

Montanuniversität Leoben

**Hochtemperatur-Werkstoffverhalten von
Eisen-Basislegierungen bei Kombination von
Schlag und Abrasion**



Die vorliegende Arbeit wurde am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung der Montanuniversität Leoben in Kooperation mit dem Österreichischen Kompetenzzentrum für Tribologie (AC²T research GmbH) in Wiener Neustadt durchgeführt.

Leoben, August 2010

Die Forschungsarbeiten wurden gefördert vom „Österreichischen *Kplus*-Programm“, der Österreichischen Forschungs-Förderungs-Gesellschaft (FFG) und dem Land Niederösterreich (TecNet Capital GmbH) und sind im „Österreichisches Kompetenzzentrum für Tribologie“ (AC²T research GmbH) im Rahmen des Projektes A21-„3-Körper-Verschleiß“ mit Hilfe von Böhler Edelstahl GmbH & Co KG, Castolin GmbH und voestalpine Stahl GmbH durchgeführt worden.

Eidesstattliche Erklärung:

Ich erkläre an Eides Statt, dass die vorliegende Arbeit von mir selbständig und nur unter Verwendung der angeführten Literatur erstellt wurde.

Leoben, 19. August 2010

Danksagung

An erster Stelle gebührt mein Dank Herrn Ao.Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Christian Mitterer, dem stellvertretenden Leiter des Departments für Metallkunde und Werkstoffprüfung, für die Betreuung und Durchsicht dieser Diplomarbeit.

Mein herzlichster Dank gilt Herrn Dipl.-Ing. Dr. mont. Ewald Badisch, Leiter der Area „Wear Processes“ bei AC²T research GmbH, Wiener Neustadt, für die hervorragende Betreuung. Sein Fachwissen und seine Erfahrung trugen dazu bei, die Qualität dieser Arbeit kontinuierlich zu verbessern.

Weiters bedanke ich mich bei Herrn Dipl.-Ing. Dr. Reinhard Polak für die vielen fachlichen und menschlichen Ratschläge und die Hartnäckigkeit mich immer weiter voranzutreiben.

Dank gilt auch Ing. Karl Adam und der Leitung der Sinteranlage der voestalpine Stahl GmbH, für die Bereitstellung des Themas dieser Arbeit. Mein Dank gilt auch Dipl.-Ing. Jochen Perko, Böhler Edelstahl GmbH, Kapfenberg, für die Bereitstellung des HSS-Versuchswerkstoffes und die Unterstützung bei den Oxidationsversuchen sowie Dipl.-Ing. Dr. Martin Kirchgassner, Castolin GmbH, Wien, für die Bereitstellung der geschweißten Versuchswerkstoffe. Weiterer Dank gebührt auch Prof. Dr. Renno Veinthal für die Durchführung der Erosionstest auf der Technischen Universität Tallinn, Estland.

Weiters bedanke ich mich bei allen Mitarbeitern von AC²T research GmbH für die freundliche und kollegiale Atmosphäre und die Unterstützung bei meiner Arbeit.

Nicht zuletzt möchte ich mich bei allen Personen bedanken, die mich in irgendeiner Weise bei der Entstehung dieser Arbeit unterstützt haben.

Abschließend möchte ich meinen Eltern für ihre Unterstützung herzlich danken.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Theoretische Grundlagen.....	5
2.1	Werkstoffe bei erhöhten Temperaturen und Verschleiß.....	5
2.1.1	Dreistoffsystem Fe-Cr-C	5
2.1.2	Fe-Cr-C Legierungen	7
2.1.3	Gefügeänderungen im eingesetzten Temperaturbereich.....	9
2.1.4	Auftragungstechnologien für Fe-Cr-C Legierungen	10
2.2	Alternative Werkstoffkonzepte bei Hochtemperatur-Verschleiß	14
2.2.1	„Komplex-Legierungen“.....	14
2.2.2	Warmfeste Stähle und Schnellarbeitsstähle.....	16
2.3	Oxidation - Zunderverhalten.....	19
2.3.1	Thermodynamik der Metalloxidation	19
2.3.2	Oxidationsmechanismen.....	20
2.3.3	Kinetik der Metalloxidation	22
2.3.4	Einfluss von Legierungselementen auf die Oxidation	24
2.4	Verschleiß	26
2.4.1	Erosion und deren Einflussgrößen.....	28
2.4.2	Verschleißverhalten in Abhängigkeit der Temperatur	31
3	Experimentelle Details.....	36
3.1	Oxidations- bzw. Verzunderungstest.....	36
3.1.1	Probenfertigung	36
3.1.2	Auswertung	36
3.2	Erosionstest	37
3.2.1	Probenfertigung	37
3.2.2	Abrasiv	38
3.2.3	Erosionstest bei Raumtemperatur.....	38
3.2.4	Erosionstest bei erhöhter Temperatur.....	39
3.2.5	Auswertung	40
3.3	Simulation der thermischen Belastung.....	41
3.3.1	Ermittlung der Randbedingungen	41
3.3.2	Ein- und Ausgabeparameter	42

4	Ergebnisse	43
4.1	Ist-Stand Analyse	43
4.2	Analyse und Simulation der Einsatztemperaturen.....	50
4.2.1	Thermografie.....	50
4.2.2	Zeitunabhängige Simulation des eingesetzten Rostbalkens.....	51
4.2.3	Zeitabhängige Simulation des Rostbalkens	52
4.3	Versuchswerkstoffe.....	57
4.3.1	Schnellarbeitsstahl (HSS).....	57
4.3.2	Komplex-Legierung – Hartauftragung	58
4.3.3	Fe-Cr-C Hartauftragung	60
4.4	Thermische Alterung	62
4.4.1	Härte	62
4.4.2	Mikrostruktur	63
4.5	Oxidationstest – Zunderverhalten	67
4.6	Hochtemperatur Erosionstest.....	74
4.6.1	Einfluss der Oxidation bei erhöhten Temperaturen.....	74
4.6.2	Erosionstest der Versuchswerkstoffe im Ausgangszustand.....	75
4.6.3	Einfluss der thermischen Alterung	77
5	Zusammenfassende Erkenntnisse	82
6	Zusammenfassung.....	85

Anhang A

C. Katsich, E. Badisch, Analyse und Simulation von Heißbrecher-Systemen, Tagungsband ÖTG Symposium 2007, St. Pölten, 2007

Anhang B

C. Katsich, E. Badisch, Manish Roy, G.R. Heath, F. Franek, Erosive wear of hardfaced Fe-Cr-C alloys at elevated temperature, Wear 267 (2009) 1856-1864

Abbildungsverzeichnis

Abb. 1: Schematischer Aufbau einer Sinteranlage: 1) Sintermischung; 2) Mischungstrichter; 3) Sinterband; 4) Glühhaube; 5) Windkästen; 6) Durchglühzone; 7) Stachelbrecher und Brecherrost; 8) Heißsiebe; 9) Feinfraktion; 10) Heißrinnen [2]	1
Abb. 2: Brecherrost unter dem Stachelbrecher; Abwurfzone mit Sinter im Hintergrund (Stillstand)....	2
Abb. 3: Liquidusprojektion des Fe-Cr-C-Phasendiagramms [13].....	6
Abb. 4: Gusseisenstruktur einer übereutektischen Fe-Cr-C Legierung [2].....	7
Abb. 5: REM Aufnahme der Mikrostruktur der in [2] beschriebenen FeCrNbMoC Legierung: Zusammensetzung in Gew. %: Fe - 5,4 C - 2,0 Si - 0,9 Mn - 21,6 Cr - 3,9 Mo - 6,0 Nb - 0,4 V - 1,1 W	8
Abb. 6: Mikrostruktur einer Fe-Cr-C-Legierung im Schweißzustand (links) und nach dem Einsatz in einer Heißsinter-Brechanlage (rechts) [2]	10
Abb. 7: Schematische Darstellung des automatisierten Auftragschweißens auf Flachbleche [16] ...	11
Abb. 8: Prinzip des alveolaren Panzers [2]	12
Abb. 9: REM-Aufnahme PT102-Komplexlegierung (Querschliff) [18].....	15
Abb. 10: Bruchzähigkeit von verschiedener PTA-Schweißlegierungen in Abhängigkeit von der Härte [18]	16
Abb. 11: Typische Mikrostruktur von Werkzeugstählen: a) REM Aufnahme eines Schnellarbeitsstahls; b) Schematische Abbildung der Mikrostruktur im μm -Bereich; c) Schematische Abbildung der Mikrostruktur im nm-Bereich [24]	17
Abb. 12: a) Schichtwachstum an der Grenzfläche Metall/Oxid, b) Schichtwachstum an der Grenzfläche Oxid/Gas, c) Schichtwachstum an beiden Grenzflächen Metall/Oxid und Oxid/Gas [32]	20
Abb. 13: REM-Querschliffaufnahme des Oxidschichtaufbaus beim Stahl X60 [32]	21
Abb. 14: Eisen-Sauerstoff Phasendiagramm [29]	22
Abb. 15: Idealisierte kinetische Wachstumsgesetze [34]	23
Abb. 16: Chromeinfluss auf die Oxidationsrate und die Oxidstruktur [30]	25
Abb. 17: Unterschiedliche Verschleißarten bei mineralischem Verschleiß in Abhängigkeit vom Aufprallwinkel [37]	26
Abb. 18: Verschleißmodell bei Abrasion nach K.H. zum Gahr [38].....	27
Abb. 19: Verschleißformen bei Schlag: a) spröde Oberfläche, b) duktile Oberfläche [38].....	27
Abb. 20: Erosion in Abhängigkeit des Aufprallwinkels [38].....	28
Abb. 21: Erosion in Abhängigkeit der Partikelgröße [38].....	29
Abb. 22: Erosion in Abhängigkeit der Aufprallgeschwindigkeit [38]	30
Abb. 23: Relativer Erosionswiderstand in Abhängigkeit von der Werkstoffhärte [38].....	30
Abb. 24: Rissbildung in Hartphasen in Abhängigkeit der Temperatur [4].....	32

Abb. 25: Erosionsrate der Gusslegierung Ch34L in Abhängigkeit von der Temperatur bei verschiedenen Atmosphären; 1) Argon 2) Luft [40]	33
Abb. 26: Metallerosion [43].....	33
Abb. 27: Oxiderosion [43].....	34
Abb. 28: Oxidationsbeeinflusste Erosion [43].....	34
Abb. 29: Oxidationskontrollierte Erosion [43]	35
Abb. 30: Partikelgrößenverteilung des Quarzsands.....	38
Abb. 31: REM Bild des Quarzsands	38
Abb. 32: Erosionsprüfeinrichtung: 1 – Probe, 2 – Abrasivbehälter, 3 – Abschirmung, 4 – Rotor, 5 – elektrischer Antrieb, 6 – Drehzahlregler.....	39
Abb. 33: Hochtemperatur-Erosionsprüfeinrichtung: 1 – Abrasivbehälter, 2 – Isolierung, 3 – Heizelemente, 4 – Rotor mit Kanälen, 5 – Probe, 6 – Vibrationsdämpfer, 7 – Wellenkühlsystem, 8 – elektrischer Antrieb	39
Abb. 34: Verschlossener Rostbalken mit Probenkörperbezeichnung.....	43
Abb. 35: Probenkörper 2 im Querschnitt (Ätzung: Nital 2%, 20s).....	44
Abb. 36: Position A, Karbidbruch in der obersten Verbundplatte, 500x (Ätzung: Nital 5%, 10s).....	45
Abb. 37: Position B, Schuppenbildung des freigelegten Substrats an der Rostflanke, 200x (Ätzung: Nital 5%, 10s)	45
Abb. 38: Position C, selektiver Oxidationsangriff, 500x (Ätzung: Nital 5%, 10s).....	46
Abb. 39: Position D, Oxidschicht auf Rostbalkenträgermaterial, 500x (Ätzung: Nital 5%, 5s).....	47
Abb. 40: Härteverlauf der verschiedenen Verschleißplatten	47
Abb. 41: Globulare Eiformung des Zementits (Weichglüheffekt) im Substrat der Verschleißplatten, (Ätzung: Nital 5%, 10s).....	48
Abb. 42: System Stachelbrecher / Rostbalken	50
Abb. 43: System Stachelbrecher / Rostbalken - Infrarotaufnahme	51
Abb. 44: FEM-Simulation der thermischen Belastung des wassergekühlten Rostbalkens mit Sandwichverbund (Sintertemperatur: 1000°C).....	52
Abb. 45: 2-D Modell des Rostbalkens mit Messpunkten aus Tabelle 4.....	53
Abb. 46: Temperaturverlauf in den Messpunkten (Verschleißschicht: $k = 15 \text{ W/mK}$).....	54
Abb. 47: Detail des Temperaturverlaufs nach 10 h ($k = 15 \text{ W/mK}$).....	55
Abb. 48: Detail des Temperaturverlaufs nach 10 h ($k = 60 \text{ W/mK}$).....	55
Abb. 49: Längsschliff HSS, 500x (Ätzung: 2%-Nital, 35s)	58
Abb. 50: Komplex-Legierung, Querschliff 500x (Ätzung: Murakami, 20s)	59
Abb. 51: Fe-Cr-C Legierung, Querschliff 50x, (Ätzung: Fe-III-Chlorid+HCl+H ₂ O, 5s)	60
Abb. 52: Fe-Cr-C Legierung, Querschliff 500x, (Ätzung: Fe-III-Chlorid+HCl+H ₂ O, 5s)	61

Abb. 53: Zusammenstellung der Härtewerte der unterschiedlichen Versuchswerkstoffe aus Tabelle 8 vor und nach der thermischen Alterung.....	63
Abb. 54: Versuchswerkstoff B, Längsschliff, 500x (Ätzung: 2%-Nital, 35s)	64
Abb. 55: Versuchswerkstoff D, 500x (Ätzung: Murakami, 20s).....	65
Abb. 56: Versuchswerkstoff F, 500x (Ätzung: Fe-III-Chlorid+HCl+H ₂ O, 5s).....	65
Abb. 57: Massenänderung VW-A.....	67
Abb. 58: Makroaufnahme der Oxidationsproben VW-A bei 850°C	68
Abb. 59: Schichtwachstum VW-A.....	68
Abb. 60: Oxidschicht VW-A (750°C, 48h).....	69
Abb. 61: Oxidschicht VW-A (750°C, 48h) - Innere Oxidationsfront mit Porenbildung	69
Abb. 62: Massenänderung VW-C	70
Abb. 63: Oxidschicht VW-C (850°C, 48h)	71
Abb. 64: Makroaufnahme der Oxidationsproben VW-E nach 48h.....	71
Abb. 65: Massenänderung VW-E	72
Abb. 66: Oxidschicht VW-E (750°C, 48h).....	72
Abb. 67: Einfluss der Oxidation beim Erosionstest (schematisch)	74
Abb. 68: Versuchswerkstoffe A, C und E bei 30° Aufprallwinkel.....	75
Abb. 69: Versuchswerkstoffe A, C und E bei 90° Aufprallwinkel.....	76
Abb. 70: Relativer Verschleißwiderstand ϵ der Versuchswerkstoffe im Ausgangszustand bei 650°C.....	77
Abb. 71: Versuchswerkstoffe A und B bei 30° und 90° Aufprallwinkel	77
Abb. 72: Versuchswerkstoffe C und D bei 30° und 90° Aufprallwinkel	78
Abb. 73: VW-D bei 650°C Prüftemperatur und 30° Aufprallwinkel	79
Abb. 74: Versuchswerkstoffe E und F bei 30° und 90° Aufprallwinkel.....	80
Abb. 75: VW-F bei 650°C Prüftemperatur und 30° Aufprallwinkel.....	80
Abb. 76: Relativer Verschleißwiderstand ϵ der thermisch gealterten Versuchswerkstoffe bei 650°C	81
Abb. 77: VW-D bei 650°C Prüftemperatur und 90° Aufprallwinkel (Erosionstest), 1000x	83
Abb. 78: Verschleiß der FeCrC-Legierung im Rostbalken (Ist-Stand Analyse), 500x	83

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Legierungszusammensetzung typischer Fe-Cr-C Legierungen [6], [7], [8]	5
Tabelle 2: Typische Legierungszusammensetzung einer „Komplex-Legierung“ PT102 [18].....	14
Tabelle 3: Kenngrößen der FEM-Simulation	42
Tabelle 4: Temperaturmesspunkte	53
Tabelle 5: Hauptlegierungselemente eines M2-Schnellarbeitsstahls	57
Tabelle 6: Hauptlegierungselemente der Komplex-Legierung	59
Tabelle 7: Zusammenfassung der Hauptlegierungselemente der Fe-Cr-C Legierung.....	60
Tabelle 8: Versuchswerkstoffe.....	62

1 Einleitung

Bei der Eisen- und Stahlerzeugung kommt es durch die Einsatzbedingungen zum Teil zu extremen Verschleißerscheinungen in den Anlagen. Ein Beispiel dafür ist der Einsatz in der Sinteranlage. Höchste Ansprüche an Verschleißbeständigkeit werden in diesem System an die eingesetzten Werkstoffe gestellt. Die tribologische Beanspruchung der Bau- und Verschleißteile setzt sich aus einer thermischen und einer mechanischen Beanspruchung zusammen.

In der Sinteranlage (Abb. 1) werden Erz, Koks und Flussmittel für den Hochofeneinsatz vorbereitet. Das Erz-Koks-Gemisch wird auf das kontinuierliche Sinterband aufgetragen und mittels Brennstoff gezündet. Durch die Saugvorrichtung auf der Unterseite des Bandes wandert eine schmale Brennfront im Sintergut nach unten (Temperatur $\sim 1000^{\circ}\text{C}$). Ist der Brennvorgang abgeschlossen, fällt der Sinterkuchen auf den Brecherrost und wird von einem Stachelbrecher zerkleinert. Anschließend wird die Feinfraktion vom Stückgut über ein Heißsieb getrennt und über Heißrinnen zur Zwischenlagerung weiterbefördert, bevor sie zum Hochofen transportiert wird [1].

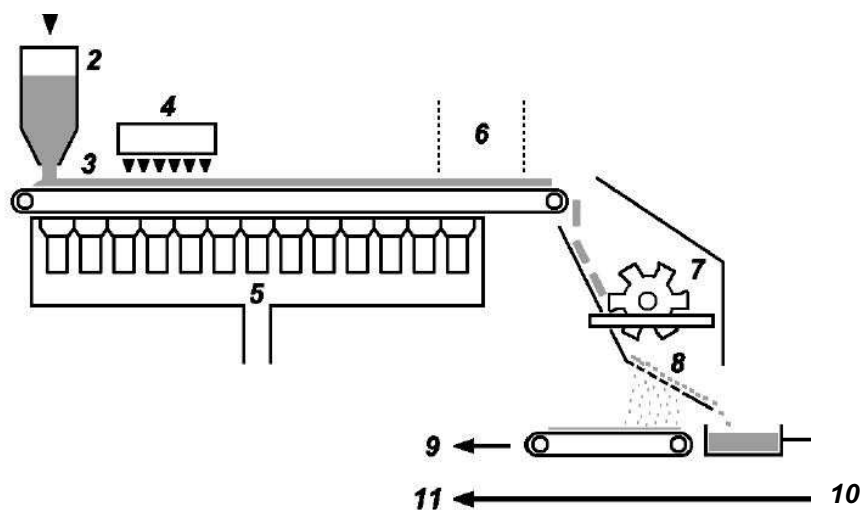


Abb. 1: Schematischer Aufbau einer Sinteranlage: 1) Sintermischung; 2) Mischungstrichter; 3) Sinterband; 4) Glühhaube; 5) Windkästen; 6) Durchglühzone; 7) Stachelbrecher und Brecherrost; 8) Heißsiebe; 9) Feinfraktion; 10) Heißrinnen [2]

Die höchsten Belastungen treten im Bereich Stachelbrecher/Brecherrost auf. Der Sinterkuchen wird zyklisch, ca. alle 30 Sekunden, vom Ende des Sinterbandes abgeworfen. Um den Aufprall auf den Brecherrost zu verringern, fällt der ganze Sinterkuchen vorher auf einen Kuchenbrecher. Dabei erfolgt eine Zerteilung des Kuchens in mehrere große und kleine Stücke. Die Aufprallgeschwindigkeit wird dabei verringert und somit auch die mechanische Beanspruchung des Brecherrostes. Der Großteil der Sinterkuchenteile bleibt nach dem Aufprall auf dem Brecherrost, der als

Mahltsch dient, liegen. Die weitere Zerkleinerung des Kuchens erfolgt durch den horizontal eingebauten Stachelbrecher. Die Stacheln des Brechers greifen in den Kuchen ein, brechen den Sinter und quetschen ihn durch den Brecherrost. Sinterteile, die kleiner als der Rostabstand sind, fallen durch den Brecherrost und gelangen zum Heißsieb (Abb. 2).



Abb. 2: Brecherrost unter dem Stachelbrecher; Abwurfzone mit Sinter im Hintergrund (Stillstand)

Die Einsatztemperaturen werden in erster Linie von den Prozesstemperaturen der Sintererzeugung festgelegt, die in den einzelnen eisenerzeugenden Betrieben unterschiedlich sind. Die Oberflächentemperatur des heißen Sinters kann zwischen 600 und 1300°C liegen [3]. In den nachgeschalteten Sieb- und Fördereinrichtungen bis zur Bunkerung ist die Temperatur des Sintergutes von den Kühlbedingungen abhängig. Veränderungen in der Prozesstechnik, wie z.B. eine Heißgasrückführung zur Erwärmung des Erz-Koks Gemisches, können zu empfindlichen Temperaturerhöhungen führen. Die sich daraus ergebenden Auswirkungen auf die eingesetzten Verschleißmaterialien führen oftmals zu einem vorzeitigen Versagen.

Die Standzeit des Brecherrostes ist abhängig von der Prozessführung des Sinterns. Die Parameter Durchsatz und Sintertemperatur sind ausschlaggebend. Ein Austausch der Verschleißteile ist nur während der planmäßigen Stillstände der Sinteranlage möglich. Die beanspruchte Zone der gesamten Verschleißfläche erstreckt sich jeweils nur an einem Ende des Rostbalkens. Ist die Verschleißschicht abgetragen, kann durch Umbau der Rostbalken um 180° die nicht verschlissene

gegenüberliegende Seite verwendet werden. Durch die symmetrische Bauweise wird somit eine Verdoppelung der Lebensdauer des Rostbalkens erreicht.

Die Eigenschaften des Sinters sind abhängig von der mineralogischen Zusammensetzung (Erz, Koks und Flussmittel) und der Betriebsweise der Sinteranlage. Die Form der Sinterstücke ist unregelmäßig, zerklüftet und scharfkantig. Die Härte bei hohen Temperaturen ist nur schwer repräsentativ messbar und aus der Literatur nicht ersichtlich. Die Mikrohärtigkeit bei Raumtemperatur wird für die einzelnen Sinterbestandteile mit 280 bis 1770 HV angegeben [3]. Das Umgebungsmedium ist Luft, die mit Russ- und Zunderteilchen stark verunreinigt ist.

Als Verschleißmaterial für den Rostbalken haben sich in der Praxis übereutektische chromreiche Eisenbasislegierungen bewährt. Sie haben sich in den letzten 20 Jahren durch konstante Weiterentwicklung als kosteneffektivste Lösung zur Verlängerung der Einsatzdauer von Hochtemperatur-Verschleißanwendungen entwickelt [2]. Synthetische hartphasenverstärkte Werkstoffe mit hohem Karbidanteil, wie sie zum Einsatz im Stachelbrecher kommen, sind kostenintensiv, und es können technologische Probleme beim Auftragen auf den Rostbalken entstehen. Hochtemperatur-Werkstoffe auf Nickel-Basis werden aufgrund der hohen Materialkosten nicht eingesetzt.

Das Auftragschweißen von Verschleißschichten auf die zu schützenden Bauteile ist derzeit das gebräuchlichste Verfahren. Es gewährleistet die Wiederverwendung der Bauteile und ist damit äußerst kostengünstig.

Wassergekühlte Brecherroste stellen nur bedingt eine Alternative zum ungekühlten System dar. Kostenverursachend wirkt hier die komplizierte Bauform der einzelnen Rostbalken, insbesondere die Fertigung der Kühlkanäle. Die zugehörigen Kühlaggregate, bzw. die Abfuhr der Wärme, bedeuten nicht nur einen zusätzlichen Kostenfaktor, sondern müssen auch in der Energiebilanz des Prozesses berücksichtigt werden. Eine nachträgliche Errichtung von Kühlsystemen ist nicht nur aufgrund des erhöhten Platzbedarf und der Investitionskosten zu verwerfen.

Eine Änderung in der Sinterprozesstechnik hat beim Projektpartner voestalpine Stahl GmbH zu erhöhten Temperaturen des erzeugten Sinterkuchens geführt. Infolge dieser Änderung ergeben sich auch verschärfte Einsatzbedingungen aller nachgeschalteten Anlagen und deren Bauteile. Werkstoffe, die im direkten Kontakt mit dem Sintergut stehen und innerhalb ihrer maximalen Einsatztemperaturen lagen, werden jetzt über ihre nominelle Leistungsgrenze eingesetzt. Dies führt besonders bei den Verschleißwerkstoffen zu einer signifikanten Herabsetzung der Lebensdauer und ist aus wirtschaftlicher Sicht nicht vertretbar.

Ziel dieser Arbeit ist daher einerseits ein grundlegender Wissensaufbau zum Verschleißverhalten im System Stachelbrecher/Brecherrost und andererseits die Möglichkeit des Vergleichs von alternativen Verschleißwerkstoffen zur Erhöhung der Standzeit. Dafür sind folgende Schritte notwendig:

- Schadensanalyse und Simulation an höchstbeanspruchten Bauteilen (Rostbalken) zur Ermittlung der Einsatzbedingungen
- Erstellung eines Verschleißmodells anhand der Realbedingungen und die Umsetzung in einem geeigneten Prüfverfahren im Labormaßstab
- Vergleich verschiedener Werkstoffklassen im Labormaßstab
- Auswirkung einer thermischen Schädigung der Werkstoffe auf das Verschleißverhalten
- Ermittlung kritischer Einsatztemperaturen auf das Verschleißverhalten

2 Theoretische Grundlagen

2.1 Werkstoffe bei erhöhten Temperaturen und Verschleiß

Verschleißwerkstoffe mit Hartphasenanteil besitzen eine Matrix aus Eisen, Nickel oder Kobalt, in der Hartphasen mit Anteilen bis über 50 % beinhaltet sind. Eisenbasislegierungen besitzen gegenüber den anderen Basiselementen ein hervorragendes Verhältnis zwischen Bauteilkosten und Standzeit und werden daher bevorzugt eingesetzt. Der Nachteil einer geringeren Warmfestigkeit kann durch Zugabe geeigneter Legierungselemente zum Teil beseitigt werden. Als Hartphasen kommen vorwiegend Karbide, Boride und Nitride zum Einsatz, die meist durch Ausscheidung beim Erstarren aus der Schmelze gebildet werden (Hartlegierung). Ein hoher Hartphasenanteil kann je nach Belastung vor- oder nachteilig für die Verschleißbeständigkeit sein und muss daher auf den Einsatz abgestimmt werden [4].

Die Verwendung von kostengünstigen übereutektischen Fe-Cr-C Legierungen mit hohen Cr-Gehalten erweist sich bei stark abrasiven Belastungen und geringer Stoßbelastung als besonders geeignet [5]. Die maximale Einsatztemperatur wird mit 650 bis 750°C angegeben. Diese Legierungen sind der Legierungsgruppe 10 der Schweißzusatz-Werkstoffe nach DIN 8555 zugeordnet. Tabelle 1 zeigt die typischen Schweißgutanalysen verschiedener Hersteller.

Tabelle 1: Legierungszusammensetzung typischer Fe-Cr-C Legierungen [6], [7], [8]

Element	C	Cr	Nb	Mo	V	W	Fe
Gew. %	<5,5	<24	<7	<7	<1	<2	Basis

Untereutektische Fe-Cr-C Legierungen haben sich trotz Optimierungsversuchen in den späten 1970er Jahren gegenüber den übereutektischen nicht durchgesetzt. Grund dafür ist der deutlich geringere Abrasionswiderstand bei Anwendungen bei erhöhten Temperaturen [9], [10].

2.1.1 Dreistoffsystem Fe-Cr-C

Mit Hilfe der eisenreichen Seite des Dreistoffsystems Fe-Cr-C lassen sich die übereutektischen Verschleißwerkstoffe gut beschreiben.

Der Kohlenstoffgehalt ist das bestimmende Element für die Gefügeausbildung im Dreistoffsystem Fe-Cr-C. Typische C-Gehalte für verschleißende Anwendungen liegen zwischen 2 und 5,5 Gew. %. Die Legierungen besitzen dabei eine untereutektische bzw. übereutektische Cr-Gusseisenstruktur. Die untereutektische Zusammensetzung lässt sich als Gussgefüge mit primären Dendriten in einer

eutektischen Matrix charakterisieren, die übereutektische zeigt im Gegensatz dazu Primärkarbide in einer eutektischen Matrix [11].

Bei der Betrachtung der Liquidus-Projektion der Eisenecke im Fe-Cr-C Ternärsystem wird ersichtlich, welche Phase sich aus der Schmelze zuerst ausscheidet (Abb. 3). Bei einer übereutektischen Zusammensetzung von 5 % C, 24 % Cr und 71 % Fe ist der chromreiche Karbidtyp M_7C_3 die erste Phase, die sich bei einer Temperatur von 1350°C bildet, wobei Chrom und Eisen im Karbid gebunden werden. Diese Primärkarbide sind durch ihre Größe und ihre hexagonale Stangenform im Gefügebild leicht zu identifizieren, wie in Abb. 4 zu sehen ist. Im Gleichgewicht erstarrt die restliche Schmelze eutektisch, bestehend aus M_7C_3 und M_3C Karbiden und der Austenitphase. Bei weiterer Abkühlung zerfällt der Austenit in M_7C_3 und M_3C Karbide und eine Ferritphase, die reich an Chrom ist [12]. Bei einer Verringerung des C-Gehalts in der Zusammensetzung beginnt die Erstarrung mit dem Austenit in einer untereutektischen Dendritenform, die Primärkarbide werden nicht mehr gebildet.

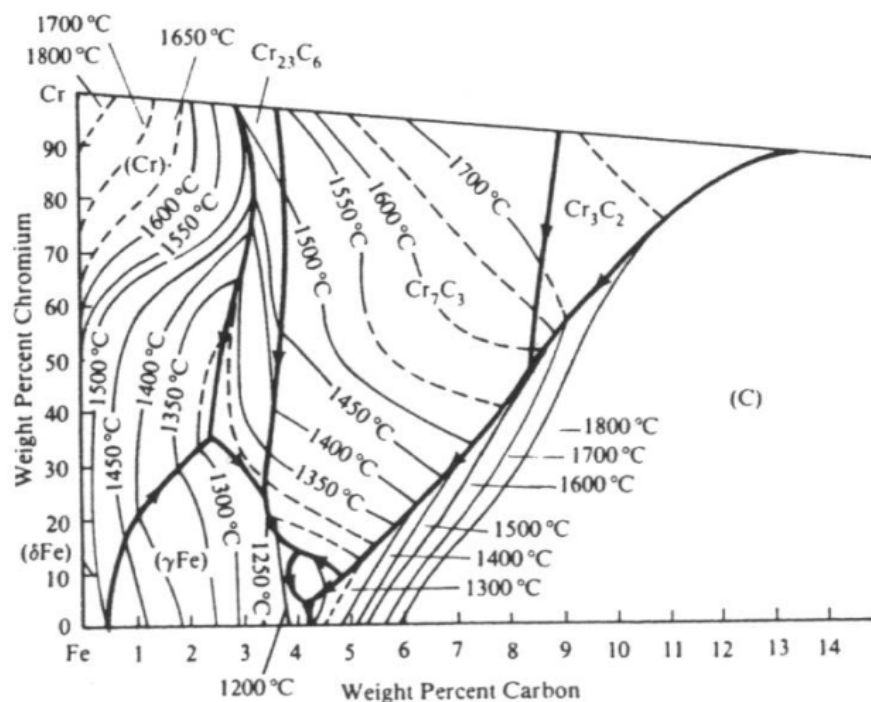


Abb. 3: Liquidusprojektion des Fe-Cr-C-Phasendiagramms [13]

Die Ausbildung des Matrixgefüges zeigt eine starke Abhängigkeit nicht nur von der Legierungs-Zusammensetzung sondern auch von den Abkühlbedingungen, die beim verwendeten technologischen Auftragsprozess vorherrschen. Durch eine schnelle Abkühlung beim Schweißprozess kommt es zur Ungleichgewichtserstarrung und zur Bildung von Martensit mit Anteilen von Restaustenit. Bei

geringeren Abkühlgeschwindigkeiten, z.B. durch Vorwärmen des Substrats oder der Zwischenlagen, stellt sich ein metastabiles austenitisches Matrixgefüge ein [2], [14].

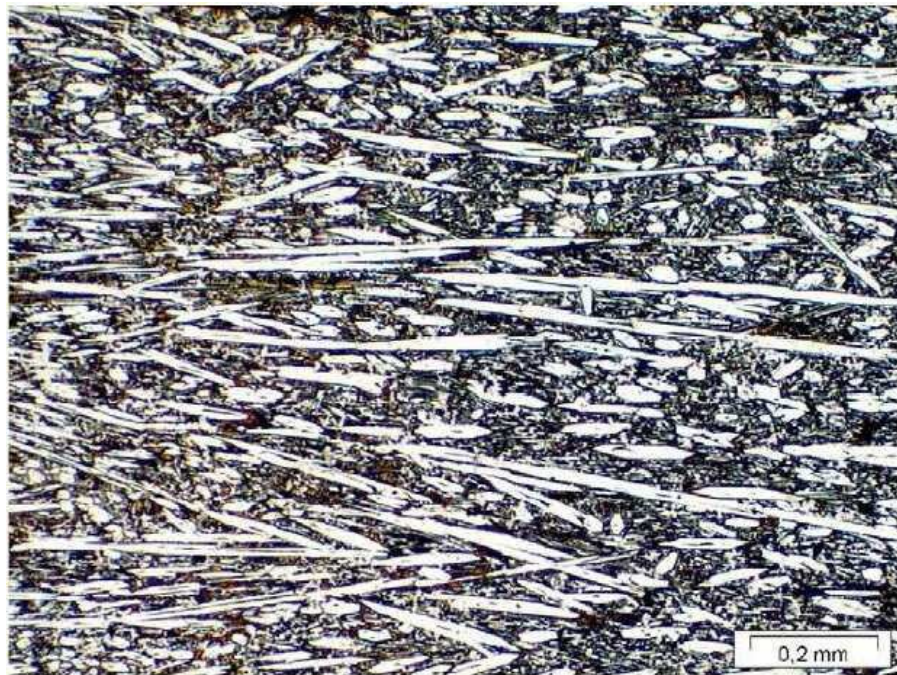


Abb. 4: Gusseisenstruktur einer übereutektischen Fe-Cr-C Legierung [2]

Ein wichtiges Merkmal für die Bewertung der Verschleißbeständigkeit der übereutektischen Fe-Cr-C Legierungen ist der Anteil der Primärkarbide in der Matrix. Wahl zeigt in [15] den Vergleich des Primärkarbidanteils bei unterschiedlichen Herstelltechnologien. Es stellt sich dabei heraus, dass Chrom einen doppelt so großen Einfluss auf den Primärkarbidanteil im auftraggeschweißten Material als bei Gusslegierungen hat. Zurückzuführen ist das auf die schnellere Erstarrung beim Schweißen als beim Gießprozess. Außerdem ist bei auftraggeschweißten Schichten der Kohlenstoffgehalt in der Matrix größer als bei Gusslegierungen und man erhält einen geringeren Primärkarbidanteil [15].

2.1.2 Fe-Cr-C Legierungen

Technisch eingesetzte Legierungen auf Basis des Dreistoffsystems Fe-Cr-C werden mit zusätzlichen Elementen legiert. Dazu werden bevorzugt Elemente wie Niob, Molybdän, Wolfram und Vanadin eingesetzt, um die Warmhärte zu steigern und eine erhöhte Verschleißbeständigkeit zu erreichen (siehe Tabelle 1).

Änderungen in der Zusammensetzung des Verschleißwerkstoffes lassen sich am Einfachsten beim Fülldrahtschweißen umsetzen. Das Schweißgut ergibt sich aus den Legierungsanteilen des Fülldrahtmantels und des Pulvers. Durch Variation des

Pulvers können daher verschiedene Zusatzstoffe, wie z.B. artfremde Hartstoffe, eingebracht werden [9].

