

Erhöhung der Verschleißbeständigkeit von Ventiltrieb-Werkstoffpaarungen mittels unterschiedlicher Randschichtmodifikationen



Vorgelegt von

Dipl.-MA. Farhad Shirzadov

Technische Universität Berlin
Fakultät V

Verkehrs- und Maschinensysteme

Institut für Werkzeugmaschinen und Fabrikbetrieb
Lehrstuhl für Füge- und Beschichtungstechnik

Zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor der Ingenieurwissenschaften

genehmigte

Dissertation

Promotionsausschuss:

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. Henning Meyer
Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Dr. h. c. Lutz Dorn
Dr.-Ing. Rolf Wäsche

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 27. Januar 2012

Berlin 2012
D 83

Vorwort

Es gibt kein Gut und Böse in einer Welt

Es gibt nur Umgebung

Darin entwickelt es sich

Die vorliegende Arbeit entstand während meines Promotionsstudiums am Institut für Werkzeugmaschinen und Fabrikbetrieb am Lehrstuhl für Füge- und Beschichtungstechnik der Technischen Universität Berlin.

Ich bin Herrn **Prof. Dr.-Ing. Dr. h. c. L. Dorn** und Herrn **Prof. Dr.-Ing. H. Meyer** zu großem Dank verpflichtet für ihre fachliche Betreuung, ihr entgegengebrachtes Vertrauen und die Förderung, die es mir ermöglichte, die Arbeit durchzuführen.

Der **BAM** (Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung) und der **UTP Schweißmaterial GmbH**, namentlich Frau **A. Edith**, danke ich für die Experimente und Materialunterstützung. Mein besonderer Dank gilt Herrn **Dr.-Ing. R. Wäsche** und Frau **Ch. Neumann** für die großzügige Unterstützung bei der Durchführung der Versuche in der BAM. Ihre vielseitigen Kenntnisse und Erfahrungen erwiesen sich als sehr förderlich für die Durchführung der tribologischen Versuche und ihre Auswertung.

Ich bedanke mich herzlich beim **DAAD** (Deutscher Akademischer Austausch Dienst), der Organisation für den Austauschdienst und die Einladung.

Frau **R. Paul-Walz**, Herrn **Prof. Dr.-Ing. H. Pucher**, Herrn **Prof. Dr.rer.nat. Valentin L. Popov**, Herrn **Prof. Dr.-Ing. S. Shrestha**, Herrn **F. Galbert** und Herrn **A. Alkan** danke ich ganz besonders für wichtige Ratschläge und Anregungen.

Besonderer Dank gebührt **Prof. Dr.-Ing. habil. V.Z. Mövla-zade** und **Prof. Dr.-Ing. habil. A.H. Sadichov** für ihre wissenschaftliche Unterstützung in Aserbaidshan.

Erklärung

Ich versichere, diese Dissertation selbstständig angefertigt und alle verwendeten Hilfsmittel vollständig und genau angegeben zu haben, ebenso was aus anderen Veröffentlichungen unverändert oder mit Änderungen entnommen wurde.

Shirzadov Farhad, den 27 Januar 2012

Inhaltsverzeichnis

Begriffe und Abkürzungen	IV
1. Einleitung	1
1.1. Einführung zur Nockentriebtechnik	2
1.2. Zielsetzung der Arbeit	3
2. Stand der Technik zu Aufbau, Wirkungsweise und Tribologie von Ventiltrieben	4
2.1. Aufbau und Wirkungsweise von Ventiltrieben	4
2.2. Dynamik von Ventiltrieben.....	7
2.3. Elastohydrodynamik des Nockentriebs	10
2.4. Analytik des Tribosystems von Paarungen	14
2.4.1. Zusammenwirkung des Schmierstoffs und der Randschicht	16
2.4.2. Verhinderung des Verschleißes und Regenerierungsprozess im Betrieb.....	18
2.5. Auswertung von Werkstoffen für die Nockentriebe	21
2.5.1. Analytik der angewendeten Werkstoffe und der Randschicht Härteverfahren	21
2.5.2. Aktualität des Gusseisens zur tribologischen Anwendung.....	25
2.5.3. Verschleißbeständige Gusseisenlegierungen	25
2.6. Schlussfolgerungen	30
3. Problemstellung und Zielsetzung	32
4. Hydrodynamik des Schmelzbades	35
5. Versuchsplanung und experimentelle Untersuchungen	39
5.1. Auswahl der Versuchsbauteile, der Grund- und Zusatzwerkstoffe	39
5.1.1. Art und Dimensionen der Versuchsbauteile	39
5.1.2. Auswahl der Grundwerkstoffe.....	40
5.1.3. Zusatzwerkstoffe für das Auftragschweißen	40
5.1.4. Zusatzwerkstoffe für die Randschichtlegierung	42
5.2. Vorgehensweise der Erhöhung tribologischer Eigenschaften	43
5.3. Angewendete Lichtbogen-Schweißverfahren und Schweißanlagen	45
5.3.1. Schweißverfahren	45
5.3.2. Lichtbogen-Hand-Auftragschweißen	46
5.3.3. Wolframinertgasschweißen - WIG	47
5.4. Auswahl Schweißposition und Schweißparameter.....	50
5.4.1. Schweißposition und -parameter beim Lichtbogenhandschweißen.....	50
5.4.2. Schweißposition und -parameter beim WIG-Umschmelzen	52
5.4.3. Versuchsaufbau und Schweißparameter bei der WIG- Randschichtlegierung.....	54
5.4.4. Berechnung der Schichtdicke und der Elementkonzentration	55
5.5. Durchführung der Schweißoperation und Bewertung der Schichtqualität	57
5.5.1. Randschichtumschmelzen und Randschichtlegieren durch WIG	57
5.5.2. WIG-Umschmelzen der aufgetragenen Schichten.....	60
5.5.3. Lichtbogenhand-Auftragschweißen.....	61
6. Bestimmung der physikalisch-mechanischen und tribologischen Eigenschaften.....	63
6.1. Vorbereitung der Proben für metallographische Untersuchungen.....	63

6.2. Lichtmikroskopische Untersuchungen und Bewertung der optimalen Mikrostrukturen.....	63
6.2.1. Aufbau und Eigenschaften der Lichtmikroskope	63
6.2.2. Mikrostrukturanalyse der Versuchswerkstoffe	65
6.2.3. Mikrostrukturanalyse der aufgetragenen und WIG- umgeschmolzenen Schichten.....	67
6.2.3.1. Auf der Nockenwelle aufgetragene und WIG- umgeschmolzene Schichten.....	67
6.2.3.1.1. Auftragschicht T 590 auf EN-GJV-400.....	67
6.2.3.1.2. Auftragschicht UTP 81 auf EN-GJV-400	69
6.2.3.1.3. Auftragschicht UTP 807 auf EN-GJV-400	70
6.2.3.1.4. WIG- Auftragschicht UTP A DUR 600 auf EN-GJV-400.....	71
6.2.3.2. Auf dem Schleppebel aufgetragene und WIG- umgeschmolzene Schichten	72
6.2.3.2.1. Auftragschicht T 590 auf 42Cr4	72
6.2.3.2.2. Auftragschicht UTP 7100 auf 42Cr4	73
6.2.3.2.3. Auftragschicht UTP Ledurit 65 auf 42Cr4	74
6.2.3.2.4. Auftragschicht UTP DUR 600 auf 42Cr4.....	75
6.2.4. Mikrostrukturanalyse der durch das WIG modifizierten EN-GJV-400 Schichten	76
6.2.4.1. Umgeschmolzenes Gusseisen EN-GJV-400.....	77
6.2.4.2. Regenerierte Schicht von Gusseisen EN-GJV-400	78
6.2.4.3. Aluminium legiertes Gusseisen EN-GJV-400 mit 99.5% reiner Aluminiumfolie	79
6.2.4.4. Kupfer legiertes Gusseisen EN-GJV-400 mit der Folie- CuSn-4.....	80
6.2.4.5. Eisen legiertes Gusseisen EN-GJV-400 mit der Folie - Fe81Si4B15.....	81
6.2.4.6. Nickel legiertes Gusseisen EN-GJV-400 mit der Folie - Ni78Si8B14.....	82
6.2.4.6.1. 3% Nickel legierte Schicht.....	82
6.2.4.6.2. 10% Nickel legierte Schicht.....	84
6.3. Energiedispersive Röntgenspektroskopie und Elementanalyse	85
6.3.1. Spezifikation der EDX-Anlage.....	85
6.3.2. Elementanalyse des Querschnitts der Probe	85
6.3.2.1. Gusseisen EN-GJV-400.....	86
6.3.2.2. Aluminiumlegiertes Gusseisen EN-GJV-400	87
6.3.2.3. Kupfer legiertes Gusseisen EN-GJV-400	89
6.3.2.4. Eisen legiertes Gusseisen EN-GJV-400	91
6.3.2.5. Nickel legiertes Gusseisen EN-GJV-400.....	92
6.3.2.5.1. Elementanalyse der mit 3 % Nickel legierten Schicht	92
6.3.2.5.2. Elementanalyse der mit 10 % Nickel legierten Schicht	95
6.3.3. Vergleich der Elementverteilungen	97
6.4. Mikrohärteprüfung.....	98
6.5. Bestimmung der tribologischen Eigenschaften.....	100
6.5.1. Tribologische Vorgehensweise und Tribometer.....	100
6.5.2. Bewertungsmethode der tribologischen Untersuchungen	101
6.5.3. Tribologische Untersuchungen und Bewertungen.....	104
6.5.3.1. Trockene tribologische Untersuchungen	104
6.5.3.1.1. Auswahl der zu untersuchenden Proben und Reibpaarungen	104
6.5.3.1.2. Analytik der trockenen tribologischen Untersuchungen.....	105
6.5.3.1.2.1. Grundwerkstoff Gusseisen EN-GJV-400	105
6.5.3.1.2.2. Nickel legierte EN-GJV-400 - Schicht	108
6.5.3.1.2.3. Kupfer legierte EN-GJV-400 - Schicht	109
6.5.3.1.2.4. Aluminium legierte EN-GJV-400 - Schicht.....	110
6.5.3.1.2.5. Eisen legierte EN-GJV-400 - Schicht	111
6.5.3.1.2.6. WIG- umgeschmolzene EN-GJV-400 - Schicht	112
6.5.3.1.2.7. WIG- Auftragschicht UTP A DUR 600 auf EN-GJV-400	113
6.5.3.1.2.8. Auftragschicht UTP 81 auf EN-GJV-400	114
6.5.3.1.2.9. Grundwerkstoff Stahl 42Cr4.....	115
6.5.3.1.2.10. Auftragschicht UTP DUR 600 auf 42Cr4.....	116
6.5.3.1.2.11. WIG- umgeschmolzene Auftragschicht UTP DUR 600 auf 42Cr4.....	117
6.5.3.1.2.12. Auftragschicht UTP 7100 auf 42Cr4.....	118
6.5.3.1.2.13. Auftragschicht UTP Ledurit 65 auf 42Cr4	119

6.5.3.1.2.14. WIG- umgeschmolzene Auftragschicht UTP Ledurit 65 auf 42Cr4	120
6.5.3.1.2.15. Auftragschicht T 590 auf 42Cr4	121
6.5.3.1.2.16. WIG- umgeschmolzene Auftragschicht T 590 auf 42Cr4	122
6.5.3.1.3. Bewertung der Reibpaarungen	124
6.5.3.2. Untersuchungen mit Schmierstoff	130
6.5.3.2.1. Auswahl der zu untersuchenden Proben und Reibpaarungen	130
6.5.3.2.2. Analytik der geschmierten tribologischen Untersuchungen	132
6.5.3.2.2.1. Grundwerkstoff Gusseisen EN-GJV-400	132
6.5.3.2.2.2. WIG- umgeschmolzene EN-GJV-400 - Schicht	133
6.5.3.2.2.3. Nickellegierte EN-GJV-400 - Schicht	134
6.5.3.2.2.4. Kupferlegierte EN-GJV-400 -Schicht	135
6.5.3.2.2.5. WIG- Auftragschicht UTP A DUR 600 auf EN-GJV-400	136
6.5.3.2.2.6. Grundwerkstoff Stahl 42Cr4	137
6.5.3.2.2.7. WIG- umgeschmolzene Auftragschicht UTP DUR 600 auf 42Cr4	138
6.5.3.2.2.8. WIG- umgeschmolzene Auftragschicht UTP Ledurit 65 auf 42Cr4	139
6.5.3.2.2.9. WIG- umgeschmolzene Auftragschicht T590 auf 42Cr4	140
6.5.3.2.2.10. WIG- umgeschmolzene Auftragschicht UTP 7100 auf 42Cr4	141
6.5.3.2.3. Bewertung der Reibpaarungen	142
7. Erkenntnisse und Schlussfolgerungen.....	148
7.1. Auswahl der Ventiltrieb-Werkstoffpaarungen.....	148
7.2. Zusammenhänge zwischen Schweißverfahren, Mikrostruktur und Verschleiß.....	151
8. Zusammenfassung	162
Literatur	165
Curriculum Vitae	172

Begriffe und Abkürzungen

Hp - Hertz'sche Pressung	f_c - der Haftungskoeffizient
F_N - Normalkraft	β - Piezokoeffizient des Öls
b_N - Breite des Nockens	λ - Wärmeleitfähigkeitskoeffizient des Schmiermittels
E_{red} - reduziertes Elastizitätsmodul	α - Koeffizient, der die Änderung der Ölviskosität durch den Kontakt charakterisiert
r_{red} - bezogener Krümmungsradius	$P e_{N,R}$ - Mittelwert der Pekletzahl
ν_N und ν_R - Poissonzahlen	c_N, c_R - spezifische Wärmekapazität der Werkstoffe
E_N und E_R - Elastizitätsmodule der Kontaktpaarungen	γ_N, γ_R - Dichte der Werkstoffe
r_R - Rollenradius	χ_N, χ_R - Wärmeleitfähigkeitskoeffizient der Werkstoffe
r_N - Krümmungsradius des Nockens	b_H - die halbe Breite der Kontaktzone
τ_k - tangentielle Spannung	T_{kr} - Kritische Temperatur zur Zerstörung der Absorptionsschicht
x - Ortakoordinate in Bewegungsrichtung	x_k - Zahl der Adhäsionskontakte zwischen den Paarungen
V - Drehgeschwindigkeit	α_m - die Menge des metallischen Kontaktes
h_o - Schmierfilmdicke unter Berücksichtigung der Grenzfläche	a_0 - Anzahl der möglichen Adhäsionsverbindungen
h_{inst} - instationäre Schmierfilmdicke	P - Druck zwischen der Kontaktpartnern
h_{min} - minimale Schmierfilmdicke an der engsten Stelle des Spaltes	HB - Härte des weicheren Elements des Kontaktpaares
Δh Spaltweitenabnahme aufgrund der Verdrängungsströmung	γ_R - Faktor (von Rowe vorgeschlagen) berücksichtigt die Verminderung der Fließspannung unter der tangentialen Kraft
η - dynamische Viskosität des Schmiermittels	K'_0 - präexponentieller Faktor oder Frequenzfaktor in der Arrhenius-Gleichung
F^* - auf die Kontaktbreite bezogene Normalkraft	d - charakteristischer Maß
φ_N - Nockendrehwinkel	E_X - Aktivierungsenergie der Adhäsionsverbindung
ω_N - Winkelgeschwindigkeit des Nockens	R - Universalgaskonstante
w - Bewegungsgeschwindigkeit der Flüssigkeit	m - Gleichungsparameter
ν_N, ν_R - Drehgeschwindigkeit der Kontaktoberflächen	k_β und y - Konstanten
V_H - hydrodynamisch wirksame Geschwindigkeit	E_M - Aktivierungsenergie der Chemisorptions-schicht
h_{gr} und h_{kr} - bzw. Schutz- und kritische Schichtdicke	C - Konzentration des aktiven Elemente im Schmiermittel
R_z^R, R_z^N - die gemittelten Oberflächenrauhtiefe der Paarungen	β_k - Zahl der Kontakte mit der chemisch modifizierten Schicht
R_a - Mittenrauhwert	T_{XM} - Chemisorptionstemperatur
I_p - Verschleißintensität des Gusseisens	L - Dicke des Schmelzbads
I_h - Verschleißintensität	τ_{St} - Scherspannung
k - Koeffizient, der die Bearbeitungseigenschaften der Werkstoffe berücksichtigt	η_s - dynamische Viskosität des Schmelzbades
P_{nmax} - maximale Normalspannung, die durch die Feder- und Massenkräfte erfolgt	u - Schmelzbadgeschwindigkeit
f - Reibungskoeffizient (Reibungszahl)	
f_{max} - der maximale Reibungskoeffizient	

h - Schmelzbadtiefe	V_p - Geschwindigkeit der Probe
T - lokale Temperatur	b - Beschleunigung der Probe
a_i - thermodynamische Aktivität des Schmelzelementes i	$W_{V,Kugel}$ - volumetrischer Verschleiß der Kugel
q_{eff} - Effektivleistung der Wärmequelle	d_{\perp} - Verschleißdurchmesser der Kugel senkrecht zur Bewegung
σ_T - temperaturabhängige Oberflächenspannung	d_{\parallel} - Verschleißdurchmesser der Kugel parallel zur Bewegung
g - Erdbeschleunigung	R' - Radius der verschlissenen Kugel
ρ - Dichte der Metallschmelze	$W_{l,Kugel}$ - linearer Verschleiß der Kugel
P_s - Druck im Schmelzbad	$W_{V,Ebene}$ - volumetrischer Verschleiß der Scheibe
j - Stromdichte	Δx - Schwingweite (doppelte Amplitude)
B - magnetische Flussdichte	$W_{q,Ebene}$ - planimetrischer Verschleiß der Ebene (Profilmessung)
μ_0 - magnetische Permeabilität	$W_{q,Kugel}$ - planimetrischer Verschleiß der Kugel
E - externe elektrische Feldstärke	$W_{l,Ebene}$ - linearer Verschleiß der Ebene
σ - elektrische Leitfähigkeit	R - Kugelradius
S - den Tensor der thermoelektrischen Potentiale	W_V - gesamter volumetrischer Verschleiß der Kugel und Ebene
h_R - Dicke der umschmelzgehärteten Schicht	
h_F - Dicke der Folie	
E_V - Anteil des Elements in der Umschmelzung	
E_L - Anteil des Elements in der Folie.	

1. Einleitung

Der wissenschaftlich-technische Fortschritt und steigende Energiepreise erfordern von den Systementwicklern die Modernisierung von Maschinen und Anlagen, wodurch der Kostenabbau, die Erhöhung der ökonomischen Effizienz und die Automatisierung der Maschinenfunktionen stetig an Relevanz zunehmen. Um auf dem Markt konkurrenzfähig zu bleiben, wachsen daher im modernen Maschinen- und Motorenbau die Anforderungen an die Reduzierung der Schadstoff- und Geräuschemission, sowie den Energie- und Ölverbrauch, die Verringerung des Fertigungsaufwands, für längere Wartungsintervalle, für die Steigerung der Leistungsdichte bei niedrigem Gewicht sowie für höhere Lebensdauer und Zuverlässigkeit [Bir 06], [Gin 90], [Sei 96], [Hal 03].

Die Ventiltriebmechanismen bilden ein Kernproblem der Motorenentwicklung, weil das technische Niveau des Motors in vielerlei Hinsicht durch die Effizienz des Ventilsteuerungsmechanismus bestimmt wird und die Ventilsteuerung und die Bauteile der Ventiltriebmechanismen die folgenden Optimierungskriterien erfüllen müssen [Ber 92], [Mew 94], [Sch 88], [Fuh 80], [Bur 87], [Ser 06], [Hof 81]:

- Minimaler Kraftstoffverbrauch;
- Bei niedrigen bis mittleren Drehzahlen hohes Drehmoment;
- Bei hohen Drehzahlen hohe Leistung;
- Niedriger Geräuschemission, Fahrkomfort;
- Verbesserte Abgasemission.

Bis zu einem Fünftel der in Verbrennungsmotoren erzeugten Energie wird nicht in Vortrieb umgesetzt, sondern geht durch die Reibung von Motorbauteilen verloren. Für den unteren Drehzahlenbereich können die Reibungsverluste der Ventilsteuerung bis zu 30 % der gesamten Motorreibung betragen, deswegen sollten sie im Rahmen der Verbesserung des mechanischen Wirkungsgrades der Motoren bei tribologischen Entwicklungen Beachtung finden. Kernpunkte der tribologischen Entwicklung von Verbrennungsmotoren stellen die Minimierung des Verschleißes und der Korrosion sowie die Verringerung des Reibwertes der mechanisch-tribologisch beanspruchten Motorkomponenten dar [Mew 94], [Uhe 85], [Blo 05], [Rot 60], [Hal 03], [Arn 93].

Reibung, Verschleiß, Zuverlässigkeit und Lebensdauer von Bauteilen hängen wesentlich vom Aufbau und von den Eigenschaften der beanspruchten Randschichten ab. Aus diesen Gründen gewinnt in den letzten Jahren die optimal beanspruchungsgerechte Gestaltung von bewegten Bauteilen durch technologisch erzeugte Verschleißschutzschichten immer mehr an

Bedeutung [Kuk 91], [Arn 93], [Kra 03], [Mul 03]. Trotz vieler Forschungsarbeiten auf dem Gebiet der Tribologie, die sich mit der Erzeugung von Verschleißschutzschichten für Stahl/Stahl-Paarungen befassen, herrschen in vielerlei Hinsicht Unklarheiten über die Einsatzkriterien und das Anwendungspotenzial für eine konkrete Problemstellung. Die Anwendung von Beschichtungsverfahren für die Paarungen wurde bisher noch nicht umfassend untersucht [Spi 82], [Iot 89], [Mus 01].

1.1. Einführung zur Nockentriebtechnik

Die Nockengetriebe sind nach den Zahnrädern und Gewinden die verbreitetsten und kompliziertesten Mechanismen in der Technik und werden in Verbrennungsmotoren, Werkzeugmaschinen, Webstühlen, drucktechnischen Maschinen, Verpackungsmaschinen und in anderen Maschinen häufig verwendet. Die bekanntesten Anwendungsfälle sind die Ventiltriebe und Kraftstoffpumpen in den Verbrennungskraftmaschinen. Im Vergleich mit anderen Ventiltrieben besitzen Nockentriebe zahlreiche Vorteile und bieten die Möglichkeit, vorgegebene komplizierte Bewegungsabläufe in einfacher Form genauer und wirtschaftlicher zu erzeugen.

Ein grundlegendes strukturelles Element des Nockentriebs ist der Nocken als Programmträger. An die Erhaltung der Nockenform werden deshalb besonders hohe Anforderungen gestellt. Daher stellt die Nocken-Gegenläufer-Paarung ein wichtiges tribologisches System dar, welches eine reibungs-, geräusch- und verschleißarme Durchführung des Prozesses gewährleisten muss. Die Nockenriebwerkstoffe verschleifen im Allgemeinen früher als andere Bauteile von Ventiltriebmechanismen. In der Regel versagen so stark beanspruchte Paarungen, die sich nicht im hydrodynamischen Schmierzustand befinden, aufgrund verschiedener Verschleißmechanismen, welche einzeln oder in Kombination auftreten [Iot 89], [Kor 87], [Bur 87].

Die zunehmenden Anforderungen an die Werkstoffpaarungen erfordern mehr als die traditionellen Annäherungen zur Analyse der Arbeitsfähigkeit von tribologischen Paarungen. Unzureichende konstruktive Lösungen im Bereich des Verschleißschutzes der Bauteiloberflächen führen zum Ausfall von ca. 80 % der bewegten Maschinenelemente. Der wirtschaftliche Einsatz von Maschinenelementen erfordert neben guten mechanischen und

physikalischen Eigenschaften auch günstige tribologische Eigenschaften [Kra 71]. Lange Zeit wurden die Bemühungen nur auf die dynamischen Untersuchungen der Ventiltriebsmechanismen konzentriert. In letzter Zeit wurden die tribologischen Eigenschaften der Ventiltriebmechanismen verstärkt in Betracht gezogen [Bur 87], [Hal 03], [Kne 07], [Fli 93], [Sei 96], [Sch 88].

1.2. Zielsetzung der Arbeit

Zielsetzung ist es, die tribologischen Eigenschaften von Nockentriebwerkstoffen zu verbessern. Gleichzeitig soll eine Möglichkeit geschaffen werden, verschlissene Bauteile durch das Aufbringen von Verschleißschutzschichten auf die Oberfläche wieder herzustellen. Zur Verringerung des Verschleißes und zur Wiederherstellung der verschlissenen Bestandteile der Bauteile ist eine möglichst umfassende Kenntnis der Beanspruchungen dieses Tribosystems erforderlich. Unter Berücksichtigung der genannten Kernpunkte wurde in dieser Arbeit der Ventilsteuerungsmechanismus hinsichtlich Konstruktion, Werkstoff und Verschleiß im Hinblick auf die Arbeitsfähigkeit von Motoren analysiert. Unter Berücksichtigung dieser systematischen Untersuchungen werden geeignete Werkstoffpaarungen und Beschichtungsverfahren ausgewählt und die sich selbst schmierenden Schutzschichten auf die Randschicht aufgebracht und modifiziert. Um die Funktionseffizienz zu verifizieren sind Simulationsergebnisse und tribologische Untersuchungen vorgesehen.

2. Stand der Technik zu Aufbau, Wirkungsweise und Tribologie von Ventiltrieben

2.1. Aufbau und Wirkungsweise von Ventiltrieben

Zu den grundsätzlichen Anforderungen an die Ventiltriebmechanismen gehört neben der optimalen Füllung der Zylinder auch eine optimierte Abführung der Abgase über den gesamten Drehzahlbereich des Motors. Das fordert von den modernen, schnell laufenden Verbrennungsmotoren eine erhebliche Zunahme der Geschwindigkeit und Beschleunigung der Ventile, die einem intensiven Verschleiß der Bauteile des Ventiltriebmechanismus verursachen können. Deswegen müssen die Konstrukteure mit der abschließenden Parameterauswahl Ventilhub-, Geschwindigkeits- und Beschleunigungskurven, Trägheitskräfte, Geräuschemission, Reibung, Schwingung, leichte bewegliche Masse, hohe Elastizität und Herstellungsgenauigkeit der Bauteile usw. berücksichtigen [Rot 60], [Ben 68], [Hal 03], [Bur 87], [Ros 61], [Men 02].

Zur Steuerung des Gaswechsels durch die Ventilsteuerungsmechanismen in Verbrennungskraftmaschinen dient in der Regel der oszillierende Bewegungsablauf des Ventils, der durch eine oder mehrere Nockenwellen unter Zwischenschaltung von Stößeln, Kipp- oder Schleppebeln (Schwinghebeln) erzeugt wird. Den Hauptteil des Nockentriebs bilden die Nocken. Bei der Nockenformauslegung wird besondere Aufmerksamkeit auf die Aufrechterhaltung der notwendigen „Zeit-Abschnittsdiagramme“ des Ventils und die Dynamik der Ventiltriebmechanismen gerichtet [Kor 87], [Her 07], [Ros 61], [Fli 93], [Uhe 85].

Die Ventiltriebmechanismen mit einem Schwinghebel (Schleppebel) können das Gewicht der bewegten Teile vermindern und die Gasverteilungsphase in einem großen Intervall steuern. Die Nachteile dieses Ventiltriebprinzips bestehen in den Querlasten auf den Ventilschaft, einer hohen Gleitgeschwindigkeit und dem intensiven Randschichtverschleiß.

Bei einem Kippebel wird die Kraftübertragung aus Nocken durch einen Stößel mit Zwischenelementen verwirklicht. Die Nachteile dieser Ventiltriebkonzeption bestehen in den Querlasten auf dem Ventilschaft, in der Zahl der Zwischenelemente, dem hohen beweglichen Masse und der Kompliziertheit der Konstruktion [Bur 87].

Im modernen PKW-Motorenbau setzt man immer häufiger das System Nocken-Tassenstößel ein, wobei der Nocken direkt auf den Tassenstößel einwirkt. Die Vorteile dieses Antriebs ohne Zwischenelemente im Vergleich mit den anderen Ventiltrieben liegen in dem

Fehlen der Kräfte, die den Ventiltrieb beeinflussen und in der konstruktiven und technologischen Einfachheit. In diesem Fall arbeitet der Antrieb mit einem niedrigen Geräuschniveau und senkt die Herstellungskosten. Die Versetzung des Stößels in die Mitte der Nocken verbessert häufig die Arbeitsbedingungen des Mechanismus, verringert die Gleitgeschwindigkeit, Kräfte und Kontakttemperatur und mindert infolgedessen den Verschleiß der Nocken; außerdem erfolgt der Stößelverschleiß gleichmäßig auf der Oberfläche. Die grundlegenden Mängel der Konstruktion sind die Folgenden: Die Regelungsschwierigkeit des Ventilspiels, das hohe bewegliche Gewicht, wodurch die Beschleunigung der Maschinen negativ beeinflusst wird. Weiterhin besteht die Schwierigkeit der Auswahl der Gasverteilung. Schließlich gibt es zusätzliche Reibungsverluste zwischen Stößel und Stößelführung und wegen des hohen Verschleißes auch eine Klemmgefahr des Stößels, was tangentiale Scherspannungen auf der Kontaktfläche verursachen kann [Bur 87], [Man 02], [Kor 87], [Her 07], [Ros 61], [Fli 93].

Bei den schnell laufenden Verbrennungsmotoren werden häufig Stößel und Schwinghebel mit Rolle angewendet, wodurch bei hohen Kurbeldrehgeschwindigkeiten der Verschleiß und die Reibung minimiert werden. Durch die Verwendung eines Rollenabgriffs anstelle eines Gleitabgriffs kann das Reibmoment des gesamten Ventiltriebs bei unterer Motorendrehzahl auf 70 %, bei mittleren und hohen Drehzahlen auf rund 50 % abgesenkt werden. Die Hauptnachteile dieser Art von Stößel sind das große Gewicht und die hohe Hertz'sche Pressung, die den elasto-hydrodynamischen Zustand des Nockentriebs negativ beeinflusst [Blo 05], [Fro 93], [Arn 93], [Bra 01], [Gri 68].

Neben der optimalen Motorkenngröße ist die Wartungsfreiheit des Motors ein weiteres Entwicklungsziel. Um dies für den Ventiltrieb sicherzustellen, setzen die Motorenentwickler einen Ventilspielausgleich (hydraulisch, elektromagnetisch oder pneumatisch) ein, wodurch der spiellose Kontakt zwischen den Nocken-Gegenläufer-Paarungen über lange Zeit sichergestellt wird. Dieser Mechanismus beeinflusst einerseits die Systemdynamik und den Verschleißwiderstand positiv. Andererseits muss man durch den ständigen Kontakt des Nockentriebs hohe Reibungsverluste und Temperaturen zwischen den Reibpartnern berücksichtigen.

Um die optimalen Ausgangsparameter des Motors bei beliebiger Motorendrehzahl gewährleisten zu können, wird ein zusätzliches Steuerungselement eingesetzt, das die Variation des Ventilhubes regelt. Damit wird der Nockenhub im Verhältnis zur Kurbelwellengeschwindigkeit kontinuierlich vom Nullhub bis zum Maximalhub variiert (mechanisch, elektromechanisch bzw. elektrohydraulisch) und somit Drehmoment, Leistung,

Verbrauch und Abgasqualität verbessert. Mit der variablen Steuerung auf der Basis des mechanischen Wirk- und Funktionsprinzips (Verminderung der Normalkraft bei niedriger Drehzahl und Verbesserung gasdynamischer Prozesse) werden Kraftstoffverbrauchseinsparungen von bis zu 15 % gegenüber einem Motor mit festen Steuerzeiten angestrebt. Im Vergleich zu einfachen, nicht variablen Nockenwellen entsteht dadurch eine Gewichtserhöhung von 1 bis 2 kg und die Komplexität der Konstruktion nimmt zu. Einerseits wird die Normalkraft im unteren Drehzahlbereich vermindert, andererseits nimmt wegen der erhöhten Trägheitskräfte die dynamische Belastung der Randschicht zu [Men 02], [Ber 92], [Kne 07], [Ohn 07], [Tit 86], [Fli 06].

