

Forschungsberichte

Nr. 23

Tobias Marc Meißner

2021

Neuartige Diffusionsschichten auf Cr-Basis zum  
Korrosionsschutz ferritisch-martensitischer Stähle  
im Kontakt mit partiell festen und flüssigen Salzen

---

Herausgeber: DECHEMA-Forschungsinstitut • Stiftung bürgerlichen Rechts

Vorstand: Prof. Dr. rer. nat. Jens Schrader

Sitz der Stiftung: Frankfurt am Main

[www.dechema-dfi.de](http://www.dechema-dfi.de)

# **Neuartige Diffusionsschichten auf Cr-Basis zum Korrosionsschutz ferritisch-martensitischer Stähle im Kontakt mit partiell festen und flüssigen Salzen**

Von der Fakultät für Ingenieurwissenschaften  
der Universität Bayreuth  
zur Erlangung der Würde eines  
Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)  
genehmigte Dissertation

von

M.Sc. Tobias Marc Meißner

aus

Ludwigsburg

Erstgutachter: Priv.-Doz. Dr.-Ing. Mathias Christian Galetz

Zweitgutachter: Prof. Dr.-Ing. Uwe Glatzel

Tag der mündlichen Prüfung: 05.05.2021

Lehrstuhl Metallische Werkstoffe

Universität Bayreuth

2021



Schriftenreihe des DECHEMA-Forschungsinstituts

Band 23

**Tobias Marc Meißner**

**Neuartige Diffusionsschichten auf Cr-Basis zum  
Korrosionsschutz ferritisch-martensitischer Stähle  
im Kontakt mit partiell festen und flüssigen Salzen**

Shaker Verlag  
Düren 2021

**Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek**

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Zugl.: Bayreuth, Univ., Diss., 2021

Copyright Shaker Verlag 2021

Alle Rechte, auch das des auszugsweisen Nachdruckes, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe, der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und der Übersetzung, vorbehalten.

Printed in Germany.

ISBN 978-3-8440-8082-7

ISSN 2197-6155

Shaker Verlag GmbH • Am Langen Graben 15a • 52353 Düren

Telefon: 02421 / 99 0 11 - 0 • Telefax: 02421 / 99 0 11 - 9

Internet: [www.shaker.de](http://www.shaker.de) • E-Mail: [info@shaker.de](mailto:info@shaker.de)

---

## Zusammenfassung

Hochwarmfeste ferritisch-martensitische Stähle sind aus mechanischer Sicht bis etwa 650°C als Werkstoffe für Bauteile in vielen Hochtemperaturanwendungen geeignet. Gegenüber hochlegierten austenitischen Werkstoffen und Ni-Basis-Legierungen besitzen sie vorteilhafte thermo-mechanische Eigenschaften und sind kostengünstiger. Allerdings ist ihre Korrosionsbeständigkeit in aggressiven Umgebungen wie z. B. im Kontakt mit Salzen unzureichend, weshalb meist höherlegierte Werkstoffe verwendet werden müssen. Die Kombination ferritisch-martensitischer Stähle mit korrosionsresistenten Beschichtungen ist ein vielversprechender Ansatz, sie dennoch einsetzen zu können und somit Anlagen- und Betriebskosten zu senken.

Das Ziel der vorliegenden Arbeit besteht in der Entwicklung geeigneter Beschichtungssysteme, welche die Korrosionsbeständigkeit ferritisch-martensitischer Werkstoffe im Kontakt mit salzhaltigen Prozessumgebungen steigern. Im Fokus stehen die zugrundeliegenden Degradationsmechanismen an den Beschichtungen und ihr Korrosionsverhalten im Vergleich zu unbeschichteten Werkstoffen.

Als aussichtsreiche Beschichtungslösung wurde im Rahmen dieser Arbeit eine neuartige Diffusionsbeschichtung aus elektrochemischer Vernickelung mit anschließender Chromierung durch chemische Gasphasenabscheidung (Packzementierverfahren) entwickelt. Durch sie kann die Randschichtzusammensetzung niedriglegierter Stähle an Cr, Ni und Fe auf das Niveau von hochlegierten Austeniten bzw. Ni-Basis-Legierungen angehoben werden. Diese Beschichtung wurde auf den ferritisch-martensitischen Kraftwerkstahl X20CrMoV12-1 aufgebracht. Sie besteht aus einer durchgehenden Carbid-Deckschicht (vorwiegend Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>), woran eine Cr- und Ni-reiche, austenitische Diffusionszone folgt. Zum Vergleich wurde eine reine Chromierung auf das X20-Substrat appliziert. Sie setzt sich aus einer Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>-Deckschicht und einer Cr-angereicherten, ferritischen Diffusionszone zusammen. Diese beiden Beschichtungen wurden in zwei zukunftsweisenden Anwendungen mit Kontakt zu korrosiven Salzen untersucht: Biomasse(-Mit)verbrennung und solarthermische Energieerzeugung mit Strahlungsbündelung (CSP). Auf Basis der mikrostrukturellen Charakterisierung ausgelagerter Werkstoffproben und der chemischen Analyse der verwendeten Salze bzw. Aschen konnten die Korrosionsmechanismen an den Beschichtungssystemen identifiziert und daraus Degradationsmodelle für jede Auslagerungsbedingung abgeleitet werden. Auch die individuelle Rolle der Beschichtungselemente und -komponenten wurde eingehend beleuchtet.

Die Simulation von Biomasse(-Mit)verbrennung wurde bei 550°C und 650°C für bis zu 1900 h in SO<sub>2</sub>- und HCl-haltigem Prozessgas durchgeführt. Zur Nachbildung von Kohleverbrennung als Vergleichseinstellung wurden reine Sulfatsalze bzw. echte Kohleasche genutzt, während zur Simulation von Biomasseverbrennung chloridhaltige Sulfatsalze bzw. echte Strohasche zum Einsatz kamen. Unter den verschiedenen Auslagerungsszenarien wurde die Korrosionsresistenz des beschichteten X20-Stahls mit dem unbeschichteten Substrat und der hochlegierten austenitischen Referenz DMV 310 N verglichen. Beide Cr-basierten Beschichtungen erwiesen sich im Kontakt mit den vorwiegend festen, reinen Sulfatsalzen bzw. sulfathaltigen Aschen aus Kohleverbrennung als äußerst korrosionsresistent. Die Barriere aus den gebildeten Cr-reichen Oxiden konnte das X20-Substrat bis zur längsten Auslage-