Bei der Zugabe der Hartstoffe für das Pulver im Fülldraht muss zwischen der Beimengung von Hartstoffen in Form von Karbiden und der pulverförmigen Legierungselemente unterschieden werden. Hartstoffzugaben in Karbidform von weniger als 3 Gew.-% lösen sich in der schmelzflüssigen Eisenhartlegierung auf. Die Refraktärmetalle lagern sich je nach Hartstofftyp in den primären M_7C_3 -Karbiden oder in der Fe-Cr-Matrix ein. Bei größeren Zugaben werden die Hartstoffe nur angelöst. Die Auflösung der Hartstoffe ist dabei von der Auftragungstechnologie und somit vom Energieeintrag abhängig [5].

In [2] erfolgte die Untersuchung einer Hartauftragung vor und nach dem Einsatz in einer Heisinteranlage. Die Mikrostruktur der geschweißten Legierung zeigt zu den prognostizierten Phasen des ternären Fe-Cr-C System eine zusätzliche Phase A, in Form von zufällig verteilten Teilchen und ist im Gefügebild deutlich zu erkennen (Abb. 5).

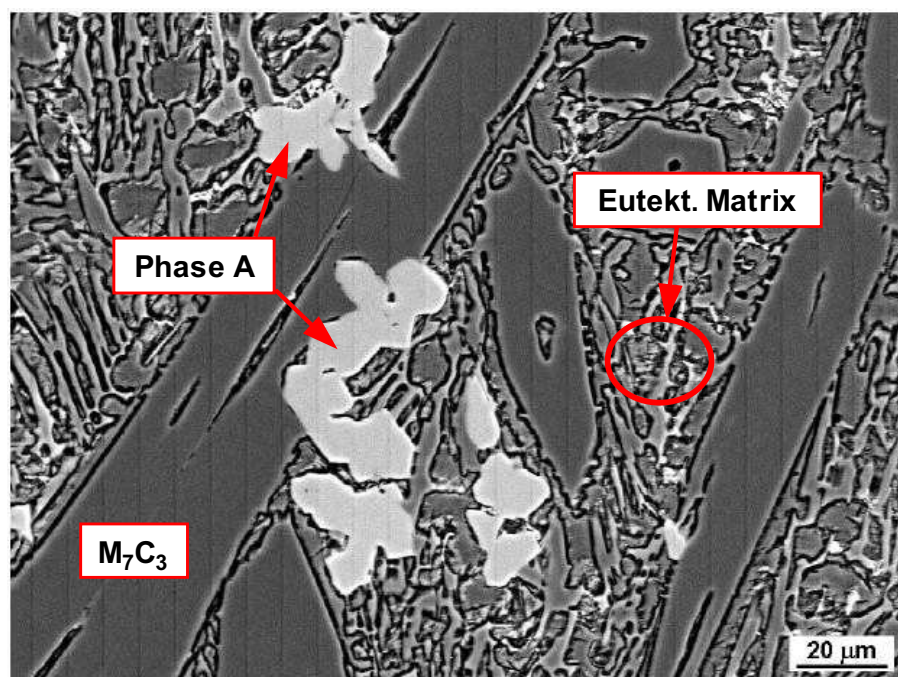


Abb. 5: REM Aufnahme der Mikrostruktur der in [2] beschriebenen FeCrNbMoC Legierung:
Zusammensetzung in Gew.-%: Fe - 5,4 C - 2,0 Si - 0,9 Mn - 21,6 Cr - 3,9 Mo - 6,0 Nb - 0,4 V - 1,1 W

Ein Merkmal ist der unterschiedliche Ätzangriff im Gegensatz zum Primrkarbid und der Matrix. Des Weiteren sind die Partikel nicht nur in der Matrix eingebettet oder entlang der Primärkarbide, sondern finden sich auch übergreifend über die Hauptphasen. Der Volumenanteil der Phase A beträgt 7 %. Resultate aus

Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop (REM) ergaben die Identifikation der Phase A als Nb-reiches Karbid des Typs MC mit Spuren der Elemente Mo, Cr, Ti und V. Die Primärkarbide vom Typ M_7C_3 sind angereichert mit Fe (44,2 %) und Cr (52,1 %) mit Spuren von Mo und V. Die Karbide in der Matrix sind vom gleichen Typ wie die Primärkarbide und besitzen eine ähnliche Zusammensetzung, jedoch ist der Fe-Anteil höher und es findet sich zusätzlich Wolfram gelöst. Die Bestätigung der Ergebnisse erfolgte mit der Simulation nach Scheil des Programmpaketes ThermoCalc. Die durchschnittliche Härte der untersuchten Legierung liegt bei 800 HV₃₀, in Oberflächennähe bis zu 860 HV₃₀. Für die Bewertung der einzelnen Phasen ist eine Mikrohärteprüfung mit den Lasten von 50, 100 und 200 g durchgeführt worden. Als härteste Phase wurde mit 2475 HV die NbC-Phase bestimmt, der Wert entspricht der Härte von reinem NbC (2400 HV) sehr gut. Die Härte des M_7C_3 Karbids liegt mit einem Mittelwert von 1310 HV im Bereich der gemessenen Härte von Cr-reichen M_7C_3 Karbiden. Die Matrix ist trotz der Karbide mit 660 HV relativ weich [2].

Nb-Karbide entstehen bei entsprechenden Gehalten von Niob und Kohlenstoff als kubische oder oktaedrische Teilchen, wenn die Zahl der Kristallisationskeime groß ist. Voraussetzung dafür ist eine homogene Keimbildung durch starke Unterkühlung oder eine hohe Abkühlgeschwindigkeit. Prinzipiell ist auch eine heterogene Keimbildung an vorher erstarrten Phasen möglich [4].

2.1.3 Gefügeänderungen im eingesetzten Temperaturbereich

Bei den verschiedensten Einsatzgebieten für Fe-Cr-C Hartauftragungen sind Prozesstemperaturen bis zur nominellen Einsatztemperatur und darüber keine Seltenheit. Bei solch hohen Temperaturen müssen sowohl Veränderungen der Mikrostruktur als auch ein Härteverlust, welche das Verschleißverhalten und somit die Standzeit beeinflussen, berücksichtigt werden.

Untersuchungen in [2] zeigen die Veränderungen des Gefüges einer handelsüblichen FeCrC-Hartauftragung, wie in Kapitel 2.1.2 beschrieben, nach dem Einsatz in einer Heißsinter-Brechanlage. Das geschweißte Ausgangsgefüge zeigt in der Matrix das Vorhandensein von linsenförmigem Martensit mit Inseln aus Restaustenit. Das Ätzbild der Matrix ist nach einem Einsatz bei hohen Temperaturen über 18 Monate deutlich verändert. Die linsenförmige Struktur ist nicht mehr zu erkennen; eine gleichmäßige Zersetzungsstruktur von Ferrit und feinen Karbiden prägt das Erscheinungsbild (Abb. 6).

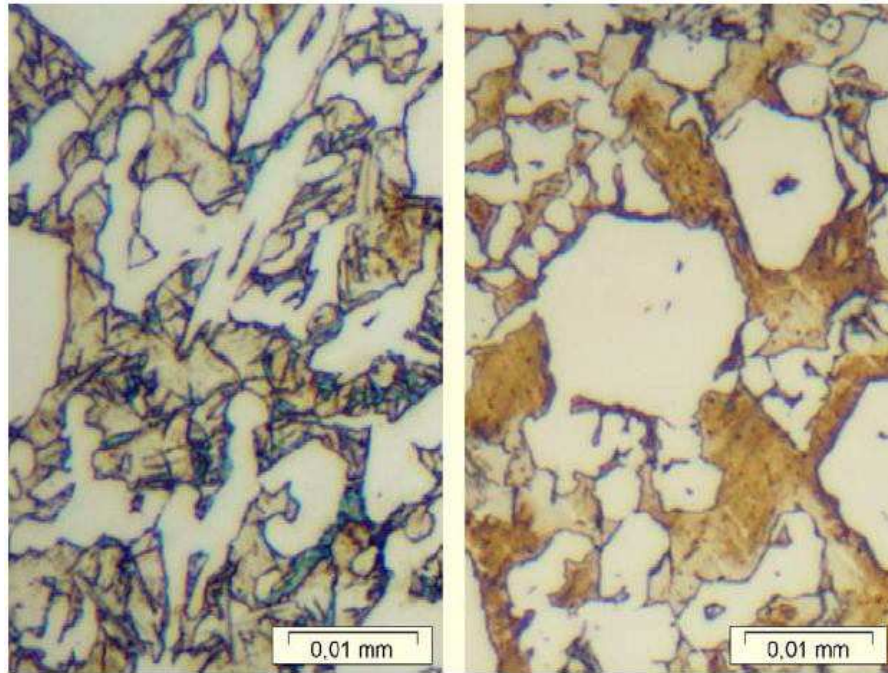


Abb. 6: Mikrostruktur einer Fe-Cr-C-Legierung im Schweißzustand (links) und nach dem Einsatz in einer Heißsinter-Brechanlage (rechts) [2]

Untersuchungen von Atamert [12] an Fe-Basis-Hartauftragungen mit der nominellen Zusammensetzung Fe-30Cr-3,8C zeigen ein Ausgangsgefüge aus M_7C_3 Karbiden und metastabilem chromreichen Austenit. Erreicht wird diese Zusammensetzung durch die Abkühlbedingungen beim händischen Lichtbogenschweißen. Wärmebehandlungsversuche bei unterschiedlichen Temperaturen zwischen 700°C und 800°C zeigen die Zersetzung des Austenits in ein Gemisch von Ferrit und Karbid. Bei Temperaturen von 750°C zersetzt sich der Austenit sehr rasch, beginnend mit der Ausscheidung von $M_{23}C_6$ Karbiden. Dieser Karbidtyp ist keine thermodynamisch stabile Phase für diese Legierungszusammensetzung. Es kommt zur Umwandlung in ein stabiles M_7C_3 Karbid. Das Gleichgewichtsgefüge besteht nach einer isothermen Wärmebehandlung nach 24h bei 750°C einfach nur aus chromhaltigen Ferrit und M_7C_3 Karbiden (Primär- und Sekundärkarbid), die $M_{23}C_6$ Karbide sind vollständig umgewandelt. Der Austenitzerfall ist mittels optischer Mikroskopie deutlich zu sehen. Das Ätzbild verändert sich von der hellen Austenitmatrix zu einem dunkel gesprenkelten Zersetzungsgefüge. Durch thermodynamische Berechnungen lassen sich die obengenannten Aussagen bestätigen [12].

2.1.4 Auftragungstechnologien für Fe-Cr-C Legierungen

Für das gleichzeitige Auftreten von erhöhten Temperaturen und kombiniertem Schlag- und Abrasionsverschleiß gibt es im Allgemeinen keine Universallösung. Insbesondere erfordert die Schlagkomponente des Verschleißes ein duktiles

Werkstoffverhalten, während der abrasive Anteil ein hartes, verschleißfestes Werkstoffverhalten verlangt. Hinzukommt noch die geforderte Temperaturbeständigkeit des Verschleißmaterials, das eine „All in one“-Lösung deutlich erschwert. Ein Ausweg für das technologische Problem ist das Prinzip des Verbundwerkstoffes, das wünschenswerte Eigenschaften von zwei zu kombinierenden Materialien ermöglicht [2].

Verbundpanzerplatten sind die einfachste Form, um Eigenschaftskombinationen zu erreichen. Verschleißminderung wird erreicht durch die auf ein Substrat aufgeschweißte Verschleißschicht. Das Substrat besteht aus einem duktilen Material und dient zur Aufnahme der Schlagenergie. Als Substrat wird hauptsächlich Halbzeug, insbesondere gewalztes Plattenmaterial aus Baustahl, in seltenen Fällen auch aus austenitischen Stählen, verwendet. Für den gewöhnlichen Baustahl spricht der Kostenvorteil gegenüber den hochlegierten Stählen. Voraussetzung für den Einsatz des unlegierten Materials bei höheren Temperaturen ist ein vollständiger bzw. teilweiser Schutz des Substrats gegen Oxidation, der durch konstruktive Lösungen erreicht werden kann.

Die Auftragung des Verschleißmaterials erfolgt hauptsächlich durch Auftragschweißen mit einem Fülldraht nach DIN 8555 [6]. Das Fülldrahtschweißen hat den Vorteil, dass die Zusammensetzung der Legierung über die Metallpulverfüllung des Fülldrahtes eingestellt werden kann. Ein weiterer Vorteil ist die Möglichkeit der Automatisierung des Schweißvorganges (Abb. 7).

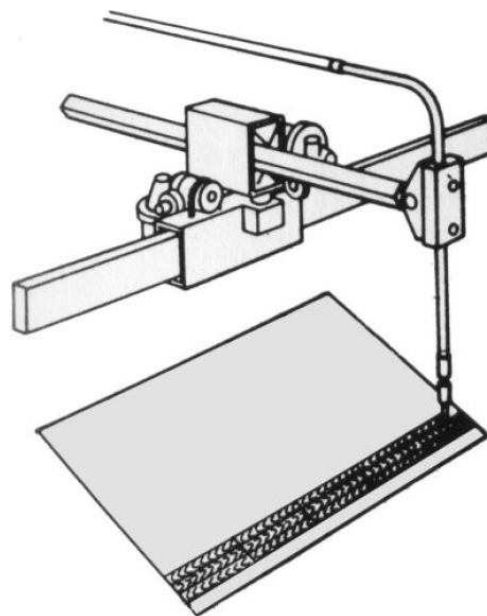


Abb. 7: Schematische Darstellung des automatisierten Auftragschweißens auf Flachbleche [16]

Bei der Hartauftragung auf das duktile Substrat kommt es zu hohen Eigenspannungen im Verschleißwerkstoff, die bei der Abkühlung durch die Bildung von Spannungsrissen abgebaut werden. Diese Spannungsrisse, die normal zur Schweißrichtung entstehen, gewährleisten ein gewisses Verformungsvermögen des Verbundes. Ein gleichmäßiges Rissbild über die gesamte Verschleißfläche lässt Rückschlüsse auf die Prozesssicherheit des Auftrags zu und gilt als Qualitätskriterium.

Je nach verwendeter Schweißtechnologie und dem daraus resultierenden Energieeintrag muss die Aufmischung mit dem Grundmaterial berücksichtigt werden. Bei einer hohen Aufmischung kann es in der Nähe der Grenzschicht zwischen Schweißgut und Substrat zu Störungen der Mikrostruktur kommen, und daraus ein anderes Verschleißverhalten resultieren. Daher sind mehrlagige Aufschweißungen bei hoher Aufmischung im Verschleißverhalten günstiger als einlagige und zu bevorzugen [17].

Beim Alveolaren Panzern liefert ein Stahlgehäuse die nötige Duktilität, um die Schlagenergien der Abrasive aufzunehmen. Das Prinzip des Alveolaren Panzern ist in Abb. 8 dargestellt. Dabei wird das Stahlgehäuse, Alveole genannt, mit einem temperaturbeständigen, verschleißfesten Werkstoff gefüllt. Die Füllung der einzelnen Alveolen, mit einer typischen Größe von 50 x 50 x 50 mm, erfolgt mit einem geeigneten Lichtbogenschweißverfahren. Die Form der Alveolen kann in Abhängigkeit der Einsatzbedingungen verändert werden. Eine Beschränkung auf die Würfelform ist bei guter Kenntnis des Schweißprozesses nicht notwendig [2].

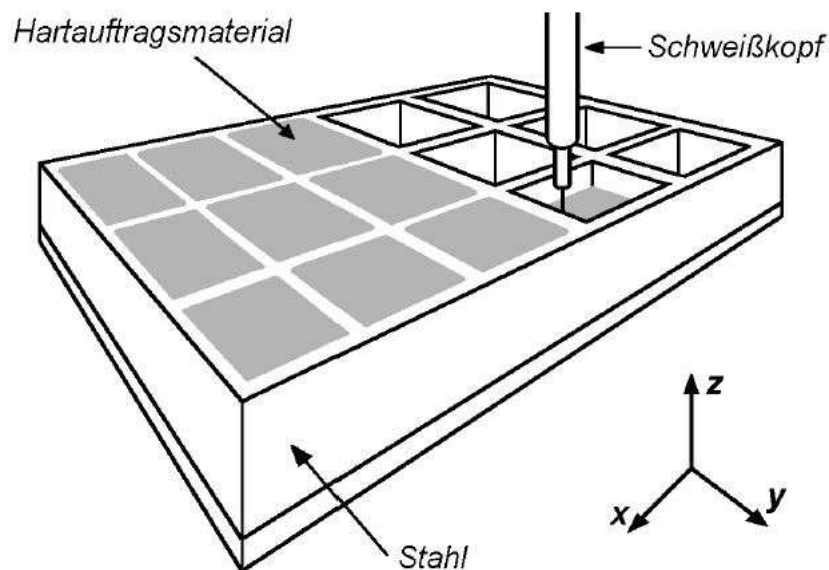


Abb. 8: Prinzip des alveolaren Panzerns [2]

Eine weitere Möglichkeit der Beschichtung ist die Verschleißschicht direkt auf das zu schützende Bauteil aufzutragen. Dies wird bei geringeren Beanspruchungen durchgeführt. Allerdings ist die Gefahr des Bauteilversagens größer als bei mehrlagigen Verbundsystemen. Grund dafür ist die maximale Verschleißschichtdicke, die durch die Kombination Verschleißwerkstoff/Auftragungstechnologie begrenzt ist. Durch die mechanischen Werkstoffeigenschaften lassen sich nicht mehr als 3 Lagen mit einer Gesamtstärke von 15 mm der Verschleißschicht aufschweißen [6]. Nach Verbrauch des Verschleißwerkstoffes kann die Verschleißrate je nach Bauteil- bzw. Substratwerkstoff um ein Vielfaches ansteigen.

2.2 Alternative Werkstoffkonzepte bei Hochtemperatur-Verschleiß

Beim Einsatz von Fe-Basislegierungen mit Hartphasenanteil als Verschleißwerkstoff ist je nach Anwendungsfall der richtige Werkstoff auszuwählen. Eine Veränderung des Werkstoffaufbaus kann über die chemische Zusammensetzung, den Hartphasenanteil und die Mikrostruktur von Hartphase und Matrix erreicht werden. Alternative Werkstoffkonzepte setzen an diesen Punkten an, um eine optimale Verschleißbeständigkeit zu erreichen.

2.2.1 „Komplex-Legierungen“

Ziel bei der Entwicklung der „Komplex-Legierungen“ ist einen Verschleißwerkstoff zu entwickeln, der einen hohen Abrasionswiderstand besitzt und gleichzeitig unempfindlich gegen Schlag ist. Des Weiteren soll die Legierung mit herkömmlichen Auftragungstechnologien wie Thermisches Spritzen oder Auftragschweißen auf den zu schützenden Bauteil aufgetragen werden können [18].

Bei herkömmlichen Fe-Cr-C Legierungen reicht aufgrund des hohen Karbidanteils der Matrix die Duktilität nicht aus, um bei stärkerer Schlagbeanspruchung eine ausreichende Verschleißbeständigkeit zu gewährleisten. Bei den Komplex-Legierungen versucht man daher durch eine veränderte Hartphasenstruktur und ein optimiertes Matrixgefüge diesen Nachteil auszuschalten. Als Hartphasen wird eine Mischung aus Karbiden, Boriden und Borkarbiden verwendet. Die metallische Matrix erfährt eine Festigkeits- und Zähigkeitssteigerung durch die Reduzierung der Korngröße bis in den nm-Bereich [19].

Im Gegensatz zu thermischen Spritzschichten, wo amorphes Vormaterial für die Herstellung verwendet werden kann um eine nanokristalline Mikrostruktur zu erhalten, ist die Herstellung direkt aus dem Schweißvorgang mit erheblichen Problemen verbunden [20]. Dazu muss die Legierung eine hohe Neigung zur Glasform besitzen, um eine möglichst hohe Unterkühlung vor der Erstarrung zu ermöglichen. Durch eine Zusammensetzung von 8 bis 10 Legierungselementen wie in Tabelle 2 beschrieben, kann einerseits die Keimbildungsrate bei der Erstarrung erhöht und andererseits die Keimwachstumsrate erniedrigt werden [18].

Tabelle 2: Typische Legierungszusammensetzung einer „Komplex-Legierung“ PT102 [18]

Element	C	Cr	Nb	Mo	Si	W	Mn	B	Fe
Gew. %	0,9	19,6	3,8	4,8	1,4	6,2	2,2	3,4	Basis

Zur Phasenbestimmung führen Branagan et al. in [18] Untersuchungen mittels Röntgendiffraktometrie durch und identifizieren die Matrix als α -Eisen, wiesen aber auch das Vorhandensein von γ -Eisen nach. Die groben Hartphasenausscheidungen

sind vom Typ $M_7(BC)_3$ und $M_{23}(BC)_6$ und kommen auch als feine Ausscheidungen in der Matrix vor. Die Matrix lässt sich ähnlich der unteren Bainittransformation bei herkömmlichen Stählen, als gekoppeltes Latteneutektoid beschreiben (Abb. 9). Das Ausscheidungs- und Erstarrungsverhalten ist aber aufgrund der komplexen Zusammensetzung noch nicht ganz zu erklären und bedarf weiterer Untersuchungen [18].

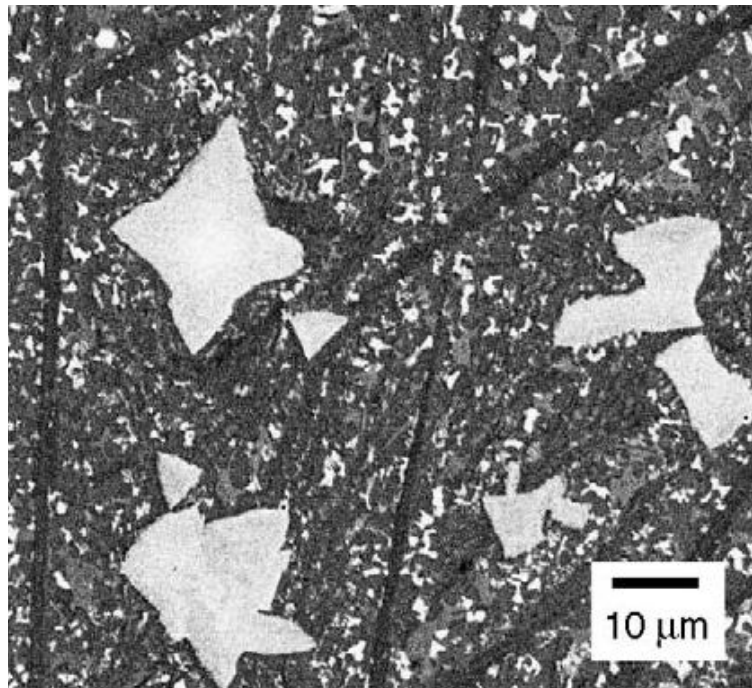


Abb. 9: REM-Aufnahme PT102-Komplexlegierung (Querschliff) [18]

Diese Komplexlegierung besitzt eine Härte von 66 HRC, was auf den hohen Hartphasenanteil von 60 - 70 % zurückzuführen ist. Bemerkenswert ist allerdings die Bruchzähigkeit von $32,6 \text{ MPam}^{1/2}$, die durch Vorwärmung des Schweißsubstrates (315°C) auf ca. $70 \text{ MPam}^{1/2}$ gesteigert werden kann. Dabei werden die rund $10 \mu\text{m}$ großen Hartphasen-Ausscheidungen auf eine Größe von ca. $0,5 \mu\text{m}$ reduziert. Die Bruchzähigkeit ist mit der Palmqvistmethode ermittelt worden und zeigt im Vergleich zu anderen Schweißlegierungen ein deutlich verbessertes Verhalten (Abb. 10) [18].

Eine weitere Härtesteigerung und damit ein verbessertes Verschleißverhalten bei gleichbleibender Bruchzähigkeit kann beim Einsatz als Schweißlegierung nicht mehr erreicht werden. Dazu ist die Temperaturführung während des Schweißens ungeeignet. Dies kann jedoch über andere Herstellungsroutinen, wie dem thermischen Spritzen, durchgeführt werden, wobei amorphes Metallpulver als Ausgangsmaterial eingesetzt wird [20], [21].

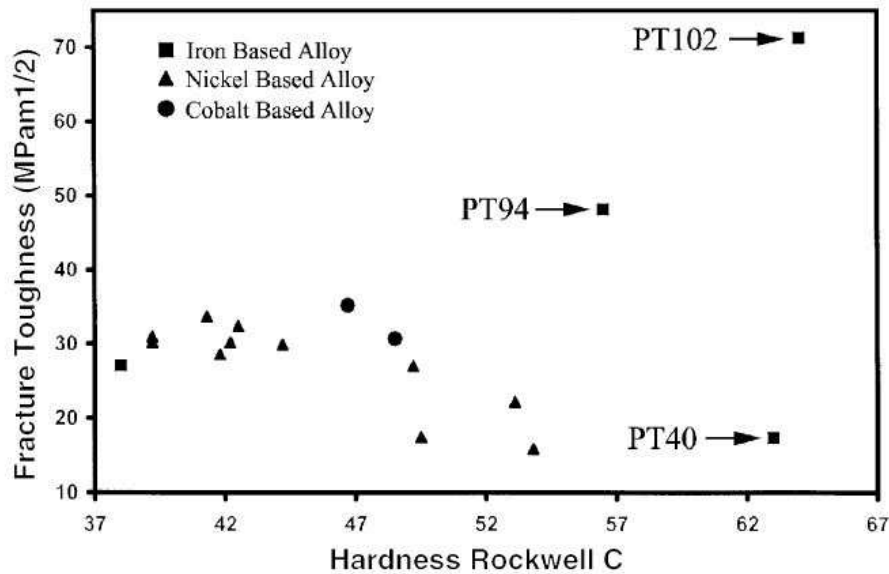


Abb. 10: Bruchzähigkeit von verschiedener PTA-Schweißlegierungen in Abhängigkeit von der Härte [18]

2.2.2 Warmfeste Stähle und Schnellarbeitsstähle

Zu den Werkstoffen mit einem wesentlich geringeren Hartphasenanteil als die übereutektischen Fe-Cr-C-Legierungen gehört die Gruppe der Werkzeugstähle. Aufgrund ihrer Einsatzbedingungen wird bei der Entwicklung von Werkzeugstählen auf eine hohe Härte und Haltbarkeit bzw. Verschleißbeständigkeit Wert gelegt [22].

Die wichtigsten Eigenschaften von Werkzeugstählen sind Härte und Zähigkeit, die für die meisten Anwendungen notwendig sind. Die Zähigkeit muss hoch genug sein, um Werkzeugbruch durch lokale Überbelastung vorzubeugen. Die hohe Härte ist gefordert, um eine plastische Verformung zu vermeiden. Dazu kommen noch erwünschte Eigenschaften wie hohe Temperaturbeständigkeit, hoher Verschleißwiderstand, Oxidationsbeständigkeit und Formstabilität bei Raumtemperatur und erhöhten Temperaturen [23].

Je nach Legierungszusammensetzung werden zum Stahl mit hohem Kohlenstoffgehalt Elemente wie Chrom, Molybdän, Wolfram und Vanadin zulegiert, um entsprechende Hartphasen zu bilden. In Abb. 11 ist die Mikrostruktur und ihr Einfluss auf die Eigenschaften von Werkzeugstählen zusammengestellt. In Abb. 11a ist die Gefügestruktur, Primärkarbide (weiß) in der metallischen Matrix (dunkel) eines Schnellarbeitsstahles zu sehen. Abb. 11b und c zeigen den schematischen Aufbau der Mikrostruktur vom μm -Bereich (Austenitkorn Grenzen und Primärkarbide) bis in den nm-Bereich (Sekundärkarbid-Ausscheidungen) [24].

Die metallische Matrix besitzt einen Mikrostrukturanteil, abhängig von der Legierungszusammensetzung, von 70 - 100% und ist damit verantwortlich für die meisten wichtigen Materialeigenschaften. Diese Eigenschaften werden beeinflusst durch die chemische Zusammensetzung und die Fehler im inneren Aufbau des Gefüges, abhängig von der Art und Dichte der Strukturfehler, wie Punktdefekte, Versetzungsdichte, Martensitkorngröße und Ausscheidungen. Des Weiteren dient die Metallmatrix als Träger für die Hartphasenpartikel, wie sie in den meisten Werkzeugstählen vorkommen.

Die Ausscheidungen in der Metallmatrix sind sehr klein, die Größe liegt meist im Bereich von 1 - 50 nm. Die Ausscheidungen lassen sich in Sekundärhärte-ausscheidungen und intermetallische Phasen, mit kohärenten Eigenschaften zur Matrix, unterscheiden. Auswirkungen der fein verteilten Ausscheidungen sind der starke Einfluss auf die Härte und die thermische Stabilität des Werkstoffes. Gleichzeitig verringern sie die Duktilität und Zähigkeit der metallischen Matrix [24].

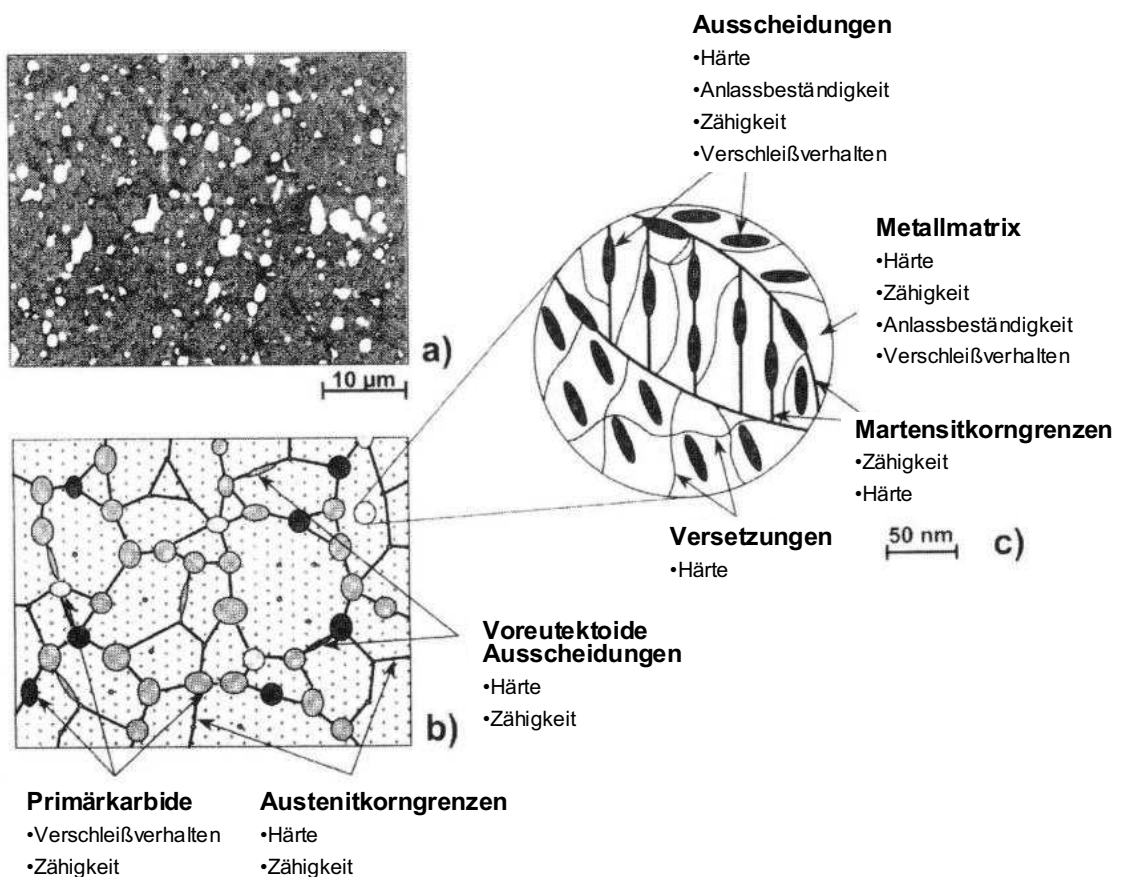


Abb. 11: Typische Mikrostruktur von Werkzeugstählen: a) REM Aufnahme eines Schnellarbeitsstahls; b) Schematische Abbildung der Mikrostruktur im µm-Bereich; c) Schematische Abbildung der Mikrostruktur im nm-Bereich [24]

Die primären Hartphasen, eingebettet in der Metallmatrix, besitzen eine typische Größe von 0,1 - 100 μm . Sie bestimmen die Verschleißbeständigkeit des Werkzeugstahls, wobei die Zähigkeit mit steigendem Hartphasenanteil sinkt. Als Hartphasenpartikel werden hauptsächlich Karbide vom Typ MC, M_2C , M_6C , M_7C_3 und M_{23}C_6 , sowie Nitride und Boride eingesetzt [24].

Schnellarbeitsstähle vereinigen die positiven Eigenschaften von Kalt- und Warmarbeitsstählen. Grobe primäre oder eutektische Hartphasenpartikel (z.B. Karbide) bestimmen die Verschleißbeständigkeit, die mit steigendem Karbidanteil und zunehmender Härte steigt [22]. Die Metallmatrix muss wie bei Warmarbeitsstählen eine hohe Warmfestigkeit und Duktilität besitzen. Dies wird durch Mischkristall- und Ausscheidungshärtung erreicht. Die Mikrostruktur der Matrix muss härtbar sein und liegt im Einsatz meist als Martensit vor [25].

Ein typischer Vertreter der Schnellarbeitsstähle ist der AISI M-Typ. Das M steht für das Hauptlegierungselement Molybdän. Der M-Typ ist weit verbreitet und hat Kostenvorteile gegenüber dem wolframreichen Schnellarbeitsstahl (T-Typ). Weitere Legierungselemente wie Chrom und Vanadin bilden sehr stabile Sekundärhärtekarbide während des Anlassvorganges. Dabei treten das molybdänreiche M_6C -Kamid, das chromreiche M_{23}C_6 -Kamid oder das vanadinreiche MC-Kamid in der Metallmatrix auf. Durch diese stabilen Sekundärhärtekarbide kann die Härte bis zu einer Temperatur von 600°C gehalten werden. Die Primärkarbide sind vom Typ MC und M_6C und sind in der angelassenen Martensitmatrix eingebettet [22], [26]. Der Verschleiß von Schnellarbeitsstählen ist abhängig von der Härte des Abrasivs. Die Größe der Primärausscheidungen hat aber nur einen Einfluss auf den Verschleiß, wenn das Abrasiv eine ähnliche Härte besitzt wie die Primärkarbide [27].

Durch die gute Verschleißbeständigkeit, Zähigkeit und hohe Härte bei erhöhten Temperaturen wird Schnellarbeitsstahl vor allem als schneid- und spanabhebendes Werkzeug, wie z.B. für Bohrer, Sägen, Fräser und Kaltarbeitswerkzeuge, verwendet [28]. Ein Vergleich des Verschleißverhaltens unter Einsatzbedingungen, bei denen übereutektische Fe-Cr-C-Legierungen eingesetzt werden, ist aus der vorhandenen Literatur nicht ersichtlich.

2.3 Oxidation - Zunderverhalten

Unter bestimmten Bedingungen ist Metall im Einsatz thermodynamisch nicht stabil. In Abhängigkeit von der Umgebungsatmosphäre, deren Zusammensetzung und Reaktionsbedingungen kann es zur Bildung von Reaktionsprodukten, wie z.B. Oxiden, Sulfiden und Nitriden kommen. Bei Raumtemperatur und leicht erhöhten Temperaturen spielt diese Instabilität für die meisten Metalle keine Rolle, da die Reaktionsgeschwindigkeit sehr gering ist. Bei erhöhten Temperaturen kommt es zur Steigerung der Reaktionsrate und die Frage der Korrosionsbeständigkeit der eingesetzten Metalle erhält eine wichtige Bedeutung [29].

2.3.1 Thermodynamik der Metalloxydation

Die Oxidation eines Metalls M in trockenem, reinen Sauerstoff O_2 erfolgt unter der Bildung des Reaktionsproduktes gemäß



wobei die Standardbildungsarbeit ΔG° durch

$$\Delta G^\circ = -RT \ln \left(\frac{a_{MO_2}}{a_M \cdot P_{O_2}} \right) \quad \text{Gl. 2-2}$$

gegeben ist. Im Gleichgewichtszustand ist die Aktivität des Metalls a_M und des Oxids a_{MO_2} gleichzusetzen und es ergibt sich:

$$\Delta G^\circ = RT \ln P_{O_2} \quad \text{Gl. 2-3}$$

Damit ist die Standardbildungsenergie im Gleichgewichtszustand nur von der Temperatur und vom Partialdruck des Sauerstoffs P_{O_2} abhängig [30]. Ein Metall kann nur dann zum Metalloxid umgewandelt werden, wenn der Sauerstoffpartialdruck der umgebenden Atmosphäre höher ist als der Zersetzungsdruck des im Gleichgewicht mit dem Metall befindlichen Oxids. Standardbildungsenergien und Zersetzungsdrücke verschiedener Metallverbindungen sind als Funktion der Temperatur und unterschiedlicher Gaszusammensetzungen in den Ellingham-Diagrammen

zusammengefasst. Mit Hilfe dieser Diagramme lassen sich Aussagen über die Stabilität der Oxide treffen [31].