Um einen weiteren Freiheitsgrad bei der Steuerung der Ventile zu erlangen, wurde ein System entwickelt, das durch eine direkte elektromechanische oder elektrohydraulische Ansteuerung der Ventile die Gaswechselverluste reduziert. Es erreicht mit der Regelung der Ventilöffnungszeit eine Senkung des Kraftverbrauchs um 15 bis 20 %, erhöht gleichzeitig das Motordrehmoment bei niedrigen Drehzahlen bis zu 20 % und kann darüber hinaus eine erhebliche Reduktion der Rohemissionen erreichen [Ohn 07], [Den 04]. Die elektromechanischen oder elektrohydraulischen Ansteuerungssysteme weisen jedoch eine begrenzte Dynamik auf, was dem Einsatz bei höheren Drehzahlen entgegensteht. Abhängig von der Komplexität der Konstruktion vermindert sich die Zuverlässigkeit des Systems im Vergleich mit den Nockentriebmechanismen. Der zusätzliche Strombedarf des elektromagnetischen Ventiltriebs muss den mechanischen Verlusten eines konventionellen Ventiltriebes gegenübergestellt werden. Beim elektromagnetischen Steuerungssystem sind die Energieverluste mit den Verlusten beim Schwinghebel mit dem Rollengegenläufer vergleichbar [Her 07].

Bei allen langsam laufenden Schiffsmotoren wird auch das Ventilsystem mit Nockenwellen angewendet. In der Welt werden 90 % der Schiffsmotoren von MAN B&W (Burmeister and Wain) hergestellt und bei allen diesen Zweitaktmotoren werden die Auslassventile durch die Nockenwelle gesteuert. Der Konstruktionsaufbau der Ventiltriebmechanismen dieser Schiffsmotoren, die mit einer niedrigen Geschwindigkeit arbeiten, ist sehr einfach und in diesem Fall gibt es keine speziellen dynamischen Anforderungen. Bei manchen Zweitakt-Schiffsmotoren wird die Lüftung des Zylinders durch die Zylinderfenster (Scavenging) durchgeführt. Die Firmen MAN B&W Diesel und New Sulzer Diesel haben auch Motoren ohne Nockenwelle entwickelt. Bei solchen Motoren werden das InVA (intelligent valve actuation) - und das InFI (intelligent fuel injection) -

Systems angewendet. Dabei werden auch Induktornocken verwendet, um Eingangssignale ins elektronische System einzuspeisen [Kna 90], [Wha 92], [Tay 90], [Woo 98].

2.2. Dynamik von Ventiltrieben

Eine der grundlegenden Schädigungsursachen der Ventiltriebsmechanismen ist meistens die dynamische Überlastung durch hohe Geschwindigkeiten. Diese müssen bei der Auswahl der Schmier- und Werkstoffe und bei der Oberflächenbehandlung berücksichtigt werden [Sch 88], [Hal 03].

Zur Berechnung des dynamischen Verhaltens eines Ventiltriebs werden im Allgemeinen die folgenden dynamischen Bewertungskenngrößen verwendet [Lev 03], [Men 02]:

- Geschwindigkeit und Beschleunigung;
- Kräfte und Momente;
- Frequenz und Form der Eigenresonanzen

Die Abbildung 1 zeigt den Unterschied zwischen Kinematik und Dynamik anhand eines Vergleichs einer kinematischen und einer dynamischen Ventilgeschwindigkeit und -beschleunigung. Rot eingefärbt sind die Bereiche, in denen Kontaktkraftverlust und Schwingungen auftreten [Men 02], [Fli 93].

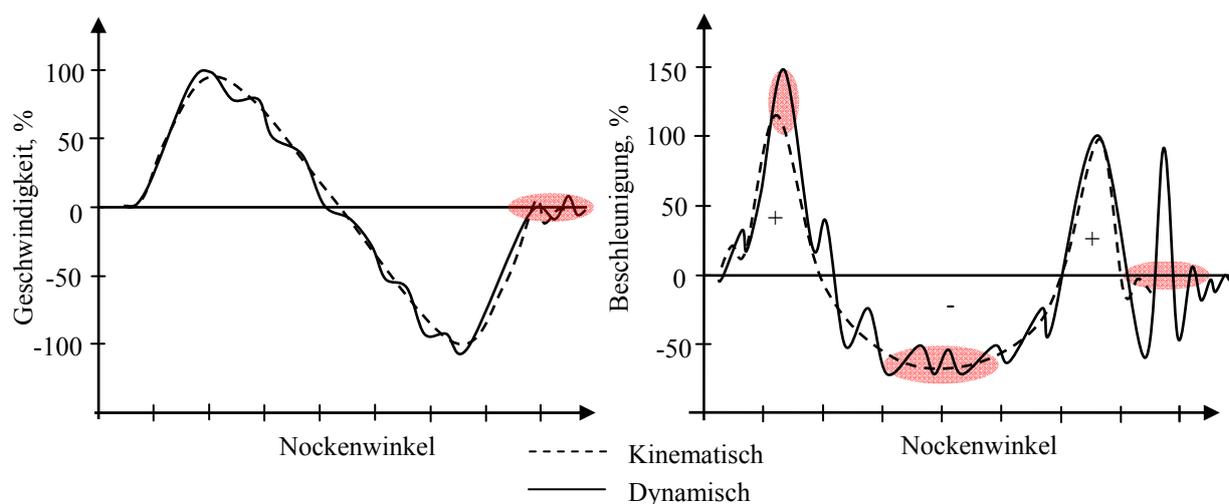


Abbildung 1: Vergleich Kinematik und Dynamik/Ventilgeschwindigkeit und -beschleunigung der Nocken-Gegenläufer-Paarungen, $N = 7000 \text{ min}^{-1}$

Die Form und die Stufenlosigkeit der Beschleunigungskurve sind für die Gewährleistung der gleichmäßigen Arbeit des Ventiltriebsmechanismus von großer Bedeutung. Die meisten Vibrationskräfte entstehen im zickzackförmigen Bereich der Beschleunigungskurve.

In der Abbildung 2 werden die kinematischen und dynamischen Massen- und Federkräfte schematisch dargestellt [Men 02].

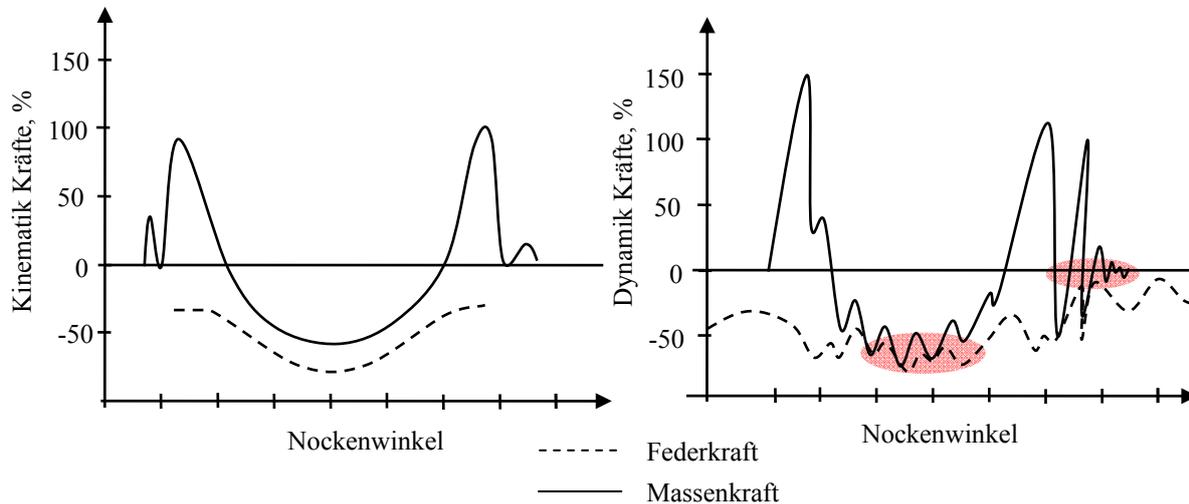


Abbildung 2: Vergleich Kinematik und Dynamik/Massen- und Federkräfte der Paarungen, $N = 7000 \text{ min}^{-1}$

In der Realität bewegt sich der Gegenläufer wegen der Elastizität und Trägheit des Antriebsmechanismus nicht genauso wie das Nockenprofil, deswegen werden im Nocken-Gegenläufersystem immer beeinträchtigende Schwingungen auftreten. Bei der Auslegung der Nocken werden die Schwingungseigenschaften des gesamten Ventiltriebs berücksichtigt [Fro 88], [Uhe 85]. Die Vibrationsursache hängt von den folgenden Kriterien ab:

- Form der Beschleunigungskurve des Gegenläufers;
- Ventilspiel und Kontaktverlust zwischen den Paaren;
- Oberflächenrauheit;
- Externe Last;
- Häufige Beschleunigung und Abbremsung der Nockenwelle;
- Andere Vibrationsquellen.

Bei hohen Motordrehzahlen wird der Gegenläufer sprunghaft vom Nocken getrennt. Dieses Phänomen hängt von den Eigenschwingungen und den elastischen Wellen der Feder ab. Dadurch entstehen Schwingungen und Geräusche, welche die Funktion des Ventilmechanismus, beeinträchtigen und dadurch die Lebensdauer verringern. Diese Phänomene werden durch die Resonanz der Eigenschwingungen der Feder und die höheren harmonischen Schwingungen der Trägheitskräfte des Mechanismus verstärkt. Weiterhin

besteht je nach Phasenlage und Amplitude der Federkraftschwingungen die Gefahr eines vorzeitigen Ausfalls des Ventiltriebes (hoher Verschleiß, Ventulfederbrüche, Störgeräusche usw.) [Mew 94], [Arn 93], [Lev 03].

Die Verringerung der Schwingungsamplitude durch eine Dämpfung muss mit Bedacht vorgenommen werden, da die Dämpfungskräfte die dynamischen Kräfte vergrößern können. Bei der Verringerung der Schwingungen können selbst mit kleinem Koeffizienten der Dämpfung die Dämpfungskräfte im Vergleich zu den Trägheitskräften groß werden. Für die Auswahl der besten Dämpfungsparameter in schnell laufenden Verbrennungsmotoren ist es notwendig, die Experimente so vorzunehmen, dass sie die reale Arbeit der Motoren imitieren.

Zur Verringerung der beeinträchtigenden schädlichen Vibrationen der Ventiltriebmechanismen werden folgende Maßnahmen vorgeschlagen:

- Hohe Steifigkeit des ganzen Systems (möglichst mit hoher Elastizität);
- Verbesserung der Herstellungsgenauigkeit und Oberflächenqualität;
- Verminderung der Werkstoffbeschädigung und Aufrechterhaltung der geometrischen Genauigkeit;
- Optimierung der Ventilhubgeschwindigkeits- und -beschleunigungskurven;
 - o Die Maximalwerte der Nockenbeschleunigung müssen möglichst klein sein;
 - o Im Beschleunigungsdiagramm muss die positive Fläche gleich der negativen Fläche sein;
- Optimierung der Ventiltriebskonstruktion;
- Bewegliche Bauteile müssen möglichst leicht sein;
- Verminderung des Reibungswiderstands und Verbesserung der Schmierqualität;
- Auswahl der Werkstoffpaarungen.

2.3. Elastohydrodynamik des Nockentriebs

Nocken-Gegenläufergetriebe gehören zu den Maschinenelementen, in denen die Kraft- und Bewegungsübertragung über kleine Kontaktflächen mit hoher Lastkonzentration erfolgt. Die Kinematik dieser Getriebe geht einher mit hohen Gleitgeschwindigkeitsanteilen ($0.5-10\text{m/s}$). Die daraus entstehende Scherbeanspruchung und Wärmeentwicklung beim Kontakt erschweren den Aufbau eines tragfähigen Schmierfilms, der eine Hauptbedingung für den verschleißarmen Lauf darstellt, wodurch die klassische hydrodynamische Theorie versagt. Im Schmierpalt wird außer den hydrodynamischen Vorgängen bei hohem Druck die Verformung der Randschicht abhängig von den Kontaktwerkstoffen eintreten, man spricht dann von einem elastohydrodynamischen (EHD) Kontakt. Durch die EHD-Schmiertheorie kann man die Lebensdauer von hochbelasteten Wälz- und Gleitkontaktpaarungen beurteilen oder vorhersagen [Bru 80], [Hal 90], [Aya 93], [Kir 88].

Der EHD-Kontakt ist im Vergleich mit anderen Verfahren kompliziert. Die Unterschiede werden in der folgenden Abbildung dargestellt:

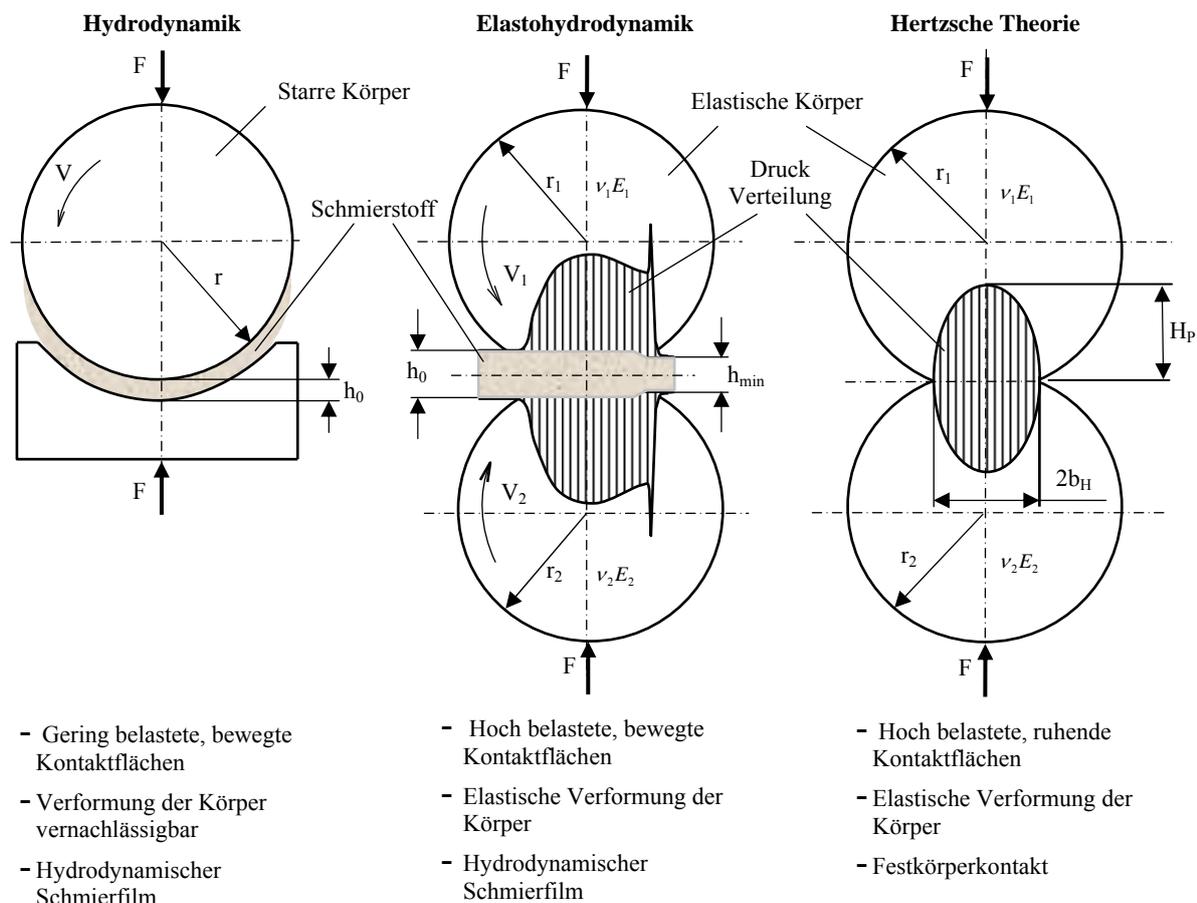


Abbildung 3: Die Belastung der Reibpaarungen bei unterschiedlichem Betriebszustand und anwendbare Rechnungsverfahren [Aya 93], [Fig 93]

Der Deformationswert der Nockenoberfläche hängt proportional von der Hertz'schen Pressung und wesentlich von dem Elastizitätsmodul der Kontaktwerkstoffe ab. Durch den Hertz'schen Druck kann die Kontaktbelastung der Nocken-Roller-Kontaktkörper statisch abgeschätzt werden [Kir 88], [Hal 03], [Uhe 85]:

$$Hp = 0,564 \sqrt{\frac{F_N E_{red}}{b_N r_{red}}} \quad \text{Gleichung 1}$$

F_N - Normalkraft; b_N - Breite des Nockens; E_{red} - reduziertes Elastizitätsmodul, r_{red} - bezogener Krümmungsradius

$$E_{red} = \frac{E_N \cdot E_R}{E_N (1 - \nu_R^2) + E_R (1 - \nu_N^2)} \quad \text{Gleichung 2}$$

ν_N und ν_R - Poissonzahlen; E_N und E_R - Elastizitätsmodule der Kontaktpaarungen.

$$r_{red} = \frac{r_N r_R}{r_N + r_R} \quad \text{Gleichung 3}$$

r_R - Rollenradius, r_N - Krümmungsradius des Nockens an der Kontaktstelle.

In Wirklichkeit unterscheidet sich die Hertz'sche Pressung von den theoretischen Berechnungen und übersteigt die Grenzwerte um bis zu 20-23 %. Es ist möglich, durch eine optimale Werkstoffauswahl eine thermisch-chemische Behandlung und durch die Beschichtung der Paarungen die Bedingung $Hp \leq [Hp]$, $\tau_K = 0,3Hp \leq [\tau_K]$ sicherzustellen [Sch 88], [Ose 63].

Um die gleiche Kraftübertragung der Ventiltriebpaarungen mittels Leichtbaukonzept zu realisieren, sind höhere Hertz'sche Pressung erforderlich, was meistens durch Stahlwerkstoffe gewährleistet wird und damit kann man auch die Kontaktfläche und den Reibungsweg der Paarungen vermindern. Bei der Verwendung von Schalenhartguss sind Hertz'sche Pressungen von ca. 1000 MPa, bei gegossenen Stahlnocken von 2000 bis 2500 MPa möglich. Bei höheren Pressungen werden vornehmlich geschmiedete Nockenwellen eingesetzt [Man 02].

Bei EHD-Kontakten kann sich unter bestimmten Bedingungen ein tragender Schmierfilm ausbilden, der die Kontaktpartner vollständig trennt. Die Schmierspaltgeometrie und der Druckverlauf eines hoch belasteten EHD-Kontaktes sind in der folgenden Abbildung dargestellt.

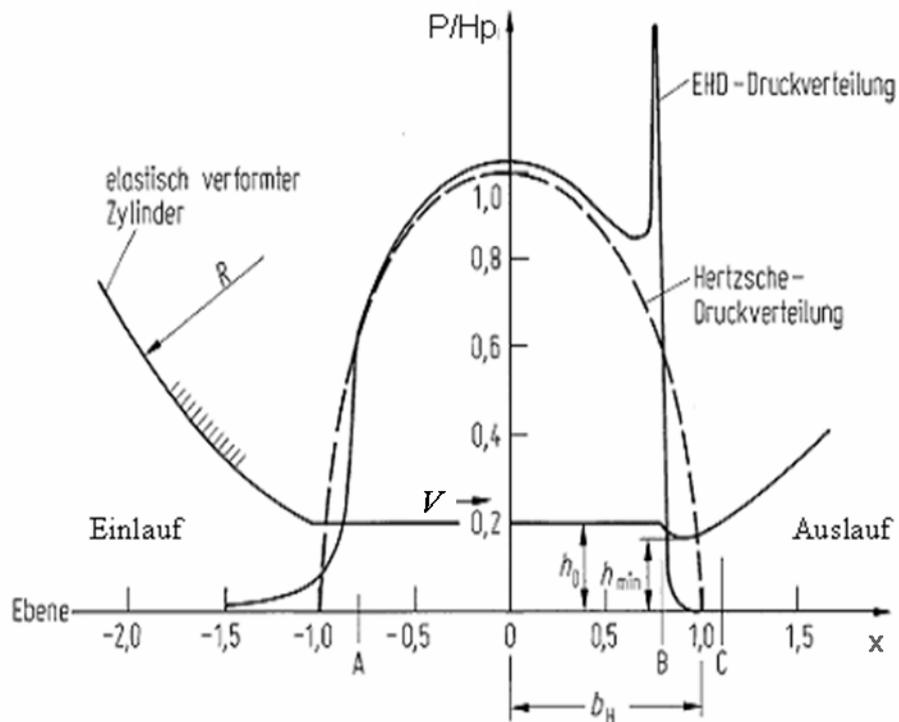


Abbildung 4: Ersatzmodell für die EHD-Berechnung nach Mohrenstein-Oertel [Spi 82]

Die Abbildung 4 zeigt die grundsätzliche Form eines EHD-Schmierspaltes für eine Linienberührung mit der Schmierfilmdicke h_0 im Einlaufbereich, um den Kontaktmittebereich und in der minimalen Höhe h_{\min} am Spaltausgang. Neben dem EHD-Druckverlauf wird auch die Hertz'sche Pressungsverteilung des trockenen Kontaktes eingezeichnet. Im Bereich um die Kontaktmitte hat die Druckkurve einen dem Hertz'schen Druck ähnlichen Verlauf. Am Kontaktauslauf treten eine Einschnürung des Schmierspalts und eine zweite Spitze in der Druckverteilung auf. Bei Nocken-Gegenläufer-Paarungen mit wechselndem Drehwinkel ändern sich die Last und Kreisgeschwindigkeit des Nockens an der Berührlinie und das EHD-Druckmaximum wandert zwischen der Einlauf- und Auslauf-Zone hin und her. In der Kontaktzone könnten sogar zwei Druckmaxima entstehen [Kir 88], [Uhe 85], [Aya 93].

Die Kraftübertragung zwischen Nocken-Gegenläufer-Paarungen erfolgt durch einen sehr dünnen Schmierfilm (Dicke: 0,02 bis 2 μm), deswegen ist die Schmierfilmdicke eine sehr wichtige Größe des EHD-Schmierkontakts. Mit ihr kann abgeschätzt werden, ob die Kontaktpartner vollständig getrennt sind und damit ein normaler Betrieb gewährleistet ist [Kir 88], [Spi 82], [Mat 94], [Hol 88].

Im Nockentrieb treten instationäre Zustände auf. Sowohl die Belastung als auch die Krümmungsradien und maßgeblichen Geschwindigkeiten an der Berührlinie ändern sich

abhängig von dem Nockenwinkel ständig, weshalb man mit sich ebenfalls ständig verändernden Schmierfilmdicken rechnen muss [Aya 93], [Uhe 85], [Kir 88].

Die instationäre Schmierfilmdicke beträgt

$$h_{inst} = h_{min} + \Delta h \quad \text{Gleichung 4}$$

h_{min} ist die minimale Schmierfilmdicke an der engsten Stelle des Spaltes; Δh ist die Spaltweitenabnahme aufgrund der Verdrängungsströmung.

Als Eingangsgrößen für die Schmierfilmdickenbestimmung stehen damit dann die Normalkraft, die hydrodynamisch wirksame Geschwindigkeit und der momentane Krümmungsradius an der Eingriffslinie zur Verfügung. Die Formel von Dowson und Higginson zur Berechnung der minimalen Schmierfilmdicken bei isothermen Betriebszuständen ist [Kir 88]:

$$h_{min} = 2,65 \frac{(V_H / 2)^{0,7} \cdot \eta^{0,7} \cdot \alpha^{0,54} \cdot r_{red}^{0,43}}{E_{red}^{0,03} \cdot F^{*0,13}} \quad \text{Gleichung 5}$$

$F^* = F_N / b_N$ - auf die Kontaktbreite bezogene Normalkraft; η - dynamische Viskosität des Schmiermittels; α - der Koeffizient, der die Änderung der Ölviskosität durch den Kontakt charakterisiert.

Die Spaltweitenabnahme aufgrund der Verdrängungsströmung ist [Kir 88]

$$\Delta h = \frac{\Delta \varphi_N}{180 \cdot \omega_N} \left(0,2644 \cdot \frac{w^{0,1859} \cdot h_{min}^{2,143}}{E_{red}^{0,4719} \cdot \alpha^{1,286} \cdot r_{red}^{1,329}} - 0,2588 \cdot \frac{V_H \cdot h_{min}^{0,7134}}{E_{red}^{0,4284} \cdot \alpha^{0,4284} \cdot r_{red}^{0,713}} \right) \quad \text{Gleichung 6}$$

φ_N - Nockendrehwinkel; ω_N - Winkelgeschwindigkeit des Nockens; w - Bewegungsgeschwindigkeit der Flüssigkeit; $V_H = V_N \pm V_R$ - die hydrodynamisch wirksame Geschwindigkeit, V_N, V_R - Drehgeschwindigkeit der Kontaktflächen.

Bei der Nocken-Stößel-Paarung hat die hydrodynamisch wirksame Geschwindigkeit durch das Drehen des Stößels einen zusätzlichen Geschwindigkeitsanteil, der die Schmiereigenschaften der Verschleißpartner beeinflusst

2.4. Analytik des Tribosystems von Paarungen

Die Zuverlässigkeit und Lebensdauer von Ventiltrieben wird vorwiegend durch die Verschleißbeständigkeit begrenzt. Der Verschleiß führt zum Verlust der kinematischen Genauigkeit, es verringert sich die Arbeitseffizienz, eine zusätzliche Leistung, Vibration, Geräusche und Emission entstehen, die bei der Konstruktion nicht vorgesehen wurden, damit verschlechtern sich die Funktionsparameter und die Lebensdauer wird verkürzt.

Die Verringerung der Reibung und der Verschleiß verlangen eine möglichst umfassende Kenntnis des Tribosystems. Dabei müssen die folgenden allgemeinen Einflussparameter berücksichtigt werden [Sch 97], [Wil 95], [Kuk 91], [Hol 93], [Dro 81], [Ipe 05], [Kog 91]:

- Geometrische Eigenschaften: die Oberflächenrauheit, die Kontaktradien und die Kontaktlänge;
- Chemisch-physikalische Eigenschaften des Schmierstoffs: dynamische Viskosität, Dichte, spezifische Wärmekapazität, Wärmeleitfähigkeit, Piezoeffizient, chemisches Potenzial zwischen der Randschicht und den Schmierstoffen usw.;
- Werkstoffeigenschaften der Paare: Hertz'sche Pressung, Elastizitätsmodul, Poissonzahl, Härte, Dichte, spezifische Wärmekapazität, Wärmeleitfähigkeit usw.;
- Äußere Bedingungen: Kreisgeschwindigkeit, Gleitgeschwindigkeit, bezogene Geschwindigkeit, Kontaktlast, maximaler Druck, Temperatur usw.

Die grundlegenden Verschleißformen der Bauteile der Ventiltriebsmechanismen sind Fressverschleiß, Pittingsverschleiß und Abriebverschleiß. Es handelt sich um vielfältige Verschleißerscheinungen, die durch die Wirkung von Abrasion, Adhäsion, Triboreaktion, Erosion und Ermüdung erklärt werden können. Gleichfalls hat sich die Erkenntnis durchgesetzt, dass diese Verschleißmechanismen in der Praxis normalerweise fast ausschließlich in ganz bestimmten Kombinationen auftreten, deswegen kann nur von einer überwiegenden Verschleißart unter den jeweiligen gegebenen Bedingungen gesprochen werden [Hof 81], [Lev 03], [Fuh 80], [Ser 06], [Iot 89], [Aya 93], [Hec 83], [Hur 91].

Das tribologische Verhalten für jede Nocken-Gegenläufer-Paarung kann üblicherweise anhand der Hertz'schen Flächenpressung (Gleichung 1) und der Schmierfilmdicken rechnerisch überprüft werden [Hof 81].

Um die Schmierung der Nocken-Gegenläufer-Paarungen durch die konstruktiven Maßnahmen zu gewährleisten, wird in den Verbrennungsmotoren die Ölversorgung durch das Nockenwellenlager oder durch die Bohrung auf die Nocken auf den Gegenläufer gespritzt.

Deswegen wird der Druck zwischen den Paaren nur mit Hilfe der Hertz'schen Pressung verursacht. Dies ist auf eine Mangelschmierung und eine Schmierpaltabsenkung zurückzuführen. Dabei ist die modifizierte Schutzschicht zum Schutz der Paare vor dem Heißlauf von großer Bedeutung. Die Schmierfilmdicke unter Berücksichtigung der Grenzfläche wird durch folgendes Formular dargestellt [Bur 87]

$$h_0 = h_{kr} + h_{gr} \quad \text{Gleichung 7}$$

h_{gr} und h_{kr} - bzw. schutz- und kritische Schichtdicke. $h_{kr} = R_z^R + R_z^N$, R_z^R, R_z^N - die gemittelten Oberflächenrauhtiefe der Paarungen und die optimale Rauheit der Oberfläche beträgt bei der Grenzfriktion $0.5 \mu\text{m}$. Die reale Oberfläche kann durch die mittels Chemisorptions-, Absorptions- oder durch die Metallplattierung entstehenden Schutzschichten bedeckt werden. Diese Schichten vermindern die Reibung und die Verschleißintensität. Um das flüssige Schmieren zwischen den Paaren zu gewährleisten, muss die Schmierfilmdicke zwischen den Paaren größer sein als die Oberflächenrauheit der Reibpartner

$$g_h = h_{\min} / h_{kr} \quad \text{Gleichung 8}$$

h_{\min} - minimale Schmierfilmdicke. Bei dem Reibungszustand $g_h \geq 1$ ist eine flüssige Reibung vorhanden.

Bei der Gleitreibung wird der Verschleiß des Gusseisens in Abhängigkeit vom Druck - P durch die folgende Gleichung bestimmt [Abr 88]

$$I_p = 0,038P^2 - 1,147P - 13,45 \quad \text{Gleichung 9}$$

Bei der Auslegung und Prognose der Lebensdauer der entsprechenden Nocken-Gegenläufer-Paarungen ist die hohe Verschleißintensität der Ventiltriebmechanismen zu berücksichtigen. Das entsprechende Kriterium muss durch die Gleichung, die zwischen den Werkstoffeigenschaften der Kontaktflächen, Reibbedingungen, Mikrorauheit und Verschleißintensität eine Verbindung ergibt, dargestellt werden [Bur 87]:

$$I_h = k \left(\frac{P_{n\max}}{HB} \cdot \sqrt{\frac{f_{\max}^3}{2f_{\max} - f_c}} \right) \cdot \frac{\sqrt{R_{aN}^2 + R_{aR}^2}}{h_{gr} + 0,63r_{red} \left(\frac{\eta V_N}{F_N} \right)^{0,7} \left(\frac{F_N \beta}{r_{red}} \right)^{0,6} \left(\frac{\lambda P e_{N,R}^{0,5}}{\alpha \eta V_H^2} \right)^{0,325}} \quad \text{Gleichung 10}$$

k - Koeffizient, der die Bearbeitungseigenschaften der Werkstoffe berücksichtigt; $P_{n\max}$ - maximale Normalspannung, die durch die Feder- und Massenkräfte erfolgt; f_{\max} - der maximale Reibungskoeffizient; f_c - der Haftungskoeffizient; R_a - Mittenrauhwert; η - dynamische Viskosität des Schmiermittels; β - Piezokoeffizient des Öls; λ - Wärmeleitfähigkeitskoeffizient des Schmiermittels; α - der Koeffizient, der die Änderung der

Ölviskosität durch den Kontakt charakterisiert; $Pe_{N,R}$ -Mittelwert der Pekletzahl im Kontakt. Im Fall der Nocken-Rollen-Paarungen

$$Pe_{N,R} = \frac{Pe_N + Pe_R}{2} \quad \text{Gleichung 11}$$

$$Pe_N = \frac{b_H V_N c_N \gamma_N}{\chi_N}, \quad Pe_R = \frac{b_H V_R c_R \gamma_R}{\chi_R}$$

c_N, c_R - spezifische Wärmekapazität der Werkstoffe; γ_N, γ_R - Dichte der Werkstoffe; χ_N, χ_R - Wärmeleitfähigkeitskoeffizient der Werkstoffe. b_H - die Halbbreite der Kontaktzone.

2.4.1. Zusammenwirkung des Schmierstoffs und der Randschicht

Die Nocken-Gegenläufer-Paarung stellt mit veränderlichen, großen Winkel- und Gleitgeschwindigkeitsanteilen, extremen Krümmungsradien und sehr kleinen Kontaktbreiten einen schmierungstechnisch schwierigen Fall dar. Damit erhöht sich die Flächenpressung, die Kontakttemperatur und es verringern sich die Ölviskosität und die Schmierpaltweite. Unter diesen Bedingungen entsteht zwischen den Paarungen die Grenzreibung ($f = 0.05 - 0.2$), wobei der Schmierfilm nicht immer die Paarungen trennt. Die Schmiertätigkeit wird mit der Hilfe von Absorption und Chemisorption des Schmierstoffs auf der Oberfläche verwirklicht [Spi 82], [Kor 87], [Ben 68], [Rot 60], [Vla 88], [Fuh 80], [Aya 93], [Uhe 85].

