



Forschungsberichte

Nr. 20

Anke Silvia Ulrich

2020

Entwicklung von ausscheidungshärtbaren  
Cr-Si-Basis-Legierungen für Hochtemperatur-  
anwendungen: Mikrostruktur und Oxidation

**Entwicklung von ausscheidungshärtbaren  
Cr-Si-Basis-Legierungen für  
Hochtemperaturanwendungen:  
Mikrostruktur und Oxidation**

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

von  
M. Sc. Anke Silvia Ulrich  
aus  
Frankfurt am Main

Erstgutachter: Priv.-Doz. Dr.-Ing. Mathias Christian Galetz  
Zweitgutachter: Prof. Dr.-Ing. Uwe Glatzel  
Tag der mündlichen Prüfung: 13.01.2020

Lehrstuhl für Metallische Werkstoffe  
Universität Bayreuth  
2020

Der aufregendste Ausspruch in der Wissenschaft, der neue Entdeckungen ankündigt,  
ist nicht „Eureka“, sondern „Das ist aber komisch“.  
Isaak Asimov

Schriftenreihe des DECHEMA-Forschungsinstituts

Band 20

**Anke Silvia Ulrich**

**Entwicklung von ausscheidungshärtbaren  
Cr-Si-Basis-Legierungen für Hochtemperatur-  
anwendungen: Mikrostruktur und Oxidation**

Shaker Verlag  
Düren 2020

**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., 2020

Copyright Shaker Verlag 2020

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

Printed in Germany.

ISBN 978-3-8440-7322-5

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

Cr-Si-Basis-Legierungen sind vielversprechende Kandidaten zur Entwicklung neuartiger Hochtemperaturwerkstoffsysteme. Sie haben das Potential, höhere Arbeitstemperaturen ( $> 1150\text{ °C}$ ) als die derzeit verwendeten einkristallinen Ni-Basis-Superlegierungen zu ermöglichen und damit die Effizienz von Hochtemperaturprozessen zu steigern. Die bisher größte Herausforderung bei der Entwicklung von Cr-Basis-Legierungen besteht darin, die Nitrierung des Grundmaterials und damit dessen Versprödung bei hohen Temperaturen zu unterbinden. Auch der eingeschränkte Oxidationswiderstand bedingt durch Schichtabplatzen und der Bildung von flüchtigen Oxiden bei  $T > 1000\text{ °C}$  steht einer Anwendung der untersuchten Legierungsklasse bisher entgegen.

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, ausscheidungshärtbare Cr-Si-Basislegierungen mit  $\text{Cr} \geq 89\text{ At.-%}$  zu entwickeln, ihre Mikrostruktur und Oxidationseigenschaften zu untersuchen und sie hinsichtlich ihres Oxidations- und Nitrierungsverhaltens zu optimieren. Dafür wurden als weitere Legierungselemente Ge, Mo und Pt ausgewählt. Alle in dieser Arbeit untersuchten Legierungen zeigen eine ausschließlich zweiphasige Mikrostruktur bestehend aus einer Cr-Mischkristallmatrix ( $\text{Cr}_{MK}$ ) und A15-Phasen-Ausscheidungen, welche mittels ESMA-, REM- und XRD-Untersuchungen nachgewiesen wurden. Der A15-Phasen-Anteil und die Zusammensetzung der beiden Phasen kann gezielt über die Legierungszusammensetzung und Wärmebehandlung eingestellt werden. Eine Wärmebehandlung bei  $1200\text{ °C}$  der mittels Lichtbogen hergestellten Proben führt dabei zu einem A15-Ausscheidungsanteil von bis zu 37% in den untersuchten Systemen. Si, Ge und Pt wirken dabei als A15-Phasen-Bildner. Die Steigerung des Ausscheidungsanteils geht mit einer Erhöhung der Härte der Legierung einher. Mo zeigt keine Phasenpräferenz, was zur Bildung von fein verteilter A15-Phase in den  $\text{Cr}_{MK}$ -Körnern führt und die Ausscheidungsvergrößerung bei hohen Temperaturen verlangsamt. Letzteres ist in Bezug auf den Erhalt der Legierungseigenschaften in Hochtemperaturanwendungen von großer Bedeutung. Pt und Mo reduzieren außerdem die Fehlpassung zwischen Ausscheidung und Matrix. Allerdings führt das Legieren mit Pt zu einer verstärkten Vergrößerung der Mikrostruktur im Vergleich zum binären System.