2.3.2 Oxidationsmechanismen

Bei der Bildung von Metalloxidschichten wird zwischen einer Anlaufperiode und einer Phase diffusionsgesteuerten Zunderwachstums unterschieden. Die Anlaufperiode ist gekennzeichnet durch verschiedene Vorgänge an den Phasengrenzflächen. Zuerst kommt es zur Bildung eines nicht-epitaktischen, polykristallinen oxidischen Primärfilms, an dem sich monokristalline, epitaktische Oxidkeime bilden. Durch Wachstum der Oxidkeime kommt es zur Bildung einer kompakten Oxidschicht. Diese Oxidschicht ist meist nur wenige hundert nm dick. Erst jetzt beginnt die eigentliche Wachstumsphase der dickeren oxidischen Deckschichten [31].

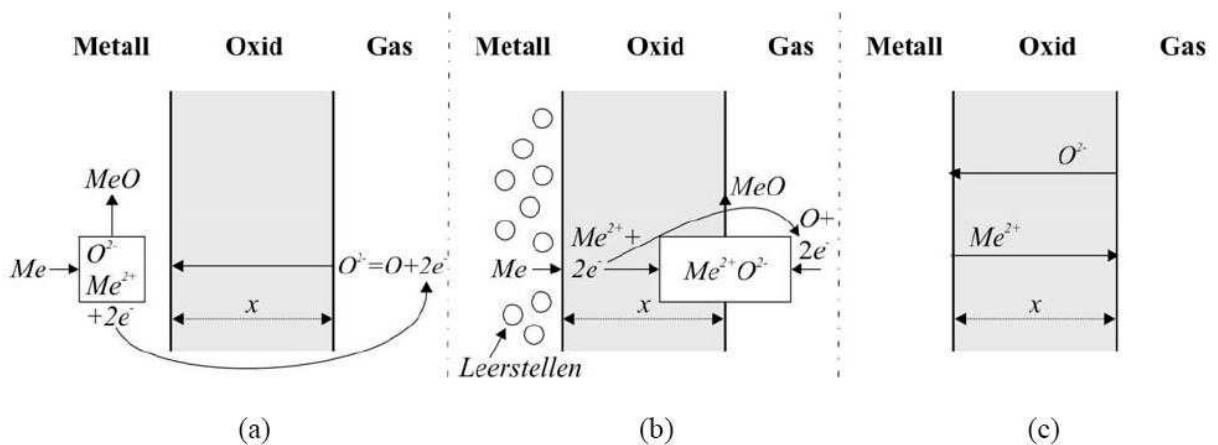


Abb. 12: a) Schichtwachstum an der Grenzfläche Metall/Oxid, b) Schichtwachstum an der Grenzfläche Oxid/Gas, c) Schichtwachstum an beiden Grenzflächen Metall/Oxid und Oxid/Gas [32]

Die Verzunderung des Metalls erfolgt durch Materietransport durch die Oxidschicht und durch die an der Phasengrenze ablaufende Oxidbildungsreaktion. Für den Ionenaustausch sind folgende Mechanismen möglich:

- Schichtwachstum an der Grenzfläche Metall/Oxid (Abb. 12a). Dabei findet der Materietransport durch Diffusion der Sauerstoffionen statt. Die Reaktionsfront ist scharf begrenzt und dringt in das Innere des Werkstoffes vor. Daher wird dieser Oxidationsmechanismus in der Literatur als „Innere Oxidation“ bezeichnet.
- Schichtwachstum an der Grenzfläche Oxid/Gas (Abb. 12b). Die Diffusion der Metallkationen erfolgt vom Werkstoff durch die Oxidschicht zur Phasengrenze Oxid/Gas und wird „Äußere Oxidation“ genannt.

- Kombination der Diffusionsprozesse mit gleichzeitiger Schichtbildung an den Phasengrenzen Metall/Oxid und Oxid/Gas (Abb. 12c).

Der Transport der Reaktionspartner durch die Zunderschicht kann über Kationen- oder Anionendiffusion über Fehlstellen im Ionengitter des Zunders erfolgen. Für die möglichen Gitterfehler kommen Kationenleerstellen, Kationen auf Zwischengitterplätzen, Anionenleerstellen und Anionen auf Zwischengitterplätzen in Frage. Der Ladungsausgleich erfolgt durch höher geladene Kationen oder freie Elektronen [31], [33].

In [32] zeigen Trindade et al. den Aufbau einer Oxidschicht eines niedriglegierten X60 Stahls nach einer Glühbehandlung von 72 h und 550°C (Abb. 13). Dabei ist sehr gut der Aufbau der Oxidschicht, unterteilt in innerer und äußerer Schicht, zu erkennen. Die ursprüngliche Metalloberfläche ist durch eine dünne Goldschicht markiert. Die innere Oxidschicht zeigt im Übergangsbereich zum Substrat einen bevorzugten Angriff der Korngrenzen in Form interkristalliner Oxidation. Somit bestimmt die Korngrenzendiffusion die Geschwindigkeit des nach innen gerichteten Oxidwachstums. Durch Untersuchungen an Proben mit unterschiedlichen Substratkorngößen ist der Einfluss der Korngröße auf die Oxidationskinetik nachgewiesen worden. Je größer die Korngröße, desto niedriger ist die Oxidationsrate bzw. die Verzunderungskonstante k_p .

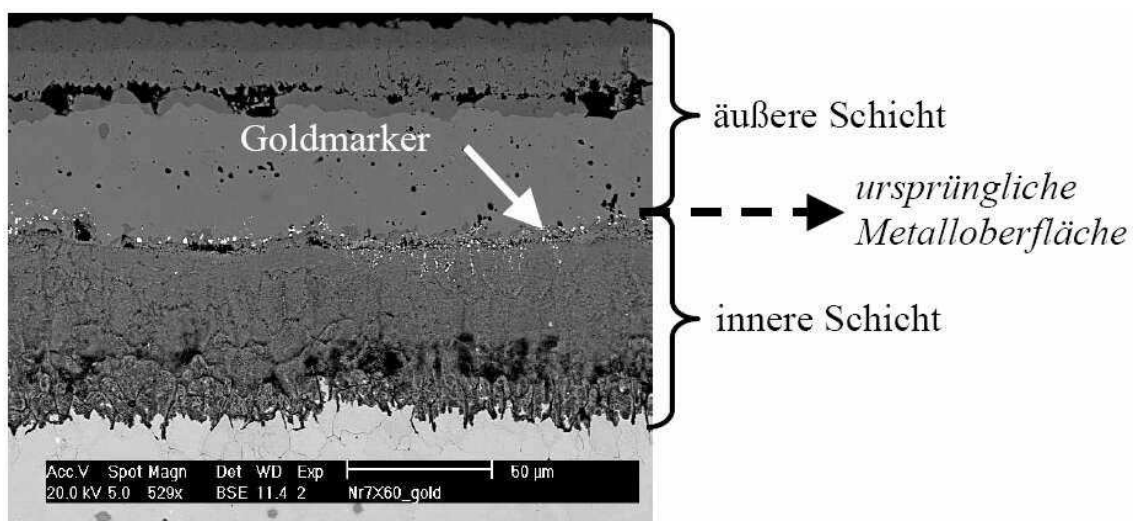


Abb. 13: REM-Querschliffaufnahme des Oxidschichtaufbaus beim Stahl X60 [32]

Die äußere Schicht teilt sich in zwei Teilbereiche, in die hellere Magnetitschicht (Fe_3O_4) und die dunklere Hämatitschicht (Fe_2O_3). Des Weiteren enthält die Schicht noch geringfügige Mengen von Chromoxid (Cr_2O_3), abhängig vom Chromgehalt des untersuchten Werkstoffes. Wüstit (FeO) ist in dieser Untersuchung nicht aufgetreten,

da diese Phase erst über 570°C stabil ist (Abb. 14). Die Ergebnisse stimmen mit dem Eisen-Sauerstoff Phasendiagramm überein, das unter 570°C Magnetit und Hämatit als stabile Phasen ausweist.

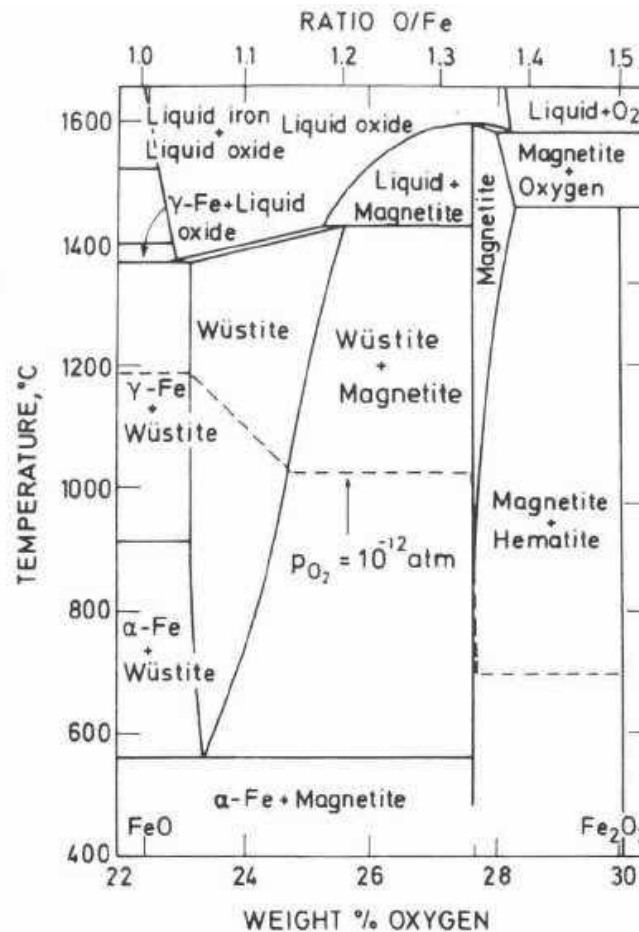


Abb. 14: Eisen-Sauerstoff Phasendiagramm [29]

Über 570°C ist auch der eisenreiche Wüstit stabil und es kann davon ausgegangen werden, dass sich bei der inneren Oxidation zuerst FeO bildet und erst in weiterer Folge Fe₃O₄ und das sauerstoffreiche Fe₂O₃-Oxid [29].

2.3.3 Kinetik der Metalloxydation

Experimentell kann man die Kinetik des Wachstums der Oxiddeckschicht in der Regel gravimetrisch ermitteln. Spielt allerdings der innere Korrosionsangriff eine zusätzliche Rolle, so wird die Kinetik durch eine zusätzliche metallographische Schliffauswertung verfolgt.

Die zeitliche Massenänderung bei der Oxidation kann nach unterschiedlichen Gesetzmäßigkeiten stattfinden (Abb. 15) [29], [31]:

- Logarithmische Massenzunahme

- Parabolische Massenzunahme
- Lineare Massenzunahme bzw. Durchbruchoxidation
- Massenabnahme (meist linear) bzw. katastrophale Oxidation

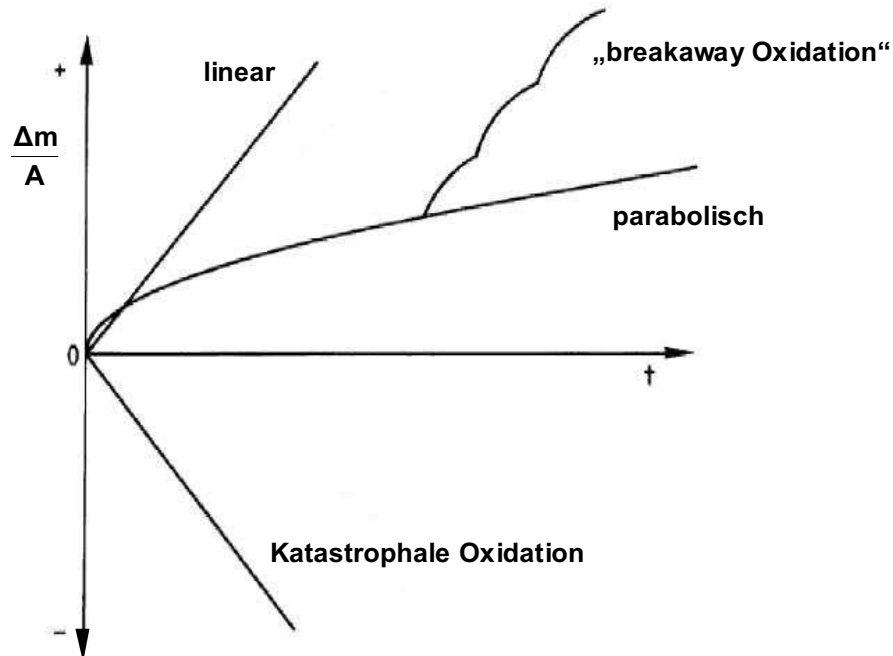


Abb. 15: Idealisierte kinetische Wachstumsgesetze [34]

Das logarithmische Oxidationsgesetz lässt sich bei den meisten Metallen und Legierungen bei dünnen Schichten und tiefen Temperaturen, die unter 500°C liegen, anwenden. Die Oxiddeckschichtwachstum kann dabei entweder auf die Schichtdicke $x(t)$ oder auf die spezifische Massenänderung ($\Delta m/A$) bezogen werden:

$$x(t) = k_{\ln} \ln t \quad \text{Gl. 2-4}$$

bzw.

$$(\Delta m / A) = k_{\ln} \ln t \quad \text{Gl. 2-5}$$

wobei k_{\ln} die logarithmische Zunderkonstante ist. (Massenänderung durch Oxidation Δm , Probenoberfläche A , Zeit t).

Das parabolische Oxidationsgesetz, auch Tammansches Zundergesetz genannt, kann zur Beschreibung von Hochtemperatur-Oxidation herangezogen werden und gilt für die meisten Metalle und Legierungen:

$$(\Delta m / A)^2 = k_p \cdot t \quad \text{Gl. 2-6}$$

k_p steht für die parabolische Zunderkonstante. Beim parabolischen Schichtwachstum sind die diffusionsgesteuerten Materietransporte die geschwindigkeitsbestimmenden Komponenten und nicht die Oxidationsreaktion.

Die Geschwindigkeit des linearen Schichtwachstum wird durch Phasengrenzflächenreaktionen bestimmt und erfolgt nach der Gleichung:

$$(\Delta m / A) = k_l \cdot t \quad \text{Gl. 2-7}$$

k_l ist die lineare Zunderkonstante. Dieser Fall kann auftreten, wenn z.B. eine kompakte Oxidschicht in eine poröse, nichtschützende Schicht umwandelt oder eine diffusionsbehindernde Schicht durch Sublimation an Oxid verarmt. Dadurch kommt Sauerstoff in direkten Kontakt zu frischem Metall und Oxidation beginnt erneut und Abplatzungen entstehen. Dieser Vorgang wird auch als Durchbruchoxidation bezeichnet.

Die Massenabnahme durch Oxidation, auch katastrophale Oxidation genannt, erfolgt dann, wenn sich flüssige oder flüchtige Oxide bilden und kann durch das lineare Gesetz beschrieben werden.

2.3.4 Einfluss von Legierungselementen auf die Oxidation

Beim Vorhandensein von verschiedenen Legierungselementen ist auf weitere Effekte bei der Oxidation von Fe-Basiswerkstoffen zu achten:

- Affinität zu Sauerstoff der einzelnen Legierungselemente
- Unterschied von Konzentration und Aktivität der Elemente
- Unterschiedliche Diffusionsgeschwindigkeiten
- Einbau der Legierungselemente in die Oxidschicht

Für eine stabile Oxidschicht sind solche Legierungselemente notwendig, die dichte, fest haftende Schichtstrukturen bilden, wie z.B. Chrom, Aluminium und Silizium. Welche Legierungselemente sich auch tatsächlich an der Oxidschichtbildung beteiligen, ist von der Konzentration und von der Bildungsenthalpie abhängig [29].

Das wichtigste Legierungselement für die Stabilisierung der Oxidschicht ist Chrom. Eine Zugabe von Chrom fördert die Bildung einer Passivierungsschicht bei

nasskorrosivem Angriff und führt zu einer Reduzierung der Oxidationsgeschwindigkeit bei Hochtemperaturkorrosion [4].

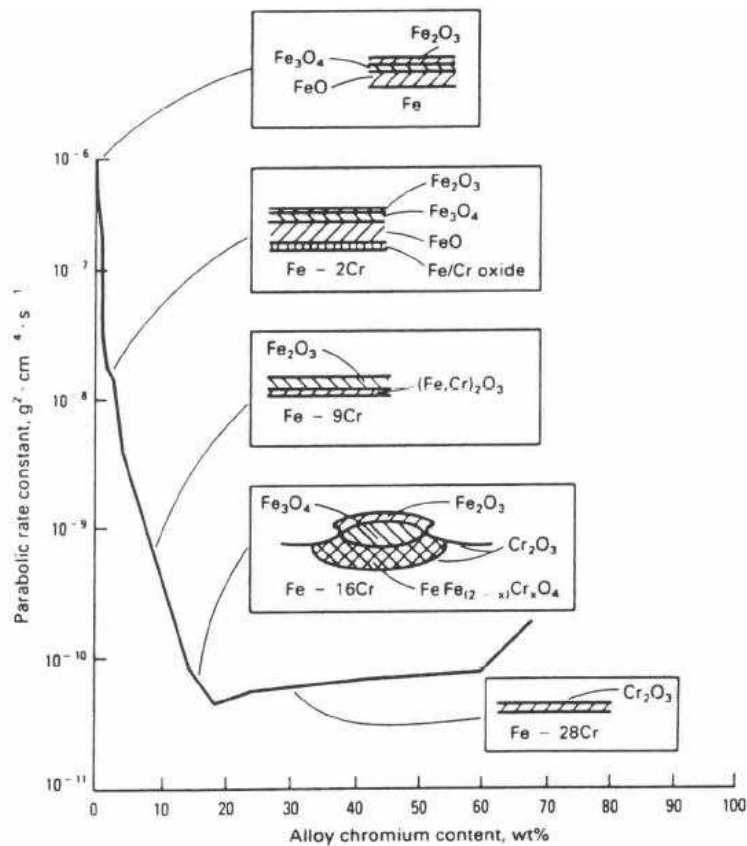


Abb. 16: Chromeinfluss auf die Oxidationsrate und die Oxidstruktur [30]

In Abb. 16 ist der Einfluss des Chromgehalts auf die parabolische Zunderkonstante und den Aufbau der Oxidstruktur bei 1000°C und 0,13 atm O₂ zu sehen. Durch die Zugabe von Chrom kann die Zunderkonstante um 4 Zehnerpotenzen auf ein Minimum bei 18 % Chrom gesenkt werden. Ab diesem Legierungsgehalt bildet sich eine durchgehende Cr₂O₃ Schicht, die einen weiteren Oxidationsangriff weitgehend reduziert. Bei einem Cr-Gehalt unter 18 % kommt es zur Bildung und Einbau von (Fe,Cr)₂O₃ und FeCr₂O₄, die durch eine veränderte Schichtstruktur die Oxidationsgeschwindigkeit deutlich herabsenken [35].

Bei zwei- oder mehrphasigen Werkstoffen ist die Oxidationsbeständigkeit abhängig von der chemischen Beständigkeit eines jeden Gefügebestandteils. Mit steigender chemischer Bindungskraft erhöht sich auch die Beständigkeit. Somit sind Hartphasen mit metallischen und kovalenten Bindungsanteilen stabiler als die Metallmatrix mit vorwiegend metallischen Bindungen [4]. Eine Beurteilung der Korrosionsbeständigkeit nach der Zusammensetzung der Legierung ist daher nicht möglich, sondern sollte sich auf die einzelnen Phasen und deren Legierungsanteile beziehen.

2.4 Verschleiß

Verschleiß ist unerwünschter Materialabtrag, also Materialverlust an Reibflächen von Tribosystemen infolge mechanischer, chemischer oder sonstiger Ursachen [36, S.22].

Als Abrasiv wird bei der vorliegenden Betrachtung immer von Mineralien ausgegangen, daher wird diese Verschleißform als „mineralischer Verschleiß“ bezeichnet. Mineralischer Verschleiß ist dominierend in der erzaufbereitenden Industrie und ist eine Zusammensetzung aus den folgenden Belastungen:

- Abrasion
- Schlag
- Kombination Abrasion/Schlag

Welche Verschleißart auftritt, ist abhängig vom Aufprallwinkel des mineralischen Partikels auf die Oberfläche (Abb. 17).

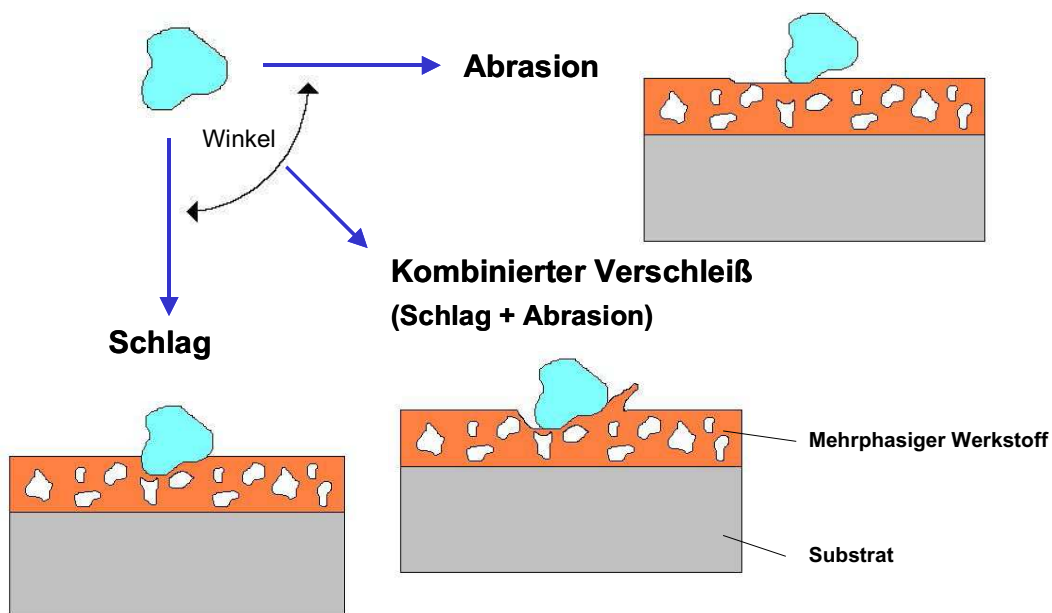


Abb. 17: Unterschiedliche Verschleißarten bei mineralischem Verschleiß in Abhängigkeit vom Aufprallwinkel [37]

Abrasion wird durch Schneid- oder Furchungsvorgänge von harten Körpern oder Partikeln hervorgerufen [36]. Der Winkel der Relativbewegung zur Oberfläche ist im Idealfall 0° und daher kommt es zum Furchen des Werkstoffes durch die scharfkantigen Partikel des Minerals [37]. Der auftretende Verschleißmechanismus ist abhängig vom Beanspruchungskollektiv und den Materialeigenschaften der Werkstoffoberfläche und lässt sich in Mikropflügen, Mikrospanen, Mikroermüden und Mikrobrechen unterscheiden (Abb. 18). Beim Mikropflügen wird das Material zu den

Kanten der Furche plastisch verformt. Es kommt zu keinem Materialabtrag. Tritt dieses Einzelereignis öfters auf, führt die wiederholte Materialdeformation zu Mikroermüden und zu Materialabtrag. Beim Mikrospanen schert ein Abrasivpartikel Material aus der Oberfläche heraus, dies tritt bei duktilen Werkstoffen auf. Ist der Werkstoff spröde, erfolgt Mikrobrechen. Dabei kommt es durch die Anpresskraft des Partikels zu einer Überschreitung einer kritischen mechanischen Spannung [38].

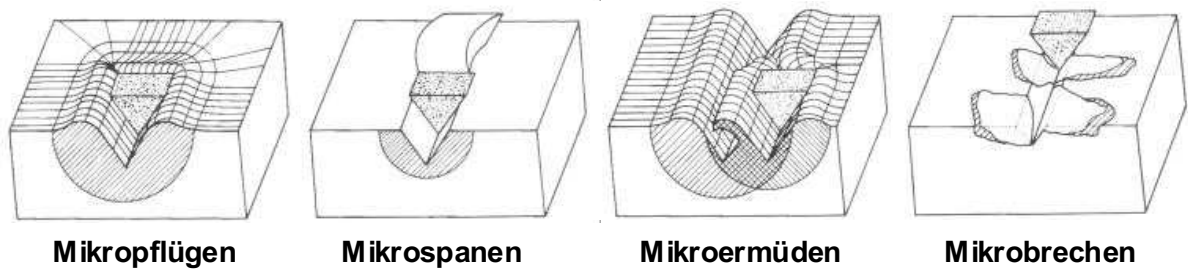


Abb. 18: Verschleißmodell bei Abrasion nach K.H. zum Gahr [38]

Der Widerstand gegen das Eindringen der Partikelspitzen begründet sich durch die Härte des Werkstoffes. Eine höhere Härte führt zu einem geringeren Eindringquerschnitt und im Allgemeinen zu geringerem Verschleiß.

Schlagverschleiß tritt dann auf, wenn Partikel idealerweise senkrecht auf die Oberfläche (Aufprallwinkel $\sim 90^\circ$) treffen. Die Folge der zyklischen Oberflächenbeanspruchung bei spröden Werkstoffen sind Oberflächenrisse und Ermüdungsrisse unter der Oberfläche, die Werkstoffausbrüche zur Folge haben (Abb. 19a). Um gegen Schläge widerstandsfähig zu sein, muss der Werkstoff sehr zäh sein, um durch plastische Verformung die Schlagenergie aufnehmen zu können (Abb. 19b). Allerdings kommt es auch hier zu einem Materialabtrag, bedingt durch erhöhte lokale plastische Verformungen und anschließende Ermüdung der deformierten Bereiche durch Mehrfacheinschlag [37], [38].

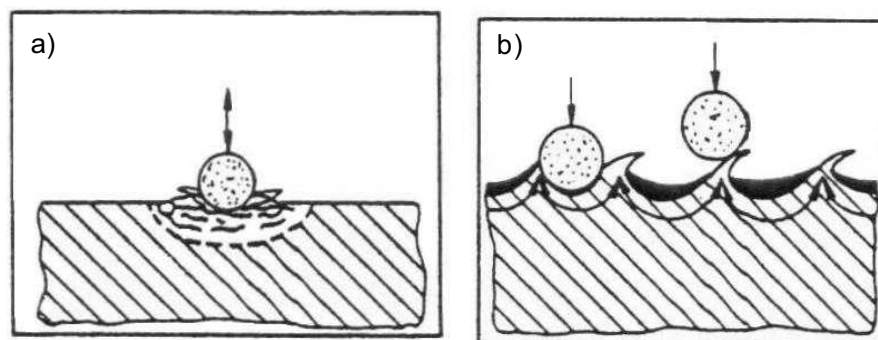


Abb. 19: Verschleißformen bei Schlag: a) spröde Oberfläche, b) duktile Oberfläche [38]

Eine Kombination aus Abrasiv- und Schlagverschleiß ist die meist vorhandene Verschleißerscheinungsform, da in der Praxis beide Komponenten meist gemeinsam auftreten. Dabei ist die Abrasion mit einer schlagenden Belastung überlagert oder umgekehrt. Für eine optimale Verschleißbeständigkeit ist daher einerseits eine hohe Härte gegen Abrasion, andererseits eine hohe Duktilität zur Aufnahme des Schlages gefordert. In der Praxis haben sich bei mineralischem Verschleiß mehrphasige Werkstoffe bewährt [13], [37].

2.4.1 Erosion und deren Einflussgrößen

Unter dem Oberbegriff Erosion werden Verschleißarten zusammengefasst, bei denen infolge Gas- oder Flüssigkeitsströmung ohne bzw. mit darin enthaltenen Teilchen Kräfte auf Werkstoff- oder Bauteiloberflächen übertragen werden und auf diese Weise Materialschädigungen entstehen [39, S146].

Mittels Erosion lassen sich durch geeignete Wahl verschiedenster Prüfparameter unterschiedliche Verschleißformen darstellen. Dabei sind folgende Haupteinflüsse zu berücksichtigen:

- Aufprallwinkel
- Abrasiv (Härte, Partikelform, Größe)
- Aufprallgeschwindigkeit
- Härte und Hartphasenanteil des Verschleißwerkstoffes

Einer der wichtigsten Parameter bei der Erosion ist der Aufprallwinkel der Abrasivpartikel. Bei der Änderung des Winkels ist das Verformungsverhalten des Verschleißwerkstoffes auf die Erosionsrate ausschlaggebend [40].

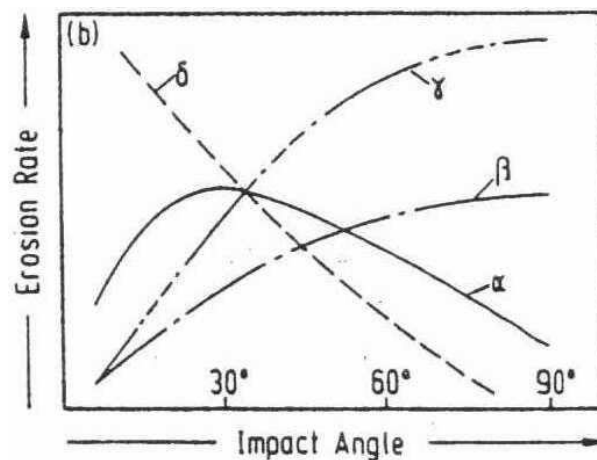


Abb. 20: Erosion in Abhängigkeit des Aufprallwinkels [38]

In Abb. 20 sind die Erosionsraten für verschiedene Werkstoffe in Abhängigkeit des Aufprallwinkels zu sehen. Der Verschleiß von harten Metallen β und Keramiken γ ist bei Abrasion gering und erhöht sich mit einem steileren Aufprallwinkel (Schlagkomponente). Weiche Werkstoffe α besitzen ein Verschleißmaximum bei ca. 30° Aufprallwinkel, wobei Mikrospanen und Mikropflügen auftritt. Mit steigendem Aufprallwinkel kann die Schlagenergie besser aufgenommen werden und die Verschleißrate nimmt ab. Im Gegensatz zum elastischen Verhalten von Gummi δ tritt früher Ermüdung ein und der Verschleiß der duktilen Werkstoffe bleibt über dem von Gummi [38]. In [40] wird der Bereich des Verschleißmaximums für harte Werkstoffe bei $60 - 90^\circ$ Aufprallwinkel und für weiche Werkstoffe bei $17 - 45^\circ$ angegeben.

Ein weiterer Parameter für das Verschleißverhalten ist das Abrasiv. Dabei spielen mehrere Faktoren eine Rolle. Die Partikelgröße ist für die Aufprallenergie mitbestimmend und hat damit Einfluss auf die Verschleißrate. Duktile Werkstoffe können die Energie besser aufnehmen und zeigen daher eine geringere Abhängigkeit von der Partikelgröße als bei harten und spröden Werkstoffen (Abb. 21) [38]. Die Verschleißrate steigt auch bei einer scharfkantigeren Form der Abrasivpartikel. Besonders bei flachem Aufprallwinkel führt eine unregelmäßige Form zu verstärktem Mikrospanen als eine globulare Partikelform. Die Verschleißform ist des Weiteren vom Härteverhältnis Material/Abrasiv abhängig. Ist die Härte des Abrasivs härter als der Verschleißwerkstoff, tritt Mikrospanen und Mikropflügen auf. Bei geringerer Abrasivhärte kommt es zu keiner direkten Materialabtragung, sondern Ermüdung der oberflächennahen Bereiche ist verantwortlich für den Verschleiß [40]

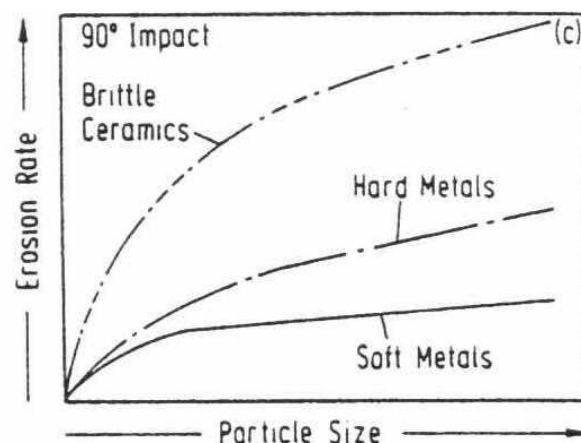


Abb. 21: Erosion in Abhängigkeit der Partikelgröße [38]

Im Gegensatz zur Abrasion ist bei der Erosion die Verformungsgeschwindigkeit um ein Vielfaches erhöht. Das wirkt sich besonders in der Aufprallgeschwindigkeit aus. Wie in Abb. 22 zu sehen ist, steigt der Verschleiß mit zunehmender Geschwindigkeit und damit der Energieeintrag stark an. Spröde Werkstoffe haben bei niedrigen

Aufprallgeschwindigkeiten ein besseres Verschleißverhalten, da sie eine höhere Minimalgeschwindigkeit für einen Verschleißabtrag benötigen als duktile Werkstoffe. Bei hohen Aufprallgeschwindigkeiten und -energien zeigen duktile Materialien ein besseres Verhalten, da es nicht so leicht zum Mikrobrechen kommt [38].

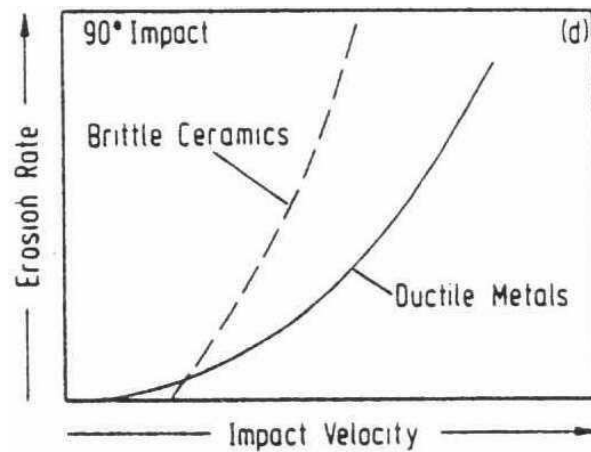


Abb. 22: Erosion in Abhängigkeit der Aufprallgeschwindigkeit [38]

Die Verschleißbeständigkeit bei Erosion steigt mit zunehmender Härte der Materialoberfläche (Abb. 23). Im Vergleich zu einem Ferrit hat ein martensitischer Werkstoff eine 3 bis 4-fache Beständigkeit gegenüber Erosion. Eine weitere Verbesserung bei Fe-Basiswerkstoffen ist nur mehr durch die Zugabe oder Bildung von verschiedenen Hartphasen, wie z.B. Chromkarbide, bei gleicher Härte zu erreichen [38].

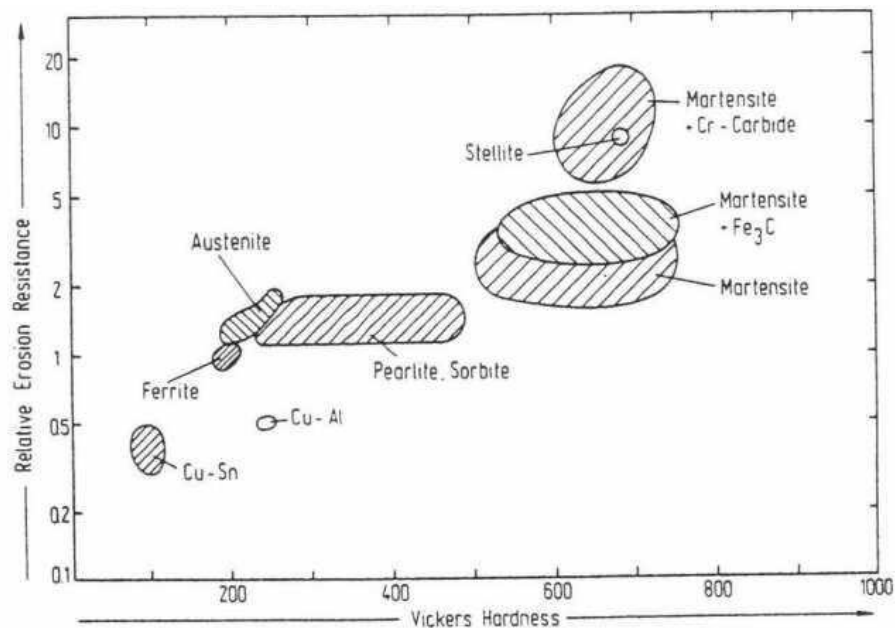


Abb. 23: Relativer Erosionswiderstand in Abhängigkeit von der Werkstoffhärte [38]

Diese Verbesserung ist vorwiegend bei niedrigem Aufprallwinkel zu beobachten und erklärt sich durch die hohe Härte und die Verteilung der Hartphasen in der Matrix. Erfolgt der Aufprall des Abrasivs senkrecht zur Oberfläche, treten bevorzugt Mikrobrechen und -ermüden auf (siehe Abb. 19).

