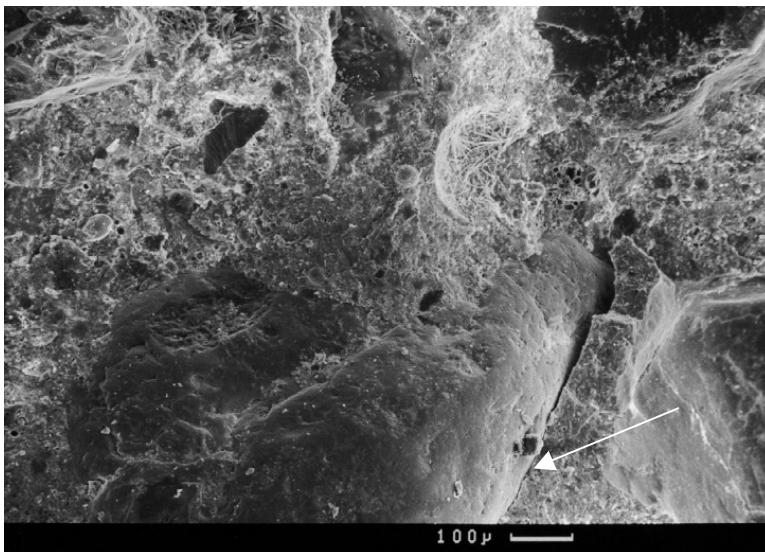


Bild 4-119: REM-Aufnahme der Bruchfläche eines in Sulfatlösung gelagerten Prismas der Mischung K65

Zusätzlich sind im Bruchquerschnitt der frei bewitterten Probe mehr Zuschläge noch intakt als bei der Probe aus der Sulfatlösung (siehe Bild 4-120 und Bild 4-121). Dies spricht ebenfalls für ein besseres Gefüge bei der dauerhaft feucht gelagerten Probe.

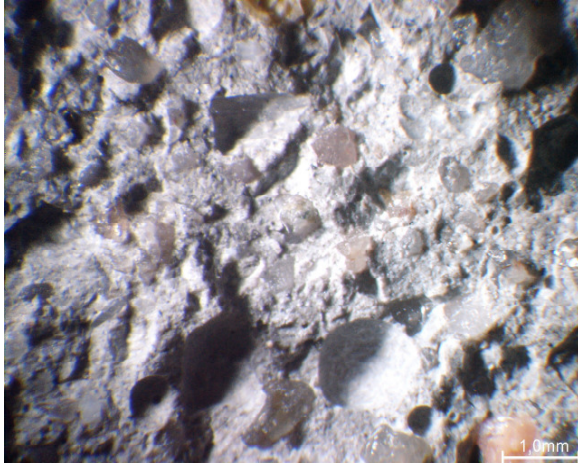


Bild 4-120: Bruchfläche eines frei bewitterten Prismas der Mischung K65 nach 18 Monaten (Aufnahme mit Stereomikroskop)

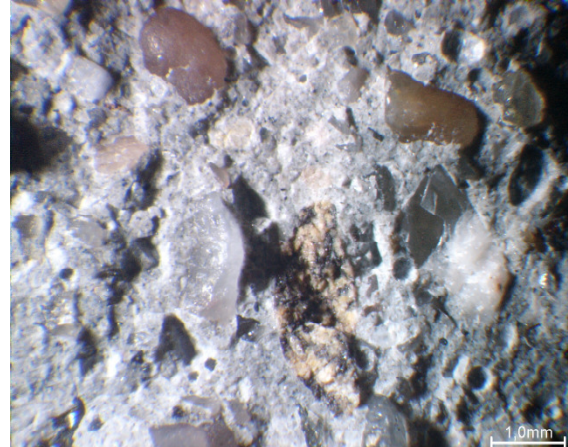


Bild 4-121: Bruchfläche eines in Sulfatlösung gelagerten Prismas der Mischung K65 nach 18 Monaten (Aufnahme mit Stereomikroskop)

Insgesamt betrachtet ist anhand der Messungen des dynamischen E-Moduls ein deutlicher Einfluss der Wärmebehandlung auf die Festigkeitsentwicklung der SVB zu beobachten. Durch die Wärmebehandlung verläuft die Entwicklung des dyn. E-Moduls langsamer als bei den Vergleichsproben. Die Betone der Festigkeitsklasse C20/25 erreichen aber dennoch im Laufe der 18 Monate annähernd das Niveau der nicht wärmebehandelten Vergleichsproben. Besonders bei den hochfesten Betonen wirkt sich die Wärmebehandlung neben der zeitlichen Entwicklung auch sehr stark auf das erreichbare Niveau innerhalb des Betrachtungszeitraumes von 18 Monaten aus. Die Werte liegen z.T. bis zu 80 % unter den Werten der Referenzproben. Hier ist auch ein Einfluss der Behandlungstemperatur zu erkennen. Die Betone, die mit 80 °C behandelt wurden, erreichen niedrigere Werte wie die entsprechenden Betone, die bei 60 °C wärmebehandelt wurden. Die unterschiedlichen feuchten Lagerungsbedingungen haben auf die Entwicklung des dyn. E-Moduls und den Höchstwert keinen Einfluss. Lediglich bei den frei bewitterten Proben ist auch bei den niederfesten Betonen ein Einfluss auf die Höhe des dyn. E-Moduls zu erkennen. Allerdings wirkt sich die freie Bewitterung bei den hochfesten Mischungen dramatisch aus. Nach der Auslagerung ins Freie sinkt der dyn. E-Modul wieder auf das Niveau nach 1 d ab und es ist auch im weiteren Verlauf keine weitere Zunahme des dyn. E-Moduls mehr vorhanden. Die Ursache hierfür ist vermutlich in einer inneren Rissbildung der hochfesten Betone durch innere Austrocknung zu suchen. Dies konnte durch mikroskopische Untersuchungen bestätigt werden.

Positiv ist zu bewerten, dass innerhalb des Messzeitraumes von 18 Monaten kein Beton, unabhängig von seiner Lagerung und Behandlungstemperatur, Anzeichen einer Gefügeschädigung durch eine verspätete Ettringitbildung in Form eines starken Abfalls des dyn. E-Moduls aufweist. Trotz der feuchten Lagerung scheinen hier auch die mit 80 °C behandelten SVB kein anderes Verhalten zu zeigen wie die mit 60 °C behandelten Proben.

4.11.3. Festigkeit

4.11.3.1. Druckfestigkeit

Die Ergebnisse der Druckfestigkeitsprüfungen an den Mörtelprismen nach 28 d, 90 d und 360 d Lagerung bei den unterschiedlichen Lagerungsbedingungen sind in Tabelle 17 zusammengestellt. Es ist zu erkennen, dass auch nach dieser langen Lagerung der Proben in der Re-

gel die nicht wärmebehandelten Proben die höchsten Druckfestigkeitswerte liefern (dies bestätigt Angaben in [24]). Diese Ergebnisse können nicht auf die Lagerung der nicht wärmebehandelten Proben in der gesättigten Ca(OH)_2 Lösung zurückgeführt werden, da auch ein Teil der wärmebehandelten Proben in einer solchen Lösung aufbewahrt wurde. Die Ursache für dieses Verhalten ist somit nur auf die Wärmebehandlung der Proben zurückzuführen.

Tabelle 17: Zusammenstellung der Ergebnisse der Druckfestigkeitsprüfungen an den Mörtelprismen bei unterschiedlichen Lagerungsbedingungen im Zeitraum bis 1 Jahr (Teil 1)

	frei bewittert			10 °C Wasserlagerung			Sulfatlagerung		
	28d	90d	360d	28d	90d	360d	28d	90d	360d
	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]
K 25-80	30,5	38,9	45,0	22,6	30,6	38,6	25,3	33,1	41,2
K 65-80	64,6	85,6	88,0	58,1	65,5	80,9	61,2	72,7	87,9
S 25-80	22,3	21,8	33,9	16,9	24,5	31,7	19,0	26,6	31,5
M 25-80	37,1	35,2	41,9	24,5	33,2	42,2	25,7	35,5	44,2
M 85-80	89,8	92,5	94,1	69,6	81,7	92,9	76,4	88,8	103,3
K 65-60	59,5	81,2	88,2	55,4	69,8	90,8	57,4	78,9	88,8
M 85-60	62,9	81,0	88,8	60,4	74,7	94,2	66,6	83,8	81,3

Tabelle 17 (Fortsetzung): Zusammenstellung der Ergebnisse der Druckfestigkeitsprüfungen an den Mörtelprismen bei unterschiedlichen Lagerungsbedingungen im Zeitraum bis 1 Jahr

	Ca(OH)_2			nicht wärmebehandelt		
	28d	90d	360d	28d	90d	360d
	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]
K 25-80	25,5	34,5	41,0	35,7	39,8	42,8
K 65-80	62,9	74,0	86,3	71,5	91,7	105,5
S 25-80	18,9	26,5	30,6	28,4	32,1	32,3
M 25-80	28,1	37,6	43,2	38,8	43,0	46,4
M 85-80	71,3	76,0	102,6	82,8	107,4	121,1
K 65-60	61,3	78,6	87,5	71,5	91,7	105,5
M 85-60	66,1	73,6	94,4	82,8	107,4	121,1

Die niedrigsten Werte wurden i.d.R. bei den Proben gemessen, die ständig bei einer Temperatur von 10 °C unter Wasser gelagert wurden. Dies gilt sowohl für die Betone der Festigkeitsklasse C20/25 als auch bei den hochfesten Betonen und ist auch unabhängig von der Behandlungstemperatur. Innerhalb der wärmebehandelten Probekörper erreichen außer bei den Mischungen M25-80 und S25-80 immer die Proben, die einer freien Bewitterung ausgesetzt waren, die höchsten Festigkeiten.

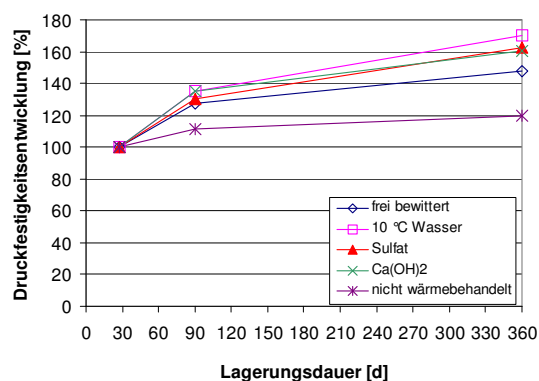


Bild 4-122: Druckfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf den jeweiligen Wert nach 28 d der Mischung K25-80 bis zu 1 Jahr

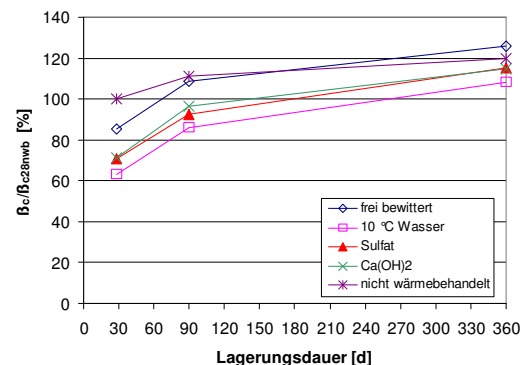


Bild 4-123: Druckfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf die 28 d-Festigkeit der nicht wärmebehandelten Probe der Mischung K25-80 bis zu 1 Jahr

Wird jedoch der Festigkeitsgewinn bezogen auf den Wert der entsprechenden Lagerungsart nach 28 d betrachtet, so ergibt sich ein unterschiedliches Bild. Bei den Probekörpern der Festigkeitsklasse C20/25 weisen die nicht wärmebehandelten Prismen ein verhältnismäßig geringes Potential für eine Nacherhärtung auf (siehe Bild 4-122, Bild 4-124 und Bild 4-126). Die Steigerung der Festigkeit bei den wärmebehandelten Proben ist in der Regel deutlich höher. Eine Ausnahme bilden hier nur die frei bewittert gelagerten Probekörper der Betone M25-80 und S25-80.

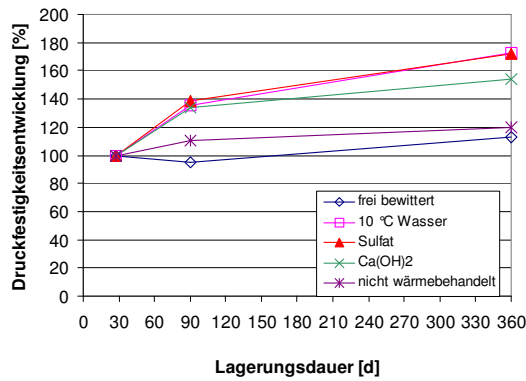


Bild 4-124: Druckfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf den jeweiligen Wert nach 28 d der Mischung M25-80 bis zu 1 Jahr

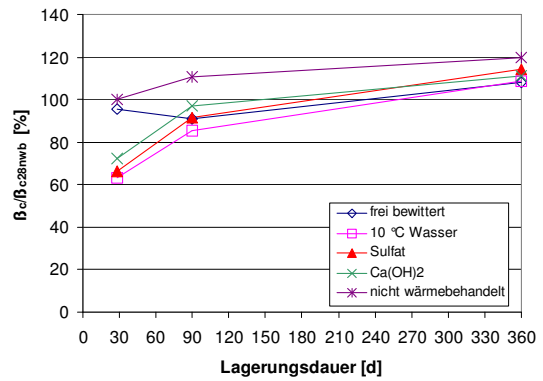


Bild 4-125: Druckfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf die 28 d-Festigkeit der nicht wärmebehandelten Probe der Mischung M25-80 bis zu 1 Jahr

Die stärkste Nacherhärtung weisen bei dieser Betrachtung die Proben auf, die nach der Wärmebehandlung dauerhaft unter Wasser bei einer Temperatur von 10 °C gelagert wurden. Dies liegt an der verzögerten Hydratation des Zementes durch die niedrige Temperatur. Bei dieser Art der Lagerung ist relativ zu den übrigen Lagerungsarten gesehen am meisten Zement noch nicht hydratatisiert und somit auch noch das größte Potential für eine Nacherhärtung vorhanden.

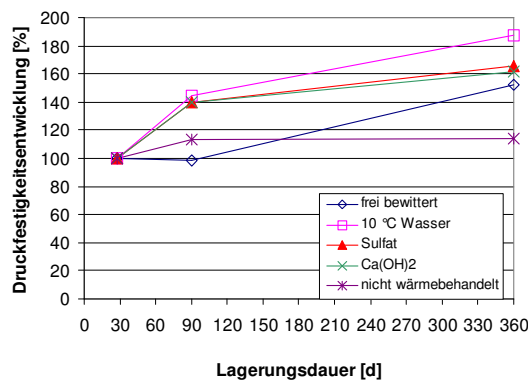


Bild 4-126: Druckfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf den jeweiligen Wert nach 28 d der Mischung S25-80 bis zu 1 Jahr

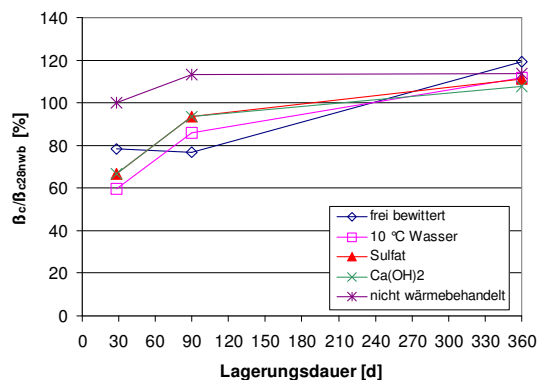


Bild 4-127: Druckfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf die 28 d-Festigkeit der nicht wärmebehandelten Probe der Mischung S25-80 bis zu 1 Jahr

Wird als Bezugswert für die Beurteilung der Nacherhärtung nicht der 28 d-Wert der betrachteten Lagerungsart, sondern stets der Wert der nicht wärmebehandelten Mischung nach 28 d herangezogen, ist zu erkennen, dass die wärmebehandelten Proben der Betone der Festigkeitsklasse C20/25 erst nach einem Jahr ein ähnliches Festigkeitsniveau wie die nicht wärme-

behandelte Mischungen erreichen (siehe Bild 4-123, Bild 4-125 und Bild 4-127). Auch in dieser Darstellungsweise wird deutlich, dass die Nacherhärtung bei den wärmebehandelten Proben stärker ist, als bei der Vergleichsprobe.

Bei den hochfesten Betonen ist das Bild wiederum etwas anders (siehe Bild 4-128 bis Bild 4-131). Hier ist das Verhalten der nicht wärmebehandelten Betone im Vergleich zu den wärmebehandelten hinsichtlich der Nacherhärtung als günstiger zu bewerten (Basis der Bewertung ist die 28 d-Festigkeit der entsprechenden Lagerungsart). Die nicht wärmebehandelten Proben liefern hier die höchsten Festigkeitszuwächse. Dies ist auf puzzolanische Reaktion der Flugasche zurückzuführen, die bei normaler Lagerung erst bei höherem Betonalter zu einem nennenswerten Festigkeitsbeitrag führt. Bei den wärmebehandelten Proben wird die Reaktion des Puzzolans vor allem bei der hohen Behandlungstemperatur von 80 °C deutlich beschleunigt, so dass nach 28 d im Vergleich zu den nicht wärmebehandelten Proben schon ein größerer Anteil der Flugasche reagiert hat und somit in höherem Alter keinen Beitrag zur Festigkeit mehr leisten kann. Grundsätzlich sind die Unterschiede zwischen den verschiedenen Lagerungsarten bei den hochfesten Mischungen nach einem Jahr Lagerung bezüglich der Nacherhärtung gering. Eine Ausnahme bilden hier nur die frei bewitterten Proben des Betons M85-80. Die Nacherhärtung im Verlauf eines Jahres ist hier vernachlässigbar gering, während die übrigen Proben dieses Betons eine Steigerung gegenüber der 28 d-Festigkeit bei entsprechender Lagerungsart von ca. 40 % aufweisen.

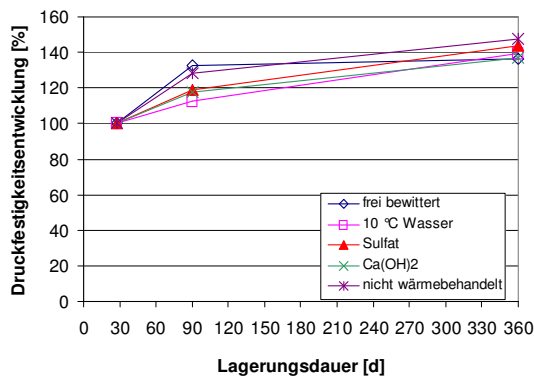


Bild 4-128: Druckfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf den jeweiligen Wert nach 28 d der Mischung K65-80 bis zu 1 Jahr

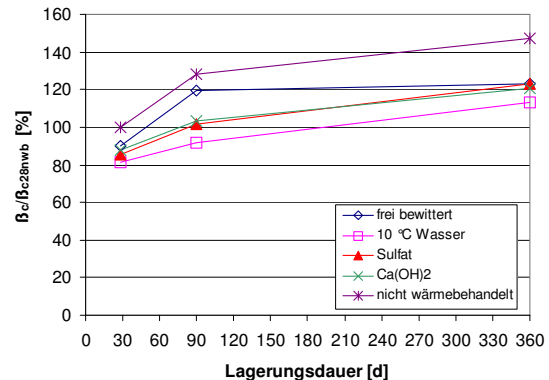


Bild 4-129: Druckfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf die 28 d-Festigkeit der nicht wärmebehandelten Probe der Mischung K65-80 bis zu 1 Jahr

Wird auch bei den hochfesten Betonen als Bezugswert für die prozentuale Festigkeitsentwicklung der Wert der nicht wärmebehandelten Probe nach 28 d verwendet, erkennt man, dass die wärmebehandelten Proben auch nach einem Jahr nicht das Festigkeitsniveau der Vergleichsprobe erreichen.

Die Druckfestigkeiten liegen bei allen Mischungen der Festigkeitsklassen größer C20/25 ca. 20 % unterhalb der Werte der Vergleichsproben.

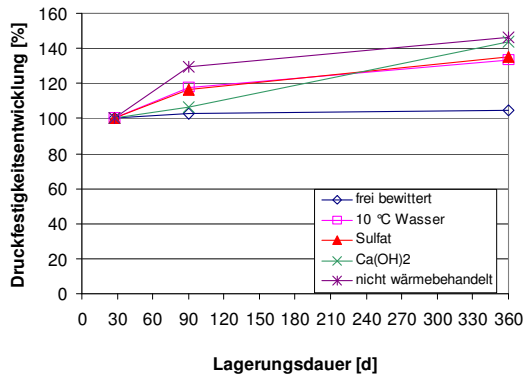


Bild 4-130: Druckfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf den jeweiligen Wert nach 28 d der Mischung M85-80 bis zu 1 Jahr

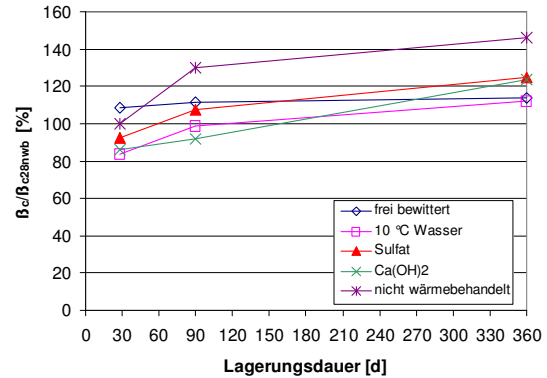


Bild 4-131: Druckfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf die 28 d-Festigkeit der nicht wärmebehandelten Probe der Mischung M85-80 bis zu 1 Jahr

Bei einer Behandlungstemperatur von 60 °C kann im Wesentlichen dasselbe beobachtet werden wie bei einer Wärmebehandlung mit 80 °C (siehe Bild 4-132 bis Bild 4-135). Der Einfluss der maximalen Wärmebehandlungstemperatur auf die Nacherhärtung der hochfesten Betone ist als gering zu bewerten. Das Verhalten der wärmebehandelten Proben bei den verschiedenen Lagerungsarten ist sehr ähnlich.

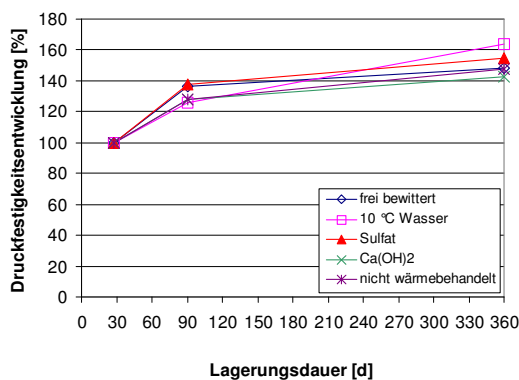


Bild 4-132: Druckfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf den jeweiligen Wert nach 28 d der Mischung K65-60 bis zu 1 Jahr

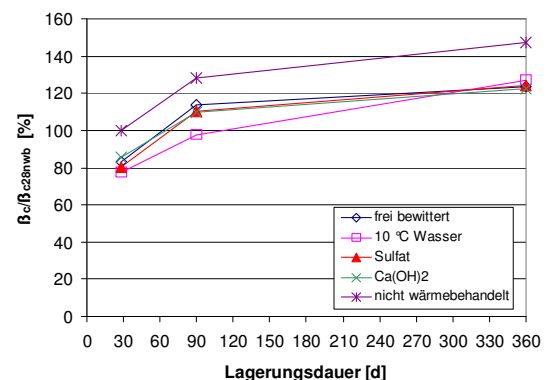


Bild 4-133: Druckfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf die 28 d-Festigkeit der nicht wärmebehandelten Probe der Mischung K65-60 bis zu 1 Jahr

Auffallend ist allerdings das Verhalten der frei bewitterten Proben des Betons M85-60. Im Vergleich zur Mischung M85-80, bei der für diese Lagerungsart praktisch keine Nacherhärtung beobachtet werden konnte, ist der Festigkeitszuwachs bei M85-60 auf dem selben Niveau wie bei den übrigen Proben dieser Mischung.

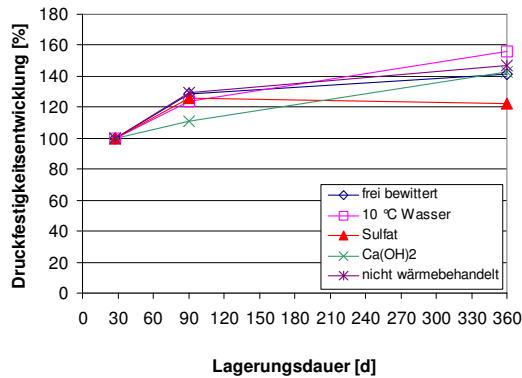


Bild 4-134: Druckfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf den jeweiligen Wert nach 28 d der Mischung M85-60 bis zu 1 Jahr

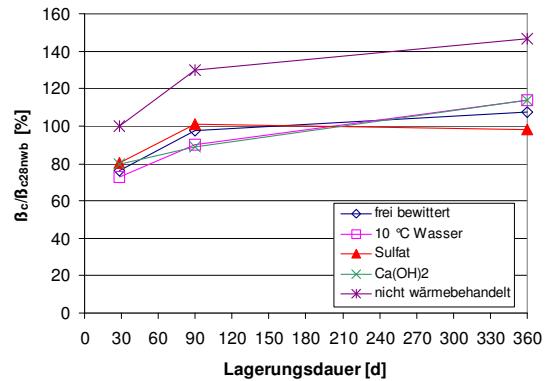


Bild 4-135: Druckfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf die 28 d-Festigkeit der nicht wärmebehandelten Probe der Mischung M85-60 bis zu 1 Jahr

Hinsichtlich der Nacherhärtung muss bei den SVB also die Festigkeitsklasse und auch die Zusammensetzung der Betone berücksichtigt werden. Die SVB der Festigkeitsklasse C20/25 zeigen im Anschluss an eine Wärmebehandlung ein hohes Nacherhärtungspotential. Dies führt dazu, dass die Proben weitgehend unabhängig von ihrer Lagerung nach einem Jahr nach Wärmebehandlung annähernd das Druckfestigkeitsniveau der nicht wärmebehandelten Vergleichsproben erreichen. Dies ist bemerkenswert, da nach 28 d die Festigkeiten zum Teil bis zu 40 % unter dem Wert der Vergleichsprobe lagen. Bei den hochfesten Mischungen ist zwar auch eine deutliche Steigerung der Festigkeit innerhalb des Zeitraumes von 1 Jahr zu verzeichnen, allerdings erreichen diese nie auch nur annähernd das Niveau der Vergleichsprobe. Die auf den 28 d Wert der Vergleichsprobe bezogenen Festigkeiten liegen bei den wärmebehandelten Proben nach einem Jahr Lagerung noch zwischen ca. 20 % und 40 % unter dem Wert der Vergleichsprobe.

4.11.3.2. Biegezugfestigkeit

Die Messergebnisse der Biegezugfestigkeitsprüfungen an den Mörtelprismen bei unterschiedlichen Lagerungsbedingungen im Alter von 28 d, 90 d und 360 d sind in Tabelle 18 zusammengestellt. Die teilweise sehr hohen Werte für die Biegezugfestigkeiten sind vermutlich auch auf das verwendete Prüfverfahren des Dreipunktbiegeversuches nach DIN EN 196 Teil 1 zurückzuführen.

Die höchsten Festigkeiten erreichen bei den Mischungen der Festigkeitsklasse C20/25 immer die nicht wärmebehandelten Referenzproben. Die frei bewitterten Proben weisen i.d.R. geringe Festigkeiten auf, nach 360 d Lagerungsdauer sind bei allen Betonen dieser Festigkeitsklasse bei dieser Lagerungsart die Biegezugfestigkeiten am geringsten. Dies kann mit dem Einfluss des Schwindens, das zu Zugspannungen an den Randbereichen der Prismen führt, erklärt werden.

Bei den hochfesten Mischungen ist das Bild nicht ganz so eindeutig. Nach 28 d weisen bei diesen Betonen auch die Referenzproben die höchste Festigkeit auf, im Verlauf der Lagerung erreichen jedoch z.T. die wärmebehandelten Proben höhere Biegezugfestigkeiten.

Tabelle 18: Zusammenstellung der Ergebnisse der Biegezugfestigkeitsprüfungen an den Mörtelprismen bei unterschiedlichen Lagerungsbedingungen im Zeitraum bis 1 Jahr (Teil 1)

	frei bewittert			10 °C Wasserlagerung			Sulfatlagerung		
	28d	90d	360d	28d	90d	360d	28d	90d	360d
	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]
K 25-80	6,23	6,79	7,46	5,06	6,08	7,01	5,51	6,08	7,80
K 65-80	4,69	5,63	5,21	9,19	9,60	10,31	7,65	10,39	12,45
S 25-80	3,30	3,64	5,18	3,53	5,06	6,00	4,05	5,14	6,41
M 25-80	5,33	5,21	6,30	4,73	5,96	6,71	5,25	6,83	7,01
M 85-80	4,99	6,26	8,10	9,94	12,26	12,45	10,09	12,94	14,40
K 65-60	3,68	4,80	8,44	9,79	10,58	11,63	9,71	12,00	13,31
M 85-60	4,95	5,10	7,99	9,68	10,31	10,39	9,64	10,99	11,55

Tabelle 18 (Fortsetzung): Zusammenstellung der Ergebnisse der Biegezugfestigkeitsprüfungen an den Mörtelprismen bei unterschiedlichen Lagerungsbedingungen im Zeitraum bis 1 Jahr

	Ca(OH) ₂			nicht wärmebehandelt		
	28d	90d	360d	28d	90d	360d
	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[N/mm ²]
K 25-80	5,18	5,96	7,31	7,46	8,36	8,40
K 65-80	9,38	10,13	11,93	11,33	11,93	11,59
S 25-80	4,13	4,91	5,36	6,38	6,90	6,49
M 25-80	5,40	6,53	6,90	7,31	7,80	7,99
M 85-80	9,79	11,70	13,16	11,66	11,74	13,20
K 65-60	9,83	10,76	11,29	11,33	11,93	11,59
M 85-60	9,86	10,46	11,59	11,66	11,74	13,20

Werden die Verhältniswerte der Druckfestigkeit zur Biegezugfestigkeit der Mörtelprismen bei unterschiedlichen Lagerungsbedingungen betrachtet (siehe Tabelle 19), ist zu erkennen, dass die Werte weitgehend im Bereich der Grenzen, wie sie für Rüttelbeton bekannt sind, liegen. Diese Grenzen für die Druckfestigkeit werden für Rüttelbeton nach [12] in grober Näherung mit dem 5 bis 8-fachen der Biegezugfestigkeit angegeben. Lediglich bei den frei bewitterten Proben der hochfesten Mischungen wird dieser Grenzbereich z.T. deutlich überschritten.

Tabelle 19: Verhältnis von Druckfestigkeit zu Biegezugfestigkeit der untersuchten Mörtelmischungen (Teil 1)

	frei bewittert			10 °C Wasserlagerung			Sulfatlagerung		
	28d	90d	360d	28d	90d	360d	28d	90d	360d
	[-]	[-]	[-]	[-]	[-]	[-]	[-]	[-]	[-]
K 25-80	4,9	5,2	6,6	4,5	5,0	5,5	4,6	5,4	5,3
K 65-80	13,8	15,2	16,9	6,3	6,8	7,8	5,9	9,5	7,1
S 25-80	6,7	6,0	6,6	4,8	4,8	5,3	4,7	5,2	4,9
M 25-80	5,9	6,8	7,9	5,2	5,6	6,3	4,9	5,1	6,5
M 85-80	14,3	11,4	18,9	7,0	6,7	7,5	7,6	6,2	8,0
K 65-60	7,1	22,1	18,4	5,7	6,6	7,8	5,9	6,6	6,7
M 85-60	7,9	16,4	17,4	6,2	7,2	9,1	6,9	7,6	7,0

Tabelle 20: (Fortsetzung) Verhältnis von Druckfestigkeit zu Biegezugfestigkeit der untersuchten Mörtelmischungen

	Ca(OH) ₂			nicht wärmebehandelt		
	28d	90d	360d	28d	90d	360d
	[-]	[-]	[-]	[-]	[-]	[-]
K 25-80	4,9	5,8	5,6	4,8	4,8	5,1
K 65-80	6,2	7,9	7,2	6,3	7,7	9,1
S 25-80	4,6	5,4	5,7	4,5	4,7	5,0
M 25-80	5,2	5,8	6,3	5,3	5,5	5,8
M 85-80	7,3	6,5	7,8	7,1	8,1	10,3
K 65-60	6,2	7,3	7,8	6,3	7,7	9,1
M 85-60	6,7	7,0	8,1	7,1	8,1	10,4

Diese Betone scheinen bei der freien Bewitterung stärker beeinflusst zu werden, als die Mischungen der Festigkeitsklasse C20/25.

Hinsichtlich der Nacherhärtung bei der Biegezugfestigkeit muss bei der Beurteilung auch zwischen den hochfesten Mischungen und den Betonen der Festigkeitsklasse C20/25 differenziert werden.

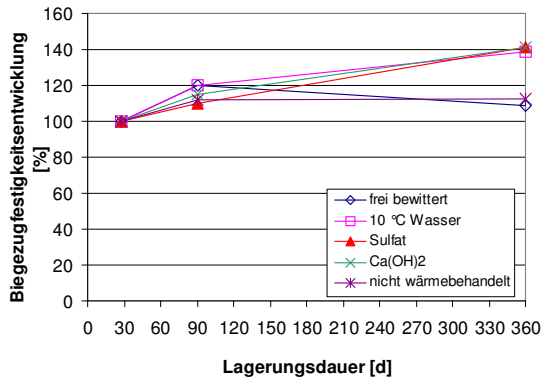


Bild 4-136: Biegezugfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf den jeweiligen Wert nach 28d der Mischung K25-80 bis zu 1 Jahr

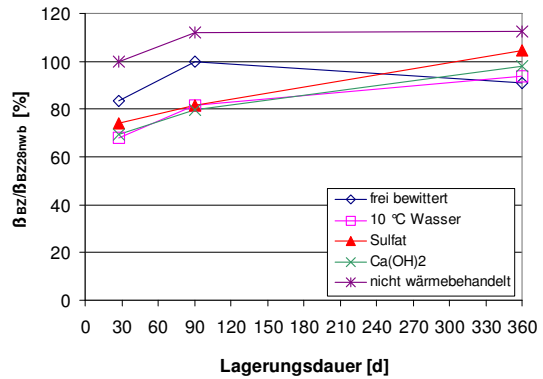


Bild 4-137: Biegezugfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf die 28d-Festigkeit der nicht wärmebehandelten Probe der Mischung K25-80 bis zu 1 Jahr

Werden bei der Beurteilung der Festigkeitsentwicklung der einzelnen Betone und Lagerungsarten die Werte nach 28 d der jeweiligen Lagerungsbedingung als Grundlage herangezogen, so ist zu erkennen, dass bei den Betonen der Festigkeitsklasse C20/25 die Referenzprobekörper über eine vergleichsweise schwache Nacherhärtung im Vergleich zu den wärmebehandelten Proben verfügen (siehe Bild 4-136, Bild 4-138 und Bild 4-140). Nach einer Lagerungsdauer von 90 d ist bei den Referenzproben keine weitere Steigerung der Festigkeit mehr zu beobachten. Bei K25-80 und S25-80 nehmen die Werte bis 360 d sogar wieder leicht ab. Dem gegenüber weisen die wärmebehandelten Probekörper der Mischungen K25-80 und S25-80 auch nach 90 d noch ein hohes Nacherhärtungspotential auf. Eine Ausnahme bilden hier nur die frei bewitterten Proben von Mischung K25-80 und M25-80.