Der Einfluss der unterschiedlichen Legierungselemente auf den Oxidationswiderstand und den Widerstand gegenüber Stickstoffversprödung wurde bei Temperaturen zwischen  $1050\text{ °C}$  und  $1350\text{ °C}$  und Auslagerungszeiten bis zu 200 h untersucht. In thermogravimetrischen Messungen sowie isothermen Auslagerungen in synthetischer Luft konnte gezeigt werden, dass Legieren mit Ge, Pt oder Mo zu einem deutlich verbesserten Oxidationsverhalten im Vergleich zur Cr-Si-Legierung führt. Bei der Oxidation bilden Cr-Si-Legierungen eine zweilagige Oxidschicht bestehend aus  $\text{SiO}_2$  (Grenzfläche Metall/Oxid) und  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  (Grenzfläche Oxid/Umgebungsatmosphäre), wodurch die Oxidationskinetik verlangsamt und die Nitridbildung verringert wird. Weiteres Legieren mit Ge und Pt verstärkt die Ausbildung einer durchgehenden stickstoffresistenten A15-Phase im oberflächennahen Bereich, was die Nitrierung weiter verringert. Außerdem zeigen die Pt-haltigen Legierungen die bevorzugte Bindung von Stickstoff in  $\text{Cr}_3\text{PtN}$ -Antiperowskit-Phasenausscheidungen statt der Bildung der schädlichen durchgehenden  $\text{Cr}_2\text{N}$ -Schicht. Ge hingegen verringert den Einfluss von lokalen Fehlstellen in der Oxidschicht

auf die Oxidationskinetik und führt zu einer verbesserten Oxidschichthaftung. Legieren mit Mo verstärkt die Bildung von  $\text{SiO}_2$ . Auch die Abdampfrate von flüchtigen Spezies während der Oxidation wird reduziert, vermutlich bedingt durch die Änderung der  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ -Morphologie. Eine zusätzliche Verbesserung des Oxidationsverhaltens der ternären Cr-Si-Mo-Legierung ist auf die Ausbildung einer gegenüber Nitrierung beständigen Mo-angereicherten  $\text{Cr}_{MK}$ -Schicht im oberflächennahen Bereich zurückzuführen.

Um die Oxidation zu beschreiben, wurde im Rahmen dieser Arbeit ein Modell entwickelt, das  $k_p$ - $k_v$ - $P$ -Modell, das erstmals auch lokales Oxidschichtversagen in der Oxidationskinetik berücksichtigt. Dadurch kann anhand von thermogravimetrischen Messungen die Bildung von lokalen Fehlstellen und die Oxidschichthaftung abgebildet und in Abhängigkeit von der Legierungszusammensetzung untersucht werden. Weiterhin wurde der Einfluss der Legierungselemente auf die  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ -Schichtmorphologie analysiert. Beides in Kombination führt zu der Annahme, dass die Bildung von spröden Nitriden unter der Oxidschicht durch lokales Oxidschichtversagen verursacht wird und die Oxidschicht intrinsisch gegenüber Nitrierung schützend ist. Die Erhöhung des Nitrierungswiderstands durch Legieren ist somit vor allem auf den Einfluss der Legierungselemente auf die Oxidschichtmorphologie, damit einhergehend auf die Wachstumsspannungen in der Oxidschicht, und zusätzlich auf deren Haftung zurück zu führen.