Der Hartphasenanteil im Verschleißwerkstoff hat einen großen Einfluss auf das Verschleißverhalten. Chatterjee und Pal zeigen in [41] die Erosionsrate in Abhängigkeit vom Karbidgehalt in verschiedenen Fe-Cr-C Legierungen. Durch eine Steigerung des Karbidgehalts von 20 auf 50 % kann die Erosionsrate halbiert werden. Des Weiteren kann die Härte nicht als einzige Kennzahl für die Erosionsbeständigkeit von Hartauftragungen verwendet werden. Der Einfluss der ausgebildeten Mikrostruktur ist von größerer Bedeutung als die Härte und wirkt sich auf die Verschleißbeständigkeit bis zu einem Faktor 2 bei gleicher Härte aus.

Buchely et al. vergleichen in [17] das Verschleißverhalten einer Fe-Cr-C Schweißlegierung ohne weitere Zusätze mit einer Fe-Cr-C Legierung mit Zusätzen von Wolfram, Niob, Molybdän, Silizium und Vanadin. Das Verschleißverhalten bei 3-Körper Abrasion wird mittels ASTM G65 Reibradtest untersucht. Dabei zeigt sich, dass die primären M_7C_3 Karbide ein Eindringen, Furchen und Schneiden der Metallmatrix verhindern. Durch die Bildung einer zusätzlichen Phase (Nb-Monokarbid) und einer Härtesteigerung durch die zusätzlichen Legierungselemente kann die Verschleißbeständigkeit geringfügig gesteigert werden.

Die Ausbildung der Mikrostruktur und damit das Verschleißverhalten bei mehrphasigen Verschleißwerkstoffen ist bei gleicher Legierungszusammensetzung auch vom Auftragsverfahren (z.B. PTA, Laser, MIG/MAG, usw.) abhängig. Bei Verfahren mit einer höheren Energieeinbringung kann es zur Störung der Mikrostruktur z.B. durch Aufschmelzen bei Ein- und Mehrlagenschweißung kommen, und eine verminderte Verschleißbeständigkeit ist die Folge [42].

2.4.2 Verschleißverhalten in Abhängigkeit der Temperatur

Neben den in Kap. 2.4.1 vorkommenden Einflussgrößen spielen Veränderungen der Werkstoffeigenschaften bei erhöhten Temperaturen eine große Rolle. Härte, Zähigkeit, Oxidationsverhalten und Phasenumwandlungs-Temperaturen sind bei erosiven und abrasiven Beanspruchungen zu berücksichtigen.

Bei mehrphasigen Werkstoffen sind die Verschleißformen bei erhöhten Temperaturen die gleichen, wie bei Raumtemperatur. Allerdings kann ein Verlust an Festigkeit in der Matrix die Stützwirkung für die Hartphasen ab einer Temperatur $>0,6 \cdot T_m$ beeinträchtigen (Abb. 24). Besonders ungünstig ist dieses Verhalten bei stengeligen Hartphasen, wie sie z.B. als M_7C_3 -Karbide in übereutektischen

Legierungen vorkommen, besonders wenn sie senkrecht zur Oberfläche orientiert sind. Mit steigender Temperatur wird die Fließgrenze R_e kleiner als die durch die Belastung entstehende Vergleichsspannung σ_v . Die plastische Verformung wird dabei immer weiter in die Matrix hineingetragen und erhöht das resultierende Biegemoment auf die Hartphase. Ab einer kritischen Temperatur bricht die Hartphase und Verschleißvolumen wird generiert [4]. Daraus wird ersichtlich, dass eine andere Hartphasenstruktur bezüglich Orientierung und Form bei erhöhten Temperaturen besser geeignet ist.

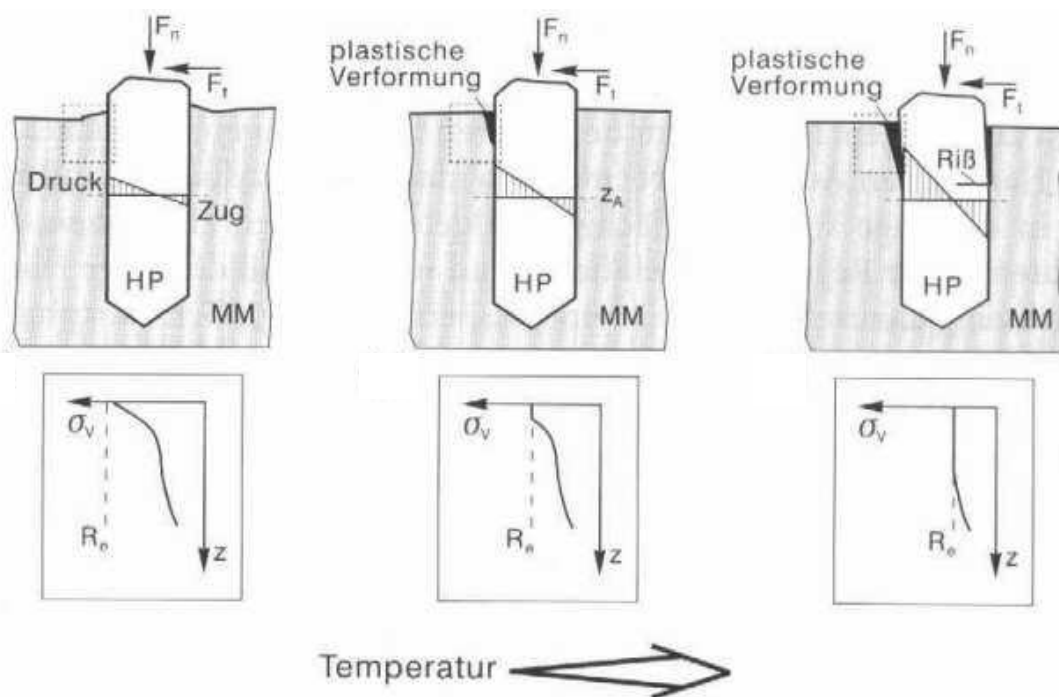


Abb. 24: Rissbildung in Hartphasen in Abhängigkeit der Temperatur [4]

Beim Einsatz von Verschleißwerkstoffen ist das Umgebungsmedium zu berücksichtigen, besonders bei erhöhten Temperaturen. In oxidierenden Atmosphären ist bei steigender Temperatur das Verschleißverhalten durch die Bildung von Oxidschichten kritischer zu betrachten. In Abb. 25 ist das Erosionsverhalten einer Gusslegierung Ch34L über der Temperatur aufgetragen. Verlauf 1 zeigt den Verschleiß bei inerter Atmosphäre (Argon) und Verlauf 2 bei Luft. Bis zu einer Temperatur von 450°C bildet sich unter Luft eine dünne Fe_2O_3 -Schicht aus, die durch ihre Härte von ca. 1140 HV verschleißhemmend wirkt. Über 570°C (siehe Kap.2.3.2) bilden sich verschiedene Oxide, wobei FeO die schwächste Verbindung besitzt und dazu noch direkt in Kontakt mit dem Metall steht. Das begründet den starken Anstieg der Erosionsrate, verstärkt durch den Abfall der Härte des Werkstoffes selbst. Bei der Erosion mit Argon als Strömungsmittel sind diese Effekte nicht zu beobachten und verstärkter Verschleiß tritt nur aufgrund der nachlassenden Härte auf [40].

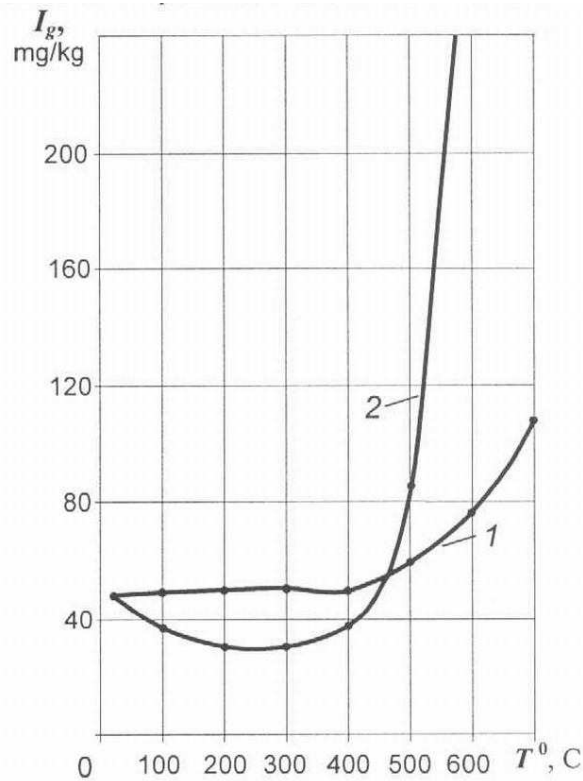


Abb. 25: Erosionsrate der Gusslegierung Ch34L in Abhängigkeit von der Temperatur bei verschiedenen Atmosphären; 1) Argon 2) Luft [40]

Durch den Einfluss der Oxidation ergeben sich wiederum verschiedene Erosionsmechanismen, wie sie von Roy in [43] dargestellt sind. Bei niedrigen Temperaturen, hohen Aufprallgeschwindigkeiten und Förderraten bildet sich keine signifikante Oxidschicht. Eine eventuell vorhandene Oxidschicht ist verhältnismäßig sehr dünn und kann sich wie das Metall mitverformen. Dabei spricht man von „Metallerosion“ (Abb. 26) und es tritt Mikrospanen und Mikropflügen auf.

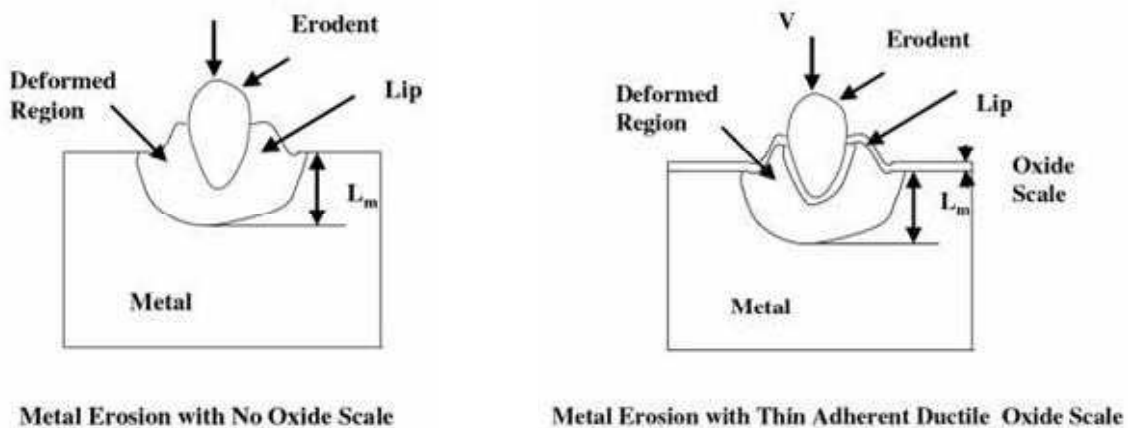


Abb. 26: Metallerosion [43]

Das Gegenteil der Metallerosion ist die „Oxiderosion“ (Abb. 27). Oxiderosion tritt bei sehr hohen Temperaturen and niedrigen Aufprallgeschwindigkeiten und Partikelförderraten auf. Der Materialabtrag entsteht durch Mikrobrechen in der Oxidschicht.

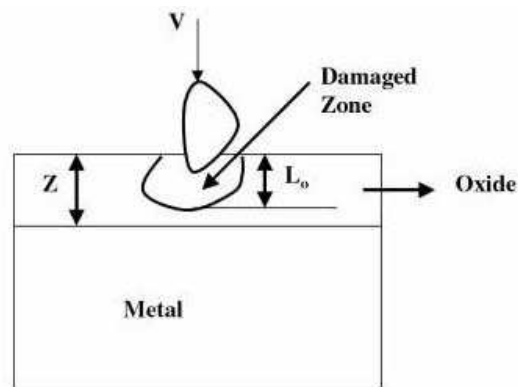


Abb. 27: Oxiderosion [43]

Bei entsprechenden Temperaturen, Aufprallgeschwindigkeiten und Förderraten kann „Oxidationsbeeinflusste Erosion“ entstehen. Die Tiefe der deformierten Zone erreicht auch das Metall unter der Oxidschicht. Dadurch bilden sich Risse in der Schicht und Oxidpartikel werden in das weichere Substrat hineingedrückt. Im Weiteren Verlauf wird Grundmaterial durch die Risse in der Oxidschicht herausgedrückt. Durch die Wiederholung dieser Prozesse kommt es zur Bildung einer Kompositschicht aus Grundmaterial und gebrochenen Oxidpartikeln (Abb. 28). Der Anteil der Oxidpartikel ist dabei von den Erosionsparametern abhängig.

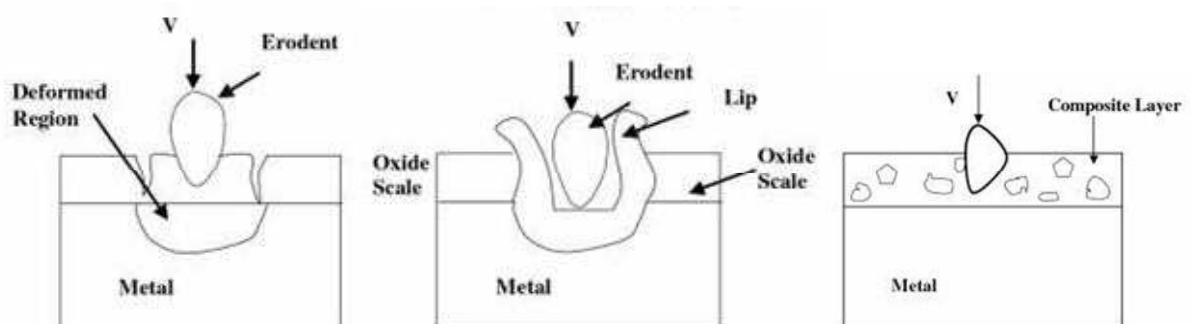


Abb. 28: Oxidationsbeeinflusste Erosion [43]

Bei etwas höheren Temperaturen und niedrigeren Förderraten und Aufprallgeschwindigkeiten kommt es zur „Oxidationskontrollierten Erosion“ (Abb. 29). Dabei kommt es zum Materialabtrag der spröden und schlecht haftenden Oxidschicht

ab einer kritischen Schichtdicke. Durch die freigelegte Metalloberfläche bildet sich wieder Oxid und der Verschleißprozess kann sich wiederholen [43].

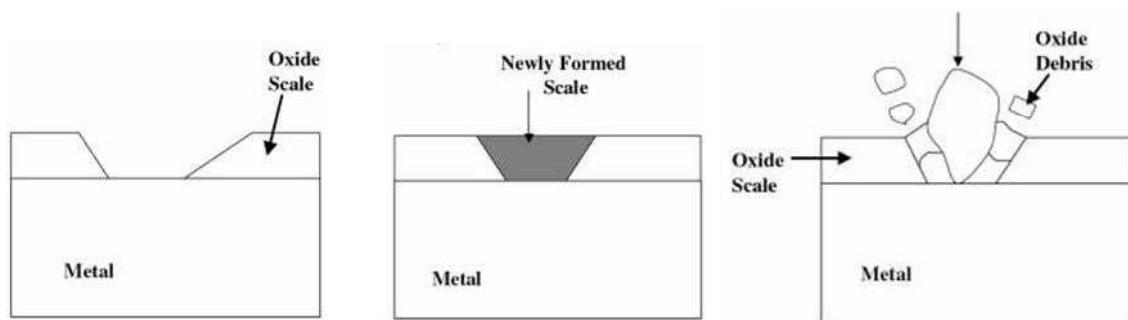


Abb. 29: Oxidationskontrollierte Erosion [43]

3 Experimentelle Details

3.1 Oxidations- bzw. Verzunderungstest

Zur Bestimmung der kritischen Parameter für die einsetzende Verzunderung der zu untersuchenden Legierungen wurden Glühversuche durchgeführt. Sowohl Temperatur als auch Zeit spielen bei der Bildung von Oxidationsschichten eine wichtige Rolle.

3.1.1 Probenfertigung

Die Proben der übereutektischen Fe-Cr-C Legierung und der Komplex-Legierung wurden mittels Wasserstrahl aus den geschweißten Platten geschnitten. Die Entfernung des Substrats von der Hartauftragung erfolgte mit einer Präzisions-Trennmaschine. Die Abmessung der Proben betrug 15 x 10 x 5 mm. Die vorgefertigten Stangen des Schnellarbeitsstahls mit den Abmessungen 25 x 15 x 100 mm wurden in 5 mm dicke Plättchen getrennt. Alle Flächen der Proben wurden mit SiC-Schleifpapier P#120 ($R_a \sim 0,56 \mu\text{m}$; $R_z \sim 2,09 \mu\text{m}$) geschliffen.

Zur Oxidation der Werkstoffe wurden zwei Kammeröfen bei Böhler Edelstahl GmbH in Kapfenberg, Abteilung Forschung und Entwicklung, verwendet. Als Umgebungsmedium wurde Luft gewählt, um die Vergleichbarkeit mit dem Realsystem gewährleisten zu können. Die Masse und die Oberfläche jeder Probe wurde ermittelt und anschließend wurden die Proben mit Ethanol gereinigt. Die Proben für jeden einzelnen Werkstoff und Prüfparameter wurden getrennt in einen Becher aus Härtefolie in den Ofen eingebracht, wobei die Auflagefläche der Proben auf der Folie linienförmig gehalten ist, um eine geringe Beeinflussung der Probenoberfläche zu gewährleisten. Die Becher aus Härtefolie wurden verwendet, um abplatzende Zunderteilchen aufzufangen und der Probe zuzuordnen zu können. Die Beschickung der Kammeröfen erfolgte bei erreichter Glüh Temperatur.

3.1.2 Auswertung

Die Messzeit beginnt mit Erreichen der erforderlichen Glüh Temperatur. Nach Erreichen der Glühdauer wurden die Proben aus dem Ofen genommen und an ruhender Luft abgekühlt.

Zur Ermittlung der einsetzenden Verzunderung wurden Glühungen bei folgenden Prüfbedingungen durchgeführt:

- 500°C, 650°C, 750°C und 850°C
- 2 h, 24 h und 48 h

Die oxidierten Proben wurden nach der Abkühlung gewogen und die Massenzunahme ermittelt mit:

$$\Delta m_p = m_{ox} - m_a \quad (\text{Gl. 3-1})$$

wobei: Δm_p – Massenverlust der Probe in [g], m_{ox} – Masse der Probe nach der Oxidation in [g], m_a – Masse der Probe im Ausgangszustand in [g].

Zur besseren Vergleichbarkeit der Massenänderung wird (Gl. 3-1) auf die Oberfläche der Probe bezogen und man erhält die Massenänderung pro Fläche Δm :

$$\Delta m = \frac{\Delta m_p}{A_p} \quad (\text{Gl. 3-2})$$

wobei: Δm – Massenänderung pro Fläche in [g/m²], A_p – Fläche der Probe im Ausgangszustand in [m²].

Die visuelle Bewertung der Oxid- bzw. Zunderschicht der geglühten Proben erfolgte bereits bei der Entnahme aus dem Ofen, während der Abkühlung und im kalten Zustand. Dabei ist insbesondere auf ein eventuelles Abplatzen gebildeten Schicht zu achten. Makroskopische Detailaufnahmen wurden zusätzlich mittels Stereolichtmikroskop durchgeführt.

Eine genauere Betrachtung des Wachstumsverhalten der Oxid- bzw. Zunderschicht erfolgte im Rasterelektronenmikroskop (REM) nach der Präparation im Querschliff. Dabei lässt sich die Dicke der entstandenen Schicht ermitteln und der Schichtaufbau charakterisieren.

3.2 Erosionstest

Die Erosionstests wurden mit zwei verschiedenen Wärmebehandlungszuständen durchgeführt. Einerseits erfolgte der Test mit den Werkstoffen im Ausgangszustand, andererseits wurde der thermisch gealterte Zustand geprüft (Tabelle 8) (siehe Kap. 4.4).

3.2.1 Probenfertigung

Die Hartauftragungsplatten wurden mittels Laser in 15 mm breite Streifen geschnitten, wobei die Streifen parallel zur Richtung der Entspannungsrisse lagen (quer zur Schweißrichtung). Um die Probendicke von 5 mm zu erreichen, wurde zuerst die Hartauftragung plan geschliffen (Wasserkühlung) und anschließend das Substrat bis auf das Endmaß heruntergefräst. Die Dicke des Stahlsubstrats lag nach

der mechanischen Bearbeitung zwischen 1 und 3 mm. Die Streifen wurden abschließend mit Drahtfunkenerosion auf die erforderliche Probenlänge geschnitten.

Die vorgefertigten Stangen des Schnellarbeitsstahls mit den Abmessungen 25 x 15 x 100 mm wurden allseitig geschliffen und in 5 mm dicke Plättchen getrennt.

Die Dichtebestimmung des Vollmaterials wurde mit dem Prinzip nach Archimedes durchgeführt. Die Bestimmung der Dichte bei den geschweißten Werkstoffen erfolgte mittels Pyknometer, nach der Trennung der Verschleißschicht vom Substrat mittels einer Präzisionstrennmaschine.

3.2.2 Abrasiv

Für die Erosionstests wurde Quarzsand als Abrasiv verwendet. Die Ergebnisse der Siebungsanalyse zeigt Abb. 30, wobei der Großteil der Partikel eine Korngröße zwischen 0,1 – 0,3 mm aufweist. Die kantigen Abrasivpartikel sind in Abb. 31 zu sehen. Die Härte des Abrasivs beträgt ca. 1000 bis 1200 HV [44].

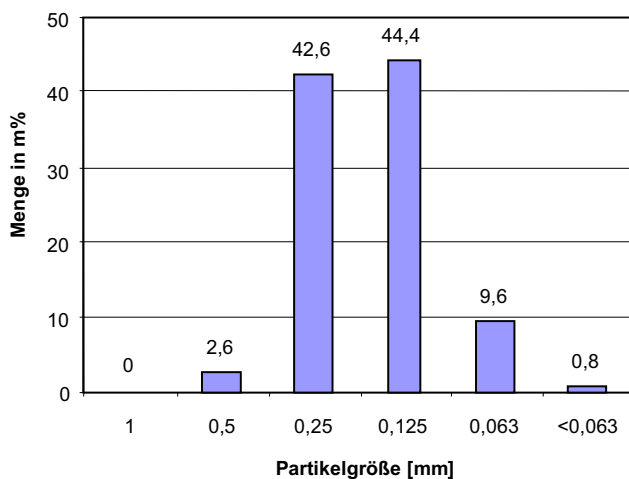


Abb. 30: Partikelgrößenverteilung des Quarzsands

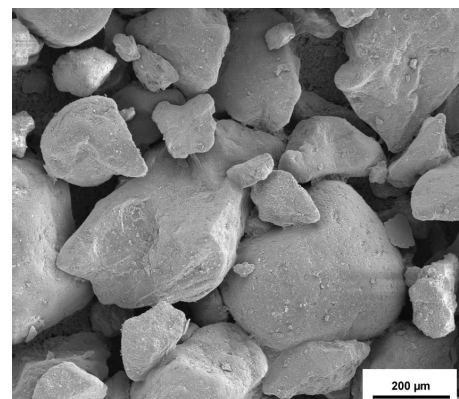


Abb. 31: REM Bild des Quarzsands

3.2.3 Erosionstest bei Raumtemperatur

Die Durchführung der Erosionstests erfolgte mit einem Zentrifugalbeschleuniger CAK-3m, welcher der Standard-Testmethode GOST 23.201-78 „Products wear resistance assurance. Gas abrasive wear testing of materials and coatings with centrifugal accelerator“ entspricht, durchgeführt. Das Prüfprinzip ist in Abb. 32 dargestellt [40, S.11-15].

Die Proben wurden bei zwei Aufprallwinkeln beansprucht: 30° und 90°. Die Beschickung der Testapparatur erfolgte mit bis zu 15 Proben des zu testenden Materials.

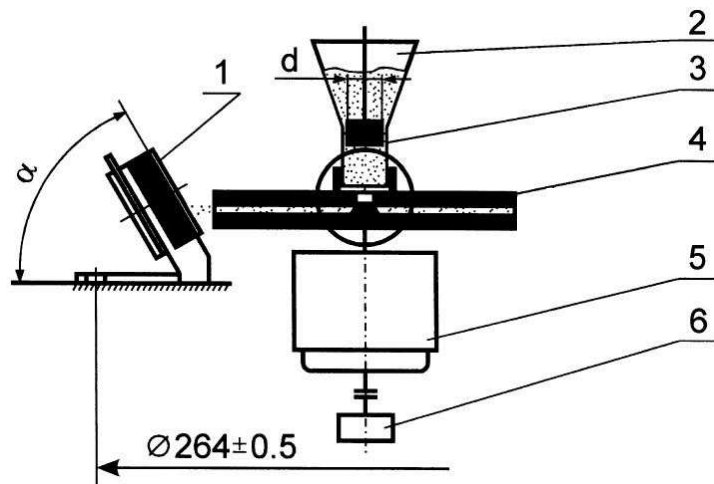


Abb. 32: Erosionsprüfeinrichtung: 1 – Probe, 2 – Abrasivbehälter, 3 – Abschirmung, 4 – Rotor, 5 – elektrischer Antrieb, 6 – Drehzahlregler

3.2.4 Erosionstest bei erhöhter Temperatur

Bei dieser Prüfapparatur handelt es sich um einen Zentrifugalbeschleuniger CAK-HET, welcher der Testeinrichtung bei Raumtemperatur ähnlich ist. Der hauptsächliche Unterschied zwischen den beiden Prüfgeräten ist, dass der Apparat für erhöhte Temperatur thermisch isoliert und mit einer Heizung ausgestattet ist (Abb. 33).

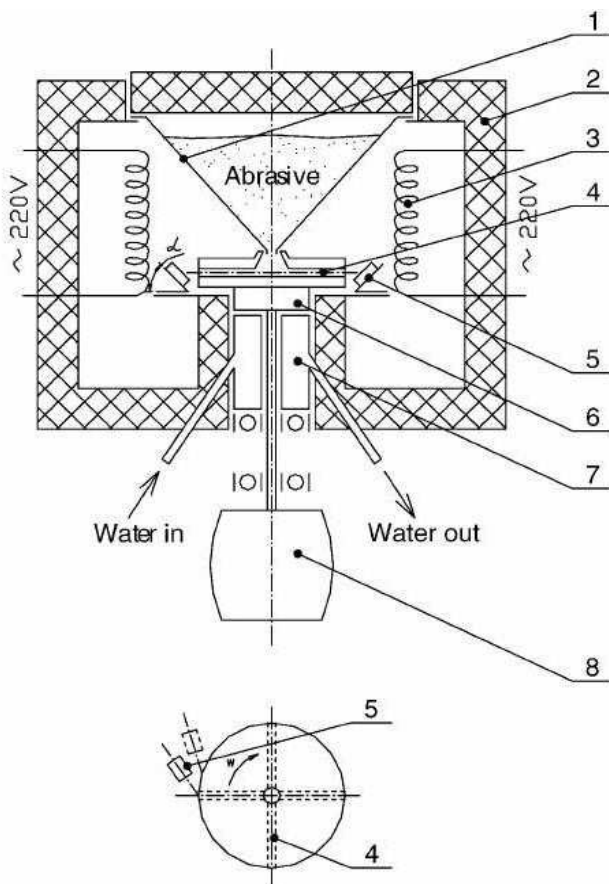


Abb. 33: Hochtemperatur-Erosionsprüfeinrichtung:

- 1 – Abrasivbehälter
- 2 – Isolierung
- 3 – Heizelemente
- 4 – Rotor mit Kanälen
- 5 – Probe
- 6 – Vibrationsdämpfer
- 7 – Wellenkühlsystem
- 8 – elektrischer Antrieb

Vor der Durchführung des Erosionstests wurde die Anlage auf die erforderliche Temperatur gebracht. Nach der Prüfung erfolgte eine Kühlung bis auf Raumtemperatur, um danach die Proben zu entfernen. Die Dauer des Aufheizzyklus betrug 1 - 2 Stunden und die Kühlsequenz ca. 30 Minuten, abhängig von der geforderten Temperatur des Tests. Während dieser Zeiten sind die Proben der Oxidation ausgesetzt.

Die Erosionstests bei erhöhter Temperatur wurden bei drei verschiedenen Temperaturen durchgeführt: 300°C, 500°C und 650°C.

Die Proben wurden bei zwei Aufprallwinkel beansprucht: 30° und 90°. Die Beschickung der Testapparatur erfolgte mit bis zu 20 Proben des zu testenden Materials.

3.2.5 Auswertung

Der Test wurde mit einer Partikelgeschwindigkeit von 80 m/s durchgeführt. Vor dem eigentlichen Erosionstest wurden die Proben zur Vermeidung des Einlaufverhaltens mit 2 kg Abrasiv vorerodiert. Die Oberfläche der Proben wurde anschließend von Staub mit Pressluft und Ethanol gereinigt. Nach der Reinigung wurde das Probengewicht mit einer Messgenauigkeit von 0,1 mg ermittelt.

Im Erosionstest wurden 6 kg Quarzsand verbraucht. Nach dem Test wurden die Proben von Staub gereinigt und der Massenverlust durch die Erosion ermittelt.

Der Gewichtsverlust K [mg / kg] wird berechnet mit:

$$K = \frac{\Delta m}{G \cdot \nu} \quad (\text{Gl. 3-3})$$

wobei: G – Masse Sand [kg], Δm – Massenverlust der Probe in [mg], ν - Anteil Sand pro Probe, $\nu = 8,50^\circ / 360^\circ = 0,023611$ bei Raumtemperatur und bei erhöhter Temperatur $\nu = 6,73^\circ / 360^\circ = 0,0187$. Es muss angemerkt werden, dass der Wert für den Anteil Sand pro Probe ν (Gl. 3-3) unterschiedlich für Raumtemperatur und erhöhter Temperatur ist. Das liegt an der unterschiedlichen Geometrie der beiden Testapparaturen.

Der volumetrische Verschleiß V [mm³ / kg] wird berechnet mit

$$V = K / \rho \quad (\text{Gl. 3-4})$$

wobei: K – Gewichtsverlust [mg / kg], ρ – Probendichte [mm³ / mg]

Zur leichten Vergleichbarkeit der zu testenden Werkstoffe mit dem Referenzmaterial wird der relative Verschleißwiderstand ε eingeführt:

$$\varepsilon = V_r / V_t \quad (\text{Gl. 3-5})$$

wobei: V_r – Volumetrischer Verschleiß des Referenzmaterials [mm^3 / kg] und V_t – Volumetrischer Verschleiß des getesteten Materials [mm^3 / kg].

3.3 Simulation der thermischen Belastung

Für ein besseres Verständnis der thermischen Bedingungen im Einsatz wurde eine FEM-Simulation durchgeführt. Einerseits soll das thermische Verhalten bestehender konstruktiver Lösungen gezeigt werden (Rostbalken mit Wasserkühlung), andererseits sollen alternative Bauteilkonzepte (Rostbalken ohne Wasserkühlung) in einer Simulation auf ihre möglichen Vor- und Nachteile bei einer Umsetzung im Realsystem untersucht werden. Des Weiteren soll die Simulation zeigen, welche Parameter den größten Einfluss auf Änderungen der Bauteiltemperaturen im Gesamtsystem haben.

Zur Anwendung kam das FEM-Programm *COMSOL Multiphysics* unter zu Hilfenahme des „*Heat Transfer Module*“.

3.3.1 Ermittlung der Randbedingungen

Die Abmaße der im Einsatz befindlichen Rostbalken wurden mittels Bauteilzeichnungen in ein 2- bzw. 3-dimensionales Modell übertragen. Aus den Erkenntnissen der Simulation der bestehenden Bauteilvariante des Rostbalkens (mit Wasserkühlung und Sandwichbauweise der Verschleißplatten) soll in einem Weiteren Schritt die Konstruktion der Verschleißteile so verändert werden, dass eine innere Kühlung des Rostbalkens nicht notwendig ist.

Zur ersten Abschätzung der Einsatztemperaturen wurden mittels Infrarot-Thermografie Bilder des Systems Stachelbrecher/Brecherrost aufgenommen. Zum Einsatz kam ein Temperatur- und Feuchtemessgerät des Typs VAISALA HMI 41 (Serial No. R4640026) mit dem Sensor HMP 46 (Serial No. Z4435001). Die Messung erfolgte durch die voestalpine Stahl GmbH, Abteilung B4T Technische Medien – Medienmesstechnik.

Für die Ermittlung der Gesamtzyklusdauer und des Anteils der thermischen Belastung wurden die Zeiten in der Sinteranlage aufgenommen und aufgezeichnet. Die Daten dienen zur Erstellung der zeitabhängigen Simulation des Systems Rostbalken/Stachelbrecher.

3.3.2 Ein- und Ausgabeparameter

Neben den Geometriedaten des Rostbalkens sind für die Modellierung und Simulation weitere Parameter festzulegen (Tabelle 3).

Tabelle 3: Kenngrößen der FEM-Simulation

Parameter	Kurzzeichen	Wert	Einheit
Sintertemperatur	T_S	800	°C
Umgebungstemperatur	T_U	100	°C
Kühlwassertemperatur (Einlauf)	T_{KE}	5	°C
Kühlwassertemperatur (Auslauf)	T_{KA}	21	°C
Durchflussmenge	V_0	$1,23 \cdot 10^{-4}$	m ³ /s
Wärmeübertragungskoeffizient	H	79	W/m ² K
Wärmeleitfähigkeit	k	15 - 60	W/mK
Mittlerer Abstand Sinter-Rost	x_{SR}	1	mm
Zyklusdauer	t_g	30	s
Belastungsdauer	t_b	5	s

Als unveränderliche Parameter wurden die herstellungsbedingte Größe des Luftspaltes zwischen den Verschleißplatten, Ein- und Auslauftemperatur des Kühlwassers und die Geometrie des Rostbalkens festgelegt. Des Weiteren können folgende Parameter variiert werden: Wärmeleitfähigkeit in Abhängigkeit des Werkstoffes und der Wärmeübergangskoeffizient zwischen Sintergut und Rostbalken (abhängig vom mittleren Abstand zwischen Sintergut und Rostbalkenoberfläche). Für die Berechnung wurde die thermische Belastung der Verschleißfläche auf einer Länge von 650 mm angenommen.

Zur ersten Abschätzung wurde ein Modell des gekühlten Rostbalkens mit einer Verschleißfläche als Sandwichverbund erstellt. Die Simulation erfolgte dabei stationär, um den Rechenaufwand gering zu halten. Nach einer Weiteren Optimierung des Modells soll dann die Zeitabhängigkeit des Systems berücksichtigt, sowie alternative Bauweisen untersucht werden.

Die wichtigsten Ausgabeparameter sind Temperaturen an ausgewählten Punkten der Verschleißoberfläche in Abhängigkeit der Zeit. Des Weiteren soll die Temperaturänderung im gesamten Rostbalken bei verschiedenen Randbedingungen dargestellt werden.

4 Ergebnisse

4.1 Ist-Stand Analyse

Der Rostbalken des Brecherrostes besteht aus einem Massivkörper (Trägermaterial: Baustahl S235 JRG), auf dem ein „Sandwichverbund“ von Verbundplatten aufgeschweißt ist. Dieser „Sandwichverbund“ besteht aus mehreren übereinander gelegten Verbundpanzerplatten (siehe Kap. 2.1.4), die an den Flanken zusammengeschweißt sind. Über diese Flanken wird noch eine Verschleißschicht aufgetragen.

Die Probenentnahme an einem verschlissenen Rostbalken am Ende der Lebensdauer ist seitens der voestalpine Stahl GmbH erfolgt. Zur weiteren Untersuchung wurde der Probenkörper mit der Bezeichnung „2“ (Abb. 34) aus dem Verschleißmaterial des Rostbalkens im zentralen Abwurfbereich des Sinterbandes herausgetrennt.



Abb. 34: Verschlissener Rostbalken mit Probenkörperbezeichnung

Das erhaltene Verschleißmaterial befindet sich am Rostbalken an der höchstbeanspruchten Stelle. Hier fällt der heiße Sinterkuchen auf den Rostbalken und wird anschließend mittels Stachelbrecher zerkleinert und durch den Rost durchgedrückt. An der Verschleißfläche der Aufprallzone sind deutlich die einzelnen Verbundplatten an dem treppenförmigen Verschleißmuster zu erkennen. Die Anzahl der verbrauchten Verbundplatten beträgt sieben Lagen, zusätzlich zu den noch intakten Lagen im Probenkörper „2“. Der Querschnitt des Probenkörpers zeigt den tatsächlichen Aufbau des „Sandwich“-Verbundes nach dem Einsatz (Abb. 35).