rungszeit von 1900 h schützen, während die unbeschichteten Werkstoffe angegriffen wurden. In Gegenwart partiell flüssiger, chloridhaltiger Sulfatsalze und Aschen aus Biomasse(-Mit)verbrennung fand ein erheblich stärkerer Angriff statt. Unter diesen Bedingungen verlief die Beschichtungsdegradation in drei Schritten. (i) Eine hohe Cl-Aktivität zu Beginn der Auslagerungen führte zu KCl-induzierter Deckschichtauflösung und zur beschleunigten Zersetzung der Cr-Carbide, die sich gegenüber einem Cl-Angriff als besonders anfällig erwiesen. (ii) Cl-induzierte aktive Oxidation unter Bildung schnellwachsender, nicht-schützender Oxide verstärkte die Degradationserscheinungen. (iii) Mit der Zeit nahm der Cl-Partialdruck durch die Umwandlung von Chloriden und durch den Auswärtstransport gasförmiger Cl-Spezies ab, was zu einem Übergang von Cl-induziertem zu S-dominiertem Korrosionsangriff führte. Dieser machte sich durch Sulfidierung an der Korrosionsfront und durch lokale Bildung von Fe-Sulfiden sowie des tiefschmelzenden Ni-Ni<sub>3</sub>S<sub>2</sub>-Eutektikums bemerkbar. Aufgrund der Anfälligkeit von Cr und Fe gegenüber Chlorid-Bildung wies die reine Chromierung unter diesen Bedingungen nur geringfügige Schutzwirkung auf. Verglichen damit zeigte sich die Ni-reiche Diffusionszone der kombinierten Ni+Cr-Beschichtung gegenüber einem Cl-Angriff beständiger. Das darunterliegende Substrat wurde erst nach der längsten Auslagerungszeit bei 650°C beschädigt.

Die Korrosionsversuche in CSP-relevanter Umgebung wurden durch Auslagerung der Cr-Diffusionsbeschichtungen in vollständig flüssigem Nitratsalz bei 600°C für bis zu 1000 h in synthetischer Luft realisiert. Zum Vergleich wurden eine reine Ni-Beschichtung, der unbeschichtete X20-Stahl und als hochlegierte Referenz der Ni-Basis-Werkstoff Haynes 230 untersucht. Parallel wurden Proben der reinen Metalle Cr, Fe und Ni getestet, um Rückschlüsse auf ihr Korrosionsverhalten als wichtigste Legierungselemente und Bestandteil der Beschichtungen ziehen zu können. Während der Auslagerungen wurden die reine Cr-Diffusionsbeschichtung wie auch die reine Cr-Probe bereits nach 100 h Auslagerung vollständig in Form von giftigem Chromat in der Salzschmelze aufgelöst. Unter den separat untersuchten Proben reiner Metalle erwies sich Ni zwar am beständigsten, die Ni-Beschichtung konnte den X20-Stahl jedoch ebenfalls nicht schützen und versagte frühzeitig aufgrund massiver Interdiffusion mit dem Substrat und interkristallinem Angriff. Im Vergleich mit allen beschichteten und unbeschichteten Proben verhielt sich die kombinierte Ni+Cr-Beschichtung äußerst günstig. Sie bildete eine Barriere aus Cr-reichen inneren Oxiden, die das Deckschichtwachstum verlangsamten, und aus einer äußeren NiO-Deckschicht. Letztere fungierte als Barriere für die Auswärtsdiffusion von Cr und konnte die Cr-Lösungskinetik in die Salzschmelze reduzieren. Außerdem verhinderte sie die basische Auflösung der darunterliegenden Cr-reichen Oxide. Infolgedessen wurde auch nach 1000 h Auslagerung nur ein Teil der Beschichtung aufgebraucht und das angrenzende Substrat nahm keinen Schaden. Das beschichtete Werkstoffsystem erwies sich zudem als weitestgehend unempfindlich gegenüber einem variierenden Gehalt an Cl- und S-Verunreinigungen im Salz.

In dieser Arbeit wurde gezeigt, dass die Korrosionsresistenz von X20-Stahl durch Beschichten, insbesondere durch kombinierte Anreicherung des Werkstoffrandbereichs mit Ni und Cr, deutlich verbessert wird. Die neu entwickelte Ni+Cr-Beschichtung zeigt in den ausgewählten Hochtemperaturumgebungen hohe Korrosionsbeständigkeit, die jeweils mit den hochlegierten, teureren Referenzwerkstoffen vergleichbar ist. Damit bietet das Beschichtungskonzept das Potential, großtechnisch eingesetzt zur Wirtschaftlichkeitssteigerung von Kraftwerks- und Chemieanlagen beitragen zu können.

---

## Abstract

Ferritic-martensitic steels are a common choice as structural materials for mechanically stressed components in many high temperature applications up to approximately 650°C. They exhibit better thermo-mechanical properties compared to high-alloyed austenitic steels and Ni-based alloys at a lower cost. On the downside, their low corrosion resistance in aggressive environments e.g. in contact with salts limits their applicability, such that in most cases higher-alloyed materials must be employed. However, the combination of ferritic-martensitic steels with corrosion-resistant coatings is a promising approach to decrease plant and operating costs.

The present work aims to develop coating concepts which improve the corrosion resistance of ferritic-martensitic steels in contact with salts at high temperatures. The focus is on the underlying degradation mechanisms of the coatings and their corrosion behaviour compared to uncoated materials.

As a promising coating solution, a novel diffusion coating was developed which is based on the combination of Ni electroplating and subsequent chromising via chemical vapour deposition (using the pack cementation process). As a result of these coating steps, the surface composition of Cr, Ni and Fe in the low-alloyed steels is modified such that it is raised to the level of high-alloyed austenitic steels or Ni-based alloys. This coating was applied to the ferritic-martensitic steel X20CrMoV12-1. It consists of a continuous carbide top layer (mainly Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>) adjacent to a Cr- and Ni-rich austenitic diffusion zone. For comparison, a pure Cr diffusion coating was manufactured and applied to the X20 substrate. It also comprises a Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> top layer followed by a Cr-rich, ferritic diffusion zone. The corrosion behaviour of these coatings was investigated in the process environments of two advanced applications with contact to corrosive salts: biomass (co-)firing and concentrated solar power (CSP) technology. Based on the microstructural characterisation of exposed material samples and the chemical analysis of the salts or ashes used, the corrosion mechanisms of the coating systems could be identified and degradation models for each exposure condition could be derived. Furthermore, the individual role of the elements present in the coatings was examined in detail.

