

Korrosionsverhalten von Baumetallen bei Kontakt mit Baugipsen unter Berücksichtigung von REA-Gips

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

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Marcus Walz
aus Stuttgart

Hauptberichter:	Prof. Dr.-Ing. Prof. h.c. Dr.-Ing. E.h. Hans-Wolf Reinhardt
1. Mitberichter:	Prof. Dr. rer. nat. Hans-Ulrich Hummel
2. Mitberichter:	Prof. Dr.-Ing. habil. Ulf Nürnberger

Tag der mündlichen Prüfung: 21. Dezember 2004

Otto-Graf-Institut der Universität Stuttgart

2005

Herausgeber: Materialprüfungsanstalt (Otto-Graf-Institut), Universität Stuttgart
Schriftenreihe Heft 89, Stuttgart 2005

ISSN 0585-7899

ISBN 03-9809512-2-7

D 93

2005 Materialprüfungsanstalt (Otto-Graf-Institut), Universität Stuttgart

Jeglicher Nachdruck, auch auszugsweise, verboten. Das Herstellen von Kopien sowie jede fotomechanische Vervielfältigung sind nur mit Genehmigung des Otto-Graf-Institutes gestattet.

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Otto-Graf-Institut der Materialprüfungsanstalt der Universität Stuttgart.

Ich danke Herrn Prof. Dr.-Ing. Prof. h.c. Dr.-Ing. E.h. Hans-Wolf Reinhardt für die Möglichkeit, die Arbeit am Otto-Graf-Institut der Materialprüfungsanstalt der Universität Stuttgart durchführen zu können, für die Betreuung der Promotion und für die Übernahme des Hauptberichtes. Mein Dank gilt ebenso Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Ulf Nürnberger für das große Interesse an der Arbeit sowie für seine zahlreichen wertvollen Anregungen und die Übernahme des Mitberichtes. Herrn Prof. Dr. rer. nat. Hans-Ulrich Hummel danke ich ebenfalls für seine wertvollen Anregungen, für seine stete Hilfsbereitschaft und für die Übernahme des Mitberichtes.

Danken möchte ich meinen Kolleginnen und Kollegen vom Referat 421 (Korrosion und Korrosionsprüfung) der Abteilung 42 der Materialprüfungsanstalt der Universität Stuttgart. Mein besonderer Dank gilt hierbei Herrn Dr.-Ing. Klaus Menzel für die gute Zusammenarbeit und die konstruktiven Diskussionen sowie wertvollen Anregungen. Darüber hinaus möchte ich mich gesondert bei Herrn Gerhard Onuseit und Herrn Mirko Salowski für die gute und hilfreiche Zusammenarbeit bei den praktischen Untersuchungen bedanken. Frau Lilo Schneider und Herrn Stefan Raitzig gilt mein Dank für die engagierte Mitarbeit bei der Erstellung der Fotos sowie bei den metallographischen Untersuchungen.

Mein Dank gilt auch Herrn Dr. rer. nat. Gerhard Volland und Herrn Dr. rer. nat. Friedrich Gründer für die hilfreichen Diskussionen im Bereich der Chemie sowie in Bezug auf die Untersuchungen der Gipse.

Nicht zuletzt danke ich meiner Ehefrau Christiane, die mir den nötigen Rückhalt, die moralische Unterstützung und sehr viel Verständnis entgegenbrachte.

Abstract

Corrosion behavior of structural metals in contact with gypsum with consideration of FGD-gypsum

The gypsum used for the research concerning corrosion (stucco of natural gypsum and stucco of flue gas desulphurising plants, namely FGD-stucco of hard coal and FGD-stucco of brown coal) were analyzed by the pore structure, hygric characteristics and corrosion-relevant constituents. The most evident distinctions were found in the concentration of chlorides. The types of FGD-gypsum that were investigated showed 10-times the concentration of chlorides than it is contained in natural gypsum. The pore structure and the hygric characteristics differ only insignificantly. Due to this no influence exists on the corrosion behavior of the embedded metals and alloys. Because of the rapid carbonization that results from the porous structure of the gypsum once it is set adding 1,5 percent mass of $\text{Ca}(\text{OH})_2$ to the gypsum with the pores not completely filled with water results in only a temporary increase of the pH-value. Thus it can be assumed that a significant influence on the attack of the metals and alloys only exists during the initial stage of the corrosion.

Among other experiments exposure testing in climates of practical relevance was performed and the attack due to corrosion after 3 and 24 months of exposure was determined gravimetrically. This was done to rate the kinetics of the corrosion behavior of customary structural metal (unalloyed steel, sendzimir zinc coated steel, anodized and not-anodized aluminum AlMgSi0,5, rustless steel 1.4301, copper as well as brass containing large amounts of zinc CuZn39Pb2) that is used in contact with modern building materials based on gypsum. In addition, after the withdrawal and removal of the gypsum an evaluation of the optical appearance was made. The results showed that mainly the unalloyed steel and the sendzimir zinc coated steel at a relative humidity of $\geq 95\%$ were attacked heavily. The attack of unalloyed steel was very high amounting up to 230 μm in 24 months. The zinc coat of sendzimir zinc coated steel sheets was mostly dissolved after 3 months of exposure in constant 100% and 95% humidity respectively. The other examined metal-gypsum combinations indeed showed distinctive occurrences of corrosion to some extent and in some cases resulted in remarkable damages of the appearance. But the attack was still much less compared to unalloyed steel. Alkalization of the gypsum by adding 1,5 percent mass of calcium hydroxide had only a small influence on the erosion behavior due to the high content of sulfate in the pore water and also due to the rapid carbonization when not constantly saturated in water. This was noticed for nearly all metal-gypsum combinations after 24 months of exposure. In regard to the corrosion of aluminum a clear influence of the alkalization of the gypsum was noticed. For specimens with constant water saturation distinctive corrosion attacks could only be determined in alkalized gypsum due to the restraint carbonization and thereby high pH-values during a long period of time. With copper only very small erosion was determined with some times strong

impairments of the optical appearance. Brass with large amounts of zinc in some cases showed substantial impairments of the optical appearance caused by dezincification in wet or damp gypsum. The dezincification was more strongly pronounced for FGD-gypsum than for natural gypsum. Only rustproof steel 1.4301 behaved passively with all accomplished investigations and without exception stayed unchanged during the exposure.

In climates where gypsum products are commonly used (relative humidity < 80%) all examined metals except unalloyed steel were attacked only insignificantly. For unalloyed steel under these conditions one can count on moderately strong attacks. All in all it was noticed that the high content of chloride and sulfate in FGD-gypsum results in higher rates of erosion and stronger impairments of the optical appearance compared to natural gypsum. This was noticed for all metals after 24 months of exposure.

In addition to the exposure tests electrochemical investigations were carried out to point out the influence of sulfate on the corrosion behavior of unalloyed steel depending on the pH-value. They showed that passivation of steel in gypsum is not long-lasting in spite of the high pH-values. If adequate potentials ($\geq -0,1$ Volt) are applied the passive layer is destroyed locally with pitting corrosion due to sulfation up to pH-values of 11,5. For zinc-coated steel on the basis of electrochemical investigations it was possible to show that high pH-values (pH > 12,2) in gypsum resulted in corrosion behavior comparable to concrete. Zinc oxide and calcium hydroxide-zinc were produced that were repressing further zinc resolution. In sulfate containing solutions with lower pH-values zinc was attacked strongly. With aluminum AlMgSi0,5 for high pH-values the generation of ettringite was detected.

Corrosion damages and resulting costs for refurbishment can be avoided in future by taking advantages of the gained knowledge, namely by using suitable combinations of gypsum and metal in appropriate application. Furthermore, on the basis of the extensive results of the experiments, it is possible to modify the composition of the used gypsum with regard to the corrosion behavior of structural metal.

Inhaltsverzeichnis

Zusammenfassung	1
1 Einleitung und Problemstellung.....	3
1.1 Der Baustoff Gips.....	3
1.2 Verwendung von Metallen in Gips	5
2 Stand der Erkenntnisse.....	6
2.1 Stahl.....	7
2.2 Verzinkter Stahl.....	10
2.3 Aluminium	14
2.4 Legierter Stahl.....	17
2.5 Kupfer	19
2.6 Messing.....	20
2.7 Darlegung typischer Schadensfälle an Metallen in Kontakt mit Gips.....	21
3 Ziel der Untersuchungen	25
4 Untersuchungsgegenstand	27
4.1 Versuchsmaterialien	27
4.1.1 Gipse	27
4.1.2 Metalle und Legierungen	28
4.1.2.1 Unlegierter Stahl.....	29
4.1.2.2 Verzinkter Stahl, Sendzimirverzinkung.....	29
4.1.2.3 Aluminium AlMgSi0,5 eloxiert.....	30
4.1.2.4 Nichtrostender Stahl 1.4301	31
4.1.2.5 Reinkupfer	31
4.1.2.6 Messing CuZn39Pb2.....	32
5 Untersuchung physikalischer und chemischer Einflussgrößen der Korrosion von Metallen in Gips	33
5.1 Physikalische Einflussgrößen	34
5.1.1 Porosität und Porengrößenverteilung	34
5.1.1.1 Allgemeine Zusammenhänge.....	34
5.1.1.2 Porosität	35
5.1.1.3 Porenradienverteilung	40

5.1.2	Wasser- und Gashaushalt.....	45
5.1.2.1	<i>Allgemeine Zusammenhänge</i>	45
5.1.2.2	<i>Wasseraufnahmekoeffizient</i>	46
5.1.2.3	<i>Sorptionsisothermen</i>	49
5.1.2.4	<i>Austrocknungsverhalten</i>	52
5.1.2.5	<i>Carbonatisierungsverhalten</i>	54
5.1.3	Körnungsanalyse.....	58
5.1.4	Zusammenfassung und Bewertung.....	59
5.2	Chemische Einflussgrößen.....	61
5.2.1	Chemische Zusammensetzung des Gipspulvers	61
5.2.2	Chemische Zusammensetzung des Porenwassers	63
5.2.3	Leitfähigkeit	65
5.2.4	Potentiodynamische Gesamtstromdichte-Potentialkurven	67
5.2.5	Zusammenfassung und Bewertung.....	70
6	Versuche zur Korrosion von Metallen und Legierungen in Gips	72
6.1	Probekörper.....	72
6.2	Auslagerungsversuche, Allgemeines	72
6.2.1	Beschreibung der Klimate	73
6.2.2	Auswertung der korrosionsbedingten Massenverluste.....	74
6.3	Elektrochemische Untersuchungen, Allgemeines	76
6.3.1	Grundlagen.....	76
6.3.2	Versuchsdurchführung und Aufbau	78
6.3.3	Elektrochemische Untersuchungen zum Einfluss des Sulfats auf das Korrosionsverhalten.....	79
6.3.4	Auswertung der elektrochemischen Versuche	79
6.4	Versuchsergebnisse	80
6.4.1	Unlegierter Stahl.....	80
6.4.1.1	<i>Auslagerungsversuche</i>	80
6.4.1.2	<i>Elektrochemische Untersuchungen</i>	88
6.4.1.3	<i>Zusammenfassung und Bewertung</i>	96
6.4.2	Sendzimirverzinkter Stahl.....	99
6.4.2.1	<i>Auslagerungsversuche</i>	99
6.4.2.2	<i>Elektrochemische Untersuchungen</i>	110
6.4.2.3	<i>Zusammenfassung und Bewertung</i>	117

6.4.3	Aluminium (AlMgSi0,5)	121
6.4.3.1	<i>Auslagerungsversuche</i>	121
6.4.3.2	<i>Elektrochemische Untersuchungen (eloxiertes AlMgSi0,5)</i>	125
6.4.3.3	<i>Elektrochemische Untersuchungen (nicht eloxiertes AlMgSi0,5)</i>	127
6.4.3.4	<i>Zusammenfassung und Bewertung</i>	131
6.4.4	Nichtrostender Stahl 1.4301	134
6.4.4.1	<i>Auslagerungsversuche</i>	134
6.4.4.2	<i>Elektrochemische Untersuchungen</i>	135
6.4.4.3	<i>Zusammenfassung und Bewertung</i>	137
6.4.5	Reinkupfer	138
6.4.5.1	<i>Auslagerungsversuche</i>	138
6.4.5.2	<i>Elektrochemische Untersuchungen</i>	146
6.4.5.3	<i>Zusammenfassung und Bewertung</i>	148
6.4.6	Messing CuZn39Pb2	150
6.4.6.1	<i>Auslagerungsversuche</i>	150
6.4.6.2	<i>Elektrochemische Untersuchungen</i>	158
6.4.6.3	<i>Zusammenfassung und Bewertung</i>	160
7	Kontaktkorrosion in Gips	163
7.1	Allgemeines	163
7.2	Beispiele	165
7.2.1	Kontaktkorrosion mit Elementbildung Metall – Metall	166
7.2.1.1	<i>Unlegierter Stahl in Kontakt mit edleren Metallen</i>	166
7.2.1.2	<i>Sendzimirverzinkter Stahl in Kontakt mit edleren Metallen</i>	167
7.2.2	Kontaktkorrosion mit Elementbildung Metall - Baustoff	168
7.2.2.1	<i>Unlegierter Stahl in verschiedenen Baustoffen</i>	168
7.2.2.2	<i>Verzinkter Stahl in verschiedenen Baustoffen</i>	169
7.3	Zusammenfassung und Bewertung	170
8	Schlussbetrachtung und Ausblick	171
9	Literaturverzeichnis	175
10	Anhang	183
10.1	Anmerkungen zur Elektrochemie	183
10.2	Zusammenstellung der untersuchten Metall-Gips-Kombinationen	186
10.3	Klimadaten für Auslagerungsversuche	191
10.4	Zusammenstellung der Ergebnisse der Auslagerungsversuche	193

10.5	Analyse der Korrosionsprodukte	205
10.5.1	Unlegierter Stahl	205
10.5.2	Sendzimirverzinkter Stahl	207
10.5.2.1	<i>Elektrochemische Untersuchungen</i>	207
10.5.2.2	<i>Auslagerungsversuche</i>	208
10.5.3	Aluminium AlMgSi0,5	211
10.5.3.3	<i>Elektrochemische Untersuchungen</i>	211
10.5.3.4	<i>Auslagerungsversuche</i>	214
10.5.4	Reinkupfer	218
10.5.5	Zinkreiches Messing CuZn39Pb2	220
10.6	Diagramme zur Kontaktkorrosion Metall - Metall.....	223
10.7	Farbabbildungen.....	226
10.7.1	Schadensfälle.....	226
10.7.2	Metalle und Legierungen nach Versuchsende	230
10.7.2.1	<i>Unlegierter Stahl</i>	230
10.7.2.2	<i>Sendzimirverzinkter Stahl</i>	237
10.7.2.3	<i>Aluminium AlMgSi0,5</i>	244
10.7.2.4	<i>Nichtrostender Stahl 1.4301</i>	245
10.7.2.5	<i>Reinkupfer</i>	246
10.7.2.6	<i>Messing CuZn39Pb2</i>	253

Zusammenfassung

Die für die Korrosionsuntersuchungen verwendeten Gipse (Stuckgips Naturgips, Stuckgips REA-Steinkohle sowie Stuckgips REA-Braunkohle) werden in Hinblick auf die Porenstruktur, die feuchtetechnischen Kennwerte sowie auf die korrosionsrelevanten Beimengungen untersucht, wobei die deutlichsten Unterschiede im Chloridgehalt zu finden sind. Die untersuchten REA-Gipse wiesen den 10-fachen Chloridgehalt als Stuckgips Naturgips auf. Die Porenstrukturen und die feuchtetechnischen Kennwerte unterscheiden sich dagegen nur geringfügig, so dass dadurch kein Einfluss auf das Korrosionsverhalten der eingebetteten Metalle und Legierungen vorhanden ist. Eine Zugabe von 1,5 M.-% Ca(OH)_2 zu den Gipsen bewirkt bei nicht vollständig mit Wasser gefüllten Poren aufgrund der stark porösen Struktur der abgebundenen Gipse und der damit verbundenen raschen Carbonatisierung nur kurzzeitig einen Anstieg des pH-Wertes. So ist nur im Anfangsstadium der Korrosion von einem signifikanten Einfluss auf den Abtrag der Metalle und Legierungen auszugehen.

Zur Beurteilung der Kinetik des Korrosionsverhaltens von heute gebräuchlichen Baometallen (unlegierter Stahl, sendzimirverzinkter Stahl, eloxiertes und nicht eloxiertes Aluminium AlMg-Si0,5, nichtrostender Stahl 1.4301, Reinkupfer sowie zinkreiches Messing CuZn39Pb2) in Kontakt mit modernen Gipsbaustoffen werden u.a. Auslagerungsversuche in praxisrelevanten Klimaten durchgeführt und der korrosionsbedingte Abtrag nach 3 und 24 Monaten Auslagerung gravimetrisch ermittelt. Zusätzlich erfolgt nach der Entnahme und nach der Entfernung des Gipses eine Beurteilung des optischen Erscheinungsbildes. Die Ergebnisse zeigen, dass vor allem unlegierter Stahl und sendzimirverzinkter Stahl bei relativen Luftfeuchten $\geq 95\%$ stark bis sehr stark angegriffen werden. Dabei ist der Abtrag bei unlegiertem Stahl mit bis zu 230 μm innerhalb 24 Monaten sehr hoch. Bei den sendzimirverzinkten Stahlblechen ist die Verzinkung nach 3 Monaten Auslagerung in konstant 100% bzw. 95% relativer Luftfeuchte zum größten Teil aufgelöst. Bei den weiteren untersuchten Metall-Gips-Kombinationen sind teilweise zwar ausgeprägte Korrosionserscheinungen festzustellen, die z.T. eine erhebliche Beeinträchtigung des Erscheinungsbildes zur Folge haben, der Abtrag ist jedoch weitaus geringer als z.B. bei unlegiertem Stahl. Eine Alkalisierung der Gipse durch die Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid hat aufgrund des hohen Sulfatgehalts im Porenwasser und der bei nicht ständiger Wassersättigung des Gipses rasch fortschreitenden Carbonatisierung bei nahezu allen Metall-Gips-Kombinationen nach 24 Monaten Auslagerung nur einen geringen Einfluss auf das Abtragsverhalten. Bei Aluminium ist ein deutlicher Einfluss der Alkalisierung der Gipse auf das Korrosionsverhalten vorhanden und nur in alkalisiertem Gips konnte ein Korrosionsangriff festgestellt werden, der bei ständiger Wassersättigung aufgrund der gehemmten Carbonatisierung und der damit über einen längeren Zeitraum hohen pH-Werte mäßig stark ausgeprägt ist. Bei Kupfer ist insgesamt nur ein sehr geringer Abtrag mit teilweise starken Beeinträchtigungen des optischen Erscheinungsbildes festzustellen. Zinkreiches Messing zeigt in nassem oder feuchtem Gips teilweise erhebliche Beeinträchtigungen des optischen Erscheinungsbildes durch Entzinkung, die in REA-Gipsen stärker ausgeprägt ist als in Stuck-

gips Naturgips. Lediglich nichtrostender Stahl 1.4301 verhält sich bei sämtlichen durchgeführten Untersuchungen passiv und ist nach Versuchsende ohne Ausnahme unverändert.

In Klimaten, in denen Gipsprodukte vor allem Anwendung finden (relative Luftfeuchten $< 80\%$) war bei allen untersuchten Metallen bis auf unlegierten Stahl ein sehr geringer bis geringer Abtrag vorhanden. Bei unlegiertem Stahl ist bei diesen Bedingungen z.T. mit einem mäßig starkem Abtrag zu rechnen. Insgesamt konnte festgestellt werden, dass der hohe Gehalt an Chlorid in REA-Gipsen in Kombination mit dem hohen Sulfatgehalt bei allen Metallen im Vergleich zu Naturgips nach 24-monatiger Auslagerung höhere Abtragsraten bzw. ausgeprägte Veränderungen des optischen Erscheinungsbildes zur Folge hat.

Ergänzend zu den Auslagerungsversuchen werden elektrochemische Untersuchungen durchgeführt. Elektrochemische Untersuchungen zum Einfluss des Sulfats auf das Korrosionsverhalten von unlegiertem Stahl in Abhängigkeit vom pH-Wert zeigen, dass eine Passivierung von Stahl in Gips trotz hoher pH-Werte dauerhaft nicht möglich ist. Die Passivschicht wird dabei durch Sulfationen bis zu pH-Werten von 11,5 lokal durch Lochfraß zerstört, wenn entsprechende Potentiale ($\geq -0,1$ Volt) vorhanden sind. Bei verzinktem Stahl konnte anhand der elektrochemischen Untersuchungen gezeigt werden, dass bei hohen pH-Werten ($\text{pH} > 12,2$) in Gips ein ähnliches Korrosionsverhalten wie in Beton vorhanden ist. Dabei bildet sich Zinkoxid und Calciumhydroxozinkat, das die weitere Zinkauflösung hemmt, wogegen bei niedrigeren pH-Werten Zink in sulfathaltigen Lösungen stark angegriffen wird. Bei Aluminium $\text{AlMgSi}_{0,5}$ konnte bei hohen pH-Werten die Bildung von Ettringit festgestellt werden.

Durch eine entsprechende Auswahl von Gips-Metall-Kombinationen und eine sachgerechte Anwendung können anhand der gewonnenen Erkenntnisse in Zukunft das Auftreten von Korrosionsschäden und damit anfallende Sanierungskosten vermieden werden. Des Weiteren ist es anhand der umfangreichen Versuchsergebnisse möglich, die Zusammensetzung der Gipse in Hinblick auf das Korrosionsverhalten der Baumetalle zu modifizieren.

1 Einleitung und Problemstellung

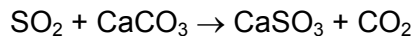
1.1 Der Baustoff Gips

Mit dem Oberbegriff Gips wird im deutschen Sprachgebrauch das in der Natur vorkommende Gipsgestein und das in industriellen Prozessen hieraus hergestellte technische Produkt bezeichnet. Calciumsulfat, der Hauptbestandteil des Gipses, ist neben Kalk der älteste bekannte, hydraulisch abbindende Baustoff. Dabei belegen Funde von mit Gips verfugten Gräbern die vorgeschichtliche Verwendung in Europa. Aber auch in Altägypten wurde Gips als Baustoff, Mörtel, putzartiger Stuck sowie als Untergrund für Wandgemälde und zur Herstellung von Plastiken und Überzügen verwendet.

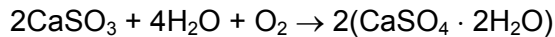
Aus Gips werden heute unter Verwendung verschiedener Verfahren zahlreiche mit Wasser abbindefähige Bauprodukte hergestellt. Ausgangsprodukte sind wasserfreie bzw. wasserarme Modifikationen. Um diese Modifikationen (Natur- oder synthetisches Halbhydrat bzw. Natur- oder synthetischen Anhydrit) zu erhalten, wird aus Calciumsulfat-Dihydrat $\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ durch sogenanntes Calcinieren das chemisch gebundene Wasser teilweise oder vollständig entfernt. Durch diesen Vorgang erhält man z.B. Calciumsulfat-Halbhydrat $\text{CaSO}_4 \cdot 0,5\text{H}_2\text{O}$, den sogenannten Stuckgips, oder Calciumsulfat-Anhydrit CaSO_4 . Bei der technischen Verarbeitung von Gips wird nach dem Calcinieren Wasser zum Anhydrit oder Halbhydrat zugegeben und es findet infolge inniger Kristallverwachsungen und Kristallverfilzungen die Umkristallisation zu Dihydrat statt, was mit einer Festigkeitsentwicklung einhergeht. Heute erfolgt die Anwendung von Gipsprodukten z.B. als Baugipse, Gipsputze, Gipswandbauplatten, Calciumsulfat-Estriche sowie als Form- und Modellgipse. Des Weiteren wird Gips als Abbinderegler in der Zementindustrie eingesetzt.

Seit Mitte der 80er Jahre finden vermehrt Gipse Anwendung, die bei der Rauchgasentschwefelung anfallen. In einer Rauchgasentschwefelungsanlage (REA) erfolgt die Reinigung von schwefelhaltigen Abgasen aus Kohlekraftwerken. Die Emissionen von Großfeuerungsanlagen sind seit der Einführung der Großfeuerungsanlagenverordnung von 1983 [BlmSchv 1983] zu entschwefeln. Dies erfolgt mit dem sogenannten Additiv-Verfahren, dem Trockenverfahren oder dem Nassverfahren. Nahezu 88% aller deutschen Verbrennungskraftwerke verwenden zur Rauchgasentschwefelung das Nassverfahren. Dieses ist für Kraftwerke über 300 MW Leistung wegen des im Vergleich zu den anderen Verfahren hohen Wirkungsgrades vorgeschrieben. Zur Entschwefelung der Rauchgase werden die Emissionen mit einem in wässriger Lösung enthaltenen Absorptionsmittel abgekühlt und mit Wasserdampf gesättigt. Als Absorptionsmittel ist Kalk bzw. Kalksuspension am weitesten verbreitet. Beim Entschwefeln wird das Rauchgas in einem Absorberturm mit einem Gemisch aus Wasser und Kalkstein besprüht und das Schwefeldioxid durch chemische Reaktionen weitgehend absorbiert.

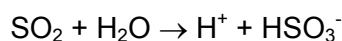
Dabei entsteht zunächst nach



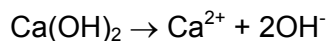
Calciumsulfid und Kohlenstoffdioxid. Nach Autoxidation durch Einblasen von Luft bildet sich nach



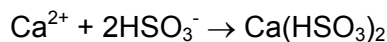
zunächst eine Gips suspension und nach Entzug des Wassers Gips mit einer Restfeuchte von ca. 10%. Bei Verwendung von Calciumhydroxid als Absorptionsmedium, wird das Schwefeldioxid zunächst in der kalkhaltigen Waschlösung nach



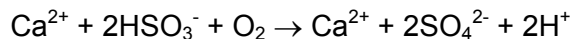
gelöst. Das Calciumhydroxid reagiert nach



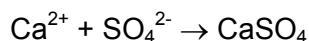
und



Das entstehende Calciumhydrogensulfid wird durch Einblasen von Luft nach



oxidiert und es entsteht schließlich nach



Gips. Der Schwefeldioxidabscheidungsgrad, d.h. der sich in Gips umwandelnde Anteil von Schwefeldioxid, liegt beim Nassverfahren bei ca. 95%.

Bei der Verarbeitung werden Gipsprodukte in der Regel mit einem hohen Überschuss an Anmachwasser hergestellt. Deshalb weist erhärteter Gips gegenüber anderen mineralischen Baustoffen eine vergleichsweise hohe Porosität auf. Um eine verarbeitungsgerechte Konsistenz zu erreichen, werden je nach Anwendungsbereich den unterschiedlichen Baugipssorten zwischen 45 und 80 M.-% Wasser zugegeben. Der Wasser-Gips-Wert, das Verhältnis der Masse des Anmachwassers zur Masse des Gipses, beträgt bei den in dieser Arbeit untersuchten Stuckgipsen 0,75. Dies ist der für Stuckgipse übliche Wert und repräsentiert einen mittleren Wert für die meisten Gipsbaustoffe.

Durch die in letzter Zeit vermehrte Verwendung von z.B. maschinell verarbeitbaren Gipsen ist es notwendig geworden, den Abbindevorgang hinauszuzögern. Bei Gipsen werden hierfür Abbindeverzögerer, wie z.B. Weinsäure, eingesetzt. Für die Wirksamkeit dieser Abbindeverzögerer sind Calciumionen notwendig, die durch Zugabe von geringen Mengen an Calcium-

hydroxid zur Verfügung gestellt werden. Es hat sich als zweckmäßig erwiesen, etwa 1,5 bis 2,5 M.-% Calciumhydroxid zuzugeben.

1.2 Verwendung von Metallen in Gips

Baumetalle kommen im Hochbau, im Ingenieurbau und in der Haustechnik mit den unterschiedlichsten Baustoffen, so auch Gipsbaustoffen, in Berührung. Als Beispiele seien Eckenschutzschienen, verzinkte Befestigungs- und Verbindungsmittel, verlorene Schalungen, Fensterrahmen, Rohre und Armaturen aus dem Bereich der Sanitärtechnik und der Haustechnik genannt. Als typische Werkstoffe kommen Stahl, verzinkter Stahl, eloxierte Aluminiumlegierungen, nichtrostende Stähle, Kupferlegierungen sowie Kupfer- und Messingteile zur Anwendung.

Die chemischen und physikalischen Eigenschaften des Baustoffes Gips können bei eingebetteten Metallen und Legierungen in Anwesenheit von Feuchte (Wasser) zu Korrosionsschäden führen. Abhängig von den chemischen und physikalischen Eigenschaften des Baustoffs Gips und den Umgebungsbedingungen, vor allem durch Einwirkung von Feuchte, treten Veränderungen an der Phasengrenze Werkstoff / Medium auf, die in ungünstigsten Fällen zu korrosionsbedingten Schäden führen. Schäden durch Korrosion sind in Zusammenhang mit Feuchteeinwirkung aus der Verarbeitung oder aus benachbarten Bauteilen, z.B. Bauteilen aus Beton, aus Störfällen, z.B. durch Wasserschäden, aber auch nach Kontaminierung metallischer Oberflächen durch Gipsstaub bekannt. Nicht beabsichtigte Korrosionsbelastungen können des Weiteren infolge eingedrungener Niederschläge, Kondenswasser, schadhafter Installationsleitungen oder durch Kondensation von Feuchte zustande kommen. Art und Ausmaß des Korrosionsangriffes sind auch abhängig von der Gipsart, wobei festgestellt werden muss, dass die Typenvielfalt im letzten Jahrzehnt stark zugenommen hat. Der Grund dafür liegt in immer spezifischer auf den Anwendungsfall abgestimmten Rezepturen, wobei mit einer Vielzahl von Zusätzen, wie z.B. Abbindeverzögerern und -anregern oder Wasserretentionsstoffen gearbeitet wird.

2 Stand der Erkenntnisse

In Gipsen können, wie auch in anderen porösen Baustoffen, eingebettete Metalle nur dann korrosiv angegriffen werden, wenn metall- und baustoffseitig korrosionsbegünstigende Bedingungen vorliegen. Dies bedeutet, dass die Metalle unter den gegebenen Bedingungen in aktivem oder depassiviertem Zustand vorliegen müssen. Baustoffseitig muss Feuchtigkeit vorhanden sein, entweder aus herstellungsbedingter Feuchte oder durch nachträgliche Eindiffusion eines Elektrolyten. Die Voraussetzungen für eine Diffusion sind bei porösen Baustoffen wie Gips durch die kapillare Porenstruktur, die eine Verbindung des eingebetteten Metalls mit der Umgebung herstellen, gegeben. Da Gipsbaustoffe einen hohen Anteil grober Poren aufweisen und im baupraktischen Anwendungsfall meist keine vollständig flüssigkeitsgefüllten Poren existieren, können Gase, wie Wasserdampf und Sauerstoff, in den Baustoff eindringen. Die stark kapillare Porenstruktur ermöglicht ebenfalls die rasche Aufnahme von flüssigem Wasser. Für eingebettete Metalle sind dann die Voraussetzungen für Korrosion gegeben.

Da Gips ein grobporöser Baustoff ist, ist die Andiffusion von Sauerstoff und das Eindringen von Wasser im Regelfall kein geschwindigkeitsbestimmender Schritt für die Korrosion. Das in Gips vorhandene CaSO_4 ist in Wasser gut löslich. Somit sind bei Anwesenheit von Wasser in Gips bzw. bei Angebot von äußerer Feuchte sämtliche Voraussetzungen von Korrosion in sulfatangereicherten Elektrolyten gegeben. Bei der folgenden Betrachtung des Korrosionsverhaltens von Baumetallen in feuchten Gipsbaustoffen sind diese Gesichtspunkte zu berücksichtigen.

2.1 Stahl

Bereits an feuchter Luft bildet sich auf unlegiertem und niedriglegiertem Stahl nach Sauerstoffkorrosion eine Rostschicht, wobei der Hauptanteil meist aus $\text{FeO(OH)} \cdot n\text{H}_2\text{O}$ besteht. Die sich bildenden Rostschichten können den Sauerstoffzutritt an die Stahloberfläche und somit die Korrosion hemmen, aber bei unlegiertem Stahl nicht verhindern. Bei pH-Werten unterhalb 4,5 ist die kathodische Teilreaktion für die Korrosion geschwindigkeitsbestimmend und die Korrosion nimmt bei weiter fallendem pH-Wert stark zu. Steigt der pH-Wert auf >10 an, tritt bei Stahl infolge Passivierung zunehmende Korrosionsverlangsamung ein. In Abbildung 2.1 ist die Korrosionsgeschwindigkeit von Stahl in Abhängigkeit vom pH-Wert dargestellt.

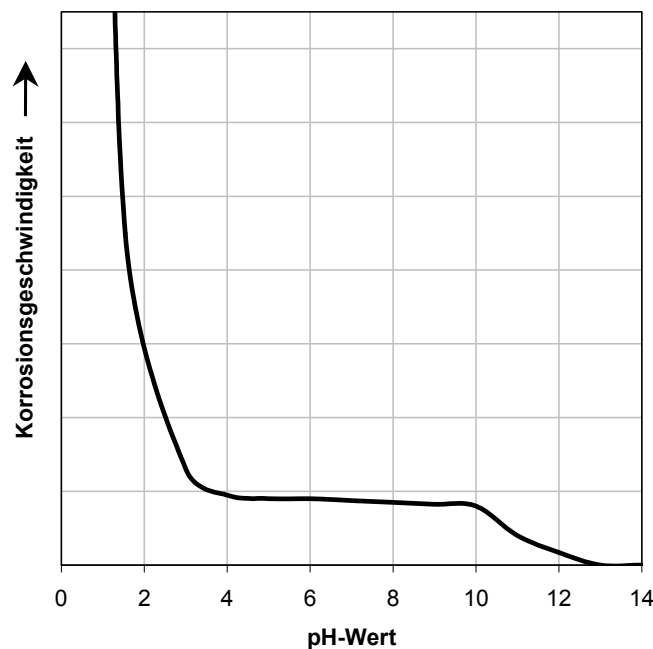


Abbildung 2.1: Korrosionsgeschwindigkeit von Stahl in Abhängigkeit vom pH-Wert
[Nürnberger 1995]

Chlorid- und Sulfationen wirken i.A. korrosionsbeschleunigend. Dabei kann es durch Zerstörung der Passivschicht auch bei pH-Werten größer 10 zu erhöhter Korrosionsgeschwindigkeit kommen, i.A. ist dabei vor allem lokale Korrosion zu beobachten.

Von Bukowiecki [Bukowiecki 1965] wurde Flusstahl in nassem „Baugips“ mit einem pH-Wert von 8,7 bis zu einem Jahr vollständig und teilweise eingebettet. Bei den vollständig eingegips-ten Stahlproben wurde nach einer Woche ein Massenverlust von 10 g/m^2 ($1,3 \text{ }\mu\text{m}$) festgestellt. Nach 12 Monaten stieg der Massenverlust auf bis zu 58 g/m^2 ($7,4 \text{ }\mu\text{m}$) an. Diese Ergebnisse bedeuten, dass die anfänglich hohe Korrosionsgeschwindigkeit infolge der Bildung von Korrosionsprodukten stark zurück geht. Bei Stahlblechen, die nur bis zur Hälfte in Gips eingebettet waren, wurde ein verstärkter, lochfraßartiger Korrosionsangriff an der Dreiphasengrenze festgestellt. Die teilweise eingebetteten Stahlproben wiesen im eingebetteten Bereich einen er-

heblich höheren Korrosionsabtrag auf als vollständig in Gips eingebettete Proben. Alle untersuchten Stahlproben hatten einen unregelmäßigen Rostbelag.

Von Wiederholt und Sonntag [Wiederholt 1965] wurde der sehr ausgeprägte Korrosionsangriff von Stahl in Gips und in Gipssandmörtel herausgestellt. Hier erfolgte die Auslagerung der eingebetteten Proben unter atmosphärischen Bedingungen. Die Stahlproben wiesen bereits nach drei Tagen „leichte Rostansätze“, nach sieben Tagen „verstärkte Rostflecken“ auf. Nach nur 30 Tagen war die gesamte eingebettete Stahlfäche „stark und vollständig verrostet“, und nach drei Monaten wiesen die Oberflächen „starke Verkrustungen“ auf, die danach noch zunahmen. Auch hier wurden an der Dreiphasengrenze Stahl-Luft-Baustoff ein gegenüber den vollständig eingebetteten Bereichen verstärkter Korrosionsangriff beobachtet. Durch zusätzliche Korrosionsschutzmassnahmen, wie Phosphatieren und Ölen der Stahloberfläche, konnte der Korrosionsangriff lediglich etwas hinausgezögert werden. Somit wurde die Verwendung von Stahl in Kontakt mit feuchtem Gips nur bedingt empfohlen, ohne Schutzmaßnahmen wird die Verwendung vollständig abgelehnt.

Foucault stellt in [Foucault 1974] die Ergebnisse von Versuchen mit Stahl in Gips unterschiedlicher Arbeiten zusammen. Bei den zitierten Untersuchungen des INCE (Instituto Nacional para la Calidad de la Edificación, Nationales Institut für Konstruktionsgüte, Spanien) zeigte sich, dass die Intensität des Korrosionsangriffes mit steigender Feuchtigkeit in erheblichem Maße zunimmt. Bei teilweise eingegipsten Stahlproben wurde auch hier im Übergangsbereich Luft-Baustoff ein verstärkter Angriff festgestellt. Sogar bei einer Lagerung im Trockenofen trat ein leichter Korrosionsangriff auf. Der Überschuss des Anmachwassers ist für die Korrosion von Stahloberflächen in Kontakt mit Gips demnach ausreichend. Eine Bleimennigebeschichtung erwies sich als ein wirksamer Korrosionsschutz in feuchtem Gips.

Auch Untersuchungen des Instituts für Baustoffe der ehemaligen DDR werden in [Foucault 1974] aufgezeigt. Betrachtet wurde das Verhalten von blankem Stahl sowie Schutzmöglichkeiten von Stahl in Gips. In Hinblick auf den Schutz von Stahl in Gipsbaustoffen wurden in [Foucault 1974] auf PVC basierende Anstriche, Inhibitoren sowie zinkhaltige (s.a. Abschnitt 2.2) und andere metallische Überzüge getestet. Mit Inhibitoren wurden die besten Ergebnisse durch die Verwendung von Natriumnitrit (NaNO_2) erzielt. Die Schutzwirkung war aber temporär begrenzt. Es wurde auch Calciumhydroxid zum Gips zugegeben, um eine zusätzliche passivierende Wirkung zu erzielen. Da dieses Ca(OH)_2 infolge Carbonatisierung rasch in Carbonat umgewandelt wurde, war auch dieser Korrosionsschutz zeitlich begrenzt.

Die ungeschützt in Gips eingebetteten Stahlbleche wurden fünf Jahre unter verschiedenen klimatischen Bedingungen ausgelagert. Bei der Lagerung in relativer Luftfeuchte von 65% bei Raumtemperatur betrug die mittlere Korrosionsgeschwindigkeit nur $0,9 \mu\text{m/a}$. Erfolgte die Auslagerung alternierend sieben Tage in 90 bis 95% und anschließend 21 Tage bei 65% relativer Luftfeuchte, so lag die mittlere Korrosionsgeschwindigkeit bei $6,5 \mu\text{m/a}$. Die Auslagerung im Außenklima bei freier Bewitterung ergab eine Abtragsrate $37,6 \mu\text{m/a}$. Dies zeigt, dass bei relativen Luftfeuchten, wie sie in Innenräumen vorhanden sind, der Korrosionsangriff nur aus

dem zu Beginn vorhandenen Anmachwasser resultieren kann. Ist ein ständiger Wechsel von nassen und trockenen Perioden vorhanden, nimmt die Korrosionsgeschwindigkeit stark zu.

Weiter werden in [Foucault 1974] Versuche über das Korrosionsverhalten von Stahl in Gips und Putzgips des Centre Expérimental de Recherches et d'Etudes du Bâtiment et des Travaux Publics (C.E.B.T.P., Frankreich) dargelegt. Die Auslagerung erfolgte im Feucht-Trocken-Wechsel und im regengeschützten Außenklima unter Dach. Bereits nach einem Monat war die Stahloberfläche gleichmäßig korrodiert und wies tiefe Narben auf. Nach sechs Monaten konnte bei Auslagerung im Feucht-Trocken-Wechsel nur ein geringfügig höherer Massenverlust als bei Auslagerung im regengeschützten Außenklima unter Dach festgestellt werden. Zusätzliche Untersuchungen mit teilweiser Einbettung in Gips zeigten in beiden Fällen gegenüber der vollständigen Einbettung einen beschleunigten Abtrag bzw. einen ausgeprägteren Korrosionsangriff. Wurde eine geringere Gipsdeckung gewählt, zeigte sich eine deutlich ausgeprägtere Korrosion. Festzustellen war in dieser Arbeit zudem, dass bei einer vollständigen Einbettung in Gips oder in Putzgips kein Unterschied in der Intensität des Angriffs zwischen beiden Produkten auftrat. Vom C.E.B.T.P. wurden ebenfalls Schutzmaßnahmen für in Gips eingebetteten Stahl untersucht. Es wurden Verzinkung (Abschnitt 2.2), Beschichtungen aus Zementmilch, Kalkmilch, Epoxidharz sowie die Zugabe von Kalk und Weiss-Zement getestet. Alle Schutzmaßnahmen erwiesen sich nicht als ausreichend dauerhaft. Des Weiteren waren hier Zugaben üblich hoher Mengen an Calciumhydroxid von mindestens 5 bis 10% notwendig, um dauerhafte Alkalität und Korrosionsbeständigkeit zu erreichen.

In [Gomez 1988] wurde ebenfalls Stahl in Gips und in Putzgips untersucht. Unter Zugabe von unterschiedlichen Additiven wurden verschiedene Kombinationen getestet. Die Auslagerung erfolgte bei 50% und bei 100% relativer Luftfeuchte. Darüber hinaus wurden trockene Proben auf nassem Untergrund ausgelagert. Direkt nach der Herstellung fand bei allen Probekörpern eine 24 stündige Lagerung bei 100% relativer Luftfeuchte und Raumtemperatur statt. Die Untersuchungsergebnisse zeigten, dass trotz der hohen Zugabe von 5 M.-% Ca(OH)_2 der eingebettete Stahl nicht ausreichend geschützt werden konnte. Der Korrosionsangriff war bei der Lagerung in 50% relativer Luftfeuchte mit und ohne Zugabe von Calciumhydroxid gleich stark ausgeprägt. Nur bei der Lagerung bei 100% relativer Luftfeuchte war eine geringfügig stärkere Korrosion bei den Probekörpern ohne Zugabe von Ca(OH)_2 zu beobachten. Unter diesen klimatischen Bedingungen kann bekanntlich die Carbonatisierung aufgrund des hohen Wassergehaltes nur stark verlangsamt stattfinden. Zugaben nicht näher spezifizierter Gips härter und Abbindeverzögerer hatten einen leicht korrosionshemmenden Einfluss. Die Beigabe der Inhibitoren NaNO_2 oder $\text{Ca(NO}_2)_2$ bewirkten nur eine geringe Schutzwirkung. Der Korrosionswiderstand von Stahl in Gips kann nach Gomez trotz dieser passivierenden Zusätze nicht wesentlich verbessert werden.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass

- Stahl in Gips zunächst eine sehr hohe, mit zunehmender Auslagerungsdauer eine stark abnehmende Korrosionsgeschwindigkeit aufweist,
- bei teilweiser Einbettung im Vergleich zur vollständigen Einbettung von Stahl in Gips an der Dreiphasengrenze ein verstärkter Angriff stattfindet und ein höherer Abtrag im eingebetteten Bereich zu erwarten ist,
- nach kurzer Kontaktzeit von Stahl mit Gips bereits Rotrostbildung zu beobachten ist,
- bei Auslagerungen bei relativen Luftfeuchten unter 95% nur ein sehr geringer Korrosionsangriff festgestellt werden kann,
- bei geringerer Gipsdeckung der eingebettete Stahl einen stärkeren Korrosionsangriff aufweist,
- Zusätze, wie Gipshärter und Abbindeverzögerer nur einen geringen Einfluss auf das Korrosionsverhalten von Stahl in Gips haben,
- durch Korrosionsschutzmaßnahmen, wie die Zugabe von Inhibitoren, Phosphatieren oder Ölen sowie die Alkalisierung nur ein temporär sehr begrenzter Korrosionsschutz von Stahl in Gips erreicht werden kann. Bei der Alkalisierung spielt die rasche Carbonatisierung und damit verbundene Senkung des pH-Wertes eine entscheidende Rolle,
- ein wirksamer Korrosionsschutz für Stahl in nassem Gips durch eine Bleimennigebeschichtung erreicht werden kann.

2.2 Verzinkter Stahl

Zink und Zinküberzüge zeigen in korrosionstechnischer Hinsicht ein etwa gleichartiges Verhalten. In natürlicher Atmosphäre entsteht auf der Oberfläche primär Zinkoxid, das bei Vorhandensein von Feuchte zu Zinkhydroxid umgewandelt wird. Diese Reaktionsprodukte haben nur eine geringe Schutzwirkung. Mit in Luft, Wasser oder Böden vorhandenem Kohlendioxid bilden sich schützende Deckschichten aus, die i.W. aus basischem Zinkcarbonat bestehen. Diese Deckschichten sind auf der Oberfläche des Zinks festhaftend, bei Beschädigungen selbstheilend und nur schlecht wasserlöslich. Die Bildung dieser Deckschichten erfolgt je nach Feuchtigkeit der Luft innerhalb einiger Tage bis mehrerer Wochen. Aufgrund des amphoteren Verhaltens von Zink lösen sich die Deckschichten in sauren oder alkalischen Medien auf.

In Abbildung 2.2 ist die Korrosionsgeschwindigkeit von Zink in Abhängigkeit vom pH-Wert dargestellt.

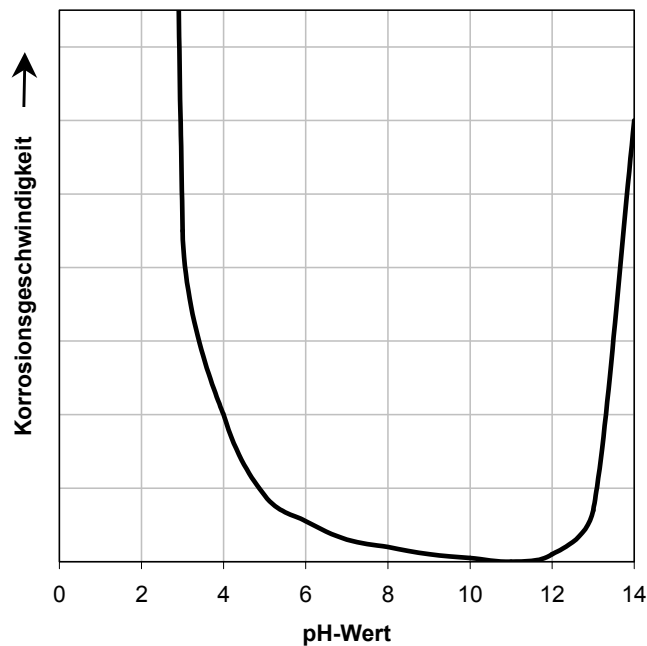


Abbildung 2.2: Korrosionsgeschwindigkeit von Zink in Abhängigkeit vom pH-Wert
[Nürnberg 1995]

In [Bukowiecki 1965] wurde das Verhalten von Reinzink (99,9%), vollständig und teilweise in Baugips mit einem pH-Wert von 8,7 eingebettet, untersucht. Die Auslagerung erfolgte analog der Proben für Stahl (Abschnitt 2.1). Bei dieser Nasslagerung konnte bei vollständig in Gips eingebettetem Zink nach einer Woche bereits ein Abtrag von 12 bzw. 19 g/m² (1,7 bzw. 2,7 µm) gemessen werden. Nach einem Jahr betrug der Massenverlust bis zu 97 g/m² (13,6 µm). Die Korrosionsgeschwindigkeit nahm dabei von anfänglich 86 µm/a auf nur noch 13 µm/a nach einem Jahr stetig ab. Bei der optischen Auswertung wurden dunkelgraue Beläge aufgrund schwacher Flächenkorrosion des Zinks festgestellt. Bei Zinkproben, die nur bis zur Hälfte in Gips eingebettet waren, betrug der Abtrag im eingebetteten Bereich nach einer Woche Auslagerung mindestens 27 g/m² (entspricht 3,8 µm), nach einem Jahr bis zu 168 g/m² (24 µm). Im Gips und oberhalb der Dreiphasengrenze war ein dunkelgrauer Belag zu erkennen.

In [Zecho 2000] wird das Korrosionsverhalten von Zink- und Zink-Aluminium-Überzügen auf Stahl unter anderem in Gips untersucht. Dafür wurden vollständig eingegipste Bleche drei Jahre unter freier Bewitterung ausgelagert.

In Abbildung 2.3 sind die Ergebnisse von Zecho nach 1 bis 3 Jahren Auslagerung dargestellt.

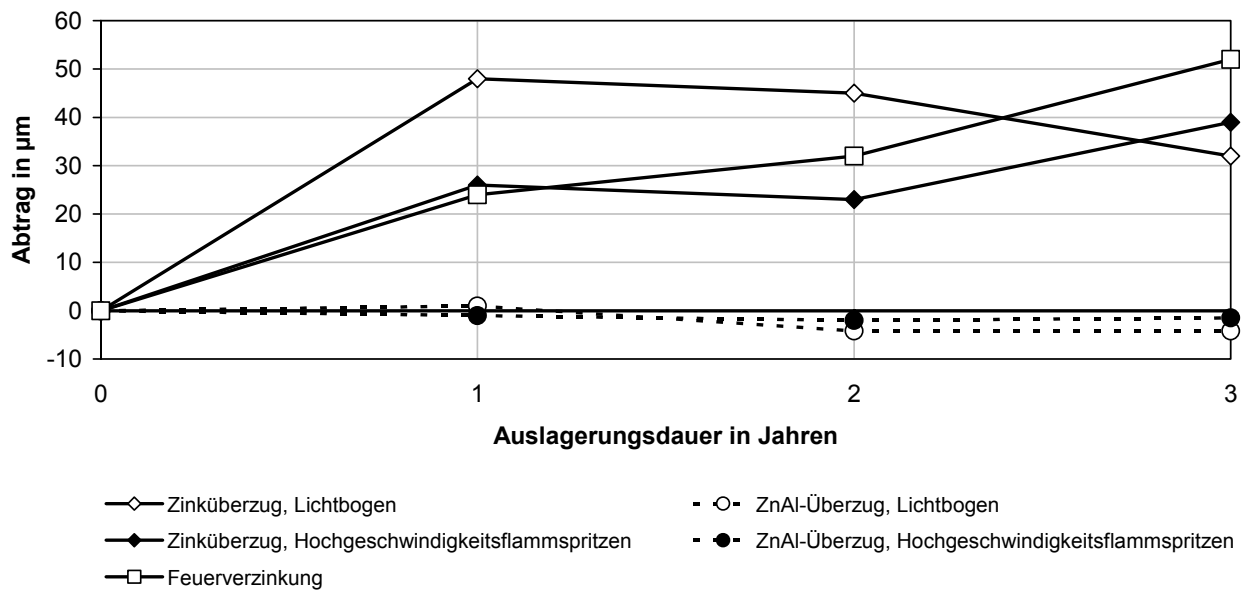


Abbildung 2.3: Abtrag verschiedener Zinküberzüge in Gips nach Auslagerung im Freien [Zecho 2000]

Es zeigte sich, dass reine Zinküberzüge einen deutlich stärkeren Abtrag aufweisen als Zink-Aluminium-Überzüge. Dabei wurde davon ausgegangen, dass das Aluminium durch Korrosion der zinkreichen Phasen kathodisch geschützt wird und eine Einlagerung von Korrosionsprodukten die Korrosionsgeschwindigkeit der zinkreichen Phasen verlangsamt. Der mittlere Abtrag der Zinküberzüge in Gips lag nach dreijähriger Auslagerung im Bereich zwischen 29 und 53 µm. Die Untersuchungen zeigten, dass mit modernen Techniken aufgetragene Zinkspritzüberzüge ein der Feuerverzinkung vergleichbares Abtragsverhalten aufweisen. Weiter wurde festgestellt, dass die Bedeutung der sich bei der Feuerverzinkung bildenden eisenhaltigen Legierungsschicht für das Korrosionsverhalten von Zink in Gips von untergeordneter Bedeutung ist. Der Abtrag erfolgte sehr ungleichmäßig. Es waren Bereiche mit vollständig erhaltenem und Bereiche mit vollständig abgetragenem Zinküberzug vorhanden. Auch die Applikationstechnik war von Einfluss. Die mittels Lichtbogenspritzen aufgetragenen ZnAl-Überzüge wiesen starke Blasenbildung auf und beim Hochgeschwindigkeitsflammspritzen lag nach Versuchsende ein gleichmäßiges Erscheinungsbild vor.

In [Wiederholt 1965] stellen auch Wiederholt und Sonntag einen starken Angriff von Zink sowohl in Blechform als auch als Überzug auf Stahl durch Gips und Gipssandmörtel fest. Die Auslagerung der eingebetteten Proben erfolgte unter atmosphärischen Bedingungen. Bereits nach einer Auslagerungsdauer von einem Tag konnte eine hellere Oberfläche mit vereinzelter Fleckenbildung beobachtet werden. Nach längerer Versuchsdauer erschien der Zinküberzug „angeätzt“. Beim feuerverzinkten Stahlblech mit einer Überzugsdicke von 30 µm waren bereits nach einer Versuchsdauer von drei Monaten 50% der Oberfläche mit Rost bedeckt, nach 50 Monaten Auslagerungsdauer war der gesamte Zinküberzug abgelöst. Wurden die in Gips eingebetteten Bleche mit einer Spritzverzinkung der Dicke 150 bis 250 µm versehen, zeigte sich trotz der erheblich höheren Überzugsdicke keine nennenswerte Verbesserung des Korrosionsverhaltens. Die seinerzeit (1965) verwendeten Spritzverzinkungen waren, bedingt durch

höhere Porosität und Schlackeneinschlüsse, von erheblich geringerer Qualität als die heute erzeugbaren. Eine 20 µm dicke galvanische Verzinkung in Gips eingebetteter Proben war bereits nach drei Monaten vollständig abgelöst. In Gips sandmörtel zeigte sich wiederum ein etwas geringerer Korrosionsangriff. Erfolgte zusätzlich eine Chromatierung des Zinküberzugs, konnte in beiden Gipsprodukten kein Korrosionsangriff des Zinks festgestellt werden. Ein Phosphatieren konnte den Angriff lediglich verzögern, aber nicht dauerhaft verhindern. Das Einölen der phosphatierten Zinkoberfläche erhöhte die Schutzwirkung beachtlich.

Nürnberger stellte in [Nürnberger 1986] den Korrosionsangriff von Zink durch feuchten Gips anhand von Versuchen mit feuerverzinkten Runddrähten fest (Abbildung 2.4).

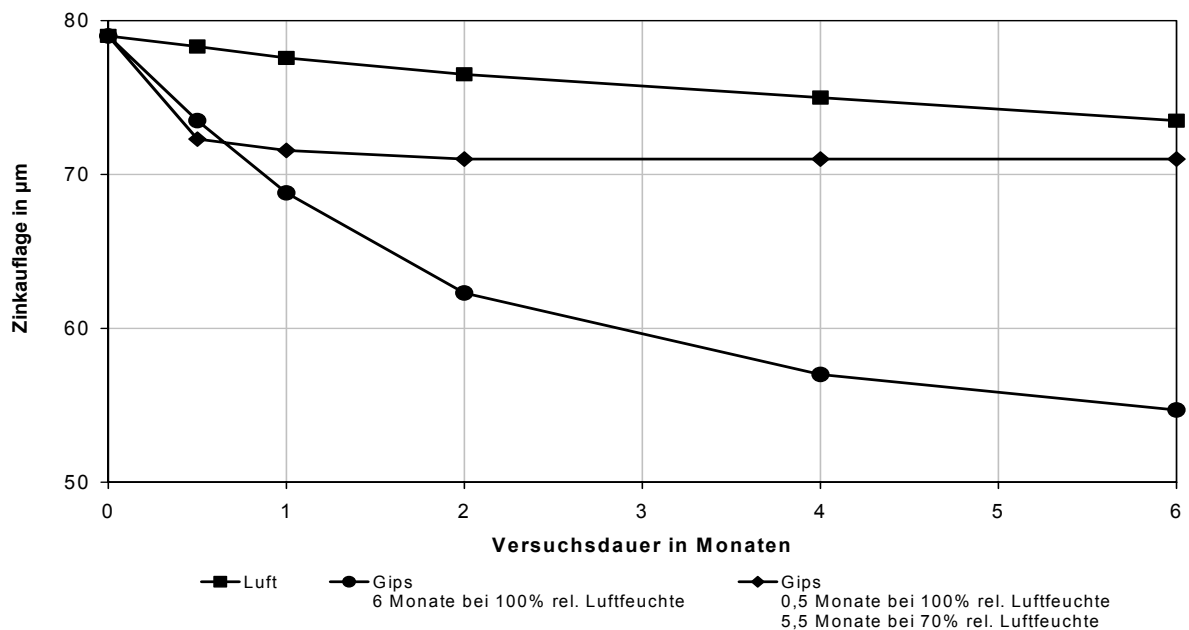


Abbildung 2.4: Zinkauflage feuerverzinkter Runddrähte nach Auslagerung in Gipsmörtel [Nürnberger 1986]

Dabei erfolgte bei einer Lagerung in 100% relativer Luftfeuchte innerhalb von sechs Monaten eine Dickenabnahme des Überzugs um 26 µm. Wurden die feuerverzinkten Runddrähte nach 0,5 Monaten bei 100% relativer Luftfeuchte 5,5 Monate bei einer relativen Luftfeuchte von 70% gelagert, kam die Zinkkorrosion rasch zum Stillstand.

Foucault berichtet in [Foucault 1974] von Untersuchungen an profiliertem Stahl mit unterschiedlichen Verzinkungen in Kontakt mit Gips. Die Auslagerung erfolgte drei Jahre an der Atmosphäre. Die Ergebnisse zeigten, dass bei Feucht-Trocken-Wechsel die galvanische Verzinkung in Kontakt mit Gips auf 20% der Oberfläche angegriffen war und Rostbildung aufwies. Dagegen zeigten Verzinkungen mit Aluminium eine vollständig intakte Oberfläche. Durch Additive, wie Weisszement oder Kalk, konnte eine bessere Beständigkeit erreicht werden. Dadurch findet eine Alkalisierung des Gipses auf pH 12,6 statt. Diese war dauerhaft aber nur durch eine hohe Zugabe von 5 bis 10 M.-% $\text{Ca}(\text{OH})_2$ möglich. Bei Untersuchungen, die in gesättigten CaSO_4 -Lösungen durchgeführt wurden, zeigte sich, dass Stahl und verzinkter Stahl

Korrosion in derselben Größenordnung aufweisen. Diese Versuchsanordnung simuliert die Korrosion in dauerhaft feuchtem Gips. Auch hier konnte festgestellt werden, dass zunächst vor allem die Verzinkung von auflösenden Korrosionserscheinungen betroffen ist. Erst bei der nahezu vollständigen Zerstörung des Überzugs kam es zu einem Angriff des Grundwerkstoffes Stahl. Dieses deutet auf einen wirksamen kathodischen Korrosionsschutz für Stahl durch Zink in nassem Gips hin.

In [Gomez 1988] zeigten verzinkte Stähle deutlich geringere Korrosionserscheinungen als unverzinkte. Allerdings waren bei der Verzinkung in feuchtem Gips deutliche Auflösungserscheinungen zu erkennen, wogegen in trockenem Gips nur ein geringer Angriff erfolgte. Durch die Alkalisierung mit 5 M.-% $\text{Ca}(\text{OH})_2$ auf pH 12,6 oder durch Zugabe von NaNO_2 konnte unter vergleichbaren klimatischen Bedingungen das Korrosionsverhalten von galvanisch verzinkten Stählen nur leicht verbessert werden.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass

- verzinkter Stahl in nassem Gips wie ungeschützter Stahl zunächst eine sehr hohe, mit zunehmender Auslagerungsdauer eine stark abnehmende Korrosionsgeschwindigkeit aufweist und bei Auslagerungen bei relativen Luftfeuchten $< 95\%$ nur ein sehr geringer Korrosionsangriff vorhanden ist,
- bei teilweiser Einbettung im Vergleich zur vollständigen Einbettung von verzinktem Stahl in Gips an der Dreiphasengrenze ein verstärkter Angriff stattfindet und im eingebetteten Bereich ein höherer Abtrag zu erwarten ist,
- nach dem heutigen Stand der Technik aufgebrachte Zinkspritzschichten in nassem Gips ein ähnliches Korrosionsverhalten zeigen wie Feuerverzinkungen und durch die Verwendung von ZnAl-Spritzschichten die Korrosionsgeschwindigkeit beachtlich gesenkt werden kann,
- durch Korrosionsschutzmaßnahmen, wie Phosphatieren des Zinküberzugs, der Korrosionsangriff in nassem Gips nur etwas, durch Ölen und Phosphatieren oder durch Chromatieren des Zinküberzugs der Korrosionsangriff deutlich verzögert werden kann,
- durch Korrosionsschutzmaßnahmen, wie die Zugabe des Inhibitors NaNO_2 oder durch über einen längeren Zeitraum vorhandene Alkalisierung auf pH 12,6 der Korrosionsangriff von Zink in nassem Gips vermindert, jedoch nicht ausreichend gehemmt werden kann.

2.3 Aluminium

Bei Aluminium wird zwischen Reinstaluminium ($\geq 99,99$ M.-% Al) und Reinaluminium (99,0 bis 99,9 M.-% Al) sowie Aluminiumlegierungen unterschieden. Das allgemeine Korrosionsverhalten von Aluminium wird stark durch die enthaltenen Legierungselemente beeinflusst. Aluminium und Legierungen aus Aluminium weisen aufgrund der Ausbildung passivierender Deck-

schichten in natürlicher Umgebung ein gutes Korrosionsverhalten auf. Aluminium bildet an trockener Luft durch Reaktion mit Sauerstoff eine dünne, dichte und praktisch wasserunlösliche Oxidschicht, die i.W. aus Aluminiumoxid besteht. Diese Oxidschicht leitet den elektrischen Strom nicht bzw. schlecht und schwächt dadurch galvanische Reaktionen an der Aluminiumoberfläche stark ab. Bei Feuchtigkeitseinwirkung wachsen die Oxidschichten langsam weiter und werden wesentlich dicker als an trockener Luft entstandene Oxidschichten. Dabei wird das Aluminium passiviert (Unterdrückung der anodischen Teilreaktion) und mögliche kathodische Reaktionen werden behindert.

Bei Reinaluminium handelt es sich um ein Metall mit geringer Festigkeit. Für die Anwendung im Bauwesen werden Legierungen unter Verwendung z.B. von Magnesium, Silicium, Zink, Eisen, Kupfer und Mangan hergestellt. Diese Zusätze bewirken vor allem eine Festigkeitssteigerung des Aluminiums. Die Legierungselemente haben auch einen Einfluss auf das Korrosionsverhalten.

Da es sich bei Aluminium wie bei Zink um ein amphoteres Metall handelt, findet auch bei Aluminium in sauren und alkalischen Medien eine Zerstörung der Deckschichten und verstärkte Korrosion statt (Abbildung 2.5).

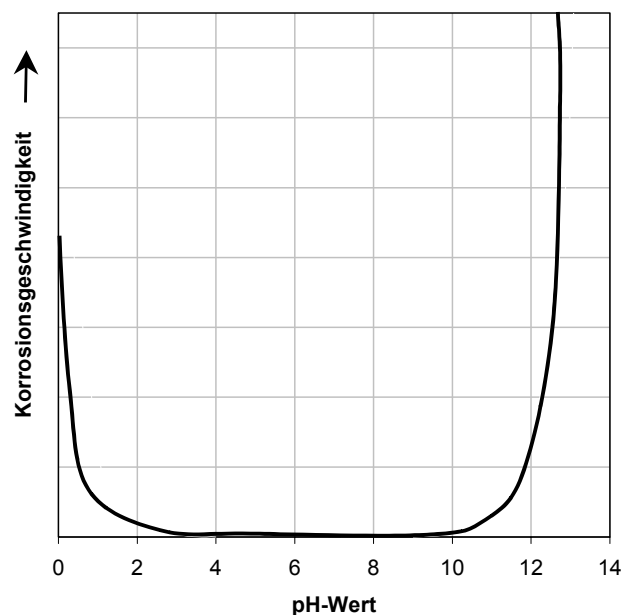


Abbildung 2.5: Korrosionsgeschwindigkeit von Aluminium in Abhängigkeit vom pH-Wert [Nürnberg 1995]

Die Schutzwirkung der Oxidhaut kann künstlich durch anodische Oxidation (Eloxieren) verbessert werden. Dabei wird die Dicke der Oxidschicht verstärkt und es kann eine Verdichtung erfolgen. Diese Eloxalschichten verbessern den Schutz vor äußeren Einflüssen, werden aber ebenfalls in sauren oder alkalischen Medien angegriffen.

Bukowiecki hat in [Bukowiecki 1965] neben Stahl und verzinktem Stahl auch das Verhalten von Reinaluminium (99,3%) in Kontakt mit Gips untersucht. In Baugips mit einem pH-Wert von

8,7 zeigte sich bei nasser Lagerung (Probekörper ständig 2 cm tief in Wasser eingetaucht) nur ein vernachlässigbar geringer Abtrag. Nach einer Woche betrug der Massenverlust nur bis 2 g/m^2 ($0,7 \text{ }\mu\text{m}$) und stieg nach zwölf Monaten nur auf 4 g/m^2 ($1,5 \text{ }\mu\text{m}$). Optisch zeigten sich die Aluminiumbleche praktisch unverändert. Bei teilweise eingebetteten Blechen konnte ebenfalls kaum ein Abtrag festgestellt werden.

Wiederholt und Sonntag berichten in [Wiederholt 1965] bei einer Auslagerung unter atmosphärischen Bedingungen von einem schwach ausgeprägtem Korrosionsangriff von teilweise in Gips und Gipsandmörtel eingebetteten Blechen aus Reinaluminium (99,5%) und AlMg3. Die Bleche zeigten auch nach über vier Jahren nach der Entnahme eine matte Oberfläche, wiesen aber nur einen geringen Korrosionsangriff auf. Nach einer Versuchsdauer von sechs Monaten waren an den Übergängen von Gips zu Luft helle Flecken auf der Oberfläche zu erkennen und der Angriff im nicht eingebetteten Teil der Bleche war stärker als jener im Gips. Die gleichen Versuche mit eloxiertem Aluminium führten zu ähnlichen Ergebnissen. Eine zusätzliche Chromatierung hatte keinerlei Einfluss auf die optischen Veränderungen. Mit 3 M.-% Magnesium legiertes Aluminium zeigten in allen Varianten keine Unterschiede zum Reinaluminium.

In [Foucault 1974] wurde das Verhalten von nicht genauer spezifiziertem eloxiertem Aluminium in Gips in unterschiedlichen Klimaten untersucht. Die Auslagerung erfolgte unter Feucht-Trocken Wechsel und im regengeschützten Außenklima unter Dach. Alle Bleche wurden mit einer Gipsdeckung von 1,25 cm vollständig für bis zu 6 Monate eingegipst. Die Aluminiumbleche mit einer $15 \text{ }\mu\text{m}$ dicken Eloxalschicht zeigten zunächst nur einen sehr schwachen Angriff, der durch einen leichten Glanzverlust zu erkennen war. Es konnten keine Dickenabnahme und keine nennenswerte Fleckenbildung festgestellt werden. Nach sechs Monaten konnten bei Feucht-Trocken-Wechsel Massenverluste von nur 0,22%, bei Lagerung unter Dach sogar nur 0,07% ermittelt werden.

Tronstad und Veimo untersuchten in [Tronstad 1939] unter anderem Probekörper mit 1 mm dicken Blechen aus Reinaluminium (99,6%) in „Stuckateurgips“ und Estrichgips. Beim „Stuckateurgips“ wird ein pH-Wert von 7,6, beim Estrichgips ein solcher von 6,9 angegeben. Weitere Versuche fanden an in den Gipsen eingebetteten Aluminiumblechen mit einer Eloxalschicht von $20 \text{ }\mu\text{m}$ Dicke statt. Die Lagerung erfolgte 445 Tage bei Raumklima, in mit Wasserdampf gesättigter Luft oder teilweise in Wasser getaucht. In den verschiedenen Gipsbaustoffen zeigten die eloxierten Bleche keine Veränderungen, nicht eloxierte Bleche nur sehr geringfügigen Angriff in Form von kleinen hellen Flecken. Untersuchungen mit alkalischen Baustoffen wie Zement, führten zu dem Ergebnis, dass eine Eloxalschicht im alkalischen Milieu, somit eventuell auch in alkalisiertem Gips, keine Schutzwirkung hat. Dabei verhält sich Kalkmörtel weniger aggressiv als Portlandzement.

Fischer und Voßkübler führten in [Fischer 1957] Untersuchungen an Aluminium mit verschiedenen Legierungselementen in unterschiedlichen Mörtelmischungen durch. Es kamen Reinaluminium Al99 und Legierungen der Bezeichnung AlMg3, AlMgSi sowie AlCuMg in Stabform mit einer Länge von 800 mm und einem Durchmesser von 4 mm zur Verwendung. Als Einbet-

tungsmaterial wurden alkalische Baustoffe, wie Portlandzement, Weisskalk, Edalkalk, Putzkalk und darüber hinaus auch Gips mit einem pH-Wert von 6,5 gewählt. Die Auslagerung erfolgte bei vollständig eingebetteten Stäben im „feuchten Keller“, bei teilweise eingebetteten Stäben im „feuchten Keller“ und unter freier Bewitterung. Bei ungeschützten Stäben konnte je nach Legierung nach 4 Jahren Auslagerung nur ein Dickenverlust von 1,6 µm (Al99) bis 6 µm (AlCuMg) festgestellt werden. Der Korrosionsangriff bei gefetteten Proben war mit 0,3 µm bis 1,8 µm deutlich geringer als bei ungefetteten Proben. Nach spätestens einem Jahr Auslagerung kam der Angriff praktisch zum Stillstand. Mit Chlorkautschuk beschichtete Aluminiumproben wiesen unter allen Auslagerungsbedingungen keinerlei Veränderungen auf. Alle Legierungen verhielten sich in den alkalischen Baustoffen Beton, Weisskalk, Edalkalk sowie Putzkalk sehr ähnlich und wiesen nur geringe Unterschiede in den Abtragsraten auf. Im neutralen Gips war ein deutlich günstigeres Verhalten in Hinblick auf die Korrosion festzustellen als in alkalischen Baustoffen. Bei teilweise eingebetteten Proben war an der Dreiphasengrenze kein verstärkter Angriff vorhanden.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass

- Aluminium in nassem Gips mit zunehmender Auslagerungsdauer eine stark abnehmende Korrosionsgeschwindigkeit aufweist,
- Aluminium in pH-neutralem Gips auch bei ständig nasser Lagerung nur geringen Korrosionsangriff aufweist und nur geringe optische Beeinträchtigungen festzustellen sind,
- die Korrosionsbeständigkeit in nassem, pH-neutralem Gips in der Reihenfolge Al99, AlMg3, AlMgSi und AlCuMg abnimmt,
- bei zunehmenden pH-Werten ab einem pH-Wert von 9 ein stark zunehmender Korrosionsangriff durch Bildung leicht löslicher Aluminate erfolgt,
- eine anodische Oxidation von Aluminiumoberflächen keine wesentliche Veränderung des Korrosionsverhaltens von Aluminium in Gips bewirkt, jedoch optische Beeinträchtigungen verhindert.

2.4 Legierter Stahl

Bei nichtrostenden Stählen können durch Zulegieren unterschiedlicher Legierungselemente bestimmte Eigenschaften erzielt werden. Die Legierungselemente beeinflussen auch in unterschiedlicher Weise den Gefügebau. Durch das Legierungselement Chrom bildet sich ab einem Mindestgehalt von ca. 12 M.-% eine sehr dünne und dichte Oxidschicht, die unter normalen, atmosphärischen Bedingungen den Stahl in erster Linie vor Flächenkorrosion schützt. Die Zugabe von 10 bis 12 M.-% Nickel zu einem Stahl mit 17 bis 18 M.-% Chrom verbessert zudem die Verformbarkeit, Schweißbarkeit, Spaltkorrosionsbeständigkeit und verstärkt ab ca. 10 M.-% insbesondere den Widerstand gegenüber Spannungsrisskorrosion. Wenn erhöhte

Chloridbeständigkeit vorhanden sein soll, wird als zusätzliches Legierungselement Molybdän eingesetzt.

In Abbildung 2.6 ist der Massenverlust von Chromstählen in Industrieluft in Abhängigkeit vom Chromgehalt dargestellt.

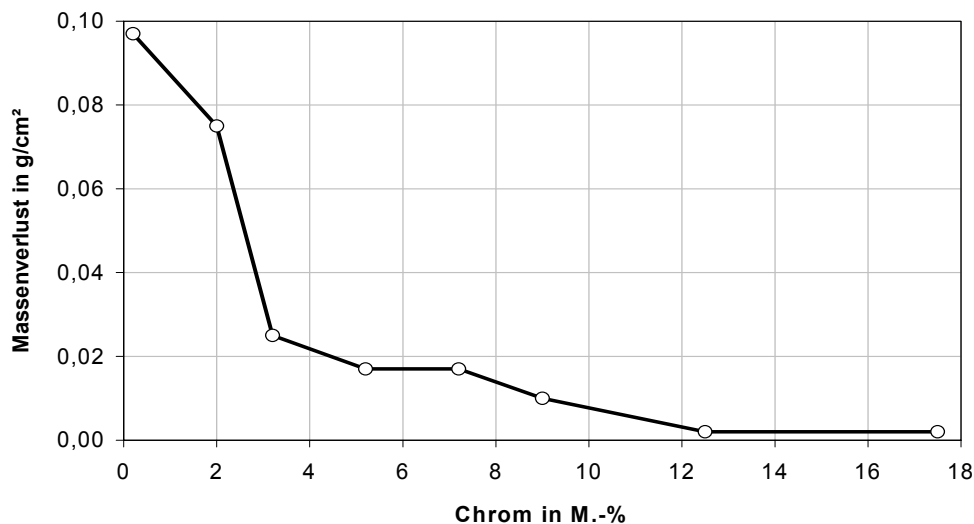


Abbildung 2.6: Korrosion von Chromstählen am Auslagerungsbeispiel Industrieluft, nach Binder und Brown [ESV 1989]

Mit zunehmendem Chromgehalt nimmt der Massenverlust von legierten Stählen in Industrieluft deutlich ab.

Foucault beschreibt in [Foucault 1974] Untersuchungen von niedrig- und hochlegierten Stählen in Calciumsulfat-Halbhydrat. Dabei wurden die Probekörper in zwei unterschiedlichen Klimaten, im Feucht-Trocken-Wechsel sowie im vor Regen geschützten Außenklima unter Dach für bis zu 6 Monate ausgelagert. Während sich bei niedriglegiertem Stahl (Ni-Cr-Cu) an der Atmosphäre eine schützende Patina bildete und der Korrosionsangriff vernachlässigbar gering war, wurde in Gips ein gleichmäßiger Korrosionsangriff mit stellenweise tiefen Narben beobachtet. Der Massenverlust des Stahles im Kontakt mit feuchtem Gips betrug bei der Auslagerung unter Feucht-Trocken-Wechsel 7,7% und in geschützter Atmosphäre unter Dach 2,9%. Nichtrostender Stahl mit 17% Chrom wurde nur in geschützter Atmosphäre unter Dach untersucht und zeigte in Kontakt mit Gips keine Veränderungen.

Weitergehende Untersuchungen nichtrostender Stähle in Kontakt mit Gips sind nicht bekannt. Dies ist auch verständlich, da sich nichtrostende Stähle in Kontakt mit feuchtem Gips unproblematisch verhalten. In [Behrens (Hrsg) 1988] sind ferritische Chromstähle sowie austenitische Chrom-Nickelstähle in Kontakt mit Calciumsulfat und Erdalkalihydroxiden, wie z.B. Calciumhydroxid, unter „allgemein üblichen Betriebsbedingungen“ als beständig deklariert.

2.5 Kupfer

Bei Kupfer wird die Korrosion durch Bildung von Deckschichten behindert. Bei Zerstörung dieser Deckschichten reagiert das Kupfer aufgrund seines edlen Charakters langsam mit seiner Umgebung. Beide Effekte bestimmen in den meisten natürlichen wässrigen Medien und einer Reihe von Chemikalien die insgesamt geringe Korrosionsanfälligkeit. Kupfer ist weitgehend unempfindlich bei Einwirkung von Chloriden. Liegen Schwefelverbindungen in stärkeren Konzentrationen vor, kann Kupfer angegriffen werden.

In Abbildung 2.7 ist die Korrosionsgeschwindigkeit von Kupfer in Abhängigkeit vom pH-Wert dargestellt.

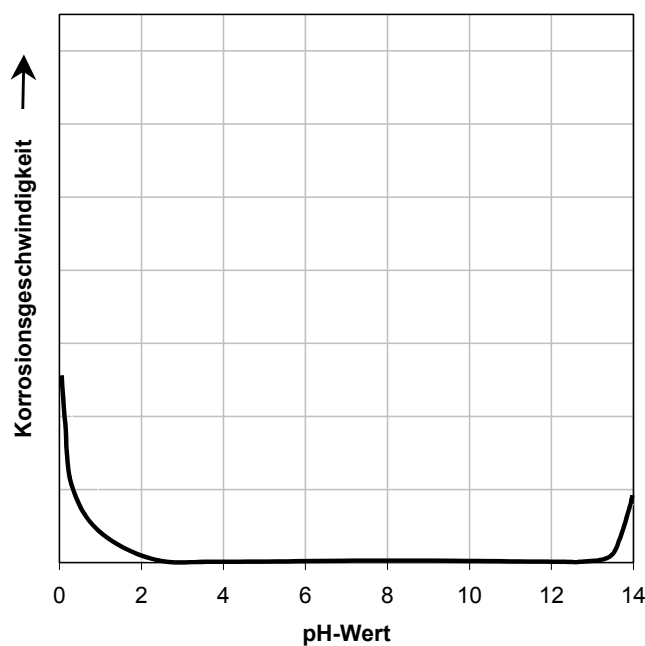


Abbildung 2.7: Korrosionsgeschwindigkeit von Kupfer in Abhängigkeit vom pH-Wert
[Nürnberger 1995]

Nur in stark sauren und stark alkalischen Medien zeigt Kupfer eine erhöhte Korrosionsgeschwindigkeit.

In [Bukowiecki 1965] führte Bukowiecki Untersuchungen an Elektrolytkupfer in Kontakt mit Gips durch. Dazu wurden Kupferbleche vollständig und teilweise in Gips eingebettet und nass, 2 cm tief in Wasser getaucht, gelagert. Bei vollständig eingebetteten Blechen betrug der Massenverlust nach drei Monaten nur 2 g/m^2 ($0,2 \text{ }\mu\text{m}$) und nach 12 Monaten 5 g/m^2 ($0,6 \text{ }\mu\text{m/a}$). Ein gewisser minimaler Angriff war lediglich an leichten farblichen Veränderungen zu erkennen. Bei teilweise in nassem Gips eingebetteten Proben betrug der Massenverlust im eingebetteten Bereich nach 3 Monaten 7 g/m^2 ($0,8 \text{ }\mu\text{m}$), erreichte nach 12 Monaten 15 g/m^2 ($1,7 \text{ }\mu\text{m}$) und war damit deutlich stärker ausgeprägt als bei vollständig in Gips eingebetteten Kupferblechen. Insgesamt zeigte Kupfer eine gute Beständigkeit in nassem Gips.

Das Deutsche Kupferinstitut berichtet in [DKI 1966] von der Beständigkeit von Kupfer in Gips. Diese Erkenntnisse beruhen unter anderem auf elektrochemischen Versuchen. Auch Funde von gut erhaltenen Kupferrohren aus dem Altertum, die in Gips eingebettet waren, sind ein Indiz für die gute Korrosionsbeständigkeit.

Ebenso schließt Reverchon in [Reverchon 1965] aufgrund des in Gips ständig elektropositiven Verhaltens von Kupfer auf ausbleibende Korrosion.

In [Foucault 1974] werden ebenfalls Untersuchungen mit Kupfer in Gips (Calciumsulfat-Halbhydrat) beschrieben, die nach 6 Monaten Auslagerungsdauer in regengeschützter Atmosphäre unter Dach außer einer leichten Oxidation, erkennbar an leichten farblichen Veränderungen, keinen Korrosionsangriff aufwiesen. Der gemessene Massenverlust betrug nur 0,014%.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass bei Kupfer in nassem Gips nur ein geringer Korrosionsabtrag festgestellt werden kann, der vor allem an farblichen Veränderungen der Oberfläche zu erkennen ist.

2.6 Messing

Bei Messing bilden sich zunächst braune bis dunkelgraue Oxidschichten. Anschließend werden diese Oxidschichten von einer eher gelb-grünlichen Patina überlagert. In sulfathaltigen Umgebungsbedingungen nimmt die Korrosionsbeständigkeit mit zunehmendem Zinkgehalt ab. Bei der Entzinkung, einem selektiven Korrosionsangriff, werden zunächst Kupfer und Zink aufgelöst. Aufgrund seines edleren Potentials wird Kupfer in schwammiger Form wieder an der Oberfläche abgeschieden, während gelöstes Zink abtransportiert wird. Diese Korrosionserscheinung ist deutlich an einer Rotverfärbung der ansonsten gelbfarbenen Legierung zu erkennen und ist mit einem Festigkeitsverlust des entzinkten Bereichs verbunden.

Zu Messing sind bisher keine detaillierten Untersuchungen bekannt, die das korrosionstechnische Verhalten der Kupfer-Zink-Legierung in Kontakt mit Gips beschreiben. Jedoch gilt grundsätzlich, dass im Bauwesen verwendete zinkreiche Messinge ein ungünstigeres Verhalten aufzeigen als Kupfer. Dabei nimmt mit steigendem Zinkgehalt die Beständigkeit ab.

In Abbildung 2.8 ist die Korrosionsbeständigkeit verschiedener Kupferwerkstoffe mit unterschiedlichen Zinkgehalten in drei Klimaten dargestellt. Dabei erfolgt eine Einteilung in sogenannte Beständigkeitsklassen (1: gut beständig bis 4: ungenügend beständig).

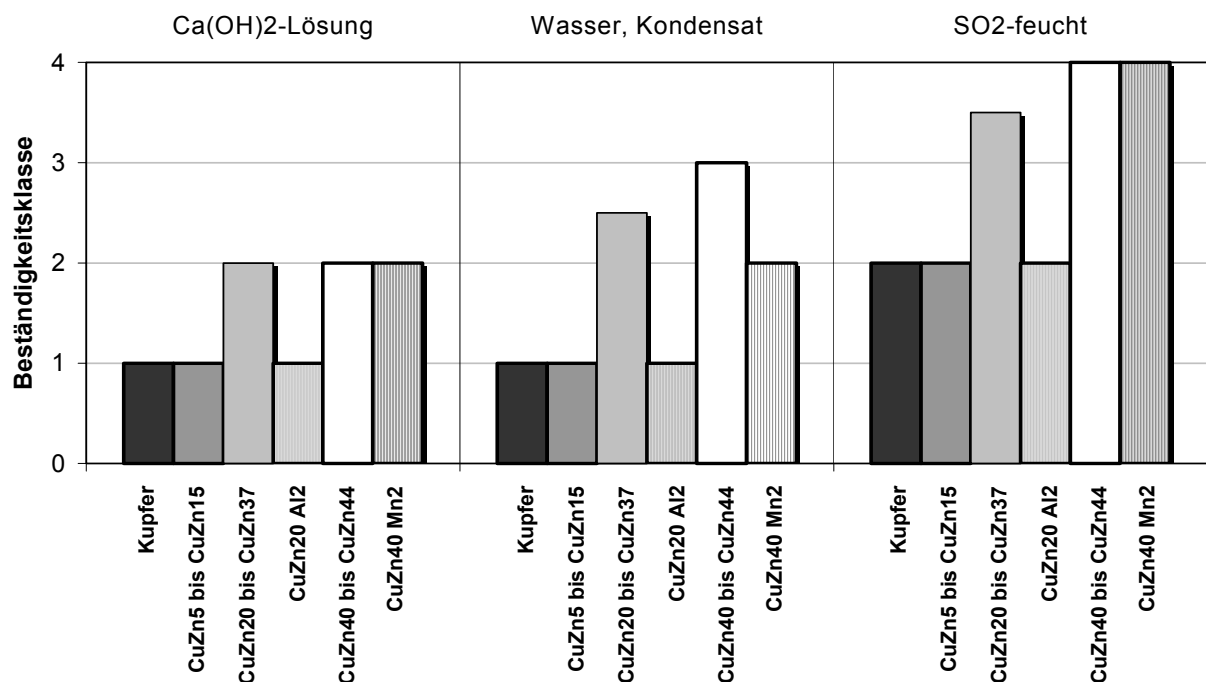


Abbildung 2.8: Allgemeine Korrosionsbeständigkeit von Kupferwerkstoffen
(1=gut, 2=befriedigend, 3=mäßig, 4=ungenügend) [Wieland-Werke 1965]

Die in Abbildung 2.8 dargestellten Kupferwerkstoffe zeigen mit zunehmendem Zinkgehalt eine abnehmende Beständigkeit in unterschiedlichen Medien.

2.7 Darlegung typischer Schadensfälle an Metallen in Kontakt mit Gips

I.A. treten bei in Gips eingebetteten Metallen Schäden nicht nur durch chemische Einflüsse (z.B. Sulfatgehalt, pH-Wert) auf das Baumetall sondern auch durch physikalische Einflüsse (z.B. durch die schwammartig rasche Wasseraufnahme, bedingt durch die kapillare Porenstruktur von Gips) auf. In der Vergangenheit kam es wiederholt zur Metallkorrosion in Verbindung mit feuchtem Gips. Betroffen waren in erster Linie Konstruktionsteile aus unlegiertem und verzinktem Stahl, wie Eckschutzschienen, Installationssysteme und Befestigungselemente für Wand und Decke. Im Regelfall wird bei Korrosionsschäden durch Gips vor allem die Optik gestört. Seltener kommt es zu gravierenden Schäden z.B. durch Elementbildung bei zum Teil mit Gips in Berührung kommenden, ansonsten in Beton verlegten Metallbauteilen, wie bei mit Gips angehefteten Installationsleitungen. Wenn Gips nur zum Anheften von Rohren verwendet wird, die im übrigen mit Mörtel umhüllt werden, kommt es zur Ausbildung sehr wirksamer Korrosionselemente, bei denen die mit Gips bedeckten Bereiche die Lokalanoden bilden. Bei der Ausbildung solcher Korrosionselemente kann es aufgrund der hohen Korrosionsgeschwindigkeit im anodischen Bereich zu Durchbrüchen bei Installationsleitungen und damit zu erheblichen Schäden kommen, wogegen es bei der Korrosion von z.B. Stahlrohren ohne Elementbildung aufgrund der überwiegend gleichmäßig abtragenden Korrosion nur sel-

ten zu Durchbrüchen kommt [Kruse 1974, 1976, 1991]. Dabei sind die betroffenen Bereiche mit dicken borkenförmig aufgewachsenen Korrosionsprodukten bedeckt. Schwerwiegende Schäden können aber auch z.B. durch Spannungsrissskorrosion bei verzinkten, hochfesten Bolzen auftreten.

Es sind Schäden bekannt, wobei z.B. durch eine offene Balkontüre Wasser in einen Estrich auf Gipsbasis gelangen konnte und sich das Wasser aufgrund der stark kapillaren Porenstruktur des Gipses rasch unter dem Estrich in der gesamten Wohnung verteilte. Die durch diese gelegentliche Zufuhr von Wasser entstandene Feuchtigkeit im Estrich war ausreichend, um die darunter verlegten Heizungsrohre lokal zu perforieren und einen erheblichen Wasserschaden herbeizuführen [OGI 1990].

Ein ähnliches Schadensbild zeigte sich bei in Wänden eines Badezimmers verlegten verzinkten Stahlrohren. Hier waren die wasserführenden Leitungen außenseitig stark muldenartig korrodiert. Wasser drang aufgrund der fehlenden Abdichtung von Armaturen gegenüber den Fliesen nach und nach in die Wandkonstruktion ein und transportierte Sulfationen aus gipshaltigen Spachtelmassen und Gipskartonplatten an die Oberfläche der Rohrleitungen. Nach 30 Jahren wurde der Wasserschaden anhand des sich ablösenden Putzes an der Außenwand sichtbar. Die gesamten wasserführenden Installationsleitungen mussten unter erheblichem Aufwand erneuert werden [OGI 2000].

Wasserführende Stahlrohrleitungen in Wandschlitzten werden in den meisten Fällen ohne zusätzlichen Korrosionsschutz eingebaut. In Innenraumklima und bei bauphysikalisch optimiertem Wandaufbau ist die Außenkorrosion solcher Rohre gering. Das ändert sich, wie der zuvor erläuterte Schadensfall zeigt, wenn die Umgebung der Rohre längerzeitig durchfeuchtet ist. Die Korrosion wird zusätzlich gefördert, wenn Sulfationen im Wasser dissoziieren, die aus benachbarten Bauteilen aus Gips oder aus der Verwendung von Gips als Anheftmittel für Installationsleitungen stammen [Zimmermann 1999].

Ein weiterer Schadensfall, der wahrscheinlich aufgrund von Elementbildung entstand, war an einem Heizungsrohr aus Kupfer festzustellen. Das Heizungsrohr wurde senkrecht durch eine stahlbewehrte Betondecke geführt und nachträglich der Deckendurchbruch mit Gips verschlossen, wobei das Kupferrohr mit dem Gips in Kontakt war. Das Kupferrohr zeigte im Bereich des Kontaktes mit dem Gips starke Korrosionsabzehrungen (Farbabbildungen 1 und 2, Anhang S. 226). Als Ursache wird die Elementbildung des Kupfers in Kontakt mit dem Bewehrungsstahl (Fremdkathode) der Stahlbetondecke vermutet [Linhardt 2002]. Wie in Abschnitt 7 deutlich wird, weist Reinkupfer in nassem Gips Ruhepotentiale um +25 mV (GKE) auf. Bei Bewehrungsstahl wurden in alkalischem Beton Ruhepotentiale bis zu +200 mV gemessen. Dies zeigt, wenn die in Abschnitt 7 erläuterten Voraussetzungen zur Elementbildung gegeben sind, dass sich Kupfer in nassem Gips bei elektrischem und elektrolytischem Kontakt zu passivem Stahl in Beton, als Lokalanode wirksam ist. Korrosionsverstärkend wirkt die im Vergleich zur mit Gips in Kontakt stehenden Kupferfläche sehr große Kathodenfläche des Bewehrungsstahls.

Bei einem spektakulären Schadensfall hatte die nicht sachgemäße Anwendung von Gipsprodukten fast den Absturz einer an galvanisch verzinkten Setzbolzen abgehängten Klimadecke zur Folge. Dabei wurden die Deckenbauteile, in denen die Setzbolzen gesetzt waren, nachträglich mit einem 3 cm dicken aufgespritztem Brandschutzputz aus Gips versehen. Durch unzureichende Austrocknung kam es aufgrund der frühzeitig verschlossenen Decke bei den Setzbolzen zu raschem Zinkabtrag und zur Stahlkorrosion. Die bei Zinkkorrosion sich einstellende Wasserstoffentwicklung führte zu wasserstoffinduzierter Spannungsrisskorrosion bei den hochfesten Setzbolzen und zum schlagartigen Versagen, (Farbabbildungen 3 bis 5, Anhang S. 227 ff). In einigen Bereichen des Gebäudes war der Zeitraum zwischen dem Aufbringen des Gipsputzes und dem Anbringen der untergehängten Klimadecke deutlich größer und der Gipsputz konnte entsprechend länger trocknen. Hier waren keine Schäden vorhanden und die verzinkten Setzbolzen zeigten nahezu keine Korrosionserscheinungen (Farbabbildungen 6 und 7, Anhang S. 229). Da nur in einem Geschoss des Gebäudes keine gebrochenen Setzbolzen entdeckt wurden, mussten nahezu in allen Stockwerken die Klimadecken abgenommen und die Befestigungen erneuert werden. Der finanzielle Aufwand dieser Sanierungsmaßnahme war erheblich [OGI 2003].

Die vorgenannten Korrosionsfälle führten zu einem schädigenden Metallabtrag und auch zu Brüchen von Konstruktionsteilen. Viel häufiger kommt es im Baubereich allerdings nur zu farblichen Veränderungen durch ungewollt anhaftenden Gips. Im architektonischen Bereich sind solche Veränderungen zu beachten, da negative Auswirkungen auf das Gesamterscheinungsbild möglich sind.

Ein häufiges Schadensbild durch farbliche Veränderungen im Innenausbau sind rotbraune Verfärbungen an Gips über verzinkten Eckschutzschienen durch nicht verzinkte Kanten. Dabei reicht bereits die Feuchtigkeit, die durch das Anmachwasser im Gips vorhanden ist, in Kombination mit der hohen Sulfatkonzentration aus, um die nicht verzinkten Bereiche anzugreifen. Es genügen geringe Mengen an Korrosionsprodukten des Eisens, um starke rotbraune Verfärbungen zu verursachen, die auch durch Überdecken mit Farbe oder Tapete bei wiederholter Wasserzufuhr nicht dauerhaft verdeckt werden können.

Bei der Verwendung von Gipsmörtel wird i.A. wegen des hohen Schwefelgehalts und der hohen Wasseraufnahmefähigkeit im Vergleich zu Zement- oder Kalkmörtel verstärkte Korrosion auftreten. Selbst wenn eine hohe Alkalität zunächst vorhanden ist, wird eine eventuell vorhandene Passivität von z.B. unlegiertem Stahl durch schnellen Abbau der Alkalität aufgrund der hohen Porosität von Gipsmörteln rasch zerstört. Aus verzinktem Blech gefertigte Zargen mit ungeschützten Schnittkanten rosten an diesen ungeschützten Schnittkanten bei Kontakt mit Gips rasch. Bei Inneneinbauten sind solche Schäden aufgrund des schnellen Austrocknen des Gipses weniger gravierend als bei Außenbauteilen oder bei Bauteilen, die mit erhöhter relativer Luftfeuchte in Berührung kommen. Dabei sollte man sich nicht auf die Wirkung des kathodischen Schutzes durch den Zinküberzug verlassen, der dabei i.A. kaum wirksam wird. Werden verzinkte Bauteile mit z.B. bis an die Zinkoberfläche durchgewachsenen Eisen-Zink-Legierungsschichten verwendet, kann es hierbei bereits zu einer Rotrostbildung kommen und

das optische Erscheinungsbild gravierend beeinträchtigen [Littnanski 1972]. Es zeigte sich, dass Schäden dieser Art meist während der Bauzeit entstehen, etwa wenn Gipsmörtel über frisch verzinkte Flächen transportiert wird und Mörtelreste herunterfallen, oder wenn Unkenntnis der Zusammenhänge beim Einbau von Blechen in benachbartes Mauerwerk zum schnellen Abbinden Gips dem Zement zugesetzt wird [Pelzel 1978].

An Titanzinkfassaden sind Schäden bekannt, die während der Bauphase durch versehentlich herabfallende Mörtelreste entstanden. Werden diese Verunreinigungen nicht rechtzeitig entfernt, so entstehen z.B. bei Verwendung von stark alkalischen Mörteln bleibende Verfärbungen, die durch Gipszugabe zur Beschleunigung des Abbindevorgangs bei Kalk-Zement-Mörteln noch verstärkt werden. Bleibende Verfärbungen können vor allem im Fassadenbereich den optischen Eindruck erheblich beeinträchtigen [Nagel 2001]. Bei verzinkten Stahltürgargen kommt es zu ähnlichen Problemen nach dem Verputzen der Wände mit Gips-Maschinenputz infolge Verschmutzung mit Putzresten [Schumacher 2001].

Die dargestellten Schadensbilder lassen erkennen, dass diese überwiegend auf Unkenntnis der korrosionstechnischen Zusammenhänge und damit in Verbindung auch auf unsachgemäße Verarbeitung zurückzuführen sind.

3 Ziel der Untersuchungen

Heute werden neben Naturgipsen vor allem Gipse aus der Rauchgasentschwefelung, sogenannte REA-Gipse, verwendet. Im Juni 1983 wurde die Rauchgasentschwefelung mit der Großfeuerungsanlagenverordnung auf gesetzlicher Grundlage eingeführt. Somit fiel zur gleichen Zeit erstmals REA-Gips als „Abfallprodukt“ an. Die wesentliche in den Abschnitten 2.1 bis 2.6 dargestellte Literatur bezieht sich auf den Zeitraum vor 1983. Insofern können die aufgeführten Versuchsergebnisse zur Korrosion der Baumetalle in Gipsbaustoffen auf die heutigen Verhältnisse nur eingeschränkt übertragen werden, da sich die Produktpalette in den letzten Jahrzehnten wesentlich geändert hat.

Des Weiteren geht die in den Abschnitten 2.1 bis 2.6 dargestellte Literatur nicht auf die Korrosion beeinflussende Beimengungen in Gips ein. Eine Analyse des in [Bukowiecki 1965] verwendeten Baugipses lieferte Anteile von 50,83% SO_3 , 78,8% CaSO_4 , 4,88% H_2O sowie 7,7% CaSO_4 . Dabei wurden keine Beimengungen bzw. Verunreinigungen angegeben. Eigene Untersuchungen zeigten, dass aber auch in Naturgips nicht unerhebliche, eventuell korrosionsbeeinflussende Beimengungen vorhanden sein können. Gipse, die in der darüber hinaus dargestellten Literatur untersucht wurden, sind nicht näher spezifiziert.

Bei Gipsen werden neuerlich Abbindeverzögerer, z.B. Weinsäure, eingesetzt. Für die Wirksamkeit dieser Abbindeverzögerer sind Calciumionen notwendig. Durch Zugabe von mindestens 1,5 M.-% $\text{Ca}(\text{OH})_2$ steigt der pH-Wert zunächst auf Werte zwischen 12,0 und 12,6 an. Diese alkalisierten Gipse wurden bisher nicht in Korrosionsversuchen detailliert untersucht.

Die feuchtetechnischen Kennwerte von Gipsbaustoffen sind neben den Beimengungen von großer Bedeutung für das Verhalten von in Gips eingebetteten Metallen und Legierungen. Allgemein ist bekannt, dass es sich bei Gips um einen grobporösen Baustoff handelt. Aus diesem Grund unterscheiden sich die den Feuchtehaushalt betreffenden Kennwerte von Gips deutlich von Kennwerten z.B. des Betons. In Zusammenhang mit Untersuchungen zum Korrosionsverhalten von in Gips eingebetteten Metallen und Legierungen sind keine den Feuchtehaushalt betreffende Untersuchungen bekannt.

Die meisten der in den Abschnitten 2.1 bis 2.6 aufgeführten Untersuchungen von Metallen in Gips erfolgten parallel zu Versuchen in anderen Baustoffen. Dadurch wurden die Auslagebedingungen in den meisten Fällen nicht anwendungsspezifisch gewählt. Oft erfolgte die Auslagerung nur in einem Klima oder auch in für Gipsprodukte praxisfremden Klimaten.

Am häufigsten finden Gipsprodukte in Innenräumen Verwendung. Allerdings kann es auch hier zu Feuchtebelastungen durch Störfälle oder durch sachgemäße und unsachgemäße Verarbeitung oder Anwendung kommen. Zu den wesentlichen Einflüssen zählen unter anderem Baufeuchte, Kondenswasserbildung an wasserführenden Installationen sowie im Bereich von Wärmebrücken und Wasserschäden durch defekte Leitungen. Es ist daher erforderlich, die

Versuchsbedingungen zum Korrosionsverhalten von metallischen Bauteilen in Gipsbaustoffen derart zu wählen, dass alle normalen und auch sonst möglichen Einflüsse der Umgebung ausreichend sicher erfasst werden.

Insgesamt ist somit festzustellen, dass die in den Abschnitten 2.1 bis 2.6 dargestellten Arbeiten zwar wesentliche Hinweise zum grundsätzlichen Verhalten einiger Baumetalle in feuchten bzw. nassen Gipsbaustoffen geben. Neuartige Baustoffe und das Fehlen von aussagefähigen Unterlagen zum Verhalten unter bauähnlichen Klimaten erschweren jedoch eine gezielte Übertragung dieser Ergebnisse der Literatur auf den Baualltag.

Demnach müssen in zukünftigen Untersuchungen folgende Parameter mit einbezogen werden, um das Verhalten der Baumetalle in Kontakt mit feuchten Gipsbaustoffen zu charakterisieren:

- Gipse unterschiedlicher Herkunft, wie z.B. Natur- und REA-Gipse,
- Bestimmte Zusätze, wie z.B. alkalisierende Zusätze,
- Baupraktisch relevante Feuchtezyklen und
- Baumetalle in den gängigen Zusammensetzungen und Oberflächenzuständen.

Ziel dieser Arbeit ist die systematische Untersuchung des Korrosionsverhaltens heute gebräuchlicher Baumetalle und Legierungen bei Kontakt mit modernen Gipsbaustoffen unter praxisnahen Umgebungsbedingungen. Dabei erfolgte auch die Feststellung des Einflusses der Korrosionserscheinungen auf das optische Erscheinungsbild der Metalle in Hinblick auf Problemfälle in der Architektur.

Da die Verwendung sogenannter REA-Gipse in den letzten Jahren stark zugenommen hat und zu den korrosionstechnischen Eigenschaften nahezu keine Erkenntnisse vorliegen, fanden diese Gipse besondere Berücksichtigung. Dabei wurde im Besonderen auf den Einfluss der Alkalisierung der Gipse durch Zugabe von Calciumhydroxid auf die korrosionstechnischen Eigenschaften eingegangen.

Anhand dieser Ergebnisse wurden in Hinblick auf die Korrosionsabzehrungen und das optische Erscheinungsbild geeignete und ungeeignete Kombinationen von Gipsen mit Metallen in bestimmten klimatischen Bedingungen festgestellt. Durch eine entsprechende Auswahl von Gips-Metall-Kombinationen können somit in Zukunft das Auftreten von Korrosionsschäden und damit anfallende Sanierungskosten vermieden werden.

Es wurden umfangreiche elektrochemische Untersuchungen durchgeführt, um vorhandene Auslagerungsversuche zu deuten und um Rückschlüsse auf nicht näher untersuchte Korrosionsarten, z.B. Kontaktkorrosion und Elementbildung mit Fremdkathoden, zu ziehen.

4 Untersuchungsgegenstand

Um möglichst umfassende Erkenntnisse über das Korrosionsverhalten von Baumetallen mit Baugipsen unter Berücksichtigung von heutzutage gebräuchlichen REA-Gipsen zu erhalten und ein breites Spektrum der Praxis abzudecken, wurden die am häufigsten im Bauwesen zur Anwendung kommenden Baumetalle und Legierungen mit nicht konfektionierten Stuckgipsen unterschiedlicher Herkunft kombiniert. Bei einem Teil der Untersuchungen wurde den Gipsen Calciumhydroxid zugesetzt, da heutzutage für unterschiedliche Anwendungsgebiete $\text{Ca}(\text{OH})_2$ als Calciumspender für Abbindeverzögerer verwendet wird. Als Abbindeverzögerer wird in der baupraktischen Anwendung von Gipsen vor allem Weinsäure eingesetzt. In Verbindung mit freien Calciumionen bewirkt die Weinsäure eine Verzögerung des Abbindevorgangs und der Gips bleibt über einen längeren Zeitraum verarbeitbar.

4.1 Versuchsmaterialien

4.1.1 Gipse

In die Untersuchungen sollen Natur- und REA-Gipse einbezogen werden. Da sehr zahlreiche und sehr unterschiedliche Gipsprodukte auf dem Markt sind, war es nicht möglich sämtliche Varianten in die Untersuchungen einzubeziehen. In Absprache mit der Gipsindustrie wurden Stuckgipse auf Basis von Naturgips und auf Basis von Gips aus Rauchgasentschwefelungsanlagen von Steinkohlekraftwerken (REA-Steinkohle) sowie von Braunkohlekraftwerken (REA-Braunkohle) in nicht konfektionierter Form für die folgenden Untersuchungen verwendet. Es sind keine Additive, wie z.B. Abbindeverzögerer, Füllstoffe oder Porenbildner enthalten.

Bei allen Gipsen sind auch die Herkunftsorte von entscheidender Bedeutung, da sich die Zusammensetzung der Beimengungen von Naturgips je nach Lage der geogenen Lagerstätte unterscheidet. Bei REA-Gipsen ist dies von der Herkunft der Stein- oder Braunkohle, die im Kraftwerk verbrannt wird, sowie von den bei der Rauchgasentschwefelung verwendeten Rauchgaswäschern und deren Technologie abhängig.

Folgende Gipse wurden in die Untersuchungen einbezogen:

- Stuckgips aus Naturgips (im Folgenden Stuckgips Naturgips)
(Herkunftsort: Gipswerk in Rottleberode im Harz)
- Stuckgips aus Gips von REA-Steinkohle (im Folgenden Stuckgips REA-Steinkohle)
(Herkunftsort: Gipswerk in Fenne im Saarland)
- Stuckgips aus Gips von REA-Braunkohle (im Folgenden Stuckgips REA-Braunkohle)
(Herkunftsort: Gipswerk in Neuss)

In Tabelle 4.1 sind die Ergebnisse der chemischen Analysen der Gipse dargestellt.

	Angaben in %		
Herkunft:	Rottleberode	Fenne	Neuss
HCL - Aufschluss	Stuckgips Naturgips	Stuckgips REA-Steinkohle	Stuckgips REA-Braunkohle
Salzsäure - Unl.	0,30	0,30	0,80
Kristallwasser	20,30	20,00	20,10
Glühverlust	0,00	0,00	0,00
CaO	32,50	33,00	32,70
MgO	0,10	0,03	0,13
Fe ₂ O ₃	0,02	0,08	0,16
Al ₂ O ₃	0,08	0,09	0,07
Na ₂ O	0,02	0,03	0,04
K ₂ O	0,01	0,02	0,02
SO ₃	46,30	45,80	45,50
CO ₂	0,20	0,70	0,80
P ₂ O ₅			
Cl ppm	11,00	68,00	78,00
Kristallwasser Pulver	6,70	6,90	5,80

*Tabelle 4.1: Chemische Analysen der in den Untersuchungen verwendeten Gipse
(Werksangaben Fa. Knauf)*

Zugesetzt wurden jeweils 1,5 M.-% Calciumhydroxid, weil die in der Praxis in dieser Größenordnung vorgenommen Alkalisierung ein bedeutender Einflussfaktor auf das Korrosionsverhalten der Baumetalle in Kontakt mit Gipsbaustoffen sein kann. Es waren damit insgesamt sechs Kombinationen Gegenstand der Untersuchungen. Der Wasser-Gips-Wert betrug bei allen Probekörpern 0,75. Dies ist der übliche Anteil an Anmachwasser bei Stuckgipsen und repräsentiert auch einen mittleren Wasser-Gips-Wert für andere Gipsprodukte.

4.1.2 Metalle und Legierungen

Baumetalle kommen im Hochbau, im Ingenieurbau und in der Haustechnik mit den unterschiedlichsten Baustoffen, so auch Gipsbaustoffen, in Berührung. Als Beispiele seien Eckenschutzschienen, verzinkte Befestigungs- und Verbindungsmittel, verlorene Schalungen, Fensterrahmen, Rohre und Armaturen aus dem Bereich der Sanitärtechnik und der Haustechnik genannt. Als typische Werkstoffe werden Stahl, verzinkter Stahl, eloxierte Aluminiumlegierungen, nichtrostende Stähle, Kupferlegierungen, Kupfer- und Messingteile verwendet.

In die Untersuchungen wurden folgende Metalle einbezogen:

- Unlegierter Stahl 1.0330,
- verzinkter Stahl (Sendzimirverzinkung),
- Aluminium AlMgSi0,5 eloxiert sowie nicht eloxiert,
- nichtrostender Stahl 1.4301,

- Reinkupfer (99,9%),
- Zinkreiches Warmpressmessing CuZn39Pb2.