In dieser Arbeit konnte gezeigt werden, dass geeignetes Legieren des Cr-Si-Systems zu einer weiteren Reduzierung der parabolischen Oxidationskonstanten ( $k_p$ ) und Abdampfrate ( $k_v$ ) um etwa eine Größenordnung führt. Besonders die Nitridbildung konnte um 98% verringert werden. Die Untersuchungen der Oxidationseigenschaften und der Mikrostruktur haben gezeigt, dass die Effekte der einzelnen Elemente in ternären, quaternären und einer quinären Legierung kombinierbar sind. Damit bietet das Cr-Si-Ge-Mo-Pt-Legierungssystem ein großes Potential für die Weiterentwicklung von Refraktärmetall-basierten Hochtemperaturwerkstoffen.

## Abstract

Cr-Si-based alloys are promising candidates for high temperature materials which can resist temperatures beyond the commonly used Ni-based superalloys ( $> 1150$  °C). Thereby, higher working temperatures can be used in high temperature applications, which increases the process efficiency. The main drawback of Cr-based alloys is their nitridation and embrittlement at high temperatures during exposure in air. Additionally, at temperatures above  $1000$  °C, Cr-based alloys are prone to spallation of the protective oxide scale and to the formation of volatile oxides.

The aim of this work is to develop heat-treatable Cr-Si-based alloys with  $\text{Cr} \geq 89$  at.% and to optimize their oxidation and nitridation resistance. Ge, Mo, and Pt were chosen as additional alloying elements and the microstructure as well as the oxidation resistance of the alloys were investigated. All investigated binary, ternary, quaternary, and quinary alloys developed a two-phase structure consisting of a chromium solid solution ( $\text{Cr}_{ss}$ ) matrix and A15 phase precipitates, which was proven using EPMA, SEM, and XRD. Depending on the alloy composition and on the heat treatment, the fraction of A15 precipitates and thereby the alloy's properties can be adjusted. Annealing at  $1200$  °C led to a maximum A15 phase fraction of 37% with respect to the investigated alloy compositions. Increasing the A15 phase fraction goes along with an increase in hardness. Si, Ge, and Pt are A15 phase formers while Mo was found in comparable concentrations in both phases. The precipitates formed in Mo-containing alloys are smaller compared to the other systems, which is important in terms of maintaining the material's properties during high temperature exposure. Additionally, Mo and Pt were found to decrease the lattice misfit between A15 phase and  $\text{Cr}_{ss}$  matrix. However, in contrast to Mo, Pt promotes coarsening of the A15 precipitates during annealing.

Thermogravimetric analysis and isothermal oxidation tests at temperatures of  $1050$  - $1350$  °C for up to 200 h in synthetic air were conducted to investigate the alloy's oxidation and especially nitridation resistance. It was found that, in comparison to the binary system, both properties were improved by additional alloying with Ge, Mo, and Pt. During oxidation Cr-Si-alloys form  $\text{SiO}_2$  (interface metal/oxide) next to  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  (interface oxide/gas). This leads to a decrease in oxide growth and in nitridation attack. Alloying with Ge and Pt supports the formation of a continuous, nitridation-resistant A15 phase layer in the subsurface area which further reduces nitridation.  $\text{Cr}_3\text{PtN}$  forms in the presence of Pt instead of detrimental  $\text{Cr}_2\text{N}$ . Additionally, Ge decreases the effect of local scale failure of the protective oxide scale on the oxidation kinetics and improves scale adhesion. Alloying with Mo enhances  $\text{SiO}_2$  formation and reduces the evaporation rate constant, most likely due to a morphological change in the  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  scale. In the Cr-Si-Mo alloy nitridation is further hindered as a Mo-enriched  $\text{Cr}_{ss}$  phase forms in the subsurface scale which is resistant against nitridation.

To describe the oxidation in more detail, a kinetic model ( $k_p$ - $k_v$ - $P$  model) was developed. This model includes for the first time the impact of local oxide scale failure in oxidation kinetics. Thereby, the formation of local defects and scale adhesion depending on the alloy composition can be investigated using thermogravimetric measurements. The influence of the alloying

elements on the  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  morphology was also investigated. Combining both, the assumption is made that the oxide scale is intrinsically protective against nitridation and  $\text{Cr}_2\text{N}$  formation is solely caused by local scale failure. Therefore, the improvement of nitridation resistance by alloying is mainly attributed to a change in oxide morphology, induced growth stresses, and scale adhesion.