Verschleiß tritt nicht nur bei unterschiedlichen, zu hohen Beanspruchungen auf, sondern er ist auch von den verwendeten Schmiermitteln abhängig. Die Eigenschaften des Öls hängen wesentlich vom Aufbau und von der Quantität der Additive ab. Die Additive, die unter bestimmter Gleitgeschwindigkeit und Temperatur ein hohes chemisches Potenzial gegen die Randschicht der Gleitpaarung haben, machen es möglich, die Absorptions- und Chemisorptionseigenschaften des Schmierstoffs zu erhöhen (Metallseifen, -oxide, -sulfide, -chloride, -phosphate, -karbide u. a.) [Pig 93], [Bus 81], [Ber 78], [Hüb 94].

In den meisten Fällen wird die Zerstörung des Schmierfilms durch die Temperaturerhöhung ausgelöst. Dabei vermindert sich die Schmiermittelviskosität und der Schmierfilm wird zerstört. Es beginnt die trockene Reibung. Diese Temperatur nennt man die kritische Temperatur. Bei ihr ergeben sich eine starke Zunahme der Reibung, die Realisierung

des intensiven Adhäsionsverschleißes und chemische Reaktionen zwischen den aktiven Elementen des Schmierstoffs und der Reibungsoberfläche. Abhängig von dem Werkstoff gibt es zwei kritische Temperaturbereiche. Die erste kritische Temperatur resultiert aus dem Verhältnis zwischen der Absorption und der Desorption der Additiven des Schmiermittels. Die zweite kritische Temperatur resultiert aus dem Verhältnis der Chemisorption und der Zerstörung der chemisorbierten Stoffe [Buy 89].

Wenn die Zahl der Adhäsionskontakte zwischen den Paarungen abhängig von der Temperaturerhöhung den kritische Wert erreicht ($x = x_{kr}$), erhöht sich die Reibungszahl zwischen den Paarungen drastisch. Dies nennt man die kritische Temperatur der Absorptionsschicht

$$T_{kr} = \frac{E_x}{R \ln \left[\frac{\alpha_0 \cdot d^m \cdot K'_0}{x_k} \cdot \frac{\alpha_m \cdot P \cdot \gamma_R}{HB \cdot V_H^m} \right]} \quad \text{Gleichung 12}$$

x_k - die Zahl der Adhäsionskontakte zwischen den Paarungen, die durch die Zerstörung der Absorptionsschicht entsteht; α_m - die Menge des metallischen Kontaktes wird durch Langmuir-Isotherme berechnet; α_0 - Anzahl der möglichen Adhäsionsverbindungen; P - Druck; HB - Härte des weicheren Elements des Kontaktpaares; γ_R - Faktor, wird von Rowe vorgeschlagen und berücksichtigt die Verminderung der Fließspannung in der tangentialen Kraft; K'_0 - präexponentieller Faktor oder Frequenzfaktor in der Arrhenius-Gleichung; d - charakteristisches Maß; E_x - Aktivierungsenergie zur Entstehung der Adhäsionsverbindung; R - Universalgaskonstante; m - Gleichungsparameter.

Die Wirkung der durch physikalische Adsorption bestimmter Substanzen gebildeten Schichten hat besonders bei nicht zu hohen Temperaturen (unter 100 °C) Bedeutung. Mit steigenden Temperaturen werden die absorbierten Stoffe immer stärker desorpiert, so dass die Beanspruchungsgrenze derartiger Werkstoffe erreicht ist [Fig 93].

Bei einer bestimmten Temperatur kann zwischen den Paarungen eine Chemisorptionschicht entstehen, wodurch sich die Reibungszahl wieder vermindert. Den metallischen Kontakt kann man vernachlässigen

$$T_{XM} = \frac{yE_M}{R \ln \left[\frac{k_\beta}{\ln \beta_k} \cdot \frac{C^n}{V_H^y} \left(\frac{HB}{P} \right)^y \right]} \quad \text{Gleichung 13}$$

k_β und y - Konstanten, E_M - Aktivierungsenergie der Chemisorptionsschicht; C - Konzentration der aktiven Elemente im Schmiermittel; β_k - Zahl der Kontakte mit der chemisch modifizierten Schicht.

Chemische Reaktionen zwischen den Metalloberflächen und den entsprechenden Verbindungen erfordern meist Temperaturen über 100°C. Chemisorbierte Stoffe sind fester an die Oberfläche gebunden, deswegen besitzen die durch die Adsorption gebildeten Schichten eine niedrigere Scherfestigkeit als die Reaktionsschichten. Die Stärke der Reaktionsschichten liegt meist zwischen 0,01 und 0,25 µm; sie werden im stationären Betrieb abgesichert und ständig neu gebildet [Fig 93].

In der Gleichung 12 und Gleichung 13 hängt die Schutzschichtstabilität vom System der Werkstoff-Zwischenstoff-Betriebsparameter ab. Es wäre günstig, vor der Zerstörung der Adsorptionsschicht auf der Oberfläche gleichzeitig die Chemisorptionsschicht zu erzeugen, $T_{XM} \leq T_{kr}$. Das kann man durch eine zweckmäßige Legierung der Werkstoffe und Schmierstoffe erreichen.

2.4.2. Verhinderung des Verschleißes und Regenerierungsprozess im Betrieb

Bei der zusammenfassenden Analyse der Grenzreibung und der selektiven Übertragung konnte festgestellt werden, dass durch die selektive Übertragung die Reibung und der Verschleiß vermindert wurde und eine Regenerierung des mechanischen Systems erreicht werden konnte. Ein Beispiel hierfür sind Kühlschrankmotoren, die 25 – 30 Jahre ohne Versagen arbeiten, da sich die Oberfläche wieder selbst regenerieren kann. Die dabei entstehende Metall-Plattierung resultiert aus der Zusammenwirkung von Öl und Fluorchlorkohlenwasserstoff, sowie verschlissenen Kupferpulver aus dem Kühlsystem. Unter diesen Bedingungen stellt sich die verschlissene Oberfläche von selbst wieder her.

In einigen Fällen ist das in der Herstellungsnorm vorgeschriebene Spiel zwischen der Kurbelwelle und Hülse geringer geworden [Pol 88], [Pro 87].

Um die Metallplattierung, die meistens durch eine mechanische Verbindung entsteht, und die selektive Übertragung, resultierend aus einer chemischen Verbindung, zu verwirklichen, werden die folgenden Hauptuntersuchungen vorgeschlagen [Kra 79], [Ver 90]:

- Untersuchungen der Theorie der selektiven Übertragung und Skizzierung neuer technologischer Verfahren;
- Anwendung konstruktiver Werkstoffe, Schmiermittel und Additive;
- Offenes System für den Austausch von Energie und Materie;
- Modifizierung der Werkstoffoberfläche durch chemische Reaktionen;

Bei der Metall-Plattierung (Kupfer-Plattierung) wird die Kraftübertragung durch die Metallschutzschicht geleitet, die (Pb, Sn, Cu usw.) zwischen den Reibpartnern aus dem Resultat der physikalisch-chemischen Reaktionsumgebung bei der Deformation unter der Reibungsbedingung entsteht. Dadurch werden die physisch-mechanischen Eigenschaften der Oberfläche verbessert und thermisch-mechanische Belastungen vermindert.

Um hohe Oberflächenaktivität zu gewährleisten, ist eine Oberflächenbearbeitung durch das Antifriktion-Finish-Verfahren erforderlich. Damit wird die Oberfläche mit einer dünnen Schicht von 1 – 4 μm aus Kupfer oder Messing bedeckt. Dadurch erhöht sich die faktische Kontaktfläche und im Betrieb wandern die Teilchen von einer Oberfläche zur anderen. Zusätzlich stellt sich wegen der selektiven Übertragung zwischen der Oberfläche und den Aktivelementen (die chemische Verbindung durch Aktivität und Elektrolyse) die Verschleißschicht wieder her.

Um die tribologischen Eigenschaften der Nocken-Gegenläufer-Paarungen zu verbessern, können unter Berücksichtigung der selektiven Übertragung und Metall-Plattierung die folgenden Maßnahmen durchgeführt werden [Hof 81], [Fuh 80], [Hol 93], [Ver 90], [Kuk 91], [Gus 94], [Lin 93], [Vin 72], [Gor 88], [Kra 79]:

- Anwendung spezieller Schmiermittel, die zur Metall-Plattierung führen, dadurch erhebliche Abnahme des Verschleißes; in bestimmten Fällen ist es sogar möglich, die verschlissene Oberfläche wieder herzustellen
 - o Durch die MKΦ-18-Additive werden bei den Motoren die reale Kontaktfläche um 60 – 80 % und die Probelaufzeit um das 15- bis 20-fache erhöht, mechanische Verluste um 15 – 20 % und der Kraftstoffverbrauch um 3 – 5 % vermindert. Die langfristige Anwendung der Additive kann auch Oberflächenbeschädigungen beseitigen;

- Bei den Paaren Stahl-Stahl, Guss-Stahl und anderen Werkstoffen, die keine chemische Schicht erzeugen können, wird mit Metallpulver (z. B. Kupfer) oder Metallsauerstoffpulver vermisches Öl geschmiert;
- Durch geeignete Materialauswahl und Oberflächenbehandlung konnten die Oberflächenaktivität erhöht und die Schäden weitgehend behoben werden;
- Die Oberflächenaktivität hängt wesentlich von Kontakttemperatur, Oberflächenrauheit, Lasten, Frequenz, hydrodynamisch wirksamer Geschwindigkeit und den Schmiermitteln ab;
- Wenn zwischen den Reibpaarungen keine Gleitreibung existiert (Rollfriktion), ist die Oberflächenaktivität niedrig und die Randschicht wird zusätzlich belastet;
- Realisierung des Rehbinder-Effekts durch die Abwesenheit der Sauerstoffschicht
 - o Sauerstoff im Öl vermindert den Reibungskoeffizienten und erhöht die Verschleißgefahr unter hoher Last und es entsteht eine metallische Verbindung zwischen den Reibpaarungen;
- Erreichen einer polymeren Schicht auf der Oberfläche;
- Sulfide und Phosphide von Stahl und die Menge dieser Elemente im Öl vermindern den Verschleiß und erhöhen die Antifriktionseigenschaften.

2.5. Auswertung von Werkstoffen für die Nockentriebe

2.5.1. Analytik der angewendeten Werkstoffe und der Randschichthärteverfahren

Die Grundwerkstoffe für die Herstellung der Nockenwelle sind meistens weicher Baustahl, niedrig legierte Stähle, Stellite-Werkstoffe, pulvermetallurgische Stähle und weiß oder niedrig legiertes Gusseisen (z. B. mit Nickel und Molybdän), schmiedbare Gusseisen und gegossene weiße Gusseisen. Die angewendeten Werkstoffe sind die legierten Stähle 36Mn5, 28Mn6, 20NiCrMo2, 16MnCr5, 30CrMoV9, 20Cr4, 100Cr6, 14NiCr10, der pulvermetallurgische Stahl T15 und die Kohlenstoff-Stähle C15, C25, C35, die metallisch-keramisch harten Legierungen Wolframkarbid oder Stellite und hochwarmfeste Legierungen, mit unterschiedlichen Anteilen Kobalt, Chrom, Wolfram und Molybdän. Die oben genannten Werkstoffe werden zusätzlich verschiedenen Randschichthärteverfahren unterzogen und die Härte erreicht bis zu 55 – 65 HRC [Rot 60], [Ber 96], [Sav 09], [Hal 03], [Fom 89].

Bei den schnell laufenden Verbrennungsmotoren werden als Gegenläuferwerkstoffe niedrig gekohlte Kohlenstoffstähle, Chrom-Nickel-Stähle, Werkzeugstähle mit 1,0 % Kohlenstoffgehalt, mit Nickel legiertes Gusseisen in gehärtetem Zustand und weißes Gusseisen angewendet. Als Stößelwerkstoffe werden zementierte Stähle C15, C45, S355, niedrig legierte Stähle 42Cr4, 100Cr6, 30CrMoV9, 15Cr3, 20Cr4, 14NiCr10, 42CrMo4V und pulvermetallurgischer Stahl T15 angewendet. Die Kipp- und Schwinghebel werden aus zementierten Stählen wie C22, C30, 42Cr4 hergestellt [Hal 03], [Fom 89], [Ber 96].

Der Verschleißwiderstand der Paarungen kann nicht einzeln, sondern muss zusammen bewertet werden. Die Verschleißigenschaften häufiger Ventiltrieb-Werkstoffpaarungen sind in der folgenden Tabelle angegeben:

Nockenwerkstoffe	Gegenläuferwerkstoffe	
Grauguss	Stößel aus gehärtetem Stahl, HRC51-52	
Gegossenes Gusseisen (bei Gleitreibung sehr günstig)		
Mit Nickel legiertes Gusseisen		
Mit Nickel legiertes und bis HRC35-40 thermisch behandeltes Gusseisen (bei Gleitreibung sehr günstig)		
Molybdän legiertes Gusseisen		
Molybdän legiertes und gehärtetes Gusseisen		
Thermisch behandeltes Gusseisen und schmiedbares Gusseisen (bei Gleitreibung sehr günstig)		
C15, durch den Hochfrequenzstrom bis HRC60 gehärtet		
X12Ni5, zementiert bis zur Tiefe 1 mm		
20Cr4 (bei Rollreibung sehr günstig)		
20Cr4 zementiert (bei Rollreibung sehr günstig)		
100Cr6, HRC60-63 (bei Rollreibung sehr günstig)		
Weicher Baustahl, zementiert bis HRC56-61, in der Tiefe 0,12mm gehärtet (bei Gleitreibung günstig)		Stößel aus Werkzeugstahl mit 1,0% Kohlenstoff, HRC60-63
36CrNiMo4 mit Induktionsverfahren bis HRC48-50 in der Tiefe 0,12mm gehärtet (bei Gleitreibung günstig)		
Niedrig legierter weicher Baustahl bis HRC30 gehärtet (bei Gleitreibung unter kleiner Last günstig)	Stößel aus gehärtetem Werkzeugstahl	
Metallisch-keramische harte Legierung oder Stellite (bei Gleitreibung sehr günstig)	Stößel aus gehärtetem Stahl	
Mit Phosphor legierte gegossene Bronze 80HB und mit Nickel legierter Bronze 80HB (bei Gleitreibung unter kleiner Last günstig)	Stößel aus gehärtetem Stahl, HRC50-52	
Phosphor legierte Bronze	Stößel aus mit Nickel legiertem und gehärtetem Gusseisen	
Gusseisen (bei Gleitreibung sehr günstig)	Stößel aus Gusseisen	
Gusseisen, Randschicht zementiert und bis HRC52-54 gehärtet (bei Gleitreibung günstig)	Schwinghebel aus 42Cr4, Randschicht zementiert und bis HRC60-62 gehärtet	
Schalenhartguss (bei Gleitreibung sehr günstig)	Stößel aus T15, 100Cr6	
16MnCr5 (bei Gleitreibung sehr günstig)	Stößel aus 100Cr6, T15, 30CrMoV9	
Grauguss	Rolle aus C22, 20Cr4 und Randschicht zementiert und bis HRC56-62 gehärtet	
C22 und 20Cr4, Randschicht zementiert und bis HRC56-62 gehärtet (bei schlagartiger Bewegung)	Rolle aus gehärtetem Werkzeugstahl	
C45 Stahl bis HRC50-56 gehärtet (bei schlagartiger Bewegung)	Rolle aus gehärtetem Werkzeugstahl	
Plastik aus dem thermoreaktiven Harz (bei Gleitreibung schlecht)	Stößel aus gehärtetem Stahl	
Gehärteter Stahl (beim Schmierstoffsmangel intensiver Verschleiß)	Gehärteter Stahl	

Tabelle 1: Werkstoffpaare und ihre Eigenschaften bei Nocken-Gegenläufer-Paarungen [Ber 96], [Lev 03], [Rot 60], [Wer 90]

In der Tabelle 1 werden unterschiedliche Werkstoffe aufgeführt. Um diese Werkstoffe auszuwählen, haben die Anwender diese Reibpartner Werkstoffauswahlverfahren unterzogen. Die meisten angewendeten Werkstoffe sind Gusseisen, weil sie selbstschmierende Eigenschaften besitzen, die auf den Graphiteinschlüssen an der Oberfläche beruht und die Gefahr der metallischen Verbindung von Oberflächen bei der Grenzreibung zwischen den

Paarungen verringert. Selbstschmierende Eigenschaften haben weiterhin die porigen Sinterwerkstoffe (absorbiert mit Öl), graphithaltiger Stahl (Schmieren durch Graphit), bleihaltige Bronze (Schmieren durch Blei). Diese Werkstoffe zeigen eine geringe Beschädigung bei der Gleitreibung.

Mit Phosphor legierte Bronze, Plastik aus thermoreaktivem Harz und Nylon arbeiten sehr günstig unter den Schlag-, Verschleiß-, Geräusch-, Vibrations-, Abrasions- und Schmierstoffmangelbedingungen oder in Wasser. Aber sie sind nur bei geringen Lasten anwendbar. Deswegen sind sie nicht für Verbrennungsmotoren geeignet. Die keramisch-metallischen Werkstoffpaarungen werden ebenfalls bei der Herstellung von Gleitpaarungen verwendet. Die Auswahl hängt von den Herstellungsverfahren und der Serienproduktion ab. Zum Beispiel werden gesinterte Pulverwerkstoffe meistens bei der Produktion kleiner Nocken verwendet.

Es wird vorgeschlagen, dass bei minimaler Reibung und erforderlicher hoher Druckbeständigkeit keramische Nocken gewählt werden sollten [htt 3]. Die keramischen Werkstoffe können als Schicht oder als Composit-Nocken angewendet werden. Die Metall-Keramik-Paarungen verbessern die Abrasiv- und Adhäsionsverschleißbeständigkeit und verhindern das Zusammenschweißen der Paarungen, was z.B. bei Gegenläufern empfohlen wird (SiC , Si_3N_4 , ZrO_2). Aber bei den Keramik-Metall- oder Keramik-Keramik-Paarungen werden die Poren auf der Randschicht von Keramik nicht plastisch gerundet, sondern bewahren scharfe Kanten, weswegen sich die Verschleißrate erhöht. Die geringere Wärmeleitfähigkeit der Keramik erhöht die Temperatur zwischen den Paaren, wodurch bei den Keramik-Metall-Paarungen die Randschicht der Metalle stark thermomechanisch belastet wird [Rib 88], [Hur 91], [Fuh 85], [Rot 60].

Die Anwendbarkeit der keramischen Schicht wird durch chemische und/oder physische Verfahren realisiert, womit auf der Randschicht Stickstoff, Phosphate, Sulfide usw. erreicht werden. Die beste keramische Schicht wird durch die PVD- und CVD- Dünnschicht-Technologie hergestellt (DLC-Schichten) und diese Schichten weisen eine sehr hohe Elastizität (E-Modul um 180 GPa) und Schmiereigenschaften auf. Sie können bei Mangelschmierung die Notlaufeigenschaften von Systemen verbessern. Die Beschichtungstechnologie und Anlagekosten sind sehr teuer. Bei sehr dünner Schichtdicke und bei der Finishoperation können jedoch die dünnen Schichten abgeschliffen werden, weshalb sie noch nicht in der Massenproduktion angewendet werden [Wae 04], [Kuh 09].

Die wichtigsten mechanischen Randschichtverfestigungsverfahren sind das Kugelstrahlen und das Festwalzen. Die Elementarprozesse beider Verfahren beruhen auf einer

plastischen Verformung der Werkstückrandschicht. Bei diesen Randschichtverformungen treten Änderungen der Oberflächentopografie sowie tiefenabhängige Verfestigungen, Änderungen der Eigenspannungszustände und eine Erhöhung der Ermüdungsbeständigkeit der Nocken auf. Wegen der hohen Kosten, der Gefahr der Verformung des gesamten Bauteils, und der Gefahr von Mikrorissen haben sich plastische Randschichtverfestigungsverfahren nicht weit verbreitet. Für Nockenwellen kommt bei diesem Verfahren nur die Verwendung von mangan- legierten Eisenwerkstoffen in Betracht, deren austenitisches Gefüge sich bei entsprechender Verformung zu Martensit umwandelt [Odi 87], [Hec 83].

Aluminium und Magnesium werden in der Automobilindustrie vermehrt als leichte metallische Konkurrenzwerkstoffe zu Stahl eingesetzt, aber hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften, wie E-Modul und Zugfestigkeit, sind sie dem Stahl unterlegen. An Nockenauflflächen werden hohe Anforderungen bezüglich Härte und Verschleißfestigkeit gestellt, die mit diesen beiden Werkstoffen nur schwer oder gar nicht abzubilden sind. Um eine verschleißbeständige Schicht auf der Randschicht des Aluminiums zu erzeugen, wurden zahlreiche Versuchswerkstoffe entwickelt, diese sind aber wegen Qualitätsmängeln oder aus wirtschaftlichen Gründen noch nicht in der Massenproduktion von Nockentrieben verwendet worden [Lya 00], [Izy 93], [Ale 89], [Dro 88], [Meu 06].

Im Allgemeinen werden in der Massivenproduktion keine Oberflächenbeschichtungen vorgenommen. Zur Verbesserung des Einlaufverhaltens werden die Paarungen durch chemisch-thermische Verfahren in kohlenstoff-, stickstoff-, bor-, phosphathaltigen Medien bei 500 – 1050⁰C einige Stunden geglüht. Am häufigsten werden sie nitriert. Beim Einsatzhärten ist das entstehende Gefüge abhängig von der Einhärtbarkeit des Einsatzwerkstoffs und den Bauteilabmessungen und kann aus Massivmartensit, Bainit, Perlit und/oder Ferrit bestehen [Wer 90], [Cha 00], [Hec 83], [Sch 88], [Iot 89], [Rib 88], [Sol 90].

Bei den Ventiltriebsmechanismen und in den Kraftstoffpumpen von Schiffsmotoren, die mit niedriger Geschwindigkeit arbeiten, werden großvolumigen Nockenwellen angewendet und die Nocken werden auf die Nockenrohre durch hydraulische Druck-, Bolzen- oder Pressverfahren verfestigt. Der Druck auf dem Nocken beträgt mehr als 1500 bar, weshalb die hoch belasteten Nocken aus Stahl hergestellt und durch chemisch-thermische Randschichthärteverfahren behandelt werden. Nur die Indikatornocken werden aus Gusseisen hergestellt [Woo 98], [Wha 92], [Tay 90].

2.5.2. Aktualität des Gusseisens zur tribologischen Anwendung

Ein kostengünstiger und gut bearbeitbarer Werkstoff für die Herstellung der Nockenwelle ist Gusseisen (Tabelle 1). Gusseisen zeigt gute Antifriktionseigenschaften gegenüber dem stabilen Reibungskoeffizienten. Zu diesen Gusseisen gehören Grauguss mit Lamellengraphit, Gusseisen mit kugelförmigem Graphit und schmiedbares Gusseisen [Bel 87], [Ale 88], [Wer 90], [Man 02], [Gri 95].

Mit der Zunahme des Graphitgehalts erhöhen sich die Antifriktionseigenschaften des Gusseisens. Die Rolle des Graphits in der Struktur ist komplex [Gla 92]:

- Unter trockenen Gleitreibungsbedingungen oder bei Mangelschmierung gewährleistet es eine solide Selbstschmierung (in einer feuchten Atmosphäre);
- Graphit dämpft Vibrationen, verhindert die Adhäsion und Adhäsionsschweißprozesse;
- Durch Verbindung mit dem flüssigen Schmierstoff entsteht ein Oberflächen-Schmierstoff-Reservoir;
- Die Graphit-Phase ist bezogen auf die Verschleißbeständigkeit am einflussreichsten, aber auch ihre durchschnittliche Größe und die Verteilung können wichtig sein;
- Auf der einen Seite muss die Graphitgröße groß genug sein, auf der anderen Seite müssen die Zahl der Flecken und die Verteilung eine bestimmte Limitation aufweisen

2.5.3. Verschleißbeständige Gusseisenlegierungen

Nach [Ber 78] liegen die Nachteile von Gusseisen in niedriger Verschleißbeständigkeit und hohen Reibungskoeffizienten. Deswegen werden die Gusseisen bei Paarungen verwendet, die niedrige Lasten und Gleitgeschwindigkeiten aushalten müssen. Der Reibungskoeffizient des Gusseisens auf Stahl liegt zwischen der erlaubten Grenze für die Friktions- und Antifriktionswerkstoffe. Deswegen sind diese als Friktions- und Antifriktionswerkstoff wenig befriedigend. Wegen der Wärmebeständigkeit ist das Gusseisen auch nicht günstig. Der Einsatzbereich von Gusseisen mit Lamellengraphit reicht nur bis etwa 350 °C, bei Gusseisen mit Kugelgraphit bis 450 °C (perlitische Grundmasse) bzw. 700 °C (ferritische Grundmasse). Bei den Nocken-Gegenläufer-Paarungen können aber die Temperaturen auf den Bauteilen bis zu 800 °C erreichen [Ver 82], [Ale 86], [Wit 92]. Daraus resultieren die Forderungen der

Randschichthärteverfahren, weshalb man versuchen muss, die oben genannten Schmiereigenschaften beizubehalten.

Durch die Oberflächenbehandlung der Nocken aus Gusseisen kann man abhängig von der Beanspruchungsart die Mikrostruktur der Randschicht optimieren und eine wesentliche Verschleißminderung bewirken. Unter Berücksichtigung der Literatur [Vol 07] wird für das Randschichthärteverfahren des Gusseisens das folgende Schema vorgeschlagen.

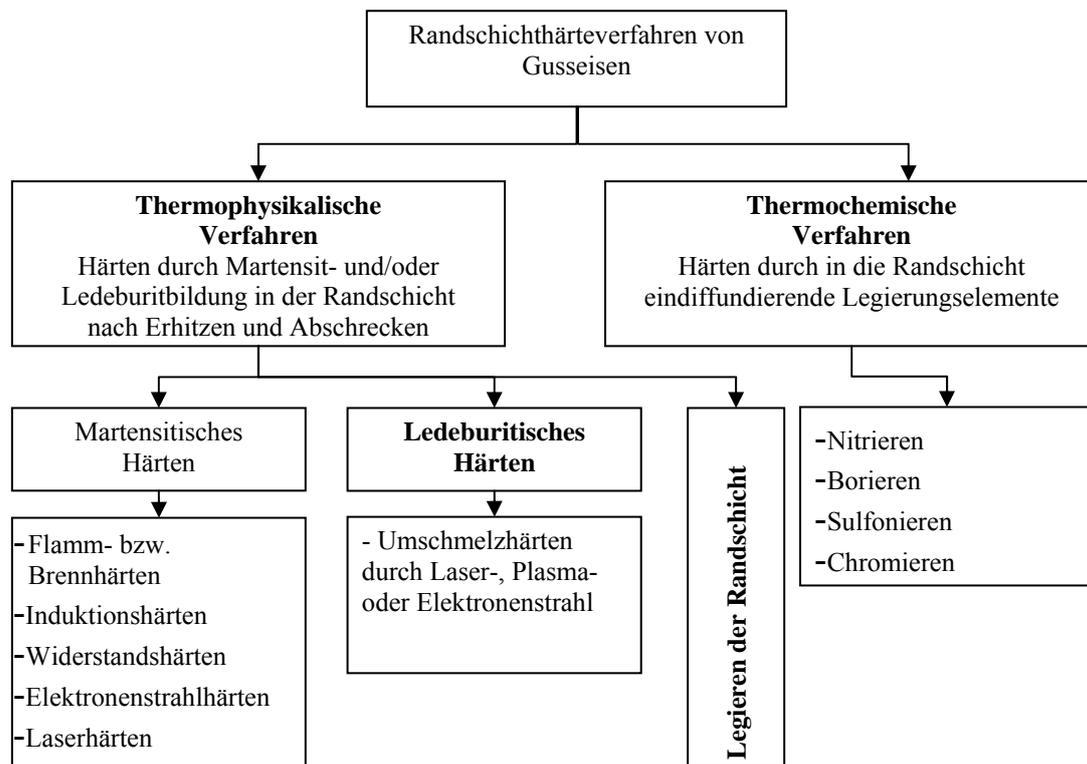


Abbildung 5: Randschichthärteverfahren von Gusseisen [Vol 07]

Häufig wird die Randschicht der Paarungen nitriert, wobei durch hohen Nitridanteil eine gute thermische Stabilität erreicht und eine große Druckeigenspannung erzeugt wird. Bei der Behandlung des Gusseisens gehen die Graphitpartikel nicht in die Lösung über, vielmehr wird wegen des hohen Graphit- und Siliziumgehalts des Gusseisens die Diffusion des Stickstoffs in das Gusseisen stark behindert. Reichen die Graphiteinschlüsse bis an die Oberfläche, so umwandert die Verbindungsschicht teilweise der Graphit [Bog 07].

Bei vielen Ottomotoren wurden die Nockenwellen in zunehmendem Maße aus unlegiertem Gusseisen mit ledeburitischen Randschichten hergestellt (Tabelle 2). Die ledeburitische Randzone ist für tribologisch hochbeanspruchte Bauteile von großem Interesse. Sie sind im Vergleich zu unbehandeltem Gusseisen thermisch stabiler, ertragen eine höhere Hertz'sche Pressung ($1000N/mm^2$) und haben weniger Neigung zu Adhäsionsverschleiß [Wer 90], [Her 07], [Kom 88], [Vla 93], [Ros 61].

Nockenwelle	Stahl		Gusseisen				Gegenläufer							
	Flamm- oder induktionsgehärtet	Einsatzgehärtet	Vergütet	Temperguss	Umschmelzgehärtet	Schalenhartguss	Teilkarbidisch gehärtet	EN-GJS	Umschmelzgehärtet	Schalenhartguss	Teilkarbidisch gehärtet	Hartmetall	Sintermetall	Sinterkeramik
1 – Flachstößel 2 – Rollenstößel 3 – Tassenstößel 4 – Hebel		1, 2	2		1, 3, 4	1, 3, 4	2							
						3								
		1				3								
						1, 3								
						1, 4								
						4								

Tabelle 2: Werkstoff-Paarungen für Nocken-Gegenläufer-Paarungen [Wer 90], [Czi 10]

Es gibt zwei grundlegende Verarbeitungsmethoden des ledeburitischen Gusseisens. Im ersten Fall wird die Welle aus dem perlitischem Gusseisen, das eine niedrige Härte aufweist, gegossen. Dafür wird die Nockenwelle mit der Kokille an der Stelle, an der die Härte hoch sein muss, z. B. auf der Nockenspitze, gehärtet.

An dieser Stelle ist der Graphit in der Struktur verschwunden und es entstehen Zementit und Perlit. Diese Art Gusseisen wird Schalenhartguss genannt und hält Hertz'schen Pressungen von zirka 1000 MPa stand. Im zweiten Fall wird die Oberfläche der Gusseisenwerkstoffe durch den Lichtbogen, der hohe Energie aufweist, in der Atmosphäre des Edelgases geschmolzen. Abhängig vom Gusseisenwerkstoff können Werte der Hertz'schen Pressung von zirka 1200 MPa (WIG) beziehungsweise 1400 bis 1800 MPa (Elektronenstrahl) ausgehalten werden [Bur 87], [Man 02]. Aus Gründen der einfachen Herstellung von ledeburitischen Randschichten und der Automatisierbarkeit der Produktion von Nockenwellen erscheint das Umschmelzhärten mittels Lichtbogen vorteilhaft gegenüber Schalenhartguss.

In der Literatur [Wer 90] wird gezeigt, dass die Verschleißbeständigkeit der ledeburitischen Gefüge nicht allein auf ihrer hohen Hertz'schen Pressung beruht. Sie gründet sich vor allem auf den Gehalt von Primärzementit und seine Stabilität. Nach dem Umschmelzen des Gusseisens entstehen in der Umschmelzzone Ledeburit (Perlit, Zementit) und Perlit, die eine schlechte Verschleißbeständigkeit haben. Zementit ist metastabil und kann sich bei hohen Betriebstemperaturen wieder in Perlit umwandeln. Perlit ist auch thermodynamisch nicht stabil und zerfällt bei höheren Temperaturen ($> 400\text{ }^{\circ}\text{C}$) zu Ferrit und Graphit. Dadurch treten ein deutlicher Verlust an Festigkeit, Härte und bis 8% Volumenvergrößerung ein.

Außer dem ledeburitischen Gusseisen gibt es noch martensitisches metastabil erstarrtes verschleißbeständiges Gusseisen mit verbesserter Ausbildung der Matrix durch zulegieren von Nickel (4 %), Chrom (3 %) und Molybdän (1 %) [Wit 92].