Die jeweils genannten Sorten stellen beim Metall, der Legierung bzw. der Korrosionsschutzart typische Varianten dar.

Um vergleichbare Probekörper herstellen zu können, wurden alle Materialien in Form von Blechen mit den Abmessungen 150 mm x 80 mm x 2,5 mm gewählt. Beim Aluminium AlMgSi0,5 handelt es sich jedoch um eine Legierung, die vor allem im Strangpressverfahren ihre verwendungsspezifische Form erhält und somit im allgemeinen nicht in Blechform sondern nur als Profil erhältlich ist. Deshalb erfolgte für die Untersuchungen die Herstellung von Aluminiumblechen im Strangpressverfahren. Die Bleche weichen verfahrensbedingt mit den Maßen 150 mm x 65 mm x 2,5 mm von den Abmessungen der anderen Bleche geringfügig ab.

4.1.2.1 Unlegierter Stahl

Die Bleche aus kohlenstoffarmem, kaltumgeformtem Stahl weisen eine matte, feingeschliffene Oberfläche auf. Um Korrosion vor Versuchsbeginn zu vermeiden, wurden alle zugeschnittenen Bleche vor der Lieferung eingeölt.

Die genaue Bezeichnung nach DIN EN 10027 und DIN EN 10130 [DIN EN 10027, DIN EN 10130] lautet DC01A, Werkstoffnummer 1.0330.

Die chemische Zusammensetzung des Stahls ist gemäß Schmelzenanalyse :

C	Si	Mn	P	S	Al
0,04 %	0,02 %	0,28 %	0,01 %	0,01 %	0,03 %

4.1.2.2 Verzinkter Stahl, Sendzimirverzinkung

Zink hat mengenmäßig die größte Bedeutung für den Korrosionsschutz von Stahl. Dabei wird Zink als metallischer Überzug, als Opferanoden sowie in Legierungen mit Titan in Blechform verwendet. Im Bauwesen kommen verzinkte Bauteile, wie Installationsleitungen, Bleche und Bänder sowie Eckschutzschienen und Bauteile aus Zinkdruckguss, wie Beschlagteile für Fenster und Türen mit Baustoffen in Berührung.

Für die Herstellung von feuerverzinktem Stahlblech wird vor allem das Sendzimirverfahren angewandt. Dabei wird Stahlband mit einer Breite ≥ 600 mm und einer Dicke von 0,3 bis 3 mm durch Glühen schwach oxidiert, in reduzierender Atmosphäre gereinigt und kontinuierlich durch eine Zinkschmelze mit 0,12 bis 0,22 M.-% Aluminium und 0,15 bis 0,30 M.-% Blei gezogen. Durch Zugabe von Aluminium entsteht nur eine dünne spröde Eisen-Zink-Legierungsschicht (ca. 1% der Gesamtschichtdicke) und eine für die Weiterverarbeitung (keine Rissbildung und Abplatzung) notwendige Verformbarkeit der Verzinkung bleibt erhalten. Die so er-

reichte Standardauflage beträgt zwischen 10 und 45 μm je Seite. Am häufigsten werden so Zinküberzüge mit einer Dicke von ca. 20 μm hergestellt [Nürnberger 1995].

Sendzimirverzinkte Bleche werden i.A. vor dem Zuschnitt verzinkt. Die Schnittkantenflächen sind somit nicht verzinkt. Die zugeschnittenen Bleche wurden anschließend geölt, um einen Korrosionsangriff vor Versuchsbeginn zu vermeiden. Die mittlere Zinkauflage beträgt 275 g/m^2 und entspricht somit DIN EN 10142 [DIN EN 10142].

Die genaue Bezeichnung nach DIN EN 10142 [DIN EN 10142] lautet DX51D+Z, Werkstoffnummer 1.0226, Kurzname FeP02 G Z, Überzug 275 g/m^2 (Sollwert).

Beim Grundwerkstoff Stahl (Substrat) handelt es sich um kohlenstoffarmen, kaltumgeformten Stahl. Die chemische Zusammensetzung des Stahls ist gemäß Schmelzenanalyse:

C	Si	Mn	P	S	Al
0,03 %	0,004 %	0,210 %	0,01 %	0,01 %	0,02 %

4.1.2.3 Aluminium AlMgSi0,5 eloxiert

Im Bauwesen findet Aluminium vor allem als Legierung Anwendung, da sich Reinaluminium aufgrund der geringen Festigkeit für eine Verwendung im Bauwesen i.A. nicht eignet. Aus legiertem Aluminium werden im Bauwesen vor allem durch Strangpressen hergestellte Bauprofile, Stangen und Rohre eingesetzt. Durch sein niedriges spezifisches Gewicht, gute Verarbeitbarkeit, dekoratives Aussehen und gute Korrosionsbeständigkeit eignet es sich sehr gut für den Einsatz im Bauwesen. Dabei kommen Bauteile aus Aluminium sowohl als tragende Bauteile als auch zu dekorativen Zwecken zur Anwendung.

Die Bleche aus Aluminium AlMgSi0,5 wurden im Strangpressverfahren hergestellt. Die anodische Oxidation der Oberfläche der Bleche erfolgte in einem Elektrolyt mit 20%-iger Schwefelsäure bei 20 °C mit einer Stromdichte von 1,5 A/dm^2 . Anschließend wurde die anodisch erzeugte Oxidschicht in vollentsalztem Wasser bei 98 °C verdichtet. Die Anodisdauer betrug 1 Stunde, so dass die Mindestschichtdicke 20 μm beträgt (Sollwert). Nach dem Aufbringen der Eloxalschicht wurden die Bleche zugeschnitten. Die kurzen Kantenflächen sind deshalb nicht eloxiert.

Einige Versuche wurden mit nicht eloxierter Aluminiumlegierung AlMgSi0,5 durchgeführt. Hierfür erfolgte ein Abbeizen der anodisch erzeugten Oxidschicht nach DIN EN 12373-2 [DIN EN 12373] in Chromphosphorsäure-Lösung.

Die chemische Zusammensetzung des Aluminiums ist gemäß der Schmelzenanalyse:

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn
0,42 %	0,19 %	0,01 %	0,01 %	0,41 %	0,002 %

4.1.2.4 Nichtrostender Stahl 1.4301

Im Bauwesen werden nichtrostende Stähle für dekorative Zwecke in der Innen- und Außenarchitektur und für Bauteile mit tragenden Funktionen eingesetzt. Dabei ist der in dieser Arbeit untersuchte nichtrostende Stahl 1.4301 in fast allen Halbzeugformen verfügbar.

In dieser Arbeit wurde der im Bauwesen am häufigsten verwendete austenitische nichtrostende Stahl mit der Kurzbezeichnung nach DIN EN 10088 [DIN EN 10088] X5CrNi18-10 und der Werkstoffnummer 1.4301 verwendet. Es handelt sich um ein kaltgewalztes Blech mit einseitig gebürsteter Oberfläche. Neben Chrom mit einem Anteil von 17 bis 19 M.-% ist Nickel mit 8 bis 10 M.-% das zweithäufigste Legierungselement. Ein Stahl des Grundtyps 18-10 weist unter atmosphärischen Korrosionsverhältnissen eine nur mäßige Korrosionsbeständigkeit auf. Er wird gemäß Zulassung [baufs. Zul. Z-30.3-6] einer sogenannten Korrosionswiderstandsklasse 2 (insgesamt existieren 4 Widerstandsklassen) zugeordnet und ist somit nicht für tragende Bauteile zugelassen.

Die chemische Zusammensetzung des nichtrostenden Stahls 1.4301 ist gemäß der Schmelzenanalyse:

Cr	Ni	Mn	Si	N	P
18,32 %	8,13 %	1,64 %	0,35 %	0,065 %	0,025 %
C	S				
0,018 %	0,001 %				

4.1.2.5 Reinkupfer

Kupferwerkstoffe finden im Bauwesen vor allem als Bleche und Rohre aus Reinkupfer, sowie Profile und Gussteile aus Kupferlegierungen Anwendung. Durch seine hohe Korrosionsbeständigkeit und leichte Verformbarkeit ist Reinkupfer für die Innen- und Aussenarchitektur, Bedachungen, Wandverkleidungen und Dachentwässerungen sowie für wasserführende Anlagen in der Haustechnik geeignet. Die hohe Wärmeleitfähigkeit machen Kupfer zum idealen Werkstoff für Fußbodenheizungen und Warmwasserbereiter. Durch Zugabe von Phosphor wird der während der Herstellung vom Kupfer aufgenommene Sauerstoff entfernt und die Anfälligkeit gegenüber Wasserstoff reduziert. Dabei wird jedoch die Leitfähigkeit verringert. Die Oberfläche ist matt glänzend poliert bzw. leicht gebürstet.

Die genaue Bezeichnung von in dieser Arbeit verwendetem Reinkupfer nach DIN V 17900 [DIN V 17900] ist Kupfer SF Cu halbhart.

Die chemische Zusammensetzung des Reinkupfers ist gemäß der Schmelzenanalyse:

Cu	P
99,96 %	0,023 %

4.1.2.6 Messing CuZn39Pb2

Messing ist eine Legierung des Kupfers mit Zink. Durch Legierungsbildung des Kupfers mit Zink werden höhere Festigkeiten im Vergleich zum Reinkupfer erzielt. Dabei verändert sich auch das Korrosionsverhalten. Im Bauwesen finden am häufigsten Legierungen mit etwa 39 M-% Zinkanteil Anwendung. Zusätzlich kann zur Verbesserung der Spanbarkeit bis zu 3,5 M-% Blei zulegiert werden. Bauteile aus Messing kommen im Bauwesen als Bleche, Schrauben, Beschlag- und Schlossteile, Bauprofile, Handläufe, Armaturen sowie Sanitärinstalltionen zur Anwendung.

Die Messingbleche in dieser Arbeit bestehen aus der Kupfer-Zink-Legierung CuZn39Pb2, die Oberfläche ist leicht matt glänzend poliert bzw. leicht gebürstet.

Die genaue Bezeichnung von in dieser Arbeit verwendetem Messing ist nach DIN 17660 [DIN 17660] Messing CuZn39Pb2, Werkstoffnummer 2.0380.

Die chemische Zusammensetzung des Messings ist gemäß der Schmelzenanalyse:

Cu	Zn	Pb	Ni	Al	Sn
58,5 – 60,0 %	36,3 - 40,0 %	1,5-2,5 %	0,0 - 0,3 %	0,0 - 0,1 %	0,0 – 0,2 %

5 Untersuchung physikalischer und chemischer Einflussgrößen der Korrosion von Metallen in Gips

Die feuchtetechnischen Kennwerte von Gipsbaustoffen sind von großer Bedeutung für das Verhalten von eingebetteten Metallen und Legierungen. Gipsprodukte werden in der Praxis meist im Gebäudeinneren in „trockener“ Umgebungsluft eingesetzt. Dabei kann es bei diesen porösen Baustoffen jedoch auch bei relativen Luftfeuchten von $< 100\%$, beispielsweise durch Kapillarkondensation oder hygroskopische Bestandteile (Salze), zu Flüssigkeitsansammlungen in den Poren kommen. Dieses Verhalten wird vor allem durch den Volumenanteil der offenen Porosität und die Porengröße bestimmt [Schubert 1982]. Aber auch Baufeuchte, Kondenswasser an eingebetteten Metalloberflächen und Wasserzutritt durch Störfälle können zu einer Befeuchtung und im Extremfall zu einer Durchfeuchtung von Gips führen. Diese Flüssigwasseraufnahme durch kapillares Saugen wird ebenfalls durch die Porenform und die Porengröße bestimmt.

Ein weiterer wichtiger Einflussfaktor für das Korrosionsverhalten von Metallen, die mit dem Medium Gips in Berührung kommen, sind die Inhaltsstoffe (chemischen Bestandteile) der Gipse und des Anmachwassers. Besondere Bedeutung bei den chemischen Eigenschaften hat die Zusammensetzung des Porenwassers. Dieses löst z.B. das korrosionsfördernde Sulfat aus den festen Phasen des erhärteten Baustoffes.

Um die physikalischen und chemischen Einflüsse auf das Korrosionsverhalten von Metallen und Legierungen in Gips zu bestimmen, wurden Probekörper aus den in Abschnitt 4.1.1 aufgeführten Gipsen hergestellt und folgende Parameter ermittelt:

- Porosität- und Porengrößenverteilung,
- Wasseraufnahmekoeffizienten,
- Sorptionsisothermen,
- Befeuchtungs- und Austrocknungsverhalten,
- Carbonatisierungsverhalten,
- Körnungsanalyse,
- chemische Analysen der festen Phasen und der Porenflüssigkeiten,
- Leitfähigkeitsmessungen und
- Potentiodynamische Stromdichte-Potentialkurven von Platin in Gipsaufschlämmungen zur Feststellung korrosionsrelevanter Inhaltsstoffe der wässrigen Phase.

5.1 Physikalische Einflussgrößen

5.1.1 Porosität und Porengrößenverteilung

5.1.1.1 Allgemeine Zusammenhänge

Bei Poren wird nach Größe und Entstehung i.A. zwischen Mikro-, Meso- und Makroporen unterschieden. Die „International Union of Pure and Applied Chemistry (IUPAC)“ [IUPAC 1994] bezeichnet Poren mit einem Durchmesser < 2 nm als Mikroporen, solche mit Durchmessern zwischen 2 und 50 nm als Mesoporen und alle Poren mit Durchmessern > 50 nm als Makroporen.

Weiter findet eine Unterscheidung hinsichtlich der Art der Poren statt. Dabei lassen sich drei verschiedene Hauptkategorien aufstellen:

- Vollständig geschlossene Poren, isolierte Poren oder auch Inselporen, sind Hohlräume im Baustoff ohne Öffnungen zur Baustoffoberfläche. Diese haben keinen Einfluss auf den Feuchtigkeits- und Gastransport. Sie beeinflussen jedoch z.B. die Wärmeleitung durch den Baustoff.
- Porensäcke oder auch Sackporen sind Poren, deren Porenkanal von der Baustoffoberfläche ausgehend im Baustoff enden. Diese Porenart hat ebenfalls keinen Einfluss auf Transportmechanismen von Flüssigkeiten oder Gasen.
- Kanalförmig geöffnete, miteinander vernetzte Poren bilden ein durch den gesamten Baustoff reichendes, offenes System [Gertis1976]. Hier gibt es eine Untergruppe, die zwischen den Kanälen kugelförmige Erweiterungen aufweisen.

Nur in der letztgenannten Kategorie kann der Transport von Flüssigkeiten und Gasen stattfinden.

Über die Einteilung der Poren nach ihrer Größe gibt es keine einheitliche Auffassung. In Abbildung 5.1 ist der Vorschlag für Einteilungen und Bezeichnungen der Poren und ihre Bestimmungsmethoden in Abhängigkeit von der Porengröße nach [IUPAC 1994] dargestellt.

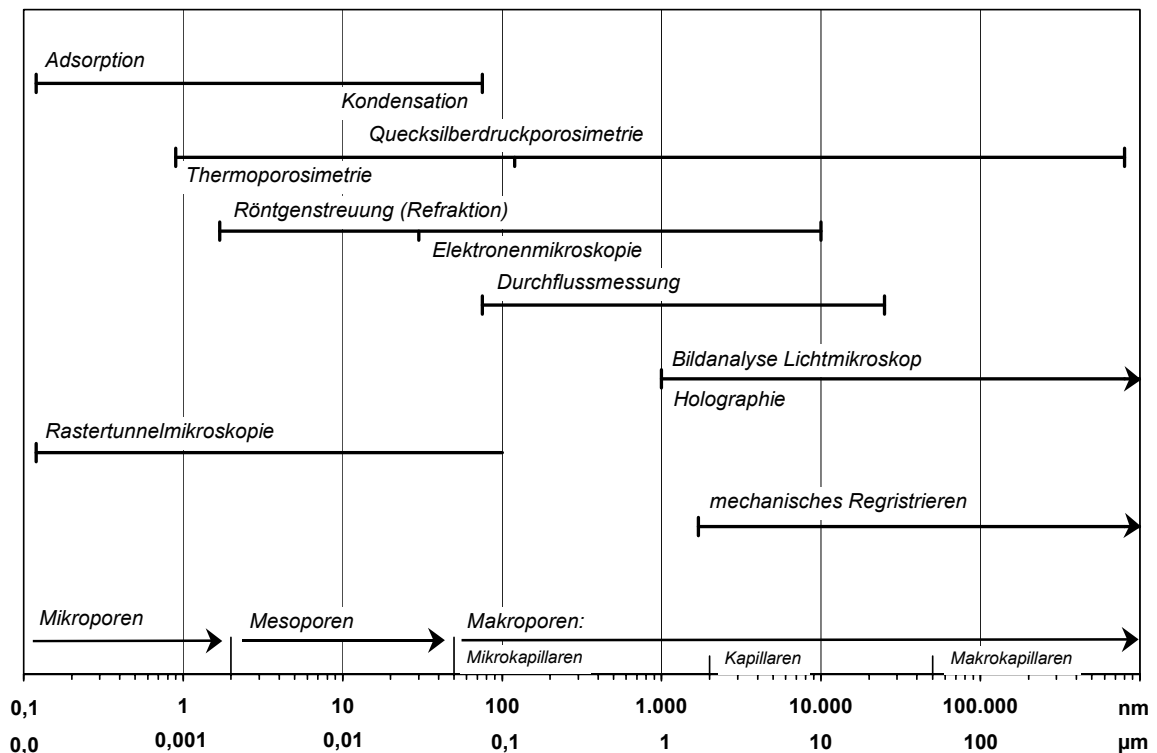


Abbildung 5.1: Einteilung und Methoden zur Bestimmung von Porengrößen, modifiziert nach [IUPAC 1994]

5.1.1.2 Porosität

Bei der Bestimmung der Porosität ist zwischen Gesamtporosität und offener Porosität zu unterscheiden. Die Gesamtporosität umfasst alle Arten von Poren, so auch geschlossene Poren. Der Transport von Flüssigkeiten und Gasen findet nur in den offenen, durchgehenden Poren statt.

- Gesamtporosität

Die Gesamtporosität kann aus der Differenz der Reindichte und der Rohdichte bestimmt werden. Sie ist die größtmögliche Porositätskennzahl. Die Berechnung erfolgt nach Gleichung 5.1.

$$P_o = 100 \cdot \left(1 - \frac{\rho_r}{\rho_o} \right) \quad \text{in \%} \quad [\text{Gl. 5.1}]$$

mit: P_o Gesamtporosität in %
 ρ_r Rohdichte in g/cm^3
 ρ_o Reindichte in g/cm^3

Die Reindichte der Gipse wurde mit der Heliumpyknometrie bestimmt. Dabei wird die Änderung des Heliumdruckes im bekannten Messzellenvolumen vor und nach Einbringung der

Probe gemessen und somit das Volumen des Feststoffgerüsts bestimmt. Durch Bildung des Quotienten aus der Masse und des Volumens der Probe ergibt sich die Reindichte.

Es erfolgte zunächst die Trocknung der Probekörper, die mit einem Wasser-Gips-Wert von 0,75 hergestellt wurden, nach DIN EN ISO 12570 [DIN EN ISO 12570] bei 40 ± 2 °C bis zur Gewichtskonstanz. Um das tatsächlich vorhandene Volumen des Feststoffgerüsts zu messen, mussten die Proben dann gemahlen werden, um eventuell vorhandene Inseleporen zu öffnen. Somit war gewährleistet, dass keine relevanten Volumina Luft durch Poren eingeschlossen sind.

Zur Bestimmung der Rohdichte bzw. Bestimmung der Gesamtporosität wurden insgesamt 18 Quader, je untersuchtem Gips drei Proben, mit einem Wasser-Gips-Wert von 0,75 hergestellt und anschließend bei 40 ± 2 °C im Trockenofen bis zur Gewichtskonstanz gelagert. Jede Seite der Quader wurde an drei Stellen vermessen und aus den Mittelwerten der Seitenabmessungen das Volumen berechnet.

In Tabelle 5.1 sind die aus Prismen mit den Abmessungen $4 \times 4 \times 16$ cm³ ermittelten Werte der Rohdichte, der Heliumpyknometrie bestimmten Reindichte sowie die mit Gleichung 5.1 daraus berechnete Gesamtporosität der Stuckgipse angegeben.

		Gewicht in g	Volumen in cm ³	Rohdichte in g/cm ³	Mittelwert Rohdichte in g/cm ³	Reindichte in g/cm ³	Gesamt- porosität in Vol.-%
SG Naturgips	A	263,689	259,076	1,018	1,02	2,36	56,79
	B	263,929	260,310	1,014			
	C	263,564	259,019	1,018			
SG Naturgips + 1,5 Mass.-% Ca(OH) ₂	A	261,545	256,222	1,021	1,02	2,37	56,90
	B	262,339	257,512	1,019			
	C	261,227	255,231	1,023			
SG REA-Steinkohle	A	257,730	254,842	1,011	1,02	2,36	57,12
	B	260,909	255,854	1,020			
	C	260,662	255,228	1,021			
SG REA-Steinkohle + 1,5 Mass.-%Ca(OH) ₂	A	264,225	258,224	1,023	1,03	2,35	56,48
	B	267,961	259,910	1,031			
	C	265,654	258,587	1,027			
SG REA-Braunkohle	A	258,683	255,411	1,013	1,02	2,36	57,00
	B	258,903	254,826	1,016			
	C	261,137	254,568	1,026			
SG REA-Braunkohle + 1,5 Mass.-% Ca(OH) ₂	A	260,886	254,627	1,025	1,03	2,36	56,56
	B	263,877	255,160	1,034			
	C	265,081	255,705	1,037			

Tabelle 5.1: Aus Abmessungen, Massen der Probekörper bestimmte Rohdichten und mit Gleichung 5.1 berechnete Gesamtporosität (SG: Stuckgips)

Im Vergleich zu z.B. Normalbeton ist bei Gips die Gesamtporosität mit etwa 57 Vol.-% deutlich höher. In [Mansour 1995] wurde für Normalbeton eine Gesamtporosität von 15 Vol.-% und für Porenbeton eine solche von 58 Vol.-% ermittelt. Die aus den Abmessungen und aus der Masse der Prismen bestimmten Rohdichten weichen nur marginal voneinander ab. Beim Vergleich

der Einzelwerte der Rohdichten fällt auf, dass bei allen Gipsen die Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid nur eine geringe Zunahme der Rohdichte und bei den REA-Gipsen eine sehr geringe Abnahme der Gesamtporosität bewirkt. Auch beim Stuckgips Naturgips sind durch Zugabe von $\text{Ca}(\text{OH})_2$ keine signifikanten Unterschiede zu erkennen. Eine Zunahme der Dichte kann durch die infolge Zugaben von Calciumhydroxid bewirkte geringe Abnahme des Wasseranteils entstehen.

- Offene Porosität

Die offene oder auch effektive Porosität beinhaltet nur die von außen zugänglichen Poren. Zu beachten ist, dass in der Praxis für den Wasserhaushalt meist nur die freie Wassersättigung eine Rolle spielt. Dies ist die Stofffeuchte, die ohne Einwirkung äußerer Kräfte unter Normaldruck erreicht werden kann. Sie liegt immer unterhalb des unter Druck erreichbaren maximal möglichen Wassergehaltes [Krus 1995]. Die freie Wassersättigung beschreibt den Anteil an Wasser, den ein Baustoff unter normalen klimatischen Bedingungen maximal aufnehmen kann.

Zur Bestimmung der freien Wassersättigung wurden insgesamt 18 Quader, je untersuchtem Gips drei Proben, mit den Abmessungen $4 \times 4 \times 4 \text{ cm}^3$ hergestellt und anschließend bis zur Gewichtskonstanz bei $40 \pm 2 \text{ °C}$ im Trockenofen gelagert. Danach erfolgte die drucklose Lagerung unter Wasser und die Entnahme nach Erreichen der Gewichtskonstanz.

Die freie Wassersättigung errechnet sich aus Gleichung 5.2:

$$W_{\text{GS}} = \frac{G_{\text{max. Wasseraufnahme}} - G_{\text{trocken}}}{G_{\text{trocken}}} \cdot 100 \quad \text{in M.-%} \quad [\text{Gl. 5.2}]$$

mit: $G_{\text{max. Wasseraufnahme}}$ Gewicht des mit Wasser gesättigten Probekörpers
 G_{trocken} Gewicht des bei 40°C bis zur Konstanz getrockneten Probekörpers

Daraus folgt für die Porosität bei druckloser Lagerung (kapillar wirksame Porosität) mit Gleichung 5.3:

$$P_{\text{GS}} = W_{\text{GS}} \cdot \rho_r \quad \text{in Vol.-%} \quad [\text{Gl. 5.3}]$$

mit: W_{GS} Wassergehalt bei Sättigung in M.-%
 ρ_r Rohdichte in g/cm^3

Dabei ist zu beachten, dass z.B. durch Wasserdampf oder Kapillarkondensation ein größerer Anteil an Porenvolumen mit Flüssigkeit gefüllt sein kann. Eingeschlossene Luft kann bei druckloser Lagerung unter Wasser nicht immer vollständig entweichen. Dieser Porenraum bleibt demnach ungefüllt. Dies ist in der Praxis bei Beaufschlagung des erhärteten Baustoffs mit Flüssigwasser ebenfalls der Fall.

Bei in Tabelle 5.2 aufgeführten Werten lässt sich dieser Sachverhalt deutlich erkennen. Die Tabelle beinhaltet die mit den Gleichungen 5.2 und 5.3 berechneten Werte der freien Wassersättigung W_{GS} , die daraus ermittelte kapillar wirksame Porosität P_{GS} sowie den Anteil des mit Wasser gefüllten Porenraums an der Gesamtporosität.

	freie Wassersättigung W_{GS} in M.-%	Rohdichte in g/cm ³	Porosität P_{GS} in Vol.-%	Anteil an Gesamtporosität bei druckloser Lagerung mit Wasser gefüllt
SG Naturgips	44,58	1,02	45,29	79,75%
SG Naturgips + 1,5 Mass.-% Ca(OH) ₂	41,21	1,02	42,07	73,95%
SG REA-Steinkohle	39,39	1,02	40,06	70,14%
SG REA-Steinkohle + 1,5 Mass.-% Ca(OH) ₂	39,10	1,03	40,15	71,10%
SG REA-Braunkohle	36,01	1,02	36,65	64,31%
SG REA-Braunkohle + 1,5 Mass.-% Ca(OH) ₂	36,52	1,03	37,69	66,63%

Tabelle 5.2: Nach Gleichungen 5.2 und 5.3 berechnete Werte der freien Wassersättigung, der kapillar wirksamen Porosität P_{GS} und deren Anteil an der Gesamtporosität (SG: Stuckgips)

Es fällt auf, dass die Zugabe von Calciumhydroxid beim Naturgips zu einer deutlich geringeren freien Wassersättigung führt, bei den REA-Gipsen jedoch fast keine Veränderung bewirkt. Weiter gilt, dass die freie Wassersättigung in der Reihenfolge Stuckgips Naturgips, Stuckgips REA-Steinkohle, Stuckgips REA-Braunkohle abnimmt. Beim Stuckgips REA-Braunkohle sind nur ca. 65% des gesamten Porenraums bei druckloser Lagerung mit Wasser gefüllt.

Um die offene Porosität exakter erfassen zu können, wurden mittels Quecksilberdruckporosimetrie neben der Porengrößenverteilung (Beschreibung und Werte Abschnitt 5.1.1.3) auch die offene Porosität gemessen. Der Stuckgips REA-Steinkohle weist insgesamt die geringste offene Porosität auf (Tabelle 5.3). Die offene Porosität aller Gipse liegt deutlich über 50 Vol.-%. Das heißt, dass über die Hälfte ihres Volumens aus von außen zugänglichen Poren besteht.

In Tabelle 5.3 sind sämtliche Werte der Gipse in Hinblick auf die offene Porosität zusammengestellt.

	Rohdichte in g/cm ³	Rohdichte QSDP in g/cm ³	Porosität P _{GS} (kapillar wirksame Porosität) in Vol.-%	Anteil an Gesamtporosität bei druckloser Lagerung mit Wasser gefüllt	Anteil an Gesamtporosität bei Lagerung in Klimaraum bei 100% r. F. mit Wasser gefüllt	Gesamt- Porosität in Vol.-%	offene Porosität QSDP in Vol.-%
SG Naturgips	1,02	1,08	45,3	79,8%	90,5%	56,8	56,1
SG Naturgips + 1,5 Mass.-% Ca(OH) ₂	1,02	1,09	42,1	73,9%	91,5%	56,9	54,8
SG REA-Steinkohle	1,02	1,07	40,1	70,1%	87,8%	57,1	52,5
SG REA-Steinkohle + 1,5 Mass.-% Ca(OH) ₂	1,03	1,08	40,2	71,1%	91,0%	56,5	53,5
SG REA-Braunkohle	1,02	1,03	36,7	64,3%	86,7%	57,0	55,9
SG REA-Braunkohle + 1,5 Mass.-% Ca(OH) ₂	1,03	1,04	37,7	66,6%	86,7%	56,6	56,2
Normalbeton [Mans.95]	2,30	-	13,0	86,7%	86,7%	15,0	-
Porenbeton [Mans.95]	0,65	-	50,0	67,6%	60,8%	74,0	-

Tabelle 5.3: Zusammenstellung der unterschiedlichen Porositätswerte (SG: Stuckgips)

Die anhand Abmessungen und Masse von Prismen ermittelte Rohdichte (4. Spalte Tabelle 5.1) weicht um maximal 6,5% von der mittels Quecksilberdruckporosimetrie bestimmten Rohdichte ab. Dies liegt u.a. bei der Quecksilberdruckporosimetrie daran, dass das Quecksilber auch unter Druck nicht in die geschlossenen Poren eindringt.

Bei der Lagerung in 100% relativer Feuchte wird ein größerer Anteil der Poren mit Wasser gefüllt, als bei der Lagerung unter Wasser. Weiterhin zeigt sich, dass auch bei einer Lagerung in 100% relativer Luftfeuchte nicht alle offenen Poren mit Flüssigwasser gefüllt sind. Das Vorhandensein von zahlreichen geschlossenen Poren kann hierfür nicht als Ursache in Frage kommen, da z.B. beim Stuckgips REA-Braunkohle die Werte der offenen Porosität und die der Gesamtporosität nur geringe Unterschiede aufweisen, obwohl hier der Anteil der mit Wasser gefüllten Poren am geringsten ist. Ebenso wie bei druckloser Lagerung unter Wasser weist der Stuckgips Naturgips bei der Lagerung bei 100% relativer Luftfeuchte die höchste freie Wassersättigung auf.

Auffällig ist auch, dass die Zugabe von Calciumhydroxid beim Stuckgips Naturgips zwar eine geringe Zunahme der Gesamtporosität bewirkt, jedoch die offene Porosität etwas reduziert. Bei den Stuckgipsen REA-Steinkohle und REA-Braunkohle kehrt sich dieser Sachverhalt um.

Die Werte, die zum Vergleich für Normalbeton und Porenbeton angegeben sind, zeigen ein anderes Verhalten der Betone. Zwischen der Art der Befeuchtung ist in Bezug auf den Wassergehalt bei Normalbeton kein Unterschied, bei Porenbeton ein relativ geringer Unterschied zu erkennen.

Anhand der Versuchsergebnisse können die wichtigsten Erkenntnisse zusammengefasst werden:

- Die kapillar wirksame Porosität P_{GS} ist bei den Stuckgipsen Naturgips und REA-Steinkohle ca. 10%, bei Stuckgips REA-Braunkohle um ca. 20% geringer als die offene Porosität.
- Bei der Lagerung der Gipse in hoher relativer Luftfeuchte (100%) ist ca. 90% der Gesamtporosität mit Wasser gefüllt, bei druckloser Lagerung unter Wasser nur ca. 40%.
- In den untersuchten Stuckgipsen sind nur geringe Anteile an geschlossenen Poren vorhanden.
- In der Gesamtporosität waren zwischen den Gipsen nur geringe Unterschiede festzustellen, die offene Porosität war nur bei Stuckgips REA-Steinkohle etwas geringer als in den anderen Gipsen.

5.1.1.3 Porenradienverteilung

Obwohl eine vergleichbar große Gesamtporosität vorhanden ist, können sich die verschiedenen Gipse aufgrund einer unterschiedlichen Porenradienverteilung im hygrischen Verhalten unterscheiden.

Die häufig angewandte Quecksilberdruckporosimetrie (QSDP) bestimmt die Porengrößen, genauer gesagt die Poreneingangsradien, nach dem Prinzip der druckabhängigen Quecksilberintrusion. Dabei wird als Grundlage das Kapillargesetz verwendet und die tatsächliche Porenform meist zu zylindrischen Kapillaren vereinfacht. Der sogenannte äquivalente Porenradius wird nach der Gleichung von Washburn (Gleichung 5.4) berechnet.

$$r_p = \frac{2 \cdot \sigma \cdot \cos \Theta}{p} \quad \text{in m} \quad [\text{Gl. 5.4}]$$

mit:	σ	Oberflächenspannung der intrudierten Flüssigkeit	in N/m
	r_p	Kapillarradius bzw. äquivalenter Porenradius	in m
	Θ	Benetzungswinkel	in Grad
	p	aufgebrachter Druck	in Pa

Der äquivalente Porenradius beschreibt den Radius, den eine zylindrische oder durch ein anderes geometrisches Modell beschriebene Pore theoretisch haben muss, um die gleiche kapillare Saugwirkung wie die reale Pore aufzuweisen (Abbildung 5.2).

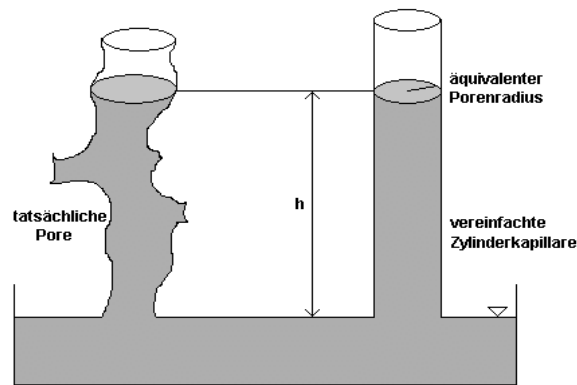


Abbildung 5.2: Schematische Darstellung des äquivalenten Porenradius [Nemes 2003]

Im Versuch wird Quecksilber als nicht benetzende Flüssigkeit unter Druck in das poröse Material gedrückt und bei jeder Druckstufe die eingedrungene Quecksilbermenge registriert. Die Oberflächenspannung von Quecksilber beträgt bei 25 °C 0,482 N/m und wird aufgrund der Temperaturabhängigkeit als Durchschnittswert mit 0,48 N/m angenommen. Der Randwinkel kann kaum genau bestimmt werden und wurde bei den hier durchgeführten Messungen als Durchschnittswert mit 141,3° angenommen. Bei einem Vergleich von Porenradienverteilungen aus der Literatur kann nach [Gaber 1989] bei kleiner angenommenen Kontaktwinkeln die Verteilungskurve in Richtung größere Porenradien verschoben werden. Die Steuerung der Druckstufen, die Aufnahme und die Verarbeitung der gemessenen Werte erfolgte mit dem Computer. Der Messbereich erstreckt sich von 0,15 bis 2000 bar, entsprechend den Porenradien von 3,7 nm bis 58 µm. Bei hohen Drücken, also bei kleinen Porenradien, können Porenwände zerstört werden und damit das Ergebnis verfälschen. Theoretisch wird bei der Berechnung der Kapillardruck einer Porengröße zugeordnet. Aus der Menge des eingebrachten Quecksilbervolumens und des durch den Druck ermittelten Poreneingangsradius werden die Volumenanteile der Poren mit den entsprechenden Radien bestimmt. Die relative Häufigkeit eines äquivalenten Porenradius ist somit nur eine Angabe über den Volumenanteil einer Gruppe von Poren am Gesamtvolumen aller Poren, die im Schnitt das kapillare Verhalten von Poren mit diesem Radius aufweisen.

In Abbildung 5.3 ist die Verteilung der Poreneingangsradien der Gipse dargestellt.

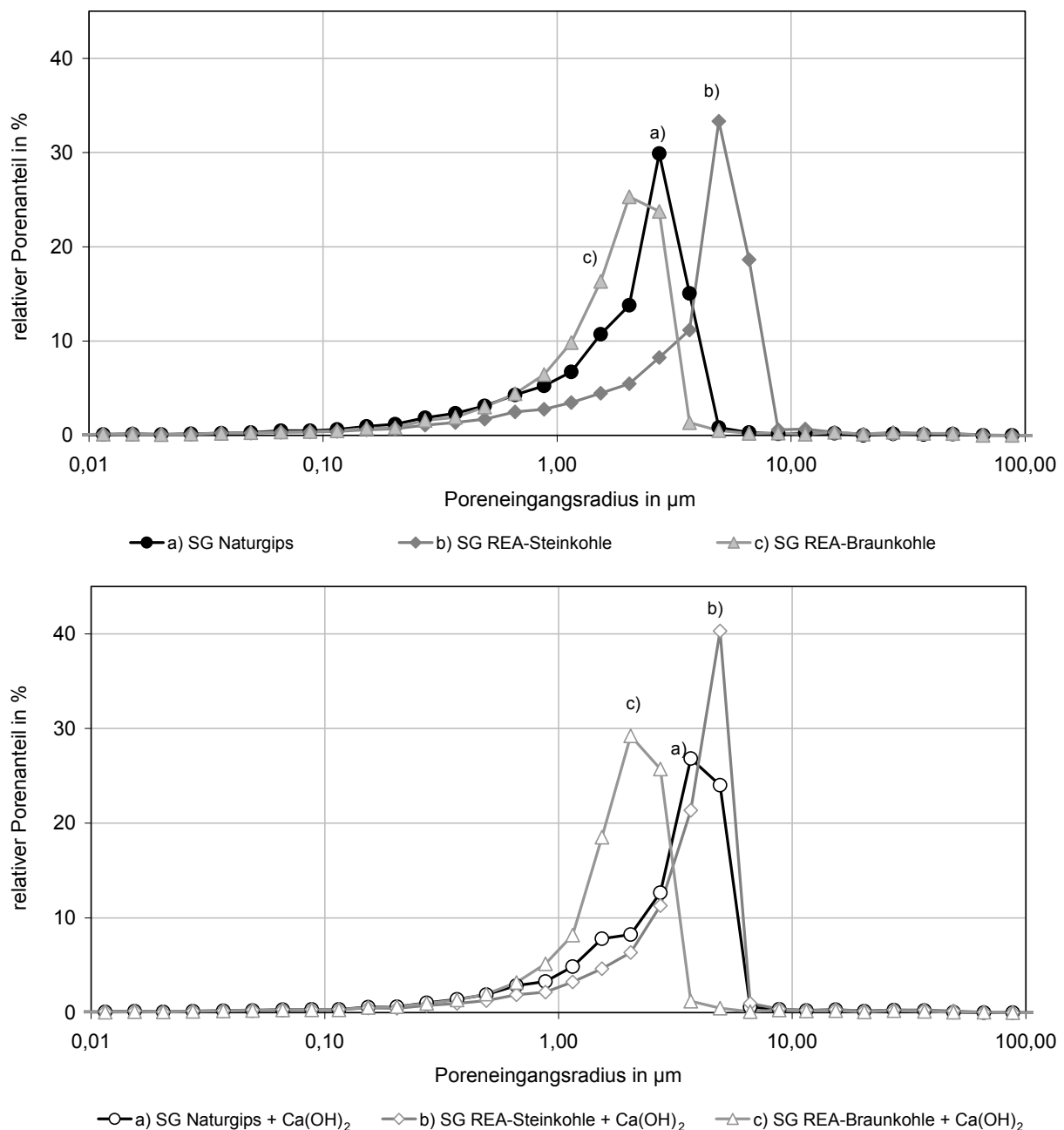


Abbildung 5.3: Verteilung der Poreneingangsradien (Quecksilberdruckporosimetrie)
(oben: ohne Ca(OH)_2 -Zugabe; unten: mit Ca(OH)_2 -Zugabe; SG: Stuckgips)

Es wird deutlich, dass bei allen untersuchten Gipsen nur ein geringer Anteil an Poren mit einem Eingangsradius kleiner 1 μm vorhanden ist. Mikroporen nach [IUPAC 1994], d.h. Poren mit Eingangsradien kleiner 2 nm, werden mit der hier verwendeten Quecksilberdruckporosimetrie verfahrensbedingt nicht registriert. Jedoch deutet der geringe Porenanteil im Bereich unter 50 nm darauf hin, dass kaum Mikroporen vorhanden sind. Die Stuckgipse Naturgips und REA-Braunkohle liegen mit ihrer Porengrößencharakteristik eng beieinander. Der Stuckgips REA-Steinkohle besitzt bei einer Porengröße zwischen 4,2 und 5,6 μm einen relativen Anteil von 33% am gesamten Porenvolumen.

Die Verteilung der Poreneingangsradien ändert sich bei den Stuckgipsen REA-Braunkohle und REA-Steinkohle durch die Zugabe von Calciumhydroxid nur marginal. Allerdings steigt bei Stuckgips REA-Braunkohle der relative Porenanteil mit Eingangsradien von $2\text{ }\mu\text{m}$ von zuvor 25% auf 30%, beim Stuckgips REA-Steinkohle mit Eingangsradien von $5\text{ }\mu\text{m}$ von 33% auf über 40%. Beim Stuckgips Naturgips verschiebt sich bei Zugabe von Calciumhydroxid die Verteilung der Poreneingangsradien etwas in Richtung der größeren Poren.

Abbildung 5.4 zeigt die Summenhäufigkeitsverteilung der unterschiedlichen Poreneingangsradien.

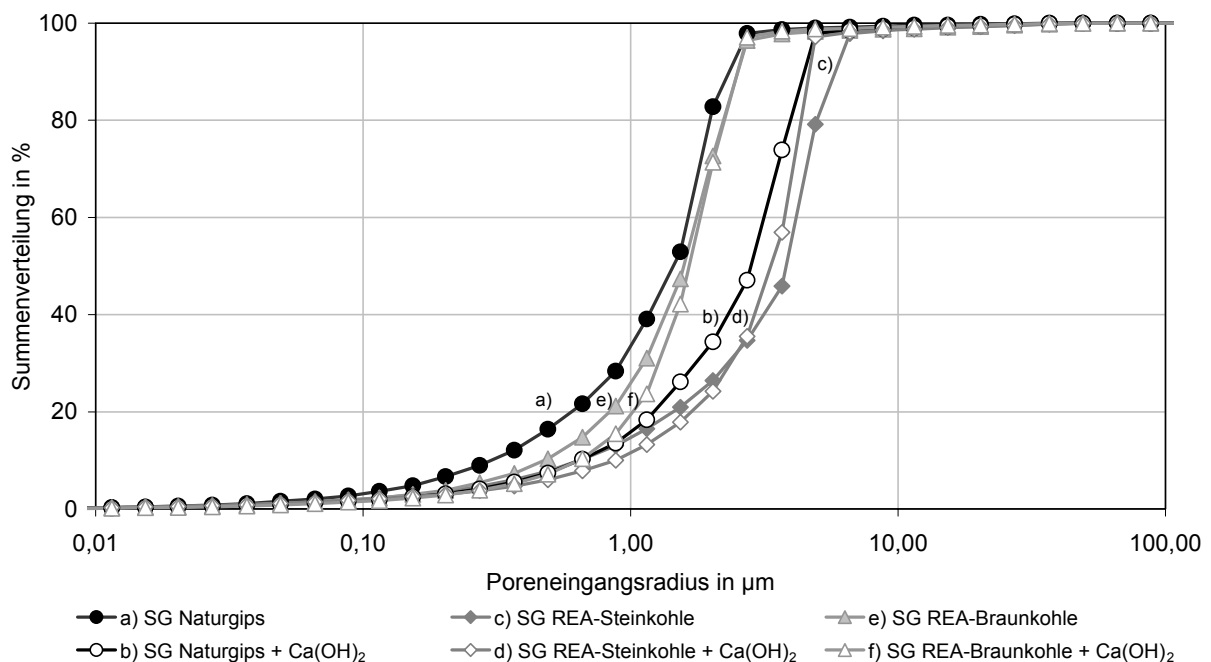


Abbildung 5.4: Summenhäufigkeitsverteilung der Porenradien (Bestimmung mittels der Quecksilberdruckporosimetrie; SG: Stuckgips)

Hierbei wird deutlich, dass beim Stuckgips Naturgips die Zugabe von Calciumhydroxid einen größeren Einfluss als bei den REA-Gipsen hat. Die Porenradienverteilung der REA-Gipse wird, wie bei der Darstellung der relativen Häufigkeiten bereits erkennbar, durch die Zugabe von $\text{Ca}(\text{OH})_2$ kaum verändert. Die Charakteristik der Porengrößenverteilung bildet eine Einteilung in zwei Gruppen. Die erste Gruppe wird mit einem höheren Anteil an Poren mit kleineren Poreneingangsradien durch die Stuckgipse Naturgips, REA-Braunkohle sowie REA-Braunkohle mit $\text{Ca}(\text{OH})_2$ repräsentiert. Hierbei haben ca. 70 bis 80% aller Poren einen Eingangsradius $< 2\text{ }\mu\text{m}$. Die zweite Gruppe weist einen höheren Anteil an Poren mit größeren Poreneingangsradien auf und beinhaltet die Stuckgipse Naturgips mit Calciumhydroxid, REA-Steinkohle und REA-Steinkohle mit $\text{Ca}(\text{OH})_2$. Hierbei haben ca. 70 bis 80% aller Poren einen Eingangsradius $\geq 2\text{ }\mu\text{m}$.

In Tabelle 5.4 sind die Anteile der Porenklassen an der offenen Porosität aufgeführt. Die Einteilung erfolgte nach dem Vorschlag der [IUPAC 1994].

Porenradius	Mikroporen	Mesoporen	Makroporen		
	< 2 nm	2 - 50 nm	Mikrokapillare 0,05 - 2 µm	Kapillare 2 - 50 µm	Makrokapillare > 50 µm
SG Naturgips	-	1,59	81,27	17,14	-
SG Naturgips + 1,5 Mass.-% Ca(OH) ₂	-	0,95	33,47	65,58	-
SG REA-Steinkohle	-	1,18	25,25	73,53	0,04
SG REA-Steinkohle + 1,5 Mass.-% Ca(OH) ₂	-	1,12	23,11	75,73	0,04
SG REA-Braunkohle	-	1,06	71,61	27,33	-
SG REA-Braunkohle + 1,5 Mass.-% Ca(OH) ₂	-	0,83	70,56	28,57	0,04

Tabelle 5.4: *Prozentualer Anteil der unterschiedlichen Porengruppen an offener Porosität, Einteilung der Porengruppen nach [IUPAC 1994] (SG: Stuckgips)*

Bei Makroporen sind im Bereich der Mikrokapillare und der Kapillare Unterschiede festzustellen. Dabei ist vergleichsweise deutlich der Einfluss des Calciumhydroxids bei der Porengrößenverteilung vom Stuckgips Naturgips zu erkennen. Die REA-Gipse zeigen hier kaum Veränderungen. Auffällig ist, dass Stuckgips REA-Steinkohle im Poreneingangsradienbereich zwischen 2 und 50 µm fast 75% aller Poren hat, Stuckgips REA-Braunkohle aber über 70% im Bereich zwischen 0,05 und 2 µm. Bei allen untersuchten Gipsen war nur ein geringer Anteil an Mesoporen mit Poreneingangsradien kleiner 50 nm zu finden.

Zusammenfassend kann über die gewonnenen Erkenntnisse zur Porenradienverteilung Folgendes gesagt werden:

- Durch die Zugabe von Calciumhydroxid verändert sich die Porenradienverteilung bei Stuckgips Naturgips deutlicher als bei REA-Gipsen.
- Die Stuckgipse Naturgips, REA-Braunkohle sowie REA-Braunkohle mit Ca(OH)₂ haben einen deutlich höheren Anteil an Mikrokapillaren (bis 2 µm) als die anderen Gipse.
- Die Stuckgipse Naturgips mit Ca(OH)₂, REA-Steinkohle sowie REA-Steinkohle mit Ca(OH)₂ haben einen deutlich höheren Anteil an Kapillaren (2 bis 50 µm), während die anderen untersuchten Gipse einen höheren Anteil an Mikrokapillaren (0,05 bis 2 µm) aufweisen.
- Die Porenstrukturen der untersuchten Stuckgipse unterscheiden sich nicht wesentlich.

5.1.2 Wasser- und Gashaushalt

5.1.2.1 Allgemeine Zusammenhänge

Korrosion der Metalle in Baustoffen benötigt Wasser. Deshalb ist der Wasserhaushalt für das Korrosionsverhalten von übergeordneter Bedeutung. Es existieren mehrere Möglichkeiten, wie Feuchtigkeit in Gips bzw. in Gipsbauteile gelangen kann.

Der Feuchtigkeitstransport in porösen Medien kann als Wasserdampf oder als Flüssigwasser erfolgen. Dabei sind die Porengrößen und Porenformen von Bedeutung. Je nach Aggregatzustand der transportierten Feuchtigkeit sind unterschiedliche treibende Kräfte für den Transport verantwortlich. Bei Flüssigkeiten sind entweder der Krümmungsdruck der Flüssigkeitsoberfläche in den Kapillaren oder ein Konzentrationsgefälle die treibenden Potentiale. Bei vorhandenem Krümmungsdruck findet die Kapillarleitung, bei einem Konzentrationsgefälle die Oberflächendiffusion statt. Werden Gase transportiert, dann handelt es sich beim treibenden Potential um den Partialdruck. Daraus erfolgt dann die Dampfdiffusion oder die Effusion. Eine ausführliche Darlegung und eine umfangreiche Literaturlauswertung der hygrischen Transportphänomene in Baustoffen haben Kießl und Gertis in [Kießl 1980] zusammengestellt.

Durch Kapillarkondensation kann sich in kleinen Poren auch bei relativen Luftfeuchten $<100\%$ Wasser niederschlagen. Die Kapillarkondensation verstärkt sich mit steigender relativer Luftfeuchte, zunehmender Lufttemperatur und kleiner werdenden Poren [Kießl 1983, Krischer 1958, Krischer 1963]. Dabei dringt Wasserdampf infolge Diffusion in die Poren ein und kondensiert zu Flüssigwasser an den Porenwänden. Dieser Vorgang beruht auf dem geringeren Sättigungsdampfdruck über gekrümmten Adsorbaten gegenüber ungekrümmten Wasseroberflächen. Die Kapillarkondensation ist ausschließlich in Poren mit Radien kleiner 100 nm von Bedeutung. Das Verhalten von Baustoffen in Hinblick auf die Kapillarkondensation wird mit Sorptionsisothermen charakterisiert (Abschnitt 5.1.2.3).

Die kapillare Wasseraufnahme (Abschnitt 5.1.2.2) wird durch die Oberflächenspannung des Wassers angetrieben. Durch die Größe der Kapillarkraft, die durch den Porenradius stark beeinflusst wird, saugt ein Baustoff schneller oder langsamer Flüssigkeiten auf. Entscheidend dabei ist auch die Menge der vorhandenen Poren. Der Kapillarzug nimmt dabei im doppeltlogarithmischen Maßstab mit steigendem Porenradius ab [Künzel 1968].

Zur Charakterisierung der hygrischen Kenngrößen sind die Bezeichnungen Sättigungsfeuchte, freier Wassergehalt und kritischer Wassergehalt elementar. Bei der Sättigungsfeuchte handelt es sich um den Wassergehalt, den ein Baustoff maximal aufnehmen kann. Dabei sind alle von aussen zugängliche Poren mit Wasser gefüllt und somit ist die Sättigungsfeuchte identisch mit der offenen Porosität. Dagegen ist der freie Wassergehalt die Menge an Wasser, die durch die offenen Poren bei druckloser Lagerung in den Baustoff eindringen kann. Er beschreibt nur einen Teil der offenen Porosität. Der kritische Wassergehalt umschreibt den Wassergehalt im Baustoff, ab dem kein kapillarer Transport von Flüssigwasser mehr stattfindet, sondern nur durch Diffusion von Wasserdampf ein Austrocknen des Baustoffes möglich ist.

Da Baustoffe immer Porenradialen über einen bestimmten Bereich aufweisen, finden die oben aufgeführten Transportvorgänge nie getrennt voneinander statt sondern überlagern sich.

5.1.2.2 Wasseraufnahmekoeffizient

Der Wasseraufnahmekoeffizient charakterisiert die Fähigkeit eines porösen Baustoffes durch kapillares Saugen Wasser aufzunehmen. Bei der Bestimmung von Wasseraufnahmekoeffizienten muss nach [Künzel 1968] zwischen drei Arten der Versuchsdurchführung unterschieden werden:

- Bestimmung erfolgt durch Saugen mit Überdruck. Dabei wird der Probekörper unter Wasser getaucht, der Wasserspiegel durch Zu- und Ablaufregelung konstant gehalten, und dann werden in regelmäßigen Abständen die Gewichtszunahmen bestimmt.
- Bestimmung erfolgt durch Saugen bei Berieselung, was einer Schlagregenbeanspruchung entspricht. Dazu wird der trockene Probekörper seitlich mit Wasser besprüht.
- Bestimmung erfolgt durch kapillares Saugen gegen die Schwerkraft. Der Probekörper wird 2 bis 10 mm tief in Wasser eingetaucht und die Eintauchtiefe wird durch eine Zu- und Ablaufregelung konstant gehalten.

Die ermittelten Wasseraufnahmekoeffizienten weichen je nach Versuchsdurchführung und untersuchtem Material unterschiedlich voneinander ab.

In dieser Arbeit wurden die Wasseraufnahmekoeffizienten der Gipse durch kapillares Saugen gegen die Schwerkraft nach DIN 52 617 [DIN 52617] ermittelt. Aus jedem Gips wurden drei 30 cm hohe Zylinder mit einem Durchmesser von 10 cm mit einem Wasser-Gips-Wert von 0,75 hergestellt. Die nicht wasserbeanspruchten Außenwände wurden mit Paraffin diffusionsdicht beschichtet, um einen eindimensionalen Flüssigkeitstransport zu gewährleisten und einen Feuchtigkeitsverlust durch Verdunstung zu verhindern.

Die Auswertung der kapillaren Wasseraufnahme erfolgte durch Bildung des arithmetischen Mittels aus drei Werten je Messpunkt und wurde zunächst in kg/m^2 über die Zeit in Stunden in Abbildung 5.5 aufgetragen.

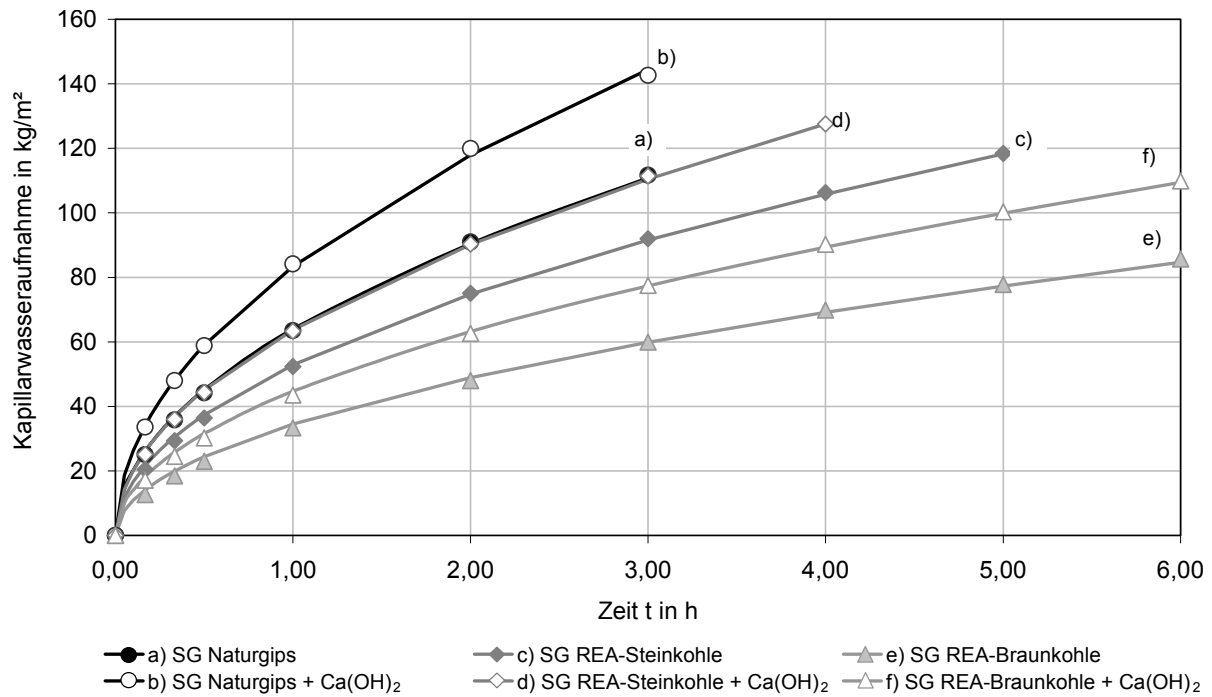


Abbildung 5.5: Kapillare Wasseraufnahme in Abhängigkeit der Zeit (SG: Stuckgips)

Die Darstellung zeigt eine Abhängigkeit der Wasseraufnahme von der Quadratwurzel der Zeit. Bei den schnell kapillar saugenden Gipsen (Stuckgips Naturgips) mussten die Versuche bereits nach drei Stunden beendet werden, da die Probekörper vollständig mit Wasser gesättigt waren.

Um den Wasseraufnahmekoeffizient angeben zu können, wird die kapillare Wasseraufnahme über der Wurzel der Zeit aufgetragen. Daraus wurde mit Gleichung 5.5 der Wasseraufnahmekoeffizient berechnet.

$$m_w = A \cdot \sqrt{t} \quad \text{in kg/m}^2 \quad [\text{Gl. 5.5}]$$

mit: m_w	flächenbezogene Wasseraufnahme	in kg/m^2
A	Wasseraufnahmekoeffizient	in $\text{kg/m}^2\text{h}^{0,5}$
t	Zeit	in h

Abbildung 5.6 zeigt die Messwerte, verbunden mit der jeweiligen Regressionsgeraden. Der Wasseraufnahmekoeffizient entspricht der Steigung der Regressionsgeraden.

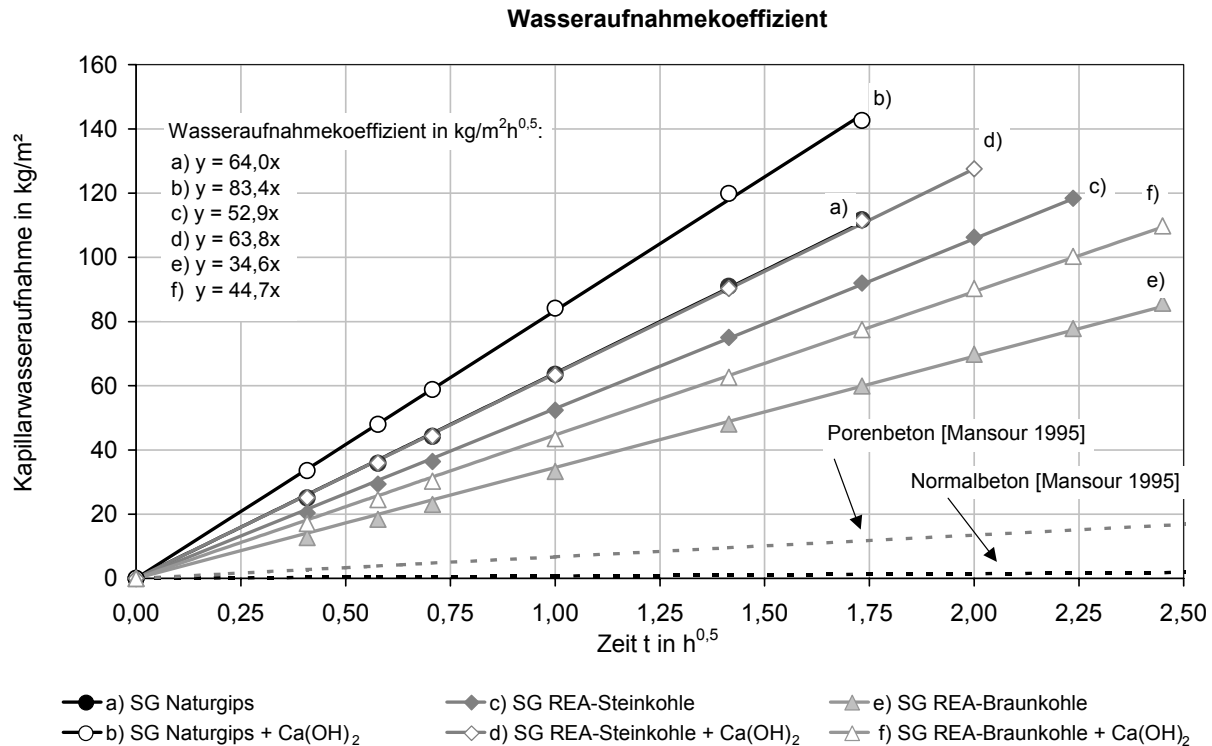


Abbildung 5.6: Wasseraufnahmekoeffizienten der verschiedenen Gipse; Wasseraufnahme aufgetragen in Abhängigkeit der Wurzel der Zeit in $\text{h}^{0,5}$ (SG: Stuckgips)

Mit einem Wasseraufnahmekoeffizienten des Naturgipses von $83,4 \text{ kg/m}^2\text{h}^{0,5}$ beträgt dieser mehr als das doppelte als bei Stuckgips REA-Braunkohle, das hundertfache als bei Normalbeton ($0,8 \text{ kg/m}^2\text{h}^{0,5}$) und mehr als das zehnfache als bei Porenbeton ($6,8 \text{ kg/m}^2\text{h}^{0,5}$). Das langsamste Saugverhalten hat der Stuckgips REA-Braunkohle mit $34,6 \text{ kg/m}^2\text{h}^{0,5}$, was allerdings im Vergleich zum Normal- oder auch zum Porenbeton immer noch sehr hoch ist. Auffällig ist zudem, dass alle untersuchten Gipse mit Calciumhydroxid Wasser schneller kapillar aufnehmen, als wenn kein Ca(OH)_2 zugegeben wurde. Der Wasseraufnahmekoeffizient nimmt in der Reihenfolge REA-Braunkohle, REA-Braunkohle + Ca(OH)_2 , REA-Steinkohle, REA-Steinkohle + Ca(OH)_2 , Naturgips und Naturgips + Ca(OH)_2 zu. Der Wasseraufnahmekoeffizient von Stuckgips Naturgips und Stuckgips REA-Steinkohle mit Zugabe von Calciumhydroxid sind nahezu identisch ($64,0$ bzw. $63,8 \text{ kg/m}^2\text{h}^{0,5}$).

Bei allen Regressionsgeraden beträgt das Bestimmtheitsmaß nahezu 1, d.h. die Abweichungen zur Geraden sind sehr klein.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass Gips Wasser kapillar sehr viel rascher aufnimmt als z.B. Beton. Unterschiede im Saugverhalten zwischen den einzelnen Gipssorten dürften für den baupraktischen Wasserhaushalt insgesamt von untergeordneter Bedeutung sein.

5.1.2.3 Sorptionsisothermen

Sorptionsisothermen verdeutlichen den Zusammenhang zwischen dem Wasserhaushalt des porösen Baustoffes und der relativen Luftfeuchte. Die Sorptionsisothermen zeigen oft einen Hystereseeffekt zwischen Feuchtigkeitsaufnahme (Adsorption) und -abgabe (Desorption). Für den unterschiedlichen Verlauf von Adsorptions- und Desorptionsisothermen werden hauptsächlich sogenannte Flaschenhalseffekte in der Porenraumgeometrie und die nicht ausreichende Vernetzung des Porenraums verantwortlich gemacht. Künzel hat in [Künzel 1982] durch Messungen gezeigt, dass diese Unterschiede für die meisten Baustoffe allerdings gering sind. Für das Verhalten von Baustoffen im Sorptionsfeuchtebereich ist somit vor allem die Adsorptionsisotherme ausschlaggebend. In [Klopfer 1985] wird der Einfluss einer zu kurzen Messzeit auf den Hystereseeffekt erklärt. Der Temperatureinfluss spielt nach [Krus 1995] i.A. für den Verlauf der Sorptionsisothermen nur eine geringe Rolle. Allgemein kann mit sinkender Temperatur nur eine leichte Zunahme des Sorptionsfeuchtegehalts und bereits in größeren Poren einsetzende Kapillarkondensation beobachtet werden.

Zur Bestimmung der Sorptionsisothermen wurden insgesamt 18 Probekörper mit einem Wasser-Gips-Wert von 0,75 angefertigt. Die Zugabe an Calciumhydroxid betrug 1,5 M.-%. Um Gewichtsverluste durch Abbrechen einzelner Fragmente zu minimieren, fiel die Wahl der Geometrie auf die Form eines Kegelstumpfes. Die Lagerung der Gipskörper erfolgte in Bechergläsern mit Deckel in Exsikkatoren, in denen über verschiedenen gesättigten Salzlösungen mit unterschiedlichen Sättigungsfeuchten unterschiedliche relative Luftfeuchten eingestellt wurden. Der Deckel wurde bei der Auslagerung in entsprechender Luftfeuchtigkeit entfernt und unmittelbar nach der Entnahme, vor dem Wiegen, wieder aufgelegt um Verdunstungsverluste zu minimieren. Je Gipsart wurden drei Versuchskörper gefertigt. Die Auswertung erfolgte durch Bildung des arithmetischen Mittels aus drei Werten je Messpunkt.

In Tabelle 5.5 sind die Salze, die für die gesättigten Lösungen verwendet wurden und die sich darüber bei 20 °C einstellenden relativen Luftfeuchten aufgeführt.

gesättigte Lösung	rel. Luftfeuchte (20 °C)
NH₄NO₃	65%
NaCl	75%
(NH₄)₂SO₃	80%
KCl	86%
Na₂CO₃	92%
K₂SO₄	97%
Feuchtlagererraum	100%

Tabelle 5.5: Zur Aufstellung der Sorptionsisothermen verwendete Salze und sich einstellende relative Luftfeuchten bei einer Umgebungstemperatur von 20 °C

Abbildung 5.7 zeigt den Verlauf der aufgestellten Sorptionsisothermen bei einer Umgebungstemperatur von 20 °C. Zum Vergleich wurden auch typische Sorptionsisothermen von Beton

ingezeichnet. Der Wasseranteil im Gips ist in Vol.-% in Abhängigkeit der relativen Luftfeuchte dargestellt. Um die Unterschiede zwischen den Gipsarten deutlicher zu machen, zeigen die Diagramme die Werte der Messungen bis zu einem Wasseranteil von 1,5 Vol.-%. Bei einer relativen Luftfeuchte von 100% kann nicht mehr zwischen kapillarer Wasseraufnahme und Absorption von Wasserdampf unterschieden werden. Da die einzelnen Vorgänge nicht getrennt voneinander betrachtet werden können, darf bei der Interpretation der Sorptionsisotherme dieser Bereich nicht mit einbezogen werden.

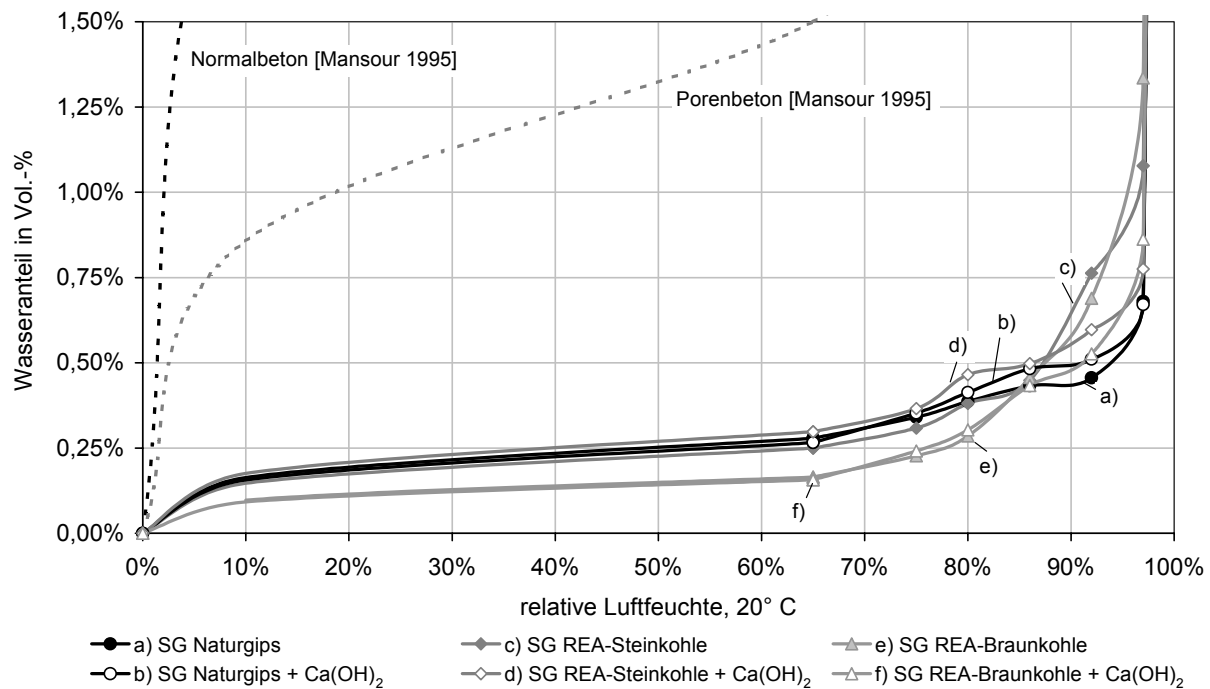


Abbildung 5.7: Sorptionsisothermen der Gipse bei 20 °C, Wasseranteil in Vol.-% (SG: Stuckgips)

Bei einer relativen Luftfeuchte von 97% beträgt der maximale Wassergehalt nur ca. 1,3% des Trockengewichtes, bzw. ca. 2,4% des offenen Porenvolumens ist mit Wasser gefüllt. Der Kurvenverlauf für Gips ist typisch für grobporige Baustoffe mit wenigen bzw. keinen Mikroporen. Die Sorptionsisothermen machen deutlich, dass Gipse bis zu einer relativen Luftfeuchte von 97% nahezu trocken bleiben. Erst bei einer relativen Luftfeuchte von 100% nimmt der Wasseranteil stark zu und alle Gipse beinhalten ca. 50 Vol.-% Wasser. Die verschiedenen Gipse unterscheiden sich nur geringfügig voneinander. In den feineren Poren der zum Vergleich dargestellten Betone findet bei sehr viel geringeren relativen Feuchten eine Feuchtigkeitsaufnahme durch Kapillarkondensation statt. Bei 100% relativer Luftfeuchte der Umgebung steigt bei Normalbeton der Wassergehalt auf nur 13 Vol.-% und bei Porenbeton auf 45 Vol.-%.

Die Ausgleichsfeuchte beschreibt den mit Wasser gefüllten Anteil des für die Feuchtigkeitsaufnahme zur Verfügung stehenden Porenraumes. In Abbildung 5.8 sind diese Werte für die untersuchten relativen Luftfeuchten bis 97% dargestellt.

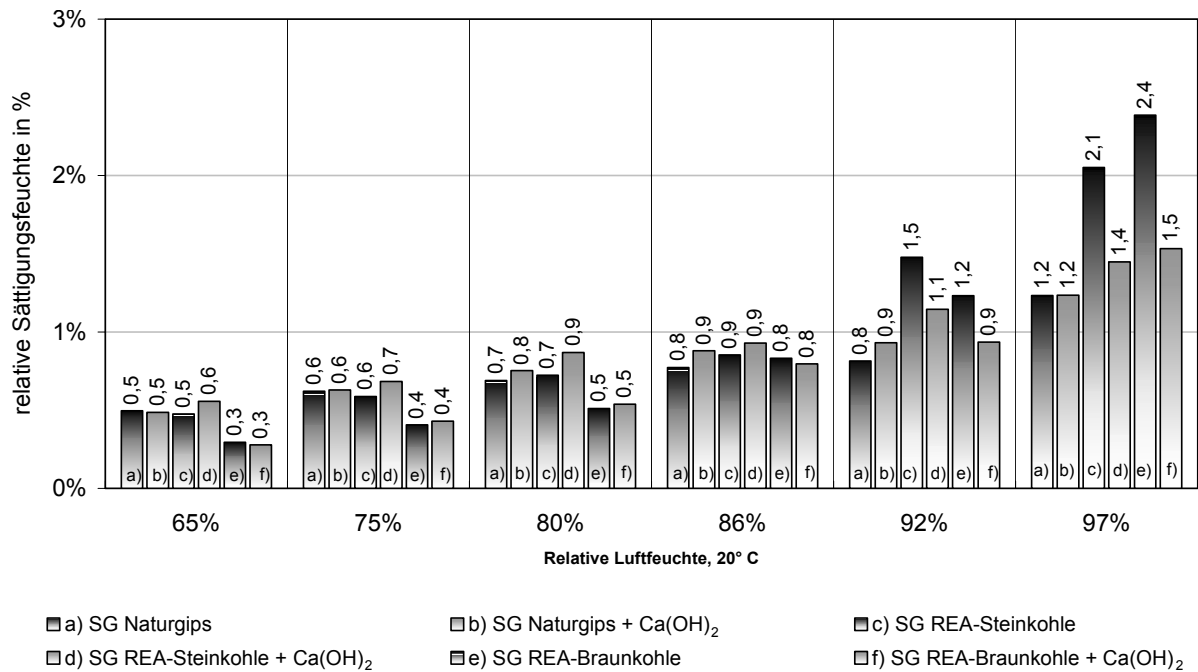


Abbildung 5.8: Ausgleichsfeuchten der Gipse bei verschiedenen relativen Luftfeuchten (SG: Stuckgips)

Die Ausgleichsfeuchten der Gipse für 100% relative Luftfeuchte sind aufgrund der großen Unterschiede zu geringeren Luftfeuchten und der anders gearteten Transportphänomene separat in Abbildung 5.9 dargestellt.

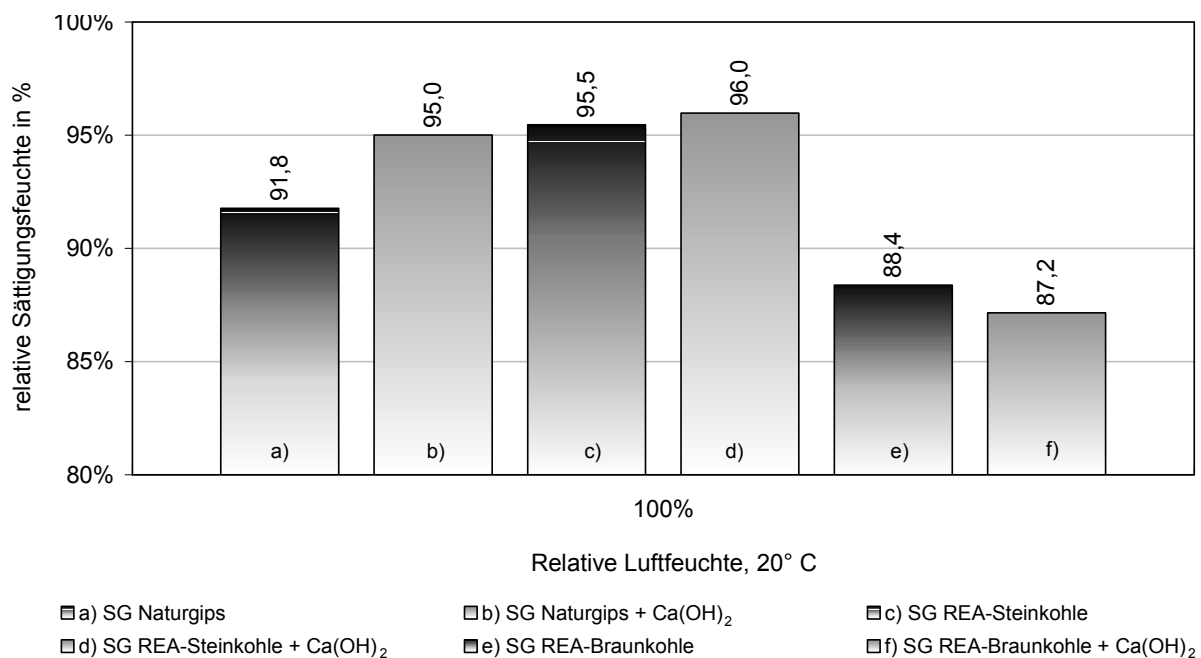


Abbildung 5.9: Ausgleichsfeuchten der Gipse bei 100% rel. Luftfeuchte (SG: Stuckgips)

Deutlich ist zu erkennen, dass bei Gipsen in relativen Luftfeuchten < 100% maximal 2,4% des Porenraums mit Wasser gefüllt sind. Erst bei 100% relativer Luftfeuchte sind ca. 90% des Po-

renraums mit Wasser gefüllt. Im Vergleich zu Betonen, die bereits bei 65% relativer Luftfeuchte ca. 30% relative Sättigungsfeuchte aufweisen und bei 95% relativer Luftfeuchte einen bis zu 70% mit Wasser gefüllten Porenraum haben, bleibt bei Gips der Porenraum bis ca. 97% relativer Luftfeuchte fast trocken. Bei Gips ist ein ähnliches Sorptionsverhalten wie bei Porenbetonen zu beobachten.

5.1.2.4 Austrocknungsverhalten

Das Austrocknungsverhalten von erhärteten mineralischen Baustoffen stellt einen wichtigen Parameter für das korrosionstechnische Verhalten von darin eingebetteten Metallen dar. Trocknet ein grobporöser Baustoff wie Gips langsam aus, so ist darin die für die Korrosion notwendige Feuchtigkeit über einen längeren Zeitraum vorhanden und gleichzeitig kann durch die vergleichsweise groben Poren Sauerstoff in den Baustoff diffundieren. Dabei muss zwischen durch den Herstellungsprozess vorhandenem Wasser und Wasser, das nachträglich in den erhärteten Gips eindringt, unterschieden werden.

Bei Gips werden etwa 15,7% des zugegebenen Wassers als Kristallwasser im Baustoff gebunden. Dies entspricht einem Anteil von 6,7 M.-%. Bei einem Wasser-Gips-Wert von 0,75 beträgt der Anteil an Wasser am Gesamtgewicht des Gipsbreis etwa 42,9%. Damit kann nach dem Abbinden der Baustoff maximal 36,2% seiner ursprünglichen Masse durch Austrocknung verlieren, wenn es sich bei dem Feststoff um reines $\text{Ca}(\text{SO})_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ handelt. Sind Beimengungen vorhanden, können weitere Anteile des zugegebenen Wassers so gebunden werden, dass bei raumklimatischen Bedingungen etwas weniger Wasser entweichen kann.

In dieser Arbeit wurde die Austrocknung des Baustoffes Gips unmittelbar nach der Herstellung während des Abbindevorganges untersucht. Dieser Fall kommt bei der praktischen Anwendung am häufigsten vor, und die Ergebnisse geben Aufschluss über den zu einem bestimmten späteren Zeitpunkt noch vorhandenen Gehalt an freiem Wasser, der für die Korrosion von eingebetteten Metallen von Bedeutung ist. Für die Versuche wurden insgesamt 18 Probekörper mit einem Wasser-Gips-Wert von 0,75 hergestellt und aus jeweils drei Austrocknungswerten das arithmetische Mittel gebildet. Um einen eindimensionalen Feuchtigkeitstransport zu gewährleisten, wurde der Gips in 15 mm hohe Glasschalen gefüllt und die Ränder mit Silikon abgedichtet. Dabei konnte auch vor Abschluss des Abbindevorgangs bereits gewogen werden. Die Lagerung erfolgte unmittelbar nach der Herstellung in einem Klimaraum mit $50 \pm 5\%$ relativer Luftfeuchte und einer Umgebungstemperatur von $20 \pm 2^\circ\text{C}$. Hiermit wird Innenraumklima simuliert, was den häufigsten Anwendungsbereich für Gipsprodukte darstellt. Die Probekörper wurden in bestimmten Zeitabständen gewogen und aus dem sich am Ende der Durchführung einstellenden Trockengewicht der jeweilige Wassergehalt errechnet.

In Abbildung 5.10 sind die Trocknungsgeschwindigkeiten der Gipse in Abhängigkeit des Wassergehalts und in Abbildung 5.11 der Massenverlust aufgrund der Austrocknung in Abhängigkeit der Zeit aufgetragen.

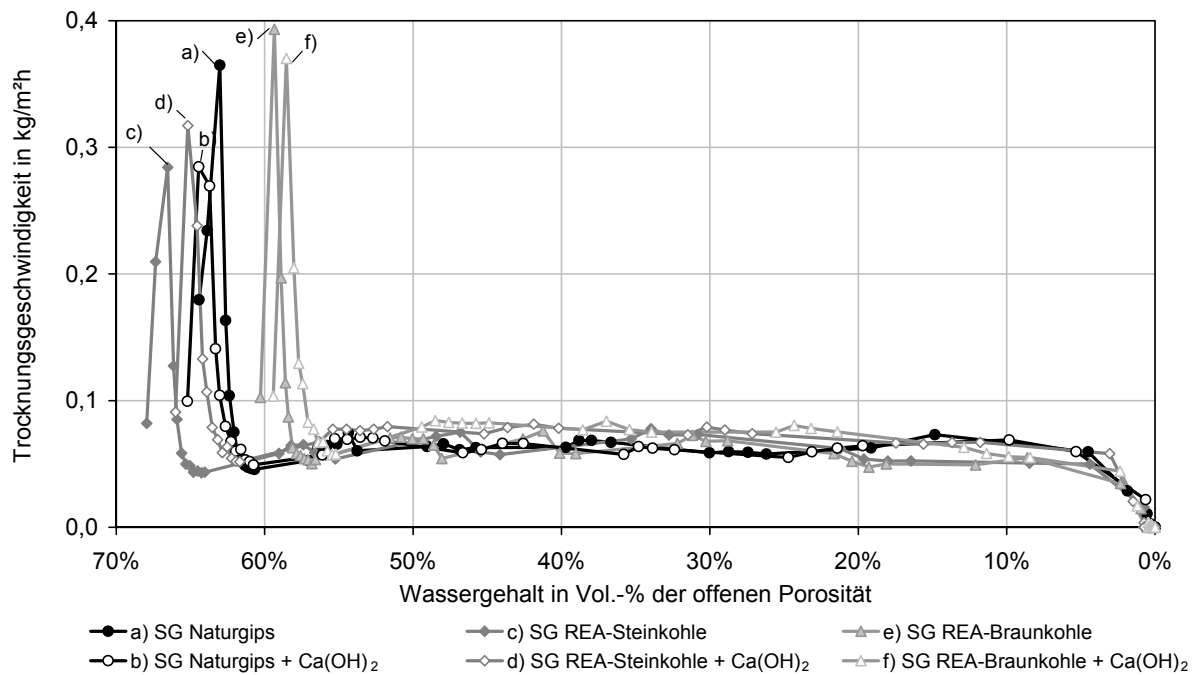


Abbildung 5.10: Trocknungsgeschwindigkeit bei 50% rel. Luftfeuchte und 20 °C in Abhängigkeit vom Wassergehalt (SG: Stuckgips)

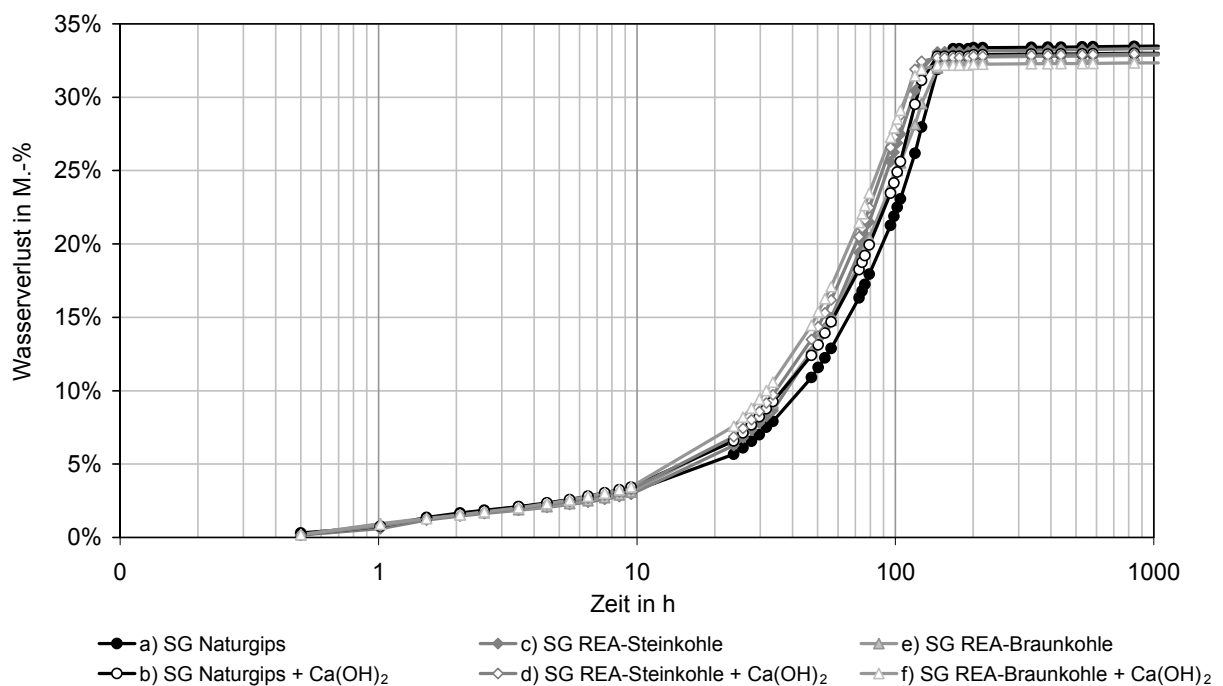


Abbildung 5.11: Wasserverlust in M.-% vom Ausgangsgewicht bei 50% rel. Luftfeuchte und 20 °C (SG: Stuckgips)

In Abbildung 5.10 wird deutlich, dass der kritische Wassergehalt bei allen Gipsen bei ca. 5 Vol.-% der offenen Porosität liegt (Normalbeton: 10%, Porenbeton 23%). Ab dem kritischen Wassergehalt ist die Oberflächenfeuchte kleiner der maximalen hygroscopischen Feuchtigkeit und es ist kein ausreichender Feuchtenachschub mehr vorhanden. Das bedeutet, dass sich

bei allen untersuchten Gipsen der Austrocknungsvorgang bei ähnlichem Wassergehalt stark verlangsamt und größtenteils durch Diffusion bestimmt ist. Der überwiegende Austrocknungsmechanismus wird aufgrund des hohen freien und niedrigen kritischen Wassergehaltes bei Gips durch die Kapillarleitung bestimmt. Der erläuterte Sachverhalt hat eine rasche Austrocknung des Gipses zur Folge (Abbildung 5.11). Dabei ist deutlich zu erkennen, dass der Stuckgips REA-Braunkohle mit Calciumhydroxid bereits nach sechs Tagen (145 h) fast vollständig ausgetrocknet ist, wogegen der Stuckgips Naturgips fast 24 Stunden länger benötigt. Es ist jedoch zu beachten, dass beim Stuckgips Naturgips etwa 5% mehr Wasserverlust durch die Trocknung bei 50% relativer Luftfeuchte und eine Umgebungstemperatur von 20 °C vorhanden ist. Diese Ergebnisse korrelieren mit dem früheren Erreichen des Maximums und der geringfügig höheren Trocknungsgeschwindigkeit beim Stuckgips REA-Braunkohle. Weiter ist zu erkennen, dass bei einer Zugabe von Calciumhydroxid beim selben Gips immer weniger Wasser entweicht als ohne Zugabe von Ca(OH)_2 . Insgesamt sind die Unterschiede im Trocknungsverhalten der verschiedenen Gipse sehr gering und für die Praxis zu vernachlässigen.

Bei Beton beträgt der freie Wassergehalt ca. 15% und der kritischer Wassergehalt ca. 10%, was eine vor allem durch Diffusion gesteuerte Austrocknung zur Folge hat. Deshalb trocknet Beton sehr viel langsamer aus als Gips. Das rasche Austrocknen des Gipses hat zur Folge, dass das für die Korrosion notwendige Wasser unter raumklimatischen Bedingungen nur kurze Zeit im Gips vorhanden ist. Der ebenfalls die Korrosion begünstigende Sauerstoff kann so aber ebenfalls rasch in den Baustoff diffundieren.

5.1.2.5 Carbonatisierungsverhalten

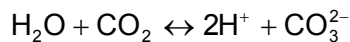
In Beton spielt der Gehalt an Ca(OH)_2 für den Schutz bzw. für die Passivierung des Bewehrungsstahls eine entscheidende Rolle. Gips ist ansich ein annähernd neutraler Baustoff und eine Passivierung eingebetteter Metalle entfällt. Bei vielen Gipsprodukten wird jedoch Calciumhydroxid zugegeben um dem Abbindeverzögerer Calciumionen zur Verfügung zu stellen. Üblich sind Mengen von 1,5 bis zu 2,5 M.-% Ca(OH)_2 .

Die Reaktion des Calciumhydroxids mit Kohlenstoffdioxid, die Carbonatisierung, lässt den pH-Wert von alkalischen Baustoffen auf Werte unter 9 fallen. Auch bei Ca(OH)_2 -haltigen Gipsen findet eine Carbonatisierung statt. Diese läuft allgemein in 3 Phasen ab:

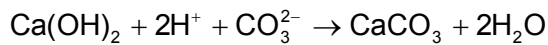
- Eindiffusion von Kohlenstoffdioxid,
- Reaktion des Kohlenstoffdioxids mit Wasser und
- Reaktion der entstandenen Kohlensäure mit den alkalischen Bestandteilen des Baustoffes.

Die 1. Phase setzt ein Porensystem voraus, das nur einen Wasserfilm an den Porenwänden und keine vollständig gefüllten Porenräume aufweist. Nur so kann auf Dauer das gesamte Baustoffvolumen mit dem CO_2 der Umwelt durch Diffusion in Kontakt treten.

In der 2. Phase wird das Kohlenstoffdioxid im Wasserfilm gelöst und beide Stoffe reagieren chemisch miteinander. Die Reaktion und Dissoziation erfolgt nach



In der 3. Phase erfolgt die eigentliche Carbonatisierungsreaktion:



Diese Neutralisationsreaktion ist für den Abfall des pH-Wertes verantwortlich.

Es ist weiter zu beachten, dass bei beiden möglichen Extremsituationen, Poren vollständig mit Wasser gefüllt und vollständig ohne Wasser, eine Carbonatisierung nicht möglich ist. Bei vollständig gefüllten Poren kann Kohlenstoffdioxid nicht in das Porensystem eindringen. Bei ausgetrockneten Poren kann das Kohlenstoffdioxid nicht chemisch reagieren.

Allgemein gilt, dass der Carbonatisierungsfortschritt z.B. bei Beton je nach vorhandenem Porensystem und Porengrößen bei relativen Luftfeuchten von 50 bis 70% am größten ist. Bei den hier untersuchten Gipsen stellt sich die zur Carbonatisierung erforderliche Feuchte erst bei relativen Luftfeuchten > 90% ein. Bei Beton ist die notwendige relative Luftfeuchte vor allem in Innenräumen vorhanden [Jungermann 1982]. Die zur raschen Carbonatisierung von Gips notwendige Wassermenge wird entweder vom Anmachwasser, durch hohe relative Luftfeuchten (z.B. aus der Baufeuchte angrenzender Bauteilen) oder durch Störfälle bereitgestellt.

Abbildung 5.12 zeigt den Carbonatisierungsfortschritt der in der Arbeit untersuchten Gipse nach 3 Monaten.

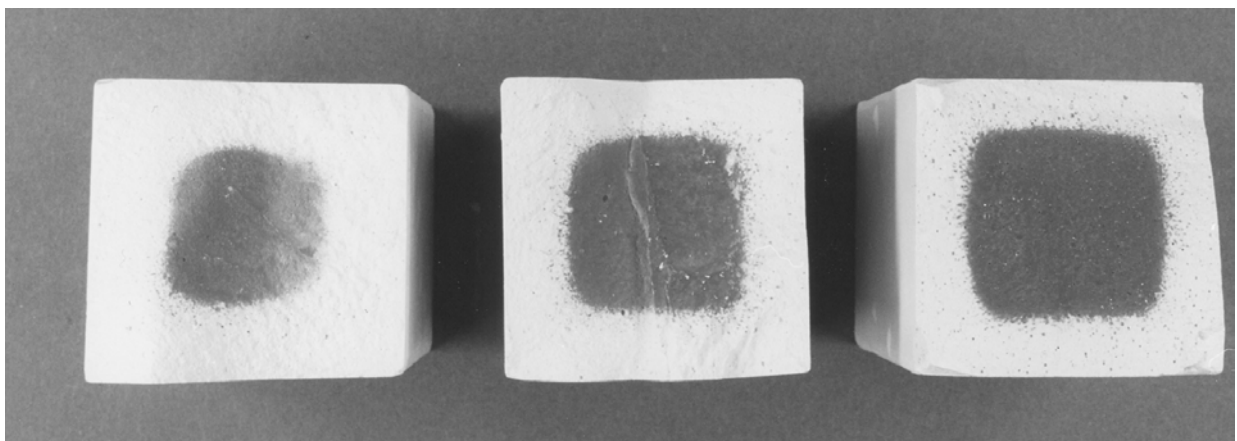


Abbildung 5.12: Carbonatisierungsfortschritt von mit 1,5 M.-% $\text{Ca}(\text{OH})_2$ alkalisierten Stuckgipsen (v.l.n.r.: Naturgips, REA-Steinkohle, REA-Braunkohle)

Die Lagerung erfolgte nach Abbinden (22 Stunden nach Herstellung) in einem Trockenofen bei 40°C. Trotz der trockenen Umgebungsbedingungen war die Feuchte durch das Anmachwasser im Baustoff ausreichend, um eine sehr rasche Carbonatisierung zu ermöglichen. Der Stuckgips Naturgips zeigt mit ca. 1,3 cm die größte Carbonatisierungtiefe.

Diese Ergebnisse zeigen, dass der Wassergehalt, der herstellungsbedingt im Baustoff vorhanden ist, ausreicht, um einen raschen Carbonatisierungsfortschritt zu bewirken. Nach einer weiteren Lagerung für 3 Monate bei Raumklima (20 °C und 50% rel. Luftfeuchte) erfolgte keine Zunahme der Carbonatisierungtiefe. Dies lässt den Schluss zu, dass das zur Lösung von CO₂ notwendige Wasser vom Anmachwasser stammen muss. Wird nun das Abbindeverhalten durch Zugabe von Verzögerern verlangsamt, steht über einen längeren Zeitraum eine zur Carbonatisierung ausreichende Wassermenge zur Verfügung.

Um den genauen Verlauf der Carbonatisierung während der Trocknungsphase des Baustoffs feststellen zu können, wurden insgesamt 72 Probekörper mit einem Ca(OH)₂-Gehalt von 1,5 M.-% und einem Wasser-Gips-Wert von 0,75 geprüft. Um eine eindimensionale Carbonatisierung zu gewährleisten, wurde der Gips in 20 mm hohe Glasschalen gefüllt und die Ränder mit Silikon abgedichtet. Die Lagerung der erhärteten Probekörper erfolgte in Innenraumklima bei 50 ± 5% relativer Luftfeuchte und einer Umgebungstemperatur von 20 ± 2 °C. Für die Messungen wurden je Messpunkt drei Einzelwerte ermittelt und daraus das arithmetische Mittel gebildet. Die Bestimmung der Carbonatisierungtiefe erfolgte durch Aufsprühen von Phenolphthaleinlösung als Indikator. Dabei ist zu beachten, dass nur pH-Werte > 8,5 durch eine intensive Rotfärbung angezeigt werden. Vergleichsmessungen mit einem Universalindikator haben gezeigt, dass bei den untersuchten Gipsen der Verlauf des pH-Wertes über die Dicke des Probekörpers ohne nennenswerten Übergang auf Werte um 7 bis 8 sinkt.

Es sollen vor allem eventuell vorhandene Unterschiede der in dieser Arbeit untersuchten Gipse herausgestellt werden, um Unterschiede im Korrosionsverhalten von eingebetteten Metallen in einem sehr frühen Stadium interpretieren zu können. Da nach der Austrocknung bei Raumklima nach bereits sieben Tagen der Wassergehalt sehr gering war und die Carbonatisierung bekanntlich eine Mindestfeuchte benötigt, wurde die Messreihe auf eine Dauer von 30 Tagen beschränkt.

In Abbildung 5.13 ist der Verlauf der Carbonatisierungtiefe über die Zeit und über die Wurzel der Zeit aufgetragen.

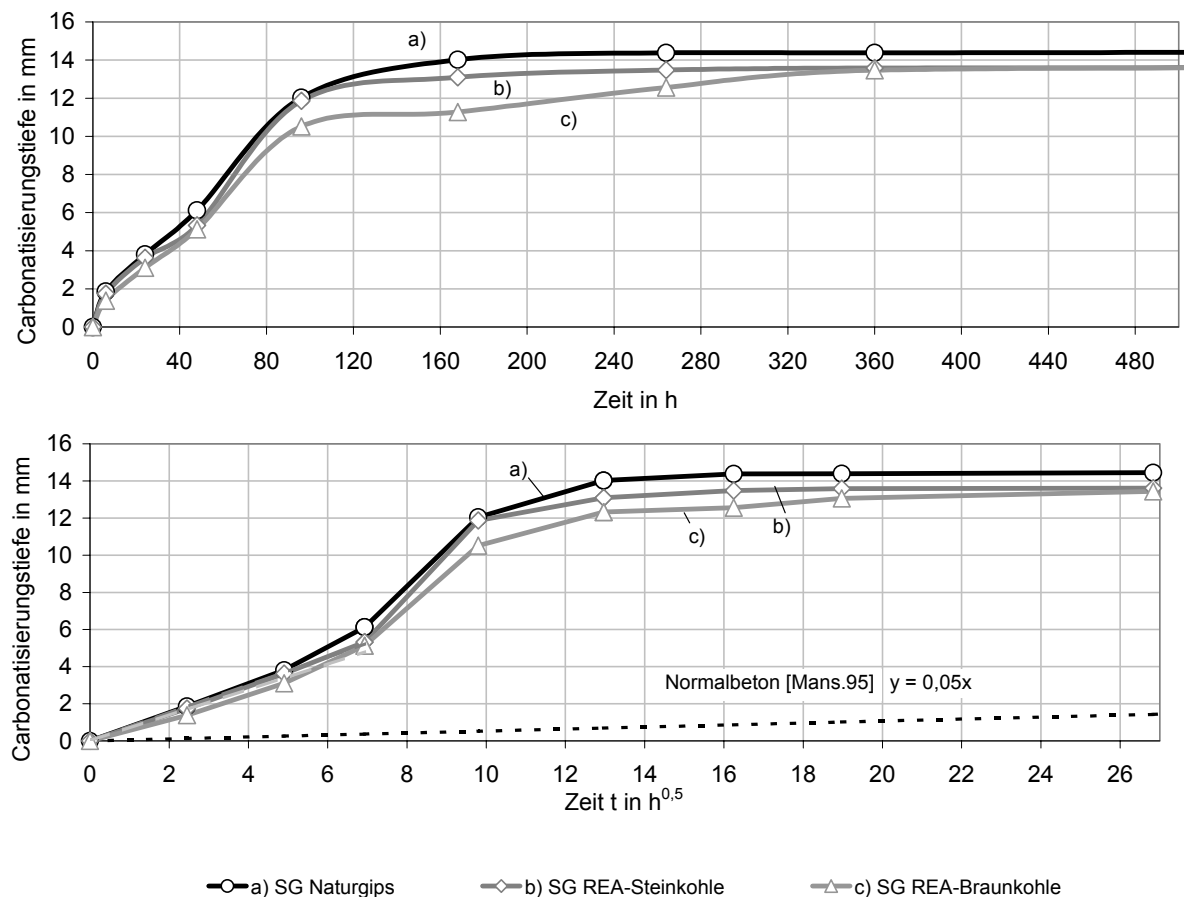


Abbildung 5.13: Carbonatisierungsverlauf bei 55% relativer Luftfeuchte und 20 °C
(oben: über die Zeit; unten: über die Wurzel der Zeit; SG: Stuckgips)

Es zeigt sich, dass alle Gipse sehr rasch carbonatisieren und einen sehr ähnlichen Carbonatisierungsverlauf aufweisen. Da die Carbonatisierung ein diffusionsgesteuerter Prozess ist, verläuft sie annähernd nach dem Wurzel-t-Gesetz.

Der unstete Verlauf mit geringem Anstieg der Carbonatisierungsgeschwindigkeit nach ca. 50 h dürfte damit zusammenhängen, dass der zunächst hohe Anmachwasserüberschuss durch Austrocknung rasch abnimmt. Zunächst ist ein Großteil der Poren mit Wasser gefüllt. Es kann keine Diffusion von Kohlenstoffdioxid stattfinden und somit auch keine Carbonatisierung. Mit zunehmendem Austrocknen beschleunigen sich durch den frei werdenden Porenraum die Diffusionsvorgänge und damit die Carbonatisierung.

Eine Verengung der Poren durch die Carbonatisierungsprodukte ist bei den hier untersuchten Gipsen weit weniger ausgeprägt, wie es für Betone in [Gaber 1989] gezeigt wurde. Dies liegt u.a. an den im Vergleich zu Beton großen Porenradien. Es steht durch die großen Porenradien eine weitaus größere Fläche zur Aufnahme der Carbonatisierungsprodukte zur Verfügung, und es kann somit nicht zu einer nennenswerten Verkleinerung des Porensystems kommen. Durch den sinkenden Feuchtigkeitsgehalt geht die Carbonatisierungsgeschwindigkeit wieder zurück.

Bei Betonen ist für die Carbonatisierung eine relative Luftfeuchte $> 30\%$ notwendig [Walz 1972], entsprechend einem anteiligen Wassergehalt im Beton von ca. 2 Vol.-%. Dieser Wassergehalt wird bei Gipsen erst bei relativen Luftfeuchten $> 95\%$ erreicht (Abschnitt 5.1.2.3). Da zur Carbonatisierung ein deutlich höherer Wassergehalt erforderlich ist, und die Feuchtigkeit im erhärtenden Gips bei Austrocknung rasch abnimmt, kommt die Carbonatisierung rasch zum Stillstand (Abbildung 5.13). Die Carbonatisierung kann erst dann fortschreiten, wenn dem erhärteten Gips wieder Wasser zugeführt wird. Es versteht sich von selbst, dass der Fortschritt der Carbonatisierung von Gipsen mit zunehmendem $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Gehalt gegenüber dem in Abbildung 5.13 dargestelltem Verlauf verzögert wird.

Die Überdeckung von in Gips eingebetteten Metallen beträgt in der Regel 1 bis 2 cm. Allein der Überschuss an Anmachwasser reicht nach diesen Untersuchungen aus, um den pH-Wert bis auf die Metalloberfläche von ca. 12,5 auf Werte unter 8,5 zu senken. Dies muss bei der Betrachtung der Metallkorrosion berücksichtigt werden. In [Foucault 1974] wurde gezeigt, dass der pH-Wert in Gipsen mit Kalkzusatz erst ab einer zugegebenen Menge von 10 M.-% auch noch nach sechs Monaten bei 12,5 war.

5.1.3 Körnungsanalyse

Zur Charakterisierung von hydraulisch abbindenden Stoffen gehört auch die Mahlfeinheit bzw. die spezifische Oberfläche, da hierdurch auch Reaktionen beim Abbindevorgang und letztlich die Eigenschaften des erhärtenden Materials beeinflusst werden. Je feiner der Gips gemahlen wurde, umso größer ist die Oberfläche pro Gewichtseinheit, die für Reaktionen zur Verfügung steht.

Zur Bestimmung der Sieblinien wurden drei repräsentative Gipse unterschiedlicher Herkunft, Natur- und REA-Gipse, verwendet (Abbildung 5.14).

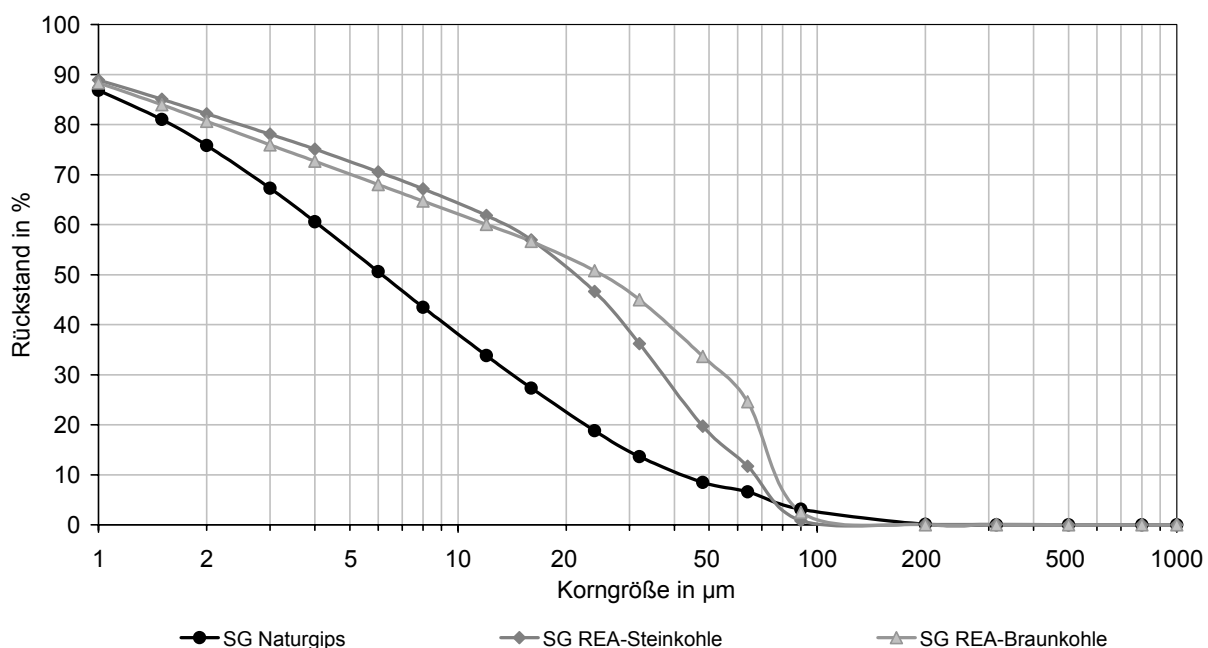


Abbildung 5.14: Sieblinien dreier repräsentativer Gipse

Die Sieblinien des Stuckgipses Naturgips und der REA-Gipse unterscheiden sich deutlich. Stuckgips Naturgips weist insgesamt feinere Körner auf als die REA-Gipse. Während bei Naturgips 20% der Körner einen Durchmesser $> 20 \mu\text{m}$ haben, verteilen sich bei den REA-Gipsen 50% der Körner auf Korngrößen $> 20 \mu\text{m}$. Stuckgips Naturgips besitzt damit einen fast doppelt so hohen Anteil an Korngrößen $< 20 \mu\text{m}$ als die REA-Gipse. Die REA-Gipse unterscheiden sich in der Verteilung der Korngrößen nur sehr gering voneinander.

Gipse neigen wie z.B. Beton während des Abbindevorgangs zum Bluten. Das bedeutet, dass sich während des Abbindevorgangs Wasser auf der Oberfläche des abbindenden Baustoffes absetzt. Diese Neigung zum Bluten war bei den REA-Gipsen bei der Probenherstellung deutlich ausgeprägter vorhanden als beim Stuckgips Naturgips. Stuckgips Naturgips konnte aufgrund der größeren reaktiven Oberfläche (feinere Körner) nahezu das gesamte Anmachwasser während des Abbindevorgangs zurückhalten.

5.1.4 Zusammenfassung und Bewertung

Anhand der durchgeführten Versuche lässt sich das hygrische Verhalten der unterschiedlichen Gipse charakterisieren. Die betreffenden wichtigen Kennwerte des Wasser- und Gashaushalts sind in Tabelle 5.6 nochmals zusammengefasst.