In this work it was shown that appropriate alloying of Cr-Si further reduces the parabolic oxidation constant ( $k_p$ ) and the evaporation rate ( $k_v$ ) by one order of magnitude. Additionally, nitridation was reduced by 98%. In microstructural investigations and oxidation tests the effects of the different alloying elements Ge, Mo, and Pt were found to be combinable. All in all the Cr-Si-Ge-Mo-Pt-system shows high potential for the future development of refractory-based high-temperature alloys.

## Danksagung

Ich bin der Überzeugung, dass man für alles im Leben Unterstützung braucht. So auch für eine Dissertation. Diese Unterstützung kann fachlicher, monetärer oder auch emotionaler Natur sein. In jedem Fall ist sie sehr wertvoll und deshalb danke ich allen sehr herzlich dafür.

Besonderer Dank geht an meinen Doktorvater Herrn Priv.-Doz. Dr.-Ing. Mathias C. Galetz. Danke für die Betreuung, die Diskussionen, die fachliche und organisatorische Unterstützung, aber auch für die Möglichkeiten, die Freiheiten und die zahlreichen lustigen Momente. Ich fühle mich geehrt, deine erste Doktorandin sein zu dürfen. Ich hätte mir keinen besseren Doktorvater wünschen können.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Uwe Glatzel, Ihnen danke ich für die Übernahme des Zweitgutachtens und die Möglichkeit, an der Universität Bayreuth promovieren zu können. Auch danke ich Ihnen für Ihre Diskussionen, Anregungen und die Begleitung meines Promotionsprojektes als Projektpartner während der letzten Jahre.

Ein großes Dankeschön geht auch an dich, Ali, für den Riesen, auf dessen Schultern ich stehen darf und natürlich für das Begleiten meiner Dissertation sowie die Betreuung zu Beginn.

Ich bedanke mich für die finanzielle Unterstützung bei allen drei Einheiten der DECHEMA und bei der Deutschen Forschungsgemeinschaft DFG (Förderungsnummern: GA 1704/2 und GL181/45), die dieses Projekt erst möglich gemacht haben. In diesem Zusammenhang auch ein großes Dankeschön an die Firma PLANSEE für das Zurverfügungstellen der Metalle und für die Analyse der Spurenelemente.

Ein riesiger Dank geht an alle Kolleginnen und Kollegen der Arbeitsgruppe Hochtemperaturwerkstoffe am DECHEMA-Forschungsinstitut (DFI) für die wissenschaftliche Unterstützung, den tollen Teamgeist, das wunderbare Arbeitsklima, das viele Lachen und vieles mehr. Danke für die fruchtbaren Diskussionen, Till und StAlex. Danke für die technische Unterstützung, weiser Mathias. Ich bedanke mich bei Melanie und Gerald für die Unterstützung mit den Analysegeräten und die zahllosen ESMA-Messungen. Danke an die immer hilfsbereiten Damen aus der Metallografie, die „Mechanik“-Experten JJ und Mario und die unglaublich fitte DFI-Werkstatt. Danke an die TiAl-Gemeinschaft für die Unterstützung meines Nebenprojekts. Danke Lukas für die Nervennahrung, Clara für die Erläuterung, was wirklich basisch ist, und Chris für den pedantischen Umgang mit der deutschen Sprache. Danke, Maren, für deine thermodynamische Beratung, deine klugen Ratschläge und dass du nun unsere Arbeitsgruppe bereicherst. Danke für deine kritischen Betrachtungen und unvergleichlichen Metaphern, die mich immer weiter gebracht haben, Xabier. Ein großer Dank geht an die ehemaligen Kolleginnen Sonja und Lucy für die tolle Aufnahme und nicht zu vergessen an Diana für das Engagement in der Gruppe und die unglaubliche Hilfsbereitschaft. Danke auch an alle anderen DFI'ler für die gute Stimmung, die im Institut herrscht. Und vielen Dank auch für die Unterstützung insbesondere beim Thema TiAl durch Sie, Herr Prof. Dr.-Ing. Michael Schütze; danke für die immer offen stehende Tür.