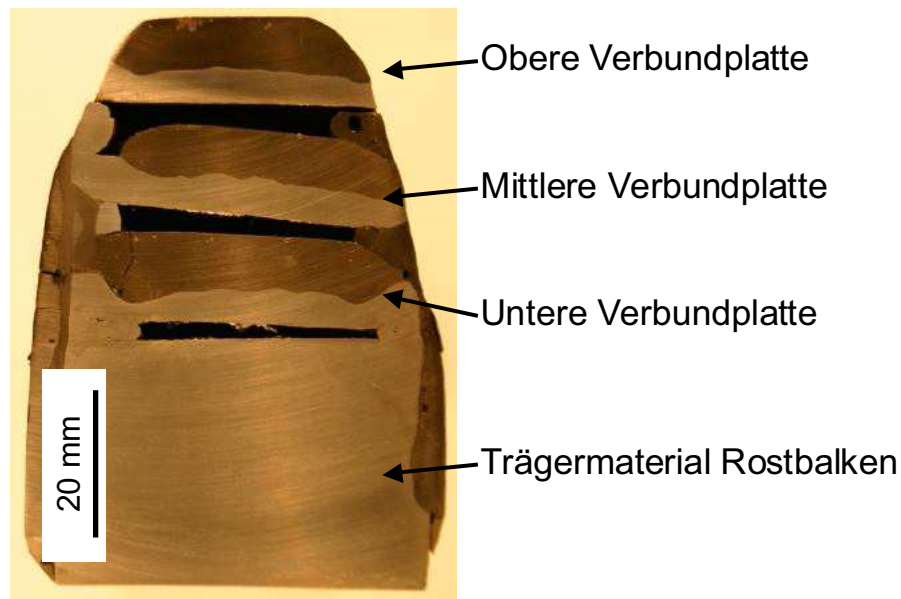


Abb. 35: Probenkörper 2 im Querschnitt (Ätzung: Nital 2%, 20s)

Der Querschnitt zeigt drei Lagen der Verbundplatten über dem eigentlichen Rostbalken aus Vollmaterial. Des Weiteren ist deutlich zu erkennen, dass sich zwischen den Verbundplatten ein Luftspalt befindet. Dieser Luftspalt lässt sich durch die Herstellung des Sandwich-Verbundes begründen. Bei der Schweißung werden die Verbundplatten übereinandergelegt und an den Flanken großflächig verschweißt.

Für die Feststellung der vorhandenen Verschleißmechanismen und Einsatzbedingungen werden metallographische Schliffe von den drei Verbundplatten und dem Trägermaterial angefertigt.

Abb. 36 zeigt Position A, den Teil der obersten Verbundplatte, welcher im direkten Kontakt mit dem heißen Sinter stand. Das Gefüge zeigt den typischen Aufbau einer übereutektischen Gusslegierung, wie sie durch den Schweißvorgang entsteht (siehe Kap. 2.1). Die dendritische Struktur der Matrix ist in ihrer ursprünglichen Form nicht mehr erkennbar.

Die Oberfläche zeigt einen gleichmäßigen Abtrag und nur wenig Oxidation. Auffallend am Schliffbild sind die Bruchlinien in den Primärkarbiden und teilweise auch im Karbidnetzwerk der Matrix, die in der ca. 50 μm dicken oberflächennahen Schicht zu finden sind (Abb. 36). Diese Karbidbrüche sind in der Oberfläche der darunter liegenden Verbundplatten nicht zu finden. Dies deutet auf eine schlagende Belastung als dominierenden Verschleißmechanismus an der Rostbalkenoberseite hin. Eine Schädigung der Karbide an der Flanke der Verschleißschicht kann dagegen nicht festgestellt werden.

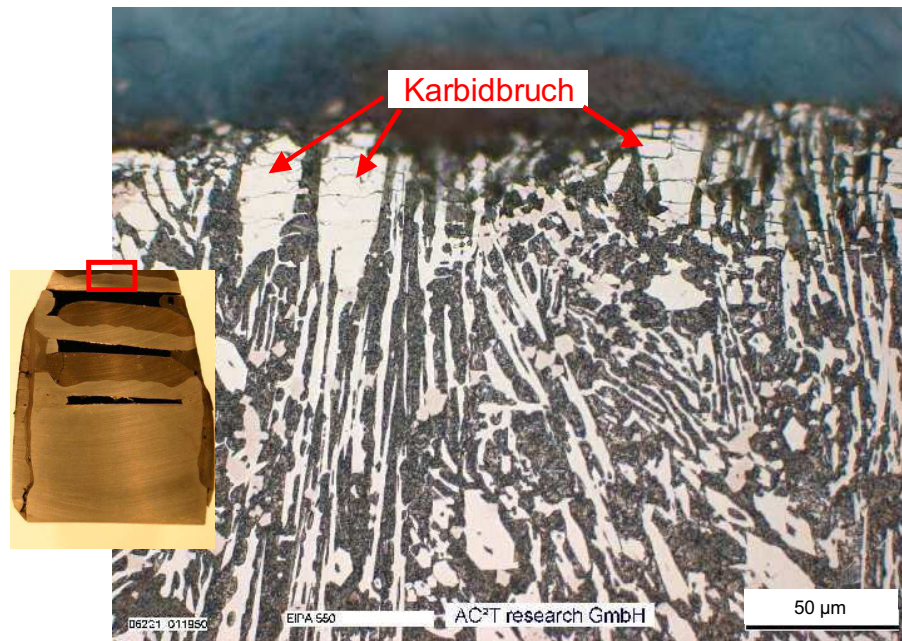


Abb. 36: Position A, Karbidbruch in der obersten Verbundplatte, 500x (Ätzung: Nital 5%, 10s)

An der Position B, der Flanke des Rostbalkens, wurde das Substrat der Verbundplatten durch den verschleißenden Einsatz freigelegt. Auffälligstes Merkmal ist die Verformung der Substratoberfläche. Die Verformung des Baustahls geht soweit, dass es an der verschlissenen Substratoberfläche zu einer Schuppenbildung kommt. (Abb. 37).



Abb. 37: Position B, Schuppenbildung des freigelegten Substrats an der Rostflanke, 200x (Ätzung: Nital 5%, 10s)

Die Schuppenbildung und die hohen Verformungsgrade sind ein Merkmal für das Mikropflügen (siehe Kap. 2.4) und lassen auf einen dominanten furchenden abrasiven Verschleißmechanismus an den Rostflanken schließen.

Bei der mittleren und der unteren Verschleißplatte ist die Oxidation deutlich weiter fortgeschritten als bei Position A (vgl. Abb. 38 mit Abb. 36). Die Oberfläche bei Position C befindet sich im Luftspalt zwischen den Platten. Es ist deutlich ein selektiver oxidischer Angriff der Matrix zu erkennen, der bis in eine Tiefe von ca. 25 µm reicht. An der verschlissenen Verbundplatte ist diese starke Oxidation nicht vorhanden, welches sich durch den Abtrag der Oxidschicht im Einsatz begründen lässt.



Abb. 38: Position C, selektiver Oxidationsangriff, 500x (Ätzung: Nital 5%, 10s)

Eine Oxidschicht ist auch bei Position B vorhanden. Hierbei handelt es sich um das Trägermaterial, den eigentlichen Rostbalken, bestehend aus dem Baustahl S235 JRG. Die Dicke der Oxidschicht beträgt bis zu 30 µm und bedeckt den thermisch belasteten Baustahl als dichte Auflage (Abb. 39). Das Gefüge des Trägermaterials ähnelt dem der Wärmeeinflusszone (WEZ) einer Schweißnaht. Die Tiefe der WEZ beträgt ~2,5 mm.



Abb. 39: Position D, Oxidschicht auf Rostbalkenträgermaterial, 500x (Ätzung: Nital 5%, 5s)

Für den Vergleich der Härte der Verschleißplatten mit der Nennhärte laut Datenblatt des Herstellers [6] wurde an allen drei zur Verfügung stehenden Verbundplatten die Härte nach Vickers geprüft (Abb. 40).

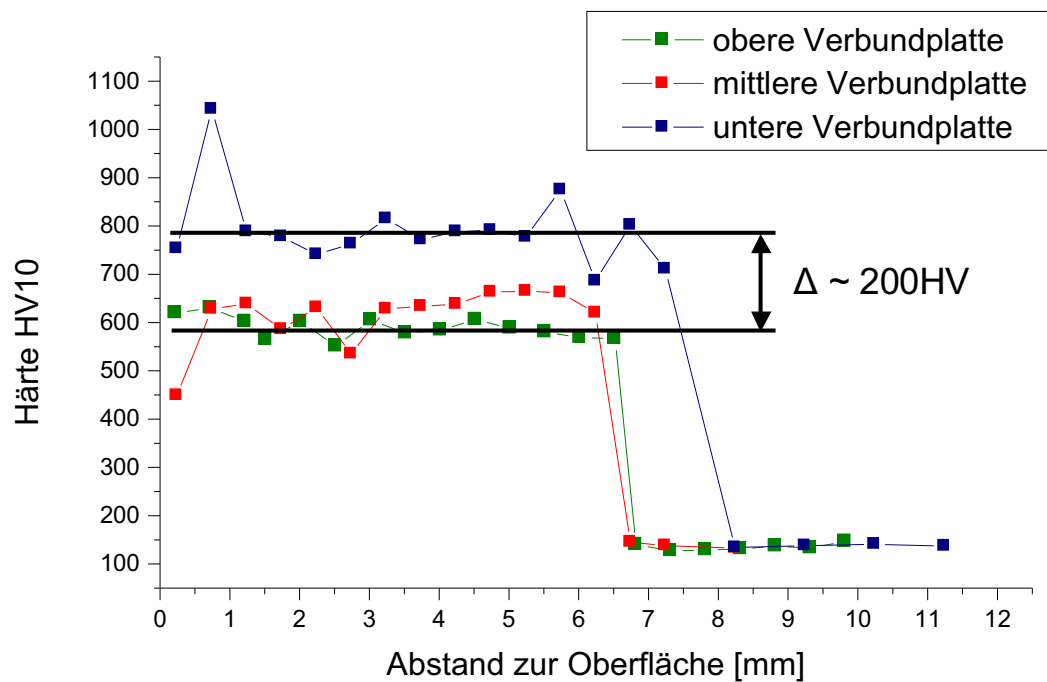


Abb. 40: Härteverlauf der verschiedenen Verschleißplatten

Die Auswertung des Härteverlaufs der obersten Verschleißplatte ergibt eine mittlere Härte von 589 ± 23 HV10 für die Verschleißschicht und liegt damit deutlich unter der

Härte laut Datenblatt (770 HV bis 830 HV) [6]. Die mittlere Verschleißplatte zeigt ein ähnliches Verhalten mit einem mittleren Härtewert von 614 ± 60 HV₁₀. Im Gegensatz dazu ist die mittlere Härte der untersten Verschleißplatte mit 792 ± 82 HV₁₀ im Bereich des Ausgangszustandes. Die Verläufe zeigen des Weiteren eine konstante Härte bis zur Übergangszone der Schweißnaht und des Grundwerkstoffes. Die hohe Standardabweichung resultiert aus der heterogenen Struktur der Legierung. Die Härte im Substrat ist annähernd konstant und deutet auf eine geringe Aufmischung der Schweißung hin.

In der Gegenüberstellung der drei Verschleißplatten sind die Unterschiede der Härteverläufe deutlich erkennbar (Abb. 40). Zwischen der obersten und der untersten Verschleißplatte beträgt die Härte­differenz ca. 200 HV. Der Abfall der Härte lässt auf einen deutlichen Temperaturgradienten zwischen den einzelnen Verschleißplatten schließen.



Abb. 41: Globulare Einformung des Zementits (Weichglüheffekt) im Substrat der Verschleißplatten, (Ätzung: Nital 5%, 10s)

Ein weiteres Indiz für die hohen Temperaturen im Sandwichverbund ist die Form des Zementits im Substrat der einzelnen Verschleißplatten. In der Querschnittsmitte der Platten zeigt sich deutlich eine globulare Einformung des Eisenkarbides (Abb. 41). Dieser Weichglüheffekt stellt sich bei untereutektoiden Stählen dicht unter dem A₁-Punkt nach mehreren Stunden mit nachfolgender langsamer Abkühlung ein und liegt im Temperaturbereich von 650°C bis 700°C [45]. Daraus lässt sich auf eine Mindesttemperatur während des Einsatzes im Sandwichverbund schließen.

Die Schädigung des Rostbalkens im System Stachelbrecher/Brecherrost geschieht durch zyklische thermische und mechanische Belastung. An der Oberfläche der obersten Verschleißplatte ist der schlagende Verschleiß der dominierende Versagensmechanismus, erkennbar an den Karbidbrüchen in der oberflächennahen Randschicht des Verschleißwerkstoffes. Der Anteil der Oxidation am Verschleiß der Platten kann nur durch weiterführende Versuche festgestellt werden. An den Rostflanken ändert sich der Verschleißmechanismus zu einer Zwangsabrasion, zu sehen an den hohen Verformungsgraden und der entstehenden Schuppenbildung am freigelegten Substrat. Die minimale Belastungstemperatur kann durch verschiedene metallurgische Effekte eruiert werden. Das veränderte Ätzbild der Verschleißlegierung (Phasenumwandlung), das Weichglühen des Substrats und der Härteabfall der Verschleißlegierung sind Indikatoren für Werkstofftemperaturen, weit über der empfohlenen Einsatztemperatur von 650°C [6].

Für eine genauere Einschätzung der tatsächlichen Einsatztemperaturen kann eine temperaturbezogene FEM-Simulation hilfreich sein. Das soll durch Heranziehen geeigneter Hilfsmittel, wie z.B. der Thermografie, geschehen, um die Unzugänglichkeit des Systems Stachelbrecher/Rostbalken während des Einsatzes zu umgehen.

4.2 Analyse und Simulation der Einsatztemperaturen

4.2.1 Thermografie

In Abb. 42 ist das System Stachelbrecher / Brecherrost vom östlichen Sichtfenster der untersuchten Anlage aus zu sehen. Die Aufnahme ist während der belastungsfreien Zeit des Abwurfzyklus entstanden, da bei direktem Kontakt des Brechers mit dem Sintergut durch die enorme Staub- und Hitzeentwicklung dieses nicht möglich ist.



Abb. 42: System Stachelbrecher / Rostbalken

Bei der Betrachtung von Abb. 42 ist der schlechte Zugang zu den relevanten Messstellen zu erkennen. Die beim Abwurf des Sinterkuchens entstehenden Staub- und Zunderteilchen bedecken nach der Verwirbelung in der Luft sämtliche Bauteiloberflächen. Da die Infrarot-Thermografie nur Oberflächentemperaturen aufnimmt, ist ein „Hineinschauen“ in die Bauteile nicht möglich und es kann zur Verfälschung der Messergebnisse kommen.

Abb. 43 zeigt eine Infrarotaufnahme während der belastungsfreien Zeit zwischen den Sinterkuchenabwürfen. Die gemessene Maximaltemperatur in Area 1 beträgt 719°C und bezieht sich auf ein kleines Sinterstück, das auf dem Rost liegegeblieben ist. Die Temperatur für Spot 4 (Rostbalken) beträgt 467°C, ist aber nicht auf den heißesten Bereich des Rostbalkens gerichtet. Auf der rechten Seite ist das auf den Abwurfisch liegegebliebene Sintergut zu sehen, dessen Maximaltemperatur 970°C beträgt.

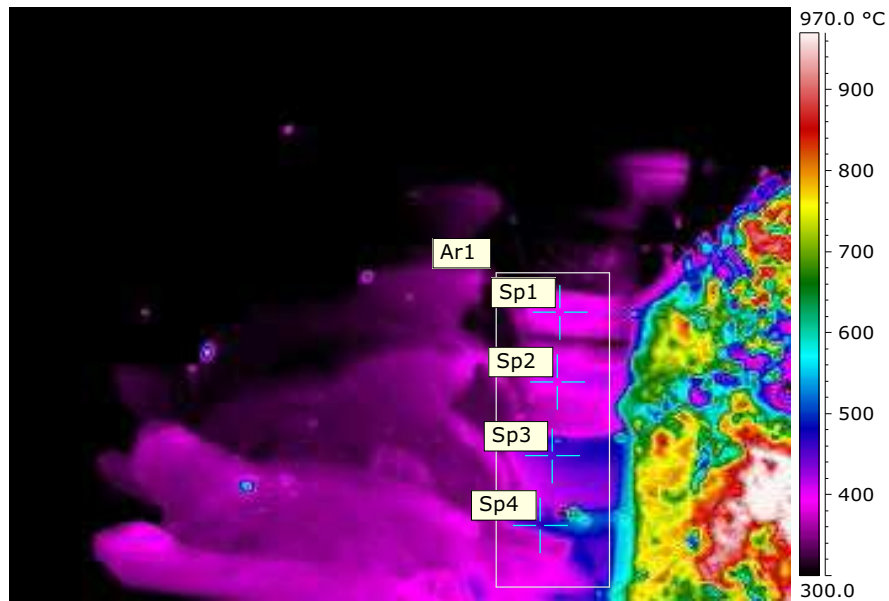


Abb. 43: System Stachelbrecher / Rostbalken - Infrarotaufnahme

Die ermittelten Temperaturwerte aus den Messbildern zeigen allerdings nur Momentaufnahmen des zyklischen Abwurfprozesses. Tatsächliche Spitzentemperaturen, die am Rostbalken auftreten, können somit mit dieser Methode nicht ermittelt werden. Die Ergebnisse lassen aber Überlegungen zu, in welchen Temperaturbereichen das System sich befinden kann und dienen somit in unterstützender Weise anderen Untersuchungsmethoden.

4.2.2 Zeitunabhängige Simulation des eingesetzten Rostbalkens

Beim ersten Modell handelt es sich um einen wassergekühlten Rostbalken mit der Sandwichverbund-Bauweise. In Abb. 44 ist der Temperaturverlauf des 3-D Modells zu sehen. Die Sintertemperatur ist mit 1000°C und der mittlere Abstand Sinter / Rostoberfläche mit 0,1 mm angenommen. Die Annahme eines mittleren Abstandes ist notwendig, da das zerklüftete Sintergut nicht flächendeckend im direkten Kontakt mit der Rostoberfläche steht.

Das Ergebnis zeigt, dass die Maximaltemperatur der Verschleißplatten weit über der empfohlenen Einsatztemperatur des Verschleißwerkstoffes liegt [6]. Auffallend ist ebenfalls der starke Temperaturgradient zwischen den Verschleißplatten. Dieser Hitzestau kann durch die konstruktive Anordnung der Verschleißplatten (Luftspalte im Sandwichverbund) und die schlechte Wärmeleitfähigkeit der Verschleißschicht erklärt werden. Die Wärmeleitfähigkeit der Verschleißschicht beträgt mit 15 W/mK [6] nur ein $\frac{1}{4}$ der Wärmeleitfähigkeit des Trägermaterials (Baustahl; $k = 60$ W/mK). Des Weiteren hat die Kühlung nur einen geringen Einfluss auf die Wärmeabfuhr von der beanspruchten Fläche in das Trägermaterial des Rostbalkens. Dieser Effekt ist in

Abb. 44 an der relativ konstanten Temperatur im Trägermaterial des Rostbalkens zu erkennen.

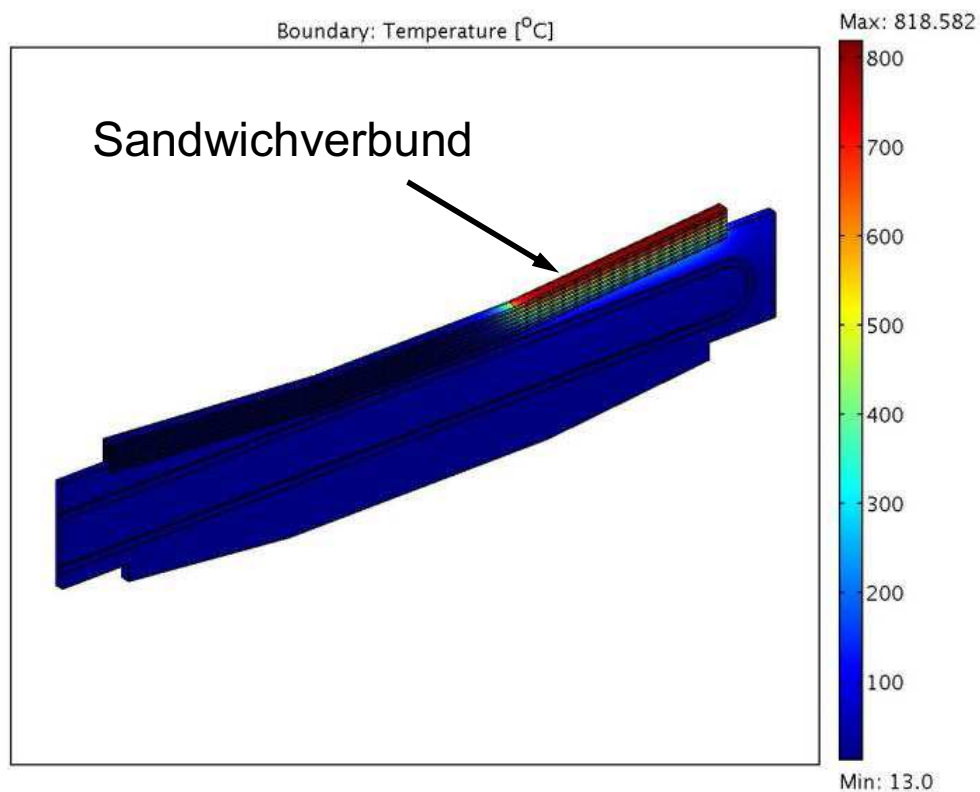


Abb. 44: FEM-Simulation der thermischen Belastung des wassergekühlten Rostbalkens mit Sandwichverbund (Sinteremperatur: 1000°C)

Eine weiterführende, verfeinerte Simulation soll den zyklischen Verlauf der thermischen Belastung berücksichtigen.

4.2.3 Zeitabhängige Simulation des Rostbalkens

Für die zeitabhängige Simulation wurde ein 2-D Modell erstellt, um den Rechenaufwand in Grenzen zu halten. Die Verschleißschicht wird als Vollmaterial ausgeführt, d.h. es entfällt die ungünstige Sandwichbauweise mit den Luftspalten. Die Wasserkühlung des Rostbalkens wurde aus dem Modell entfernt, um den ungekühlten Sollzustand zu simulieren. Die Darstellung der Temperatur über der Zeit soll an den in Abb. 45 gezeigten Messpunkten des Modells erfolgen. In Tabelle 4 ist die Lage der einzelnen Messpunkte beschrieben.

Tabelle 4: Temperaturmesspunkte

Messpunkt Nr.	Lage
1	Oberfläche Verschleißwerkstoff - Beginn des Wärmeeintrages
2	Oberfläche Verschleißwerkstoff - Ende des Wärmeeintrages
3	Übergang Verschleißwerkstoff / Trägermaterial - Beginn des Wärmeeintrages
4	Übergang Verschleißwerkstoff / Trägermaterial - Ende des Wärmeeintrages

An den ersten beiden Messpunkten können die Maximaltemperaturen der Verschleißoberfläche ermittelt werden. Die Punkte 3 und 4 liegen 150 mm unter den ersten beiden Messpunkten am Übergang von Verschleißschicht zum Trägermaterial.

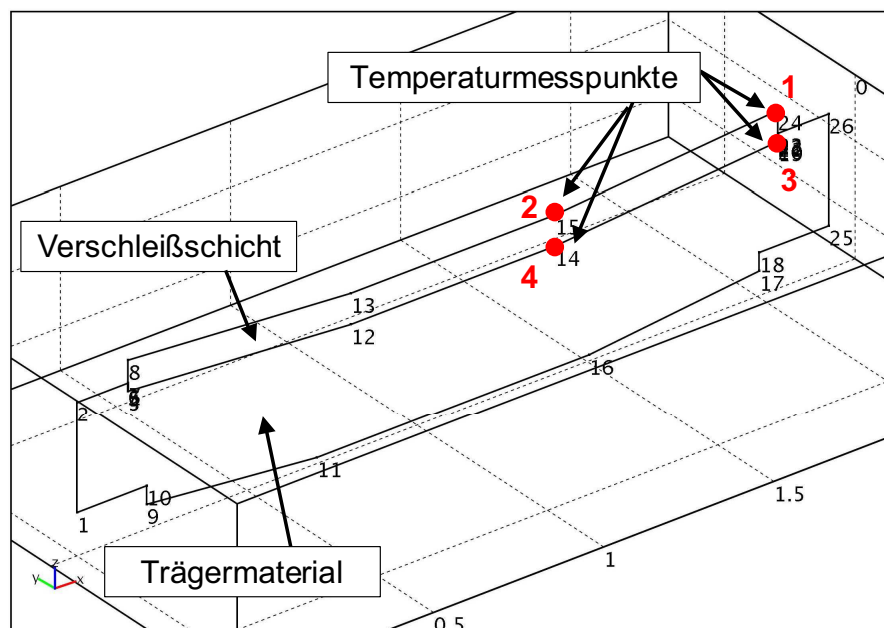


Abb. 45: 2-D Modell des Rostbalkens mit Messpunkten aus Tabelle 4

Abb. 46 zeigt den simulierten Temperaturverlauf der vier Messpunkte vom Zeitpunkt $t = 0$ bis zu einem stabilen Verhalten nach ca. 10 h. Für die Verschleißschicht ist ein Wert von $k = 15 \text{ W/mK}$ gewählt worden, welcher der Wärmeleitfähigkeit typischer Verschleißwerkstoffe entspricht [7]. Da das Trägermaterial des Rostbalkens aus Baustahl besteht, wurde $k = 60 \text{ W/mK}$ gesetzt.

Für den Einsatz ist nur der eingependelte Zustand, ab ca. 10 h, von Interesse, da der Einlaufvorgang gegenüber der Einsatzdauer von mehreren Wochen sehr gering ist.

Für den Messpunkt 1 ergibt sich ein hoher mittlerer Temperaturwert von $T = 664^{\circ}\text{C}$, mit einer zyklischen Schwankung von $\Delta T = 46^{\circ}\text{C}$ (Abb. 47). In Messpunkt 2 ist die mittlere Temperatur geringer und liegt bei $T = 537^{\circ}\text{C}$, wobei die Schwankung ähnlich hoch wie bei Messpunkt 1 ist. Grund für die niedrigere Temperatur ist die Möglichkeit, dass die Wärme in den thermisch nichtbelasteten Teil des Verschleißvolumens abfließen kann. Bei Messpunkt 1 kann die aufgenommene Wärme nur in den darunter liegenden Bereich abfließen oder abgestrahlt werden.

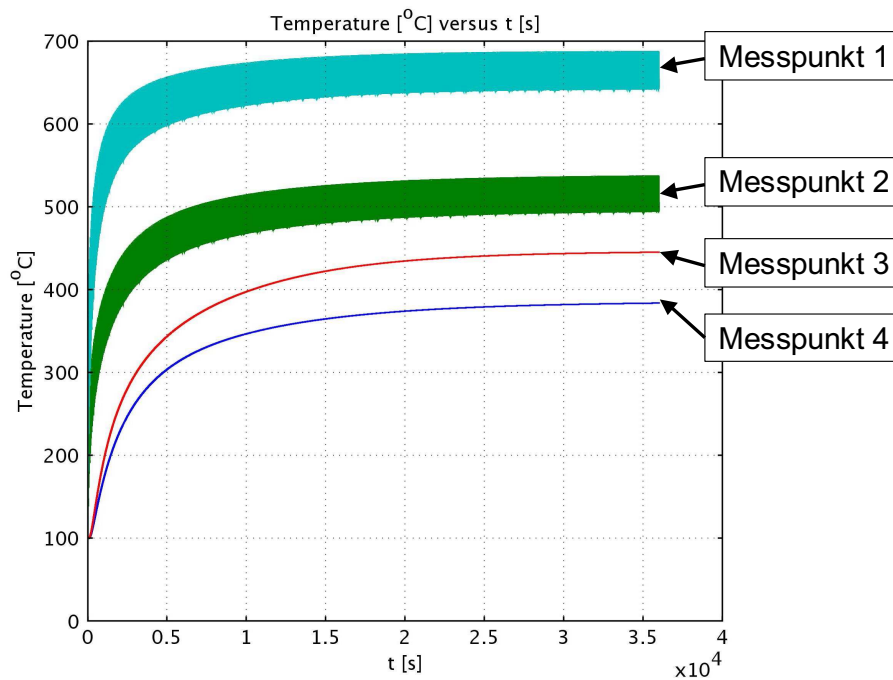


Abb. 46: Temperaturverlauf in den Messpunkten (Verschleißschicht: $k = 15 \text{ W/mK}$)

Die Messpunkte 3 und 4 haben im Gegensatz zu den ersten beiden Messpunkten ein anderes Erscheinungsbild, da die zyklischen Schwankungen der auftretenden Temperaturen nicht mehr vorhanden sind. Messpunkt 3 stabilisiert sich bei $T = 445^{\circ}\text{C}$ und Messpunkt 4 bei $T = 384^{\circ}\text{C}$. An den Temperaturverläufen der einzelnen Messpunkte ist gut zu erkennen, dass das Trägerende einer stärkeren thermischen Belastung unterliegt als in der Trägermitte und es zu einem Wärmestau kommt. Die durch den Sinter eingebrachte Wärme kann in der Mitte leichter in die kühleren Zonen des Rostbalkens abfließen.

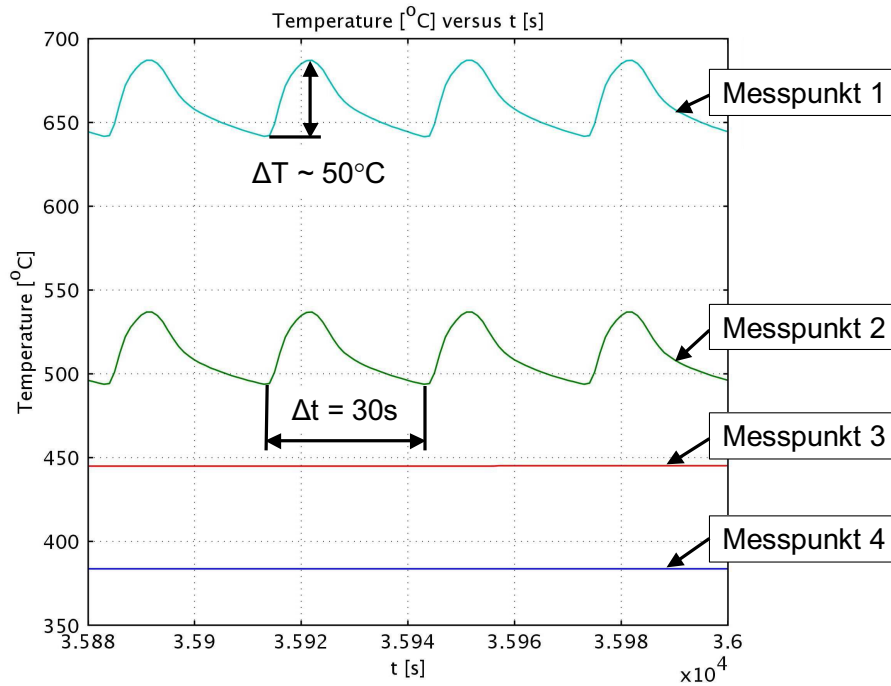


Abb. 47: Detail des Temperaturverlaufs nach 10 h ($k = 15 \text{ W/mK}$)

Wird nun unter der Annahme einer besseren Wärmeleitfähigkeit der Verschleißschicht, im Idealfall $k = 60 \text{ W/mK}$, ebendiese geändert, ergeben sich markante Änderungen in den Temperaturverläufen der festgelegten Messpunkte (Abb. 48).

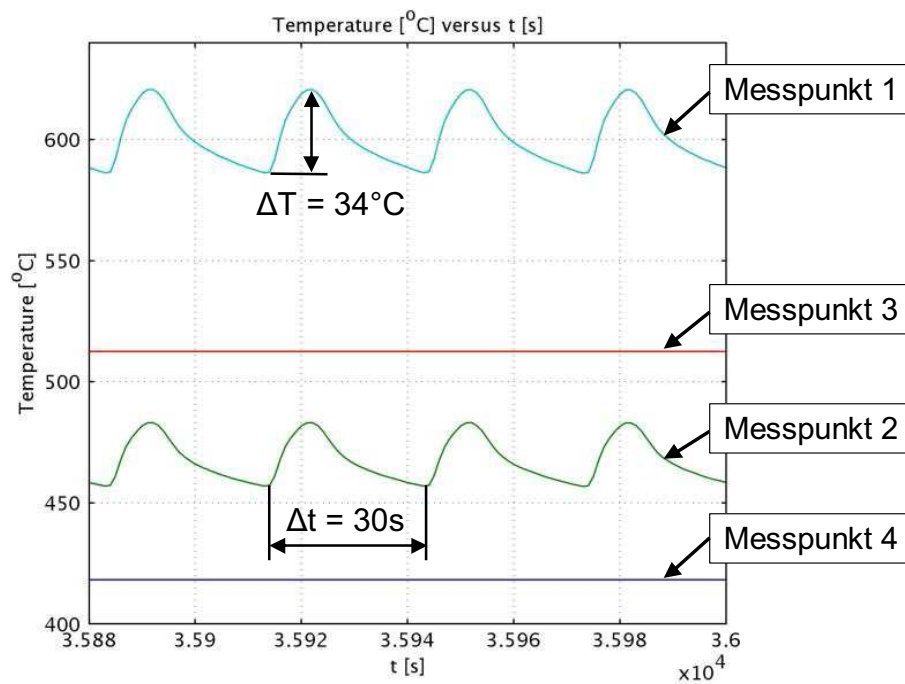


Abb. 48: Detail des Temperaturverlaufs nach 10 h ($k = 60 \text{ W/mK}$)

Am Auffälligsten ist die Senkung der Maximaltemperatur in Messpunkt 1 mit einem Mittelwert von $T = 604^{\circ}\text{C}$ und einer zyklischen Schwankung von $\Delta T = 34^{\circ}\text{C}$. Bemerkenswert ist die relativ hohe Temperatur von Messpunkt 3, die höher ist als bei Messpunkt 2 ($T = 470^{\circ}\text{C}$). Durch die hohe Wärmeleitfähigkeit kommt es nicht zum Wärmestau in Messpunkt 2 im Verschleißvolumen und die Wärme kann rasch in den hinteren kühleren Teil des Rostbalkens abgeführt werden. Dabei heizt sich Messpunkt 4 bis auf $T = 418^{\circ}\text{C}$ auf. Die rasche Ableitung der Wärme ist bei Messpunkt 3 nicht möglich und die Temperatur steigt auf $T = 513^{\circ}\text{C}$ an.

Der Vergleich von Abb. 47 und Abb. 48 zeigt den deutlichen Einfluss der Wärmeleitfähigkeit auf die Maximaltemperaturen im Verschleißvolumen. Durch die erhöhte thermische Leitfähigkeit erreicht man ein Absenken der Temperatur im kritischen Bereich über 650°C und verteilt die Wärme auf das Trägermaterial des Rostbalkens. Diese Verringerung ist ohne Kühlung des Rostbalkens zu erreichen und stellt eine mögliche Alternative zu bestehenden Lösungen da.

4.3 Versuchswerkstoffe

Für den Vergleich von verschiedenen Werkstoffklassen bei erosiver Beanspruchung und unterschiedlicher Wärmebehandlungsvorgeschichte wurden folgende Werkstoffe für die weiteren Untersuchungen herangezogen:

- Schnellarbeitsstahl
- Komplex-Legierung
- Übereutektische Fe-Cr-C Legierung

Die übereutektische Fe-Cr-C Legierung wird als Referenzwerkstoff gewählt, um eine Normierung der anderen Werkstoffe durchführen zu können.

4.3.1 Schnellarbeitsstahl (HSS)

Der Schnellarbeitsstahl vom Typ AISI M2 ist ein Werkstoff, der sich seit Jahrzehnten im abrasivem Umfeld bei erhöhten Temperaturen bewährt hat. Das ausführliche Wissen über das Verhalten des Schnellarbeitsstahls bei unterschiedlichsten Wärmebehandlungen bzgl. Ausscheidungen und Erweichung machen den HSS zu einem guten Vergleichswerkstoff. Abseits der Kennwerte im üblichen Einsatzbereich, bezüglich Art, Temperatur und Beanspruchung, gibt es jedoch nur wenig Kenntnis über das Verschleißverhalten bei erosiver Beanspruchung.