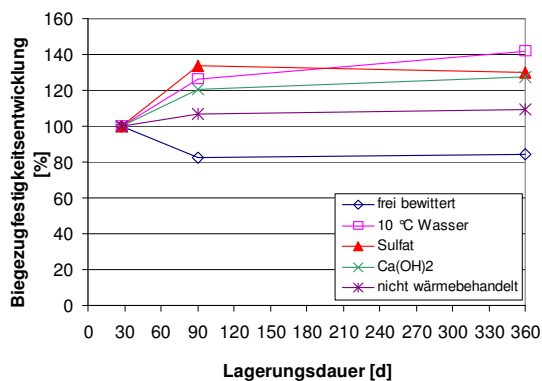


Bild 4-138: Biegezugfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf den jeweiligen Wert nach 28 d der Mischung M25-80 bis zu 1 Jahr

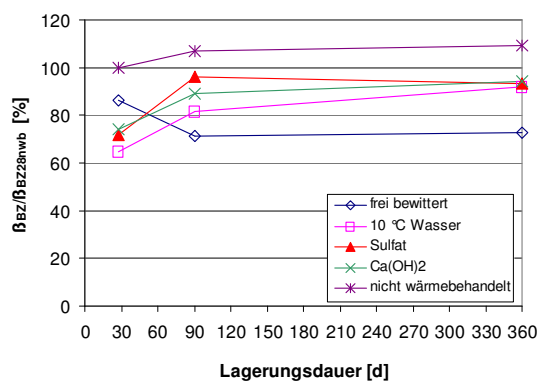


Bild 4-139: Biegezugfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf die 28 d-Festigkeit der nicht wärmebehandelten Probe der Mischung M25-80 bis zu 1 Jahr

Allerdings erreichen die wärmebehandelten Proben der Festigkeitsklasse C20/25 in diesem Zeitraum nie das Festigkeitsniveau der Referenzproben. Dies wird besonders anschaulich,

wenn als Basis für die Berechnung der Festigkeitsentwicklung der 28 d-Wert der Referenzprobe verwendet wird. Der Festigkeitsunterschied der wärmebehandelten Mischungen, der nach 28 d bis zu 45 % im Vergleich zum Wert der Referenzprobe beträgt, nimmt mit der Lagerungszeit ab, so dass von einem positiven Effekt der Nachlagerung ausgegangen werden kann.

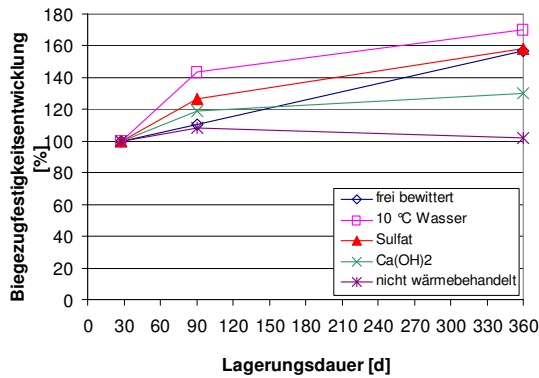


Bild 4-140: Biegezugfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf den jeweiligen Wert nach 28d der Mischung S25-80 bis zu 1 Jahr.

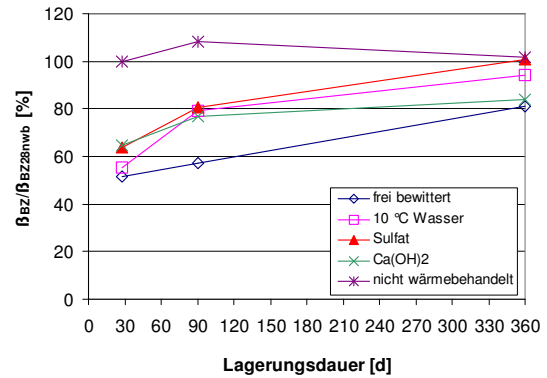


Bild 4-141: Biegezugfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf die 28d-Festigkeit der nicht wärmebehandelten Probe der Mischung S25-80 bis zu 1 Jahr.

Vergleichsweise niedrige Werte liefern jeweils die frei bewitterten Probekörper. Dies kann, wie bereits oben erwähnt, auf das Schwinden und den daraus resultierenden Zugspannungen am Rand der Prismen erklärt werden. Bemerkenswert ist dennoch das Verhalten der frei bewitterten Proben der Mischung M25-80. Im Zeitraum von 28 d bis 90 d ist ein kräftiger Rückgang der Biegezugfestigkeit feststellbar, der auch im weiteren Verlauf nicht wieder durch eine Nacherhärtung kompensiert wird. Allerdings weist diese Mischung generell kaum eine Nacherhärtung im Alter über 90 d auf.

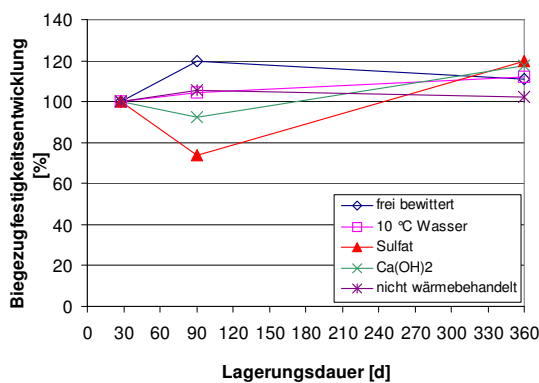


Bild 4-142: Biegezugfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf den jeweiligen Wert nach 28 d der Mischung K65-80 bis zu 1 Jahr

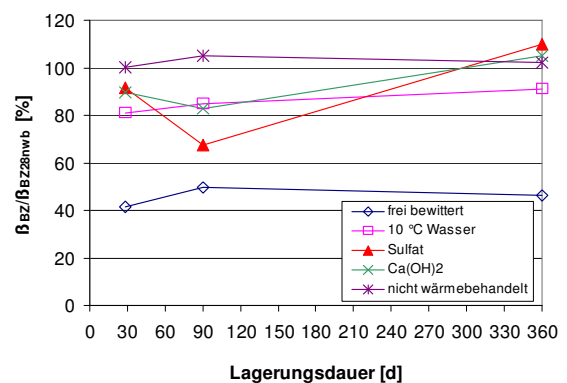


Bild 4-143: Biegezugfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf die 28 d-Festigkeit der nicht wärmebehandelten Probe der Mischung K65-80 bis zu 1 Jahr

Die Festigkeitsentwicklung bei den hochfesten Mischungen ist ebenfalls als schlecht zu bewerten. Dies gilt für die wärmebehandelten Proben, die Nacherhärtung ist jedoch auch bei den nicht wärmebehandelten Proben nur schwach ausgeprägt (Bild 4-142 bis Bild 4-145). Auffallend ist auch bei M85-80, dass z.T. die Werte nach 360 d wieder unter den Werten nach 90 d

liegen. Auch bei den hochfesten Mischungen erzielen die frei bewitterten Probekörper deutlich niedrigere Werte als die übrigen Probekörper dieser Betone.

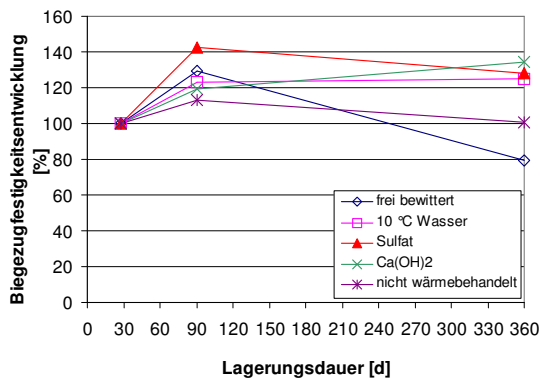


Bild 4-144: Biegezugfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf den jeweiligen Wert nach 28 d der Mischung M85-80 bis zu 1 Jahr

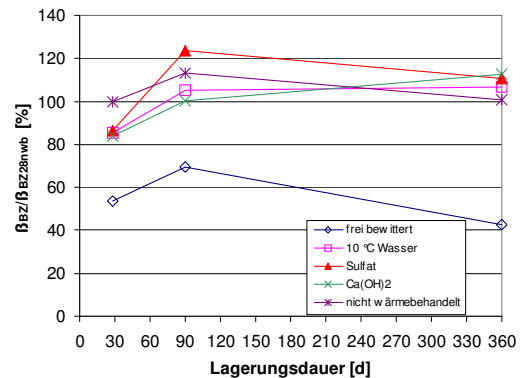


Bild 4-145: Biegezugfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf die 28 d-Festigkeit der nicht wärmebehandelten Probe der Mischung M85-80 bis zu 1 Jahr

Hier fallen die Werte der hochfesten Mischungen wesentlich schlechter aus als bei den Betonen der Festigkeitsklasse C20/25. Die hochfesten Betone scheinen durch das Schwinden bei dieser Lagerungsart stärker negativ beeinflusst zu werden als die normalfesten Mischungen.

Bei den feucht gelagerten, wärmebehandelten Probekörpern ist im Vergleich zu den entsprechend gelagerten Proben der normalfesten Betone keine so starke Nacherhärtung zu beobachten, allerdings erreichen die feucht gelagerten wärmebehandelten hochfesten Proben im Laufe von 360 d ungefähr das Festigkeitsniveau der Referenzprobe.

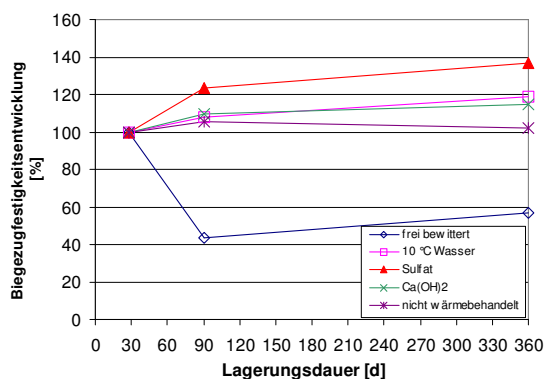


Bild 4-146: Biegezugfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf den jeweiligen Wert nach 28 d der Mischung K65-60 bis zu 1 Jahr

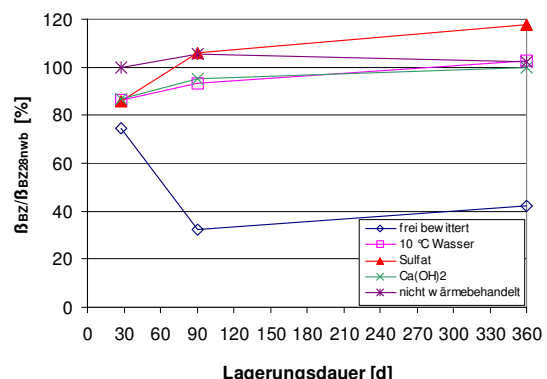


Bild 4-147: Biegezugfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf die 28 d-Festigkeit der nicht wärmebehandelten Probe der Mischung K65-60 bis zu 1 Jahr

Die Behandlungstemperatur hat bei den hochfesten Mischungen keinen signifikanten Einfluss auf die Festigkeitsentwicklung. Auch die Festigkeiten nach 28 d der verschiedenen Lagerungsarten bezogen auf die Referenzmischung nach 28 d werden kaum beeinflusst. Sowohl bei 60 °C als auch bei 80 °C Behandlungstemperatur liegen die Festigkeiten der feucht gelagerten wärmebehandelten Mischungen jeweils ca. 15 % unter dem Wert der Referenzmischung.

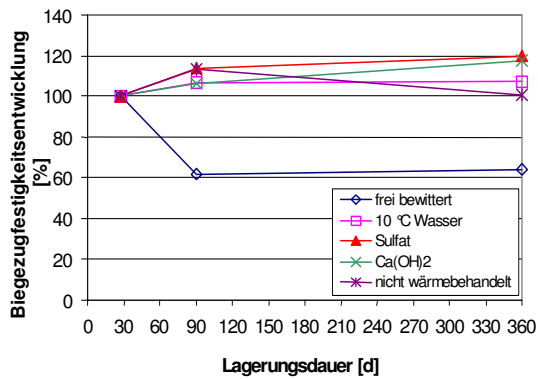


Bild 4-148: Biegezugfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf den jeweiligen Wert nach 28 d der Mischung M85-60 bis zu 1 Jahr

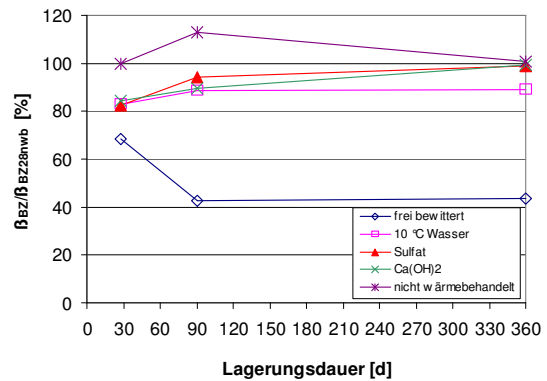


Bild 4-149: Biegezugfestigkeitsentwicklung bei unterschiedlichen Lagerungsarten bezogen auf die 28 d-Festigkeit der nicht wärmebehandelten Probe der Mischung M85-60 bis zu 1 Jahr

Zusammenfassend ist festzustellen, dass sich bei der Biegezugfestigkeit das Bild verglichen mit der Druckfestigkeitsentwicklung der Betone weitgehend umkehrt. Erreichten bei der Druckfestigkeit die niederfesten Betone im Lauf des Jahres annähernd das Festigkeitsniveau der nicht wärmebehandelten Mischung und die hochfesten Betone nicht, so ist dies bei der Biegezugfestigkeit umgekehrt. Die hochfesten Mischungen werden durch die Wärmebehandlung bezüglich des 28 d-Wert weniger stark beeinträchtigt als die niederfesten Betone, sie erreichen im Laufe der Lagerung auch annähernd das Festigkeitsniveau der Referenzmischung. Die Betone der Festigkeitsklasse C20/25 weisen zwar ein höheres Nacherhärtungspotential auf als die hochfesten Mischungen, bleiben aber infolge des großen Festigkeitsunterschiedes nach 28 d auch nach einem Jahr hinter den Werten der Referenzmischungen zurück. Die frei bewitterten Proben lieferten erwartungsgemäß infolge des Schwindens im Vergleich zu den feucht gelagerten Proben die niedrigeren Festigkeiten. Dies war bei den hochfesten Mischungen wesentlich deutlicher ausgeprägt. Die hochfesten Betone scheinen auf das Schwinden hinsichtlich der Biegezugfestigkeit sensibler zu reagieren.

4.11.4. Phasenbildung mit Röntgenbeugungsanalyse

Als Ergänzung zu den Messungen der Längenänderungen und des dynamischen E-Moduls bei unterschiedlichen Lagerungsbedingungen wurde exemplarisch an 2 Mischungen auch die Phasenbildung untersucht. Dies geschah an den mit 80 °C wärmebehandelten Mischungen K25 und M85 im Probenalter von 28 d bzw. 360 d. Um den Einfluss der Wärmebehandlung auf die Phasenzusammensetzung abschätzen zu können, wurden von den entsprechenden Betonen auch die nicht wärmebehandelten Vergleichsproben gemessen. Die einzelnen Röntgenbeugungsdiagramme der untersuchten Betone sind im Anhang abgebildet.

4.11.4.1. Messungen nach 28 d

Bei dem Beton K25 kann nach 28 d unabhängig von der Lagerungsart und der Wärmebehandlung Ettringit nachgewiesen werden (siehe Bild 4-150). Da also auch in der nicht wärmebehandelten Probe von K25 Ettringit vorhanden ist, kann dies nicht auf einen negativen Einfluss durch die Wärmebehandlung zurückgeführt werden.

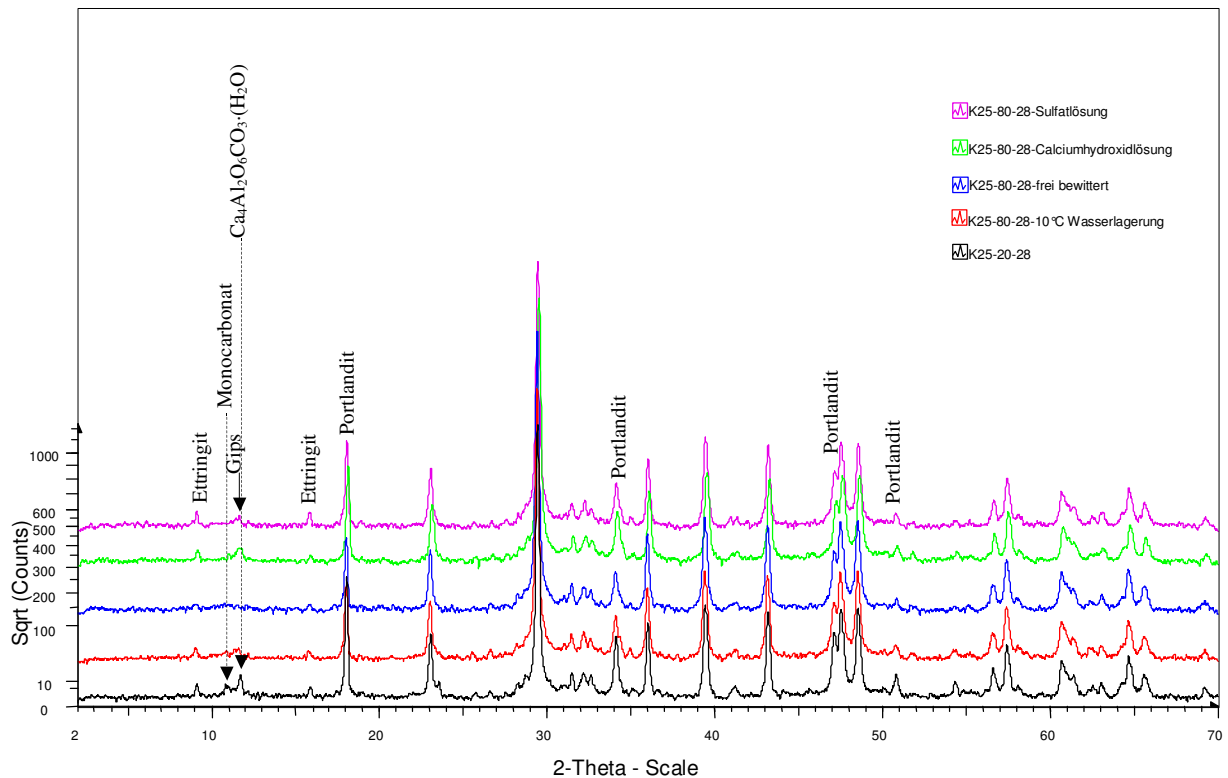


Bild 4-150: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der Mischung K25 bei unterschiedlichen Lagerungsbedingungen nach 28 d

Auch in der Höhe des Peaks des Ettringits ist kein signifikanter Unterschied zwischen den einzelnen Proben zu erkennen. Dies bedeutet, dass sich der deutlich höhere Sulfatgehalt in der Porenlösung unmittelbar nach der Wärmebehandlung nicht wesentlich auf die Menge des Ettringits bei K25 auswirkt. Auch die Probe, die in der Sulfatlösung gelagert wurde, zeigt kein unterschiedliches Verhalten. Demzufolge wirkt sich auch ein dauerhaft hoher Gehalt an Sulfationen nicht negativ durch eine verstärkte Ettringitbildung aus. Generell ist die kristalline Phasenzusammensetzung bei den untersuchten Proben der Mischung K25 nach 28 d trotz der stark unterschiedlichen Lagerungsarten sehr ähnlich. Im Detail sind jedoch Unterschiede vorhanden. In den wärmebehandelten Proben, die in der Sulfatlösung und der Calciumhydroxidlösung gelagert waren, ist Gips nachweisbar. Bei der nicht wärmebehandelten Vergleichsprobe in der Calciumhydroxidlösung ist kein Gips, aber Monocarbonat der Form $\text{Ca}_4\text{Al}_2\text{O}_6\text{CO}_3 \cdot (\text{H}_2\text{O})$ zu sehen. Der Vergleich der wärmebehandelten Mischung mit der unbehandelten Probe in der $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung legt den Schluss nahe, dass der Nachweis von Gips mit den hohen Sulfatgehalten in der Porenlösung der wärmebehandelten Probe zusammenhängt.

Bei den Proben des Betons M85 zeigt sich gegenüber K25 ein anderes Ergebnis (siehe Bild 4-151). Die wärmebehandelten Proben weisen im Gegensatz zu der Vergleichsprobe kein Ettringit auf.

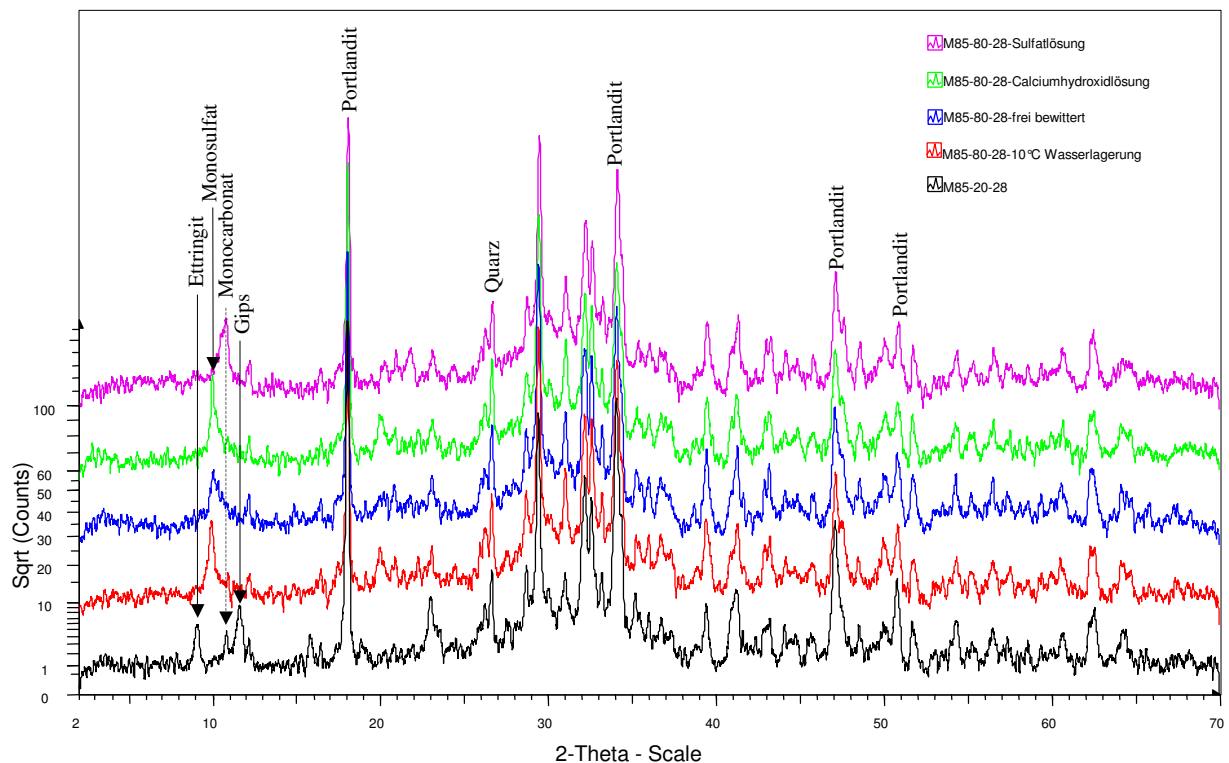


Bild 4-151: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der Mischung M85 bei unterschiedlichen Lagerungsbedingungen nach 28 d

Dies ist überraschend, da der Sulfatgehalt nach der Wärmebehandlung bei diesem Beton extrem hoch war. Die Ettringitbildung wird bei den wärmebehandelten Proben durch einen zu hohen pH-Wert verhindert. Zusätzlich zum Ettringit ist auch wieder das Monocarbonat vorhanden. Ein weiterer Unterschied zwischen der Vergleichsprobe von M85 und den wärmebehandelten Proben liegt darin, dass in der Vergleichsprobe Gips nachweisbar ist. In keiner der Proben von M85 konnte das Monocarbonat der Form $\text{Ca}_4\text{Al}_2\text{O}_6\text{CO}_3 \cdot (\text{H}_2\text{O})$ nachgewiesen werden. Monosulfat konnte außer bei der Vergleichsprobe bei allen Lagerungsarten dieses Betons gefunden werden.

4.11.4.2. Messungen nach 360 d

In der folgenden Abbildung (Bild 4-152) sind die Röntgenbeugungsdiagramme der Mischung K25 nach einem Jahr Lagerung dargestellt. Die Probe, die bei 10 °C unter Wasser gelagert wurde, konnte leider nicht wieder gefunden werden. Bei den übrigen Proben sind keine signifikanten Unterschiede bei der Phasenzusammensetzung festzustellen. Auch nach einem Jahr kann in allen Proben dieses Betons Ettringit nachgewiesen werden. Die Höhe der Hauptpeaks des Ettringits lassen den Schluss zu, dass sich auch an der Menge des Ettringits nicht wesentlich viel geändert hat. Eine weitergehende sekundäre Ettringitbildung über das Maß nach 28 d hinaus scheint nicht stattgefunden zu haben. Dies wird auch durch die Messungen der Längenänderung und des dynamischen E-Moduls an diesen Proben bestätigt. Im Wesentlichen gibt es nur zwei nennenswerte Unterschiede zu den Ergebnissen nach 28 d. Bei der nicht wärmebehandelten Vergleichsprobe ist nach einem Jahr das Monocarbonat, das immer zusammen mit dem Ettringit gefunden werden konnte, nicht mehr nachweisbar. Die andere, bereits nach 28 d messbare Form des Monocarbonats $\text{Ca}_4\text{Al}_2\text{O}_6\text{CO}_3 \cdot (\text{H}_2\text{O})$ ist jedoch nach wie vor zu sehen. Besonders auffällig ist jedoch die frei bewitterte Probe der Mischung K25 nach 360 d. Das Portlandit kann bei dieser Lagerung nur noch schwer nachgewiesen werden. Der

zweite große Peak des Portlandits bei ca. $34,1^\circ 2\theta$ ist sehr schwach ausgeprägt. Die Ursache dafür ist in der fortgeschrittenen Carbonatisierung dieser Probe und dem damit verbundenen Verbrauch des Portlandits zu suchen. Alle übrigen Probekörper bei den anderen Lagerungsarten sind in einer Prüflüssigkeit, die eine Carbonatisierung stark behindern. Auch das Monocarbonat der Form $\text{Ca}_4\text{Al}_2\text{O}_6\text{CO}_3 \cdot (\text{H}_2\text{O})$ ist nur in geringer Menge vorhanden. Der Ettringit ist jedoch eindeutig messbar.

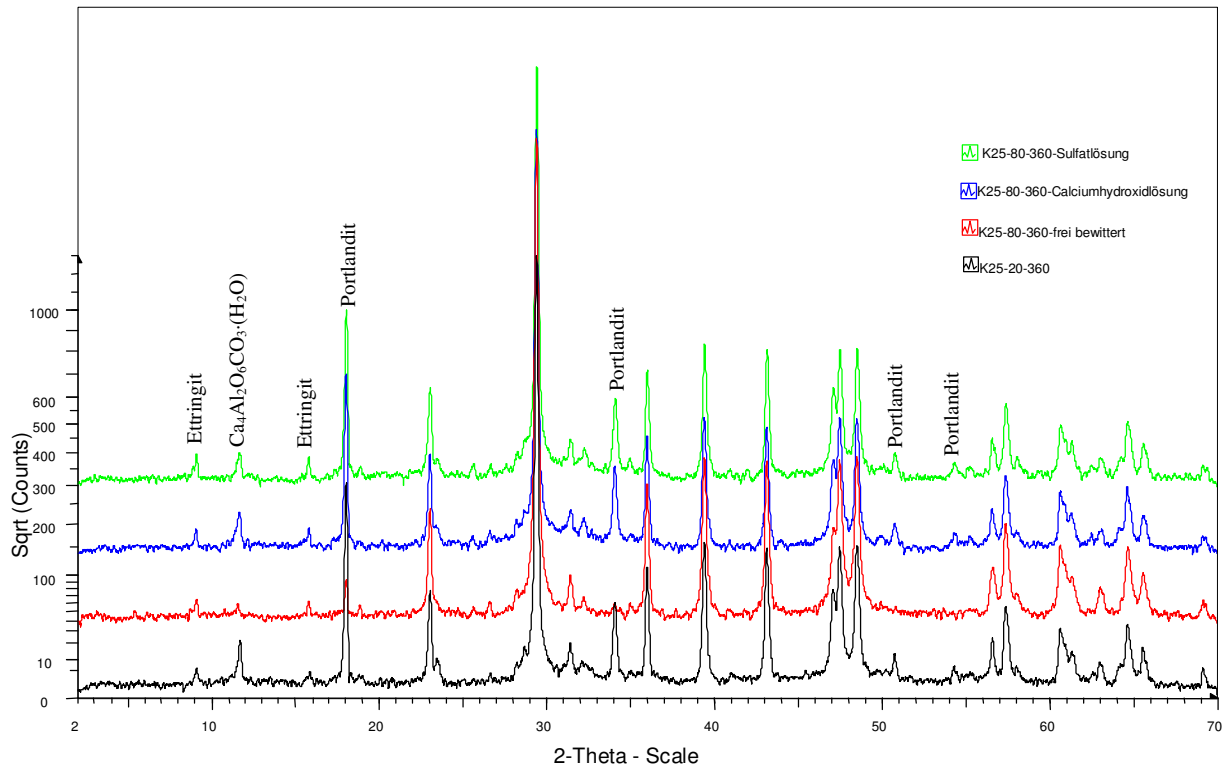


Bild 4-152: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der Mischung K25 bei unterschiedlichen Lagerungsbedingungen nach 360 d

Bei dem hochfesten Beton M85 sind nach 360 d im Vergleich zu 28 d Unterschiede zu beobachten (siehe Bild 4-153). Bei der Probe in der Sulfatlösung ist nach einem Jahr Monosulfat vorhanden. Das Monocarbonat, das nach 28 d nachweisbar war, ist nach einem Jahr jedoch nicht mehr messbar. Als neue Phase ist bei dieser Probe nach einem Jahr das Monocarbonat zu finden, das bisher immer nur in Verbindung mit dem Ettringit aufgetreten ist. Analog zu den Messungen nach 28 d konnte in den ein Jahr alten Proben nur in der Vergleichsprobe Ettringit gefunden werden. Im Unterschied zur Vergleichsprobe nach 28 d konnten jedoch beide Formen des Monocarbonats nachgewiesen werden.

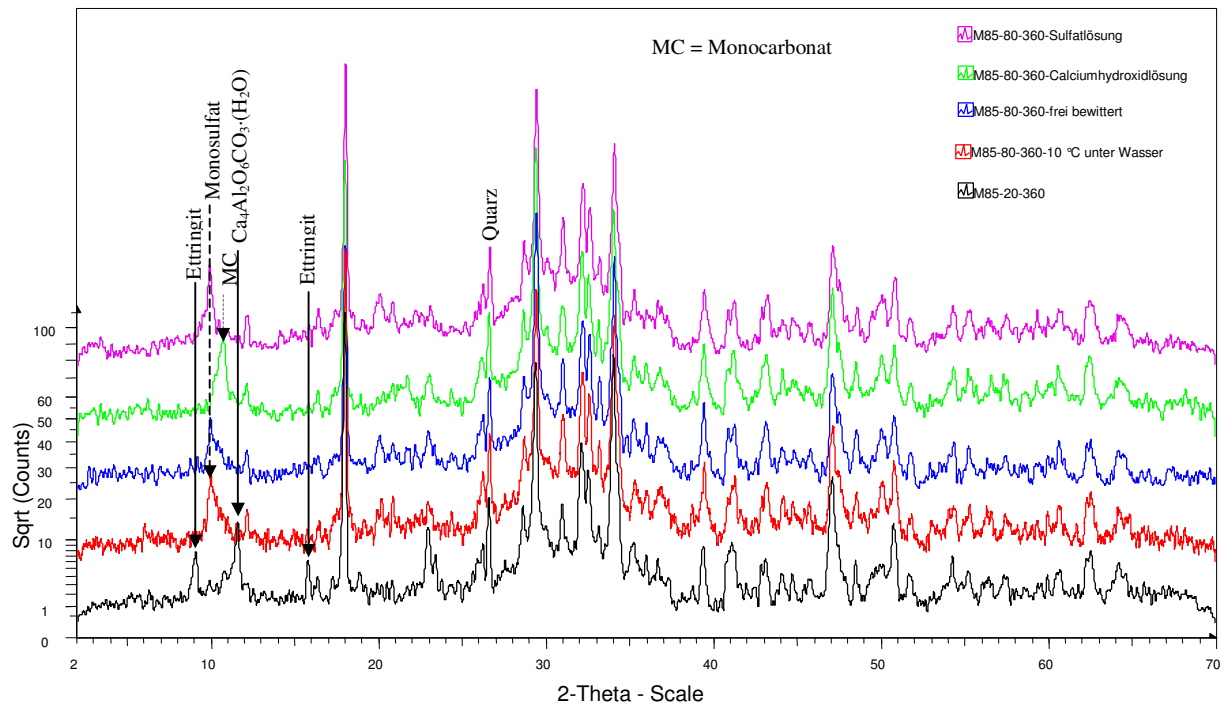


Bild 4-153: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der Mischung M85 bei unterschiedlichen Lagerungsbedingungen nach 360 d

In der frei bewitterten Probe wurde sowohl nach 28 d wie auch nach 360 d Monosulfat gefunden. Ettringit und beide Formen des Monocarbonats waren nicht messbar. Auch der Portlanditgehalt hat sich im Verlauf der Lagerung bei diesem Beton durch die Carbonatisierung nicht signifikant verändert. Dies ist vermutlich auf den sehr hohen Gehalt an Portlandit infolge des hohen Zementgehalts dieses Betons und die geringere Porosität des hochfesten Betons im Vergleich zur Mischung K25 zu erklären. Bei der Probe von M85 im Alter von einem Jahr, die bei 10 °C unter Wasser gelagert wurde, konnte ebenfalls Monosulfat gefunden werden. Eine Thaumassitbildung, die bei der Zusammensetzung dieses Betons und den Randbedingungen möglich wäre, konnte nicht beobachtet werden.

Die Untersuchung der kristallinen Phasenbildung bei den beiden Betonen K25 und M85 bei unterschiedlichen Lagerungsarten im Alter von 28 d und 360 d zeigte ein unterschiedliches Verhalten dieser beiden Betone in Abhängigkeit von der Lagerungsdauer. Bei dem Beton K25 konnte unabhängig von der Lagerungsart, Lagerungsdauer und Behandlungstemperatur immer Ettringit nachgewiesen werden. Die Menge des Ettringits hat sich im Lauf der Lagerung nicht signifikant verändert. Dies spricht gegen eine starke sekundäre Ettringitbildung in diesem Beton infolge der Wärmebehandlung. Auch die Messungen der Längenänderung und des dynamischen E-Moduls sprechen bei diesem Beton gegen eine schädliche sekundäre Ettringitbildung. Bei dem Beton M85 konnte überraschenderweise sowohl nach 28 d als auch nach 360 d nur in der nicht wärmebehandelten Vergleichsprobe Ettringit nachgewiesen werden. Eine Zunahme des Ettringitgehaltes konnte auch hier nicht beobachtet werden. In dem betrachteten Zeitraum konnte also auch für den hochfesten Beton keine schädigende verspätete Ettringitbildung nachgewiesen werden. Auch diese Beobachtung wird durch die Messungen der Längenänderung und des dyn. E-Moduls gestützt. Möglicherweise genügt der Beobachtungszeitraum von einem Jahr für die endgültige Beurteilung, ob eine verspätete Ettringitbildung bei den wärmebehandelten Proben dieses Betons stattfinden kann, nicht aus, da in [131]

berichtet wird, dass einer verspäteten Ettringitbildung oft eine Monosulfatbildung vorangeht. Diese wiederum ist in den hier untersuchten Proben gefunden worden.

Aus den hier vorliegenden Daten kann auch für die mit 80 °C behandelten Betone in dem betrachteten Zeitraum keine besondere Gefährdung hinsichtlich einer verspäteten Ettringitbildung auch bei feuchten Umgebungsbedingungen abgeleitet werden.

5. Zusammenfassung, Schlussfolgerungen und Ausblick

In dieser Arbeit sollte der Einfluss einer Wärmebehandlung, die sich im Rahmen der Vorgaben der Richtlinie des DAfStb zur Wärmebehandlung von Rüttelbeton [3] bewegt, auf die mechanischen Eigenschaften sowie die Dauerhaftigkeit von SVB untersucht werden. Dazu wurden SVB nach dem Mehlkorntyp, dem Stabilisierertyp und dem Kombinationstyp im Bereich der Festigkeitsklassen von C20/25 bis C70/85 hergestellt und mit einer Wärmebehandlung mit unterschiedlichen Höchsttemperaturen eine einheitliche Reife, die einer dauerhaften Lagerung von 3 Tagen bei 20 °C entsprechen sollte, eingestellt. Diese Betone wurden hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften, der Ausbildung des Gefüges, der kristallinen Phasenbildung und der Zusammensetzung des Porenwassers untersucht und mit den normgelagerten Referenzproben verglichen. Um auch eine Aussage über die Dauerhaftigkeit wärmebehandelter SVB treffen zu können, wurden ausgewählte Mischungen bei unterschiedlichen Lagerungsbedingungen über den Zeitraum von 18 Monaten auf ihr Verhalten untersucht. Gemessen wurde in diesem Abschnitt des Versuchsprogramms die Längenänderung der Probekörper, die Entwicklung des dyn. E-Moduls, die Druckfestigkeit und Biegezugfestigkeit und die kristalline Phasenbildung.