Danke an die Kolleginnen und Kollegen aus Bayreuth: an Petra und Irada für die Projektbegleitung, Peter für die Konferenzbespaßung, Tobias G. für die un-zäh-li-gen Bin-de-stri-che, Markus für die Mauer-Form-Diskussionen, Mike, Fabian, Robert und all den anderen für die

Diskussionen, die Mexikaner und das Schnippen.

Ein großer Dank geht auch an meinen Masteranden Timo für die fruchtbare Zusammenarbeit. Ein riesiges Dankeschön geht an alle, die mich in meinem bisherigen wissenschaftlichen Werdegang unterstützt und mir viele Türen geöffnet haben. Ich freue mich auf die weitere Zusammenarbeit und die kommenden Veröffentlichungen, deren zugrundeliegende Ergebnisse zum Großteil in dieser Dissertation einfach keinen Platz mehr gefunden haben. In diesem Zusammenhang sind Dr. Alexander Knowles von der University Birmingham, Prof. John Perepezko und seine Arbeitsgruppe an der University of Wisconsin-Madison, Dr. Christine Geers und Prof. Itai Panas von der Chalmers University of Technology, Prof. Wolfram Fürbeth vom DFI, Prof. Ralf Riedel und Priv.-Doz. Dr. Emanuel Ionescu von der TU Darmstadt zu nennen. Dr. Michael Wharmby vom DESY Synchrotron gilt mein Dank für die XRD-Messungen mit Synchrotron-Strahlung.

Ein Dank gilt auch meiner Familie, dafür dass ihr mich soweit unterstützt habt, dass ich nun da sein kann, wo ich bin. Iris und Volker, euch beiden danke ich ganz besonders, ihr habt einen Großteil dazu beigetragen. Davon ist mir die Emotionalität und die unbedingte Unterstützung und Akzeptanz meiner Wünsche und Träume besonders wichtig.

Und falls du dich, Tobias, weiter oben noch nicht angesprochen gefühlt hast: Ein ganz besonderer Dank geht an dich für die nun schon langjährige enge Begleitung meines Lebens und damit auch meiner Dissertationszeit. Danke für dein offenes Ohr und deine Umarmungen zu den Zeiten, zu denen ich sie am nötigsten hatte.

Danke auch an meine lieben Freundinnen und Freunde, an die Unterstützungskarten und Telefonate während der nicht so sonnigen Zeiten und auch zuvor für die Unterstützung beim Finden meines Lebenswegs. Danke Franzi und Sebastian, Anna und Jan, Anne, Jari und Sophia, Anna, Elena und Tim, Christian und Svenja, Lisa und vielen mehr.

# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung</b>	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>Grundlagen</b>	<b>5</b>
2.1	Potentielle Refraktärmetall-Systeme für Hochtemperaturanwendungen . . . . .	5
2.2	Anforderungen an Hochtemperaturlegierungen in Relation zum $\text{Cr}_{MK}\text{-Cr}_3\text{Si}$ - System . . . . .	6
2.3	Mikrostruktur und Wärmebehandlung von Cr-Si-Legierungen . . . . .	6
2.4	Schützende Oxidschichten für Hochtemperaturanwendungen . . . . .	10
2.4.1	Bildung der Oxidschicht . . . . .	10
2.4.2	Thermodynamische Aspekte . . . . .	11
2.4.3	Kinetische Aspekte . . . . .	12
2.4.4	Besonderheiten der Oxidationskinetik von Cr bei $T > 1000\text{ °C}$ . . . . .	14
2.4.5	Defektstruktur und Diffusion in $\text{Cr}_2\text{O}_3$ . . . . .	17
2.4.6	Oxidation von Legierungen . . . . .	18
2.5	Motivation für ternäre Legierungselemente . . . . .	21
<b>3</b>	<b>Zielsetzung der Arbeit</b>	<b>23</b>
<b>4</b>	<b>Experimentelles Vorgehen und Methoden</b>	<b>25</b>
4.1	Experimentelles Vorgehen . . . . .	25
4.1.1	Legierungsherstellung und Zusammensetzung . . . . .	25
4.1.2	Wärmebehandlung . . . . .	26
4.1.3	Oxidationsversuche . . . . .	26
4.1.4	Metallografische Probenpräparation und Untersuchung . . . . .	27
4.1.5	Untersuchung der Phasenanteile und Ausscheidungsgrößen . . . . .	30
4.1.6	Röntgenstrahldiffraktometrie . . . . .	30
4.1.7	Bestimmung der Konzentrationen von Verunreinigungen . . . . .	30
4.1.8	Thermodynamische Berechnungen . . . . .	31
4.2	$k_p$ - $k_v$ - $P$ -Modell . . . . .	31
4.2.1	Parabolische Massenzunahme . . . . .	31
4.2.2	Lineare Massenabnahme . . . . .	32
4.2.3	Massendiskontinuitäten . . . . .	33
4.2.4	Abgrenzung zu anderen Modellen . . . . .	39
4.2.5	Limitierungen des Modells . . . . .	40