	Wassergehalt in Vol.-% bei Lagerung in relativen Luftfeuchten bei 20 °C							Sättigungs- feuchte in Vol.-%	Wasser- aufnahme- koeffizient in $\text{kg/m}^2\text{h}^{0.5}$	kapillar wirksame Porosität P_{GS} in Vol.-%	kritischer Wassergehalt in Vol.-%	freier Wassergehalt in Vol.-%
	65%	75%	80%	86%	92%	97%	100%					
SG Naturgips	0,3	0,3	0,4	0,4	0,5	0,7	50,6	56,1	64,0	45,3	5	45,3
SG Naturgips + 1,5 Mass.-% Ca(OH)_2	0,3	0,4	0,4	0,5	0,5	0,7	51,0	54,8	83,4	42,1	5	42,1
SG REA-Steinkohle	0,2	0,3	0,4	0,4	0,8	1,1	50,1	52,5	52,9	40,1	5	40,1
SG REA-Steinkohle + 1,5 Mass.-% Ca(OH)_2	0,3	0,4	0,5	0,5	0,6	0,8	51,4	53,5	63,8	40,2	5	40,2
SG REA-Braunkohle	0,2	0,2	0,3	0,5	0,7	1,3	49,4	55,9	34,6	36,7	5	36,7
SG REA-Braunkohle + 1,5 Mass.-% Ca(OH)_2	0,2	0,2	0,3	0,4	0,5	0,9	49,0	56,2	44,7	37,7	5	37,7
Normalbeton [Mans.95]	3,5	-	5,0	-	9,0	-	13,0	-	0,75	13,0	9	13,0
Porenbeton [Mans.95]	1,5	-	2,0	-	3,0	-	45,0	-	6,75	50,0	23	50,0

Tabelle 5.6: Charakteristische Kennwerte für den Wasserhaushalt der Gipse (SG: Stuckgips)

Zusammenfassend kann zu den physikalischen Einflussgrößen von Gips auf das Korrosionsverhalten von eingebetteten Metallen und Legierungen Folgendes gesagt werden:

- Stuckgips Naturgips nimmt bis 97% relativer Luftfeuchte deutlich weniger Wasser auf als die REA-Gipse.

- Durch die Zugabe von $\text{Ca}(\text{OH})_2$ ist im Sorptionsfeuchtebereich bei Stuckgips Naturgips fast kein Einfluss auf den Wassergehalt festzustellen.
- Der Stuckgips REA-Braunkohle zeigt aufgrund seiner sehr ähnlichen Porengrößenverteilung fast das gleiche Verhalten wie Naturgips. Bei 97% relativer Luftfeuchte nimmt er aber unter Zugabe von Calciumhydroxid etwas mehr Wasser auf. Hier kann nicht mehr ohne weiteres die Porengrößenverteilung zur Erklärung herangezogen werden, da hier die Überlagerung verschiedener Transportmechanismen beginnt.
- Bezüglich des Wasserhaushaltes im Bereich der Sorptionsfeuchte bis zu einer relativen Luftfeuchte von 86% bestehen zwischen allen untersuchten Gipsen kaum Unterschiede. Dies ist auf die sehr ähnliche Porenstruktur und Porengrößenverteilung zurückzuführen.
- Es sind, wie die Ergebnisse der Porengrößenverteilung, die mittels Quecksilberdruckporosimetrie bestimmt wurde, zeigen, in Gips keine Mikroporen vorhanden. Da Poreneingangsradien kleiner 3,7 nm mit dem verwendeten Verfahren nicht festgestellt werden können, zeigen erst die Sorptionsisothermen, dass tatsächlich nur ein sehr geringer Anteil an Mikroporen vorhanden ist. In dieser Größenordnung findet Kapillarkondensation statt und die Isothermen steigen stärker an, wie der Vergleich mit Normal- und Porenbeton zeigt.
- Die Zugabe von $\text{Ca}(\text{OH})_2$ bewirkt einen höheren Wasseraufnahmekoeffizienten, wobei der Einfluss beim Stuckgips Naturgips am ausgeprägtesten ist. Er weist auch mit $\text{Ca}(\text{OH})_2$ die mit Abstand schnellste Wasseraufnahme auf.
- Insgesamt sind nur geringe Unterschiede zwischen den Gipsen vorhanden. Im Vergleich zu z.B. Beton wird jedoch deutlich, dass Gips ein sehr viel höheren Anteil an kapillar wirksamen Poren ausweist.
- Durch den hohen freien (ca. 40 Vol.-%) und geringen kritischen Wassergehalt (5 Vol.-%) wird das Austrocknungsverhalten bei Gips vor allem durch Kapillarleitung bestimmt. Dies hat eine rasche Austrocknung des Gipses zur Folge. Bei z.B. Normalbeton liegt der freie Wassergehalt nur unwesentlich über dem kritischen Wassergehalt. Hier wird die Austrocknung vor allem durch Diffusion bestimmt, was eine langsame Austrocknung zur Folge hat.
- Die Carbonatisierung von alkalisierten Gipsen erfolgt viel rascher als bei Beton.
- Die Ergebnisse der Untersuchungen stimmen sehr gut mit den Angaben in [Gipsdatenbuch 2003] überein.

5.2 Chemische Einflussgrößen

Für die Korrosion der in Gips eingebetteten Metalle spielen neben dem Wasserhaushalt die chemischen Eigenschaften von Gips und der hierdurch beeinflussten Porenflüssigkeit eine Rolle, da die in Gips eingebetteten Metalle und Legierungen direkt mit der Porenflüssigkeit in Kontakt sind. Porenwasser ist immer dann vorhanden, wenn der Baustoff entweder von der Herstellung noch nicht ganz ausgetrocknet ist oder wenn Wasser durch Umwelteinflüsse dem getrockneten Baustoff wieder zugeführt wird. Die chemische Zusammensetzung der Gipspulver sowie des Porenwassers wurden bezüglich den die Korrosion beeinflussenden Faktoren untersucht.

Die Inhaltsstoffe von Natur- und REA-Gipsen und deren Gehalte wurden von Beckert, Einbrodt und Fischer in [Beckert 1988] ausführlich analysiert. Es zeigte sich, dass die Ergebnisse je nach analysiertem Stoff und Herkunft der untersuchten Probe stark streuen können. Insofern sind die folgenden Ergebnisse, was die Quantität der festgestellten Stoffe betrifft, nur für die hier untersuchten Gipse charakteristisch.

Da die Zusammensetzung des Porenelektrolyten auch dessen Leitfähigkeit bestimmt und die Leitfähigkeit für das Korrosionsverhalten ein entscheidender Parameter ist, wurde auch diese Kenngröße ermittelt. Korrosionsprozesse können bereits in der Frühphase der Hydratation von Gipsen stattfinden. Aus diesem Grund wurde die Leitfähigkeit von Gipsen während der Hydratation und Austrocknung gemessen.

5.2.1 Chemische Zusammensetzung des Gipspulvers

Gips besteht überwiegend aus Calciumsulfat CaSO_4 . Dabei hat das Sulfat einen Anteil von nahezu 50 M.-%. Dieses Sulfat ist hauptsächlich für die gelegentlich starke Korrosion von in Gips eingebetteten Metallen und Legierungen verantwortlich. Neben Sulfat spielen beim Korrosionsverhalten der in Gips eingebetteten Metalle der pH-Wert und Spurenelemente eine Rolle.

In dieser Arbeit wurden beim Gipspulver die für das Korrosionsverhalten wichtigen Einflussgrößen pH-Wert, Konzentration der Hydroxylionen sowie Chloridgehalt bestimmt. Gemessen wurde in einem wässrigen S4 Eluat nach DIN 38414-4 [DIN 38414-4]. Tabelle 5.7 zeigt das Ergebnis der Messungen in einer Übersicht.

	pH-Wert	OH ⁻ im Eluat in mg/l	lösliches Ca(OH) ₂ (berechnet) in g/kg	Chlorid löslich in mg/kg	Gesamt OH ⁻ im Gips in g/kg
SG Naturgips	7,8	< 0,2	- -	< 3	n.b.
SG Naturgips + 1,5 M.-% Ca(OH) ₂	12,5	23,0	1,0		4
SG REA-Steinkohle	7,9	< 0,2	- -	83 (±20)	n.b.
SG REA-Steinkohle + 1,5 M.-% Ca(OH) ₂	12,8	43,5	1,9		6
SG REA-Braunkohle	10,0	7,0	0,2	83 (±20)	n.b.
SG REA-Braunkohle + 1,5 M.-% Ca(OH) ₂	12,8	40,5	1,8		5,5

Tabelle 5.7: Analysen der Gipspulver (SG: Stuckgips)

OH⁻-Gehalt, pH-Wert: Die Bestimmung der pH-Werte erfolgte mit einer Glaselektrode. Der gelöste OH⁻-Gehalt wurde mittels Titration am Eluat ermittelt und anschließend wurde die Menge an löslichem Calciumhydroxid im Gipspulver berechnet.

Die pH-Werte (Tabelle 5.7) sind bei Zugabe von Ca(OH)₂ bei allen Gipsen wie erwartet höher als ohne Ca(OH)₂-Zugabe. Die Ergebnisse zeigen auch, dass Stuckgips REA-Braunkohle ohne Zugabe von Ca(OH)₂ einen deutlich höheren pH-Wert im Vergleich zu den anderen nicht alkalisierten Gipsen aufweist. Der erhöhte pH-Wert bei Stuckgips REA-Braunkohle deutet auf während des Herstellungsprozesses zugegebene Neutralisationsmittel hin; eventuell erfolgte die Herstellung der REA-Gipse mit dem Kalkhydratverfahren. Ein weiterer Hinweis auf die Herstellung der REA-Gipse mit dem Kalkhydratverfahren geben die Unterschiede beim OH⁻-Gehalt im Eluat. In alkalisiertem Stuckgips Naturgips sind bei gleicher Zugabe an Ca(OH)₂ nahezu 50 % weniger Hydroxylionen vorhanden als bei den alkalisierten REA-Gipsen.

Chlorid: Im Allgemeinen hängt der Chloridgehalt von Gips v.a. von der marinen Beeinflussung der Lagerstätten des Gipses oder, bei REA-Gipsen, der Kohle ab. Dadurch variiert der Chloridgehalt je nach Herkunft des Gipses. Das in der Kohle vorhanden Chlorid entweicht bei der Verbrennung als Chlorgas und wird bei der Rauchgaswäsche zu Calciumchlorid gebunden und gelangt so in die REA-Gipse.

Beim Chloridgehalt der Gipse sind deutliche Unterschiede bei den untersuchten Sorten erkennbar. Die REA-Gipse haben einen deutlich höheren Anteil an Chlorid, während in Stuckgips Naturgips nahezu kein lösliches Chlorid vorhanden ist. Die Stuckgipse REA-Steinkohle und REA-Braunkohle unterscheiden sich im Chloridgehalt nicht.

Bei Beton wird der für bei Überschreitung die Passivität des Stahls zerstörende Chloridgehalt i. A. mit 0,4 M.-% des Zementgewichtes angegeben [Nürnberger 1995]. Dieser Wert entspricht ca. 0,05 M.-% vom Gesamtgewicht von Normalbeton. Dieser „kritische“ Chloridgehalt nimmt

mit abnehmendem pH-Wert und mit zunehmendem Sulfatgehalt ab. Der für das Korrosionsverhalten von in Gips eingebettetem unlegiertem Stahl „kritische“ Chloridgehalt wird deshalb wesentlich geringer sein als in Beton. Damit kann der Chloridgehalt in REA-Gipsen (bis zu 0,01 M.-% bei Stuckgips REA-Braunkohle) für die Korrosion von in neutralem Gips eingebetteter Metalle in Verbindung mit dem hohen Sulfatgehalt eine korrosionsfördernde Wirkung haben.

5.2.2 Chemische Zusammensetzung des Porenwassers

Bei der Korrosion der Metalle in Gips kann das hierfür erforderliche Wasser als Überschusswasser vom Herstellungsprozess herrühren oder zu einem späteren Zeitpunkt in den bereits abgebundenen Gips eingedrungen sein. Aus diesem Grund wurde Porenwasser aus noch nicht ausgetrockneten Proben (a) und Porenwasser aus wiederbefeuchteten Proben (b) analysiert. Die Probekörper der Kategorie (b) wurden 24 Stunden nach der Herstellung zunächst drei Wochen bei 20 °C und 50% relativer Luftfeuchte gelagert. Um nach dem Abbinden und Trocknen von Gips wieder in den Gips eindringende Feuchte zu simulieren und den damit verbundenen Einfluss auf die chemische Zusammensetzung des Porenwassers zu bestimmen, wurden diese Probekörper anschließend 24 Stunden in Wasser gelagert. Die Bestimmung der pH-Werte erfolgte unmittelbar nach dem Auspressen des Porenwassers, um eine Carbonatisierung auszuschließen.

Tabelle 5.8 zeigt die chemischen Analysen des Porenwassers. Um eventuelle Einflüsse der Zusammensetzung des Anmachwassers (Leitungswasser) auf die chemische Zusammensetzung der Porenflüssigkeit festzustellen, sind die entsprechenden Bestandteile des Anmachwassers ebenfalls angegeben.

		pH-Wert	Chlorid in mg/l	Nitrat in mg/l	Sulfat in mg/l
Leitungswasser		7,5	5,4	4,4	33
SG Naturgips	a	7,1	8,3	25,2	1320
	b	7,6	13,4	16,6	1420
SG Naturgips + 1,5 M.-% Ca(OH) ₂	a	12,7	9,3	12,5	1090
	b	12,1	9,1	10,6	1325
SG REA-Steinkohle	a	7,9	116,0	< 3	1290
	b	8,3	75,6	< 3	1675
SG REA-Steinkohle + 1,5 M.-% Ca(OH) ₂	a	12,7	81,4	< 3	1340
	b	12,0	75,9	< 3	1250
SG REA-Braunkohle	a	9,7	134,0	< 3	1650
	b	8,9	107,3	< 3	2025
SG REA-Braunkohle + 1,5 M.-% Ca(OH) ₂	a	12,7	118,0	< 3	1135
	b	12,1	84,9	< 3	1388

Tabelle 5.8: Analysen des Porenwassers der Gipse und des Leitungswassers (a: mit herstellungsbedingter Feuchte; b: wiederbefeuchtet; SG: Stuckgips)

pH-Wert: Wie zu erwarten war, sind die pH-Werte des Porenwassers der alkalisierten Gipse deutlich höher als bei nicht alkalisierten Gipsen. Wie bereits am Gipspulver festgestellt wurde, hat das Porenwasser des nicht alkalisierten Stuckgipses REA-Braunkohle einen deutlich höheren pH-Wert als die anderen untersuchten nicht alkalisierten Gipse.

Die Schwankungen der pH-Werte der noch nicht trockenen Gipse (a) und der wiederbefeuchteten Proben (b) kommen durch die unterschiedlich vorhandene Menge an Wasser zustande. So sind die pH-Werte des Porenwassers bei nicht alkalisierten Stuckgipsen Naturgips und REA-Steinkohle aufgrund der geringeren Sättigung der wiederbefeuchteten Proben um maximal 0,5 erhöht, da die OH⁻-Konzentration aufgrund des geringeren Wassergehaltes höher ist.

Bei allen mit Calciumhydroxid alkalisierten Gipsen und bei nicht alkalisiertem Stuckgips REA-Braunkohle ist durch die 3-wöchige Lagerung bei Raumklima und anschließender Wasserlagerung eine Abnahme des pH-Wertes des Porenwassers erkennbar. Dies hängt zum einen mit der 3-wöchigen Lagerung bei Raumklima und der damit stattfindenden Carbonatisierung zusammen. Zum anderen ist bei den gewässerten, alkalisierten Gipsproben zusätzlich eine Pufferwirkung des nahezu pH-neutralen Leitungswassers zu beachten.

Chlorid: Im Porenwasser des Naturgipses ist deutlich weniger Chlorid vorhanden als im Porenwasser der REA-Gipse. Das Porenwasser der REA-Gipse hat mit deutlich über 100mg/l den 10-fachen Gehalt an Chlorid als das Porenwasser des Stuckgipses Naturgips.

Durch das erneute Bewässern (Proben b) und dem damit verbundenem geringerem Wassergehalt der Gipsproben konzentriert sich der Chloridgehalt etwas auf, bleibt aber insgesamt sehr gering. Hierfür gelten die bereits beim pH-Wert genannten Gründe.

Nitrat: Der Nitratgehalt ist im Porenwasser des Stuckgipses Naturgips mit zum Teil über 25 mg/l deutlich höher als im Porenwasser der REA-Gipse. Im Porenwasser der Stuckgipse REA-Steinkohle und REA-Braunkohle lag der Nitratgehalt stets unter 3 mg/l.

Nitrat hat auf gespannte Stahlteile einen negativen Einfluss auf das Korrosionsverhalten und fördert hierbei die Anfälligkeit gegenüber Spannungsrisskorrosion. Der „kritische“ Nitratgehalt nimmt mit steigendem pH-Wert zu [Nürnberger 1995]. Weitgehend unbekannt ist das Zusammenwirken mit Sulfaten. Insgesamt war im Porenwasser aller Gipse mit max. 25 mg/l (0,002 M.-%) nur ein sehr geringer Nitratgehalt festzustellen, so dass hier kein Einfluss auf das Korrosionsverhalten von in Gips eingebetteten Metallen zu erwarten ist, zumal in dieser Arbeit keine gespannten Stahlteile untersucht wurden.

Sulfat: Der Sulfatgehalt wird i.A. durch die Löslichkeit des Calciumsulfatdihydrats bestimmt. Da die untersuchten Lösungen trüb waren, wurden die Proben über ein 0,45 µm Filter filtriert. Danach war bei einigen Proben immer noch eine sehr schwache Trübung zu erkennen, wobei es sich wahrscheinlich um feinstverteiltes CaSO₄ handelte. Dies erklärt die Schwankungen der Sulfatgehalte. Anhand der Löslichkeit von CaSO₄·2H₂O in Wasser kann berechnet werden, dass in einem Liter Wasser in mit CaSO₄·2H₂O gesättigtem Zustand 1345 mg SO₄ gelöst sind. Zusätzlich können noch weitere Beimengungen unterschiedlichen Einfluss auf die Lös-

lichkeit des $\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ haben. So kommt es bei der Zugabe von Calciumhydroxid aufgrund des gleich-ionigen Zusatzes (Ca^{2+} als gemeinsames Kation) zu einer Verringerung der Löslichkeit [Knauf 1998]. Dieser Sachverhalt kann bei in dieser Arbeit durchgeführten Analysen vor allem bei den Stuckgipsen REA-Steinkohle und REA-Braunkohle beobachtet werden.

Insgesamt ist der Sulfatgehalt in den Porenflüssigkeiten der Gipse sehr hoch, so dass Sulfat, wie bereits erwähnt, überwiegend das Korrosionsverhalten der in Gips eingebetteten Metalle und Legierungen bestimmt.

5.2.3 Leitfähigkeit

- Leitfähigkeit des Gipspulvers und der Porenelektrolyten

Die Messung der Leitfähigkeit erfolgte einerseits anhand von Gipspulver in einem wässrigen S4 Eluat nach DIN 38414-4 [DIN 38414-4]. Andererseits erfolgte die Bestimmung der Leitfähigkeit im Porenwasser bereits abgebundener, noch nicht ausgetrockneter Gipse (Proben (a)) und im Porenwasser aus wiederbefeuchteten Gipsen (Proben (b)). Die Vorbehandlung der Proben erfolgte wie in Abschnitt 5.2.2 beschrieben.

In Tabelle 5.9 sind die Ergebnisse der Messungen bei alkalisierten sowie nicht alkalisierten Gipsen angegeben. Die Leitfähigkeit der Gipse sowie des Porenwassers ist bei alkalisierten Gipsen um mindestens den Faktor 2 größer als in nicht alkalisierten Gipsen.

	Leitfähigkeit in mS/m	
	Gipspulver	Porenwasser
SG Naturgips	223	a 258 b 255
SG Naturgips + 1,5 M.-% $\text{Ca}(\text{OH})_2$	472	a 872 b 322
SG REA-Steinkohle	224	a 270 b 262
SG REA-Steinkohle + 1,5 M.-% $\text{Ca}(\text{OH})_2$	678	a 907 b 381
SG REA-Braunkohle	325	a 350 b 392
SG REA-Braunkohle + 1,5 M.-% $\text{Ca}(\text{OH})_2$	625	a 1120 b 383

Tabelle 5.9: Leitfähigkeit von Gipspulver (Eluat) und von Porenwasser (SG: Stuckgips)

Bei Gipspulver ist eine Abhängigkeit der Leitfähigkeit von der Konzentration an OH^- -Ionen erkennbar (s.a. Tabelle 5.7). So ist die Leitfähigkeit des Eluats mit nicht alkalisiertem Gipspulver bei Stuckgips REA-Braunkohle mit über 300 mS/m deutlich größer als bei den anderen nicht alkalisierten Gipsen. Bei alkalisierten Gipsen ist die Leitfähigkeit entsprechend der Konzentration der OH^- -Ionen bei Stuckgips Naturgips deutlich geringer als bei den REA-Gipsen.

Dieser Sachverhalt konnte auch bei der Messung der Leitfähigkeit der Porenflüssigkeiten festgestellt werden. Hierbei ist zusätzlich zu oben aufgeführten Erkenntnissen der Einfluss der Carbonatisierung auf die Leitfähigkeit der Porenwassers zu erkennen, wodurch die Konzentration der Hydroxylionen durch die Carbonatisierung abnimmt und damit auch die Leitfähigkeit geringer wird. Bei den REA-Gipsen waren in Bezug auf die Leitfähigkeit nur im nicht alkalisierten Zustand deutliche Unterschiede festzustellen.

- Leitfähigkeit von Gipsen während der Hydratation und Austrocknung

Wie bereits erläutert wurde, verringert sich die elektrolytische Leitfähigkeit mit zunehmender Carbonatisierung, da die Konzentration der OH⁻-Ionen abnimmt. Der elektrolytische Widerstand nimmt damit nicht nur durch das Austrocknen und Abbinden des Gipses, sondern auch durch die Carbonatisierung zu.

Abbildung 5.15 zeigt eine Messzelle, die zur Messung der Widerstände verwendet wurde.

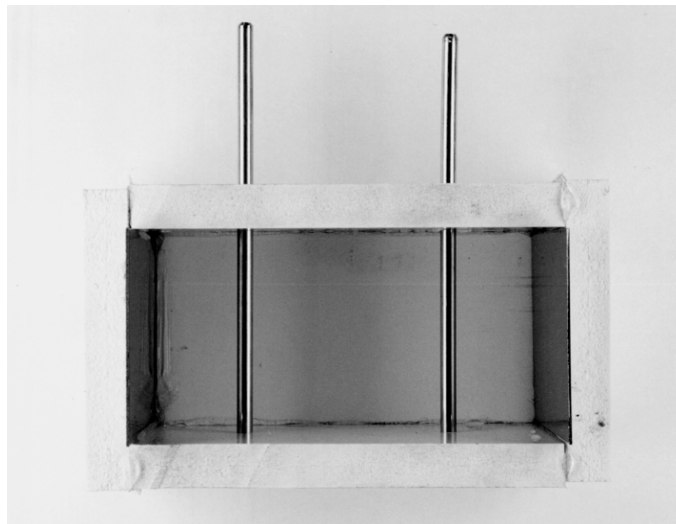


Abbildung 5.15: Messzelle zur Messung des elektrischen Widerstandes (in Abb. ohne Gips)

Diese Messzelle ist analog der Messzellen aufgebaut, die zur Bestimmung des spezifischen Bodenwiderstandes nach [Baeckmann 1989] verwendet werden. Zur Messung des elektrolytischen Widerstandes wurde die direkte Methode angewandt. Dazu wird der angerührte, nasse Gipsbrei in die in Abbildung 5.15 dargestellte Messzelle gefüllt. Der Widerstand wird gemessen und der spezifische Widerstand anhand der Querschnittsfläche des Probekörpers und des Abstandes der Stäbe aus nichtrostendem Stahl nach Gleichung 5.6 berechnet.

$$\rho = R \cdot \frac{S}{l} \quad \text{in Ohm} \cdot \text{cm} \quad [\text{Gl. 5.6}]$$

mit:	ρ	spezifischer Widerstand des Gipses	in Ohm·cm
	S	Querschnittsfläche des Probekörpers	in cm ²
	l	Abstand der Messstäbe	in cm

Abbildung 5.16 zeigt das Ergebnis der Bestimmung der elektrolytischen Widerstände der Gipse in Ohm·cm in Abhängigkeit der Austrocknungsdauer bei Raumklima (20 °C, 50% relative Luftfeuchte).

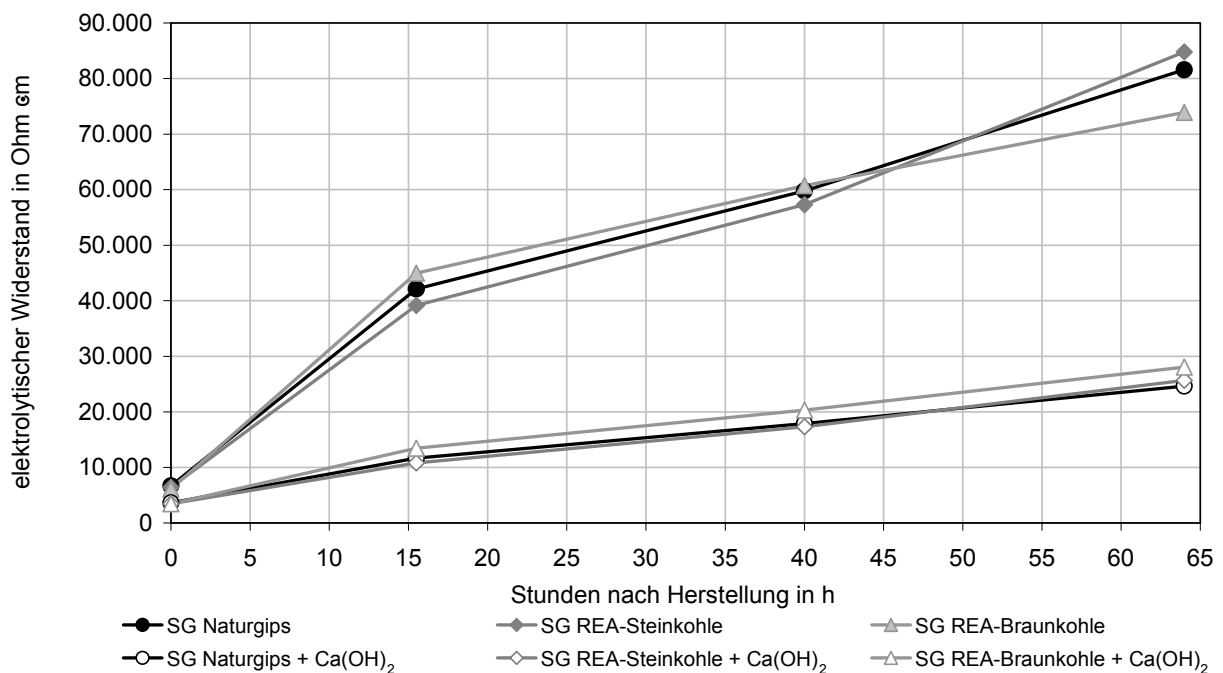


Abbildung 5.16: Verlauf des elektrolytischen Widerstandes in Abhängigkeit der Austrocknungsdauer (SG: Stuckgips)

Bei nicht alkalisierten Stuckgipsen (ohne Zugabe von Ca(OH)_2) war eine rasche Zunahme des elektrolytischen Widerstandes festzustellen. Bereits 10 Stunden nach Herstellung der Proben erreichte der elektrolytische Widerstand bei nicht alkalisierten Stuckgipsen den 3-fachen Wert der Stuckgipse mit Calciumhydroxid.

Die mit 1,5 M.-% Ca(OH)_2 alkalisierten Stuckgipse zeigen einen sehr viel geringeren Anstieg des elektrolytischen Widerstandes im Vergleich zu den nicht alkalisierten Gipsen. Zwischen Naturgips und den REA-Gipsen bestehen keine wesentlichen Unterschiede in der Entwicklung des elektrolytischen Widerstandes während des Abbindens und Austrocknens.

5.2.4 Potentiodynamische Gesamtstromdichte-Potentialkurven

Anhand von Stromdichte-Potentialkurven kann man das kathodische und anodische Verhalten von Korrosionssystemen diskutieren. Eine ausführliche Diskussion zum elektrochemischen Verhalten in Gipsen eingebetteten Metallen und Legierungen erfolgt in Kapitel 6. An dieser Stelle wird nur auf das kathodische Verhalten eingegangen.

Zusätzlich zu den chemischen Analysen der Gipse und des Porenwassers wurden elektrochemische Messungen in Gipsaufschlämmungen durchgeführt. Hiermit sollten Unterschiede von korrosionsrelevanten Einflüssen in den verschiedenen Gipsen festgestellt werden.

Zur Herstellung der Gipsaufschlämmung wurden 20 g Gipspulver in 700 ml destilliertem Wasser eingerührt. Die Zugabe an Calciumhydroxid erfolgte jeweils zu 0,30 g. Für die Messungen wurden potentiodynamische Gesamtstromdichte-Potentialkurven an Platin gegen eine gesättigte Kalomelelektrode in einem Potentialbereich, der für Korrosionsreaktionen relevant sein kann, zwischen Wasserstoffentwicklung und Sauerstoffentwicklung, aufgenommen („zyklische Voltammetrie“).

Redoxreaktionen, die als Korrosions-Teilreaktionen in Frage kommen, insbesondere aber unterschiedliche korrosionsrelevante Einflüsse auf die Kinetik der kathodischen Teilreaktion sollten bei der gewählten Potentialvorschubgeschwindigkeit von 3,33 mV/s (2 V in 10 Minuten) erkennbar sein. Die anodische Teilreaktion wird durch die Verwendung einer Messelektrode aus Platin ausgeschaltet.

Abbildung 5.17 zeigt die Gesamtstromdichte-Potentialkurven von Platin in Gipsaufschlämmungen ohne Zugabe von Ca(OH)_2 , gemessen gegen eine gesättigte Kalomelelektrode.

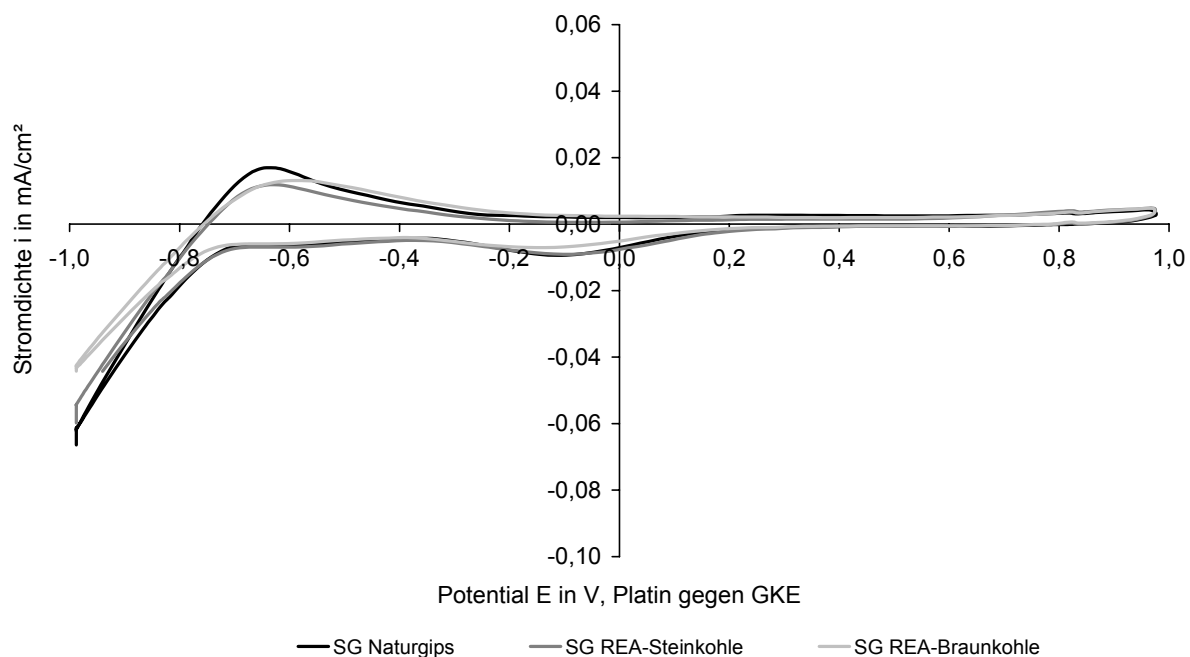


Abbildung 5.17: Gesamtstromdichte-Potentialkurven von Platin in Gipsaufschlämmungen ohne Zugabe von Ca(OH)_2 (SG: Stuckgips)

In Abbildung 5.18 sind die Gesamtstromdichte-Potentialkurven von Platin in mit Ca(OH)_2 alkalisierten Gipsaufschlämmungen, gemessen gegen eine gesättigte Kalomelelektrode, dargestellt.

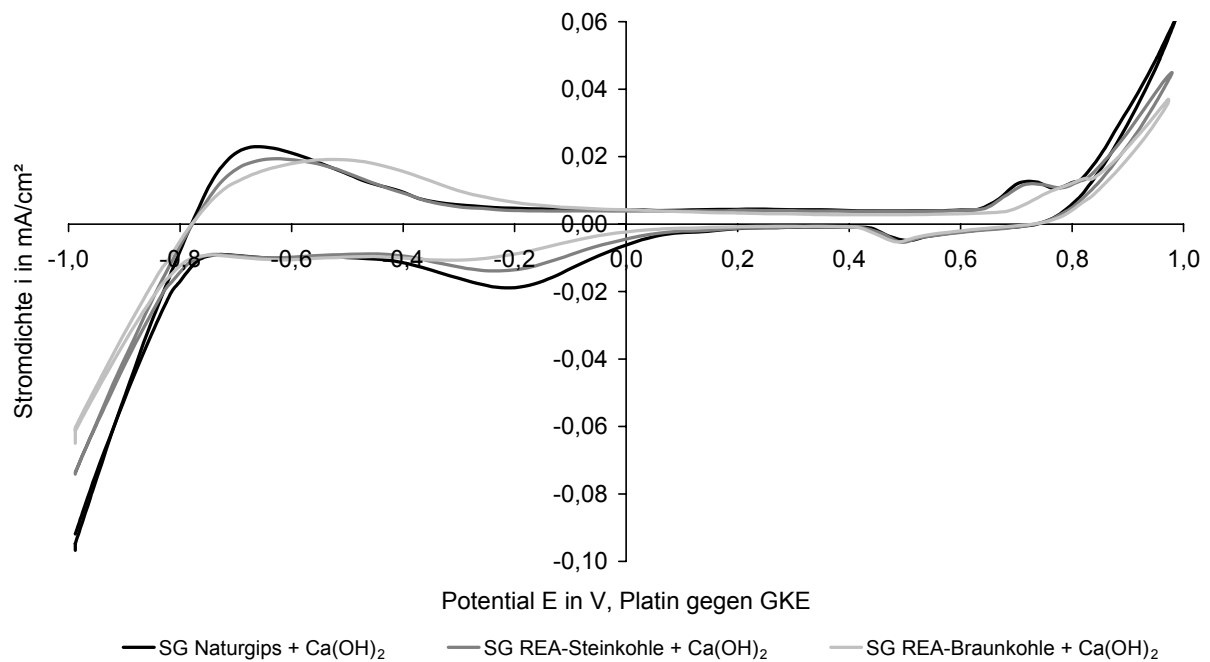


Abbildung 5.18: Gesamtstromdichte-Potentialkurven von Platin in Aufschlämmungen mit Gips mit Zugabe von Ca(OH)_2 (SG: Stuckgips)

Der Stuckgips REA-Braunkohle weist eine etwas höhere Überspannung der Wasserstoffentwicklung auf als die anderen Gipse. Im elektrochemischen Verhalten der verschiedenen nicht alkalisierten Gipse bestehen keine signifikanten Unterschiede.

Die Alkalisierung durch Zugabe von 1,5 M.-% Ca(OH)_2 hat eine Veränderung der Gesamtstromdichte-Potentialkurven vor allem hinsichtlich des (pH-abhängigen) Ruhepotentials, das an Platin etwa dem Gleichgewichtspotential der Reaktion der Wasserstoffentwicklung entsprechen sollte, zur Folge. Auch bei Aufschlämmungen mit alkalisierten Gipsen konnten keine signifikanten Unterschiede im elektrochemischen Verhalten der verschiedenen Gipse festgestellt werden.

5.2.5 Zusammenfassung und Bewertung

Aus den genannten Ergebnissen geht hervor:

- Bei nicht alkalisierten Stuckgipsen hat Stuckgips REA-Braunkohle mit etwa pH 10 eine deutlich höhere Alkalität als die anderen untersuchten Gipse (pH 7 bis 8).
- Alkalierte Gipse haben pH-Werte von 12,5 bis 12,8.
- Werden Gipse mit 1,5 M.-% Ca(OH)_2 alkalisiert, löst sich in Naturgips deutlich weniger Calciumhydroxid als in REA-Gipsen. Dies hat zur Folge, dass in Naturgips eine geringere Konzentration an Hydroxylionen vorhanden ist und damit die Carbonatisierung (Abbildung 5.12) rascher fortschreitet als in REA-Gipsen.
- Die Konzentration an OH^- -Ionen beeinflusst die Leitfähigkeit der Gipse und deren Porenflüssigkeit entscheidend. Dabei ist mit zunehmender Konzentration an Hydroxylionen von einer steigenden Leitfähigkeit auszugehen.
- Der Sulfatgehalt des Porenwassers ist erwartungsgemäß mit über 1000 mg/l dominant und bestimmt daher hauptsächlich das Korrosionsverhalten von in nassem Gips eingebetteten Metallen und Legierungen.
- Der Nitratgehalt im Porenwasser der Gipse ist für die Korrosion von eingebetteten Metallen vernachlässigbar gering.
- Der Chloridgehalt ist in den untersuchten REA-Gipsen deutlich höher als in Naturgips. Aufgrund der geringen Konzentration von 0,01 M.-% ist der Chloridgehalt jedoch nur im Zusammenhang mit dem hohen Sulfatgehalt und pH-Werten im neutralen Bereich zu beachten.

Aufgrund der Zusammenhänge, die man z.B. von Beton kennt, ist nicht auszuschließen, dass aufgrund der neutralen Gipse und der hohen Sulfatmenge bereits kleinste Mengen an Chlorid korrosionsverstärkend wirken.

Die Höhe des Chloridgehaltes kann auch einen Einfluss auf den Wasserhaushalt der Gipse haben. Salze sind bekanntlich hygroskopisch und dadurch in der Lage, auch bei geringen relativen Luftfeuchten hohe Mengen Wasser zu binden. Diese Fähigkeit ist abhängig von der Art des Salzes.

Da ein hohes Angebot an Calcium vorhanden ist, besteht auch die Möglichkeit, dass sich intermediär aus Calcium und Chlorid Calciumchlorid bildet, das bereits bei geringen relativen Luftfeuchten von 32% seine Sättigungsfeuchte erreicht (Abbildung 5.19).

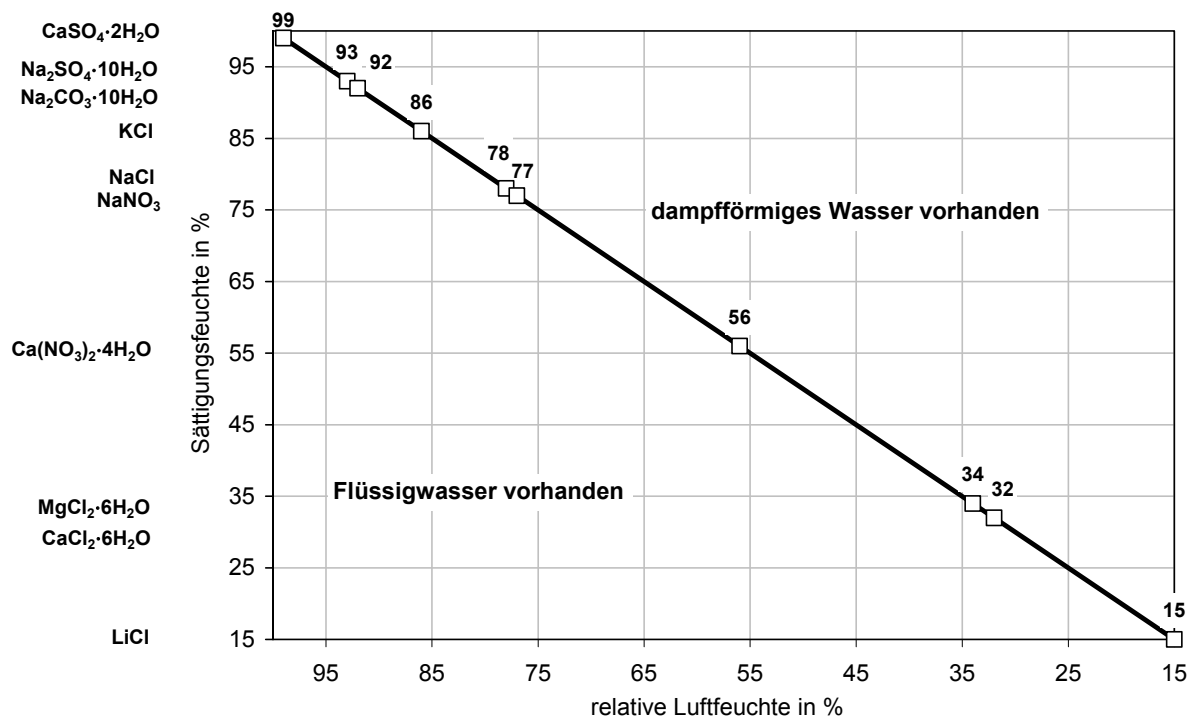


Abbildung 5.19: Sättigungsfeuchte verschiedener Salze

Obwohl der Gesamtwassergehalt in den REA-Gipsen erst ab 92% relativer Luftfeuchte deutlich über dem des Naturgipses liegt, wäre bei geringeren Luftfeuchten aufgrund des bei Calciumchlorid stark ausgeprägten hygroskopischen Verhaltens Wasser in flüssiger Form vorhanden. Es könnte sich ein dünner Film aus Wasser an der Oberfläche des eingebetteten Metalls bilden, was zu einer verstärkten Korrosion führen könnte. Dabei muss es nicht zwingend zu einer erhöhten Wasseraufnahme des Gipses in den entsprechenden Klimaten kommen, da der Gesamtwassergehalt im Probekörper dadurch, besonders bei geringeren relativen Luftfeuchten, nur gering bzw. nicht beeinflusst wird.

Aufgrund dieser Zusammenhänge kann man darauf schließen, dass auch in nahezu trockenen Gipsen, die Chloride enthalten, Korrosion stattfinden kann.

6 Versuche zur Korrosion von Metallen und Legierungen in Gips

6.1 Probekörper

Die Metalle und Legierungen für die elektrochemischen Versuche sowie für die Auslagerungsversuche wurden in Blechform der Abmessung 80 mm x 150 mm x 2,5 mm (Aluminium: 65 mm x 150 mm x 2,5 mm) in Gips eingebettet. Die Bleche hatten auf der Fläche 1 cm, an den Kanten 2 cm Gipsdeckung (Abbildung 6.1).

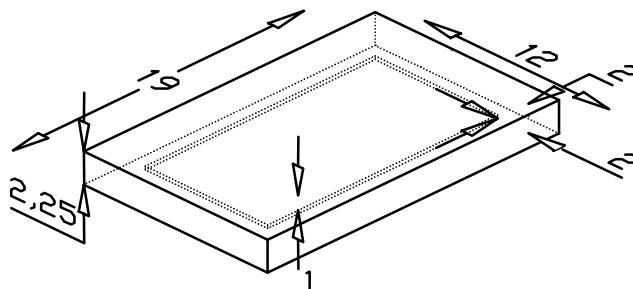


Abbildung 6.1: Abmessungen der Probekörper für die elektrochemischen Untersuchungen und die Auslagerungsversuche in cm

Der verwendete Gips weist einen Wasser-Gips-Wert von 0,75 auf. Bei alkalisierten Proben beträgt die Zugabe an Calciumhydroxid 1,5 M.-%. Nur bei Auslagerung von sendzimirverzinktem Stahl wird der $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Gehalt bei einer Versuchsreihe in 7 Schritten variiert.

6.2 Auslagerungsversuche, Allgemeines

Bei den Auslagerungsversuchen an Metallblechen wurden folgende Parameter variiert:

Metallart:

- unlegierter Stahl
- sendzimirverzinkter Stahl (Zinkauflage 20 μm)
- AlMgSi0,5 eloxiert
- nichtrostender Stahl 1.4301
- Reinkupfer
- zinkreiches Messing CuZn39Pb2

Gipsart:

- Stuckgips Naturgips
- Stuckgips REA-Steinkohle
- Stuckgips REA-Braunkohle

Zugabe von Calciumhydroxid zum Gips:

- mit Zugabe von $\text{Ca}(\text{OH})_2$
- ohne Zugabe von $\text{Ca}(\text{OH})_2$

Klimatische Bedingungen:

- Auslagerung bei 100%, 95% und 75% relativer Luftfeuchte bei 20 °C
- Auslagerung in Außenklima, unbewittert und bewittert
- Auslagerung mit einmaliger kurzzeitiger Wasserlagerung

Art des Kontaktes mit Gips:

- eingebettet
- nicht eingebettet, mit Gipsstaub kontaminiert
- nicht eingebettet, ohne Kontakt zu Gips.

6.2.1 Beschreibung der Klimate

Um die klimatischen Bedingungen zu simulieren, wurden für die Auslagerung der Probekörper folgende Bedingungen gewählt:

100% relative Luftfeuchte, 20 °C: Diese Auslagerung simuliert die Verwendung von Gipsprodukten in ständig feuchter Umgebung, wie z.B. bei ständiger Kondenswasserbildung oder bei schadhafte wasserführenden Installationen. Die Probekörper wurden zunächst 1 Woche bei Raumklima getrocknet (Vortrocknung) und anschließend im Feuchtlagererraum bei konstant 100% relativer Luftfeuchte und 20 °C ausgelagert. Die Entnahmen und Auswertungen erfolgten nach 3 und nach 24 Monaten. Um auch die behinderte Austrocknung bei Verwendung von Gips in noch stark baufeuchten Neubauten zu simulieren, wurden zusätzlich Probekörper direkt nach Herstellung im nassen Zustand (ohne Vortrocknung) bei konstant 100% relativer Luftfeuchte für 3 Monate ausgelagert.

95% relative Luftfeuchte, 20 °C: Diese Auslagerung simuliert die Verwendung von Gipsprodukten in Bereichen mit hoher relativer Luftfeuchte und ohne vollständige Durchnässung des Gipses, wie z.B. bei Verwendung von Gipsprodukten in Sanitärräumen oder Wäschereien. Die Probekörper wurden in Klimakammern über gesättigter Kaliumsulfatlösung (K_2SO_4) bei konstant 95% relativer Luftfeuchte und 20 °C ausgelagert. Die Entnahmen und Auswertungen erfolgten nach 3 und nach 24 Monaten.

75% relative Luftfeuchte, 20 °C: Mit diesen klimatischen Bedingungen werden alle Anwendungen von Gipsbaustoffen in „normalfeuchten“ Innenräumen, in denen keine erhöhte Feuchtebelastung durch hohe relative Luftfeuchten, lokale Kondenswasserbildung oder Störfälle vorhanden ist, simuliert. Die Probekörper wurden in Klimakammern über gesättigter Natriumchloridlösung (NaCl) bei konstant 75% relativer Luftfeuchte und 20 °C ausgelagert. Die Entnahmen und Auswertungen erfolgten nach 3 und nach 24 Monaten. Da sich der Feuchtegehalt der untersuchten Gipse bei relativen Luftfeuchten $\leq 80\%$ nur noch geringfügig ändert, decken diese Versuche in etwa auch die Verhältnisse bei geringeren relativen Luftfeuchten ab.

Außenklima, unbewittert: Dieses Klima entspricht der Verwendung von Gipsprodukten in geschützten Außenbereichen, z.B. offenen Lagerhallen. Die Probekörper wurden unter Dach vor Niederschlägen und Wind geschützt auf dem Gelände des Otto-Graf-Instituts, Universität Stuttgart, ausgelagert. Damit waren die Probekörper Temperatur- und Luftfeuchtigkeitsschwankungen ausgesetzt (Klimadaten siehe Abbildungen 10.6 ff, Anhang S. 191 ff). Die Entnahmen und Auswertungen erfolgten nach 3 und nach 24 Monaten. Um den Einfluss durch Verunreinigungen von Metallblechen mit Gipsstaub, z.B. durch die Verarbeitung wie Zusägen von Gipsbauplatten, zu simulieren, wurden Metallbleche mit Gipsstaub kontaminiert und ebenfalls unter Dach ausgelagert. Die Entnahmen und Auswertungen erfolgten auch hier nach 3 und nach 24 Monaten.

Außenklima, bewittert: Dieses für Gipsprodukte extreme Auslagerungsklima entspricht ständigen Feucht-Trocken-Wechseln mit Temperaturschwankungen. In dieser Reihe der Auslagerungsversuche werden die Proben frei bewittert. Unregelmäßige Feucht-Trocken-Wechsel und Temperaturschwankungen können auch in Innenräumen vorhanden sein, z.B. bei Kondenswasserbildung im Bereich von Wärmebrücken. Je nach Jahreszeit differieren Temperatur und damit auch der Taupunkt und die Kondensatbildung im Bauteil. Die Probekörper wurden auf dem Dach eines Gebäudes des Otto-Graf-Instituts, Universität Stuttgart, windgeschützt ausgelagert. Die Entnahmen und Auswertungen erfolgten nach 3 und nach 24 Monaten. Bei der Interpretation der Ergebnisse ist zu beachten, dass die jahreszeitbedingten Wetteränderungen Einfluss auf die Höhe des Abtrags der Metallbleche haben. Die Wetterdaten über den Zeitraum der Auslagerung sind in den Abbildungen 10.6 bis 10.8 (Anhang S. 191 ff) dargestellt.

Auslagerung mit einmaliger kurzzeitiger Wasserlagerung: Diese Auslagerung simuliert das einmalige, kurzzeitige Durchnässen des Gipses, wie es bei zeitlich begrenzten Störfällen vorhanden sein kann. Nach Herstellung wurden die Probekörper 60 Stunden bei Raumklima (50% relative Luftfeuchte, 20 °C) getrocknet, im Folgenden 24 Stunden unter Wasser (Störfall) und anschließend wiederum 240 Stunden bei Raumklima gelagert.

6.2.2 Auswertung der korrosionsbedingten Massenverluste

Für die gravimetrische Auswertung wurden die Proben vor der Auslagerung vermessen und gewogen. Nach der Entnahme wurden die Metallbleche von Korrosionsprodukten und Gipsresten gereinigt und erneut das Gewicht bestimmt. Durch die Differenzbildung erfolgte die Bestimmung der Massenänderung. Der Abtrag wurde anhand des Massenverlustes mit Gleichung 6.1 berechnet:

$$\Delta d = \frac{\Delta m}{\rho \cdot A} \cdot 10 \quad \text{in } \mu\text{m} \quad [\text{Gl. 6.1}]$$

mit:	Δd	Dickenänderung	in μm
	Δm	Massenänderung	in mg
	ρ	Dichte des Metalls (Tabelle 6.1)	in g/cm^3
	A	Bezugsfläche	in cm^2

Die zur Berechnung des mittleren Abtrags verwendeten Dichtewerte sind in Tabelle 6.1 dargestellt.

Metall	Stahl	Sendzimir- verzinkung	Aluminium AlMgSi0,5 Oxidschicht	leg. Stahl 1.4301	Reinkupfer	Messing CuZn39Pb2
Dichte in g/cm ³	7,86	7,15 (7,86*)	2,40 (2,70*)	7,90	8,96	8,45

*: Dichte des Substrates

Tabelle 6.1: Zur gravimetrischen Bestimmung des Abtrags verwendete Dichten

Die Bezugsfläche war bis auf bei mit Gipsstaub kontaminierten Metallblechen bei allen Versuchen identisch mit der Oberfläche des zu untersuchenden Blechs. Bei mit Gipsstaub kontaminierten Blechen wurde als Bezugsfläche nur der mit Gipsstaub in Kontakt kommende Bereich eingesetzt, da sich der Korrosionsangriff auf diesen Bereich konzentrierte, während die nicht mit Gipsstaub in Berührung stehende Oberfläche im Vergleich zur kontaminierten Fläche nur vernachlässigbar geringe Korrosionserscheinungen aufwies.

Bei sendzimirverzinkten Stahlblechen und bei eloxierten Aluminiumblechen wurde zur Berechnung des Abtrags zunächst die Dichte des Überzugs bzw. der Oxidschicht verwendet. Waren mehr als 20 µm abgetragen, wurde zur sinnvollen Näherung der darüber hinaus gehende Abtrag mit der Dichte des Substrates berechnet.

Bei den untersuchten Messingblechen CuZn39Pb2 wurde vor allem selektive Korrosion (Entzinkung) festgestellt. Dabei kommt es nicht zu einer Dickenänderung des Metallbleches, da sich Kupfer wieder an der Metalloberfläche schwammartig abscheidet. Die Auswertung der Messingbleche erfolgte durch Bestimmung des flächenbezogenen Massenverlustes:

$$\Delta(m/A) = \frac{\Delta m}{A} \quad \text{in g/m}^2 \quad [\text{Gl. 6.2}]$$

mit: Δm Massenänderung in g
 A Bezugsfläche in m²

Die Massenverluste werden im Weiteren wie folgt bezeichnet:

	<u>allgemein:</u>	<u>bei selektiver Korrosion (Messing):</u>
Bezeichnung: sehr gering	Abtrag: 0 bis 2 µm	0 bis 20 g/m ²
gering	3 bis 10 µm	21 bis 80 g/m ²
mäßig stark	11 bis 25 µm	81 bis 200 g/m ²
stark	26 bis 50 µm	201 bis 400 g/m ²
sehr stark	> 50 µm	> 400 g/m ²

6.3 Elektrochemische Untersuchungen, Allgemeines

6.3.1 Grundlagen

Mittels elektrochemischer Untersuchungen bzw. Strom-Spannungskurven, genauer Elektrolysestromdichte-Elektrodenpotential-Kurven [Kaesche 1990], kann das Korrosionsverhalten von vorgegebenen Metall-Elektrolyt-Kombinationen in Bezug auf die Thermodynamik untersucht werden. Gesamtstrom-Potentialkurven charakterisieren ein Korrosionssystem aus Metall und Elektrolyt und resultieren im einfachsten Fall aus dem anodischen Teilstrom der Metallauflösung und dem kathodischen Teilstrom der Reduktion eines Oxidationsmittels. Die Aufnahme von Strom-Potentialkurven erlaubt die Unterscheidung von Passivität oder Aktivität, lokaler oder gleichmäßig abtragender, selektiver Korrosion etc., da sich hierfür typische Kurvenverläufe messen lassen. In Abbildung 6.2 sind schematisch die Teil- und die Gesamtstromkurven für den einfachsten Korrosionsfall mit einer kathodischen Teilreaktion eines aktiven (A1) und eines passiven Metalls (A2) dargestellt.

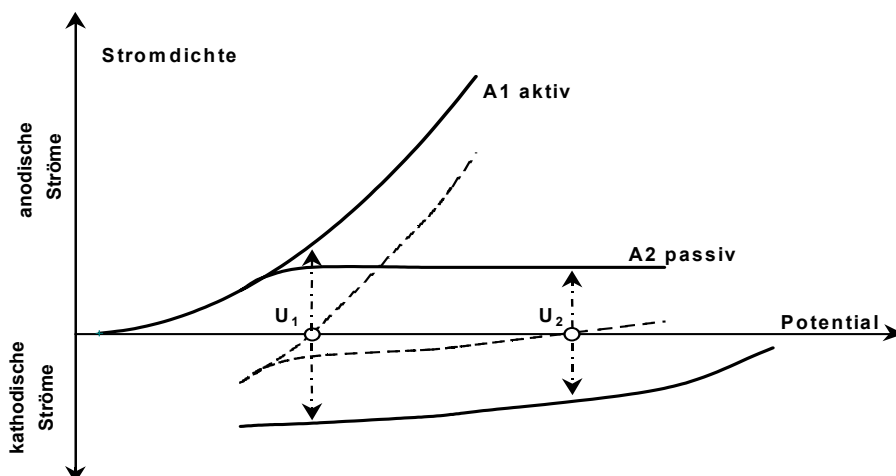


Abbildung 6.2: Teil- und Gesamtströme eines aktiven (A1) und eines passiven (A2) Metalls (einfachster Fall mit je einer anodischen und kathodischen Teilreaktion, —: Teilstromkurven, - - - : Gesamtstromkurven)

Für Vergleichszwecke werden üblicherweise potentiodynamische Messungen herangezogen, da die potentiostatische Messung von Stromdichte-Potentialkurven einen sehr hohen Aufwand bedeuten.

Die folgenden Erläuterungen sind stets auf Gesamtstromkurven bezogen, da die Charakterisierung der Metall-Elektrolyt-Kombinationen in dieser Arbeit durch den Verlauf gemessener Gesamtstromkurven erfolgt. Die Gesamtstromkurven werden potentiodynamisch gemessen, d.h. der Arbeitselektrode wird ein sich zeitlich linear änderndes Potential aufgeprägt und der sich einstellende Strom registriert.

Freies Korrosionspotential (Ruhepotential): Beim freien Korrosionspotential, oder auch Ruhepotential, ist der aus den anodischen und kathodischen Teilströmen resultierende Gesamtstrom gleich Null. Aktives Verhalten (Metallauflösung) ist in oxidierenden Medien durch ein negativeres, passives Verhalten (gehemmte bzw. keine Metallauflösung) durch ein positiveres freies Korrosionspotential gekennzeichnet.

Kurvenverlauf: Bei aktivem Verhalten des untersuchten Metalles steigt der Strom mit zunehmendem Potential exponentiell an. Dabei lassen sich die anodischen Teilströme mit dem Faraday'schen Gesetz in Korrosionsraten umrechnen, da die Metallauflösung mit einem äquivalenten Ladungsumsatz verbunden ist.

Bei Bildung hemmender Deckschichten und Passivität nimmt der Strom mit zunehmendem Potential nur gering bzw. nicht zu. Steigt die Stromspannungskurve im Passivbereich rasch an, ist von einem „Durchbruch“ einer Deck- bzw. Passivschicht durch lokalen Korrosionsangriff auszugehen. Bei gleichmäßigem Anstieg der Stromdichte erfolgt der Korrosionsangriff gleichmäßig abtragend (Flächenkorrosion).

Polarisationswiderstand bzw. Steigung beim Ruhepotential: Der (differentielle) Polarisationswiderstand (Gleichung 6.3) ist die Steigung der Tangente der Stromspannungskurve. Der Polarisationswiderstand im Nulldurchgang der Kurve lässt sich über die Stern-Geary-Gleichung (Gleichung 6.4) in Abtragsraten umrechnen, wenn die Durchtrittsfaktoren von anodischer und kathodischer Teilreaktion (bzw. die Konstante B der Stern-Geary-Gleichung) bekannt sind.

$$R_p = \frac{dU}{di} \quad \text{in } \Omega\text{cm}^2 \quad [\text{Gl. 6.3}]$$

mit:	R_p	Polarisationswiderstand	in $1/\Omega\text{cm}^2$
	dU	Potentialänderung	in V
	di	Stromdichteänderung	in A/cm^2

$$i_{\text{korr}} = \frac{B}{R_p} \quad \text{in } \text{A}/\text{cm}^2 \quad [\text{Gl. 6.4}]$$

mit:	i_{korr}	Korrosionsstromdichte	in A/cm^2
	R_p	Polarisationswiderstand	in $1/\Omega\text{cm}^2$
	B	Konstante	

Die sich im Laufe der Auslagerungsdauer verändernden Diffusionskoeffizienten der Korrosionsreaktion vor- und nachgelagerter Transportreaktionen spielen bei der Korrosion von Metallen in Gipsbaustoffen eine große Rolle. Sich im Laufe der Zeit verändernde Feuchtigkeitsgehalte verändern die Zusammensetzung des Porenwassers, die Carbonatisierung den pH-Wert, und sich bildende Korrosionsprodukte beeinflussen ebenfalls die Kinetik der Korrosion. Deshalb ist die Übertragung der aus gemessenen Gesamtstromdichte-Potentialkurven gewonnenen Erkenntnisse auf die Ergebnisse der Auslagerungsversuche nur qualitativ möglich.

6.3.2 Versuchsdurchführung und Aufbau

Die Durchführung von potentiodynamischen elektrochemischen Untersuchungen fand an insgesamt 42 Probekörpern statt. Bei den Baometallen unlegierter Stahl und sendzimirverzinkter Stahl erfolgten zusätzliche Untersuchungen zum Einfluss von Sulfat auf das Korrosionsverhalten.

Bei den eloxierten Aluminiumblechen und den sendzimirverzinkten Stahlblechen wurden die nicht eloxierten bzw. nicht verzinkten Kantenflächen mit Epoxidharz isoliert. Da es durch unterschiedliche Oberflächengeometrien, wie z. B. im Bereich der Schnittkanten der Metallbleche, zu einer Beeinflussung der Messergebnisse kommen kann, wurden bei den Blechen aus Stahl, nichtrostendem Stahl, Kupfer und Messing die Schnittkanten zunächst mit einer Handfeile entgratet und anschließend mit einem Schleifpapier der Körnung 280 rundgeschliffen und mit Schleifpapier der Körnung 1200 feingeschliffen. Zur Entfernung von Fettrückständen fand eine Reinigung mit Ethanol (Abreiben mit getränktem Tuch und Ultraschallbad) statt.

Der Elektrolyt, in dem die Versuche mit in Gips eingebetteten Metallblechen durchgeführt wurden, bestand aus 2500 ml Leitungswasser, 30 g des jeweiligen Stuckgipses und, bei Versuchskörpern aus Gips mit Calciumhydroxid, 3,0 g $\text{Ca}(\text{OH})_2$. Da bei der Verwendung von Gips in der Praxis kein destilliertes Wasser zugegeben wird, wurden diese Untersuchungen mit (stuttgarter) Leitungswasser durchgeführt. Durch die Zugabe von Gipspulver und Calciumhydroxid wurde ein Verwässern der Zusammensetzung der Porenflüssigkeit bzw. eine damit verbundene Absenkung des pH-Wertes verhindert.

Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 6.3 skizziert. Der Probekörper bildet die Messelektrode, eine gesättigte Kalomelektrode (GKE) die Bezugselektrode. Als Gegenelektrode diente nichtrostender Stahl der Werkstoffnummer 1.4571.

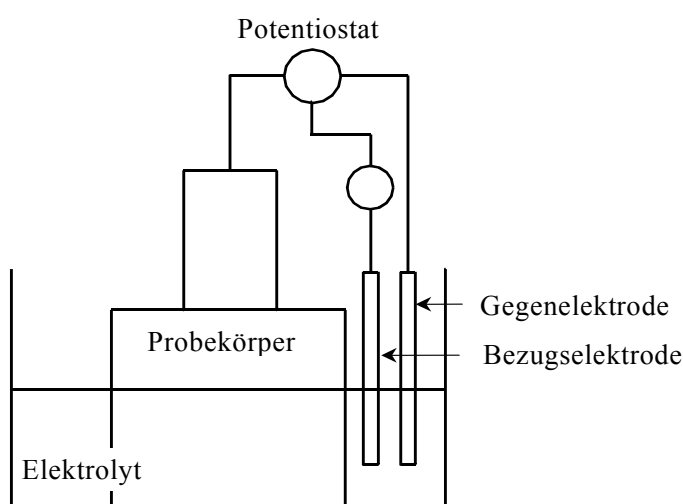


Abbildung 6.3: Schematisierter Versuchsaufbau zur Durchführung der potentiodynamischen und potentiostatischen Versuche

Das freie Korrosionspotential wurde am aufgebauten Versuch nach 24 Stunden gemessen („Ruhepotential vor Versuchsbeginn“). Das Potential wurde von -300 mV bzw. -200 mV unter dem gemessenen freien Korrosionspotentialen (Ausgangspotential) innerhalb 120 Minuten (Laufzeit) um 1200 mV erhöht, was einer Potentialänderungsgeschwindigkeit von 0,17 mV/s entspricht.

6.3.3 Elektrochemische Untersuchungen zum Einfluss des Sulfats auf das Korrosionsverhalten

Bei unlegiertem und sendzimirverzinktem Stahl wurden zusätzlich Versuchsreihen zum Einfluss des Sulfats und unterschiedlicher pH-Werte durchgeführt. Diese Versuchsreihen sollten zeigen, wie die Metallauflösung bei unlegiertem und sendzimirverzinktem Stahl vom Sulfatgehalt und vom pH-Wert abhängt. Bei Stahl ist z.B. bekannt, dass durch Sulfat- sowie Chloridionen an passiven Oberflächen Lochkorrosion ausgelöst werden kann.

Für Untersuchungen zum Einfluss des Sulfats auf das Korrosionsverhalten von Stahl und verzinktem Stahl wurden 2 cm x 8 cm große Metallstreifen verwendet. Die Vorbehandlung der Proben erfolgte analog Abschnitt 6.3.2. Die Metallbleche wurden ohne Gipseinbettung direkt in den Elektrolyten getaucht. Nach 15 Minuten Eintauchen der Probe in die jeweilige Lösung wurde das sich einstellende freie Korrosionspotential (GKE) gemessen. Der Beginn der potentiodynamischen Messungen erfolgte bei unlegiertem Stahl ab einem Potential von 0,3 Volt unter dem gemessenen freien Korrosionspotential (Ausgangspotential) und wurde innerhalb 120 Minuten (Laufzeit) um 1200 mV, entsprechend einer Potentialänderungsgeschwindigkeit von 0,17 mV/s, erhöht. Bei sendzimirverzinktem Stahl erfolgte die Messung der potentiodynamischen Gesamtstromdichte-Potentialkurven mit einer Potentialänderungsgeschwindigkeit von 0,3 mV/s über einen Potentialbereich von ca. 3,0 Volt.

6.3.4 Auswertung der elektrochemischen Versuche

Die Auswertung der elektrochemischen Versuche erfolgte nach folgenden Kriterien:

- Lage des freien Korrosionspotentials (Ruhepotential)
- Kurvenverlauf (Länge und Lage des Passivbereichs)
- Lage des Durchbruchpotentials
- Steigung der Stromdichte-Potentialkurve beim Ruhepotential (Kehrwert des Polarisationswiderstands)
- Beurteilung des Erscheinungsbildes der Metalle nach dem Versuch.

6.4 Versuchsergebnisse

6.4.1 Unlegierter Stahl

6.4.1.1 Auslagerungsversuche

- 100% relative Luftfeuchte, 20 °C

Abbildung 6.4 zeigt den Korrosionsabtrag von in Gips eingebetteten Stahlblechen nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei konstant 100% relativer Luftfeuchte und 20 °C. Der Auslagerung ging eine 1-wöchige Vortrocknung der Probekörper bei Raumklima voraus.

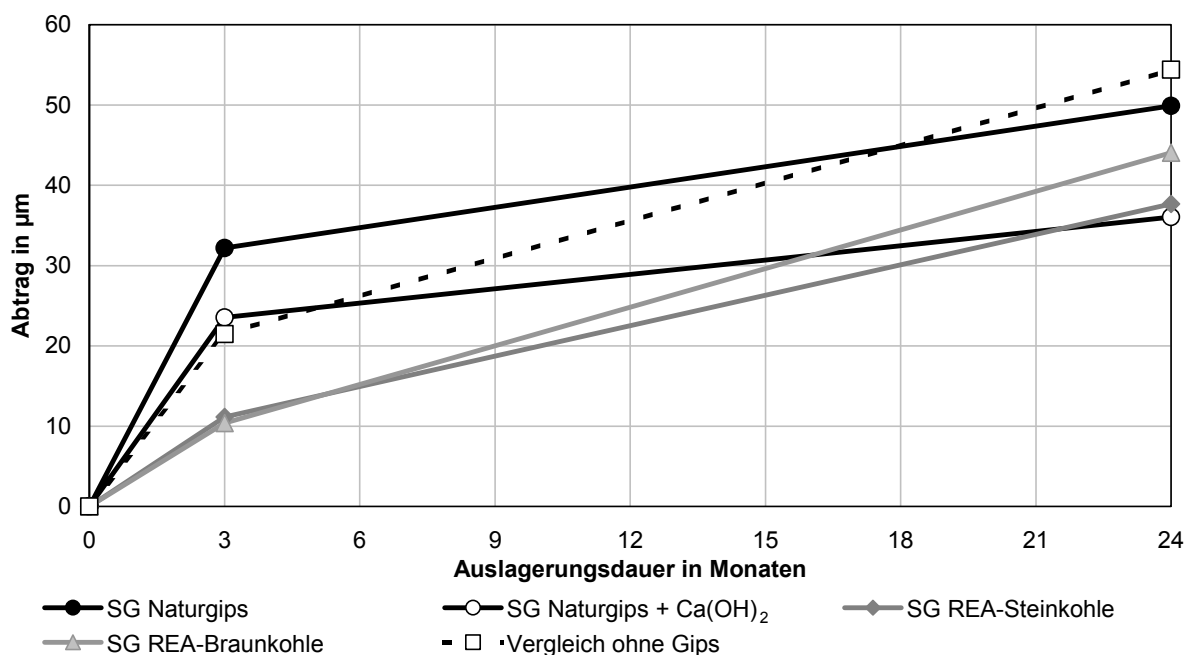


Abbildung 6.4: Abtrag von in Gips eingebettetem unlegiertem Stahl nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 100% relativer Luftfeuchte mit 1-wöchiger Vortrocknung (SG: Stuckgips)

Generelle Betrachtung: Der korrosionsbedingte Abtrag von unlegiertem Stahl in nassem Gips mit 1-wöchiger Vortrocknung ist stark ausgeprägt und zeitlich zunehmend (Basis: Betrachtungszeitraum 2 Jahre). Die Korrosionsgeschwindigkeit ist im Betrachtungszeitraum zeitlich abnehmend, was auf eine gewisse Schutzwirkung der sich bildenden Korrosionsprodukte hindeutet.

Einfluss der Gipsart: Nach 3 Monaten ist der Abtrag in Stuckgips Naturgips mit etwa 30 µm um den Faktor 3 höher als in den Stuckgipsen REA-Steinkohle bzw. REA-Braunkohle (10 µm). Nach 24 Monaten werden die Unterschiede im Abtrag des unlegierten Stahls in Stuck-

gips Naturgips (50 μm) und in REA-Gipsen (etwa 40 μm) geringer. Der Korrosionsangriff des unlegierten Stahls unterscheidet sich in den REA-Gipsen nur unwesentlich.

Ca(OH)₂-Zugabe: Eine Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid zum Stuckgips Naturgips wirkt sich insgesamt etwas abtragsmindernd aus.

Vortrocknung: Wie der Vergleich der Auslagerung ohne und mit 1-wöchiger Vortrocknung zeigt, wird der Korrosionsangriff durch eine vorübergehende Vortrocknung gegenüber einer Auslagerung ohne Vortrocknung der Probekörper erheblich verstärkt (Abbildung 6.5).

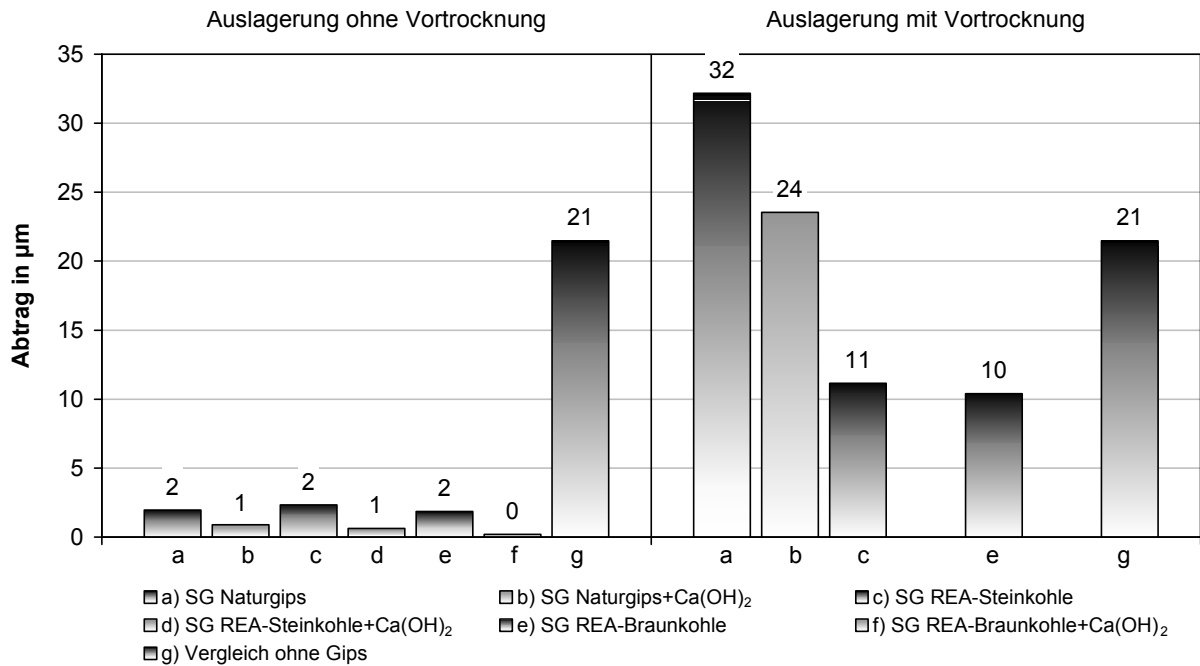


Abbildung 6.5: Vergleich des Abtrags von in Gips eingebettetem unlegiertem Stahl, ohne und mit 1-wöchiger Vortrocknung (Auslagerung 3 Monate bei 100% rel. F.; SG: Stuckgips)

Auch bei der Auslagerung ohne Vortrocknung kann ein verminderter Abtrag von in alkalisierten Gipsen im Vergleich zu in nicht alkalisierten Gipsen eingebettetem Stahl festgestellt werden. Dabei sind die Korrosionserscheinungen in alkalisierten Gipsen nur gering und lokal vorhanden, wogegen in nicht alkalisierten Gipsen die Oberfläche gleichmäßig abtragende Korrosion aufweist (Farbabbildung 10, Anhang S. 232).

Vergleich zu unlegiertem Stahl ohne Gipskontakt: Langfristig gesehen ist der Korrosionsangriff von unlegiertem Stahl in nassem Gips geringer als bei 100% relativer Luftfeuchte ohne Kontakt zu Gips.

Potentialmessungen bei 100% relativer Luftfeuchte (Auslagerung mit Vortrocknung)

Abbildung 6.6 zeigt die Messergebnisse der Ruhepotentiale von in unterschiedlichen Gipsen eingebettetem unlegiertem Stahl bei konstant 100% relativer Luftfeuchte und 20 °C (Auslagerung mit Vortrocknung).

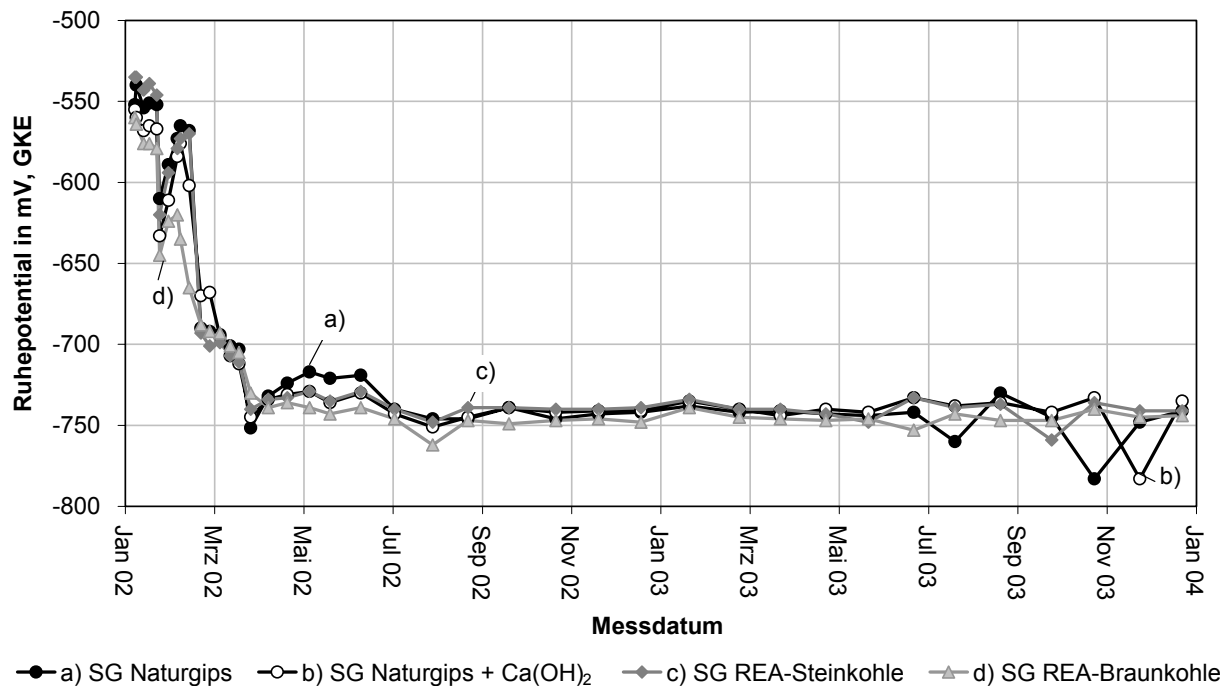


Abbildung 6.6: Ruhepotentiale (GKE) von in Gips eingebettetem unlegiertem Stahl über 24 Monate bei 100% relativer Luftfeuchte mit Vortrocknung (SG: Stuckgips)

Zu Auslagerungsbeginn liegen sämtliche Ruhepotentiale bei $-0,55$ Volt (GKE). Nach 3 Monaten sinken die Ruhepotentiale deutlich ab und stabilisieren sich bei etwa $-0,75$ Volt. Es sind damit nur geringe Unterschiede im Verlauf der Ruhepotentiale zwischen in unterschiedlichen Gipsen eingebettetem unlegiertem Stahl vorhanden. Auch diese Ergebnisse zeigen, dass bei der Korrosion von unlegiertem Stahl in Gips bei nasser Lagerung mit Vortrocknung weder die Zugabe von Calciumhydroxid noch die Gipsart einen wesentlichen Einfluss auf das Korrosionsverhalten hat.

Bei unlegiertem Stahl in Kontakt mit nassen Stuckgipsen mit Vortrocknung sind die Oberflächen mit borkenförmig aufgewachsenen Korrosionsprodukten bedeckt, die bei Entfernung des Gipses zum Teil mit abgelöst werden (Farbabbildungen 8 und 9, Anhang S. 230 ff). Vom Korrosionstyp her handelt es sich um eine starke, gleichmäßig abtragende (Flächen-) Korrosion. Zum Vergleich zeigt Farbabbildung 10 (Anhang S. 232) die nur gering ausgeprägte Korrosion von unlegiertem Stahl in Stuckgipsen nach 3-monatiger Auslagerung ohne Vortrocknung.

- 95% relative Luftfeuchte, 20 °C

Abbildung 6.7 zeigt den Korrosionsabtrag von in Gips eingebetteten Stahlblechen nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 95% relativer Luftfeuchte und 20 °C.

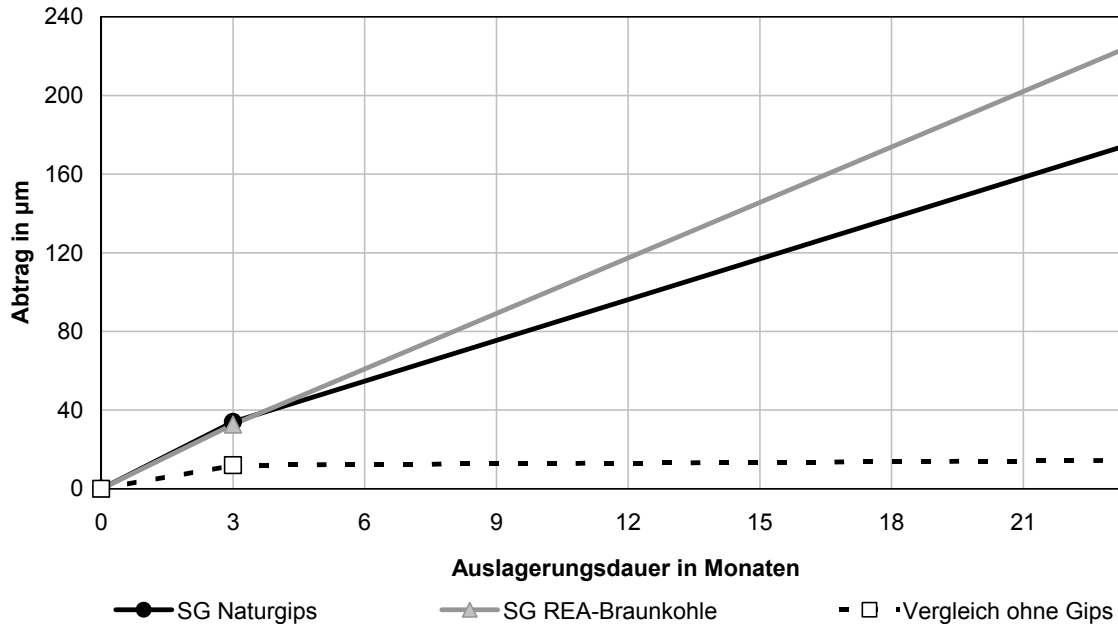


Abbildung 6.7: Abtrag von in Gips eingebettetem unlegiertem Stahl nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 95% relativer Luftfeuchte (SG: Stuckgips)

Generelle Betrachtung: Der Abtrag von unlegiertem Stahl in Gips bei Lagerung der Proben bei 95% relativer Luftfeuchte ist sehr stark ausgeprägt (Basis: Betrachtungszeitraum 2 Jahre) und zeitlich zunehmend. In Stuckgips REA-Braunkohle wurden mehr als 9% der Ausgangsmasse durch Korrosion abgetragen. Die Korrosionsgeschwindigkeit ist im Betrachtungszeitraum nahezu konstant; eine Schutzwirkung von Korrosionsprodukten liegt somit nicht vor.

Einfluss der Gipsart: Nach 3 Monaten beträgt der Abtrag in Stuckgips Naturgips und in Stuckgips REA-Braunkohle gleichermaßen etwa 40 µm und liegt nach 24 Monaten in Stuckgips REA-Braunkohle bei etwa 230 µm, in Stuckgips Naturgips bei 180 µm.

Vergleich zu unlegiertem Stahl ohne Gipskontakt: Der Angriff ist unter den genannten Korrosionsbedingungen (sehr starker Korrosionsangriff) erheblich ausgeprägter als von nicht mit Gips in Kontakt befindlichem unlegiertem Stahl (mäßig starker Korrosionsangriff).

Farbabbildung 11 (Anhang S. 233) zeigt die sehr voluminösen Korrosionsprodukte nach 2-jähriger Auslagerung auf dem Stahl und auf der abgelösten Gipskontaktfläche. Die Korrosionsprodukte sind deutlich poröser als im Fall der zuvor beschriebenen Nasslagerung (100% relative Luftfeuchte).

- 75% relative Luftfeuchte (20 °C) und unbewittertes Außenklima

Abbildung 6.8 und Abbildung 6.9 zeigen den Korrosionsabtrag von in Gips eingebetteten und mit Gipsstaub kontaminierten unlegierten Stahlblechen nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 75% relativer Luftfeuchte (20 °C) sowie in unbewittertem Außenklima.

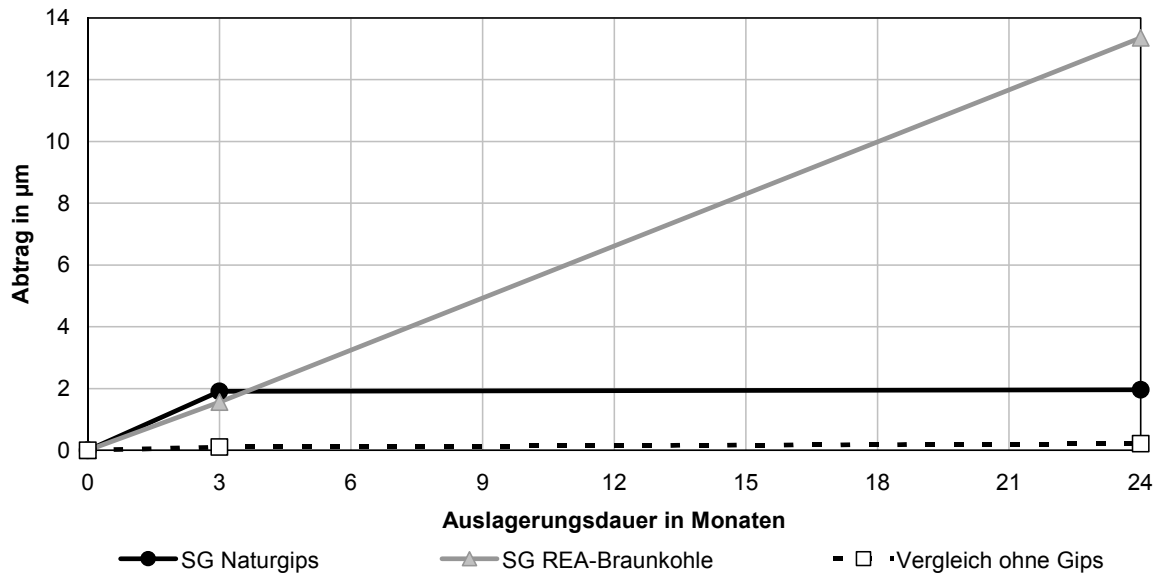


Abbildung 6.8: Abtrag von in Gips eingebettetem unlegiertem Stahl nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 75% relativer Luftfeuchte (SG: Stuckgips)

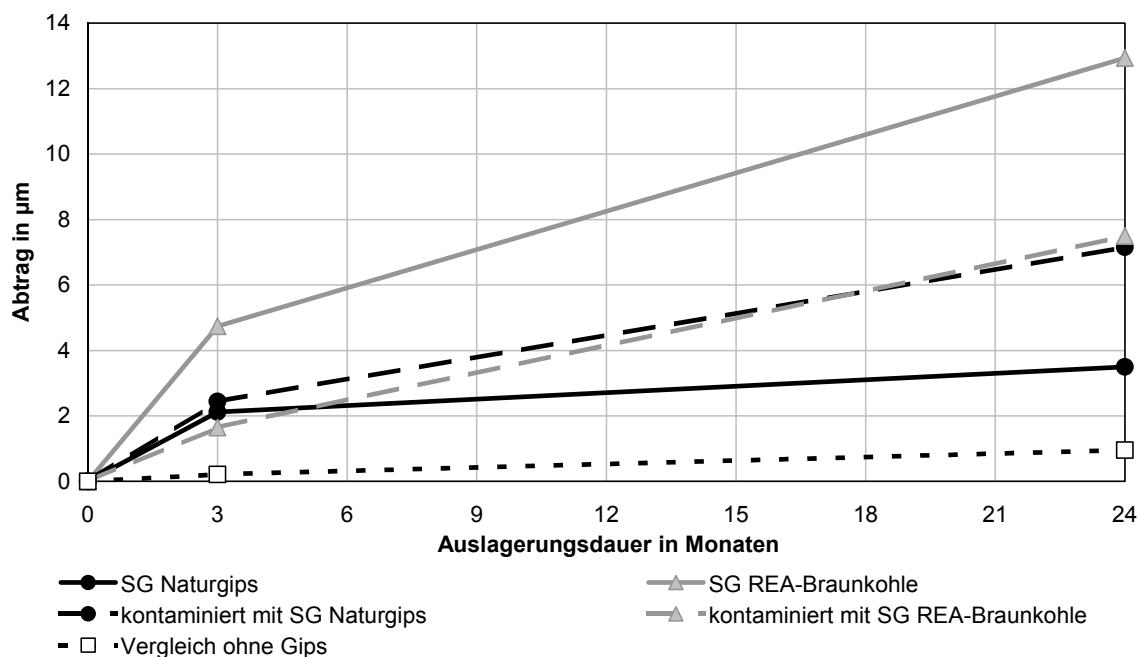


Abbildung 6.9: Abtrag von in Gips eingebettetem und mit Gipsstaub beaufschlagtem unlegiertem Stahl nach 3- und 24-monatiger Auslagerung in unbewittertem Außenklima (SG: Stuckgips)

Bei 75% relativer Luftfeuchte (20 °C) sowie in unbewittertem Außenklima wurde ein vergleichbares Korrosionsverhalten von in Gips eingebettetem unlegiertem Stahl festgestellt. Dies ist insofern verständlich, da in Stuttgart eine mittlere relative Luftfeuchte von 75% vorherrscht.

Generelle Betrachtung: Der Abtrag von unlegiertem Stahl in Gips ist unter den genannten Bedingungen gering (in Stuckgips Naturgips) bzw. mäßig stark (in Stuckgips REA-Braunkohle) ausgeprägt und in Stuckgips REA-Braunkohle sowie bei mit Gipsstaub kontaminierten Stahlblechen zeitlich zunehmend (Basis: Betrachtungszeitraum 2 Jahre). Die Korrosionsgeschwindigkeit ist bei 75% relativer Luftfeuchte in Stuckgips REA-Braunkohle im Betrachtungszeitraum nahezu konstant. In Stuckgips Naturgips bei 75 % relativer Luftfeuchte und in allen untersuchten Gipsen bei Auslagerung im unbewittertem Außenklima ist die Korrosionsgeschwindigkeit zeitlich abnehmend.

Einfluss der Gipsart: Nach 3 Monaten ist der Stahlabtrag bei fast allen Probekörpern in derselben Größenordnung (ca. 2 µm) bis auf in Stuckgips REA-Braunkohle eingebettetem Stahl (ca. 5 µm). Nach 2 Jahren beträgt der Abtrag in Stuckgips Naturgips um 3 µm und in Stuckgips REA-Braunkohle 13 µm.

Kontamination von Proben: Mit Gipsstaub aus Stuckgips Naturgips bzw. Stuckgips REA-Braunkohle kontaminierte Proben verhalten sich vergleichbar. Der Korrosionsangriff liegt mit einem Abtrag von 7 µm oberhalb der in Stuckgips Naturgips eingebetteten Proben (3 µm), war aber etwas geringer als bei in Stuckgips REA-Braunkohle eingebetteten Proben (13 µm).

Vergleich zu unlegiertem Stahl ohne Gipskontakt: Der Korrosionsangriff von nicht mit Gips in Kontakt befindlichen Proben ist unter den genannten Korrosionsbedingungen sehr gering und auch vergleichsweise deutlich geringer als bei eingegipstem unlegiertem Stahl.

Farbabbildungen 12 und 13 (Anhang S. 234 ff) zeigen die Korrosionserscheinungen unter den beschriebenen Korrosionsbedingungen. Die Rostbildung ist insgesamt deutlich schwächer ausgeprägt als bei den zuvor beschriebenen aggressiveren klimatischen Bedingungen. Die Farbabbildungen zeigen den deutlich stärkeren Korrosionsangriff der in Stuckgips REA-Braunkohle eingebetteten Proben im Vergleich zu den in Stuckgips Naturgips eingebetteten Proben. Mit Gipsstaub kontaminierte Stahlbleche weisen stets das in Farbabbildung 13 unten gezeigte Erscheinungsbild mit gleichmäßiger Rostverteilung über die gesamte Oberfläche auf.

- Aussenklima ungeschützt, bewittert

Abbildung 6.10 zeigt den Korrosionsabtrag von in Gips eingebetteten Stahlblechen nach 3- und 24-monatiger Auslagerung in ungeschütztem Außenklima.

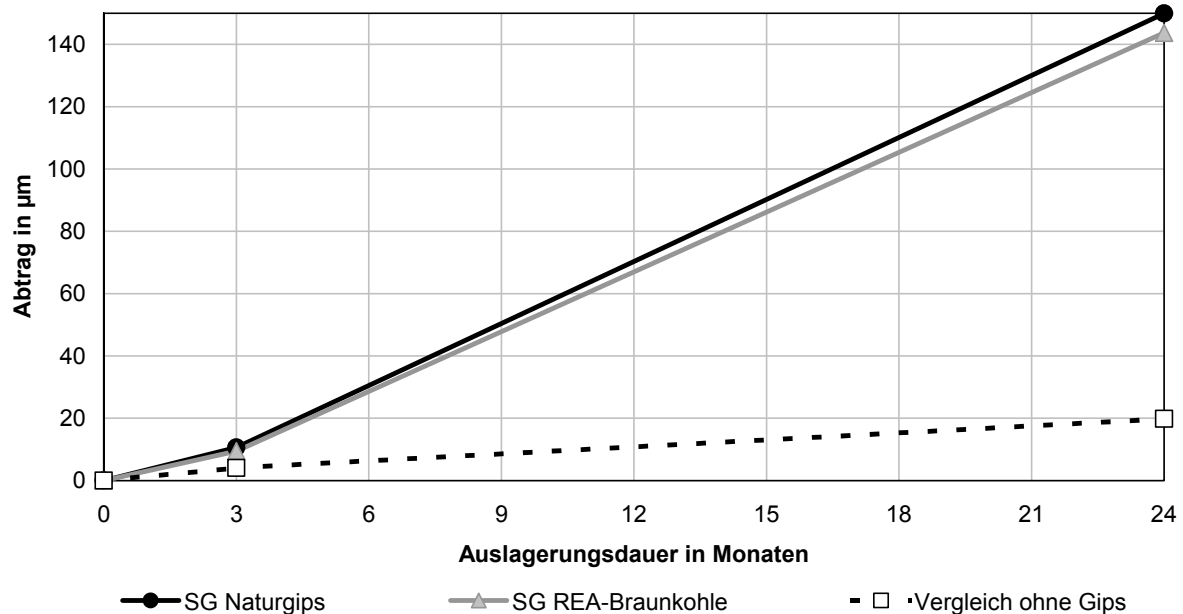


Abbildung 6.10: Abtrag von in Gips eingebettetem unlegiertem Stahl nach 3- und 24-monatiger Auslagerung in bewittertem Außenklima (SG: Stuckgips)

Generelle Betrachtung: Der Abtrag von in Gips eingebettetem unlegiertem Stahl in bewittertem Außenklima ist sehr stark ausgeprägt und zeitlich zunehmend (Basis: Betrachtungszeitraum 2 Jahre). Der Korrosionsangriff erfolgte im Betrachtungszeitraum nahezu konstant; eine Schutzwirkung von Korrosionsprodukten liegt somit nicht vor.

Einfluss der Gipsart: Nach 3 Monaten liegt der Abtrag in den Stuckgipsen Naturgips und REA-Braunkohle gleichermaßen bei etwa 10 µm und nach 2 Jahren um 145 µm. Der Korrosionsangriff in den verschiedenen Gipsen unterscheidet sich nicht.

Vergleich zu unlegiertem Stahl ohne Gipskontakt: Der Korrosionsangriff von eingebettetem unlegiertem Stahl unter den genannten Korrosionsbedingungen (sehr starker Angriff) ist erheblich ausgeprägter als von nicht mit Gips in Kontakt befindlichen Proben.

Farbabbildung 14 (Anhang S. 236) zeigt für bewitterte Auslagerung typische Korrosionsercheinungen. Die Oberflächen der eingebetteten Stahlbleche sind mit dicken Rostborken überzogen.

- Auslagerung mit einmaliger kurzzeitiger Wasserlagerung

Abbildung 6.11 zeigt den Korrosionsabtrag von in Gips eingebetteten Stahlblechen nach 10 Tagen bei einmaliger kurzzeitiger Wasserlagerung im Alter von 60 h.

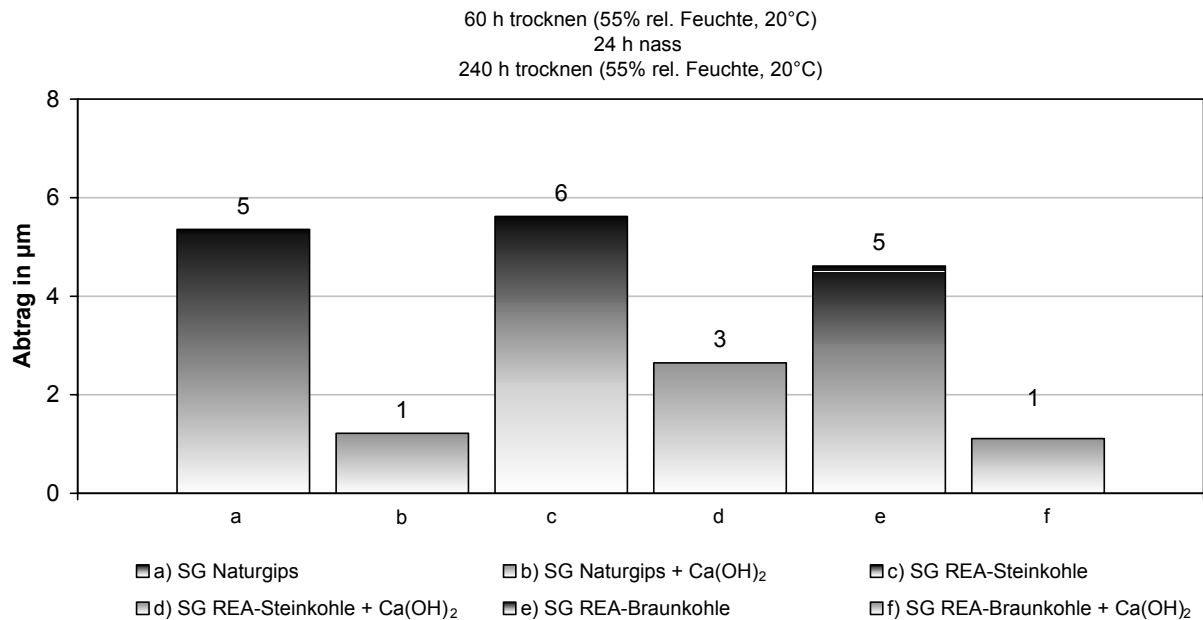


Abbildung 6.11: Abtrag von in Gips eingebettetem unlegiertem Stahl nach 10 Tagen mit einmaliger kurzzeitiger Wasserlagerung (SG: Stuckgips)

Man erkennt, dass bereits eine einmalige kurzzeitige Durchnässung der Gipsproben zu einer merklichen Stahlkorrosion führt, wobei kein besonderer Einfluss der Gipsart besteht. Bei mit 1,5 M.-% Calciumhydroxid versetzten ist der Korrosionsangriff hier geringer als bei Proben ohne Zugabe von Ca(OH)₂.

Als Korrosionsprodukte wurden bei in allen Stuckgipsen eingebettetem unlegiertem Stahl mittels energiedispersiver Röntgenbeugungsanalyse vor allem Magnetit (Fe₃O₄) und geringe Mengen an Goethit (FeOOH) identifiziert (Abbildungen 10.25 ff, Anhang S. 205 ff). Dabei entsteht zunächst als primäres Korrosionsprodukt Eisen(II)-Hydroxid, das sich bei pH-Werten > 5 zu Goethit, bei langsamer Oxidation zu Magnetit umsetzt. Der so entstehende Magnetit ist feindispers und bildet keine korrosionshemmenden Schichten [Grauer 1981].

Eine ausführliche Gegenüberstellung der Abtragswerte von Stahl in unterschiedlichen Gipsen und Klimaten ist in den Abbildungen 10.9 und 10.10 (Anhang S. 194), aufgeteilt nach der Auslagerungsdauer, dargestellt.

6.4.1.2 Elektrochemische Untersuchungen

Bei in Gips eingebettetem unlegiertem Stahl wurden zur Durchführung der elektrochemischen Untersuchungen die in Tabelle 6.2 angegebenen Potentiale gemessen, bzw. eingestellt.

Probenbezeichnung	Ruhepotential vor Versuchsbeginn in mV (GKE)	Ausgangspotential in mV (GKE)
Stahl in SG Naturgips	-630	-930
Stahl in SG Naturgips mit 1,5 M.-% Ca(OH)_2	-635	-935
Stahl in SG REA-Steinkohle	-655	-855
Stahl in SG REA-Steinkohle mit 1,5 M.-% Ca(OH)_2	-683	-883
Stahl in SG REA-Braunkohle	-670	-870
Stahl in SG REA-Braunkohle mit 1,5 M.-% Ca(OH)_2	-654	-860

Tabelle 6.2: Zusammenstellung der charakteristischen Potentiale für die Durchführung der Versuche bei unlegiertem Stahl (SG: Stuckgips)

Einfluss der Gipsart: Die Ruhepotentiale vor Versuchsbeginn von in verschiedenen Gipsen eingebettetem unlegiertem Stahl unterscheiden sich insgesamt nur gering. Somit ist kein Einfluss der Gipsart vorhanden.

Ca(OH)_2 -Zugabe: Eine Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid zu den Gipsen wirkt sich nicht auf das Ruhepotential aus.

- Potentiodynamische Stromdichte-Potentialkurven

Abbildung 6.12 zeigt die potentiodynamisch gemessenen Stromdichte-Potentialkurven von in Gips eingebettetem unlegiertem Stahl.

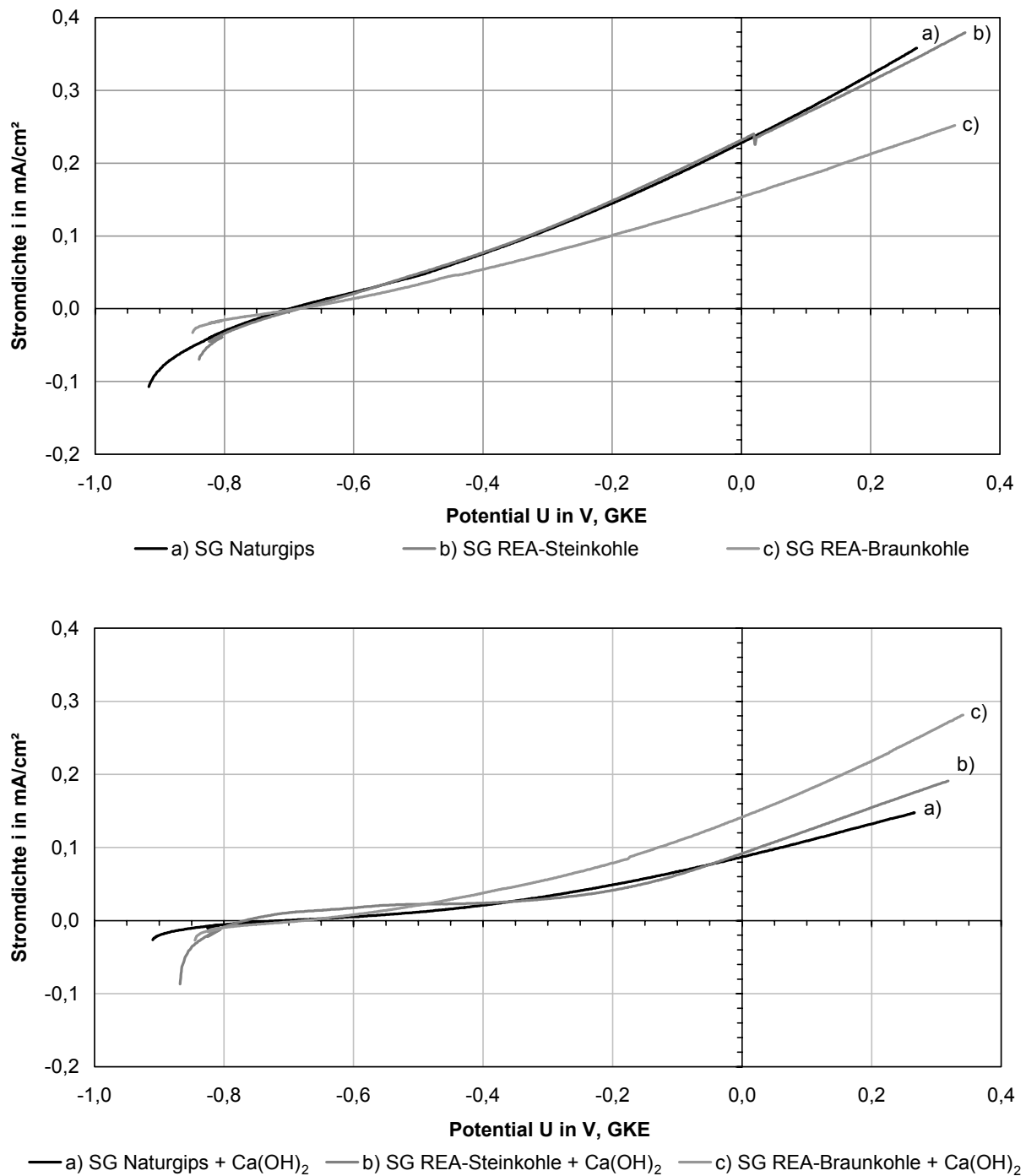


Abbildung 6.12: Stromdichte-Potentialkurven von in Gips eingebettetem unlegiertem Stahl (oben: ohne $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Zugabe; unten: mit $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Zugabe; SG: Stuckgips)

Generelle Betrachtung: Die Stromdichte-Potentialkurven sind mit zunehmendem Potential ansteigend. Es sind keine ausgeprägten Passivbereiche vorhanden. Die Ruhepotentiale liegen in allen Gipsen in derselben Größenordnung. Aufgrund des gleichmäßigen Anstiegs der Kurven ist in allen Gipsen von einem überwiegend flächig ausgeprägten Korrosionsangriff auszugehen.

Einfluss der Gipsart: Auf das Ruhepotential hat die Gipsart keinen Einfluss. Die Kurven von in Stuckgipsen Naturgips und REA-Steinkohle eingebettetem unlegiertem Stahl verlaufen sehr ähnlich., während in nicht alkalisiertem Stuckgips REA-Braunkohle ein flacherer, in alkalisiertem Stuckgips REA-Braunkohle ein mit zunehmendem Potential steilerer Anstieg der Stromdichte vorhanden ist. In nicht alkalisierten Gipsen ist die Steigung der Tangente beim Ruhepotential in den REA-Gipsen geringer als in Stuckgips Naturgips.

Ca(OH)₂-Zugabe: Ein Anstieg der Ruhepotentiale in den edleren Bereich ist nicht vorhanden. Eine Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid zu den Gipsen hat in Stuckgips Naturgips sowie in Stuckgips REA-Steinkohle einen etwas flacheren Anstieg der Stromdichte und damit geringere Metallauflösung zur Folge. In Stuckgips REA-Braunkohle ist keine Veränderung des Kurvenverlaufs durch die Alkalisierung festzustellen. In Stuckgips REA-Steinkohle ist im Potentialbereich von -0,70 bis -0,35 Volt ein Plateau vorhanden, das im erwähnten Potentialbereich auf eine gehemmte Metallauflösung schließen lässt. Insgesamt hat die Alkalisierung der Stuckgipse keinen passivierenden Einfluss, die Korrosion wird jedoch etwas gehemmt, was die etwas geringeren Tangentensteigungen beim Ruhepotential zeigen.

Nach Durchführung der elektrochemischen Untersuchungen ist unabhängig von der Gipsart in nicht alkalisierten Gipsen deutliche Flächenkorrosion festzustellen. In alkalisierten Gipsen erfolgt der Korrosionsangriff lokal und ist etwas geringer ausgeprägt als in nicht alkalisierten Gipsen.

- Elektrochemische Untersuchungen zum Einfluss des Sulfats

Da durch Zugabe von Calciumhydroxid und trotz zu Versuchsbeginn hohen pH-Werten von 12,1 bis 12,7 (Abschnitt 5.3.2) im Porenwasser der Gipse kein passives Verhalten von in Stuckgipsen eingebettetem Stahl vorhanden war, wurde in einer weiteren Versuchsreihe der Einfluss des Sulfats auf die Korrosion von Stahl in Abhängigkeit vom pH-Wert anhand der Messung von Gesamtstromdichte-Potentialkurven untersucht. Die Durchführung und der Aufbau der Versuche sind in Abschnitt 6.3.3 erläutert.