Die Untersuchungen der **Druckfestigkeit** der Betone unmittelbar nach dem Erreichen der gewünschten Reife zeigten, dass die SVB mit hohen $(w/z)_{eq}$ -Werten sehr negativ durch die Wärmebehandlung beeinflusst werden. Der Festigkeitsunterschied zu den normgelagerten Referenzproben beträgt bei den niederfesten Betonen z.T. 30 % bei einer Behandlungstemperatur von 80 °C und liegt über den Werten, wie er für vergleichbar zusammengesetzte und behandelte Rüttelbetone bekannt ist [19]. Die hochfesten Mischungen hingegen werden durch die Wärmebehandlung in der Druckfestigkeit nur gering beeinflusst. Bei diesen Betonen ist kein Unterschied zu den Rüttelbetonen vorhanden. Eine Nachlagerung der Betone führt bei den niederfesten Mischungen zu einer leichten Verbesserung der Werte, der Unterschied zu den normgelagerten Referenzmischungen beträgt allerdings nach 28 d immer noch bis zu 20 %. Ein Einfluss des SVB-Typs konnte bei den Druckfestigkeitsuntersuchungen nicht festgestellt werden. Auch bei den Untersuchungen des **E-Moduls** konnte ein positiver Einfluss eines niedrigen $(w/z)_{eq}$ -Wertes festgestellt werden. Der relative E-Modul der Betone nimmt mit zunehmendem $(w/z)_{eq}$ -Wert ab bzw. mit zunehmendem Mehlkorngehalt zu. Bei der Beurteilung des E-Moduls ist ein gewisser Einfluss des SVB-Typs zu beobachten. Bis zu einer Festigkeitsklasse C35/45 verhalten sich die Mehlkorntypen günstiger, während bei den hohen Festigkeitsklassen die Kombinationstypen die besseren Ergebnisse liefern. Bei der **Spaltzugfestigkeit** der untersuchten Betone konnte bis zu einer Behandlungstemperatur von 60 °C kein negativer Einfluss durch eine Wärmebehandlung unabhängig von der Mischungszusammensetzung festgestellt werden. Eine Wärmebehandlung mit 80 °C führte jedoch bei allen Betonen zu einer z.T. deutlichen Verschlechterung der Werte im Vergleich zu den Referenzmischungen.

Die Ursache für die negative Veränderung der mechanischen Eigenschaften, insbesondere der Druckfestigkeit, der SVB durch die Wärmebehandlung ist auf eine Veränderung des im Porenraums der Betone zurückzuführen. Dies konnte mit Hilfe der Ergebnisse der ESEM-Betrachtung, der Heliumpyknometrie und der Quecksilberdruckporosimetrie nachgewiesen werden. Die Gesamtporosität der hier untersuchten SVB hat sich durch die Wärmebehandlung nicht, wie teilweise in der Literatur berichtet wird [23, 27, 110], erhöht, so dass dies nicht die Ursache für die Unterschiede in der Druckfestigkeit sein kann. In der Regel weisen die wär-

mebehandelten Mischungen sogar eine niedrigere Gesamtporosität als die normgelagerten Betone auf. Vielmehr verändert die Wärmebehandlung die Porenradienverteilung. Es ist allgemein eine Verschiebung der Porenradien hin zu größeren Poren zu verzeichnen, wobei hier Betone mit hohem $(w/z)_{eq}$ -Wert stärker beeinflusst werden. Die Verschiebung des mittleren Porenradius kann bei diesen Mischungen bei einer Wärmebehandlung mit 80 °C bis zum 6-fachen des Wertes der Normlagerung betragen und ist vermutlich auf die hohe Wärmedehnung des Wassers im noch nicht erhärteten Beton zurückzuführen. Die durch die Porenverteilung verursachte Veränderung der Druckfestigkeit konnte rechnerisch mit Hilfe einer empirische Formel erfasst werden, so dass aus der Kenntnis des Porenraumes eines wärmebehandelten SVB auf die Druckfestigkeit dieses Betons im Verhältnis zur Normlagerung geschlossen werden kann. Die berechneten Ergebnisse bilden die Versuchsergebnisse mit einer sehr hohen Genauigkeit ab.

Die Untersuchung der versiegelten Proben mit Hilfe der **Röntgenbeugungsanalyse** im Anschluss an die Wärmebehandlung zeigte, dass durch die Wärmebehandlung keine wesentlich unterschiedliche Phasenzusammensetzung im Vergleich zu den normgelagerten Referenzproben vorhanden ist. Auch der SVB-Typ spielt bei der Phasenzusammensetzung der Betone nach der Wärmebehandlung keine Rolle. Der größte Unterschied zwischen den normgelagerten und den mit 80 °C behandelten Proben liegt im Nachweis des Ettringits. Bei den versiegelten wärmebehandelten Proben konnte im wirksamen Alter von 3 d und auch nach einer Lagerungszeit von 28 d kein Ettringit nachgewiesen werden, während dies bei den Referenzproben in der Regel möglich war. Dies ist ein mögliches Indiz für die in [50, 51] beschriebene thermische Instabilität des Ettringits bei Temperaturen über 60 °C. Es ist bei diesem Messverfahren allerdings zu beachten, dass für den Nachweis einer Phase die Nachweisgrenze von 3-5 M.-% überschritten sein muss. Es ist also durchaus möglich, dass bei den Proben, bei denen ein Nachweis des Ettringits mit diesem Verfahren nicht möglich war, diese Phase in einer geringen Menge dennoch vorhanden ist. Dies hat sich bei der vergleichenden Untersuchung der Proben mit dem ESEM auch bestätigt. Es konnte teilweise zweifelsfrei in den Proben, in denen laut den Ergebnissen der XRD-Analyse kein Ettringit vorhanden war, mit Hilfe der EDX-Analyse Ettringit nachgewiesen werden. Diese Erkenntnisse widersprechen der Theorie, dass der Ettringit durch Überschreiten der thermischen Stabilitätsgrenze zerstört wird und deshalb in den mit 80 °C behandelten Proben nicht mehr nachweisbar ist, da diese hohen Temperaturen über einen langen Zeitraum vorhanden waren und somit das Ettringit auch völlig zersetzt sein müsste.

Hier liefert die Untersuchung der **Porenlösung** einen weiteren möglichen Erklärungsansatz für den niedrigen Ettringitgehalt in den wärmebehandelten Proben. Bei der Untersuchung der Porenlösung ist zunächst der hohe Sulfatgehalt bemerkenswert. Dieser ist bei den mit 80 °C behandelten Proben bis zu 18-fach höher als bei den Referenzproben. Dies wird in [50, 51] auch für wärmebehandelte Rüttelbetone berichtet. Die Erklärung für diesen hohen Sulfatgehalt liegt in der deutlich niedrigeren Löslichkeit des Portlandits in heißem Wasser im Vergleich zum kalten Wasser [116]. Im heißen Wasser ist somit ein deutlich geringerer Ca-Gehalt vorhanden als bei einer normalen Behandlung der Betone. Dieser geringe Calciumgehalt führt dazu, dass ein höherer Gehalt an Sulfationen in der Porenlösung möglich ist. Dies ist die Ursache für den Abbau sulfathaltiger Phasen während der Wärmebehandlung und somit für den geringen Gehalt an Ettringit. Dies widerspricht auch nicht der Tatsache, dass teilweise ein Nachweis von Ettringit in den wärmebehandelten Proben möglich war. Bei Raumtemperatur im Anschluss an die Wärmebehandlung sind in den Proben scheinbar alle Voraussetzungen

für eine Ettringitbildung vorhanden, dennoch ist auch nach 28 d Lagerung kein Ettringit in den versiegelten Proben nachweisbar. Dies liegt an dem pH-Wert der Porenlösung im Anschluss an die Wärmebehandlung. In [30] sind die Grenzen des Stabilitätsbereiches von Ettringit hinsichtlich des pH-Wertes aus der Literatur zusammengestellt und als Obergrenze für die Stabilität von Ettringit wird ein pH-Wert von 13,4 angegeben. Dieser Wert wird von allen Proben im wirksamen Alter von 3 d außer von dem Beton S25-80-3 überschritten, so dass der hohe pH-Wert eine Ettringitbildung im Anschluss an die Wärmebehandlung verhindert. Bei praxisrelevanten Umgebungsbedingungen ist jedoch mit einem Absinken des pH-Wertes im Laufe der Zeit zu rechnen.

Somit ist theoretisch eine Gefährdung der wärmebehandelten SVB durch eine verspätete Ettringitbildung denkbar. Die durchgeführten Untersuchungen zur **Dauerhaftigkeit** haben in dieser Hinsicht jedoch keine Anzeichen geliefert. Weder die Messungen der Längenänderung, noch des dynamischen E-Moduls bei den gewählten Lagerungsarten der Betone über den Zeitraum von 18 Monaten deuten auf eine schädigende verspätete Ettringitbildung hin. Allerdings konnte in verschiedenen Proben sowohl nach 28 d als auch nach einem Jahr Lagerung wieder Ettringit nachgewiesen werden. Da der Nachweis von Ettringit unmittelbar nach der Wärmebehandlung nicht möglich war, muss es sich bei diesem Ettringit um rekristallisiertes Ettringit handeln, der jedoch bis zu diesem Zeitpunkt nicht zu schädigenden Dehnungen geführt hat. Allerdings wird in der Literatur auch nur dem topochemisch gebildeten sekundärem Ettringit eine schädigende Wirkung zugesprochen, während aus der Lösungsphase entstandener Ettringit als nicht treibend eingestuft wird [30, 71, 72, 80]. Auch die Untersuchungen der Druckfestigkeit und der Biegezugfestigkeit bei den verschiedenen Lagerungsbedingungen bis zu einem Jahr lassen den Schluss zu, dass keine Gefügeschädigung bei den SVB vorliegt. Die Messwerte nach einem Jahr zeigen, dass die Werte bezogen auf die Ergebnisse der Referenzmischungen durch die lange Lagerungsdauer wieder besser werden und die Nachlagerung sich somit positiv auf die Festigkeiten der wärmebehandelten SVB auswirken. Die Verbesserung der Festigkeiten ist vermutlich auf eine Verringerung der Porosität infolge der weiteren Hydratation des Zements und der puzzolanischen Zusatzstoffe zurückzuführen. Die Druckfestigkeit und Biegezugfestigkeit werden im Wesentlichen nicht durch die Lagerungsarten unterschiedlich beeinflusst. Auch der SVB-Typ spielt bei vergleichbarer Zusammensetzung keine Rolle. Lediglich bei den frei bewitterten Proben ist eine im Vergleich zu den feucht gelagerten Proben reduzierte Festigkeit zu verzeichnen, die aber durch das Schwinden dieser Probekörper infolge der Witterung zu erklären ist und keine Folge der Wärmebehandlung darstellt.

Auffallend sind die Ergebnisse des dyn. E-Moduls der frei bewitterten hochfesten Betone. Hier ist ab dem Zeitpunkt der Auslagerung der Proben ein Rückgang des dyn. E-Moduls auf das Niveau unmittelbar nach dem Ausschalen der Proben zu verzeichnen. Auch im weiteren Verlauf der Lagerung dieser Proben ist keine Zunahme des dyn. E-Moduls vorhanden. Eine mögliche Erklärung für dieses Verhalten, das in dieser extremen Form nur bei den hochfesten Mischungen vorhanden ist, liegt in der Zusammensetzung dieser Betone. Die niedrigen $(w/z)_{eq}$ -Werte in Verbindung mit der trockenen, heißen Witterung zum Zeitpunkt der Auslagerung führte vermutlich zu einem inneren Austrocknen der Proben, das zu einer inneren Rissbildung geführt hat. Dies konnte durch mikroskopische Untersuchungen bestätigt werden.

Abschließend kann aus den hier durchgeführten Untersuchungen abgeleitet werden, dass die Wärmebehandlung, wie sie in der Richtlinie des DAfStb für Rüttelbetone [3] vorgeschlagen wird, auch auf SVB übertragen werden kann. Die Auswirkungen auf die Druckfestigkeit ist bei SVB mit hohen $(w/z)_{eq}$ -Werten stärker als bei vergleichbaren Rüttelbetonen, allerdings

spielen diese Betone in der Fertigteilindustrie auch nur eine untergeordnete Rolle. Das Verhalten der hochfesten SVB hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften ist mit dem hochfesten Rüttelbetone zu vergleichen. Auch die Dauerhaftigkeit der wärmebehandelten SVB ist nicht schlechter zu beurteilen als die wärmebehandelter Rüttelbetone. Bei den hier durchgeführten Untersuchungen zur Dauerhaftigkeit der SVB zeigen die mit 80 °C behandelten Proben sogar ein außergewöhnlich gutes Verhalten bei den geprüften feuchten Lagerungsbedingungen. Es scheint, dass sich hinsichtlich der Dauerhaftigkeit die wärmebehandelten SVB besser als vergleichbare wärmebehandelte Rüttelbetone verhalten. Um dies jedoch endgültig zu beurteilen, sollten noch weitere Versuche über einen längeren Zeitraum als 18 Monate durchgeführt werden.

6. Literatur

- [1] REINHARDT, H.-W.; STEGMAIER, M.: „*Wärmebehandlung von Selbstverdichtendem Beton*“, Abschlussbericht zum Forschungsvorhaben gefördert durch die Gips-Schüle Stiftung, 2004.
- [2] DEUTSCHER AUSSCHUSS FÜR STAHLBETON (DAFSTB): „*DAfStb – Richtlinie SELBST-VERDICHTENDER Beton*“, Ergänzungen zu DIN 1045-2: 2001, Ausgabe November 2003.
- [3] DEUTSCHER AUSSCHUSS FÜR STAHLBETON (DAFSTB): „*DAfStb – Richtlinie zur Wärmebehandlung von Beton*“, September 1989.
- [4] REINHARDT, H.-W. (HRSG.) ET AL.: *Sachstandbericht Selbstverdichtender Beton (SVB)*. Deutscher Ausschuss für Stahlbeton (DAfStb), Heft 516. Berlin, Beuth Verlag, 2001.
- [5] OKAMURA, H., OZAWA, K.: „*Mix Design for Self-Compacting Concrete*“, in: Concrete Library of JSCE 25(1995), June, pp. 107-120
- [6] BRAMESHUBER, W.: „*Selbstverdichtender Beton*“, Schriftenreihe Spezialbetone Band 5, Verlag Bau + Technik, Düsseldorf, 2004
- [7] ALTNER, W.: „*Betonschnellerhärtung: Grundlagen und Verfahren*“, Düsseldorf: Beton – Verlag, 1981.
- [8] ESCALANTE-GARCIA, J.I., SHARP, J.H.: „*Effect of Temperature on the Hydration of the Main Clinker Phases in Portland Cements: Part I, Neat Cements*“. Cement and Concrete Research 28 (1998),Nr. 9, S.1245-1257.
- [9] ESCALANTE-GARCIA, J.I., SHARP, J.H.: „*Effect of Temperature on the Hydration of the Main Clinker Phases in Portland Cements: Part II, Blended Cements*“. Cement and Concrete Research 28 (1998),Nr. 9, S.1259-1274.
- [10] SAUL, A.: „*Principles underlying the steam curing of concrete in atmospheric pressure.*“ Magazine of Concrete Research 2, (1951) Nr.6, S. 127-140.
- [11] TEGELAAR, R.: „*Steuerung der Wärmebehandlung auf Basis der Betonreife.*“, Betonwerk + Fertigteil-Technik 68 (2002), Nr. 4, S. 30-37.
- [12] GRÜBL, P.; WEIGLER, H.; KARL, S.: „*Beton: Arten, Herstellung und Eigenschaften*“. 2. Auflage, Berlin: Ernst & Sohn, 2001.
- [13] DE VREE, R.T.; TEGELAAR, R.A.: „*Gewichtete Reife des Betons.*“, beton 48 (1998), H. 11, S 674-678.
- [14] BUNKE, N.: „*Priüfungen von Beton, Empfehlungen und Hinweise als Ergänzung zu DIN 1048*“, Deutscher Ausschuss für Stahlbeton (DAfStb), Heft 422, Berlin: Beuth, 1991.
- [15] SCHNEIDER, U.; DUMAT, F.: „*Warmbehandlung von Beton durch Mikrowellen.*“ DAfStb Heft 418, Berlin, 1991.
- [16] MENZEL, U.: „*Warmbehandlung von Beton.*“, Betonwerk + Fertigteiltechnik 57, (1991) Nr. 12, S. 92-97.

- [17] SCHNEIDER, U.: „*Warmbehandlung von Beton durch Mikrowellen.*“, Zement Beton (1992), Nr. 1, S25-26.
- [18] DBV SACHSTANDSBERICHT „*Wärmebehandlung von Beton*“ (Fassung Juli 1985). Betonwerk + Fertigteil-Technik 51 (1985), Nr. 9, S. 610-617.
- [19] WIERIG, H.-J.: „*Kurzzeitwarmbehandlung von Beton, Teil 1.*“, Betonwerk + Fertigteil-Technik 41 (1975), Nr. 9, S. 418-423.
- [20] NEUBARTH, E.: „*Frühhochfeste Betone durch Kurzzeitwarmbehandlung.*“, Betonstein-Zeitung 35 (1969), Nr.9, S.536-541.
- [21] WISCHERS, G.: „*Anmerkungen zum Merkblatt für die Herstellung geschlossener Betonoberflächen bei einer Wärmebehandlung.*“ beton 17 (1967) H. 3, S. 101-103 und H. 4, S. 139-142.
- [22] WIERIG, H.-J.: „*Kurzzeitwarmbehandlung von Beton, Teil 2.*“, Betonwerk + Fertigteil-Technik 41 (1975), Nr. 10, S. 492-495.
- [23] ESCALANTE-GARCIA, J.I.; SHARP, J.H.: „*The microstructure and mechanical properties of blended cements hydrated at various temperatures.*“ Cement and Concrete Research 31 (2001), Nr. 5, S.695-702.
- [24] NECK, U.: „*Auswirkungen der Wärmebehandlung auf die Dauerhaftigkeit von Beton*“. beton 38 (1988), H. 12, S 488-493
- [25] MOURET, M.; BASCOUL, A.; ESCADEILLAS, G.: „*Microstructural features of concrete in relation to initial temperature – SEM and ESEM characterization.*“ Cement and Concrete Research 29 (1999), S.369-375.
- [26] WALZ, K.: „*Der Einfluss der Wärmebehandlung auf die Festigkeit von Beton aus verschiedenen Zementen*“. Forschungsberichte des Landes Nordrhein-Westfalen, Westdeutscher Verlag/Köln und Opladen, 1960.
- [27] ALEXANDERSSON, J.: „*Physikalische Wirkungen bei der Warmbehandlung von Beton*“. Betonwerk + Fertigteil-Technik 38 (1972), Nr. 12, S. 885-887.
- [28] SYLLA, H.-M.: „*Reaktionen im Zementstein durch Wärmebehandlung*“. beton 38 (1988) H. 11 S. 449-454.
- [29] STARK, J.; WICHT, B.: „*Zement und Kalk: der Baustoff als Werkstoff*“, Basel: Birkhäuser, 2000.
- [30] BOLLMANN, K.: „*Ettringitbildung in nicht wärmebehandelten Betonen.*“, Diss., Bauhaus – Universität, Weimar, 2000.
- [31] OTTEMANN, J.: „*Die Bedeutung der Wasserstoffionenkonzentration für die hydraulische Erhärtung von Braunkohlenaschen und Gipsschlackenzement.*“ Silikattechnik 22 (1951) Nr. 5, S. 143-149.
- [32] WIEKER, W.; HERR, R.: „*Zu einigen Problemen der Chemie des Portlandzements*“. Zement-Chemie 29 (1989) Nr. 9, S. 321-327
- [33] WIEKER, W.; HERR, R.; HÜBERT, C.: „*Alkali-Kieselsäure-Reaktion - ein Risiko für die Dauerhaftigkeit?*“. Betonwerk + Fertigteil-Technik (1994) Nr. 11, S. 86-91

- [34] HÜBERT, C.; WIEKER, W.; HERR, R.; JURGA, U.: „Zum Einfluss der Alkalien auf die betonschädigende sekundäre Ettringitbildung in wärmebehandelten Zementsteinen und -mörteln.“ GDCh – Monographie, Bauchemie 7 (1997), S. 151-157.
- [35] KNÖFEL, D.: „Beeinflussung der Eigenschaften von Portlandzementklinker und Portlandzement durch Alkalien.“ Silikattechnik 22 (1971) Nr. 8, S. 262-265.
- [36] WARREN, C.J.; REARDON, E.J.: "The Solubility of Ettringite at 25 °C." Cement and Concrete Research 24 (1994) Nr. 8, S. 1515-1524
- [37] DAMIDOT, D.; GLASSER, F.P.: „Thermodynamic Investigation of the CaO–Al₂O₃-CaSO₄-H₂O System at 25 °C and the Influence of Na₂O” Advances in Cement Research 7 (1995) Nr. 27, S. 129-134.
- [38] FAMY, C.; TAYLOR, H.F.W.: "Ettringite in Hydration of Portland Cement Concrete and its Occurrence in Mature concretes". ACI Materials Journal 98 (2001) Nr. 4, S. 350-356.
- [39] DAMIDOT, D.; GLASSER, F.P.: „Thermodynamic Investigation of the CaO–Al₂O₃-CaSO₄-H₂O System at 50 °C and at 80 °C” Cement and Concrete Research 22 (1992) Nr. 6, S. 1179-1191.
- [40] DAMIDOT, D.; GLASSER, F.P.: „Thermodynamic Investigation of the CaO–Al₂O₃-CaSO₄-H₂O System at 25 °C and the Influence of Na₂O” Cement and Concrete Research 23 (1993) Nr. 1, S. 221-238.
- [41] HEINZ, D.: "Schädigende Bildung ettringitähnlicher Phasen in wärmebehandelten Mörteln und Betonen." Diss., RWTH Aachen, 1986.
- [42] MTSCHEDLOW-PETROSJAN, O.P.; BABUSKIN, V.J.; MATVEEV, G.M.: "Thermodynamics of Silicates." Springer-Verlag New York, Heidelberg, (1985).
- [43] MTSCHEDLOW-PETROSJAN, O.P.: "Thermodynamik der Silikate", VEB Verlag für Bauwesen, Berlin, 2. Auflage, 1966
- [44] NÉRAD, I.; SAUSOVÁ, S.; STELUVA, L.: „The CaO–Al₂O₃-CaSO₄-H₂O System Equilibrium States." Cement and Concrete Research 24 (1994) Nr. 2, S. 259-266.
- [45] MEHTA, P.K.: "Stability of Ettringite on Heating" Journal of the American Ceramic Society 55 (1972) Nr. 1, S. 55-56
- [46] GHORAB, H.Y.; HEINZ, D.; LUDWIG, U.; MESKENDAHL, T.; WOLTER, A.: „On the Stability of Calcium Sulphate Hydrates in Pure Systems and in Cements." 7th International Congress on the Chemistry of Cement, 1981, Vol. IV. Editions Septima, Paris, S. 496-503.
- [47] BERGER, A.S.; KOTSUPALO, N.P.; PUSHNYAKOVA, V.A.: "On Metastable Equilibrium of Calcium Hydroaluminates in Solutions of Hydroxide of Alkali Metals." 6th International Congress on the Chemistry of Cement, Moskau, III-4 (1974), S. 1-12.
- [48] WIEKER, W.; HÜBERT, C.; SCHUBERT, H.: "Untersuchungen zum Einfluss der Alkalien auf die Stabilität der Sulfoaluminathydrate in Zementstein und -mörteln bei Warmbehandlung". Schriftenreihe des Institutes für Massivbau und Baustofftechnologie, Uni Karlsruhe (1996), S. 175-186

- [49] Zhou, Q.; Glasser, F.P.: *"Thermal Stability and Decomposition Mechanisms of Ettringite at 120°C"*. Cement and Concrete Research 31 (2001) Nr. 9, S 1333-1339.
- [50] LAWRENCE, C.D.: *"Delayed Ettringite Formation: An Issue?"*, Materials Science of Concrete IV. The American Ceramic Society, 1995.
- [51] MINDESS, S.; YOUNG, J.F.: *"Concrete"*, Englewood Cliffs, New Jersey : Prentice Hall, 1981
- [52] FU, Y.; XIE, P.; GU, P.; BEAUDOIN, J.J.: *"Effect of Temperature on Sulphate Adsorption/Desorption by Tricalcium Silicate Hydrates."* Cement and Concrete Research 24 (1994), Nr. 8, S. 1428-1432.
- [53] FAMY, C.; SCRIVENER, K.L.; ATKINSON, A.; BROUGH, A.R.: *"Effects of an Early or Late Heat Treatment on the Microstructure and Composition of inner C-S-H Products of Portland Cement Mortars"*. Cement and Concrete Research 32 (2002) Nr. 2, S 269-278.
- [54] KURDOWSKI, W.: *"Role of Delayed Release of Sulphates from Clinker in DEF"*. Cement and Concrete Research 32 (2002) Nr. 3, S 401-407.
- [55] LAWRENCE, C.D.: *"Laboratory Studies of Concrete Expansion Arising from Delayed Ettringite Formation"*, Technical Report C/16, British Cement Association, 1993.
- [56] DAY, R.L.: *"The Effect of Secondary Ettringite Formation on the Durability of Concrete: A Literature Analysis."* Civil Engineering Report CE92-2, PCA Project 92-05, Department of Engineering, University of Calgary, May 1992.
- [57] STADELMANN, C.; HERR, R.; WIEKER, W.; KURZAWSKI, I.: *"Zur Bestimmung von Ettringit in erhärteten Portlandzementpasten."* Silikattechnik 39 (1988), Nr. 4, S. 120-122.
- [58] BROWN, P.W.; BOTHE JR., J.V.: *"The Stability of Ettringite."* Advances in Cement Research 5 (1993), Nr. 18, S. 47-63.
- [59] DIAMOND, S.: *"Delayed Ettringite Formation – Processes and Problems."*, Cement and Concrete Composites 18 (1996), Nr. 3, S. 205-215
- [60] SEYFARTH, K.; STARK, J.: *"Ettringitbildung im erhärteten Beton – Schadensbilder und mögliche Schadensmechanismen."*, Thesis, wissenschaftliche Zeitschrift der Bauhaus-Universität Weimar 44, (1998), Nr.1/2, S.24-32.
- [61] BARNETT, S.J.; MACPHEE, D.E.; LACHOWSKI, E.E.; CRAMMOND, N.J.: *"XRD, EDX and analysis of solid solutions between thaumasite and ettringite"*. Cement and Concrete Research 32 (2002) Nr. 5, S. 719-730.
- [62] WISCHERS, G.; NECK, U.; SYLLA, H.-M.: *"Dauerhaftigkeit von wärmebehandelten Betonen hoher Festigkeit"*. Technologie und Anwendung der Baustoffe: zum 60. Geburtstag von Ferdinand S. Rostásy, Berlin: Ernst, 1992, S. 143-152.
- [63] BENSTED, J.; PRAKASH VARMA, S.: *"Studies of thaumasite Part 1"*. Silic. Industr. 38 (1973), S. 29-32.
- [64] BENSTED, J.; PRAKASH VARMA, S.: *"Studies of thaumasite Part 2"*. Silic. Industr. 39 (1974), S. 11-19.

- [65] BROUGH, A.R.; ATKINSON, A.: *"Micro-Raman Spectroscopy of Thaumasite"*. Cement and Concrete Research 31 (2001) Nr. 3, S. 421-424.
- [66] BROWN, P.W.: *"Thaumasite Formation and other Forms of Sulfate Attack"*. Cement and Concrete Composite 24 (2002), S. 301-303.
- [67] GATHEMANN, B.; CHARTSCHENKO, I.; STARK, J.: *„Ettringitstabilität nach einer thermischen Behandlung“*. Thesis 1/2 (1998), S. 44-48.
- [68] HEINZ, D.; LUDWIG, U.; NASR, R.: *„Modellversuche zur Klärung von Schadensursachen an wärmebehandelten Betonfertigteilen. Teil 2: Wärmebehandlung von Mörteln und späte Ettringitbildung“*. TIZ: Fachzeitschrift für Rohstoff-Engineering, Aufbereitung, Veredlung, Baustoff-Verfahrenstechnik 106 (1982), Nr.3, S. 178-183.
- [69] TAYLOR, H.F.W.; FAMY, C.; SCRIVENER, K.L.: *"Delayed Ettringite Formation"*, Cement and Concrete Research 31 (2001) Nr. 5, S. 683-693.
- [70] FAMY, C.; SCRIVENER, K.L.; ATKINSON, A.; BROUGH, A.R.: *"Influence of the Storage Conditions on the Dimensional Changes of Heat-Cured Mortars"*. Cement and Concrete Research 31 (2001) Nr. 5, S. 795-803.
- [71] KÜHL, H.: *"Zement-Chemie"* Band III, VEB Verlag Technik, Berlin, 1961, 3. Auflage.
- [72] SMOLCZYK, H.-G.: *"Die Ettringit – Phasen im Hochofenzement."*, Zement – Kalk – Gips 14 (1961), Nr. 7, S. 277-284.
- [73] HENKEL, F.; ROST, F.: *„Über den Kristallisationsdruck betonzerstörender Sulfate“*. In: Betonstein-Zeitung (1953), Nr. 9, S. 356-358.
- [74] SCHERER, G.W.: *"Crystallization in pores"*. Cement and Concrete Research 29 (1999) Nr. 8, S. 1347-1358.
- [75] TAYLOR, H.F.W.: *"Sulfate Reactions in Concrete – microstructural and chemical aspects."* In: Cement Technology, edited by E.M. Gartner and H. Uchikawa, Ceramic Transactions Vol. 40, American Ceramic Society, Westville, OH (1994), S. 61-78.
- [76] MWILA MULENGA, D.: *"Zum Sulfatangriff auf Beton und Mörtel einschließlich der Thaumasitbildung."* Diss., Bauhaus-Universität Weimar, 2002.
- [77] SCHWIETE, H.E.; LUDWIG, U.; JÄGER, P.: *„Untersuchungen im System 3CaO-Al₂O₃-CaSO₄-CaO-H₂O“* Zement-Kalk-Gips 17 (1964) Nr. 6, S. 229-236.
- [78] SCHWIETE, H.E.; IWAI, T.: *„Über das Verhalten der ferritischen Phase im Zement bei der Hydratation.“* Zement-Kalk-Gips 17 (1964), S. 379-386.
- [79] JOHANSEN, V.; THAULOW, N.; IDORN, G.M.: *"Dehnungsreaktionen in Mörtel und Beton."* Zement – Kalk – Gips 47 (1984), Nr. 3, S. 150-155.
- [80] ODLER, I.; COLAN-SUBAUSTE, J.: *"Investigations on Cement Expansion Associated with Ettringite Formation"*. Cement and Concrete Research 29 (1999) Nr. 5, S. 731-735.
- [81] GLASSER, F.P.; DAMIDOT, D.; ATKINS, M.: *„Phase Development in Cement in Relation to the Secondary Ettringite Problem."* Advances in Cement Research 7 (1995), Nr. 26, S. 57-68.