Chromgusseisen steht in Konkurrenz zu ledeburitisch-martensitischem Gusseisen. Im Vergleich dazu besitzt das Chromgusseisen noch höhere Verschleißbeständigkeit. Bei seiner Verwendung müssen jedoch auch die deutlich höheren Kosten berücksichtigt werden. Es kann sich lohnen, aufgrund der wirtschaftlichen, ökologischen Eigenschaften sowie der maximalen Leistung Bauteile, die das Drehmoment von Motoren beeinflussen, solche teure Werkstoffen einzusetzen. Aufgrund ihrer Verschleißfestigkeit und Gleiteigenschaften können solche Hartstoffschichten eine wesentliche Verbesserung des Betriebsverhaltens der Paarungen bewirken [Abr 65], [Woo 98], [Wha 92], [Tay 90].

Durch eine Legierung mit Chrom bilden sich besonders harte Sonderkarbide. Die Matrix besteht bei hohen Chromgehalten im Gusszustand aus Restaustenit, Martensit, Bainit und Perlit. Charakteristisch für diesen Legierungstyp sind eutektische und sekundäre Mischkarbide des Typs M_7C_3 . Abhängig von der Menge der C und Cr entstehen in der Struktur des weißen Gusseisens unterschiedliche Arten von Karbiden. Bis 7 % Chrom entsteht zementitartiges weißes Gusseisen. Ab 10 % Chrom bildet sich das Chrom-Eisen-Mischkarbid $(\text{CrFe})_7\text{C}_3$, mit 14 % Chrom neben dem chromhaltigen Zementit $(\text{FeCr})_3\text{C}$. Der Anteil des $(\text{FeCr})_3\text{C}$ verringert sich mit steigendem Chrom- und sinkendem Kohlenstoffgehalt. Oberhalb von 14 % Chrom tritt nur das Mischkarbid $(\text{CrFe})_7\text{C}_3$ auf und verursacht im Vergleich zur netzförmigen Karbidausbildung des Typs $(\text{FeCr})_3\text{C}$ bessere Zähigkeitseigenschaften. Bei Verhältnissen von $\text{Cr}/\text{C} \geq 10$ entsteht auch kubisches (M_{23}C_6) Karbid [Wit 92], [Gol 86], [Kop 96].

Hohe Verschleißbeständigkeit und Temperaturstabilität weist hoch legiertes Gusseisen mit 6 – 28 % Cr, 1 – 4 % C und anderen Legierungsbestandteilen wie Mo, Ni, B, Mn, Cu, W und

V auf. Das entstehende Chromkarbid ist viel härter als Eisenkarbid und härter als Quarz, außerdem zeigt es eine bessere Verschleißbeständigkeit als die martensitischen Stähle [Gla 92], [Ale 86], [Ben 68], [Men 02]. Bei Chrom-Vanadium-Gusseisen für harte Schlag- und Biegebelastung gibt es nicht nur V- und Cr-Karbide, sondern auch Dreikomponenten-Karbidarten $[(Fe, Cr, V)_x C_y]$. Die Vanadiummenge im Gusseisen beträgt vorteilhaft $\%V = 3 + 1/3 (\%Cr)$, wenn $V < 8 \%$ und $Cr \leq 12 \%$ ist [Gol 86], [Gol 88].

Um die Werkstoffeigenschaften zu beeinflussen, werden die folgenden Elemente vorgeschlagen [Erm 94], [Vol 07], [Den 88], [Tay 90], [Mer 08], [Izy 93]:

- C ist das Hauptlegierungselement und erhöht die Verschleißbeständigkeit durch Verbindung mit anderen Elementen;
- Chrom ist Karbidbildner, verzögert den Perlitfall und erhöht die Korngröße, Härte, Erosions-, Zunder-, Korrosionsbeständigkeit, ist für die Beschichtung durch Dünnschichttechnologie gut geeignet und weist sehr hohe Chemisorptions- und Absorptionseigenschaften für Öl auf;
- Niob ist ein sehr starker Karbidbildner und erhöht die Warmfestigkeit und die Zeitstandfestigkeit;
- Ni ist kein Karbidbildner. 3 bis 3,75 % Nickel erhöht die Wärme- und elektrische Leitfähigkeit, Feinheit der Struktur, Festigkeit und Korrosionsbeständigkeit. Mit 12 – 36 % Ni legiertes austenitisches Gusseisen ist korrosions-, hoch- und tieftemperaturbeständig (bis 800 °C bzw. bis -200 °C);
- Molybdän in kleiner Menge verbessert die Warm- und Zeitstandfestigkeit;
- Vanadium ist ein starker Karbidbildner. In kleiner Menge erhöht es die Ermüdungs-, Verschleiß- und Warmfestigkeit und verfeinert die Korngröße;
- Co reguliert als metallische Bindephase in Grenzen die Zähigkeit des Hartmetalls und verbessert die Warmfestigkeit;
- Wolfram ist ein sehr starker Karbidbildner und erhöht die Korrosions-, Hitze-, Verschleißbeständigkeit und verbessert die Chemisorptions- und die Absorptionseigenschaften;
- Kupferanteile von 0.2 – 0.5 % erhöhen die Wärme- und elektrische Leitfähigkeit, sowie die Korrosionsbeständigkeit. Eine hohe Kupfermenge (bis 14%) zersetzt die Karbide und erzeugt eine Kupferplattierung, welche die Verschleißfestigkeit um das 2- bis 10-fache erhöht;
- Aluminium ist ein Desoxidationselement und erhöht die Wärme- und elektrische Leitfähigkeit, verbessert die Zunderbeständigkeit und verursacht feinkörnige Gefüge;

- Silizium ist ein Desoxidationselement und fördert die Graphitbildung. 0,5 % bis 3,5 % Silizium erhöht die Festigkeit, Zunderbeständigkeit und die Härte;
- Mangan begünstigt die Entstehung von Eisenkarbid, erhöht die Festigkeit und 3 – 5 % Mn verbessert die mechanischen Bearbeitungseigenschaften;
- Bis zu 0,4 % Bor erhöht den Verschleißwiderstand und vermindert die Schweißneigung. B_4C - Keramik ist bei niedrigen Temperaturen sehr verschleißbeständig. Bei hoher Temperatur entsteht B_2O_3 , das sich verflüssigt;
- Ti ist ein sehr starker Karbidbildner. 0,1 – 0,3 % Ti erhöht den Verschleißwiderstand und verfeinert die Korngröße;
- Bei Nockentrieb wird eine hohe Genauigkeit gefordert, weshalb die Anwendung verschleißbeständiger Werkstoffe, die sich im Betrieb verfestigen oder martensitisch umwandeln können, möglichst zu vermeiden ist.

2.6. Schlussfolgerungen

Die Analytik des Ventiltriebsmechanismus umfasst konstruktive, dynamische, tribologische und werkstofftechnische usw. Aspekte. In Wirklichkeit üben diese Kriterien nicht nur im Einzelnen, sondern auch im Zusammenwirken bestimmte Einflüsse aus, wobei eine genaue Grenze zwischen ihnen kaum gezogen werden kann. Durch eine Analyse können Systementwickler wichtige Kenngrößen der einzelnen Untersysteme aus werkstofftechnischen Gründen einzeln und systematisch bewerten. Da die Zerstörungsmechanismen der Randschicht von den Betriebsbedingungen abhängen, müssen die angewendeten Werkstoffe und die Randschicht bewertet und die jeweils richtigen Werkstoffe und Randschichtverfestigungsverfahren oder -technologie ausgewählt, untersucht und bestätigt werden. Die vorausgehende Analyse und die richtige Werkstoffauswahl sind aus Gründen der Versuchskapazität und aus Kostengründen sehr wichtig.

In den letzten Jahren wurden bei der Produktion von Nockentrieb-Werkstoffpaarungen statt Gusseisen Stahlwerkstoffe verwendet, die einer hohen Hertzschen Pressung standhalten. Eine große Hertzsche Pressung kann die Nockenbreite und damit die Reibungsverluste und das Reibmoment zwischen den Paaren, das Baugewicht und die dynamische Belastung durch Trägheitskräfte minimieren.

Trotz der Anwendung harter Stahlwerkstoffe wird der Verschleißwiderstand der Paarungen bei Mangelschmierung nicht verbessert, weshalb diese Hartstoffe bei trockener Reibung intensiven Verschleiß nach sich ziehen (Tabelle 1). Die unbehandelten Gusseisen sind aufgrund des freien Graphits günstiger im Hinblick auf den Verschleiß bei trockener Reibung, aber wegen der niedrigeren ertragbaren Hertzschen Pressung werden breitere Nocken gefordert. Um das Leichtbaukonzept zu verwirklichen, wird diese Schicht umschmelzgehärtet und die Hertzsche Pressung bis 1200 MPa erhöht. Das Verschwinden des Graphits und die Entstehung der ledeburitischen Struktur verschlechtern die Verschleißbeständigkeit bei Mangelschmierung. Um den Verschleißwiderstand zu erhöhen, ist es interessant, die Randschicht der günstigen und weit verbreiteten Gusseisenwerkstoffe mit WIG umzuschmelzen, zu legieren und dabei freies Graphit zu erhalten und die ertragbare Hertzsche Pressung zu erhöhen.

In den veröffentlichten Ergebnissen zur Anwendung der verschleißarmen Ventiltriebs-Werkstoffpaarungen wird nicht von der Randschichtlegierung des Gusseisens mit WIG-Umschmelzung oder von systematischen Verschleißuntersuchungen der Paarungen berichtet.

Theoretische und experimentelle Untersuchungen zeigen, dass hoch legierte Gusswerkstoffe höhere Verschleißbeständigkeit als die angewendeten Stähle aufweisen. Diese Art von Werkstoffen wird wegen der hohen Preise nicht immer bei allen Bauteilen angewendet. Wegen der Verminderung der Zusatzwerkstoffmenge kann das Beschichten die Werkstoffkosten vermindern. Die Nachteile solcher Verfahren werden durch die Technologiekosten bestimmt. Der Nockentrieb beeinflusst die Motorcharakteristik wesentlich. Diese aus einer harten Schicht und durch teure Technologie herzustellen kann sich im Betrieb lohnen. Diese Art von Werkstoffen kann man auf die Randschicht auftragen oder beim Bau von Nockenwellen (gebaute Nockenwelle) für ganze Nocken verwenden.

Für die Erhöhung der Lebensdauer sind Chrom-Legierungen zweckmäßig, besonders in den Fällen, in denen eine regelmäßige Schmierung der Kontaktflächen nicht sicher zu stellen ist. Dabei besitzen die chromhaltigen Werkstoffe das höchste Chemisorptions- und Adsorptionsvermögen für Öl (um das 4- bis 5-fache größer als bei chromfreiem Stahl und Gusseisen) und bei Mangelschmierung die besten Notlaufeigenschaften [Den 88], [Leb 89], [Ros 61]. Die hoch chromhaltigen Werkstoffe sind auch für das Schweißen gut geeignet. Bei diesen Werkstoffen spielt die Porenbildung durch Sauerstoff und Stickstoff keine Rolle, weil dieses Element den Sauerstoff zu unschädlichem Chromoxid und Stickstoff zu Nitriden abbundet, wodurch eine tribologisch günstige Schicht entsteht. Allerdings kann die starke Aufhärtungsneigung eine hohe Vorwärmung zum Schweißen erfordern.

3. Problemstellung und Zielsetzung

Um die Anforderungen an Motoren zu erfüllen, ist unter allen Umständen eine Veränderung der konstruktiv vorgegebenen Nockenkontur infolge von Reibung und Verschleiß zu vermeiden, die sich belastend auf die Randschicht der Nockentriebe auswirken können. Für die Konstrukteure stehen nicht das optimale Spannungs-Deformationsverhalten und die tribologische Eigenschaften im Vordergrund, sondern ein minimaler Kraftstoffverbrauch, weshalb neuere Entwicklungstendenzen im Motorenbau viel größere Anforderungen an den Verschleißwiderstand der Randschichten von Nockentrieben zur Folge haben.

Bei Anwendung der gehärteten Stahlwerkstoffe kann man in heutigen Motoren keinen ausreichenden Verschleißwiderstand der Nocken sicherstellen. Durch die geforderte hohe Reibung, Relativgeschwindigkeit und Kräfte wird die Kontaktzone zwischen dem Nocken und dem Gegenläufer durch hohe Flächenpressungen und Temperaturen belastet. Unter dieser Bedingung wird die Ölschicht zerstört und es entsteht zwischen den Reibpartnern wegen des trockenen Heißlaufs intensiver Verschleiß. Die Ursachen der Temperaturerhöhung, die die Rekristallisation und im extremen Fall das Schmelzen der Oberfläche verursacht, sind die Makro- und die Mikroprozesse in der Kontaktzone, die meistens durch eine Verminderung der Hertz'sche Pressung und Reibungszahl beseitigt werden können [Men 02], [Hol 93], [Las 86], [Hol 88], [Wei 03], [Ros 61], [Hur 91], [Pig 93].

Aus technischen und wirtschaftlichen Gründen ist es häufig nicht möglich, dass die Ventiltriebwerkstoffe gleichzeitig eine hohe Hertz'sche Pressung und Antifriktions-, Chemisorptions- und Absorptionsbeständigkeit erreichen, sowie unter verschiedenen Betriebsbedingungen optimale tribologisch-mechanische Eigenschaften aufweisen.

Trotz der geringeren Hertz'schen Pressung hat Gusseisen bei trockener Reibung wegen des freien Graphits im Gehalt günstige tribologische Eigenschaften. Das erhöht einerseits die Selbstschmiereigenschaften des Werkstoffes, aber andererseits verschlechtert es die thermisch-chemische Bearbeitung der Randschicht. Bei modernen Verbrennungsmotoren wird durch die ledeburitische Bearbeitung des Gusseisens die Hertz'sche Pressung erhöht, aber gleichzeitig geht die Selbstschmiereigenschaft durch die Lösung des Graphits verloren, weil die entstehende perlitische Struktur tribologisch nicht günstig ist.

Als Grundwerkstoff für den Ventiltrieb neuzeitlicher Verbrennungsmotoren werden meistens wegen der hohen Hertz'schen Pressung harte Stahlwerkstoffe angewendet. Diese Werkstoffe haben gegenüber dem ledeburitischen Gusseisen eine noch größere ertragbare

Hertz'sche Pressung, aber die besitzen im Vergleich zum unbehandelten Gusseisen auch keine Selbstschmiereigenschaften. Dabei lösen die angewendeten Randschichthärteverfahren entweder das Problem nur teilweise oder sie sind aus wirtschaftlichen Gründen nicht in der Massenproduktion anwendbar.

Um die chemische Aktivität der Randschicht für den Schmierstoff zu verbessern, die Hertz'sche Pressung zu erhöhen und gleichzeitig die Selbstschmiereigenschaften beizubehalten und andere Eigenschaften zu verwirklichen, wird in der vorliegenden Arbeit das Randschichtlegieren von ausgewählten Grundwerkstoffen mit verschiedenen Zusatzwerkstoffe und Technologien (Auftragschweißen und thermische Strukturmodifikation) untersucht.

Beim Auftragschweißen spielen die hydrodynamischen Prozesse im Schmelzbad, die die Schichtqualität beeinflussen, eine wichtige Rolle. Daher wird die Entwicklung eines Modells zur qualitativen Erfassung der verursachten Phänomene, zum besseren Verständnis einzelner Zusammenhänge, zur Vorhersage des Bearbeitungsergebnisses, zu den optimalen Prozessparametern und zur Minimierung des experimentellen Aufwands vorangestellt.

Das günstige Auftragschweißverfahren bzw. die günstige Auftragschweißtechnologie sollen die Möglichkeit geben, die ausgewählten Zusatzwerkstoffe auf die Randschicht aufzutragen, die Qualitätsprozesse und die Wirtschaftlichkeit sicherzustellen. Um die Experimentkosten zu reduzieren und die Prozesse besser zu verstehen, werden die Lichtbogenhand- und Wolframinertgasschweißverfahren verwendet. Für die Industrie kommen daneben auch das Laserschweißverfahren und MIG/MAG-Auftragschweißverfahren in Betracht.

Durch das Wolframinertgasschweißverfahren wird nicht nur die Randschicht durch den Lichtbogen, unter Edelgasatmosphäre geschmolzen, sondern auch mit unterschiedlichen Werkstoffen aufgetragen. Dabei besteht das Ziel darin, durch Auflegieren und Erhalt des freien Graphits die Selbstschmiereigenschaften, die Hertz'sche Pressung, die Zunderbeständigkeit und den Verschleißwiderstand zu erhöhen.

Um die Chemisorptions- und Absorptionseigenschaften der Randschicht zu verwirklichen, die Wärmebeständigkeit und die Hertz'sche Pressung weiter zu erhöhen werden auf der Oberfläche durch Lichtbogenhandschweißverfahren vorzugsweise chromlegierte Schichten aufgetragen. Die Art der aufgetragenen Funktionsschicht ist wenig vom Untergrund abhängig und eine sehr hohe Verschleißbeständigkeit ist erreichbar. Die Nachteile dieser Verfahren liegen im großen Aufwand durch die Hartstoff- und Nacharbeitskosten. Um die Schichtqualität durch die Strukturmodifikation zu verbessern und die mechanischen

Bearbeitungskosten zu minimieren, wird die aufgetragene Schicht zusätzlich durch Wolfram inertgasschweißen umgeschmolzen und modifiziert.

Um die erzeugte Schichtqualität sicherzustellen, muss man sie vor dem Betrieb bewerten. Die Härte und Gefügestruktur kann man theoretisch analysieren, aber die analytische Bewertung der Verschleißbeständigkeit ist für die Praxis nicht zufriedenstellend. Die Berechnungsmethoden der Reibpaarungen bei Verschleiß erlauben es nicht, die gesamte Formabweichung der Bauteile und Reibpartnern zu beurteilen. Nur durch experimentelle Verfahren kann eine optimale Auswahl der Werkstoffe getroffen werden, die eine große Lebensdauer und Zuverlässigkeit sicher stellt. Unter Berücksichtigung der Betriebsbedingungen sind daher Verschleißuntersuchungen vorgesehen.

Am Ende der Arbeit werden die Gefügestruktur, Härte und der Verschleißwiderstand zu einer Gesamtübersicht zusammengefasst, die nicht nur weitere Erkenntnisse über die bestehenden wissenschaftlichen Zusammenhänge, sondern auch den Nachweis der technischen Eignung der verschiedenen Randschichtmodifikationen liefern soll.

Das vorgeschlagene Lichtbogenschweißverfahren ist für die geschmiedeten, gegossenen und großen Ventiltriebmechanismen (z. B. Schiffs-, Zugmotoren, Stationärdieselmotoren) von großer Bedeutung. Demgegenüber sind die durch Pressverfahren mit geringem Materialaufwand hergestellte Nockenwellen nicht geeignet. Durch den Wärmeeinfluss kann sich die Nocken-Rohr-Verbindung verschlechtern.

Der ausgewählte tribologisch optimale Werkstoff kann auch ein Werkstoff für die ganzen Nocken sein. Zum Beispiel weisen die Nocken aus hochlegiertem Gusseisen eine größere Verschleißbeständigkeit als die Stahl- und unlegierten Gusswerkstoffe auf. Um die Verschleiß- und Dauerschwingfestigkeit des Werkstoffes weiter zu erhöhen und den Reibungskoeffizienten zu vermindern, können schließlich die Oberflächen von den Bauteilen thermobehandelt oder durch Dünnschichttechnologie beschichtet werden, weil solche Chromschichten für die PVD/CVD-Verfahren gut geeignet sind.

4. Hydrodynamik des Schmelzbades

Die Schweißnahtform, der Legierungsprozess der Randschicht, die Schmelzbadaufmischung und -stabilität hängen von der Schmelzbadkonvektion ab, die durch unterschiedliche Kräfte verursacht wird [Per 03], [Shu 03], [Ehl 03], [Nan 04], [Gle 00], [Mic 93]. Die physikalische Grundlage der entstehenden Schmelzbadkonvektion oder Marangoni-Konvektion kann das Schmelzbad wesentlich beeinflussen. Die Ursache dieser Konvektion ist meistens der Temperatur- und Werkstoffunterschied. Die Konvektionsursachen durch die Temperatur sind die Spannungen in der Flüssigkeit. Durch die Temperaturgradienten an der freien Oberfläche und im Innern der Schmelze bilden sich Oberflächenspannungs- und Auftriebskräfte aus. Die Konvektion durch den Werkstoffunterschied wird wegen der Schwerkraft der Legierungselemente in der mehrstoffigen Flüssigkeit verursacht. Nach dem Schmelzen bewegen sich die schweren Legierungen nach unten und der entstehende Druck schiebt die leichten Legierungselemente mit einer bestimmten Geschwindigkeit nach oben. Die Strömung reibt sich mit den unbeweglichen oder mit sich in unterschiedlicher Geschwindigkeit bewegenden Teilchen und es entsteht eine Aufmischung. Die beiden Effekte werden durch die folgende Formel beschrieben [Boe 05], [Whe 00], [Lüd 03], [Ehl 03], [Cli 98]:

$$\tau_{st} = \eta_s \left(\frac{\partial u}{\partial h} \right) = \left(\frac{\partial \sigma_T}{\partial T} \right) \left(\frac{\partial T}{\partial L} \right) + \sum_i \left(\frac{\partial \sigma_T}{\partial a_i} \right) \left(\frac{\partial a_i}{\partial L} \right) \quad \text{Gleichung 14}$$

Diese Gleichung beschreibt das Gleichgewicht zwischen der Reibung und der Scherspannung. Als treibende Kraft wirkt die temperaturabhängige Oberflächenspannung σ_T über der Schmelzbadtiefe L und es entsteht die Scherspannung τ_{st} , die durch die Trägheitskräfte ausgeglichen wird. $\eta_s (\partial u / \partial h)$ - beschreibt die Reibung im Schmelzbad; der rechte Term beschreibt die temperatur- und werkstoffabhängigen Oberflächenspannungen; η_s - die dynamische Viskosität des Schmelzmetalls; u - die Schmelzgeschwindigkeit, die an der Oberfläche parallel verläuft. Wegen der Reibung ist die Schmelzgeschwindigkeit in der Mitte des Schmelzbades höher als an der Seite; h - die Schmelzbadtiefe; T - die lokale Temperatur und a_i - die thermodynamische Aktivität des Schmelzelementes i .

Durch die Variation der Schweißparameter, Schweißposition, Werkstoffeigenschaften usw. lassen sich die Argumente, die in der Gleichung 14 formuliert werden, zielgemäß beeinflussen. Damit kann man die Temperaturverteilung, die Viskosität und die

Schmelzgeschwindigkeit ändern und die Aufmischungs- und Schweißnahtqualität beeinflussen.

Um die Schmelzprozesse besser zu verstehen, werden Strömungsphänomene von Flüssigkeiten und die Grundlage der Strömungsdynamik weiter untersucht. Die physikalische Grundlage der natürlichen Strömung sind unterschiedliche Kräfte, die durch Gravitations-, Oberflächenspannungs-, Gasdruck-, Temperatur- und Werkstoffunterschiede im Schweißbad verursacht werden [Chu 05], [Hai 08], [Ant 03].

Das folgende physikalische Modell veranschaulicht die Beeinflussungsfaktoren des Schmelzbades auf den Legierungsprozess:

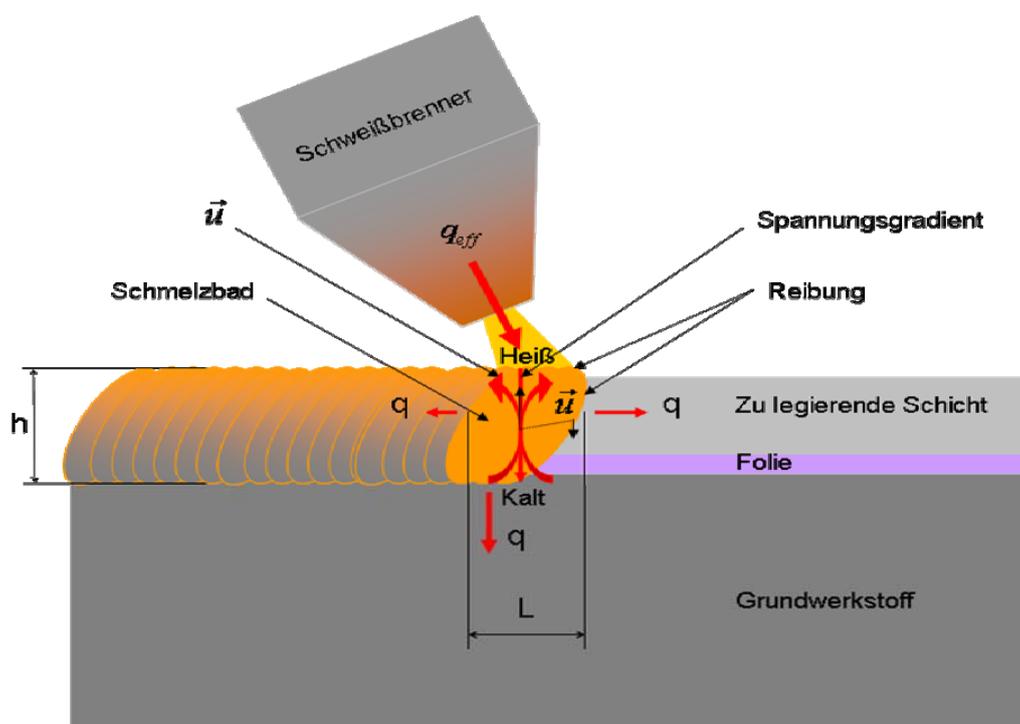


Abbildung 6: Schematischer Versuchsaufbau zur Randschichtlegierung und physikalisches Modell des Schmelzbades

In der Schmelzbadhydrodynamik sind die konservativen Hauptgleichungen die Gleichungen der Hydrodynamik. Dabei sollen die Geschwindigkeit, die Dichte, der thermodynamische Druck und die Temperatur der Strömung berücksichtigt werden. Diese Gleichungen des Strömungsmechanismus bestehen aus Massenerhaltungs-, Navier-Stokes-, Energie- und Konzentrationsgleichungen [Yon 02], [Mar 01], [Hai 03].

Um die Randschichtlegierung besser darzustellen wird die Navier-Stokes-Gleichung weiter analysiert. Die Navier-Stokes-Gleichungen beschreiben die Bewegungen der Flüssigkeitselemente. Sie stellen eine Kombination von

- Massenerhaltungsgleichung;
- Bewegungsgleichung einer Newton'schen Flüssigkeit;

- Energiegleichung der Wärmeleitung mit Hilfe des Fourier–Gesetzes

dar.

In den Gleichungen werden die Impulsströme betrachtet. Sinngemäß besagt die Gleichung, dass die zeitliche Änderung des Impulses in einem Volumenelement der Summe der ein- und austretenden Impulsströme zuzüglich der Summe der Kräfte, die auf die Masse im Volumenelement wirken, entspricht. Dieses System wird durch die folgende Formel beschrieben [Bel 98], [Sch 02]:

$$\rho \left(\frac{\partial u}{\partial t} + (u \cdot \nabla) u \right) = -\nabla P_s + \nabla \cdot [\eta_s (\nabla u + \nabla^t u)] - \frac{2}{3} \nabla (\eta_s \nabla \cdot u) - \rho g + j \times B + \text{andere Kräfte} \quad \text{Gleichung 15}$$

ρ - Dichte, u - Geschwindigkeit, P_s - Druck, η_s - dynamische Viskosität und g - Erdbeschleunigung. Die linke Ableitung gibt die Veränderung der Geschwindigkeit eines kleinen Volumenelementes in einem sich mit der Flüssigkeit bewegenden Bezugssystem an. Auf der rechten Seite stehen die Ursachen dieser Beschleunigung. Diese kann durch einen Druckgradienten ∇P_s hervorgerufen oder durch äußere Einflüsse wie die Gravitation ρg , Lorenzkraft $j \times B$ und andere Kräfte (Reaktiv-, Rückstoßkraft des Lichtbogens, Beschleunigungskraft des Tropfens) verursacht werden. Der Term $\nabla \cdot [\eta_s (\nabla u + \nabla^t u)] - 2 \nabla (\eta_s \nabla \cdot u) / 3$ gibt die Reibung nach dem Stokes'schen Reibungsansatz wieder.

Die Impulsgleichung der Hydrodynamik enthält als zusätzlichen Term die Lorenzkraft $j \times B$. Diese Kraft kann durch Schweißstrom, Induktion und thermoelektrischen Potenzialdifferenz entstehen [Dol 07].

$$j \times B = \frac{1}{\mu_0} (\nabla \times B) \times B = -\nabla \left(\frac{B^2}{2\mu_0} \right) + \frac{1}{\mu_0} (B \cdot \nabla) B \quad \text{Gleichung 16}$$

μ_0 - magnetische Permeabilität, j - Stromdichte, B - magnetische Flussdichte. Den ersten Term auf der rechten Seite $\nabla(B^2 / 2\mu_0)$ nennt man den magnetischen Druckgradienten. Der zweite Term, $(B \cdot \nabla) B / \mu_0$, bezeichnet die Magnetikspannung.

Im Schmelzbad gilt für die allgemeine Stromdichte:

$$j = \sigma (E + S \cdot \nabla T + u \times B) \quad \text{Gleichung 17}$$

Dabei stellt E die externe elektrische Feldstärke, σ - elektrische Leitfähigkeit, S - den Tensor der thermoelektrischen Potentiale, ∇T den Temperaturgradienten im Werkstoff dar. Die Terme der Stromdichte $\sigma \cdot E$, $\sigma(S \cdot \nabla T)$ und $u \times B$ resultieren aus dem Schweißstrom, aus der thermoelektrischen Potenzialdifferenz und aus der Bewegung einer elektrisch

leitfähigen Flüssigkeit im Magnetfeld. Das thermoelektrische Potenzial hängt neben der Temperatur zudem von der chemischen Zusammensetzung und dem Mikrogefüge der Werkstoffe ab.

5. Versuchsplanung und experimentelle Untersuchungen

5.1. Auswahl der Versuchsbauteile, der Grund- und Zusatzwerkstoffe

5.1.1. Art und Dimensionen der Versuchsbauteile

Die Versuchsbauteile, Nocken/Nockenwelle und Schleppebel, sowie auch die später aufzutragende Nockenwelle wurden einer Seriencharge von Baueilen entnommen. Ihre Dimensionen sind in folgender Abbildung dargestellt.

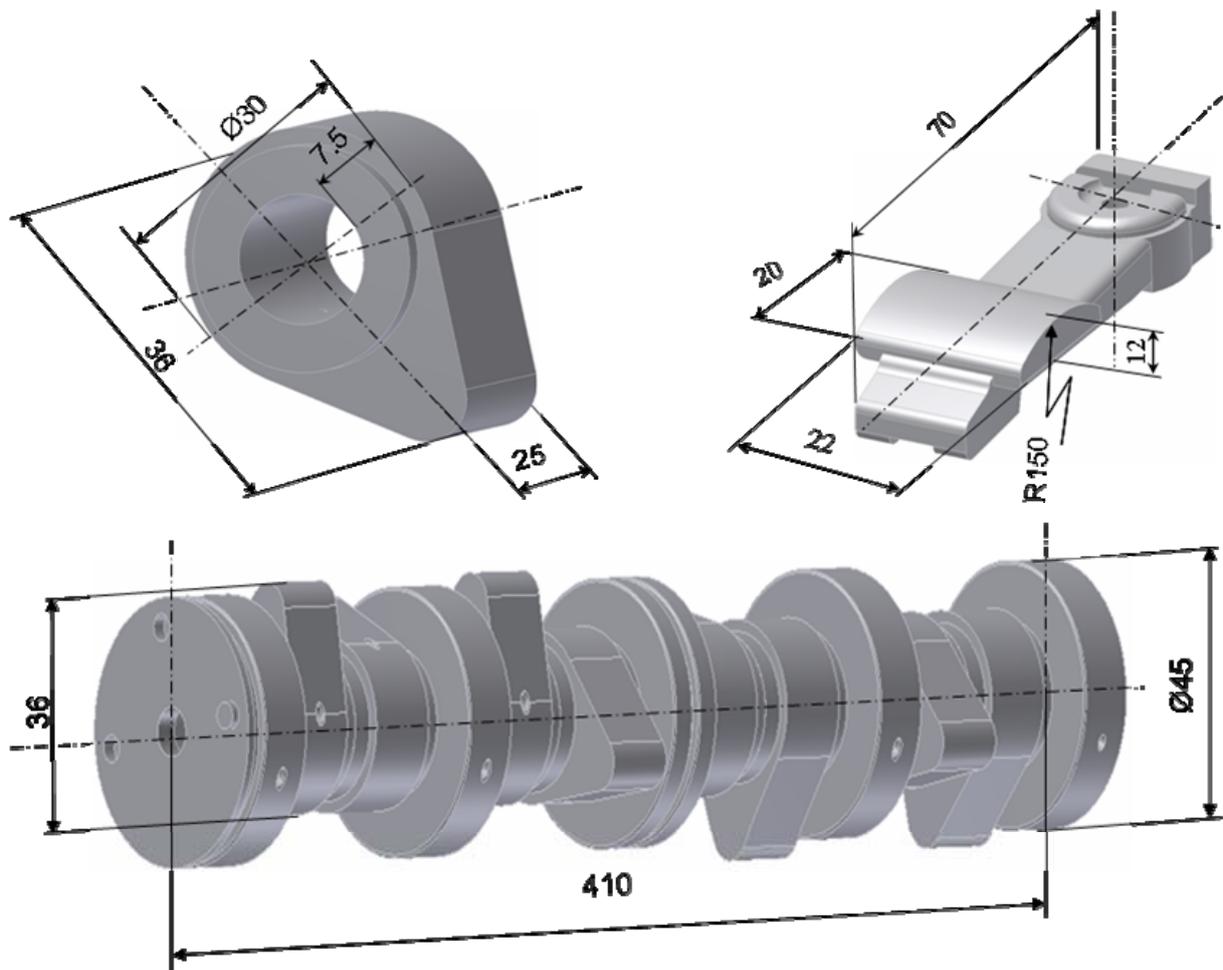


Abbildung 7: Dimensionen der Versuchsbauteile

5.1.2. Auswahl der Grundwerkstoffe

Die Grundwerkstoffe, hochfestes Gusseisen mit Vermiculargraphit (EN-GJV-400) und niedrig legierter Stahl (42Cr4), werden bei den oben genannten Bauteilen (Abbildung 7) angewendet und ihre Normenwerte werden in Tabelle 3 angegeben.