Biomass (co-)firing was simulated at 550°C and 650°C for up to 1900 h in SO<sub>2</sub>- and HCl-containing atmospheres with specimens either covered with pure salts to accelerate corrosion, or embedded in real power plant combustion ash. Pure sulphate salts or coal ash were used to simulate pure coal firing as a reference scenario, whereas chloride-containing sulphate salts and straw ash were employed to simulate biomass firing. For comparison with the Cr- and Ni+Cr-coated X20 samples, the uncoated substrate was also investigated, together with the austenitic steel DMV 310 N in the uncoated condition. The two Cr-based coatings proved to be highly corrosion resistant in contact with the predominantly solid sulphate salts or the sulphate-containing ash from coal combustion. The barrier of Cr-rich oxides protected the X20 substrate up to the maximum exposure time of 1900 h, while the uncoated alloys were attacked. In the presence of partially liquid, chloride-containing sulphate salts and ash from biomass (co-)firing, significantly stronger attack occurred. Under these exposure conditions, coating degradation was observed to proceed in three stages. (i) High chlorine activities at the beginning of exposure caused scale dissolution. In the presence of chlorides, the Cr-rich carbides were



particularly vulnerable and were preferentially attacked leaving behind a porous morphology. (ii) Cl-induced active oxidation accelerated the corrosive attack, which resulted in fast growing, non-protective scales. (iii) When the chlorine partial pressure decreased due to the transformation of chloride species and outward transport of gaseous compounds, a shift towards sulphur-induced corrosion was observed. The latter was characterised by sulphidation reactions at the corrosion front, local formation of Fe sulphides and a low-melting Ni-Ni<sub>3</sub>S<sub>2</sub> eutectic. With Cr and Fe being particularly susceptible to chloride formation, the pure Cr coating did not offer enhanced corrosion protection of the X20 steel. In contrast to this, the Ni-rich diffusion zone of the Ni+Cr coating provided improved resistance against chlorine attack. In this case, the substrate was only damaged after the maximum exposure time at 650°C.

Exposures in CSP-relevant conditions were conducted by immersion of the Cr diffusion coatings in molten nitrate salt at 600°C for up to 1000 h in flowing synthetic air. For comparison, a pure Ni coating on X20, the uncoated X20 substrate and the Ni-based alloy Haynes 230 were investigated. Simultaneously, samples of pure Cr, Fe and Ni were tested under equivalent conditions to elucidate their role as the major alloying elements and coating components. The pure Cr diffusion coating and the specimen of pure Cr dissolved entirely in the salt melt after less than 100 h exposure producing highly toxic chromates. Thus, no improved corrosion resistance was achieved through pure chromising of the ferritic-martensitic substrate. Despite the high resistance of the pure Ni specimen, the electroplated Ni coating offered inferior corrosion resistance even in comparison to the uncoated X20 steel due to considerable interdiffusion with the substrate as well as intergranular attack. Compared to all coated and uncoated materials, the combined Ni+Cr coating performed extremely favourably forming a barrier of Cr-rich inner oxide phases, which were assumed to decelerate overall scale growth, and an outer NiO scale. On the one hand, the latter acted as a barrier for outward Cr diffusion decelerating its loss to the electrolyte. On the other hand, the Cr-rich oxides underneath the NiO scale were protected from basic dissolution in contact with the salt melt. Consequently, the X20 substrate was not at all damaged, even after 1000 h exposure while the coating was able to maintain the growth of a thin and protective NiO scale. Furthermore, the coating proved to be largely insensitive to variations of chlorine and sulphur impurities in the salt melt.

In the present work it was shown that the corrosion resistance of X20 steel can be significantly improved using coatings, especially via combined surface enrichment with Ni and Cr. The newly developed Ni+Cr coating shows excellent corrosion resistance across all investigated high temperature environments, which is comparable to that of the high-alloyed and more expensive reference materials. Thus, this coating concept has the potential to decrease costs when used on an industrial scale in power stations and chemical plants.

---

## Danksagung

Ich möchte mich von ganzem Herzen bei allen bedanken, die durch ihre Unterstützung auf fachlicher und persönlicher Ebene zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Mein besonderer Dank gilt meinem Doktorvater Priv.-Doz. Dr.-Ing. Mathias Christian Galetz für die kompetente Betreuung während meiner Promotionszeit, die fachlichen Diskussionen, wertvollen Ratschläge und deine Unterstützung auch über die Dissertation hinaus. Danke für die gelungene Mischung aus hohem fachlichem Anspruch, Entwicklungsmöglichkeiten und Freiheiten, die man als Mitarbeiter in der Arbeitsgruppe genießen kann.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Uwe Glatzel, Ihnen danke ich herzlich für die Übernahme des Zweitgutachtens zu meiner Arbeit und die Möglichkeit, an der Universität Bayreuth zu promovieren.

Der DECHEMA und insbesondere dem DECHEMA-Forschungsinstitut danke ich für die Finanzierung meiner Forschungstätigkeit im Rahmen der beiden Projekte, die inhaltlich in diese Arbeit eingeflossen sind. Für die Förderung dieser Projekte möchte ich mich diesbezüglich beim Bundesministerium für Wirtschaft und Energie BMWi (AiF-Projekt, IGF-Vorhaben Nr. 18370 N) sowie der Europäischen Union bedanken (Fördervertrags-Nummer 686008 (RAISELIFE) des EU-Förderprogramms für Forschung und Innovation Horizont 2020).

Ein großes Dankeschön geht an meine Kolleginnen und Kollegen aus der Arbeitsgruppe Hochtemperaturwerkstoffe des DECHEMA-Forschungsinstituts für die wissenschaftliche Unterstützung, das tolle Arbeitsklima und die gemeinsamen Aktivitäten auch außerhalb der Arbeitszeit. Meinem Büro-Team Xabier, Mario und JJ für unzählige lustige Momente und eure weitreichende Hilfestellung und Inspiration. Mathias R., Melanie und Gerald, euch danke ich für die bereitwillige Durchführung einer beträchtlichen Anzahl von Messungen sowie die umfangreiche Hilfestellung beim Prüfstandsaufbau und der Bedienung verschiedenster Geräte. Maren, Benjamin und Alex D., für euren thermodynamischen Beistand und gelegentlich auch für sehr kurzfristige Hilfe bin ich euch sehr dankbar. Der Werkstatt danke ich für die Herstellung zahlloser Couponproben bei etlichen Metern Drahtverschleiß und dem Metallografie-Team für eure umfängliche Hilfe bei der aufwendigen Probenpräparation und euren metallografischen Sachverstand. Ein großes Dankeschön geht auch an meine ehemaligen Kolleginnen und Kollegen Diana, Sonja, Ali und Johannes für euer offenes Ohr, hilfreiche Tipps und Ratschläge für die Promotion und für die andauernde freundschaftliche Begleitung auch außerhalb der Arbeitsbeziehungen.