- [82] ONG, S.: "*Studies on effects of steam curing and alkali hydroxide additions on pore solution chemistry, microstructure and alkali silica reactions.*" Diss., Purdue Universität, (1993)
- [83] JOHANSEN, V.; THAULOW, N.; SKALNY, J.: "*Simultaneous Presence of Alkali – Silica Gel and Ettringite in Concrete.*", *Advances in Cement Research* 5 (1993), Nr. 17, S.23-29.
- [84] YANG, R.; LAWRENCE, C.D.; LYNSDALE, C.J.; SHARP, J.H.: "*Delayed ettringite formation in heat-cured Portland cement mortars*". *Cement and Concrete Research* 29 (1999) Nr.1, S. 17-25.
- [85] FAMY, C.; TAYLOR, H.F.W.: "*Ettringite in Hydration of Portland Cement Concrete and its Occurrence in Mature concretes*". *ACI Materials Journal* 98 (2001) Nr. 4, S. 350-356.
- [86] FU, Y.; BEAUDOIN, J.J.: „*A Through – solution Mechanism for Delayed Ettringite Formation in Pre – existing Cracks in Portland Cement Mortar*". *Journal of Materials Science Letters* 14 (1995), Nr. 3, S. 217-219.
- [87] MEHTA, P.K.: "*Mechanism of Expansion associated with Ettringite Formation.*" *Cement and Concrete Research* 3 (1973), Nr. 1, S.1-6.
- [88] MEHTA, P.K.; HU, F.: „*Further Evidence for Expansion of Ettringite by Water Adsorption.*" *Journal of the American Ceramic Society – Discussions and Notes* (1978) March – April.
- [89] COLÁN SUBAUSTE, J.: "*Untersuchungen über die Expansionsprozesse bei der Ettringitbildung*", Diss., Technische Universität Clausthal, 1993.
- [90] JOHANSEN, V.; THAULOW, N.; IDORN, G.M.; SKALNY, J.: "*Chemical Degradation of concrete.*" *RH&H Bulletin* 56 (1995), January, S. 1-16.
- [91] THAULOW, N.; JOHANSEN, V.; JAKOBSON, U.H.: "*What Causes Delayed Ettringite Formation?*" *RAMBOLL – Bulletin* 60 (1996), March.
- [92] CHARTSCHENKO, I.: „*Theoretischen Grundlagen zur Anwendung von Quellzementen in der Baupraxis.*" Habilitationsschrift, HAB Weimar, 1995.
- [93] DENG MIN; TANG, MINGSHU: "*Formation and Expansion of Ettringite Crystals.*" *Cement and Concrete Research* 24 (1994), S.119-126.
- [94] MÖSER, B.: *Anwendungen der ESEM-Technologie in der Baustoffforschung*. Thesis, Wissenschaftliche Zeitschrift der Bauhaus-Universität Weimar (1998), H. 1/2, S. 61-73.
- [95] LOCHER, F. W.: *Zement: Grundlagen der Herstellung und Verwendung*. Düsseldorf: Bau+Technik, 2000.
- [96] MÖSER, B.: „*Nano – Charakterisierung von Hydratphasen mittels Rasterelektronenmikroskopie*" 15. ibausil, Weimar, September 2003, Tagungsbericht Band 1, Seite 1-0589-1-0607.
- [97] POROTEC (HRSG.):*Betriebsanleitung Porosimeter Pascal 140/240/440*, Frankfurt am Main
- [98] SIEMENS (HRSG.): *Diffraktometer D500/501 Betriebsanleitung o. O. u. J.*

- [99] VEB ZEMENTKOMBINAT DESSAU: „Portlandzement PZ 9/35.“ In: Werkstandard WSQ 2151-106/01, Gruppe 151, 18 (1987).
- [100] HOFFMANN, D.; SCHÖBER, E.; HERR, R.; LOHSE, H.: „Zur Bestimmung der Alkalität von erhärteten Zementpasten. Vergleichende Untersuchungen zwischen der Auspressmethode und dem Auslaugungsverfahren.“ Silikattechnik 40 (1989), Nr. 2, S. 57-59.
- [101] STASSINOPOULOS, N.: „Untersuchung über die Zusammensetzung der flüssigen Phase und die Migrationsprozesse in Zementpasten und Mörteln“. Diss. TU Clausthal, 1982.
- [102] ANDERSSON, K.; ALLARD, B.; BENGTSSON, M.; MAGNUSSON, B.: “Chemical Composition of Cement Pore Solutions.” Cement and Concrete Research 19 (1989) Nr. 3, S. 327-332.
- [103] PAGE, C.-L.; VENNESLAND, Ö.: “Pore Solution Composition and Chloride Binding Capacity of Silica-Fume Cement Pastes.” Materials and Structures 16 (1983) Nr.91, S. 19-25.
- [104] NEVILLE, A. M.: “Properties of concrete”, 4th and final edition, Harlow : Longman Group, 1995.
- [105] CEB – COMITÉ EURO - INTERNATIONAL DU BETON – CEB FIP Model Code 1990, Bulletin D' Information No. 213/214 ; Lausanne, April 1993
- [106] WESCHE, K.: „Baustoffe für tragende Bauteile. Band 2 Beton Mauerwerk.“, 3. Auflage, Bauverlag GmbH Wiesbaden Berlin, 1993.
- [107] POPOVICS, S.: „Method for Developing Relationships between Mechanical Properties of Hardened Concrete“, Journal of the American Concrete Institute 70 (1973), Nr. 12, S.795-798.
- [108] POPOVICS, S.:” New Formulas for the Prediction of the Effect of Porosity on Concrete Strength.” , Journal of the American Concrete Institute 82 (1985), Nr. 3/4, S.136-146.
- [109] KLEMM, W.A.; MILLER, F.M.: „Plausibility of Delayed Ettringite Formation as a Distress Mechanism – Considerations at Ambient and Elevated Temperatures.“ In: Proceedings of the 10th International Congress on the Chemistry of Cement. Gothenburg, Schweden IV (1997), S.4iv059/ 10 S.
- [110] KALDE, M.; HEINZ, D.; LUDWIG, U.: „Schädigende späte Ettringitbildung in Zementpasten, Mörteln und Betonen.“, In: Thesis: wissenschaftliche Zeitschrift der Bauhaus-Universität Weimar, 44, (1998), Nr. 1/2, S. 34-42.
- [111] COLLEPARDI, M., BALDINI, G., PAURI, M., CORRADI, M.: “The Effect of Pozzolanes on the Tricalcium Aluminate Hydration”, Cement and Concrete Research 8 (1978), S. 712-741.
- [112] ODLER, I.; ABDUL-MAULA, S.; LU, Z.: “Effekt of Hydration Temperature on Cement Paste Structure.”, Microstructural Development During Hydration of Cements, Vol. 85 (1987), Edited by Struble and Brown, Materials Research Society, S. 139-144

- [113] GALLÉ, C.: “*Effect of drying on cement-based materials pore structure as identified by mercury intrusion porosimetry. A comparative study between oven-, vacuum-, and freeze drying.*” *Cement and Concrete Research* 31 (2001), S. 1467-1477.
- [114] PRINCE, W.; ESPAGNE, M.; AITCIN, P.-C.: „*Ettringite formation: A crucial step in cement superplasticizer compatibility*“, *Cement and Concrete Research* 33 (2003), S. 635-641.
- [115] HEWLETT, PETER C. (EDITOR): “*Lea’s chemistry of cement and concrete*”, 4th edition, London: Arnold, 1998.
- [116] CRC HANDBOOK OF CHEMISTRY AND PHYSICS, 62. Auflage, CRC Press, Inc., Boca Raton, Florida, USA, 1981-1982.
- [117] KURDOWSKI, W.; GARBACIK, A.; CHLADZYNSKI, S.: “*Inner sulfate corrosion*”, 15. ibausil, Weimar, September 2003, Tagungsbericht Band 2, Seite 2-0635-2-0646.
- [118] CRAMMOND, N.: “*The occurrence of thaumasite in modern construction-a review.*”, *Cement & Concrete Composites* 24 (2002), Nr. 3-4, S. 393-402.
- [119] NEVILLE, A.: “*The confused world of sulfate attack on concrete.*”, *Cement and Concrete Research* 34 (2004), S. 1275-1296.
- [120] SAHU, S.; THAULOW, N.: “*Delayed ettringite formation in Swedish concrete railroad ties.*”, *Cement and Concrete Research* 34 (2004), S. 1675-1681.
- [121] ZHOU, Q.; LACHOWSKI, E.E.; GLASSER, F.P.: “*Metaettringite, a decomposition product of ettringite.*”, *Cement and Concrete Research* 34 (2004), S. 703-710.
- [122] GLASSER, F.P.: „*The role of sulfate mineralogy and cure temperature in delayed ettringite formation.*“, *Cement & Concrete Composites* 18 (1996), S. 187-193.
- [123] COLLEPARDI, M.: “*A state-of-the-art review on delayed ettringite attack on concrete.*”, *Cement & Concrete Composites* 25 (2003), S. 401-407.
- [124] SCHINDLER, A.K.: “*Effect of Temperature on Hydration of Cementitious Materials.*”, *ACI Materials Journal* 101 (2004) Nr. 1, S. 72-81.
- [125] TORRES, S.M.; KIRK, C.A.; LYNSDALE, C.J.; SWAMY, R.N.; SHARP, J.H.: “*Thaumasite-ettringite solid solutions in degraded mortars.*” *Cement and Concrete Research* 34 (2004), S. 1297-1305.
- [126] MACPHEE, D.E.; BARNETT, S.J.: “*Solution properties of solids in the ettringite-thaumasite solid solution series.*”, *Cement and Concrete Research* 34 (2004), S. 1591-1598.
- [127] RAMLOCHAN, T.; THOMAS, M.D.A.; HOOTON, R.D.: “*The effect of pozzolans and slag on the expansion of mortars cured at elevated temperature Part II: Microstructural and microchemical investigations.*”, *Cement and Concrete Research* 34 (2004), S. 1341-1356.
- [128] BELLMANN, F.; STARK, J.: „*Ein Beitrag zum Chemismus der Thaumasitbildung.*“, 15. ibausil, Weimar, September 2003, Tagungsbericht Band 2, Seite 2-0659-2-0671.
- [129] ZHU, W.; BARTOS, P.J.M.: „*Permeation properties of self-compacting concrete.*“, *Cement and Concrete Research* 33 (2003), S. 921-926.

- [130] SANTHANAM, M.; COHEN, M.D.; OLEK, J.: “*Effects of gypsum formation on the performance of cement mortars during external sulfate attack.*”, Cement and Concrete Research 33 (2003), S. 325-332.
- [131] SHIMADA, Y.; YOUNG, J.F.: “*Thermal stability of ettringite in alkaline solutions at 80 °C.*”, Cement and Concrete Research 34 (2004), S. 2261-2268.
- [132] STARK, J.; WICHT, B.: „*Dauerhaftigkeit von Beton: der Baustoff als Werkstoff*“, Basel: Birkhäuser, 2001.
- [133] REINHARDT, H.-W.: „*Beton*“. In: Bergmeister, K., Wörner, H.-D. (Hrsg.): BetonKalendar 2005 ; Teil 2., 94. Jahrg. Berlin: Ernst & Sohn, 2004, S.1-142
- [134] HAYNES, J.M.: „*Determination of pore properties of constructional and other materials*“, Matériaux et constructions 6 (1973), Nr. 33, S. 169-174.
- [135] BOGUE R.H.: “*The Chemistry of Portland Cement*”, New York: Reinhold Publishing Corporation, 1947
- [136] TAYLOR, H.F.W.: “*Cement Chemistry*”, 2nd edition, London: Thomas Telford Publishing, 1997

Normen und technische Regelwerke

DIN 1045 Teil 2: *Tragwerke aus Beton, Stahlbeton und Spannbeton Teil 2: Beton-Festlegung, Eigenschaften, Herstellung und Konformität*, Ausgabe 2001-7

DIN 1048 *Prüfverfahren für Beton*, Ausgabe 1991-6

DIN 12350-7 *Prüfverfahren für Frischbeton, Luftgehalte*, Ausgabe 2000-11

DIN EN 196 Teil 1: *Prüfverfahren für Zement Teil 1: Bestimmung der Festigkeit*, Ausgabe 1995-5

Anhang

A1 Röntgenbeugungsanalyse an Proben der Festigkeitsuntersuchungen

A1.1 Röntgenbeugungsdiagramme im wirksamen Alter von 3 d

A1.1.1 Einfluss der Festigkeitsklasse auf die Phasenbildung

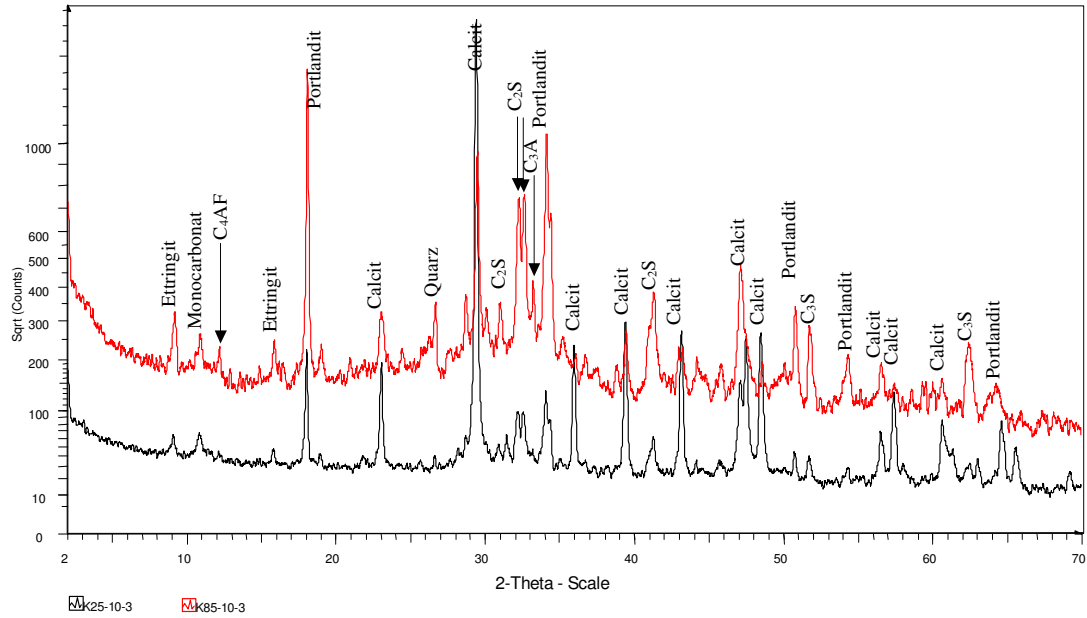


Bild A-1: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der Kombinationstypmischungen bei einem wirksamen Alter von 3 d und einer Behandlungstemperatur von 10 °C

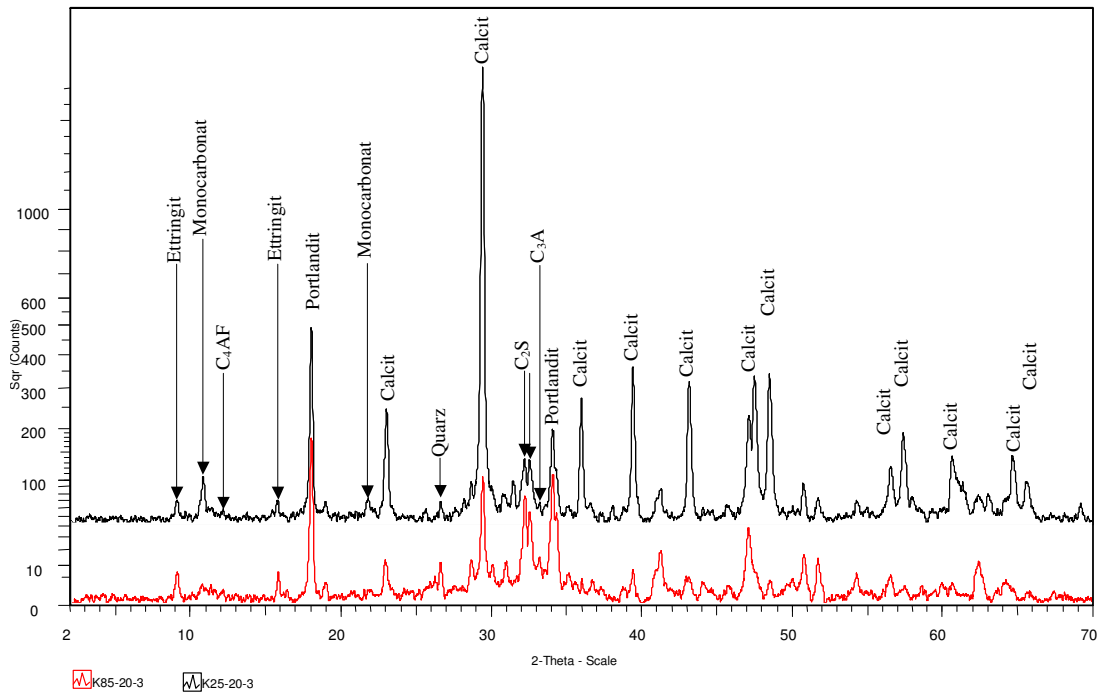


Bild A-2: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der Kombinationstypmischungen bei einem wirksamen Alter von 3 d und einer Behandlungstemperatur von 20 °C

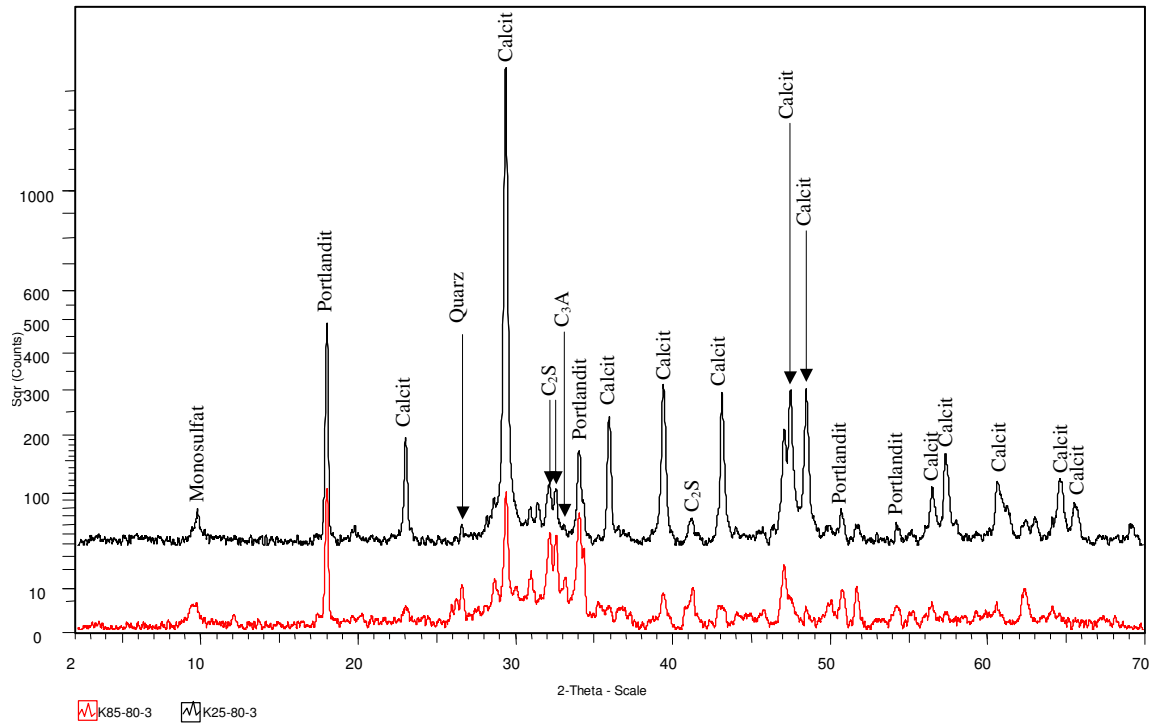


Bild A-3: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der Kombinationstypmischungen bei einem wirksamen Alter von 3 d und einer Behandlungstemperatur von 80 °C

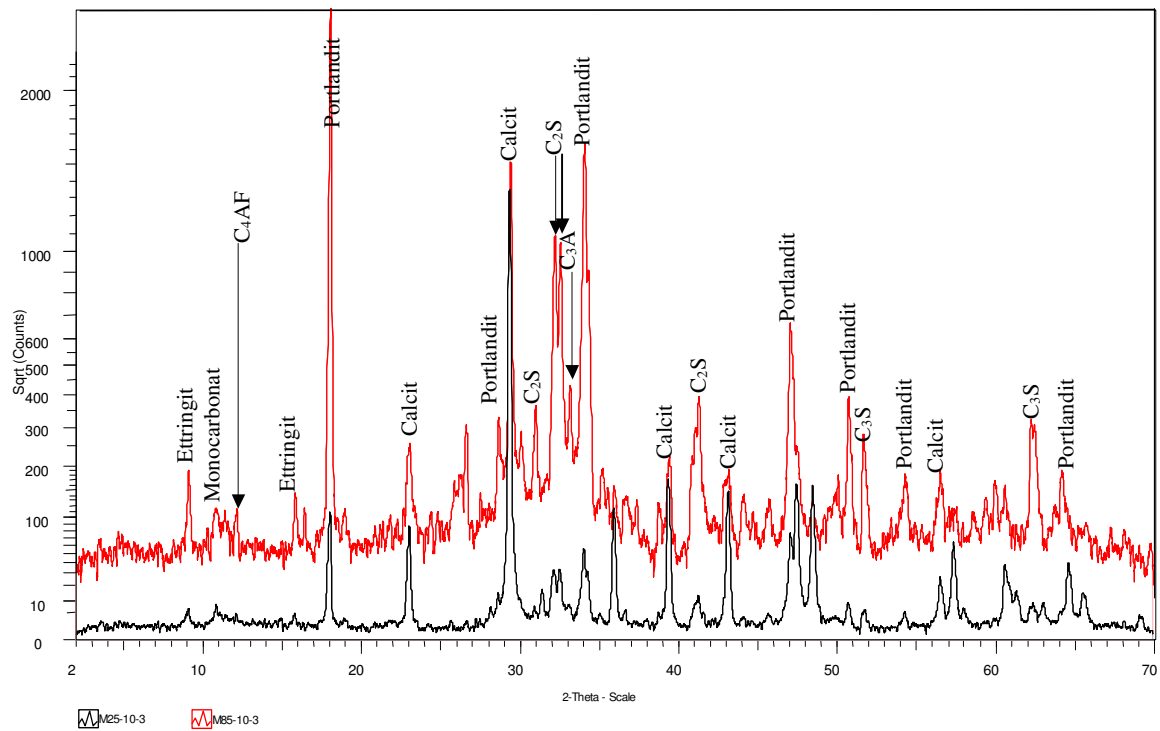


Bild A-4: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der Mehlsortentypmischungen bei einem wirksamen Alter von 3 d und einer Behandlungstemperatur von 10 °C

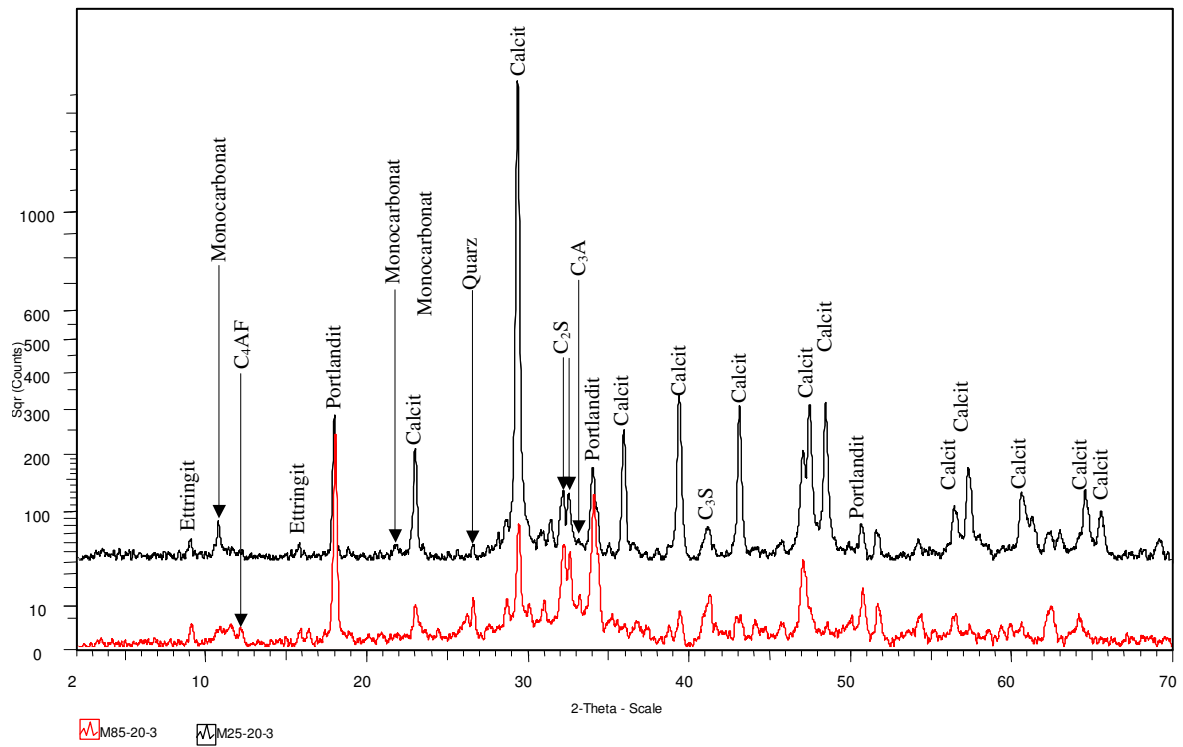


Bild A-5: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der Mehlkorntypmischungen bei einem wirksamen Alter von 3 d und einer Behandlungstemperatur von 20 °C

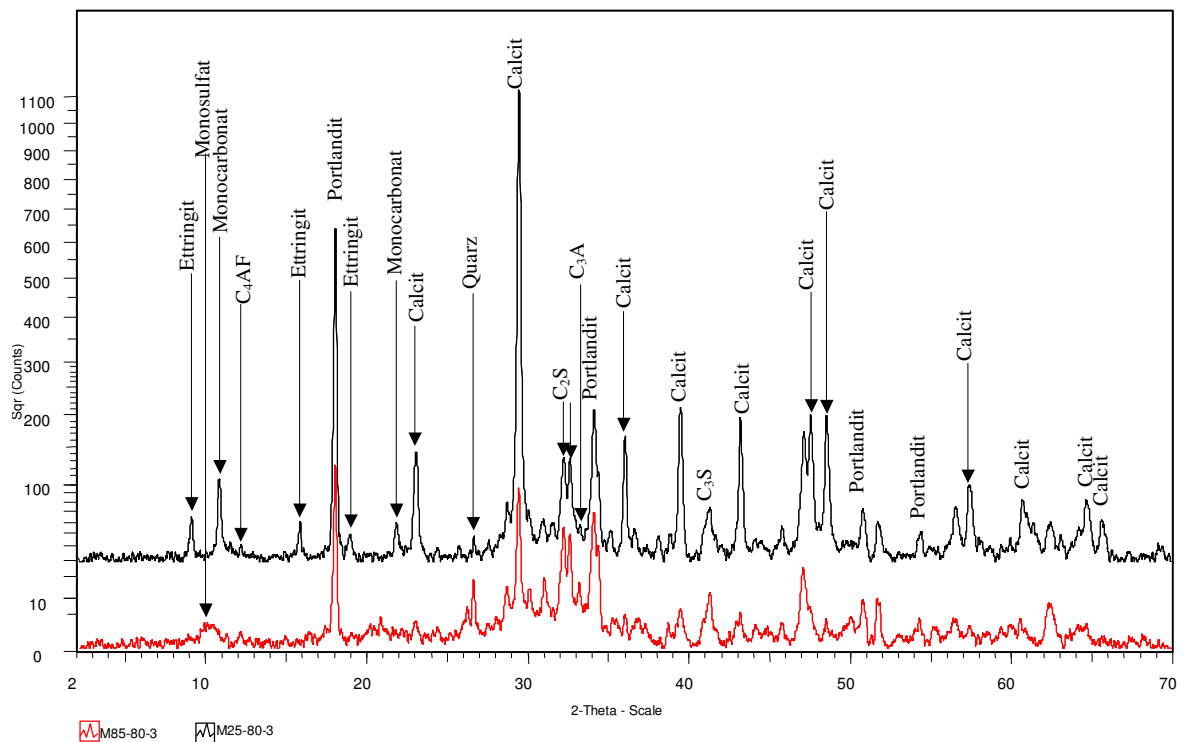


Bild A-6 Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der Mehlkorntypmischungen bei einem wirksamen Alter von 3 d und einer Behandlungstemperatur von 80 °C

A1.1.2 Einfluss des SVB-Typs auf die Phasenbildung

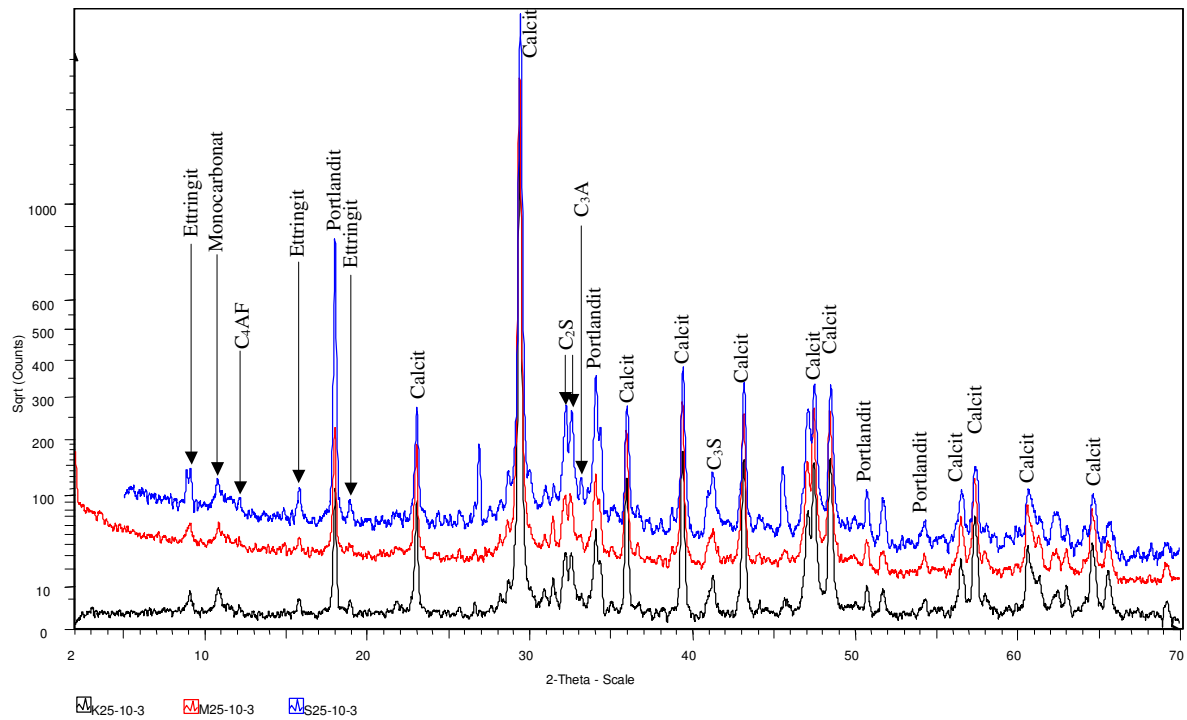


Bild A-7: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der unterschiedlichen SVB – Typen der Festigkeitsklasse C20/25 bei einem wirksamen Alter von 3 d und einer Temperatur von 10 °C

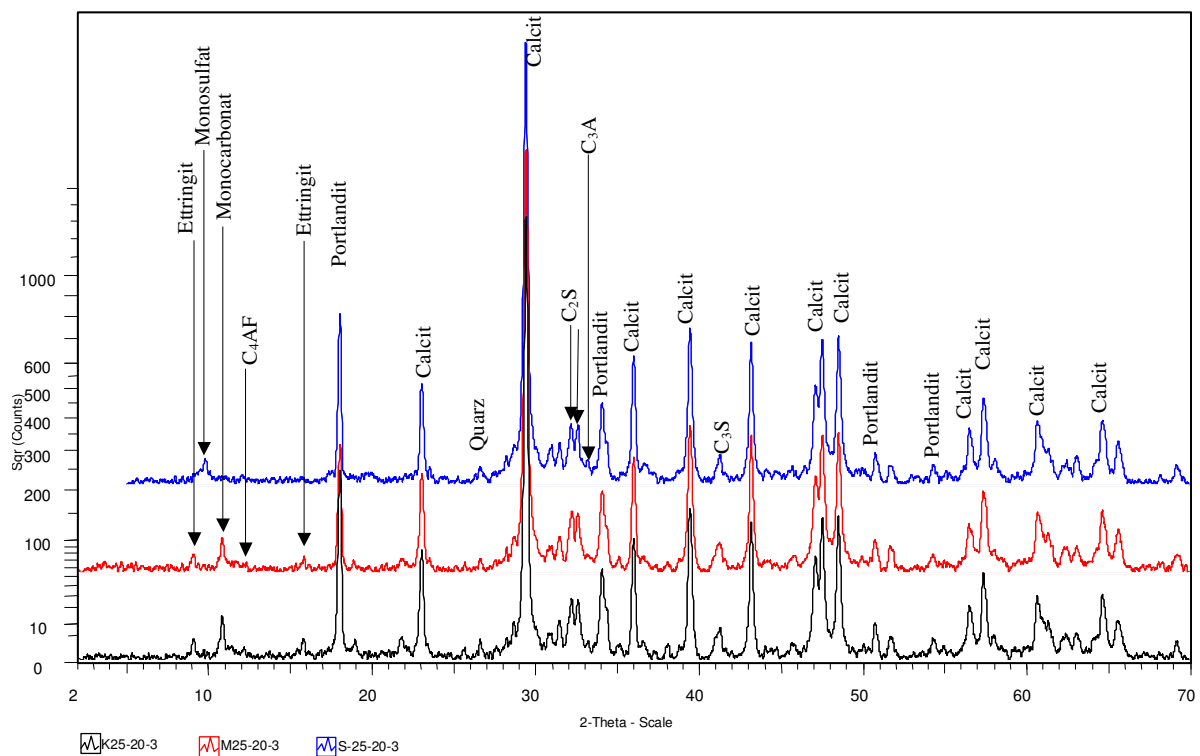


Bild A-8: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der unterschiedlichen SVB – Typen der Festigkeitsklasse C20/25 bei einem wirksamen Alter von 3 d und einer Temperatur von 20 °C

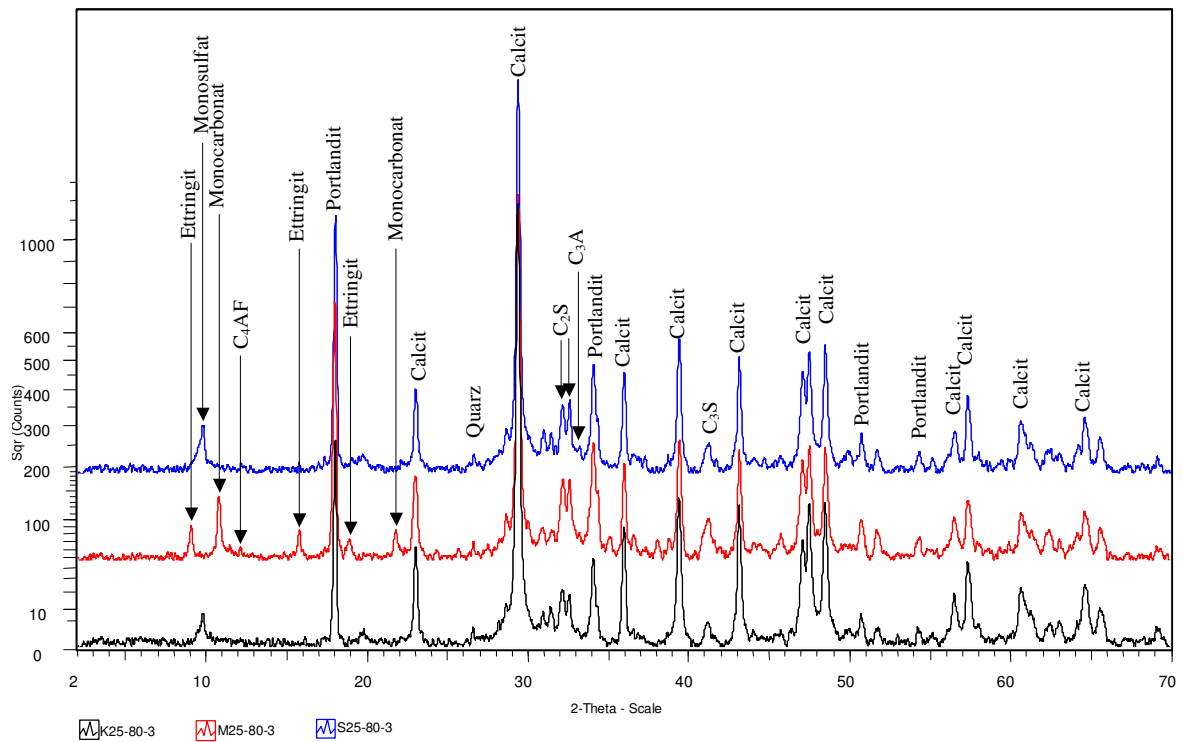


Bild A-9: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der unterschiedlichen SVB – Typen der Festigkeitsklasse C20/25 bei einem wirksamen Alter von 3 d und einer Temperatur von 80 °C

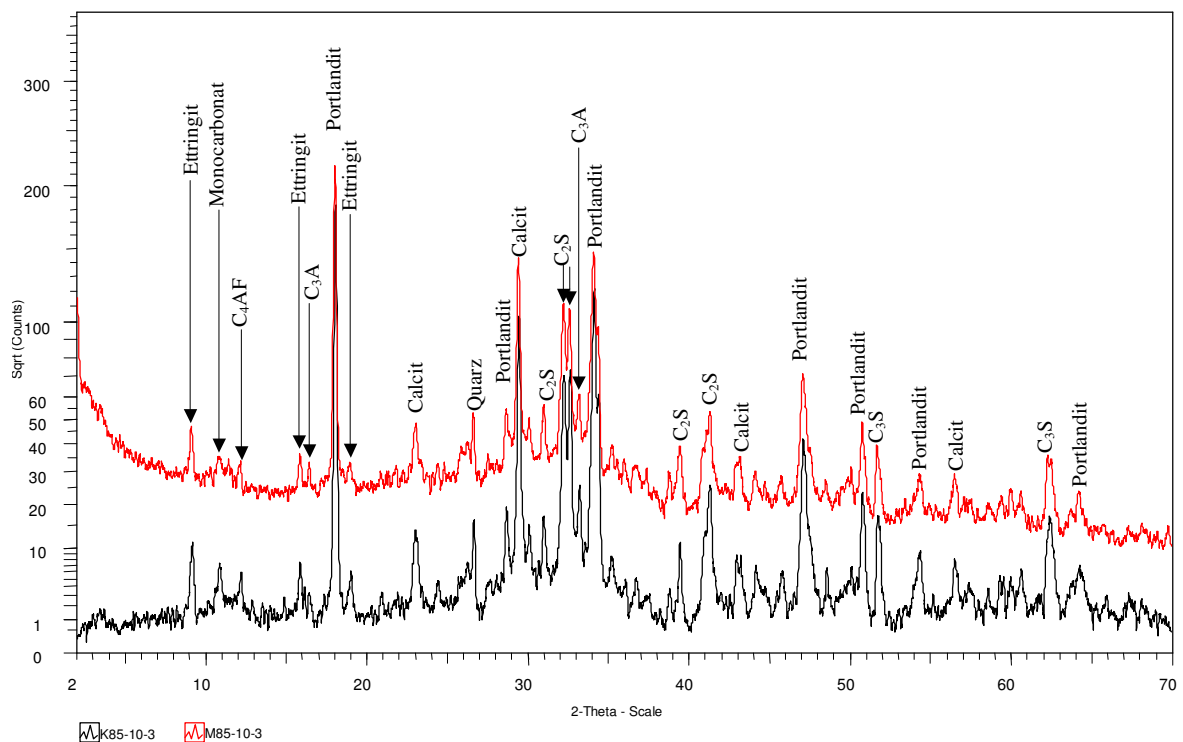


Bild A-10: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der SVB der Festigkeitsklasse C70/85 bei einer Wärmebehandlungstemperatur von 10 °C im wirksamen Alter von 3 d