Grundwerkstoffe	Zusammensetzung, %						
	C	Si	Al	Mn	Cr	Cu	Ni
Nocken EN-GJV-400	2.7 – 3.8	0.5 – 2.9	< 0.1	0.2 – 0.6	< 0.1	0.6 – 1.0	0.2 – 0.6
Gegenläufer 42Cr4	0.4	0.3	-	0.6	1.0	-	< 0.3

Tabelle 3: Die Zusammensetzung der Versuchs- bzw. Grundwerkstoffe

Um die tribologischen Eigenschaften zu verbessern, bildet die Werkstoffauswahl der Paarungen einen Kernpunkt der Untersuchungen. Im Kapitel 2 werden dazu erweiterte theoretische und experimentelle Informationen gegeben. Unter Berücksichtigung der gewonnenen Erkenntnisse werden die Schweißzusätze für das Beschichtungs- und Legierungsverfahren ausgewählt.

5.1.3. Zusatzwerkstoffe für das Auftragschweißen

Bei der Verringerung der Verschleißaktivitäten spielen meistens drei Faktoren eine dominierende Rolle: die Auswahl der Materialien der Reibpaarungen, die technologischen Randschichthärteverfahren und die Sicherung der Ölschicht in der Kontaktzone. Die Werkstoffauswahl und das Härten der Oberfläche müssen durch die erforderliche Festigkeit, technologische, mechanische, tribologische, thermische und chemisch-thermische Behandlungen und aus ökonomischen Gründen sichergestellt werden. Als häufigste Kriterien der optimalen Werkstoffauswahl werden der minimale Reibungskoeffizient und der Verschleiß der Paarungen herangezogen [Ros 61], [Sch 88], [Rot 60], [Man 02], [Pig 93].

Für die Materialauswahl der Gleitreibpaarungen wird folgendes Schema vorgeschlagen [Kra 78], [Sch 91]:

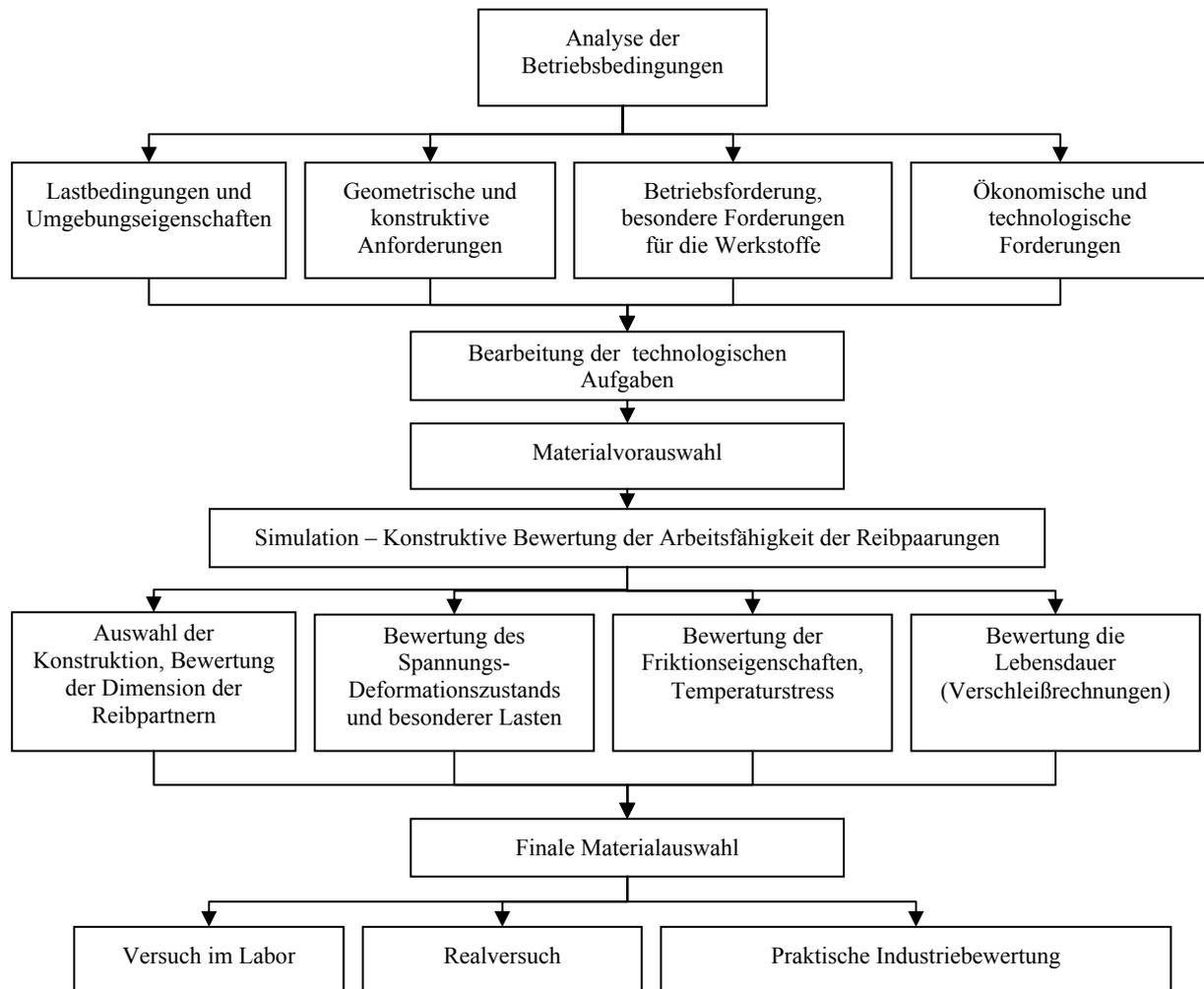


Abbildung 8: Bedingungen der Werkstoffauswahl für die Gleitpaarungen [Kra 78]

Nach den Angaben der Herstellungsfirma und unter Berücksichtigung des Kapitels 2 werden als Zusatzwerkstoffe gegen die hohe Hertz'sche Pressung, Schmierstoffmangelbedingungen, Abrieb, Schlag- und Abrasivstoffe die umhüllten Stabelektroden (Tabelle 5) und der WIG –Draht (Tabelle 4) ausgewählt [UTP 04].

WIG - Schutzgasdraht	Zusammensetzung, %					Härte
	C	Si	Mn	Cr	Rest	
UTP A DUR 600 Verkupfert	0,5	3	0,5	9,5	Fe	HRC55

Tabelle 4: Zusammensetzung des Schutzgasdrahtes und Härte der Auftragschicht

Stabelektrode	Zusammensetzung, %										Härte	
	C	Si	Mn	V	Mo	W	Nb	Cr	B	Rest		
Eisenbasis-Elektrode UTP 81	1,0	0,5	0,5	-	-	-	-	-	-	-	Fe	350HB
Nickelfreie Sonderelektrode UTP 807	0,05	0,4	0,5	10	-	-	-	-	-	-		250HB
Rutil - umhüllte Stabelektrode UTP 7100	5	-	-	-	-	-	-	35	-	-		HRC62
Rutil - umhüllte Stabelektrode UTP Ledurit 65	4,5	-	-	1,5	6,5	2,2	5,5	23,5	-	-		HRC65
Basisch - umhüllte Stabelektrode UTP DUR 600	0,5	2,3	0,4	-	-	-	-	9	-	-		HRC57
T590 (UdSSR)	3,2	2,2	1,2	-	-	-	-	25	1,0	-		HRC64

Tabelle 5: Zusammensetzung der Stabelektrode und Härte der Auftragschicht

Manche von diesen Zusatzwerkstoffen weisen eine hoch legierte Zusammensetzung auf und sind sehr teuer. Die ökonomischen Vorteile der angewendeten Werkstoffe und Verfahren sind nicht nur abhängig von den Herstellkosten, sondern auch von der damit erreichbaren Lebensdauer, Zuverlässigkeit und den Reparaturkosten [Den 88].

5.1.4. Zusatzwerkstoffe für die Randschichtlegierung

Unter Berücksichtigung der Arbeitsbedingungen und Werkstoffanalyse werden für die Strukturmodifikation des Gusseisens EN-GJV-400 die folgenden Zusatzwerkstoffe mit einer zweckmäßigen Zusammensetzung ausgewählt.

Zusatzwerkstoff zum Legieren	Zusammensetzung, %						
	Sn	Al	Cu	Ni	Si	B	Fe
99,5% Rein Al Al (Al ₂ O ₃) - verbessert die Zunderbeständigkeit, vermindert die Porenbildung durch die Oxidation und verursacht feinkörnige Gefüge	-	99,5	-	-	-	-	-
CuSn-4 Erhöht die Korrosionsbeständigkeit, Wärmeleitung und verursacht Kupferplattierung und feinkörnige Gefüge	3-5	-	95-97	-	-	-	-
Ni Basis Folie - Ni78Si8B14 Si - erhöht die Festigkeit, Zunderbeständigkeit, Härte und fördert die Graphitbildung Ni - erhöht die Feinheit der Struktur, Festigkeit, Korrosionsbeständigkeit und fördert die Graphitbildung B - ist amorph und erhöht als Karbid die Verschleißbeständigkeit und die Kontakttemperatur und fördert die Graphitbildung	-	-	-	78	8	14	-
Fe Basis Folie - Fe81Si4B15 0,5 % bis 3,5 % Silizium erhöht die Festigkeit, Zunderbeständigkeit, Härte	-	-	-	-	4	15	81

Tabelle 6: Zusammensetzung und Eigenschaften der Zusatzwerkstoffe

Die detaillierte Analyse des Einflusses dieser Elemente auf die Eigenschaften des Gusseisens werden in der Mikrostrukturanalyse mittels Bildern erklärt.

5.2. Vorgehensweise der Erhöhung tribologischer Eigenschaften

Die allgemeine Struktur der Führung der Prozesse wird in der folgenden Abbildung dargestellt.

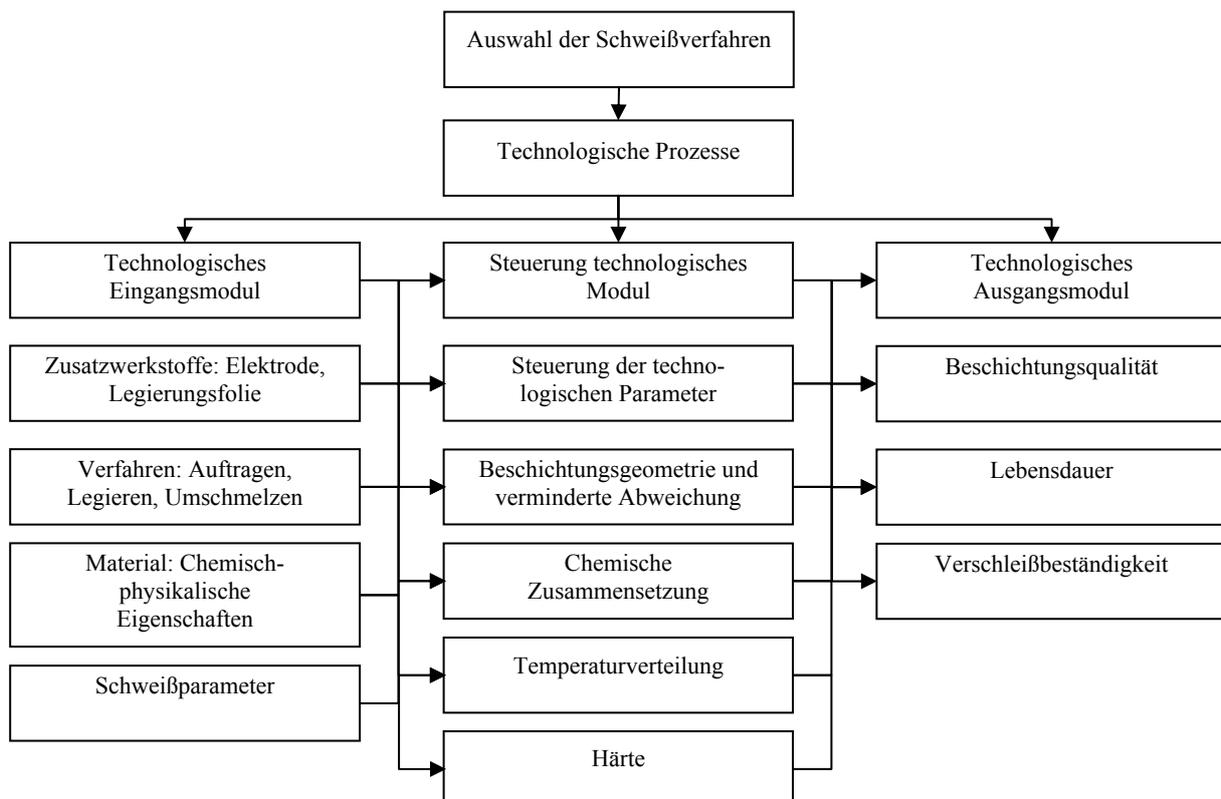


Abbildung 9: Allgemeine Struktur der Experimentführung unter Berücksichtigung des Modells von [Tug 87]

Unter Berücksichtigung der allgemeinen Struktur der Experimentführung werden die experimentellen Untersuchungen unter folgenden Bedingungen durchgeführt:

- Für Oberflächenbeschichtung, -umschmelzen, -legierung und Modifikation der Struktur werden WIG- und Lichtbogen-Hand-Auftragschweißgeräte angewendet;
 - o Die Versuche werden bei Raumtemperatur durchgeführt;
 - o Die Randschicht der Grundwerkstoffe wird mit dem WIG-Schweißverfahren umgeschmolzen (keine Zusatzwerkstoffe);
 - o Die Grundwerkstoffe werden mit Lichtbogen-Hand-Auftragschweißverfahren beschichtet;

- Nach dem Lichtbogenhandschweißen werden Randschichten mit dem WIG-Verfahren umgeschmolzen und die Struktur modifiziert;
 - Die Oberflächen der Grundwerkstoffe werden mit WIG-Schweißverfahren legiert und modifiziert;
 - Als Legierungsgeometrie wird das „Sandwich“-Modell ausgewählt;
 - Al-, Cu-, Ni- und Eisen-Basisfolien werden als Legierungsmittel angewendet;
 - Als Schutzgas wurde beim WIG-Schweißen Argon eingesetzt.
- Zur Beurteilung der Oberflächenschicht (Beschichtungsspur) werden Strukturanalyse, Härteprüfung und tribologische Untersuchungen durchgeführt.

Die notwendigen Arbeitsschritte sind in der folgenden Abbildung dargestellt.

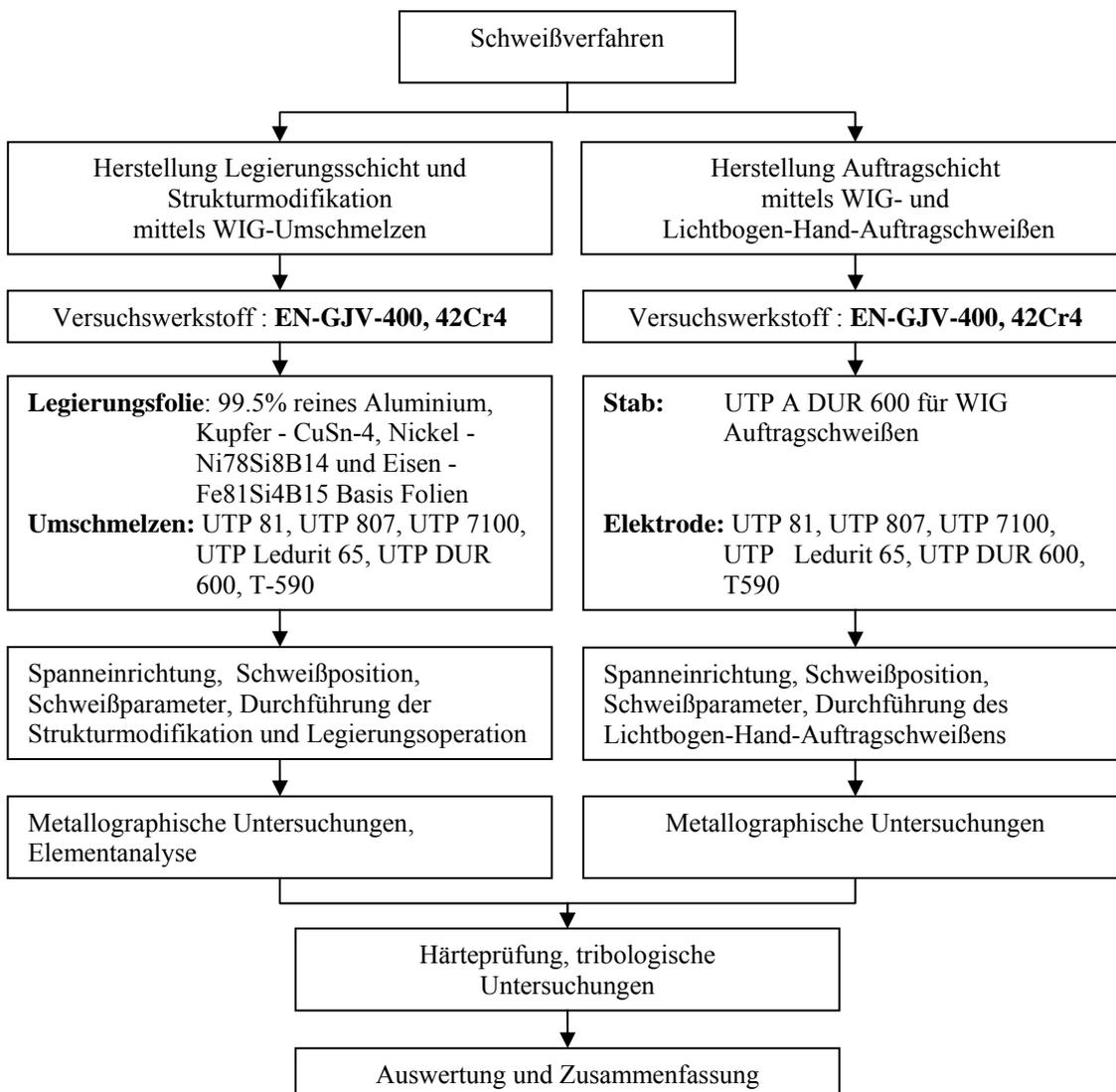


Abbildung 10: Versuchsplanung bzw. -durchführung

5.3. Angewendete Lichtbogen-Schweißverfahren und Schweißanlagen

5.3.1. Schweißverfahren

Um den Verschleißwiderstand zu erhöhen, versuchen die Konstrukteure beim Gießen und durch die Oberflächen-Behandlungsverfahren die Qualitätsbedingungen der Randschicht sicherzustellen. Die Beschichtungsverfahren sind aufgrund der hohen Kosten die letzten Verfahren. Dabei werden als Grundwerkstoffe kostengünstige, passende Materialien ausgewählt und darauf eine Hartschicht erzeugt.

Vor der Auswahl der Schweißverfahren ist es sinnvoll, die Energieverteilung der verschiedenen Schweißverfahren miteinander zu vergleichen (Abbildung 11).

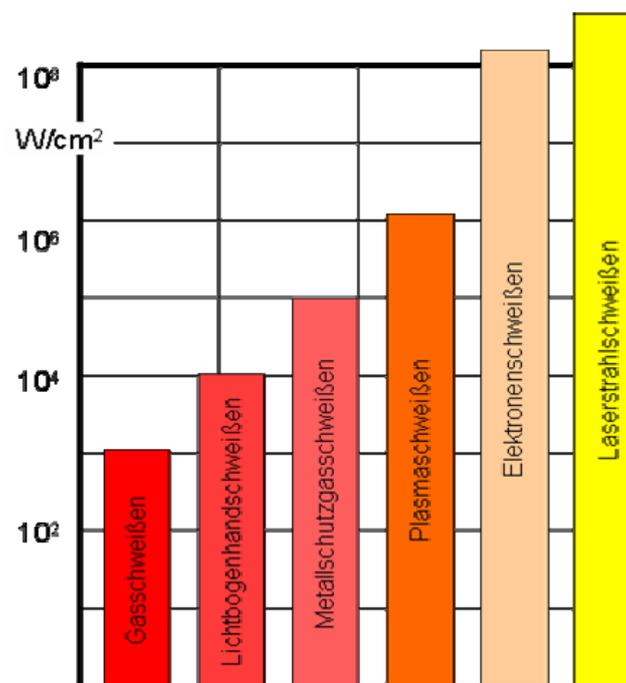


Abbildung 11: Energiedichte bei verschiedenen Wärmequellen [Reu 01], [Las 90]

Im Vergleich mit anderen Schweißverfahren ist Lichtbogenhand- und WIG-Schweißverfahren einfach und kann in einer kleinen Werkstatt durchgeführt werden. Die folgenden Ausführungen betreffen die Grundlagen des Anwendungspotenzials der Verfahren.

5.3.2. Lichtbogen-Hand-Auftragschweißen

Beim Lichtbogenhandschweißen mit Stabelektroden brennt der Lichtbogen zwischen einer abschmelzenden Elektrode und dem Werkstück. Die Elektrode ist ein Zusatzwerkstoff und hat auch eine Umhüllung, die für die Lichtbogenzündung und den Schutz des Schmelzbads gegen die Atmosphäre verantwortlich ist. Eine geringe Schweißgeschwindigkeit und eine fehlende Mechanisierbarkeit setzen dem Lichtbogenhandschweißverfahren hinsichtlich seiner Produktivität Grenzen.

Die Inverter-Stromquellen der neuesten Generation besitzen zahlreiche Funktionen und haben die folgenden Eigenschaften:

- Sehr ruhiger, stabiler Lichtbogen;
- Mit Ausnahme von Aluminium eignet es sich für fast alle Metalle;
- Geringe Kosten für die Ausrüstung;
- Mobilität, leichte Handhabung und überall einsetzbar.

Die Abbildung 12 zeigt die beim Lichtbogen-Hand-Auftragschweißen angewendeten Schweißgleichrichter. Das Gerät besteht aus einem Dreiphasentrafo, steuerbaren Gleichrichterbrücken, Kühl- und Steuersystemen.



Abbildung 12: Schweißgleichrichter von Messer Griesheim zum Lichtbogen-Hand-Auftragschweißen

In der Tabelle 7 werden die für den Schweißgleichrichter erforderlichen Daten als Leistungsschild dargestellt.

Drehstrom-Schweiß-Gleichrichter				Rectostat 351-2S:		Maschinen - Nr. 351.2		
Statische Kennlinie: Fall				Schutzart: IP21		Kühlart: F	ISOL.KL.F	
V	A	KVA	A max	K	Betriebsart		A	V
220	49.5	19	67		DB 100 % ED		270	31
380	28.5		39		NENN HSB 60 %		350	34
440	24.5		33.5		ED			
500	21.5		29.5		Bereich: 35A/21V-350A/34V			
cos φ bei 150A=0.65 bei 350A=0.85					Leerlaufspannung 70V			
50Hz		VDE 0542						

Tabelle 7: Leistungsschild des Schweißgleichrichters

Wie bei allen elektrischen Schweißverfahren haben auch bei diesem Verfahren Stromstärke, Lichtbogenspannung und Schweißgeschwindigkeit wesentlichen Einfluss:

- Die Stromstärke bestimmt die Abschmelzleistung und beeinflusst die Einbrandtiefe wesentlich;
- Die Lichtbogenspannung hängt von der Länge des Lichtbogens und der Leitfähigkeit der Lichtbogenstrecke ab.
 - o Ein langer Lichtbogen bestreicht eine größere Fläche und die Naht wird breiter;
 - o Die Einbrandtiefe wird durch die Spannung nur unwesentlich beeinflusst;
- Die Schweißgeschwindigkeit verändert sowohl die Breite als auch die Tiefe der Naht

5.3.3. Wolframinertgasschweißen - WIG

Beim WIG-Schweißen benutzt man nur eine Inertgas - Gasströmung, die als Plasma- und Schutzgas dient. Das Schutzgas ist meistens Argon, Helium oder ihr Gemisch. Zum ausreichenden Schutz des Schmelzbades und der Elektrode vor der Atmosphäre sind gewisse Mindestmengen an Schutzgas notwendig.

Beim WIG-Schweißen wird das Inertgas zwischen der Wolframelektrode und dem elektrisch leitenden Werkstück ionisiert. Das ionisierte Gas leitet den Strom im Lichtbogen zwischen einer nicht abschmelzenden Wolframelektrode und dem Werkstück. Die elektrische Energie wird in Wärmeenergie umgewandelt und schmilzt den Werkstoff. Die Temperaturdichte ist hoch und in der Nähe der Wolframelektrode können bis zum 30000K erreicht werden. Trotz der hohen Temperatur hat das Verfahren auch eine hohe Energiedichte $P_w > 10^6 W / cm^2$ (Abbildung 11).

Das Verfahren zeichnet sich gegenüber anderen Schmelzschweißverfahren durch eine Reihe von Vorteilen aus.

- Das Verfahren kann für alle schweißbaren Materialien angewendet werden;
- Die Energieeintragung ist unabhängig vom Zusatzwerkstoff;
- Für Anwendungen mit höchsten Qualitätsanforderungen;
- Der konzentrierte, stabile Lichtbogen sorgt für eine hohe Qualität des Schweißguts und eine ebene Naht, ohne Spritzer oder Schlacke;
- Die Menge der Zusatzwerkstoff hängt gerade nicht von den Schweißparametern ab;
- Die gesundheitliche Belastung durch Schweißrauche ist gering.

Wegen der langsameren Schweißgeschwindigkeit und der geringeren Abschmelzleistung ist der WIG-Schweißprozess nicht das wirtschaftlichste Schweißverfahren. Die Einsatz des manuellen Lichtbogenhand- und WIG - Schweißverfahrens haben durch die starke Ausbreitung des MIG-/MAG-Schweißens stark abgenommen.

In der Regel werden die Leichtmetalle Aluminium und Magnesium sowie ihre Legierungen, einige Kupferlegierungen wie Messing und Berylliumkupfer, mit Wechselstrom und die übrigen Materialien mit Gleichstrom geschweißt. Das WIG-Schweißen mit Wechselstrom funktioniert so, dass der positive Anteil des Wechselstroms den Oxidfilm an der Oberfläche des Werkstücks entfernt und der negative Stromanteil schmilzt vorzugsweise das Material. Beim Schweißen mit Gleichstrom liegen der kältere Minuspol der Stromquelle an der Wolframelektrode und der Pluspol am Werkstück.

Die Hauptbeeinflussungsfaktoren auf die Schichtqualität sind Schweißstrom, -spannung und -geschwindigkeit. Die Stromstärke beeinflusst, wie bei anderen Lichtbogenschweißverfahren, in erster Linie der Einbrandtiefe. Die Lichtbogenspannung muss möglichst niedrig sein, weil aus Gründen einer vollständigen Schutzgasabdeckung der Lichtbogen kurz gehalten werden soll. Die Schweißgeschwindigkeit ist begrenzt, damit der

Werkstoff genügend aufgeschmolzen wird und nach dem Erstarren eine gleichmäßig glatte Naht ergibt.

Das Schweißprozess wird vorwiegend manuell durchgeführt und im Unterschied zum maschinellen Schweißen hat der Schweißer dabei die unmittelbare Kontrolle über den Prozess und kann durch entsprechende Positionierung des Brenners oder die Veränderung der Schweißgeschwindigkeit das Ergebnis beeinflussen.

Beim Wolfram-Inertgasschweißen stellt der Schweißer wie beim Schweißen mit der Stabelektrode die Stromstärke an der Stromquelle durch die Wahl einer geeigneten Kennlinie ein, während die Lichtbogenspannung vom eingehaltenen Abstand der Elektrode zum Werkstück, also von der Lichtbogenlänge, abhängt. Durch die Änderung der Lichtbogenlänge wird die Umschmelzleistung gesteuert.

Die Ansicht der kompletten Anlage zum WIG-Schweißen zeigt Abbildung 13. Die auf der Inverter-Technologie basierende, dreiphasige Schweißanlage arbeitet nach dem Prinzip der primärgetakteten Stromquelle und mit fallender statischer Kennlinie. Hierbei wird der aus dem Netz kommende Strom zunächst gleichgerichtet und anschließend zerhackt bzw. getaktet. Der zerhackte Strom lädt Kondensatoren auf, die dann wechselseitig über einen Transformator entladen werden. Hinter dem Transformator entsteht ein rechteckförmiger Wechselstrom hoher Frequenz, der danach noch gleichgerichtet und durch Drosseln und Kondensatoren geglättet wird.



Abbildung 13: Schweißenergiequelle TIG 240 AC/DC

Das Schweißgerät umfasst zusätzlich Kontroll-, Mess-, Regler-, Gas-, Wasserkühl-, Sicherheitssysteme und weist MMA-, WIG DC - und WIG AC/DC – Ausführungsfunktionen auf. Die technischen Daten sind in der Tabelle 8 dargestellt:

Schweißenergiequelle	TIG 240 AC/DC
Netzspannung	3x400V
Wirkungsgrad ($\cos \varphi$)	0.85
Schweißstrombereich AC/DC	5-240A
ED bei 100 %	160A
Leerlaufspannung DC	85V
Max. Lichtbogenspannung bei max. Belastung	44V
Elektroden Durchmesser - Bereich	1.6-4mm
Norm	EN60974-1, EN50199
Schutzklasse	IP 23
Steuerung	WIG
Pulszeit	0,01-10 s
Pausezeit	0,01-10 s
Grundstrom	1-99 %, min.5A
Stromanstieg und -senkung	0-10 s
AC-I-Balance	1-100 %, min 5A
AC-Frequenz WIG	1-300 Hz

Tabelle 8: Technische Daten der Energiequelle

Der Schweißbrenner und die Fußsteuerung sind die Hauptwerkzeuge des Schweißers. Mit der Fußsteuerung wird die Stromstärke in Abhängigkeit von der geforderten Schweißaufgabe direkt vom Schweißer eingestellt. Der Brenner besteht aus einer Wolframelektrode mit zugehöriger Schweißdüse, durch die das Schutzgas strömt.