Tabelle 5: Hauptlegierungselemente eines M2-Schnellarbeitsstahls [28]

Element	C	Cr	Mo	Si	Mn	V	W	Fe
Gew. %	0,9	4,1	5,0	0,25	0,3	1,8	6,4	Basis

Als Ausgangsmaterial für die Probenherstellung wurde ein Halbzeug mit der Zusammensetzung aus Tabelle 5 und den Abmessungen 30 x 20 x 1000 mm verwendet. Daraus wurden Stangen mit 25 x 15 x 100 mm mechanisch hergestellt, an denen anschließend eine Standardwärmebehandlung durchgeführt wird. Um die Zielhärte von 64 +/- 1 HRC zu erreichen, wurde folgende Wärmebehandlung durchgeführt:

- Härten im Salzbad bei 1200°C
- Haltedauer auf Temperatur: 3 - 5 min
- Abschrecken in Öl
- Anlassen: 3 x 1 h bei 560 C

Die Oberfläche wurde allseitig geschliffen. Diese Probenform ist der Ausgangszustand für die weitere Probenfertigung der einzelnen Untersuchungen.

Bedingt durch den Herstellprozess und die damit verbundenen Umformprozesse entwickelt der schmelzmetallurgisch hergestellte HSS als auffälligstes Merkmal eine zeilige Karbidstruktur. Die Mikrostruktur der Textur ist im Längsschliff deutlich erkennbar (Abb. 49). Die Matrix besitzt eine feine Martensitstruktur. Die Karbidstruktur besteht aus den Primärkarbiden, die im Lichtmikroskop (LIMI) mit einer maximalen Größe von 5 µm sichtbar sind. Durch den Anlassvorgang sind noch Sekundärkarbide in der Matrix ausgeschieden. Deren Größe liegt allerdings unter der Auflösungsgrenze des LIMI und ist daher im Ätzbild der Mikrostruktur nicht sichtbar.

Die Härte ist mit gemessenen $876 \pm 6 \text{ HV}_5$ ($\sim 65 \text{ HRC}$) im Bereich der Zielhärte.

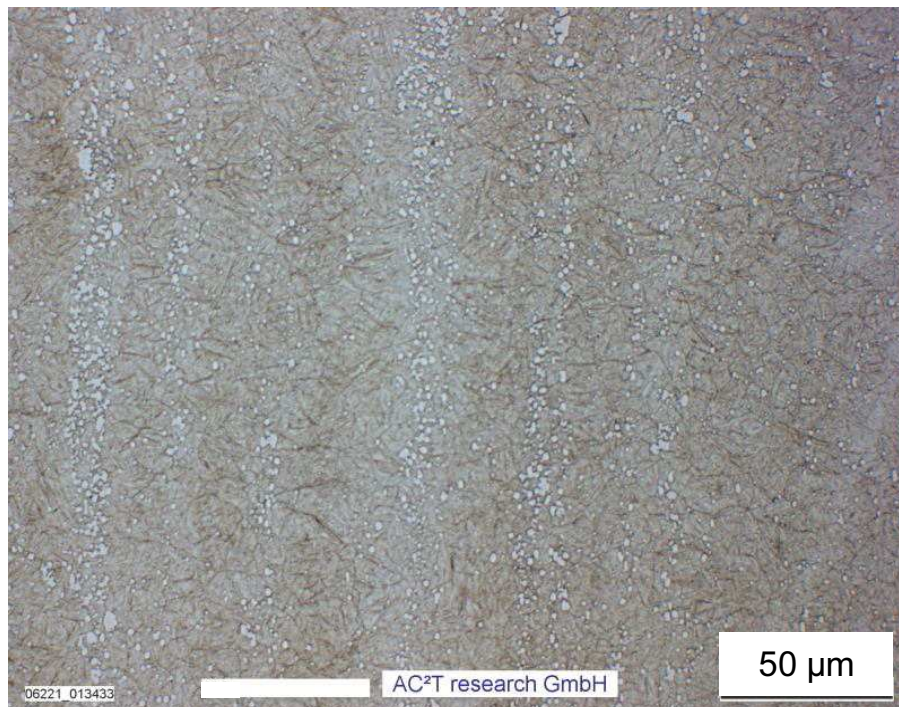


Abb. 49: Längsschliff HSS, 500x (Ätzung: 2%-Nital, 35s)

4.3.2 Komplex-Legierung – Hartauftragung

Als Vertreter der neuartigen komplex legierten Hartauftragungsmaterialien wurde eine Fülldrahtelektrode mit hohem Boranteil verwendet (Tabelle 6). Die Komplex-Legierung ist ein Hochleistungs-Anti-Verschleiß Produkt. Anwendung findet sie bei abrasions- und erosionsresistenten Verschleißschutzschichten. Das Einsatzgebiet dieser Hartauftragungslegierung umfasst Mischerwerkzeuge, Schnecken, Schürfkübel, Schneiden und Brecherroste. Die Einsatztemperatur wird laut Datenblatt bis zu 750°C angegeben [19].

Tabelle 6: Hauptlegierungselemente der Komplex-Legierung [19]

Element	C	Cr	Mo	Nb	Si	Mn	B	W	Fe
Gew. %	1,3	15,4	3,7	4,2	0,5	0,2	4,2	7,8	Basis

Die schlackenhaltige Fülldrahtelektrode wurde auf ein unlegiertes Stahlsubstrat geschweißt. Alle Proben wurden durch Pulsschweißen mit einem TotalArc² 5000 MIG/MAG-Gerät und mittels Roboter mit folgenden Parametern geschweißt:

Schweißstrom: 240 A
Schweißspannung: 25 - 28 V
Drahtzufuhrgeschwindigkeit: ~ 10 m/min

Das Substrat mit einer Fläche von 150 mm x 100 mm besteht aus einem Baustahl S235JR mit 10 mm Dicke. Der Fülldraht ist einlagig auf das Grundmaterial verschweißt, wobei das Substrat nicht vorgewärmt wurde.

Die Mikrostruktur besteht aus einem hohen Volumenanteil an harten, komplexen und gleichmäßig verteilten Borkarbiden, Metallkarbiden und Metallboriden (Abb. 50), die in einer ferritischen Matrix eingebettet sind [19].

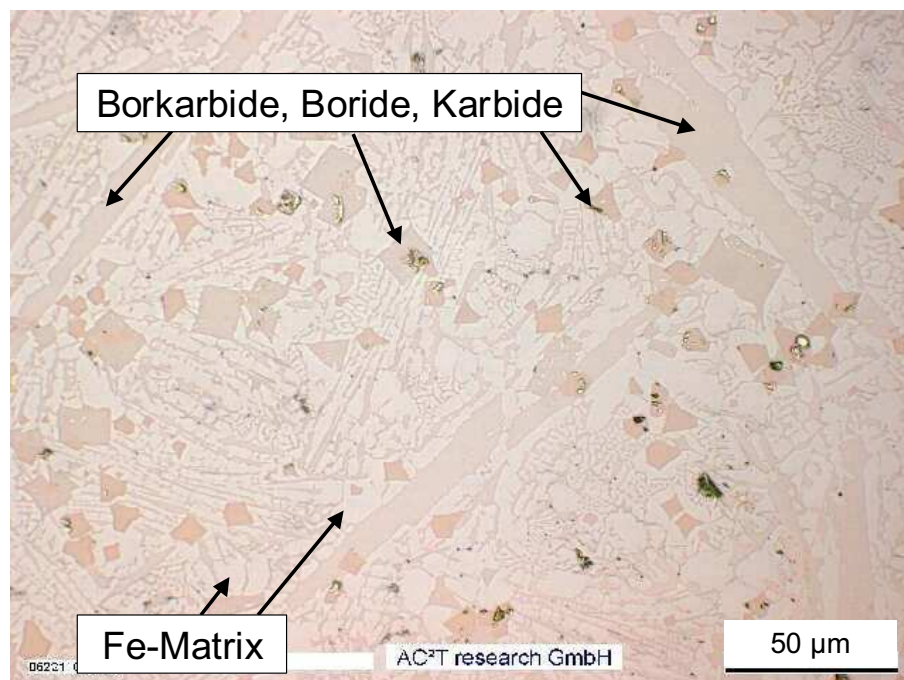


Abb. 50: Komplex-Legierung, Querschliff 500x (Ätzung: Murakami, 20s)

Beim Erstarren der Schmelze ergeben sich, infolge hoher Keimbildungsrate und gehemmter Keimwachstumsgeschwindigkeit, in der Fe-Matrix ein feines Korn, das aufgrund der Größe im Lichtmikroskop nicht auflösbar ist.

Die Härte ist mit gemessenen 1022 ± 24 HV5 (~ 69 HRc) im Bereich der Zielhärte.

4.3.3 Fe-Cr-C Hartauftragung

Um den Stand der Technik zu repräsentieren, wurde eine Fe-Cr-C Fülldrahtelektrode mit Zusätzen an Molybdän und Niob verwendet (DIN 8555: MF 10-65-GZ) (Tabelle 7). Die Verschleißbeständigkeit ist besonders gegen Abrasion durch mineralische Stoffe gegeben. Die Legierung zeichnet sich durch eine hohe Warmhärte aus. Daher wird sie bis zu einer Temperatur von 700°C eingesetzt. Typische Einsatzgebiete sind Bewehrungsplatten für Hochöfen, Feuerroste, Großventilatorenflügel, Brecherelemente und Schlackenbrecher [46].

Tabelle 7: Zusammenfassung der Hauptlegierungselemente der Fe-Cr-C Legierung [46]

Element	C	Cr	Mo	Nb	Si	Mn	V	W	Fe
Gew. %	5,5	21,0	7,0	7,0	0,8	0,2	1,0	2,0	Basis

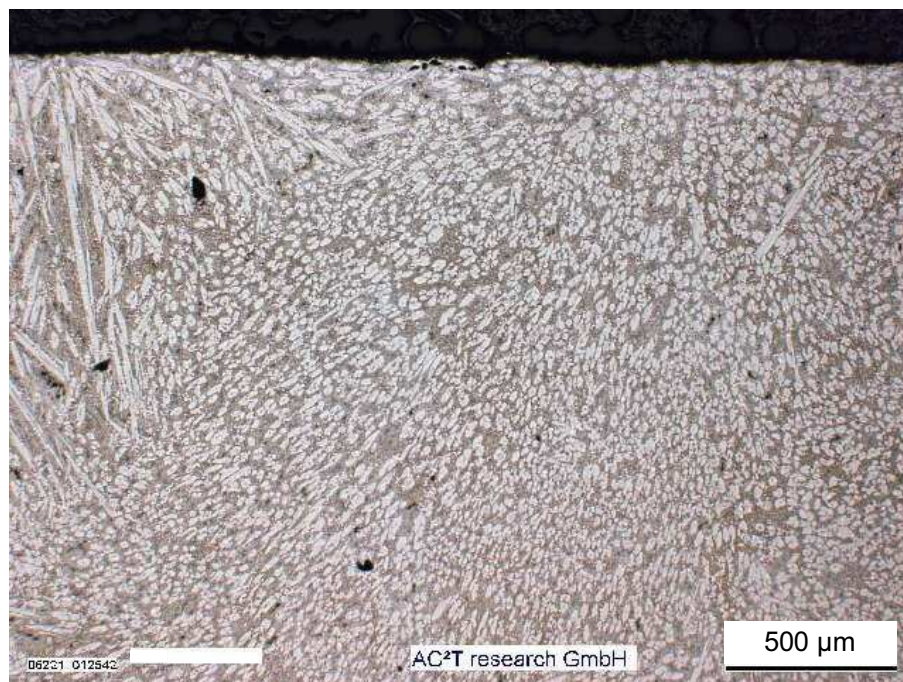


Abb. 51: Fe-Cr-C Legierung, Querschliff 50x, (Ätzung: Fe-III-Chlorid+HCl+H₂O, 5s)

Die schlackenhaltige Fülldrahtelektrode wurde auf ein Stahlsubstrat geschweißt. Alle Proben wurden durch Pulsschweißen mit einem TotalArc² 5000 MIG/MAG Gerät und mittels Roboter mit folgenden Parametern geschweißt:

Schweißstrom: 240 A
Schweißspannung: 25 - 28 V
Drahtzufuhrgeschwindigkeit: ~ 10 m/min

Das Substrat mit einer Fläche von 150 mm x 100 mm besteht aus einem Baustahl S235JR mit 10 mm Dicke. Der Fülldraht ist einlagig auf das Grundmaterial verschweißt, wobei das Substrat nicht vorgewärmt wurde.

Bei der geschweißten übereutektischen Fe-Cr-C Hartauftragungslegierungen zeigt die Mikrostruktur typische Merkmale einer Gusslegierung (vgl. Kap. 2.1.2). Die Primärkarbidstruktur zeigt Karbide vom Typ M_7C_3 (weiß) paketförmig, welche in Längsrichtung der Schweißnaht liegen (Abb. 51).

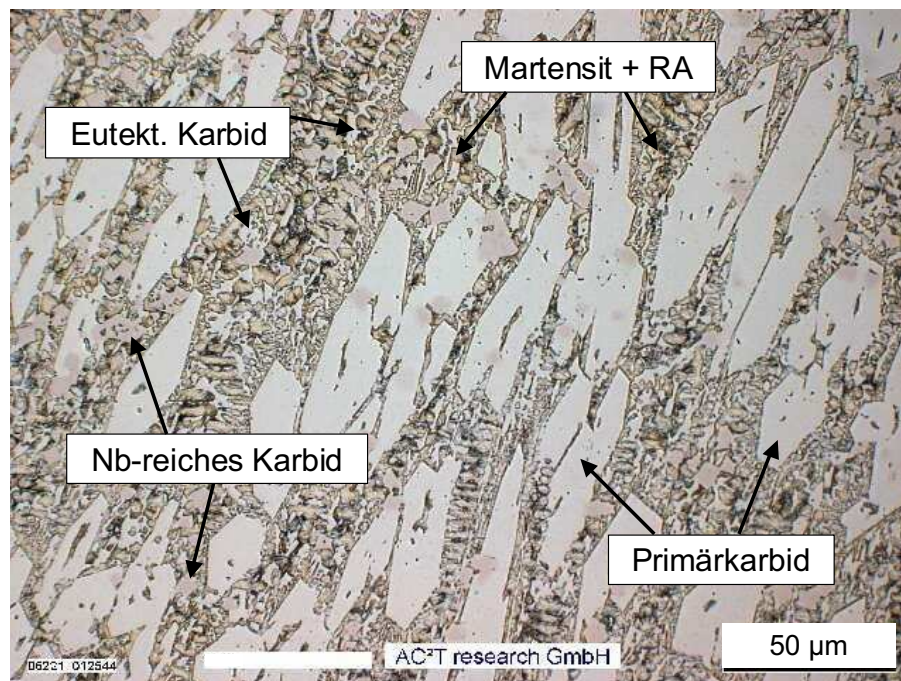


Abb. 52: Fe-Cr-C Legierung, Querschliff 500x, (Ätzung: Fe-III-Chlorid+HCl+H₂O, 5s)

Die eutektische Matrix zeigt eine dendritische Erstarrungsstruktur und besteht aufgrund der raschen Abkühlgeschwindigkeit aus Martensit und Restaustenit in einem Geflecht aus M_7C_3 -Sekundärkarbiden. Als übergeordnete Phase ist noch das Nb-reiche Monokarbid zu erkennen (Abb. 52). Es scheidet sich noch vor den markanten Primärkarbiden aus.

Die Härte ist mit gemessenen 876 ± 51 HV5 (~ 65 HRC) im Bereich der Zielhärte.

4.4 Thermische Alterung

Der Zustand der thermischen Alterung wurde eingeführt, um Veränderungen der Werkstoffe, bedingt durch den Einsatz in Realsystemen, bei der Erosionsprüfung zu simulieren. Die thermische Alterung wurde in einem Kammerofen bei 750°C für 24h in Umgebungsluft durchgeführt, wobei die Abkühlung an ruhender Luft erfolgt. Als Probenmaterial für die thermische Alterung wurden die Ausgangszustände und -formen der drei Werkstoffe herangezogen. Durch die gleichen Dickenabmessungen der unterschiedlichen Proben und der damit gleichen Abkühlbedingungen ist die Vergleichbarkeit der Werkstoffe gegeben. Für die weitere Prüfroutine erhält man eine Matrix mit sechs Werkstoffen, wie Tabelle 8 zeigt:

Tabelle 8: Versuchswerkstoffe

Bez.	Werkstoffklasse	Wärmebehandlung
VW-A	Werkzeugstahl (HSS)	Standard WBH (Härten u. Anlassen)
VW-B	Werkzeugstahl (HSS)	Standard WBH (Härten u. Anlassen) + thermische Alterung (750°C / 24h)
VW-C	Komplex Fe-Cr-C-Nb-Mo-W-B	MIG/MAG Pulsschweißen einlagig
VW-D	Komplex Fe-Cr-C-Nb-Mo-W-B	MIG/MAG Pulsschweißen einlagig + thermische Alterung (750°C / 24h)
VW-E	Übereutekt. Fe-Cr-C-Mo-Nb	MIG/MAG Pulsschweißen einlagig
VW-F	Übereutekt. Fe-Cr-C-Mo-Nb	MIG/MAG Pulsschweißen einlagig + thermische Alterung (750°C / 24h)

4.4.1 Härte

Abb. 53 zeigt den Härtevergleich der untersuchten Werkstoffe aus Tabelle 8 im Ausgangszustand und nach der thermischen Alterung. Durch die Standardwärmebehandlung des Schnellarbeitsstahl mit einer Zielhärte von 64 ± 1 HRC ist eine Härte von 876 ± 6 HV5 (ca. 65 HRC) erreicht worden. Dieser Wert entspricht der empfohlenen Härte im Einsatz [47]. Nach der thermischen Alterung fällt die Härte um 67 % auf 292 ± 4 HV5 ab. Die Streuung der Härtewerte beider Wärmebehandlungszustände ist sehr gering. Grund dafür ist die homogene Struktur des Schnellarbeitsstahls.

Mit 1022 ± 24 HV5 ist die Komplex-Legierung die härteste Legierung im Ausgangszustand. Verantwortlich dafür sind einerseits die Boride, Borkarbide und Karbide, andererseits die harte feinkristalline Matrix. Die Streuung der Härtewerte ist aufgrund der Karbid-Matrixstruktur deutlich vorhanden, jedoch nicht so ausgeprägt wie bei der

übereutektischen Hartauftragung. Nach der thermischen Alterung zeigt sich ein deutlicher Härteabfall von 44 % auf 577 HV5.

Die Fe-Cr-C Legierung besitzt mit 876 ± 51 HV5 die gleiche Härte wie der HSS. Jedoch ist die Streuung der Werte erheblich höher. Zurückzuführen ist das auf den heterogenen Aufbau der Primärkarbide in der Matrix. Die Streuung ist auch bei der Probe nach der thermischen Alterung vorhanden. Die Härte von Versuchswerkstoff F, 773 ± 56 HV5, weist mit 12 % den geringsten Härteabfall, im Vergleich zu den anderen Werkstoffen, auf. Ausschlaggebend dafür ist der hohe Karbidanteil, sowohl der Primärkarbide als auch der feinen Karbide in der Matrix.

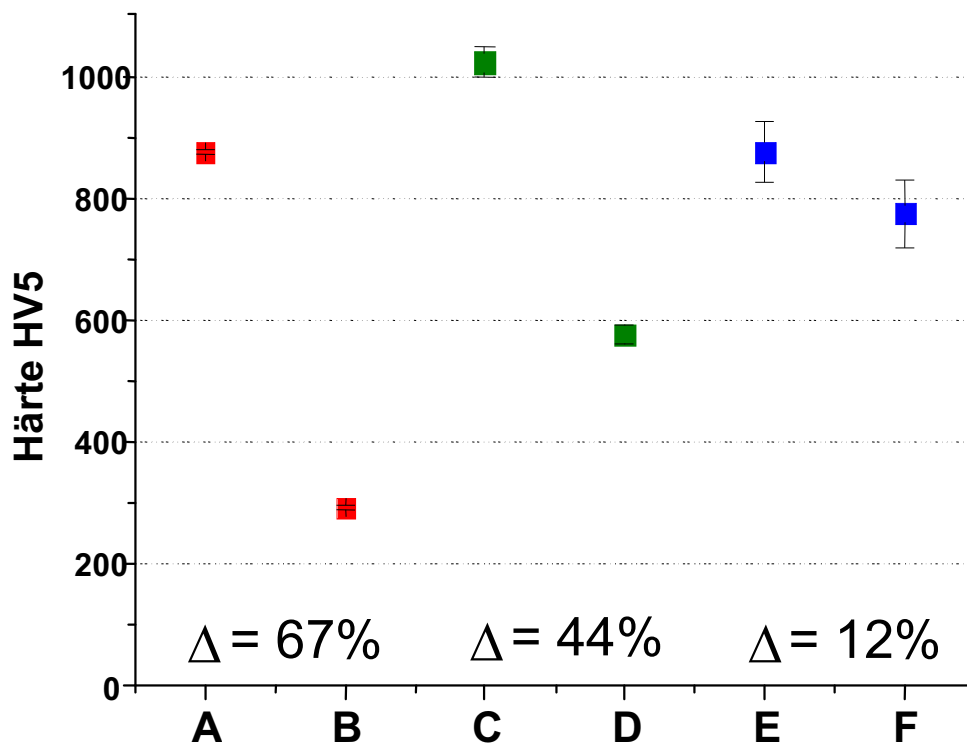


Abb. 53: Zusammenstellung der Härtewerte der unterschiedlichen Versuchswerkstoffe aus Tabelle 8 vor und nach der thermischen Alterung

Wie in Abb. 53 zu sehen ist, hat der Hartphasenanteil einen erheblichen Einfluss auf den Abfall der Makrohärte nach einer thermischen Belastung. Mit steigendem Karbidanteil verringert sich der Härteabfall, da die Karbide und Boride keine Änderung der Härte im Gegensatz zur Metallmatrix erfahren.

4.4.2 Mikrostruktur

Nach der thermischen Alterung bei 750°C ist es nach 24h zu deutlichen Veränderungen in der Mikrostruktur gekommen. Zur Vergleichbarkeit des Ausgangsgefüges mit dem thermisch gealterten Gefüge sind die Proben jeder Werkstoffklasse

mit der gleichen Ätzmethode behandelt worden (siehe Abb. 54, Abb. 55 und Abb. 56).

Versuchswerkstoff B zeigt ein anderes Ätzbild als Werkstoff A (vgl. Abb. 54 und Abb. 49). Das auffälligste Merkmal ist die Auflösung des Martensits, da dieser bei 750°C nicht mehr stabil ist. Die erkennbare Mikrostruktur entspricht einem Weichglühgefüge. Die Matrix ist in einen ferritischen Zustand übergegangen. Dadurch ergibt sich der hohe Härteabfall des HSS, im Gegensatz zu den anderen untersuchten Werkstoffklassen. Die zeilige Karbidstruktur ist noch vorhanden, jedoch nicht mehr so ausgeprägt wie im Ausgangszustand. Die Größe der Primärkarbide ist nahezu unverändert. Durch die hohe Temperatur haben sich die Sekundärkarbide vollständig ausgeschieden.

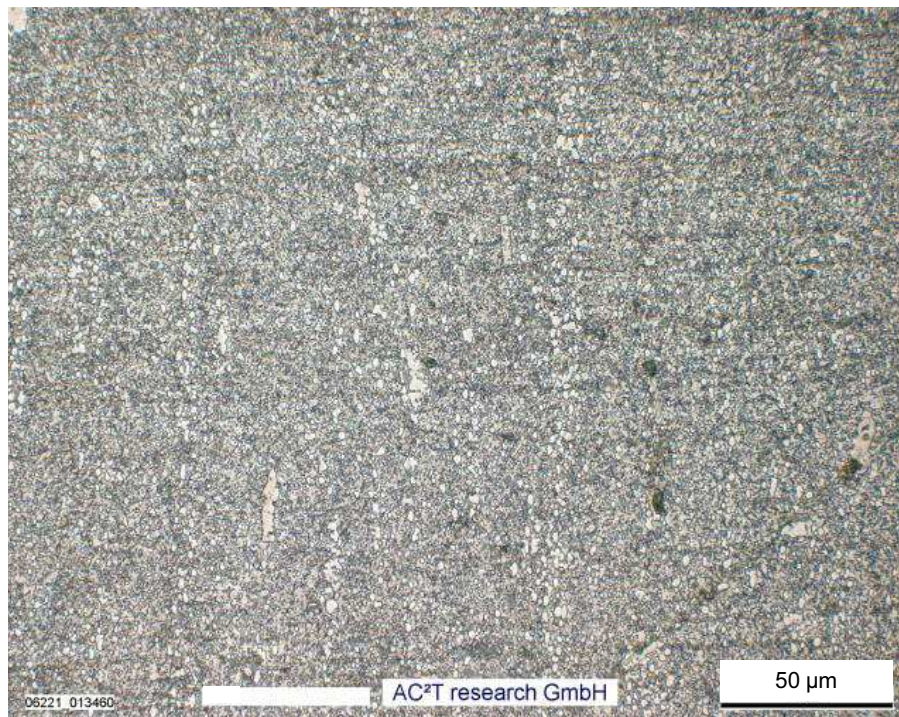


Abb. 54: Versuchswerkstoff B, Längsschliff, 500x (Ätzung: 2%-Nital, 35s)

In Abb. 55 ist das Ätzbild der thermisch gealterten Komplex-Legierung zu sehen. Im Gegensatz zum Ausgangszustand (Abb. 50) erkennt man ausgefranste Phasenränder der primären Karbide, Boride und Borkarbide. Das lässt auf eine einsetzende Karbid- bzw. Boridauflösung aufgrund der Glüh Temperatur schließen. Außerdem sind bei hoher Auflösung im Lichtmikroskop Ausscheidungen in der Matrix zu erkennen. Dabei muss es sich um vergrößerte Sekundärausscheidungen handeln. Durch die hohe Temperatur hat die Fe-Matrix die Möglichkeit, die in Zwangslösung vorliegenden Legierungselemente auszuscheiden. Es kommt dadurch zu einem

Härteabfall in der Matrix. Einen Weiteren Beitrag zum Härteabfall leistet die Vergrößerung der feinkristallinen Struktur der Matrix (siehe Kap. 2.2.1).

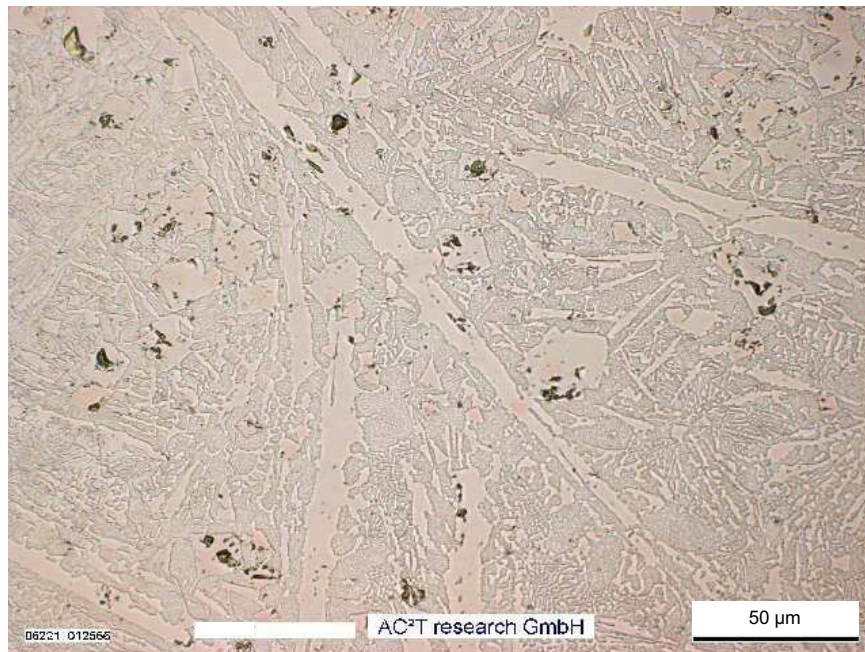


Abb. 55: Versuchswerkstoff D, 500x (Ätzung: Murakami, 20s)

Die auffälligste Gefügeänderung findet man in der Mikrostruktur von Versuchswerkstoff F (Abb. 56). Die vormals dendritische Matrixstruktur des Martensits und des Restaustenits hat sich vollkommen aufgelöst.

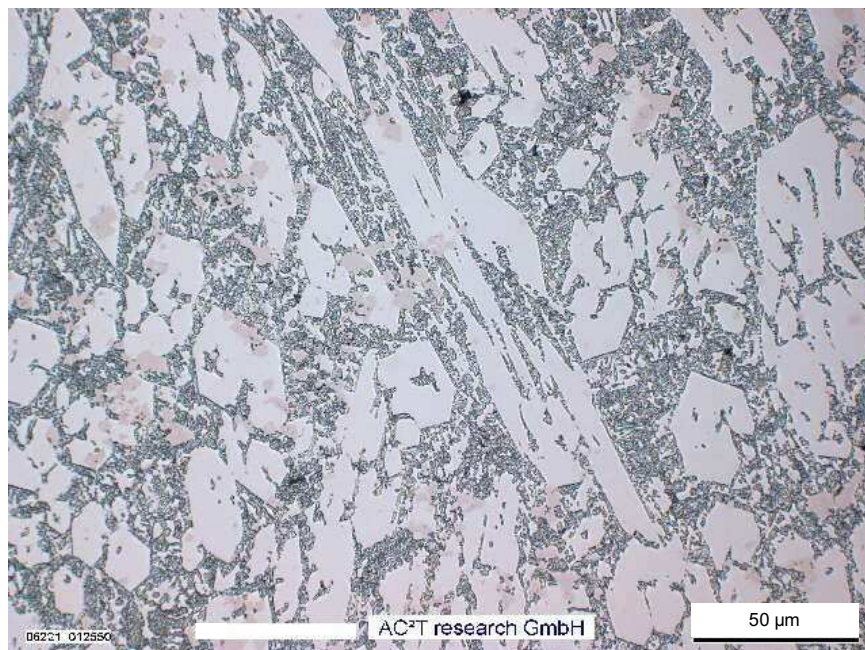


Abb. 56: Versuchswerkstoff F, 500x (Ätzung: Fe-III-Chlorid+HCl+H₂O, 5s)

Durch die Wärmebehandlung ist es zur Einstellung eines Gleichgewichtszustandes gekommen. Die Dendritenstruktur des Martensits und des Restaustenits ist zu einem gleichmäßigen Netzwerk aus Sekundärkarbid und Ferrit zerfallen. Die Primärkarbide und die niobreichen Monokarbide sind von diesem Vorgang nicht betroffen und bleiben stabil. Trotz der massiven Strukturänderung der Matrix ist der Härteabfall der übereutektischen Legierung am Geringsten. Der hohe Primärkarbidanteil stützt den Härteverlust der ferritischen Matrix.

Im Vergleich der unterschiedlichen Werkstoffe wird ein geringer Härteabfall nach einer intensiven Glühbehandlung durch einen hohen Primärkarbidanteil begünstigt. Werkstoff F zeigt, dass eine netzwerkartige Karbidstruktur in der Matrix zusätzlich stützend wirkt. Mit geringer ausgeprägten Karbidstrukturen erhöht sich auch der Härteabfall, wie bei Werkstoff D zu beobachten ist. Bei einem gänzlichen Fehlen von netzwerkartigen Karbidstrukturen, wie bei Werkstoff B, kommt es durch den hohen Matrixanteil zu einem massiven Abfall der Makrohärte. Die mikrostrukturellen Veränderungen der Matrix, die sich teilweise sehr deutlich darstellen, verlieren für die Härte bei höherem Karbidanteil an Bedeutung.

4.5 Oxidationstest – Zunderverhalten

Die drei untersuchten Werkstoffklassen zeigen bei den durchgeführten Oxidationstests unterschiedliche Mechanismen bei der Verzunderung.

Die Auswertung von VW-A mittels Massenzunahme über der Zeit zeigt Abb. 57. Daraus wird ersichtlich, dass eine signifikante Massenänderung erst ab einer Temperatur von über 650°C stattfindet. Die größte Massenzunahme liegt erwartungsgemäß bei 850°C und erreicht nach 48 h einen Wert von $318,6 \pm 25,6 \text{ g/m}^2$. Bei den Temperaturen von 500°C und 650°C liegen die Massenzunahmen im Rahmen der Messgenauigkeit. Der makrovisuelle Befund bestätigt die Messung, da bei den beiden niedrigeren Temperaturen auf den Proben nur eine Anlassfarbe zu beobachten ist. Die Bildung einer Zunderschicht ist erst bei einer Temperatur von 750°C zu sehen. Bemerkenswert ist dabei, dass die Verzunderung bei den Proben erst nach 24 h Stunden Glühbehandlung sichtbar ist. Das bedeutet, dass die Wachstumsphase der dickeren oxidischen Deckschicht nach einer „Inkubationszeit“ zwischen 2 und 24 h beginnt (siehe Kapitel 2.3.2).

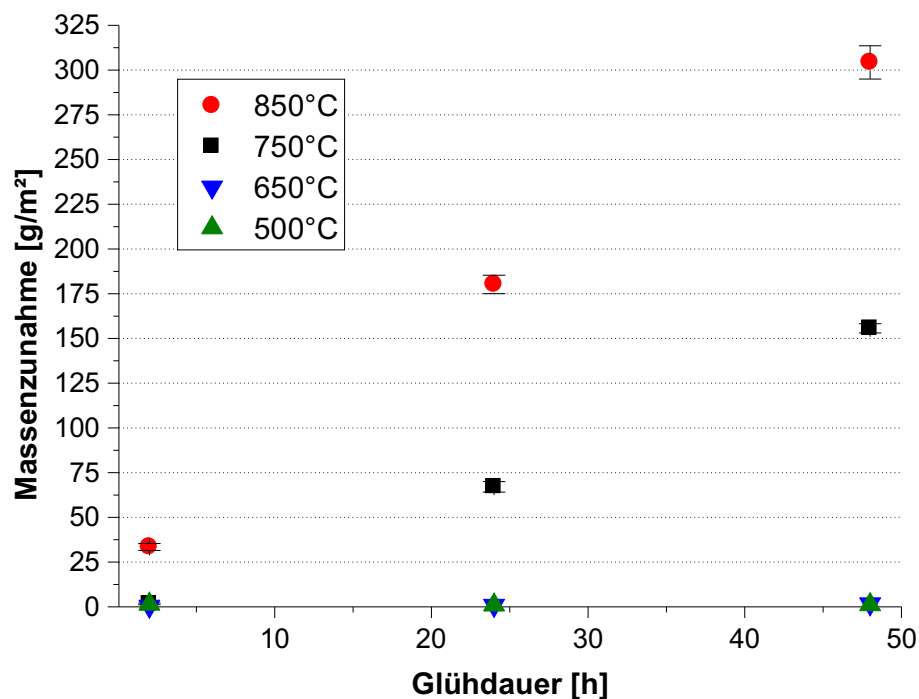


Abb. 57: Massenzunahme von VW-A in Abhängigkeit der Glühdauer

Die Zunderschicht ist bei VW-A bei allen Temperaturen im Ofen haftend. Abplatzungen der Zunderschicht, wie sie in Abb. 58 zu sehen sind, entstehen erst beim Abkühlen an der ruhenden Umgebungsatmosphäre und sind auf die inneren Spannungen zwischen Metall und Metalloxidschicht zurückzuführen. An den Proben sind bei 850°C Prüftemperatur und 48 h Glühzeit aufgeplatzte Ecken zu erkennen,

die bereits während des Glühprozesses entstehen. An diesen Stellen kommt es zur Durchbruchoxidation (siehe Kapitel 2.3.3), die sich in Abb. 57 durch eine erhöhte Standardabweichung feststellen lässt.

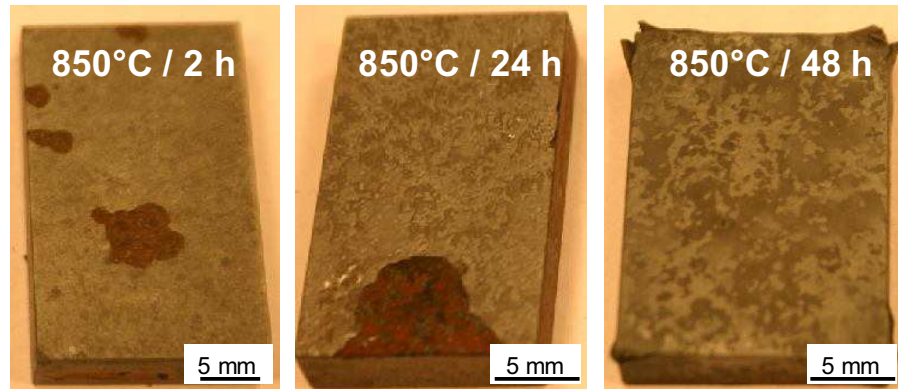


Abb. 58: Makroaufnahme der Oxidationsproben VW-A bei 850°C

Durch Ausmessen der Oxidschichtdicke im Lichtmikroskop (LIMI) kann das Wachstumsverhalten auch wie in Abb. 59 dargestellt werden. Die Massenänderung ist der Schichtdicke proportional und kann daher bei nicht haftenden Zunderschichten näherungsweise zur Dickenbestimmung herangezogen werden.