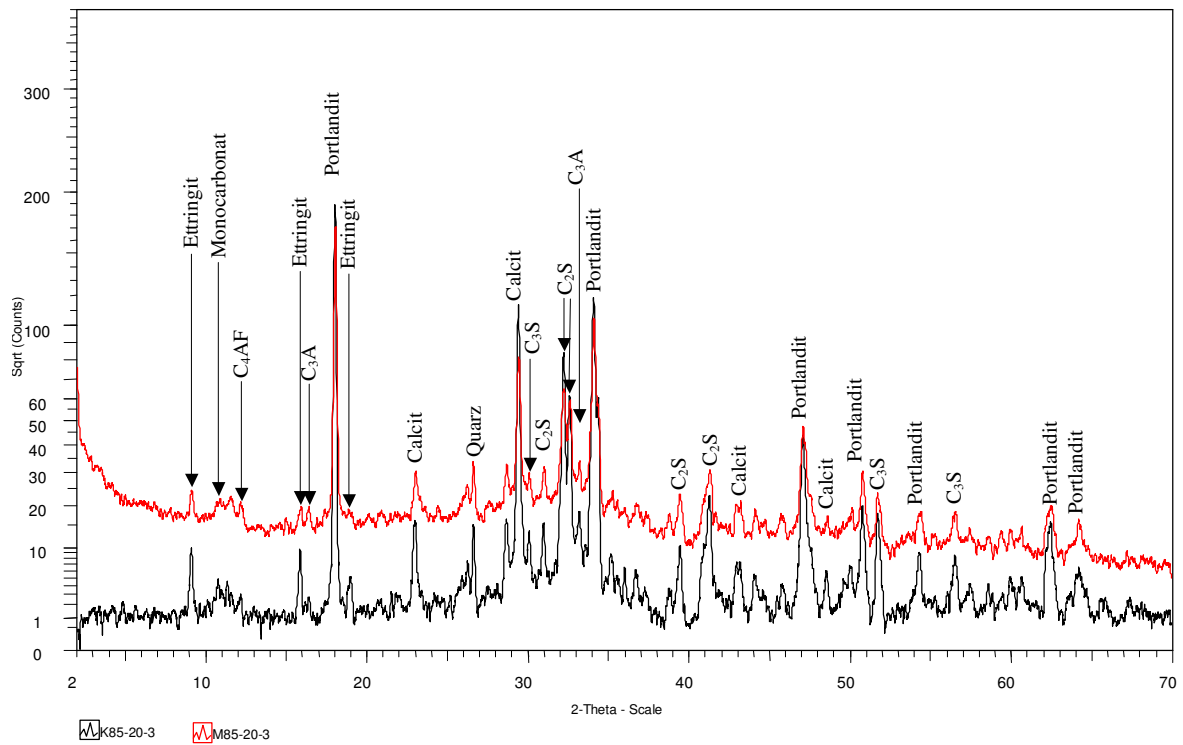


Bild A-11: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der SVB der Festigkeitsklasse C70/85 bei einer Wärmebehandlungstemperatur von 20 °C im wirksamen Alter von 3 d

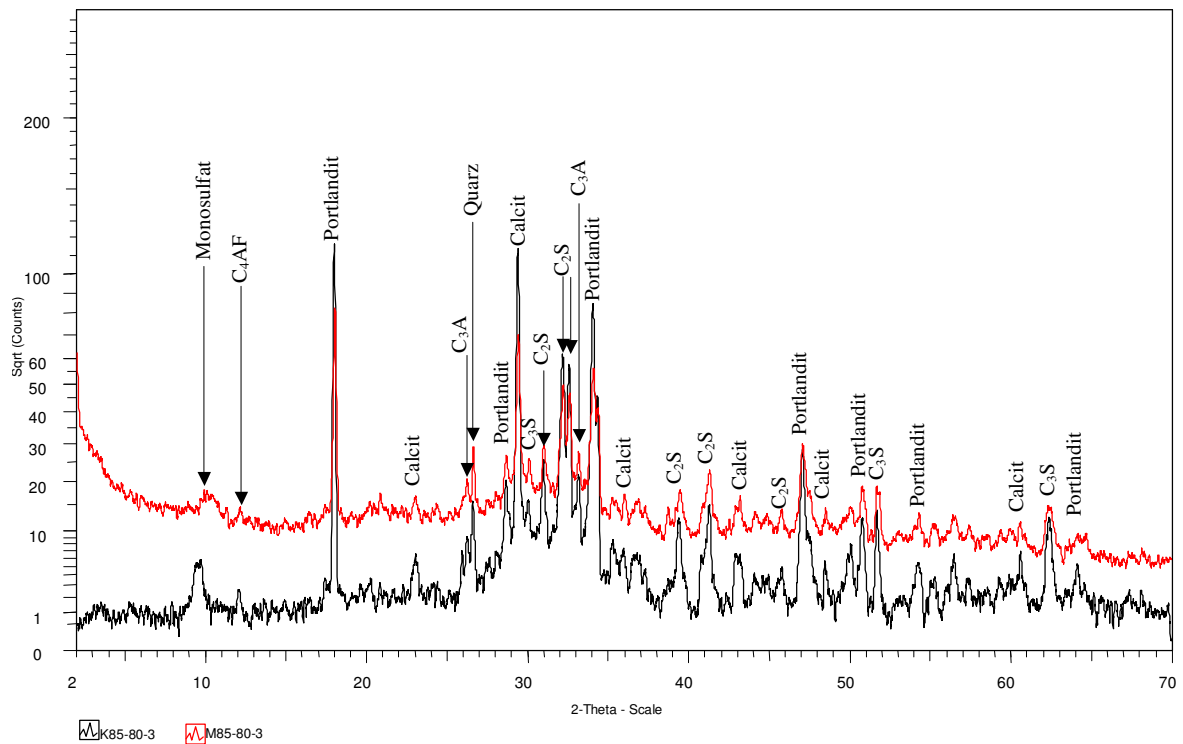


Bild A-12: Vergleich der Röntgenbeugungsdiagramme der SVB der Festigkeitsklasse C70/85 bei einer Wärmebehandlungstemperatur von 80 °C im wirksamen Alter von 3 d

A1.2 Röntgenbeugungsdiagramme nach 28 d

A1.2.1 Einfluss der Festigkeitsklasse auf die Phasenbildung

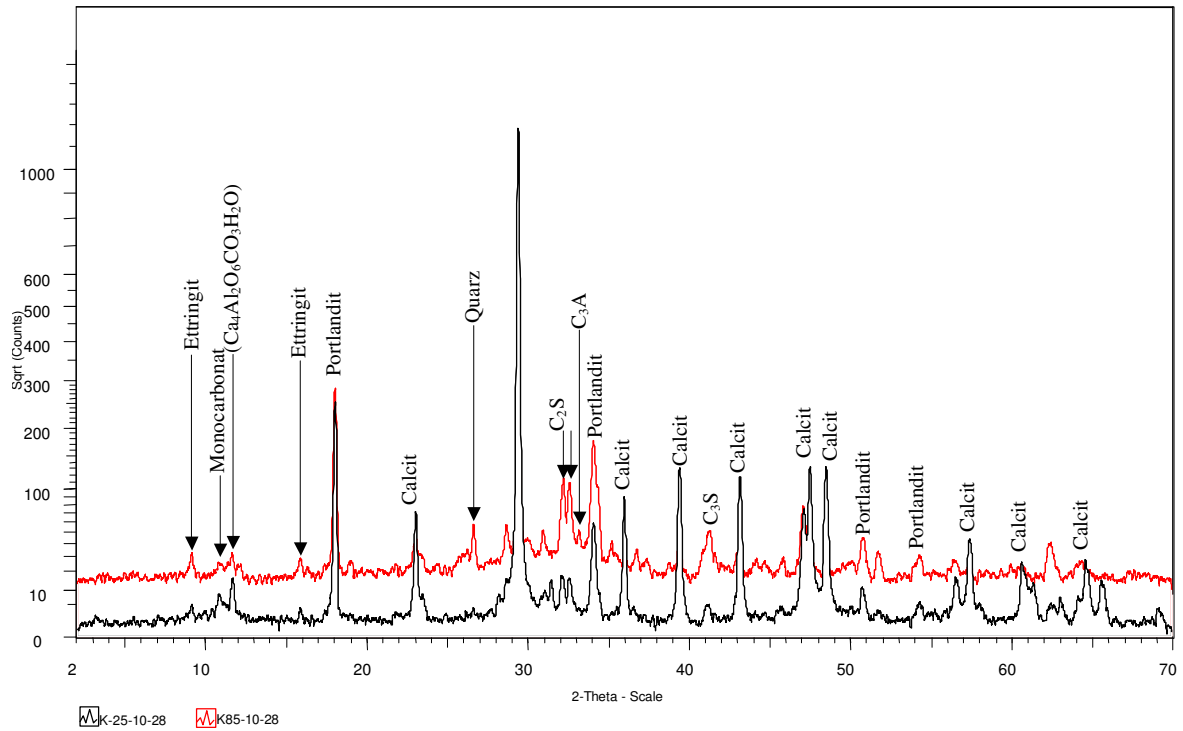


Bild A-13: Einfluss der Festigkeitsklasse bei den Kombinationstypen auf die Phasenbildung bei einer Behandlungstemperatur von 10 °C nach 28 d

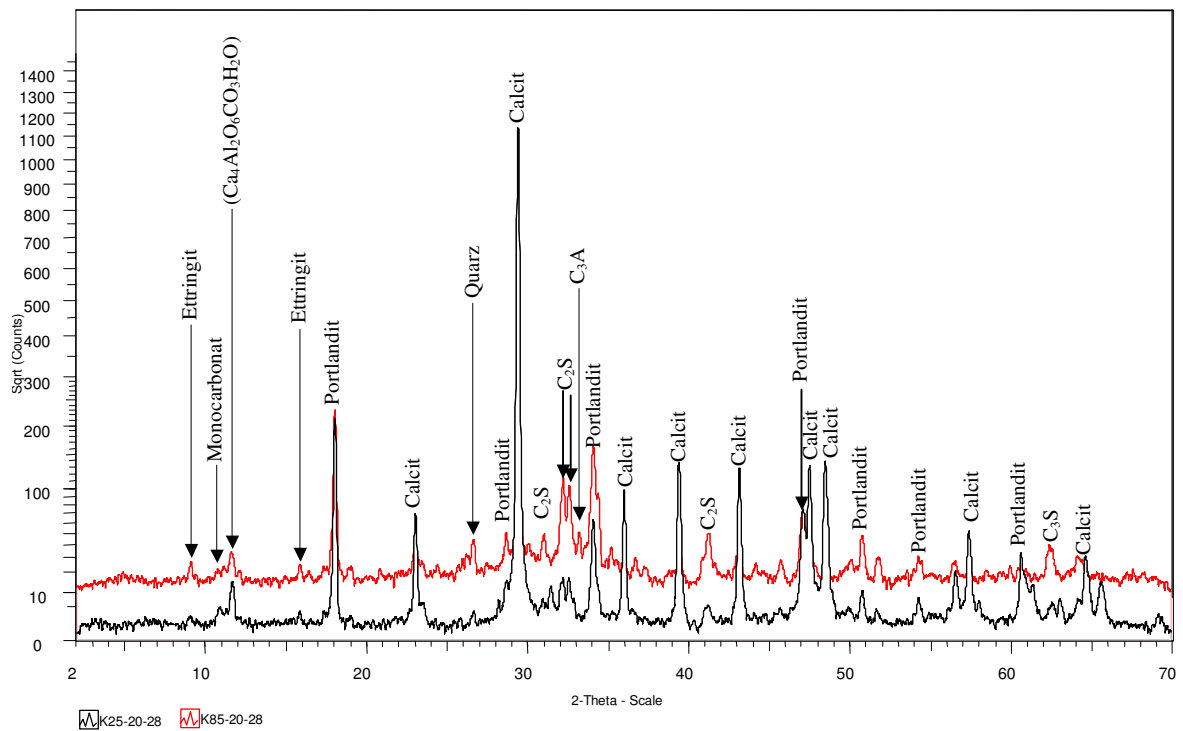


Bild A-14: Einfluss der Festigkeitsklasse bei den Kombinationstypen auf die Phasenbildung bei einer Behandlungstemperatur von 20 °C nach 28 d

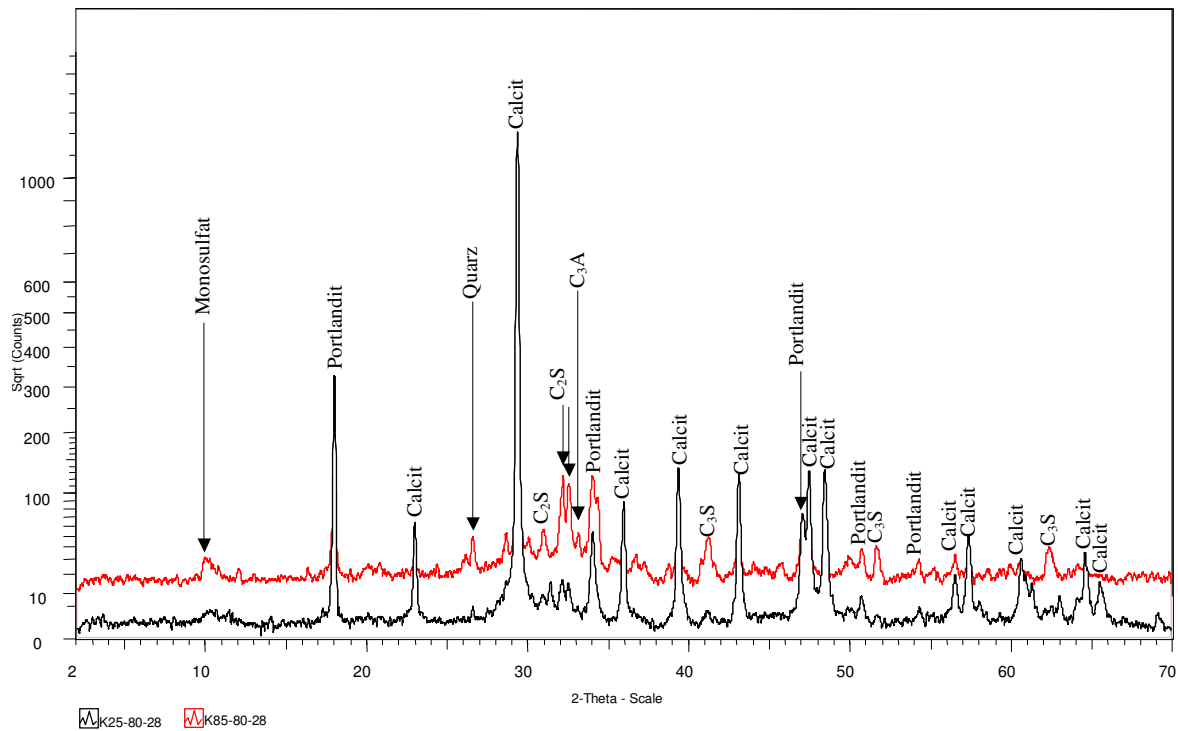


Bild A-15: Einfluss der Festigkeitsklasse bei den Kombinationstypen auf die Phasenbildung bei einer Behandlungstemperatur von 80 °C nach 28 d

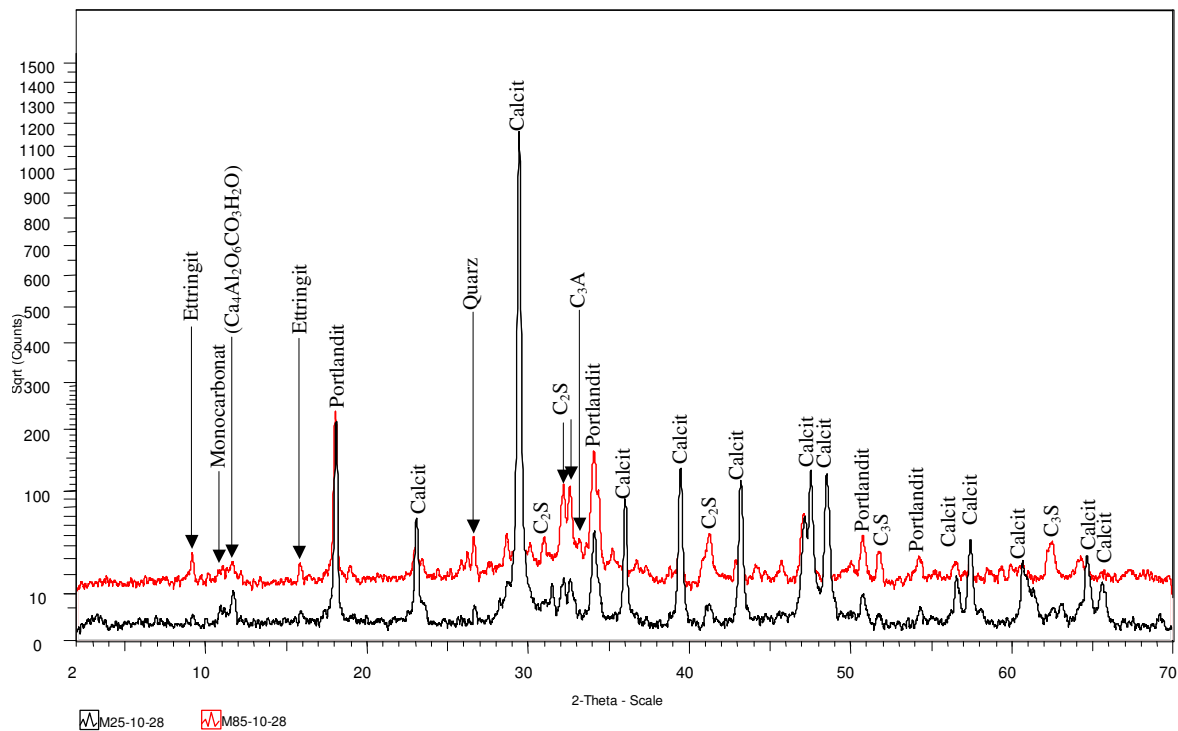


Bild A-16: Einfluss der Festigkeitsklasse bei den Mehlkorntypen auf die Phasenbildung bei einer Behandlungstemperatur von 10 °C nach 28 d

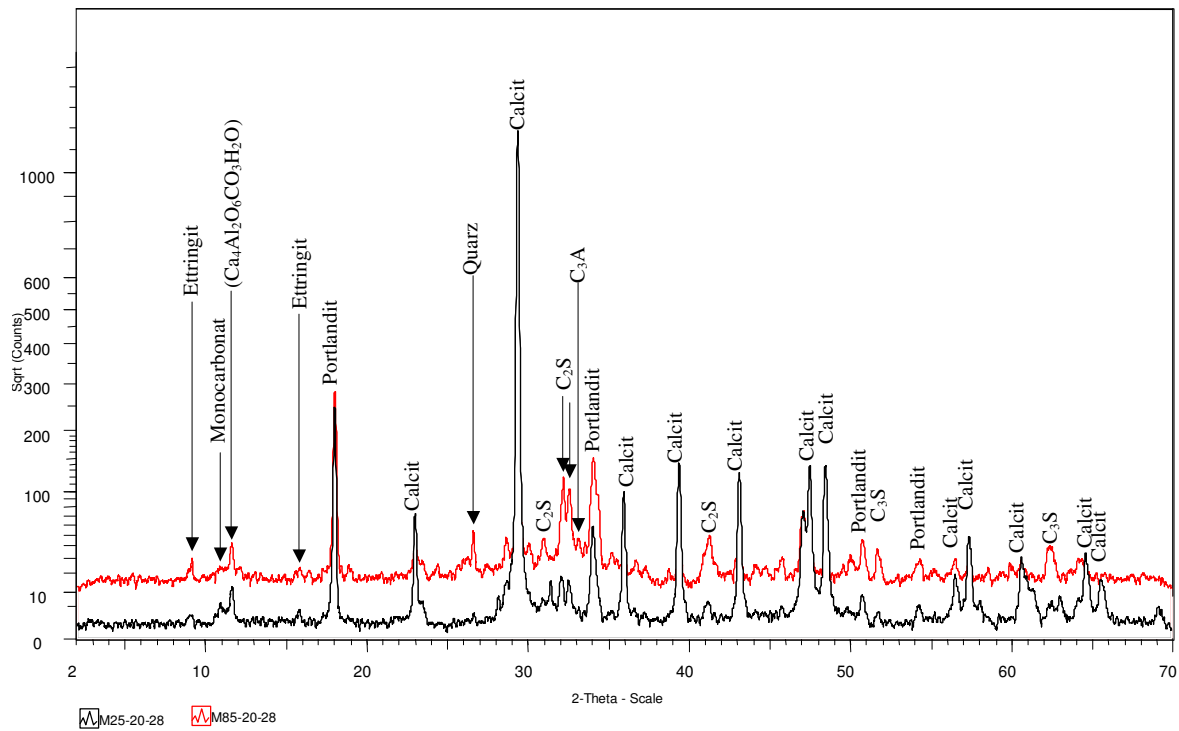


Bild A-17: Einfluss der Festigkeitsklasse bei den Mehlkorntypen auf die Phasenbildung bei einer Behandlungstemperatur von 20 °C nach 28 d

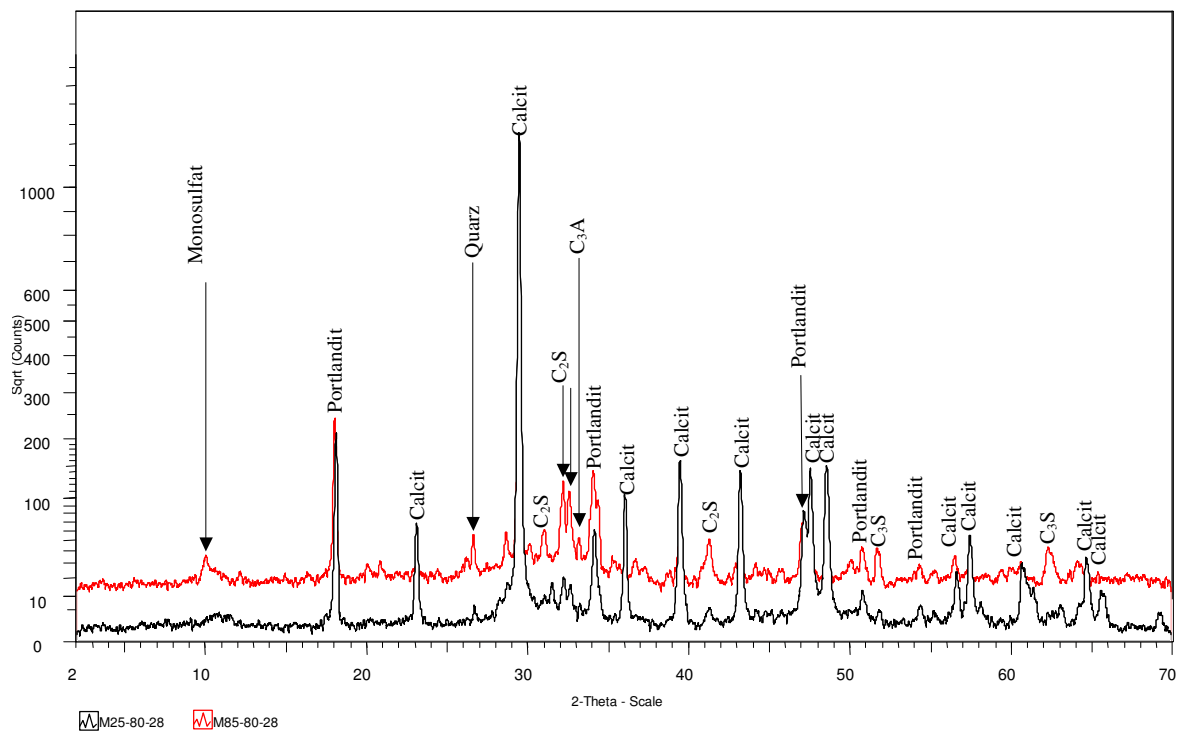


Bild A-18: Einfluss der Festigkeitsklasse bei den Mehlkorntypen auf die Phasenbildung bei einer Behandlungstemperatur von 80 °C nach 28 d

A1.2.2

Einfluss des SVB-Typs auf die Phasenbildung

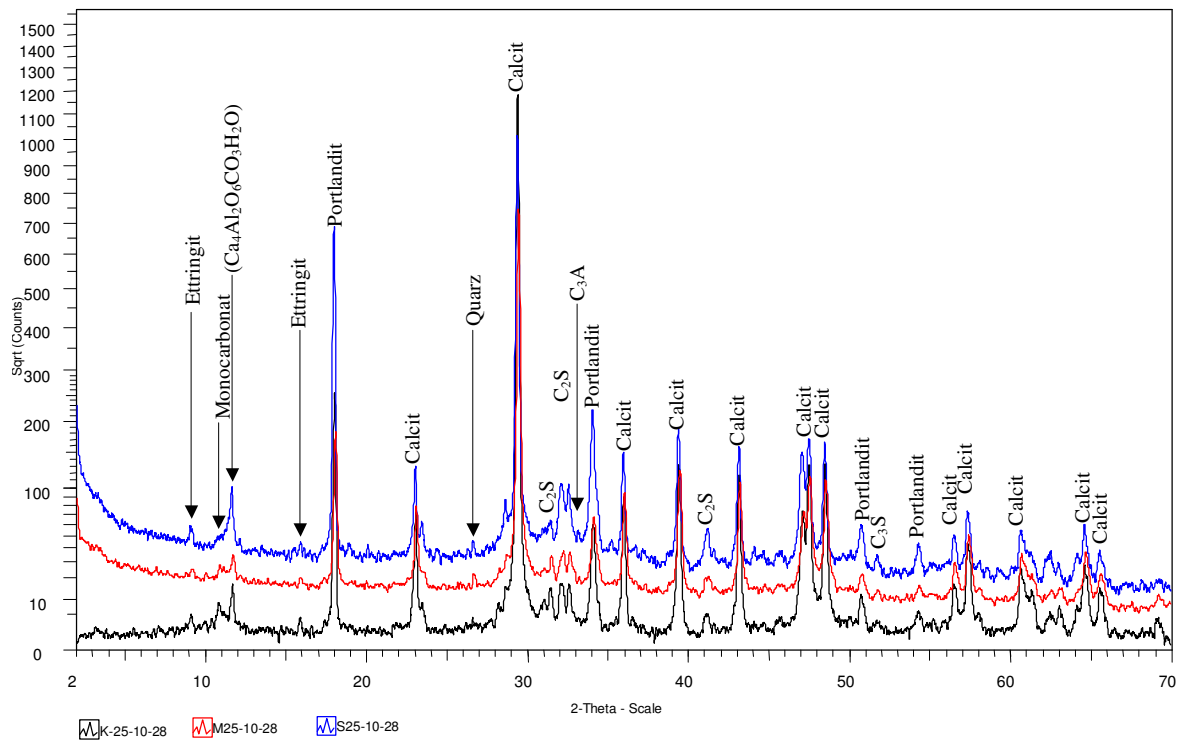


Bild A-19: Einfluss des SVB-Typs auf die Phasenbildung bei der Festigkeitsklasse C20/25 und einer Behandlungstemperatur von 10 °C im Alter von 28 d

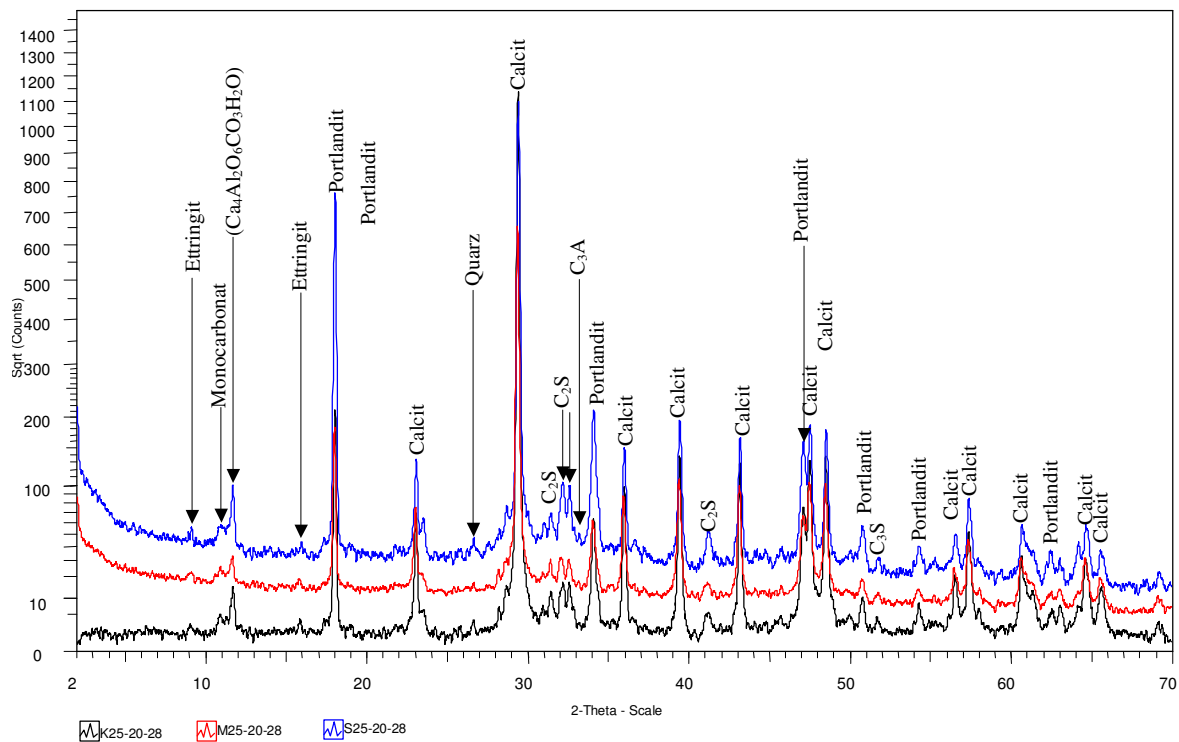


Bild A-20: Einfluss des SVB-Typs auf die Phasenbildung bei der Festigkeitsklasse C20/25 und einer Behandlungstemperatur von 20 °C im Alter von 28 d

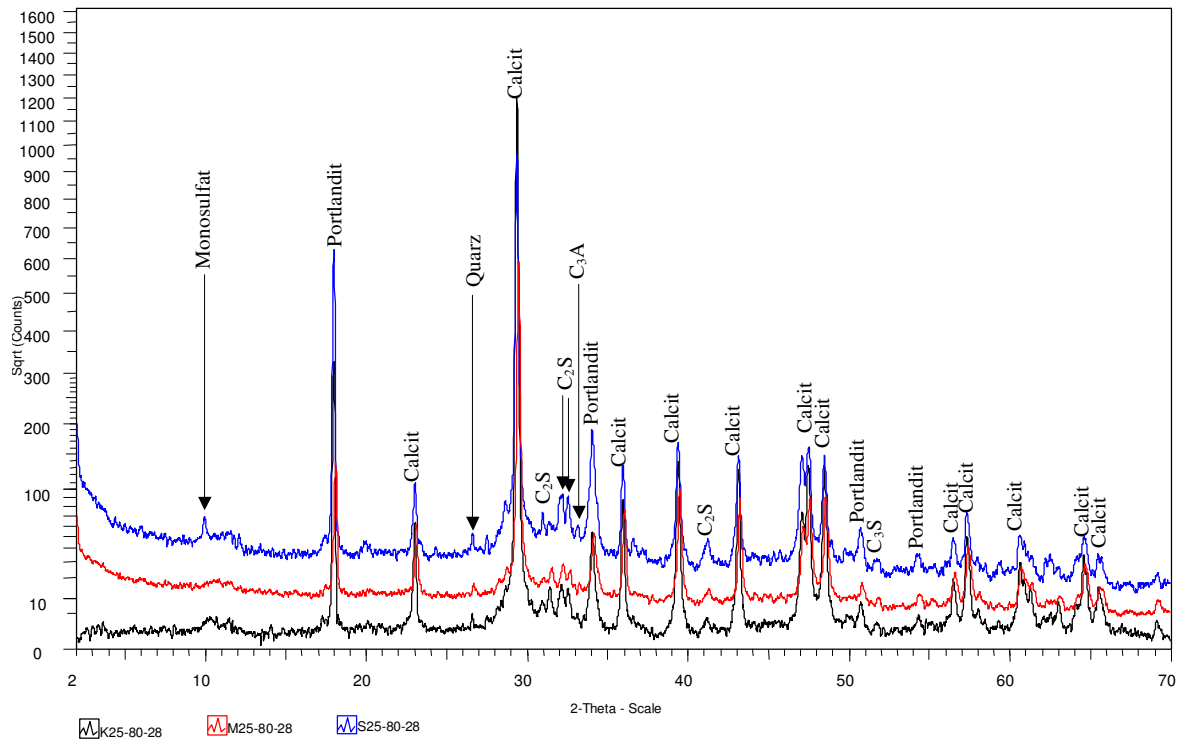


Bild A-21: Einfluss des SVB-Typs auf die Phasenbildung bei der Festigkeitsklasse C20/25 und einer Behandlungstemperatur von 80 °C im Alter von 28 d

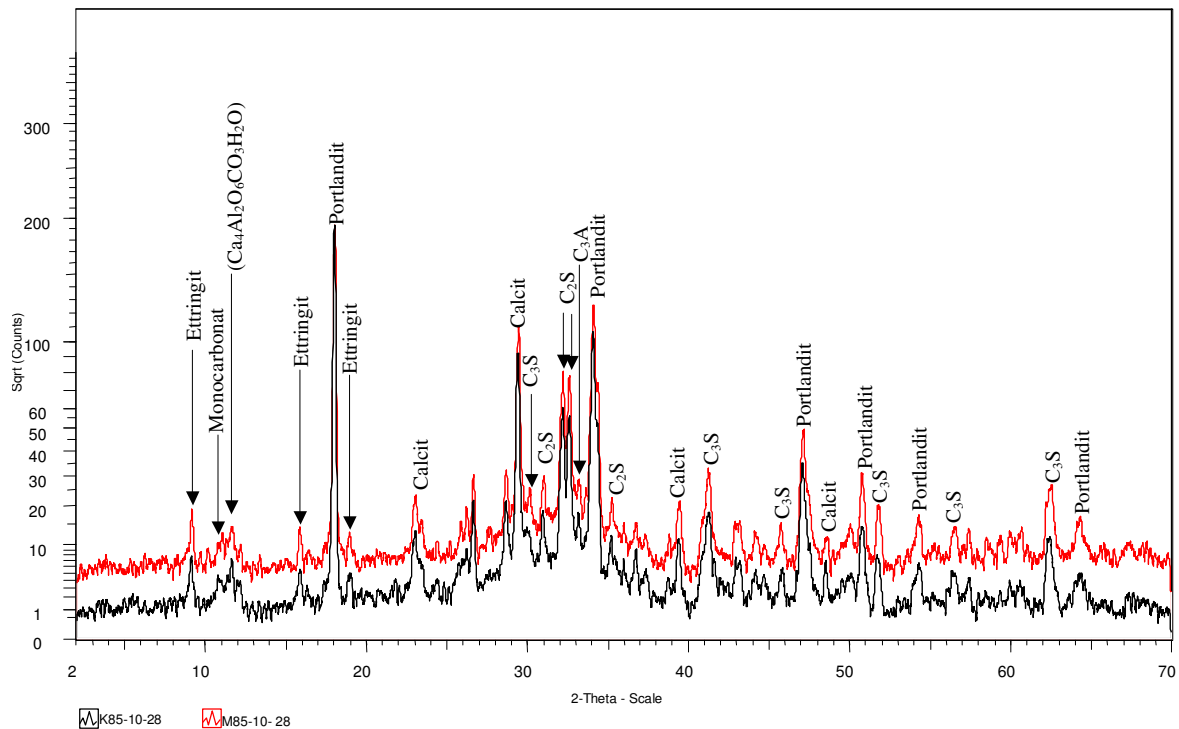


Bild A-22: Einfluss des SVB-Typs auf die Phasenbildung bei der Festigkeitsklasse C70/85 und einer Behandlungstemperatur von 10 °C im Alter von 28 d