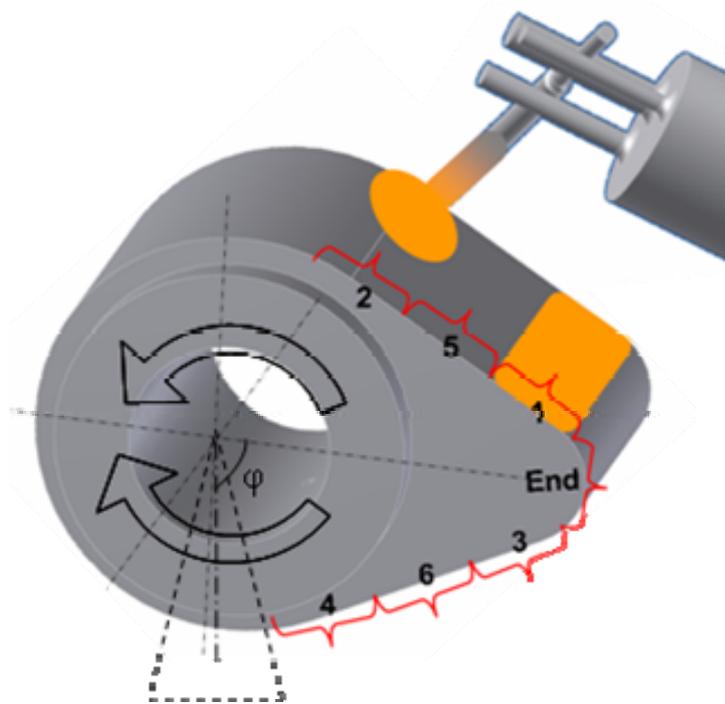
5.4. Auswahl Schweißposition und Schweißparameter

5.4.1. Schweißposition und -parameter beim Lichtbogenhandschweißen

Die Schweißfolge ist in der Abbildung 14 von 1 bis zur „Endposition“ durchnummeriert. Durch diese Folge werden die thermisch-mechanische Belastung vermindert und technologische und metallurgische Fehler werden beseitigt. Beim E-Schweißen deckt die Umhüllung die Schweißnaht ab. Um die Nachbarnaht zu realisieren, muss man die entstandene Schlacke entfernen. Die Schlacke wird nach der vierten Operation herausgeschlagen und der Prozess wird weiter bis zum Ende geführt (Abbildung 14).

Zur Positionierung der Nocken/Nockenwelle wird als Spanneinrichtung eine Dreheinrichtung angewendet. Das Auftragschweißen der Gegenläufer wird auf dem

Schweißbrenner durchgeführt. Alle Schweißnähte werden in Stichraupen geschweißt. Die Elektrode wird bis zu 45° in Schweißrichtung geneigt und schleppend mit leichtem Pendeln geschweißt.



Geometrische Parameter

- Breite der Schweißnaht
- Überlappung
- Elektrodenwinkel, -abstand
- Schweißposition

- Schweißlage

-Technologische Parameter

- Schweißgeschwindigkeit
- Schweißstrom
- Schweißspannung
- Zeitintervall
- Entfernung der Schlacke

Abbildung 14: Schweißfolge beim Lichtbogen-Hand-Auftragschweißen der Nocken

Die geometrischen und technologischen Parameter, die in der Abbildung 14 dargestellt sind, haben einen großen Einfluss auf das Schweißergebnis.

Das Auftragschweißen wird mit Gleichstrom durchgeführt. In Abhängigkeit von der jeweiligen Umhüllungsart und Elektronenart wird der Minuspol zwischen Elektrode und dem Werkstück gewechselt. Basische Elektroden werden zum Beispiel am Pluspol, Rutilelektroden am Minuspol verschweißt. Die wichtigsten Herstellungsparameter der Elektrode werden in Tabelle 9 dargestellt. Bei allen Elektroden beträgt der Elektrodendurchmesser 4 mm, wodurch die geforderte Schweißnahthöhe und -breite beim Einlagenschweißen erreicht wird und damit die Schweißkosten und die Schweißzeit reduziert werden.

Schweißelektrodentyp	Schweißparameter					
	Stromstärke, A	Stromart	Schweiß- position	Elektro- durch- messer	Nahtüberh öhung	Lagenzahl
Eisenbasis-Elektrode UTP 81	110	DC	Waagrecht	4,0 mm	2-3 mm	Einlagenschweißen
Nickelfreie Sonderelektrode UTP 807	110					
Rutil - umhüllte Stabelektrode UTP 7100	140					
Rutil - umhüllte Stabelektrode UTP Ledurit 65	170					
Basisch - umhüllte Stabelektrode UTP DUR 600	160					
T590 UdSSR	200					

Tabelle 9: Einstellwerte für die Schweißaufgaben

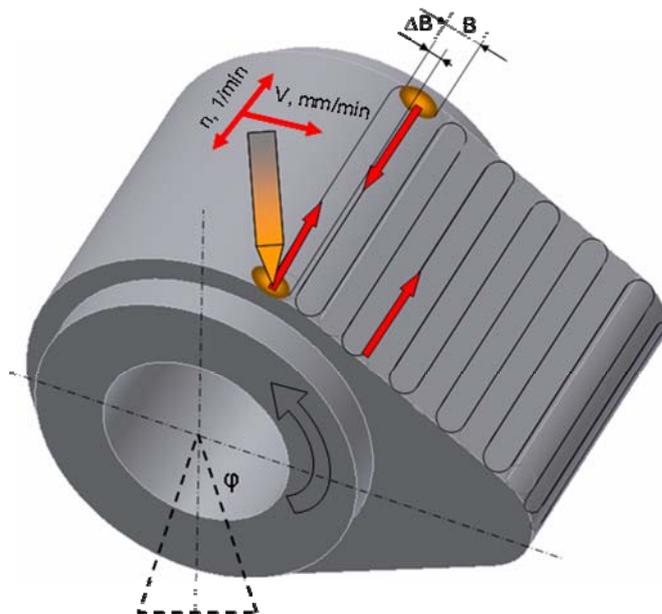
5.4.2. Schweißposition und -parameter beim WIG-Umschmelzen

Beim WIG-Schweißen wird nicht gepulster Gleichstrom mit negativer Elektrodenpolung verwendet, der abhängig von der Schmelzbadtemperatur und -viskosität über Fußfernsteuerung angepasst wird. Die Position des Brenners und die Geometrie der Wolframelektrode (Tabelle 10) beeinflussen die thermophysikalischen Eigenschaften der Schmelze wesentlich. Der Brenner wird etwa 20° in Schweißrichtung stechend/schleppend angestellt und es wird nach rechts/links mit leichtem Pendeln geschweißt. Ein stabförmiger Schweißzusatz wird in einem Winkel von etwa 15° zur Werkstoffoberfläche mit tupfender Bewegung zugegeben.

Code	Legierung	Farb- Code	Verwendung	Gasdüsengröße	Durchmesser, mm	Elektroden spitzenwinkel
WC 20	98%W+2%Ce	Grau	AC/DC	Nr. 6	2,4	20°

Tabelle 10: Eigenschaften der Wolframelektrode

Das WIG-Schweißen ist nahezu in allen Positionen möglich, jedoch wird nach Möglichkeit die waagrechte Lage bevorzugt.

**Geometrische Parameter**

- Breite des Brennflecks
- Überlappung $\Delta B = f(\varphi)$
- Elektrodenwinkel, -abstand

Technologische Parameter

- Schweißgeschwindigkeit
- Oszillationsfrequenz
- Schweißstrom
- Schweißspannung

Abbildung 15: Bewegungs- und Überlappungsschema des Brennflecks bei der WIG-Umschmelzung und Legierung der Randschicht

Die Abschmelzleistung hängt von der Elektrodengeometrie, wie Spitzenwinkel, Durchmesser, Stumpfung und Einstellungen, sowie dem Abstand zwischen der Elektrode und dem Werkstoff, dem Brennerwinkel und schweißtechnologischen Parametern, wie Stromstärke, Spannung, Vorwärmung, Schweißgeschwindigkeit, Oszillation des Brenners, Überlappungsgrad der Raupenbreite usw., ab. Die verwendeten Schweißparameter werden in den folgenden Tabellen dargestellt.

Die Tabelle 11 veranschaulicht die Parameter, die beim Auftragschweißen mit verkupfertem Schutzgasdraht eingesetzt werden.

Schweißstrom, A	Nahtüberhöhung, mm	Schweißgeschwindigkeit, mm/min	Oszillationsfrequenz, 1/min	Elektrodenabstand, mm	Schmelzbadbreite, mm	Drahtdurchmesser, mm	Argongasmenge, l/min
30-130	<3	50-130	20-40	2-2,5	5-6	ø3,2	8

Tabelle 11: Schweißparameter beim WIG-Auftragschweißen mit dem Schweißdraht UTP A DUR 600

Beim WIG-Umschmelzen muss zunächst die Oberfläche bei etwa 20-40A WIG-Schweißstrom erwärmt werden. Erst im Anschluss kann umgeschmolzen werden, da ansonsten auf der Randschicht zahlreiche Risse entstehen können.

Schweißstrom, A	Schmelztiefe, mm	Schweißgeschwindigkeit, mm/min	Oszillationsfrequenz, 1/min	Elektrodenabstand, mm	Raupenbreite, mm	Argongasmenge, l/min
40-140	<2,5	90-150	40-90	2-2,5	4-6	8

Tabelle 12: Schweißparameter beim WIG-Umschmelzen der Gusseisen

Beim WIG-Umschmelzen der aufgetragenen Schichten wird die Umschmelzgeschwindigkeit wegen der hohen Schmelztemperatur vermindert, was die Schmelzbadgeometrie beeinflusst. Die Schweißparameter und die technologischen Parameter sind in der folgenden Tabelle dargestellt.

Schweißstrom, A	Schweißstrom zum Vorwärmen, A	Schmelztiefe, mm	Schweißgeschwindigkeit, mm/min	Oszillationsfrequenz, 1/min	Elektrodenabstand, mm	Raupenbreite, mm	Argongasmenge, l/min
80-145	20-40	<3,5	40-70	20-70	2-3,5	5-7	6

Tabelle 13: Schweißparameter beim WIG-Umschmelzen der aufgetragenen Schichten

5.4.3. Versuchsaufbau und Schweißparameter bei der WIG-Randschichtlegierung

Der schematische Versuchsaufbau zur Randschichtlegierung wird in Abbildung 16 dargestellt.

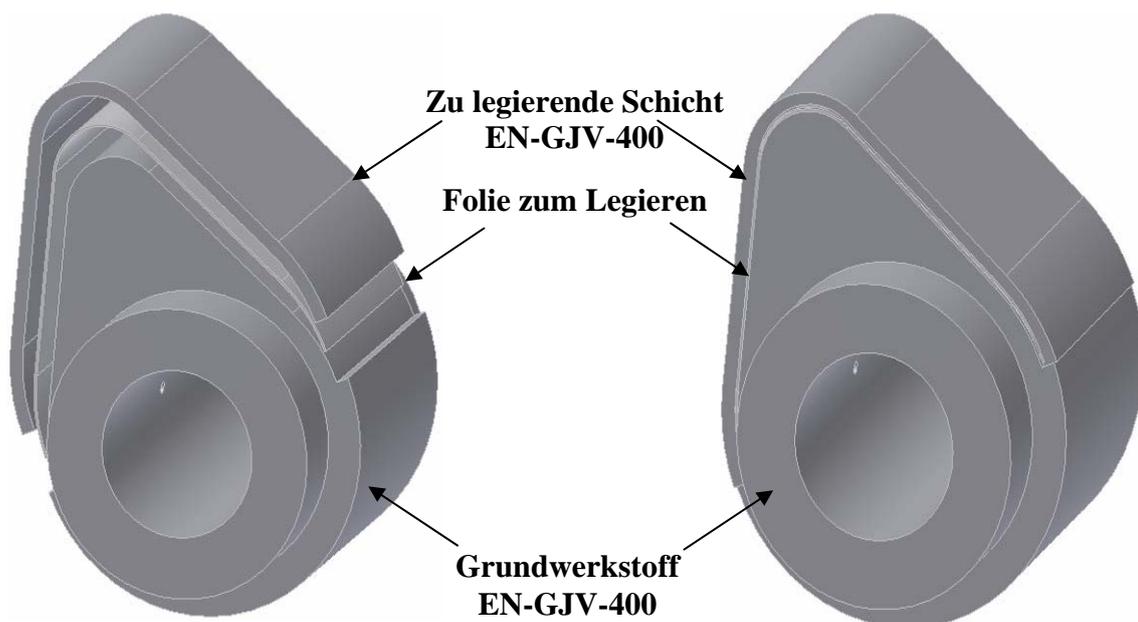


Abbildung 16: Schematischer Versuchsaufbau zur Randschichtlegierung

Die Kontakte zwischen den Schichten sind auch für die Qualität der zu legierenden Schicht von großer Bedeutung. Durch den besseren Kontakt verbessert sich die Wärmeleitfähigkeit und die Schichten werden mit dem Substrat gleichzeitig zusammengeschmolzen.

Die Tabelle 14 veranschaulicht die Schweißparameter, die beim Randschichtlegieren eingesetzt werden.

Schweißstrom, A	Nahtüberhöhung, mm	Schweißgeschwindigkeit, mm/min	Oszillationsfrequenz, 1/min	Elektrodenabstand, mm	Raupenbreite, mm	Argongasmenge, l/min
40-120	2-3	70-160	20-60	2-3,5	3-5	7

Tabelle 14: Schweißparameter beim WIG-Legieren der Gusseisen

5.4.4. Berechnung der Schichtdicke und der Elementkonzentration

Bei der Legierung der Probe durch WIG-Umschmelzen wird die Dicke der Folie abhängig von den geforderten Prozentwerten durch die folgenden Formeln berechnet.

$$\begin{array}{l} h_R(\text{mm}) + h_F(\text{mm}) \longrightarrow 100\% \\ h_F(\text{mm}) \longrightarrow E_V\% \end{array} ; \quad E_V = \frac{h_F}{h_R + h_F} \cdot 100\% \cdot \left(\frac{E_L\%}{100\%} \right)$$

$$E_V = \frac{E_L \cdot h_F}{h_R + h_F} \quad \text{Gleichung 18}$$

E_V - Anteil des Elements in der Umschmelzung, h_R - Dicke der umschmelzgehärteten Schicht, h_F - die Dicke der Folie, E_L - Anteil des Elements in der Folie.

Wenn die Erhöhung des Elements in der Zusammensetzung berechnet wird, kann man die Dicke der Folie durch die folgende Formel berechnen

$$h_F = \frac{h_R \cdot E_V}{E_L - E_V} \quad \text{Gleichung 19}$$

Eisen-Silizium-Bor-Legierung - Fe81Si4B15 - Folie

Um die Randschicht mit 0.4 % Bor zu legieren, ist die Dicke der Fe81Si4B15 - Folie nach Gleichung 19 zu berechnen:

$$h_F(\text{Fe81Si4B15}) = (2\text{mm} \cdot 0.4\%) / (15 - 0.4)\% = 0.055\text{mm} \approx 0.06\text{mm}$$

Die Erhöhung der anderen Elemente wird nach Gleichung 18 berechnet. Die Konzentration von Eisen und Siliziums beträgt

$$E_V(Fe) = (0.06mm \cdot 81\%) / (2 + 0.06)mm \approx 2.4\%$$

$$E_V(Si) = (0.06mm \cdot 4\%) / (2 + 0.06)mm \approx 0.1\%$$

Nickel-Silizium-Bor-Legierung - Ni78Si8B14 - Folie

Um die Randschicht mit 3 % Nickel zu legieren, beträgt die erforderliche Dicke der Folie nach Gleichung 19

$$h_F(Ni) < (2mm \cdot 3\%) / (78 - 3)\% = 0.08mm$$

Die Konzentration von Bor und Silizium beträgt:

$$E_V(B) = (0.08mm \cdot 14\%) / (2 + 0.08)mm = 0.54\%,$$

$$E_V(Si) = (0.08mm \cdot 8\%) / (2 + 0.08)mm = 0.31\%$$

Um die Randschicht mit 10 % Nickel zu legieren, beträgt die Dicke der Folie:

$$h_F(Ni78Si8B14) = (2mm \cdot 10\%) / (78 - 10)\% \approx 0.3mm$$

Die Konzentration von Silizium und Bor beträgt:

$$E_V(Si) = (0.3mm \cdot 8\%) / (2 + 0.3)mm \approx 1.04\%$$

$$E_V(B) = (0.3mm \cdot 14\%) / (2 + 0.3)mm = 2.1\%$$

Kupferlegierung - CuSn-4 - Folie (95 – 97% Cu und 3 – 5% Sn)

Um die Randschicht mit 10 % Kupfer zu legieren, beträgt die Dicke der Kupferfolie:

$$h_F(Cu) = (2mm \cdot 10\%) / (96 - 10)\% \approx 0.24mm$$

Die Konzentration des Zinns beträgt:

$$E_V(Sn) = (0.2mm \cdot 4\%) / (2 + 0.2)mm \approx 0.36\%$$

Aluminiumlegierung – Al 99.5 - Folie

Um die Randschicht mit 3 % Aluminium zu legieren, beträgt die Dicke der Aluminiumfolie:

$$h_F(Al) = (2mm \cdot 3\%) / (99.5 - 3)\% \approx 0.062mm$$

Die berechnete Dicke und die Elementmenge der Folie werden zusammen in der folgenden Tabelle dargestellt.

Art der Folie Schichtparameter	Al 99,5	CuSn-4	Fe81Si4B15	Ni78Si8B14	Ni78Si8B14
Die Dicke der Folie h_F , mm	0.06	0.2	0.08	0.3	0.08
Dicke der umschmelzgehärteten Schicht h_R , mm	2.0	2.0	2.0	2.0	2.0
Gesuchte Menge der Elemente, %	Al- 3	Cu- 10	B- 0,4	Ni- 10	Ni- 3
Anteil der Elemente in der Umschmelzung E_V , %	-	Sn-0.36	Si-0.1,Fe-2.4	B-2.1,Si-1	B-0.5,Si-0.3

Tabelle 15: Folienabmessungen und die Menge der Elemente zum Legieren

5.5. Durchführung der Schweißoperation und Bewertung der Schichtqualität

Die experimentellen Untersuchungen wurden am Lehrstuhl Füge- und Beschichtungstechnik am Institut für Werkzeugmaschinen und Fabrikbetrieb der Technischen Universität Berlin durchgeführt.

5.5.1. Randschichtumschmelzen und Randschichtlegieren durch WIG

Unter Berücksichtigung der Kontakte zwischen den Schichten und der Verminderung der Wärmeleitfähigkeit wird beim Legieren der Oberfläche als Erstes der Rand der zu legierenden Schicht mit dem Grundwerkstoff zusammen geschmolzen. Um die Geometrie der Schweißnaht auf der Oberfläche glatt zu halten, das flüssige Schmelzbad zu kontrollieren und die Aufmischungsqualität zu erhöhen, versucht der Schweißer meistens den Überlappungsgrad hoch zu halten. Um das Schmelzbad zu kontrollieren, wird der Brenner senkrecht zur Pendelrichtung zickzackförmig bewegt und der Überlappungsgrad verändert. Dadurch werden auch die Verbindungen zu den benachbarten Schweißnähten und die Schmelzbadgeometrie verbessert.

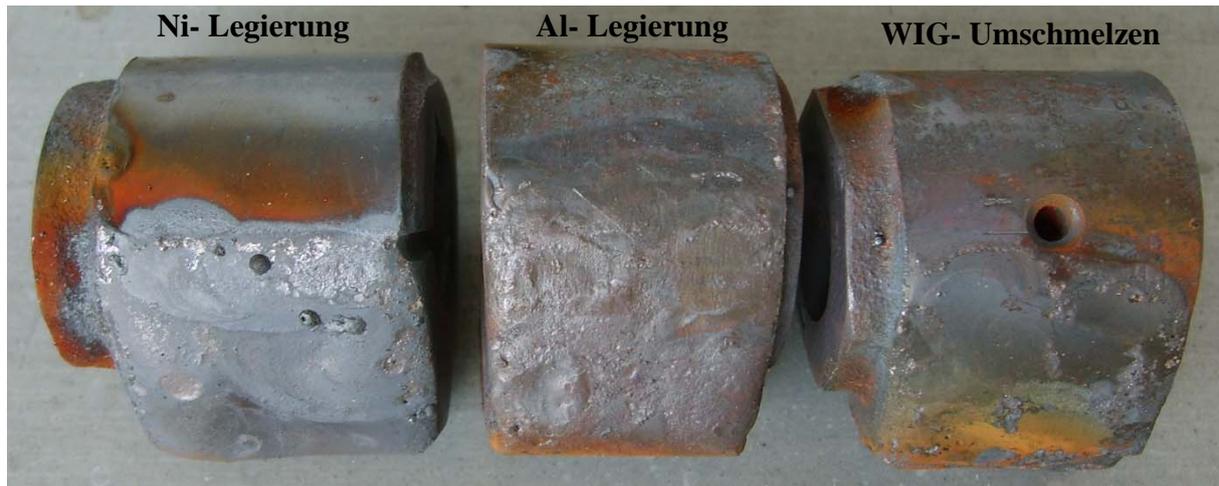


Abbildung 17: WIG- legierte und umgeschmolzene Schichten auf den Nocken- EN-GJV-400

Nach der Abbildung 17 wird die Oberfläche mit dem Wolframinertgasschweißverfahren umgeschmolzen und legiert. Abhängig von den Zusatzwerkstoffen werden auf der Oberfläche verschiedene modifizierte Randschichten erreicht.

Bei den Experimenten wird sichergestellt, dass sich wegen des Kontakts zwischen der Grundwerkstoff-Folie-Schicht die Wärmeleitung vermindert. Es wäre interessant, dazwischen statt der Folie entweder Metallpaste oder Zweischichtfolie anzuwenden.

Das Gusseisen und die aufgetragenen Schichten lassen sich durch Wolframinertgasschweißverfahren umschmelzen, wodurch die Schweißnaht weiter verbessert wird. Der Grundwerkstoff Stahl 42Cr4 ist aber für die WIG-Umschmelzverfahren nicht geeignet (Abbildung 18), weil beim Auflegieren und beim Umschmelzen Poren auf der Oberfläche entstehen, deswegen wurden darauf mit der Elektrode die chromhaltigen verschleißbeständigen Schichten aufgebracht.



Abbildung 18: Legierte und umgeschmolzene Schicht auf dem Schwinghebel- 42Cr4

Dieser Werkstoff ist bei der Produktion nitriert. Um die Nitrierschicht zu beseitigen, wurde die Randzone des Bauteils 2 mm tief abgeschliffen. Trotz des Schleifens könnte in der Tiefe noch Stickstoff vorhanden sein. Hinzu kommen porenverursachenden Gase, wie Stickstoff, Wasserstoff und Sauerstoff aus der Luft. Auch durch sorgfältiges Schweißen konnten Poren nicht verhindert werden.

Um weitere Möglichkeiten des Auflegierens zu bewerten, werden auch die Proben mit Laser umgeschmolzen und legiert. Die mit Laser umgeschmolzenen und legierten Schichten waren noch glatter als die Probe, die mit dem WIG umgeschmolzen wurde. Wegen des hohen Versuchsaufwands werden jedoch Laser- umgeschmolzene Proben nicht weiter untersucht.

5.5.2. WIG-Umschmelzen der aufgetragenen Schichten

Zu den Fehlern zählen beim Lichtbogenhandschweißverfahren vor allem Bindefehler und Poren. Diese sind für das Verfahren ziemlich typisch und die Auftragschichten werden deshalb mit WIG-Umschmelzen weiter behandelt, um die Geometrie und die Mikrostruktur der Schweißnaht zu verbessern.

Mit zunehmendem Unterschied der Wärmeausdehnungskoeffizienten von Grund- und Auftragwerkstoff erhöht sich die Gefahr spannungsbedingter Rissbildung. Die zu schweißenden Teile müssen deshalb zunächst sorgfältig mit WIG geätzt werden, erst danach beginnt das eigentliche Umschmelzen. Hierdurch werden Spannungen abgebaut und die Festigkeit, Dehnung und insbesondere Kerbschlagzähigkeit nehmen zu. Beim WIG-Umschmelz-Glügen wird der Strom durch Fußsteuerung abhängig von der Schmelzbadtemperatur und Flüssigkeit gesteuert (Tabelle 12, Tabelle 13, Tabelle 14). In den Abbildung 19 und Abbildung 20 werden WIG-umgeschmolzene Schichten nach dem Lichtbogenhand-Auftragschweißen dargestellt.



Abbildung 19: Nach dem Lichtbogenhand-Auftragschweißen WIG- umgeschmolzene Schicht auf dem Schwinghebel- 42Cr4



Abbildung 20: Nach dem Lichtbogenhand-Auftragschweißen WIG- umgeschmolzene Schicht auf den Nocken- EN-GJV-400

Bei Grundwerkstoffen, die Chrom enthalten, spielt die Porenbildung durch Sauerstoff und Stickstoff keine Rolle, weil dieses Element den Sauerstoff zu unschädlichen Chromoxid und Stickstoff zu Nitriden abbundet. Die Porenbildung bei solchen Schichten entsteht meist durch Schlackeneinschlüsse als Folge von handwerklichen Fehlern des Schweißers, durch Verunreinigungen oder andere Bedingungen (feuchtes Schweißgut).

5.5.3. Lichtbogenhand-Auftragschweißen

Das Ziel der Anwendung des Lichtbogenhandschweißverfahrens war es, durch dieses Verfahren auf der Oberfläche eine verschleißbeständige Schicht aufzubringen. Bei den Experimenten wurde festgestellt, dass es möglich ist, verschlissene Nockenwellen mit diesen Verfahren wiederherzustellen und durch WIG-Umschmelzen die Schichtqualität weiter zu verbessern. In der Abbildung 21 wird eine Nockenwelle dargestellt, die mit der Elektrode T 590 aufgetragen und geschliffen wurde.



Abbildung 21: Durch Lichtbogenhand-Auftragschweißen wiederhergestellte Nockenwelle

Die Auftragung der einzelnen Nocken wird nach Abbildung 14 durchgeführt, wobei der Prozess einmal unterbrochen und die Schlacke entfernt wird.

6. Bestimmung der physikalisch-mechanischen und tribologischen Eigenschaften

6.1. Vorbereitung der Proben für metallographische Untersuchungen

Zur Schliffherstellung für metallographische und mechanische Untersuchungen wurde der interessante Bereich aus der Probe herausgesägt und in ein Harz (Epoxide) eingebettet. Nach Aushärtung der Einbettmasse wurde die Schliffprobe mit feinkörnigerem SiC-Schleifpapier bis zu 17µm geschliffen und mit Poliermitteln (Diamant) mit immer feinerer Körnung bis zu 1µm endpoliert [htt 00], [Hab 68], [htt 4], [Has 08].

Die Schliffpräparation und eine eventuelle Ätzung der Schlitze sind stark vom Material abhängig. Deswegen wurde für einen bestimmten Werkstoff die günstigste Lösung empirisch ermittelt. Als Ätzmittel werden die folgenden drei Arten von Ätzlösungen benutzt:

- Beraha-I: 1000 cm³ Wasser – H₂O; 200cm³ Salzsäure – HCl; 24g Ammoniumhydrogenfluorid – (NH₄)HF₂. Ätzlösung: 100cm³ Stammlösung; 1g Kaliumdisulfit – K₂S₂O₅;
- Salpetersäure (Nital): 1 – 10 ml Salpetersäure HNO₃; 100 ml Ethanol;
- Pikrinsäure (Pikral): 2 – 4g Pikrinsäure HO·C₆H₂(NO₂)₃; 100 ml Ethanol.

Für die chromhaltigen, unlegierten und niedrig legierten Stähle wurde Beraha-I und für Eisen, Guss, niedrig legierte Stähle sowie zur Ermittlung der nitrierten Schicht Salpetersäure und Pikrinsäure angewendet.

6.2. Lichtmikroskopische Untersuchungen und Bewertung der optimalen Mikrostrukturen

6.2.1. Aufbau und Eigenschaften der Lichtmikroskope

Bei der Strukturanalyse werden die Lichtmikroskope LEICA DMRM mit Bildverarbeitung (IMATEC) zur quantitativen Bestimmung von Gefügen und Strukturuntersuchungen verwendet. Der schematische Aufbau des Mikroskops wird in der Abbildung 22 dargestellt. Die elektronische Verarbeitung mikroskopischer Bilder setzt sich

aus einem normalen Lichtmikroskop, Videokamera-Digitalisierer und aus einem PC zusammen.

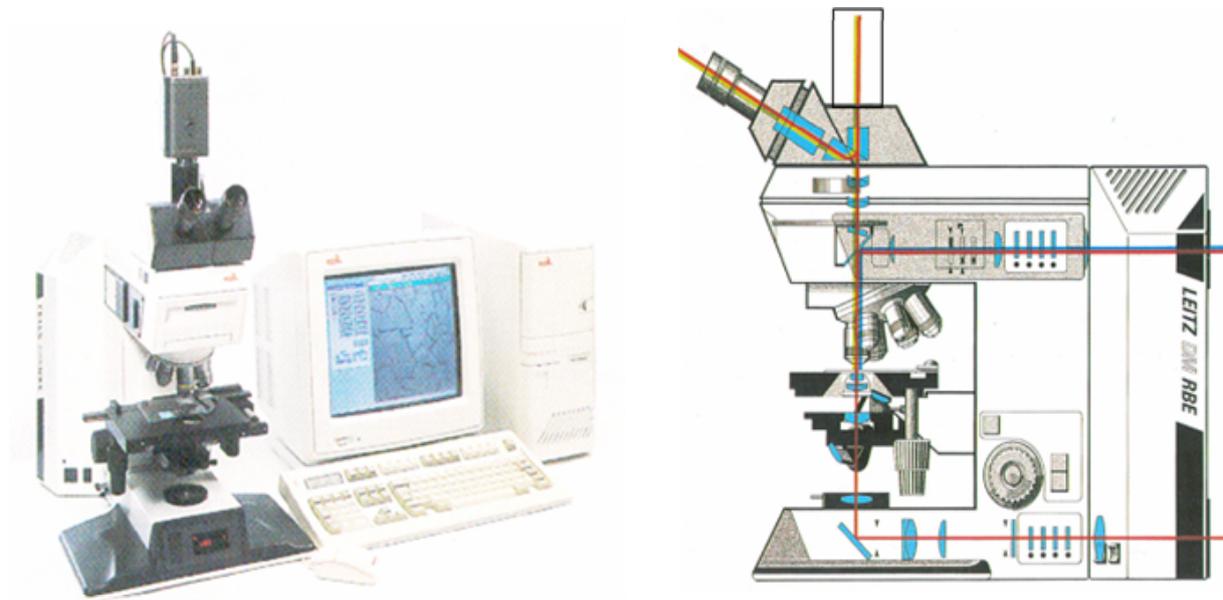


Abbildung 22: Aufbau der Lichtmikroskope LEICA DMRM und Strahlenführung im angewendeten Auflicht-/Durchlichtmikroskop [Kar 93]

Nach der Beleuchtungsart verfügt die Leica Forschungsmikroskope über Durchlicht- und Auflichtfunktionen. Durchscheinende Präparate werden im Durchlicht und undurchsichtige Objekte im Auflicht beleuchtet. Zur Untersuchung von Metallen wird die Auflichtfunktion verwendet und die Schiffe werden von oben beleuchtet. Zuerst wird das Licht senkrecht auf die Probe gelenkt und in dem von der Probe reflektierten Licht das Gefüge betrachtet. Damit enthält das mikroskopische Objekt eine Vielzahl kleinster Strukturelemente mit Kanten, winzigen Öffnungen und feinen Gitterstrukturen, an denen Licht gebeugt werden kann. Um die Phasenpräparate für das Auge wahrnehmbar darzustellen, werden sie mit Ätzverfahren chemisch kontrastiert.

6.2.2. Mikrostrukturanalyse der Versuchswerkstoffe

Die zu untersuchenden Proben sind die Grundwerkstoffe Gusseisen mit Vermiculargraphit EN-GJV-400, Stahl 42Cr4 und darauf aufgetragene und modifizierte Schichten.

6.2.2.1. Mikrostrukturanalyse der Grundwerkstoffe

6.2.2.1.1. Gusseisen EN-GJV-400

Die Struktur des Gusseisens EN-GJV-400 besteht aus Graphit (Vermicular- und Kugelgraphit), Ferrit und Perlit.