Allen beteiligten Partnern aus Forschung und Industrie danke ich für die Mitwirkung bei der Versuchsdurchführung, die fachliche Projekt- und Promotionsbegleitung und für wertvolle Anregungen und Diskussionen. Allen voran seien Dr. Alexander Bonk vom DLR Stuttgart, Eva Miller und Jörg Maier vom IFK der Universität Stuttgart genannt sowie Dr. Karsten Riedl von Uniper Technologies und Dr. Javier Pirón von Vallourec.

Ein großes Anliegen ist es mir auch, dir, Benjamin gesondert für deine grandiose wissenschaftliche Unterstützung zu danken und vor allem auch dafür, dass du mir jederzeit mit Rat und Tat zur Seite gestanden hast. Dir und genauso JJ, Alex S., Lukas und Rick gilt mein Dank für euer fachliches Zutun

## Danksagung

---

und die Durchsicht dieser Arbeit. Aber nicht nur dafür, sondern auch für die aufregende gemeinsame Zeit auf Konferenzen und während angeschlossener Urlaubstage im amerikanischen Hochgebirge, im osteuropäischen Raum, im Orient, auf privaten Reisen und vielem mehr.

Besonders dankbar bin ich meinen Eltern, Sonja, Annette, Jürgen und meiner gesamten Familie, die mir meine Ausbildung und meinen beruflichen Werdegang ermöglicht und mich durch ihre unermüdliche Unterstützung und andauernden Rückhalt auf meinem Lebensweg begleitet haben.

Ich danke dir, liebe Silvi, für dein Zutun bereits von Beginn an bei der Anwerbung und Ermutigung zur Promotion. Für die enge Begleitung während meiner Studien- und Promotionszeit, seelisch-moralische Unterstützung in allen Lebenslagen und noch dazu für deine fachliche Hilfestellung und dein kritisches wissenschaftliches Auge.

Danke an meine Freundinnen und Freunde Tim, Stefan, Kristin, Martin, Anna, Elena, Christian, Svenja, Jonas, Jan, Florian und viele mehr. Ihr habt mich allesamt auf verschiedene Weise unterstützt und damit zur erfolgreichen Fertigstellung dieser Arbeit beigetragen.

---

# Inhaltsverzeichnis

<b>Abbildungsverzeichnis</b>	<b>ix</b>
<b>Tabellenverzeichnis</b>	<b>xv</b>
<b>Nomenklatur</b>	<b>xvii</b>
<b>1 Einleitung</b>	<b>1</b>
<b>2 Grundlagen und aktueller Kenntnisstand</b>	<b>5</b>
2.1 Thermodynamik und Kinetik der Deckschichtbildung.....	5
2.2 Korrosion in konventionell befeuerten Kraftwerken und bei Biomasse(-Mit)verbrennung .....	7
2.2.1 S-induzierte Korrosion.....	8
2.2.2 Cl-induzierte Korrosion.....	14
2.3 Korrosion in solarthermischen Kraftwerken mit Strahlungsbündelung.....	18
2.3.1 Korrosion in Nitratschmelzen .....	19
2.3.2 Einfluss von Cl-Verunreinigungen.....	21
2.4 Schutzkonzepte zur Korrosionsvermeidung.....	22
2.4.1 Modifikation der Prozessumgebung.....	22
2.4.2 Werkstoff- und Oberflächenmodifikation.....	23
<b>3 Zielsetzung der Arbeit</b>	<b>25</b>
<b>4 Experimentelles Vorgehen und Methoden</b>	<b>27</b>
4.1 Werkstoffauswahl und -vorbehandlung.....	27
4.2 Beschichtungsherstellung.....	28
4.3 Auslagerungen unter simulierter Kohle- und Biomasse(-Mit)verbrennung.....	30
4.3.1 Kurzeitauslagerungen mit Salzbelägen.....	31
4.3.2 Langzeitauslagerungen unter Kraftwerksaschen .....	32
4.4 Auslagerungen in CSP-relevanter Nitratschmelze.....	34
4.4.1 Auslagerung von Proben reiner Metalle.....	34
4.4.2 Auslagerung von unbeschichteten und beschichteten Werkstoffproben.....	35
4.4.3 Salzcharakterisierung.....	35
4.5 Probencharakterisierung und Nachuntersuchungen.....	36
4.6 Quantifizierung des Korrosionsangriffs.....	37
4.7 Thermodynamische Berechnungen.....	38