Die Versuche werden mit Natriumsulfat und Calciumsulfat als Sulfatquelle sowie Natriumhydroxid als Hydroxylionenquelle durchgeführt. Durch die Verwendung von Natriumsulfat kann der Sulfatgehalt des Elektrolyten aufgrund der höheren Löslichkeit im Vergleich zu Calciumsulfat über den einer gesättigten CaSO₄-Lösung variiert werden. In Tabelle 6.3 sind die für die Versuche verwendeten Sulfatquellen und Sulfatkonzentrationen angegeben.

Sulfatquelle	Löslichkeit bei 20 °C	Molgewicht	zugegebene Menge	vorhandene Sulfatkonzentration (berechnet)	
$\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$	2,41 g/l	172,17 g/mol	2,41 g/l	1,34 g/l	0,014 mol/l
Na_2SO_4	1090 g/l	142,02 g/mol	1,983 g/l	1,34 g/l	0,014 mol/l
			3,966 g/l	2,69 g/l	0,028 mol/l
Naturgips	≈ 2,41 g/l	≈ 172 g/mol	2,41 g/l	≈ 1,34 g/l	≈ 0,014 mol/l

Tabelle 6.3: Sulfatkonzentrationen für die Untersuchung des Einflusses von Sulfat in alkalischen Lösungen auf das Korrosionsverhalten von unlegiertem Stahl

In der Porenlösung eines Gipses stellen sich gesättigte Sulfatlösungen mit einer Konzentration von etwa 0,014 mol/l ein. Die Proben wurden deshalb in eine 0,014 molare Na_2SO_4 -Lösung getaucht, die mit NaOH auf die entsprechenden pH-Werte gepuffert wurde. Bei den pH-Werten 11,5 und 12,0 wurden potentiodynamische Stromdichte-Potentialkurven von Stahl in Elektrolyten mit Sulfatkonzentrationen von 0,014 sowie 0,028 mol/l gemessen. Um eventuelle Unterschiede bei Verwendung von reinem CaSO_4 oder Gips zu erkennen, wurden bei pH 11,5 ebenfalls Versuche in gesättigten Sulfatlösungen mit CaSO_4 und mit Stuckgips Naturgips durchgeführt. In Tabelle 6.4 sind die Potentiale für die Durchführung der elektrochemischen Versuche zusammengestellt.

Probenbezeichnung	Ruhepotential vor Versuchsbeginn in mV (GKE)	Ausgangspotential in mV (GKE)
unleg. Stahl, mit NaOH auf pH-Wert 10,5 1,983 g/l Na_2SO_4 (Sulfatkonzentration: 0,014 mol/l)	-581	-881
unleg. Stahl, mit NaOH auf pH-Wert 11,0 1,983 g/l Na_2SO_4 (Sulfatkonzentration: 0,014 mol/l)	-523	-823
unleg. Stahl, mit NaOH auf pH-Wert 11,5 1,983 g/l Na_2SO_4 (Sulfatkonzentration: 0,014 mol/l)	-466	-766
unleg. Stahl, mit NaOH auf pH-Wert 11,5 3,966 g/l Na_2SO_4 (Sulfatkonzentration: 0,028 mol/l)	-504	-804
unleg. Stahl, mit NaOH auf pH-Wert 11,5 2,41 g/l CaSO_4 (Sulfatkonzentration: 0,014 mol/l)	-529	-829
unleg. Stahl, mit NaOH auf pH-Wert 11,5 2,41 g/l SG Naturgips (Sulfatkonzentration: 0,014 mol/l)	-528	-828
unleg. Stahl, mit NaOH auf pH-Wert 12,0 1,983 g/l Na_2SO_4 (Sulfatkonzentration: 0,014 mol/l)	-348	-648
unleg. Stahl, mit NaOH auf pH-Wert 12,0 3,966 g/l Na_2SO_4 (Sulfatkonzentration: 0,028 mol/l)	-379	-679
unleg. Stahl, mit NaOH auf pH-Wert 12,6 1,983 g/l Na_2SO_4 (Sulfatkonzentration: 0,014 mol/l)	-303	-603

Tabelle 6.4: Zusammenstellung der charakteristischen Potentiale für unlegierten Stahl in verschiedenen Elektrolyten (SG: Stuckgips)

Einfluss der Sulfatquelle: Die Ruhepotentiale vor Versuchsbeginn von unlegiertem Stahl in sulfathaltigen Elektrolyten mit reinem CaSO_4 oder Stuckgips Naturgips als Sulfatquelle unterscheiden sich bei gleichem pH-Wert nicht, sind aber etwas geringer als bei Verwendung von Natriumsulfat. Die herstellungsbedingten Beimengungen in Stuckgips Naturgips haben dagegen keinen Einfluss auf das Ruhepotential.

Einfluss der Sulfatkonzentration: Die Erhöhung der Sulfatkonzentration um den Faktor 2 bei pH 11,5 und 12,0 hat nur eine geringe Absenkung des Ruhepotentials zur Folge.

Einfluss des pH-Wertes: Das Ruhepotential steigt bei Erhöhung des pH-Wertes deutlich an. Dabei ist der größte Anstieg bei Erhöhung von pH 11,5 auf 12,0 vorhanden.

Abbildung 6.13 zeigt potentiodynamisch gemessene Stromdichte-Potentialkurven von unlegiertem Stahl in Elektrolyten mit 1,983 g/l Na_2SO_4 bei unterschiedlichen pH-Werten.

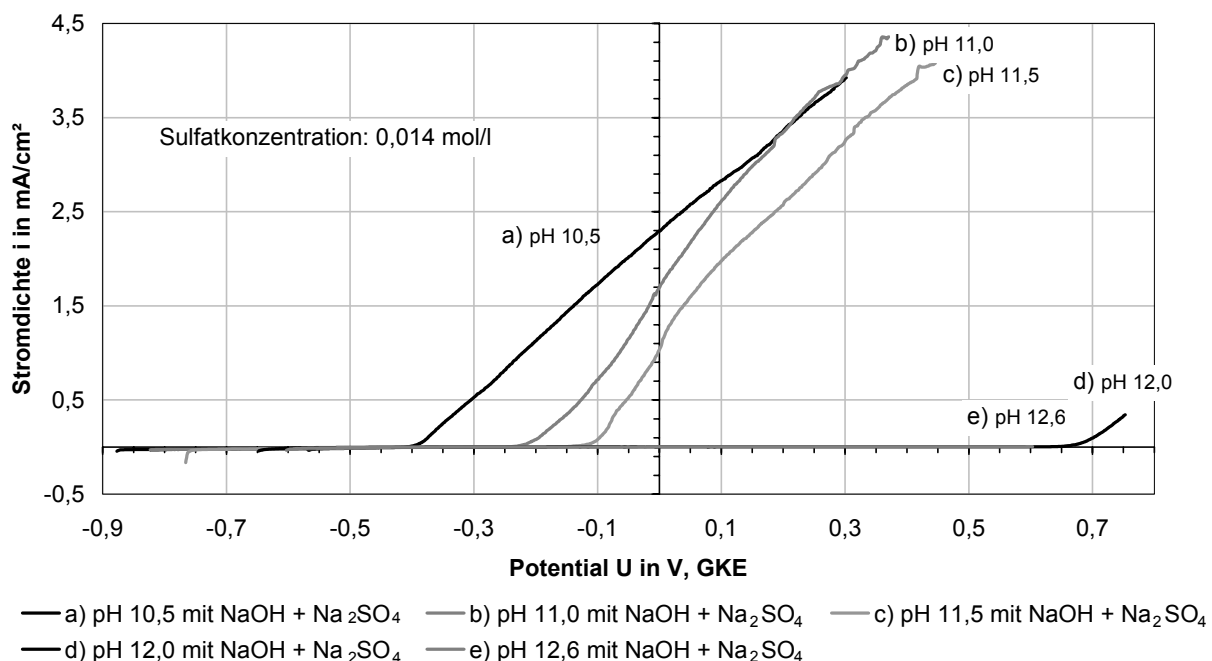


Abbildung 6.13: Stromdichte-Potentialkurven für unlegierten Stahl in Elektrolyten mit unterschiedlichen pH-Werten und 1,983 g/l Na_2SO_4

Generelle Betrachtung: In sämtlichen Elektrolyten sind zunächst Potentialbereiche mit geringen, potentialunabhängigen Stromdichten vorhanden. Bei pH-Werten $\leq 11,5$ sind im weiteren Verlauf starke Anstiege der Stromdichten festzustellen, ab pH 12,0 findet kein Anstieg der Stromdichte im Messbereich statt. Der Anstieg der Stromdichte bei pH 12 ist auf Sauerstoffentwicklung und nicht auf Metallauflösung zurückzuführen, da keine Korrosionserscheinungen am Stahl festzustellen waren.

Einfluss des pH-Wertes: Bei pH 10,5 bis 11,5 sind mit steigendem pH-Wert größer werdende Passivbereiche vorhanden, die sich jedoch nicht auf den gesamten Potentialbereich erstrecken. Bei pH 12,0 findet dagegen im gesamten Potentialbereich keine Metallauflösung statt.

satt. Der Anstieg der Stromdichte ist auf Sauerstoffentwicklung zurückzuführen, da keine Korrosionserscheinungen am Stahl festzustellen waren.

Der Einfluss der Sulfatkonzentration auf den Verlauf der potentiodynamischen Stromdichte-Potentialkurven ist Abbildung 6.14 dargestellt. Es wurden zwei Stromdichte-Potentialkurven von unlegiertem Stahl in Elektrolyten bei pH 11,5 mit unterschiedlichen Sulfatkonzentrationen gemessen.

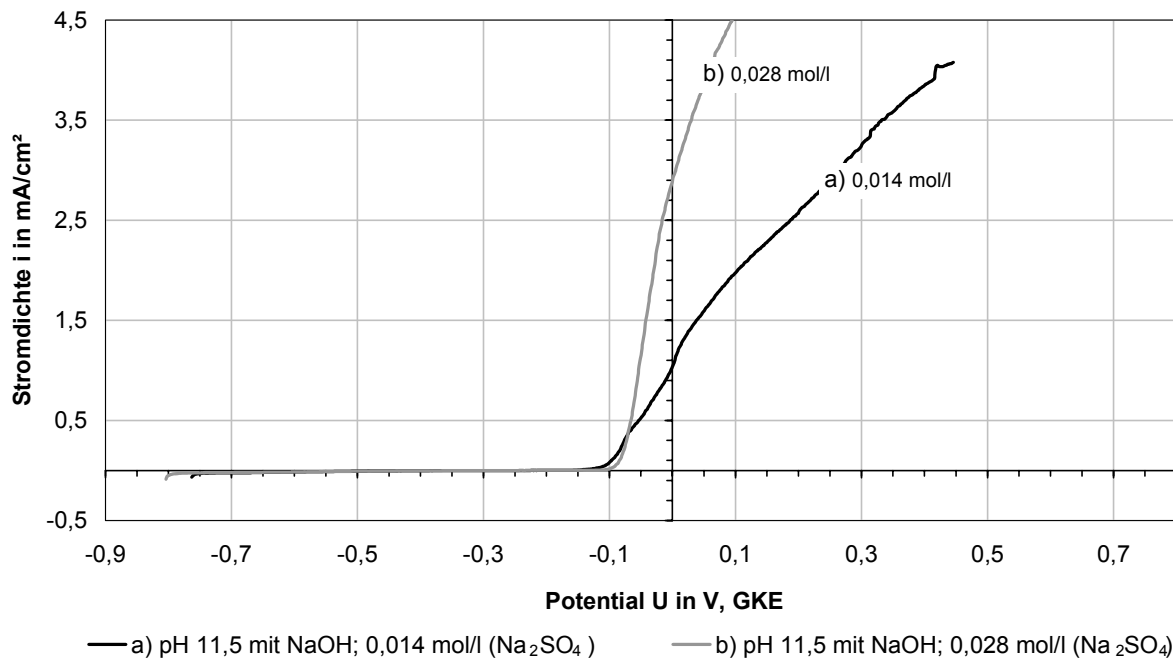


Abbildung 6.14: Stromdichte-Potentialkurven für unlegierten Stahl in Elektrolyten mit unterschiedlichen Sulfatkonzentrationen
(1,983 g/l und 3,966 g/l Na_2SO_4 , pH 11,5)

Der Potentialbereich, in dem passives Verhalten (geringe Stromdichte) des unlegierten Stahls vorhanden ist, ist bei beiden Sulfatkonzentrationen (0,014 und 0,028 mol/l) nahezu identisch. Auch beim Durchbruchpotential sind keine wesentlichen Unterschiede in Abhängigkeit der Sulfatkonzentration festzustellen, jedoch ist die Lochbildungs- bzw. Lochwachstumsrate bei einer Sulfatkonzentration von 0,028 mol/l deutlich höher als bei 0,014 mol/l.

Bei unlegiertem Stahl ist in Elektrolyten mit pH 12,0 bei Erhöhung der Sulfatkonzentration um den Faktor 2 bei einem Potential von +0,3 Volt ein „Durchbruch“ und damit Metallauflösung vorhanden. Bei geringerer Sulfatkonzentration von 0,014 mol/l und bei pH 12,0 zeigt Stahl in diesem Bereich passives Verhalten und es findet nur Sauerstoffentwicklung statt (Abbildung 6.15). Das Ruhepotential sowie die Steigung der Tangente im außenstromlosen Bereich unterscheidet sich dagegen nicht.

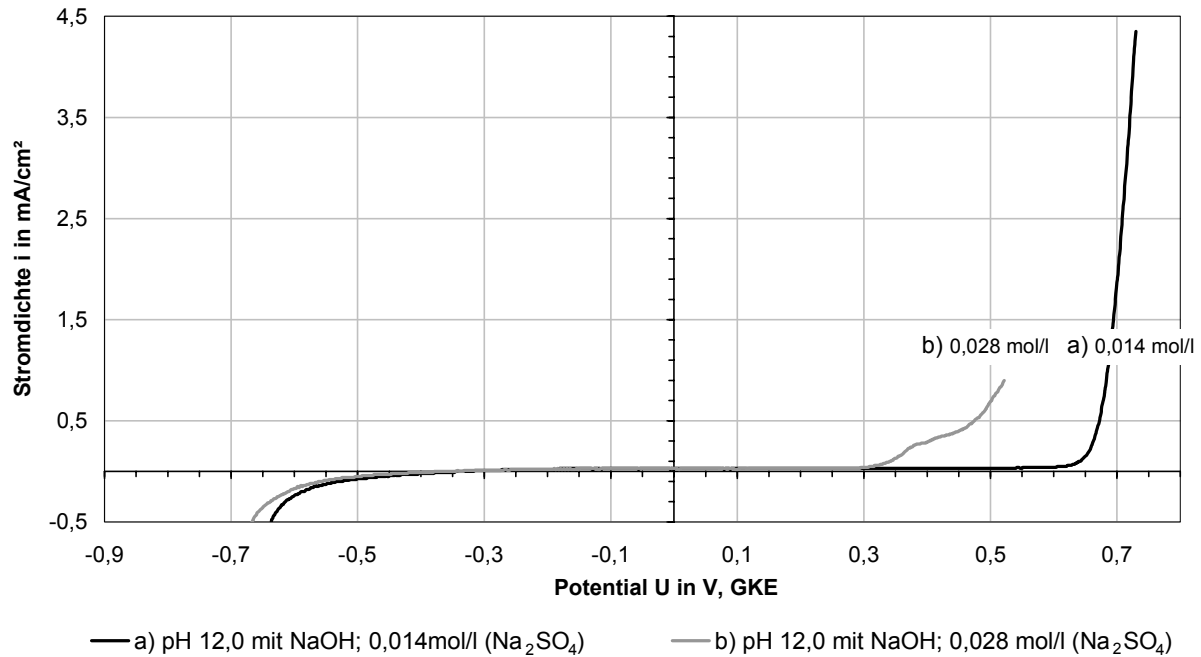


Abbildung 6.15: Stromdichte-Potentialkurven für unlegierten Stahl in Elektrolyten mit unterschiedlichen Sulfatkonzentrationen (0,014 mol/l und 0,028 mol/l mit Na_2SO_4 , pH 12,0)

Für die Versuche zum Einfluss der Sulfatquelle wurden drei Stromdichte-Potentialkurven von unlegiertem Stahl in Elektrolyten mit unterschiedlichen Sulfatquellen bei gleicher Sulfatkonzentration (0,014 mol/l) und mit pH 11,5 gemessen (Abbildung 6.16).

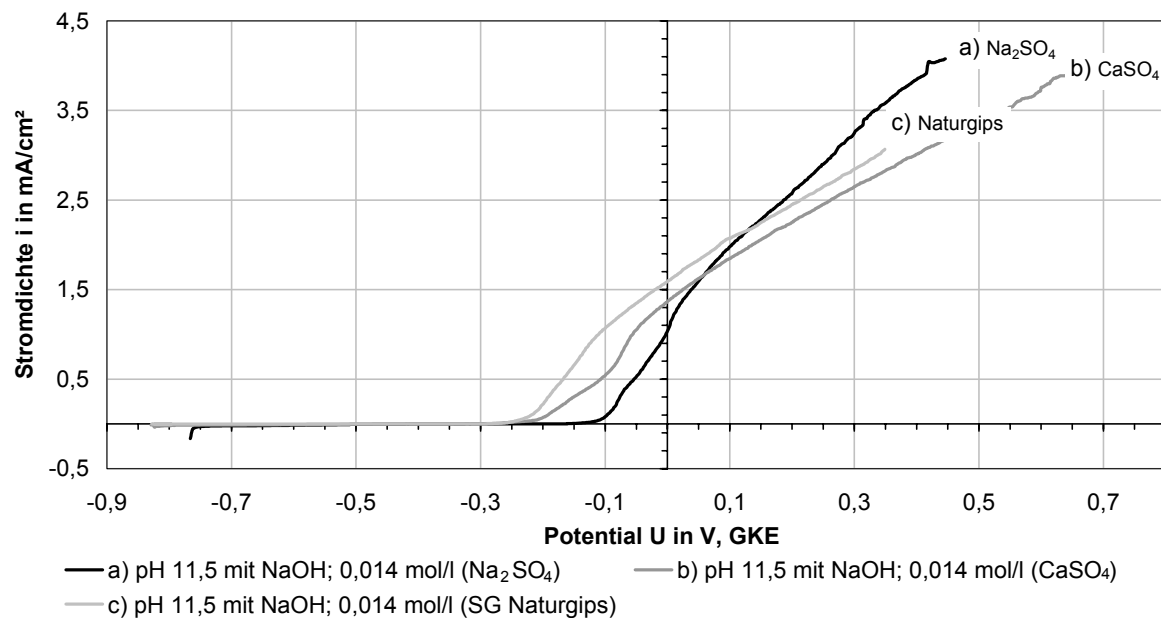


Abbildung 6.16: Stromdichte-Potentialkurven für unlegierten Stahl in Elektrolyten mit unterschiedlichen Sulfatquellen (gleiche Sulfatkonzentration und pH 11,5)

Die Charakteristik der Kurven unterschieden sich insgesamt kaum. Jedoch ist bei Verwendung von Natriumsulfat als Sulfatquelle bei pH 11,5 das Durchbruchpotential bei $-0,1$ Volt, wogegen in calciumhaltigen Elektrolyten das Durchbruchpotential geringer ist ($-0,25$ Volt).

Die bei diesen Untersuchungen gemessenen Stromdichten sind bei gleichem Potential um den Faktor 10 größer als bei in festem Gips eingebetteten Stahlblechen (Abbildung 6.12). Dies ist verständlich, da der Diffusions- und Elektrolytwiderstand in abgebundenem Gips größer ist als in Elektrolyten und die Messungen in abgebundenem Gips nur durch das Porengerüst erfolgen können.

Abbildung 6.17 und Abbildung 6.18 zeigen den Korrosionsangriff, wie er bei oben geschilderten Versuchen zu beobachten war.



Abbildung 6.17: Korrosionsangriff an unlegiertem Stahl in CaSO_4 -Lösung (Sulfatkonzentration: $0,014 \text{ mol/l}$) bei pH 11,5 (25-fache Vergrößerung)

Deutlich ist zu erkennen, dass der Korrosionsangriff durch Lochkorrosion erfolgt. Dabei sind die zahlreichen Korrosionsnarben über die gesamte Oberfläche verteilt. Auch in Elektrolyten mit Natriumsulfat tritt Lochkorrosion mit ähnlichem Erscheinungsbild auf (Abbildung 6.18). Der Einfluss des Calciums im Vergleich zum Natrium ist an trotz höheren pH-Wertes des Elektrolyten zahlreicher vorhandenen Korrosionsnarben erkennbar.

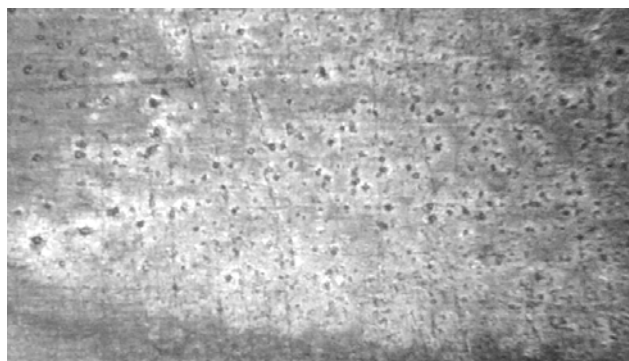


Abbildung 6.18: Korrosionsangriff an unlegiertem Stahl exemplarisch in Na_2SO_4 -Lösung (Sulfatkonzentration: $0,014 \text{ mol/l}$) bei pH 11,0 (25-fache Vergrößerung)

In Abbildung 6.19 ist der Verlauf der Durchbruchpotentiale in Abhängigkeit vom pH-Wert und der Sulfatquelle dargestellt.

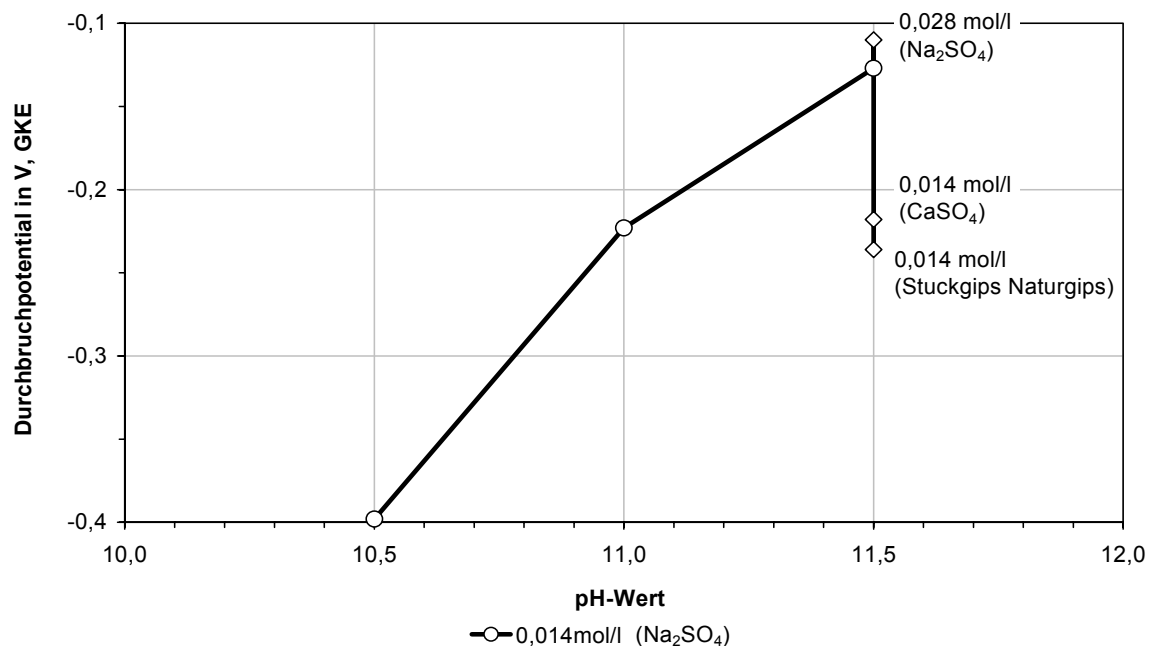


Abbildung 6.19: Durchbruchpotentiale bei unlegiertem Stahl in sulfathaltigen Lösungen in Abhängigkeit vom pH-Wert und der Sulfatkonzentration

Das Durchbruchpotential steigt mit dem pH-Wert an. Der Korrosionsangriff erfolgt in Form von Lochkorrosion. Der Einfluss der Sulfatquelle zeigt, dass Calciumsulfat im Vergleich zu Natriumsulfat eine Absenkung des Lochfraßpotentials zur Folge hat. Allgemein ist bekannt, dass das Lochfraßpotential mit abnehmenden pH-Werten geringer wird [Kaesche 1990]. Dieser Sachverhalt kann anhand der durchgeführten Versuche bestätigt werden. Die Sulfationenkonzentration hat in dem untersuchten Bereich nur einen geringen Einfluss auf das Lochfraßpotential. Bei Verdoppelung der Sulfatkonzentration wurde hier lediglich ein steilerer Anstieg der Stromdichte-Potentialkurve nach Durchbruch der Passivschicht festgestellt.

6.4.1.3 Zusammenfassung und Bewertung

Unlegierter Stahl wird in Kontakt mit Gips infolge Korrosion angegriffen.

Wassergehalt: Der Korrosionsabtrag wird in erster Linie durch den Wassergehalt im Gips bestimmt:

- Bei Anwendung in Klimaten mit 95% relativer Luftfeuchte und bei Bewitterung mit zeitweisen Wasserzutritt erfolgt ein sehr starker Angriff. Unter diesen Bedingungen sind die Poren des erhärteten Gipses nur teilweise mit Wasser gefüllt. Der für die Korrosion erforderliche Elektrolyt ist vorhanden und Sauerstoff kann in ausreichendem Maße zum eingebetteten Stahl vordringen.

- Bei ständiger Anwendung in Klimaten mit 100% relativer Luftfeuchte erfolgt ein mäßig starker, bei ständiger Wassersättigung ein geringer Angriff, der jedoch eine deutliche Rotrostbildung zur Folge hat. Unter diesen Bedingungen wird der Zutritt von Sauerstoff im Vergleich zu den vorgenannten Bedingungen stark behindert. Die Korrosion kann stark zunehmen, falls der Gips Gelegenheit zur Austrocknung hat. Unter diesen Bedingungen sind die Voraussetzungen für die Korrosion von unlegiertem Stahl (ausreichende Elektrolytmenge, Sauerstoffzutritt) gleichermaßen erfüllt.
- Bei Anwendung in Klimaten mit $\leq 75\%$ relativer Luftfeuchte und bei Anwendung im Freien ohne Bewitterung (kein Zutritt von Regen, Tau, etc.) erfolgt je nach Gipsart ein sehr geringer bis mäßig starker Angriff. In diesen Fällen befindet sich im Porensystem des erhärteten Gipses nahezu kein Wasser (Abschnitt 5.1.2), so dass sich auch der für die Stahlkorrosion in Gips nachteilige sulfathaltige Elektrolyt nicht bilden kann. Das Korrosionsverhalten eingebetteter Metalle wird nahezu ausschließlich durch das hygroskopische Verhalten von Gips-Inhaltsstoffen bestimmt (s.u.).

Einfluss der Gipsart:

- Die Gipsart hat unter stark korrosionsfördernden Verhältnissen (95% rel. F., bewitterte Atmosphäre) keinen Einfluss auf das Korrosionsverhalten unlegierter Stähle.
- Bei Lagerung bei 100% relativer Luftfeuchte mit Vortrocknung ist die starke Stahlkorrosion in Stuckgips Naturgips zunächst eher stärker ausgeprägt als in REA-Gipsen. Die deutlichen Unterschiede in der Anfangskorrosion verringern sich deutlich bei langzeitiger Betrachtung. In ständig nassem Gips (100% rel. F. ohne Vortrocknung) ist der stattfindende geringe Angriff unabhängig von der Gipsart. Auch der Verlauf der Ruhepotentiale zeigte über die nahezu gesamte Auslagerungsdauer keinen Einfluss der Gipsart.
- In „trockenen“ Klimaten ($\leq 75\%$ rel. F., unbewittertes Außenklima), bei denen nur in geringen Mengen Wasser im Porensystem der Gipse vorliegen, ist der im Vergleich zu in Stuckgips Naturgips (geringer Abtrag) hohe Stahlabtrag in Stuckgips REA-Braunkohle (mäßig starker Abtrag) auffällig. Die Charakterisierung der Gipse (Abschnitt 5.2) hatte gezeigt, dass der Chloridgehalt in allen untersuchten REA-Gipsen deutlich höher ist als in Naturgips. Es ist wahrscheinlich, dass Chlorid als Calciumchlorid vorliegt, das bereits bei sehr geringen relativen Luftfeuchten von 32% eine wässrige Lösung bildet. Dies könnte den höheren Abtrag erklären.

Bei einem höheren Wasseranteil im Gips, z.B. in ungeschütztem Außenklima oder bei 100% relativer Luftfeuchte (s.o.), ist der Einfluss von Chlorid auf den Korrosionsabtrag beim eingebetteten unlegierten Stahl offenbar nicht gegeben. Dies kann dadurch erklärt werden, dass im wassergefüllten Porensystem die Chloridkonzentration durch Verdünnung stark abnimmt.

- Bei Kontamination von unlegierten Stahlblechen mit Gipsstaub erfolgt bei Stahl in unbewittertem Außenklima (schwankende relative Luftfeuchte und Temperatur) unabhängig von der Gipsart unter starker Rotrostbildung nur ein geringer Abtrag.

Ca(OH)₂-Zugabe:

- Eine Alkalisierung der Gipse durch die Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid wirkt sich bei solchen Wasserhaushalten vorübergehend abtragsmindernd aus, bei denen die Carbonatisierung aufgrund erschwelter Gasdiffusion gehemmt ist, also z.B. bei ständig oder häufig nassem Gips. In Gipsen mit weitgehend wasserfreien Poren ist kein Einfluss einer Ca(OH)₂-Zugabe zu erwarten. Das überschüssige Anmachwasser liefert dabei die für die Carbonatisierung notwendige Wassermenge. Trotz der raschen Austrocknung kann so der Gips nahezu vollständig carbonatisieren (Abschnitt 5.1.2.5).
- In alkalisierten Gipsen ist auch bei längerzeitig hohen pH-Werten aufgrund des hohen Sulfatgehalts keine vollständige Passivierung des unlegierten Stahls möglich. Bei ständig hohen pH-Werten kann es zu Lochkorrosion kommen, wie die Untersuchungen zum Einfluss des Sulfats zeigen. Auch wenn die Durchbruchspotentiale in edleren Bereichen liegen (pH > 11,5), kann bei einer Potentialverschiebung durch Kontaktkorrosion mit einem edleren Metall, z.B. mit Kupfer, Lochfraß auftreten. Nur bei ständig hohen pH-Werten > 12,0 verhält sich unlegierter Stahl in sulfathaltigen Lösungen (Sulfatkonzentration 0,014 mol/l) stabil passiv. Dauerhaft hohe pH-Werte sind aufgrund der hohen Porosität und der damit verbundenen raschen Carbonatisierung bei erhärtetem Gips auch bei hohen Ca(OH)₂-Zugaben (>> 1,5 M.-%) nicht erreichbar.
- Die gewonnenen Erkenntnisse über den Einfluss des Sulfats auf das Korrosionsverhalten von unlegierten Stählen in alkalischen Elektrolyten werden durch Ergebnisse ähnlicher Untersuchungen in [Behrens (Hrsg) 1988] sowie in [Akolzin 1985] gestützt. Dort wurde aufgeführt, dass Fremdionen wie Chlorid und Sulfat eine dauerhafte Passivierung von Stahl in alkalischen Medien verhindern können. Dabei zeigte sich, dass 0,76 g/l Calciumhydroxid (dies entspricht pH-Werten zwischen 11,5 und 12,5) Stahl nur bis zu einer Natriumsulfatkonzentration von 0,44 g/l (Sulfatkonzentration: 0,003 mol/l) schützen kann.

Unter Korrosionsbedingungen mit starkem Stahlabtrag wird ein borkenförmiges Aufwachsen von Korrosionsprodukten beobachtet. Diese Korrosionsprodukte wachsen in das offene Porensystem des Gipses hinein und treten auch bis zur Gipsoberfläche durch. Auch bei geringem Stahlabtrag können sich so Verfärbungen an der Gipsoberfläche einstellen.

In Abbildung 10.11 (Anhang S. 195) sind typische Anwendungen von unlegiertem Stahl in Kontakt mit Gipsbaustoffen hinsichtlich ihres Korrosionsverhaltens geordnet. Die Einteilung erfolgte anhand der gemessenen Abtragswerte nach 2 Jahren Auslagerung und der Ergebnisse der elektrochemischen Untersuchungen.

6.4.2 Sendzimirverzinkter Stahl

6.4.2.1 Auslagerungsversuche

- Variation des Calciumhydroxidgehaltes

Das Korrosionsverhalten von sendzimirverzinktem Stahl ist u.a. vom Neutralsalzgehalt des angreifenden wässrigen Elektrolyten und von dessen pH-Wert abhängig. Bei in Gipsen eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl beeinflusst deshalb vor allem die mit der Carbonatisierung verbundene Absenkung des pH-Wertes sowie der im Porenwasser vorhandene hohe Sulfatgehalt das Korrosionsverhalten. Für die folgenden Untersuchungen wurden sendzimirverzinkte Stahlbleche in Stuckgips Naturgips mit variierendem Ca(OH)_2 -Gehalt eingebettet. Die Menge des zum Gipspulver zugegebenen Calciumhydroxids wurde für diese Versuche in 7 Schritten variiert (Tabelle 6.5). Die angegebenen pH-Werte wurden vor Versuchsbeginn gemessen. Durch Carbonatisierung des alkalisierten Gipses sinken diese Werte je nach vorhandenen Klimabedingungen unterschiedlich rasch ab.

zugegebene Menge Ca(OH)_2	0,01 M.-% Ca(OH)_2	0,05 M.-% Ca(OH)_2	0,10 M.-% Ca(OH)_2	0,50 M.-% Ca(OH)_2	1,00 M.-% Ca(OH)_2	1,50 M.-% Ca(OH)_2	5,00 M.-% Ca(OH)_2
pH-Wert vor Versuchsbeginn	7,6	7,8	9,2	11,9	12,4	12,5	12,9
Menge OH^- in mg/100g	0,9	1,7	6,8	107,0	224,0	230,0	515,0

Tabelle 6.5: Zugegebene Mengen an Ca(OH)_2 zum Gips und vor Versuchsbeginn gemessene pH-Werte sowie entsprechende OH^- -Konzentrationen

Die 3-monatige Auslagerung erfolgte in folgenden Klimaten:

- Auslagerung bei 100% relativer Luftfeuchte und 20 °C ohne Vortrocknung.
- Auslagerung bei 100% relativer Luftfeuchte und 20 °C mit 1-wöchiger Vortrocknung.
- Auslagerung bei 95% relativer Luftfeuchte und 20 °C.
- Auslagerung bei 75% relativer Luftfeuchte und 20 °C.

In Abbildung 6.20 ist der Korrosionsabtrag von in Stuckgips Naturgips eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl bei unterschiedlichen Gehalten an Calciumhydroxid nach 3 Monaten Auslagerungsdauer dargestellt.

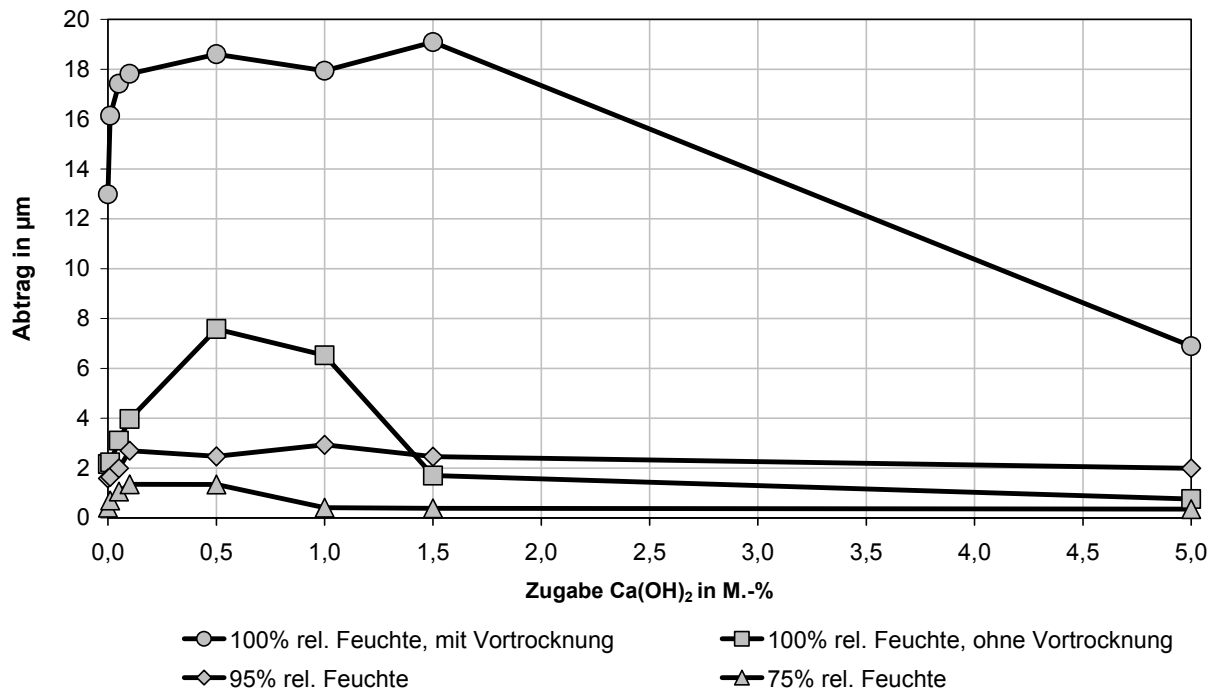


Abbildung 6.20: Abtrag nach 3 Monaten Auslagerung von in Stuckgips Naturgips eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl bei Variation des Ca(OH)_2 -Gehaltes und der Auslagerungsbedingungen

Einfluss des Klimas: Der korrosionsbedingte Abtrag ist bei nasser Lagerung (100% rel. F.) mit und ohne Vortrocknung deutlich von der Menge des zugegebenen Ca(OH)_2 abhängig, während bei geringeren relativen Luftfeuchten (95% und 75% rel. F.) nur ein unwesentlicher Einfluss der Ca(OH)_2 -Zugabe vorhanden ist.

Ca(OH)_2 -Zugabe:

- Bei 100% relativer Luftfeuchte mit Vortrocknung wirkt sich die Zugabe von 0,1 bis 1,5 M.-% Ca(OH)_2 im Vergleich zu in Stuckgips Naturgips ohne Ca(OH)_2 -Zugabe ausgelagertem sendzimirverzinktem Stahl deutlich abtragserhöhend aus und hat einen mäßig starken Abtrag, die Zugabe von 5,0 M.-% Ca(OH)_2 nur einen geringen Abtrag zur Folge.
- Bei Auslagerung der Probekörper bei 100% relativer Luftfeuchte ohne Vortrocknung ist bis zu einer Zugabe von 0,5 M.-% ein mit dem Ca(OH)_2 -Gehalt zunehmender korrosionsbedingter Abtrag vorhanden, der insgesamt gering ist. Ab einer Zugabe von 1,5 M.-% Ca(OH)_2 ist keine wesentliche Veränderung des korrosionsbedingten Abtrags mehr festzustellen.
- Die Zugabe von unterschiedlichen Mengen an Ca(OH)_2 zum Gips hat bei Auslagerung der Probekörper bei 95% und 75% relativer Luftfeuchte auf den Abtrag des darin eingebetteten sendzimirverzinkten Stahls keinen wesentlichen Einfluss.

- 100% relative Luftfeuchte, 20 °C

Abbildung 6.21 zeigt den Korrosionsabtrag von in Gips eingebetteten sendzimirverzinkten Stahlblechen nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 100% relativer Luftfeuchte und 20 °C. Der Auslagerung ging eine 1-wöchige Vortrocknung der Probekörper voraus.

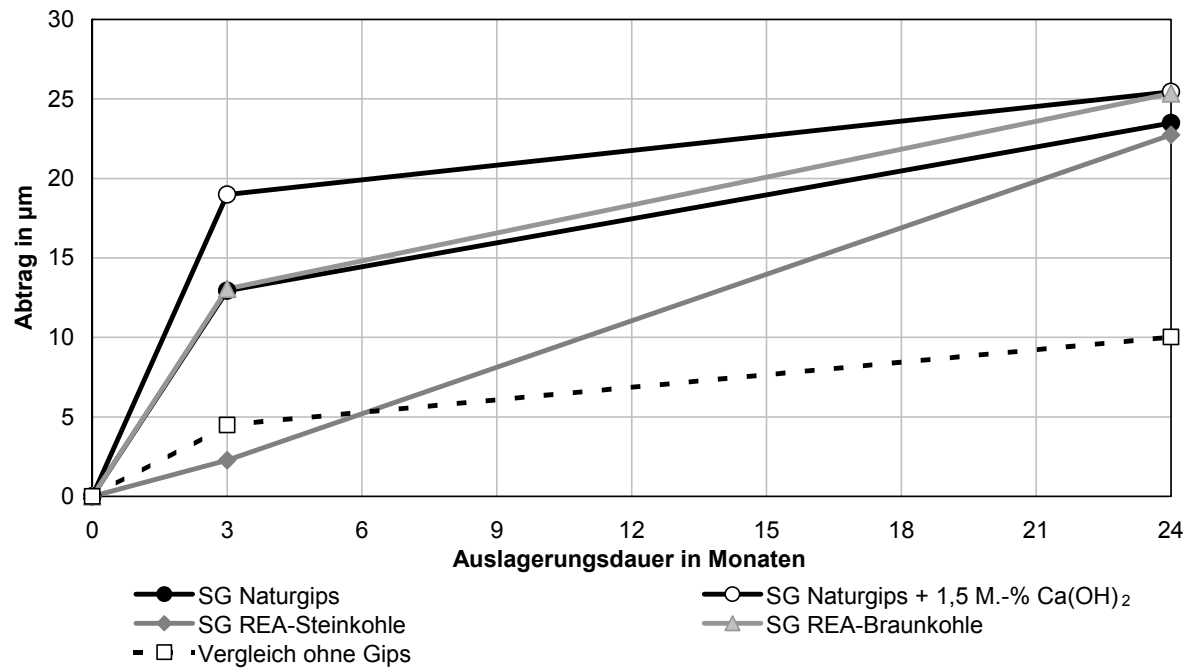


Abbildung 6.21: Abtrag von in Gips eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 100% relativer Luftfeuchte (SG: Stuckgips)

Generelle Betrachtung: Der korrosionsbedingte Abtrag von sendzimirverzinktem Stahl in nassem Gips mit 1-wöchiger Vortrocknung ist mäßig stark ausgeprägt und zeitlich zunehmend (Basis: Betrachtungszeitraum 2 Jahre). Die Korrosionsgeschwindigkeit von Zink ist konstant. Die Korrosionsgeschwindigkeit von sendzimirverzinktem Stahl ist im Betrachtungszeitraum in allen Gipsen bis auf in REA-Steinkohle eingebettetem verzinktem Stahl zeitlich abnehmend, sobald das Substrat erreicht wird.

Einfluss der Gipsart: Nach 3 Monaten ist der Abtrag in den Stuckgipsen Naturgips und REA-Braunkohle mit etwa 13 µm um den Faktor 6 höher als in Stuckgips REA-Steinkohle (2 µm). Nach 24 Monaten werden die Unterschiede im Abtrag des sendzimirverzinkten Stahls in den verschiedenen Gipsen geringer und es ist kein Einfluss der Gipsart mehr vorhanden.

Ca(OH)₂-Zugabe: Eine Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid zum Stuckgips Naturgips wirkt sich zunächst abtragserhöhend aus, hat jedoch langfristig im Betrachtungszeitraum keinen Einfluss. Bei Zugabe von größeren Mengen Ca(OH)₂ wird auf Abbildung 6.20 verwiesen.

Vortrocknung: Der Korrosionsangriff wird durch eine vorübergehende Vortrocknung gegenüber einer Auslagerung ohne Vortrocknung der Probekörper z.T. erheblich verstärkt (Abbildung 6.22).

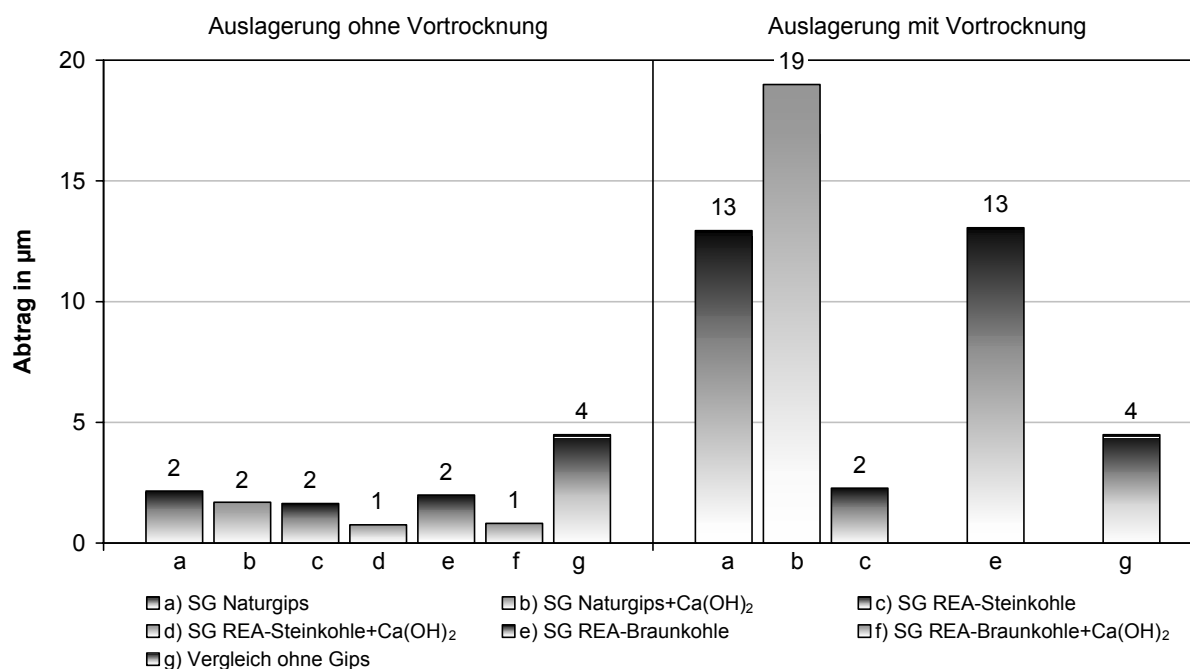


Abbildung 6.22: Vergleich des Abtrags von in Gips eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl ohne und mit 1-wöchiger Vortrocknung (3 Monate bei 100% rel. F.; SG: Stuckgips)

Bei Auslagerung ohne Vortrocknung ist in alkalisierten Gipsen im Vergleich zu in nicht alkalisierten Gipsen eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl ein etwas geringerer Abtrag vorhanden, wogegen bei der Auslagerung mit Vortrocknung die Alkalisierung zu einem etwas höheren Korrosionsabtrag führt. Dieser Sachverhalt ist aufgrund der oben erläuterten Zusammenhänge verständlich (Abbildung 6.20). Auffällig ist zudem, dass sich in nicht alkalisiertem Stuckgips REA-Steinkohle der Korrosionsabtrag mit und ohne Vortrocknung nach 3 Monaten nicht unterscheidet.

Vergleich zu sendzimirverzinktem Stahl ohne Kontakt zu Gips: Langfristig gesehen ist der Korrosionsangriff von sendzimirverzinktem Stahl in nassem Gips bei Auslagerung mit 1-wöchiger Vortrocknung deutlich höher als bei 100% relativer Luftfeuchte ohne Kontakt zu Gips.

Potentialmessungen bei 100% relativer Luftfeuchte (Auslagerung mit Vortrocknung)

Abbildung 6.23 zeigt die Messergebnisse der Ruhepotentiale von in unterschiedlichen Gipsen eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl bei konstant 100% relativer Luftfeuchte und 20 °C (Auslagerung mit Vortrocknung).

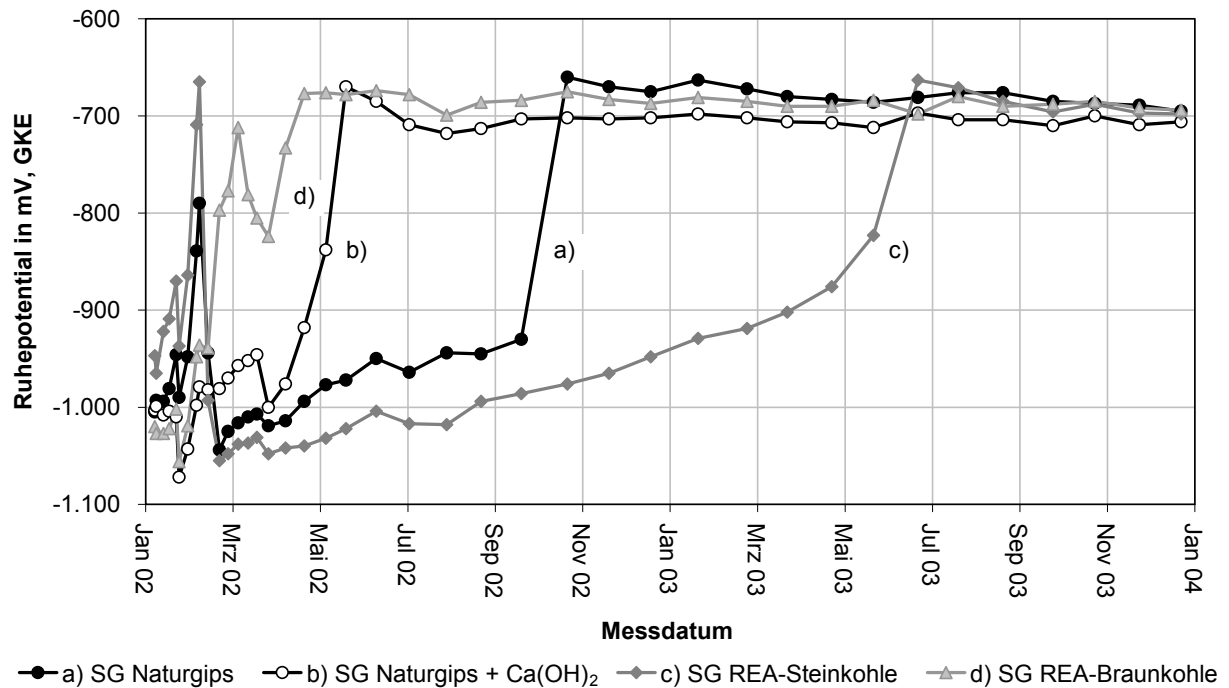


Abbildung 6.23: Messergebnisse der Ruhepotentiale (GKE) von in Gips eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl über 24 Monate bei 100% relativer Luftfeuchte und 20 °C (SG: Stuckgips)

Zu Auslagerungsbeginn liegen sämtliche Ruhepotentiale bei –1,0 Volt (GKE), dem Ruhepotential von Zink in nassem Gips. Danach steigen die Ruhepotentiale zeitlich verzögert auf –0,7 Volt an. Die zeitliche Folge der Anstiege hängt mit den in Abbildung 6.21 dargestellten Abhängigkeiten von der Gipsart ab und erfolgt in der Reihenfolge Stuckgips REA-Braunkohle, alkalischer Stuckgips Naturgips, Stuckgips Naturgips und Stuckgips REA-Steinkohle.

Bereits nach 3 Monaten Auslagerung der vorgetrockneten Probekörper ist in Stuckgips REA-Braunkohle der Zinküberzug größtenteils abgelöst (Farbabbildung 15, Anhang S. 237). In mit 1,5 M.-% Ca(OH)₂ alkalisiertem Stuckgips Naturgips eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl ist nach 3 Monaten Auslagerung mit Vortrocknung kein Zink mehr vorhanden. Nach 24 Monaten ist die Verzinkung bei allen Metall-Gips-Kombinationen nahezu vollständig abgelöst. Das Substrat Stahl war trotz Rostbildung (Farbabbildung 16, Anhang S. 238) nur gering angegriffen.

- 95% relative Luftfeuchte, 20 °C

Abbildung 6.24 zeigt den Korrosionsabtrag von in Gips eingebetteten sendzimirverzinkten Stahlblechen nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 95% relativer Luftfeuchte und 20 °C.

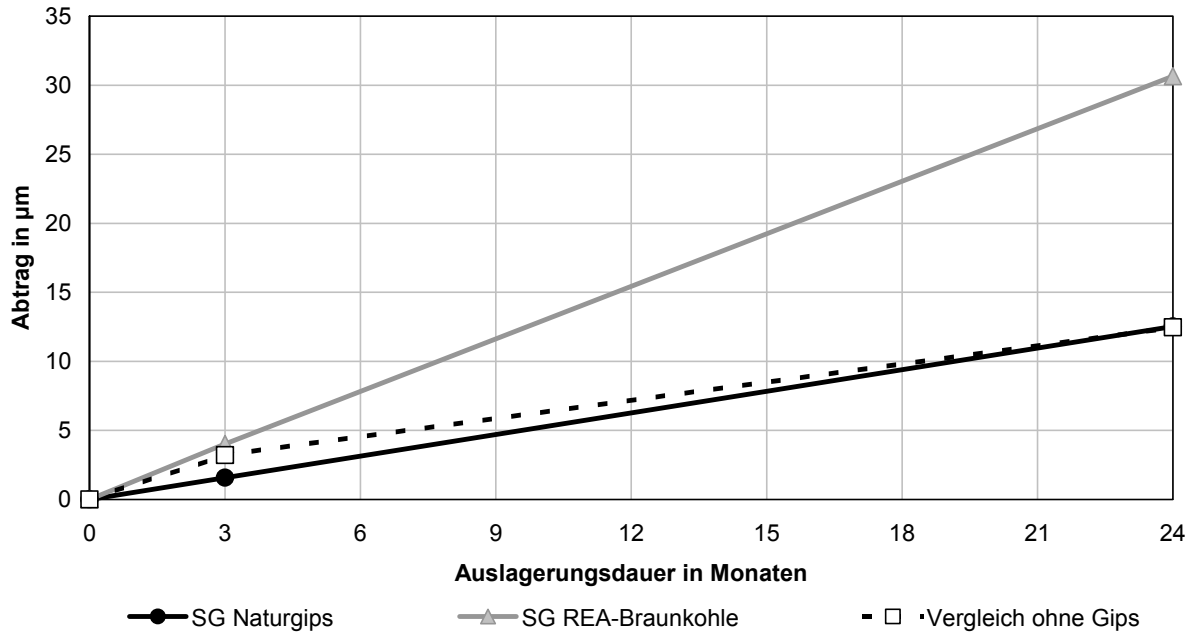


Abbildung 6.24: Abtrag von in Gips eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 95% relativer Luftfeuchte (SG: Stuckgips)

Generelle Betrachtung: Der korrosionsbedingte Abtrag von in Gips eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl bei Lagerung der Proben bei 95% relativer Luftfeuchte ist mäßig stark (in Stuckgips Naturgips) bis stark (in Stuckgips REA-Braunkohle) ausgeprägt (Basis: Betrachtungszeitraum 2 Jahre) und zeitlich zunehmend. Die Korrosionsgeschwindigkeit ist im Betrachtungszeitraum nahezu konstant.

Einfluss der Gipsart: Nach 3 Monaten beträgt der Abtrag in Stuckgips Naturgips und in Stuckgips REA-Braunkohle gleichermaßen etwa 3 µm. Nach 24 Monaten ist der korrosionsbedingte Abtrag in Stuckgips REA-Braunkohle mit 30 µm stark, in Stuckgips Naturgips mit 13 µm dagegen nur mäßig stark ausgeprägt.

Ca(OH)₂-Zugabe: Aufgrund der oben erläuterten Zusammenhänge (Abbildung 6.20) ist durch Zugabe von Ca(OH)₂ zum Gips und der damit verbundenen Erhöhung pH-Wertes bei Lagerung bei 95% relativer Luftfeuchte langfristig kein wesentlicher Einfluss auf das Korrosionsverhalten zu erwarten. Die Unterschiede im korrosionsbedingtem Abtrag beschränken sich unter diesen Bedingungen auf den Anfangszeitraum, wenn der Gips noch nicht carbonatisiert ist.

Vergleich zu sendzimirverzinktem Stahl ohne Gipskontakt: Der Angriff von in Stuckgips Naturgips eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl ist im gesamten Betrachtungszeitraum in

derselben Größenordnung wie bei 95% relativer Luftfeuchte ohne Kontakt zu Gips, wogegen in Stuckgips REA-Braunkohle ein deutlich stärkerer Abtrag erfolgt als ohne Kontakt zu Gips.

Nach 3 Monaten Auslagerung ist bei in Stuckgips REA-Braunkohle eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl nur ein über die Fläche gemittelter Abtrag von 4 µm festzustellen, an den Kantenflächen ist jedoch Rotrostbildung vorhanden. Im kantennahen Randbereich besteht ein nahezu vollständiger Abtrag der Verzinkung (Farbabbildung 17, Anhang S. 239). In Stuckgips REA-Braunkohle ist nach 24 Monaten mäßige Rotrostbildung auf nahezu der gesamten Oberfläche vorhanden (Farbabbildung 18, Anhang S. 240).

- 75% relative Luftfeuchte (20 °C) und unbewittertes Außenklima

Abbildung 6.25 und Abbildung 6.26 zeigen den Korrosionsabtrag von in Gips eingebetteten und mit Gipsstaub kontaminierten sendzimirverzinkten Stahlblechen nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 75% relativer Luftfeuchte (20 °C) sowie in unbewittertem Außenklima.

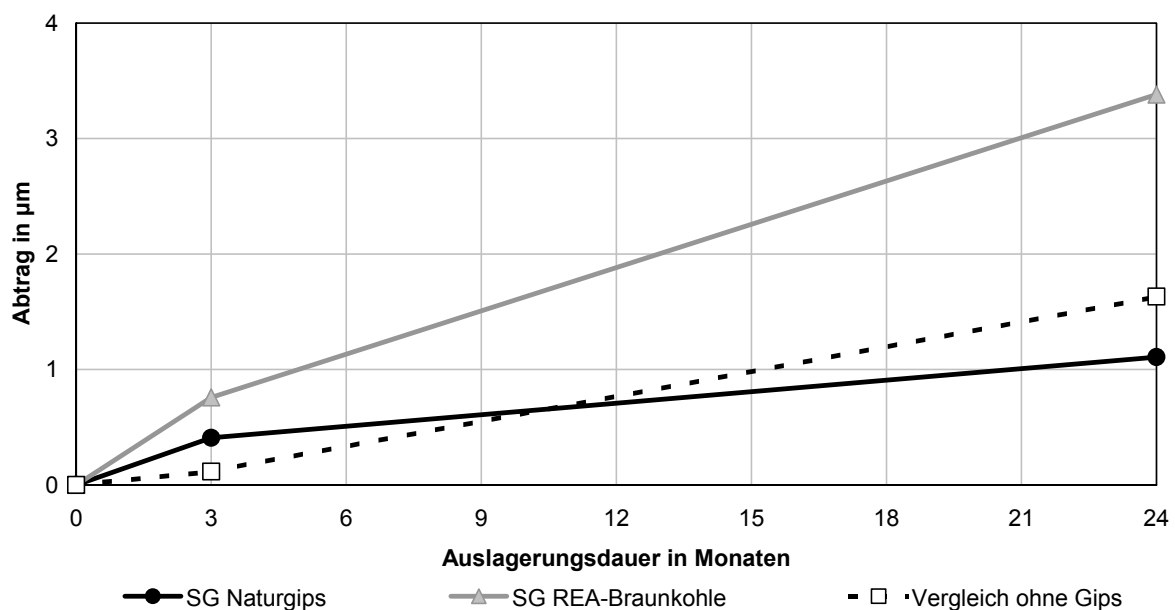


Abbildung 6.25: Abtrag von in Gips eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 75% relativer Luftfeuchte (SG: Stuckgips)

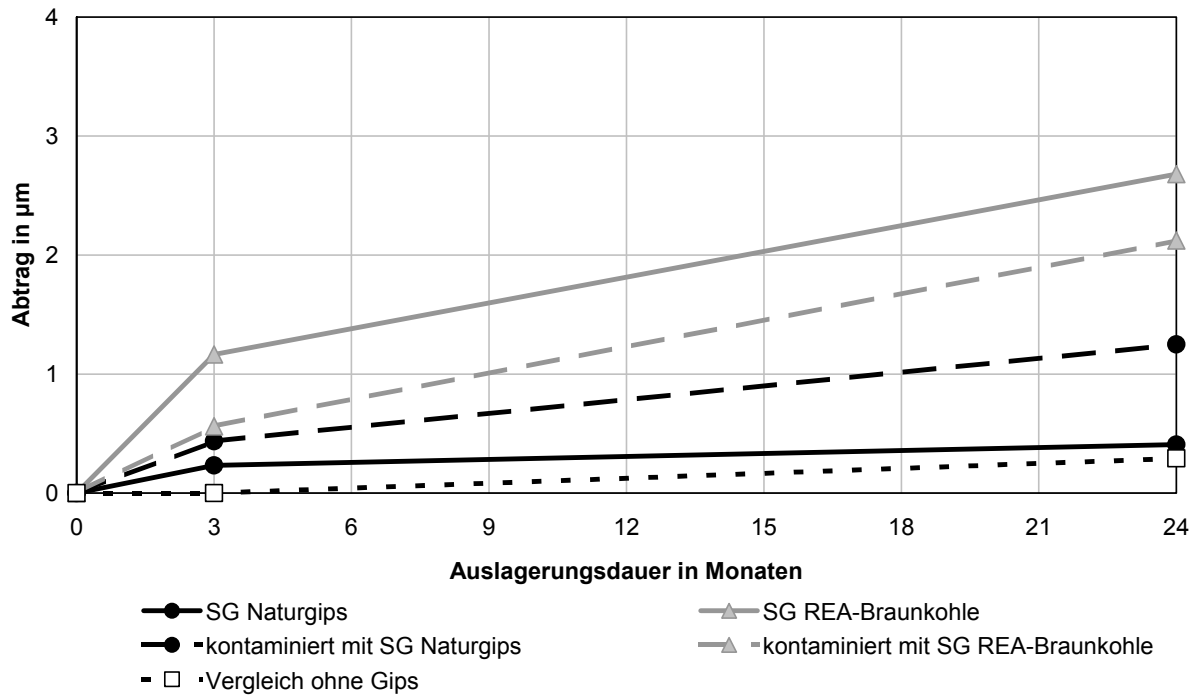


Abbildung 6.26: Abtrag von in Gips eingebettetem und mit Gipsstaub beaufschlagtem sendzimirverzinktem Stahl nach 3- und 24-monatiger Auslagerung in unbewittertem Außenklima (SG: Stuckgips)

Bei 75% relativer Luftfeuchte (20 °C) sowie in unbewittertem Außenklima wurde ein vergleichbares Korrosionsverhalten von in Gips eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl festgestellt. Dies ist insofern verständlich, da in Stuttgart eine mittlere relative Luftfeuchte von 75% vorherrscht.

Generelle Betrachtung: Der korrosionsbedingte Abtrag von sendzimirverzinktem Stahl in Gips ist bei Lagerung der Proben bei 75% relativer Luftfeuchte ist wie in unbewittertem Außenklima sehr gering (in Stuckgips Naturgips) bzw. gering (in REA-Braunkohle) ausgeprägt und zeitlich zunehmend (Basis: Betrachtungszeitraum 2 Jahre). Die Korrosionsgeschwindigkeit ist im Betrachtungszeitraum zeitlich abnehmend.

Einfluss der Gipsart: Nach 3 Monaten ist der Zinkabtrag bei allen Probekörpern mit unter 1 µm sehr gering und in derselben Größenordnung. Nach 2 Jahren beträgt der Abtrag in Stuckgips Naturgips nur 1 µm, während in Stuckgips REA-Braunkohle 3 µm abgetragen werden.

Ca(OH)₂-Zugabe: Aufgrund der oben erläuterten Zusammenhänge (Abbildung 6.20) ist durch Zugabe von Ca(OH)₂ zum Gips und der damit verbundenen Erhöhung des pH-Wertes bei Lagerung bei 75% relativer Luftfeuchte und im unbewittertem Außenklima langfristig kein wesentlicher Einfluss auf das Korrosionsverhalten zu erwarten. Die Unterschiede im korrosionsbedingtem Abtrag beschränken sich unter diesen Bedingungen auf den Anfangszeitraum, wenn der Gips noch nicht carbonatisiert ist.

Kontamination von Proben: Mit Gipsstaub aus Stuckgips Naturgips bzw. Stuckgips REA-Braunkohle kontaminierte Proben verhalten sich vergleichbar. Der korrosionsbedingte Abtrag ist dabei gering und bei Kontamination mit Stuckgips REA-Braunkohle etwas höher als bei Kontamination mit Stuckgips Naturgips.

Vergleich zu sendzimirverzinktem Stahl ohne Gipskontakt: Der korrosionsbedingte Abtrag von nicht mit Gips in Kontakt befindlichen Proben ist unter genannten Korrosionsbedingungen in derselben Größenordnung wie bei in Stuckgips Naturgips eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl und damit geringer als in Stuckgips REA-Braunkohle.

Der sehr geringe Abtrag in Stuckgips Naturgips wird auch am nahezu unveränderten Erscheinungsbild nach 24 Monaten deutlich, während in Stuckgips REA-Braunkohle deutliche Veränderungen festzustellen sind (Farbabbildungen 19 und 20 Anhang S. 241 ff).

- Aussenklima ungeschützt, bewittert

Abbildung 6.27 zeigt den Korrosionsabtrag von in Gips eingebetteten sendzimirverzinkten Stahlblechen nach 3- und 24-monatiger Auslagerung in bewittertem Außenklima.

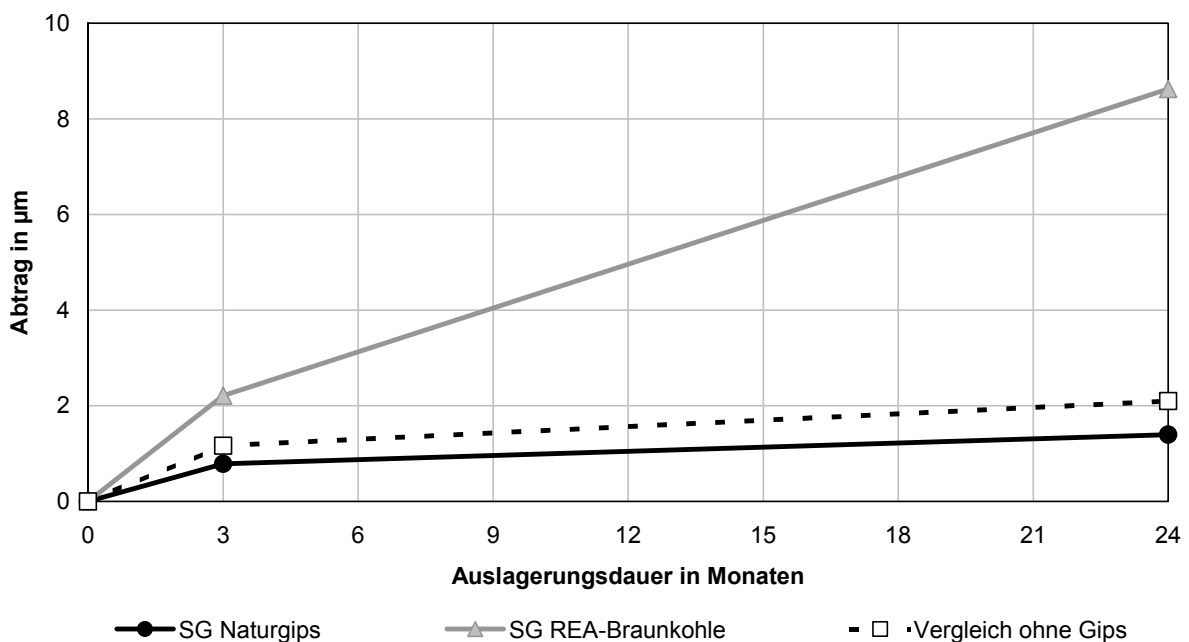


Abbildung 6.27: Abtrag von in Gips eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl nach 3- und 24-monatiger Auslagerung in bewittertem Außenklima (SG: Stuckgips)

Generelle Betrachtung: Der korrosionsbedingte Abtrag von in Gips eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl in bewittertem Außenklima ist sehr gering (in Stuckgips Naturgips) bis gering (in Stuckgips REA-Braunkohle) ausgeprägt und zeitlich zunehmend (Basis: Betrachtungszeitraum 2 Jahre). Die Korrosionsgeschwindigkeit ist im Betrachtungszeitraum abnehmend.

Einfluss der Gipsart: Nach 3 Monaten Auslagerung in bewittertem Außenklima ist der Abtrag bei allen Probekörpern $\leq 2 \mu\text{m}$ und damit unabhängig von der Gipsart in derselben Größenordnung. Nach 2 Jahren ist der Abtrag in Stuckgips Naturgips aufgrund der im Betrachtungszeitraum stark abnehmenden Korrosionsgeschwindigkeit mit $< 2 \mu\text{m}$ immer noch sehr gering, während in Stuckgips REA-Braunkohle der Abtrag auf $9 \mu\text{m}$ ansteigt (geringer Abtrag).

Ca(OH)_2 -Zugabe: Aufgrund der oben erläuterten Zusammenhänge (Abbildung 6.20) ist durch Zugabe von Ca(OH)_2 zum Gips und der damit verbundenen Erhöhung des pH-Wertes bei Lagerung in bewittertem Außenklima langfristig kein wesentlicher Einfluss auf das Korrosionsverhalten zu erwarten. Die Unterschiede im korrosionsbedingtem Abtrag beschränken sich unter diesen Bedingungen auf den Anfangszeitraum, wenn der Gips noch nicht carbonatisiert ist.

Vergleich zu sendzimirverzinktem Stahl ohne Kontakt zu Gips: Der korrosionsbedingte Abtrag von in Stuckgips Naturgips eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl ist in derselben Größenordnung wie bei sendzimirverzinktem Stahl ohne Kontakt zu Gips, wogegen in Stuckgips REA-Braunkohle ein deutlich höherer Abtrag erfolgt.

Bei in bewittertem Außenklima ausgelagerten verzinkten Stahlblechen ist Rotrost nur im Bereich der Kanten vorhanden. Bei in Stuckgips REA-Braunkohle eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl haften Gipsreste auf der Oberfläche (Farbabbildung 21, Anhang S. 243), unter denen die Verzinkung deutliche Korrosionserscheinungen zeigt.

- Auslagerung mit einmaliger kurzzeitiger Wasserlagerung

Abbildung 6.28 zeigt den Korrosionsabtrag von in Gips eingebetteten sendzimirverzinkten Stahlblechen nach 10 Tagen bei einmaliger kurzzeitiger Wasserlagerung im Alter von 60 h.

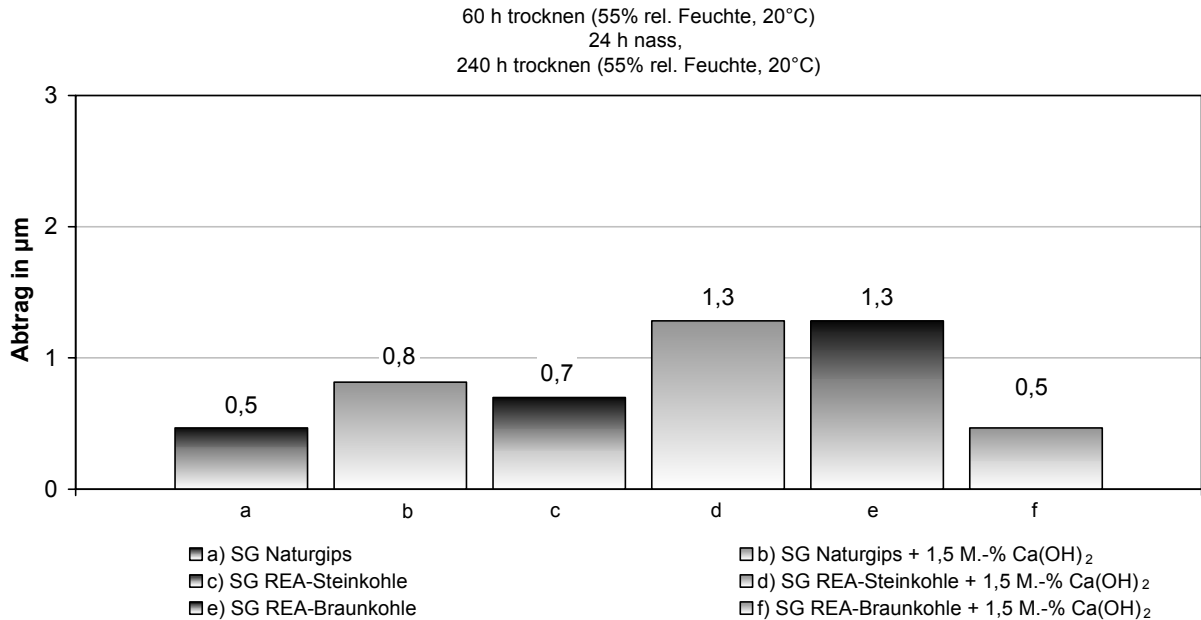


Abbildung 6.28: Abtrag von in Gips eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl nach 10 Tagen mit einmaliger kurzzeitiger Wasserlagerung (SG: Stuckgips)

Man erkennt, dass eine einmalige kurzzeitige Durchnässung der Gipsproben bei eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl zu keinem wesentlichen Korrosionsabtrag führt. Die geringen Unterschiede durch Verwendung verschiedener Gipsarten und durch die Alkalisierung der Gipse mit 1,5 M.-% Ca(OH)_2 liegen aufgrund der sehr geringen Abtragungen im Bereich der Streuung.

Als Korrosionsprodukte wurden bei sendzimirverzinktem Stahl in Stuckgips Naturgips (Auslagerung bei 100% rel. F. mit Vortrocknung) mittels energiedispersiver Röntgenbeugungsanalyse Zinkoxid (ZnO) sowie Hydrozinkit ($\text{Zn}_5[(\text{OH})_3(\text{CO}_3)_2]$) identifiziert. Bei verzinktem Stahl in REA-Gipsen bildete sich Zinkhydroxid (Zn(OH)_2) (Abbildungen 10.28 ff, Anhang S. 208 ff). Dabei handelt es sich um stark basische, wenig beständige Salze variabler Zusammensetzung [Grauer 1980].

Eine ausführliche Gegenüberstellung der Abtragswerte von sendzimirverzinktem Stahl in den unterschiedlichen Gipsen und Klimaten ist im Anhang in den Abbildungen 10.12 und 10.13 (Anhang S. 196), aufgeteilt nach der Auslagerungsdauer, dargestellt.

6.4.2.2 Elektrochemische Untersuchungen

Bei in Gips eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl wurden zur Durchführung der elektrochemischen Untersuchungen die in Tabelle 6.6 angegebenen Potentiale gemessen, bzw. eingestellt.

Probenbezeichnung	Ruhepotential v. Versuchsb. in mV (GKE)	Ausgangspotential in mV (GKE)
Stahl sverz. in SG Naturgips	-1015	-1215
Stahl sverz. in SG Naturgips mit 1,5 M.-% Ca(OH)_2	-1028	-1228
Stahl sverz. in SG REA-Steinkohle	-1040	-1240
Stahl sverz. in SG REA-Steinkohle mit 1,5 M.-% Ca(OH)_2	-1020	-1220
Stahl sverz. in SG REA-Braunkohle	-1044	-1244
Stahl sverz. in SG REA-Braunkohle mit 1,5 M.-% Ca(OH)_2	-1035	-1235

Tabelle 6.6: Zusammenstellung der charakteristischen Potentiale für die Durchführung der Versuche bei sendzimirverzinktem Stahl (SG: Stuckgips)

Generelle Betrachtung: Die Ruhepotentiale sind insgesamt deutlich geringer und damit unedler als bei unlegiertem Stahl in Gips. Die Messwerte von sendzimirverzinktem Stahl in nassem Gips unterscheiden sich nur unwesentlich. Somit ist weder ein Einfluss der Gipsart noch der Ca(OH)_2 -Zugabe erkennbar.

- Potentiodynamische Stromdichte-Potentialkurven

Abbildung 6.29 zeigt die potentiodynamisch gemessenen Stromdichte-Potentialkurven von in Gipsen eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl.

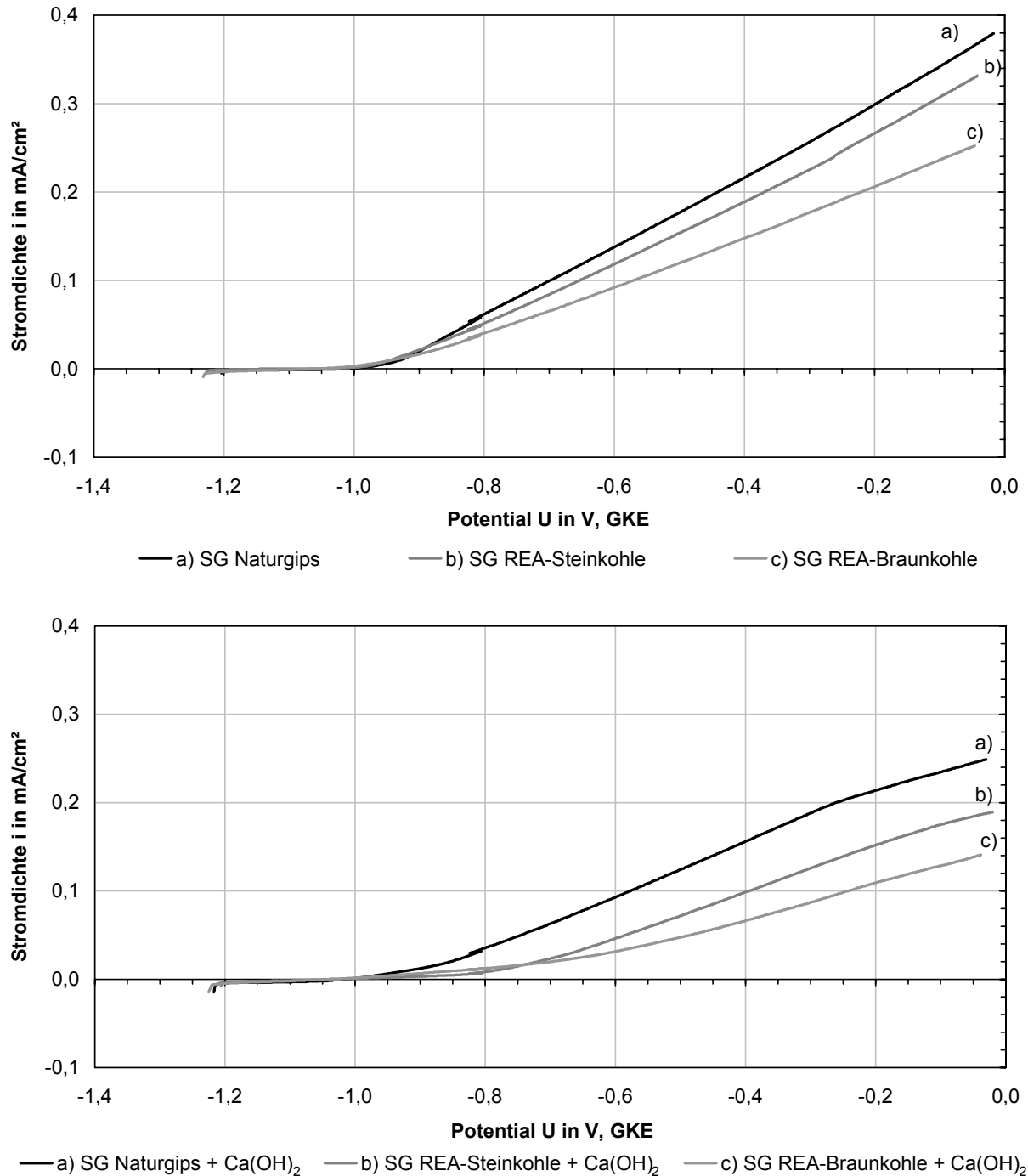


Abbildung 6.29: Stromdichte-Potentialkurven von in Gips eingebettetem sendzimirverzinktem Stahl (oben: ohne $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Zugabe; unten: mit $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Zugabe; SG: Stuckgips)

Generelle Betrachtung: In allen Gipsen sind im Potentialbereich zwischen $-1,2$ bis $-1,0$ Volt nahezu keine Stromdichten vorhanden. Mit zunehmendem Potential steigt ab $-1,0$ Volt die Stromdichte in allen Gipsen gleichmäßig an.

Einfluss der Gipsart: In allen Gipsen hat die Gipsart keinen Einfluss auf das Ruhepotential. Der passive Potentialbereich (geringe, potentialunabhängige Stromdichte) ist ebenfalls nicht von der Gipsart abhängig. Ohne und mit Zugabe von Calciumhydroxid zum Gips ist die Größe der Steigungen der Stromspannungskurven in der Reihenfolge Stuckgips Naturgips, Stuckgips REA-Steinkohle und Stuckgips REA-Braunkohle abnehmend. Die Tangentensteigungen beim Ruhepotential ist in Stuckgips REA-Steinkohle (mit und ohne $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Zugabe) geringer als in den anderen Gipsarten.

$\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Zugabe: Eine Verschiebung der Ruhepotentiale durch Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid zu den Gipsen ist nicht vorhanden. Der Bereich mit geringen Stromdichten ist in alkalisiertem wie in nicht alkalisiertem Stuckgips Naturgips gleich ausgeprägt. Dabei ist keine potentialunabhängige Stromdichte vorhanden, weshalb nicht von einem Passivbereich ausgegangen werden kann. In REA-Gipsen ist durch die Alkalisierung zunächst ein geringerer Anstieg der Stromdichte festzustellen. Mit zunehmendem Potential sind die Steigungen der Stromdichte-Potentialkurven bei Zugabe von Calciumhydroxid zum Gips leicht abnehmend, während in nicht alkalisierten Gipsen eine kontinuierliche Steigung vorhanden ist. Die Tangentensteigungen im Bereich der Ruhepotentiale sind durch die Alkalisierung der Gipse höher als in nicht alkalisierten Gipsen, dies ist vor allem in Stuckgips Naturgips zu beobachten.

Nach Durchführung der elektrochemischen Untersuchungen und Entfernung des Gipses ist deutlich zu erkennen, dass der Korrosionsangriff bei in allen Gipsen eingebetteten sendzimirverzinkten Stahlblechen allgemein abtragend stattfindet. Bei sendzimirverzinktem Stahl in mit Calciumhydroxid alkalisiertem Naturgips sind die stärksten ausgeprägt Korrosionserscheinungen vorhanden. In nicht alkalisierten Gipsen wird der Zinküberzug ebenfalls deutlich angegriffen.

- **Elektrochemische Untersuchungen zum Einfluss des Sulfats**

Bei in alkalisiertem Gips eingebetteten sendzimirverzinkten Blechen wurde eine höhere Metallauflösung festgestellt als in nicht alkalisierten Gipsen. Folgende Versuche zeigen, wie der Korrosionsangriff bei Sendzimirverzinkungen in sulfathaltigen Lösungen im alkalischen Bereich mit $\text{pH} \geq 10,0$ vom pH-Wert abhängig ist. Die Durchführung und der Aufbau der Versuche sind in Abschnitt 6.3.3 erläutert.

Die in Tabelle 6.7 angegebenen Potentiale wurden für die Durchführung der elektrochemischen Untersuchungen von sendzimirverzinktem Stahl in Elektrolyten mit variierenden pH-Werten sowie mit und ohne Sulfatzugabe verwendet.

Probenbezeichnung	Ruhepotential vor Versuchsbeginn in mV (GKE)	Ausgangspotential in mV (GKE)
sverz. Stahl, mit CaOH_2 auf pH-Wert 10,0 ohne Sulfat	-710	-1455
sverz. Stahl, mit CaOH_2 auf pH-Wert 10,0 3,00 g/l CaSO_4	-1078	-1387
sverz. Stahl, mit CaOH_2 auf pH-Wert 11,0 ohne Sulfat	-655	-1486
sverz. Stahl, mit CaOH_2 auf pH-Wert 11,0 3,00 g/l CaSO_4	-1078	-1484
sverz. Stahl, mit CaOH_2 auf pH-Wert 11,5 ohne Sulfat	-685	-1502
sverz. Stahl, mit CaOH_2 auf pH-Wert 11,5 3,00 g/l CaSO_4	-1052	-1427
sverz. Stahl, mit CaOH_2 auf pH-Wert 11,5 3,00 g/l Stuckgips Naturgips	-1067	-1438
sverz. Stahl, mit CaOH_2 auf pH-Wert 12,0 ohne Sulfat	-822	-1427
sverz. Stahl, mit CaOH_2 auf pH-Wert 12,0 3,00 g/l CaSO_4	-800	-1430
sverz. Stahl, mit CaOH_2 auf pH-Wert 12,0 3,00 g/l Stuckgips Naturgips	-760	-1362
sverz. Stahl, mit CaOH_2 auf pH-Wert 12,6 ohne Sulfat	-1377	-1344
sverz. Stahl, mit CaOH_2 auf pH-Wert 12,5 3,00 g/l CaSO_4	-1377	-1568
sverz. Stahl, mit CaOH_2 auf pH-Wert 12,5 3,00 g/l Stuckgips Naturgips	-1372	-1491

Tabelle 6.7: Zusammenstellung der charakteristischen Potentiale für sendzimirverzinkten Stahl in verschiedenen Elektrolyten

Einfluss des Sulfats: Die Ruhepotentiale von sendzimirverzinktem Stahl waren bis pH 11,5 durch die Zugabe von CaSO_4 um bis zu 0,4 Volt geringer und damit deutlich unedler als in Elektrolyten ohne Sulfatzugabe. Dabei ist der Betrag der Absenkung des Ruhepotentials nicht vom im Elektrolyten vorhandenem pH-Wert abhängig. Bei pH > 11,5 ist keine wesentliche Veränderung des Ruhepotentials durch die Sulfatzugabe vorhanden. Die Art der Sulfatquelle, reines CaSO_4 oder Stuckgips Naturgips, hat keinen Einfluss auf das Ruhepotential.

Einfluss des pH-Wertes: Die Ruhepotentiale von sendzimirverzinktem Stahl waren bis pH 11,5 unabhängig vom pH-Wert. Bei pH 12,0 ist eine Verringerung des Ruhepotentials um etwa 0,15 Volt in den unedleren Bereich vorhanden, die mit weiter zunehmenden pH-Werten deutlich zunimmt. Bei pH 12,6 ist mit –1,4 Volt das geringste Ruhepotential vorhanden. Dies

ist anhand des amphoteren Verhaltens von Zink verständlich, da die Korrosion von Zink in alkalischen Medien deutlich zunimmt. Es fällt auch auf, dass bei pH-Werten $\geq 12,0$ die Zugabe von Sulfat keinen Einfluss auf das Ruhepotential hat.

Abbildung 6.30 zeigt potentiodynamisch gemessene Stromdichte-Potentialkurven von sendzimirverzinktem Stahl in Elektrolyten mit pH 10,0 bis 11,5 sowie mit und ohne Calciumsulfat.

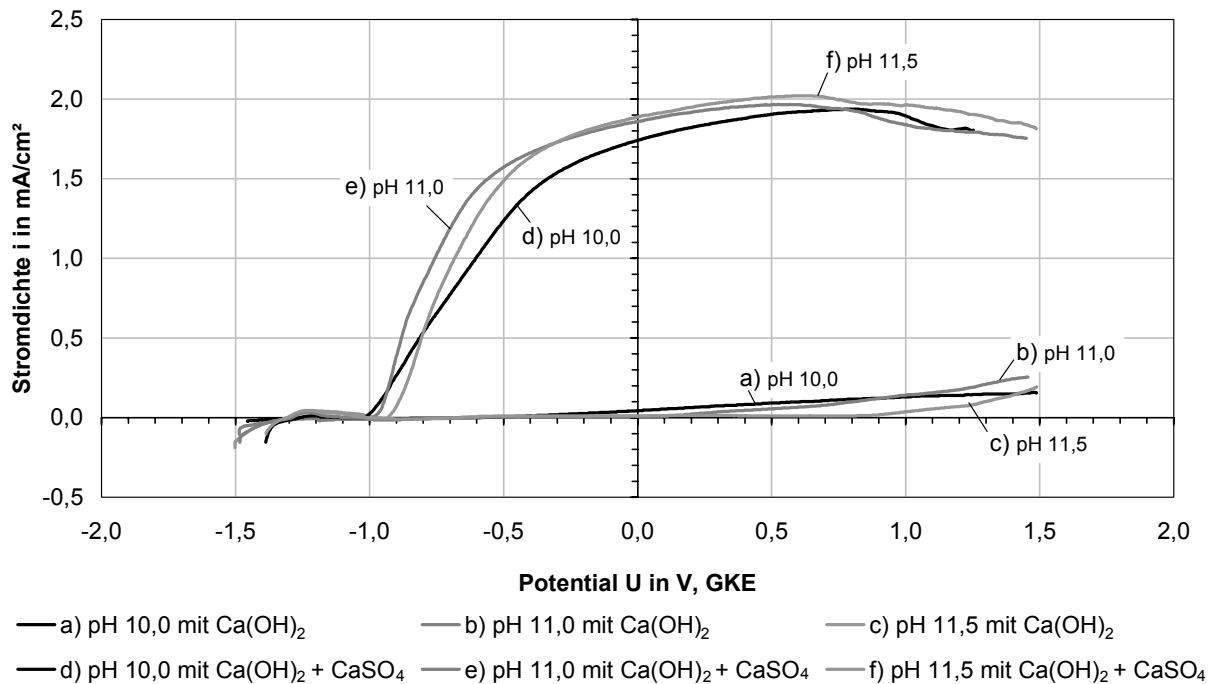


Abbildung 6.30: Stromdichte-Potentialkurven für sendzimirverzinkten Stahl in Elektrolyten mit und ohne CaSO_4 bei pH 10,0 bis 12,5

Einfluss des pH-Wertes: Es ist in kein Einfluss des pH-Wertes auf den Verlauf der Stromdichte-Potentialkurven vorhanden. Die Tangentensteigungen der Kurven im Bereich der deutlichen Zunahme der Stromdichte (zwischen $-1,0$ und $-0,9$ Volt) nehmen in der Reihenfolge pH 10, pH 11,5 und pH 11,0 etwas zu, was auf eine in dieser Reihenfolge etwas zunehmende Zinkauflösung hindeutet.

Einfluss des Sulfats: In sulfatfreien Elektrolyten ist bei sendzimirverzinktem Stahl im gesamten Potentialbereich kein wesentlicher Anstieg der Stromdichte vorhanden. In sulfathaltigen Elektrolyten steigt die Stromdichte zunächst steil an und flacht dann ab.

Abbildung 6.31 zeigt potentiodynamisch gemessene Stromdichte-Potentialkurven von sendzimirverzinktem Stahl in Elektrolyten mit pH 12,0 und 12,5 bzw. 12,6 sowie mit und ohne Calciumsulfat.

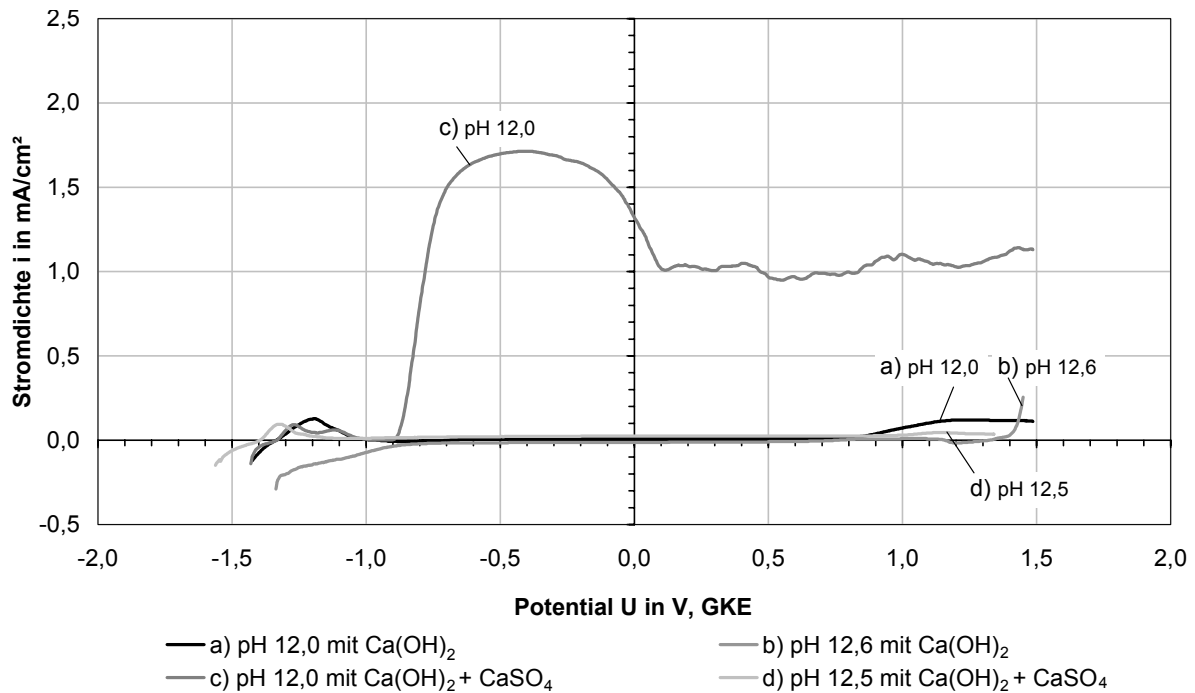


Abbildung 6.31: Stromdichte-Potentialkurven für sendzimirverzinkten Stahl bei pH 12,0 und 12,5 bzw. 12,6 mit und ohne CaSO_4

Bei sendzimirverzinktem Stahl im sulfathaltigen Elektrolyten mit pH 12,0 ist ein deutlicher Anstieg der Stromdichte vorhanden. Die Stromdichte sinkt ab -0,4 Volt auf eine nahezu potentialunabhängige Stromdichte, die mit weiter zunehmendem Potential keine weiter steigende Metallauflösung zur Folge hat. In Elektrolyten mit pH 12,5 sind trotz Zugabe von Calciumsulfat bei sendzimirverzinktem Stahl über dem gesamten Potentialbereich nur noch geringe Stromdichten zu messen und damit ist keine wesentliche Zinkauflösung vorhanden.

Bei Verwendung von reinem CaSO_4 oder Gips sind bei pH 11,5, 12,0 und 12,5 keine wesentlichen Unterschiede zu erkennen. Die Interpretation der geringen Unterschiede gestaltet sich schwierig, da diese auch auf minimal differierende Randbedingungen zurückzuführen sein können. Das Durchbruchpotential ist in sulfathaltigen Elektrolyten mit pH 12,0 bei Verwendung von Naturgips etwas höher als bei reinem CaSO_4 .

Abbildung 6.32 zeigt die Korrosionserscheinungen an sendzimirverzinktem Stahl nach der Versuchsdurchführung im Elektrolyt mit 3,00 g/l Stuckgips Naturgips und bei pH 12,5.

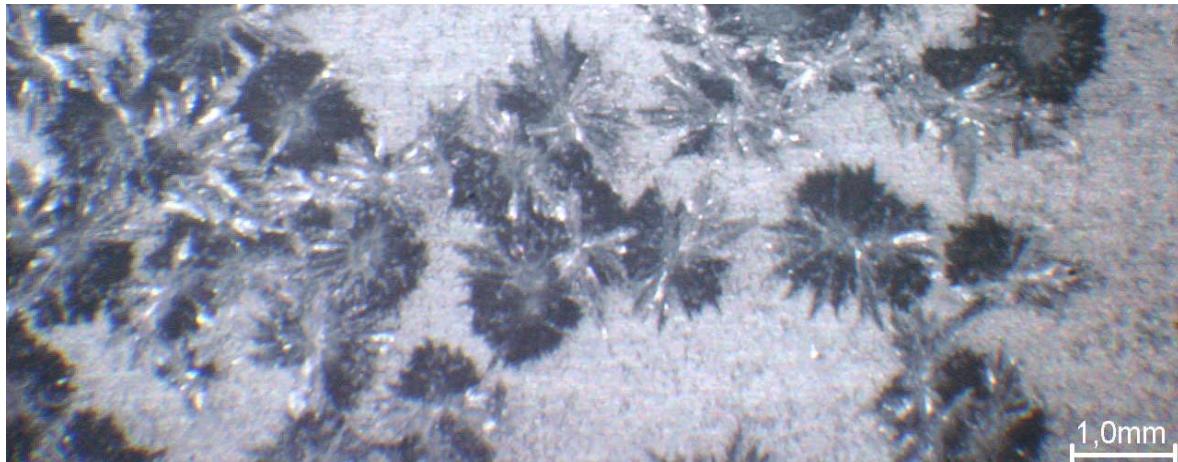


Abbildung 6.32: Korrosionserscheinung an sendzimirverzinktem Stahl in Lösung mit Stuckgips Naturgips bei pH 12,5

Eine EDX-Analyse der Korrosionserscheinungen zeigte, dass die Elemente Zink, Sauerstoff und Calcium in abnehmender Häufigkeit vorhanden waren. Die energiedispersive Röntgenbeugung der Korrosionsprodukte lieferte Calciumhydroxozinkat $\text{Ca}[\text{Zn}(\text{OH})_3]_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ als Ergebnis (Abbildung 10.27, Anhang S. 207). Dabei handelte es sich in Abbildung 6.32 bei den blumenartig aufgewachsenen Kristallen um Calciumhydroxozinkat und bei den scheinbar unveränderten Bereichen um Zinkoxid.

In Abbildung 6.33 sind die gravimetrisch bestimmten Massenverluste der sendzimirverzinkten Stahlbleche nach Versuchsende in Abhängigkeit vom pH-Wert dargestellt.

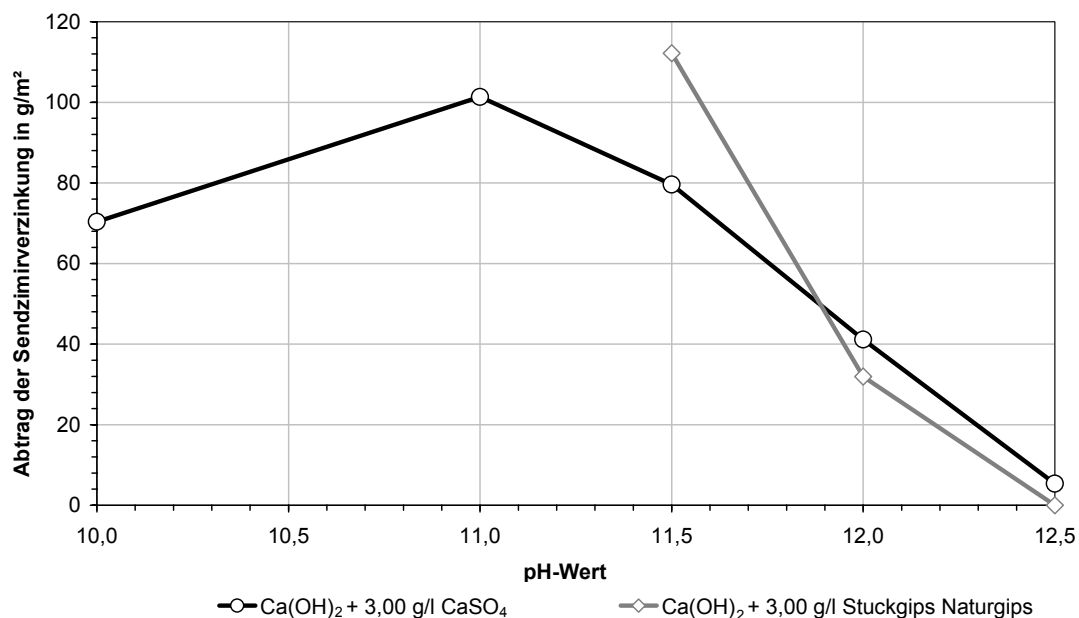


Abbildung 6.33: Masseverlust von sendzimirverzinktem Stahl in sulfathaltigen Lösungen in Abhängigkeit vom pH-Wert (nach Durchführung der elektrochemischen Untersuchungen zum Einfluss des Sulfats)

Der Massenverlust nimmt abhängig vom im Elektrolyten vorhandenem pH-Wert bis pH 11,0 deutlich zu. Wie bereits der Verlauf der Stromdichte-Potentialkurven zeigte, nimmt der Abtrag in sulfathaltigen Elektrolyten mit $\text{pH} \geq 11,0$ mit zunehmenden pH-Werten ab. Dies war auch bei den Auslagerungsversuchen mit Variation des Ca(OH)_2 -Gehaltes festzustellen (Abbildung 6.20). Die Zugabe von 3,00 g/l Stuckgips Naturgips hatte mit steigendem pH-Wert dieselbe Tendenz zur Folge wie bei Zugabe von reinem CaSO_4 , der Abtrag war bei pH 11,5 und bei Verwendung von Stuckgips Naturgips jedoch höher.

6.4.2.3 Zusammenfassung und Bewertung

Sendzimirverzinkter Stahl wird in Kontakt mit Gips vor allem bei nasser Lagerung infolge Korrosion angegriffen.

Wassergehalt:

- Bei Anwendung in Klimaten mit 95% relativer Luftfeuchte erfolgt ein mäßig starker (in Stuckgips Naturgips) bis starker (in Stuckgips REA-Braunkohle) Angriff. Unter diesen Bedingungen sind die Poren des Gipses nur teilweise mit Wasser gefüllt. Der für die Korrosion erforderliche Elektrolyt ist vorhanden und Sauerstoff kann in ausreichendem Maße zum eingebetteten sendzimirverzinkten Stahl vordringen, so dass in Stuckgips REA-Braunkohle die Verzinkung mit einer Dicke von 20 μm innerhalb von 2 Jahren vollständig abgelöst wird. Der Abtrag der Sendzimirverzinkung ist bei genannten Bedingungen deutlich geringer als bei unlegiertem Stahl bei gleichen klimatischen Verhältnissen.
- Bei ständiger Anwendung in Klimaten mit 100% relativer Luftfeuchte erfolgt ein mäßig starker, bei ständiger Wassersättigung nur ein sehr geringer Angriff. Der starke Angriff bei 100% relativer Luftfeuchte hat nach 24 Monaten unabhängig von der Gipsart eine vollständige Ablösung des Zinküberzugs zur Folge. Unter diesen Bedingungen wird der Zutritt von Sauerstoff im Vergleich zu den vorgenannten Bedingungen stark behindert. Der Abtrag der Sendzimirverzinkung ist bei genannten Bedingungen deutlich geringer als bei unlegiertem Stahl bei gleichen klimatischen Verhältnissen.
- Bei Anwendung in Klimaten mit $\leq 75\%$ relativer Luftfeuchte und bei Anwendung im Freien ohne Bewitterung (kein Zutritt von Regen, Tau, etc.) erfolgt je nach Gipsart ein sehr geringer bis geringer Angriff. In diesen Fällen befindet sich im Porensystem des erhärteten Gipses nahezu kein Wasser (Abschnitt 5.1.2), so dass sich auch unter diesen Bedingungen der für die Zinkkorrosion in Gips nachteilige sulfathaltige Elektrolyt nicht bilden kann. Das Korrosionsverhalten eingebetteter Metalle wird nahezu ausschließlich durch das hygroskopische Verhalten von Gips-Inhaltsstoffen bestimmt (s.u.).
- Bei Anwendung mit gelegentlichem Wasserzutritt erfolgt je nach Gipsart ein sehr geringer bis geringer Angriff. Unter diesen Bedingungen sind die Voraussetzungen für die Korrosion des verzinkten Stahls (ausreichende Elektrolytmenge, Sauerstoffzutritt) zwar erfüllt, je-

doch kann es aufgrund der möglichen Gasdiffusion und der zeitweisen völligen Austrocknung des Gipses auch zur Bildung von korrosionshemmenden basischen Zinkcarbonatschichten kommen.

Einfluss der Gipsart:

- Die Gipsart hat unter ständig nassen Verhältnissen (Auslagerung bei 100% rel. F. ohne Vortrocknung) keinen Einfluss auf das Korrosionsverhalten.
- Bei Lagerung bei 100% relativer Luftfeuchte mit Vortrocknung ist zunächst nach 3 Monaten Auslagerungsdauer in Stuckgips REA-Steinkohle der geringste Korrosionsangriff vorhanden, während in den Stuckgipsen Naturgips und in REA-Braunkohle der korrosionsbedingte Abtrag um den Faktor 6 höher ist. Langfristig ist jedoch kein Einfluss unter genannten Klimabedingungen festzustellen und der Abtrag ist in allen Gipsarten mäßig stark ausgeprägt. Dies wird auch am Potentialverlauf bei den Auslagerungsversuchen, wie er in Abbildung 6.23 dargestellt ist, und bei gemessenen Stromdichte-Potentialkurven deutlich.

In Stuckgips REA-Steinkohle ist mit 0,03 % mit Abstand der geringste Anteil an MgO nachgewiesen worden. Die anderen Gipse zeigten den bis zu 4-fachen Gehalt an MgO. In [Saito 1985] wird erwähnt, dass der Magnesiumgehalt von Zinklegierungen einen negativen Einfluss auf die Stabilität von Zinkoxid ZnO haben kann, das eine korrosionshemmende Deckschicht bildet. Bestünden die Voraussetzungen, dass das im Porenwasser gelöste Magnesium die Stabilität der korrosionshemmenden Zinkoxidschicht negativ beeinflusst, dann wäre Zink in Stuckgips REA-Steinkohle aufgrund des geringen Mg-Gehaltes zunächst etwas beständiger als in den anderen untersuchten Gipsen. In der Reihenfolge Stuckgips REA-Braunkohle, Stuckgips Naturgips und Stuckgips REA-Steinkohle nimmt der Gehalt an Magnesiumoxid in den Gipsen ab (REA-Braunkohle 0,13%, Naturgips 0,10%, REA-Steinkohle 0,03%).

- Bei Auslagerung bei 100% relativer Luftfeuchte ohne Vortrocknung ist nach 3 Monaten kein Einfluss der Gipsart vorhanden. Dies ist insofern verständlich, da bei vollständig mit Wasser gefüllten Poren die Konzentration der Gips-Inhaltsstoffe im Porenwasser aller Gipse ähnlich gering ist.
- Bei Auslagerung in $\leq 95\%$ relativen Luftfeuchten sowie in bewittertem und unbewittertem Außenlima ist der im Vergleich zu in Stuckgips Naturgips höhere Zinkabtrag in Stuckgips REA-Braunkohle auffällig. Dabei gilt der bereits bei unlegiertem Stahl in Abschnitt 6.4.1.3 ausführlich erläuterte Sachverhalt. Der Chlorideinfluss ist jedoch bei sendzimirverzinktem Stahl weniger deutlich ausgeprägt als bei unlegiertem Stahl.
- Bei Kontamination von sendzimirverzinkten Stahlblechen mit Gipsstaub wird die Verzinkung in unbewittertem Außenlima (schwankende relative Luftfeuchten und Temperatur) unabhängig von der Gipsart gering angegriffen, das optische Erscheinungsbild jedoch deutlich durch lokale Verfärbungen beeinträchtigt.