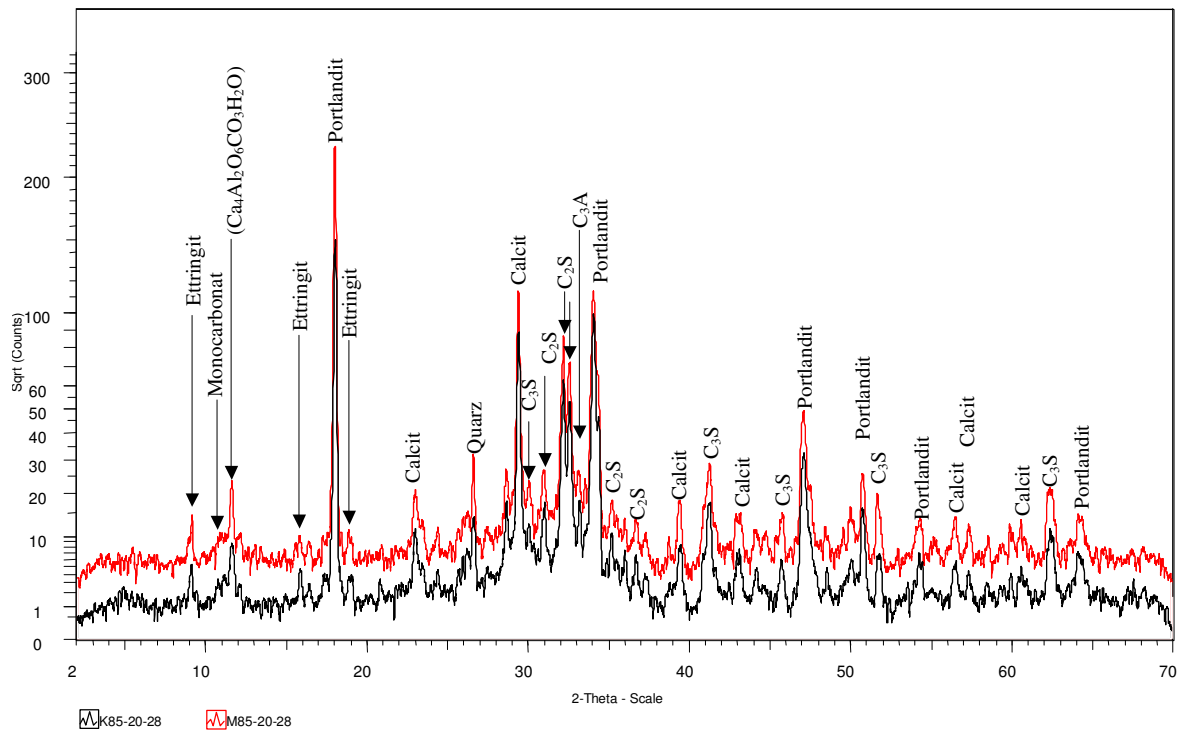


Bild A-23: Einfluss des SVB-Typs auf die Phasenbildung bei der Festigkeitsklasse C70/85 und einer Behandlungstemperatur von 20 °C im Alter von 28 d

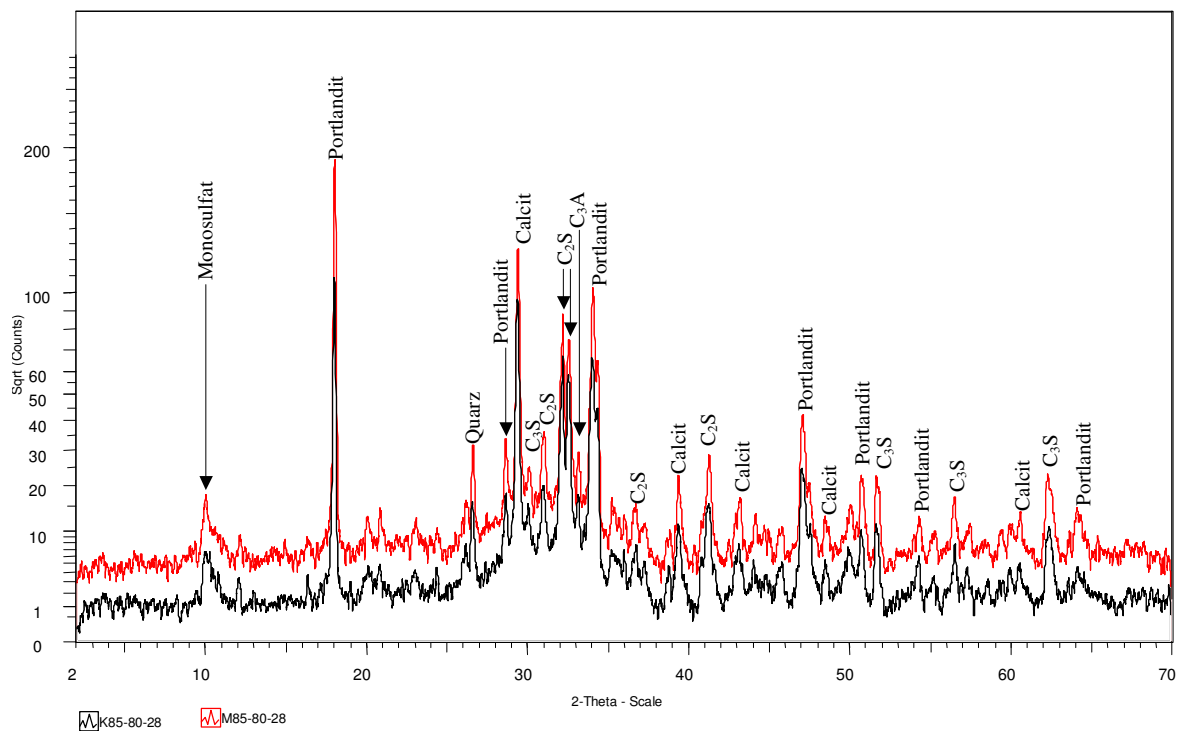


Bild A-24: Einfluss des SVB-Typs auf die Phasenbildung bei der Festigkeitsklasse C70/85 und einer Behandlungstemperatur von 80 °C im Alter von 28 d

A1.3 Röntgenbeugungsdiagramme im Alter von 9 Monaten

A1.3.1 Festigkeitsklasse C20/25

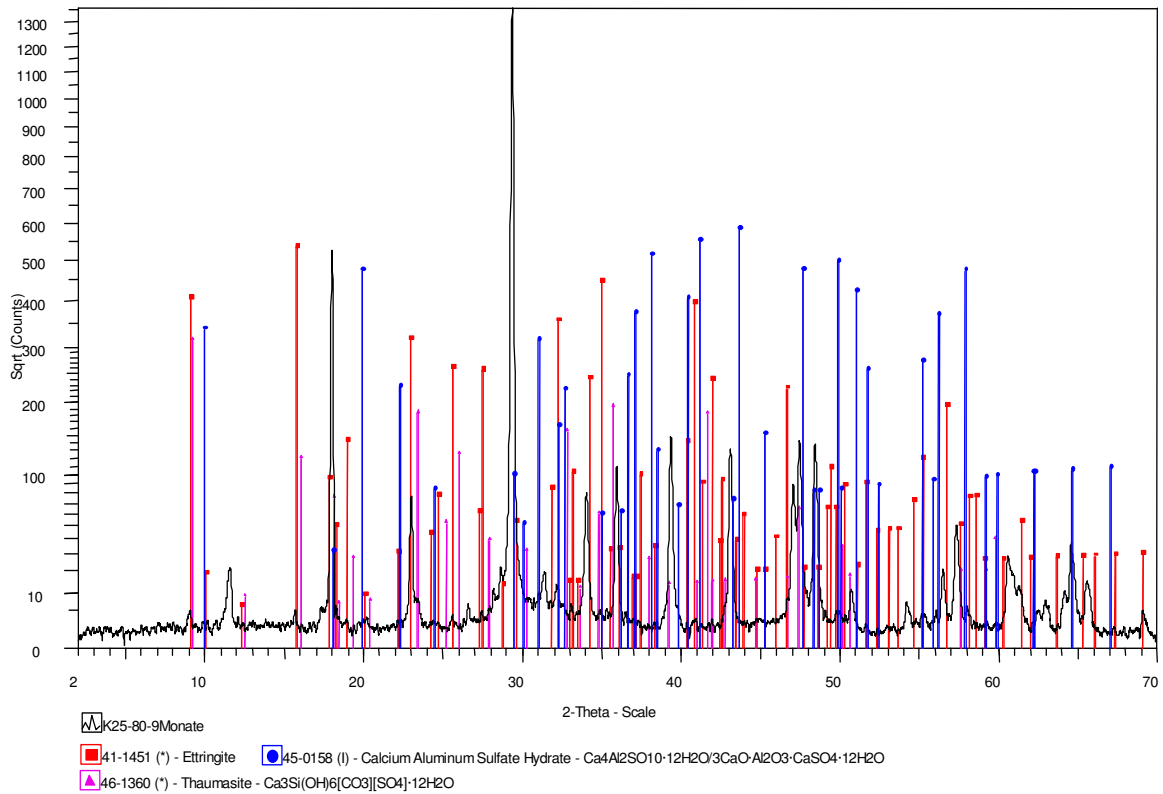


Bild A-25: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung K25-80 nach einer Hydratationszeit von 9 Monaten

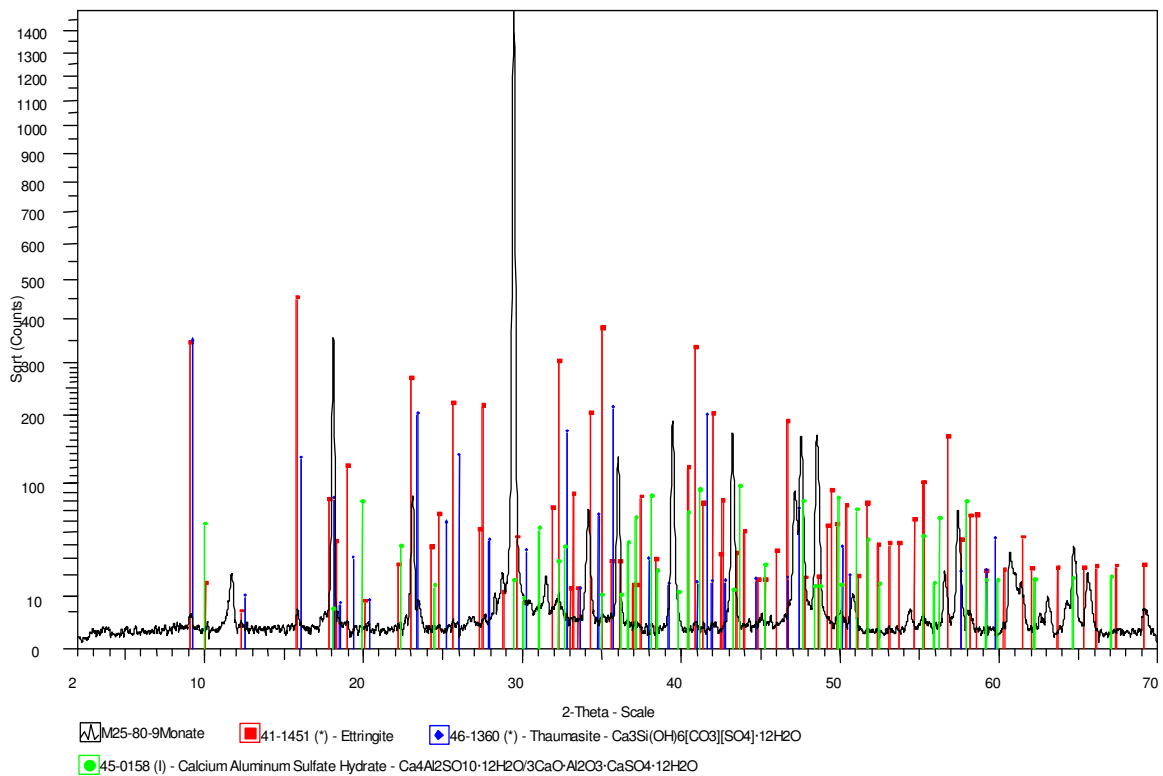


Bild A-26: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung M25-80 nach einer Hydratationszeit von 9 Monaten

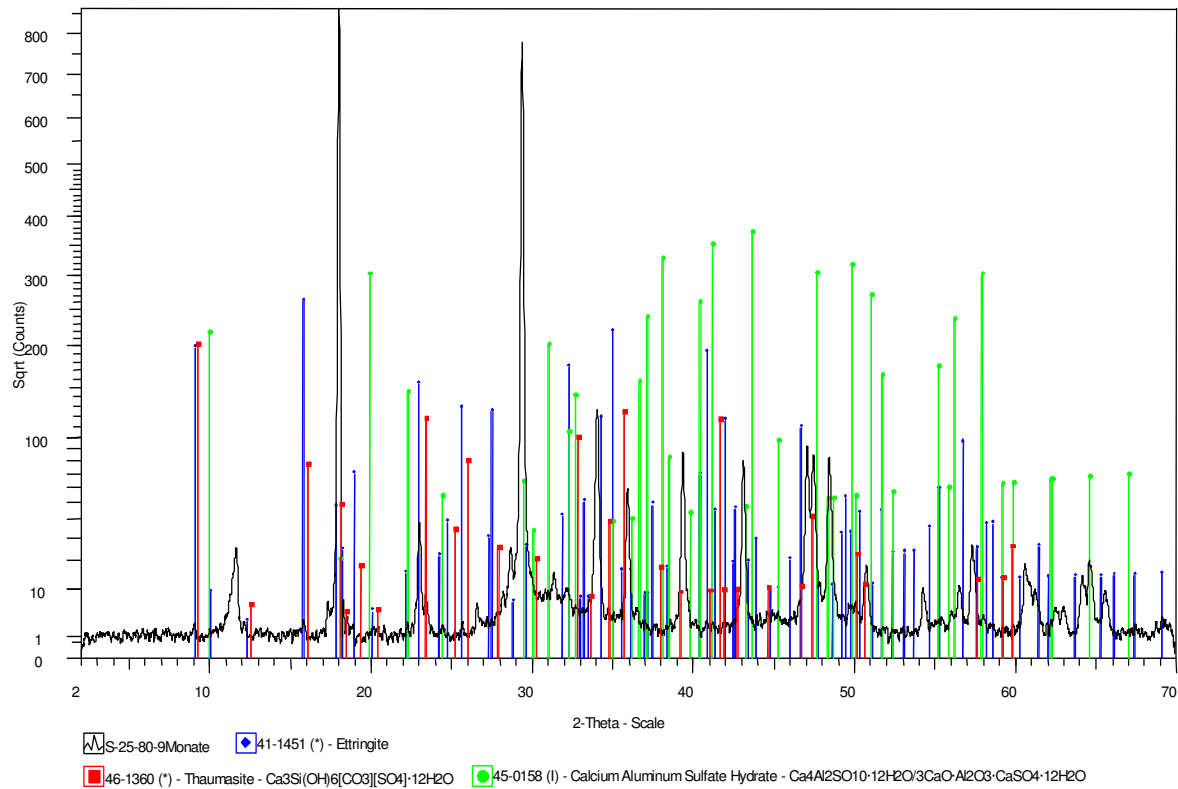


Bild A-27: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung S25-80 nach einer Hydratationszeit von 9 Monaten

A1.3.2 Festigkeitsklasse C70/85

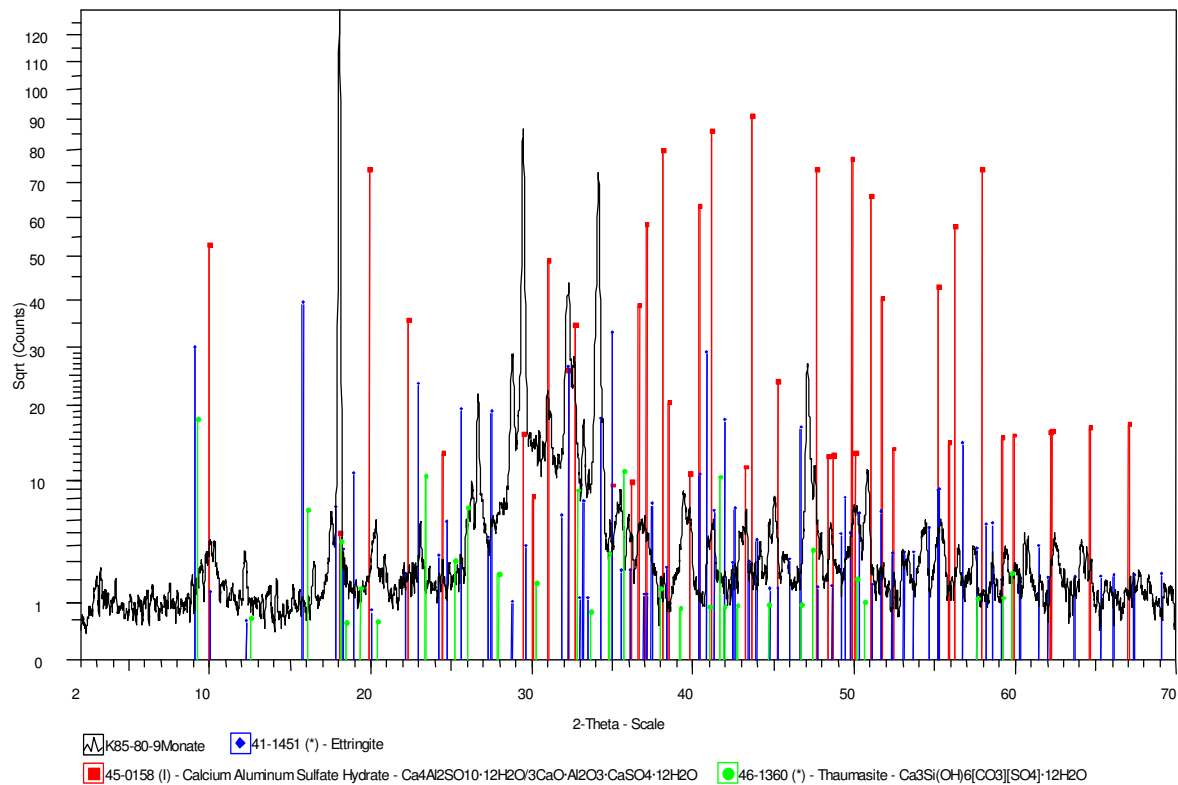


Bild A-28: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung K85-80 nach einer Hydratationszeit von 9 Monaten

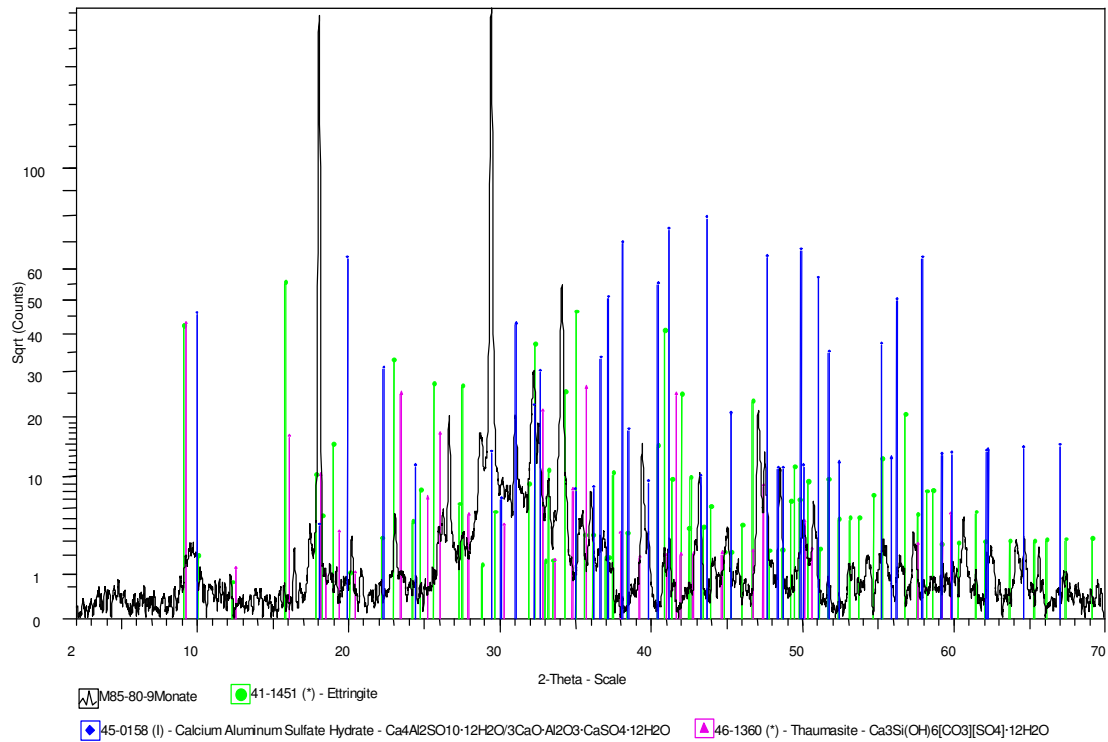


Bild A-29: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung M85-80 nach einer Hydratationszeit von 9 Monaten

A2 Einzelmessergebnisse der Dauerhaftigkeitsuntersuchungen

A2.1 Röntgenbeugungsanalyse im Alter von 28 d

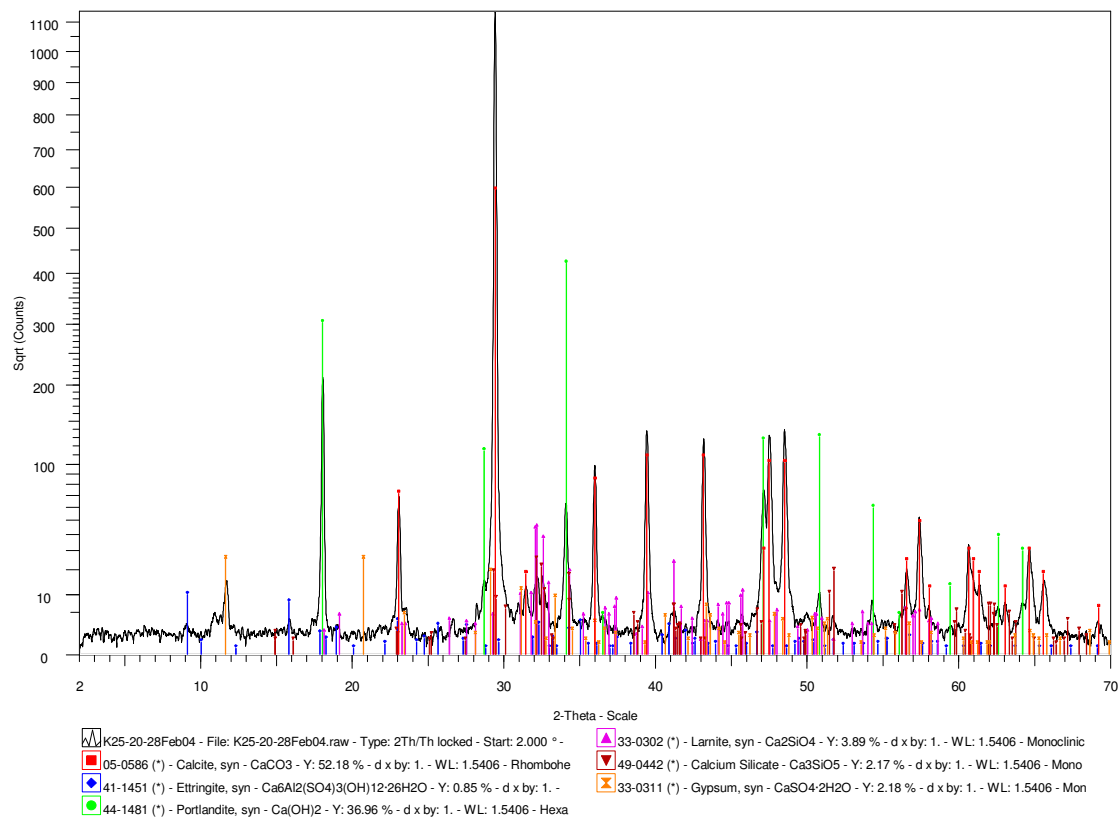


Bild A-30: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung K25-20-28 in Calciumhydroxidlösung

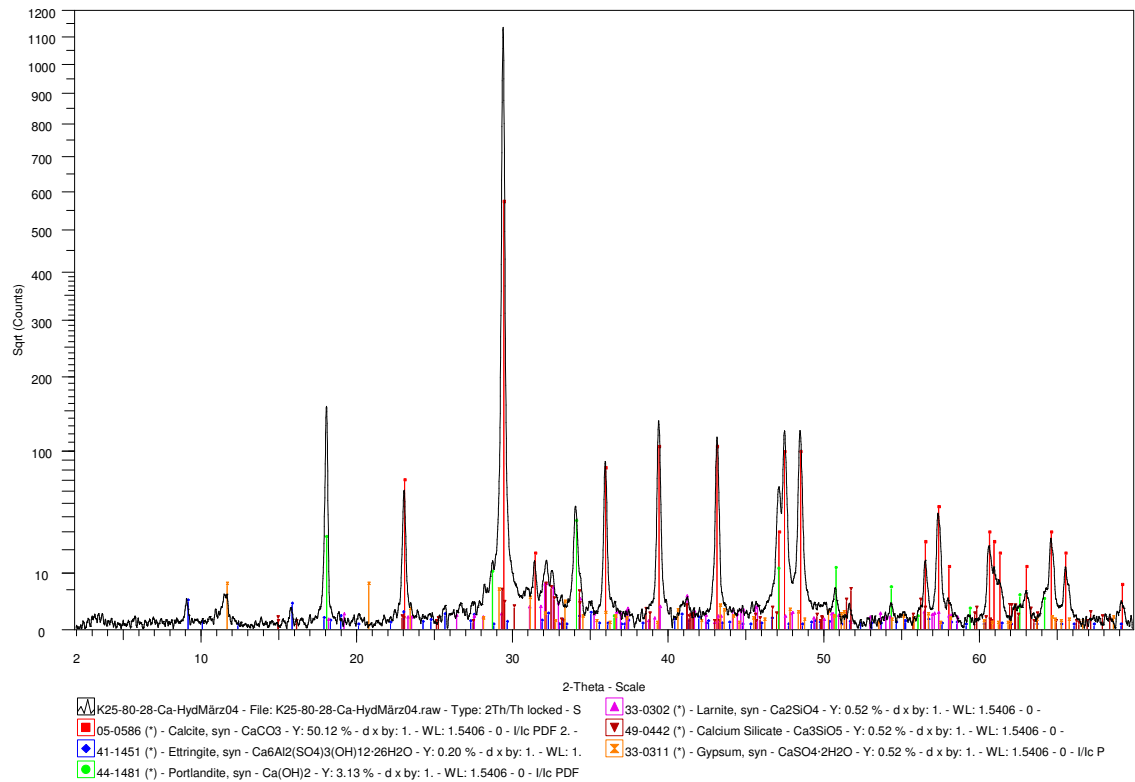


Bild A-31: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung K25-80-28 in Calciumhydroxidlösung

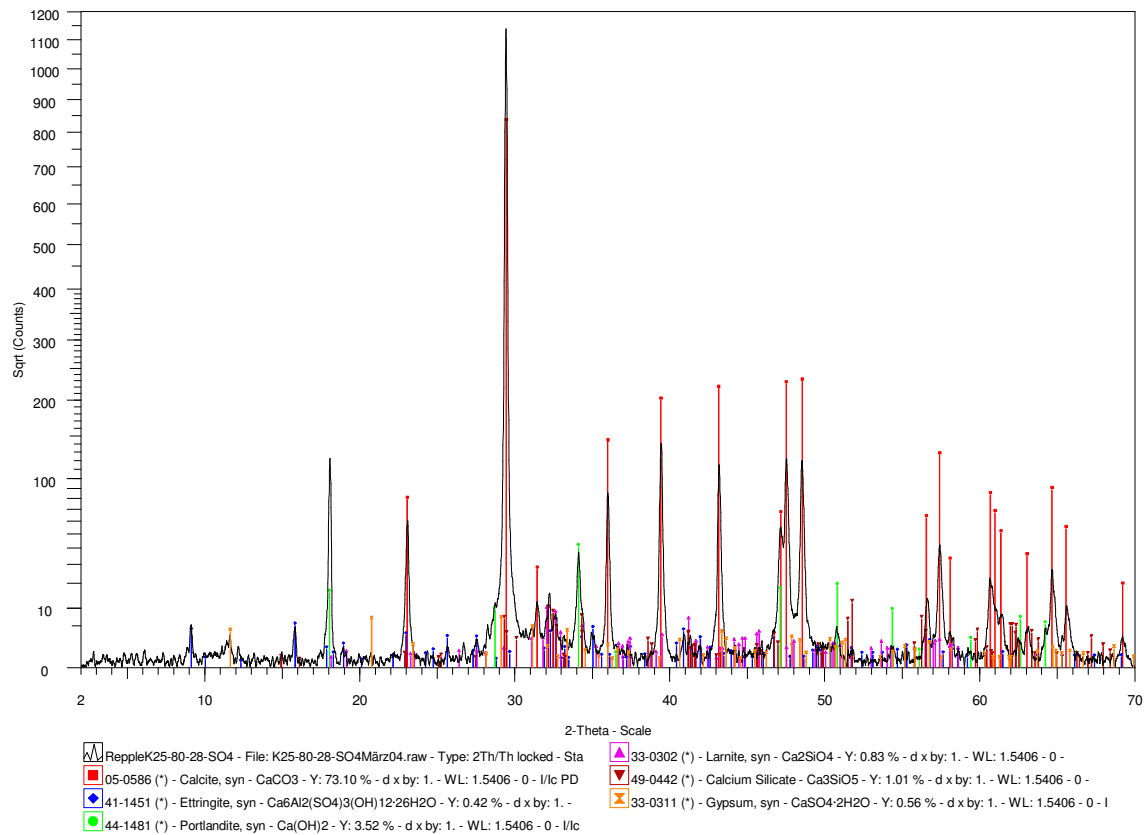


Bild A-32: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung K25-80-28 in Sulfatlösung

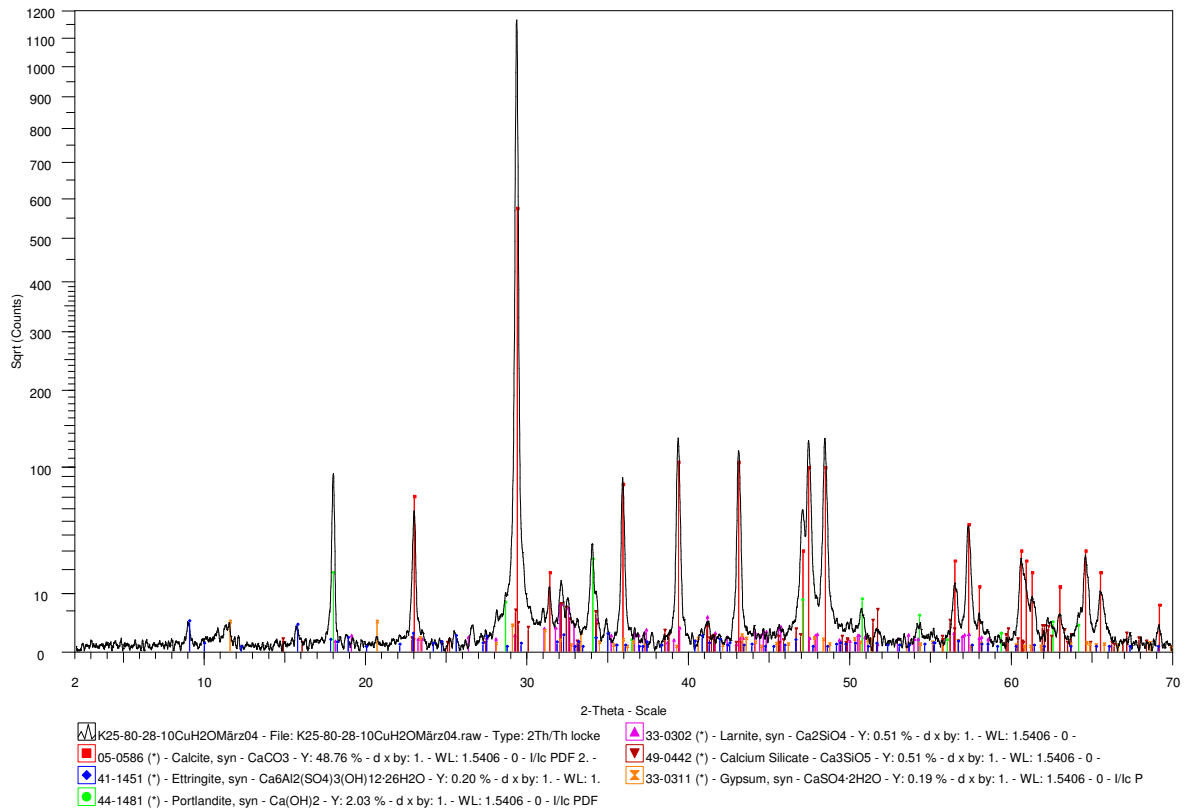


Bild A-33: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung K25-80-28 in Wasser bei 10 °C

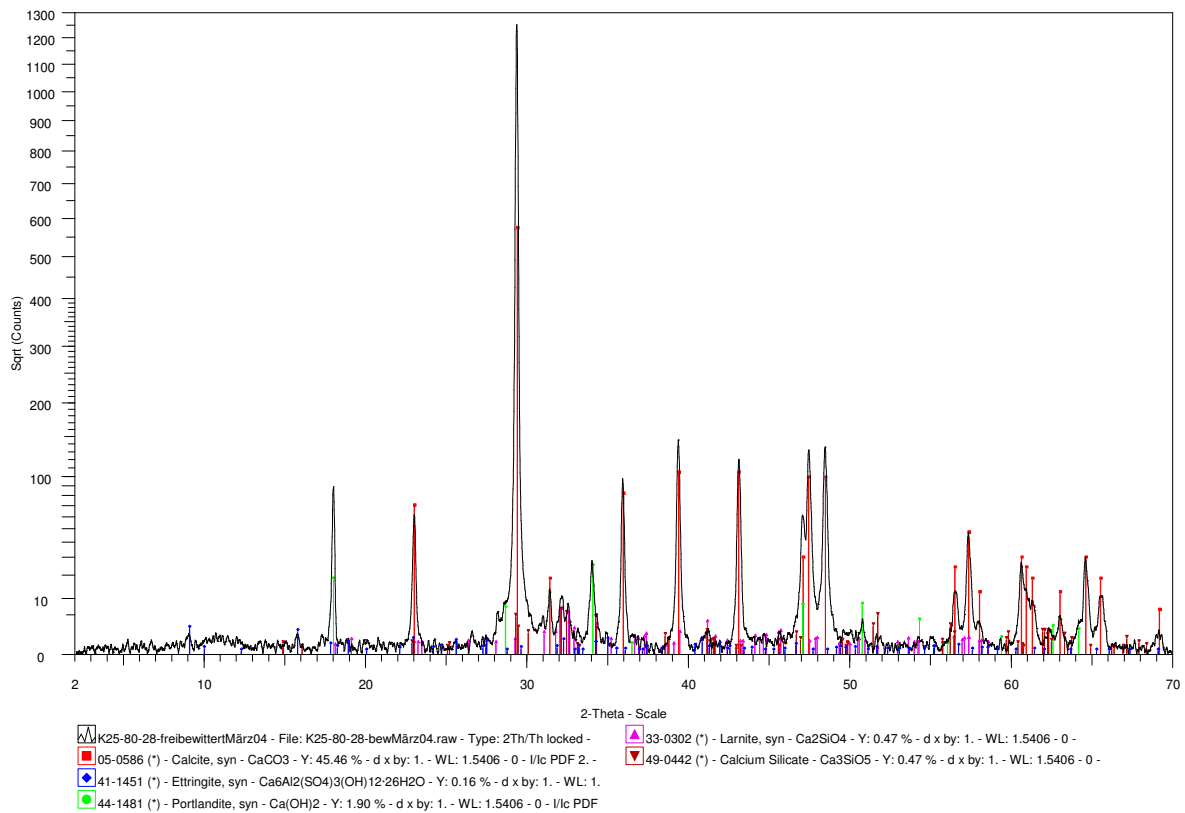


Bild A-34: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung K25-80-28 frei bewittert