<b>5</b>	<b>Darstellung und Auswertung der Ergebnisse</b>	<b>39</b>
5.1	Beschichtungsentwicklung und -charakterisierung	39
5.1.1	X20 + Cr	39
5.1.2	X20 + Ni	40
5.1.3	X20 + Ni+Cr	41
5.2	Kurzzeitauslagerungen unter simulierter Kohle- und Biomasse(-Mit)verbrennung	43
5.2.1	Unbeschichtete Werkstoffe	44
5.2.2	X20 + Cr	46
5.2.3	X20 + Ni+Cr	47
5.3	Langzeitauslagerungen unter simulierter Kohle- und Biomasse(-Mit)verbrennung	52
5.3.1	Aschecharakterisierung	53
5.3.2	Unbeschichtete Werkstoffe	55
5.3.3	X20 + Cr	58
5.3.4	X20 + Ni+Cr	60
5.3.5	Korrosionskinetik unter Biomasseasche	63
5.4	Auslagerungen in CSP-relevanter Nitratschmelze	67
5.4.1	Proben reiner Metalle	67
5.4.2	Charakterisierung ausgelagerter Werkstoff- und Salzproben	69
5.4.3	Unbeschichtete Werkstoffe	71
5.4.4	X20 + Cr	73
5.4.5	X20 + Ni	75
5.4.6	X20 + Ni+Cr	76
5.4.7	Einfluss von Verunreinigungen	78
<b>6</b>	<b>Diskussion</b>	<b>81</b>
6.1	Degradationsverhalten im Kontakt mit Sulfatsalzen	81
6.1.1	Auswirkungen reiner Sulfatsalze	81
6.1.2	Korrosionspotential der Kohle- und Mitverbrennungaschen	83
6.2	Degradationsverhalten im Kontakt mit chloridhaltigen Sulfatsalzen	85
6.2.1	Korrosionspotential der Biomasseasche	85
6.2.2	KCl-induzierte Oxid- und Carbidauflösung	86
6.2.3	Cl-induzierte aktive Oxidation	90
6.2.4	S-dominiertes Korrosionsangriff	93
6.2.5	Auswirkungen reiner Sulfat-/Chloridsalzsalmelze	96
6.3	Degradationsverhalten im Kontakt mit Nitratschmelzen	99
6.3.1	Die Eignung reiner Chromierung	99
6.3.2	Die Eignung reiner Vernickelung	103
6.3.3	Korrosionsschutz durch Kombination von Ni mit Cr	105
6.3.4	Schutzcharakter der Fe- und Ni-reichen Deckschichten	107
6.3.5	Auswirkungen von Cl-Verunreinigungen	112
6.4	Wirksamkeit der Beschichtungen in den korrosiven Umgebungen	114
<b>7</b>	<b>Schlussfolgerung und Ausblick</b>	<b>119</b>
	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>123</b>

---

## Abbildungsverzeichnis

<b>Abbildung 1.1:</b> Weltweite Stromerzeugungskosten aus den in 2019 in Betrieb genommenen Anlagen der jeweiligen Erzeugungstechnologie.....	3
<b>Abbildung 2.1:</b> Abhängigkeit der massenbezogenen parabolischen Oxidationskonstante von der Temperatur für einige Metalle mit annähernd parabolischem Verhalten.....	6
<b>Abbildung 2.2:</b> Schema eines Steinkohlekraftwerks am Beispiel von Datteln 4 mit den primär von rauchgasseitiger Korrosion betroffenen Wärmetauschern ÜH (Überhitzer) und ZÜ (Zwischenüberhitzer).....	7
<b>Abbildung 2.3:</b> Schematische Darstellung innerer Sulfidierung in oxidierend-sulfidierender Atmosphäre mit skizzierten Verlauf des Schwefel-Partialdrucks.....	9
<b>Abbildung 2.4:</b> Massenverluste verschiedener Werkstoffe nach Auslagerung unter Heißgaskorrosions-Bedingungen Typ II als Funktion der Temperatur.....	10
<b>Abbildung 2.5:</b> Löslichkeitsverhalten verschiedener Oxide in geschmolzenem $\text{Na}_2\text{SO}_4$ bei $927^\circ\text{C}$ und $p(\text{O}_2) = 1 \text{ bar}$ .....	13
<b>Abbildung 2.6:</b> Schema der aktiven Oxidation durch $\text{Cl}_2$ unter $\text{KCl}$ -haltigen Ablagerungen.....	16
<b>Abbildung 2.7:</b> Schema eines Solarturmkraftwerks mit Wärmespeichersystem mit Markierung des Receivers am Kopf des Solarturms sowie der Salzspeicher, die innenseitig von Korrosion durch Salzschnmelzen betroffen sind.....	18
<b>Abbildung 2.8:</b> Spezifische Massenänderungen verschiedener Werkstoffe nach Auslagerung in Solarsalzschnmelze bei $600^\circ\text{C}$ .....	20
<b>Abbildung 4.1:</b> Schema des Packzementierverfahrens.....	29
<b>Abbildung 4.2:</b> Schematische Darstellung des Korrosionsprüfstands zur Probenauslagerung mit Salzbelägen und unter Aschen.....	31
<b>Abbildung 4.3:</b> Schematische Darstellung des Korrosionsprüfstands zur Auslagerung von unbeschichteten und beschichteten Werkstoffproben in Solarsalzschnmelze.....	35
<b>Abbildung 5.1:</b> Beschichtung $\text{X20} + \text{Cr}$ im Herstellungszustand; (a) Schliff als lichtmikroskopische Aufnahme im DIK-Modus (Differentialinterferenzkontrast), (b) Linescan durch die Metallrandzone und (c) BSE-Aufnahme und zugehörige Elementverteilungsbilder.....	40
<b>Abbildung 5.2:</b> XRD-Diffraktogramm der Probenoberfläche einer $\text{Cr}$ -beschichteten $\text{X20}$ -Couponprobe.....	40
<b>Abbildung 5.3:</b> Beschichtung $\text{X20} + \text{Ni}$ im Herstellungszustand; (a) Schliff als lichtmikroskopische Aufnahme im DIK-Modus, (b) BSE-Aufnahme und zugehörige Elementverteilungsbilder.....	41

**Abbildung 5.4:** Beschichtung X20 + Ni+Cr im Herstellungszustand; (a) Schliiff als lichtmikroskopische Aufnahme im DIK-Modus, (b) Linescan durch die Metallrandzone und (c) BSE-Aufnahme und zugehörige Elementverteilungsbilder..... 42

**Abbildung 5.5:** XRD-Diffraktogramm der Probenoberfläche einer Ni+Cr-beschichteten X20-Couponprobe..... 42

**Abbildung 5.6:** Angriffstiefe in das Substrat nach Auslagerung der unbeschichteten Werkstoffe sowie des beschichteten X20 für 300 h bei 650°C mit Belägen der Salzmischungen (Na,K)<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> oder (Na,K)<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + KCl ..... 43

**Abbildung 5.7:** BSE-Aufnahmen an Schlifffen von unbeschichtetem X20 nach 300 h Auslagerung bei 650°C mit Belägen verschiedener Salzgemische, (a) (Na,K)<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> und (b) (Na,K)<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + KCl..... 44

**Abbildung 5.8:** BSE-Aufnahmen an Schlifffen von unbeschichtetem DMV 310 N nach 300 h Auslagerung bei 650°C mit Belägen verschiedener Salzgemische, (a) (Na,K)<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> und (b) (Na,K)<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + KCl..... 45