Ca(OH)₂-Zugabe:

- Eine Alkalisierung der Gipse durch die Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid wirkt sich nur bei Klimaten mit ständiger Wassersättigung (100% rel. F. ohne Vortrocknung) abtragsmindernd aus, bei denen der pH-Wert aufgrund der wassergefüllten Poren und der damit behinderten Carbonatisierung längerzeitig > 12 bleibt.
- Bei Lagerung bei 100% relativer Luftfeuchte mit Vortrocknung ist nach 3 Monaten Auslagerungsdauer durch die Alkalisierung ein deutlich höherer Abtrag als in nicht alkalisierten Gipsen vorhanden. Bei diesen Bedingungen kann der Gips teilweise carbonatisieren und der pH-Wert ist in für die Zinkkorrosion in Gips in korrosionsfördernden Bereichen (pH ≈ 11, s.u.). Langfristig ist bei genannten klimatischen Bedingungen jedoch kein Einfluss auf den korrosionsbedingten Abtrag von sendzimirverzinktem Stahl in Gips zu erwarten.
- In Klimaten mit gelegentlichem Wasserzutritt und in Klimaten, in denen kein bzw. kein vollständig mit Wasser gefülltes Porensystem vorliegt, ist durch die Ca(OH)₂-Zugabe langfristig kein Einfluss auf den korrosionsbedingten Abtrag von sendzimirverzinktem Stahl in Gips zu erwarten.
- Der Verlauf von Stromdichte-Potentialkurven von sendzimirverzinktem Stahl in sulfathaltigen und sulfatfreien, alkalischen Elektrolyten zeigt, dass in sulfathaltigen Lösungen bei pH-Werten < 12,0 im Vergleich zu höheren pH-Werten insgesamt ein höherer Abtrag vorhanden ist. In sulfathaltigen Elektrolyten mit pH 12,0 kann anhand der Stromdichte-Potentialkurven nach zunächst verstärkter Zinkauflösung die Bildung von Deckschichten festgestellt werden, die jedoch aufgrund der hohen konstanten Stromdichte nicht zu einer wesentlichen Hemmung der Zinkkorrosion führen. Bei pH > 12,0 ist Zinkauflösung zunächst hoch (geringe Ruhepotentiale). Es bilden sich jedoch rasch korrosionshemmende Deckschichten die insgesamt einen deutlich geringeren Zinkabtrag zur Folge haben als bei geringeren pH-Werten.

Der oben erläuterte Sachverhalt ist auf die nach kurzzeitig starker Zinkauflösung vorhandene Ausbildung einer Passivoxidschicht aus ZnO (ähnlich wie in Beton) zurückzuführen. ZnO setzt sich lokal zu Calciumhydroxozinkat ($\text{Ca}[\text{Zn}(\text{OH})_3]_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) um (Abbildung 6.32). In [Macías 1983, 1987] wurde bei Untersuchungen in Ca(OH)₂-haltigen Lösungen mit pH-Werten zwischen 11,1 und 12,6 gezeigt, dass bei zunehmender OH⁻-Konzentration der Massenverlust bei verzinktem Stahl abnimmt. Bei pH-Werten > 12,2 konnte dabei die Bildung von Calciumhydroxozinkat ($\text{Ca}[\text{Zn}(\text{OH})_3]_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) beobachtet werden. Von Menzel in [Menzel 1992] durchgeführte Untersuchungen zeigten ebenfalls, dass sich bei pH-Werten von 12,6 bis 13,4 röntgenamorphe, passivierende Zinkoxidschichten ausbilden, die sich in calciumhaltigen Lösungen teilweise zu kristallinem Calciumhydroxozinkat umbildeten. Sinkt durch eine Carbonatisierung der pH-Wert, wird das passivierende Zinkoxid zunächst lokal umgesetzt, was eine erhöhte Korrosionsgeschwindigkeit durch Elementbildung (kathodische Teilreaktion im Bereich des noch vorhandenen Zinkoxids) zur Folge hat.

Sämtliche in den unterschiedlichen Gipsen eingebetteten sendzimirverzinkten Stahlbleche zeigten trotz z.T. deutlicher Rotrostbildung und nahezu vollständiger Auflösung der Verzinkung nur einen sehr geringen Angriff des Substrates. Es ist daher von einem durch das vorhandene Restzink bedingten kathodischen Schutz des Substrates auszugehen. In Abbildung 6.34 und Abbildung 6.35 ist zu erkennen, dass vor allem die Verzinkung angegriffen ist, während die Stahloberfläche nahezu keine Abzehrungen aufweist.

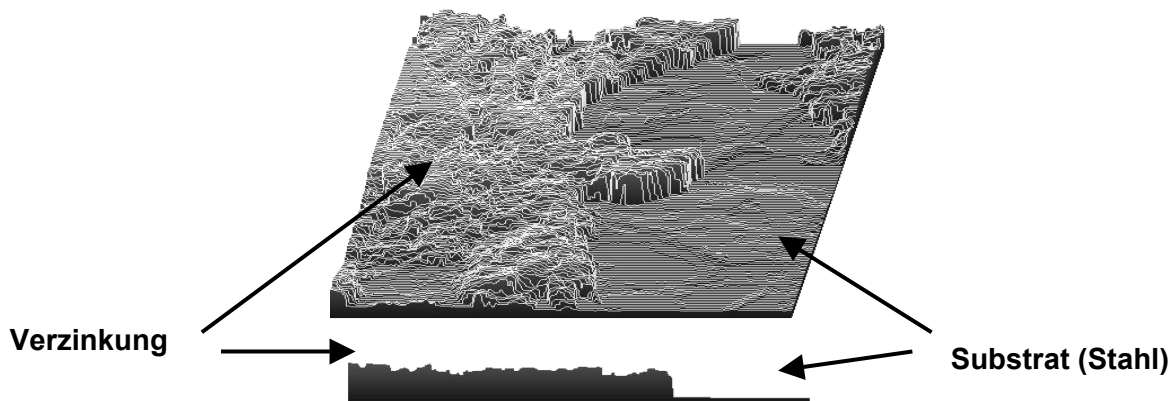


Abbildung 6.34: Oberfläche von sendzimirverzinktem Stahl in Stuckgips REA-Braunkohle nach 3 Monaten Auslagerung (100% rel. F. mit Vortrocknung, Aufnahme mit Laserscanning-Mikroskop)

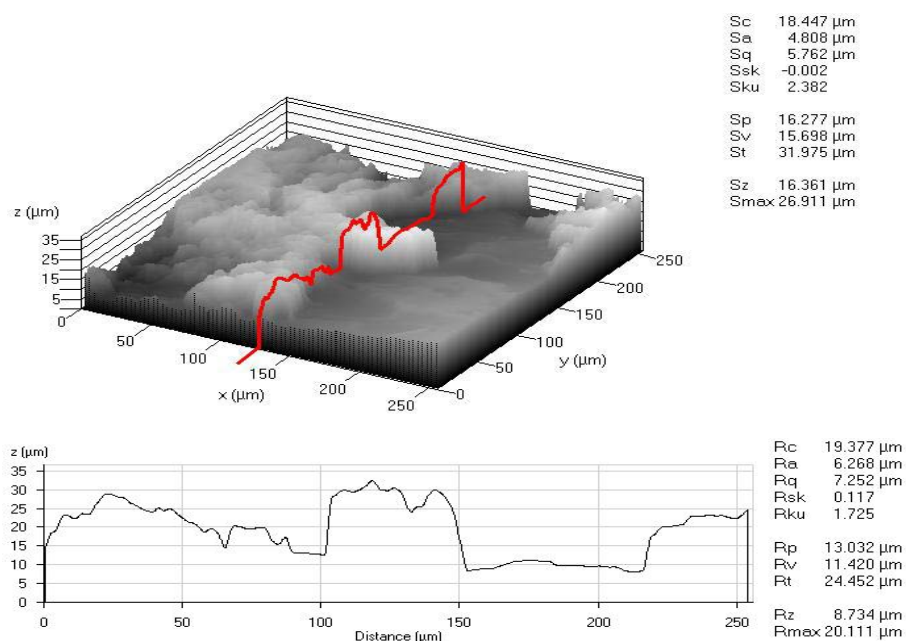


Abbildung 6.35: Maße der in Abbildung 6.34 dargestellten Oberfläche (Laserscanning-Mikroskop)

In Abbildung 10.14 (Anhang S. 197) sind typische Anwendungen von sendzimirverzinktem Stahl in Kontakt mit Gipsbaustoffen hinsichtlich ihres Korrosionsverhaltens geordnet. Die Ein-

teilung erfolgte anhand der gemessenen Abtragswerte nach 2 Jahren Auslagerung und der Ergebnisse der elektrochemischen Untersuchungen.

6.4.3 Aluminium (AlMgSi0,5)

Die Auslagerungsversuche werden mit eloxiertem Aluminium durchgeführt. Um das Korrosionsverhalten in Kontakt mit Gips auch bei nicht eloxiertem Aluminium zu beurteilen, erfolgen die elektrochemischen Untersuchungen an eloxiertem und an nicht eloxiertem AlMgSi0,5 (Abschnitte 6.4.3.2 und 6.4.3.3).

6.4.3.1 Auslagerungsversuche

- 100% relative Luftfeuchte, 20 °C

Abbildung 6.36 zeigt den Korrosionsabtrag von in Gips eingebetteten eloxierten Aluminiumblechen AlMgSi0,5 nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 100% relativer Luftfeuchte und 20 °C. Der Auslagerung ging eine 1-wöchige Vortrocknung der Probekörper bei Raumklima voraus.

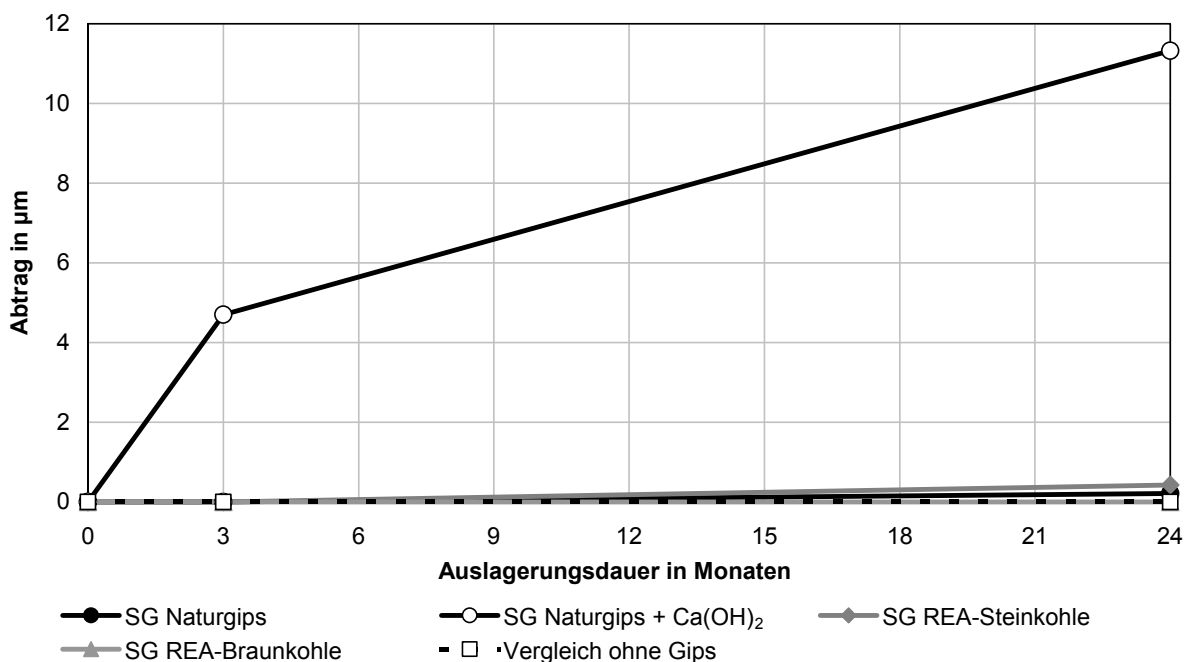


Abbildung 6.36: Abtrag von in Gips eingebettetem eloxiertem AlMgSi0,5 nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 100% relativer Luftfeuchte (SG: Stuckgips)

Generelle Betrachtung: Der korrosionsbedingte Abtrag von eloxiertem Aluminium in nassem Gips mit 1-wöchiger Vortrocknung ist sehr gering (in nicht alkalisierten Stuckgipsen) bis mäßig stark (in Stuckgips Naturgips mit 1,5 M.-% Ca(OH)₂). In alkalisiertem Stuckgips Naturgips ist

der Korrosionsabtrag zeitlich zunehmend (Basis: Betrachtungszeitraum 2 Jahre). Die Korrosionsgeschwindigkeit ist im Betrachtungszeitraum zeitlich abnehmend.

Einfluss der Gipsart: Nach 24 Monaten ist in nicht alkalisierten Gipsen unabhängig von der Gipsart kein korrosionsbedingter Abtrag von eloxiertem Aluminium vorhanden. Das Korrosionsverhalten in den verschiedenen Gipsarten unterscheidet sich nicht.

Ca(OH)₂-Zugabe: Eine Zugabe von 1,5 M.-% Ca(OH)₂ zum Stuckgips Naturgips wirkt sich stark abtragserhöhend aus und ist nach 2 Jahren mäßig stark ausgeprägt. Mit zunehmender Auslagerungsdauer nimmt der Einfluss des Calciumhydroxids ab.

Vortrocknung: Wie der Vergleich der Auslagerung ohne und mit 1-wöchiger Vortrocknung zeigt, ist der Korrosionsabtrag in alkalisierten Gipsen durch eine vorübergehende Vortrocknung gegenüber einer Auslagerung ohne Vortrocknung der Probekörper deutlich geringer. In nicht alkalisierten Gipsen ist auch ohne Vortrocknung der Probekörper kein Korrosionsabtrag festzustellen (Abbildung 6.37).

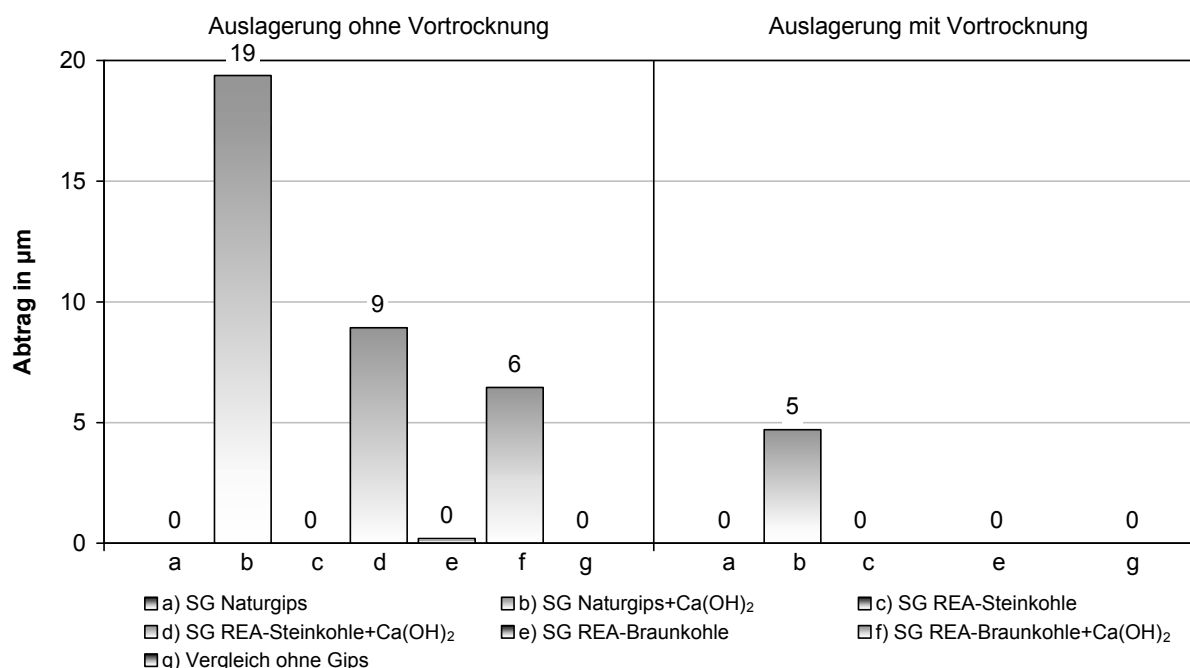


Abbildung 6.37: Vergleich des Abtrags von in Gips eingebettetem eloxiertem AlMgSi0,5, ohne und mit 1-wöchiger Vortrocknung (3 Monate, 100% rel. F.; SG: Stuckgips)

In alkalisiertem Stuckgips Naturgips ist aufgrund des mäßig starken Abtrags auf der gesamten Oberfläche die anodisch erzeugte Oxidschicht des Aluminiums abgelöst. In alkalisierten REA-Gipsen hat die Auslagerung ohne Vortrocknung einen geringen Korrosionsabtrag zur Folge.

Vergleich zu eloxiertem Aluminium ohne Gipskontakt: Wie in nassen, nicht alkalisierten Gipsen ist bei eloxiertem Aluminium bei 100% relativer Luftfeuchte ohne Kontakt zu Gips kein Korrosionsabtrag vorhanden.

Bei sämtlichen in alkalisierten Stuckgipsen eingebetteten eloxierten Aluminiumblechen ist auf den Oberflächen der Bleche ein dichter weißer Belag vorhanden, der in alkalisiertem Stuckgips Naturgips innerhalb 2 Jahren die vollständige Auflösung der gesamten anodisch erzeugten Oxidschicht zur Folge hat (Farbabbildungen 22 und 23, Anhang S. 244). In nicht alkalisierten Gipsen zeigen die eloxierten Aluminiumbleche zwar leichte Veränderungen der Oberfläche, die jedoch nur durch Ablagerungen zustande kommen und durch Reinigung rückstandslos entfernt werden können.

Potentialmessungen bei 100% relativer Luftfeuchte (Auslagerung mit Vortrocknung)

Abbildung 6.38 zeigt die Messergebnisse der Ruhepotentiale von in unterschiedlichen Gipsen eingebettetem eloxiertem Aluminium AlMgSi0,5 bei konstant 100% relativer Luftfeuchte und 20 °C (Auslagerung mit Vortrocknung).

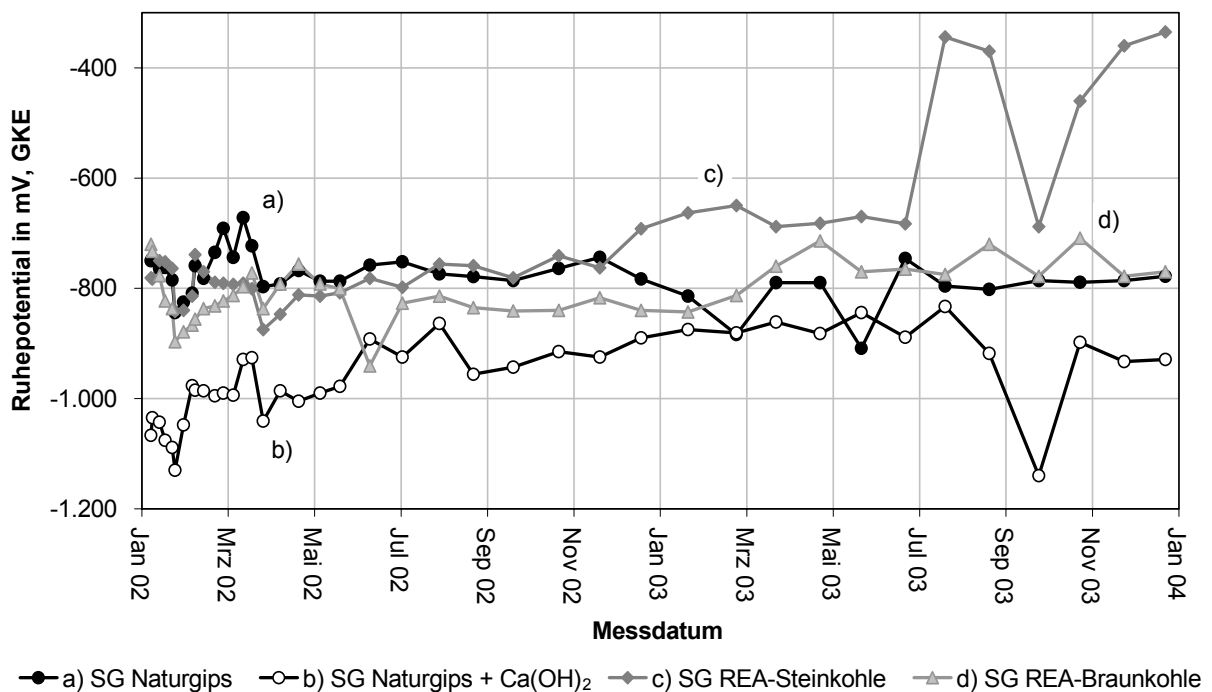


Abbildung 6.38: Ruhepotentiale (GKE) von in Gips eingebettetem eloxiertem AlMgSi0,5 über 24 Monate bei 100% relativer Luftfeuchte mit Vortrocknung (SG: Stuckgips)

Zu Auslagerungsbeginn liegen die Ruhepotentiale von eloxiertem Aluminium AlMgSi0,5 in Gipsen ohne Zugabe von Calciumhydroxid bei -0,8 Volt, in alkalisierten Gipsen mit -1,1 Volt im unedleren Potentialbereich. Insgesamt bleibt das Potential in alkalisiertem Gips geringer als in nicht alkalisierten Gipsen (-0,8 Volt).

Bei Auslagerungen bei 95% und 75% relativer Luftfeuchte sowie in unbewittertem Außenklima sind bei eloxiertem Aluminium in nicht alkalisierten Stuckgipsen Naturgips und REA-Braunkohle keine Korrosionserscheinungen vorhanden. Auch bei Betrachtung unter dem Mikroskop sind keine Veränderungen der Oberflächen festzustellen. Die Auslagerung von in alka-

lisierten Stuckgipsen eingebetteten Aluminiumblechen erfolgte bei diesen Klimaten nicht. In bewittertem Außenklima sind nur bei eloxiertem Aluminium in Stuckgips REA-Braunkohle leichte weiße Verfärbungen der Eloxalschicht im Randbereich der Bleche festzustellen (Farbabbildung 24, Anhang S. 245).

- Auslagerung mit einmaliger kurzzeitiger Wasserlagerung

Abbildung 6.39 zeigt den Korrosionsabtrag von in Gips eingebetteten eloxierten Aluminiumblechen nach 10 Tagen bei einmaliger kurzzeitiger Wasserlagerung im Alter von 60 h.

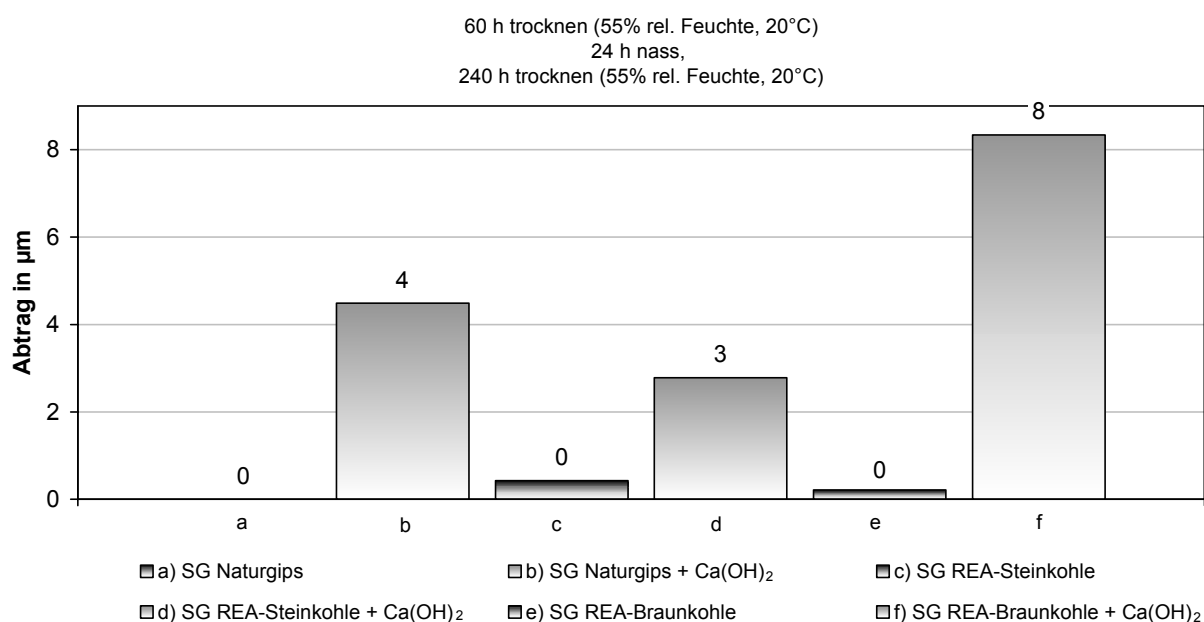


Abbildung 6.39: Abtrag von in Gips eingebettetem eloxiertem AlMgSi0,5 nach 10 Tagen mit einmaliger kurzzeitiger Wasserlagerung (SG: Stuckgips)

Man erkennt, dass bereits eine einmalige kurzzeitige Durchnässung der Gipsproben bei mit 1,5 M.-% Calciumhydroxid versetzten Proben zu einem merklichen Korrosionsabtrag führt, der in alkalisiertem Stuckgips REA-Braunkohle am stärksten ausgeprägt ist. In nicht alkalisierten Gipsen hat diese Auslagerungsbedingung wie bei bereits erwähnten nahezu keinen Korrosionsangriff zur Folge.

Bei in alkalisierten Gipsen eingebettetem eloxiertem Aluminium bei Auslagerung bei 100% relativer Luftfeuchte ohne Vortrocknung wurde mittels energiedispersiver Röntgenbeugungsanalyse als Korrosionsprodukt Ettringit ($\text{Ca}_6\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3(\text{OH})_{12} \cdot 26\text{H}_2\text{O}$) identifiziert (Abbildungen 10.34 ff, Anhang S. 214 ff). Bei erwähnter Auslagerung mit Vortrocknung wurde in alkalisierten Gipsen Aluminiumhydroxid ($\text{Al}(\text{OH})_3$) festgestellt (Abbildung 10.37, Anhang S. 217).

Eine ausführliche Gegenüberstellung der Abtragswerte von eloxiertem Aluminium AlMgSi0,5 in den unterschiedlichen Gipsen und Klimaten ist in den Abbildungen 10.15 und 10.16 (Anhang S. 198), aufgeteilt nach der Auslagerungsdauer, dargestellt.

6.4.3.2 Elektrochemische Untersuchungen (eloxiertes AlMgSi0,5)

Bei in Gips eingebettetem eloxiertem AlMgSi0,5 wurden zur Durchführung der elektrochemischen Untersuchungen die in Tabelle 6.8 angegebenen Potentiale gemessen, bzw. eingestellt.

Probenbezeichnung	Ruhepotential vor Versuchsbeginn in mV (GKE)	Ausgangspotential in mV (GKE)
elox. AlMgSi0,5 in SG Naturgips	-860	-1060
elox. AlMgSi0,5 in SG Naturgips mit 1,5 M.-% Ca(OH) ₂	-1361	-1561
elox. AlMgSi0,5 in SG REA-Steinkohle	-800	-1000
elox. AlMgSi0,5 in SG REA-Steinkohle mit 1,5 M.-% Ca(OH) ₂	-1215	-1415
elox. AlMgSi0,5 in SG REA-Braunkohle	-820	-1020
elox. AlMgSi0,5 in SG REA-Braunkohle mit 1,5 M.-% Ca(OH) ₂	-1438	-1640

Tabelle 6.8: Zusammenstellung der charakteristischen Potentiale für die Durchführung der Versuche bei eloxiertem AlMgSi0,5 (SG: Stuckgips)

Einfluss der Gipsart: Die Ruhepotentiale vor Versuchsbeginn von in verschiedenen Gipsen eingebettetem eloxiertem AlMgSi0,5 unterscheiden sich nur gering. In REA-Gipsen sind die Ruhepotentiale marginal höher als in Stuckgips Naturgips. Damit ist kein nennenswerter Einfluss der Gipsart vorhanden

Ca(OH)₂-Zugabe: Eine Alkalisierung durch Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid zu den Gipsen hat eine deutliche Senkung der Ruhepotentiale um bis zu 0,6 Volt in den unedleren Bereich zur Folge.

- Potentiodynamische Stromdichte-Potentialkurven

Abbildung 6.40 zeigt die potentiodynamisch gemessenen Stromdichte-Potentialkurven von in Gips eingebettetem eloxiertem AlMgSi0,5.

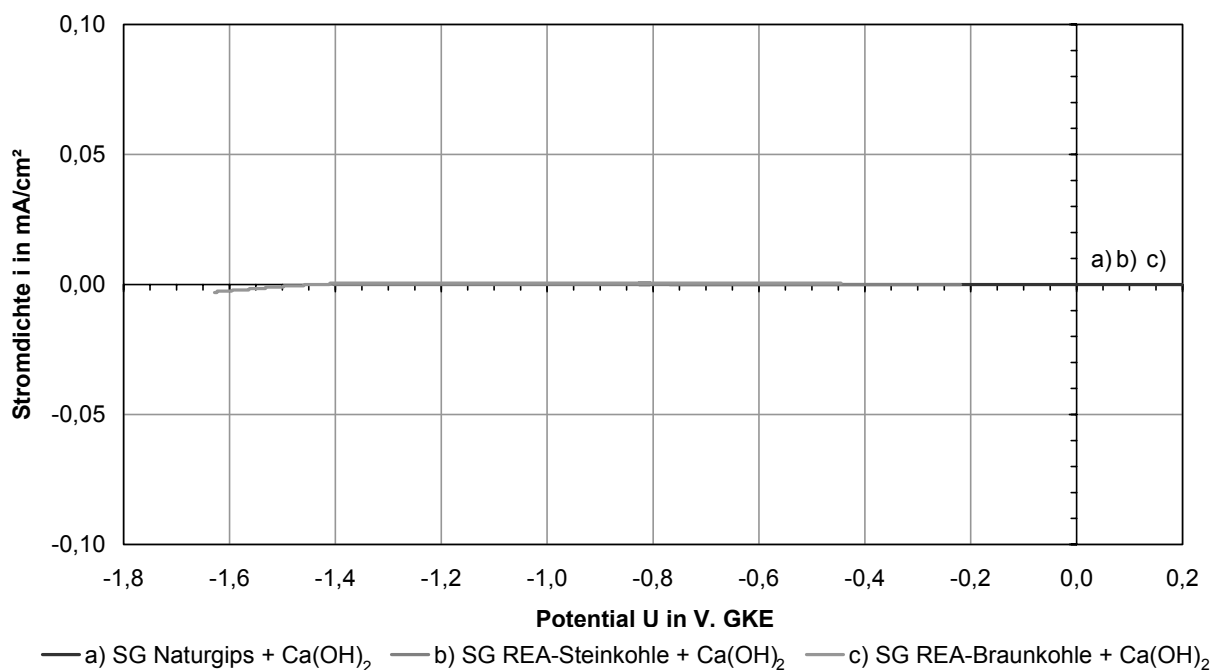
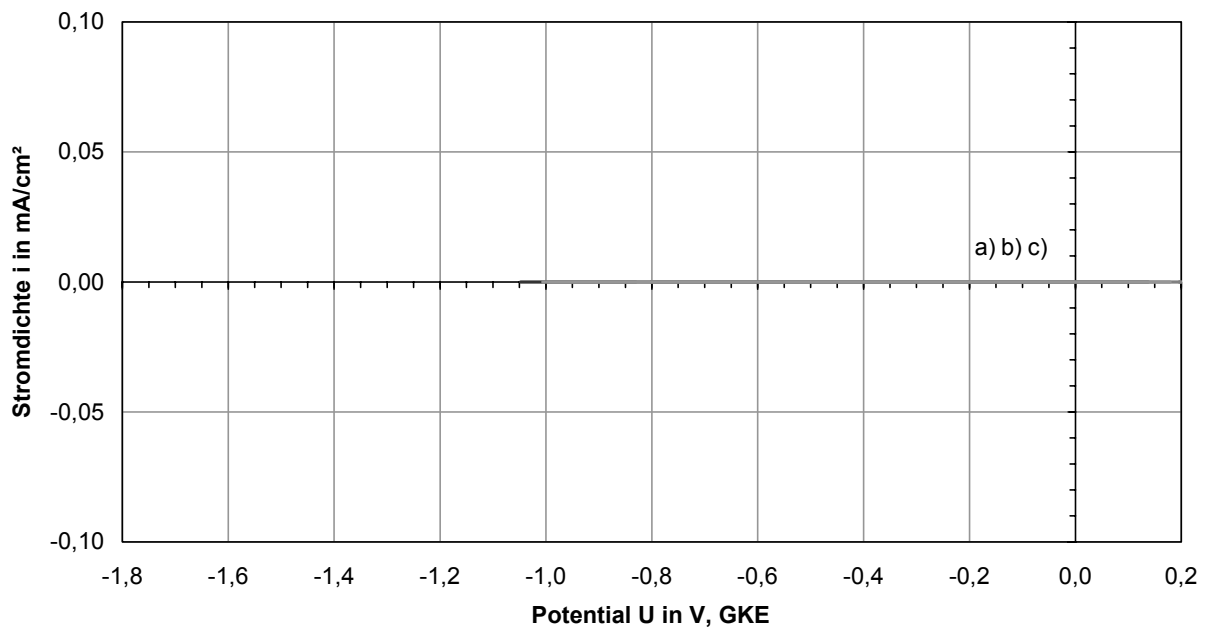


Abbildung 6.40: Stromdichte-Potentialkurven von in Gips eingebettetem eloxiertem AlMg-Si0,5 (oben: ohne $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Zugabe; unten: mit $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Zugabe; SG: Stuckgips)

Generelle Betrachtung: Bei eloxierten Aluminiumblechen kann in Gipsen ohne Zugabe von $\text{Ca}(\text{OH})_2$ kein Auflösungsstrom gemessen werden. In alkalisierten Gipsen ist ein nur sehr geringer Anstieg der Stromdichte auf konstante und damit potentialunabhängige Werte festzustellen.

Einfluss der Gipsart: Die Gipsart hat in alkalisierten und in nicht alkalisierten Gipsen keinen Einfluss auf das Ruhepotential und auf den Verlauf der Stromdichte-Potentialkurven.

Ca(OH)₂-Zugabe: In Gipsen mit Calciumhydroxid sind im Vergleich zu nicht alkalisierten Gipsen geringe Anstiege der Stromdichten auf potentialunabhängige Werte vorhanden. Diese Passivstromdichte bleibt über den gesamten Potentialbereich konstant.

Die eloxierten Aluminiumbleche aus AlMgSi0,5 zeigen nach Versuchsende in allen nicht alkalisierten Gipsen keine optischen Veränderungen. Obwohl bei in mit Calciumhydroxid alkalisierten Gipsen eingebettetem eloxiertem Aluminium ebenfalls keine wesentlichen Stromdichten gemessen werden, ist in den alkalisierten Stuckgipsen ein deutlicher gleichmäßiger Korrosionsangriff mit Deckschichtbildung vorhanden.

6.4.3.3 Elektrochemische Untersuchungen (nicht eloxiertes AlMgSi0,5)

Um das elektrochemische Verhalten von AlMgSi0,5 ohne anodisch erzeugte Oxidschichten zu untersuchen, wurde für die folgenden elektrochemischen Untersuchungen die anodisch aufgetragenen Oxidschichten nach DIN EN 12373-2 [DIN EN 12373] in Chromphosphorsäure-Lösung entfernt.

Bei in Gips eingebettetem nicht eloxiertem AlMgSi0,5 wurden zur Durchführung der elektrochemischen Untersuchungen die in Tabelle 6.9 angegebenen Potentiale gemessen, bzw. eingestellt.

Probenbezeichnung	Ruhepotential vor Versuchsbeginn in mV (GKE)	Ausgangspotential in mV (GKE)
AlMgSi0,5 in SG Naturgips	-696	-900
AlMgSi0,5 in SG Naturgips mit 1,5 M.-% Ca(OH) ₂	-1479	-1680
AlMgSi0,5 in SG REA-Steinkohle	-535	-735
AlMgSi0,5 in SG REA-Steinkohle mit 1,5 M.-% Ca(OH) ₂	-1443	-1640
AlMgSi0,5 in SG REA-Braunkohle	-933	-1130
AlMgSi0,5 in SG REA-Braunkohle mit 1,5 M.-% Ca(OH) ₂	-1573	-1770

Tabelle 6.9: Zusammenstellung der charakteristischen Potentiale für die Durchführung der Versuche bei nicht eloxiertem AlMgSi0,5 (SG: Stuckgips)

Einfluss der Gipsart: Die Ruhepotentiale vor Versuchsbeginn sind in nicht alkalisierten Stuckgipsen Naturgips und REA-Steinkohle etwas höher als in nicht alkalisiertem Stuckgips REA-Braunkohle. In alkalisierten Gipsen ist nahezu kein Einfluss der Gipsart vorhanden.

Ca(OH)₂-Zugabe: Eine Alkalisierung durch Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid zu den Gipsen hat eine deutliche Senkung der Ruhepotentiale um bis zu 0,9 Volt in den unedleren Bereich zur Folge und war damit ausgeprägter als bei eloxiertem Aluminium (Tabelle 6.8).

- Potentiodynamische Stromdichte-Potentialkurven

Abbildung 6.41 zeigt die potentiodynamisch gemessenen Stromdichte-Potentialkurven von in Gipsen eingebettetem nicht eloxiertem AlMgSi0,5.

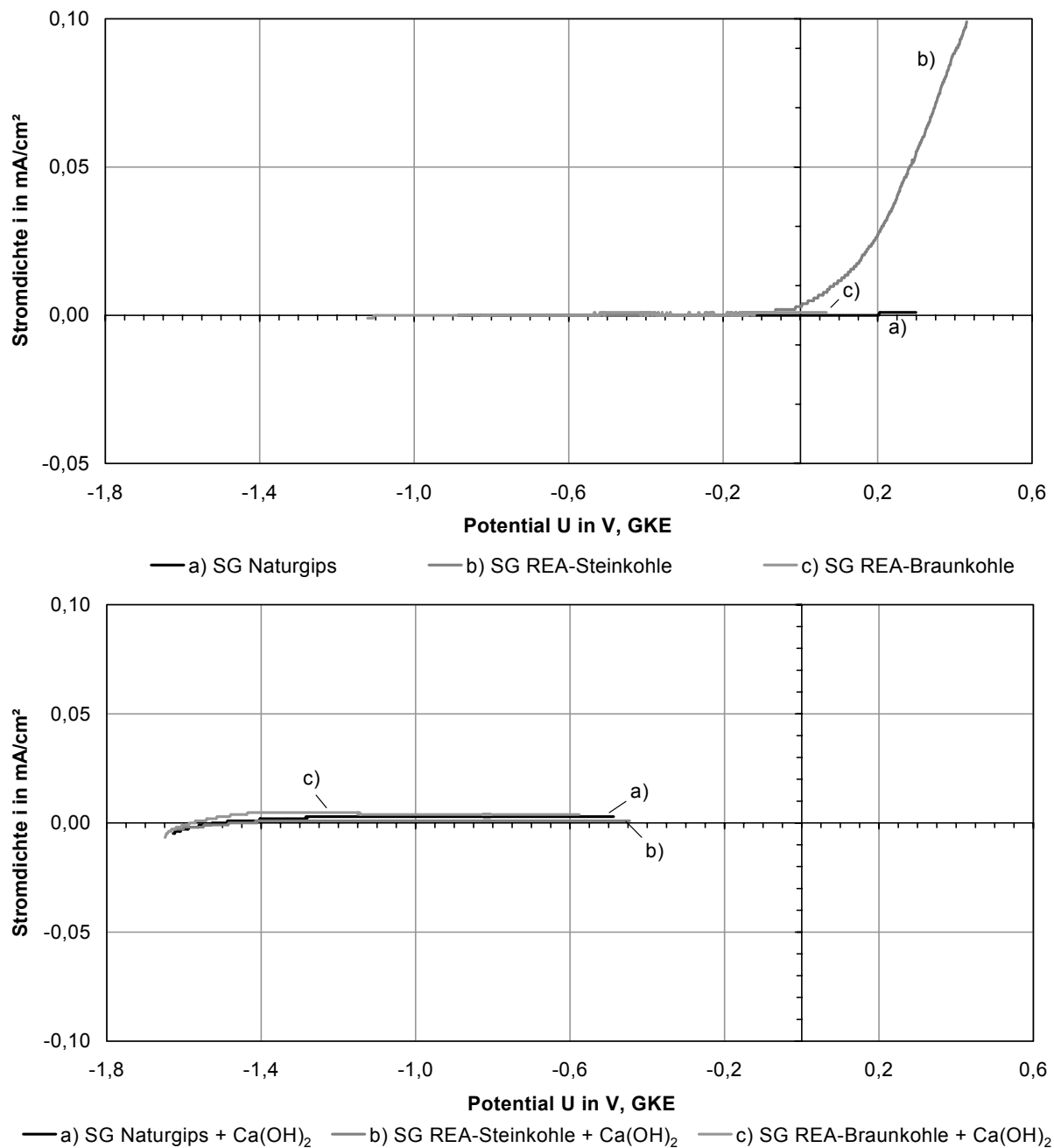


Abbildung 6.41: Stromdichte-Potentialkurven von in Gips eingebettetem nicht eloxiertem AlMgSi0,5 (oben: ohne Ca(OH)₂-Zugabe; unten: mit Ca(OH)₂-Zugabe)

Generelle Betrachtung: In nicht alkalisierten Gipsen außer in Stuckgips REA-Steinkohle sind keine Stromdichten zu messen. In nicht alkalisiertem Stuckgips REA-Steinkohle ist dagegen bei hohen, anodischen Potentialen (≈ 0 Volt) eine deutliche exponentielle Zunahme der Stromdichte vorhanden. In sämtlichen alkalisierten Gipsen erfolgt ein geringer Anstieg der Stromdichte auf potentialunabhängige Werte.

Einfluss der Gipsart: Sämtliche Kurven zeigen in nicht alkalisierten Gipsen den typischen Verlauf eines stabilpassiven Systems. Bei hohen, anodischen Potentialen (etwa 1,5 Volt oberhalb des Ruhepotentials) wird in nicht alkalisiertem Stuckgips REA-Steinkohle ein Durchbruch (lokale Korrosion) festgestellt. In alkalisierten Gipsen ist kein Einfluss der Gipsart auf den Verlauf der Kurven vorhanden.

Ca(OH)₂-Zugabe: Durch die Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid ist ein deutliche Verschiebung der Ruhepotentiale in unedlere Bereiche vorhanden. Der Kurvenverlauf zeigt durch die Alkalisierung der Gipse deutliche, stabile Passivbereiche mit potentialunabhängigen, geringen Stromdichten. Die Untersuchung der Proben ergab bei in alkalisierten Gipsen eingebettetem AlMgSi0,5 festhaftende, nichtleitende Schichten aus Ettringit, die offenbar eine Passivierung bewirken.

Nach Versuchsende und nach Entfernung des Gipses ist in allen nicht alkalisierten Gipsen ein lochfraßartiger Korrosionsangriff vorhanden. Dabei sind bei nicht eloxiertem Aluminium in Stuckgips REA-Steinkohle die zahlreichsten lokalen Angriffe festzustellen, (Abbildung 6.42). Die Narbentiefe beträgt im Schnitt 45 μm .

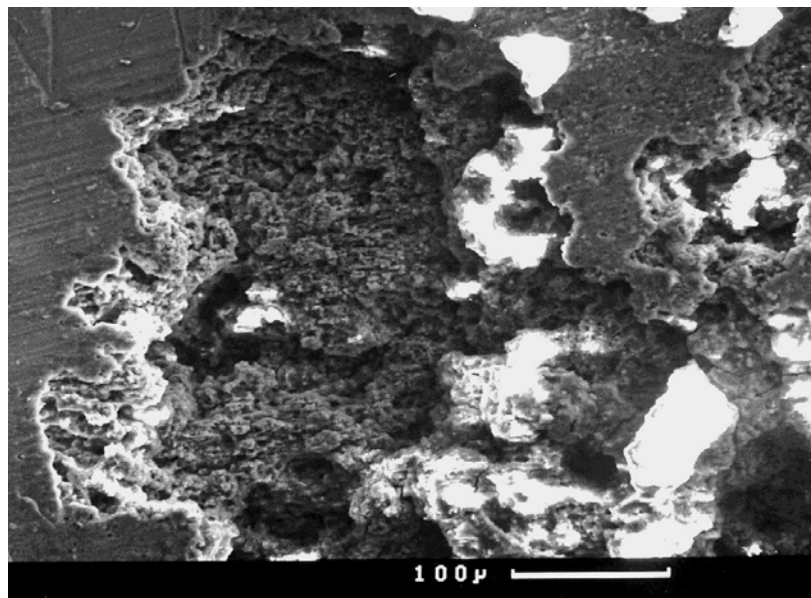


Abbildung 6.42: Lokaler Korrosionsangriff von nicht eloxiertem AlMgSi0,5 in Stuckgips REA-Steinkohle (pH 8)

Wird zum Gips 1,5 M.-% Calciumhydroxid zugegeben, bildet sich auf eingebetteten Aluminiumblechen ein dichter weißer Belag, der mittels energiedispersiver Röntgenbeugungsanalyse

als Ettringit $\text{Ca}_6\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3(\text{OH})_{12} \cdot 26\text{H}_2\text{O}$ identifiziert (Abbildungen 10.31 ff, Anhang S. 211 ff) wurde. Messungen des elektrischen Durchgangswiderstandes der Ettringitschicht zeigten, dass diese dünnen Beläge schlecht elektrisch leitend sind und die in den Stromdichte-Potentialkurven festgestellte Passivierung erklären. Abbildung 6.43 zeigt den Schliff durch ein nicht eloxiertes Aluminiumblech mit der sich darauf befindenden Ettringitschicht.

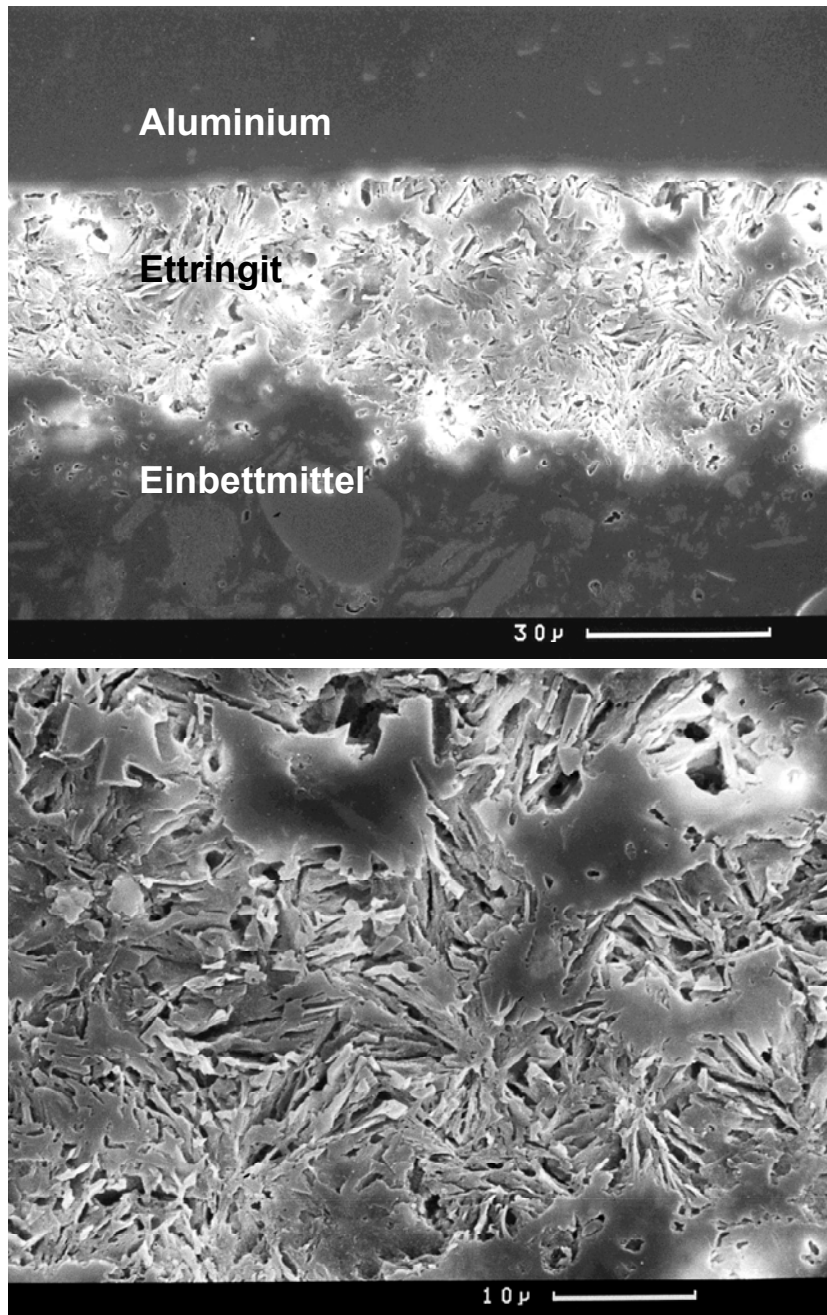


Abbildung 6.43: Schliff durch die Ettringit-Schicht (REM) auf nicht eloxiertem Aluminium (in alkalisiertem Stuckgips Naturgips)

6.4.3.4 Zusammenfassung und Bewertung

Eloxiertes Aluminium wird in Kontakt mit nassem Gips ausschließlich in alkalisiertem Milieu infolge Korrosion angegriffen und ist in nicht alkalisiertem Gips unter praxisnahen Bedingungen beständig. Wenn keine Dauerfeuchte vorhanden ist, zeigt eloxiertes AlMgSi0,5 in nicht alkalisierten Gipsen auch optisch keine Beeinträchtigungen. Für nicht eloxiertes AlMgSi0,5 gelten im Prinzip dieselben Aussagen. Der lokale Korrosionsangriff, wie er bei den elektrochemischen Versuche festgestellt wurde, wird aufgrund der in der praktischen Anwendung deutlich geringeren Potentiale nicht auftreten, es sei denn es findet aufgrund von Kontaktkorrosion mit deutlich edleren Metallen eine Potentialverschiebung in edlere Bereich statt. Die elektrochemischen Untersuchungen zeigen, dass nicht eloxiertes im Vergleich zu eloxiertem Aluminium i.A. etwas korrosionsanfälliger ist, aber auch hier ist von einer guten Korrosionsbeständigkeit in nicht alkalisierten Gipsen auszugehen.

Wassergehalt:

- Bei Anwendung in Klimaten, in denen die Carbonatisierung alkalisierter Gipse behindert wird (100% rel. F. mit Vortrocknung), erfolgt in Gipsen mit 1,5 M.-% Ca(OH)_2 ein mäßig starker Korrosionsangriff. Unter diesen Bedingungen sind die Poren des erhärteten Gipses zum großen Teil mit Wasser gefüllt. Der für die Korrosion von Aluminium in diesem Fall notwendige pH-Wert > 10 bleibt aufgrund der behinderten Gasdiffusion und der damit verbundenen gehemmten Carbonatisierung längerzeitig erhalten. Die Korrosionsgeschwindigkeit nimmt langfristig infolge der langsam fortschreitenden Carbonatisierung etwas ab.
- Bei ständiger Wassersättigung erfolgt in alkalisierten Gipsen innerhalb von 3 Monaten bereits ein mäßig starker und damit deutlich höherer Korrosionsangriff als wenn der Gips die Gelegenheit zur vorübergehenden Austrocknung hat. Anhand des Verlaufs der Stromdichte-Potentialkurven ist bei diesen Bedingungen von einer nach zunächst ausgeprägten Metallauflösung aufgrund der Bildung von elektrisch schlecht leitendem Ettringit abnehmenden Korrosionsgeschwindigkeit auszugehen (s.u.). Durch die stark gehemmte Carbonatisierung (keine Gasdiffusion möglich) fällt die Abnahme der Korrosionsgeschwindigkeit jedoch geringer aus als bei Lagerung in 100% relativer Luftfeuchte mit Vortrocknung.
- Bei Anwendung in Klimaten mit $\leq 95\%$ relativer Luftfeuchte und bei Anwendung im Freien (bewittert und unbewittert) ist in mit 1,5 M.-% Ca(OH)_2 alkalisierten Gipsen ein deutlich geringerer Korrosionsangriff als in oben genannten Klimaten zu erwarten. Aufgrund der hier möglichen raschen Carbonatisierung (ausreichende Wassermenge, Gasdiffusion möglich) erfolgt nur zu Beginn der Auslagerung ein Korrosionsangriff. Die Korrosionsgeschwindigkeit ist dabei zeitlich stark abnehmend.
- Bei in nicht alkalisierten Gipsen eingebettetem eloxiertem Aluminium erfolgt in sämtlichen Klimaten kein wesentlicher Korrosionsabtrag. Lediglich bei längerzeitigem (100% rel. F. mit Vortrocknung) bzw. gelegentlichem Wasserzutritt (bewitterte Atmosphäre) sind sehr

geringe Korrosionserscheinungen vorhanden, die das optische Erscheinungsbild jedoch nur geringfügig beeinträchtigen.

Einfluss der Gipsart:

- In Klimaten mit ständiger Wassersättigung (100% rel. F. ohne Vortrocknung) sind in nicht alkalisierten REA-Gipsen leichte optische Veränderungen der Eloxalschicht vorhanden, wogegen in nicht alkalisiertem Stuckgips Naturgips keine Beeinträchtigung des optischen Erscheinungsbildes erfolgt. In alkalisierten Stuckgipsen ist bei ständiger Wassersättigung (Basis: Betrachtungszeitraum 3 Monate) in Naturgips ein mäßig starker, in alkalisierten REA-Gipsen nur ein geringer Abtrag vorhanden.
- In nicht alkalisierten Gipsen hat die Gipsart unter Verhältnissen, in denen kein ständiger oder längerzeitiger Wasserzutritt stattfindet (95% und 75% rel. F., unbewittertes und bewittertes Außenklima) kein Einfluss auf das Korrosionsverhalten und die Aluminiumbleche sind völlig unverändert. Bei längerzeitigem Wasserzutritt sind unabhängig von der Gipsart sehr geringe Korrosionserscheinungen in Form von geringen Verfärbungen der Eloxalschicht vorhanden.
- Bei Kontamination von eloxiertem Aluminium mit nicht alkalisiertem Gipsstaub zeigt Aluminium in unbewittertem Außenklima (schwankende relative Luftfeuchte und Temperatur) unabhängig von der Gipsart keine Korrosionserscheinungen.

Ca(OH)₂-Zugabe:

Der Korrosionsabtrag wird bei in nassen Gipsen eingebettetem eloxiertem Aluminium in erster Linie durch den pH-Wert des Gipses bestimmt:

- Eine Alkalisierung der Gipse durch die Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid wirkt sich bei solchen Wasserhaushalten vorübergehend abtragsverstärkend aus, bei denen die Carbonatisierung aufgrund erschwerter Gasdiffusion gehemmt ist, also z.B. bei ständig oder häufig nassem Gips. In Gipsen mit weitgehend wasserfreien Poren ist nur zu Beginn der Auslagerung ein deutlicher Einfluss einer Ca(OH)₂-Zugabe zu erwarten. Das überschüssige Anmachwasser liefert dabei die für die Carbonatisierung notwendige Wassermenge. Dies hat jedoch einen erheblichen Einfluss auf das Erscheinungsbild der Aluminiumoberfläche.
- Auch bei kurzzeitigem Kontakt von eloxiertem Aluminium mit alkalisierten Gipsen ist auf der Oberfläche des Aluminiums mit deutlichen Korrosionserscheinungen zu rechnen.

Es bildet sich bei den Auslagerungen bei 100% relativer Luftfeuchte ohne Vortrocknung und bei einmaliger kurzzeitiger Wasserlagerung Ettringit ($\text{Ca}_6\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3(\text{OH})_{12} \cdot 26\text{H}_2\text{O}$) auf den Aluminiumblechen. Hierfür müssen pH-Werte im deutlich alkalischen Bereich ($\text{pH} > 11$) vorhanden sein, damit durch Aluminiumauflösung zunächst Aluminiumionen (z.B. $\text{Al}(\text{OH})_4^-$ oder Al^{+++})

zur Verfügung stehen, die zur Entstehung von Ettringit notwendig sind. Die Korrosionsgeschwindigkeit geht aufgrund der Bildung des elektrisch schlecht leitenden Ettringits jedoch deutlich zurück. Es ist i.A. bekannt, dass Ettringit in Beton durch Kristallisationsdruck die Struktur des Betons zerstören kann. So kann auch bei Verwendung von Aluminium in dauerhaft alkalisierten Gipsen nicht ausgeschlossen werden, dass bei über einen längeren Zeitraum einwirkende hohe Feuchte und hohen pH-Werten ($\text{pH} > 11$) durch die Bildung von Ettringit Schäden am Bauteil durch Sprengung des Gipsgefüges entstehen.

Der Korrosionsangriff von in alkalisierten Gipsen eingebettetem eloxiertem Aluminium erfolgte bei allen Auslagerungsversuchen gleichmäßig abtragend. Dabei waren deutlich anodische und kathodische Bereiche, die mikroskopisch klein und statistisch über die Oberfläche des Aluminiums verteilt waren, vorhanden (Abbildung 6.44).

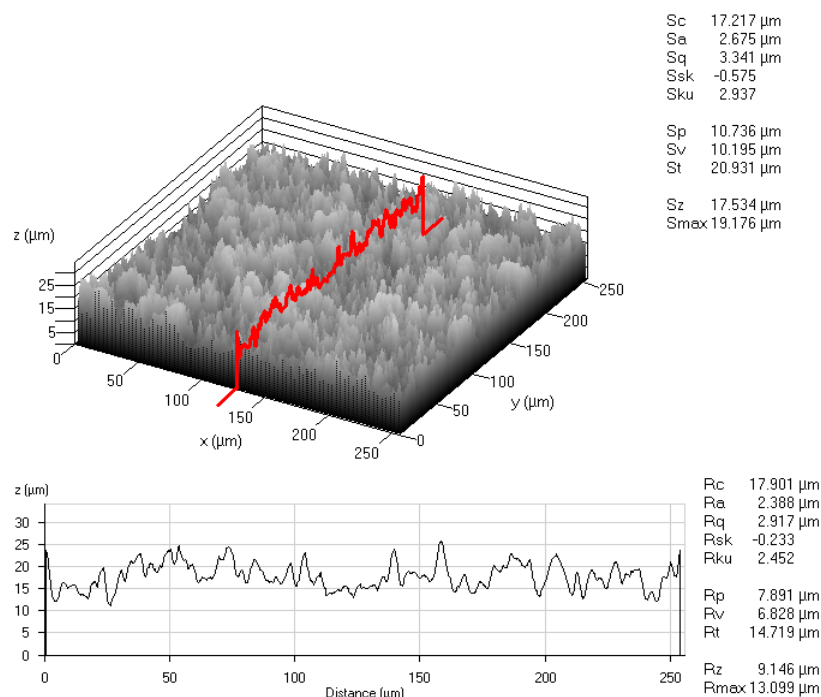


Abbildung 6.44: Oberflächenstruktur von eloxiertem AlMgSi_{0,5} in Stuckgips REA-Steinkohle + Ca(OH)₂ mit einmaliger kurzzeitiger Bewässerung (Laserscanning-Mikroskop)

In Abbildung 10.17 (Anhang S. 199) sind typische Anwendungen von eloxiertem Aluminium in Kontakt mit Gipsbaustoffen hinsichtlich ihres Korrosionsverhaltens geordnet. Die Einteilung erfolgte anhand der gemessenen Abtragswerte nach 2 Jahren Auslagerung und der Ergebnisse der elektrochemischen Untersuchungen.

6.4.4 Nichtrostender Stahl 1.4301

6.4.4.1 Auslagerungsversuche

Generelle Betrachtung: Bei Auslagerungen bei 100% (mit und ohne Vortrocknung), 95% und 75% relativer Luftfeuchte sowie in unbewittertem und bewittertem Außenklima ist bei nichtrostendem Stahl 1.4301 in den Stuckgipsen Naturgips, alkalisiertem Naturgips, REA-Steinkohle sowie REA-Braunkohle kein messbarer Abtrag vorhanden. Das Erscheinungsbild der Bleche ist nach Auslagerungsende unverändert. Auch bei Betrachtung unter dem Mikroskop sind keine Veränderungen der Oberflächen festzustellen.

Einfluss der Gipsart: Bei in Stuckgips Naturgips eingebetteten nichtrostenden Stahlblechen sind nach den Entnahmen nach 3 und nach 24 Monaten in allen Klimaten feste weiße Beläge aus Gips vorhanden (Farbabbildung 25, Anhang S. 245). Die Gipsablagerungen sind rückstandslos zu entfernen und es sind unabhängig von der Gipsart keine Veränderungen der Oberflächen vorhanden.

Potentialmessungen bei 100% relativer Luftfeuchte (Auslagerung mit Vortrocknung)

Abbildung 6.45 zeigt die Messergebnisse der Ruhepotentiale von in unterschiedlichen Gipsen eingebettetem nichtrostendem Stahl 1.4301 bei konstant 100% relativer Luftfeuchte und 20 °C (Auslagerung mit Vortrocknung).

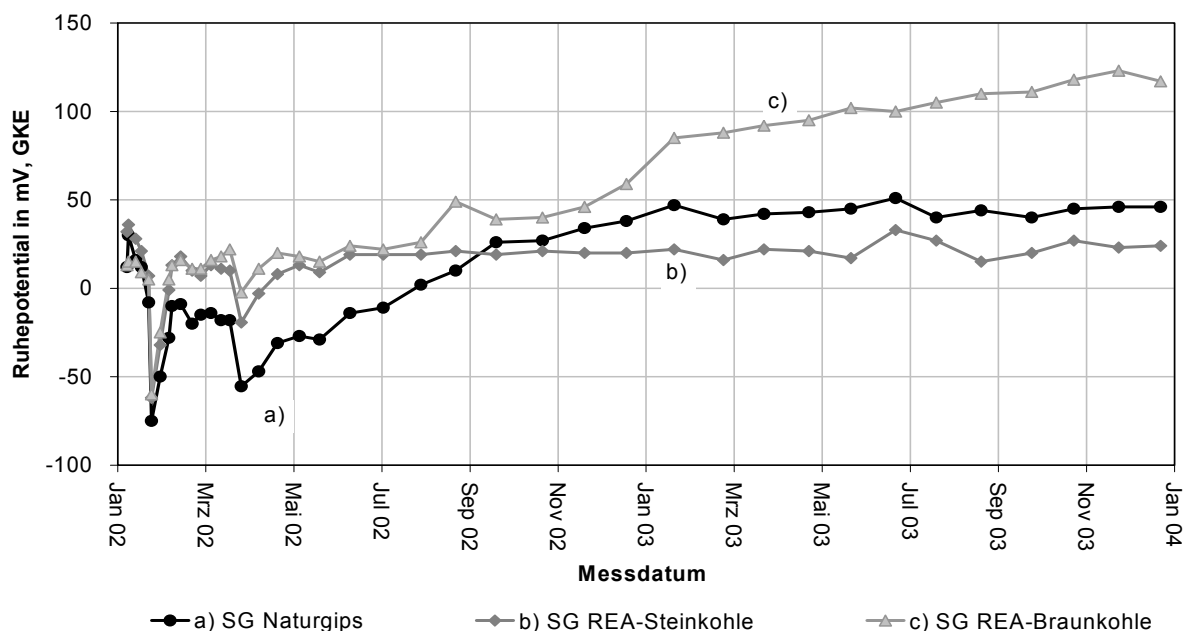


Abbildung 6.45: Ruhepotentiale (GKE) von in Gips eingebettetem nichtrostendem Stahl 1.4301 über 24 Monate bei 100% relativer Luftfeuchte mit Vortrocknung (SG: Stuckgips)

Zunächst unterscheiden sich die Ruhepotentiale für nichtrostenden Stahl 1.4301 in allen untersuchten Gipsen bis November 2002 nur gering. Im weiteren Verlauf steigt das freie Korrosionspotential in Stuckgips REA-Braunkohle auf +0,12 Volt an. Die Ruhepotentiale von in den Stuckgipsen Naturgips und REA-Steinkohle eingebettetem nichtrostendem Stahl sind mit +0,05 bzw. +0,03 etwas geringer. Alle Metall-Gips-Kombinationen zeigten über die nahezu gesamte Auslagerungsdauer positive und damit edle Ruhepotentiale.

6.4.4.2 Elektrochemische Untersuchungen

Bei in Gips eingebettetem nichtrostendem Stahl 1.4301 wurden zur Durchführung der elektrochemischen Untersuchungen die in Tabelle 6.10 angegebenen Potentiale gemessen, bzw. eingestellt.

Probenbezeichnung	Ruhepotential vor Versuchsbeginn in mV (GKE)	Ausgangspotential in mV (GKE)
Stahl 1.4301 in SG Naturgips	-23	-223
Stahl 1.4301 in SG Naturgips mit 1,5 M.-% Ca(OH)_2	-171	-371
Stahl 1.4301 in SG REA-Steinkohle	+7	-193
Stahl 1.4301 in SG REA-Steinkohle mit 1,5 M.-% Ca(OH)_2	-214	-414
Stahl 1.4301 in SG REA-Braunkohle	-131	-331
Stahl 1.4301 in SG REA-Braunkohle mit 1,5 M.-% Ca(OH)_2	-176	-376

Tabelle 6.10: Zusammenstellung der charakteristischen Potentiale für die Durchführung der Versuche bei nichtrostendem Stahl 1.4301

Einfluss der Gipsart: Die Ruhepotentiale vor Versuchsbeginn sind in den Stuckgipsen Naturgips und REA-Steinkohle höher als in Stuckgips REA-Braunkohle.

Ca(OH)_2 -Zugabe: Eine Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid hat in den Stuckgipsen Naturgips und REA-Steinkohle eine Senkung der Ruhepotentiale um bis zu 0,2 Volt, in Stuckgips REA-Braunkohle nahezu keinen Einfluss auf das Ruhepotential.

- Potentiodynamische Stromdichte-Potentialkurven

Abbildung 6.46 zeigt die potentiodynamisch gemessenen Stromdichte-Potentialkurven von in Gips eingebettetem nichtrostendem Stahl 1.4301.

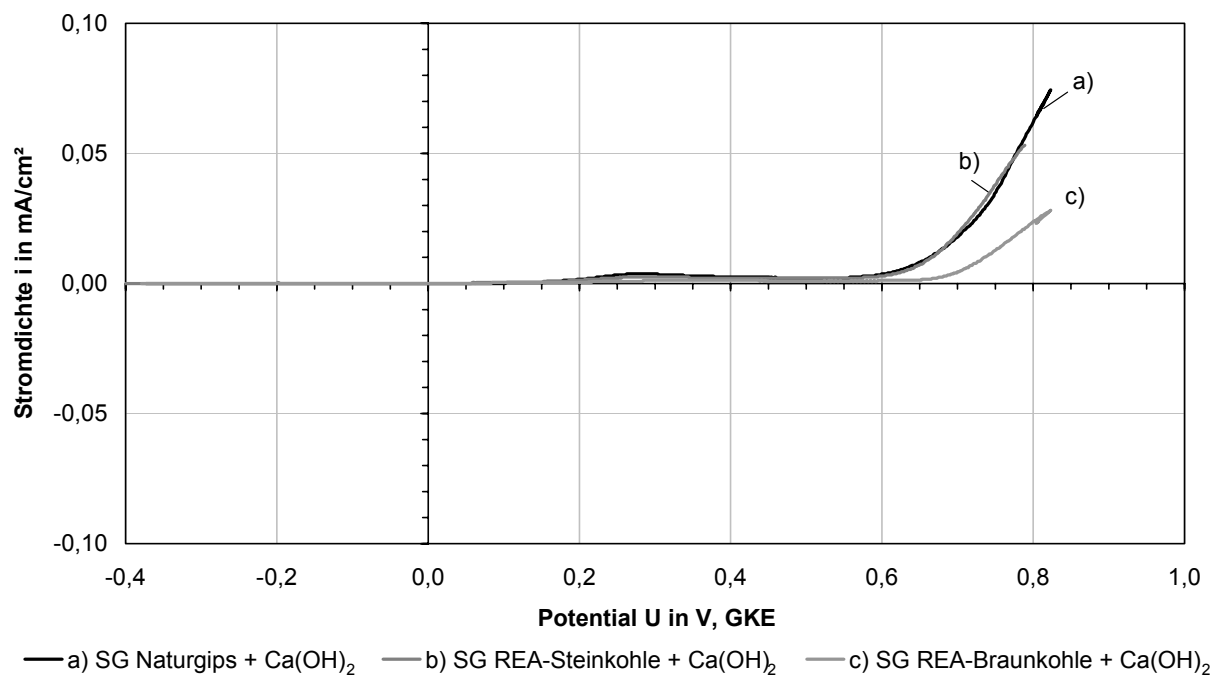
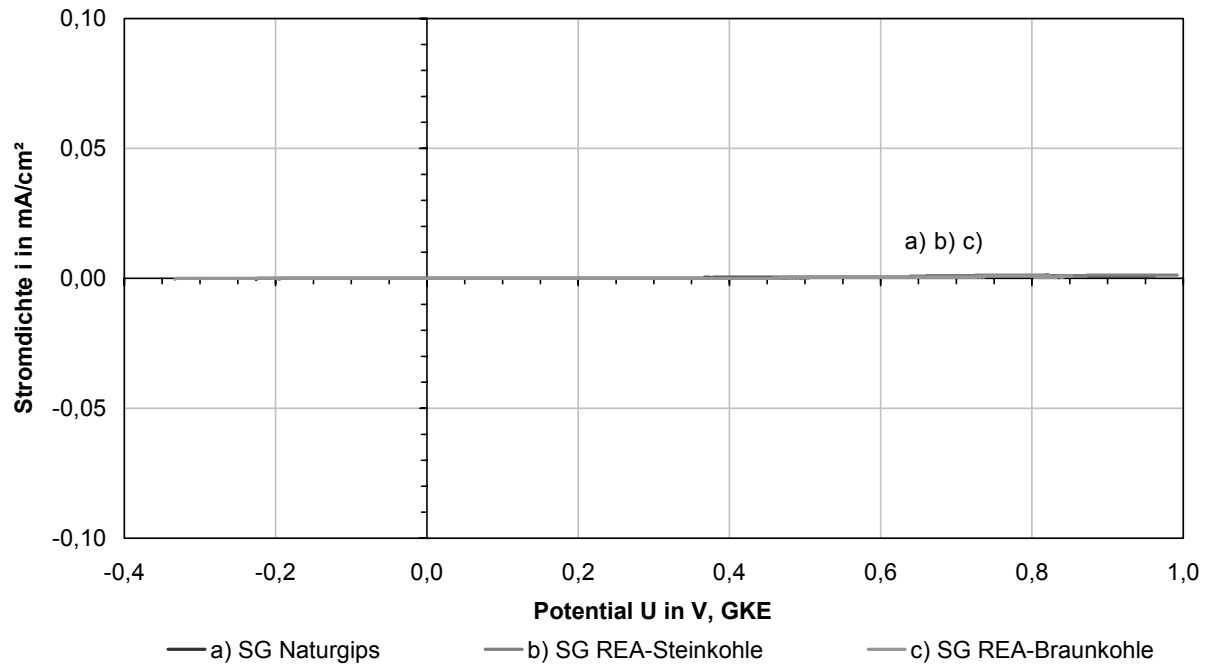


Abbildung 6.46: Stromdichte-Potentialkurven von in Gips eingebettetem nichtrostendem Stahl 1.4301 (oben: ohne Ca(OH)₂-Zugabe; unten: mit Ca(OH)₂-Zugabe; SG: Stuckgips)

Generelle Betrachtung: Die Stromdichte-Potentialkurven verlaufen in allen nicht alkalisierten Gipsen ohne einen Anstieg der Stromdichte, während in alkalisierten Gipsen zunächst ein sehr geringer, im weiteren Verlauf ein deutlicher Anstieg vorhanden ist.

Einfluss der Gipsart: Aufgrund des über einen großen Potentialbereich außenstromlosen Verlaufs ist kein Einfluss der Gipsart auf das Ruhepotential festzustellen. In alkalisierten Gipsen ist in Stuckgips REA-Braunkohle ein Anstieg der Stromdichte bei etwas höheren Potentialen als in den anderen Gipsarten vorhanden. Dies erfolgt jedoch außerhalb des Potentialbereichs für mögliche Ruhepotentiale und ist aufgrund des unveränderten Zustandes der Bleche nach Versuchsende nicht auf Metallauflösung zurückzuführen. Die Gipsart hat somit keinen Einfluss auf den Verlauf der Stromdichte-Potentialkurven.

Ca(OH)₂-Zugabe: Aufgrund des über einen großen Potentialbereich außenstromlosen Verlaufs ist kein Einfluss der Alkalisierung der Gipse auf das Ruhepotential festzustellen. Die Zugaben von 1,5 M.-% Calciumhydroxid zu den Gipsen hat lediglich bei edlen Potentialen (+0,6 Volt) einen deutlichen Anstieg der Stromdichte zur Folge.

6.4.4.3 Zusammenfassung und Bewertung

Die Versuchsergebnisse zeigen deutlich, dass nichtrostender Stahl 1.4301 in Gips unter genannten Bedingungen völlig beständig ist. Aufgrund der über die gesamte Auslagerungsdauer hohen, ständig positiven Ruhepotentiale (Abbildung 6.45) kann auch bei längerer, nasser Auslagerung in allen untersuchten Gipsarten ein Korrosionsangriff ausgeschlossen werden. Die auf Blechen z.T. vorhandene Gipsablagerungen ließen sich rückstandslos entfernen. Auch der bei Stromdichte-Potentialkurven von in alkalisierten Gipsen eingebettetem nichtrostendem Stahl 1.4301 gemessene Anstieg der Stromdichte ist kein Hinweis auf Metallauflösung. Die gemessenen Stromdichte-Potentialkurven von Platin in alkalisierten Gipsaufschlämmungen (Abschnitt 5.3.4) zeigten dieselbe Charakteristik im Potentialbereich > 0,6 Volt im Kurvenverlauf wie nichtrostender Stahl in alkalisierten Stuckgipsen. Insofern handelt es sich hierbei um die Oxidationsreaktion von Beimengungen der Gipse.

In Abbildung 10.18 (Anhang S. 200) sind typische Anwendungen von nichtrostendem Stahl 1.4301 in Kontakt mit Gipsbaustoffen hinsichtlich ihres Korrosionsverhaltens geordnet. Die Einteilung erfolgte anhand der gemessenen Abtragswerte nach 2 Jahren Auslagerung und der Ergebnisse der elektrochemischen Untersuchungen.

6.4.5 Reinkupfer

6.4.5.1 Auslagerungsversuche

- 100% relative Luftfeuchte, 20 °C

Abbildung 6.47 zeigt den Korrosionsabtrag von in Gips eingebetteten Blechen aus Reinkupfer nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 100% relativer Luftfeuchte und 20 °C. Der Auslagerung ging eine 1-wöchige Vortrocknung der Probekörper voraus.

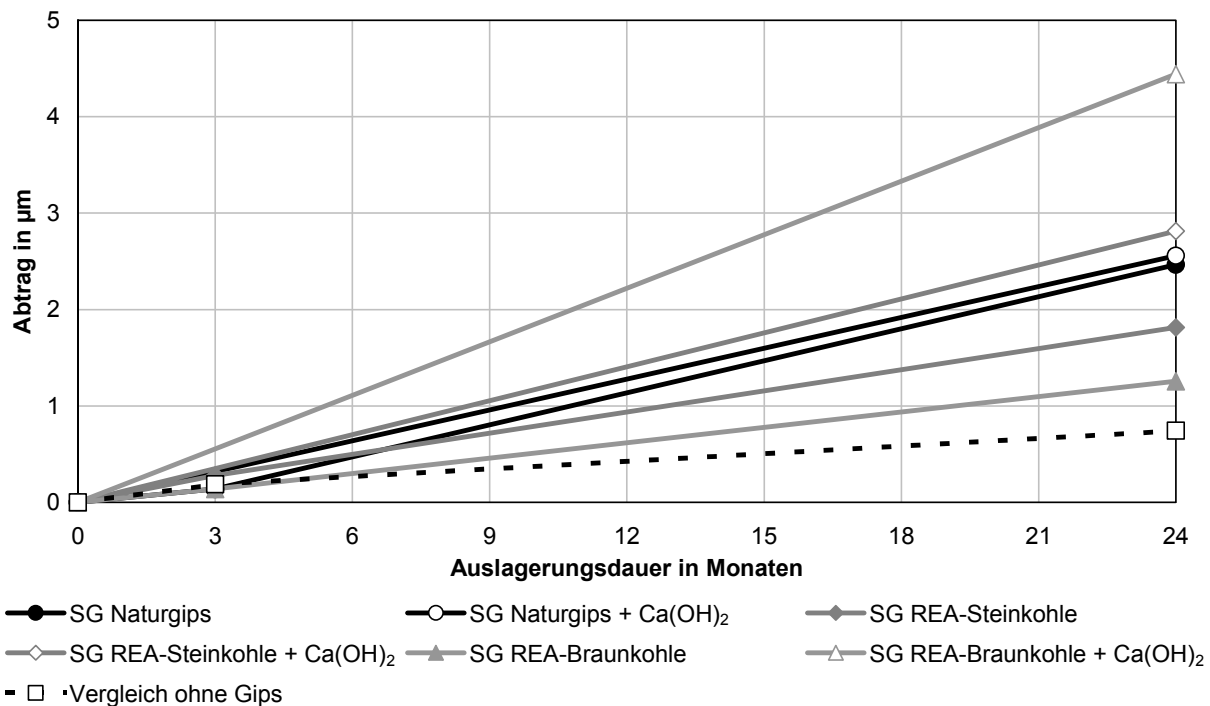


Abbildung 6.47: Abtrag von in Gips eingebettetem Reinkupfer nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 100% relativer Luftfeuchte mit 1-wöchiger Vortrocknung (in alkalisierten Stuckgipsen nur Werte nach 24 Monaten; SG: Stuckgips)

Generelle Betrachtung: Der korrosionsbedingte Abtrag von Reinkupfer in nassem Gips mit 1-wöchiger Vortrocknung ist sehr gering (in nicht alkalisierten REA-Gipsen) bis gering ausgeprägt und zeitlich zunehmend (Basis: Betrachtungszeitraum 2 Jahre). Die Korrosionsgeschwindigkeit ist im Betrachtungszeitraum nahezu konstant (in alkalisierten Stuckgipsen nicht eindeutig, da nur 2 Messwerte vorhanden).

Einfluss der Gipsart: Nach 3 Monaten ist der Abtrag in allen Gipsen mit $< 0,5 \mu\text{m}$ sehr gering und es ist kein Einfluss der Gipsart vorhanden. Nach 24 Monaten ist bei nicht alkalisierten Gipsen in Stuckgips Naturgips mit $2,5 \mu\text{m}$ ein etwas höherer Abtrag vorhanden als in den REA-Gipsen, wogegen bei alkalisierten Gipsen in Stuckgips REA-Braunkohle mit $4,5 \mu\text{m}$ ein höherer Abtrag vorhanden ist als in den Stuckgipsen Naturgips und REA-Steinkohle.

Ca(OH)₂-Zugabe: Eine Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid zu den Gipsen wirkt sich vor allem in Stuckgips REA-Braunkohle etwas abtragserhöhend aus. Durch die Alkalisierung ist nach 24 Monaten ein um den Faktor 4 höherer Abtrag als in nicht alkalisiertem Stuckgips REA-Braunkohle vorhanden. In Stuckgips REA-Steinkohle hat die Ca(OH)₂-Zugabe einen geringen, in Stuckgips Naturgips nahezu keinen den Abtrag erhöhenden Einfluss.

Vortrocknung: Wie der Vergleich der Auslagerung ohne und mit 1-wöchiger Vortrocknung zeigt, wird der Korrosionsangriff durch eine vorübergehende Vortrocknung gegenüber einer Auslagerung ohne Vortrocknung etwas vermindert (Abbildung 6.48). Der Abtrag ist aber auch bei Auslagerung ohne Vortrocknung bei allen Kombinationen sehr gering.

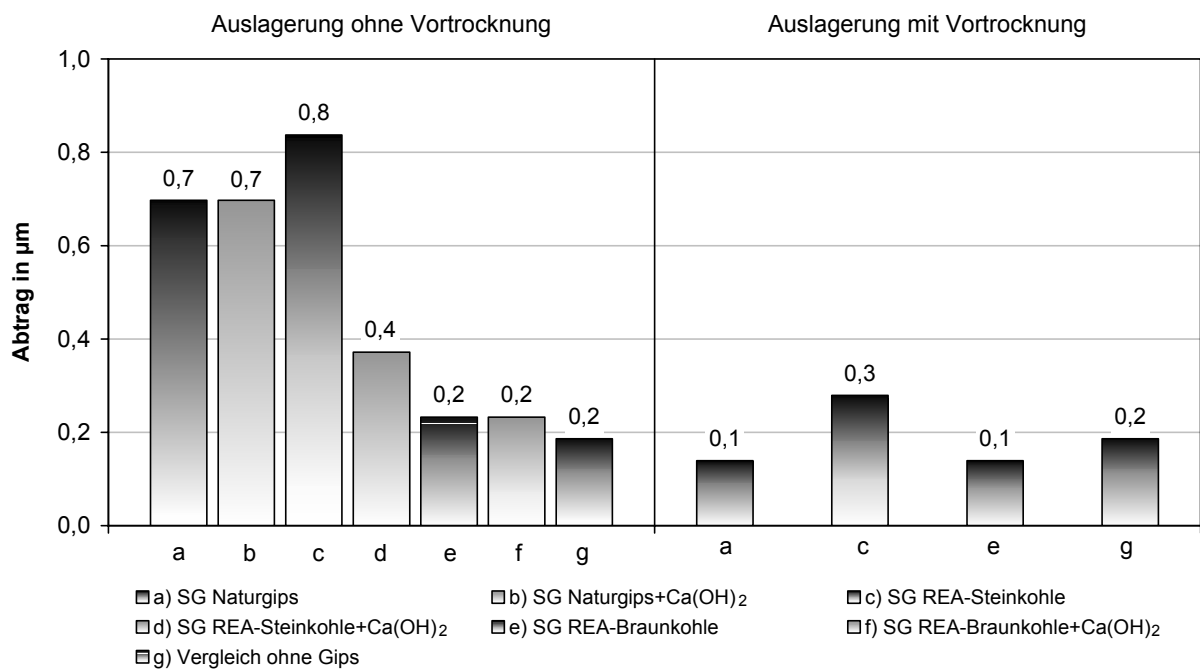


Abbildung 6.48: Vergleich des Abtrags von Reinkupfer in Gips ohne und mit Vortrocknung (3 Monate, 100% rel. F.; SG: Stuckgips)

Die Alkalisierung hat bei behinderter Austrocknung der Gipse innerhalb der 3-monatigen Auslagerungsdauer nahezu keinen Einfluss auf den korrosionsbedingten Abtrag. Das Erscheinungsbild von in alkalisierten Gipsen eingebetteten Blechen aus Reinkupfer unterscheidet sich durch die 3-monatige Auslagerung ohne Vortrocknung deutlich von Kupferblechen, die in Gips mit Vortrocknung ausgelagert werden (Farbabbildung 27, Anhang S. 247).

Vergleich zu Reinkupfer ohne Gipskontakt: Langfristig gesehen ist der Korrosionsangriff von Reinkupfer in nassem Gips stärker ausgeprägt als bei 100% relativer Luftfeuchte ohne Kontakt zu Gips.

Potentialmessungen bei 100% relativer Luftfeuchte (Auslagerung mit Vortrocknung)

Abbildung 6.49 zeigt die Messergebnisse der Ruhepotentiale von in unterschiedlichen Gipsen eingebettetem Reinkupfer bei konstant 100% relativer Luftfeuchte und 20 °C (Auslagerung mit Vortrocknung).

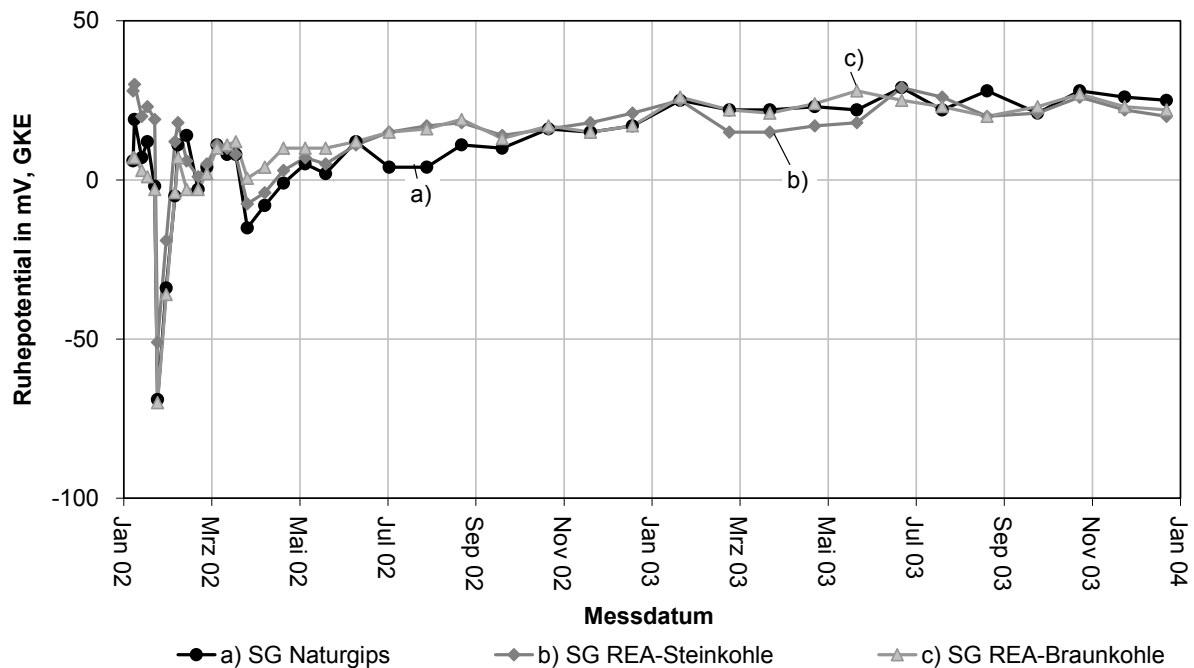


Abbildung 6.49: Ruhepotentiale (GKE) von in Gips eingebettetem Reinkupfer über 24 Monate bei 100% relativer Luftfeuchte mit Vortrocknung (SG: Stuckgips)

Der Verlauf der Ruhepotentiale zeigt kaum Unterschiede zwischen in verschiedenen Gipsarten eingebettetem Reinkupfer. Nachdem sich in allen Probekörpern die Gleichgewichtsfeuchte eingestellt hat, steigt bei allen in Gips eingebetteten Kupferblechen das Ruhepotential auf etwa +0,03 Volt an und verändert sich über die Auslagerungsdauer von 2 Jahren nicht mehr. Es ist kein Einfluss der Gipsart vorhanden.

Das Erscheinungsbild der in nicht alkalisierten Gipse eingebetteten Kupferbleche ist nach der Entnahme und nach Entfernung des Gipses trotz des geringen Abtrags von maximal 2,5 µm (Stuckgips Naturgips) stark verändert (Farbabbildung 27, Anhang S. 247). Bei in alkalisierten Stuckgipsen eingebetteten Kupferblechen ist das Erscheinungsbild stark durch grüne Korrosionsprodukte beeinträchtigt, in alkalisiertem Stuckgips REA-Braunkohle entsprechend dem höchsten Abtrag am stärksten ausgeprägt.

- 95% relative Luftfeuchte, 20 °C

Abbildung 6.50 zeigt den Korrosionsabtrag von in Gips eingebetteten Blechen aus Reinkupfer nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 95% relativer Luftfeuchte und 20 °C.

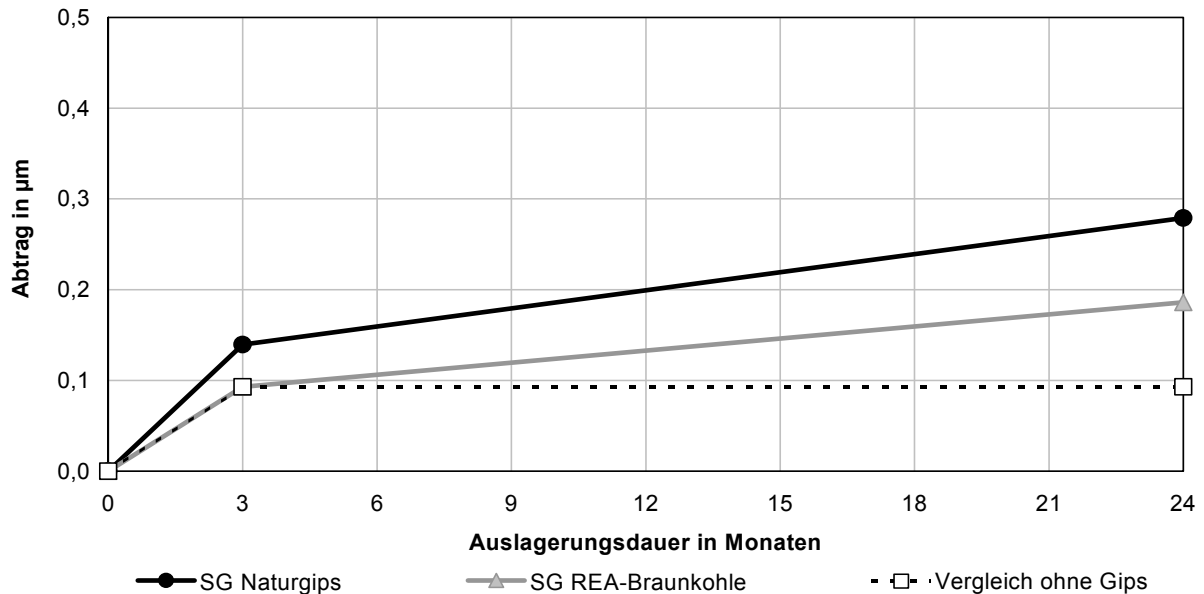


Abbildung 6.50: Abtrag von in Gips eingebettetem Reinkupfer nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 95% relativer Luftfeuchte (SG: Stuckgips)

Generelle Betrachtung: Der Abtrag von Reinkupfer in Gips bei Lagerung der Proben bei 95% relativer Luftfeuchte ist sehr gering ausgeprägt (Basis: Betrachtungszeitraum 2 Jahre) und zeitlich zunehmend. Die Korrosionsgeschwindigkeit ist im Betrachtungszeitraum zeitlich abnehmend.

Einfluss der Gipsart: Aufgrund des insgesamt sehr geringen Abtrags von < 0,3 µm sind die sehr geringen Unterschiede im Abtrag nicht eindeutig zu werten. Anhand des Erscheinungsbildes des Kupfers nach der Entnahme (s.u.) kann jedoch in Stuckgips Naturgips von etwas ausgeprägteren Korrosionserscheinungen als in Stuckgips REA-Braunkohle ausgegangen werden.

Vergleich zu Reinkupfer ohne Kontakt zu Gips: Der Angriff von in Gips eingebettetem Reinkupfer ist unter genannten Korrosionsbedingungen etwas stärker ausgeprägt als von nicht mit Gips in Kontakt befindlichem Reinkupfer. Die Korrosionsgeschwindigkeit geht bei Reinkupfer ohne Kontakt zu Gips nach 3 Monaten auf null zurück.

Entsprechend des geringen Abtrags sind die Oberflächen der Kupferbleche nach 24 Monaten nur gering verändert (Farbabbildung 28, Anhang S. 248) und bei in Stuckgips Naturgips eingebettetem Reinkupfer etwas ausgeprägter als in Stuckgips REA-Braunkohle.

- 75% relative Luftfeuchte (20 °C) und unbewittertes Außenklima

Abbildung 6.51 und Abbildung 6.52 zeigen den Korrosionsabtrag von in Gips eingebetteten und mit Gipsstaub kontaminiertem Reinkupfer nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 75% relativer Luftfeuchte (20 °C) sowie in unbewittertem Außenklima.

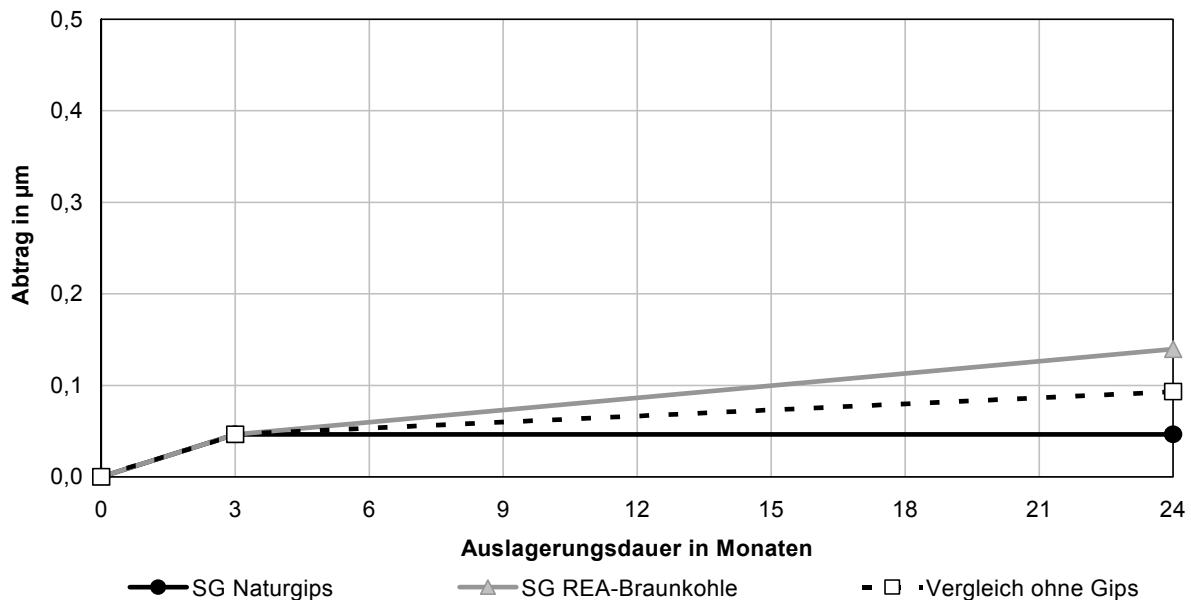


Abbildung 6.51: Abtrag von in Gips eingebettetem Reinkupfer nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 75% relativer Luftfeuchte (SG: Stuckgips)

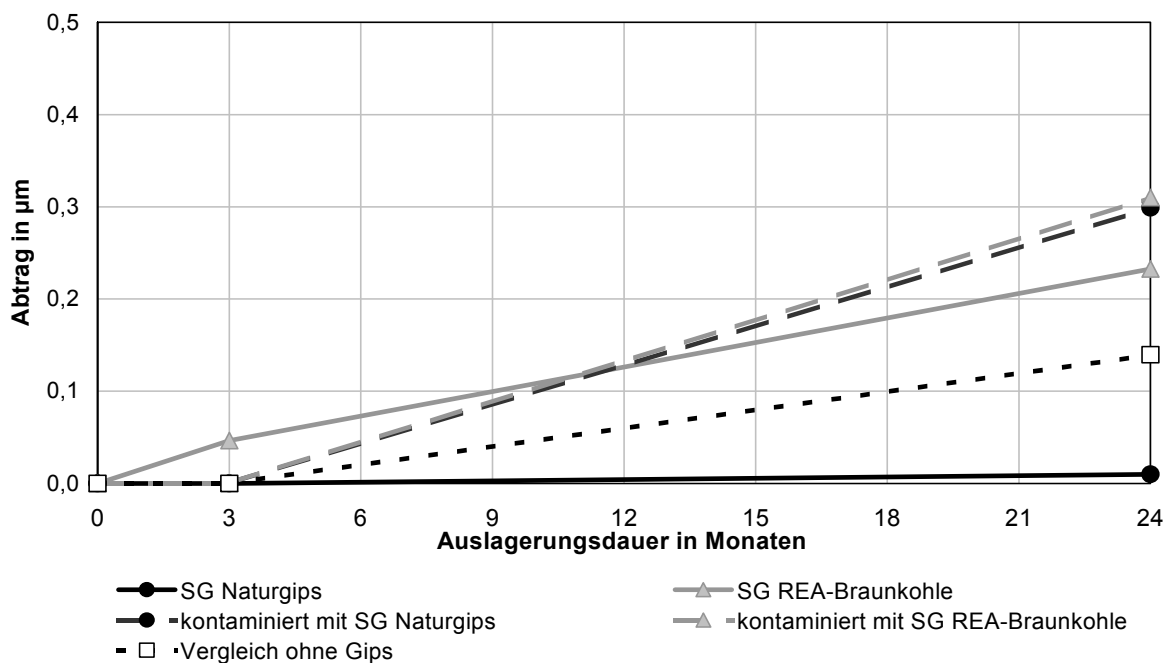


Abbildung 6.52: Abtrag von in Gips eingebettetem und mit Gipsstaub beaufschlagtem Reinkupfer nach 3- und 24-monatiger Auslagerung in niederschlaggeschütztem Außenklima (SG: Stuckgips)

Bei 75% relativer Luftfeuchte (20° C) sowie in unbewittertem Außenklima wurde ein ähnlich ausgeprägter Korrosionsabtrag von in Gips eingebettetem Reinkupfer festgestellt. Dies ist insofern verständlich, da in Stuttgart eine mittlere Luftfeuchte von 75% vorherrscht.

Generelle Betrachtung: Der korrosionsbedingte Abtrag von Reinkupfer in Gips bei Lagerung der Proben bei 75% relativer Luftfeuchte ist wie in unbewittertem Außenklima sehr gering ausgeprägt (Basis: Betrachtungszeitraum 2 Jahre). Die Korrosionsgeschwindigkeit ist im Betrachtungszeitraum bei 75% relativer Luftfeuchte zeitlich abnehmend. Bei unbewittertem Außenklima ist keine wesentliche Abnahme und damit eine zeitlich konstante Korrosionsgeschwindigkeit vorhanden.

Einfluss der Gipsart: Bei allen dargestellten Kombinationen ist ein sehr geringer Abtrag festzustellen, der bei mit Gipsstaub kontaminierten und in Stuckgips REA-Braunkohle eingebettetem Kupfer etwas höher ist als bei in Stuckgips Naturgips eingebettetem Kupfer. Anhand des Erscheinungsbildes des Kupfers nach der Entnahme (s.u.) kann jedoch in Stuckgips REA-Braunkohle von etwas ausgeprägteren Korrosionserscheinungen als in Stuckgips Naturgips ausgegangen werden.

Kontamination von Proben: Mit Gipsstaub aus Stuckgips Naturgips bzw. Stuckgips REA-Braunkohle kontaminierte Proben verhalten sich vergleichbar. Der Korrosionsangriff liegt mit einem Abtrag von 0,3 µm in derselben Größenordnung wie bei eingebettetem Reinkupfer und war sehr gering.

Vergleich zu Reinkupfer ohne Gipskontakt: Der Korrosionsangriff von nicht mit Gips in Kontakt befindlichen Proben ist unter den genannten Korrosionsbedingungen in der gleichen Größenordnung wie bei eingegipstem Reinkupfer und damit ebenfalls sehr gering.

Entsprechend dem geringen Abtrag ist auch das Erscheinungsbild der bei 75% relativer Luftfeuchte ausgelagerten in Gips eingebetteten Kupferbleche nahezu unverändert (Farbabbildung 29, Anhang S. 249). Lediglich bei in Stuckgips REA-Braunkohle eingebettetem Reinkupfer sind entsprechend des geringfügig höheren Abtrags geringe lokale Korrosionserscheinungen vorhanden. Obwohl in unbewittertem Außenklima die kontaminierten Kupferbleche mit 0,3 µm nur einen marginal höheren Abtrag als in den Stuckgipsen eingebettete Kupferbleche aufwiesen, sind die optischen Veränderungen deutlich stärker ausgeprägt (Farbabbildung 30, Anhang S. 250).

- Aussenklima ungeschützt, bewittert

Abbildung 6.53 zeigt den Korrosionsabtrag von in Gips eingebetteten Blechen aus Reinkupfer nach 3- und 24-monatiger Auslagerung in bewittertem Außenklima.

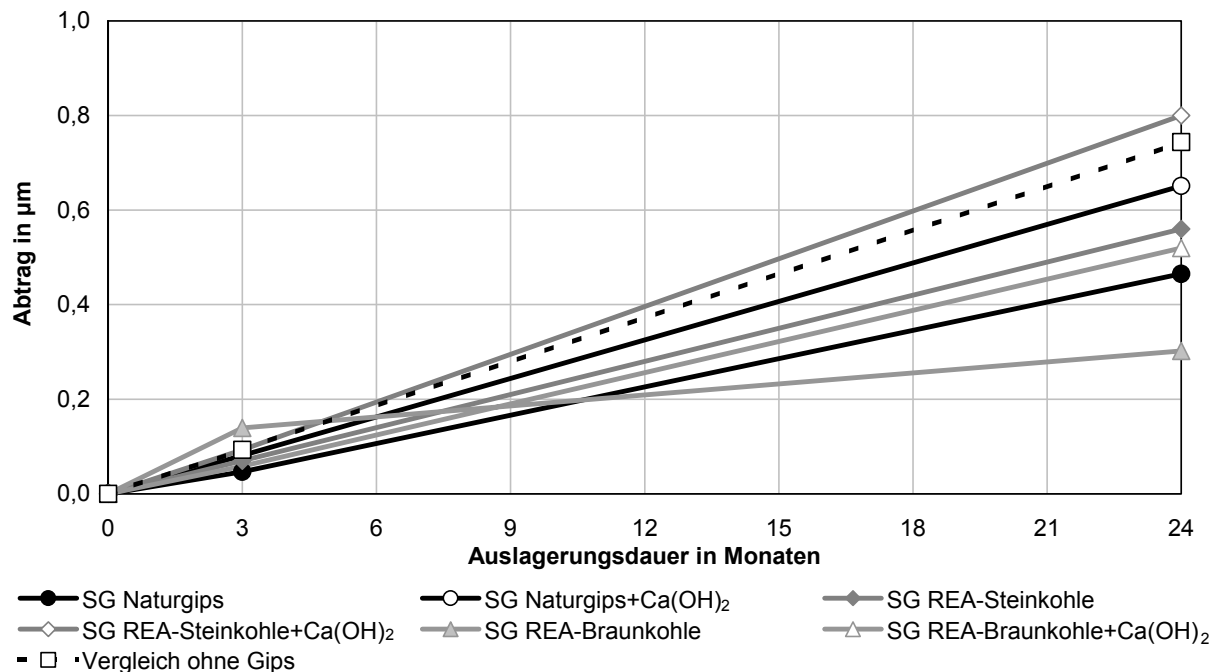


Abbildung 6.53: Abtrag von in Gips eingebettetem Reinkupfer nach 3- und 24-monatiger Auslagerung in bewittertem Außenklima (in alkalisierten Stuckgipsen nur Werte nach 24 Monaten; SG: Stuckgips)

Generelle Betrachtung: Der Abtrag von in Gips eingebettetem Reinkupfer in bewittertem Außenklima ist sehr gering ausgeprägt und zeitlich zunehmend (Basis: Betrachtungszeitraum 2 Jahre). Die Korrosionsgeschwindigkeit ist im Betrachtungszeitraum zeitlich konstant.

Einfluss der Gipsart: Bei sämtlichen Kombinationen wurde ein sehr geringer Abtrag festgestellt. In Stuckgips REA-Braunkohle ist der Abtrag marginal geringer als in den Stuckgipsen Naturgips und REA-Steinkohle. Ein wesentlicher Einfluss der Gipsart ist nicht vorhanden.

Ca(OH)₂-Zugabe: Die Alkalisierung der Gipse hat unabhängig von der Gipsart einen geringfügig größeren Abtrag von eingebettetem Reinkupfer zur Folge, der insgesamt sehr gering ist. Es ist somit kein wesentlicher Einfluss der Ca(OH)₂-Zugabe vorhanden.

Vergleich zu Reinkupfer ohne Gipskontakt: Der Korrosionsangriff von nicht mit Gips in Kontakt befindlichen Proben ist unter den genannten Korrosionsbedingungen in der gleichen Größenordnung wie bei eingegipstem Reinkupfer und damit ebenfalls sehr gering.

Die Oberflächen von in Gips eingebetteten Kupferbleche zeigen nach der Entnahme deutliche Beeinträchtigungen des Erscheinungsbildes durch ungleichmäßige, fleckenartige Verfärbungen (Farbabbildung 31, Anhang S. 251).

- Auslagerung mit einmaliger kurzzeitiger Wasserlagerung

Abbildung 6.54 zeigt den Korrosionsabtrag von in Gips eingebetteten Blechen aus Reinkupfer nach 10 Tagen nach einmaliger kurzzeitiger Wasserlagerung im Alter von 60 h.

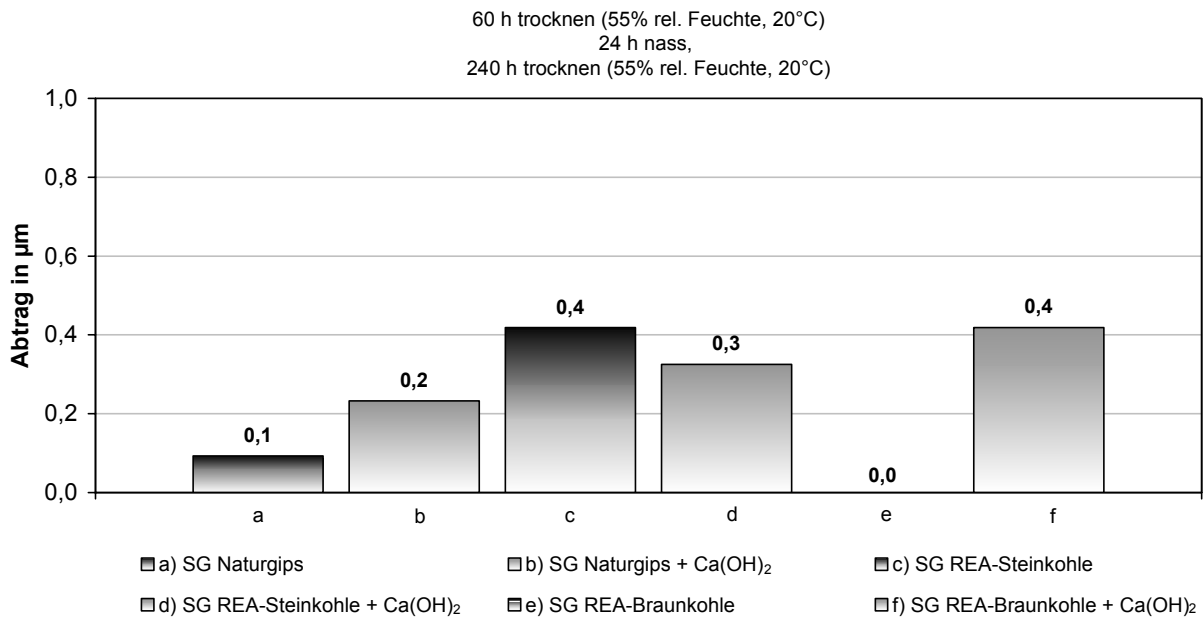


Abbildung 6.54: Abtrag von in Gips eingebettetem Reinkupfer nach 10 Tagen mit einmaliger kurzzeitiger Wasserlagerung (SG: Stuckgips)

Man erkennt, dass eine einmalige kurzzeitige Durchnässung der Gipsproben bei eingebettetem Reinkupfer zu keinem wesentlichen Korrosionsabtrag führt. Die nach dem 60-stündigen Trocknen der Probekörper durchgeführte 24-stündige Wasserlagerung hat jedoch bereits nach 10 Tagen Versuchsdauer einen höheren Abtrag zur Folge als die 24-monatige Auslagerung bei konstant 75% relativer Luftfeuchte. Auffällig ist, dass die Alkalisierung der Gipse bei Stuckgips REA-Braunkohle einen deutlichen Anstieg des Abtrags zur Folge hat, was auch bei der 24-monatigen Auslagerung in 100% relativer Luftfeuchte festzustellen ist (Abbildung 6.47).

Bei in Stuckgipsen eingebettetem Reinkupfer wurden mittels energiedispersiver Röntgenbeugungsanalyse als Korrosionsprodukte die Kupfersulfate Posnjakit ($\text{Cu}_4(\text{OH})_6\text{SO}_4 \cdot 1,5\text{H}_2\text{O}$) und Devillin ($\text{CaCu}_4[\text{SO}_4(\text{OH})_3]_2 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$) identifiziert (Abbildungen 10.38 ff, Anhang S. 218 ff).