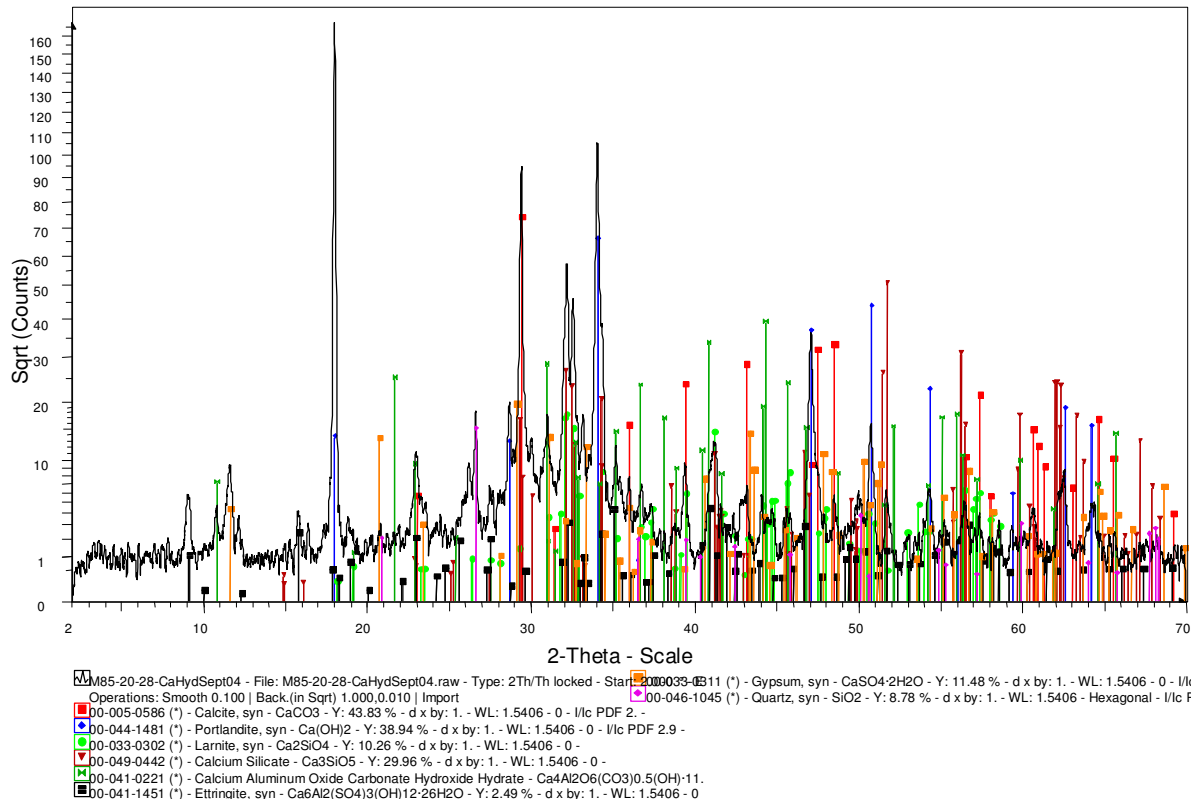


Bild A-35: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung M85-20-28 in Calciumhydroxidlösung

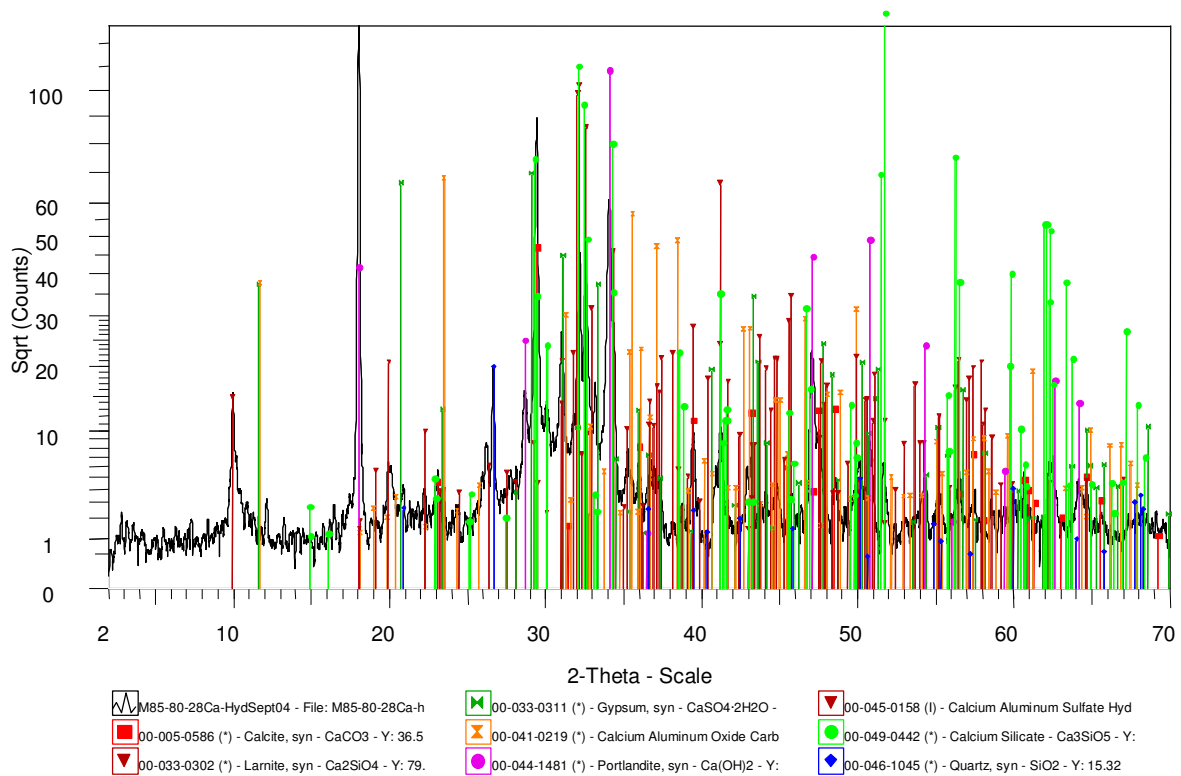


Bild A-36: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung M85-80-28 in Calciumhydroxidlösung

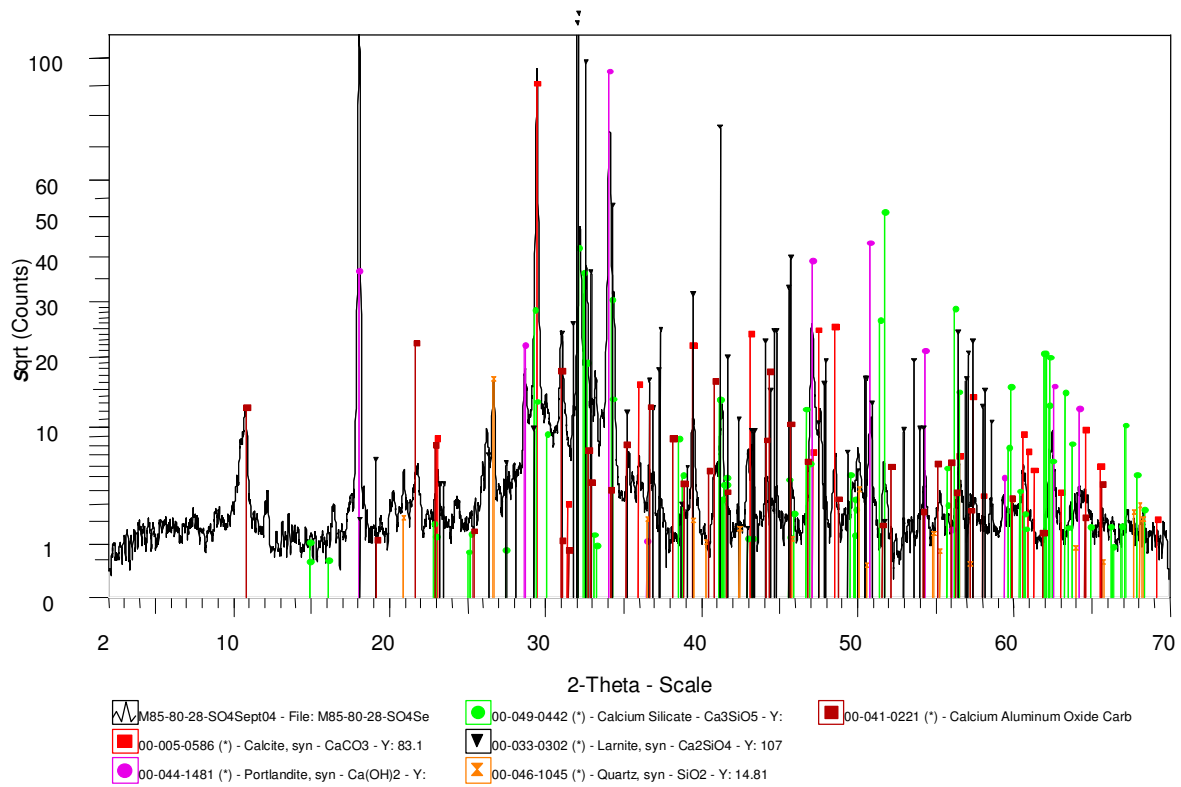


Bild A-37: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung M85-80-28 in Sulfatlösung

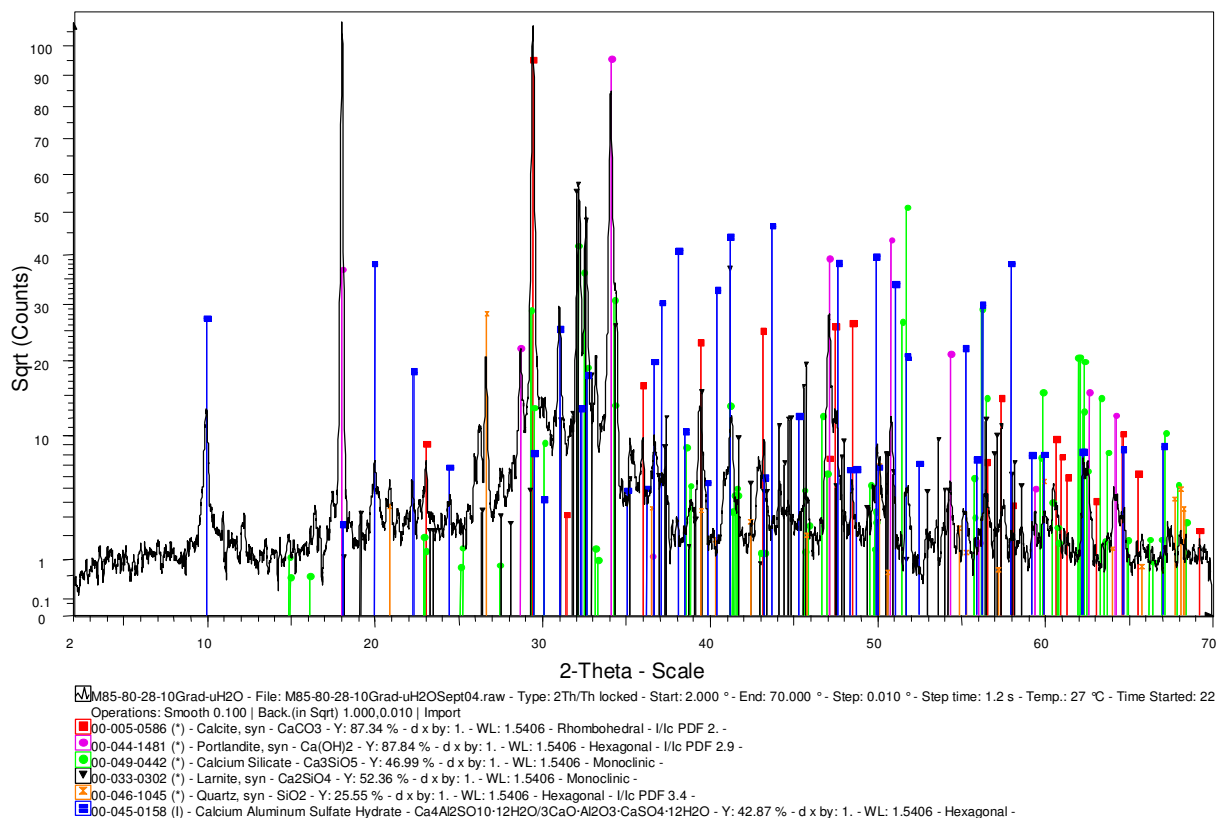


Bild A-38: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung M85-80-28 in Wasser bei 10 °C

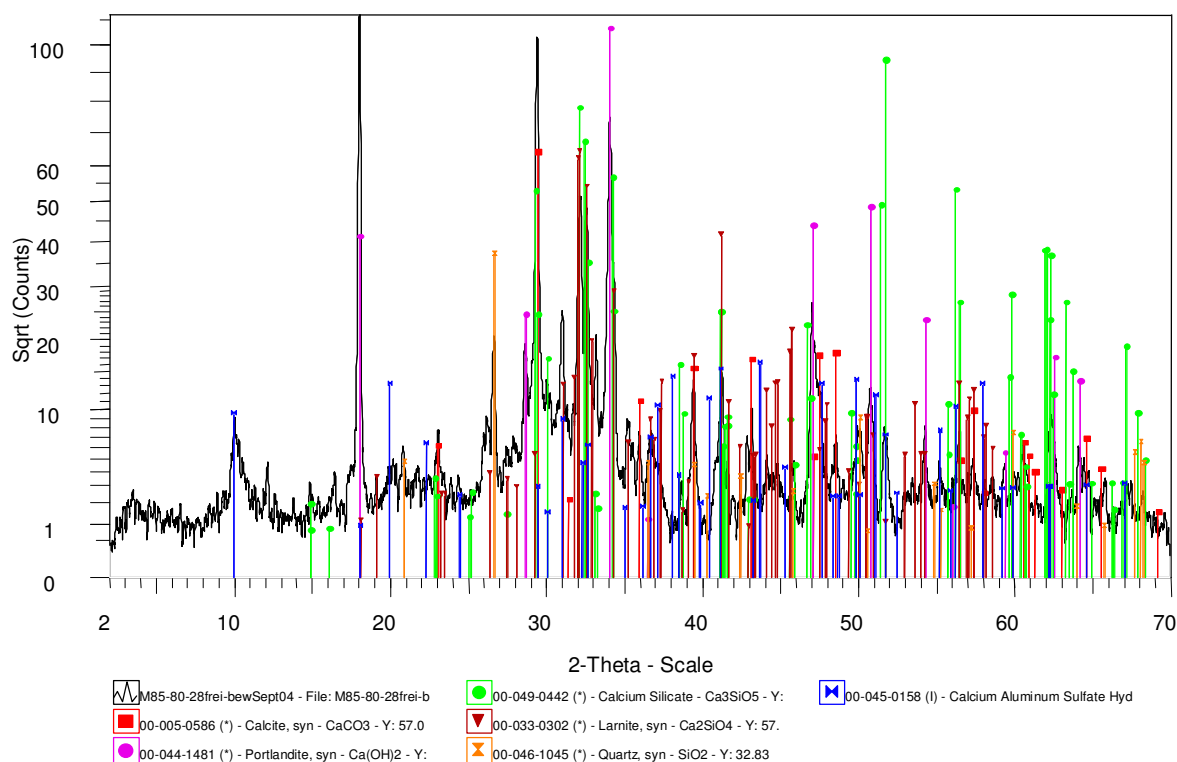


Bild A-39: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung M85-80-28 frei bewittert

A2.2 Röntgenbeugungsanalyse im Alter von 360 d

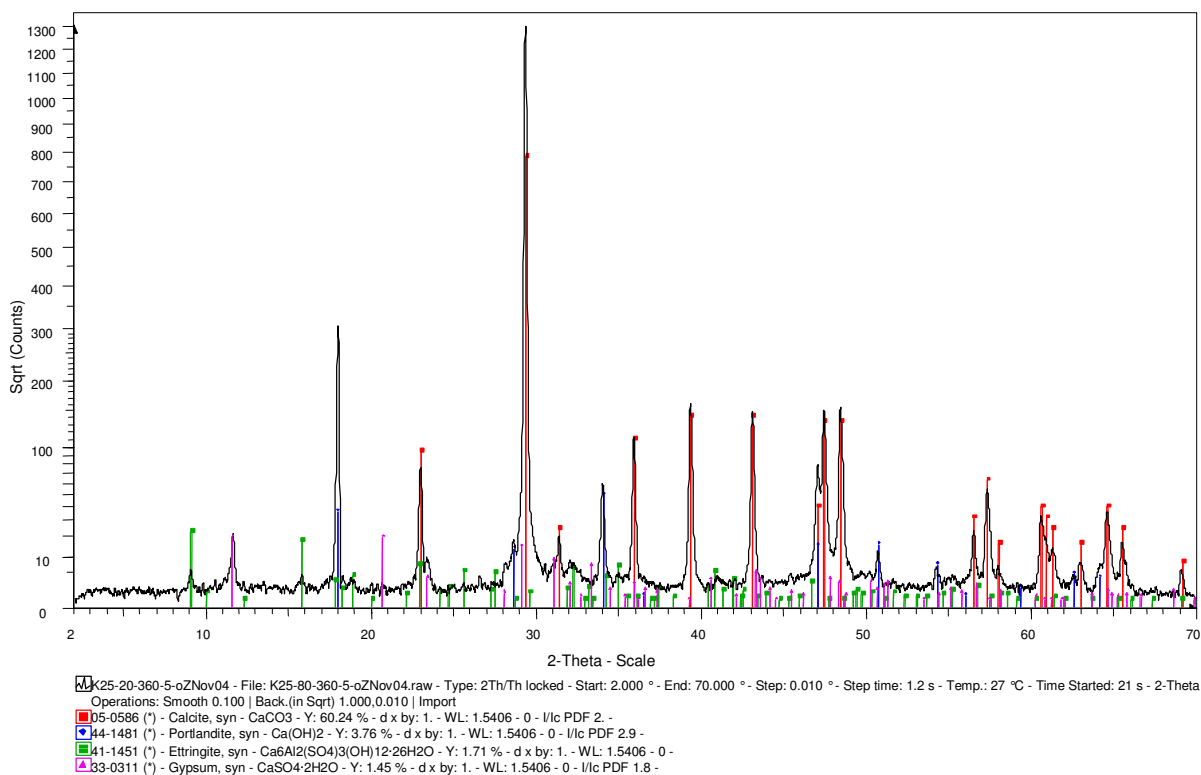


Bild A-40: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung K25-20-360 in Calciumhydroxidlösung

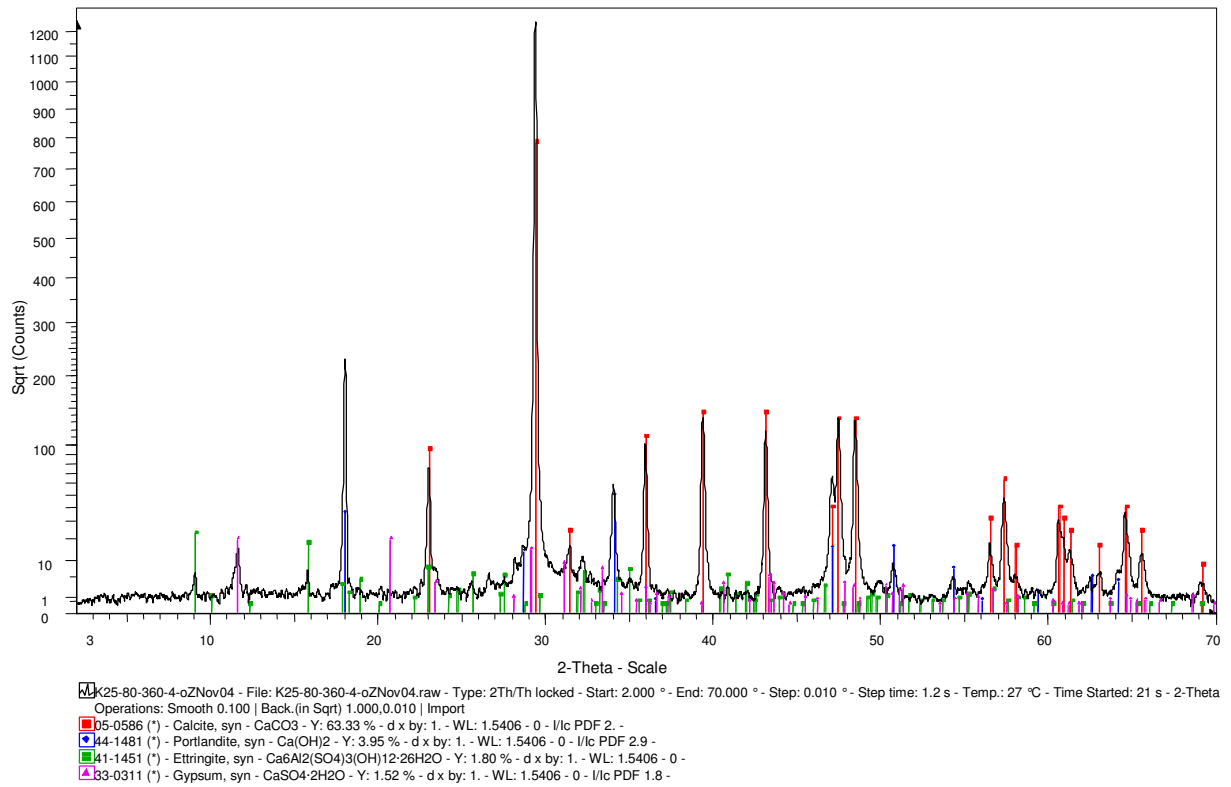


Bild A-41: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung K25-80-360 in Calciumhydroxidlösung

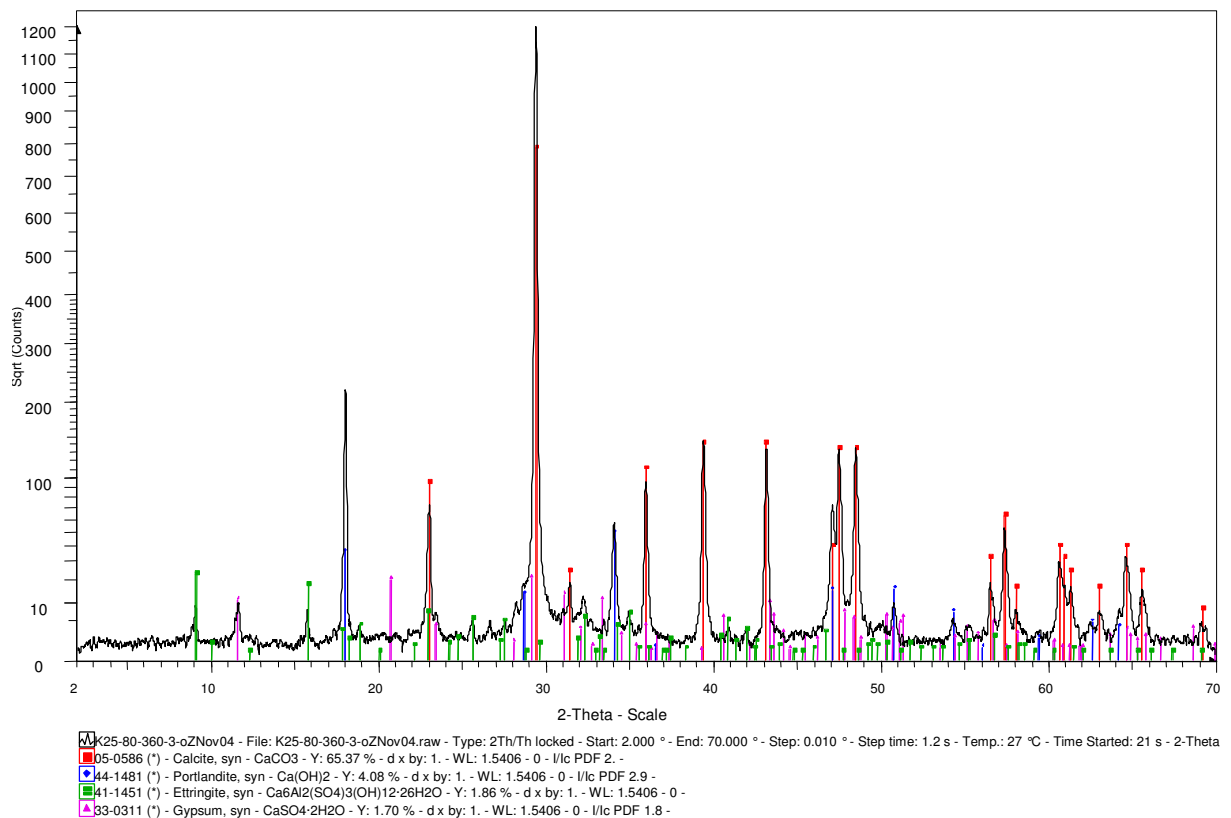


Bild A-42: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung K25-80-360 in Sulfatlösung

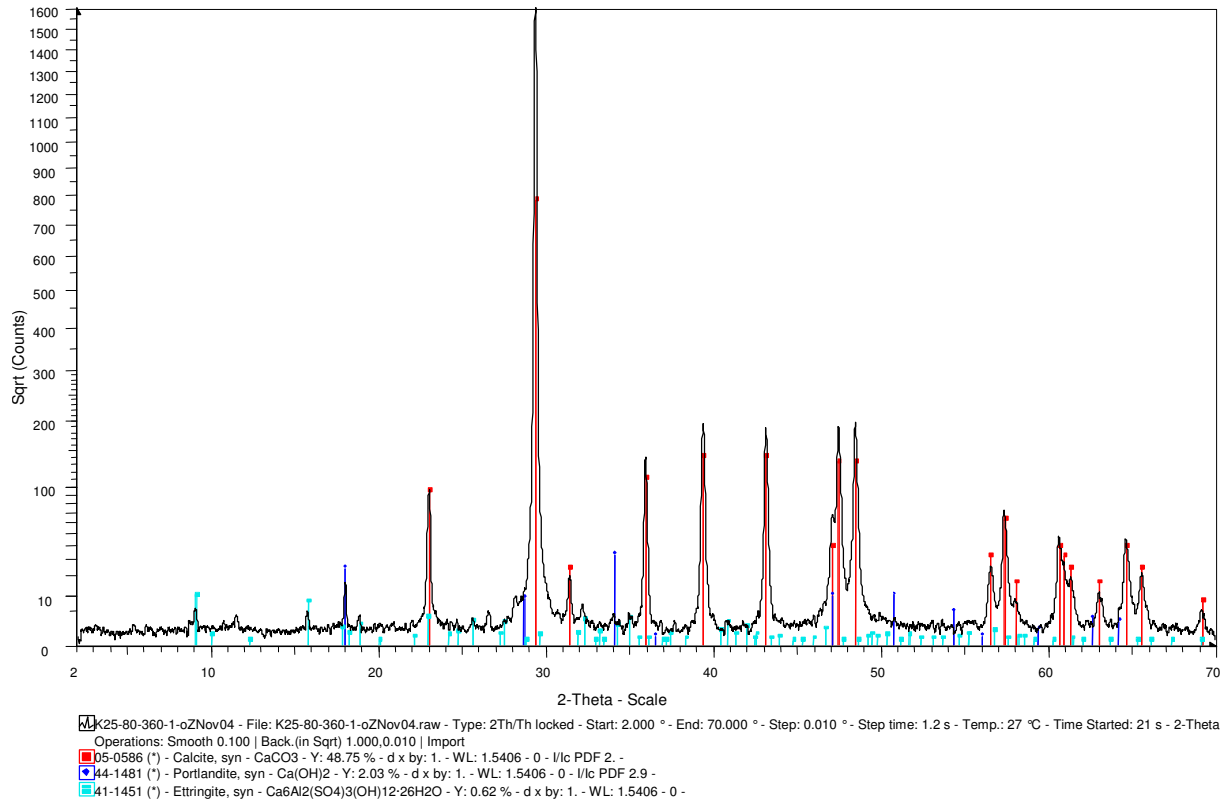


Bild A-43: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung K25-80-360 frei bewittert

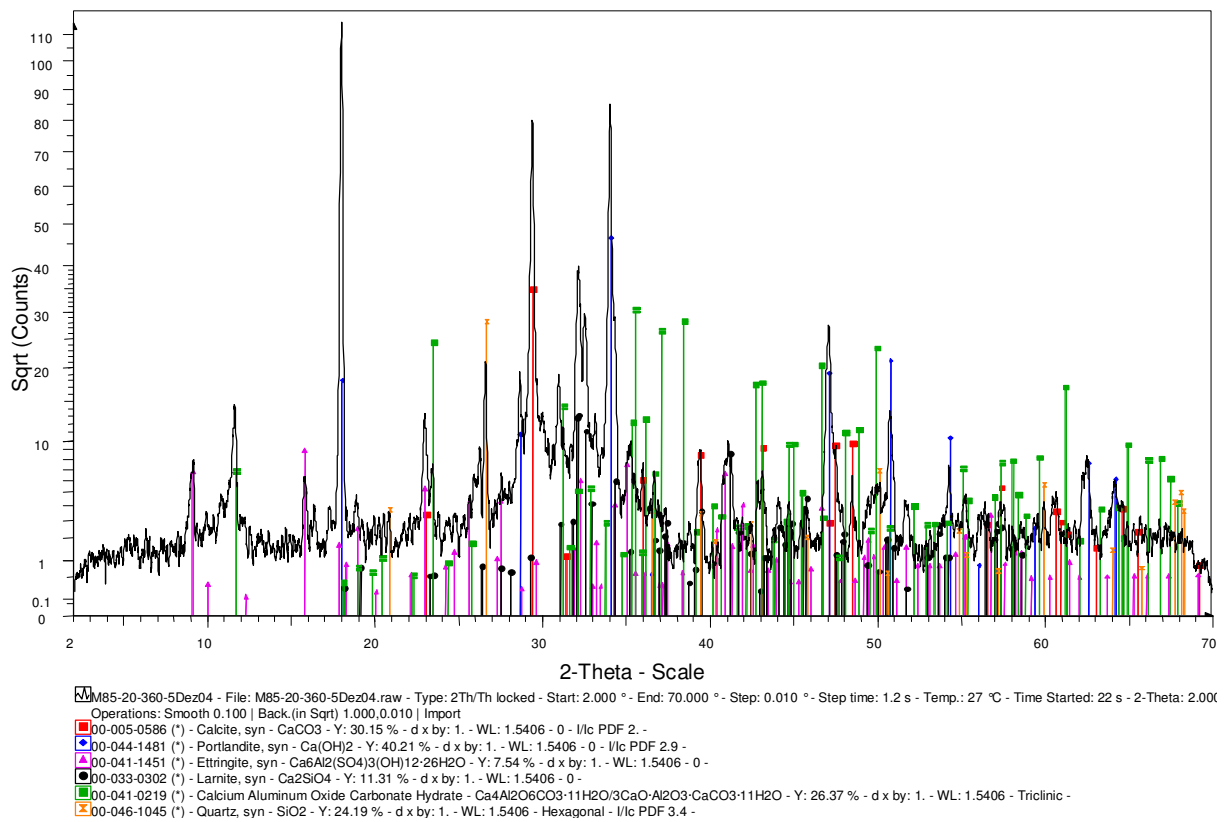


Bild A-44: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung M85-20-360 in Calciumhydroxidlösung

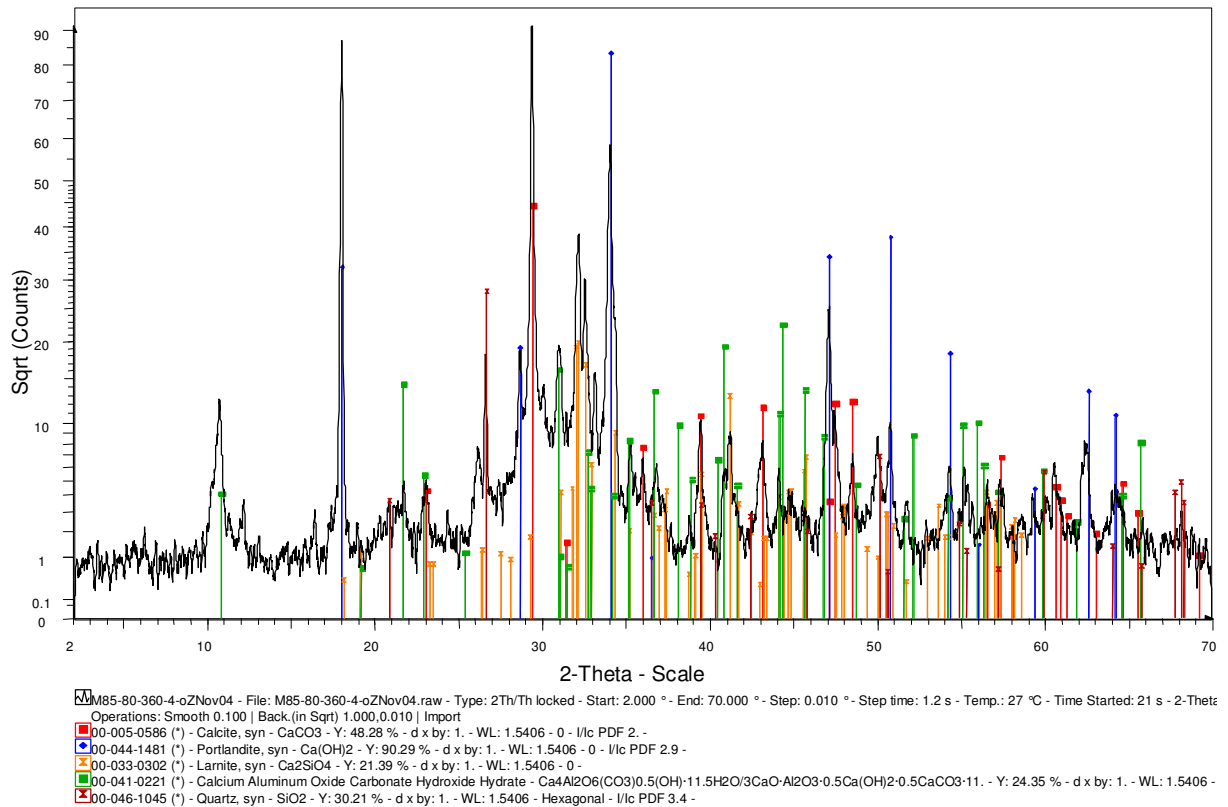


Bild A-45: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung M85-80-360 in Calciumhydroxidlösung

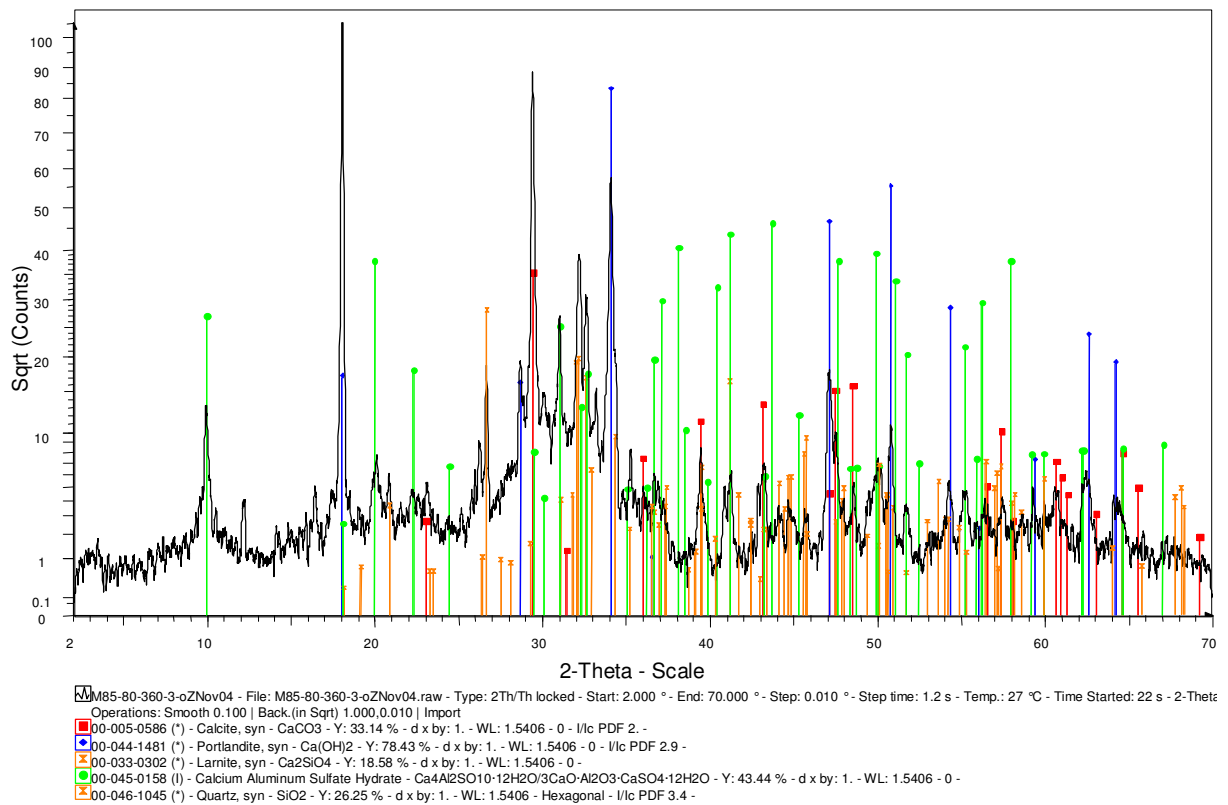


Bild A-46: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung M85-80-360 in Sulfatlösung