**Abbildung 5.9:** BSE-Aufnahmen an Schlifffen von Cr-beschichtetem X20 nach 100 h und 300 h Auslagerung bei 650°C mit Belägen verschiedener Salzgemische, (a) und (c) (Na,K)<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, (b) und (d) (Na,K)<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + KCl ..... 46

**Abbildung 5.10:** BSE-Aufnahme und zugehörige ESMA-Elementverteilungsbilder am Schliiff des Cr-beschichteten X20 nach 300 h Auslagerung bei 650°C mit Salzbelag (Na,K)<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + KCl ..... 47

**Abbildung 5.11:** BSE-Aufnahmen an Schlifffen von Ni+Cr-beschichtetem X20 nach 100 h und 300 h Auslagerung bei 650°C mit Belägen verschiedener Salzgemische, (a) und (c) (Na,K)<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, (b) und (d) (Na,K)<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + KCl ..... 48

**Abbildung 5.12:** BSE-Aufnahmen und zugehörige ESMA-Elementverteilungsbilder an verschiedenen Stellen des Schliiffes der Ni+Cr-beschichteten X20-Probe nach 300 h Auslagerung bei 650°C mit Salzbelag (Na,K)<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + KCl ..... 49

**Abbildung 5.13:** Normierte Raman-Spektren gemessen am Schliiff der Ni+Cr-beschichteten X20-Probe nach 300 h Auslagerung bei 650°C mit Salzbelag (Na,K)<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + KCl ..... 51

**Abbildung 5.14:** Angriffstiefe in das Substrat nach Einbettung der unbeschichteten Werkstoffe sowie von beschichtetem X20 in echte Kraftwerksaschen und Auslagerung für 1900 h unter den verschiedenen Verbrennungsszenarien..... 52

**Abbildung 5.15:** BSE-Aufnahmen an Ascheproben der drei eingesetzten Versuchsaschen, die zur Einbettung der Couponproben für die Langzeitauslagerungen eingesetzt wurden. .... 53

**Abbildung 5.16:** XRD-Diffraktogramme reiner Kohle-, Mitverbrennungs- und Biomasseasche. .... 55

**Abbildung 5.17:** BSE-Aufnahmen an Schlifffen von unbeschichtetem X20 nach 1900 h Auslagerung; Asche und Testatmosphäre simulieren (a) 100% Kohleverbrennung bei 650°C, (b) 10% Biomasse-Mitverbrennung bei 650°C, (c) und (d) 100% Biomasseverbrennung bei jeweils 550°C bzw. 650°C... 57

---

<b>Abbildung 5.18:</b> BSE-Aufnahmen an Schliften von unbeschichtetem DMV 310 N nach 1900 h Auslagerung; Asche und Testatmosphäre simulieren (a) 100% Kohleverbrennung bei 650°C, (b) 10% Biomasse-Mitverbrennung bei 650°C, (c) und (d) 100% Biomasseverbrennung bei jeweils 550°C bzw. 650°C. ....	57
<b>Abbildung 5.19:</b> BSE-Aufnahmen an Schliften von Cr-beschichtetem X20 nach 1900 h Auslagerung; Asche und Testatmosphäre simulieren (a) 100% Kohleverbrennung bei 650°C, (b) 10% Biomasse-Mitverbrennung bei 650°C, (c) und (d) 100% Biomasseverbrennung bei jeweils 550°C bzw. 650°C... ..	58
<b>Abbildung 5.20:</b> Zeitliche Entwicklung des Korrosionsverhaltens von Cr-beschichtetem X20 unter simulierter Biomasseverbrennung bei 650°C. ....	59
<b>Abbildung 5.21:</b> BSE-Aufnahme und zugehörige ESMA-Elementverteilungsbilder am Schliff des Cr-beschichteten X20 nach 1000 h Auslagerung unter simulierter Biomasseverbrennung bei 650°C.....	60
<b>Abbildung 5.22:</b> BSE-Aufnahmen an Schliften von Ni+Cr-beschichtetem X20 nach 1900 h Auslagerung; Asche und Testatmosphäre simulieren (a) 100% Kohleverbrennung bei 650°C, (b) 10% Biomasse-Mitverbrennung bei 650°C, (c) und (d) 100% Biomasseverbrennung bei jeweils 550°C bzw. 650°C. ....	61
<b>Abbildung 5.23:</b> Zeitliche Entwicklung des Korrosionsverhaltens von Ni+Cr-beschichtetem X20 unter simulierter Biomasseverbrennung bei 650°C. ....	62
<b>Abbildung 5.24:</b> BSE-Aufnahmen und zugehörige ESMA-Elementverteilungsbilder am Schliff des Ni+Cr-beschichteten X20 nach (a) 300 h und (b) 1900 h Auslagerung unter simulierter Biomasseverbrennung bei 650°C. ....	63
<b>Abbildung 5.25:</b> Angriffstiefenverteilungen nach Auslagerung von (a) und (b) unbeschichtetem X20, (c) und (d) unbeschichtetem DMV 310 N sowie (e) und (f) X20 + Ni+Cr unter Biomasseasche für verschiedene Zeitintervalle bei jeweils 550°C und 650°C. ....	66
<b>Abbildung 5.26:</b> Zeitliche Entwicklung der Salzchemie durch Auslagerung reinen Solarsalzes bei 600°C und im Nachgang zur Entnahme reiner Cr-, Fe- und Ni-Proben; (a) NO <sub>3</sub> -Gehalt, (b) NO <sub>2</sub> -Gehalt, (c) O <sup>2</sup> -Gehalt. ....	67
<b>Abbildung 5.27:</b> Makroskopische Bilder vor Schliffpräparation sowie BSE-Aufnahmen und zugehörige ESMA-Elementverteilungsbilder an Schliften (a) der reinen Fe-Probe und (b) der reinen Ni-Probe nach 96 h Auslagerung bei 600°C in Solarsalzschnmelze. ....	69
<b>Abbildung 5.28:</b> Spezifische Massenänderungen der unbeschichteten Legierungen und des beschichteten X20 nach Auslagerung in Solarsalzschnmelze bei 600°C. ....	70
<b>Abbildung 5.29:</b> XRD-Diffraktogramme der Probenoberflächen beider unbeschichteter Legierungen und des beschichteten X20 nach 1000 h Auslagerung bei 600°C in Solarsalzschnmelze. ....	71