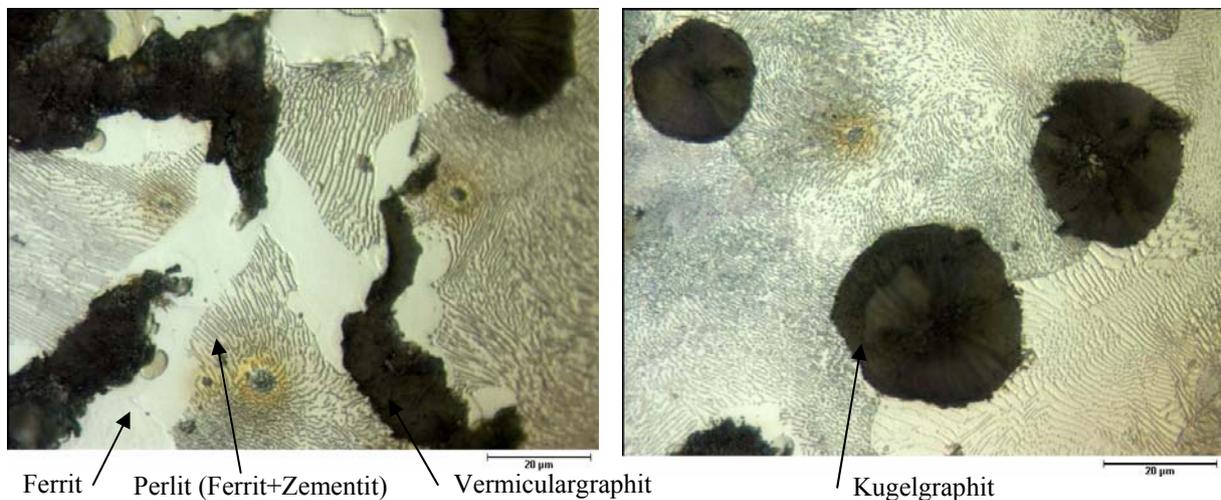


Abbildung 23: Mikrostruktur des Gusseisens EN-GJV-400 (Zusammensetzung %, C: 2.7 – 3.8, Si: 0.5 – 2.9, Al: 0.02 – 0.08, Mn: 0.2 – 0.6, Ni: 0.2 – 0.6, Cu: 0.6 – 1.0, Cr < 0.1, Rest Fe, HV375)

6.2.2.1.2. Stahl 42Cr4

Die Gegenläufer aus dem niedrig legierten Stahl 42Cr4 werden bei der Herstellung nitriert. Deswegen ist auf der Randzone eine ca. 500 µm tiefe Nitrierzone und an der Oberfläche eine ca. 20 µm weiße Verbindungsschicht aus Eisennitrid vorhanden (Abbildung 24). Die keramische Eisennitrid-Verbindungsschicht hat eine sehr hohe Härte und verbessert den Verschleißwiderstand. Die Diffusionszone unter der Eisennitridschicht ist ebenfalls hart und bildet die zähere und stützende Unterschicht für die Verbindungsschicht.

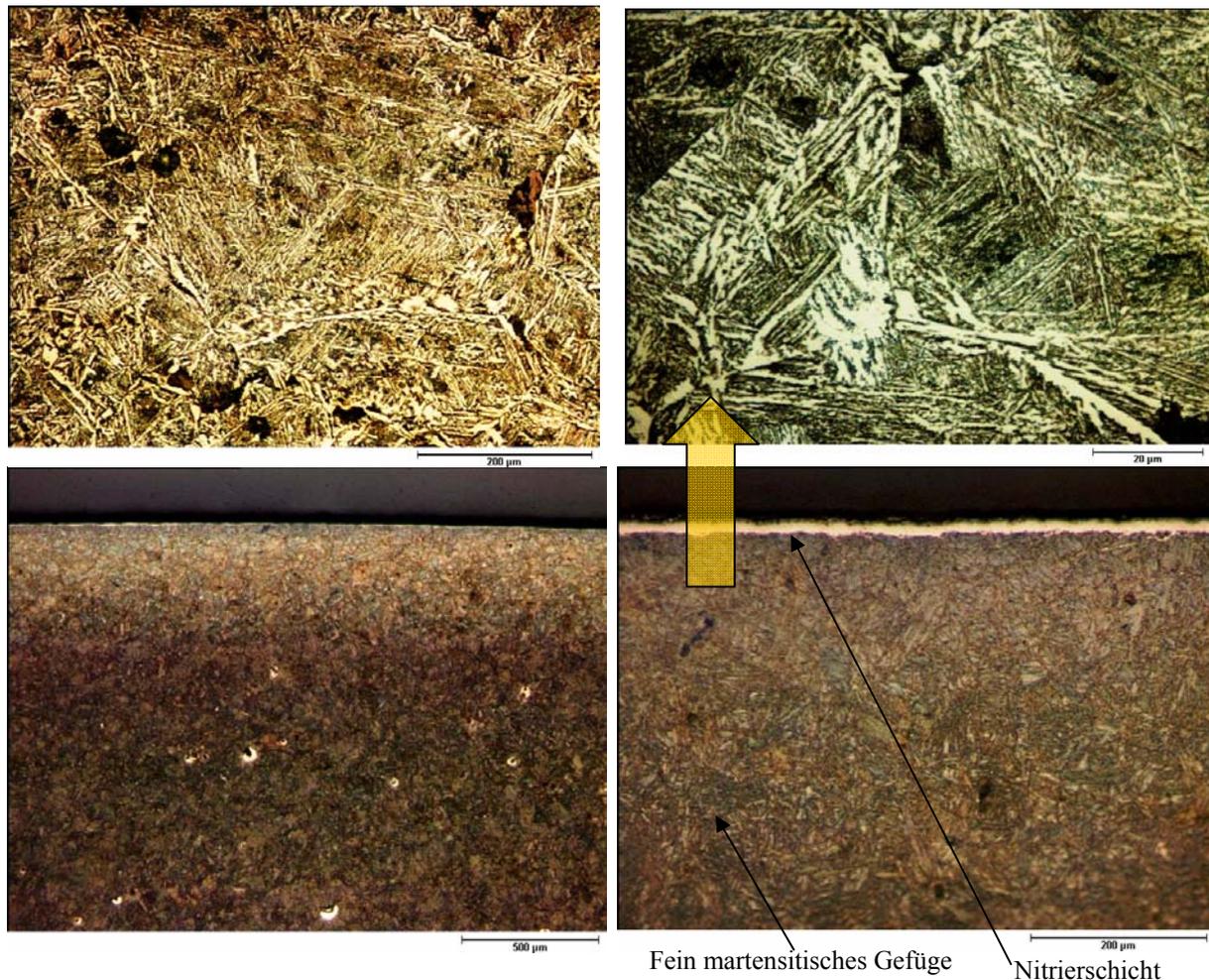


Abbildung 24: Mikrostruktur des Stahls 42Cr4 mit Stickstoffschicht (Zusammensetzung, %: C-0.4; Si-0.3; Mn-0.6; Cr-1.0; Ni < 0.3; HV310)

Bei stärkerer Vergrößerung (20µm) kann man erkennen, dass das Innere mit zahlreichen nach gewissen Richtungen orientierten Ferritnadeln (helle Phase, von Salpetersäure nicht angeätzt) besetzt ist und der Martensit erscheint dunkel gegenüber dem hellen Bereich. Die martensitischen Strukturen (in der Regel durch ein rasches Abschrecken) und die Bainit-Strukturen (durch langsames Abschrecken) in Stählen, die durch die Wärmebehandlung hergestellt werden, haben eine hohe Verschleißbeständigkeit gegenüber dem Kohlenstoffstahl-Grundwerkstoff [Gla 92], [Czi 10].

6.2.3. Mikrostrukturanalyse der aufgetragenen und WIG- umgeschmolzenen Schichten

6.2.3.1. Auf der Nockenwelle aufgetragene und WIG- umgeschmolzene Schichten

Auf den Grundwerkstoffen werden durch Lichtbogenhand-Auftragschweißverfahren meistens Chrom legierte Schichten aufgebracht. Die Gefügeausbildung der Matrix in der aufgetragenen Schicht wird durch das Chrom-Kohlenstoff-Verhältnis bestimmt und ist durch folgende vielfältige Karbidformen gekennzeichnet: Stäbchen, größere und kleinere vieleckige Platten, die lamellen- oder rosettenartig angeordnet sind. Besonders in der Randzone treten häufig büschel- und nadelartige Karbide auf [Kop 96].

Um die genannten verschleißfesten Mikrostrukturen auf der Randschicht zu modifizieren, werden die erzeugten Schichten nach dem Auftragschweißen durch das Wolfram inertgasschweißverfahren umgeschmolzen. In den folgenden Kapiteln wird die Mikrostruktur der aufgetragenen und WIG-modifizierten Schichten analysiert und verglichen.

6.2.3.1.1. Auftragschicht T 590 auf EN-GJV-400

In der Abbildung 25 wird die Mikrostruktur der Schweißnaht, die auf die Nockenwelle aus Gusseisen EN-GJV-400 mit der Elektrode T590 aufgebracht wurde, dargestellt. Abhängig von der Erstarrungszeit und dem Schweißverfahren kann man mit der gleichen Elektrode martensitische (Abbildung 25) und ledeburitische Strukturen (Abbildung 31) erreichen. Martensitische Strukturen haben im Vergleich zu den ledeburitischen Schichten bessere tribologische Eigenschaften.

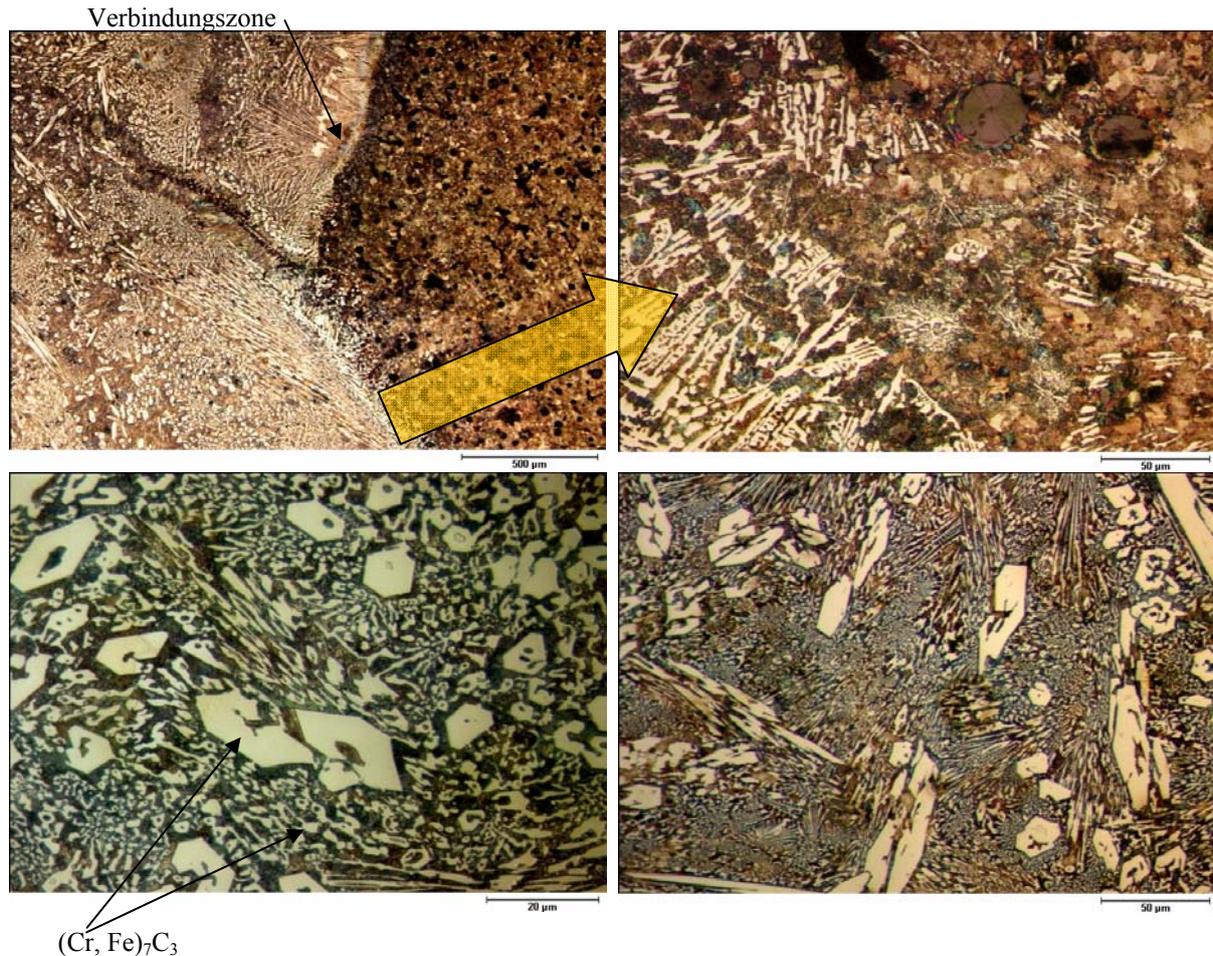


Abbildung 25: Grundwerkstoff EN-GJV-400. Auftragelektrode T590 (Zusammensetzung %, C-3.2; Mn-1.2; Si-2.2; Cr-25; B-1.0, HV829)

Die Struktur wird als Chromgussstruktur bezeichnet. Sie hat die höchste Verschleißbeständigkeit bei gleichzeitig guter Bruchsicherheit. Charakteristisch für diesen Legierungstyp sind diskontinuierlich ausgeschiedene Mischkarbide des Typs M_7C_3 , eingebettet in eine weitgehend martensitische Matrix. Die Grundmasse enthält neben Martensit auch Restaustenit, Bainit und Perlit [Hab 68], [Wit 92], [Kop 96]. Die höchste Matrix-Härte wird erreicht, wenn der Kohlenstoff zwangsgelöst im Martensit vorliegt. Austenitische Gefügebestandteile erweisen sich nur dann als verschleißbeständig, wenn sich der Austenit während der Verschleißbeanspruchung in Martensit umwandelt. Perlit- und Ferritanteile verschlechtern die Verschleißbeständigkeit [Wit 92].

6.2.3.1.2. Auftragschicht UTP 81 auf EN-GJV-400

Die Auftragschicht UTP 81 ist im Bereich der Schweißelektronen am kostengünstigsten, die Mikrostruktur zeigt jedoch, dass der eingesetzte Werkstoff keinen hohen Verschleißwiderstand hat.

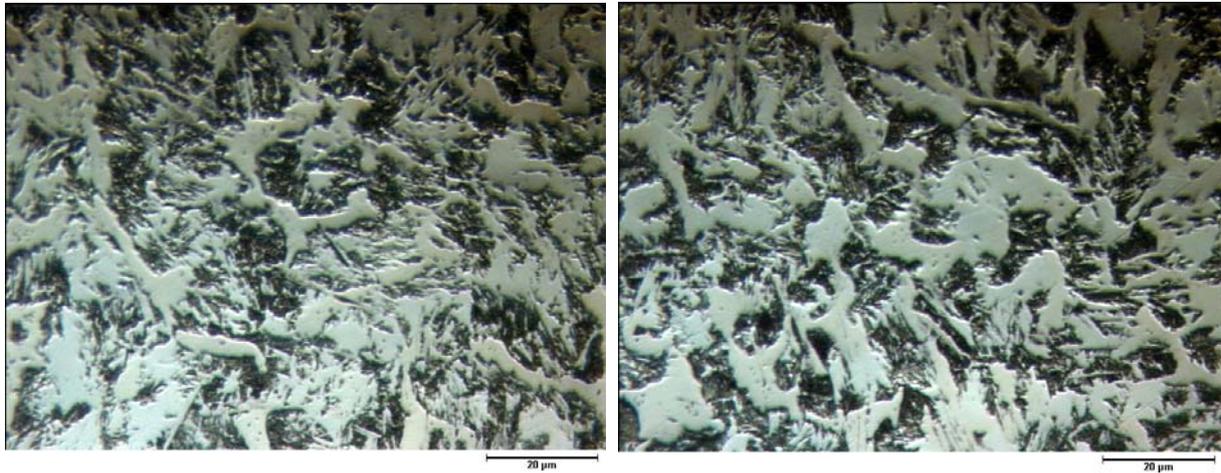


Abbildung 26: Grundwerkstoff EN-GJV-400. Auftragschicht UTP 81 (Zusammensetzung %, C-1.0; Si-0.5; Mn-0.5; Rest Fe; HV 575)

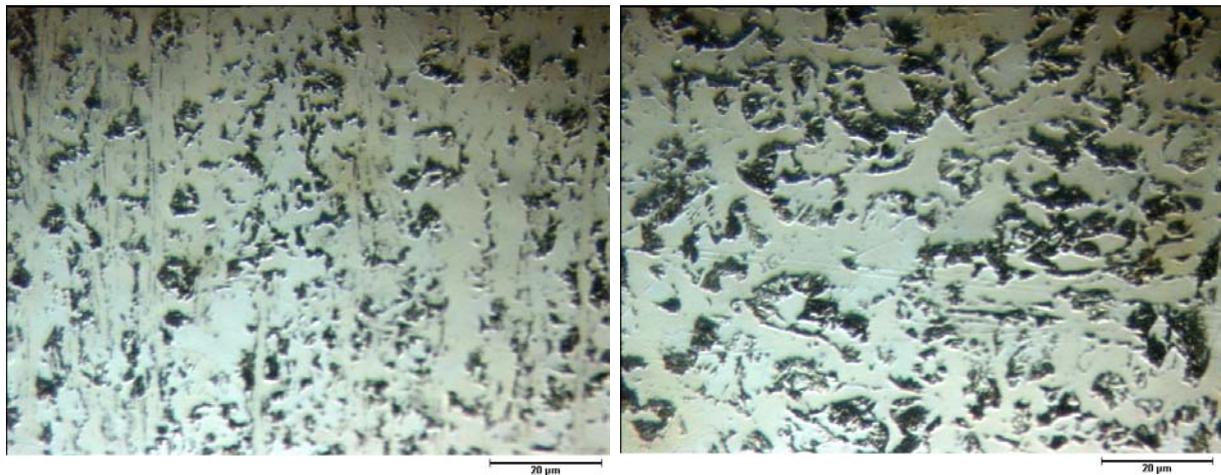


Abbildung 27: Grundwerkstoff EN-GJV-400. Mit der Auftragschicht UTP 81 aufgetragene und WIG-umgeschmolzene Schicht (Zusammensetzung %, C-1.0; Si-0.5; Mn-0.5; Rest Fe; HV 684)

Nach Abbildung 26 besteht das Gefüge nach dem Lichtbogenhandschweißen mit Elektrode UTP81 aus Perlit und Ferrit. Nach dem WIG-Umschmelzen verfeinert sich die perlitische Struktur, gleichzeitig vermehrt sich das ferritische Gefüge und es erhöht sich die Härte (Abbildung 27).

6.2.3.1.3. Auftragschicht UTP 807 auf EN-GJV-400

Die Schicht enthält 10 % Vanadium, wodurch die Festigkeit und Ermüdung verbessert wird. Wegen der Möglichkeit der Karbidbildung des Vanadiums wird die Probe mit WIG umgeschmolzen und modifiziert.

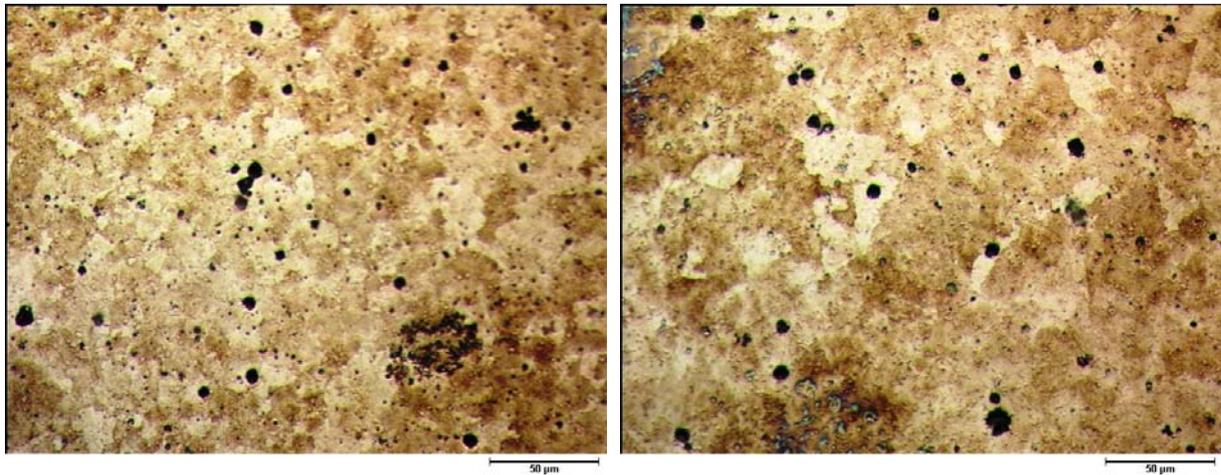


Abbildung 28: Grundwerkstoff EN-GJV-400. Auftragelektrode UTP 807 (Zusammensetzung %, C-0.05; Si-0.4; Mn-0.5; V-10.0; Rest Fe; HV 664)

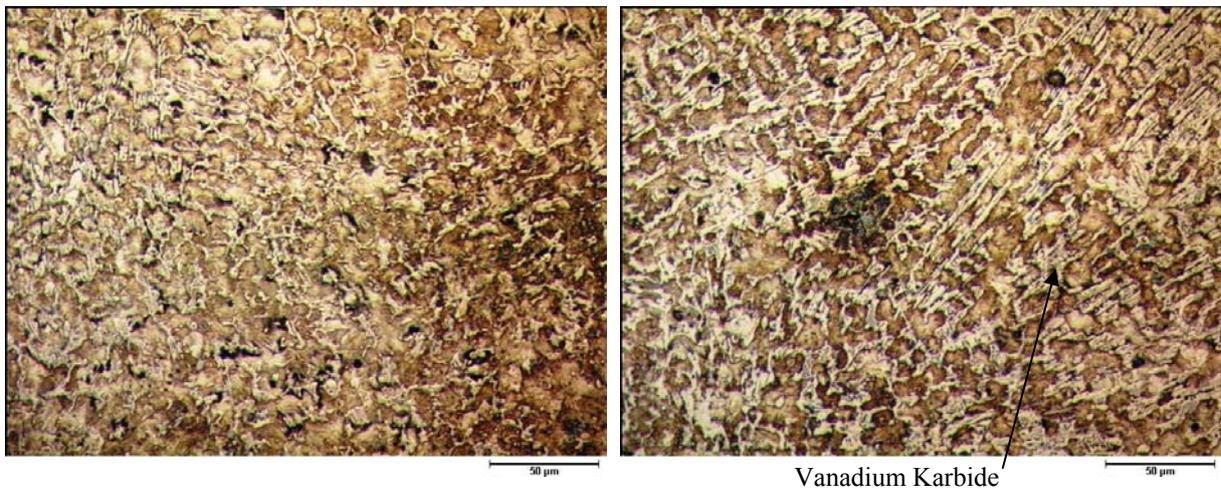


Abbildung 29: Grundwerkstoff EN-GJV-400. Mit der Auftragelektrode UTP 807 aufgetragene und mit WIG-umgeschmolzene Schicht (Zusammensetzung %, C-0.05; Si-0.4; Mn-0.5; V-10.0; Rest Fe; HV 773)

Nach dem Lichtbogenhandschweißen besteht das Gefüge aus dem Ferrit und Perlit (Abbildung 28). Durch das WIG-Umschmelzen scheiden sich Vanadiumkarbide und es erhöht sich die Härte von 664 HV bis zu 773 HV (Abbildung 29).

6.2.3.1.4. WIG- Auftragschicht UTP A DUR 600 auf EN-GJV-400

Der Auftragstab UTP A DUR 600 enthält 9.5% Chrom und ist damit für die Zielsetzung gut geeignet, eine Auftragschicht auf den Versuchswerkstoffen zu erzeugen. Die Mengen der anderen Legierungen sind auch zufriedenstellend.

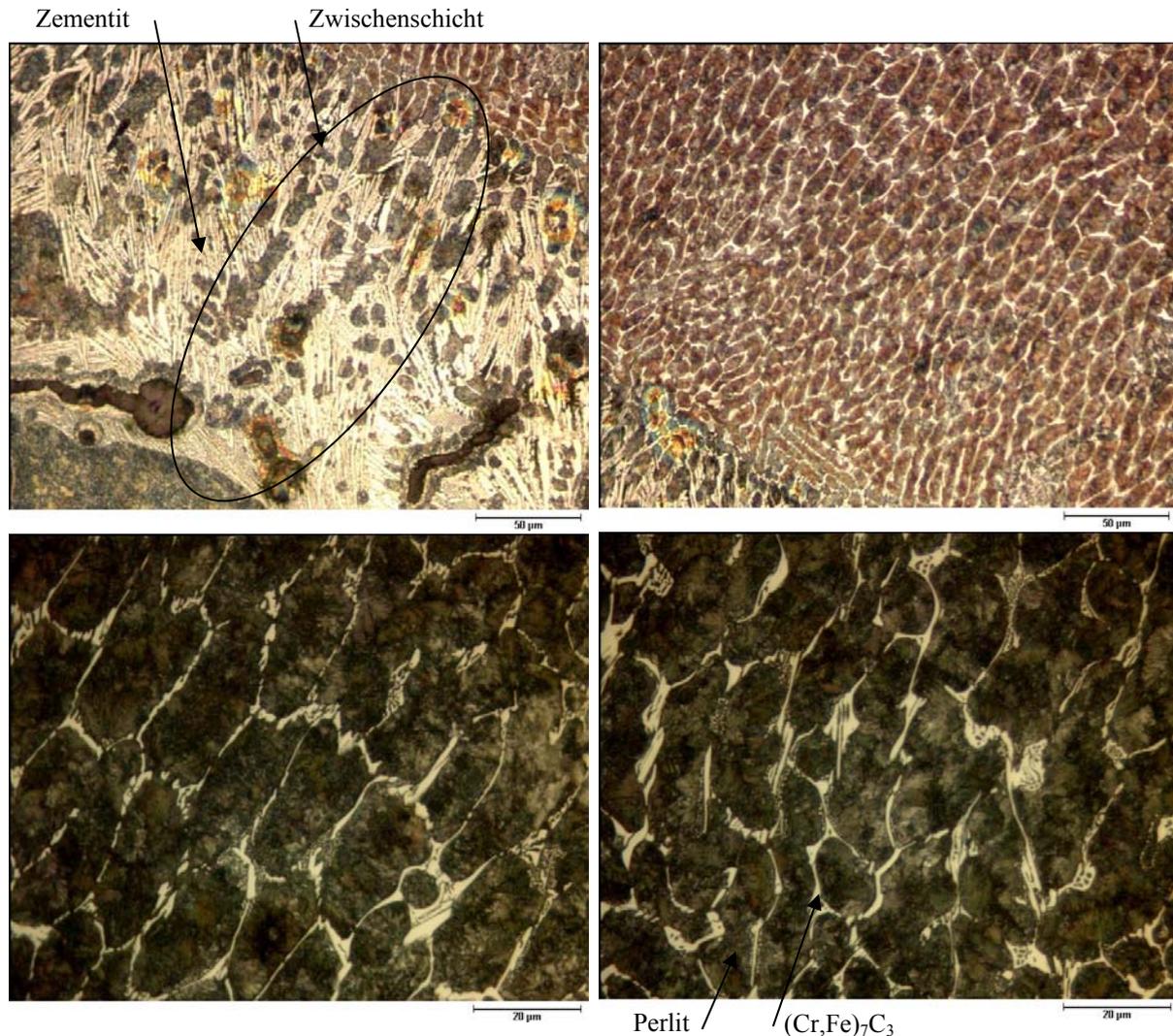


Abbildung 30: Grundwerkstoff EN-GJV-400. Auftragstab UTP A DUR 600 (Zusammensetzung %, C-0,5; Si-3; Mn-0,5; Cr-9,5; Rest Fe, HV750)

Die Struktur besteht aus Perlit und Zementit. Das erste Bild in der Abbildung 30 zeigt die Schweißverbindungszone und durch die Wärmebeeinflussung besteht die Struktur aus Zementit. Das weiße Netz (untere Bilder) stellt die Chrom- und Eisenkarbide dar.

6.2.3.2. Auf dem Schlepphebel aufgetragene und WIG- umgeschmolzene Schichten

6.2.3.2.1. Auftragschicht T 590 auf 42Cr4

Wegen der kleinen Dimension der Schlepphebel vermindert sich die Abkühlzeit und die Struktur wird mit der Elektrode T590 ledeburitisch (Abbildung 31). Da die großflächigen massiven spröden Karbide starke innere Kerben darstellen, können sie leicht Mikrorisse bilden und vom Verschleißpartner zertrümmert werden und ausbröckeln [Wit 92]. Durch die weitere Wärmebehandlung mit WIG-Umschmelzen kann man diese Gefahr durch die Entstehung der feineren Gefüge vermindern und gleichzeitig die Selbstschmiereigenschaften verbessern (Abbildung 32).

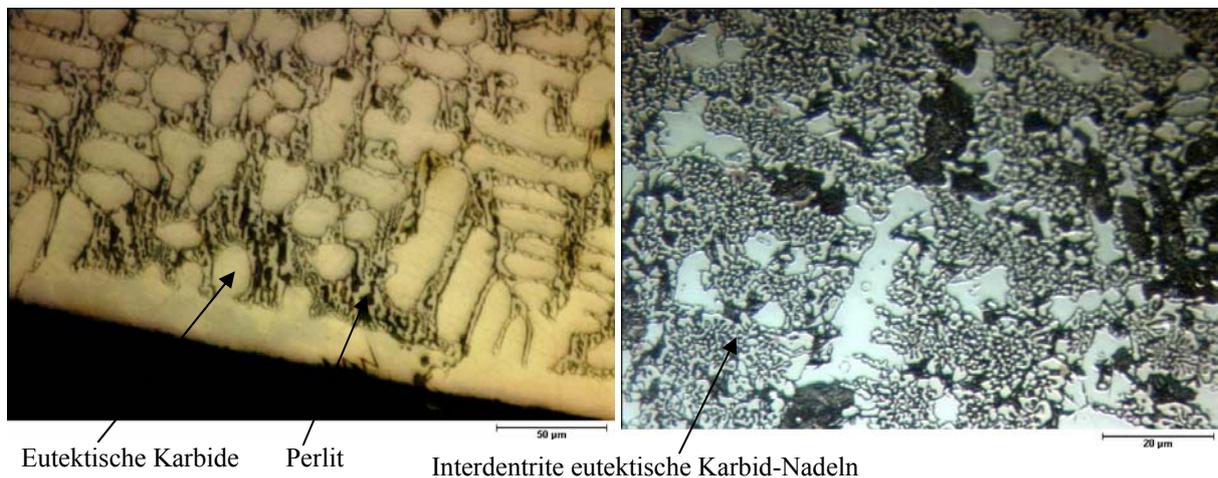


Abbildung 31: Grundwerkstoff 42Cr4. Auftragelektrode T 590 (Zusammensetzung %, C-3.2; Mn-1.2; Si-2.2; Cr-25; B-1.0; HV839)

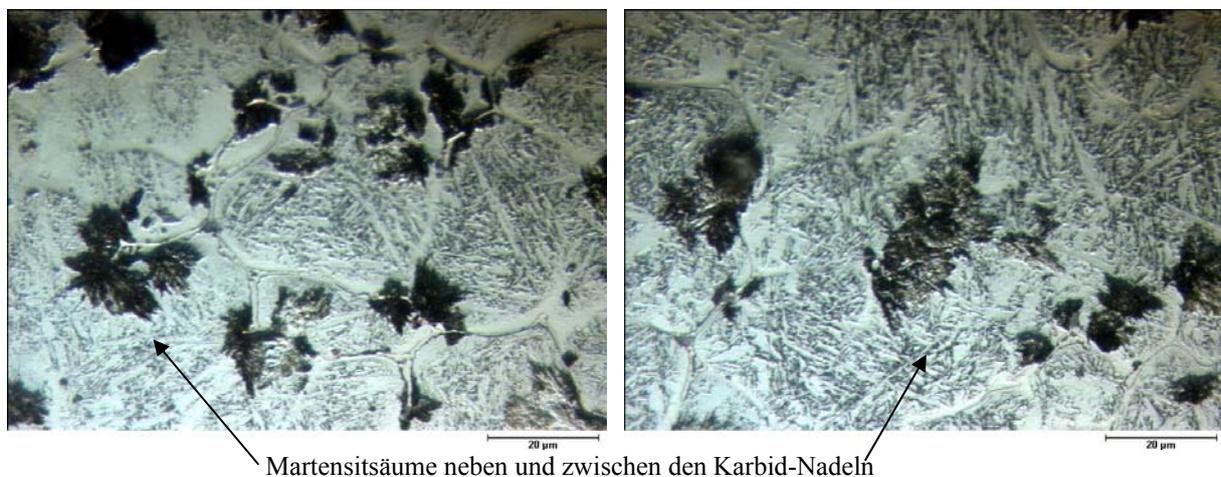


Abbildung 32: Grundwerkstoff 42Cr4. Mit der Auftragelektrode T 590 aufgetragene und WIG-umgeschmolzene Schicht (Zusammensetzung %, C-3.2; Mn-1.2; Si-2.2; Cr-25; B-1.0; HV933)

Durch das Umschmelzen wird Ledeburit in Martensit umgewandelt (Abbildung 32). Die schwarzen Flecken könnten freier Graphit sein, der die Selbstschmiereigenschaft bei der trockenen Reibung verbessert.