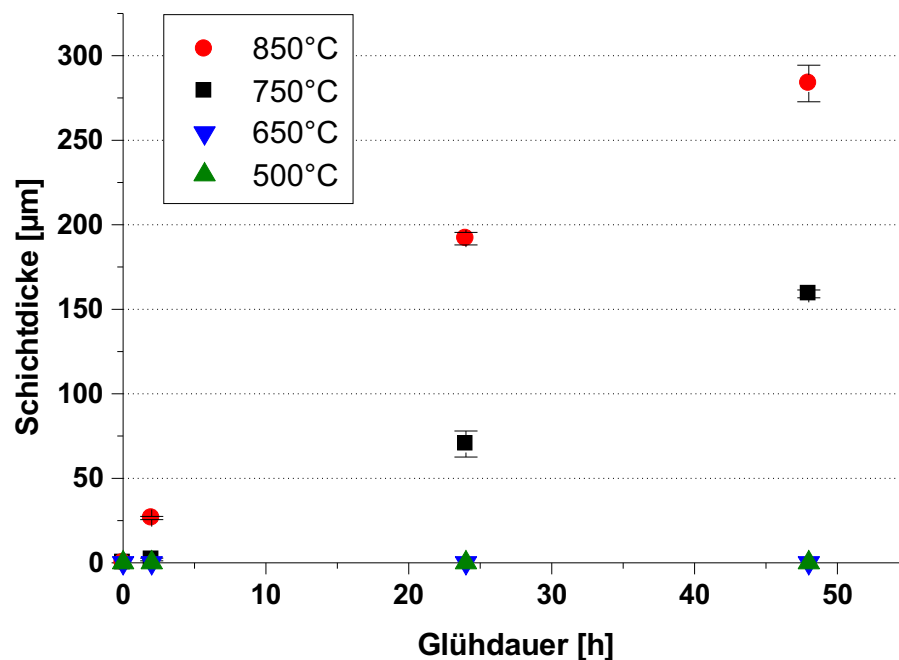


Abb. 59: Schichtdicke von VW-A in Abhängigkeit der Glühdauer

Der Aufbau der Oxidschicht von VW-A lässt sich anhand einer Probe nach 48 h Glühdauer und 750°C Prüftemperatur im Rasterelektronenmikroskop (REM) gut darstellen (Abb. 60). Die ursprüngliche Probenoberfläche ist durch eine scharfe

Abgrenzung in der Oxidschicht erkennbar. Verantwortlich dafür sind die Primärkarbide des Schnellarbeitsstahls, die als Marker dienen und bei den Diffusionsprozessen der Oxidation keine Rolle spielen. Somit kann eindeutig die Innere und die Äußere Oxidation voneinander unterschieden werden (siehe Abb. 13).

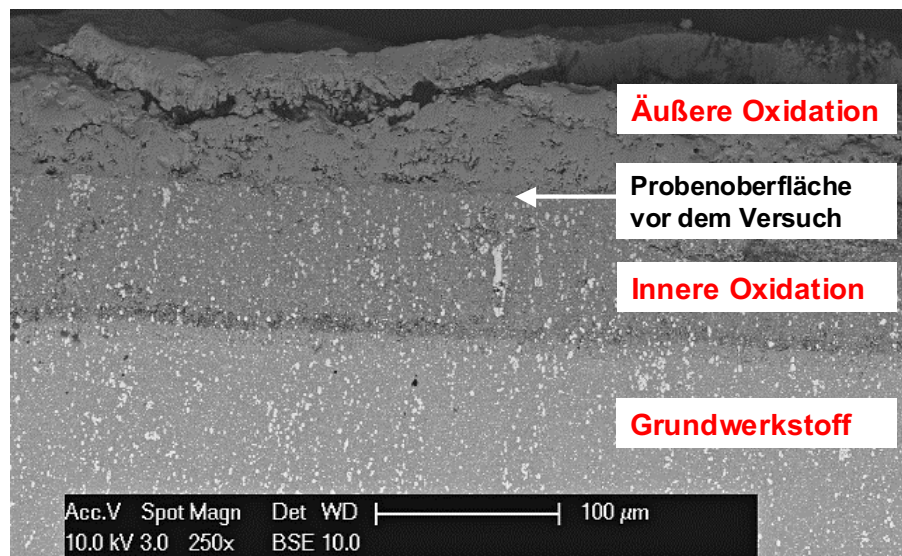


Abb. 60: REM Aufnahme der Oxidschicht von VW-A im Querschliff (750°C, 48h)

Da die Tiefe der beiden Teilbereiche in etwa gleich groß ist, besitzen der Transport der Fe-Ionen an die Oxidoberfläche und der O-Ionen an die metallische Reaktionsfront eine ähnliche Diffusionsgeschwindigkeit. Die chemische Zusammensetzung der Oxidschicht lässt sich mit einer EDX-Analyse, aufgrund des Sauerstoffgehaltes, nicht eindeutig quantifizieren.

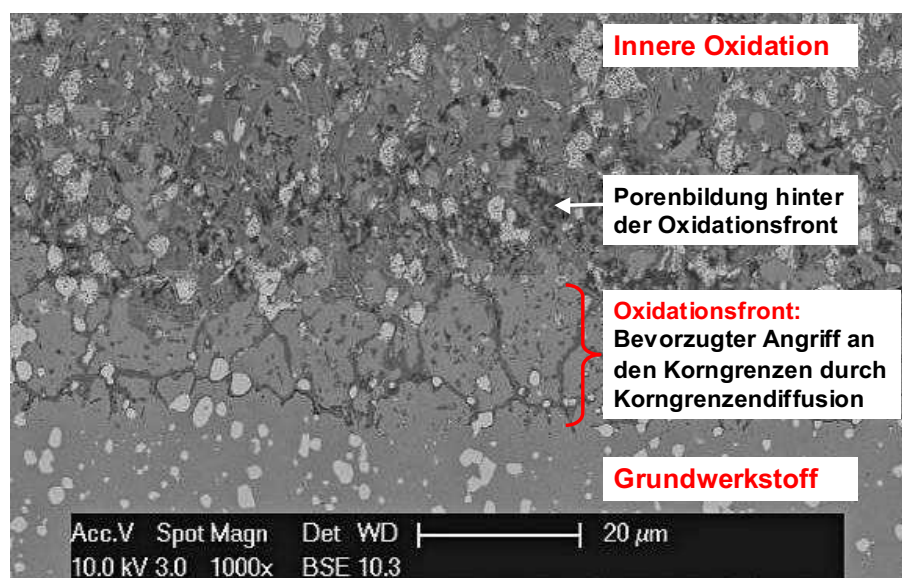


Abb. 61: REM Detail-Aufnahme der Oxidschicht von VW-A im Querschliff (750°C, 48h)

In Abb. 61 ist die Oxidationsfront des Metall/Oxid Überganges zu sehen. Die Oxidbildung geht von den Korngrenzen aus, da der Ionentransport in der gestörten Gitterstruktur dort leichter erfolgen kann als im Korninneren. Erst im weiteren Verlauf findet die vollständige Umwandlung der Eisenmatrix in das Oxid statt. Des Weiteren bildet sich hinter der Oxidationsfront ein Bereich, der mit Poren durchsetzt ist. Dazu kommt es, da Fe-Ionen durch die Oxidschicht an die Grenzfläche Oxid/Gas wandern und Leerstellen hinterlassen, aus denen sich in weiterer Folge Poren bilden.

Bei VW-C ist eine andere Form der Oxidation zu beobachten. Wie in Abb. 62 zu sehen ist, beträgt die maximale Massenzunahme nach 48 h Glühdauer und 850°C Glüh Temperatur nur $4,5 \pm 2,6 \text{ g/m}^2$. Dieser Wert liegt ca. zwei Potenzen unter dem Wert für VW-A. Das optische Erscheinungsbild der Proben bestätigt diesen geringen Wert, da keine Zunderschicht zu beobachten ist, sondern nur eine Anlassfärbung, die sich über 500°C bildet. Des Weiteren ist zu beobachten, dass die Massenzunahme bei 650°C höher ist als bei 750°C. Dieser Effekt kann auf Messungenauigkeiten bei der Gewichtsmessung und bei der Flächenmessung zurückgeführt werden.

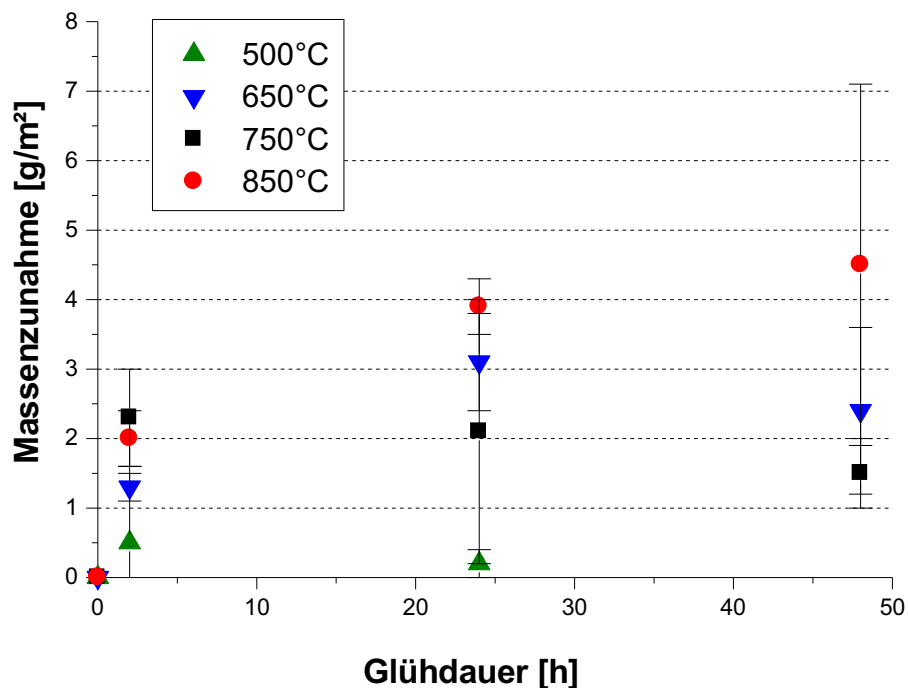


Abb. 62: Massenzunahme von VW-C in Abhängigkeit der Glühdauer

Die geringe Massenzunahme ist auf eine Passivschichtbildung zurückzuführen. Das heißt, dass in der Eisenmatrix genug Chrom gelöst ist um eine Passivschicht aufzubauen. In Abb. 63 ist die Schicht im Querschliff zu sehen. Die Schichtdicke beträgt ca. 2 µm und besteht aus Chromoxid in der die verschiedenen Hartphasen eingelagert sind. Diese Passivschicht schützt vor einer weiteren Oxidation auch bei erhöhten Temperaturen und besitzt eine bessere Haftung als eine Fe-Oxidschicht.

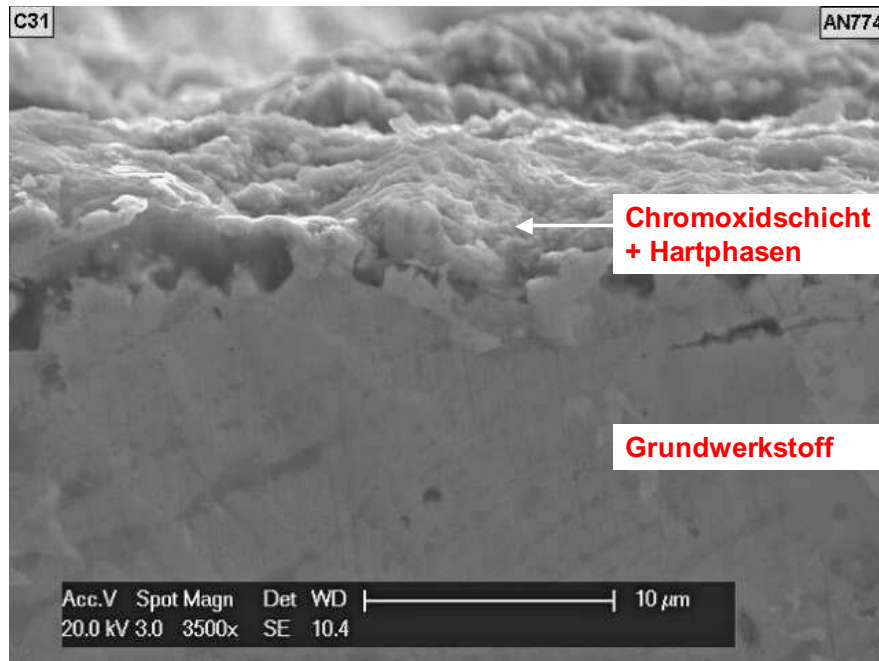


Abb. 63: REM Aufnahme der Oxidschicht von VW-C im Querschliff (850°C, 48h)

Die geringste Beständigkeit gegenüber Oxidation zeigt VW-E. Eine Zunderbildung mit einer Massenzunahme von 10,7 g/m² ist bereits nach 24 h und 650°C Glüh Temperatur erkennbar. Mit steigender Temperatur beschleunigt sich auch die Oxidationskinetik dramatisch. Das hat zur Folge, dass bei 850°C und 24 h die Proben vollständig durchoxidiert sind (Abb. 64). Dabei ist die ursprüngliche tetragonale Form der Proben nicht mehr erhalten.

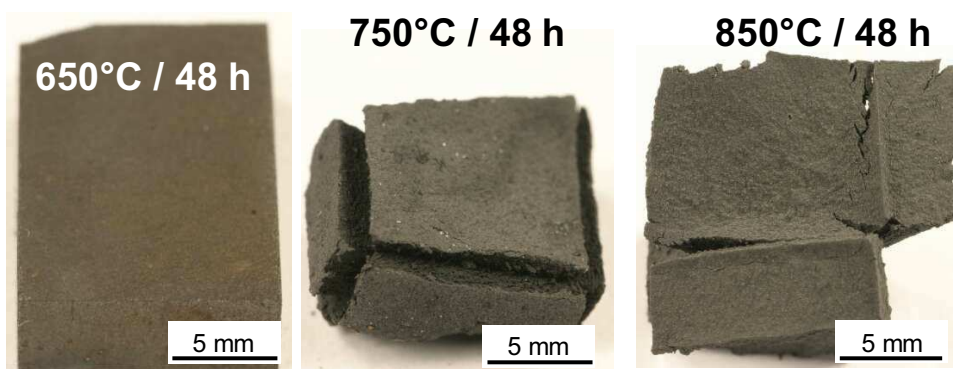


Abb. 64: Makroaufnahmen der Oxidationsproben von VW-E nach 48 h Glühdauer

Durch die schnelle Oxidation kommt es zur Verringerung der zur Verfügung stehenden Phasengrenzfläche Metall/Oxid. Das hat zur Folge, dass nach dem kompletten Verbrauch des Metalls nur noch eine Umwandlung des Oxids in den verschiedenen Oxid-Modifikationen möglich ist. Dadurch sind diese Werte in Abb. 65 nicht durch ein bestimmtes Wachstumsgesetz zu beschreiben.

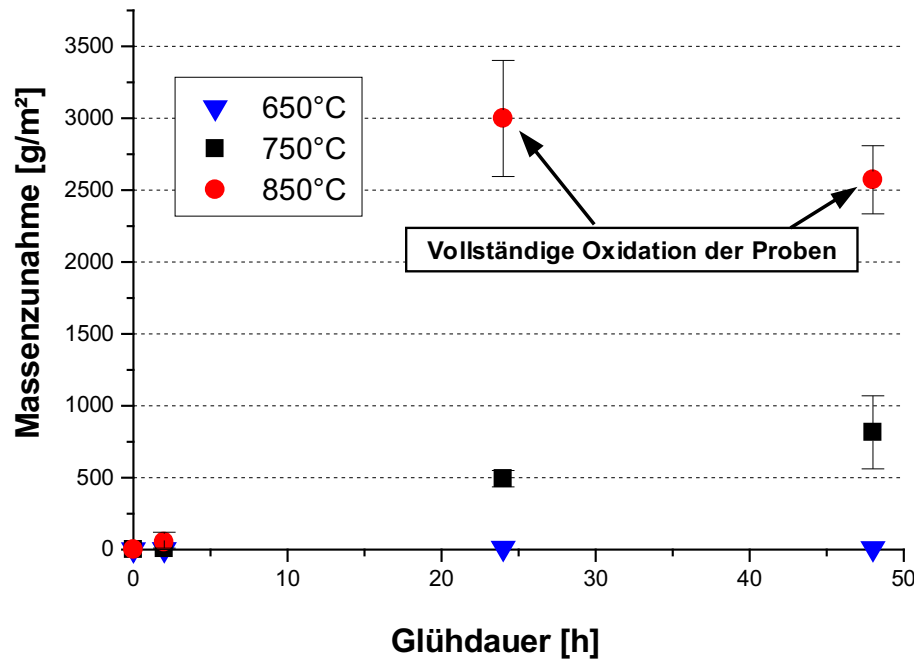


Abb. 65: Massenzunahme von VW-E in Abhängigkeit der Glühdauer

Die Zunderschicht neigt durch die Hartphasenstruktur während der Glühprozedur nicht zum Abplatzen, ist jedoch sehr spröde und lässt sich durch eine äußere Belastung leicht zerstören.

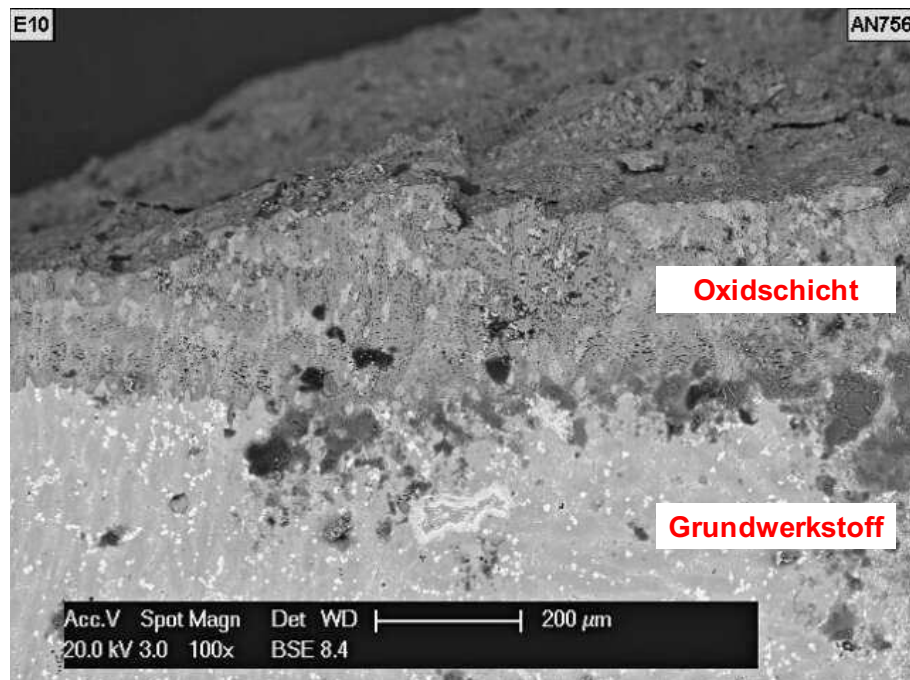


Abb. 66: REM Aufnahme der Oxidschicht von VW-E im Querschliff (750°C, 48h)

In Abb. 66 ist dieses Verhalten anhand einer Probe von VW-E (750°C, 48 h) im Querschliff zu sehen. Die Oberfläche der Probe entspricht der durch die Präparation geschädigten und teilweise abgeplatzten Oxidschicht. Die Haftung an der Grenzfläche Metall/Oxid ist daher stärker als im Oxid selbst.

4.6 Hochtemperatur Erosionstest

4.6.1 Einfluss der Oxidation bei erhöhten Temperaturen

Im Gegensatz zu Verschleißuntersuchungen bei Raumtemperatur muss bei Hochtemperatur-Verschleißuntersuchungen in sauerstoffhaltiger Atmosphäre die Oxidation berücksichtigt werden. Dadurch ergibt sich ab einer kritischen Temperatur eine Änderung des gemessenen Abtrages, wie in Abb. 67 am Beispiel von VW-C zeigt.

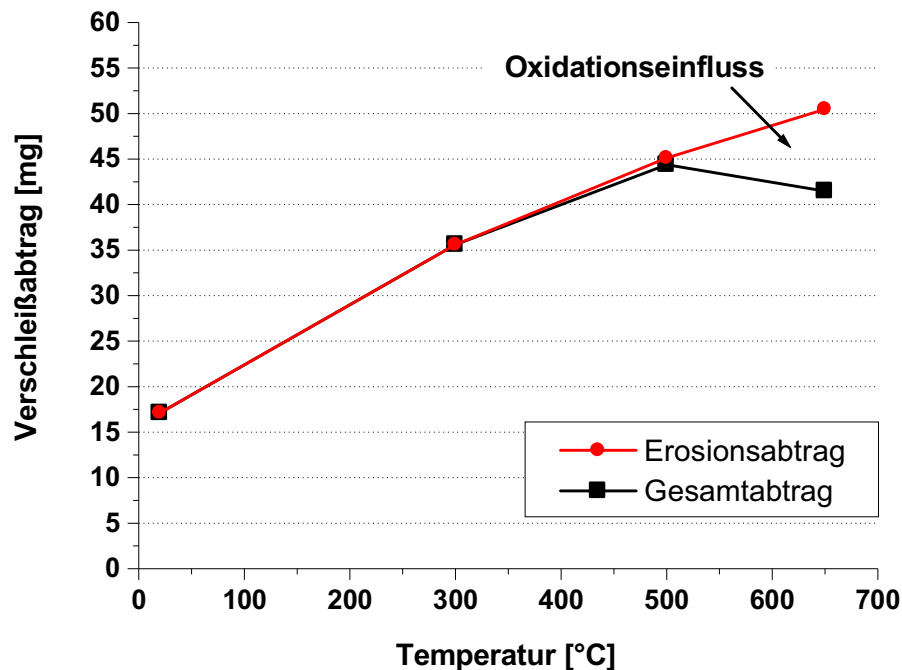


Abb. 67: Einfluss der Oxidation auf den Verschleißabtrag in Abhängigkeit der Temperatur am Beispiel von VW-C (30° Aufprallwinkel)

Der gemessene Gesamtmassenabtrag der Probe ist geringer als der rein erosive Abtrag, da der Anteil der Oxidation (bei Massenzunahme) abzuziehen ist. Ohne Berücksichtigung der Oxidation kann die Änderung des Verschleißabtrages und die somit errechnete Verschleißrate bei hohen Temperaturen zu einer scheinbaren Verbesserung der Verschleißigenschaften führen, wie in Abb. 67 zu sehen ist. Die Massenänderung der Probe ist neben dem Verschleißanteil auch von der Oxidationsrate des Werkstoffes und der Größe der Oberfläche abhängig. Da die Verschleißfläche relativ gering gegenüber der Gesamtoberfläche der Probe ist, kann der Oxidationseinfluss in der Verschleißspur vernachlässigt werden.

Für die folgenden Untersuchungen ist der Oxidationseinfluss auf die Massenänderung der Probe (Versuchswerkstoff und Substrat) in der Auswertung bereits berücksichtigt. Um den quantitativen Anteil an den einzelnen Proben zu ermitteln,

werden „Blindversuche“ durchgeführt. Bei den Blindversuchen wird die gleiche Testprozedur wie bei den normalen Erosionstests angewendet, jedoch ohne Abrasiv. Die ermittelte Massenänderung durch die Oxidation des Versuchswerkstoffes bzw. des Substrates wird zur Massenänderung im Erosionstest miteinberechnet.

4.6.2 Erosionstest der Versuchswerkstoffe im Ausgangszustand

Die vorwiegend schleifende Beanspruchung wird durch den Abrasiv-Aufprallwinkel von 30° erreicht. Abb. 68 zeigt die volumetrische Verschleißrate der Versuchswerkstoffe A, C und E bei 30° Aufprallwinkel.

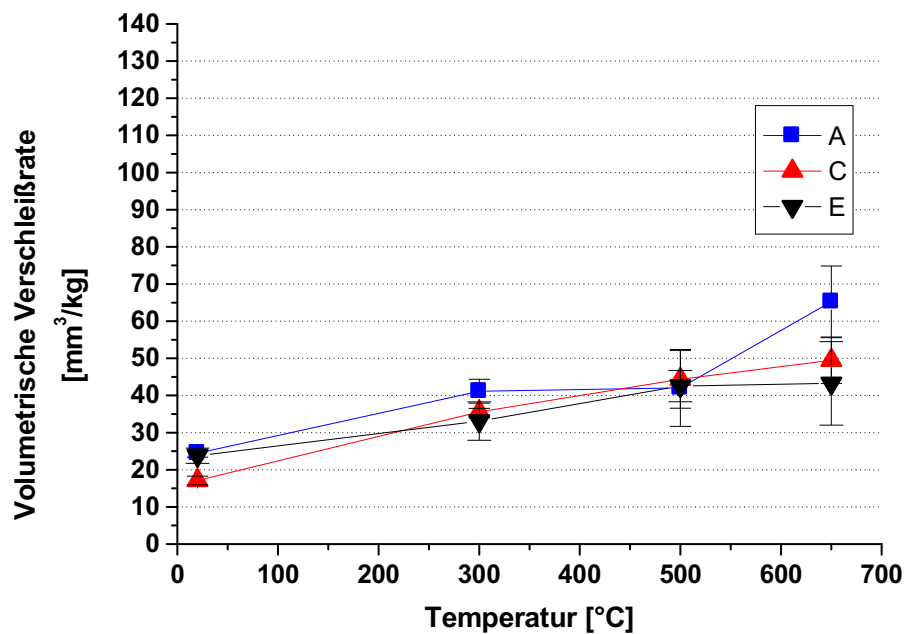


Abb. 68: Volumetrische Verschleißrate in Abhängigkeit der Temperatur der Versuchswerkstoffe A, C und E bei 30° Aufprallwinkel

Bei Raumtemperatur besitzt VW-C mit $17,1 \pm 1,2 \text{ mm}^3/\text{kg}$ die geringste Verschleißrate, VW-A und VW-E liegen ca. 40 % darüber. Daraus wird ersichtlich, dass bei schleifender Beanspruchung die Härte ein maßgebender Faktor für einen geringen Verschleiß ist. Mit steigender Temperatur nimmt erwartungsgemäß die Verschleißrate aller drei Versuchswerkstoffe zu, bei 650°C zeigen sich allerdings Unterschiede. VW-E behauptet sich mit der geringsten Verschleißrate von $43,3 \pm 11,2 \text{ mm}^3/\text{kg}$. Verantwortlich dafür ist der hohe Karbidanteil, bestehend aus Primär- und Sekundärkarbiden. VW-A besitzt mit $65,2 \pm 9,6 \text{ mm}^3/\text{kg}$ bei 650°C die höchste Verschleißrate, bedingt durch den geringen Karbidanteil und den Härteverlust bei dieser Temperatur. Die Temperaturführung für diese Werkstoffklasse entspricht einem sehr hohen Anlassvorgang und dem damit beginnenden Martensitzerfall [26].

Bei 90° Aufprallwinkel ergibt sich durch den schlagenden und ermüdenden Oberflächenangriff ein gänzlich verändertes Bild der Verschleißraten bei erhöhten Temperaturen (Abb. 69).

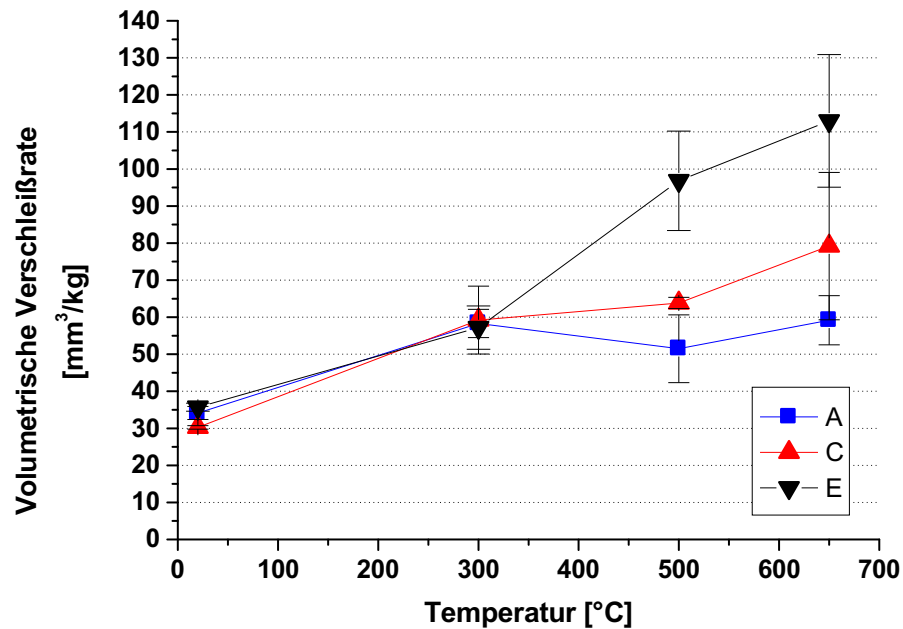


Abb. 69: Volumetrische Verschleißrate in Abhängigkeit der Temperatur der Versuchswerkstoffe A, C und E bei 90° Aufprallwinkel

Bei niedrigen Temperaturen sind die Verschleißraten der drei Versuchswerkstoffe noch auf einem gleichen Niveau, was sich jedoch ab 500°C ändert. Auffällig ist das schlechte Abschneiden von VW-E mit einer fast doppelt so hohen Verschleißrate wie VW-A bei 650°C. Mit einer geringen Erweichung der Matrix und dem etwas geringeren Hartphasenanteil gegenüber VW-E verliert VW-C mit $79,2 \pm 19,9 \text{ mm}^3/\text{kg}$ relativ wenig an Verschleißbeständigkeit.

Den Einfluss des Aufprallwinkels auf den relativen Verschleißwiderstand (siehe Kapitel 3.2.5) zeigt Abb. 70 und lässt auf ein verändertes Werkstoffverhalten, besonders bei erhöhter Temperatur, schließen. Die Versuchswerkstoffe sind dann, im Gegensatz bei Raumtemperatur, für den jeweiligen Angriff unterschiedlichst gut geeignet. Als dominanter Faktor erweist sich dabei der Hartphasenanteil der einzelnen Versuchswerkstoffe. Der relative Verschleißwiderstand steigt mit geringerem Hartphasenanteil bei 90° Aufprallwinkel und mit höherem Hartphasenanteil bei 30° Aufprallwinkel. VW-A zeigt durch ein duktileres Verhalten gute Verschleiß Eigenschaften bei 90°. Bei 30° Aufprallwinkel ist VW-E durch den hohen Hartphasenanteil am stabilsten. Als „Allround“-Werkstoff zeichnet sich VW-C aus, der besonders bei gleichzeitigem Auftreten von schleifender und schlagender Erosivbeanspruchung einen hohen relativen Verschleißwiderstand aufweist.

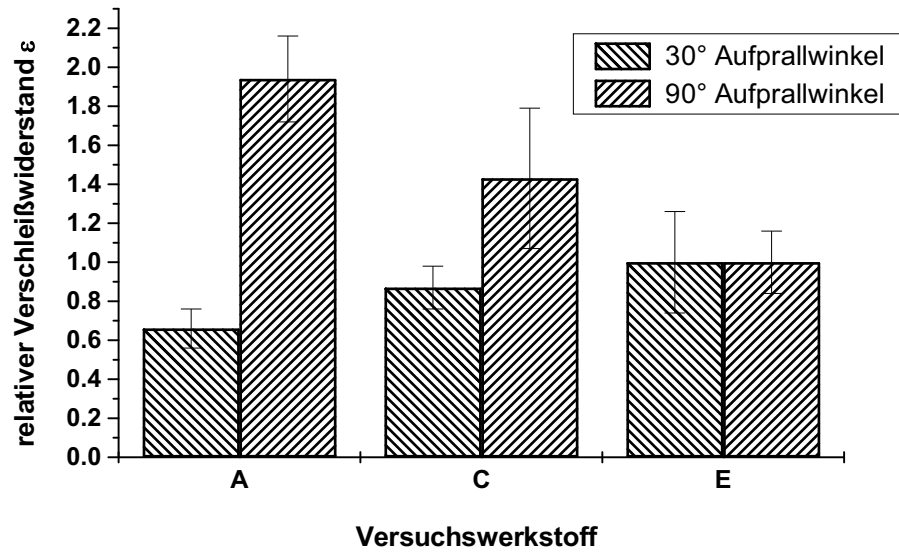


Abb. 70: Relativer Verschleißwiderstand ϵ der Versuchswerkstoffe im Ausgangszustand bei 650°C

4.6.3 Einfluss der thermischen Alterung

Das veränderte Verschleißverhalten von VW-A nach der thermischen Alterung (VW-B) zeigt Abb. 71.

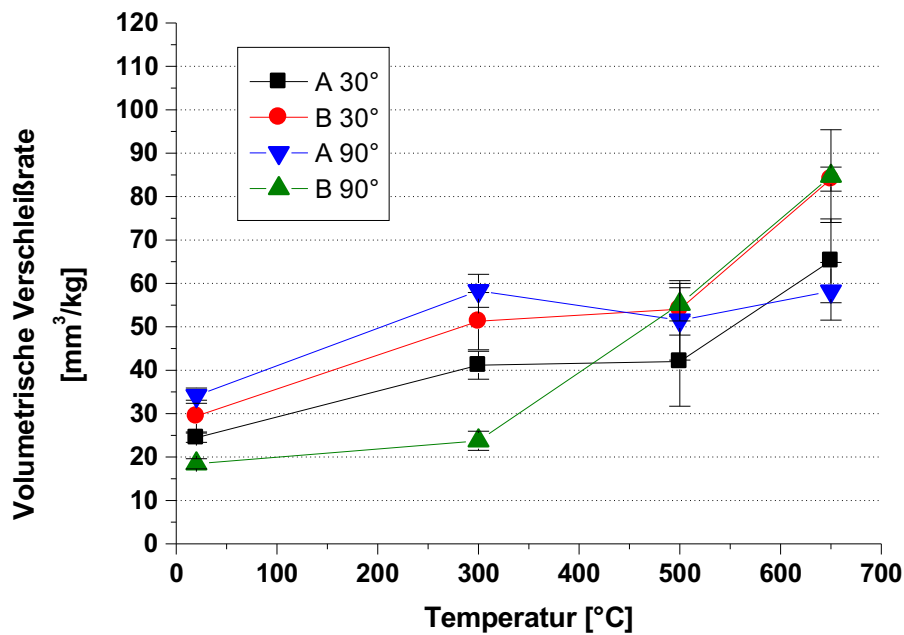


Abb. 71: Volumetrische Verschleißrate in Abhängigkeit der Temperatur der Versuchswerkstoffe A und B bei 30° und 90° Aufprallwinkel

Bei 30° Aufprallwinkel ist der Verlauf der Verschleißrate von VW-B ähnlich dem von VW-A, jedoch um 20 bis 30 % höher. Der fehlende hohe Hartphasenanteil ist verantwortlich, dass eine Abtragung in Form von Mikropflügen und -spanen statt-

findet, unabhängig von der Einsatztemperatur. Ein veränderter Aufprallwinkel von 90° und damit ein veränderter Verschleißmechanismus bringt ein anderes Verschleißbild mit sich. Dabei fällt die gute Verschleißbeständigkeit von VW-B gegenüber dem Ausgangszustand (VW-A) bei niedrigen Temperaturen auf. Durch den quasi weichgeglühten Zustand ist die Aufnahmefähigkeit der Schlagenergie durch die duktile Matrix besonders hoch. Bei Temperaturen über 500°C verschwindet dieser Vorteil. Dabei wird der Werkstoff zu weich und es kommt zu einem verstärkten Abtrag. Der Vergleich der beiden Versuchswerkstoffe bei 650°C zeigt, dass eine thermische Schädigung des Werkstoffes (kein Martensit mehr vorhanden) zu einer Verschlechterung der Verschleißeigenschaften, sowohl bei schleifender als auch bei schlagender Erosivbeanspruchung, führt.