## Abbildungsverzeichnis

---

<b>Abbildung 5.30:</b> BSE-Aufnahmen und zugehörige ESMA-Elementverteilungsbilder an Schlifflern von unbeschichtetem X20 nach Auslagerung in Solarsalzschnmelze bei 600°C für (a) 100 h und (b) 1000 h. ....	72
<b>Abbildung 5.31:</b> BSE-Aufnahmen und zugehörige ESMA-Elementverteilungsbilder an Schlifflern von unbeschichtetem Haynes 230 nach Auslagerung in Solarsalzschnmelze bei 600°C für (a) 100 h und (b) 1000 h. ....	73
<b>Abbildung 5.32:</b> BSE-Aufnahmen an Schlifflern von X20-Stahl mit Cr-Beschichtung (a) nach 100 h und (b) nach 1000 h Auslagerung bei 600°C in Solarsalzschnmelze. ....	74
<b>Abbildung 5.33:</b> ESMA-Elementverteilungsbilder und Linescan durch die Metallrandzone zur BSE-Aufnahme des X20-Stahls mit Cr-Beschichtung nach 1000 h Auslagerung bei 600°C in Solarsalzschnmelze. ....	74
<b>Abbildung 5.34:</b> BSE-Aufnahmen an Schlifflern von X20-Stahl mit Ni-Beschichtung (a) nach 100 h und (b) nach 1000 h Auslagerung bei 600°C in Solarsalzschnmelze. ....	76
<b>Abbildung 5.35:</b> ESMA-Elementverteilungsbilder und Linescan durch die Metallrandzone zur BSE-Aufnahme des X20-Stahls mit Ni-Beschichtung nach 1000 h Auslagerung bei 600°C in Solarsalzschnmelze. ....	76
<b>Abbildung 5.36:</b> BSE-Aufnahmen an Schlifflern von X20-Stahl mit Ni+Cr-Beschichtung (a) nach 100 h und (b) nach 1000 h Auslagerung bei 600°C in Solarsalzschnmelze. ....	77
<b>Abbildung 5.37:</b> ESMA-Elementverteilungsbilder und Linescan durch die Metallrandzone zur BSE-Aufnahme des X20-Stahls mit Ni+Cr-Beschichtung nach 1000 h Auslagerung bei 600°C in Solarsalzschnmelze. ....	77
<b>Abbildung 5.38:</b> Spezifische Massenänderungen der unbeschichteten Legierungen und des Ni+Cr-beschichteten X20 nach Auslagerung in Solarsalzschnmelze bei 600°C jeweils in Standardreinheit und verunreinigt (VS). ....	78
<b>Abbildung 5.39:</b> BSE-Aufnahmen und zugehörige ESMA-Elementverteilungsbilder an Schlifflern von (a) Haynes 230 und (b) X20-Stahl mit Ni+Cr-Beschichtung nach jeweils 1000 h Auslagerung bei 600°C in Solarsalzschnmelze mit erhöhtem Gehalt an Verunreinigungen (VS). ....	79
<b>Abbildung 5.40:</b> Linescans durch die Metallrandzonen von unbeschichtetem X20 nach 1000 h Auslagerung bei 600°C in Solarsalzschnmelze (a) in Standardreinheit und (b) mit erhöhtem Gehalt an Verunreinigungen (VS) mit überlagertem ESMA-Elementverteilungsbild von Cr und N. ....	79
<b>Abbildung 6.1:</b> Schematische Darstellung des Korrosionsverhaltens von (a) X20 + Cr und (b) X20 + Ni+Cr im Kontakt mit Sulfatsalzen bei 650°C. ....	81
<b>Abbildung 6.2:</b> Schematische Darstellung der KCl-induzierten Oxid- und Carbidauflösung als erster Schritt der Beschichtungsdegradation von (a) X20 + Cr und (b) X20 + Ni+Cr im Kontakt mit chloridhaltigen Sulfatsalzen bei 650°C. ....	88

---

<b>Abbildung 6.3:</b> BSE-Aufnahmen an drei verschiedenen Stellen auf derselben Probe X20 + Ni+Cr, die unterschiedliche Stadien des Angriffs nach 100 h Auslagerung bei 650°C mit Salzbelag (Na,K) <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> + KCl zeigen .....	89
<b>Abbildung 6.4:</b> Überlagerte Stabilitätsdiagramme Cl <sub>2</sub> über O <sub>2</sub> jeweils für Mn, Fe, Cr, Ni bei 650°C..	91
<b>Abbildung 6.5:</b> Schematische Darstellung der Cl-induzierten aktiven Oxidation als zweiter Schritt der Beschichtungsdegradation von (a) X20 + Cr und (b) X20 + Ni+Cr im Kontakt mit chloridhaltigen Sulfatsalzen bei 650°C. ....	92
<b>Abbildung 6.6:</b> Überlagerte Stabilitätsdiagramme Cl <sub>2</sub> über S <sub>2</sub> jeweils für Mn, Fe, Cr, Ni bei 650°C mit $p(\text{O}_2) = 10^{-34}$ bar.....	94
<b>Abbildung 6.7:</b> Schematische Darstellung des S-dominierten Korrosionsangriffs als dritter Schritt der Beschichtungsdegradation von (a) X20 + Cr und (b) X20 + Ni+Cr im Kontakt mit chloridhaltigen Sulfatsalzen bei 650°C. ....	95
<b>Abbildung 6.8:</b> Löslichkeit verschiedener Oxide in eutektischer (Na,K) <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> -(Na,K)Cl-Schmelze bei 550°C. ....	98
<b>Abbildung 6.9:</b> Schematische Darstellung der Beschichtungsdegradation von X20 + Cr im Kontakt mit Nitratschmelze bei 600°C; (a) Schritt 1: Oxid- und Carbidauflösung durch Salz-Anionen; (b) Schritt 2: Deckschichtwachstum und Wechselwirkung mit Salz-Ionen. ....	100
<b>Abbildung 6.10:</b> Überlagerte Stabilitätsdiagramme Na <sub>2</sub> O über O <sub>2</sub> jeweils für Fe und Ni bei 600°C.	102
<b>Abbildung 6.11:</b> Schematische Darstellung der Beschichtungsdegradation von X20 + Ni im Kontakt mit Nitratschmelze bei 600°C. ....	104
<b>Abbildung 6.12:</b> Schematische Darstellung der Beschichtungsdegradation von X20 + Ni+Cr im Kontakt mit Nitratschmelze bei 600°C; (a) Schritt 1: Oxid- und Carbidauflösung durch Salz-Anionen; (b) Schritt 2: Deckschichtwachstum und Wechselwirkung mit Salz-Ionen. ....	106
<b>Abbildung 6.13:</b> (a) bis (c) ESMA-Konzentrationsprofile durch die Deckschicht auf Haynes 230 nach jeweils 100 h, 300 h und 1000 h Auslagerung bei 600°C in Solarsalzschnmelze mit Abgrenzung verschiedener Zonen; (d) Berechnung des Cr-Verlustes dieser Proben nach Angaben aus dem Fließtext und Interpolation über das „power-law“-Modell aus Gleichung 5.3. ....	109
<b>Abbildung 6.14:</b> Vereinfachtes Schema der gebildeten Oxidschichten auf Haynes 230 nach Auslagerung in flüssigem Solarsalz für 1000 h bei 600°C mit Angabe berechneter Cr-Aktivitäten. .	111
<b>Abbildung 6.15:</b> Berechnete Oberflächenaktivitäten bei 600°C von (a) Ni, Fe, Cr, W und (b) C, Mn, Mo, V, Co auf Basis der chemischen Zusammensetzungen im Randschichtbereich von Haynes 230, X20 + Ni+Cr und unbeschichtetem X20. ....	112
<b>Abbildung 6.16:</b> Zusammenfassende Darstellung des Werkstoff- und Beschichtungsverhaltens aus den Versuchsumgebungen dieser Arbeit, erweitert um die Degradationsmechanismen. ....	116