Eine ausführliche Gegenüberstellung der Abtragswerte von Reinkupfer in unterschiedlichen Gipsen und Klimaten ist in den Abbildungen 10.19 und 10.20 (Anhang S. 201), aufgeteilt nach der Auslagerungsdauer, dargestellt.

6.4.5.2 Elektrochemische Untersuchungen

Bei in Gips eingebettetem Reinkupfer wurden zur Durchführung der elektrochemischen Untersuchungen die in Tabelle 6.11 angegebenen Potentiale gemessen, bzw. eingestellt.

Probenbezeichnung	Ruhepotential vor Versuchsbeginn in mV (GKE)	Ausgangspotential in mV (GKE)
Reinkupfer in SG Naturgips	+8	-192
Reinkupfer in SG Naturgips mit 1,5 M.-% Ca(OH)_2	-67	-267
Reinkupfer in SG REA-Steinkohle	± 0	-200
Reinkupfer in SG REA-Steinkohle mit 1,5 M.-% Ca(OH)_2	-163	-363
Reinkupfer in SG REA-Braunkohle	± 0	-200
Reinkupfer in SG REA-Braunkohle mit 1,5 M.-% Ca(OH)_2	-173	-373

Tabelle 6.11: Zusammenstellung der charakteristischen Potentiale für die Durchführung der Versuche bei Reinkupfer (SG: Stuckgips)

Einfluss der Gipsart: Die Ruhepotentiale vor Versuchsbeginn sind in nicht alkalisierten Gipsen unabhängig von der Gipsart und im positiven Bereich. In alkalisierten Gipsen sind in REA-Gipsen die Ruhepotentiale um 0,1 Volt geringer als in Stuckgips Naturgips.

Ca(OH)_2 -Zugabe: Eine Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid hat eine Senkung des Ruhepotentials von bis zu 0,17 Volt zur Folge. In REA-Gipsen ist dies am stärksten ausgeprägt.

- Potentiodynamische Stromdichte-Potentialkurven

Abbildung 6.55 zeigt die potentiodynamisch gemessenen Stromdichte-Potentialkurven von in Gipsen ohne und mit Ca(OH)_2 -Zugabe eingebettetem Reinkupfer.

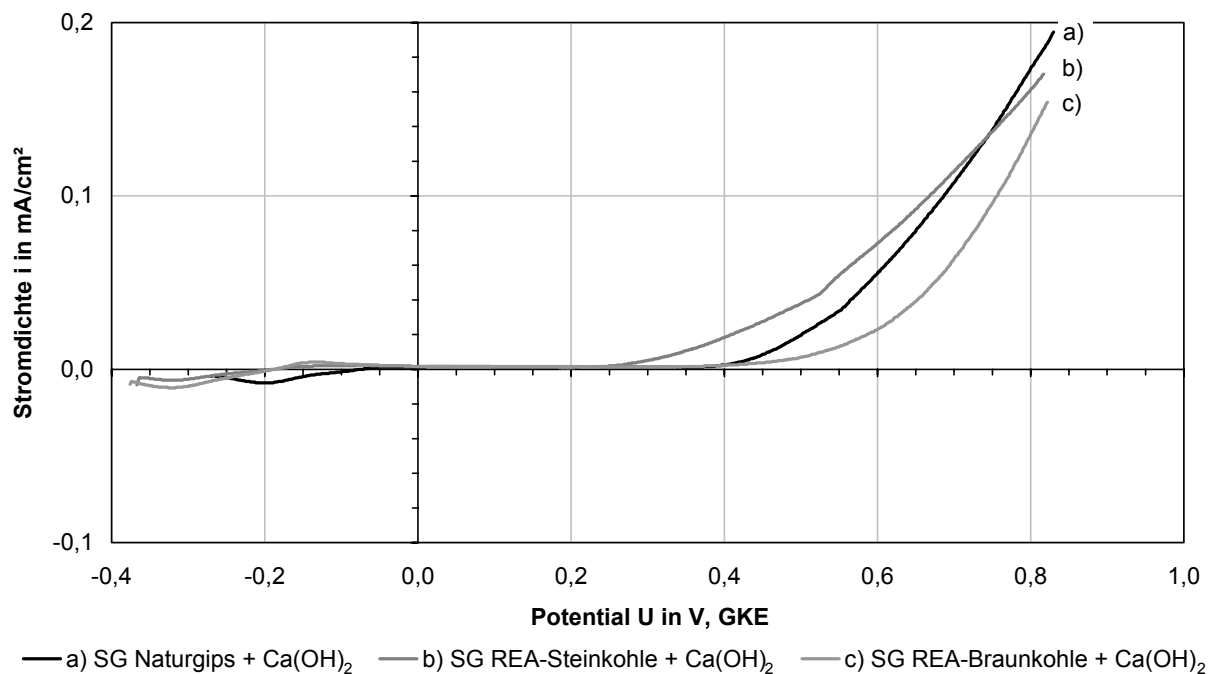
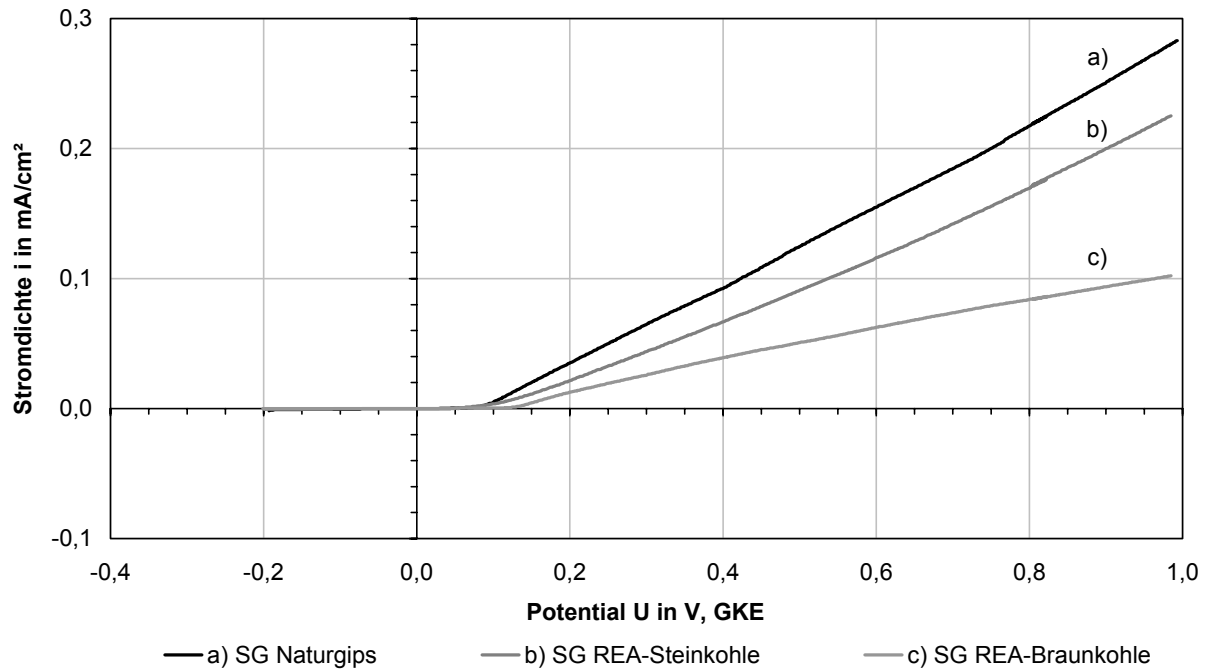


Abbildung 6.55: Stromdichte-Potentialkurven von in Gips eingebettetem Reinkupfer
(oben: ohne Ca(OH)_2 -Zugabe; unten: mit Ca(OH)_2 -Zugabe; SG: Stuckgips)

Generelle Betrachtung: Sämtliche Ruhepotentiale liegen zwischen $-0,2$ und 0 Volt. Die Stromdichte-Potentialkurven sind in allen Gipsen deutlich durch passive Bereiche (geringe potentialunabhängige Stromdichten) gekennzeichnet. Die Stromdichten steigen ab $0,1$ Volt deutlich an.

Einfluss der Gipsart: In allen nicht alkalisierten und alkalisierten Gipsen sind die Ruhepotentiale in REA-Gipsen etwas geringer als in Stuckgips Naturgips. Die Potentialbereiche mit geringen potentialunabhängigen Stromdichten sind in nicht alkalisierten Gipsen in Stuckgips REA-Braunkohle etwas größer als in den anderen Gipsarten. Die Tangentensteigungen im Bereich der Ruhepotentiale sind unabhängig von der Gipsart in derselben Größenordnung.

Ca(OH)_2 -Zugabe: Die Zugabe von $1,5$ M.-% Calciumhydroxid hat einen deutlichen Einfluss auf den Kurvenverlauf. Die Passivstromdichten sind in alkalisierten Gipsen etwas höher und der entsprechende Potentialbereich ist etwas größer als in nicht alkalisierten Gipsen. Der deutliche Anstieg der Stromdichten erfolgt bei Zugabe von Ca(OH)_2 exponentiell, wogegen in nicht alkalisierten Gipsen ein gleichmäßiger Anstieg festgestellt werden kann.

Die optische Auswertung der Kupferbleche nach Versuchsende zeigt in allen untersuchten Stuckgipsen durch die Zugabe von $1,5$ M.-% Ca(OH)_2 einen deutlich verstärkten Korrosionsangriff. Der Korrosionsangriff erfolgte i.A. gleichmäßig abtragend, in alkalisierten Gipsen waren sehr vereinzelt Korrosionsnarben erkennbar. In Farabbildung 32 (Anhang S. 252) sind deutlich die blau- bis türkisfarbene Korrosionsprodukte des Reinkupfers zu erkennen, die verstärkt im Randbereich des eingebetteten Kupferbleches an die Oberfläche des Probekörpers diffundierten. Diese Färbung ist typisch für alkalische Kupfersulfate.

6.4.5.3 Zusammenfassung und Bewertung

Reinkupfer wird in Kontakt mit Gips infolge Korrosion nur sehr gering bis gering angegriffen. Die Ergebnisse der Auslagerung mit einmaliger kurzzeitiger Wasserlagerung (Abbildung 6.54) zeigen, dass die Korrosion von Reinkupfer in Gips vor allem zu Beginn der Auslagerung stattfindet und im weiteren Verlauf durch Bildung von Deckschichten stark verlangsamt bzw. unterbunden wird.

Wasserhaushalt: Die geringen Unterschiede im Korrosionsabtrag werden vor allem durch den Wassergehalt in Gips bestimmt.

- Bei ständiger Anwendung bei Klimaten mit 100% relativer Luftfeuchte erfolgt ein sehr geringer, in alkalisierten Gipsen ein geringer Angriff, der jedoch eine deutliche Beeinträchtigung des Erscheinungsbildes zur Folge hat. Durch ständigen Wasserzutritt wird der Angriff etwas verstärkt, bleibt jedoch ebenfalls gering.
- Bei zeitweisem Wasserzutritt (bewittertes Außenklima) erfolgt ein deutlich geringerer Abtrag als bei ständiger Anwendung bei 100% relativer Luftfeuchte. Aufgrund des stärkeren

Korrosionsangriffes im Vergleich zu im Folgenden aufgeführten Klimaten, ist das Erscheinungsbild jedoch erheblich beeinträchtigt.

- Bei Anwendung in Klimaten mit 95% relativer Luftfeuchte ist ein deutlich geringerer Abtrag als bei 100% relativer Luftfeuchte und als bei Bewitterung mit zeitweisem Wasserzutritt vorhanden. Unter diesen Bedingungen ist der Zutritt von Sauerstoff im Vergleich zu den vorgenannten Bedingungen möglich und somit kann eine Deckschichtbildung stattfinden. Das optische Erscheinungsbild wird je nach Gipsart v.a. durch fleckenartige Veränderungen beeinträchtigt.
- Bei Anwendung in Klimaten mit $\leq 75\%$ relativer Luftfeuchte und bei Anwendung im Freien ohne Bewitterung (kein Zutritt von Regen, Tau, etc.) erfolgt nahezu kein Angriff. Das optische Erscheinungsbild ist je nach Gipsart nahezu unverändert bzw. durch lokale Verfärbungen gering beeinträchtigt. Das Erscheinungsbild wird hierbei nahezu ausschließlich durch den unterschiedlichen Chloridgehalt der Gipsarten bestimmt (s.u.). Bei mit Gipsstaub kontaminierten Kupferblechen ist unter genannten klimatischen Bedingungen mit einer deutlich stärkeren Beeinträchtigung des Erscheinungsbildes zu rechnen als bei eingebetteten Proben unter gleichen Bedingungen.

Einfluss der Gipsart:

- Insgesamt ist in allen Klimaten nur ein sehr geringer Einfluss der Gipsart auf den korrosionsbedingten Abtrag vorhanden.
- In „trockenen“ Klimaten ($\leq 75\%$ rel. F., unbewittertes Außenklima), bei denen nur geringe Mengen an Wasser im Porensystem der Gipse vorliegen, ist in REA-Gipsen ein etwas höherer Abtrag aber vor allem auch eine stärkere Beeinträchtigung des optischen Erscheinungsbildes vorhanden. Da in den REA-Gipsen ein deutlich höherer Chloridgehalt als im Naturgips nachgewiesen wurde (Abschnitt 5.2), sind die bei in REA-Gipsen eingebettetem Reinkupfer geringfügig ausgeprägteren Korrosionserscheinungen auf den höheren Chloridgehalt in Kombination mit dem bereits bei unlegiertem Stahl in Abschnitt 6.4.1.3 ausführlich erläuterte Sachverhalt in Bezug auf die Bildung von Calciumchlorid zu erklären. Aufgrund der bei Kupfer vorhandenen Neigung zur Bildung komplexer Verbindungen in chloridhaltigen Angriffsmedien, wird der Korrosionsangriff durch Chloride gefördert [Notling 1960].

Ca(OH)₂-Zugabe:

- Eine Alkalisierung der Gipse durch die Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid wirkt sich nur marginal erhöhend auf den Abtrag aus und ist in allen Klimaten gleichermaßen zu erwarten. Die geringe Abtragserhöhung durch die Alkalisierung der Gipse hat jedoch auch stärkere Beeinträchtigungen des Erscheinungsbildes des Kupfers zur Folge. Die zunächst erhöhte Metallauflösung in alkalisiertem Gips bestätigen sich auch durch die Ergebnisse der elektrochemischen Versuche.

- In mit 1,5 M.-% Ca(OH)_2 alkalisierten Gipsen erfolgt zunächst eine Deckschichtbildung, die aufgrund des bei den elektrochemischen Versuche ausgeprägteren passiven Potentialbereichs stabiler ist und zunächst einen höhere Metallauflösung zur Folge hat als in nicht alkalisierten Gipsen. Erst bei hohen Potentialen (+0,3 Volt), die für die praktische Anwendung keine Bedeutung haben, erfolgt ein Durchbruch dieser Deckschichten, der eine gering ausgeprägte Lochkorrosion zur Folge hat.

In Abbildung 10.21 (Anhang S. 202) sind typische Anwendungen von Reinkupfer in Kontakt mit Gipsbaustoffen hinsichtlich ihres Korrosionsverhaltens geordnet. Die Einteilung erfolgte anhand der gemessenen Abtragswerte nach 2 Jahren Auslagerung und der Ergebnisse der elektrochemischen Versuche.

6.4.6 Messing CuZn39Pb2

6.4.6.1 Auslagerungsversuche

- 100% relative Luftfeuchte, 20 °C

Abbildung 6.56 zeigt den Korrosionsabtrag von in Gips eingebetteten Messingblechen nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 100% relativer Luftfeuchte und 20 °C. Der Auslagerung ging eine 1-wöchige Vortrocknung der Probekörper bei Raumklima voraus.

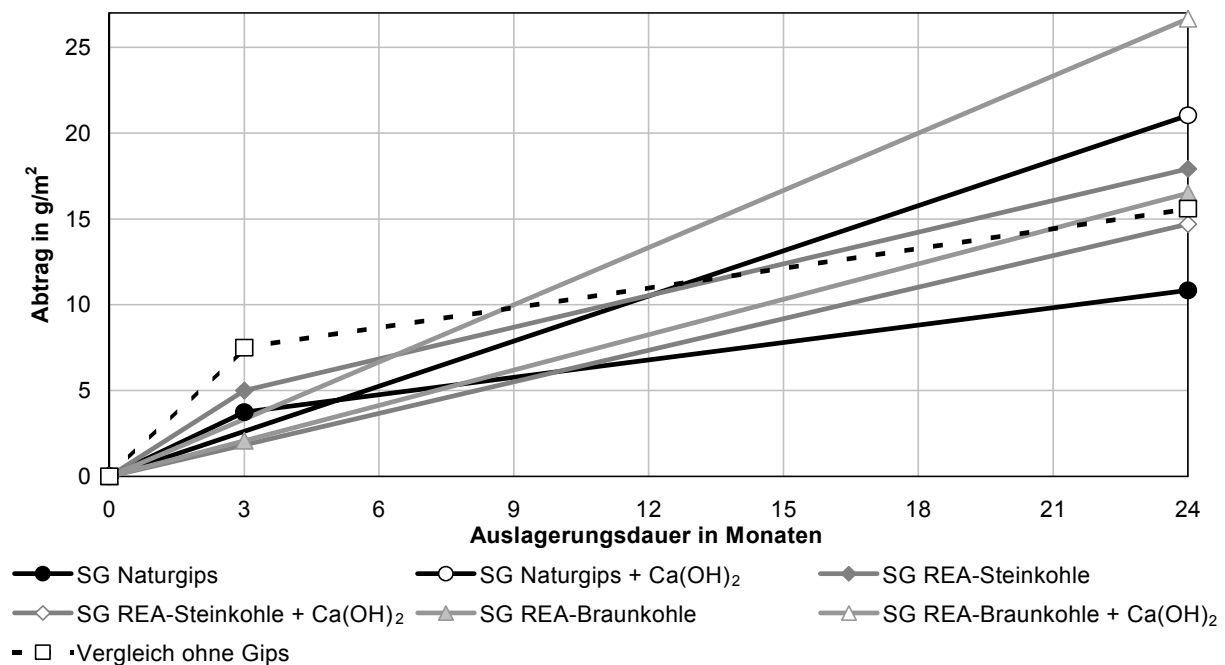


Abbildung 6.56: Abtrag von in Gips eingebettetem Messing nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 100% relativer Luftfeuchte mit 1-wöchiger Vortrocknung (in alkalisierten Stuckgipsen nur Werte nach 24 Monaten; SG: Stuckgips)

Generelle Betrachtung: Der korrosionsbedingte Abtrag von Messing in nassem Gips mit 1-wöchiger Vortrocknung ist sehr gering bis gering (in alkalisiertem Stuckgips REA-Braunkohle) ausgeprägt und zeitlich zunehmend (Basis: Betrachtungszeitraum 2 Jahre). Die Korrosionsgeschwindigkeit ist im Betrachtungszeitraum in den Stuckgipsen Naturgips und REA-Steinkohle etwas abnehmend, in Stuckgips REA-Braunkohle konstant.

Einfluss der Gipsart: Nach 3 Monaten ist der Abtrag in allen Gipsen mit $\leq 4 \text{ g/m}^2$ sehr gering und es ist kein Einfluss der Gipsart vorhanden. Nach 24 Monaten ist bei nicht alkalisierten Gipsen in den REA-Gipsen mit 17 g/m^2 ein etwas höherer Abtrag vorhanden als in Stuckgips Naturgips (11 g/m^2), der insgesamt ebenfalls sehr gering ist. Bei alkalisierten Gipsen ist in Stuckgips REA-Steinkohle mit 15 g/m^2 ein sehr geringer, in den Stuckgipsen Naturgips (21 g/m^2) und REA-Braunkohle (27 g/m^2) ein geringer Abtrag festzustellen.

Ca(OH)₂-Zugabe: Eine Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid zu den Gipsen wirkt sich in den Stuckgipsen Naturgips und REA-Braunkohle abtragserhöhend aus. In Stuckgips REA-Steinkohle ist kein Einfluss der Alkalisierung vorhanden.

Vortrocknung: Wie der Vergleich der Auslagerung ohne und mit 1-wöchiger Vortrocknung zeigt, wird der Korrosionsangriff durch eine vorübergehende Vortrocknung gegenüber einer Auslagerung ohne Vortrocknung der Probekörper in nicht alkalisierten Gipsen nicht beeinflusst (Abbildung 6.57). In alkalisierten Gipsen ist dagegen ein um den Faktor 2 höherer Abtrag bei Auslagerung der Probekörper ohne Vortrocknung vorhanden als in nicht alkalisierten Gipsen.

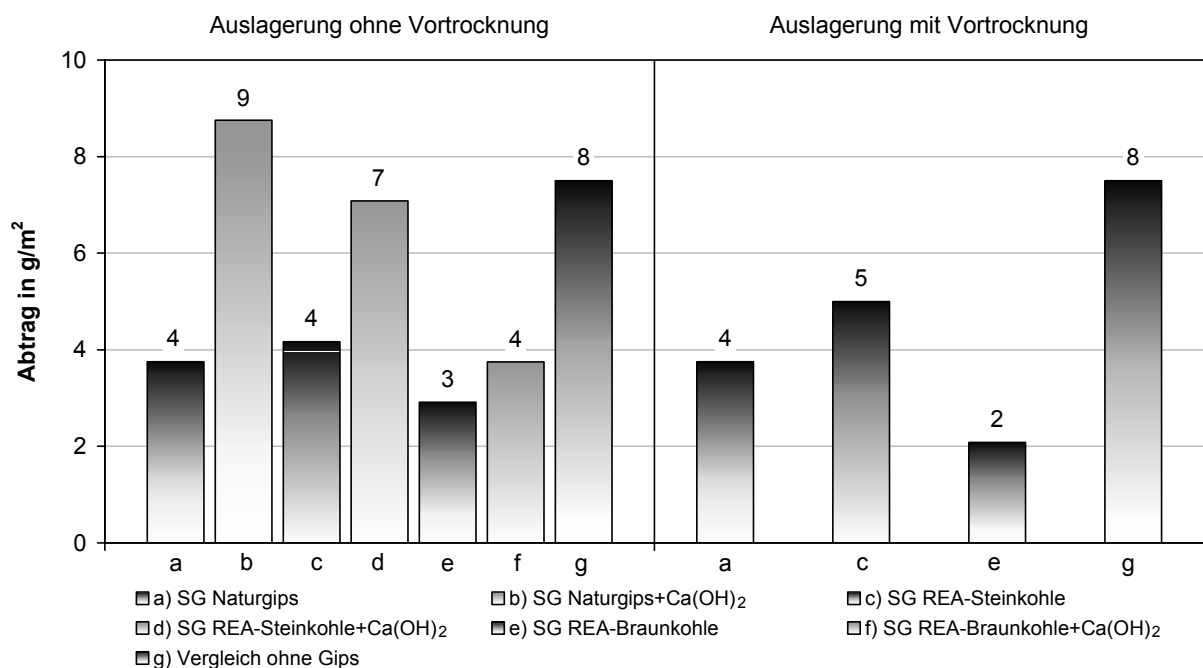


Abbildung 6.57: Vergleich des Massenverlusts von in Gips eingebettetem Messing ohne und mit Vortrocknung (3 Monat, 100% rel. F.; SG: Stuckgips)

Vergleich zu Messing ohne Gipskontakt: Langfristig gesehen ist der Korrosionsangriff von Messing in nassem Stuckgips Naturgips etwas geringer, in nassen REA-Gipsen etwas stärker als bei 100% relativer Luftfeuchte ohne Kontakt zu Gips.

Potentialmessungen bei 100% relativer Luftfeuchte (Auslagerung mit Vortrocknung)

Abbildung 6.58 zeigt die Messergebnisse der Ruhepotentiale von in unterschiedlichen Gipsen eingebettetem Messing CuZn39Pb2 bei konstant 100% relativer Luftfeuchte und 20 °C (Auslagerung mit Vortrocknung).

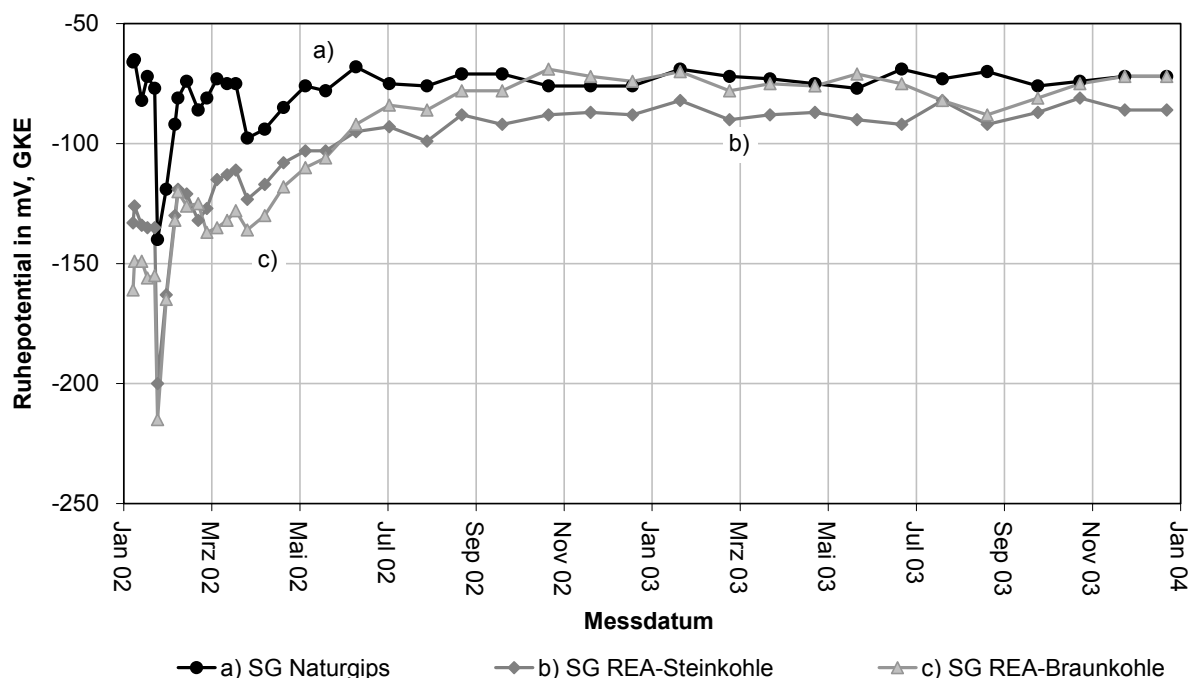


Abbildung 6.58: Ruhepotentiale (GKE) von in Gips eingebettetem Messing über 24 Monate bei 100% relativer Luftfeuchte mit Vortrocknung (SG: Stuckgips)

Die Ruhepotentiale schwanken zu Beginn der Auslagerung deutlich. Im weiteren Verlauf sind die Potentiale in REA-Gipsen etwas geringer und damit unedler als in Stuckgips Naturgips und bestätigt damit die Ergebnisse des korrosionsbedingten Abtrags (Abbildung 6.56).

Eine deutliche Entzinkung kann bereits nach 3 Monaten Auslagerungsdauer bei einem Massenverlust von nur 2 g/m^2 festgestellt werden (Farbabbildung 33, Anhang S. 252). Nach 24 Monaten Auslagerung bei 100% relativer Luftfeuchte beträgt der maximale Massenverlust 27 g/m^2 und es sind starke Veränderungen der Oberflächen in Form von rötlichen und dunkelbraunen bis anthrazitfarbenen Verfärbungen vorhanden (Farbabbildung 34, Anhang S. 253).

- 95% relative Luftfeuchte, 20 °C

Abbildung 6.59 zeigt den Korrosionsabtrag von in Gips eingebetteten Messingblechen nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 95% relativer Luftfeuchte und 20 °C.

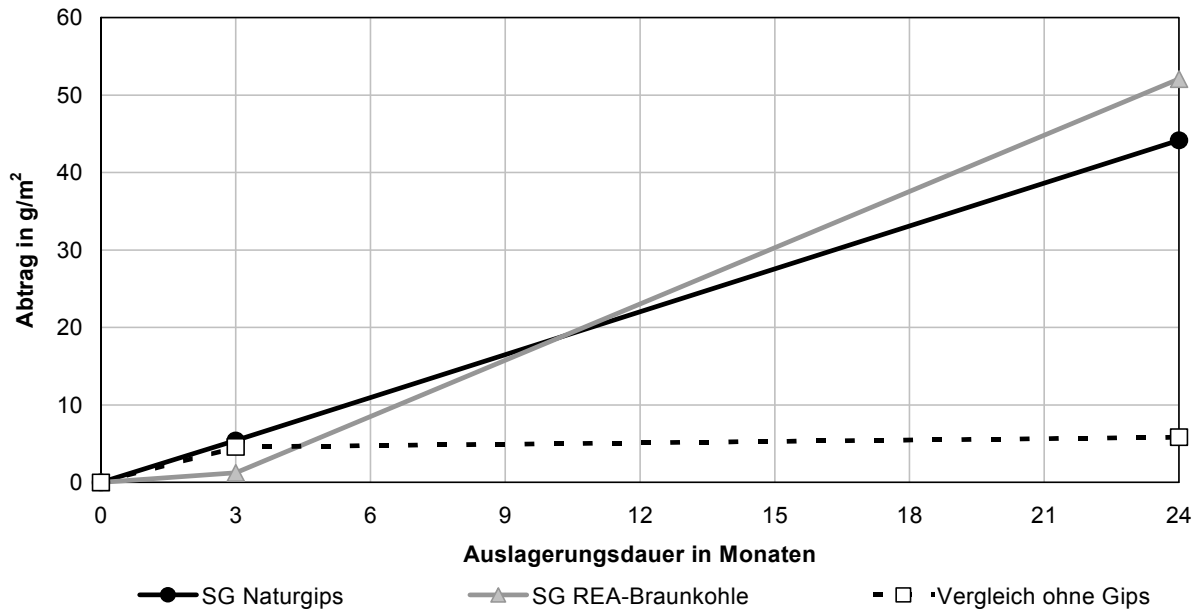


Abbildung 6.59: Abtrag von in Gips eingebettetem Messing nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 95% relativer Luftfeuchte (SG: Stuckgips)

Generelle Betrachtung: Der korrosionsbedingte Abtrag von Messing CuZn39Pb2 in Gips ist bei Lagerung der Proben bei 95% relativer Luftfeuchte gering ausgeprägt (Beobachtungszeitraum 2 Jahre) und zeitlich zunehmend. Die Korrosionsgeschwindigkeit ist im Betrachtungszeitraum nahezu konstant.

Einfluss der Gipsart: Nach 3 Monaten beträgt der Abtrag in Stuckgips Naturgips 5 g/m² und in Stuckgips REA-Braunkohle nur 1 g/m² und liegt nach 24 Monaten mit etwa 45 g/m² in beiden Gipsen in derselben Größenordnung und ist gering ausgeprägt. Somit ist kein signifikanter Einfluss der Gipsart vorhanden.

Vergleich zu Messing ohne Gipskontakt: Der Angriff von in Gips eingebettetem Messing ist unter den genannten Korrosionsbedingungen erheblich ausgeprägter als von nicht mit Gips in Kontakt befindlichem Messing.

Bei der Auslagerung in konstant 95% relativer Luftfeuchte ist deutliche Entzinkung festzustellen (Farbabbildung 35, Anhang S. 254). Nach der Entfernung der Korrosionsprodukte sind bei allen Messingblechen deutliche Rotfärbungen erkennbar. Die Farbabbildungen 36 und 37 (Anhang S. 255 ff) zeigen vergrößerte Aufnahmen von Messingblechen, die in Stuckgips Naturgips und Stuckgips REA-Braunkohle eingebettet und für 24 Monate bei konstant 95% relativer Luftfeuchte ausgelagert waren. Dabei ist eine Lagenentzinkung zu erkennen, die bis in eine Tiefe von 0,2 mm reichte.

- 75% relative Luftfeuchte (20 °C) und unbewittertes Außenklima

Abbildung 6.60 und Abbildung 6.61 zeigen den Korrosionsabtrag der in Gips eingebetteten und mit Gipsstaub kontaminierten Messing CuZn39Pb2 nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 75% relativer Luftfeuchte (20 °C) sowie in unbewittertem Außenklima.

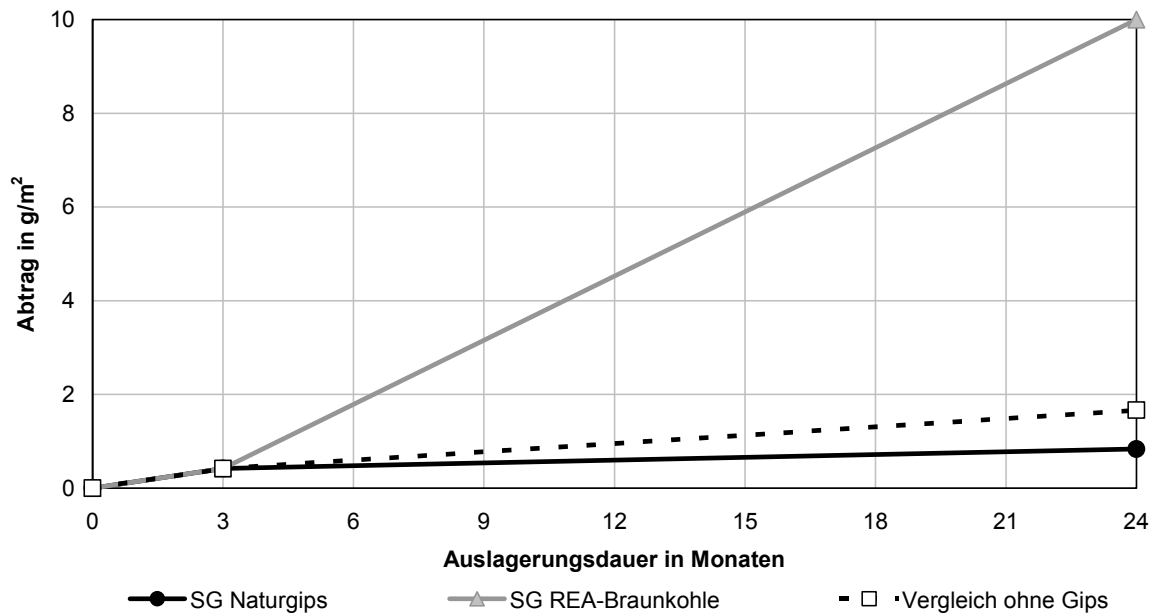


Abbildung 6.60: Abtrag von in Gips eingebettetem Messing nach 3- und 24-monatiger Auslagerung bei 75% relativer Luftfeuchte (SG: Stuckgips)

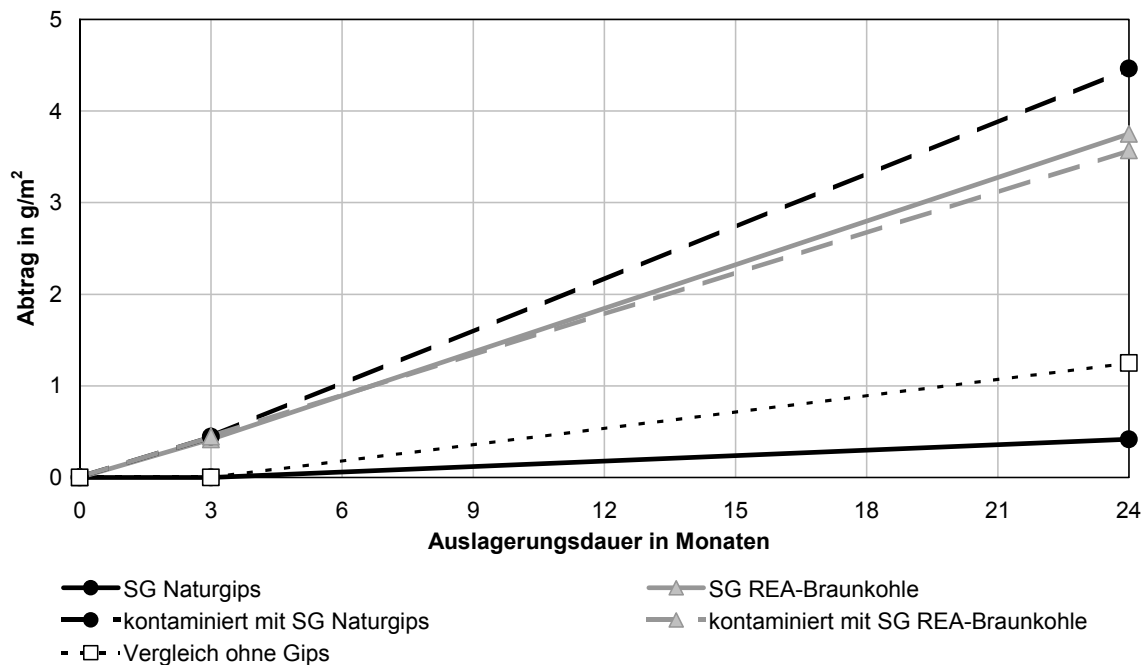


Abbildung 6.61: Abtrag von in Gips eingebettetem und mit Gipsstaub beaufschlagtem Messing nach 3- und 24-monatiger Auslagerung in unbewittertem Außenklima (SG: Stuckgips)

Bei 75% relativer Luftfeuchte (20 °C) sowie in unbewittertem Außenklima wurde ein vergleichbares Korrosionsverhalten von in Gips eingebettetem Messing festgestellt. Dies ist insofern verständlich, da in Stuttgart eine mittlere relative Luftfeuchte von 75% vorherrscht.

Generelle Betrachtung: Der Abtrag von Messing in Gips ist unter genannten Bedingungen sehr gering ausgeprägt und zeitlich zunehmend (Basis: Betrachtungszeitraum 2 Jahre). In Stuckgips Naturgips ist bei 75% relativer Luftfeuchte die Korrosionsgeschwindigkeit im Betrachtungszeitraum abnehmend. Die Korrosionsgeschwindigkeit in Stuckgips REA-Braunkohle ist bei 75% relativer Luftfeuchte und unbewittertem Außenklima bei allen Probekörpern im Betrachtungszeitraum nahezu konstant.

Einfluss der Gipsart: Nach 3 Monaten ist der Abtrag bei Messing bei allen Probekörpern in derselben Größenordnung ($< 1 \text{ g/m}^2$). Nach 2 Jahren beträgt der korrosionsbedingte Abtrag bei 75% relativer Luftfeuchte in Stuckgips REA-Braunkohle 10 g/m^2 und in Stuckgips Naturgips nur etwa 1 g/m^2 , in unbewittertem Außenklima ist dieselbe Tendenz vorhanden, der Abtrag fällt hier insgesamt jedoch etwas geringer aus.

Kontamination von Proben: Mit Gipsstaub aus Stuckgips Naturgips bzw. Stuckgips REA-Braunkohle kontaminierte Proben verhalten sich vergleichbar. Der Korrosionsangriff liegt mit einem Abtrag von 4 g/m^2 oberhalb der in Stuckgips Naturgips eingebetteten Proben ($< 1 \text{ g/m}^2$) und in der gleichen Größenordnung wie in Stuckgips REA-Braunkohle eingebettete Proben.

Vergleich zu Messing ohne Gipskontakt: Der Korrosionsangriff von nicht mit Gips in Kontakt befindlichen Proben ist unter genannten Korrosionsbedingungen marginal höher als bei in Stuckgips Naturgips, jedoch geringer als bei in Stuckgips REA-Braunkohle eingebetteten bzw. mit Gipsstaub kontaminierten Proben.

Das Erscheinungsbild der Messingbleche nach 24 Monaten Auslagerung ist dem Massenverlust entsprechend bei in Stuckgips REA-Braunkohle eingebettetem Messing CuZn39Pb2 am stärksten beeinträchtigt, während die anderen Bleche nur geringe Veränderungen zeigen (Farbabbildungen 38 und 39, Anhang S. 257 ff). Das Messingblech in Stuckgips Naturgips weist nur lokal einige wenige Stellen mit Entzinkung auf, während bei Messing in Stuckgips REA-Braunkohle nahezu über der gesamten Oberfläche eine Rotfärbung vorhanden ist.

- Aussenklima ungeschützt, bewittert

Abbildung 6.62 zeigt den Korrosionsabtrag von in Gips eingebetteten Messingblechen nach 3- und 24-monatiger Auslagerung in bewittertem Außenklima.

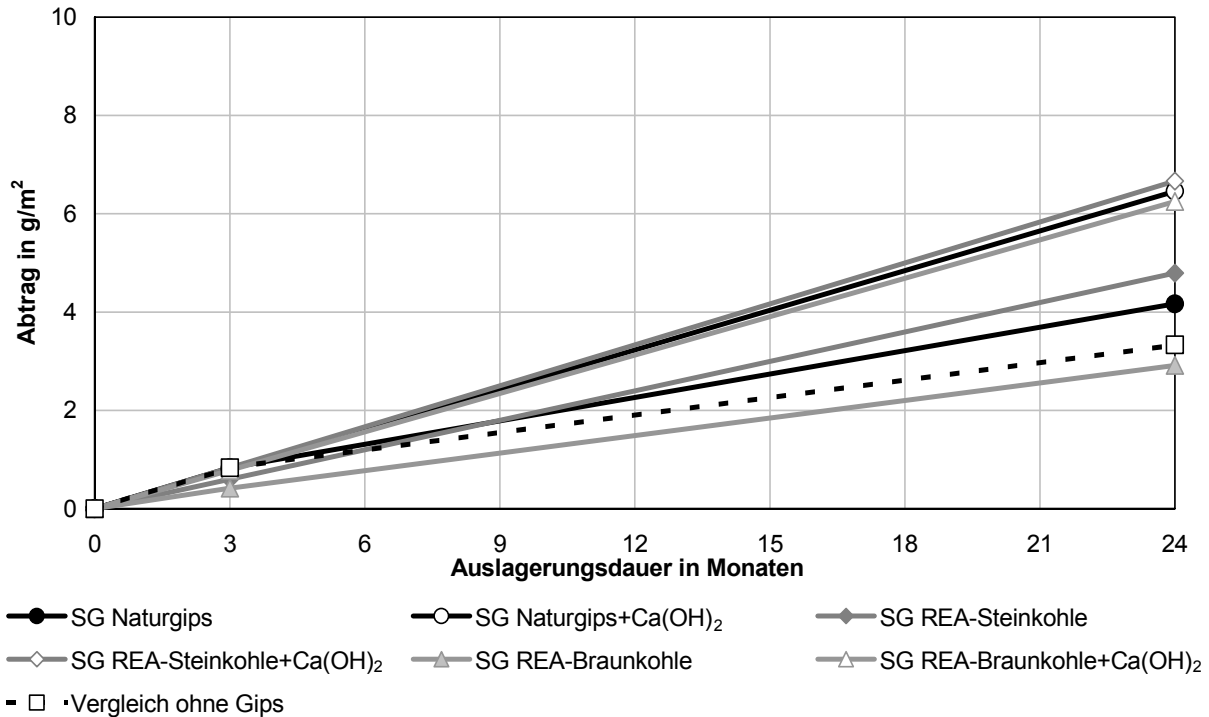


Abbildung 6.62: Abtrag von in Gips eingebettetem Messing nach 3- und 24-monatiger Auslagerung in bewittertem Außenklima
(in alkalisierten Stuckgipsen nur Werte nach 24 Monaten; SG: Stuckgips)

Generelle Betrachtung: Der Abtrag von in Gips eingebettetem Messing in bewittertem Außenklima ist sehr gering ausgeprägt und zeitlich zunehmend (Basis: Betrachtungszeitraum 2 Jahre). Der Korrosionsangriff erfolgte im Betrachtungszeitraum nahezu konstant.

Einfluss der Gipsart: Nach 3 Monaten liegt der Abtrag in allen Gipsen gleichermaßen bei 1 g/m² und nach 2 Jahren in nicht allen alkalisierten Gipsen bei etwa 4 g/m², in allen alkalisierten Gipsen bei etwa 7 g/m². Ein Einfluss der Gipsart liegt somit nicht vor.

Ca(OH)₂-Zugabe: Eine Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid zu den Gipsen wirkt sich insgesamt etwas abtragserhöhend aus. Der Abtrag ist aber auch in alkalisierten Gipsen insgesamt sehr gering.

Vergleich zu Messing ohne Kontakt zu Gips: Nicht mit Gips in Kontakt befindliche Proben haben einen Abtrag in derselben Größenordnung wie in nicht alkalisierten Gipsen eingebettete Proben und einen etwas geringeren Abtrag als in alkalisierten Gipsen eingebettete Proben.

Entsprechend dem Abtrag in der selben Größenordnung ist auch das Erscheinungsbild der Messingbleche nach 24 Monaten sehr ähnlich (Farbabbildung 40, Anhang S. 259). Trotz des geringen Massenverlusts können auf allen Oberflächen matte braune Veränderungen festgestellt werden. Stellenweise sind deutliche Rotfärbungen erkennbar. Bei in alkalisierten Gipsen eingebettetem Messing sind fest haftende Gipsablagerungen vorhanden.

- Auslagerung mit einmaliger kurzzeitiger Wasserlagerung

Abbildung 6.63 zeigt den Korrosionsabtrag von in Gips eingebetteten Messingblechen bei einmaliger kurzzeitiger Wasserlagerung im Alter von 60 h.

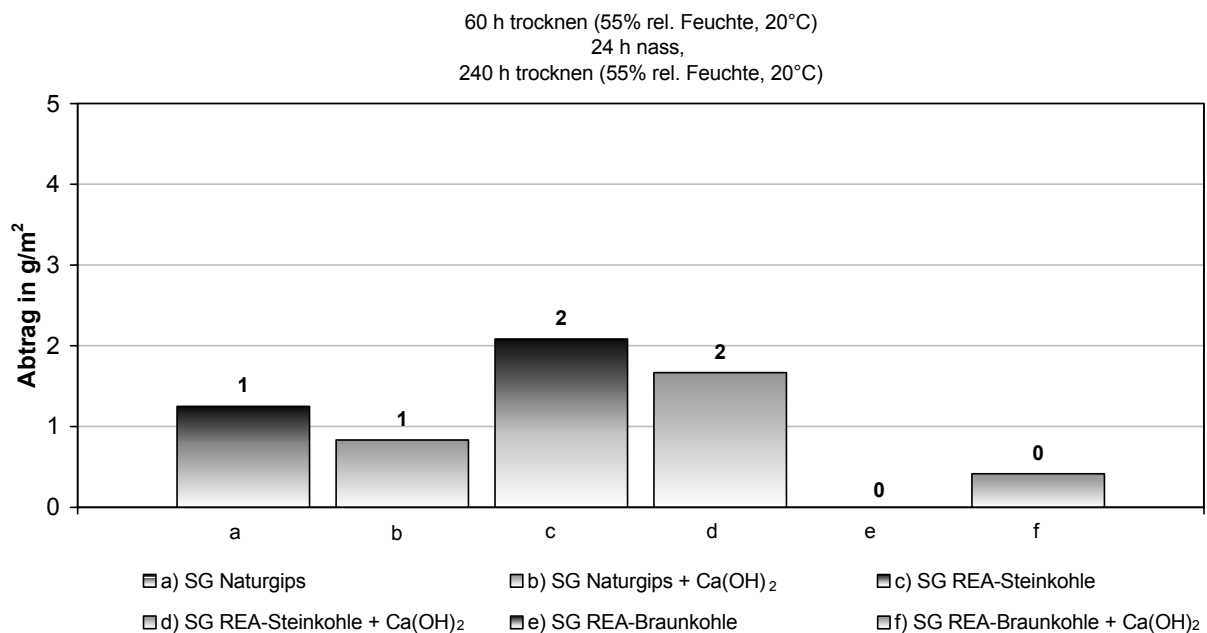


Abbildung 6.63: Abtrag von in Gips eingebettetem Messing nach 10 Tagen mit einmaliger kurzzeitiger Wasserlagerung (SG: Stuckgips)

Man erkennt, dass eine einmalige kurzzeitige Durchnässung der Gipsproben bei eingebettetem Messing CuZn39Pb2 zu keinem wesentlichen Korrosionsabtrag führt. Trotz des sehr geringen Massenverlusts von 2 g/m² ist das Erscheinungsbild des Messings in Stuckgips REA-Steinkohle nach nur 10 Tagen Auslagerung deutlich durch Entzinkung beeinträchtigt (Farbabbildung 41, Anhang S. 259). Die geringen Unterschiede durch Verwendung verschiedener Gipsarten und durch die Alkalisierung der Gipse mit 1,5 M.-% Ca(OH)₂ liegen aufgrund der sehr geringen Abtragungen im Bereich der Streuung.

Als Korrosionsprodukte wurde mittels energiedispersiver Röntgenbeugungsanalyse bei Messing in alkalisiertem Stuckgips REA-Steinkohle bei behinderter Austrocknung und 3-monatiger Auslagerung bei 100% relativer Luftfeuchte Calciumhydroxozinkat ($\text{Ca}[\text{Zn}(\text{OH})_3]_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) identifiziert. In nicht alkalisierten Gipsen wurden mittels energiedispersiver Röntgenbeugungsanalyse bei Messing CuZn39Pb2 u.a. Zinkhydroxisulfat ($[\text{Zn}(\text{OH})_2]_3(\text{ZnSO}_4)(\text{H}_2\text{O})_5$), das Kupfercar-

bonat Malachit ($\text{Cu}_2(\text{CO}_3)(\text{OH})_2$) sowie Kupferhydroxisulfat ($\text{Cu}_{2,5}(\text{OH})_3(\text{SO}_4)(\text{H}_2\text{O})_2$) identifiziert (Abbildungen 10.40 ff, Anhang S. 220 ff).

Eine ausführliche Gegenüberstellung der Abtragswerte von Messing CuZn39Pb2 in den unterschiedlichen Gipsen und Klimaten ist in den Abbildungen 10.22 und 10.23 (Anhang S. 203), aufgeteilt nach der Auslagerungsdauer, dargestellt.

6.4.6.2 Elektrochemische Untersuchungen

Zur Durchführung der elektrochemischen Untersuchungen wurden für in Gips eingebettetes Messing CuZn39Pb2 die in Tabelle 6.12 angegebenen Potentiale gemessen, bzw. eingestellt.

Probenbezeichnung	Ruhepotential vor Versuchsbeginn in mV (GKE)	Ausgangspotential in mV (GKE)
Messing CuZn39Pb2 in SG Naturgips	-37	-237
Messing CuZn39Pb2 in SG Naturgips mit 1,5 M.-% $\text{Ca}(\text{OH})_2$	-208	-408
Messing CuZn39Pb2 in SG REA-Steinkohle	-117	-317
Messing CuZn39Pb2 in SG REA-Steinkohle mit 1,5 M.-% $\text{Ca}(\text{OH})_2$	-250	-450
Messing CuZn39Pb2 in SG REA-Braunkohle	-123	-323
Messing CuZn39Pb2 in SG REA-Braunkohle mit 1,5 M.-% $\text{Ca}(\text{OH})_2$	-230	-530

Tabelle 6.12: Zusammenstellung der charakteristischen Potentiale für die Durchführung der Versuche bei Messing CuZn39Pb2

Einfluss der Gipsart: Die Ruhepotentiale vor Versuchsbeginn sind in den REA-Gipsen etwas geringer und damit unedler als in Stuckgips Naturgips.

$\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Zugabe: Eine Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid zu den Gipsen wirkt sich insgesamt senkend auf das Ruhepotential aus (um bis zu 0,17 Volt).

- Potentiodynamische Stromdichte-Potentialkurven

Abbildung 6.64 zeigt die potentiodynamisch gemessenen Stromdichte-Potentialkurven von in Gipsen eingebettetem Messing CuZn39Pb2.

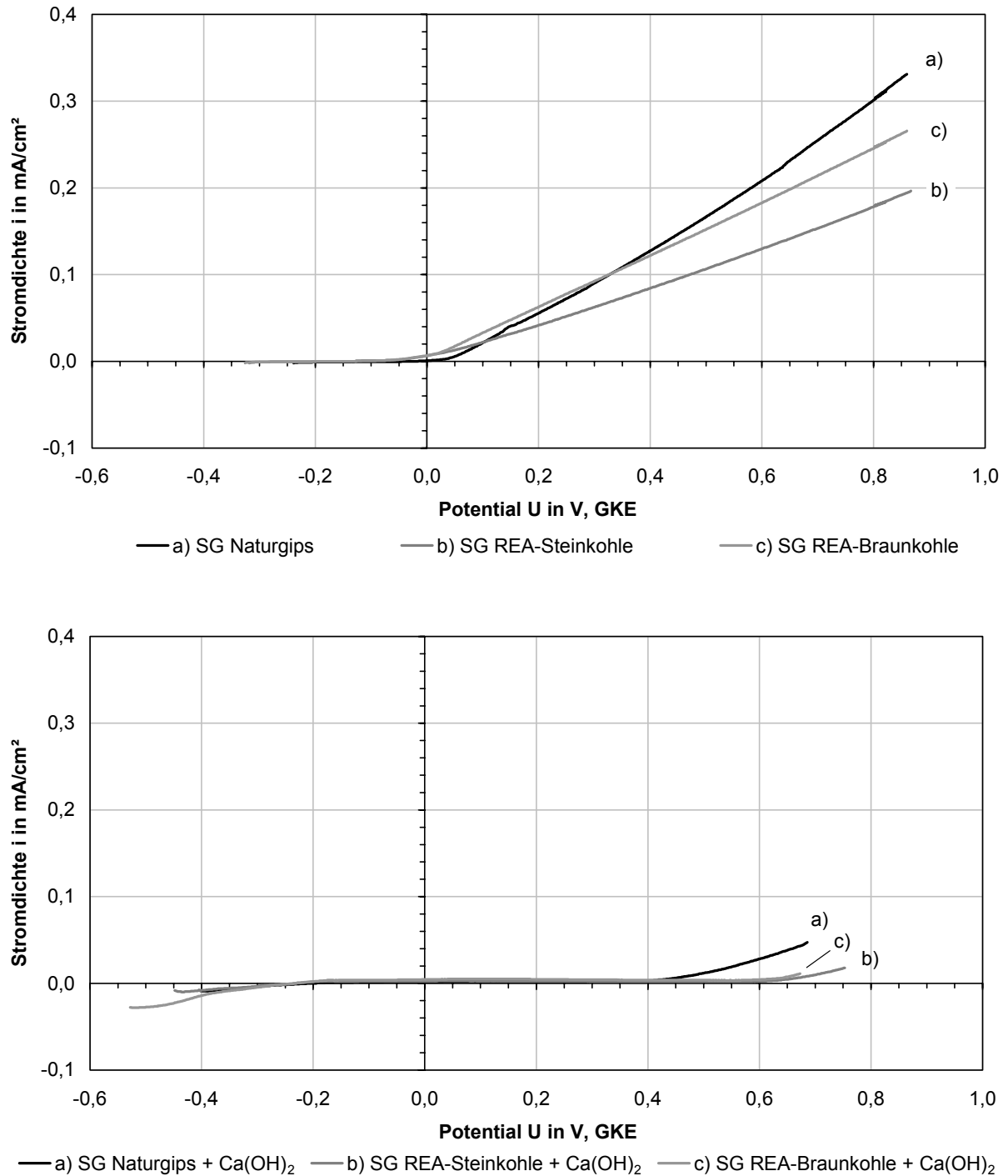


Abbildung 6.64: Stromdichte-Potentialkurven von in Gips eingebettetem Messing (oben: ohne Ca(OH)_2 -Zugabe; unten: mit Ca(OH)_2 -Zugabe; SG: Stuckgips)

Generelle Betrachtung: Die Ruhepotentiale sind in nicht alkalisierten Gipsen etwas größer als in alkalisierten Gipsen. In nicht alkalisierten Gipsen ist mit zunehmendem Potential ein nahezu linearer Anstieg der Stromdichte vorhanden, wogegen in alkalisierten Gipsen nur ein sehr geringer Anstieg der Stromdichte auf konstante und damit potentialunabhängige Werte erfolgt und erst bei sehr hohen Potentialen ($> 0,4$ Volt) deutlich zunimmt.

Einfluss der Gipsart: In allen REA-Gipsen sind die Ruhepotentiale etwas geringer als in Stuckgips Naturgips. Auch der passive Potentialbereich ist in nicht alkalisierten REA-Gipsen etwas geringer ausgeprägt als in Stuckgips Naturgips. Die Tangentensteigungen im Bereich der Ruhepotentiale sind unabhängig von der Gipsart.

Ca(OH)₂-Zugabe: Es ist eine in Stuckgips Naturgips deutliche, in den REA-Gipsen etwas geringere Absenkung der Ruhepotentiale durch Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid vorhanden. Der Passivbereich (geringe potentialunabhängige Stromdichte) ist in alkalisierten Gipsen deutlich stärker ausgeprägt als in nicht alkalisierten Gipsen und ein deutlicher Anstieg der Stromdichte ist in alkalisierten Gipsen erst bei sehr hohen edlen Potentialen von $> +0,4$ Volt festzustellen. Die Tangentensteigung ist beim Ruhepotential ist durch die Ca(OH)₂-Zugabe deutlich höher als in nicht alkalisierten Gipsen und im für die Auslagerungsversuche relevanten Potentialbereich (bei etwa $-0,08$ Volt, Abbildung 6.58) ist die Stromdichte in alkalisierten Gipsen höher als in nicht alkalisierten Gipsen.

Der Korrosionsangriff erfolgt in allen untersuchten Kombinationen durch die selektive Korrosion der Entzinkung. Dies ist auch an der Außenseite der Probekörper durch weiße Korrosionsprodukte des Zinks („Weißrost“, Zinkhydroxide mit Anteilen an Zinkoxid) erkennbar (Farbbildung 42 ff, Anhang S. 260). In mit 1,5 M.-% Ca(OH)₂ alkalisierten Gipsen eingebettetes Messing weist einen stärker ausgeprägten Korrosionsangriff auf als ein solches in nicht alkalisierten Gipsen.

6.4.6.3 Zusammenfassung und Bewertung

Zinkreiches Messing CuZn39Pb2 wird in Kontakt mit Gips infolge selektiver Korrosion (Entzinkung) sehr gering bis gering angegriffen. Ein sehr geringer Abtrag kann jedoch aufgrund der Entzinkung eine erhebliche Beeinträchtigung des Erscheinungsbildes durch deutliche Rotfärbungen zur Folge haben.

Wasserhaushalt:

- Bei Anwendung in Klimaten mit 95% relativer Luftfeuchte erfolgt ein geringer Angriff. Unter diesen Bedingungen sind die Poren des erhärteten Gipses nur teilweise mit Wasser gefüllt. Der für die Korrosion erforderliche Elektrolyt ist vorhanden und Sauerstoff kann zum eingebetteten Messing vordringen.
- Bei ständiger Anwendung in Klimaten mit 100% relativer Luftfeuchte erfolgt ein sehr geringer (in nicht alkalisierten Gipsen) bis geringer (in alkalisierten Gipsen) Angriff. Dabei spielt

es in nicht alkalisierten Gipsen keine Rolle, ob der Gips Gelegenheit zur Austrocknung hat oder ob eine ständige Durchnässung erfolgt. In alkalisierten Gipsen ist durch den höheren pH-Wert und der bei ständiger Durchnässung gehemmten Carbonatisierung (s.u.) ein etwas höherer Abtrag vorhanden.

- Bei Anwendung in Klimaten mit $\leq 75\%$ relativer Luftfeuchte und bei Anwendung in bewittertem sowie in unbewittertem Außenklima erfolgt nur ein sehr geringer Angriff. Das optische Erscheinungsbild ist je nach Gipsart nahezu unverändert bzw. durch deutliche Verfärbungen stark beeinträchtigt. Der Abtrag und das Erscheinungsbild wird hierbei ausschließlich durch den unterschiedlichen Chloridgehalt der Gipsarten bestimmt (s.u.). Bei mit Gipsstaub kontaminierten Messingblechen ist im bewittertem Außenklima mit deutlichen Beeinträchtigungen des Erscheinungsbildes durch ungleichmäßige Verfärbungen zu rechnen.

Einfluss der Gipsart:

- Insgesamt ist in allen Klimaten nur ein geringer Einfluss der Gipsart auf den korrosionsbedingten Abtrag vorhanden.
- In REA-Gipsen ist der Korrosionsabtrag geringfügig stärker ausgeprägt als in Stuckgips Naturgips. Dies hat vor allem einen Einfluss auf das optische Erscheinungsbild der Messingbleche, die in REA-Gipsen deutlich stärker ausgeprägte Entzinkung zeigen. In REA-Gipsen ist ein deutlich höherer Chloridgehalt als im Naturgips vorhanden (Abschnitt 5.2). Chlorid verstärkt die selektive Korrosion bei zinkreichen Messingen [Köhler 1996, Pötzschke 1992, Wendler-Kalsch 1992, Wendler-Kalsch 1998, DKI 2003], insbesondere in Kombination mit hohen Sulfatgehalten und (in Wässern) unter stagnierenden Bedingungen.

Ca(OH)₂-Zugabe:

- Eine Alkalisierung der Gipse durch die Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid wirkt sich bei solchen Wasserhaushalten deutlich abtragserhöhend aus, bei denen die Carbonatisierung aufgrund erschwerter Gasdiffusion gehemmt ist, also z.B. bei ständig oder häufig nassem Gips. In Gipsen mit weitgehend wasserfreien Poren ist nur eine geringe Erhöhung des Abtrags bei einer Ca(OH)₂-Zugabe zu erwarten. Das überschüssige Anmachwasser liefert dabei die für die Carbonatisierung notwendige Wassermenge. Zu Beginn der Auslagerung findet dann zunächst ein erhöhter Abtrag statt, da hier noch hohe pH-Werte vorhanden sind.
- In alkalisierten Gipsen erfolgt zunächst eine erhöhte Metallauflösung im Vergleich zu nicht alkalisierten Gipsen, die in eine korrosionshemmende Deckschichtbildung übergeht und schließlich bei höheren Potentialen durchbrochen wird (s.a. elektrochemische Untersuchungen, Abbildung 6.64).

Bei der festgestellten Korrosion handelt es sich in allen untersuchten Gipsen überwiegend um selektive Korrosion, genauer um eine Lagenentzinkung. Dabei bildet das sich zunächst mit dem Zink aufgelöste Kupfer durch elementare Abscheidung eine relativ gleichmäßige Schicht auf der korrodierten Oberfläche. Messing CuZn39Pb2 besteht aus α - und zinkreicheren β -Phasen. Diese Messinge mit einem Zinkanteil > 20 M.-% sind erhöht entzinkungsanfällig. Dabei werden vor allem die zinkreichen β -Phasen angegriffen. Die Entzinkung begünstigenden, allgemein bekannten Voraussetzungen waren bei den hier gezeigten Untersuchungen gegeben (s.o.).

In Abbildung 10.24 (Anhang S. 204) sind typische Anwendungen von Messing CuZn39Pb2 in Kontakt mit Gipsbaustoffen hinsichtlich ihres Korrosionsverhaltens geordnet. Die Einteilung erfolgte anhand der gemessenen Abtragswerte nach 2 Jahren Auslagerung und der Ergebnisse der elektrochemischen Untersuchungen.

7 Kontaktkorrosion in Gips

7.1 Allgemeines

Korrosionsvorgänge in ionenleitenden Angriffsmitteln, wie z.B. in nassem Gips, sind stets elektrochemischer Natur. Unter Ausbildung von Korrosionselementen laufen Oxidation der Metallatome und Reduktion des Oxidationsmittels an örtlich getrennten Bereichen ab. Hierbei bildet sich aus einem Elektronenstrom im Metall und einem Ionenstrom im Elektrolyten ein Stromkreis aus. Die Anode ist der Bereich, in dem die Metallauflösung weniger gehemmt ist als die kathodische Reduktion und an der Kathode ist dagegen die Metallauflösung stärker gehemmt als die kathodische Teilreaktion. Damit es zur Elementbildung mit Fremdkathode im System kommen kann, müssen folgende Voraussetzungen erfüllt sein:

- Unterschiedliche Ruhepotentiale
- Leitende elektrolytische (gemeinsamer Elektrolyt) und elektrische (über das Metall) Verbindung

Bei der Korrosion mit ausgeprägten anodischen und kathodischen Bereichen, der Elementbildung, fließt ein Elementstrom I_e . Der Elementstrom ist ein direktes Maß für die zunehmende Korrosionsgeschwindigkeit der Anode, da bei der Korrosion Metallionen vom Metall in das Angriffsmedium übergehen, was einem elektrischen Strom positiver Ladungssträger entspricht. Der Elementstrom bewirkt eine verstärkte Korrosion des elektrochemisch unedleren Bereichs, der Anode, während der elektrochemisch edlere Bereich, die Kathode, kathodisch geschützt wird. Der Elementstrom kann nach Gleichung 7.1 mathematisch erfasst werden [Feyd 1987, Schwenk 1981]:

$$I_e = \frac{U_K - U_A}{R_A + R_K + R_\Omega} \quad \text{in A} \quad [\text{Gl. 7.1}]$$

mit:	I_e	Elementstrom	in A
	U_K	Potential der Kathode	in V
	U_A	Potential der Anode	in V
	R_A	Polarisationswiderstand der anodischen Teilreaktion	in Ω
	R_K	Polarisationswiderstand der kathodische Teilreaktion	in Ω
	R_Ω	Widerstand des Elektrolyten	in Ω

Der Korrosionsstrom folgt bei idealen Bedingungen (z.B. planparallele Anoden- und Kathodenfläche) der „Flächenregel“ (Gleichung 7.2). Dabei wird der Korrosionsstrom an der Anode näherungsweise dem Elementstrom gleichgesetzt.

$$I_e^A = I_e \cdot \frac{A_K}{A_A} \quad \text{in A} \quad [\text{Gl. 7.2}]$$

mit: i_e Elementstrom in A
 A_K Fläche der Kathode in cm^2
 A_A Fläche der Anode in cm^2

Aus den Gleichungen 7.1 und 7.2 wird ersichtlich, dass die Stromdichte an der Anode und damit die Korrosionsgeschwindigkeit von der Spannung des Elements, den inneren Widerständen des Stromkreises und den Flächenverhältnissen der anodischen und kathodischen Bereiche bestimmt wird. Für eine hohe Korrosionsgeschwindigkeit an der Anode infolge von Elementbildung und damit für einen hohen Elementstrom müssen folgende Bedingungen vorliegen:

- Große Potentialdifferenz zwischen anodischem und kathodischem Bereich
- Nur gering gehemmte anodische und kathodische Teilprozesse (R_A und R_K klein)
- Geringer Widerstand des Elektrolyten (R_Ω klein)
- Fläche der Kathode im Verhältnis zur Anodenfläche groß

Es kann zum einen das Verhalten unterschiedlicher Metall-Gips-Kombinationen hinsichtlich Kontaktkorrosion (bei Vorliegen von Kontakt-Paarungen unterschiedlicher Metalle) aus den gemessenen Ruhepotentialen bei Auslagerung und den Potential-Beziehungen aus den elektrochemischen Untersuchungen qualitativ abgeschätzt werden. Dabei ist zu beachten, dass der Elektrolytwiderstand mit zunehmender Gipsdeckung zwischen den betrachteten Metallen einen zunehmenden Einfluss auf den Elementstrom hat. Zum anderen können anhand von in der Literatur angegebenen Potentialbereichen von in Beton und gemessenen Potentialen von in Gips eingebetteten Metallen sowie den entsprechenden Stromdichte-Potentialkurven die Ausprägung von Korrosionselementen im Bereich eines Metalls, z.B. bei mit Gips angehefteten aber ansonsten durch Beton geführten Installationsleitungen, abgeschätzt werden. Die Abschätzungen erfolgen anhand der bei konstant 100% relativer Luftfeuchte gemessenen Ruhepotentiale sowie unter Zugrundelegen ungünstigster Verhältnisse, d.h. es wurde angenommen, dass die Anode durch Kontakt mit der Kathode jeweils auf das höchste, gemessene Kathodenpotential ($U_{R,K}$) polarisiert wird. Die Korrosionsgeschwindigkeit der Anode bei Kontaktkorrosion ergibt sich dann näherungsweise aus der Stromdichte-Potentialkurve des Anodenmetalles bei dem Wert $U = U_{R,K}$. Da die Gesamtstromdichte-Potentialkurven potentiodynamisch gemessen wurden, wird der Elementstrom (und damit die Korrosionsgeschwindigkeit) der Anode im Vergleich zum stationären Fall in der Regel erheblich überschätzt.

7.2 Beispiele

In Abbildung 7.1 sind die Ruhepotentialbereiche der bei konstant 100% relativer Luftfeuchte für 24 Monate ausgelagerten Probekörper aus Gips und von in Normalbeton eingebetteten Metallen [Mansour 1995] dargestellt.

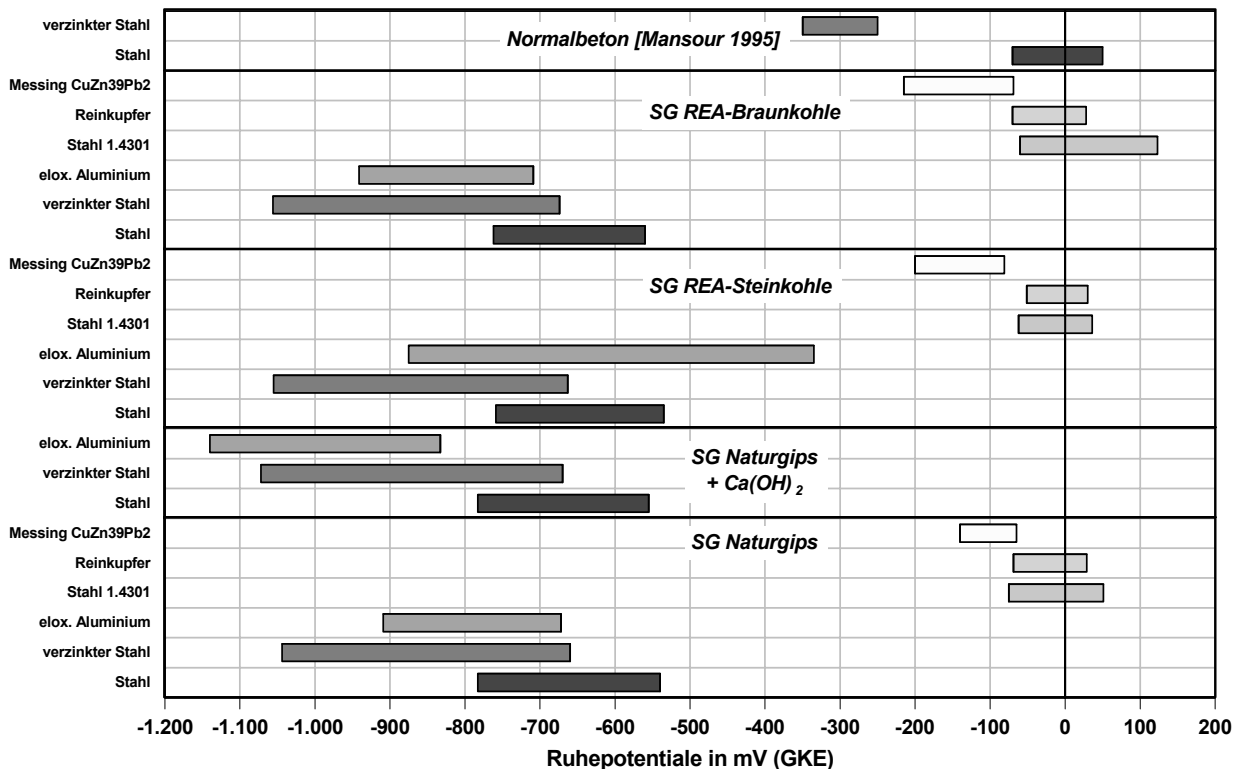


Abbildung 7.1: Übersicht der gemessenen Ruhepotentiale der verschieden in Stuckgipsen und Normalbeton eingebetteten Metalle (In Gips: Messungen über 24 Monate in 100% rel. F., SG: Stuckgips)

Unlegierter Stahl sowie sendzimirverzinkter Stahl weisen in Normalbeton deutlich höhere und damit edlere Ruhepotentiale auf als in nassem Gips. In nassem Gips eingebettete Metalle und Legierungen können anhand der Potentialbereiche in zwei Gruppen eingeteilt werden. Zu der Gruppe mit geringeren Ruhepotentialen und damit mit unedlerem Verhalten gehören unlegierter und sendzimirverzinkter Stahl. Bei diesen Metallen ist, wenn die Voraussetzungen für Kontaktkorrosion gegeben sind (s.o.), verstärkte Metallauflösung und damit anodisches Verhalten zu erwarten. Die zweite Gruppe wird von sich in nassem Gips aufgrund höherer Ruhepotentiale edler verhaltenden Metalle gebildet. Diese sind nichtrostender Stahl 1.4301, Reinkupfer und Messing. Bei diesen Metallen und Legierungen ist bei Kontakt mit den oben genannten unedleren Metallen von einem kathodischem Verhalten auszugehen.

Eloxiertes Aluminium AlMgSi0,5 wurde als Kathode nicht in die Betrachtungen mit einbezogen, da das Potential bei eloxiertem Aluminium vor allem durch die in den Oxidschichten des Aluminiums vorhandenen Poren bestimmt wird. Die Oxidschicht bei Aluminium ist nahezu nicht leitend. Aus diesem Grund ist es kaum möglich, dass eloxiertes Aluminium als Kathode wirksam wird. Allerdings kann es durch die in der Oxidschicht vorhandenen Poren und bei elektrischem und elektrolytischem Kontakt mit einem deutlich edleren Metall, wie z.B. Kupfer, zu einem verstärktem Korrosionsangriff im Bereich der Poren kommen. Dabei verhält sich das Aluminium anodisch und es findet lokal starke Metallauflösung statt.

7.2.1 Kontaktkorrosion mit Elementbildung Metall – Metall

Im Folgendem wird als Beispiel die Elementbildung und deren Auswirkung auf die Korrosionsgeschwindigkeit bei unlegiertem und sendzimirverzinktem Stahl mit edleren Metallen in Stuckgips Naturgips aufgezeigt. Weitere Diagramme zur Kontaktkorrosion für den Kontakt Metall – Metall in verschiedenen Gipsen sind in den Abbildungen 10.43 bis 10.47 (Anhang S. 223 ff) dargestellt.

7.2.1.1 Unlegierter Stahl in Kontakt mit edleren Metallen

In Abbildung 7.2 sind die potentiodynamisch gemessene Gesamtstromdichte-Potentialkurve von unlegiertem Stahl in Stuckgips Naturgips sowie die möglichen Potentialbereiche der in Naturgips eingebetteten, elektrochemisch edleren Metalle und Legierungen dargestellt.

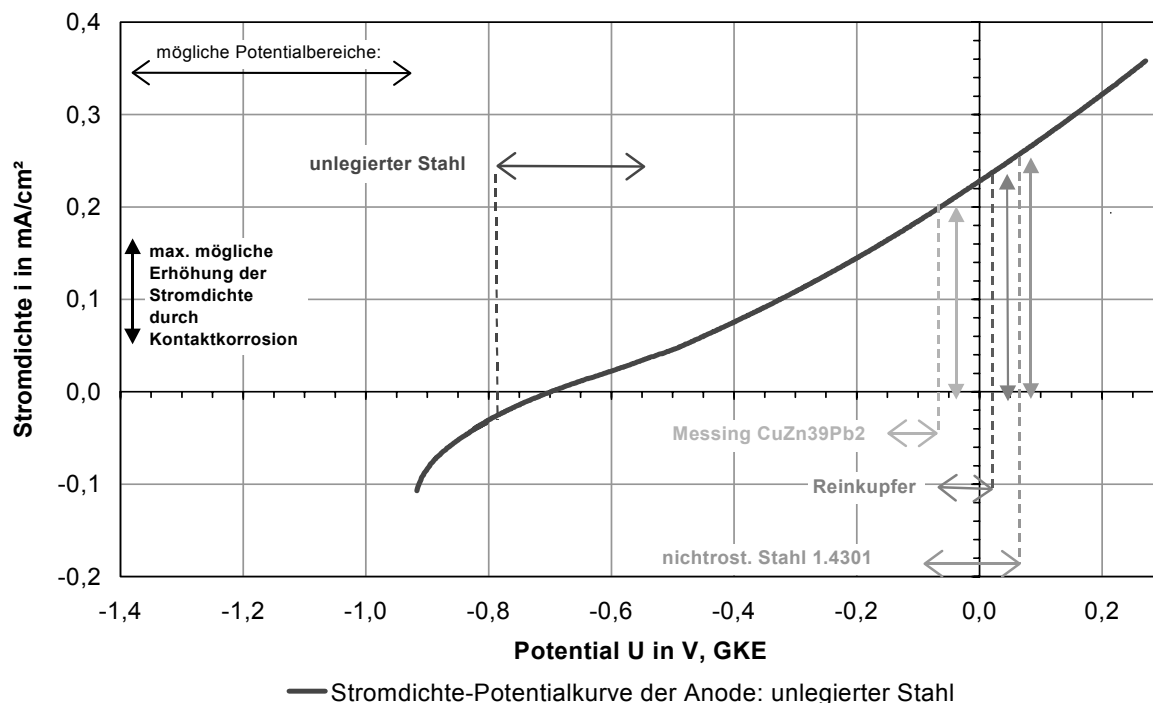


Abbildung 7.2: Gesamtstromdichte-Potentialkurve von unlegiertem Stahl und bei Auslagerung festgestellten Potentialbereiche edlerer Metalle und Legierungen (alle in Stuckgips Naturgips)

Deutlich ist zu erkennen, dass es bei Kontaktkorrosion mit Messing, Kupfer oder nichtrostendem Stahl 1.4301 zu einer verstärkten Auflösung des unlegierten Stahls kommt. Dabei werden bei sehr großen Kathodenflächen maximal die mit Doppelpfeilen eingezeichneten Extremwerte der Korrosionsgeschwindigkeit erreicht.

7.2.1.2 Sendzimirverzinkter Stahl in Kontakt mit edleren Metallen

In Abbildung 7.3 sind die potentiodynamisch gemessene Gesamtstromdichte-Potentialkurve von sendzimirverzinktem Stahl in Stuckgips Naturgips sowie die möglichen Potentialbereiche der elektrochemisch edleren Metalle und Legierungen dargestellt.

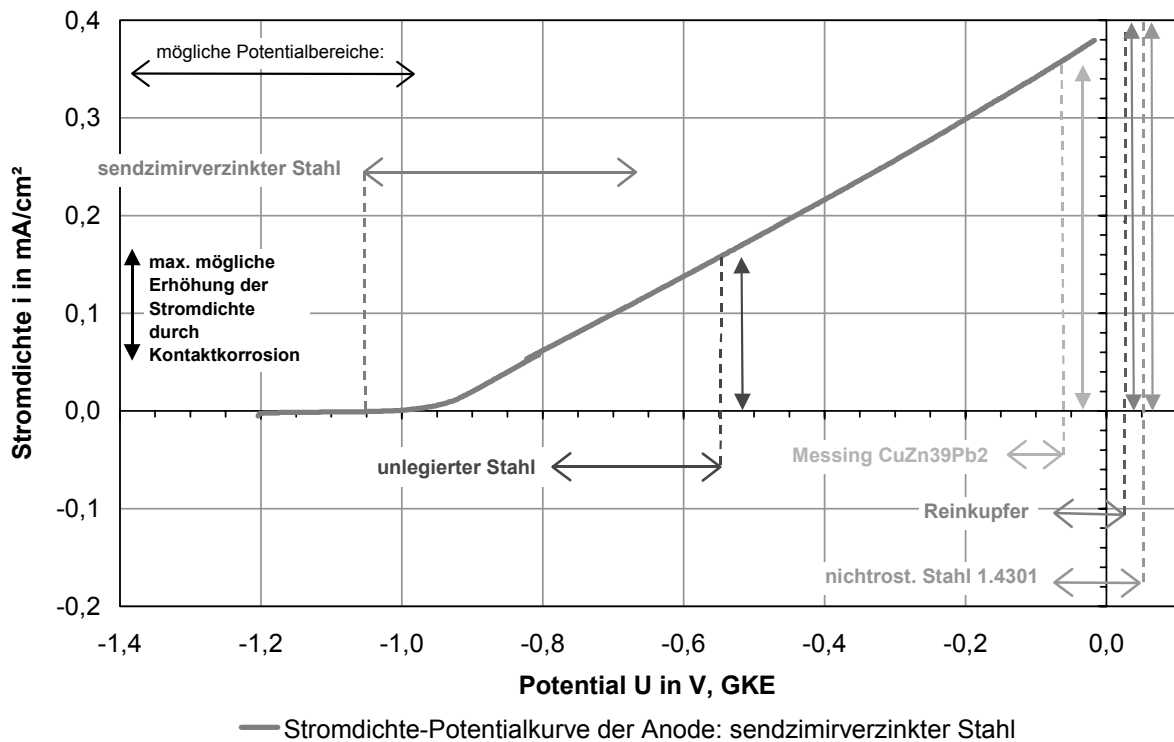


Abbildung 7.3: Gesamtstromdichte-Potentialkurve von sendzimirverzinktem Stahl und bei Auslagerung festgestellte Potentialbereiche edlerer Metalle und Legierungen (alle in Stuckgips Naturgips)

Der elektrochemisch unedle Charakter des Zinks hat bereits bei der Kombination von verzinktem Stahl mit unlegiertem Stahl einen deutlichen Anstieg der Korrosionsgeschwindigkeit zur Folge.. Ausgeprägter wird dieser Anstieg der Korrosionsgeschwindigkeit durch die Kombination mit den edleren Metallen Messing, Kupfer oder nichtrostendem Stahl 1.4301. Die unedlen Ruhepotentiale des Zinks sind jedoch nur dann vorhanden, wenn sich, wie es in Gips der Fall war, keine korrosionshemmenden Deckschichten beim Zink bilden.

7.2.2 Kontaktkorrosion mit Elementbildung Metall - Baustoff

7.2.2.1 Unlegierter Stahl in verschiedenen Baustoffen

Wie in Abbildung 7.1 ersichtlich ist, sind die Ruhepotentiale von in alkalischem Normalbeton eingebettetem deutlich höher als die Ruhepotentiale von in Gips eingebettetem unlegiertem Stahl. Dabei erreichen die Ruhepotentiale von unlegiertem Stahl in Normalbeton Werte in der Größenordnung von Reinkupfer in nassem Gips.

Abbildung 7.4 zeigt die gemessene Gesamtstromdichte-Potentialkurve von in Naturgips eingebettetem unlegiertem Stahl sowie die bei unlegiertem Stahl in Normalbeton und in Naturgips gemessenen Ruhepotentiale.

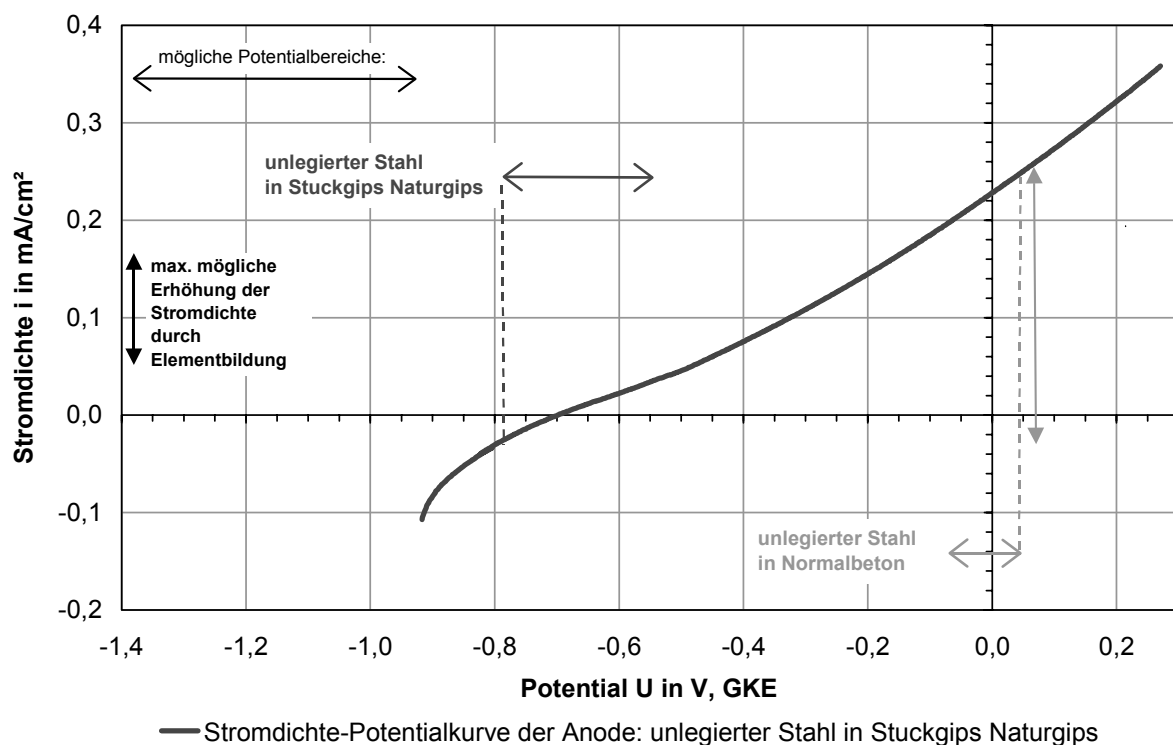


Abbildung 7.4: Gesamtstromdichte-Potentialkurve von unlegiertem Stahl in Naturgips und gemessene Potentiale in Naturgips und in Normalbeton

Anhand der gemessenen Gesamtstromdichte-Potentialkurve von unlegiertem Stahl in Naturgips und der gemessenen Ruhepotentiale von in Naturgips und Normalbeton eingebettetem unlegiertem Stahl ist ersichtlich, dass bei lokal mit Gips in Kontakt befindlichen Bauteilen aus Stahl, die zum größten Teil in Normalbeton eingebettet sind, ein sehr wirksames Korrosionselement entsteht. Bei genannten Bedingungen verschiebt sich das Ruhepotential des Systems zu sehr viel edleren Potentialen, als wenn der Stahl nur mit Gips in Kontakt wäre. Die Metallauflösung läuft dann, die in Abschnitt 7.1 genannten Bedingungen vorausgesetzt, stark

beschleunigt ab. Somit kann es bereits nach kurzer Zeit z.B. bei Installationsleitungen zu rasch fortschreitender Außenkorrosion kommen, die eine Perforation der Leitungen zu Folge hat.

7.2.2.2 Verzinkter Stahl in verschiedenen Baustoffen

Bei verzinktem Stahl gilt derselbe Sachverhalt wie bei unlegiertem Stahl. Auch hier sind die Potentialunterschiede zwischen in Gips und in Normalbeton eingebettetem Metall groß, siehe Abbildung 7.5.

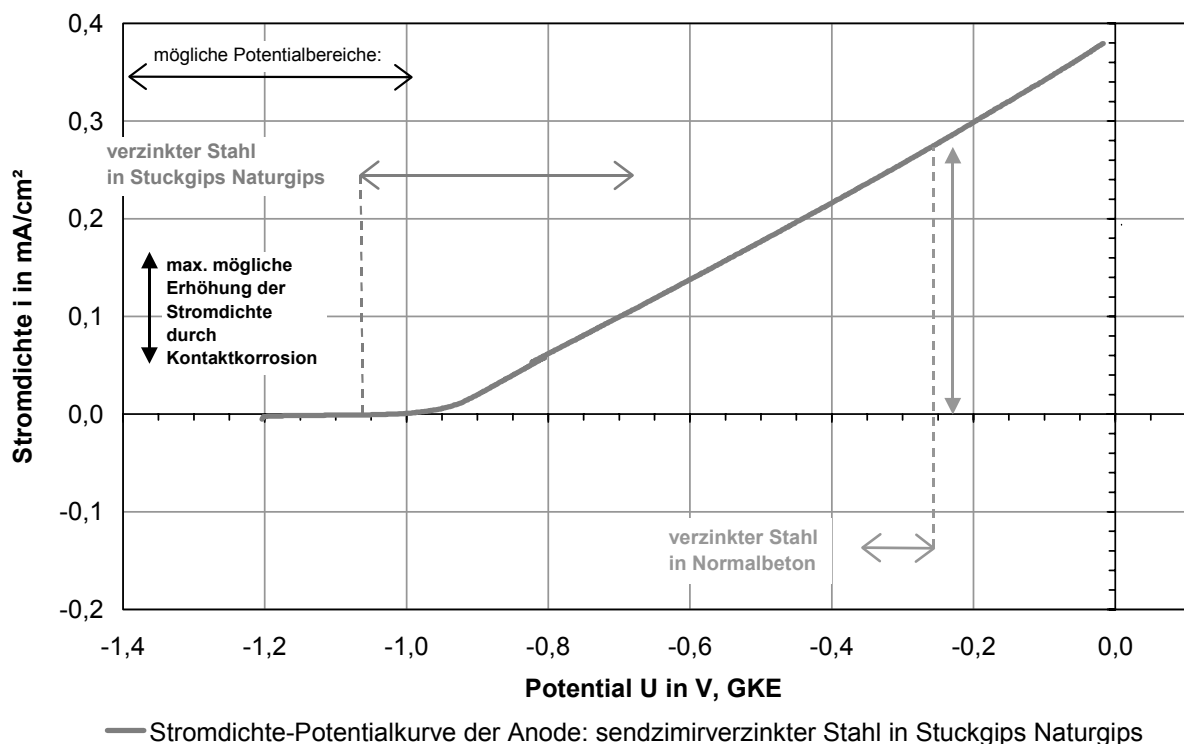


Abbildung 7.5: Gesamtstromdichte-Potentialkurve von sendzimirverzinktem Stahl in Naturgips und gemessene Potentiale in Naturgips und in Normalbeton

Wie bei unlegiertem Stahl kommt es auch bei verzinktem Stahl durch Elementbildung bei lokalem Kontakt mit Gips der überwiegend sich im Beton befindenden Metalloberfläche zu einer Verschiebung der Ruhepotentiale. Damit steigt die Gesamtstromdichte im anodischen, mit Gips in Kontakt stehenden Bereich stark an. Eine stark erhöhte Zinkauflösung ist die Folge.

7.3 Zusammenfassung und Bewertung

Die aufgeführten Beispiele zeigen, dass es aufgrund der Kombination von Metallen und Legierungen sowie bei Metallen, die in unterschiedlichen Baustoffen (hier in Normalbeton und in Gips) eingebettet sind, zu sehr viel ausgeprägteren Korrosionserscheinungen kommen kann, als die Auslagerungsversuche schlussfolgern lassen. Zusammenfassend kann zum Verhalten der Metalle bei Elementbildung folgendes gesagt werden:

- In Gipsbaustoffen kommt es vor allem bei Kombination von unlegiertem und verzinktem Stahl mit sich in Gips elektrochemisch edler verhaltenden Metallen (Reinkupfer, Messing, nichtrostender Stahl) zu stark erhöhten Korrosionsgeschwindigkeiten aufgrund der großen Potentialunterschiede.
- Können sich bei in Gips eingebettetem verzinktem Stahl keine schützenden Deckschichten ausbilden, kann es bei Kontakt mit unlegiertem Stahl aufgrund des unedleren Verhaltens von Zink zu einer erhöhten Korrosionsgeschwindigkeit des Zinks kommen.
- Bei in Beton eingebettetem unlegiertem Stahl und verzinktem Stahl kommt es, sind die Voraussetzung für eine Elementbildung gegeben, bei lokalem Kontakt zu Gips zu einer deutlich erhöhten Metallauflösung.
- Unlegierter Stahl in Normalbeton weist deutlich höhere Potentiale auf, als z.B. zinkreiches Messing in Gips. So kann es bei einer elektrolytisch und elektrisch verbundenen Kombination zu einer erhöhten Korrosionsgeschwindigkeit bei zinkreichem Messing kommen, obwohl Messing im Normalfall als das weitaus edlere Metall gilt. Im Extremfall, bei Stahl in Beton sind Potentiale von +200 mV bekannt, kann sogar Kupfer in Gips, das elektrolytisch und elektrisch mit in Beton eingebettetem Stahl verbunden ist, eine stark erhöhte Korrosionsgeschwindigkeit aufweisen.

8 Schlussbetrachtung und Ausblick

Die Erkenntnisse dieser Arbeit zum Korrosionsverhalten von Baumetallen in modernen Gipsbaustoffen ermöglichen eine entsprechende Auswahl von Gips-Metall-Kombinationen und deren sachgerechte Anwendung. Dadurch können in Zukunft das Auftreten von Korrosionsschäden und damit anfallende Sanierungskosten vermieden werden. Des Weiteren ist es anhand der Versuchsergebnisse möglich, die Zusammensetzung der Gipse in Hinblick auf das Korrosionsverhalten der Baumetalle zu modifizieren. Dadurch stellen sich aber auch immer neue Fragen, die abschließend zu klären den Rahmen dieser Arbeit sprengen würden. Im Folgenden werden die Ergebnisse dieser Arbeit kurz zusammengefasst sowie einige Anregungen für weitere Forschungsarbeiten in Bezug auf das Korrosionsverhalten von in Gips eingebetteten Metallen und Legierungen gegeben.

Die Untersuchung der physikalischen Einflussgrößen der Korrosion von Metallen in Gips ergab, dass bezüglich des Wasserhaushaltes im Bereich der Sorptionsfeuchte bis zu einer relativen Luftfeuchte von 86% zwischen allen untersuchten Gipsen kaum Unterschiede bestehen. Dies ist auf die sehr ähnliche Porenstruktur und Porengrößenverteilung der Gipse zurückzuführen. Durch den hohen freien (ca. 40 Vol.-%) und geringen kritischen Wassergehalt (5 Vol.-%) wird das Austrocknungsverhalten bei allen untersuchten Gipsen vor allem durch Kapillarleitung bestimmt. Dies hat eine rasche Austrocknung der Gipse zur Folge was unter praxisnahen, nahezu trockenen Bedingungen zu einer raschen Abnahme der Korrosionsgeschwindigkeit führt. In REA-Gipsen ist die Abnahme der Korrosionsgeschwindigkeit aufgrund des deutlich höheren Chloridgehaltes im Vergleich zu Naturgips schwächer ausgeprägt. Dabei spielt das hygroskopische Verhalten und die korrosionsverstärkende Wirkung des Chlorids in Kombination mit der hohen Sulfatmenge eine entscheidende Rolle.

Werden Gipse mit 1,5 M.-% $\text{Ca}(\text{OH})_2$ alkalisiert, löst sich in Naturgips deutlich weniger Calciumhydroxid als in REA-Gipsen. Dies hat zur Folge, dass in Naturgips eine geringere Konzentration an Hydroxylionen vorhanden ist und damit die Carbonatisierung bei gleicher $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Zugabe rascher fortschreitet als in REA-Gipsen. Dieser Sachverhalt konnte im Rahmen dieser Arbeit nicht vollständig geklärt werden. Es besteht die Vermutung, dass aufgrund des unterschiedlichen Abbindeverhaltens des Naturgipses im Vergleich zu den REA-Gipsen $\text{Ca}(\text{OH})_2$ in die Kristallstruktur des rascher abbindenden Naturgipses eingebunden wird, damit nicht vollständig gelöst werden kann und somit bei gleichem Calciumhydroxidgehalt im Naturgips weniger Hydroxylionen vorhanden sind. Weitergehende Versuche diesbezüglich können weitere Erkenntnisse in Hinblick auf die Zusammenhänge des Abbindeverhaltens mit der Menge gelösten Calciumhydroxids und damit der Hydroxylionenkonzentration liefern.

Bei in Gips eingebettetem **unlegiertem Stahl** zeigte sich, dass der Korrosionsabtrag in erster Linie durch den Wassergehalt im Gips bestimmt wird. Es erfolgt bei Auslagerung in 95% relativer Luftfeuchte und im bewittertem Außenklima mit zeitweisem Wasserzutritt ein sehr starker Angriff. Waren die Probekörper dagegen in dauerfeuchter Umgebung (100% relativer Luftfeuchte oder ständige Wassersättigung) ausgelagert erfolgte ein weitaus geringer ausgepräg-

ter Korrosionsangriff. In „trockenen“ Klimaten ($\leq 75\%$ rel. F., unbewittertes Außenklima) war vor allem zu Beginn der Auslagerung ein deutlicher Abtrag vorhanden. Im Laufe der Versuchsdauer nahm hier die Korrosionsgeschwindigkeit stark ab und die Korrosion kam vor allem bei konstanter Luftfeuchte nahezu zum Stillstand. In „trockenen“ Klimaten ($\leq 75\%$ rel. F., unbewittertes Außenklima) wurde ein Einfluss der Gipsart auf das Korrosionsverhalten festgestellt, wobei der Abtrag bei unlegiertem Stahl in REA-Gipsen aufgrund des höheren Chloridgehaltes etwas ausgeprägter war als in Naturgips. Die Alkalisierung der Gipse durch die Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid bewirkt nur in Klimaten mit nahezu vollständig mit Wasser gefüllten Poren einen geringeren Abtrag als in nicht alkalisierten Gipsen. Dabei ist aufgrund der gehemmten Gasdiffusion die Carbonatisierung stark gehemmt. Die vollständige Passivierung des Stahls ist auch bei längerzeitig hohen pH-Werten im Gips aufgrund des hohen Sulfatgehalts nicht möglich.

Wie unlegierter Stahl wird auch **sendzimirverzinkter Stahl** in Gips vor allem bei nasser Lagerung angegriffen. Dabei erfolgt bei Verwendung in 100% und 95% relativer Luftfeuchte ein mäßig starker bis starker Angriff, der nach 2 Jahren eine vollständige Ablösung der 20 μm starken Verzinkung zur Folge hat. Der Abtrag ist insgesamt deutlich geringer als bei unlegiertem Stahl in Gips. In ständig wassergesättigtem Gips wird sendzimirverzinkter Stahl dagegen nur gering angegriffen. In trockenen Klimaten ($\leq 75\%$ rel. F., unbewittertes Außenklima) und bei gelegentlichem Wasserzutritt (bewittertes Außenklima) erfolgt nur ein sehr geringer bis geringer Angriff der Sendzimirverzinkung. In Klimaten mit $\leq 95\%$ relativer Luftfeuchte sowie in bewittertem und unbewittertem Außenklima ist der Zinkabtrag in REA-Gipsen etwas stärker ausgeprägt als in Naturgips.

Bei sendzimirverzinkten Stahlblechen wurde bei Auslagerungsversuchen in konstant 100% relativer Luftfeuchte die Verzinkung in den Gipsen in Abhängigkeit der Gipsart nach unterschiedlichen Zeiträumen soweit abgelöst, dass das Potential des Substrates (Stahl) das gemessene Ruhepotential bestimmte (siehe Ruhepotentialmessungen Abbildung 6.24). Dies erfolgte bei in Gips eingebettetem verzinktem Stahl zunächst in Stuckgips REA-Braunkohle, gefolgt von Stuckgips Naturgips und schließlich in Stuckgips REA-Steinkohle. In dieser Reihenfolge nimmt auch der Anteil an Magnesiumoxid in den Stuckgipsen ab. In [Saito 1985] wurde erwähnt, dass Magnesium die Stabilität von Zinkoxid negativ beeinflussen kann. Damit könnten Untersuchungen zum Einfluss des Magnesiums auf das Korrosionsverhalten von verzinktem Stahl Hinweise auf die Beständigkeit von Zinküberzügen in Abhängigkeit von der Magnesiumkonzentration geben. In baupraktischen Klimaten verlangsamt sich die Korrosion von in Gips eingebetteten Metallen rasch und damit ist auch für die Beständigkeit von Verzinkungen in Gips vor allem der Zeitraum zu Beginn der Auslagerung entscheidend. In diesem Zeitraum sind auch die oben erwähnten Unterschiede bei der Zinkauflösung zu beobachten. Mit Erkenntnissen zum Einfluss des Magnesiums auf das Korrosionsverhalten von Zink kann erwähnter Sachverhalt bei der Produktion der Gipse berücksichtigt werden.

Die Alkalisierung der Gipse hat einen entscheidenden Einfluss auf den Zinkabtrag und wirkt sich bei Klimaten mit ständiger Wassersättigung abtragsmindernd aus, da sich bei längerzeitig hohen pH-Werten (> 12) nach zunächst verstärkter Zinkauflösung korrosionshemmende Deckschichten bilden. Kann der Gips rasch Carbonatisieren (keine vollständig wassergefüllten Poren vorhanden) und fällt damit der pH-Wert auf etwa 10 bis 11 ab, ist in diesem pH-Bereich mit einem ausgeprägterem Abtrag zu rechnen.

Eloxiertes **Aluminium AlMgSi_{0,5}** wird in Kontakt mit nassem Gips ausschließlich in alkalisiertem Milieu infolge Korrosion angegriffen und ist in nicht alkalisiertem Gips unter praxisnahen Bedingungen beständig. Wenn keine Dauerfeuchte vorhanden ist, zeigt eloxiertes AlMgSi_{0,5} in nicht alkalisierten Gipsen auch optisch keine Beeinträchtigungen. Für nicht eloxiertes AlMgSi_{0,5} gelten im Prinzip dieselben Aussagen. Kommt es in Folge von Elementbildung zu einer Potentialverschiebung in deutlich edlere Bereiche, besteht bei nicht eloxiertem Aluminium AlMgSi_{0,5} die Gefahr eines lokalen Korrosionsangriffes, dem Lochfraß. Insgesamt ist kein wesentlicher Einfluss der Gipsart auf das Korrosionsverhalten des Aluminiums vorhanden.

Nichtrostender Stahl 1.4301 ist in Gips beständig und es sind in allen Klimaten unabhängig von der Gipsart und der Alkalisierung keine Korrosionserscheinungen zu erwarten.

Der Abtrag bei in Gips eingebettetem **Reinkupfer** ist insgesamt sehr gering bis gering ausgeprägt und wird vor allem vom Wasserhaushalt des umgebenden Gipses bestimmt. Die geringen bis sehr geringen Abtragswerte haben jedoch bei relativen Luftfeuchten $\geq 95\%$ und bei zeitweisem Wasserzutritt stark ausgeprägte Veränderungen des Erscheinungsbildes zur Folge. In „trockenen“ Klimaten ($\leq 75\%$ rel. F., unbewittertes Außenklima) erfolgt dagegen nahezu kein Korrosionsangriff und das optische Erscheinungsbild ist auch nach 24 Monaten Auslagerung unverändert. In allen Klimaten ist nur ein sehr geringer Einfluss der Gipsart auf den Abtrag des Reinkupfers festzustellen. Dabei sind die optischen Veränderungen bei der Anwendung in 75% relativer Luftfeuchte oder in unbewittertem Außenklima bei Verwendung von REA-Gipsen etwas ausgeprägter als in Naturgips. Die Alkalisierung der Gipse hat auch bei ständig nassen Bedingungen einen nur marginal höheren Abtrag zur Folge, der sich jedoch deutlich in der stärkeren Beeinträchtigung des Erscheinungsbildes des Kupfers abzeichnet.

Zinkreiches Messing CuZn₃₉Pb₂ wird in Kontakt mit Gips infolge selektiver Korrosion nur gering angegriffen. Ein geringer Abtrag hat jedoch aufgrund der Entzinkung eine erhebliche Beeinträchtigung des Erscheinungsbildes durch deutliche Rotfärbungen zur Folge. Die optischen Beeinträchtigungen durch die Entzinkung sind bei relativen Luftfeuchten $\geq 95\%$ am stärksten ausgeprägt. Dagegen sind in trockeneren Klimaten ($< 95\%$ rel. F., unbewittertes und bewittertes Außenklima) nur in REA-Gipsen Rotfärbungen vorhanden und in Stuckgips Naturgips ist auch nach 24 Monaten in genannten Klimaten ($< 95\%$ rel. F., unbewittertes und bewittertes Außenklima) das zinkreiche Messing nahezu unverändert. Die Zugabe von 1,5 M.-% Calciumhydroxid zum Gips wirkt sich bei solchen Wasserhaushalten deutlich abtragserhöhend

aus, bei denen die Carbonatisierung aufgrund erschwerter Gasdiffusion durch nahezu vollständig mit Wasser gefüllten Gipsoren gehemmt ist.

Besonders durch Korrosion gefährdet sind vor allem Metalle, bei denen in Folge von Elementbildung mit edleren Metallen oder mit Bereichen, die sich edler verhalten erhöhte Metallauflösung stattfindet. Dies wird besonders bei Stahl deutlich, wenn der größte Teil der Oberfläche durch Beton (passiver Oberflächenbereich des Stahls) geführt wird und lokal ein kleinflächiger Kontakt zu nassem Gips besteht. Dieser Sachverhalt gilt auch für verzinkten Stahl. Insgesamt kann gesagt werden, dass sich nahezu alle in dieser Arbeit untersuchten Metalle und Legierungen in Gips deutlich unedler verhalten als z.B. in Beton. Daher ist sogar bei einer Elementbildung von Stahl in Beton mit Kupfer in Gips mit einer erhöhten Kupferauflösung zu rechnen (siehe hierzu auch Abschnitt 2.7). Bei nicht eloxiertem Aluminium kann es, wie oben bereits erwähnt, bei Elementbildung mit edleren Bereichen bzw. edleren Metallen oder Legierungen aufgrund der damit verbundenen Potentialerhöhung zu einem lokalen Korrosionsangriff (Lochfraß) kommen.

Bei den durchgeführten Untersuchungen wurde aufgrund der bereits bei Verwendung von nicht konfektionierten Gipsen vorhandenen sehr hohen Probenanzahl nicht auf den Einfluss von Additiven auf das Korrosionsverhalten eingegangen. In diesem Fall würden Untersuchungen zum Einfluss der in der Praxis üblichen Additive (Gipshärter, Wasserretentionsstoffe, Füllmittel, Porenbildner, Abbindeverzögerer, Abbindeanreger, etc.), auch in Hinblick auf deren Einfluss auf den Carbonatisierungsverlauf sowie den Gas- und Wasserhaushalt, weiterführende Erkenntnisse liefern. Mit diesen Erkenntnissen und den Ergebnissen dieser Arbeit wäre es möglich, Gipse so zu konfektionieren, dass die anwendungsspezifischen Eigenschaften der Gipse erreicht werden und das Korrosionsverhalten der darin eingebetteten Metalle positiv beeinflusst wird.