<b>5</b>	<b>Ergebnisse</b>	<b>41</b>
5.1	Mikrostruktur und deren Einstellung mittels Wärmebehandlung . . . . .	41
5.1.1	Einfluss der Si-Konzentration auf die Mikrostruktur . . . . .	44
5.1.2	Einfluss von ternären Elementen auf die Mikrostruktur von Cr-Si-Legierungen . . . . .	45
5.1.3	Quaternäre und quinäre Cr-Si-Ge-Legierungen - Zusammenwirken der Elemente . . . . .	47
5.1.4	Thermische Stabilität ausgewählter Legierungen . . . . .	49
5.1.5	Phasenzusammensetzung . . . . .	50
5.1.6	Untersuchung der Phasengrenzen $Cr_{MK}/Cr_3Si$ . . . . .	54
5.2	Untersuchung des Oxidationsverhaltens . . . . .	57
5.2.1	Thermogravimetrische Auslagerungen . . . . .	57
5.2.2	Charakterisierung der Oxidschichten und des oberflächennahen Bereichs . . . . .	60
5.2.3	Die Rolle von unterschiedlichen Cr-Ausgangsmaterialien bei der Oxida- tionsbeständigkeit von Cr(-Si-X)-Legierungen . . . . .	65
5.2.4	Einfluss der Oxidationstemperatur . . . . .	68
5.2.5	Einfluss der Variation der Legierungselementkonzentration . . . . .	73
<b>6</b>	<b>Diskussion</b>	<b>75</b>
6.1	Die Mikrostruktur . . . . .	75
6.1.1	Ausscheidungsverhalten von Cr-reichen Cr-Si-Legierungen bei 1200 °C . . . . .	75
6.1.2	Der Germanium-Effekt . . . . .	77
6.1.3	Der Molybdän-Effekt . . . . .	79
6.1.4	Der Platin-Effekt . . . . .	80
6.1.5	Grenzflächenuntersuchungen zwischen $Cr_{MK}$ und Al <sub>5</sub> -Ausscheidungen . . . . .	82
6.2	Oxidation . . . . .	84
6.2.1	Einfluss von unterschiedlichem Cr-Material auf die Oxidation . . . . .	84
6.2.2	Nitrierung von $Cr_{MK}$ -Al <sub>5</sub> -Legierungen . . . . .	85
6.2.3	Oxidation von Cr-Si-Basis-Legierungen . . . . .	87
6.2.4	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -Bildung und Morphologie . . . . .	88
6.2.5	Die innere Oxidation von Si . . . . .	89
6.2.6	Aktivierungsenergien der Oxidation von $Cr_{MK}$ -Al <sub>5</sub> -Basis-Legierungen . . . . .	90
6.3	Einfluss von Makrolegieren auf die Oxidation . . . . .	91
6.3.1	Der Germanium-Effekt . . . . .	91
6.3.2	Der Molybdän-Effekt . . . . .	93
6.3.3	Der Platin-Effekt . . . . .	96
<b>7</b>	<b>Schlussfolgerung und Ausblick</b>	<b>99</b>