---

## Tabellenverzeichnis

<b>Tabelle 1.1:</b> Vergleich ausgewählter Eigenschaften dreier beispielhaft dargestellter Legierungen aus den Klassen ferritisch-martensitische Stähle, austenitische Stähle und Ni-Basis-Werkstoffe. ....	1
<b>Tabelle 2.1:</b> Schmelzpunkte einiger relevanter schwefel- und chlorhaltiger Verbindungen und Eutektika. ....	11
<b>Tabelle 4.1:</b> Chemische Zusammensetzungen der in dieser Arbeit verwendeten Werkstoffe. ....	27
<b>Tabelle 4.2:</b> Übersicht der Versuchsbedingungen für die Auslagerungen mit Salzbelägen (oben) und unter Aschen (unten). ....	30
<b>Tabelle 4.3:</b> Übersicht der Versuchsbedingungen für die Auslagerungen in Solarsalzschnmelze. ....	34
<b>Tabelle 5.1:</b> Konzentrationsmessungen (ESMA-WDX, in At.-%) an verschiedenen Stellen des Schliffes der Ni+Cr-beschichteten X20-Probe nach 300 h Auslagerung bei 650°C mit Salzbelag (Na,K) <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> + KCl. ....	50
<b>Tabelle 5.2:</b> Chemische Zusammensetzung der Kraftwerksaschen zur Probeneinbettung. ....	54
<b>Tabelle 5.3:</b> Anionen-Konzentrationen im Salz nach Auslagerung für 100 h bei 600°C ohne Probenzugabe und nach Auslagerung der unbeschichteten Legierungen und des beschichteten X20-Substrats. ....	70



---

# Nomenklatur

## Abkürzungen und Indizes

AAS	Atomabsorptionsspektrometrie
BCC	Body Centered Cubic (Deutsch: kubisch-raumzentriert, krz)
BSE	Backscattered Electrons (Deutsch: Rückstreuungselektronen)
COD	Crystallography Open Database
CVD	Chemical Vapour Deposition (Deutsch: Chemische Gasphasenabscheidung)
CSP	Concentrated Solar Power (Deutsch etwa: Solarthermie mit Strahlungsbündelung)
DIK	Differentialinterferenzkontrast
DLR	Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt
EDX	Energy-Dispersive X-Ray Spectroscopy (Deutsch: Energiedispersive Röntgenspektroskopie)
ESMA	Elektronenstrahlmikroanalyse
HTW	Hochtemperaturwerkstoffe
IC	Ionenchromatografie
ICP-OES	Inductively Coupled Plasma Optical Emission Spectrometry (Deutsch: Optische Emissionsspektrometrie mit induktiv gekoppeltem Plasma)
IFK	Institut für Feuerungs- und Kraftwerkstechnik der Universität Stuttgart
ink	Inkubation
MP	Messpunkt
OES	Optical Emission Spectrometry (Deutsch: Optische Emissionsspektrometrie)
PDF	Powder Diffraction File
prop	Propagation
P/B	Peak/Background Ratio (Deutsch: Peak/Hintergrund-Verhältnis)
REM	Rasterelektronenmikroskop
ÜH	Überhitzer
VS	Verunreinigtes Salz
WDX	Wavelength-Dispersive X-Ray Spectroscopy (Deutsch: Wellenlängendispersive Röntgenspektroskopie)
XRD	X-Ray Diffraction (Deutsch: Röntgendiffraktometrie)
X20	X20CrMoV12-1
ZÜ	Zwischenüberhitzer

### Lateinische Zeichen

$A$	Probenoberfläche
$A_0$	Probenoberfläche im Ausgangszustand
$AT$	Angriffstiefe
$a$	Aktivität
$b$	Tiefe der vorgeschädigten Werkstoffoberfläche
$c$	Konzentration
$D$	Diffusionskoeffizient
$d_0$	Ursprüngliche Probendicke
$d_v$	Verbleibende Probendicke nach Auslagerung
$\Delta_r G^0$	Freie Standardreaktionsenthalpie
$\Delta_r H^0$	Enthalpieänderung
$j$	Diffusionsstromdichte
$k$	Korrosionsrate
$k_p$	Massenbezogene parabolische Oxidationskonstante
$\Delta m$	Massenänderung
$\Delta m_s$	Spezifische Massenänderung
$m$	Exponent zur Kurvenanpassung
$m_0$	Probenmasse vor Auslagerung
$m_v$	Probenmasse nach Auslagerung
$n$	Exponent zur Kurvenanpassung
$p$	Druck
$R$	Universelle Gaskonstante
$\Delta_r S^0$	Entropieänderung
$T$	Temperatur
$t$	Zeit
$\Delta x$	Dicke der Oxidschicht
$x$	Koordinate senkrecht zur Probenoberfläche

### Griechische Zeichen

$\gamma$	Austenitische Phase
$\theta$	Einfallswinkel Röntgendiffraktometrie
$\mu$	Chemisches Potential
$\mu^0$	Chemisches Standardpotential