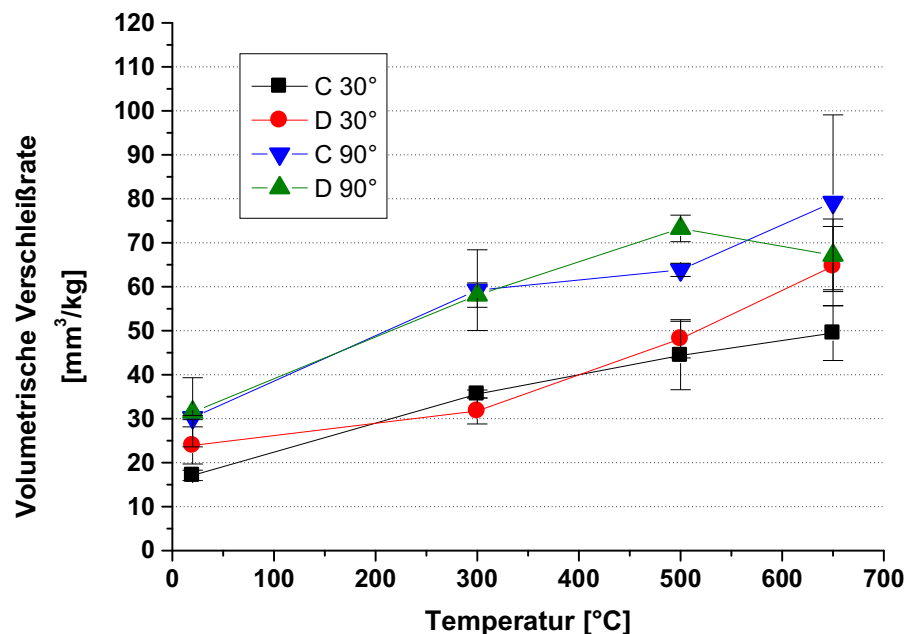


Abb. 72: Volumetrische Verschleißrate in Abhängigkeit der Temperatur der Versuchswerkstoffe C und D bei 30° und 90° Aufprallwinkel

Abb. 72 zeigt den Vergleich zwischen VW-C und VW-D. Dabei wird deutlich, dass die thermische Alterung unterhalb einer Prüftemperatur von 650°C keinen signifikanten Unterschied macht. Erst bei 650°C ist die Verschleißbeständigkeit des Ausgangszustand besser als der thermisch gealterte, das gilt für 30° aber nicht für einen Aufprallwinkel von 90°. Bei VW-D verringert sich die Verschleißrate bei einem Aufprallwinkel von 90° zwischen 500°C und 650°C. Verantwortlich dafür sind Risse in der Verschleißspur, die zu einer erhöhten Standardabweichung führen. Dieser Effekt ist bei 90° Aufprallwinkel stärker ausgeprägt als bei 30°, da die Erosivpartikel in den Riss eindringen und so zu vermehrtem Verschleiß führen.

Im Vergleich aller thermisch gealterten Versuchswerkstoffe ist VW-D bei schleifender Beanspruchung mit $67,2 \pm 8,2 \text{ mm}^3/\text{kg}$ der resistanteste Werkstoff bei 650°C . Dabei bleibt die Duktilität und die Stützwirkung der Matrix erhalten, welches eine positive Auswirkung auf die Verschleißbeständigkeit hat. Die Verschleißoberfläche zeigt ein duktileres Verformungsverhalten der Matrix und die Hartphasen bleiben trotz der Brüche in der Matrix eingebettet (Abb. 73). Ähnliches gilt auch bei 90° Aufprallwinkel, wobei die Matrix die Schlagenergie aufnimmt, trotz des hohen Hartphasenanteils. Das deutet auf eine gute Einbindung der Hartphasen in der Fe-Matrix hin. Die Werkstoffklasse von VW-C und VW-D zeigt sowohl bei 30° und 90° Aufprallwinkel als auch bei allen getesteten Temperaturen ein gutes Verschleißverhalten und bestätigt seine „Allround“-Einsatzfähigkeit.

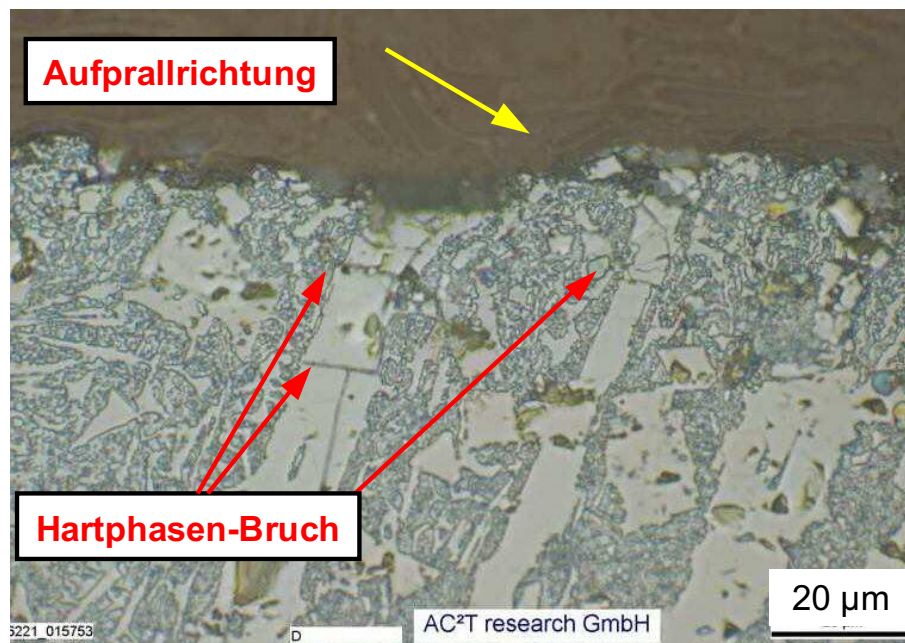


Abb. 73: LIMi Aufnahme der Verschleißfläche von VW-D im Querschliff bei 650°C Prüftemperatur und 30° Aufprallwinkel

Die Verschleißraten von VW-E und VW-F besitzen eine hohe Abhängigkeit von der Art der Belastung. In Abb. 74 ist das sehr gute Verhalten von VW-E bei schleifenden Aufprallwinkel zu sehen. Die Verschleißrate steigt im gesamten untersuchten Temperaturbereich von $23,8 \pm 2,0 \text{ mm}^3/\text{kg}$ auf $43,3 \pm 11,2 \text{ mm}^3/\text{kg}$ und ist dabei der beste gemessene Wert für einen Versuchswerkstoff im Ausgangszustand bei 650°C . VW-F zeigt bei einem Aufprallwinkel von 90° eine Unstetigkeit bei 300°C Prüftemperatur. Die erhöhte Verschleißrate entsteht in diesem Fall aufgrund der Risse in der Verschleißspur der Erosionsproben. Durch die thermische Alterung kommt es zur Bildung einer Oxidschicht im Riss, die bei 90° Aufprallwinkel im Erosionstest leichter „ausgewaschen“ wird.

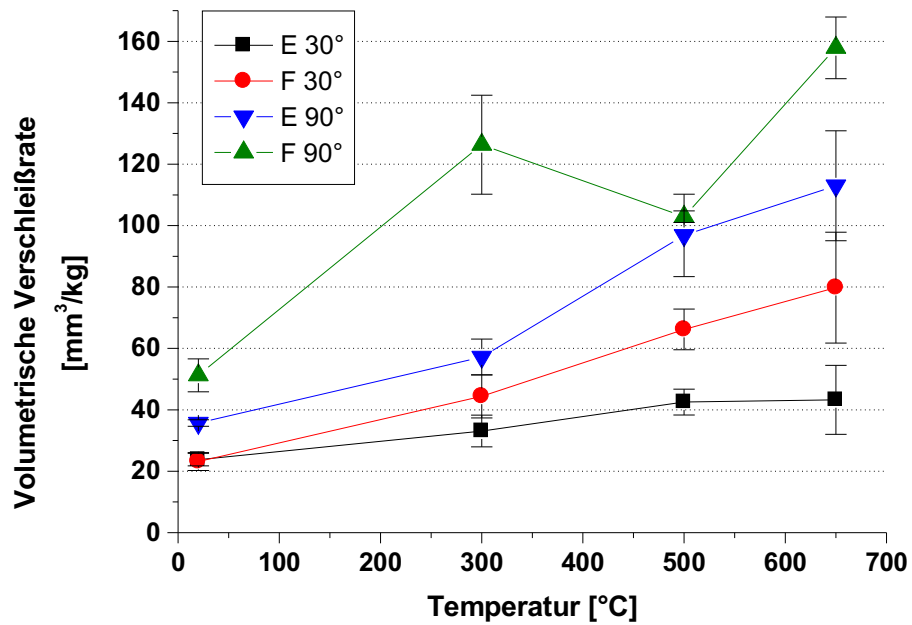


Abb. 74: Volumetrische Verschleißrate in Abhängigkeit der Temperatur der Versuchswerkstoffe E und F bei 30° und 90° Aufprallwinkel

VW-F verliert bei steigender Temperatur kontinuierlich auf VW-E und erreicht bei 650°C eine um einen Faktor ~2 erhöhte Verschleißrate. Dabei ist die Stützwirkung der umgewandelten Matrix auf die Primärkarbidstruktur nicht mehr genügend vorhanden, was zu signifikanten Hartphasen-Brüchen führt, wie in Abb. 75 zu sehen ist (vergleiche Kapitel 2.4.2).

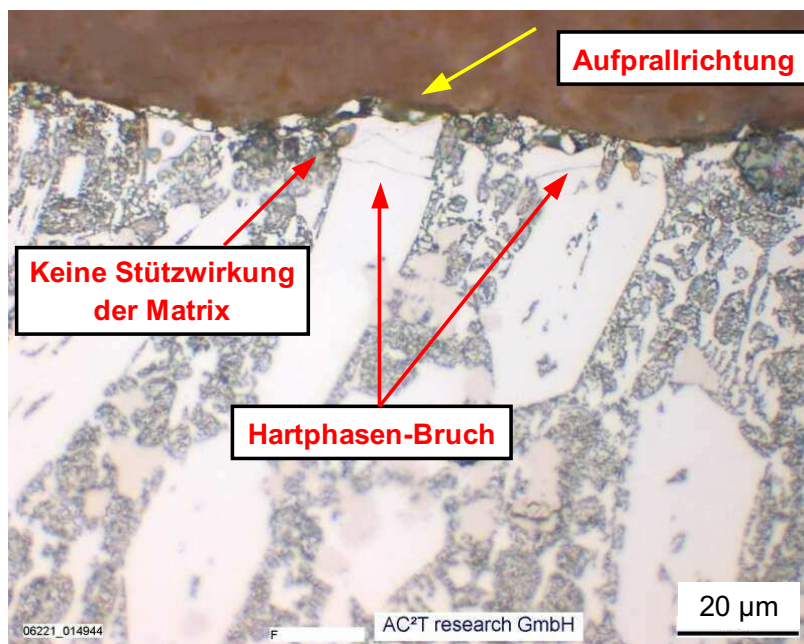


Abb. 75: LIMi Aufnahme der Verschleißfläche von VW-F im Querschliff bei 650°C Prüftemperatur und 30° Aufprallwinkel

Ändert sich der Aufprallwinkel auf 90°, erkennt man das schlechte Verhalten bei schlagenden und ermüdenden Oberflächenangriff bei erhöhter Temperatur. VW-E zeigt schon ab 300°C nur mehr eine bedingte Verschleißbeständigkeit im Vergleich zu den anderen Versuchswerkstoffen. Bei VW-F ist dieser Verlust noch deutlicher aufgeprägt. $157,9 \pm 18,1 \text{ mm}^3/\text{kg}$ ist bei 650°C die höchste gemessene Verschleißrate der gesamten Untersuchungen. Grund dafür ist die Ermüdung und sowohl Brechen und Herauslösen der Primärkarbide als auch Abtrag der metallischen Matrix.

Die Ergebnisse der Erosionstests zeigen unterschiedliche Standardabweichungen der einzelnen untersuchten Prüfparameter. Das liegt hauptsächlich an der Form der Ausgangsmaterialien der Hartauftragungs-Versuchswerkstoffe. Die durch die Schweißung entstehenden Spannungsrisse in der Verschleißschicht stellen eine Störung in der Oberflächenbeschaffenheit der Proben dar und können im Erosionstest als Angriffsfläche für das Abrasiv dienen. Besonders bei den thermisch gealterten Versuchswerkstoffen kann es zu einem erhöhten Abtrag kommen, da die entstandene Oxidschicht bei 90° Aufprallwinkel leicht „ausgewaschen“ wird. Durch eine optimierte Probenfertigung kann dieser Effekt verringert werden.

Im Vergleich zu Abb. 70 ändert sich der relative Verschleißwiderstand nach der thermischen Alterung der Versuchswerkstoffe (Abb. 76) bei erhöhter Temperatur. Unabhängig vom Aufprallwinkel besitzt VW-D den höchsten Verschleißwiderstand im Vergleich zu VW-B und VW-F. Das zeigt, dass die Veränderungen in der Mikrostruktur der Matrix eine größere Rolle spielt, als der Hartphasenanteil der einzelnen Versuchswerkstoffe.

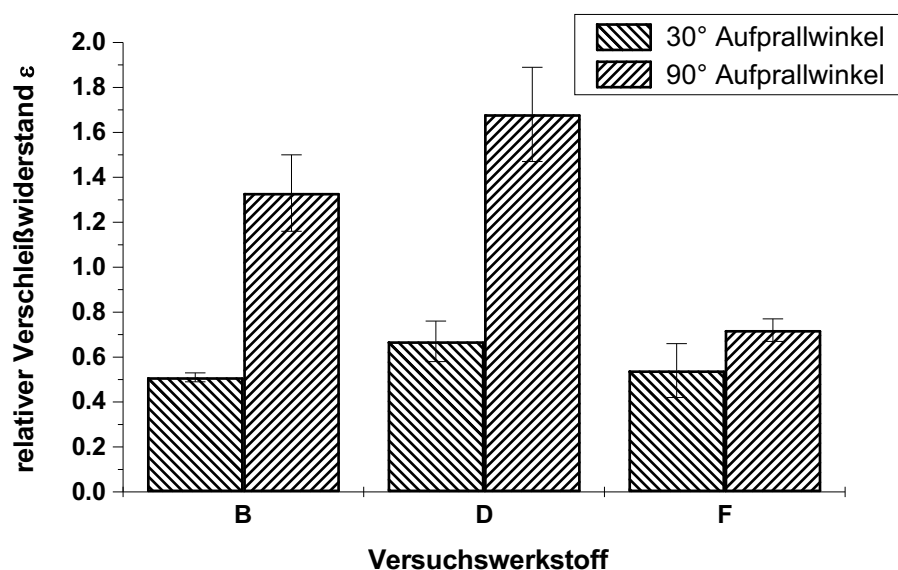


Abb. 76: Relativer Verschleißwiderstand ϵ der thermisch gealterten Versuchswerkstoffe bei 650°C

5 Zusammenfassende Erkenntnisse

Beim Einsatz von Eisen-Basislegierungen als Verschleißwerkstoff bei erhöhten Temperaturen ist es unbedingt notwendig, die äußeren Belastungen im Detail zu kennen. Dies gilt sowohl für die mechanische als auch für die thermische Komponente der äußeren Belastung.

Die Ist-Stand Analyse hat gezeigt, dass unzureichende Kenntnisse der vorherrschenden Temperaturen und Verschleißmechanismen in einem hochbeanspruchten Bauteil zu einer ungünstigen Wahl des Verschleißschutzes, d.h. Konstruktion und Verschleißwerkstoff, führen kann. Das gilt insbesondere im Temperaturbereich der nominellen Einsatztemperatur des Werkstoffes. Bei Überschreitung dieser Temperaturen kann es zur irreversiblen Schädigung der Verschleißlegierung kommen, die sich durch Phasenumwandlungen in der metallischen Matrix, im Ausscheidungsverhalten und einer Erweichung der Matrix auswirkt. Die primären Hartphasen bleiben von einer thermischen Alterung weitestgehend verschont.

Durch die Modellierung und Simulation des Bauteils und dessen Einsatzbedingungen lassen sich einfache Überlegungen für Alternativen hinsichtlich Konstruktion oder Werkstoffwahl leicht überprüfen. Insbesondere kann die vorherrschende Temperaturverteilung im Bauteil Möglichkeiten aufzeigen, die Spitztemperatur unter eine kritische Größe zu bringen. Dabei haben sich Konstruktion und Wärmeleitfähigkeit in der Verschleißschicht als wichtigste Faktoren zum Ansatz für Änderungen herausgestellt. Die Ist-Stand Analyse und die Simulation ergänzen sich bei der Erlangung eines verbesserten Systemverständnisses und können zur Optimierung herangezogen werden [48].

Der Einsatz alternativer Werkstoffe im Feldversuch ist meist mit verschiedenen Risiken verbunden. Einerseits muss eine Mindestlebensdauer garantiert werden, da bei Ausfall eines Bauelementes meist der gesamte Prozess gestoppt werden muss, andererseits spielt die Kostenfrage aufwendiger Feldversuche auch eine nicht zu vernachlässigende Rolle. Durch den Einsatz des Hochtemperatur-Erosionstests können Versuchswerkstoffe im Labormaßstab auf ihr Verhalten bei ähnlichen Belastungen charakterisiert werden. Durch Variation von Aufprallwinkel, Aufprallgeschwindigkeit und Partikeleigenschaften ist es möglich, ein breites Feld an Verschleißmechanismen nachzustellen. Ein Vergleich des Schädigungsmechanismus in der Ist-Stand Analyse mit den Ergebnissen aus den Erosionstests zeigt diese Übereinstimmung.

Als überaus nützlich hat sich die Einführung der thermischen Alterung erwiesen. Wie in der Ist-Stand Analyse gezeigt wurde, kommt es im Einsatz aufgrund unzureichender Systemkenntnis zu einer thermischen Schädigung des Verschleißwerkstoffes. Wie die Hochtemperatur-Erosionstests deutlich gezeigt haben, ist das Verschleißverhalten der thermisch gealterten Werkstoffe ein gänzlich verschiedenes im Vergleich zum Ausgangszustand. Diese Erkenntnisse würden nicht vorliegen, wenn aufgrund der maximalen Prüftemperatur von 650°C beim Erosionstest nur der Ausgangszustand untersucht worden wäre. Daher können durch die thermische Alterung auch Rückschlüsse auf das Verschleißverhalten bei Temperaturen von über 650°C getroffen werden.

Die Auswirkungen der thermischen Alterungen auf den Verschleißwerkstoff beziehen sich zum großen Teil auf die Eisen-Basis-Matrix. Durch die Erkenntnisse aus den Hochtemperatur-Erosionstests der ungealterten und gealterten Werkstoffe lassen sich Ansätze für ein Werkstoffkonzept zur Verschleißminimierung bei erhöhten Temperaturen bilden. Besonders im Fall, dass eine Kombination aus Schlag und Abrasion als mechanische Belastung auftritt, können Eisen-Basislegierungen hinsichtlich Verschleißverhalten optimiert werden. Der hohe Hartphasenanteil ist für den Abrasionswiderstand notwendig, sowohl die Primärhartphasen als auch die Hartphasen in der metallischen Matrix. Für den Schlagwiderstand ist aber ein gewisses Maß an Duktilität gefordert, um die Aufprallenergie absorbieren zu können und nicht aufgrund von Ermüdung und Bruch auszufallen. Des Weiteren muss bei höheren Temperaturen die Stützwirkung der Matrix auf die Hartphasen erhalten bleiben.

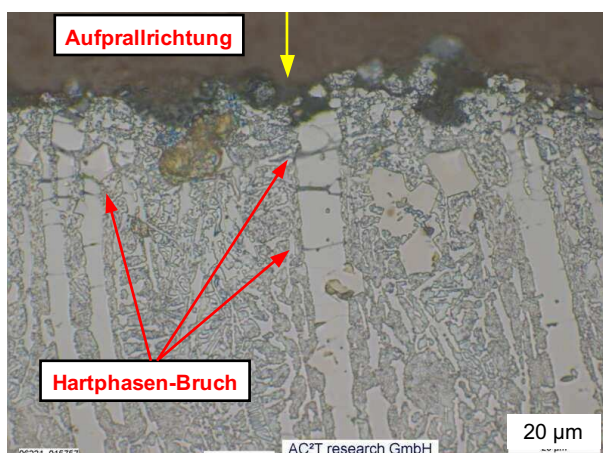


Abb. 77: LIMI Aufnahme der Verschleißfläche von VW-D bei 650°C Prüftemperatur und 90° Aufprallwinkel (Erosionstest); Querschliff, 1000x

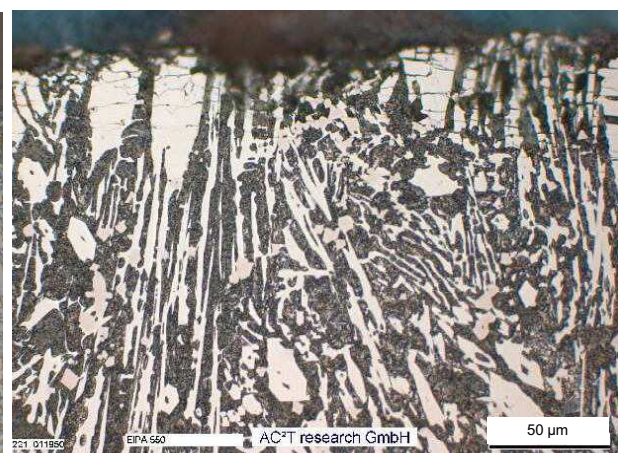


Abb. 78: LIMI Aufnahme der Verschleißfläche der FeCrC-Legierung im Rostbalken (Ist-Stand Analyse); Querschliff, 500x

Wie in Abb. 77 zu sehen ist, erfüllt die Komplex-Legierung (VW-D) auch nach einer thermischen Alterung diese Anforderungen. Obwohl die Hartphasen bei schlagender Belastung gebrochen werden, fallen diese aus der duktilen Matrix nicht heraus. Die Matrix besitzt eine gute Bindung zu den Hartphasen und verzögert dadurch den Materialverlust. Der Vergleich mit der FeCrC-Legierung aus der Ist-Stand Analyse in Abb. 78 zeigt nicht dieses duktile Verhalten der Matrix, da aufgrund der thermischen Schädigung ein sprödes Karbidnetzwerk vorhanden ist. Daraus ist ein gleichmäßiger Materialabtrag von Matrix und Hartphase, verglichen mit Abb. 77, ersichtlich.

Bei erhöhten Temperaturen und in oxidierender Atmosphäre ist im Allgemeinen eine Eisen-Basis-Matrix anfällig für Verzunderung. Dies hat großen Einfluss auf die maximale Einsatztemperatur, besonders wenn die Oxidschichtbildung mit hoher Reaktionsgeschwindigkeit erfolgt. Für optimale Matriceigenschaften ist daher eine Passivschichtbildung anzustreben, welche in der Legierungszusammensetzung zu berücksichtigen ist. Kann das nicht erreicht werden, so sollte zumindest die Warmbeständigkeit erhöht werden.

6 Zusammenfassung

Bei der Eisen- und Stahlerzeugung kommt es durch die Einsatzbedingungen zum Teil zu extremen Verschleißerscheinungen in den Anlagen. Ein Beispiel dafür ist der Einsatz in der Sinteranlage. Die tribologische Beanspruchung der Bau- und Verschleißteile setzt sich aus einer thermischen und einer mechanischen Beanspruchung zusammen. Die eingesetzten Verschleißwerkstoffe unterliegen in diesem System höchsten Ansprüchen und sollen genauer untersucht werden.

Ziel dieser Arbeit ist daher einerseits ein grundlegender Wissensaufbau zum Verschleißverhalten im System Stachelbrecher/Brecherrost der Sinteranlage und andererseits die Möglichkeit des Vergleichs von alternativen Verschleißwerkstoffen zur Erhöhung der Standzeit.

Zur Ermittlung der vorhandenen Verschleißmechanismen und der tatsächlichen Einsatztemperatur wurde eine Schadensanalyse des Rostbalkens durchgeführt. An der Oberfläche des Rostbalkens konnte schlagender Verschleiß als dominierender Versagensmechanismus festgestellt werden. An den Rostflanken wurde Zwangsabrasion als Verschleißmechanismus vorgefunden. Die minimale Belastungstemperatur von 650°C konnte durch verschiedene metallurgische Effekte, wie das veränderte Ätzbild des Verschleißwerkstoffes (Phasenumwandlung), das Weichglühen des Substrats und der Härteabfall in der Verschleißlegierung, eruiert werden.

Für ein besseres Verständnis der thermischen Bedingungen im Einsatz wurde eine FEM-Simulation des Rostbalkens durchgeführt. Dabei sind zwei verschiedene Bauteilkonstruktionen modelliert und verglichen worden. Es konnte gezeigt werden, dass bei einer Sandwichbauweise der Verschleißschicht die Wärme nur schlecht abgeführt werden kann. Der sich bildende Hitzestau führt zu Temperaturen im Verschleißwerkstoff, die über der nominellen Einsatztemperatur liegen. Als Lösungen für die Überhitzung konnte eine konstruktive und werkstoffliche Alternative gefunden werden. Durch Änderung im Aufbau der Konstruktion und durch Wahl eines Verschleißwerkstoffes mit höherer Leitfähigkeit war es möglich, die Spitzentemperatur im Bauteil unter 650°C zu bringen.

Für die Ermittlung einer kritischen Temperatur, bei der eine signifikante Verzunderung auftritt, wurden drei verschiedene Eisen-Basis-Werkstoffe mit unterschiedlichen Hartphasenanteilen bei Temperaturen bis 850°C an oxidierender Atmosphäre geglüht. Dabei konnte festgestellt werden, dass die FeCrC-Legierung eine unzureichende Beständigkeit gegenüber Verzunderung besitzt. Im Vergleich dazu zeigte die Komplex-Legierung ein gutes Passivierungsverhalten, auch bei höheren Temperaturen.

Für den Vergleich verschiedener Werkstoffklassen unter ähnlichen mechanischen Bedingungen, wie sie im Rostbalken auftreten, wurden Erosionstests bei Temperaturen bis zu 650°C durchgeführt. Um schlagdominierten Verschleiß nachzustellen, wurde ein Aufprallwinkel von 90° gewählt und für den abrasiven Anteil des Verschleißes lag der Aufprallwinkel bei 30°. Um einen Einsatz über der nominellen Einsatztemperatur bewerten zu können, wurden die Versuchswerkstoffe einer künstlichen Schädigung („Thermische Alterung“) unterzogen.

Die Versuchswerkstoffe im Ausgangszustand zeigten mit steigendem Hartphasenanteil bei einem Aufprallwinkel von 90° eine geringere Verschleißbeständigkeit. Dadurch konnte der Schnellarbeitsstahl mit geringem Anteil an Hartphasen die besten Verschleißwerte erzielen. Bei einem Aufprallwinkel von 30° ist allerdings ein hoher Anteil an Hartphasen von Vorteil, wie die sehr gute Verschleißbeständigkeit der FeCrC-Legierung zeigte. Nach einer thermischen Alterung zeigten die Versuchswerkstoffe allerdings ein anderes Verschleißverhalten. Dies ist auf die Änderung der metallischen Matrix und dessen Auswirkung auf die Stützwirkung der Hartphasen zurückzuführen. Dabei stellte sich heraus, dass die Kombination einer duktilen, oxidationsbeständigen Matrix und einem hohen Hartphasenanteil sich ausgesprochen günstig erwies. Diese Erkenntnis bezieht sich sowohl für einen niedrigen als auch für einen hohen Aufprallwinkel.

Mit Hilfe dieser Arbeit konnte gezeigt werden, dass Erosionstests und Oxidationsversuche eine Möglichkeit darstellen, um eine Bewertung von Verschleißwerkstoffen für den Hochtemperatureinsatz durchzuführen. Die Ergebnisse korrelieren mit den Erkenntnissen aus der Schadensanalyse und der Simulation der hochbeanspruchten Bauteile. Auf Basis der gewonnenen Erkenntnisse können Werkstoffkonzepte mit verbesserten Verschleißigenschaften erarbeitet werden.

Literaturverzeichnis

- [1] W. Krieger: Skriptum „Eisen- und Stahlerzeugung“, Montanuniversität Leoben, 2005
- [2] F. Scandella, R. Scandella: Tagungsband Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragschweißen, „Eine Hartauftragungs-Technologie zum Beschichten von Heißsinter-Brecher-Komponenten“, Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt Halle GmbH, Halle, 2004, S.54-67
- [3] O. Deutscher, M. Laude, R. Stelzer: „Untersuchung an Heißsintersieben zur Verbesserung der Standzeit der Siebbeläge“ in „Tribologie – Reibung, Verschleiß, Schmierung“, Band 4, (Hrsg. Projektträgerschaft „Metallurgie, Werkstoffentwicklung, Rückgewinnung“ des BMFT bei der DFVLR, Köln), Springer-Verlag, Berlin, 1982, S.9-38
- [4] H. Berns: „Hartlegierungen und Hartverbundwerkstoff – Gefüge, Eigenschaften, Bearbeitung, Anwendungen“, Springer-Verlag, Berlin, 1998
- [5] J.W. Nacken: „Untersuchung des Einflusses von artfremden Hartstoffen auf die Mikrostruktur und den Verschleiß von schweißtechnischen Beschichtungen auf Fe-Cr-C-Basis“, Dissertation, RWTH Aachen, 1988
- [6] Datenblatt - EIPA 550 Verbundpanzerplatte: EIPA Eisen Palmen GmbH, Aachen
- [7] Datenblatt - KALMETALL W145: Kalenborn Kalprotect - Dr. Mauritz GmbH & Co KG, Vettelschoss
- [8] Datenblatt - VAUTID 145: Vautid-Verschleiss-Technik GmbH, Ostfildern bei Stuttgart
- [9] I. Kretschmer, H. Wahl, W. Wahl: „Prüfung und Optimierung von Hartauftragschweißungen mit Fülldrahtelektroden bei vorwiegend abrasiver Beanspruchung“ in „Tribologie – Reibung, Verschleiß, Schmierung“, Band 1, (Hrsg. Projektträgerschaft „Metallurgie, Werkstoffentwicklung, Rückgewinnung“ des BMFT bei der DFVLR, Köln), Springer-Verlag, Berlin, 1981, S.161-196
- [10] H. Berns, A. Fischer: „Entwicklung hochverschleißfester Auftragsschweißlegierungen“ in „Tribologie – Reibung, Verschleiß, Schmierung“, Band 12, (Hrsg. Projektträgerschaft „Metallurgie, Werkstoffentwicklung, Rückgewinnung“ des BMFT bei der DFVLR, Köln), Springer-Verlag, Berlin, 1988, S.89-160
- [11] P. Adamiec, W. Gawrysiuk: Tagungsband Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragschweißen, „Eigenschaften von Auftragschweißnähten mit Chromgusseisenstruktur“, Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt Halle GmbH, Halle, 2004, S 1-6
- [12] S. Atamert, Microstructure and stability of Fe-Cr-C hardfacing alloys, Materials Science and Engineering A 130 (1990) 101-111
- [13] C. Fan, M.-C. Chen, C.-M. Chang, W. Wu, Microstructure change caused by $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$ carbides in high chromium Fe-Cr-C hardfacing alloys, Surface & Coatings Technology 201 (2006) 908-912

- [14] S. Buytoz, Microstructural properties of M_7C_3 eutectic carbides in a Fe-Cr-C alloy, *Materials Letters* 60 (2006) 605-608
- [15] W. Wahl, C. Vogt, G. Mochmann: Tagungsband Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragschweißen, "Einfluss der Schweißparameter auf die Verschleißbeständigkeit hartauftraggeschweisster Schichten", Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt Halle GmbH, Halle, 2004, S.48-53
- [16] E. Hayn, F. Weber, C.-P. Röder, V. Wesling, R. Reiter, V. Stekly, J.-L. Scandella: Tagungsband Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragschweißen, "Hardlite™ im Einsatz – Patentierte Technologie zur Herstellung von verschleißbeständigen Dünnblechen, metallurgische Untersuchungen und produktspezifische Einsatzfälle", Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt Halle GmbH, Halle, 2004, S.54-67
- [17] M.F. Buchely, J.C. Gutierrez, L.M. Leon, A. Toro, The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys, *Wear* 259 (2005) 52-61
- [18] D.J. Branagan, M.C. Marshall, B.E. Meacham, High toughness high hardness iron based PTAW weld materials, *Materials Science and Engineering A* 428 (2006) 116-123
- [19] Datenblatt – Fülldrahtelektrode EnDOtec DO*390 N, Castolin Ges.m.b.H., Wien
- [20] D.J. Branagan, M.C. Marshall, B.E. Meacham, Formation of nanoscale composite coatings via HVOF and wire-arc spraying, in Tagungsband International Thermal Spray Conference 2005, Basel, 2005
- [21] D.J. Branagan, Y. Tang, Developing extreme hardness (>15 GPa) in iron based nanocomposites, *Composites: Part A* 33 (2002) 855-859
- [22] G. Krauss: "Steels: Heat Treatment and Processing Principles", ASM International, Materials Park, 1989
- [23] W. König, F. Klocke: „Fertigungsverfahren Band4 – Massivumformung“, Verlag GmbH, Düsseldorf, 1996
- [24] R. Ebner, H. Leitner, F. Jeglitsch, D. Caliskanoglu: in Tagungsband 5th Intern. Conf. On Tooling, F. Jeglitsch, R. Ebner, H. Leitner (Hrsg.) „Tool steels in the next century“, Montanuniversität Leoben, 1999
- [25] C. Broeckmann: in Tagungsband 5th Intern. Conf. On Tooling, F. Jeglitsch, R. Ebner, H. Leitner (Hrsg.) „Tool steels in the next century“, Montanuniversität Leoben, 1999
- [26] G. Roberts, G. Krauss, R. Kennedy: „Tool Steels“, fifth edition, ASM International, Materials Park, 1998
- [27] E. Badisch, C. Mitterer, Abrasive wear of high speed steels: Influence of abrasive particles and primary carbides on wear resistance, *Tribology International* 36 (2003) 765-770
- [28] Böhler Edelstahl GmbH & Co KG, Böhler Edelstahl Handbuch, Kapfenberg, 2005

- [29] P. Kofstad: „High temperature corrosion“, Elsevier Applied Science, London, 1988, S.1-25, 105-161, 361-371
- [30] G.Y. Lai: “High-Temperature Corrosion of Engineering Alloys”, ASM International, Materials Park, 1990, S.15-44
- [31] S. Leistikow: in „Aufbau von Oxidschichten auf Hochtemperaturwerkstoffen und ihre technische Bedeutung“, (Hrsg. Rahmel A.), Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e.V., Oberursel, 1983, S.33-57
- [32] V.B. Trindade, U. Krupp, S. Yang, H.-J. Christ: Tagungsband Metallographie Tagung 2004: „Analyse des Hochtemperaturoxidationsverhaltens niedriglegierter Chromstähle mit Hilfe von Markerversuchen und der EBSD-Technik“, Ruhr-Universität Bochum, Bochum, 2004
- [33] G. Mori: „Korrosionskunde“, Vorlesungsskriptum, Leoben, 2004, S.53-55
- [34] R. Bürgel: „Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik“, 2. Auflage, Vieweg, Braunschweig, 2001, S.259-306
- [35] I.G. Wright: in “Metals Handbook”, 9th ed., Vol. 13, “Corrosion”, ASM International, Materials Park, 1987, S.97
- [36] F. Franek, A. Pauschitz, Autorenteam: “Tribologie – Konstruktive Richtlinien zur Reibungs-, Verschleiß- und Schmierungstechnik“, WIFI 277, Schriftenreihe des Wirtschaftsförderungsinstitutes, 1996
- [37] E. Badisch: „Verschleißverhalten von abrasionshemmend gestalteten Oberflächen“, Kplus FM5 Abschlussbericht, AC²T research GmbH, Wiener Neustadt, 2006
- [38] K.H. zum Gahr: „Microstructure and wear of materials“, Elsevier, Amsterdam, 1987
- [39] H. Czichos/K.-H. Habig: „Tribologie-Handbuch – Reibung und Verschleiß“, 2. Auflage, Vieweg, Wiesbaden, 2003
- [40] I. Kleis, P. Kulu: „Solid Particle Erosion – Occurrence, Prognostification and Control“, Tallinna Tehnikaülikooli Kirjastus, Tallinn, 2005
- [41] S. Chatterjee, T.K. Pal, Solid particle erosion behaviour of hardfacing deposits on cast iron- Influence of deposit microstructure and erodent particles, Wear 261 (2006) 1069-1079
- [42] M. Kirchgaßner, E. Badisch, H. Weiss, F. Franek, Influence of welding parameters on microstructure and abrasive wear behaviour of synthetic multiphase materials, Tagungsband Surface Modification Technologies Congress, Wien, 2006
- [43] M. Roy, Elevated temperature erosive wear of metallic materials, Journal of Physics D: Applied Physics 39 (2006) R101-R124
- [44] R. Kieffer, P. Schwarzkopf: „Hartstoffe und Hartmetalle“, Springer-Verlag, Wien, 1953

- [45] H. Schumann: „Metallographie“, 13. Auflage, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Stuttgart, 1991, S.515ff
- [46] Datenblatt – Fülldrahtelektrode E+C TeroMatec AN 3952, Casolin Ges.m.b.H., Wien
- [47] Datenblatt – Schnellarbeitsstahl S600: Böhler Edelstahl GmbH, Kapfenberg
- [48] C. Katsich, E. Badisch, Analyse und Simulation von Heißbrecher-Systemen, Tagungsband ÖTG Symposium 2007, St. Pölten, 2007