# Symbole und Abkürzungen

$A$	Fläche
$A(25\% \sim 75\%)$	Interquartilsabstand
$AA$	Proben hergestellt mit einem Cr-Material mit einer Reinheit von 99,995 Gew.-%
$BSE$	Rückstreuelektronen
$\gamma$	Grenzflächenenergie
$c$	effektive Defektlänge
$c^*_x$	effektive Spalllänge
$c_X$	Konzentration Element X
$c_{Al5}$	Konzentration in der Al5-Phase
$c_{CrMK}$	Konzentration im Mischkristall
$c_h$	Maximalkonzentration eines Elements in einer Phase
$Cr_{MK}$	Chrommischkristall
$c_n$	Minimalkonzentration eines Elements in einer Phase
$\delta$	Fehlpassung
$\Delta G^0$	freien Standardreaktionsenthalpie
$\Delta m$	Massenänderung
$d$	Oxidschichtdicke
$D_X(Y)$	Diffusionskoeffizient von X in Y
$DBTT$	Spröd-duktil-Übergangstemperatur
$DFT$	Dichtefunktionaltheorie
$\dot{\epsilon}_{min}$	minimale Kriechrate
$EBSD$	Elektronenrückstreubeugung
$EDX$	energiedispersive Röntgenspektroskopie
$EELS$	Elektronenenergieverlustspektroskopie
$ESMA$	Elektronenstrahlmikroanalyse
$f$	Phasenanteil $\beta$ -Ausscheidungen
$f_{Cr}$	Massenanteil von Chrom
$G^0$	freie Standardenthalpie
$h$	Spalthöhe
$HAADF$	annulare Dunkelfelddetektoren
$IPF$	Inverse Polfigur
$IQ$	Pattern-Qualitäts-Index

## Inhaltsverzeichnis

$K$	Konstante
$k$	Verteilungskoeffizient/k-Faktor
$k_0$	präexponentieller Faktor
$K_{IC}$	Bruchzähigkeit
$k_p$	parabolische Oxidationskonstante
$k'_p$	schichtbezogene parabolische Oxidationskonstante
$k_v$	lineare Massenverlustrate
$\nu_P$	Frequenz der Massendiskontinuität einer TGA-Messung
$ODP$	kürzlich veröffentlichtes Phasendiagramm
$P$	Gesamtheit der Massenzunahme durch Massendiskontinuitäten während einer TGA-Messung
$p$	Wahrscheinlichkeit für Oxidschichtabplatzen
$p(X)$	Partialdruck der Spezies X
$PB$ -Verhältnis	Pilling-Bedworth-Verhältnis
$Q_{kp}$	Aktivierungsenergie der parabolischen Massenzunahme
$Q_{kv}$	Aktivierungsenergie der linearen Massenabnahme
$\rho$	Dichte
$R$	universelle Gaskonstante
$R^2$	Determinationskoeffizient
$REM$	Rasterelektronenmikroskop
$RT$	Raumtemperatur
$\sigma$	mechanische Spannung
$\sigma_c$	kritische Spannung in der Oxidschicht
$S$	Seigerungskoeffizient
$SADP$	Feinbereichsbeugung
$SE$	Sekundärelektronen
$TEM$	Transmissionselektronenmikroskop
$TGA$	thermogravimetrische Analyse
$T$	Temperatur
$t$	Zeit
$T_m$	Schmelzpunkt
$V_X$	molares Volumen von X
$V_{Cr}'''$	Chromleerstelle
$V_{O^{\bullet\bullet}}$	Sauerstoffleerstelle
$V_{Spalt}$	Volumen Spalt
$WDX$	wellenlängendispersive Röntgenspektroskopie
$x$	Deckschichtdicke
$X_p$	Konzentration von B in $\beta$ -Ausscheidungen
$X_m$	Konzentration von B in $\alpha$ -Matrix
$XRD$	Röntgendiffraktometrie