9 Literaturverzeichnis

Akolzin 1985 AKOLZIN, A. P.; GOSH, P.; KHARITONOV, Y. Y.:

Application and peculiarity of $\text{Ca}(\text{OH})_2$ as inhibitor in presence of corrosion activators

In: British corrosion journal 20, Nr. 1, 1985, S. 32-35

Baeckmann 1989 BAECKMANN, W.; SCHWENK, W.:

Grundlagen und Praxis der elektrischen Messtechnik

In: Handbuch des kathodischen Korrosionsschutzes, Theorie und Praxis der elektrochemischen Schutzverfahren, 3. Auflage, 1989, S. 75-130, VCH Verlagsgesellschaft mbH, Weinheim

baufs. Zul. Z-30.3-6 N.N.:

Allgemeine bauaufsichtliche Zulassung Z-30.3-6: Erzeugnisse, Verbindungsmittel und Bauteile aus nichtrostenden Stählen

Sonderdruck 862, Informationsstelle Edelstahl Rostfrei, Düsseldorf, 2003

Beckert 1988 BECKERT, J.; EINBRODT, H.J.; FISCHER, M.:

Untersuchungen zur gesundheitlichen Beurteilung von Naturgips und REA-Gips aus Kohlekraftwerken im Hinblick auf deren Verwendung zur Herstellung von Baustoffen

Bericht und Gutachterliche Stellungnahme, VGB-Forschungstiftung Essen, Bundesverband der Gips- und Gipsbauplattenindustrie, Darmstadt, 1988

Behrens (Hrsg) 1988 BEHRENS, D. (Hrsg.):

Erdalkalihydroxide

Dechema Werkstofftabelle, E 23, 1988

BImSchv 1983 N.N.:

Verordnung über Großfeuerungsanlagen, 13. Bundes-Immissions-Schutzverordnung, 1983

Bukowiecki 1965 BUKOWIECKI, A.:

Über das Korrosionsverhalten von Eisen- und Nichteisenmetallen in verschiedenen Zementen und Mörteln

In: Schweizer Archiv für angewandte Wissenschaft und Technik, Jahrgang 31, Zürich, 1965, S. 273-293

DIN 17660 DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG:

Kupfer-Knetlegierungen - Kupfer-Zink-Legierungen, Zusammensetzung

Beuth Verlag, Berlin, 1983

DIN 38414-4 DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG

Deutsche Einheitsverfahren zur Wasser-, Abwasser- und Schlammuntersuchung; Schlamm und Sedimente (Gruppe S); Bestimmung der Eluierbarkeit mit Wasser (S 4)
Beuth Verlag, Berlin, 1984

DIN 52617 DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG:

Bestimmung des Wasseraufnahmekoeffizienten von Baustoffen
Beuth Verlag, Berlin, 1987

DIN EN 10027 DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG:

Bezeichnungssysteme für Stähle
Beuth Verlag, Berlin, 2001

DIN EN 10088 DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG:

DIN EN 10088, Nichtrostende Stähle
Beuth Verlag, Berlin, 1995

DIN EN 10130 DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG:

Kaltgewalzte Flacherzeugnisse aus weichen Stählen zum Kaltumformen
Beuth Verlag, Berlin, 1999

DIN EN 10142 DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG:

Kontinuierlich feuerverzinktes Band und Blech aus weichen Stählen zum Kaltumformen
Beuth Verlag, Berlin, 2000

DIN EN 12373 DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG:

Aluminium und Aluminiumlegierungen, Anodisieren
Beuth Verlag, Berlin, 1999

DIN EN ISO 12570 DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG:

Bestimmung des Feuchtegehaltes durch Trocknung bei erhöhter Temperatur
Beuth Verlag, Berlin, 2000

DIN V 17900 DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG:

Kupfer und Kupferlegierungen - Europäische Werkstoffe, Übersicht über Zusammensetzungen und Produkte
Beuth Verlag, Berlin, 1999

DKI 1966 DEUTSCHES KUPFER-INSTITUT:

Verhalten von Kupfer in Gips, Kalkmörtel und Beton
Informationsblatt, Deutsches-Kupfer Institut, Berlin, 1966

DKI 2003 DEUTSCHES KUPFER-INSTITUT:

Werkstoff-Datenblätter CuZn39Pb2
Deutsches Kupfer-Institut, Berlin, 2003

- ESV 1989** EDELSTAHLVEREINIGUNG E.V.; VEREIN DEUTSCHER EISENHÜTTENLEUTE:
Nichtrostende Stähle, Eigenschaften, Verarbeitung, Anwendung, Normen
Düsseldorf, 1989, Verlag Stahleisen mbH
- Feydt 1987** FEYDT, M.:
Zur Ermittlung der Korrosionsgeschwindigkeit in Korrosionselementen aus Stahl in Beton und Stahl in Erdboden
In: *Elektrie* 41, 1987, S. 314-316
- Fischer 1957** FISCHER, E.; VOßKÜHLER, H.:
Verhalten von Aluminiumlegierungen gegenüber Mörtelmischungen
In: *Aluminium, International Journal for industrie, research and application*, 33, 1957, S. 606-612
- Foucault 1974** FOUCAULT, M.:
La corrosion des metaux dans le platre
In: *Communication à la commission technique 23 GP de la RILEM, 2ème Réunion Bex*; Paris, Januar 1974, S. 489-507
- Gaber 1989** GABER, K.:
Einfluss der Porengrößenverteilung in der Mörtelmatrix auf den Transport von Wasser, Chlorid und Sauerstoff im Beton
Fachbereich Konstruktiver Ingenieurbau, Technische Hochschule Darmstadt, Dissertation, 1989
- Gertis 1976** GERTIS, K.; WERNER, H.:
Die Problematik der Porenanalyse von Baustoffen, kritische Ansätze zur hygrischen Interpretation des Porengefüges
Schriftenreihe Deutscher Ausschuss für Stahlbeton 258, 1976
- Gipsdatenbuch 2003** N.N.:
Gips-Datenbuch
Bundesverband der Gips- und Gipsbauplattenindustrie e.V., Darmstadt, 2003
- Gomez 1988** GOMEZ, M.; ANDRADE, C.:
Corrosión del acero desnudo y galvanizado en yeso, Corrosion of bare and galvanized steel in gypsum
In: *Materiales de Construcción*, Vol. 38, No. 212, 1988, S.5-20
- Grauer 1980** GRAUER, R.:
Feste Korrosionsprodukte – I. Magnesium, Zink, Cadmium, Blei und Kupfer
In: *Werkstoffe und Korrosion* 31, 1980, S. 837-850

Grauer 1981 GRAUER, R.:

Feste Korrosionsprodukte – II. Aluminium und Eisen

In: Werkstoffe und Korrosion 32, 1981, S. 113-118

IUPAC 1994 IUPAC (THE INTERNATIONAL UNION OF PURE AND APPLIED CHEMISTRY)

Commision on Colloid and Surface Chemistry Including Catalysis

Recommendations for the characterization of porous solids

In: Pure and Applied Chemistry, Vol. 66, No. 8, 1994, S. 1739-1758

Jungermann 1982 JUNGERMANN, B.:

Der Chemismus der Carbonatisierung von Beton, The chemical process of the carbonation of concrete

In: Beton + Fertigteil-Technik, Heft 6, 1982, S. 358-362, Bertelsmann-Springer Bauverlag, Gütersloh

Kaesche 1990 KAESCHE, H.:

Die Korrosion der Metalle

1990, Springer Verlag; Berlin

Kießl 1980 KIEßL, K.; GERTIS, K.:

Feuchtetransport in Baustoffen

Forschungsberichte aus dem Fachbereich Bauwesen, Heft 13, Universität Essen, Fachbereich 10 – Bauwesen, 1980

Kießl 1983 KIEßL, K.:

Kapillarer und dampfförmiger Feuchtetransport in mehrschichtigen Bauteilen

Fachbereich Bauwesen, Universität Gesamthochschule Essen, Dissertation, 1983

Klopfer 1985 KLOPFER, H.:

Feuchte

In: Lehrbuch der Bauphysik, Schall Wärme Feuchte Licht Brand, 1985, S. 265-502, B. G. Teubner Verlag, Stuttgart

Knau 1998f KNAUF, GEBR., WESTDEUTSCHE GIPSWERKE

Modellierung von Gipslöslichkeiten in $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -, KOH- bzw. $\text{Ca}(\text{OH})_2/\text{KOH}$ -Lösungen bei 25 °C, 1998

nicht veröffentlicht

Köhler 1996 KÖHLER, S.:

Selektive Korrosion von Kupfer-Zink-Legierungen

In: Materials and Corrosion 47, 1996, S. 65-70, VCH Verlagsgesellschaft mbH, Weinheim

- Krischer 1958** KRISCHER, O.; WISSMANN, W.; KAST, W.:
Feuchtigkeitseinwirkungen auf Baustoffe aus der umgebenden Luft
In: Der Gesundheitsingenieur, 1958, S. 129-160
- Krischer 1963** KRISCHER, O.:
Die wissenschaftliche Grundlage der Trocknungstechnik
1963, Springer Verlag, Berlin
- Krus 1995** KRUS, M.:
Feuchtetransport- und Speicherkoeffizienten poröser mineralischer Baustoffe. Theoretische Grundlagen und neue Messtechniken
Lehrstuhl für konstruktive Bauphysik, Fakultät für Bauingenieur- und Vermessungswesen, Universität Stuttgart, Dissertation, 1995
- Kruse 1974** KRUSE, C.-L.:
Korrosionsschäden an Rohrleitungen durch Einwirkung von Baustoffen und Isoliermaterialien
In: Sanitär- und Heizungstechnik, 6, 1974, S. 384-388
- Kruse 1976** KRUSE, C.-L.:
Korrosionsverhalten und Korrosionsschutz von Ver- und Entsorgungseinrichtungen
In: Korrosion und Korrosionsschutz metallischer Werkstoffe im Hoch- und Ingenieurbau, 2. Korrosionum, Verlag Stahleisen m.b.H, Düsseldorf, 1976, S. 297-302
- Kruse 1991** KRUSE, C.-L.:
Außenkorrosion von metallischen Installationswerkstoffen
In: Korrosion und Korrosionsschutz im Bauwesen, 1. Intercorr, Tagung 3, Berlin, 1991, S. 144-152
- Künzel 1968** KÜNZEL, H.; SCHWARZ, B.:
Die Feuchtigkeitsaufnahme von Baustoffen bei Berechnung
In: Berichte aus der Bauforschung 51, 1968, S. 99-113
- Künzel 1982** KÜNZEL, H.:
Zusammenhang zwischen der Feuchtigkeit von Außenbauteilen in der Praxis und den Sorptionseigenschaften der Baustoffe
In: Bauphysik 4, Heft 3, 1982, S. 101-107, Ernst & Sohn, Berlin
- Linhardt 2002** LINHARDT, P.:
Interner Schadensfall
Technische Universität Wien, nicht veröffentlicht, 2002
- Litnanski 1972** LITNANSKI, H.:
Korrosionsverhalten verzinkter Bauteile in Bauwerken
In: DFBO-Mitteilungen 23, Nr. 5, 1972, S. 94-95

Macías 1983 MACÍAS, A.; ANDRADE, C.:

Corrosion Rate of Galvanized Steel Immersed in Saturated Solutions of $\text{Ca}(\text{OH})_2$ in the pH Range 12-13,8

In: British Corrosion Journal 18, 1983, S. 82-87

Macías 1987 MACÍAS, A.; ANDRADE, C.:

Corrosion of galvanized steel in dilute $\text{Ca}(\text{OH})_2$ solutions (pH 11,1-12,6)

In: British Corrosion Journal 22, Nr.3, 1987, S. 162-171

Mansour 1995 MANSOUR, T.:

Möglichkeiten des Korrosionsschutzes von Bewehrungsstahl in Leichtbeton

Otto-Graf-Institut, Forschungs- und Materialprüfungsanstalt Baden-Württemberg, Schriftenreihe Heft 84, Stuttgart, 1995

Menzel 1992 MENZEL, K.:

Zur Korrosion von verzinktem Stahl in Kontakt mit Beton

Mitteilungen des Institutes für Werkstoffe im Bauwesen, Universität Stuttgart, Heft 1, 1992

Nagel 2001 NAGEL, U.:

Schäden an Titanzinkfassaden und-Dachdeckungen

In: Schadenfreies Bauen, Schäden an Metallfassaden und -dachdeckungen, Band 12, 2. Auflage, Fraunhofer IRB Verlag, Stuttgart, 2001, S. 172-180

Nemes 2003 NEMES, B.:

Feuchtetechnische Eigenschaften von Gips in Abhängigkeit von der Porenstruktur und der Porengrößenverteilung

Universität Stuttgart, Institut für Werkstoffe im Bauwesen, FMFA Baden-Württemberg, Otto-Graf-Institut, Diplomarbeit, 2003

Nothing 1960 NOTHING, F.W.:

Korrosion und Korrosionsschutz von Kupfer und Kupferlegierungen

In: Werkstoffhandbuch, Nichteisenmetalle, 2.Auflage, VDI-Verlag Düsseldorf, 1960, S. 1-13

Nürnberg 1986 NÜRNBERGER, U.:

Korrosionsverhalten von feuerverzinktem Stahl bei Berührung mit Baustoffen

In: Werkstoffe und Korrosion 37, 1986, S. 302-309

Nürnberg 1995 NÜRNBERGER, U.:

Korrosion und Korrosionsschutz im Bauwesen

Band 1 und 2, 1995; Bauverlag GmbH Wiesbaden und Berlin

OGI 1990 N. N.:

Interner Bericht zum Schadensfall

Otto-Graf-Institut, MPA, Universität Stuttgart, 1990, nicht veröffentlicht

OGI 2000 N. N.:

Interner Bericht zum Schadensfall

Otto-Graf-Institut, MPA, Universität Stuttgart, 2000, nicht veröffentlicht

OGI 2003 N. N.:

Interner Bericht zum Schadensfall

Otto-Graf-Institut, MPA, Universität Stuttgart, 2003, nicht veröffentlicht

Pelzel 1978 PELZEL, W. R.:

Beständigkeit von Zink im Bauwesen

In: Deutsche Bauzeitung 83, Nr. 5, 1978, S. 78-84

Pötzschke 1992 PÖTZSCHKE, M.:

Grundlegende korrosionschemische Eigenschaften von Kupferwerkstoffen

Sonderdruck des Deutschen Kupferinstituts, Berlin, 1992

Reverchon 1965 REVERCHON, F.:

Les contacts fer-cuivre dans le béton et le plâtre

In: Corrosion et Anticorrosion, Vol. 13, No. 8, 1965, S. 384-385

Saito 1985 SAITO, T.; OKA, J.; WAKE, R.; KITAYAMA, M.:

Development and properties of Zn-Ni alloy electroplated steel sheet. Entwicklung und Eigenschaften von mit einer Zn-Ni-Legierung elektroplattiertem Stahlblech

In: Nippon Steel Technical Report, Heft 25, 1985, S. 1-10

Schubert 1982 SCHUBERT, H.:

Kapillarität in porösen Feststoffsystemen

1982, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York

Schumacher 2001 SCHUMACHER, R.:

Schäden an Türen und Toren

In: Schadensfreies Bauen, Band 23, 2001, Fraunhofer IRB Verlag, Stuttgart

Schwenk 1981 SCHWENK, W.:

Probleme der Kontaktkorrosion

In: Metalloberfläche 35, 1981, S. 158-163

Tronstad 1939 TRONSTAD, L.; VEIMO, R.:

Die Korrosion von Aluminium in verschiedenen Mörtelmaterialien

In: Aluminium, international Journal for industrie, resarch and application 20, Nr. 12, 1939, S. 839-842

Walz 1972 WALZ, K.:

Carbonatisierung des Betons

Forschungsinstitut der Zementindustrie, In: Beton 7, 1972, S. 296-299

Wendler - Kalsch 1992 WENDLER - KALSCH, E.:

Nichteisenmetalle und ihre Legierungen

Lehrgang 15492 / 47.047 „Korrosionsschutz“, Technische Akademie Esslingen, 1992

Wendler - Kalsch 1998 WENDLER - KALSCH, E.; GRÄFEN, H.:

Korrosionsschadenskunde

Springer – Verlag, Berlin, 1998

Wiederholt 1965 WIEDERHOLT, W.; SONNTAG, J.:

Korrosion von Metallen im Bauwesen; Berichte aus der Bauforschung

Heft 44, 1965, Ernst & Sohn, Berlin

Wieland-Werke 1964 N.N.:

Das Wieland-Buch, Schwermetalle

Eigenschaften und Verarbeitung, Wieland-Werke AG, Ulm, 1964

Zecho 2000 ZECHO, M.:

Korrosionsverhalten von Zink- und Zink-Aluminium-Überzügen auf Stahl

Otto-Graf-Institut, Forschungs- und Materialprüfungsanstalt Baden-Württemberg,

Schriftenreihe Heft 85, Stuttgart, 2000

Zimmermann 1999 ZIMMERMANN, G.:

Bauschäden-Sammlung

3. Auflage, 1999, Fraunhofer IRB Verlag, Stuttgart

10 Anhang

10.1 Anmerkungen zur Elektrochemie

Die für die elektrochemischen Untersuchungen verwendeten Metallbleche waren, außer bei Untersuchungen zum Einfluss des Sulfats bei unlegiertem Stahl und bei sendzimirverzinktem Stahl, vollständig in Gips eingebettet. Wie bereits ein Vergleich der bei unlegiertem und sendzimirverzinktem Stahl gemessenen Gesamtstromdichten zeigte, kann bei vollständiger Einbettung in abgebundenem Gips der Gesamtstrom nur über das Porengerüst fließen. Dies hat zur Folge, dass die gemessenen Gesamtstromdichte-Potentialkurven mit einem ohmschen Fehler behaftet sind, da die Messungen nicht mit einer $I \cdot R_{\Omega}$ -Kompensation durchgeführt wurden.

Um den Einfluss des ohmschen Widerstandes auf den tatsächlichen Verlauf der Gesamtstromdichte-Potentialkurve zu verdeutlichen, wurde am Beispiel Reinkupfer in Stuckgips Naturgips der Kompensationswiderstand anhand von Ausschaltmessungen ermittelt. Die Auflösung des Oszillografen, an dem die Ausschaltmessungen durchgeführt wurden, betrug 100 ns. In Abbildung 10.1 ist exemplarisch ein Ergebnis dieser Ausschaltmessungen dargestellt.

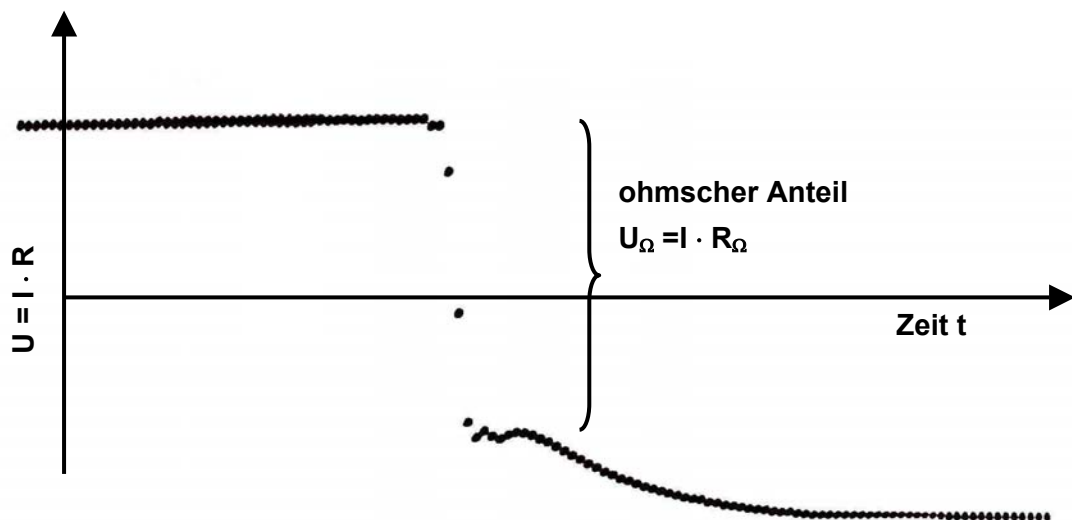


Abbildung 10.1: Erläuterung der Bestimmung des Kompensationswiderstandes

Anhand mehrerer Ausschaltversuche konnte damit der Einfluss des Kompensationswiderstandes auf den Verlauf der Gesamtstromdichte-Potentialkurve nach Gleichungen 10.1 bis 10.3 berechnet werden:

$$U_{\text{gem.}} = U_{\text{tats.}} + U_{\Omega} = I \cdot R \quad \text{in V} \quad [\text{Gl. 10.1}]$$

mit:	$U_{\text{gem.}}$	bei Strom-Potentialkurven gemessenes Potential in V
	I	bei Strom-Potentialkurven gemessener Gesamtstrom in A
	R	Gesamtwiderstand des Systems mit $R = R_P + R_{\Omega}$ in Ω

Der Ohmsche Anteil des gemessenen Potentials setzt sich nach Gleichung 10.2 zusammen:

$$U_{\Omega} = I \cdot R_{\Omega} \quad \text{in V} \quad [\text{Gl. 10.2}]$$

mit:	U_{Ω}	ohmscher Anteil des gemessenen Potentials	in V
	I	bei Strom-Potentialkurven gemessener Gesamtstrom	in A
	R_{Ω}	Kompensationswiderstand	in Ω

Aus den Gleichungen 10.1 und 10.2 folgt für das tatsächlich vorhandene Potential bei gemessenem Gesamtstrom:

$$U_{\text{tats.}} = U_{\text{gem.}} - U_{\Omega} = I \cdot (R - R_{\Omega}) = I \cdot R_P \quad \text{in V} \quad [\text{Gl. 10.3}]$$

mit:	$U_{\text{gem.}}$	bei Strom-Potentialkurven gemessenes Potential	in V
	U_{Ω}	ohmscher Anteil des gemessenen Potentials	in V
	I	bei Strom-Potentialkurven gemessener Gesamtstrom	in A
	R	Gesamtwiderstand des Systems mit $R = R_P + R_{\Omega}$	in Ω
	R_{Ω}	Kompensationswiderstand	in Ω
	R_P	Polarisationswiderstand	in Ω

Somit kann mit Ausschaltmessungen ermittelten Werten der I-R-Kompensation das bei gemessenem Strom um den ohmschen Anteil korrigierte Potential $U_{\text{tats.}}$ berechnet werden. In Abbildung 10.2 ist die mit Gleichung 10.3 um den ohmschen Anteil korrigierte Gesamtstrom-dichte-Potentialkurve von Reinkupfer in Stuckgips dargestellt.

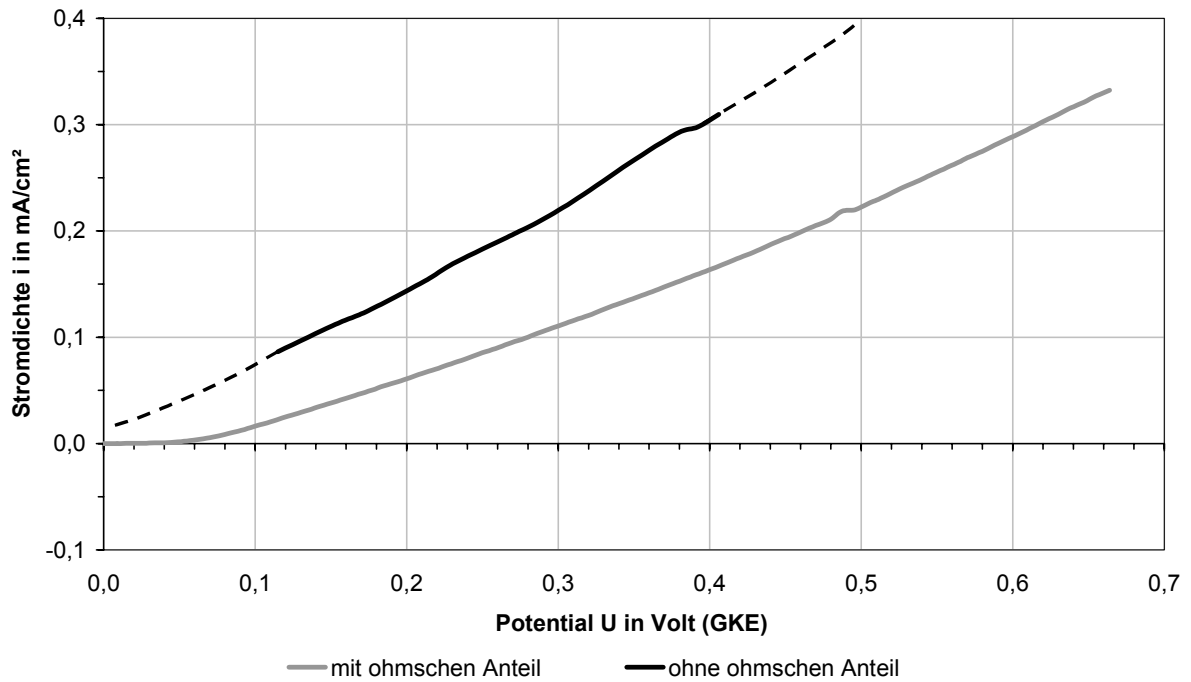


Abbildung 10.2: Um ohmschen Anteil korrigierte Gesamtstromdichte-Potentialkurve von Reinkupfer in Stuckgips Naturgips

Deutlich ist zu erkennen, dass durch die durchgeführte Korrektur der tatsächlich vorhandene Gesamtstrom deutlich höher liegt als der nicht um den ohmschen Anteil korrigierte Gesamtstrom.

Da sämtliche in dieser Arbeit an eingebetteten Metallblechen durchgeführten elektrochemischen Untersuchungen ohne $I \cdot R_{\Omega}$ -Kompensation durchgeführt wurden, hat dieser systembedingte „Fehler“ keinen Einfluss auf die Vergleichbarkeit der Ergebnisse und damit auf die Interpretation des Metallverhaltens in Gips.

10.2 Zusammenstellung der untersuchten Metall-Gips-Kombinationen

In Tabelle 10.1 bis Tabelle 10.11 sind die Metall-Gips-Kombinationen aufgeführt, die in dieser Arbeit für die Untersuchungen zum Korrosionsverhalten von Baumetallen in Gips verwendet wurden.

Elektrochemische Untersuchungen

Baustoffe		Stahl	Stahl sverz.	eloxiert	nicht eloxiert	Stahl 1.4301	Reinkupfer	Messing CuZn39Pb2
				Aluminium AlMgSi0,5	Aluminium AlMgSi0,5			
Stuckgips Naturgips	ohne Ca(OH) ₂	x	x	x	x	x	x	x
	mit Ca(OH) ₂	x	x	x	x	x	x	x
Stuckgips REA-Steinkohle	ohne Ca(OH) ₂	x	x	x	x	x	x	x
	mit Ca(OH) ₂	x	x	x	x	x	x	x
Stuckgips REA-Braunkohle	ohne Ca(OH) ₂	x	x	x	x	x	x	x
	mit Ca(OH) ₂	x	x	x	x	x	x	x

Tabelle 10.1: Metall-Gips-Kombinationen für elektrochemische Untersuchungen

60 h trocknen, 24 h Wasserlagerung, 240 h trocknen
trocknen bei Raumklima (55 ± 5% rel. Luftfeuchte, 20° C)

Baustoffe		Stahl	Stahl sverz.	Aluminium AlMgSi0,5	Stahl 1.4301	Reinkupfer	Messing CuZn39Pb2
Stuckgips Naturgips	ohne Ca(OH) ₂	x	x	x	x	x	x
	mit Ca(OH) ₂	x	x	x	x	x	x
Stuckgips REA-Steinkohle	ohne Ca(OH) ₂	x	x	x	x	x	x
	mit Ca(OH) ₂	x	x	x	x	x	x
Stuckgips REA-Braunkohle	ohne Ca(OH) ₂	x	x	x	x	x	x
	mit Ca(OH) ₂	x	x	x	x	x	x

Tabelle 10.2: Metall-Gips-Kombinationen für Auslagerung mit einmaliger kurzzeitiger Wasserlagerung

Behindertes Austrocknen, Entnahme nach 3 Monaten

Auslagerung nass, direkt nach Herstellung, 100% rel. Luftfeuchte, 20° C

Baustoffe		Stahl	Stahl sverz.	Aluminium AlMgSi0,5	Stahl 1.4301	Reinkupfer	Messing CuZn39Pb2
Stuckgips Naturgips	ohne Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
	mit Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
Stuckgips REA-Steinkohle	ohne Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
	mit Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
Stuckgips REA-Braunkohle	ohne Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
	mit Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X

Tabelle 10.3: Metall-Gips-Kombinationen für 3-monatige Auslagerung ohne Vortrocknung und bei konstant 100% relativer Luftfeuchte

Langzeitversuche, Entnahme nach 3 Monaten

Klimaraum, 100% rel. Luftfeuchte, 20° C

Baustoffe		Stahl	Stahl sverz.	Aluminium AlMgSi0,5	Stahl 1.4301	Reinkupfer	Messing CuZn39Pb2
Stuckgips Naturgips	ohne Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
	mit Ca(OH) ₂	X	X	X			
Stuckgips REA-Steinkohle	ohne Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
	mit Ca(OH) ₂						
Stuckgips REA-Braunkohle	ohne Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
	mit Ca(OH) ₂						

Tabelle 10.4: Metall-Gips-Kombinationen für 3-monatige Auslagerung bei konstant 100% relativer Luftfeuchte

Langzeitversuche, Entnahme nach 24 Monaten

Klimaraum, 100% rel. Luftfeuchte, 20° C

Baustoffe		Stahl	Stahl sverz.	Aluminium AlMgSi0,5	Stahl 1.4301	Reinkupfer	Messing CuZn39Pb2
Stuckgips Naturgips	ohne Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
	mit Ca(OH) ₂	X	X	X		X	X
Stuckgips REA-Steinkohle	ohne Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
	mit Ca(OH) ₂					X	X
Stuckgips REA-Braunkohle	ohne Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
	mit Ca(OH) ₂					X	X

Tabelle 10.5: Metall-Gips-Kombinationen für 24-monatige Auslagerung bei konstant 100% relativer Luftfeuchte

Langzeitversuche, Entnahme nach 3 und 24 Monaten

Klimaraum, 95% rel. Luftfeuchte, 20° C

Baustoffe		Stahl	Stahl sverz.	Aluminium AlMgSi0,5	Stahl 1.4301	Reinkupfer	Messing CuZn39Pb2
Stuckgips Naturgips	ohne Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
	mit Ca(OH) ₂						
Stuckgips REA-Steinkohle	ohne Ca(OH) ₂						
	mit Ca(OH) ₂						
Stuckgips REA-Braunkohle	ohne Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
	mit Ca(OH) ₂						

Tabelle 10.6: Metall-Gips-Kombinationen für 3- und 24-monatige Auslagerung bei konstant 95% relativer Luftfeuchte

Langzeitversuche, Entnahme nach 3 und 24 Monaten

Klimaraum, 75% rel. Luftfeuchte, 20° C

Baustoffe		Stahl	Stahl sverz.	Aluminium AlMgSi0,5	Stahl 1.4301	Reinkupfer	Messing CuZn39Pb2
Stuckgips Naturgips	ohne Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
	mit Ca(OH) ₂						
Stuckgips REA-Steinkohle	ohne Ca(OH) ₂						
	mit Ca(OH) ₂						
Stuckgips REA-Braunkohle	ohne Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
	mit Ca(OH) ₂						

Tabelle 10.7: Metall-Gips-Kombinationen für 3- und 24-monatige Auslagerung bei konstant 75% relativer Luftfeuchte



Abbildung 10.3: Auslagerung der Probekörper in Klimakammern über gesättigter NaCl-Lösung (konst. 75% rel. Feuchte) bzw. über gesättigter KCl-Lösung (konst. 95% rel. Feuchte) bei 20° C

Langzeitversuche, Entnahme nach 3 Monaten

Außenklima, Feucht-Trocken-Wechsel

Baustoffe		Stahl	Stahl sverz.	Aluminium AlMgSi0,5	Stahl 1.4301	Reinkupfer	Messing CuZn39Pb2
Stuckgips Naturgips	ohne Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
	mit Ca(OH) ₂						
Stuckgips REA-Steinkohle	ohne Ca(OH) ₂						
	mit Ca(OH) ₂						
Stuckgips REA-Braunkohle	ohne Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
	mit Ca(OH) ₂						

Tabelle 10.8: Metall-Gips-Kombinationen für 3- monatige Auslagerung an bewitterter Atmosphäre

Langzeitversuche, Entnahme nach 24 Monaten

Außenklima, Feucht-Trocken-Wechsel

Baustoffe		Stahl	Stahl sverz.	Aluminium AlMgSi0,5	Stahl 1.4301	Reinkupfer	Messing CuZn39Pb2
Stuckgips Naturgips	ohne Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
	mit Ca(OH) ₂					X	X
Stuckgips REA-Steinkohle	ohne Ca(OH) ₂					X	X
	mit Ca(OH) ₂					X	X
Stuckgips REA-Braunkohle	ohne Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
	mit Ca(OH) ₂					X	X

Tabelle 10.9: Metall-Gips-Kombinationen für 24-monatige Auslagerung an bewitterter Atmosphäre



Abbildung 10.4: Auslagerung der Probekörper an bewitterter Atmosphäre auf dem Dach des Otto-Graf-Instituts, Universität Stuttgart

Langzeitversuche, Entnahme nach 3 und 24 Monaten

Außenklima, Niederschlagseschützt

Baustoffe		Stahl	Stahl sverz.	Aluminium AlMgSi0,5	Stahl 1.4301	Reinkupfer	Messing CuZn39Pb2
Stuckgips Naturgips	ohne Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
	mit Ca(OH) ₂						
Stuckgips REA-Steinkohle	ohne Ca(OH) ₂						
	mit Ca(OH) ₂						
Stuckgips REA-Braunkohle	ohne Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
	mit Ca(OH) ₂						

Tabelle 10.10: Metall-Gips-Kombinationen (eingebettete Metallbleche) für 3- und 24-monatige Auslagerung im unbewittertem Außenklima (unter Dach)

Langzeitversuche, Entnahme nach 3 und 24 Monaten

Außenklima, Niederschlagseschützt, Bleche nur mit Gipssaub kontaminiert

Baustoffe		Stahl	Stahl sverz.	Aluminium AlMgSi0,5	Stahl 1.4301	Reinkupfer	Messing CuZn39Pb2
Stuckgips Naturgips	ohne Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
	mit Ca(OH) ₂						
Stuckgips REA-Steinkohle	ohne Ca(OH) ₂						
	mit Ca(OH) ₂						
Stuckgips REA-Braunkohle	ohne Ca(OH) ₂	X	X	X	X	X	X
	mit Ca(OH) ₂						

Tabelle 10.11: Metall-Gips-Kombinationen (mit Gipsstaub kontaminierte Metallbleche) für 3- und 24-monatige Auslagerung im unbewittertem Außenklima

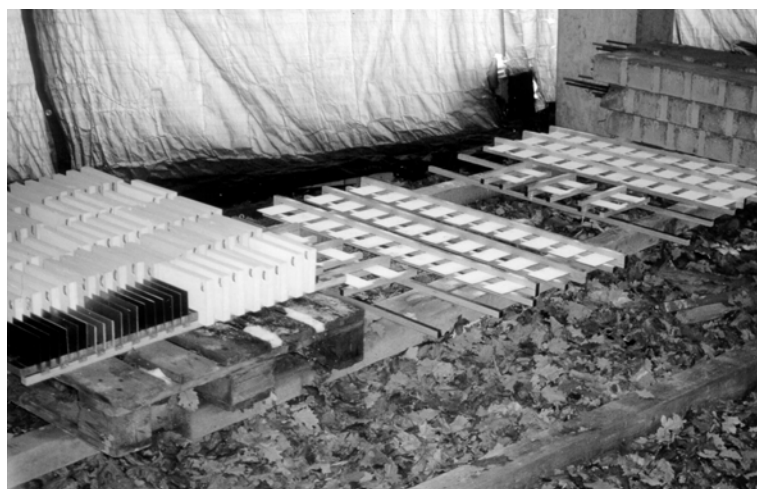


Abbildung 10.5: Auslagerung der Probekörper im unbewittertem Außenklima auf dem Gelände des Otto-Graf-Instituts, Universität Stuttgart

10.3 Klimadaten für Auslagerungsversuche

Quelle: Wetterstation Hohenheim Geographische Breite: 48° 43' N
Geographische Länge: 9° 13' E
Höhe ü. N.N.: 407 m

Die von der Wetterstation Hohenheim aufgezeichneten Daten entsprechen den Klimabedingungen, wie sie auch am Standort des Otto-Graf-Institutes der Universität Stuttgart vorhanden sind.

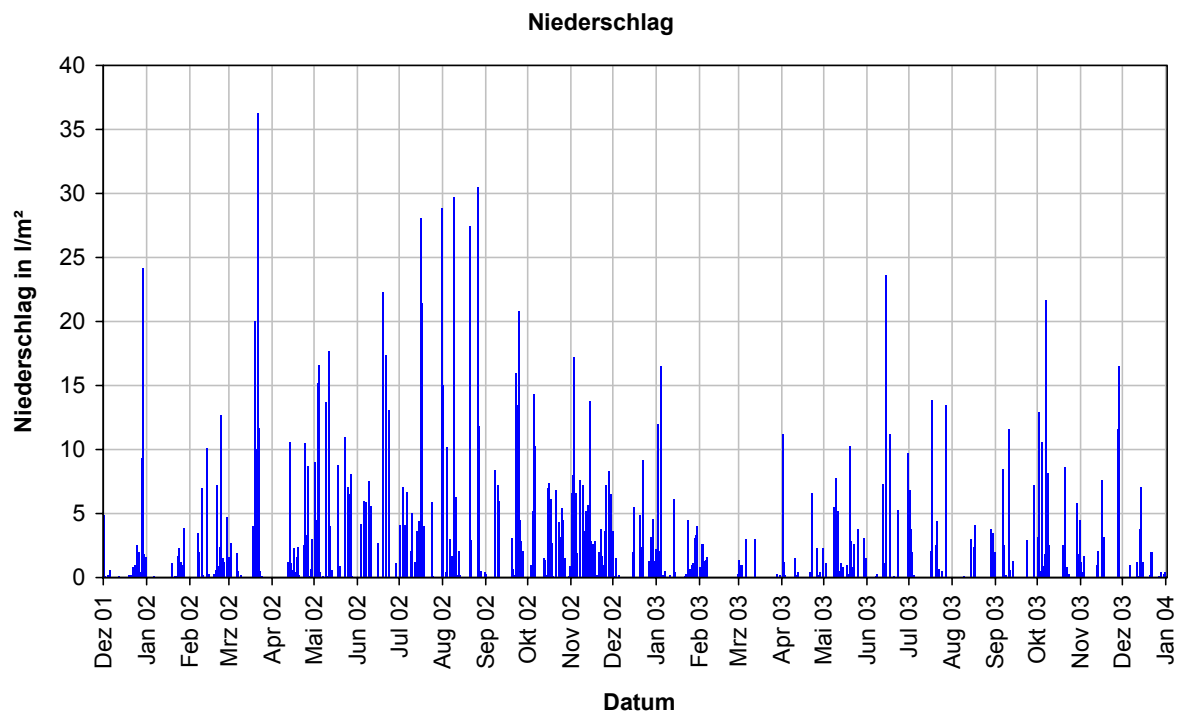


Abbildung 10.6: Niederschläge von Dezember 2001 bis Januar 2004

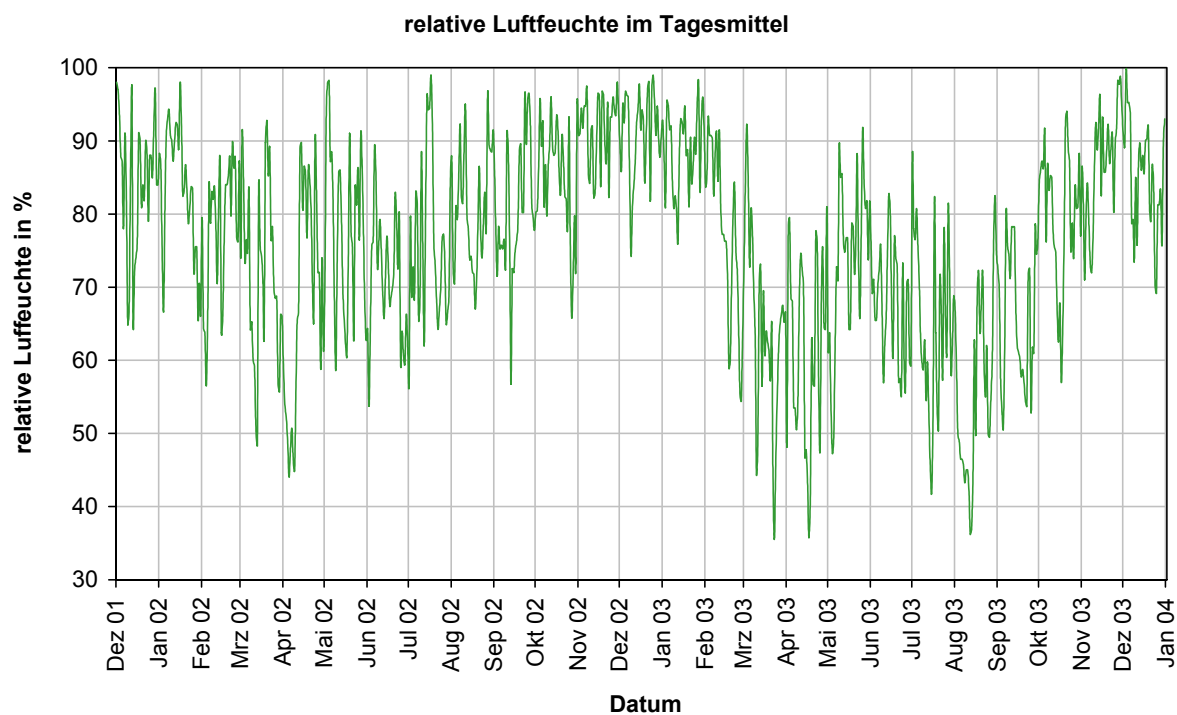


Abbildung 10.7. Verlauf der relativen Luftfeuchte (Tagesmittel) von Dezember 2001 bis Januar 2004

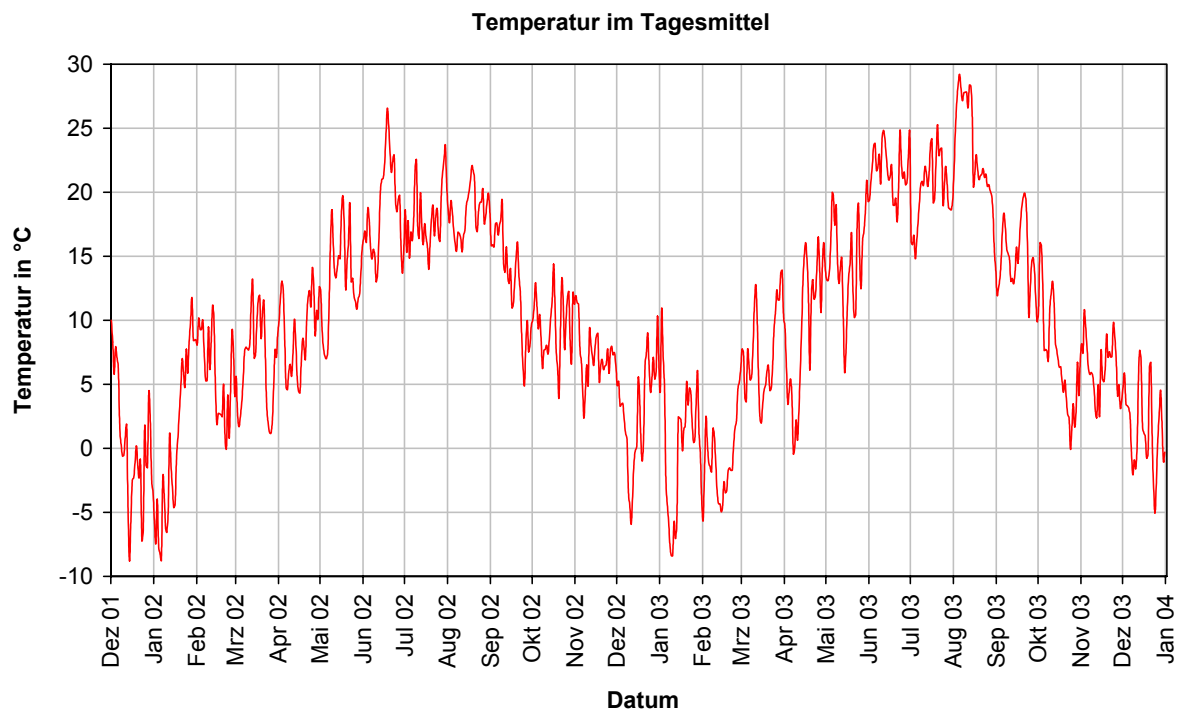


Abbildung 10.8: Verlauf der Lufttemperatur in 2 m Höhe über dem Boden (Tagesmittel) von Dezember 2001 bis Januar 2004

10.4 Zusammenstellung der Ergebnisse der Auslagerungsversuche

Im Folgendem sind die Ergebnisse der Auslagerungsversuche zusammenfassend dargestellt. Dabei erfolgte die Aufteilung nach Metall und Versuchsdauer (3 bzw. 24 Monate). Die mit schwarzen Rahmen hervorgehobenen Klimate entsprechen ungefähr den für die praktische Anwendung von Gipsprodukten relevanten klimatischen Bedingungen. Dabei ist zu beachten, dass in der Praxis in den meisten Fällen keine konstanten relativen Luftfeuchten vorhanden sind. Auch die zum Teil hohen Luftfechtigkeiten, die im unbewitterten Außenklima möglich sind, kommen so nicht im normalen Anwendungsbereich der Gipsprodukte vor. Die untersuchten Klimate stellen Extremfälle dar, anhand denen eine Einschätzung des Korrosionsverhaltens von Metallen in Kontakt mit Gipsbaustoffen in sämtlichen praxisrelevanten Klimabedingungen erfolgen kann.

Für nichtrostenden Stahl der Werkstoffnummer W 1.4301 erfolgte aufgrund der Beständigkeit in den Gipsen keine Zusammenstellung der Ergebnisse. Alle Untersuchungen ergaben keine Hinweise auf Korrosion von nichtrostenden Stahl 1.4301 in Gips.

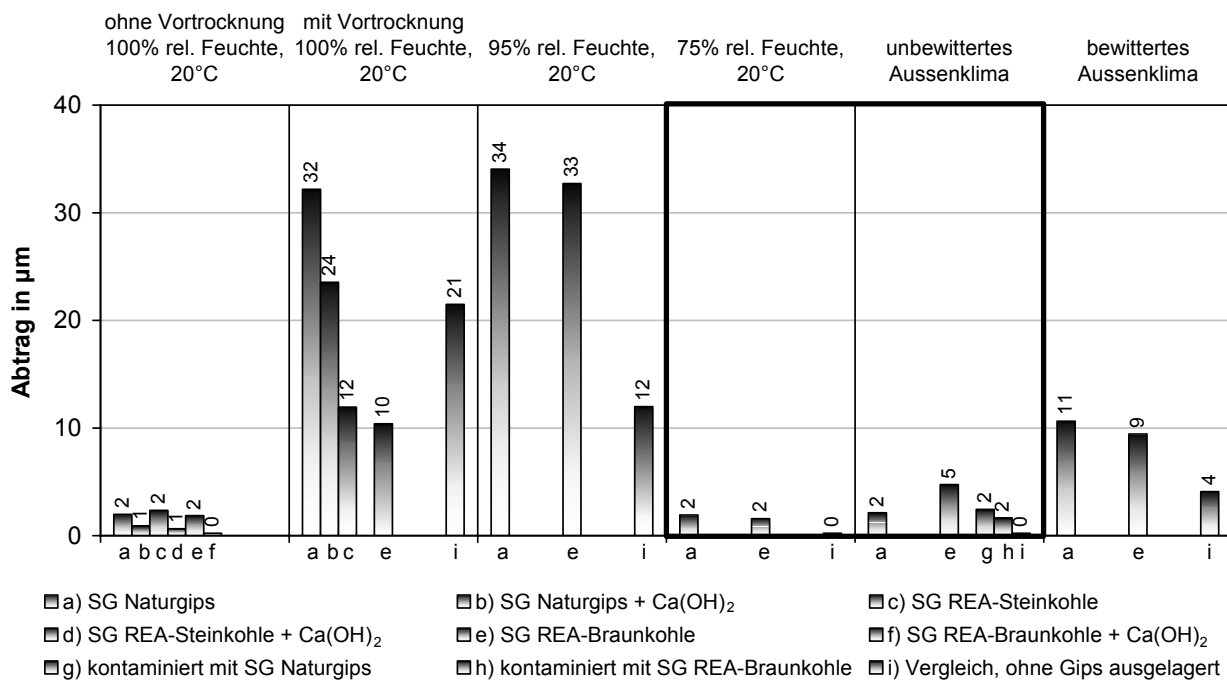


Abbildung 10.9: Abtrag bei unlegiertem Stahl in den untersuchten Gipsen und Klimaten nach 3 Monaten Auslagerung

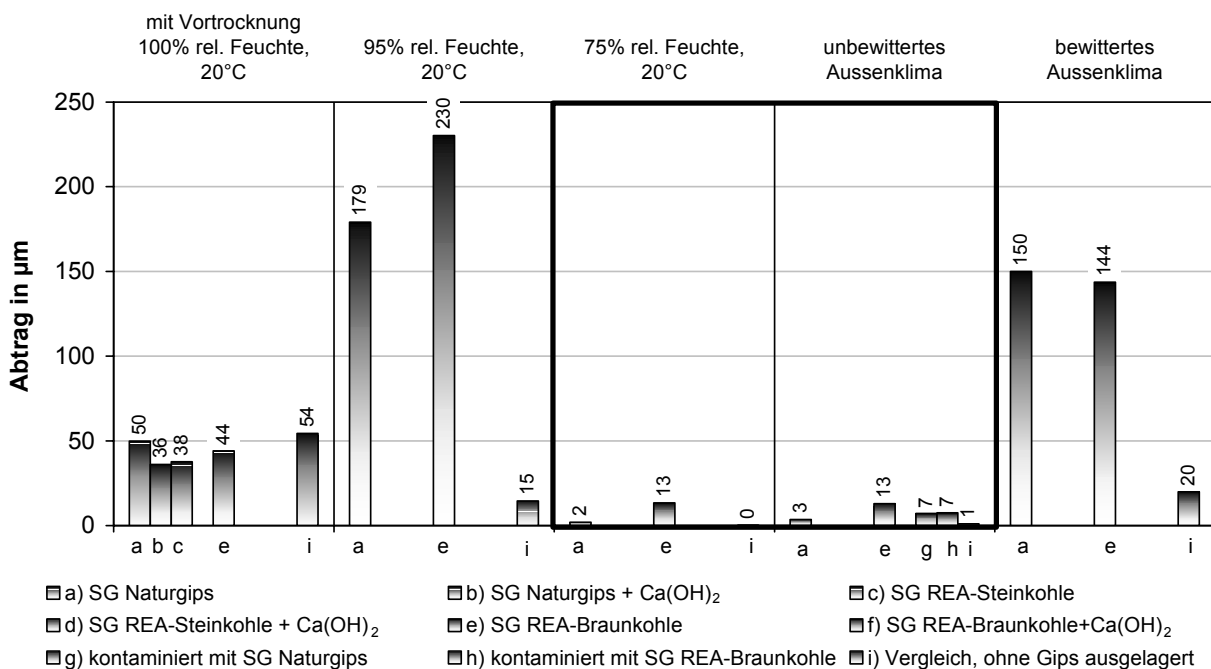


Abbildung 10.10: Abtrag bei unlegiertem Stahl in den untersuchten Gipsen und Klimaten nach 24 Monaten Auslagerung

Klimate:	95% rel. Feuchte	bewittertes Außenklima	100% rel. Feuchte	≤ 75% rel. Feuchte	unbewittertes Außenklima	ständig unter Wasser
Anwendung:	Produktionsräume mit hoher Feuchte (Wäschereien, Brauereien, ...)	gelegentlicher Wasserzutritt möglich (Außenatmosphäre, Kondenswasserbildung, Störfälle, ...)	längerzeitige Durchnässung, Gasdiffusion möglich	Innenräume	offene Lagerräume (kein Zutritt von Wasser)	wassergesättigt, keine Gasdiffusion möglich
					ein- gebettet	kota- mintert
unlegierter Stahl						
Naturgips						
Naturgips + Ca(OH) ₂	1)	1)		1)	1)	1)
REA-Steinkohle	1)	1)		1)	1)	1)
REA-Steinkohle + Ca(OH) ₂	1)	1)	1)	1)	1)	1)
REA-Braunkohle						
REA-Braunkohle + Ca(OH) ₂	1)	1)	1)	1)	1)	1)
ohne Kontakt zu Gips						
1) Keine Auslagerungsversuche durchgeführt, Einschätzung anhand aller Untersuchungsergebnisse (inkl. Elektrochemie)						
Abtrag nach 2 Jahren Auslagerung:	> 50 µm	26 bis 50 µm	11 bis 25 µm	3 bis 10 µm	> 0 bis 2 µm	0 µm
Korrosionsangriff:	sehr stark	stark	mäßig stark	gering	sehr gering, optische Beeinträchtigungen möglich	keine Korrosion, keine optischen Beeinträchtigungen zu erwarten

Abbildung 10.11: Anwendung von unlegiertem Stahl in Kontakt mit Gipsbaustoffen und zu erwartender Abtrag

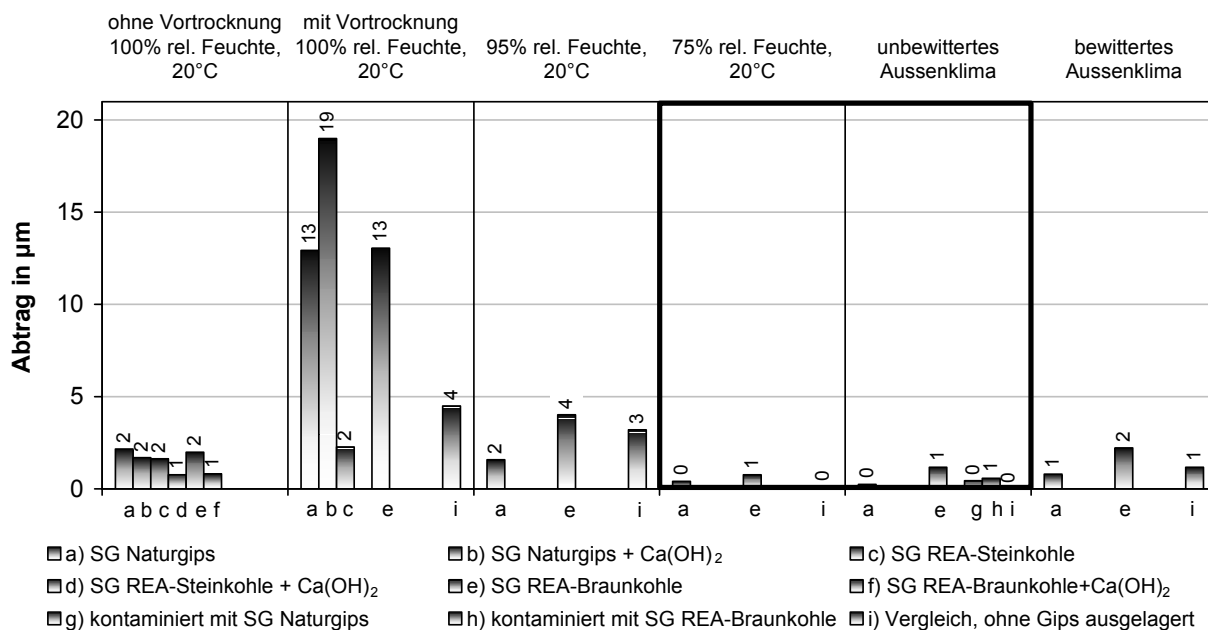


Abbildung 10.12: Abtrag bei sendzimirverzinktem Stahl in den untersuchten Gipsen und Klimaten nach 3 Monaten Auslagerung

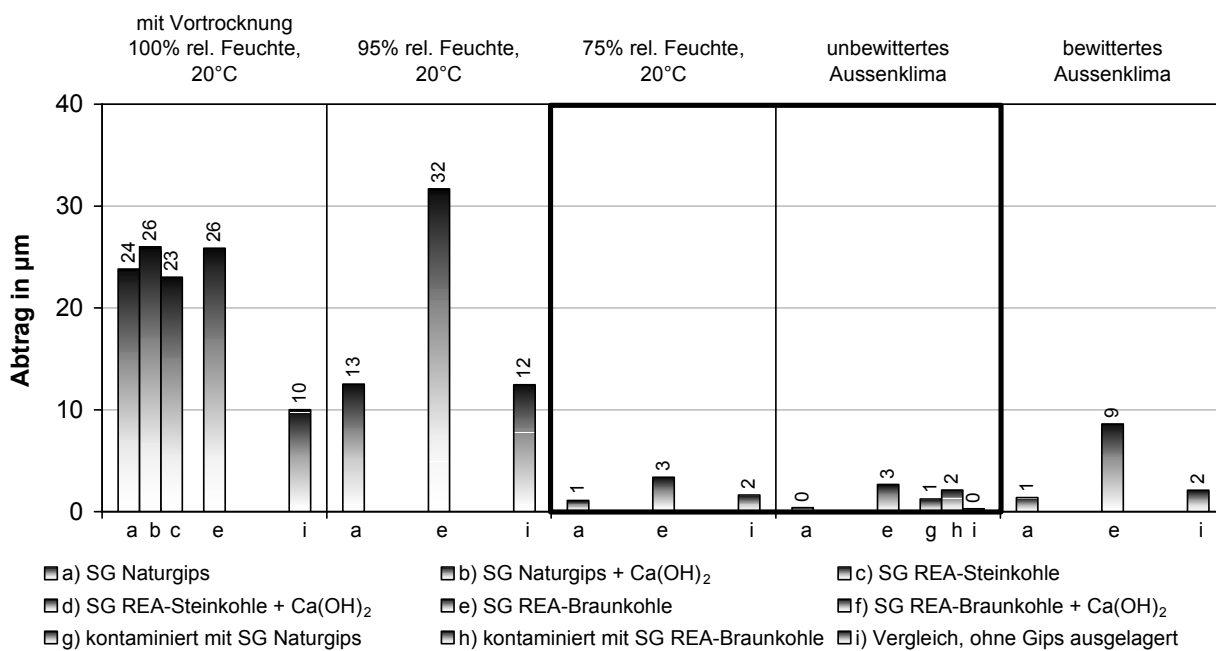


Abbildung 10.13: Abtrag bei sendzimirverzinktem Stahl in den untersuchten Gipsen und Klimaten nach 24 Monaten Auslagerung

Klima:	95% rel. Feuchte	bewittertes Außenklima	100% rel. Feuchte	≤ 75% rel. Feuchte	unbewittertes Außenklima		ständig unter Wasser
Anwendung:	Produktionsräume mit hoher Feuchte (Wäschereien, Brauereien, ...)	gelegentlicher Wasserzutritt möglich (Außenatmosphäre, Kondenswasserbildung, Störfälle, ...)	längerzeitige Durchnässung, Gasdiffusion möglich	Innenräume	offene Lagerräume (kein Zutritt von Wasser)	kontaminiert	wassergesättigt, keine Gasdiffusion möglich
sendzimirverzinkter Stahl							
Naturgips							
Naturgips + Ca(OH) ₂	1)	1)		1)	1)	1)	
REA-Steinkohle	1)	1)		1)	1)	1)	
REA-Steinkohle + Ca(OH) ₂	1)	1)	1)	1)	1)	1)	
REA-Braunkohle							
REA-Braunkohle + Ca(OH) ₂	1)	1)	1)	1)	1)	1)	
ohne Kontakt zu Gips							
1) Keine Auslagerungsversuche durchgeführt, Einschätzung anhand aller Untersuchungsergebnisse (inkl. Elektrochemie)							
Abtrag nach 2 Jahren Auslagerung:	> 50 µm	26 bis 50 µm	11 bis 25 µm	3 bis 10 µm	> 0 bis 2 µm	0 µm	
Korrosionsangriff:	sehr stark	stark	mäßig stark	gering	sehr gering, optische Beeinträchtigungen möglich	keine Korrosion, keine optischen Beeinträchtigungen zu erwarten	

Abbildung 10.14: Anwendung von sendzimirverzinktem Stahl in Kontakt mit Gipsbaustoffen und zu erwartender Abtrag

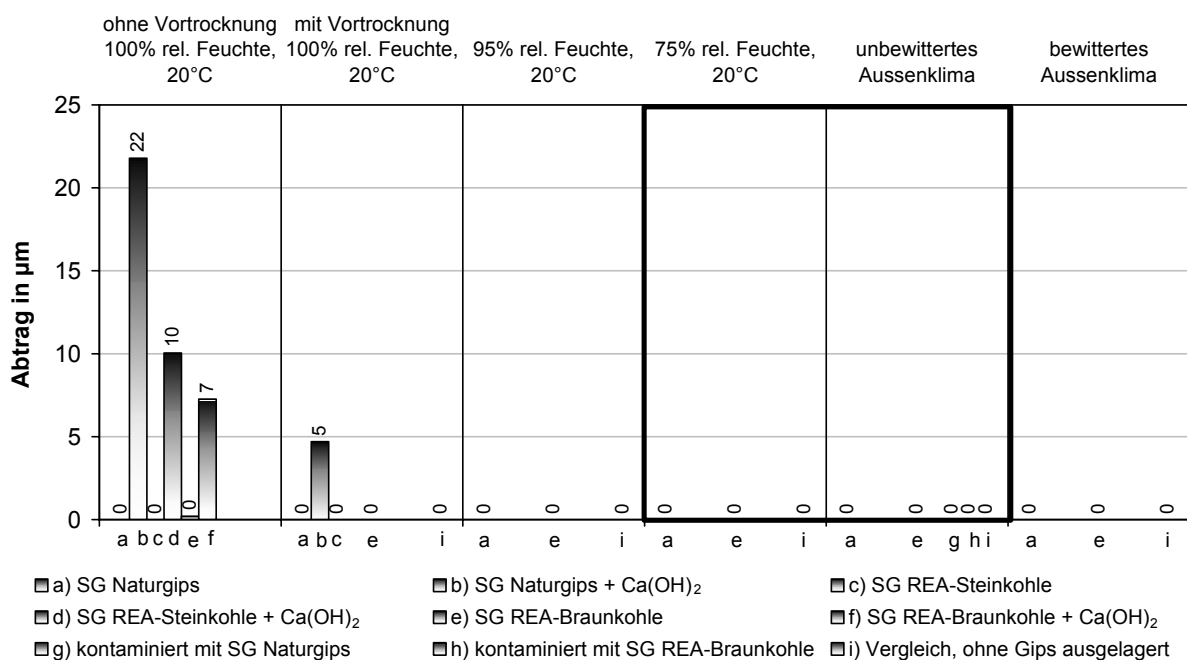


Abbildung 10.15: Abtrag bei eloxiertem Aluminium AlMgSi0,5 in den untersuchten Gipsen und Klimaten nach 3 Monaten Auslagerung

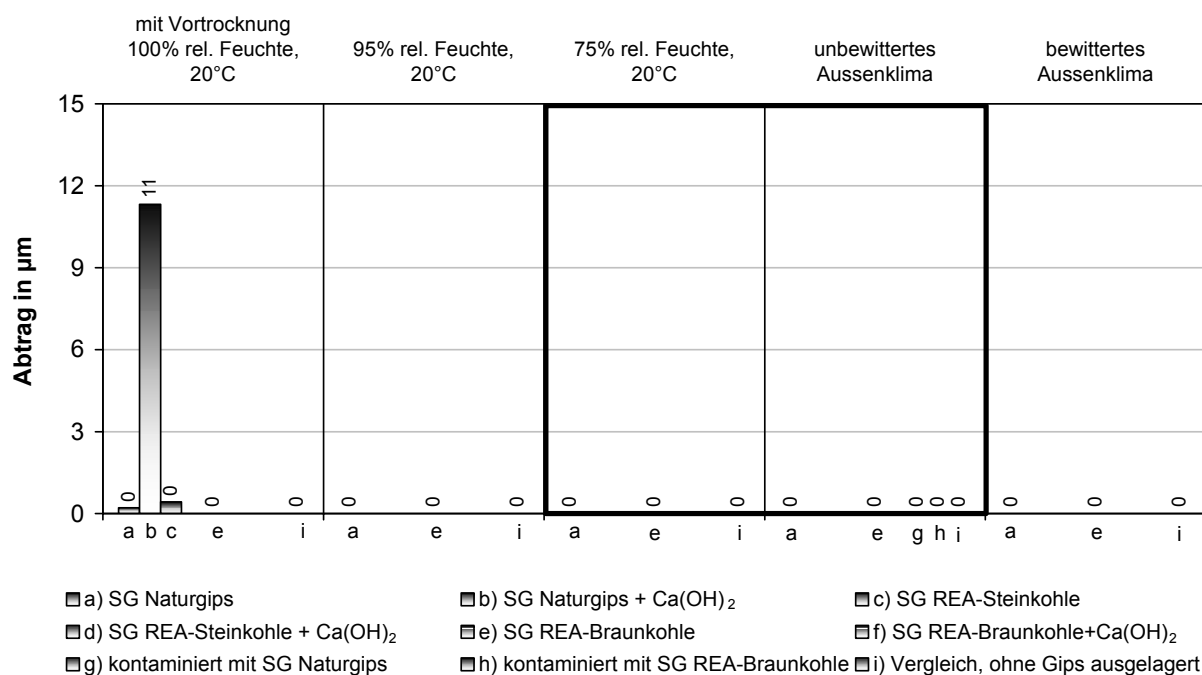


Abbildung 10.16: Abtrag bei eloxiertem Aluminium AlMgSi0,5 in den untersuchten Gipsen und Klimaten nach 24 Monaten Auslagerung

Klimate:	95% rel. Feuchte	bewittertes Außenklima	100% rel. Feuchte	≤ 75% rel. Feuchte	unbewittertes Außenklima		ständig unter Wasser
Anwendung:	Produktionsräume mit hoher Feuchte (Wäschereien, Brauereien, ...)	gelegentlicher Wasserzutritt möglich (Außenatmosphäre, Kondenswasserbildung, Störfälle, ...)	längerzeitige Durchnässung, Gasdiffusion möglich	Innenräume	offene Lagerräume (kein Zutritt von Wasser)	kontaminiert	wassergesättigt, keine Gasdiffusion möglich
eloxiertes Aluminium AlMgSi0,5							
Naturgips							
Naturgips + Ca(OH) ₂	1)	1)		1)	1)	1)	
REA-Steinkohle	1)	1)		1)	1)	1)	
REA-Steinkohle + Ca(OH) ₂	1)	1)	1)	1)	1)	1)	
REA-Braunkohle							
REA-Braunkohle + Ca(OH) ₂	1)	1)	1)	1)	1)	1)	
ohne Kontakt zu Gips							
1) Keine Auslagerungsversuche durchgeführt, Einschätzung anhand aller Untersuchungsergebnisse (inkl. Elektrochemie)							
Abtrag nach 2 Jahren Auslagerung:	> 50 µm	26 bis 50 µm	11 bis 25 µm	3 bis 10 µm	> 0 bis 2 µm	0 µm	
Korrosionsangriff:	sehr stark	stark	mäßig stark	gering	sehr gering, optische Beeinträchtigungen möglich	keine Korrosion, keine optischen Beeinträchtigungen zu erwarten	

Abbildung 10.17: Anwendung von eloxiertem Aluminium AlMgSi0,5 in Kontakt mit Gipsbaustoffen und zu erwartender Abtrag

Klima:	95% rel. Feuchte	bewittertes Außenklima	100% rel. Feuchte	≤ 75% rel. Feuchte	unbewittertes Außenklima	ständig unter Wasser
Anwendung:	Produktionsräume mit hoher Feuchte (Wäschereien, Brauereien, ...)	gelegentlicher Wasserzutritt möglich (Außenatmosphäre, Kondenswasserbildung, Störfälle, ...)	längerzeitige Durchnässung, Gasdiffusion möglich	Innenräume	offene Lagerräume (kein Zutritt von Wasser)	wassergesättigt, keine Gasdiffusion möglich
					ein- gebettet	kota- miniert
nichtrostender Stahl 1.4301						
Naturgips						
Naturgips + Ca(OH) ₂	1)	1)	1)	1)	1)	1)
REA-Steinkohle	1)	1)		1)	1)	1)
REA-Steinkohle + Ca(OH) ₂	1)	1)	1)	1)	1)	1)
REA-Braunkohle						
REA-Braunkohle + Ca(OH) ₂	1)	1)	1)	1)	1)	1)
ohne Kontakt zu Gips						
1) Keine Auslagerungsversuche durchgeführt, Einschätzung anhand aller Untersuchungsergebnisse (inkl. Elektrochemie)						
Abtrag nach 2 Jahren Auslagerung:	> 50 µm	26 bis 50 µm	11 bis 25 µm	3 bis 10 µm	> 0 bis 2 µm	0 µm
Korrosionsangriff:	sehr stark	stark	mäßig stark	gering	sehr gering, optische Beeinträchtigungen möglich	keine Korrosion, keine optischen Beeinträchtigungen zu erwarten

Abbildung 10.18: Anwendung von nichtrostendem Stahl 1.4301 in Kontakt mit Gipsbaustoffen und zu erwartender Abtrag

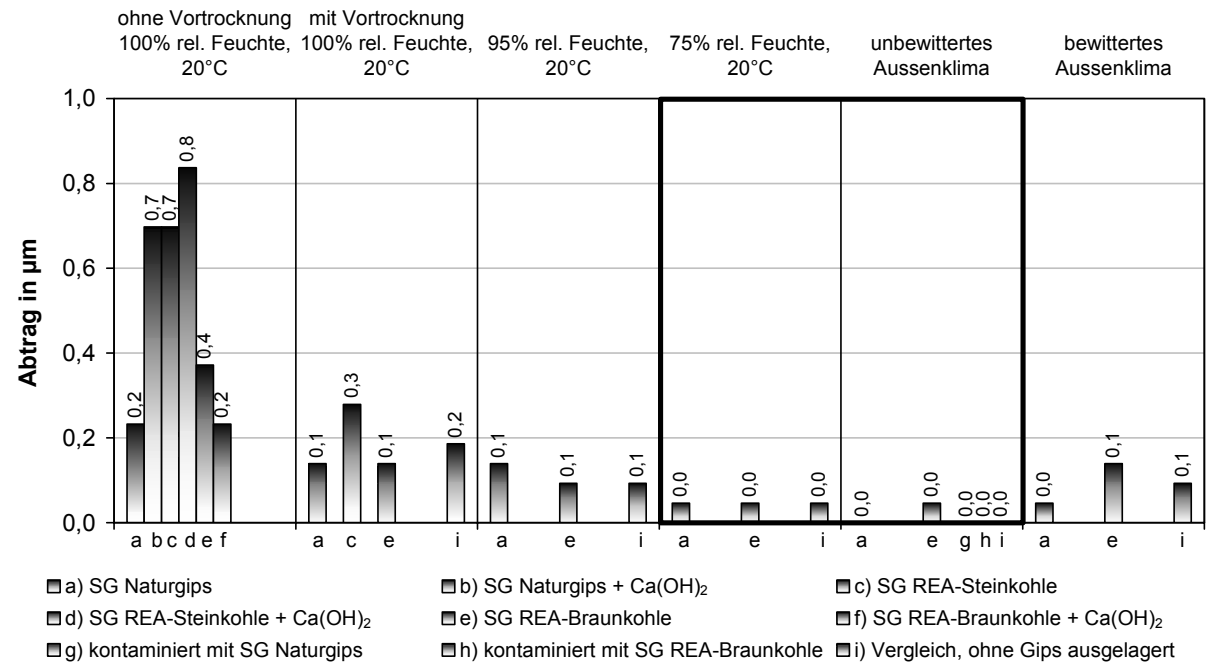


Abbildung 10.19: Abtrag bei Reinkupfer in den untersuchten Gipsen und Klimaten nach 3 Monaten Auslagerung

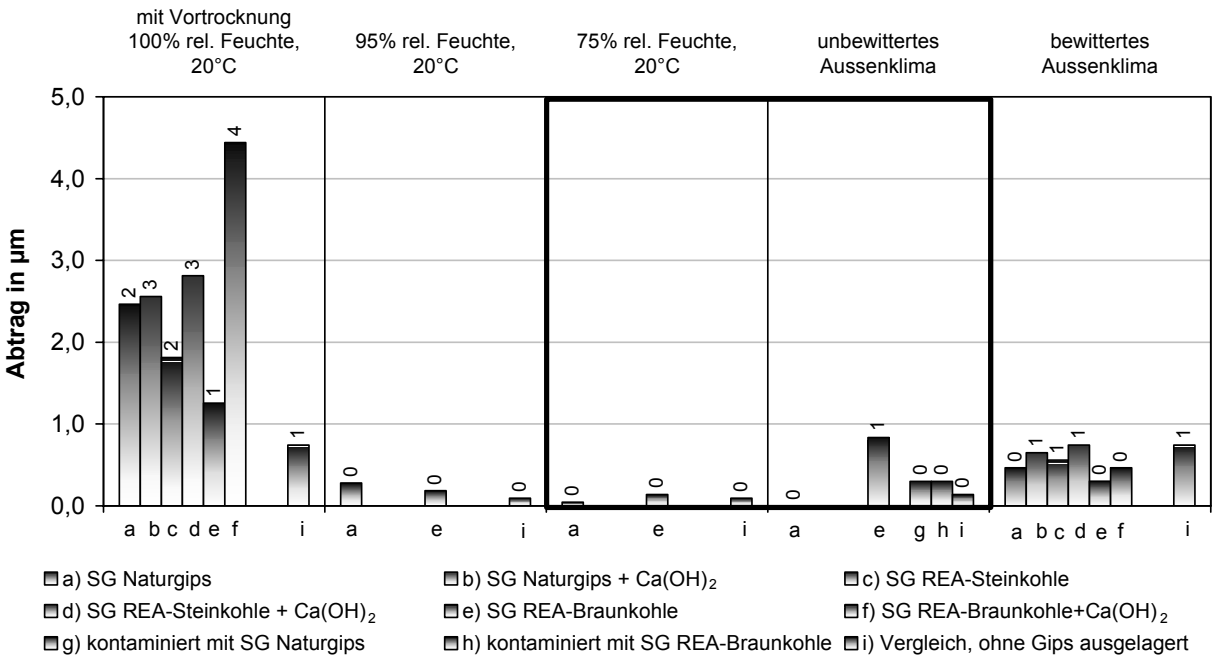


Abbildung 10.20: Abtrag bei Reinkupfer in den untersuchten Gipsen und Klimaten nach 24 Monaten Auslagerung

Klima:	95% rel. Feuchte	bewittertes Außenklima	100% rel. Feuchte	≤ 75% rel. Feuchte	unbewittertes Außenklima	ständig unter Wasser
Anwendung:	Produktionsräume mit hoher Feuchte (Wäschereien, Brauereien, ...)	gelegentlicher Wasserzutritt möglich (Außenatmosphäre, Kondenswasserbildung, Störfälle, ...)	längerzeitige Durchnässung, Gasdiffusion möglich	Innenräume	offene Lagerräume (kein Zutritt von Wasser) ein- gebettet konta- miniert	wassergesättigt, keine Gasdiffusion möglich
Reinkupfer						
Naturgips						
Naturgips + Ca(OH) ₂	1)			1)	1)	1)
REA-Steinkohle	1)			1)	1)	1)
REA-Steinkohle + Ca(OH) ₂	1)			1)	1)	1)
REA-Braunkohle						
REA-Braunkohle + Ca(OH) ₂	1)			1)	1)	1)
ohne Kontakt zu Gips	gleichmäßige Patina	gleichmäßige Patina			gleichmäßige Patina	gleichmäßige Patina
1) Keine Auslagerungsversuche durchgeführt, Einschätzung anhand aller Untersuchungsergebnisse (inkl. Elektrochemie)						
Abtrag nach 2 Jahren Auslagerung:	> 50 µm	26 bis 50 µm	11 bis 25 µm	3 bis 10 µm	> 0 bis 2 µm	0 µm
Korrosionsangriff:	sehr stark	stark	mäßig stark	gering	sehr gering, optische Beeinträchtigungen möglich	keine Korrosion, keine optischen Beeinträchtigungen zu erwarten

Abbildung 10.21: Anwendung von Reinkupfer in Kontakt mit Gipsbaustoffen und zu erwartender Abtrag

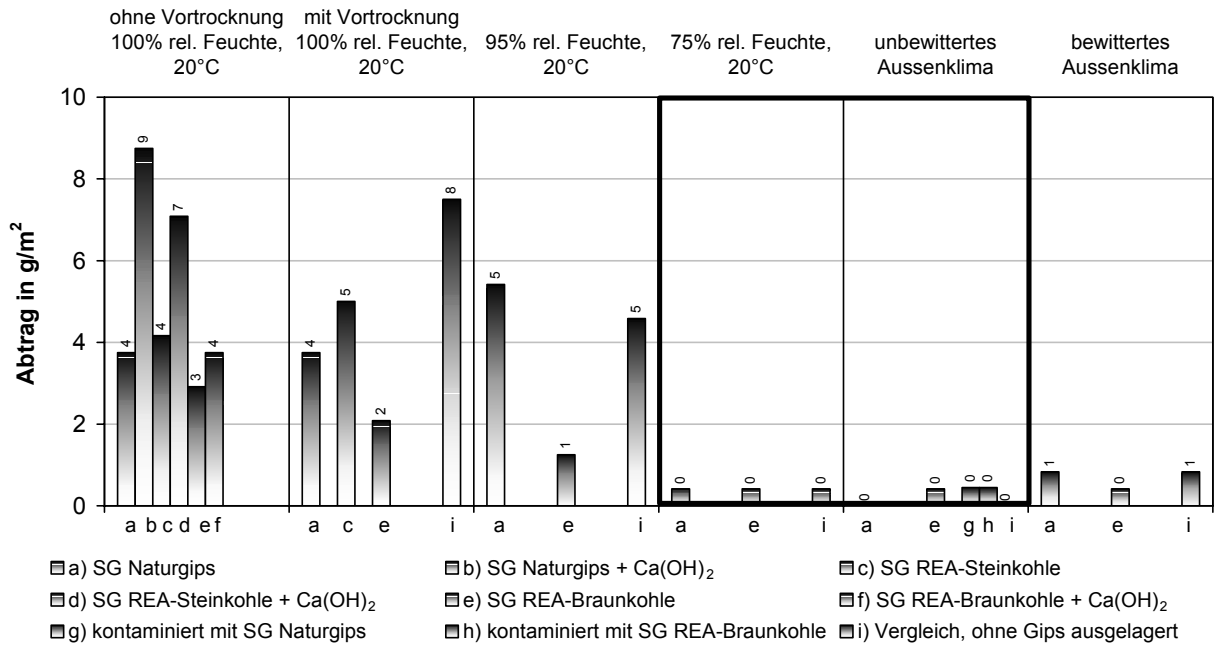


Abbildung 10.22: Abtrag bei zinkreichem Messing CuZn39Pb2 in den untersuchten Gipsen und Klimaten nach 3 Monaten Auslagerung

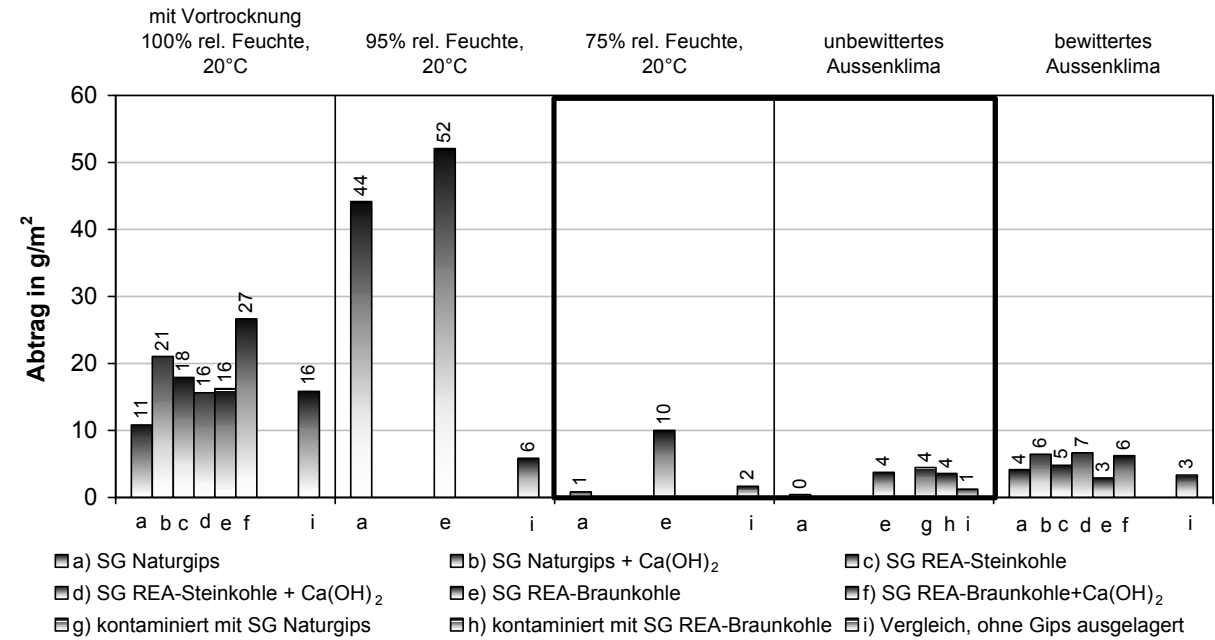


Abbildung 10.23: Abtrag bei zinkreichem Messing CuZn39Pb2 in den untersuchten Gipsen und Klimaten nach 24 Monaten Auslagerung

Klima:	95% rel. Feuchte	bewittertes Außenklima	100% rel. Feuchte	≤ 75% rel. Feuchte	unbewittertes Außenklima	ständig unter Wasser
Anwendung:	Produktionsräume mit hoher Feuchte (Wäschereien, Brauereien, ...)	gelegentlicher Wasserzutritt möglich (Außenatmosphäre, Kondenswasserbildung, Störfälle, ...)	längerzeitige Durchnässung, Gasdiffusion möglich	Innenräume	offene Lagerräume (kein Zutritt von Wasser)	wassergesättigt, keine Gasdiffusion möglich
					ein- gebettet	
					kota- miniert	
Messing CuZn39Pb2						
Naturgips						
Naturgips + Ca(OH) ₂	1)			1)	1)	1)
REA-Steinkohle	1)			1)	1)	1)
REA-Steinkohle + Ca(OH) ₂	1)			1)	1)	1)
REA-Braunkohle						
REA-Braunkohle + Ca(OH) ₂	1)			1)	1)	1)
ohne Kontakt zu Gips	gleichmäßige Patina	gleichmäßige Patina		gleichmäßige Patina	gleichmäßige Patina	
1) Keine Auslagerungsversuche durchgeführt, Einschätzung anhand aller Untersuchungsergebnisse (inkl. Elektrochemie)						
Abtrag nach 2 Jahren Auslagerung:	> 400 g/m ²	201 bis 400 g/m ²	81 bis 200 g/m ²	21 bis 80 g/m ²	> 0 bis 20 g/m ²	0 g/m ²
Korrosionsangriff:	sehr stark	stark	mäßig stark	gering	sehr gering, optische Beeinträchtigungen möglich	keine Korrosion, keine optischen Beeinträchtigungen zu erwarten

Abbildung 10.24: Anwendung von zinkreichem Messing CuZn39Pb2 in Kontakt mit Gipsbaustoffen und zu erwartender Abtrag

10.5 Analyse der Korrosionsprodukte

Für die Identifizierung der Korrosionsprodukte wurden energiedispersive Röntgenbeugungsanalysen durchgeführt. Im Folgenden sind die Ergebnisse der energiedispersiven Röntgenbeugungsanalysen dargestellt.

10.5.1 Unlegierter Stahl

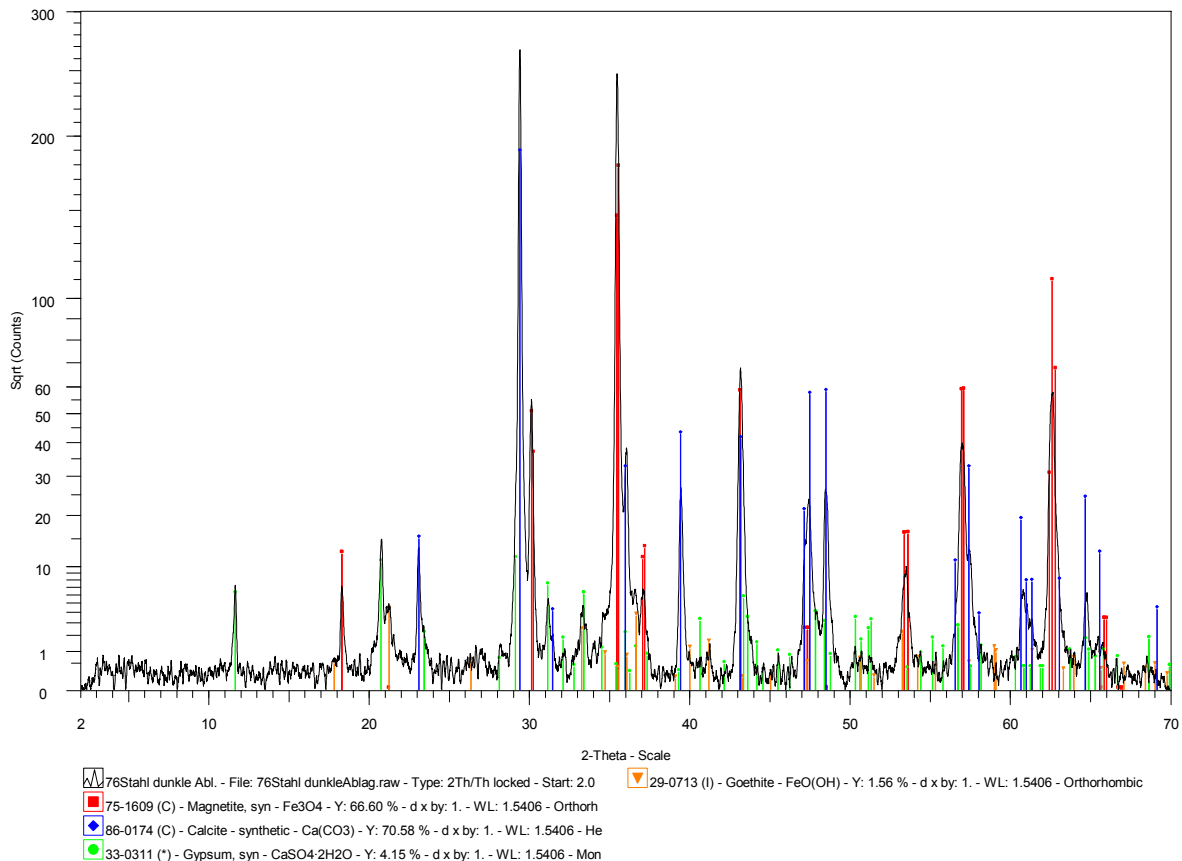


Abbildung 10.25: *Energiedispersive Röntgenbeugungsanalyse der Korrosionsprodukte von unlegiertem Stahl in Stuckgips Naturgips nach 24 Monaten Auslagerung bei 100% rel. Luftfeuchte*

Identifizierte Korrosionsprodukte:

- **Magnetit:** schwarzes, fettig metallglänzendes, unvollkommen muschelig brechendes, magnetisches Mineral, Fe_3O_4
- **Goethit:** in dünnen Täfelchen kristallisierendes Eisen-Hydroxid-Mineral, braun bis lichtgelb, FeOOH

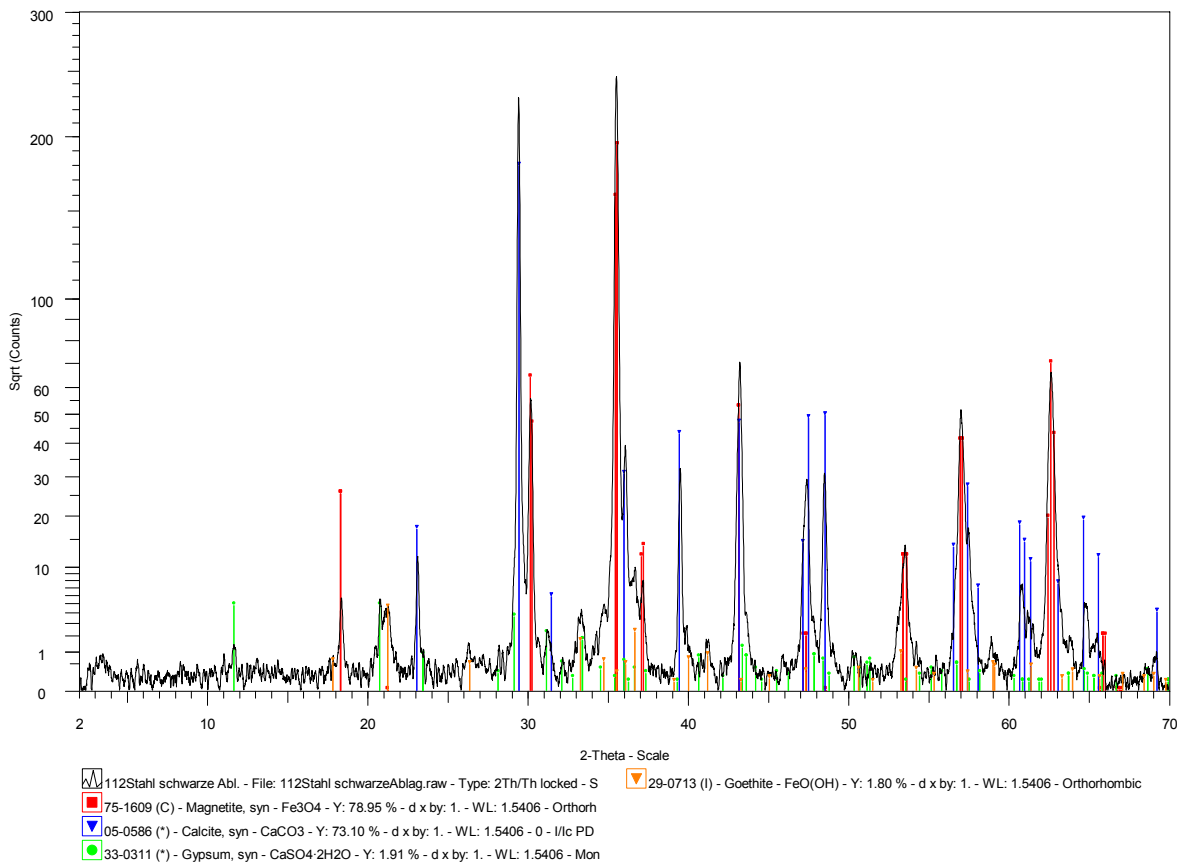


Abbildung 10.26: *Energiedispersive Röntgenbeugungsanalyse der Korrosionsprodukte von unlegiertem Stahl in alkaliisiertem Stuckgips Naturgips nach 24 Monaten Auslagerung bei 100% rel. Luftfeuchte*

Identifizierte Korrosionsprodukte:

- **Magnetit:** schwarzes, fettig metallglänzendes, unvollkommen muschelrig brechendes, magnetisches Mineral, Fe_3O_4
- **Goethit:** in dünnen Täfelchen kristallisierendes Eisen-Hydroxid-Mineral, braun bis lichtgelb, FeOOH

10.5.2 Sendzimirverzinkter Stahl

10.5.2.1 Elektrochemische Untersuchungen

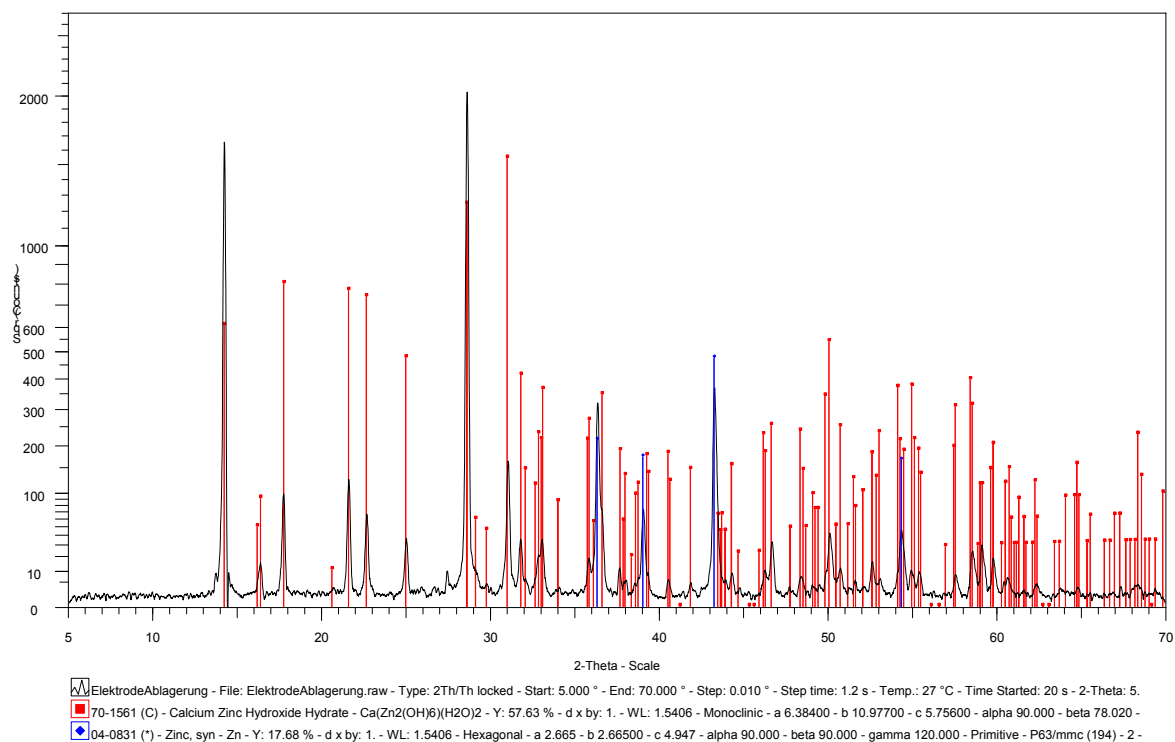


Abbildung 10.27: *Energiedispersive Röntgenbeugungsanalyse der Korrosionsprodukte von sendzimirverzinktem Stahl in Elektrolyten mit 3,00 g/l Stuckgips Naturgips bei pH 12,5*

Identifizierte Korrosionsprodukte:

- *Calciumhydroxozinkat:* $\text{Ca}[\text{Zn}(\text{OH})_3]_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$

10.5.2.2 Auslagerungsversuche

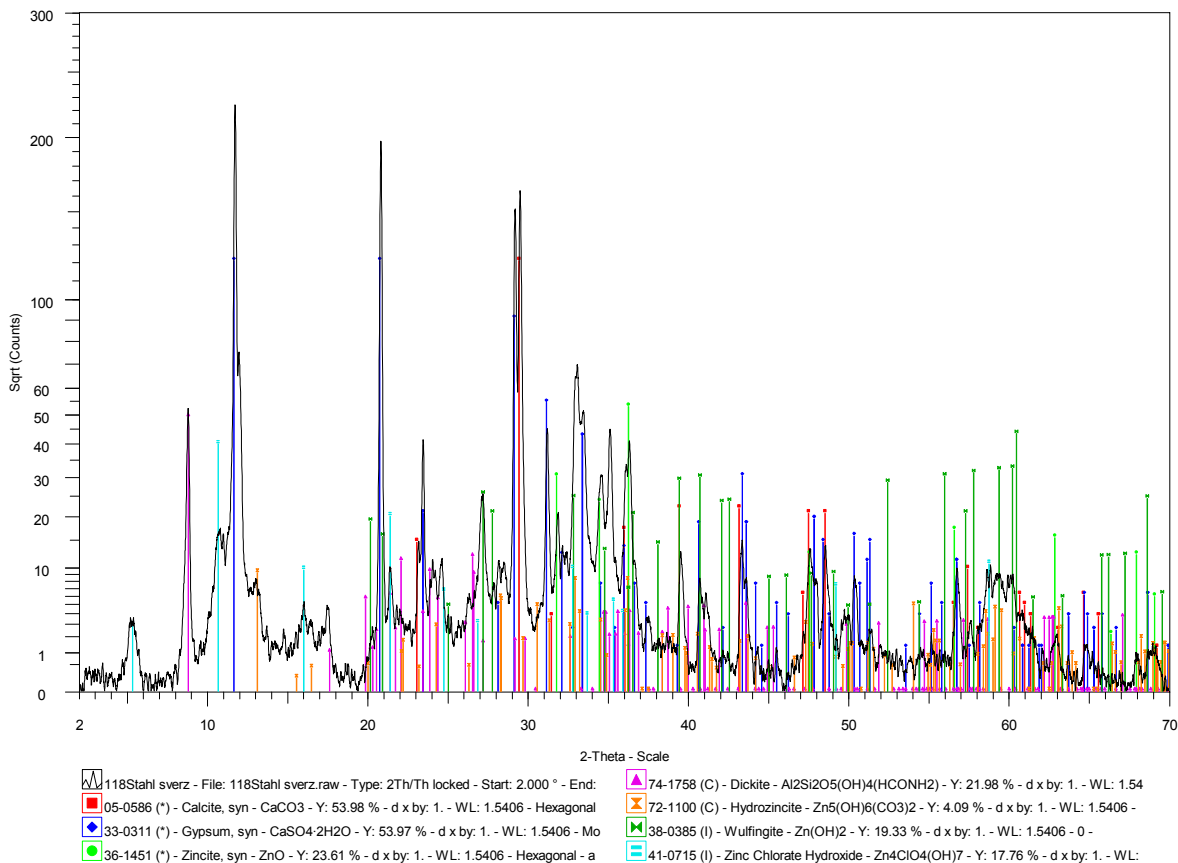


Abbildung 10.28: *Energiedispersive Röntgenbeugungsanalyse der Korrosionsprodukte von sendzimirverzinktem Stahl in Stuckgips Naturgips nach 24 Monaten Auslagerung bei 100% rel. Luftfeuchte*

Identifizierte Korrosionsprodukte:

- **Zinkit:** rötliches hexagonales Zinkoxidmineral, ZnO
- **Hydrozinkit:** Perlmuttglanz, weiß bis farblos, andere Färbungen möglich
 $\text{Zn}_5[(\text{OH})_3(\text{CO}_3)_2]$

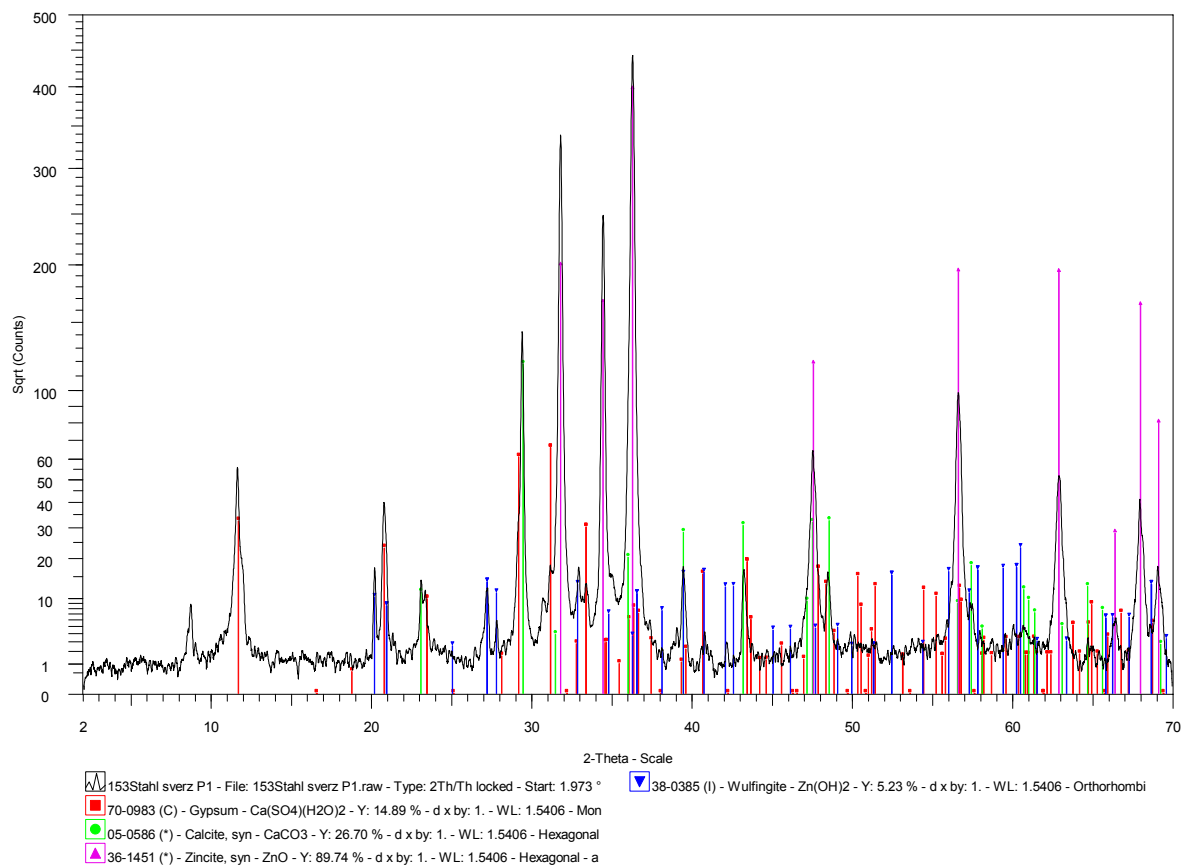


Abbildung 10.29: *Energiedispersive Röntgenbeugungsanalyse der Korrosionsprodukte von sendzimirverzinktem Stahl in Stuckgips REA-Steinkohle nach 24 Monaten Auslagerung bei 100% rel. Luftfeuchte (Probe 1)*

Identifizierte Korrosionsprodukte:

- **Zinkit:** rötliches hexagonales Zinkoxidmineral, ZnO
- **Wulfingit:** auch Zinkhydroxid, farblos, weiß, $\text{Zn}(\text{OH})_2$

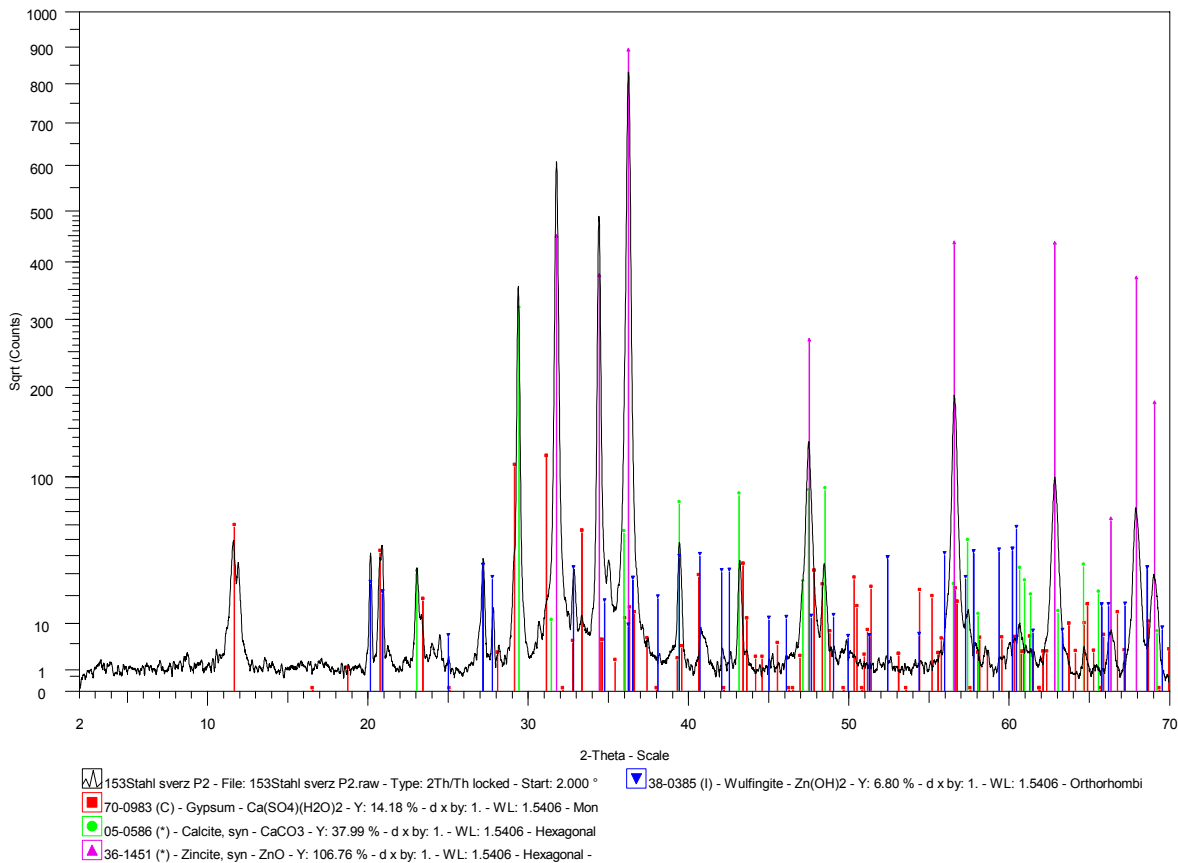


Abbildung 10.30: *Energiedispersive Röntgenbeugungsanalyse der Korrosionsprodukte von sendzimirverzinktem Stahl in Stuckgips REA-Steinkohle nach 24 Monaten Auslagerung bei 100% rel. Luftfeuchte (Probe 2)*

Identifizierte Korrosionsprodukte: (wie Probe 1)

- **Zinkit:** rötliches hexagonales Zinkoxidmineral, ZnO
- **Wulfingit:** auch Zinkhydroxid, farblos, weiß, $\text{Zn}(\text{OH})_2$

10.5.3 Aluminium AlMgSi0,5

10.5.3.3 Elektrochemische Untersuchungen

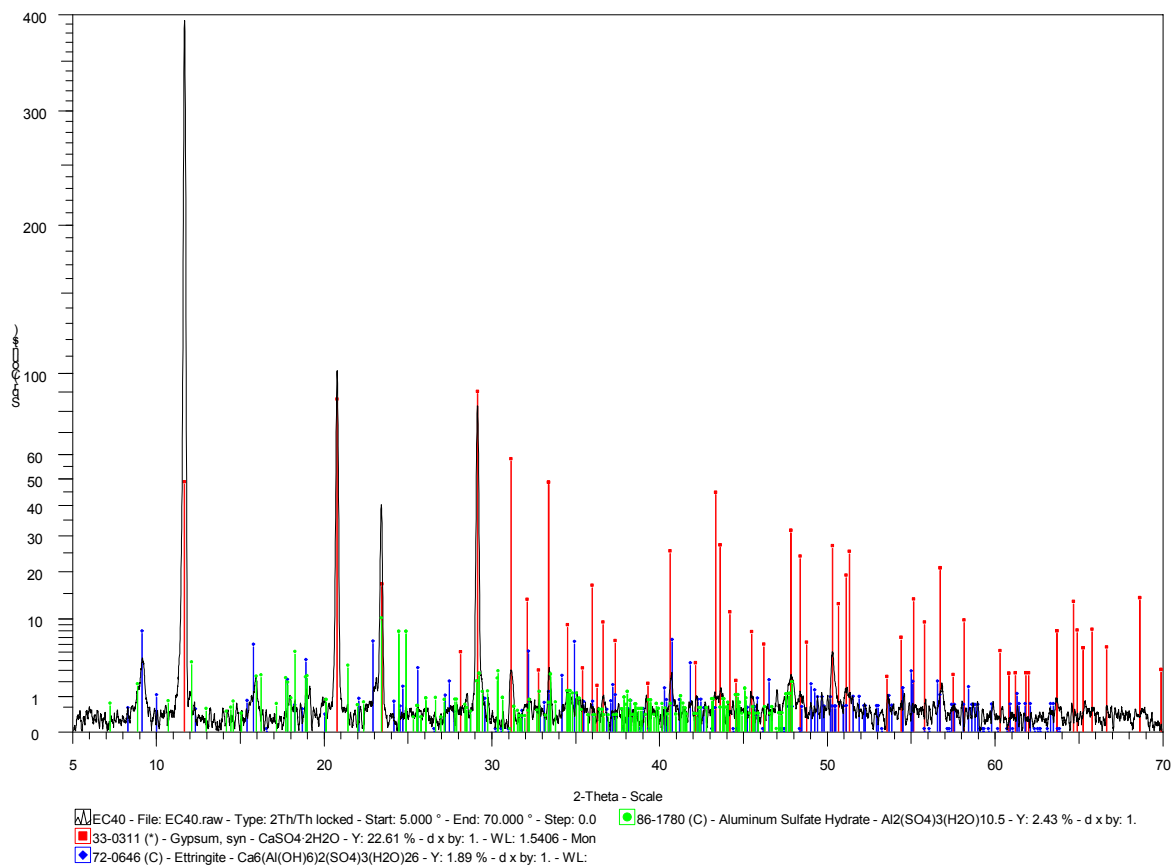


Abbildung 10.31: *Energiedispersive Röntgenbeugungsanalyse der Korrosionsprodukte von nicht eloxiertem Aluminium AlMgSi0,5 in alkalisiertem Stuckgips REA-Steinkohle nach Durchführung der elektrochemischen Untersuchungen*

Identifizierte Korrosionsprodukte:

- **Ettringit:** strahlend gelb, auch farblos und weiß, nadelige Struktur,
 $\text{Ca}_6\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3(\text{OH})_{12}\cdot 26\text{H}_2\text{O}$