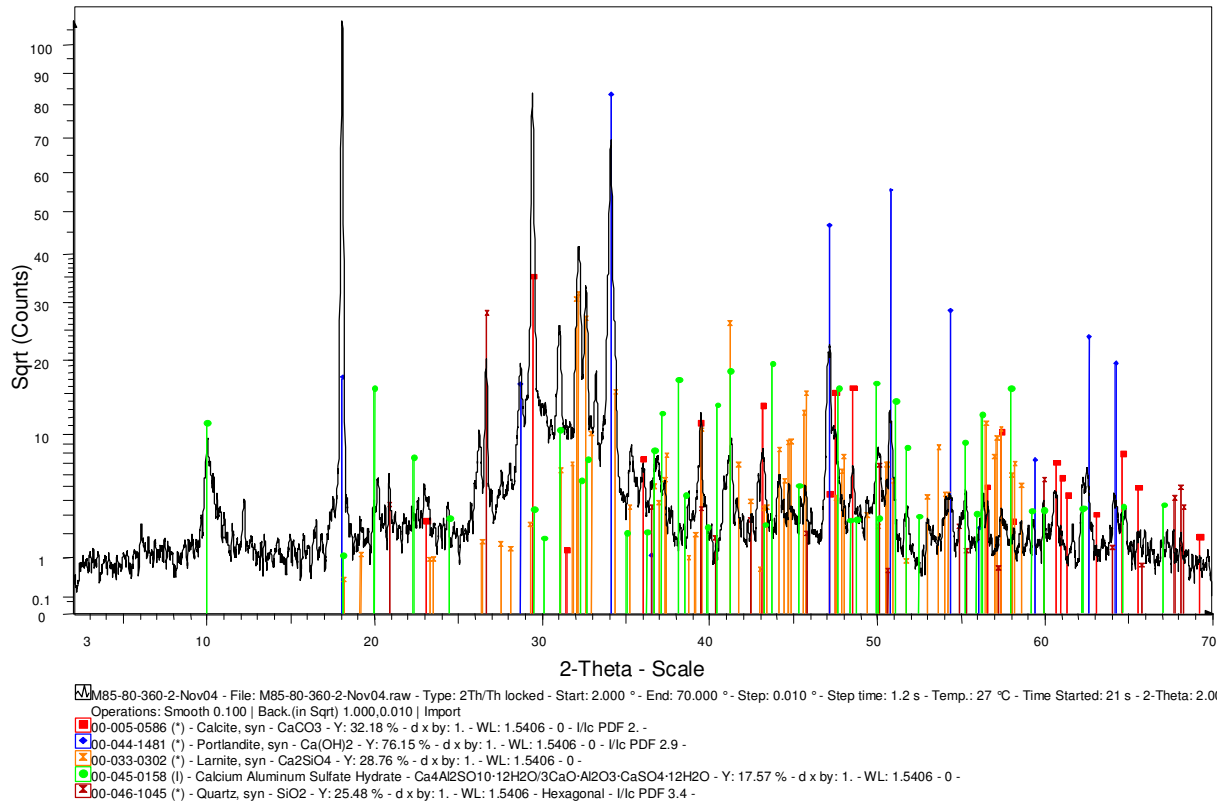


Bild A-47: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung M85-80-360 in Wasser bei 10 °C

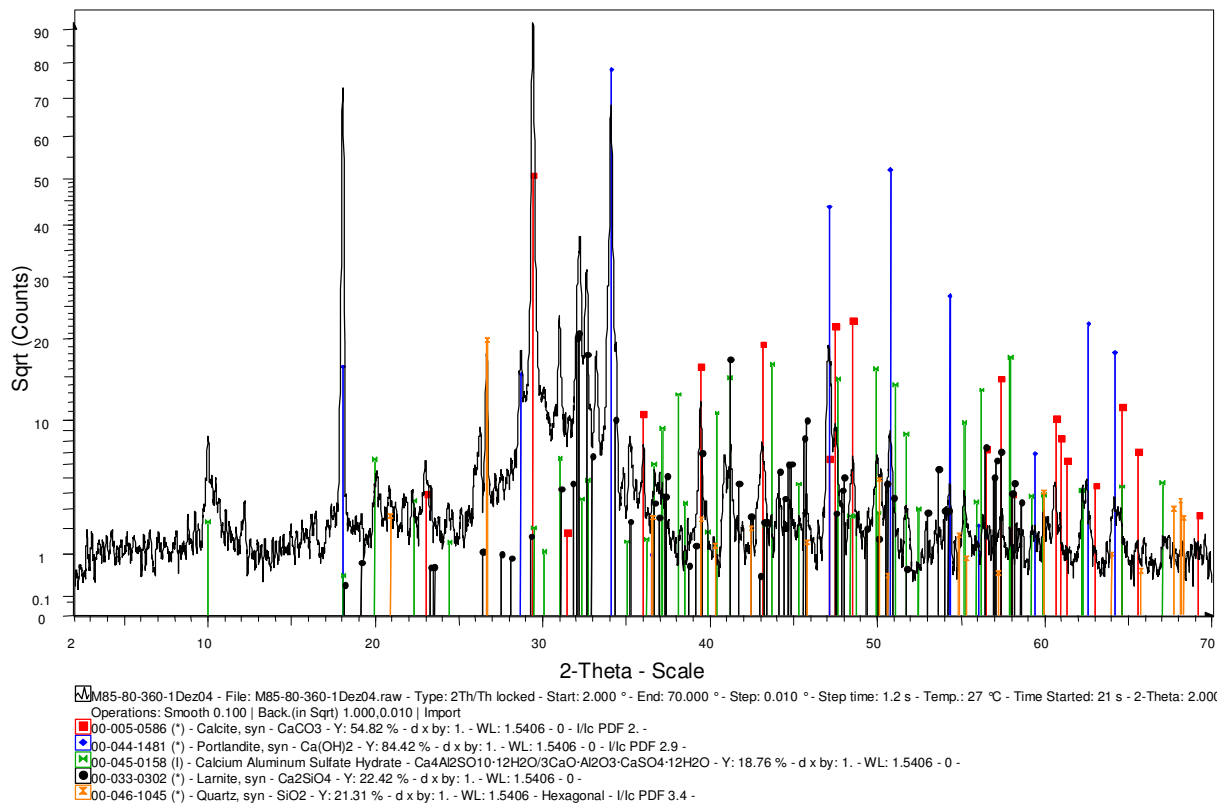


Bild A-48: Röntgenbeugungsdiagramm der Mischung M85-80-360 frei bewittert

A2.3 Messungen des dyn. E-Moduls bei $T_{\max} = 60\text{ °C}$

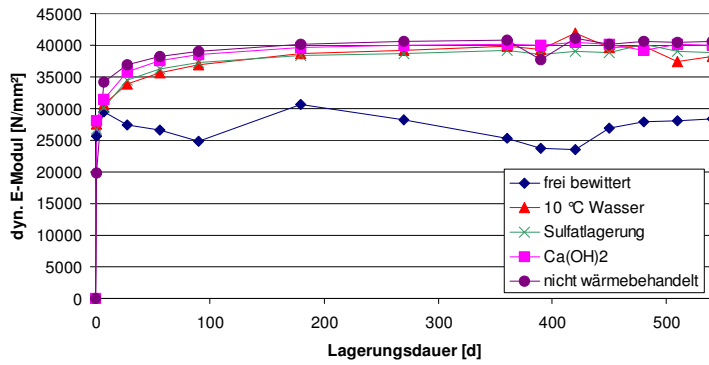


Bild A-49: Mischung K65

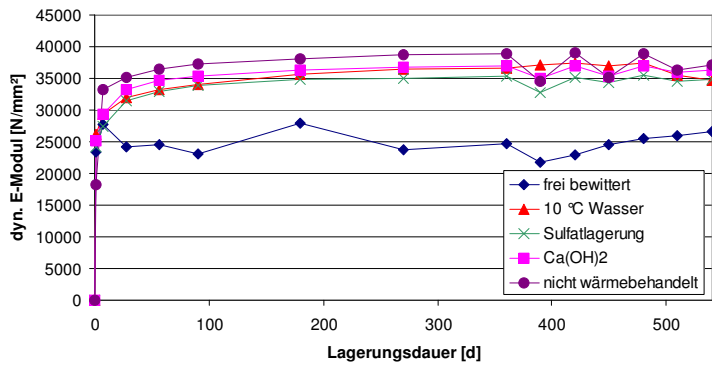


Bild A-50: Mischung M85

A2.4 Messungen des dyn. E-Moduls bei $T_{\max} = 80\text{ °C}$

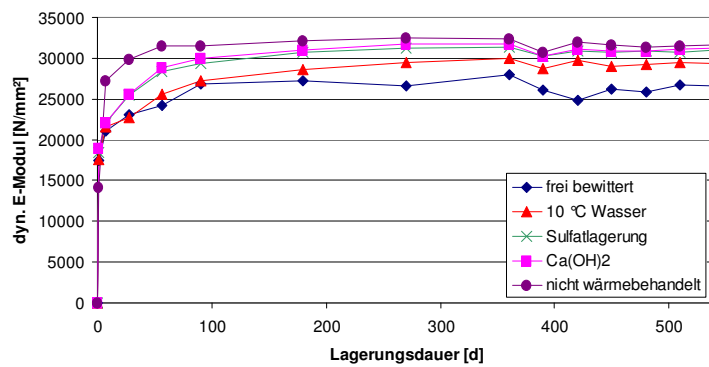


Bild A-51: Mischung K25

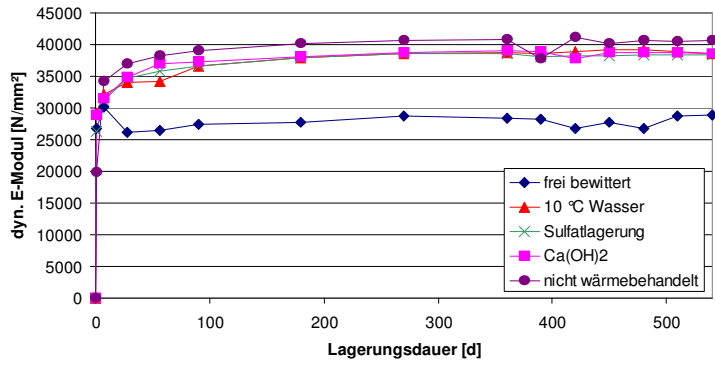


Bild A-52: Mischung K65

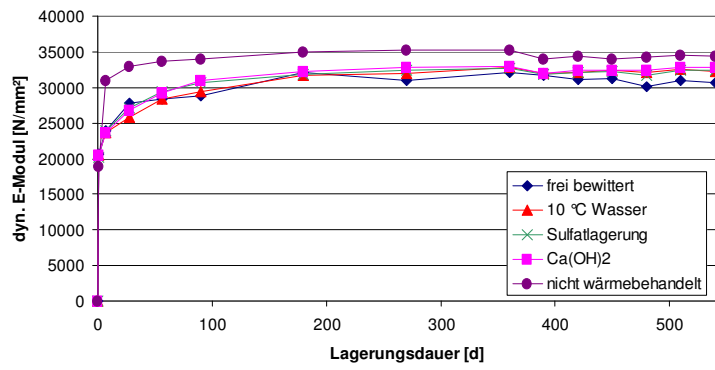


Bild A-53: Mischung M25

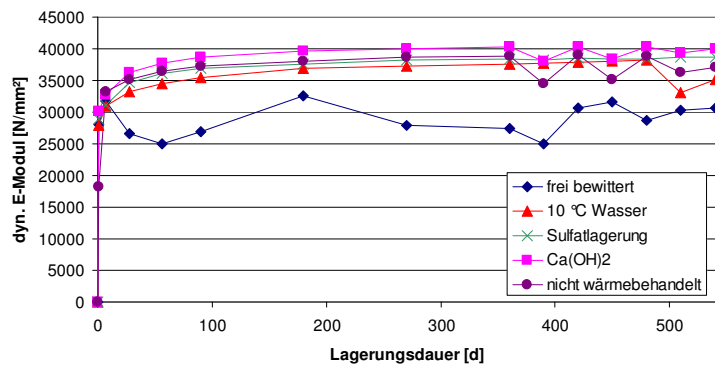


Bild A-54: Mischung M85

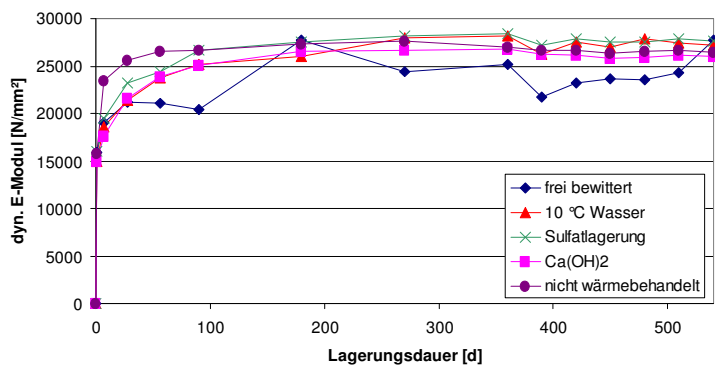


Bild A-55: Mischung S25

A2.5 Messungen der Längenänderung bei $T_{\max} = 60 \text{ }^\circ\text{C}$

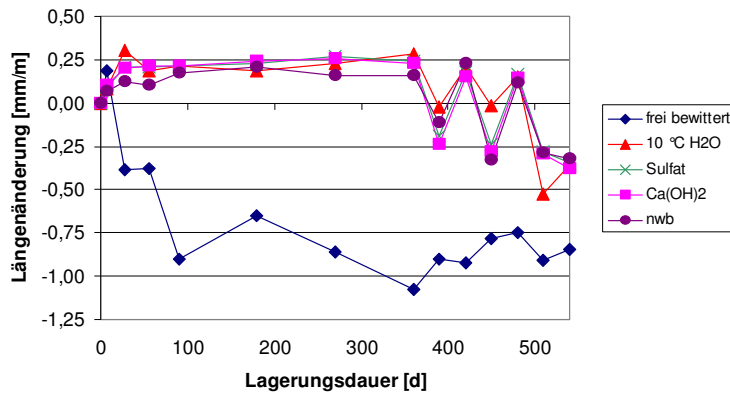


Bild A-56: Mischung K65

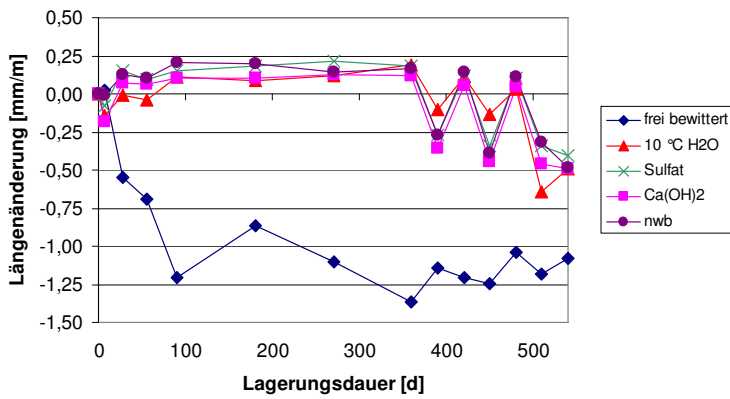


Bild A-57: Mischung M85

A2.6 Messungen der Längenänderung bei $T_{\max} = 80 \text{ }^\circ\text{C}$

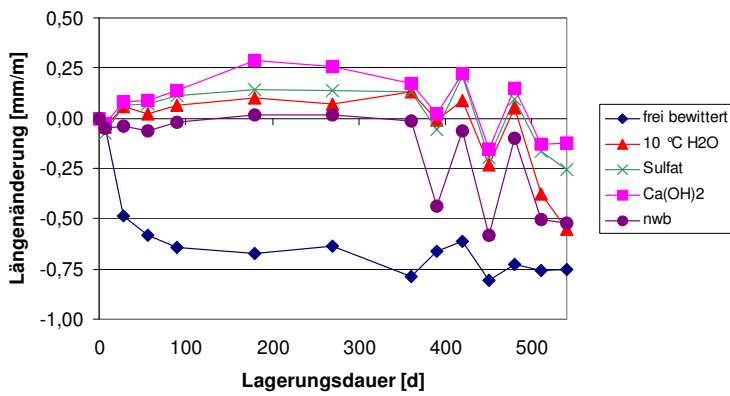


Bild A-58: Mischung K25

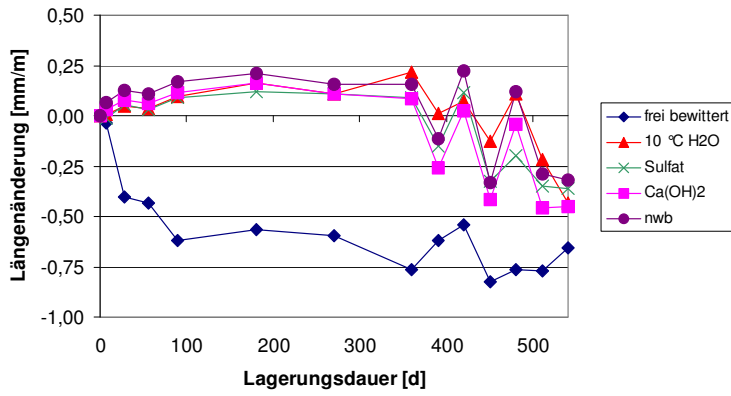


Bild A-59: Mischung K65

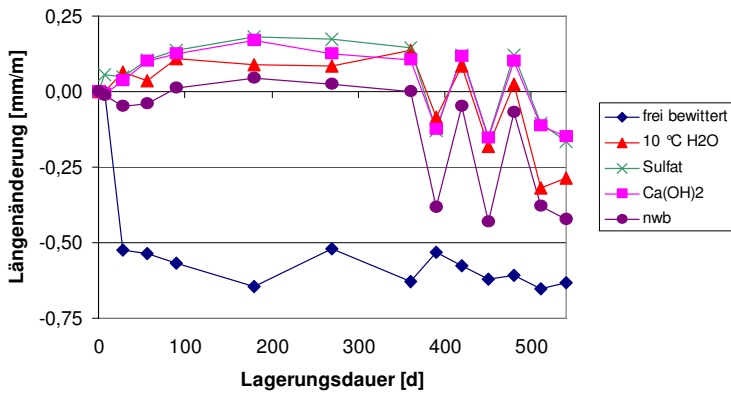


Bild A-60: Mischung M25

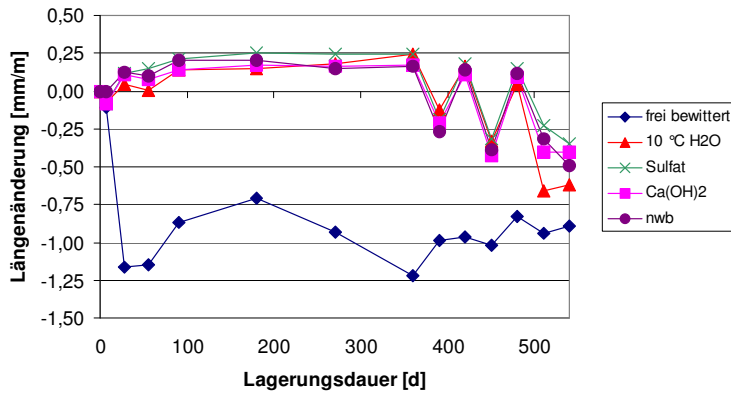


Bild A-61: Mischung M85

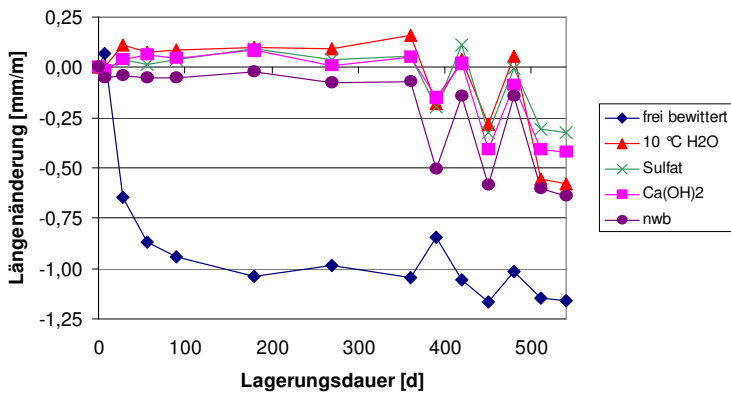


Bild A-62: Mischung S25

A3 Bilder zum Sedimentationsverhalten

Anmerkung zu den Bildern: Die obere Seite der Würfel in den Abbildungen ist jeweils auch die Betonoberseite der Würfel.



Bild A-63: Reste der Mischung K25 nach der Spaltzugprüfung

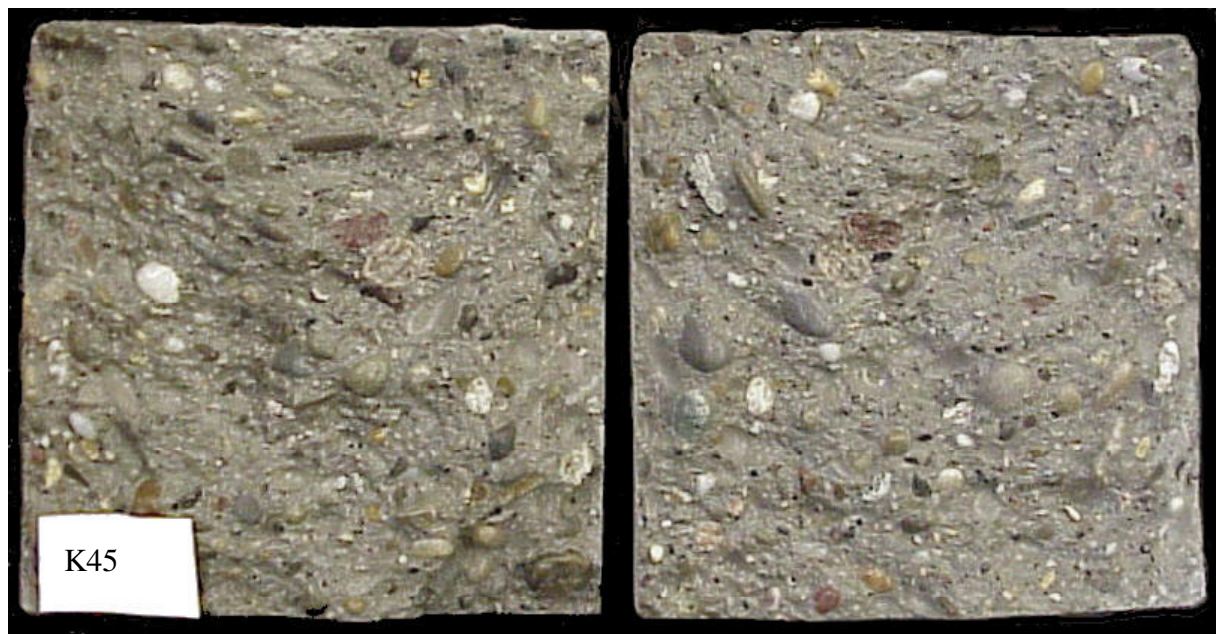


Bild A-64: Reste der Mischung K45 nach der Spaltzugprüfung



Bild A-65: Reste der Mischung K65 nach der Spaltzugprüfung

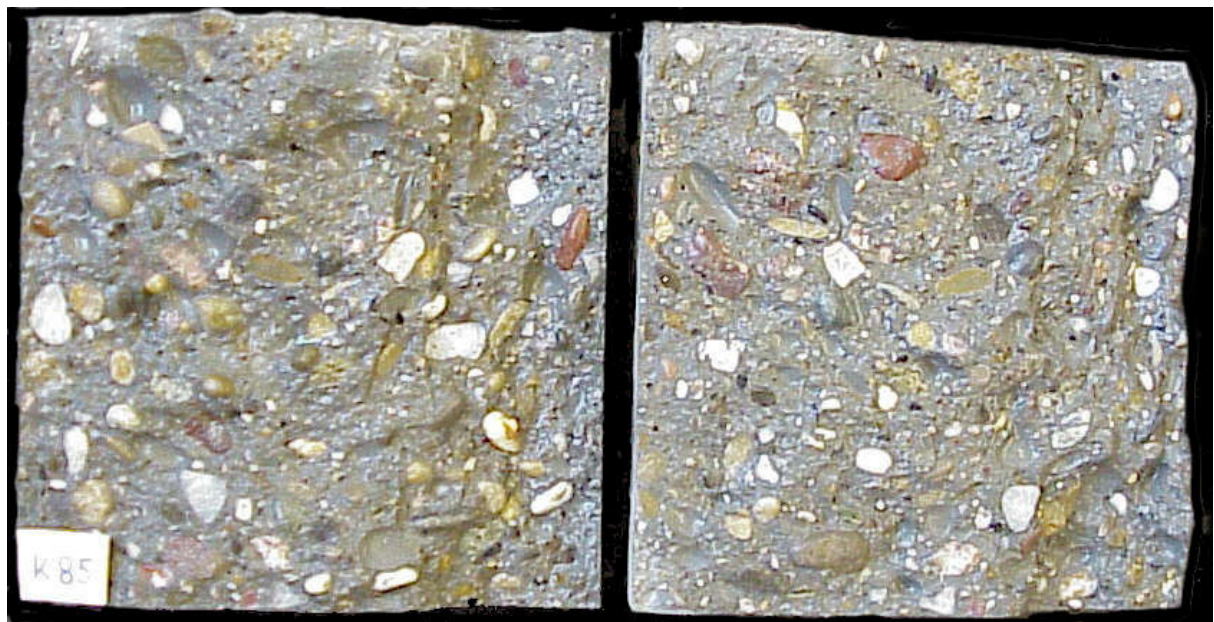


Bild A-66: Reste der Mischung K85 nach der Spaltzugprüfung



Bild A-67: Reste der Mischung M25 nach der Spaltzugprüfung

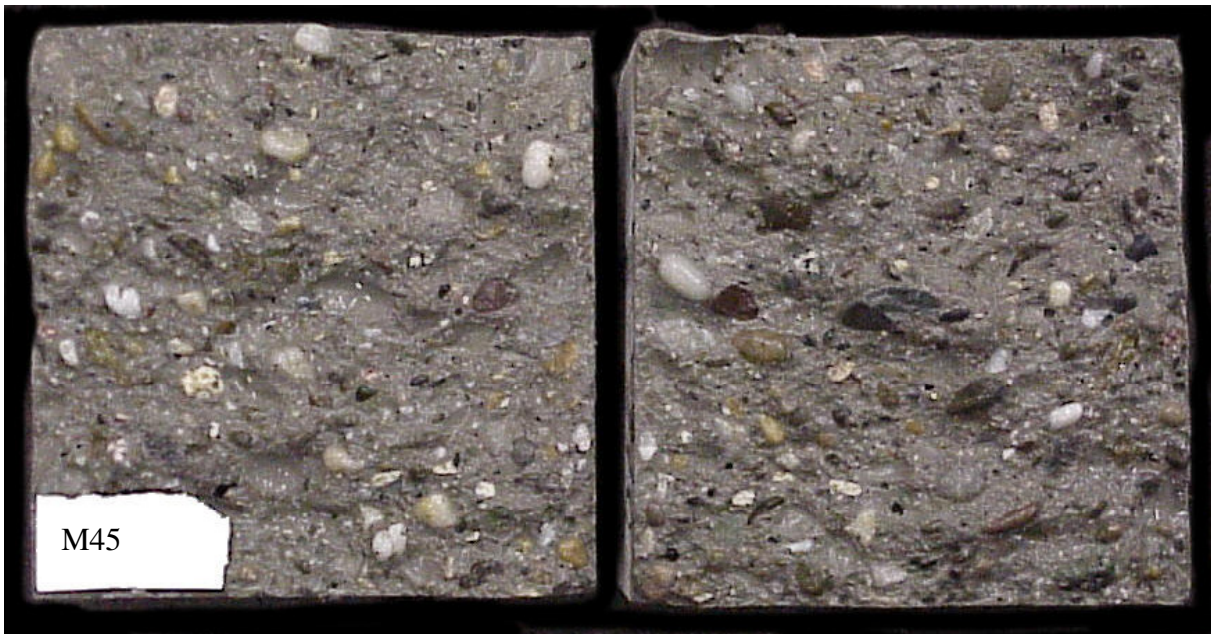


Bild A-68: Reste der Mischung M45 nach der Spaltzugprüfung

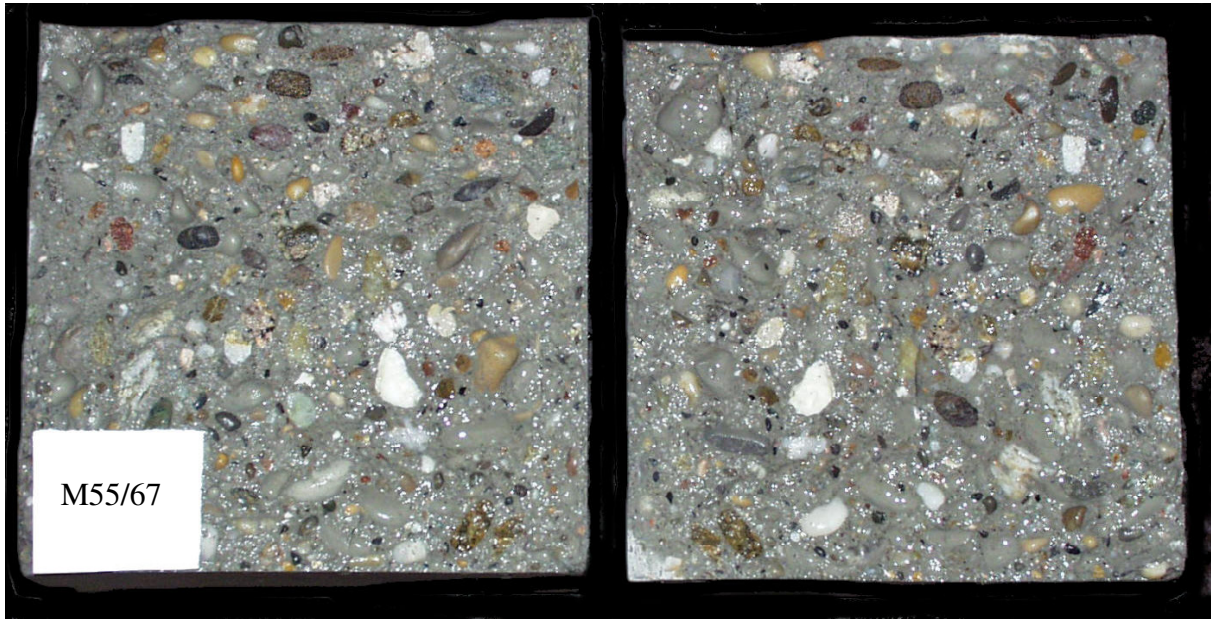


Bild A-69: Reste der Mischung M65 nach der Spaltzugprüfung

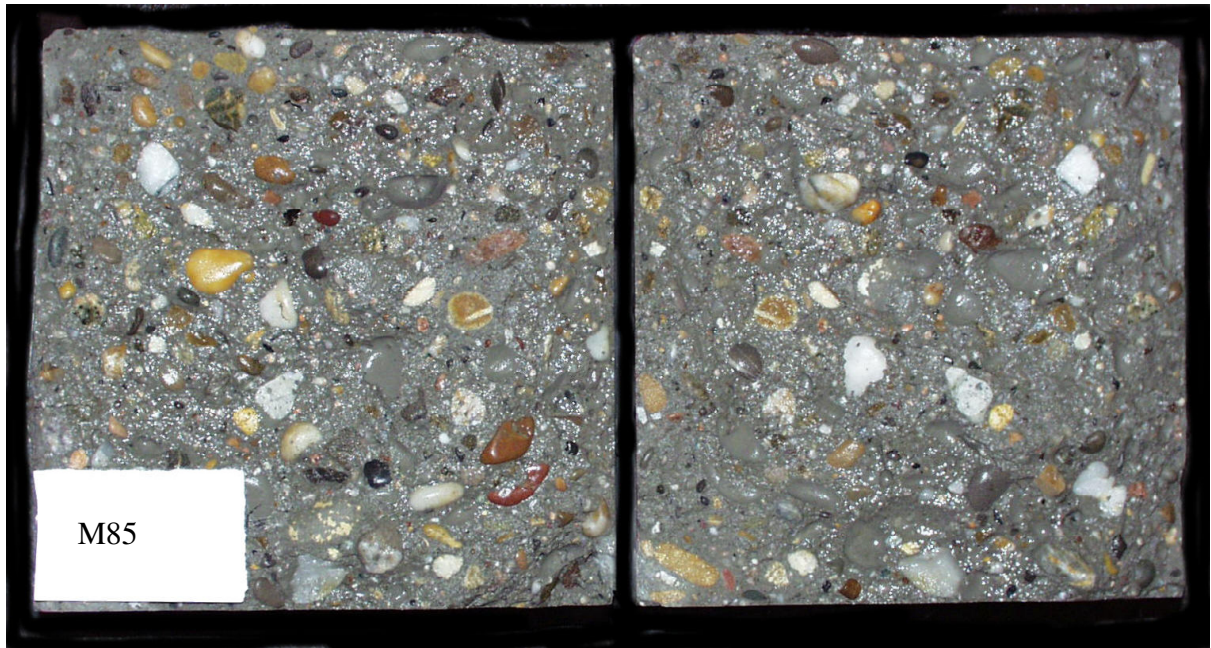


Bild A-70: Reste der Mischung M85 nach der Spaltzugprüfung

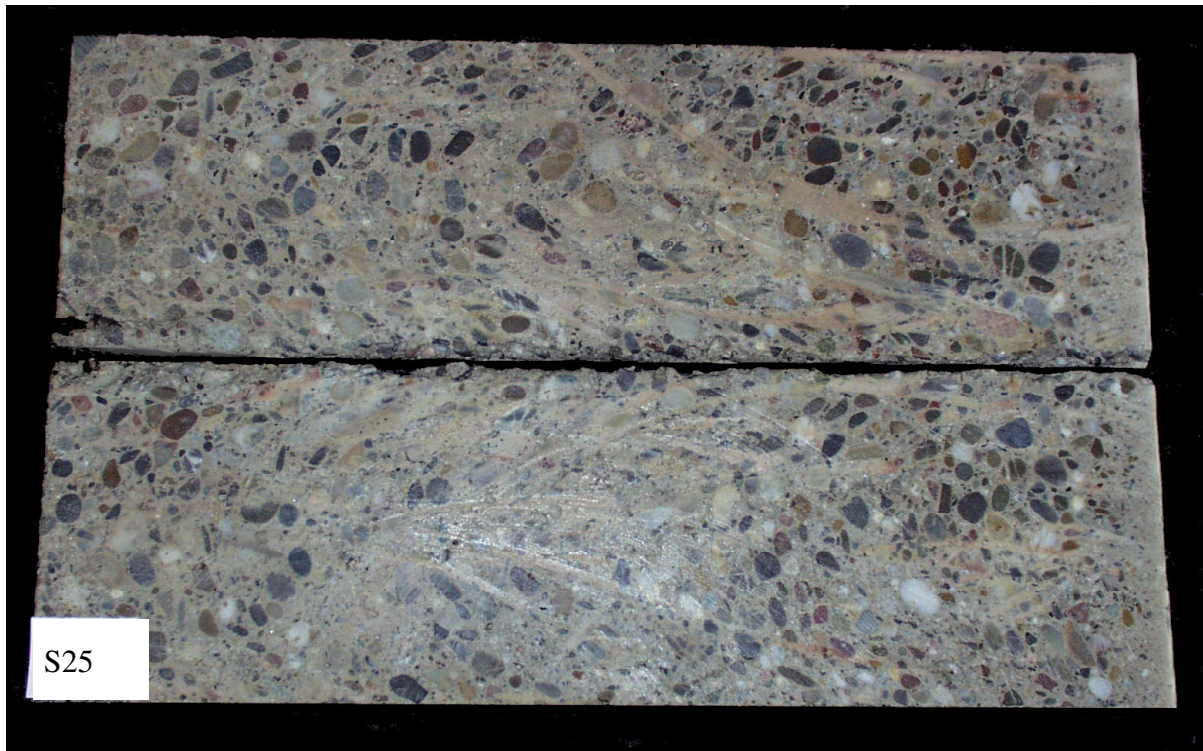


Bild A-71: Mischung S25 (Zylinder liegend, Höhe 50cm, Betonoberseite rechts im Bild)