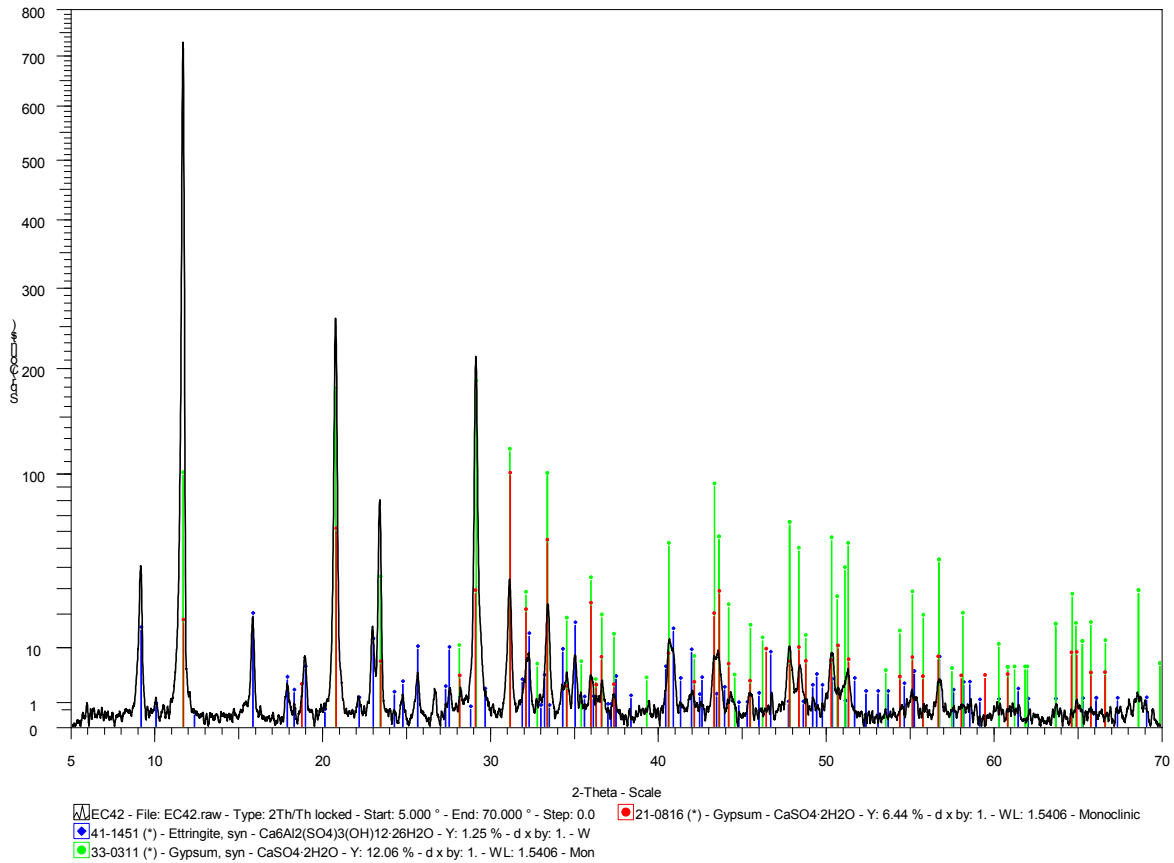


Abbildung 10.32: *Energiedispersive Röntgenbeugungsanalyse der Korrosionsprodukte von nicht eloxiertem Aluminium AlMgSi0,5 in alkalisiertem Stuckgips REA-Braunkohle nach Durchführung der elektrochemischen Untersuchungen*

Identifizierte Korrosionsprodukte:

- *Ettringit*: strahlend gelb, auch farblos und weiß, nadelige Struktur,
 $\text{Ca}_6\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3(\text{OH})_{12} \cdot 26\text{H}_2\text{O}$

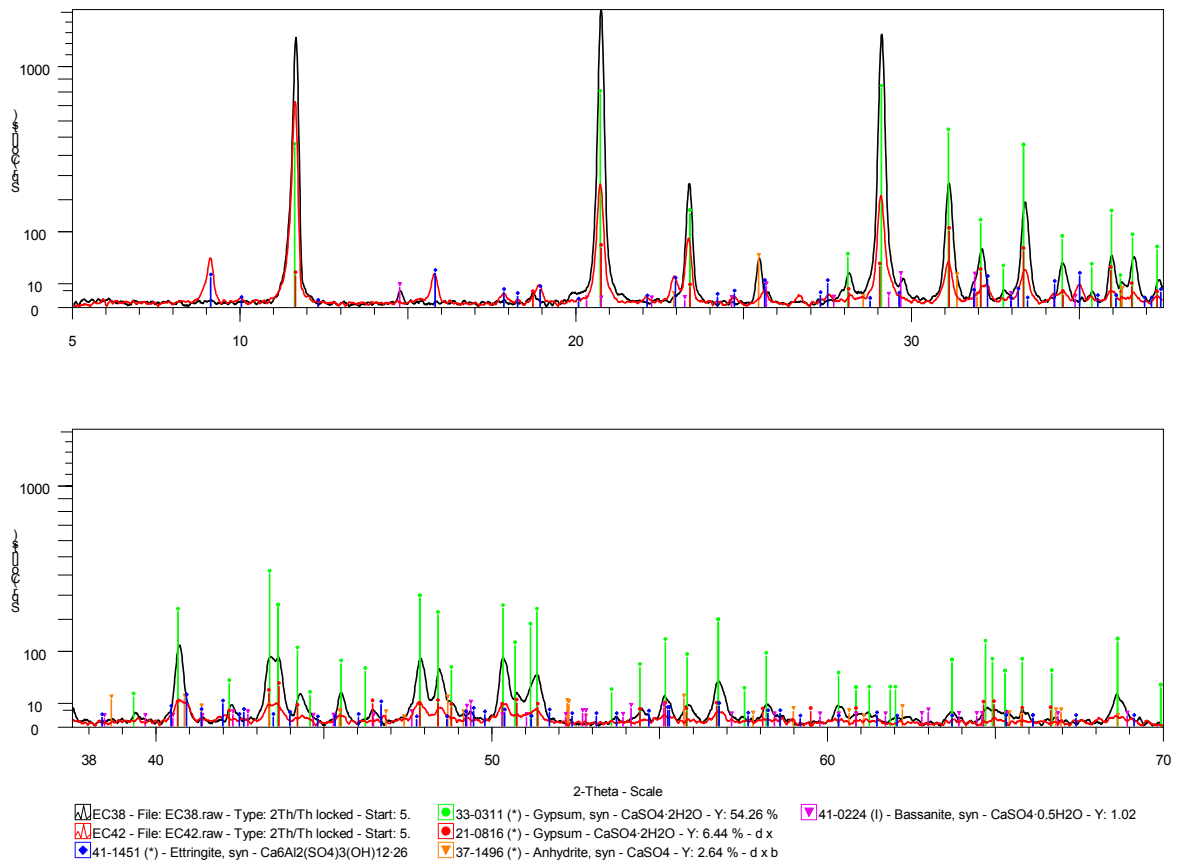


Abbildung 10.33: Vergleich der energiedispersiven Röntgenbeugungsanalysen der Korrosionsprodukte von nicht eloxiertem Aluminium AlMgSi0,5 in alkalisierten Stuckgipsen Naturgips und REA-Braunkohle nach Durchführung der elektrochemischen Untersuchungen

Identifizierte Korrosionsprodukte:

- **Ettringit:** strahlend gelb, auch farblos und weiß, nadelige Struktur,
 $\text{Ca}_6\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3(\text{OH})_{12}\cdot 26\text{H}_2\text{O}$

10.5.3.4 Auslagerungsversuche

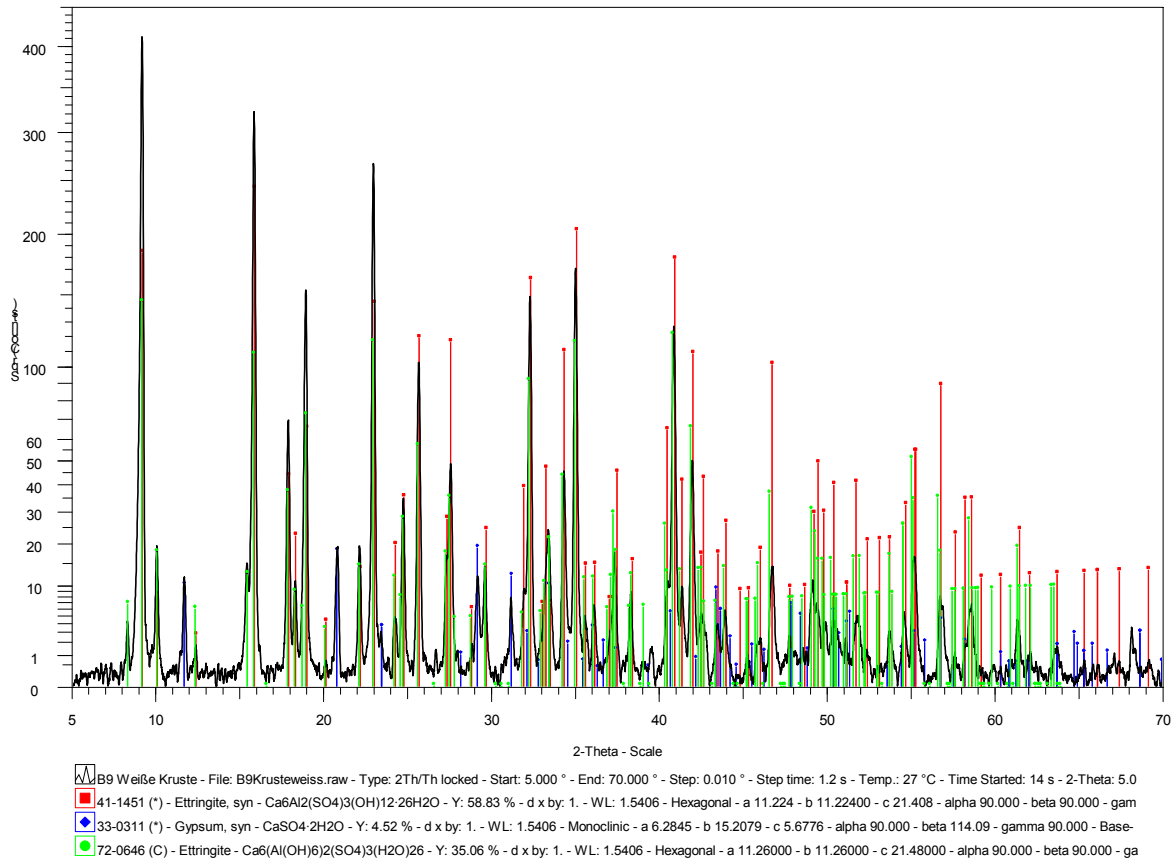


Abbildung 10.34: *Energiedispersive Röntgenbeugungsanalyse der Korrosionsprodukte von eloxiertem Aluminium AlMgSi0,5 in alkalisiertem Stuckgips Naturgips ohne Vortrocknung nach 3 Monaten Auslagerung bei 100% rel. Luftfeuchte*

Identifizierte Korrosionsprodukte:

- *Ettringit*: strahlend gelb, auch farblos und weiß, nadelige Struktur,
 $\text{Ca}_6\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3(\text{OH})_{12} \cdot 26\text{H}_2\text{O}$

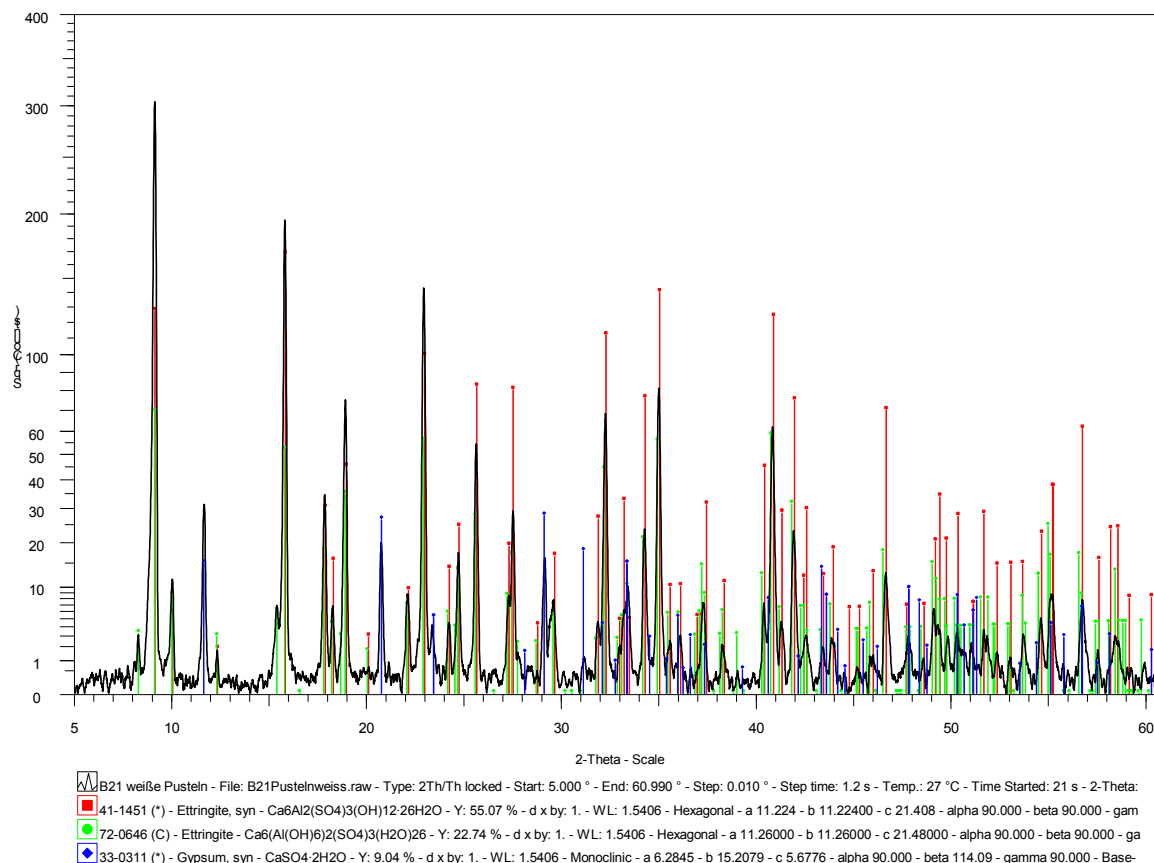


Abbildung 10.35: *Energiedispersive Röntgenbeugungsanalyse der Korrosionsprodukte von eloxiertem Aluminium AlMgSi0,5 in alkalisiertem Stuckgips REA-Steinkohle ohne Vortrocknung nach 3 Monaten Auslagerung bei 100% rel. Luftfeuchte*

Identifizierte Korrosionsprodukte:

- **Ettringit:** strahlend gelb, auch farblos und weiß, nadelige Struktur,
 $\text{Ca}_6\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3(\text{OH})_{12}\cdot 26\text{H}_2\text{O}$

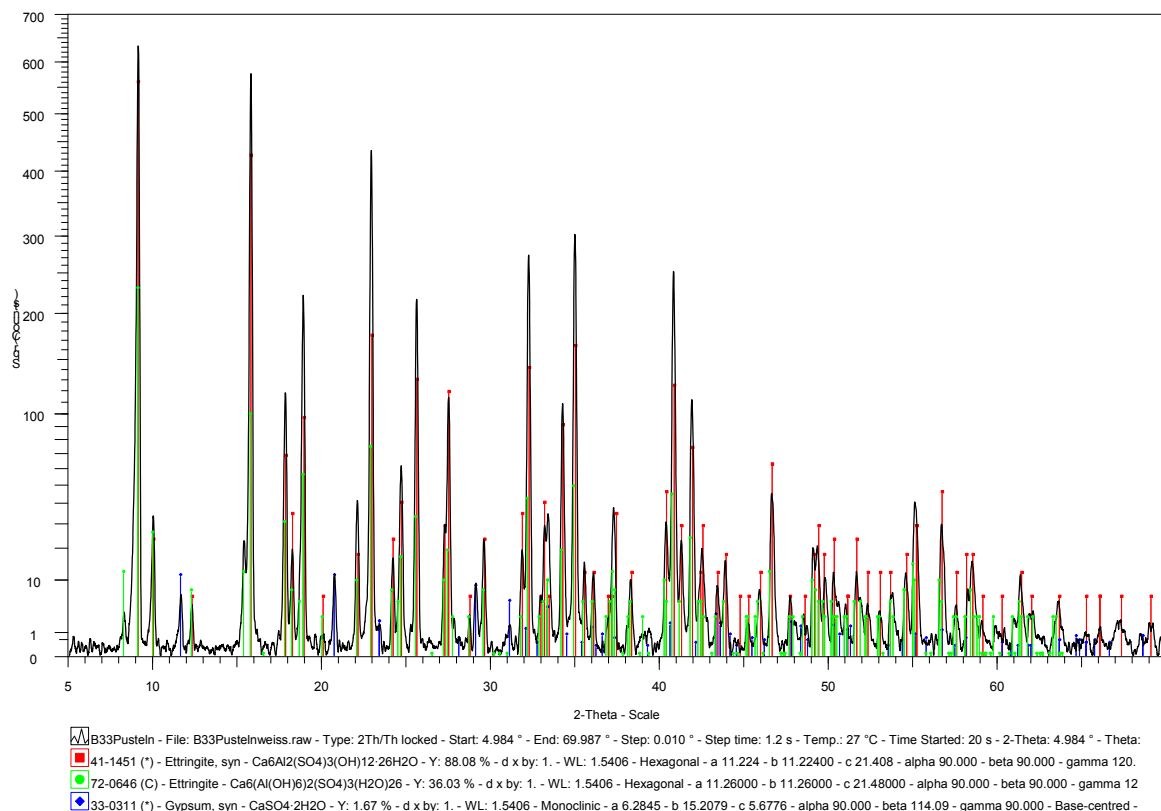


Abbildung 10.36: *Energiedispersive Röntgenbeugungsanalyse der Korrosionsprodukte von eloxiertem Aluminium AlMgSi0,5 in alkalisiertem Stuckgips REA-Braunkohle ohne Vortrocknung nach 3 Monaten Auslagerung bei 100% rel. Luftfeuchte*

Identifizierte Korrosionsprodukte:

- **Ettringit:** strahlend gelb, auch farblos und weiß, nadelige Struktur,
 $\text{Ca}_6\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3(\text{OH})_{12} \cdot 26\text{H}_2\text{O}$

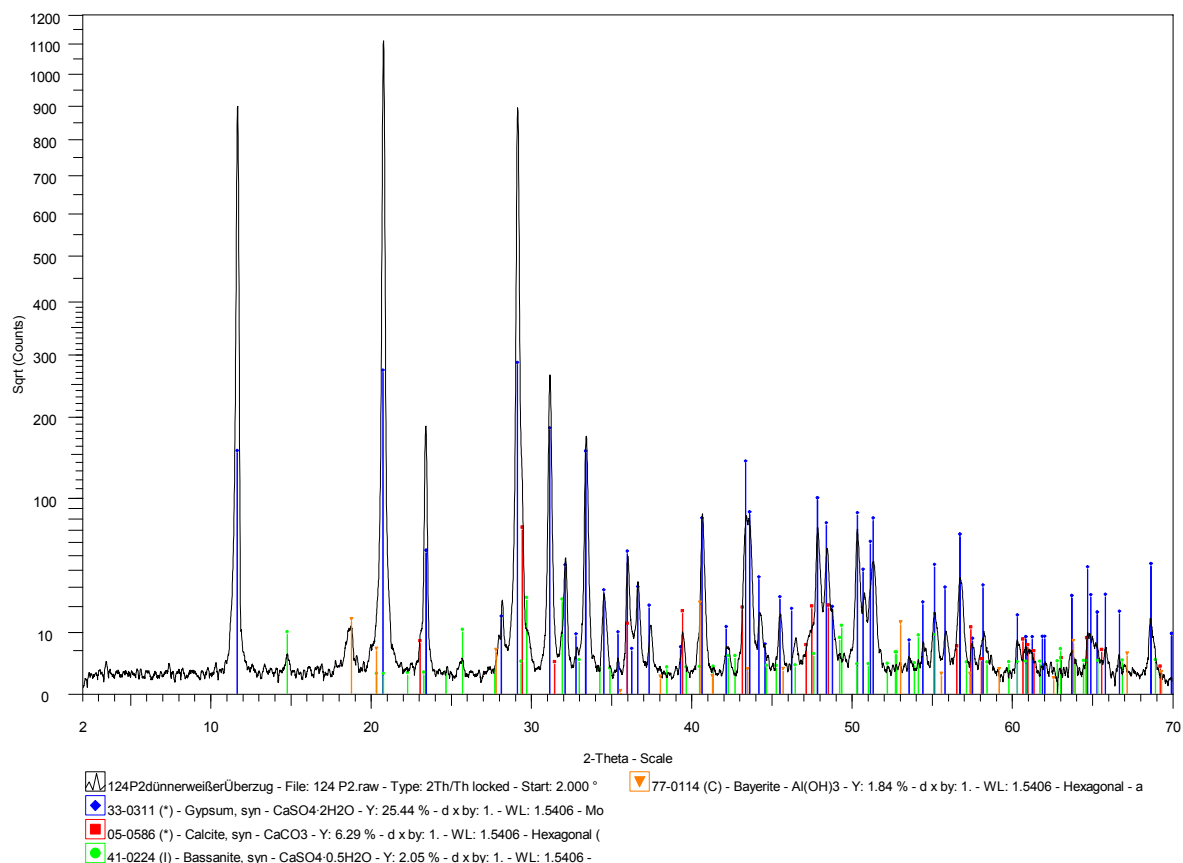


Abbildung 10.37: *Energiedispersive Röntgenbeugungsanalyse der Korrosionsprodukte von eloxiertem Aluminium AlMgSi0,5 in alkalisiertem Stuckgips Naturgips nach 24 Monaten Auslagerung bei 100% rel. Luftfeuchte*

Identifizierte Korrosionsprodukte:

- **Bayerit:** Aluminiumhydroxid, strahlend gelb, auch farblos und weiß, nadelige Struktur, $\text{Al}(\text{OH})_3$

10.5.4 Reinkupfer

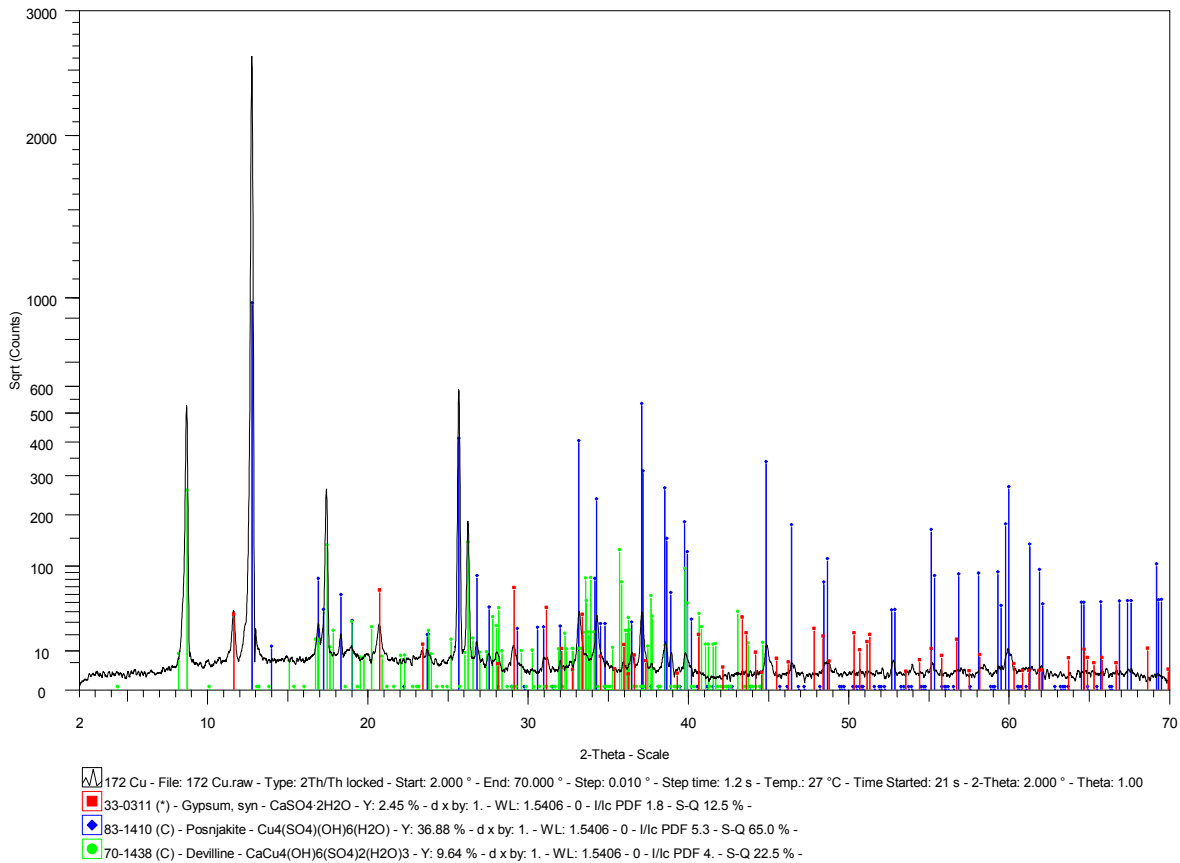


Abbildung 10.38: *Energiedispersive Röntgenbeugungsanalyse der Korrosionsprodukte von Reinkupfer in Stuckgips REA-Steinkohle nach 24 Monaten Auslagerung bei 100% rel. Luftfeuchte*

Identifizierte Korrosionsprodukte:

- **Posnjakit:** Kupfersulfat, azurblaue Kristalle, $\text{Cu}_4(\text{OH})_6\text{SO}_4 \cdot 1,5\text{H}_2\text{O}$
- **Devillin:** Kupfersulfat, Glasglanz, Perlmuttglanz, blau, blaugrün, blauweiß, weiß, dunkelgrün, $\text{CaCu}_4 [\text{SO}_4 (\text{OH})_3]_2 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$

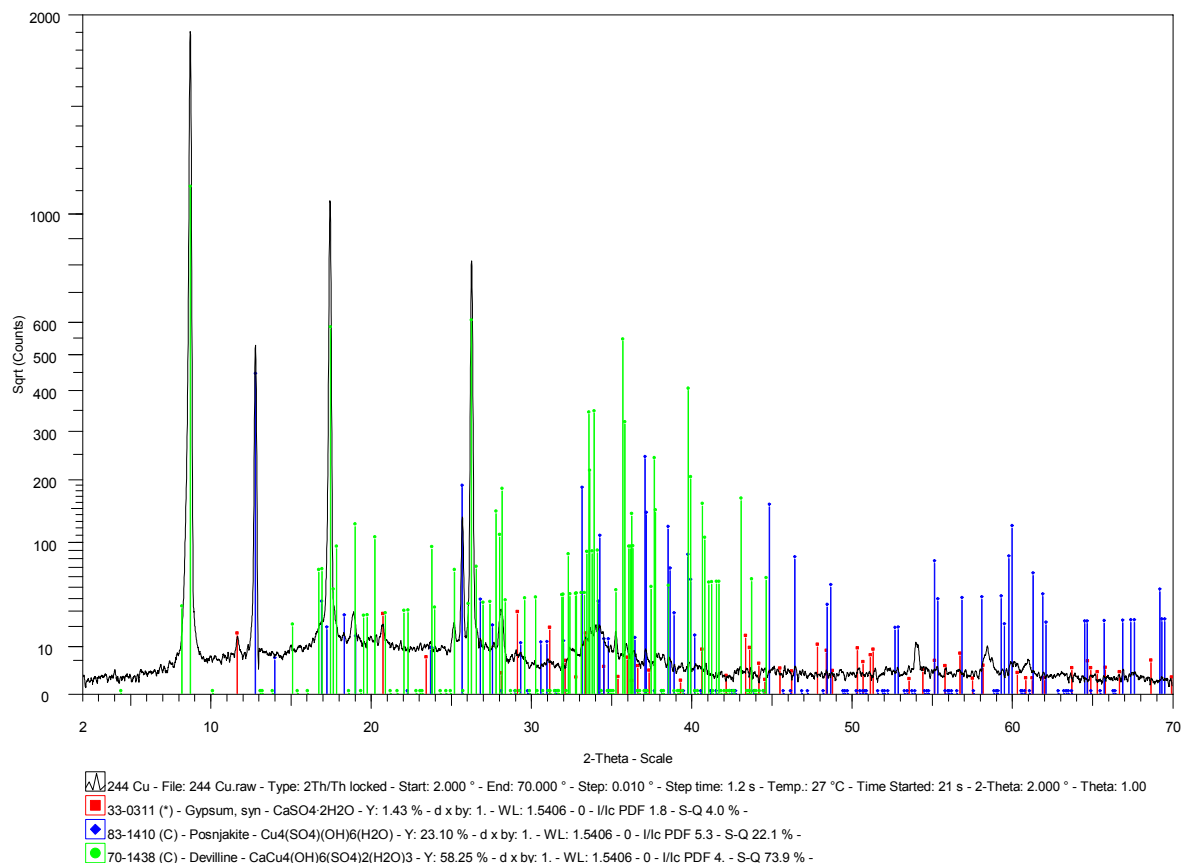


Abbildung 10.39: *Energiedispersive Röntgenbeugungsanalyse der Korrosionsprodukte von Reinkupfer in Stuckgips REA-Braunkohle nach 24 Monaten Auslagerung bei 100% rel. Luftfeuchte*

Identifizierte Korrosionsprodukte:

- **Posnjakit:** Kupfersulfat, azurblaue Kristalle, $\text{Cu}_4[\text{SO}_4(\text{OH})_6] \cdot \text{H}_2\text{O}$
- **Devillin:** Kupfersulfat, Glasglanz, Perlmuttglanz, blau, blaugrün, blauweiß, weiß, dunkelgrün, $\text{CaCu}_4 [\text{SO}_4 (\text{OH})_3]_2 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$

10.5.5 Zinkreiches Messing CuZn39Pb2

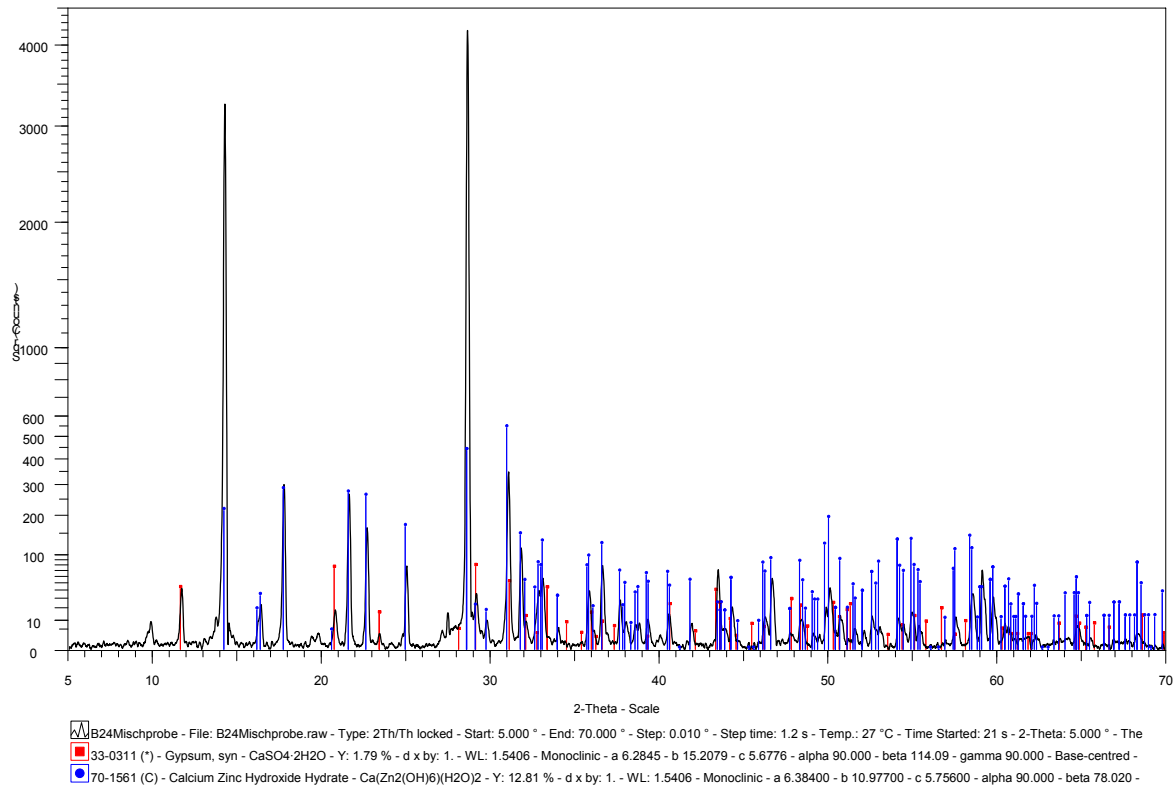


Abbildung 10.40: *Energiedispersive Röntgenbeugungsanalyse der Korrosionsprodukte von zinkreichem Messing CuZn39Pb2 in alkalisiertem Stuckgips REA-Steinkohle ohne Vortrocknung nach 3 Monaten Auslagerung bei 100% rel. Luftfeuchte*

Identifizierte Korrosionsprodukte:

- *Calciumhydroxozinkat:* dunkelgraue, blumenartige Kristalle, $\text{Ca}[\text{Zn}(\text{OH})_3]_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$

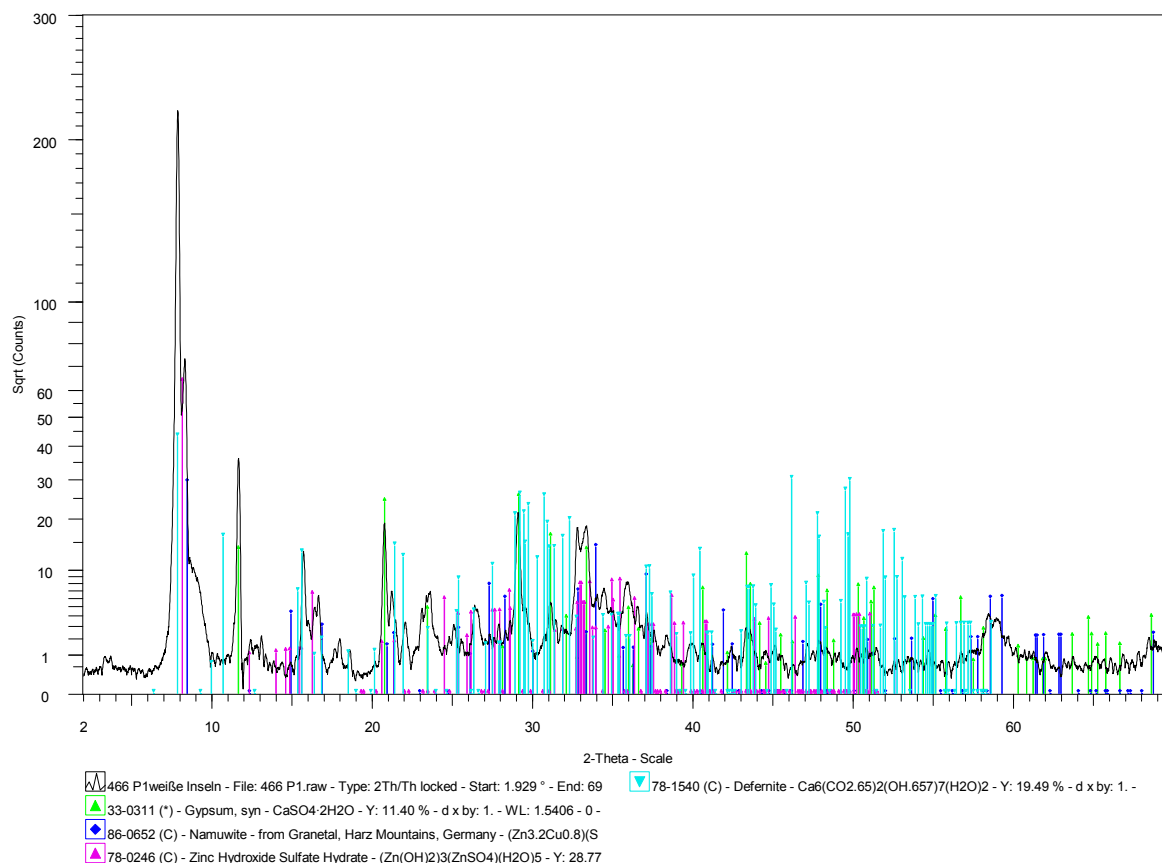


Abbildung 10.41: *Energiedispersive Röntgenbeugungsanalyse der Korrosionsprodukte von zinkreichem Messing CuZn39Pb2 in Stuckgips REA-Braunkohle nach 24 Monaten Auslagerung bei 95% rel. Luftfeuchte (Probe 1)*

Identifizierte Korrosionsprodukte:

- **Zinkhydroxisulfat:** $[\text{Zn}(\text{OH})_2]_3(\text{ZnSO}_4)(\text{H}_2\text{O})_5$

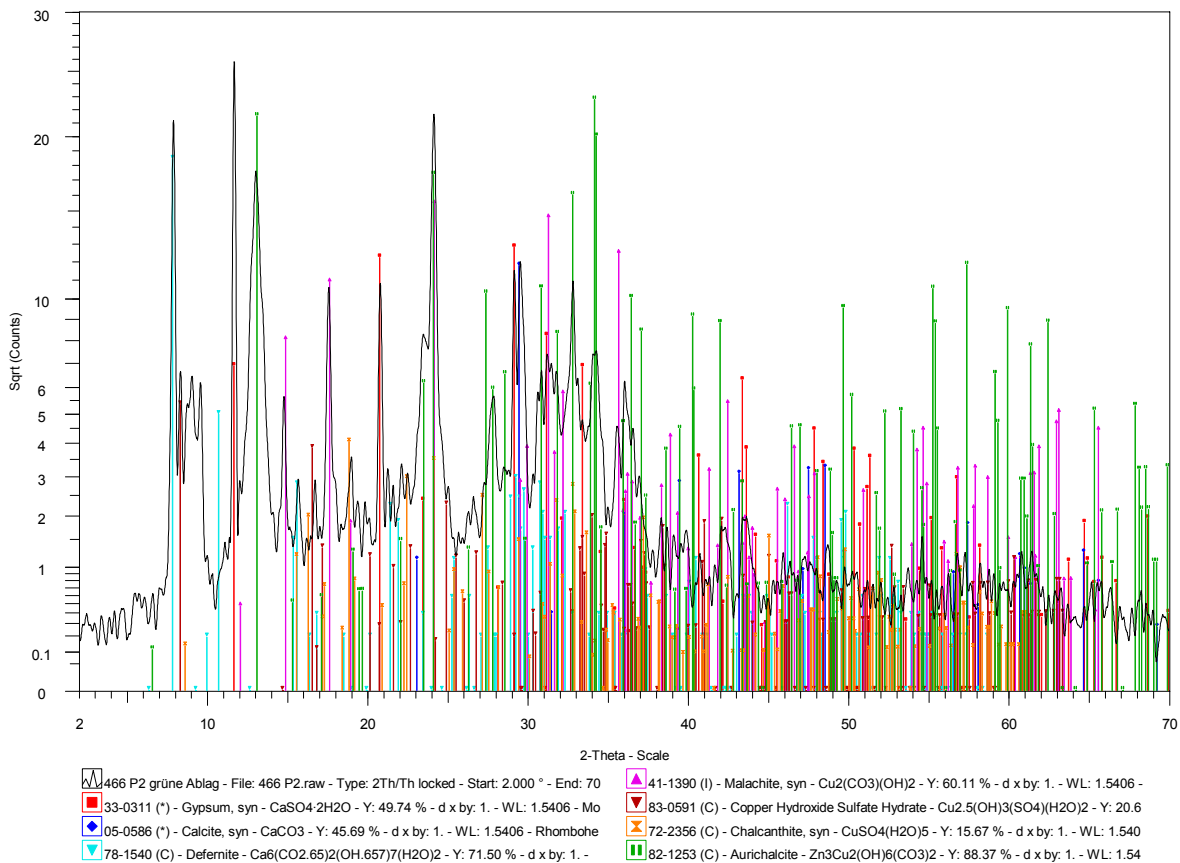


Abbildung 10.42: *Energiedispersive Röntgenbeugungsanalyse der Korrosionsprodukte von zinkreichem Messing CuZn39Pb2 in Stuckgips REA-Braunkohle nach 24 Monaten Auslagerung bei 95% rel. Luftfeuchte (Probe 2)*

Identifizierte Korrosionsprodukte:

- **Malachit:** Kupferkarbonat, smaragdgrünes, seiden- oder glasglänzendes Mineral, $\text{Cu}_2(\text{CO}_3)(\text{OH})_2$
- **Aurichalcit:** Perlmuttglanz, grasgrün, blasgrün, himmelblau oder grünlich blau $\text{Zn}_3\text{Cu}_2(\text{OH})_6(\text{CO}_3)_2$
- **Chalcantit:** Kupfervitriol, Kupfersulfat, blau, muscheliger Bruch, $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$
- **Kupferhydroxisulfat:** $\text{Cu}_{2.5}(\text{OH})_3(\text{SO}_4)(\text{H}_2\text{O})_2$

10.6 Diagramme zur Kontaktkorrosion Metall - Metall

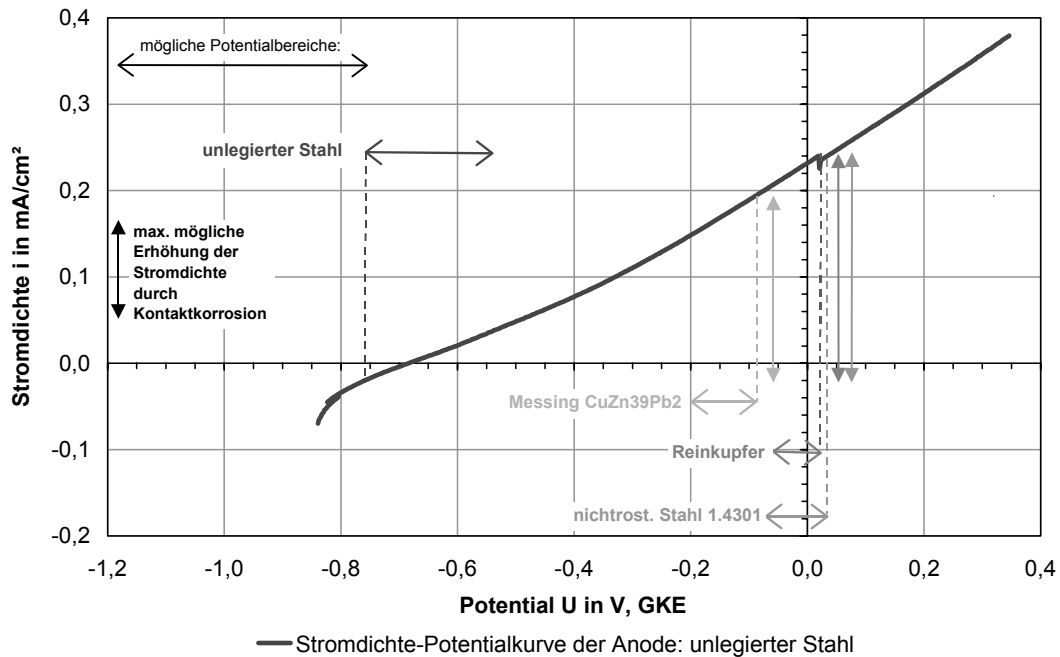


Abbildung 10.43: Gesamtstromdichte-Potentialkurve von unlegiertem Stahl und bei Auslagerung festgestellte Potentialbereiche edlerer Metalle und Legierungen (alle in Stuckgips REA-Steinkohle)

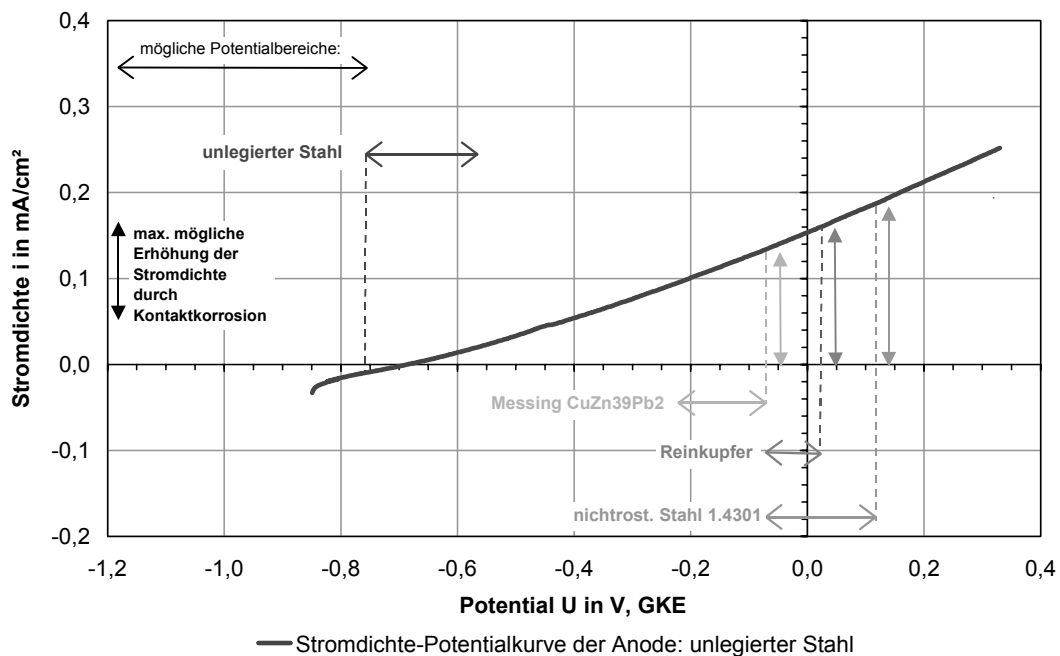


Abbildung 10.44: Gesamtstromdichte-Potentialkurve von unlegiertem Stahl und bei Auslagerung festgestellte Potentialbereiche edlerer Metalle und Legierungen (alle in Stuckgips REA-Braunkohle)

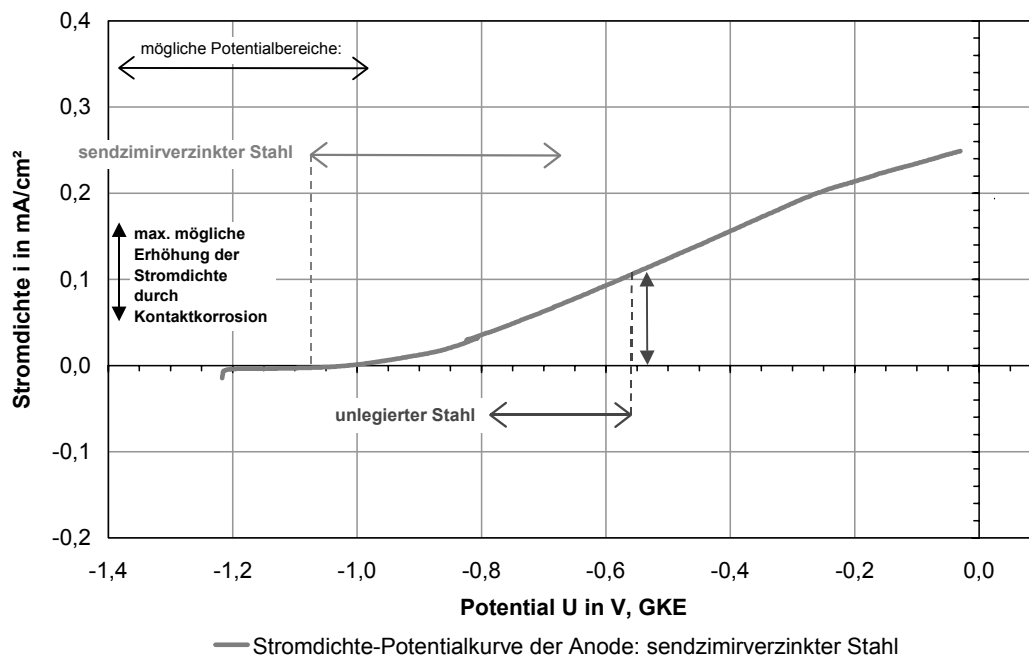


Abbildung 10.45: Gesamtstromdichte-Potentialkurve von sendzimirverzinktem Stahl und bei Auslagerung festgestellter Potentialbereiche von unlegiertem Stahl (alle in alkalisiertem Stuckgips Naturgips)

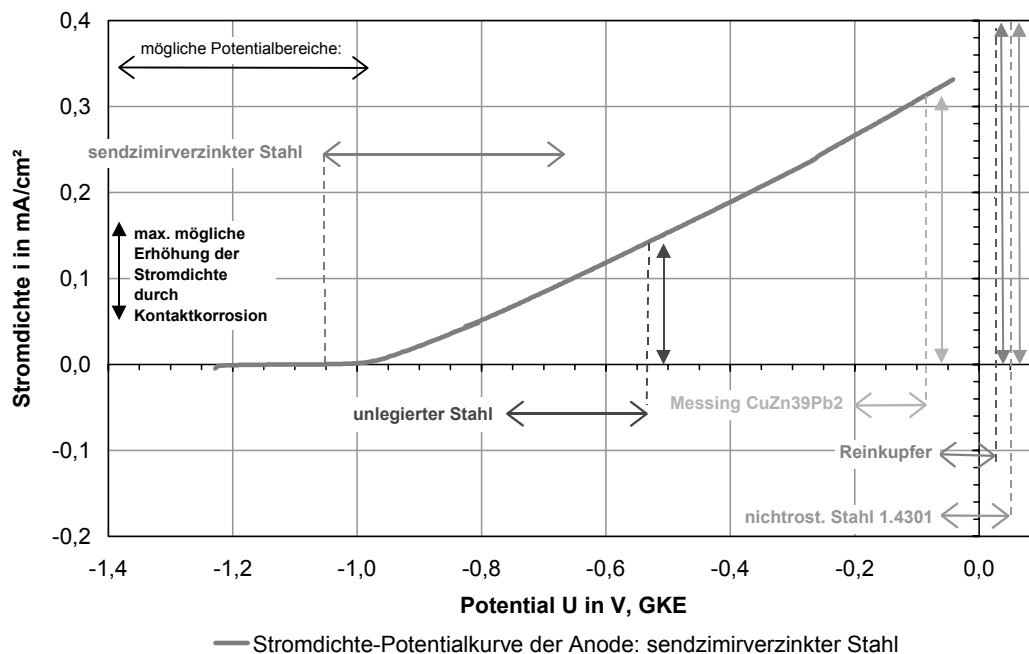


Abbildung 10.46: Gesamtstromdichte-Potentialkurve von sendzimirverzinktem Stahl und bei Auslagerung festgestellte Potentialbereiche edlerer Metalle und Legierungen (alle in Stuckgips REA-Steinkohle)

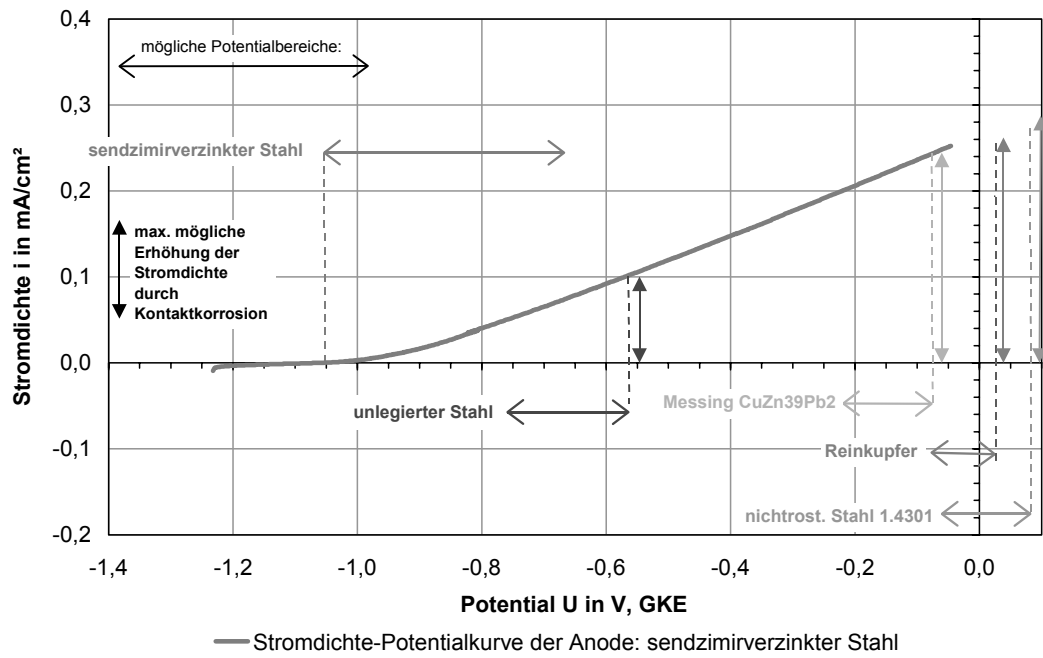


Abbildung 10.47: Gesamtstromdichte-Potentialkurve von sendzimirverzinktem Stahl und bei Auslagerung festgestellte Potentialbereiche edlerer Metalle und Legierungen (alle in Stuckgips REA-Braunkohle)

10.7 Farbabbildungen

10.7.1 Schadensfälle



Farbabb. 1: *Korrosionsangriff an senkrecht durch Stahlbetondecke geführtes Heizungsrohr aus Kupfer, Deckendurchbruch mit Gips verschlossen*



Farbabb. 2: *Korrosionsabzehrungen an mit Gips in Kontakt stehendem Bereich des Kupferrohres*



Farbabb. 3: Stark korrodierter verzinkter hochfester Bolzen zur Abhängung einer Klimadecke in Kontakt mit Gips bei unzureichender Austrocknung



Farbabb. 4: Durch wasserstoffinduzierte Spannungsrisskorrosion gebrochener Bolzen



Farbabb. 5: Detailaufnahme des durch wasserstoffinduzierte Spannungsrisskorrosion gebrochenen Bolzens mit charakteristischer Bruchfläche



Farbabb. 6: Verzinkter hochfester Bolzen in Kontakt mit Gips bei ausreichender Austrocknungsdauer des Brandschutzgipses



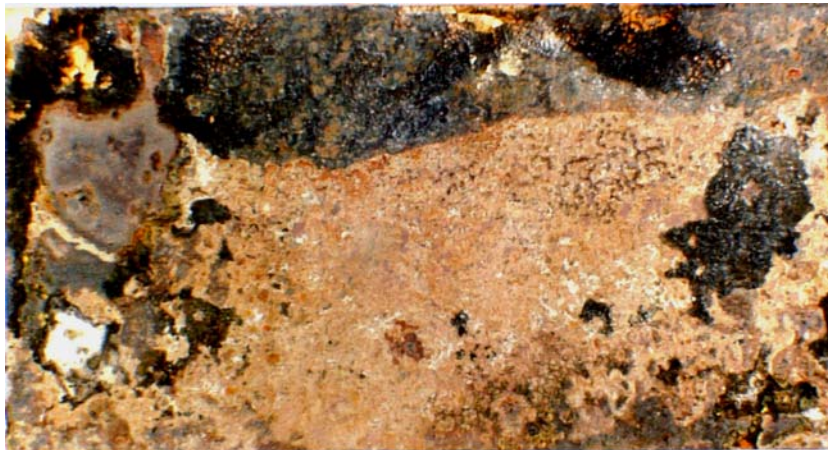
Farbabb. 7: Detailaufnahme des verzinkten hochfesten Bolzens in Kontakt mit Gips bei ausreichender Austrocknungsdauer des Brandschutzgipses

10.7.2 Metalle und Legierungen nach Versuchsende

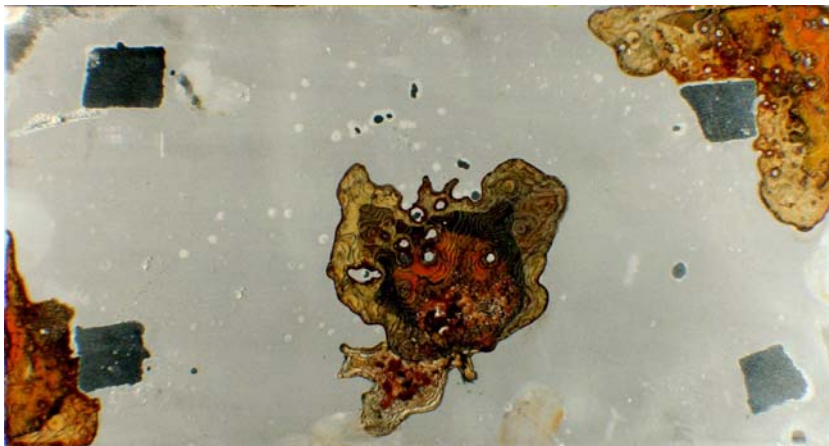
10.7.2.1 Unlegierter Stahl



Farbabb. 8: Unlegiertes Stahlblech nach Entfernung des Stuckgipses Naturgips, Auslagerung 24 Monate bei 100% relativer Luftfeuchte mit Vortrocknung (oben: Stahl ohne Gips; unten: Gips mit Korrosionsprodukten)



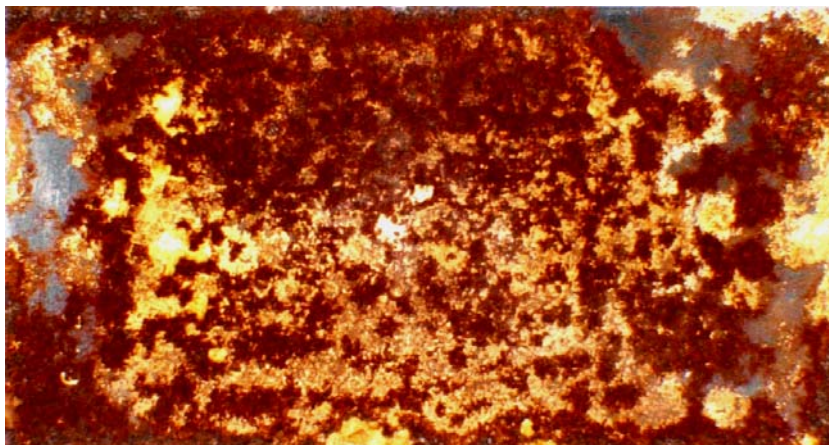
Farbabb. 9: Unlegiertes Stahlblech nach Entfernung des alkalisierten Stuckgipses Naturgips, Auslagerung 24 Monate bei 100% relativer Luftfeuchte mit Vortrocknung (oben: Stahl ohne Gips; unten: Gips mit Korrosionsprodukten)



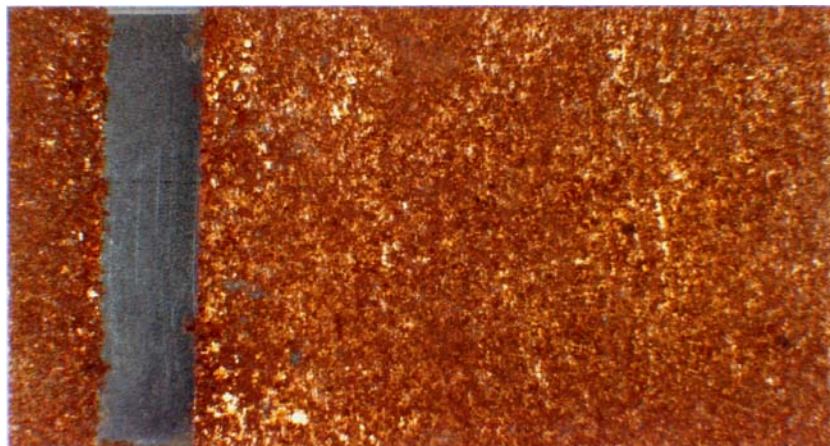
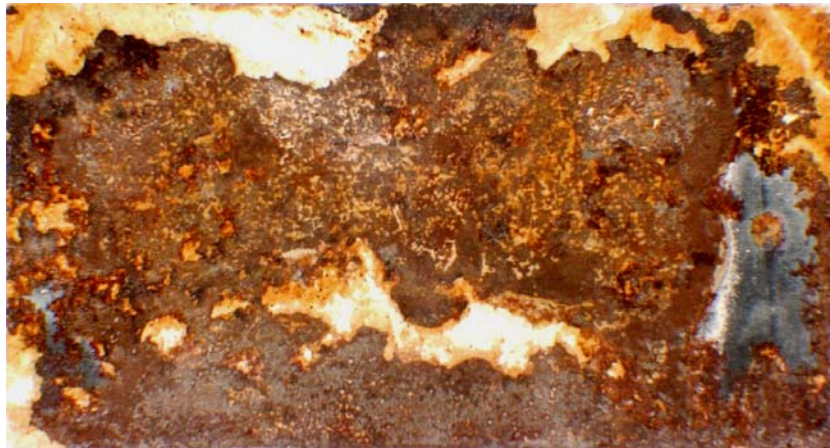
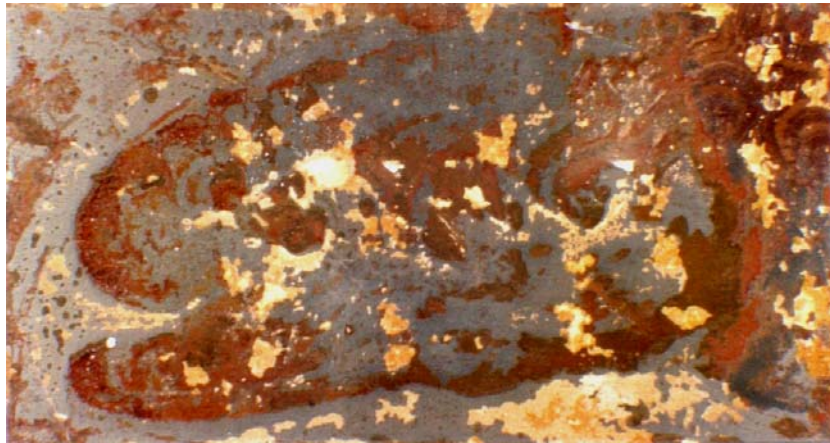
Farbabb. 10: Unlegiertes Stahlblech nach Entfernung des Gipses, Auslagerung mit Vortrocknung, 3 Monate bei 100% relativer Luftfeuchte ohne Vortrocknung (oben: in Stuckgips REA-Steinkohle; unten: in alkalisiertem Stuckgips REA-Steinkohle)



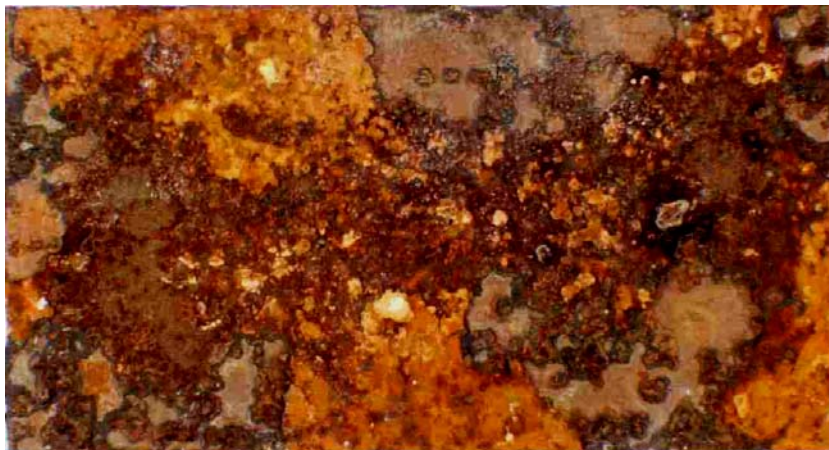
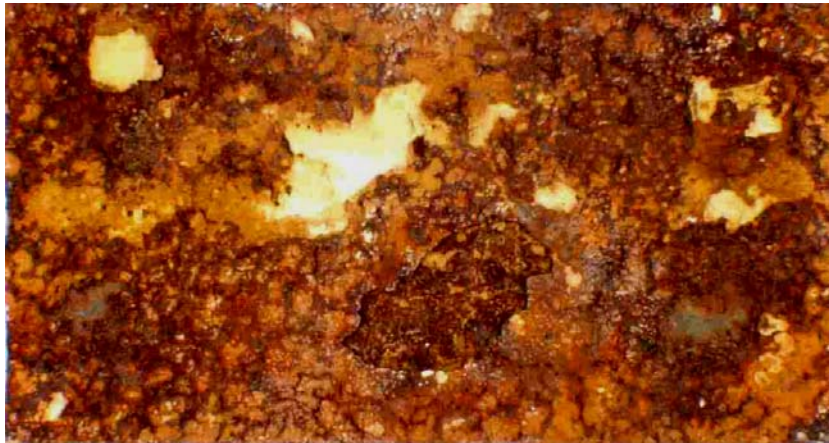
Farbabb. 11: Unlegiertes Stahlblech nach Entfernung des Stuckgipses REA-Braunkohle, Auslagerung 24 Monate bei 95% relativer Luftfeuchte (oben: Stahl ohne Gips; unten: Gips mit Korrosionsprodukten)



Farbabb. 12: Unlegiertes Stahlblech nach Entfernung des Gipses, Auslagerung 24 Monate bei 75% relativer Luftfeuchte (oben: in Stuckgips Naturgips; unten: in Stuckgips REA-Braunkohle)



Farbabb. 13: Unlegiertes Stahlblech nach Entfernung des Gipses, Auslagerung 24 Monate in unbewittertem Außenklima (oben: in Stuckgips Naturgips; Mitte: in Stuckgips REA-Braunkohle; unten: mit Stuckgips REA-Braunkohle kontaminiert, Streifen von Probenhalter)



Farbabb. 14: Unlegiertes Stahlblech nach Entfernung des Gipses, Auslagerung 24 Monate in bewittertem Außenklima (oben: in Stuckgips Naturgips; unten: in Stuckgips REA-Braunkohle)

10.7.2.2 Sendzimirverzinkter Stahl



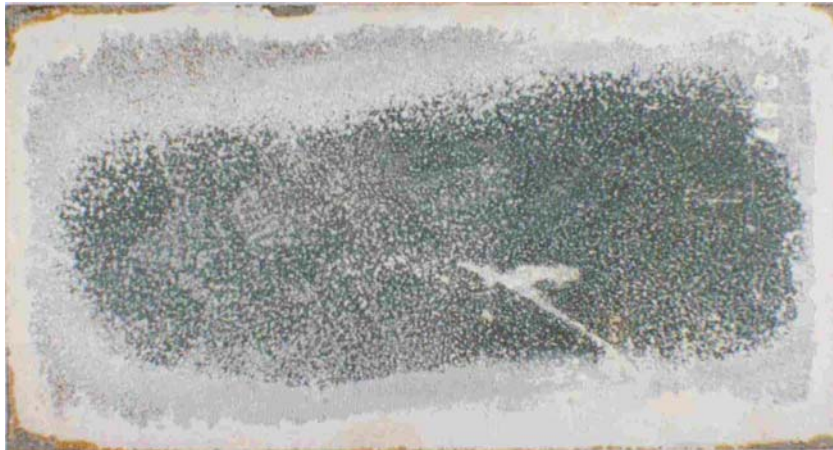
Farbabb. 15: Sendzimirverzinkter Stahl nach Entfernung des Stuckgipses REA-Braunkohle, Auslagerung 3 Monate bei 100% relativer Luftfeuchte mit Vortrocknung (oben: nach Entnahme; unten: Korrosionsprodukte abgebeizt)



Farbabb. 16: Sendzimirverzinkte Stahlbleche nach Entfernung des Gipses, Auslagerung 24 Monate bei 100% relativer Luftfeuchte mit Vortrocknung (oben: in Stuckgips Naturgips; unten: in Stuckgips REA-Braunkohle)



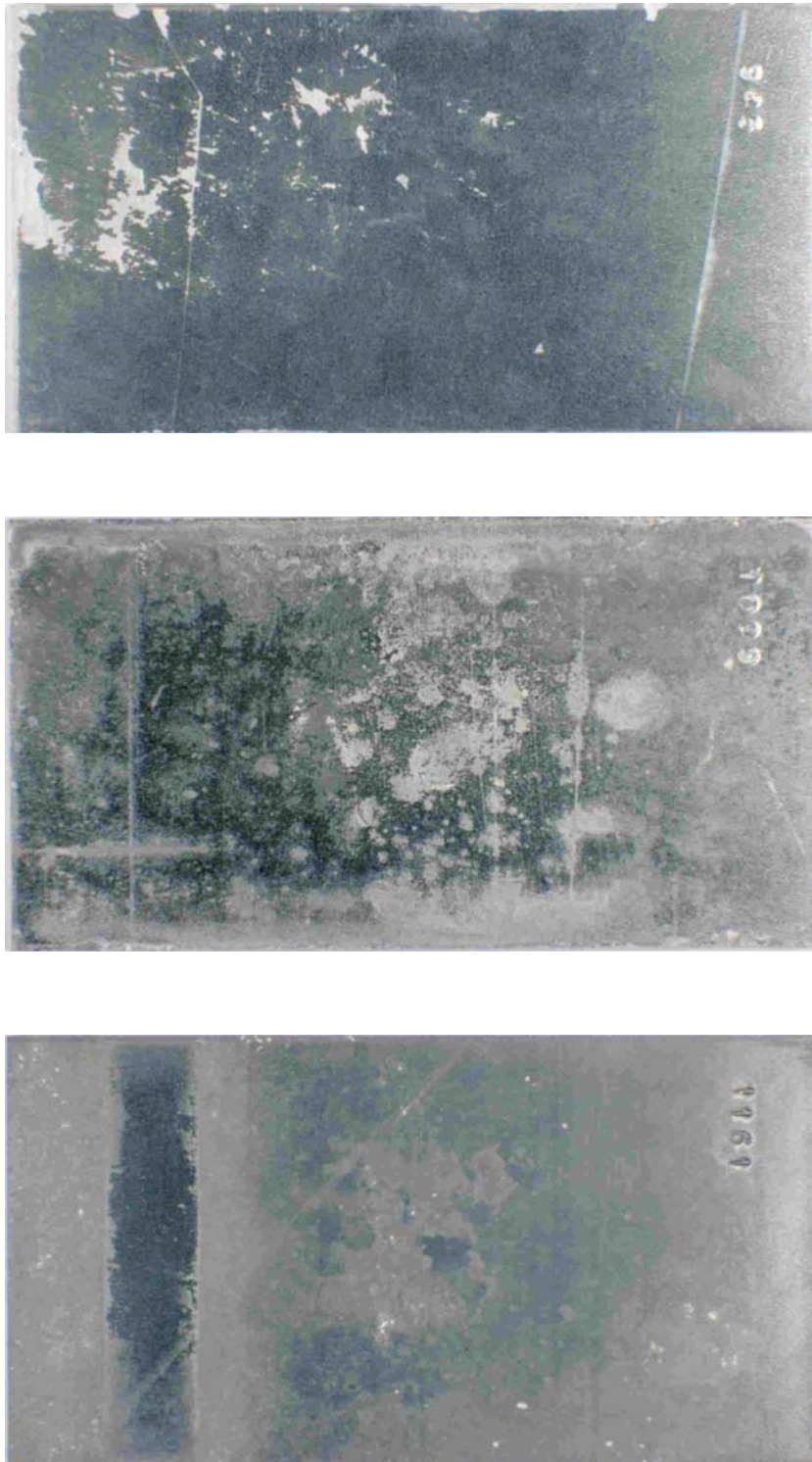
Farbabb. 17: Sendzimirverzinkter Stahl nach Entfernung des Stuckgipses REA-Braunkohle, Auslagerung 3 Monate bei 95% relativer Luftfeuchte (oben: nach Entnahme; Mitte: Kantenfläche; unten: Korrosionsprodukte abgebeizt)



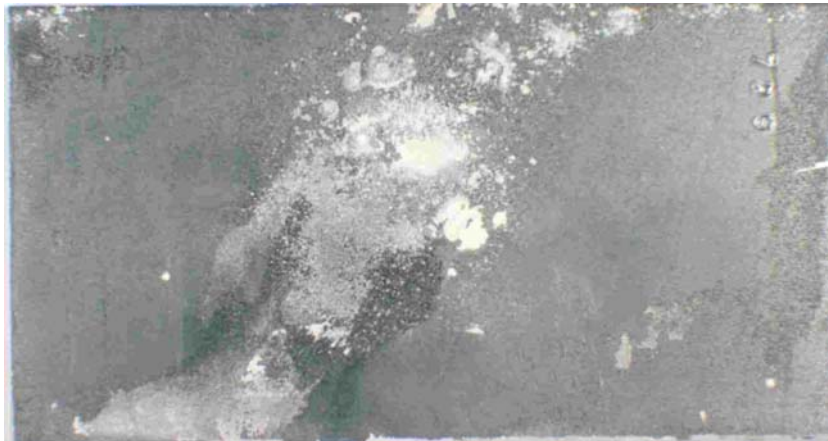
Farbabb. 18: Sendzimirverzinkte Stahlbleche nach Entfernung des Gipses, Auslagerung 24 Monate bei 95% relativer Luftfeuchte (oben: in Stuckgips Naturgips; unten: in Stuckgips REA-Braunkohle)



Farbabb. 19: Sendzimirverzinkte Stahlbleche nach Entfernung des Gipses, Auslagerung 24 Monate bei 75% relativer Luftfeuchte (oben: in Stuckgips Naturgips; unten: in Stuckgips REA-Braunkohle)

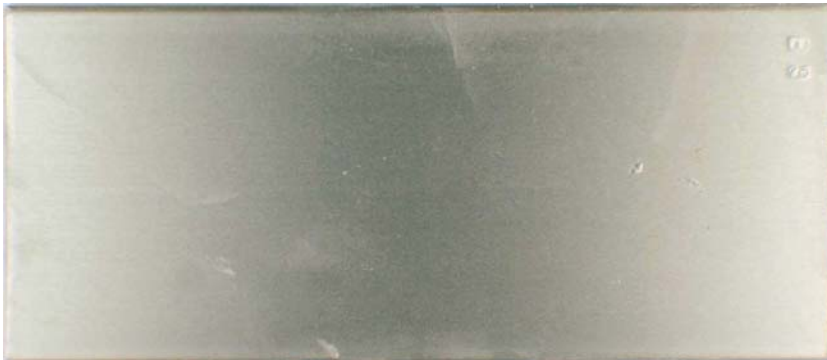


Farbabb. 20: *Sendzimirverzinkte Stahlbleche nach Entfernung des Gipses, Auslagerung 24 Monate in unbewittertem Außenklima (oben: in Stuckgips Naturgips; Mitte: in Stuckgips REA-Braunkohle; unten: kontaminiert mit Stuckgips Naturgips, Streifen von Probenhalter)*

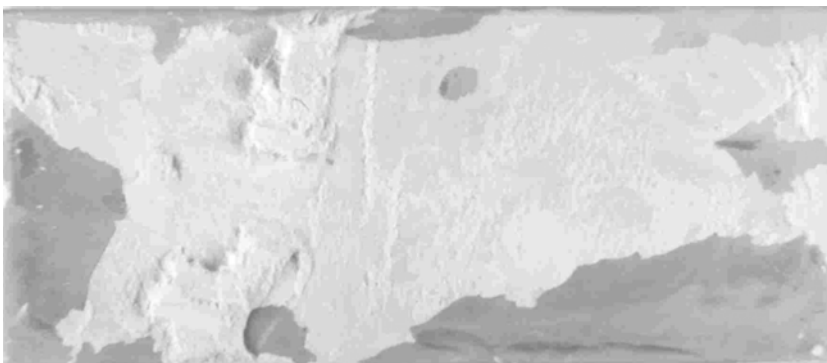


Farbabb. 21: Sendzimirverzinkte Stahlbleche nach Entfernung des Gipses, Auslagerung 24 Monate in bewittertem Außenklima (oben: in Stuckgips Naturgips; unten: in Stuckgips REA-Braunkohle)

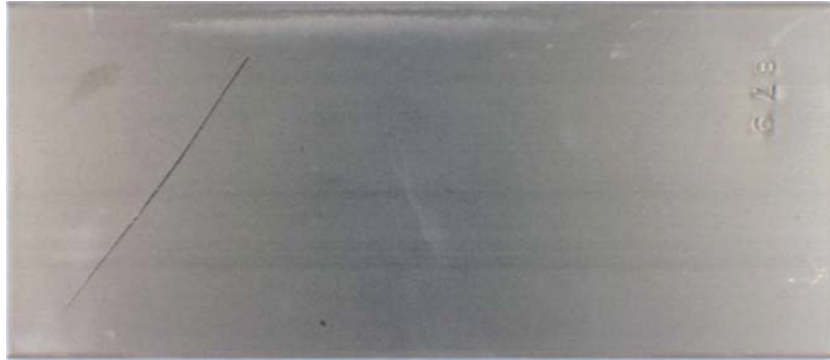
10.7.2.3 Aluminium AlMgSi0,5



Farbabb. 22: Eloxierblech (AlMgSi0,5) nach Entfernung des Gipses, Auslagerung 3 Monate bei 100% relativer Luftfeuchte ohne Vortrocknung (oben: in Stuckgips Naturgips; unten: in Stuckgips Naturgips + $\text{Ca}(\text{OH})_2$)



Farbabb. 23: Eloxierblech nach Entfernung des Gipses, Auslagerung 24 Monate bei 100% relativer Luftfeuchte mit Vortrocknung (in Stuckgips Naturgips + $\text{Ca}(\text{OH})_2$)



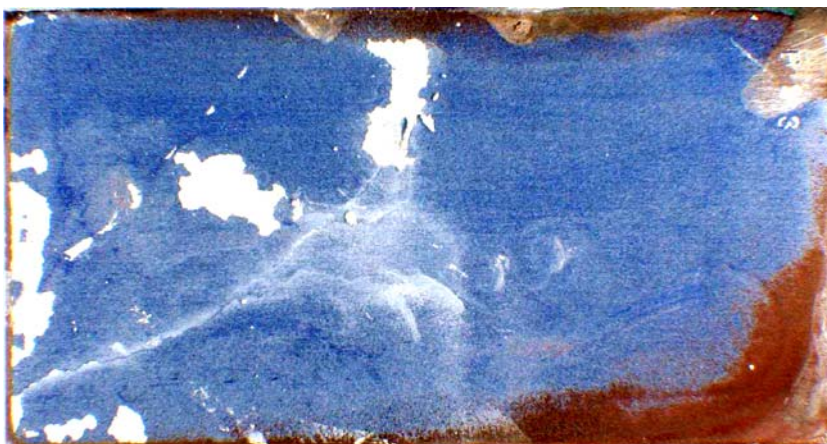
Farbabb. 24: Eloxiertes Aluminium nach Entfernung des Gipses, Auslagerung 24 Monate an bewitterter Atmosphäre (in Stuckgips REA-Braunkohle)

10.7.2.4 Nichtrostender Stahl 1.4301

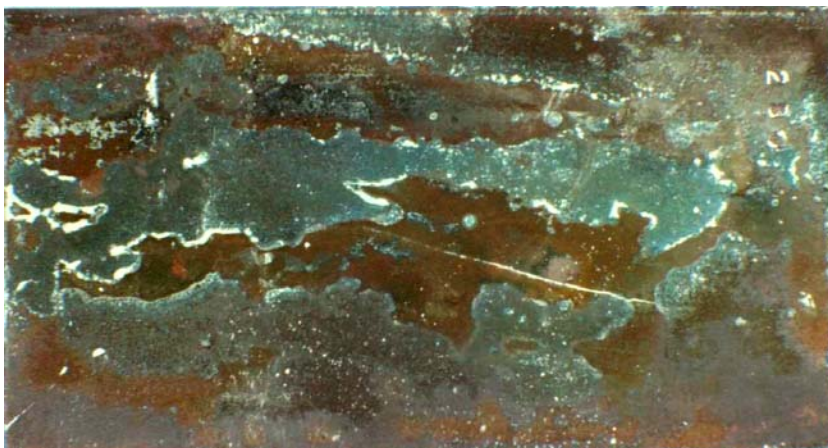
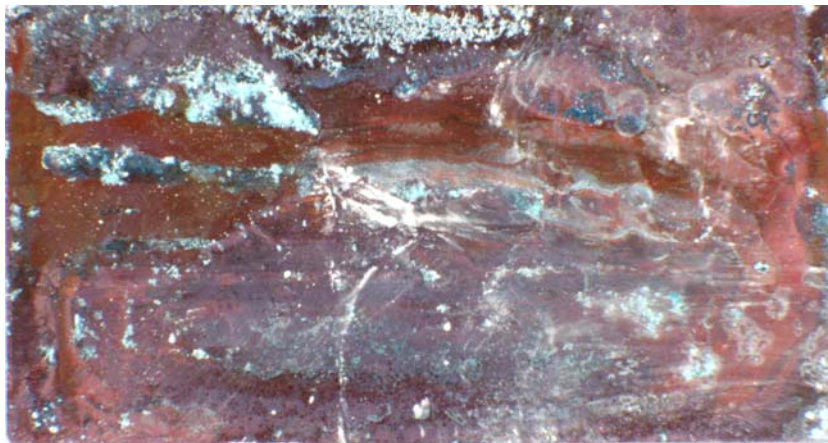


Farbabb. 25: Nichtrostendes Stahlblech nach Entfernung des Stuckgipses Naturgips (exemplarisch Auslagerung 24 Monate bei 100% relativer Luftfeuchte mit Vortrocknung)

10.7.2.5 Reinkupfer



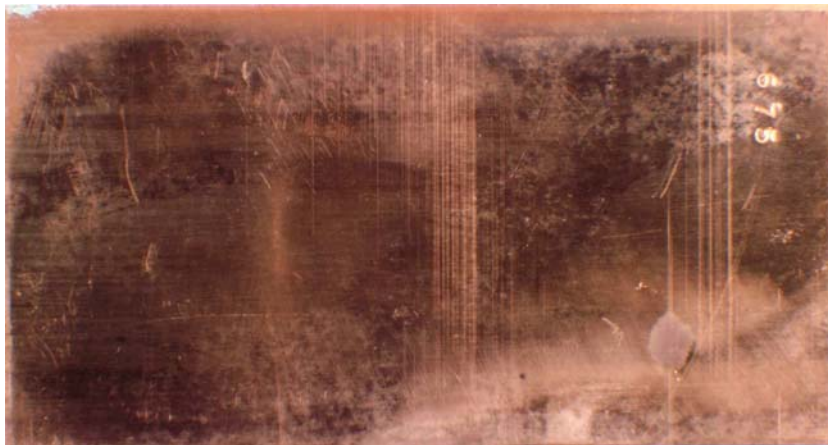
Farbabb. 26: *Reinkupfer nach Entfernung des Stuckgipses REA-Steinkohle, Auslagerung 3 Monate bei 100% relativer Luftfeuchte ohne Vortrocknung (oben: in Stuckgips REA-Steinkohle; unten: in Stuckgips REA-Steinkohle mit 1,5 M.-% Ca(OH)_2)*



Farbabb. 27: Kupferbleche nach Entfernung des Gipses, Auslagerung 24 Monate bei 100% relativer Luftfeuchte mit Vortrocknung (oben: in Stuckgips Naturgips; Mitte: in Stuckgips REA-Braunkohle; unten: in Stuckgips REA-Braunkohle + $\text{Ca}(\text{OH})_2$)



Farbabb. 28: Kupferbleche nach Entfernung des Gipses, Auslagerung 24 Monate bei 95% relativer Luftfeuchte (oben: in Stuckgips Naturgips; unten: in Stuckgips REA-Braunkohle)



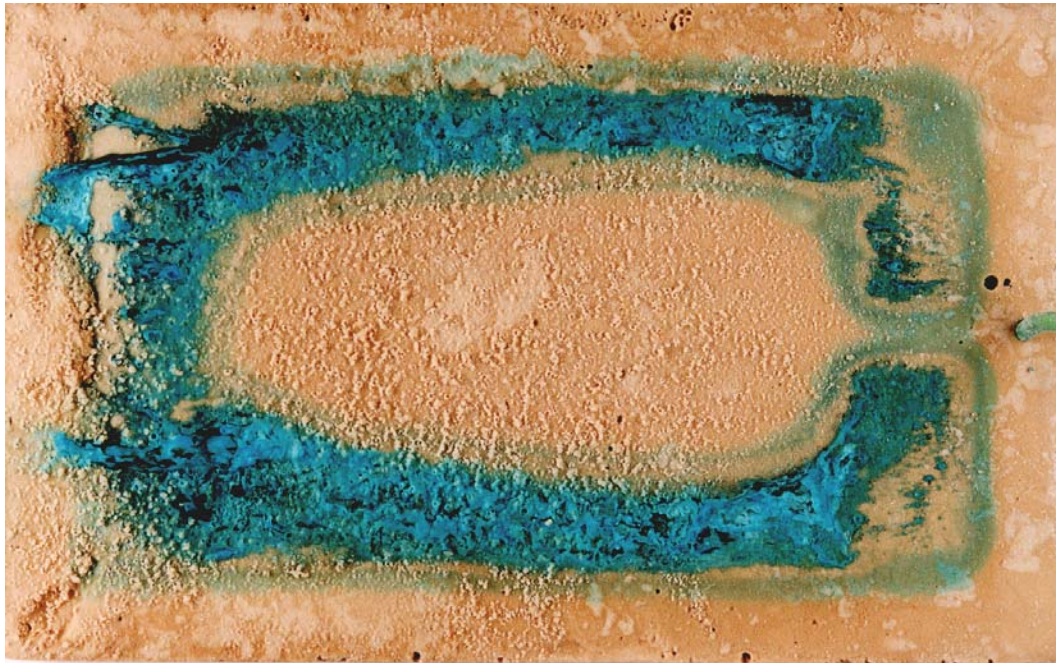
Farbabb. 29: Kupferbleche nach Entfernung des Gipses, Auslagerung 24 Monate bei 75% relativer Luftfeuchte (oben: in Stuckgips Naturgips; unten: in Stuckgips REA-Braunkohle)



Farbabb. 30: *Kupferbleche nach Entfernung des Gipses, Auslagerung 24 Monate in unbewittertem Außenklima (oben: in Stuckgips Naturgips; Mitte: in Stuckgips REA-Braunkohle; unten: kontaminiert mit Naturgips, Streifen von Probenhalter)*



Farbabb. 31: Kupferbleche nach Entfernung des Gipses, Auslagerung 24 Monate in bewittertem Außenklima (oben: in Stuckgips Naturgips; Mitte: in Stuckgips Naturgips + $\text{Ca}(\text{OH})_2$; unten: in Stuckgips REA-Braunkohle)

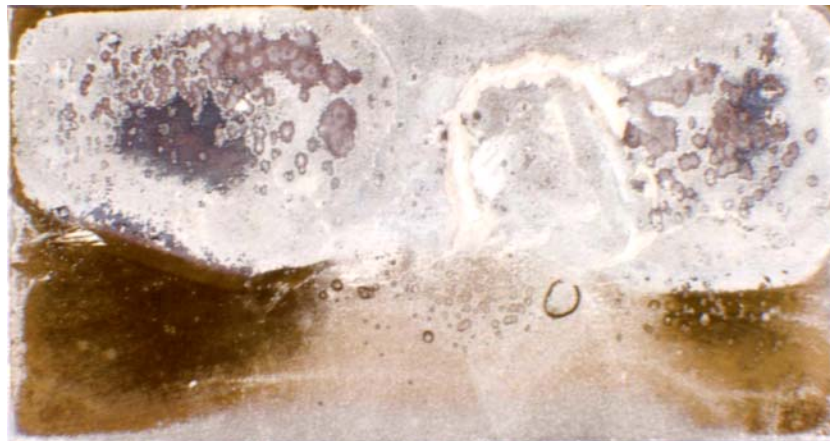


Farbabb. 32: *Reinkupfer in alkalisiertem Stuckgips REA-Steinkohle nach Durchführung der elektrochemischen Untersuchungen*

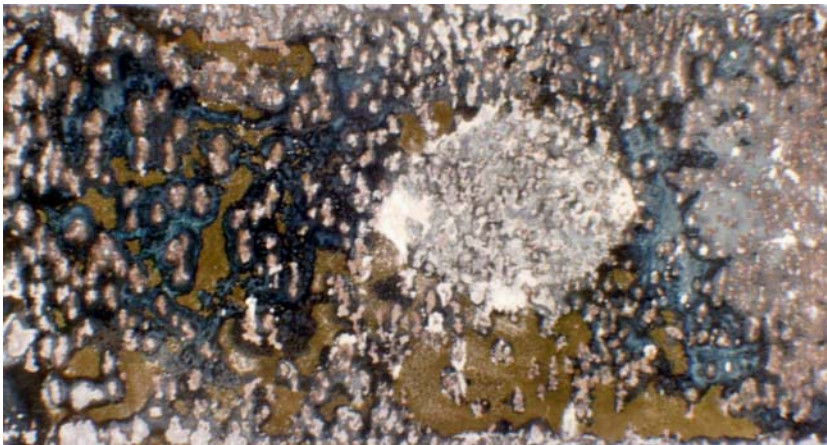
10.7.2.6 Messing CuZn39Pb2



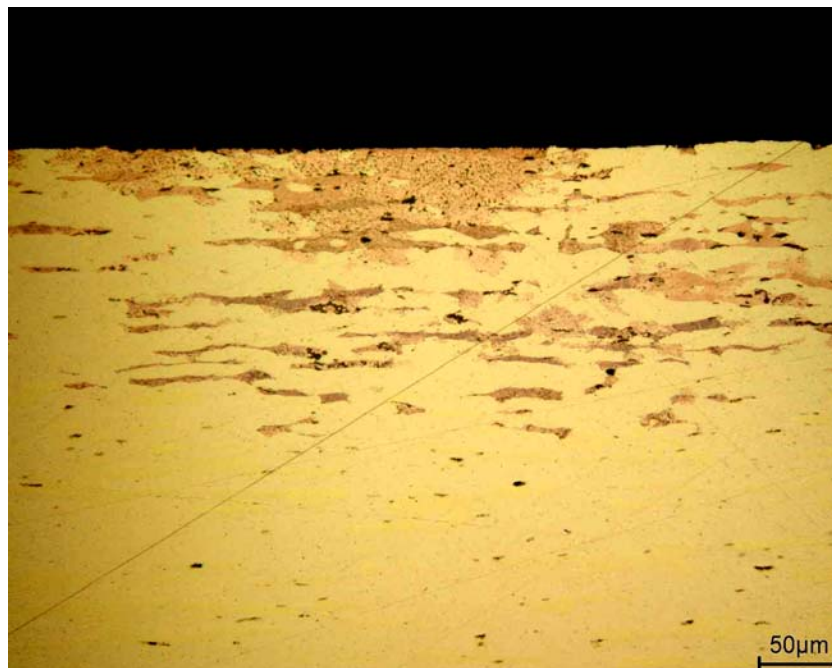
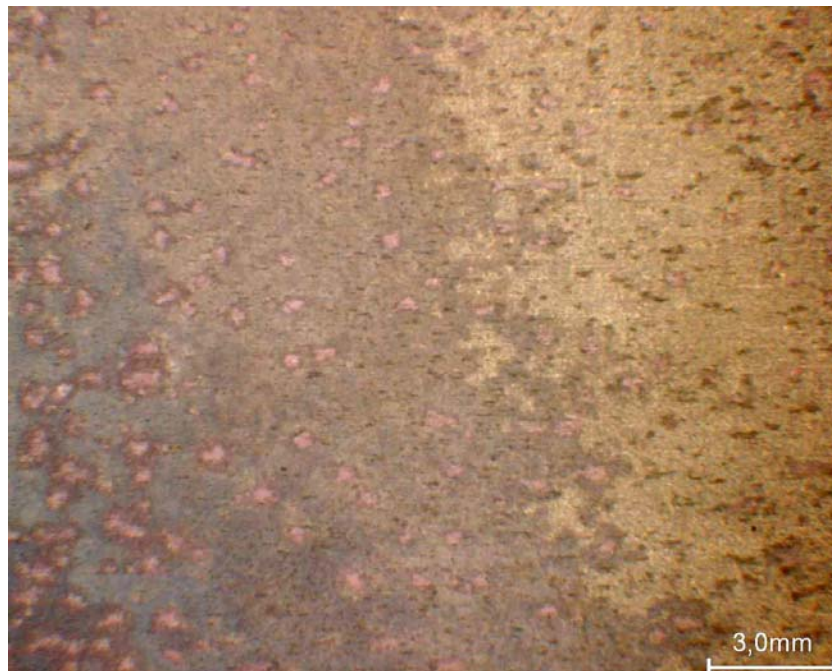
Farbabb. 33: *Entzinkung an zinkreichem Messing CuZn39Pb2 nach Entfernung des Stuckgipses REA-Braunkohle, Auslagerung 3 Monate bei 100% relativer Luftfeuchte mit Vortrocknung*



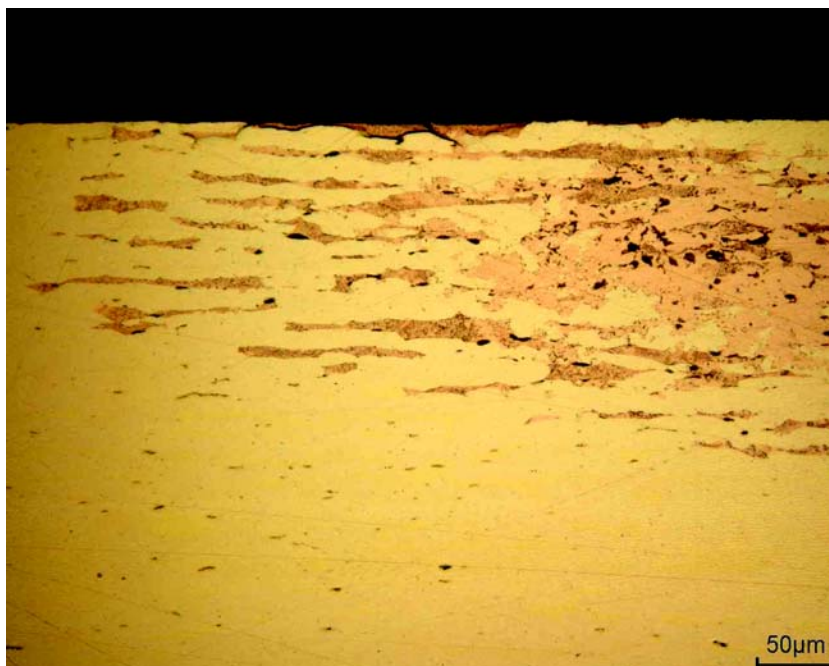
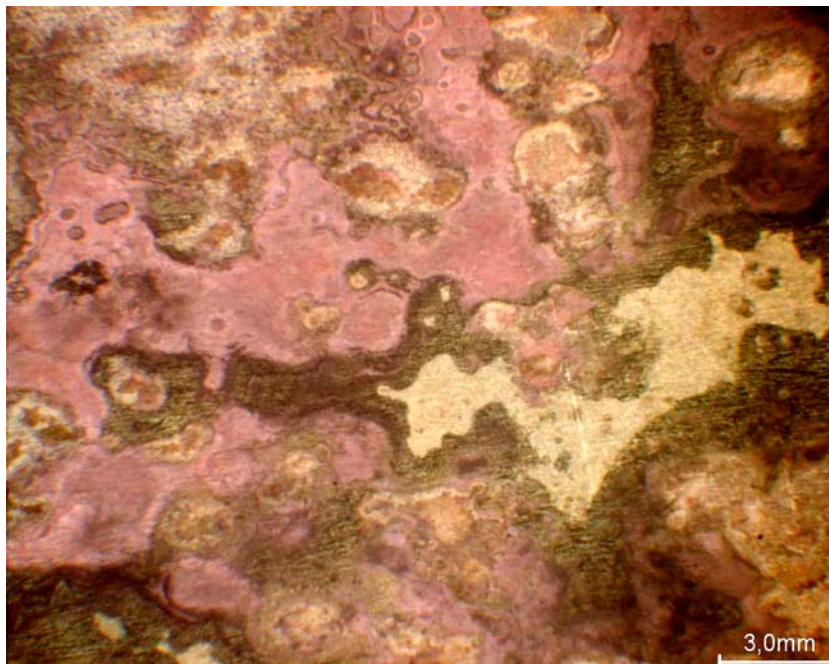
Farbabb. 34: Zinkreiche Messingbleche nach Entfernung der Gipse, Auslagerung 24 Monate bei 100% relativer Luftfeuchte mit Vortrocknung (oben: in Stuckgips Naturgips; Mitte: in Stuckgips REA-Braunkohle; unten: in Stuckgips REA-Braunkohle + $\text{Ca}(\text{OH})_2$)



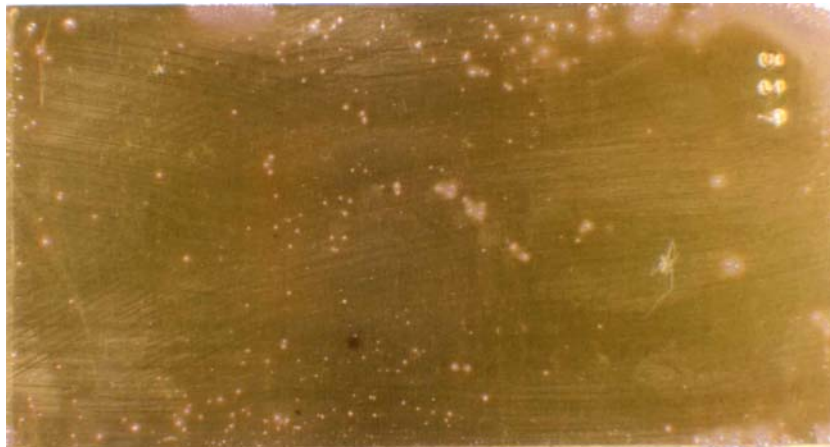
Farbabb. 35: Zinkreiche Messingbleche nach Entfernung des Gipses, Auslagerung 24 Monate bei 95% relativer Luftfeuchte (oben: in Stuckgips Naturgips; unten: in REA-Braunkohle)



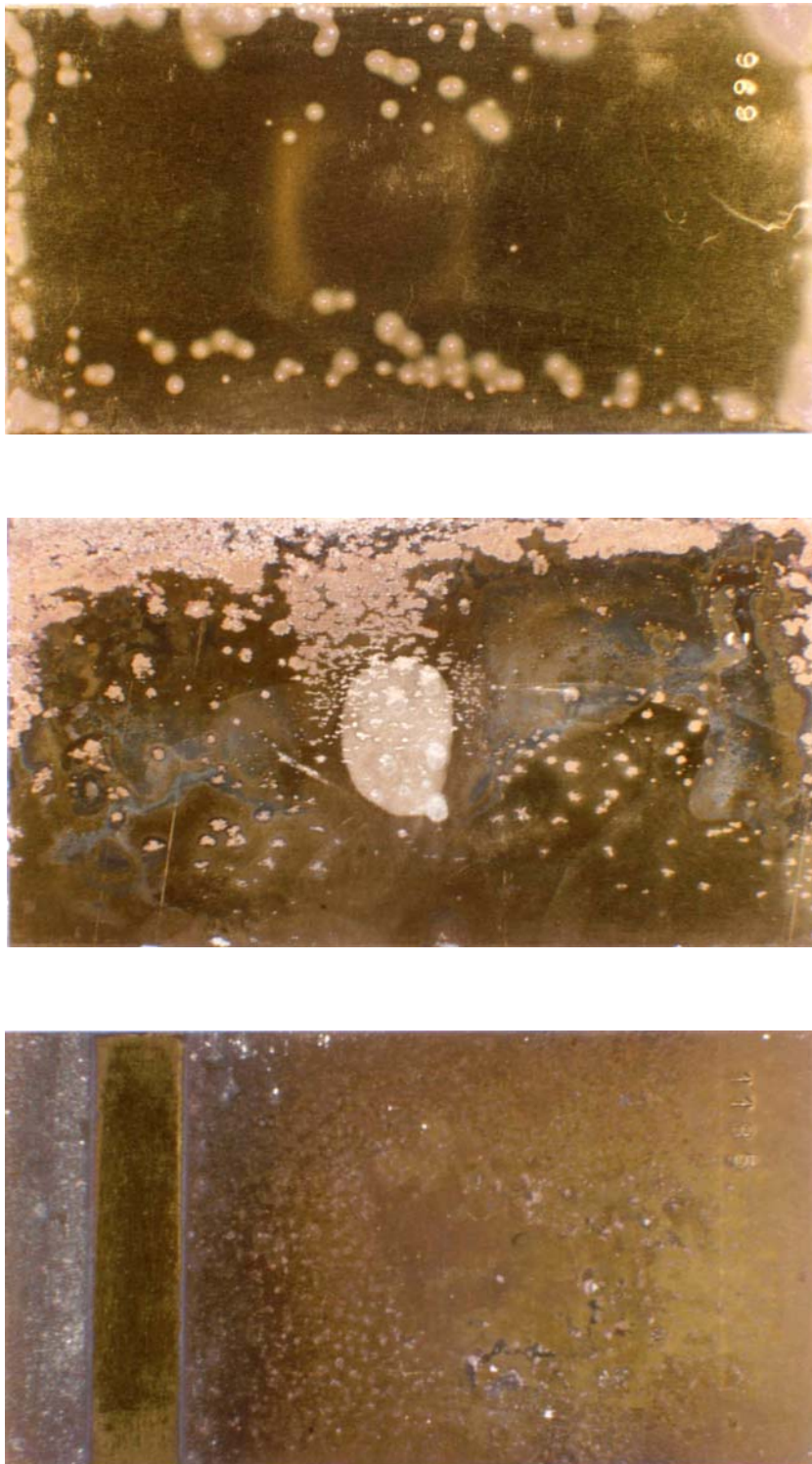
Farbabb. 36: Entzinkung bei zinkreichem Messing CuZn39Pb2 nach Entfernung des Stuckgipses Naturgips, Auslagerung 24 Monate bei 95% relativer Luftfeuchte (oben: Oberfläche; unten: Schliff durch Messingblech)



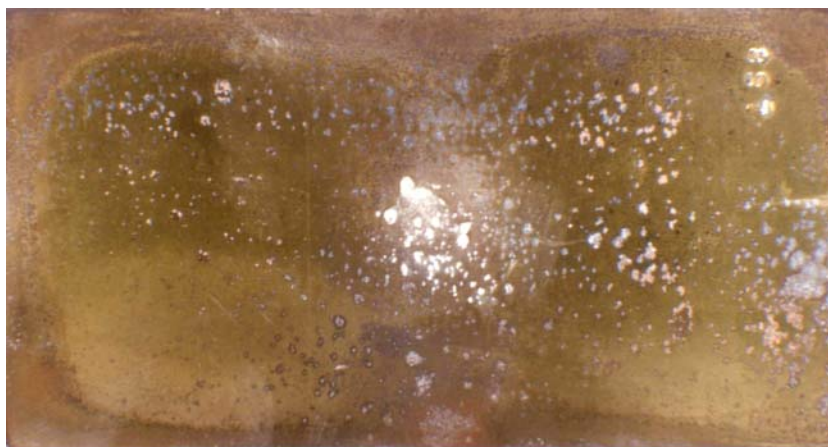
Farbabb. 37: Entzinkung bei zinkreichem Messing CuZn39Pb2 nach Entfernung des Stuckgipses REA-Braunkohle, Auslagerung 24 Monate bei 95% relativer Luftfeuchte (oben: Oberfläche; unten: Schliff durch Messingblech)



Farbabb. 38: Zinkreiche Messingbleche nach Entfernung des Gipses, Auslagerung 24 Monate bei 75% relativer Luftfeuchte (oben: in Stuckgips Naturgips; unten: in Stuckgips REA-Braunkohle)



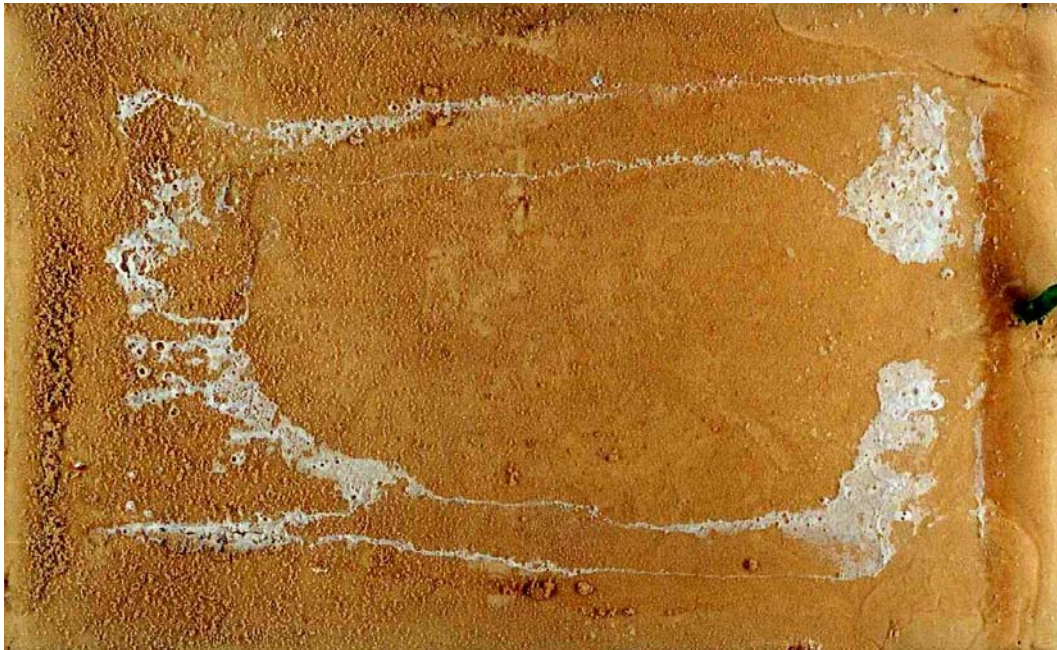
Farbabb. 39: Zinkreiche Messingbleche nach Entfernung des Gipses, Auslagerung 24 Monate in unbewittertem Außenklima (oben: in Stuckgips Naturgips; Mitte: in Stuckgips REA-Braunkohle; unten: kontaminiert mit Stuckgips REA-Braunkohle, Streifen von Probenhalter)



Farbabb. 40: Zinkreiche Messingbleche nach Entfernung des Gipses, Auslagerung 24 Monate in bewittertem Außenklima (oben: in Stuckgips Naturgips, unten: in Stuckgips REA-Braunkohle)



Farbabb. 41: Messing CuZn39Pb2 nach Entfernung des Stuckgips REA-Steinkohle, Auslagerung 10 Tage mit einmaliger, kurzzeitiger Wasserlagerung (Korrosionsprodukte abgebeizt)



Farbabb. 42: *In alkalisiertem Stuckgips REA-Braunkohle eingebettetes zinkreiches Messing CuZn39Pb2 nach Durchführung der elektrochemischen Untersuchungen*



Farbabb. 43: *Zinkreiches Messing CuZn39Pb2 nach elektrochemischen Untersuchungen und Entfernung des Gipses (alkalisierter Stuckgips REA-Braunkohle)*

Lebenslauf

Persönliche Daten

Name: Marcus Walz
Geburtstag: 13.07.1971
Geburtsort: Stuttgart
Familienstand: verheiratet
Staatsangehörigkeit: deutsch

Schulbildung

Grundschule: August 1978 bis Juli 1983
Grundschule der Pestalozzi-Schule, Stuttgart

Gymnasium: August 1983 bis Mai 1993
Hegelgymnasium, Stuttgart

Zivildienst

September 1993 bis November 1994
Arbeiter-Samariter-Bund, Ortsverband Stuttgart

Weitere Tätigkeiten

Oktober 1994 bis August 1995
Praktikum im Architekturbüro Brenner & Partner, Stuttgart
Arbeitertätigkeit bei Mercedes-Benz, Stuttgart

Studium des Bauingenieurwesens

Oktober 1995 bis Juni 2000
Universität Stuttgart

Beruflicher Werdegang

Juli 2000 bis Oktober 2000
Tragwerksplaner bei Boll und Partner, Stuttgart

November 2000 bis Juli 2001
Berechnungsingenieur bei Ingenieurgesellschaft Lasso
Leinfelden-Echterdingen

August 2001 bis Juli 2004
Wissenschaftlicher Angestellter beim Otto-Graf-Institut
MPA, Universität Stuttgart
Fachbereich für Erhaltung von Bauten und Anlagen
Referat für Korrosion und Korrosionsprüfung