6.2.3.2.2. Auftragschicht UTP 7100 auf 42Cr4

Wegen der σ -Phase sollte ein Chromgehalt bei volumetrisch hoch belasteten Konstruktionsbauteilen zwischen 20 % und 70 % vermieden werden. Bei den Reibpartnern ist die Randschichtbelastung ungleichmäßig und die hoch chromhaltigen Auftragschichten sind darüber hinaus aus tribologischem Grund interessant.

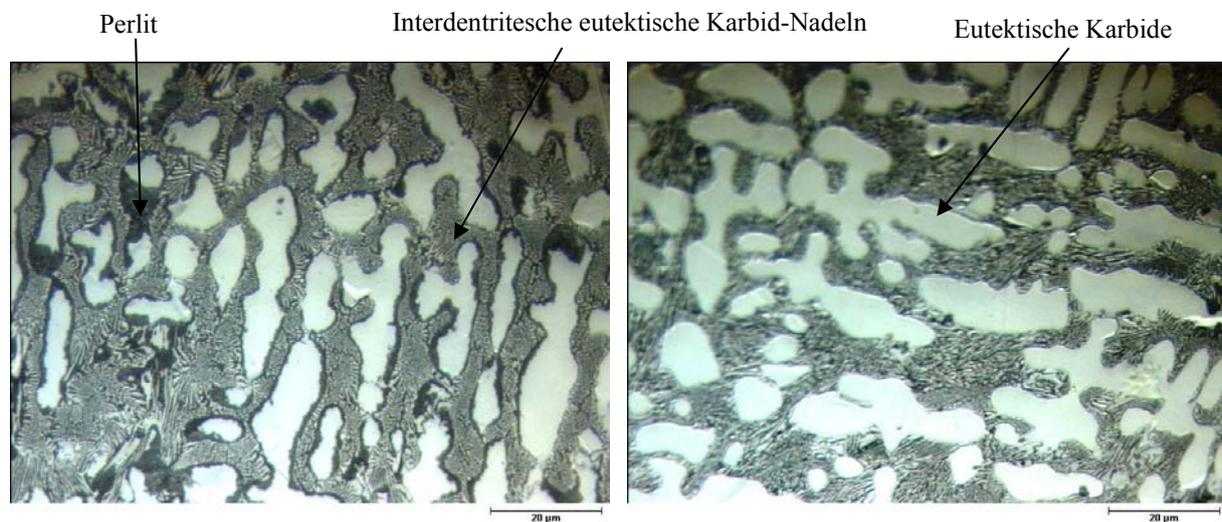


Abbildung 33: Grundwerkstoff 42Cr4. Auftragselektrode UTP 7100 (Zusammensetzung %, C-5; Cr-35; Rest Fe; HV601)

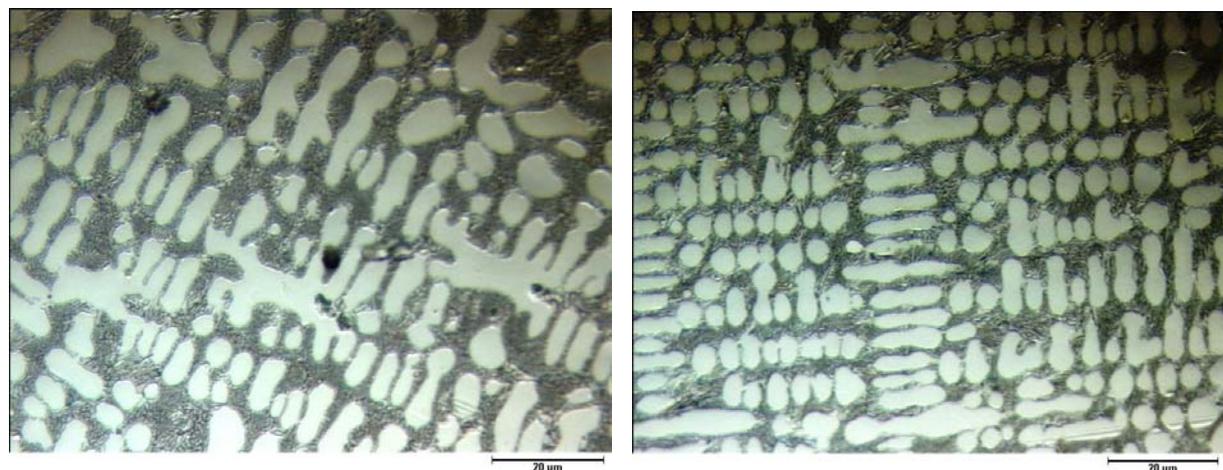


Abbildung 34: Grundwerkstoff 42Cr4. Mit der Auftragselektrode UTP 7100 aufgetragene und WIG-umgeschmolzene Schicht (Zusammensetzung %, C-5; Cr-35; Rest Fe, HV658)

Die nach dem Umschmelzen entstehende fein modifizierte gleichmäßig strukturierte Schicht ist gegenüber Verschleiß gut geeignet (Abbildung 34).

6.2.3.2.3. Auftragschicht UTP Ledurit 65 auf 42Cr4

Die erreichbare Härte der Chromgusseisen ist von der Menge der ausgeschiedenen M_7C_3 -Karbide und von der Beschaffenheit der Matrix abhängig. Die Härteerhöhung wird dabei durch Zusatz weiterer Legierungselemente erzielt. Besonders wirkungsvoll sind Molybdän, Vanadium, Wolfram und Niob [Wit 92].

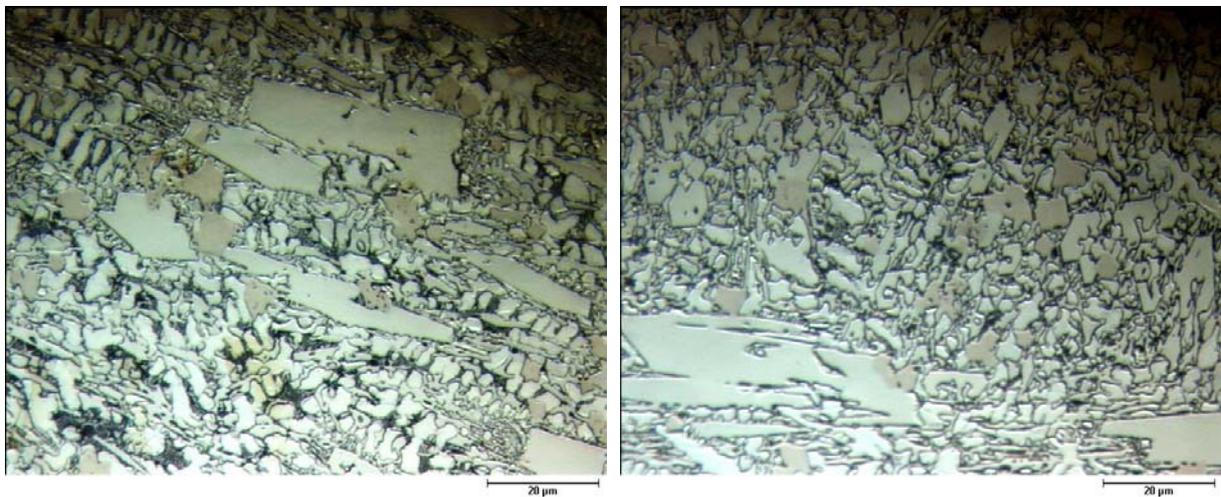


Abbildung 35: Grundwerkstoff 42Cr4. Auftragschicht UTP Ledurit 65 (Zusammensetzung %, C-4.5; Cr-23,5; Mo-6.5; Nb-5.5; W-2.2; V-1.5; Rest Fe; HV966)

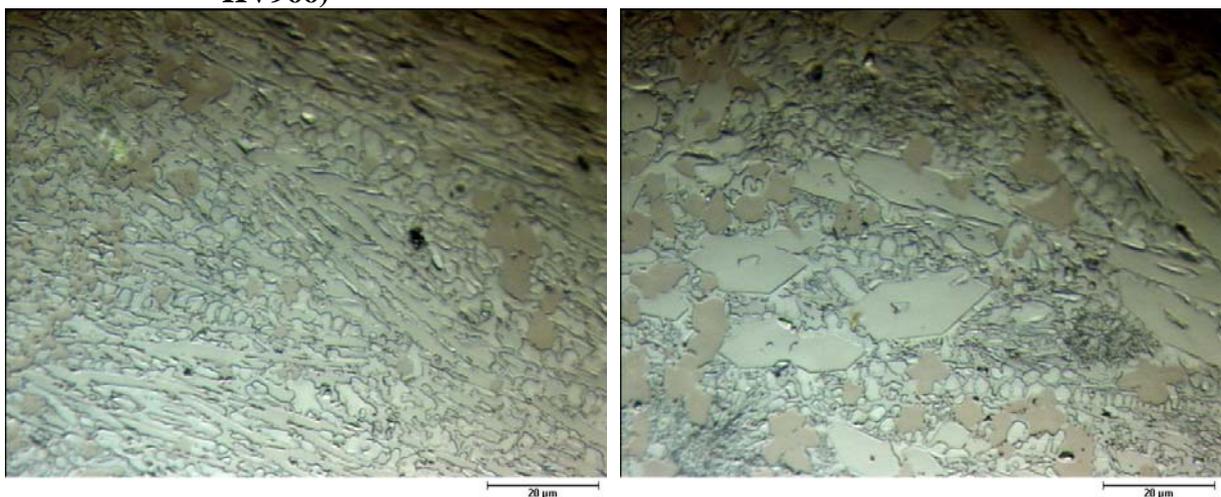


Abbildung 36: Grundwerkstoff 42Cr4. Mit der Auftragschicht UTP Ledurit 65 aufgetragene und WIG-umgeschmolzene Schicht (Zusammensetzung %, C-4.5; Cr-23,5; Mo-6.5; Nb-5.5; W-2.2; V-1.5; Rest Fe; HV1217)

Nach dem WIG-Umschmelzen haben sich Karbidausscheidungen auf den Korngrenzen vermehrt, außerdem hat sich die Korngrenzenstruktur verbessert und ein feinkörniges Gefüge ist entstanden (Abbildung 36). Eine feinere Kristallisation, verbunden mit besseren mechanisch-technologischen Gütewerten des Schweißgutes, ist entstanden.

6.2.3.2.4. Auftragschicht UTP DUR 600 auf 42Cr4

Im Vergleich mit den anderen Auftragelektroden enthält die Elektrode UTP DUR 600 weniger Kohlenstoff, dafür aber mehr Silizium. Damit werden die Härte und die Zähigkeit der chromhaltigen Schicht weiter erhöht. Chrom ist ein starker Karbidbildner und diese Schicht ist auch für die WIG-Umschmelzung gut geeignet.

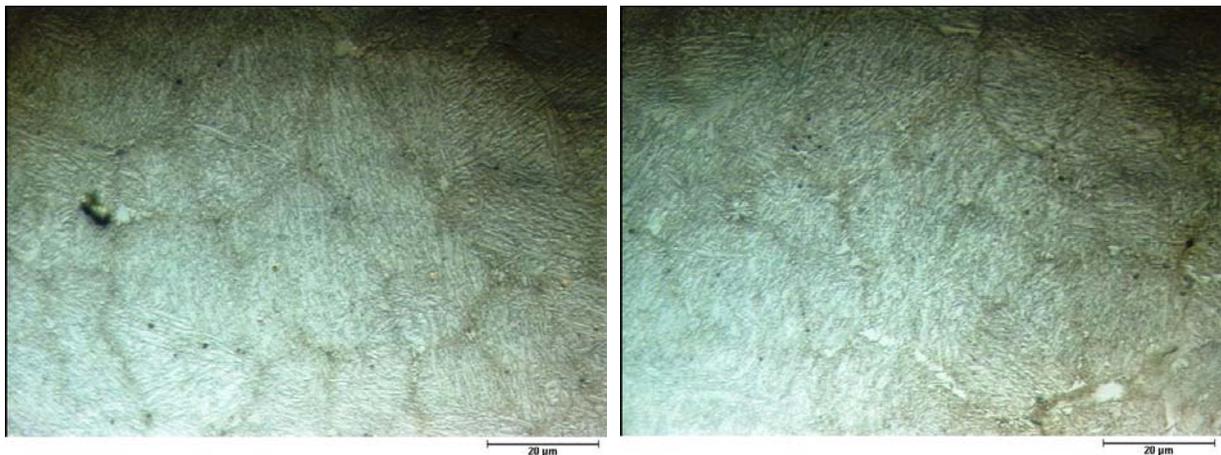


Abbildung 37: Grundwerkstoff 42Cr4. Auftragelektrode UTP DUR 600 (Zusammensetzung %, C-0.5; Si-2.3; Mn-0.4; Cr-9.0; Rest Fe, HV816)

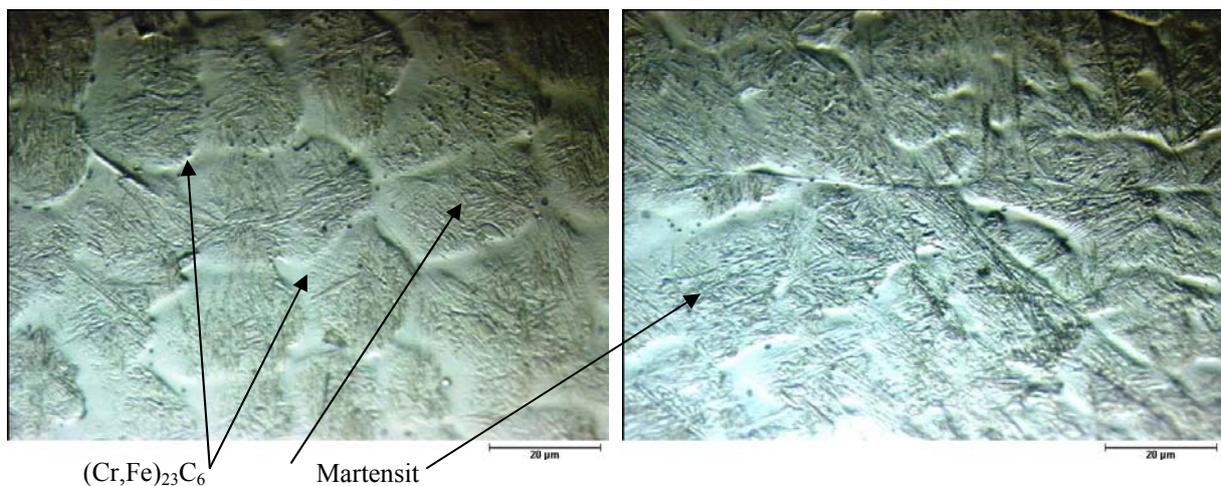


Abbildung 38: Grundwerkstoff 42Cr4. Mit der Auftragelektrode UTP DUR 600 aufgetragene und WIG-umgeschmolzene Schicht (Zusammensetzung %, C-0.5; Si-2.3; Mn-0.4; Cr-9.0; Rest Fe; HV787)

Nach dem WIG-Umschmelzen (Abbildung 38) verbessert sich die Korngrenze. Das Ätzmittel Beraha-I kann die Korngrenze der WIG-umgeschmolzenen Schicht nicht ätzen, jedoch hat dieses die mit der Elektrode aufgetragene und nicht WIG-umgeschmolzene Schicht in wenigen Sekunden geätzt (schwarze Linien in der Abbildung 37).

6.2.4. Mikrostrukturanalyse der durch das WIG modifizierten EN-GJV-400 Schichten

Ferritisch-perlitisches Gusseisen besitzt aufgrund der niedrigen Festigkeit und Härte des Perlits eine relativ niedrige Verschleißbeständigkeit. Eine deutliche Steigerung der Verschleißbeständigkeit kann durch Martensit (statt Perlit) bei ansonsten gleicher Ledeburitstruktur erreicht werden [Vol 07]. Die ledeburitische Struktur hat auch bessere Eigenschaften gegenüber Korrosion als die perlitische und ferritische Struktur. Um eine solche ledeburitische Struktur zu erreichen, wird die Randschicht des Versuchswerkstoffes EN-GJV-400 mit dem WIG-Verfahren umgeschmolzen und gleichzeitig legiert.

Beim WIG-Umschmelzen des Gusseisens erstarrt die Umschmelzzone rasch und es entstehen zahlreiche Keime. Es bildet sich eine feinkörnige äußere Randzone. Das Gefüge besteht aus Ledeburit und Perlit, wobei letzteres keine günstige Verschleißbeständigkeit zeigt. Der Verschleißwiderstand der ledeburitischen Gusseisen wird durch die Menge des sehr harten und spröden Zementits bestimmt. Zementit ist aber metastabil und bei der hohen Betriebstemperatur kann es sich wieder in Perlit umwandeln.

Um die tribologischen Eigenschaften zu verbessern, wird die Randschicht zusätzlich mit weiteren Legierungselementen legiert. Die Verschleißigenschaften der ledeburitischen Gusseisen werden vor allem in der Walzwerkstechnik durch eine Legierung mit Chrom, Nickel, Molybdän und Mangan entscheidend verbessert [Hec 83].

6.2.4.1. Umgeschmolzenes Gusseisen EN-GJV-400

Abbildung 39 zeigt die umgeschmolzene Struktur von EN-GJV-400. Die weiße Zone ist die ledeburitische Struktur. Die Grundmasse der umgeschmolzenen Zone besteht aus Ledeburit, dem Eutektikum von Eisen und Zementit, und in Perlit zerfallenem Austenit. Ein solches unlegiertes ledeburitisches Gusseisen mit perlitischer Matrix wird als Hartguss bezeichnet [Wit 92].

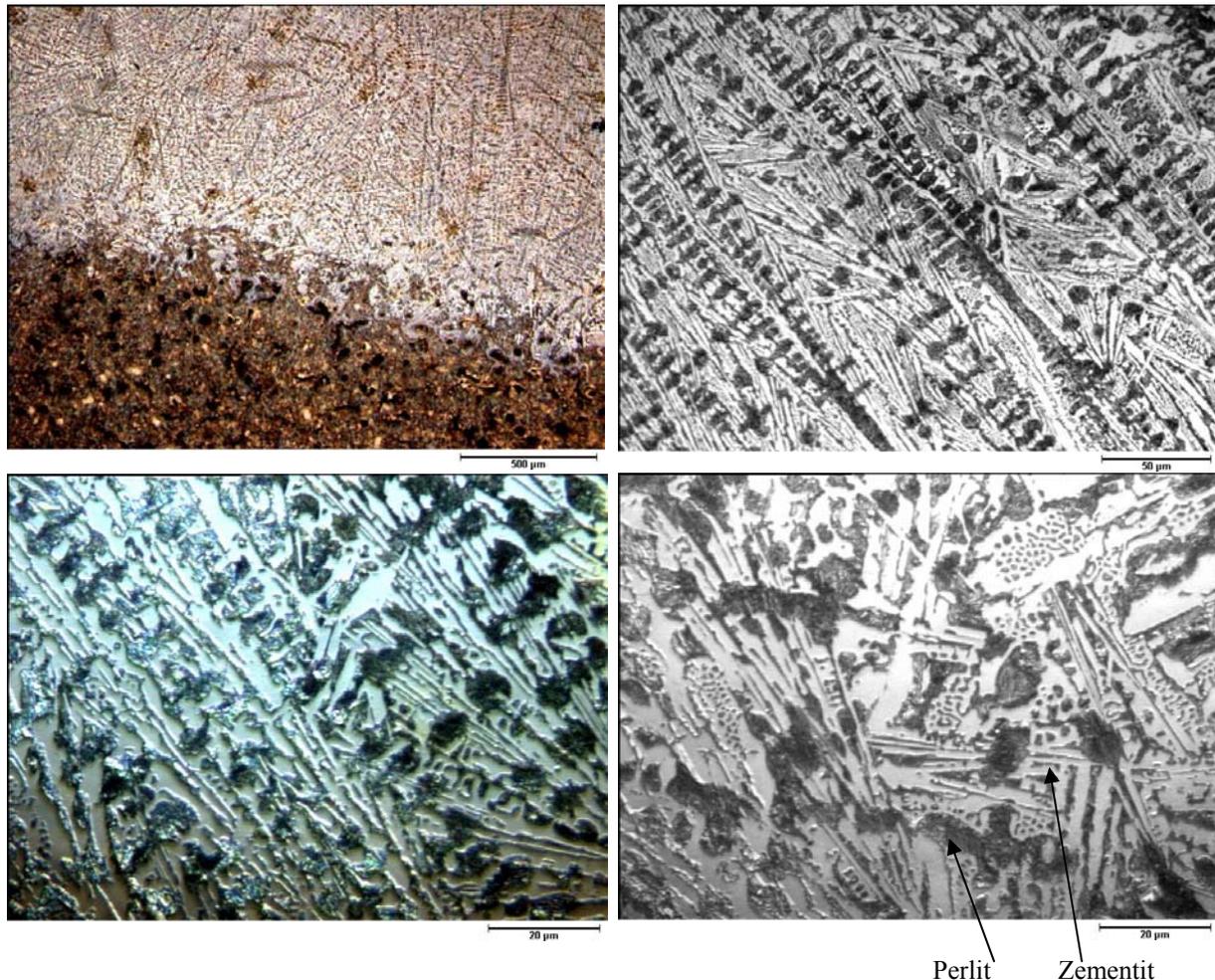


Abbildung 39: Struktur der WIG-umgeschmolzenen Gusseisen aus EN-GJV-400, HV796

Während der Abkühlung werden primäre γ -Mischkristalle ab $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ ausgeschieden. Die Restschmelze enthält bei $1147\text{ }^{\circ}\text{C}$ $4,3\text{ }\%$ C und zerfällt eutektisch zu Ledeburit. Bei weiterer Abkühlung werden auch aus den Austenitkristallen Zementitseggregate ausgeschieden, die teilweise mit der karbidischen Grundmasse des Ledeburites verwachsen und nicht als gesonderte Gefügebestandteile auftreten. Nach der Erstarrung hat sich sowohl der Austenit (bis auf $0,8\text{ }\%$ C entkohlte γ -Mischkristalle) durch eine eutektoidische Umsetzung bei $\leq 723\text{ }^{\circ}\text{C}$ in Perlit umgewandelt. Das Gefüge besteht bei Raumtemperatur demnach aus Dendriten

von Perlitbereichen, die von Eisen-Karbiden umgeben sind, und aus primären, dendritischen γ -Mischkristallen und Ledeburit [Sch 90], [Gla 92].

6.2.4.2. Regenerierte Schicht von Gusseisen EN-GJV-400

Um verschlissene Randzonen wiederherzustellen, wird die Randschicht ohne Legierungsfolie direkt mit einer EN-GJV-400-Platte durch WIG-Lichtbogen zusammengesmolzen.

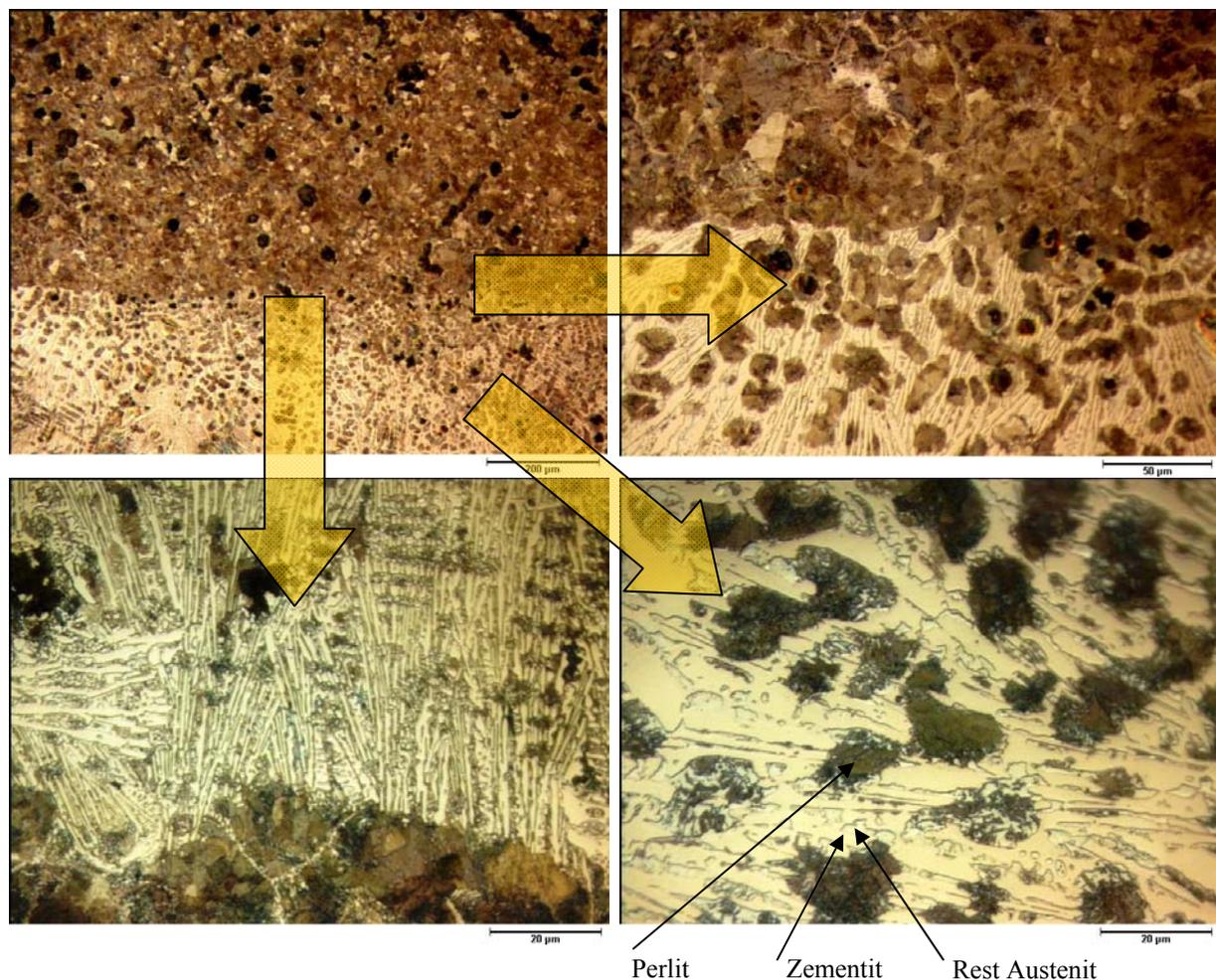


Abbildung 40: Struktur der regenerierten Schicht von EN-GJV-400 (ohne Legierungsfolie), HV796

Die Nahtanalyse zeigt fehlerfreie Verbindungszonen. Auch nach den Strukturanalysen und Härtemessungen erweist sich diese Struktur im Vergleich mit anderen Schichten nicht als ungünstiger. Das mehrmalige WIG-Umschmelzen beschädigt die Gusseisenstruktur nicht, weshalb die verschlissenen Gussbauteile auch wiederholt regeneriert werden können.

6.2.4.3. Aluminium legiertes Gusseisen EN-GJV-400 mit 99.5% reiner Aluminiumfolie

Die gute Verschleißbeständigkeit der ledeburitischen Gefüge beruht nicht allein auf ihrer Härte. Sie gründet sich vor allem auf dem hohen Gehalt von theoretisch 48,6 % Primärzementit, mit hoher Stabilität und Homogenität sowie seinem nahezu antiadhäsivem Verhalten. Durch weitere Legierungszusätze können der Gehalt an Zementit und dessen Eigenschaften noch verbessert werden [Wer 90].

Um feinkörniges Gefüge zu erzielen und um die Korrosions- und Zunderbeständigkeit zu erhöhen, wird die Randschicht mit Aluminiumfolie durch WIG– Lichtbogen umgeschmolzen. Aluminium hat auch Desoxidationseigenschaften und verbindet sich mit dem Sauerstoff, wodurch sich die Porenbildung vermindert.

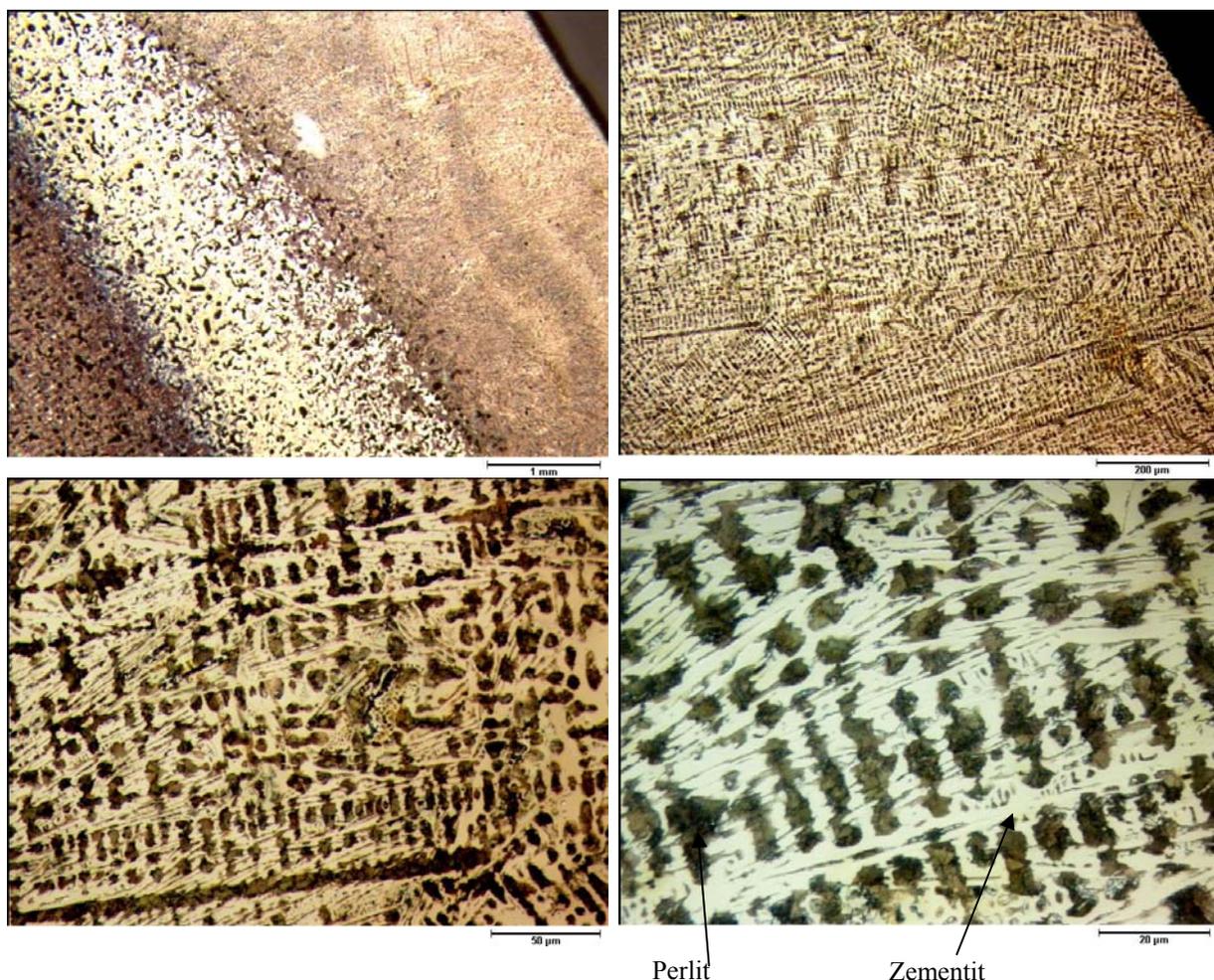


Abbildung 41: Struktur der mit Aluminium legierten Schicht von EN-GJV-400, HV798

Das Zementitwachstum und seine Orientierung ist ständig unterbrochen und geändert worden. Es ist anzunehmen, dass dies eine Folge der Wiedererwärmung hauptsächlich während des Erstarrungsintervalls ist.

6.2.4.4. Kupfer legiertes Gusseisen EN-GJV-400 mit der Folie- CuSn-4

Bei der Kupferlegierung vermischt sich das Kupfer mit dem Perlit. Dadurch vermindert sich der Verschleißkoeffizient und es erhöht sich die Wärmeleitfähigkeit. Die Wärmeleitfähigkeit der Paarungen beeinflusst in starkem Maße die Betriebstemperatur. Naturgemäß ist sie bei hoher Belastung und großer Umfangsgeschwindigkeit von besonderer Bedeutung [Pig 93].

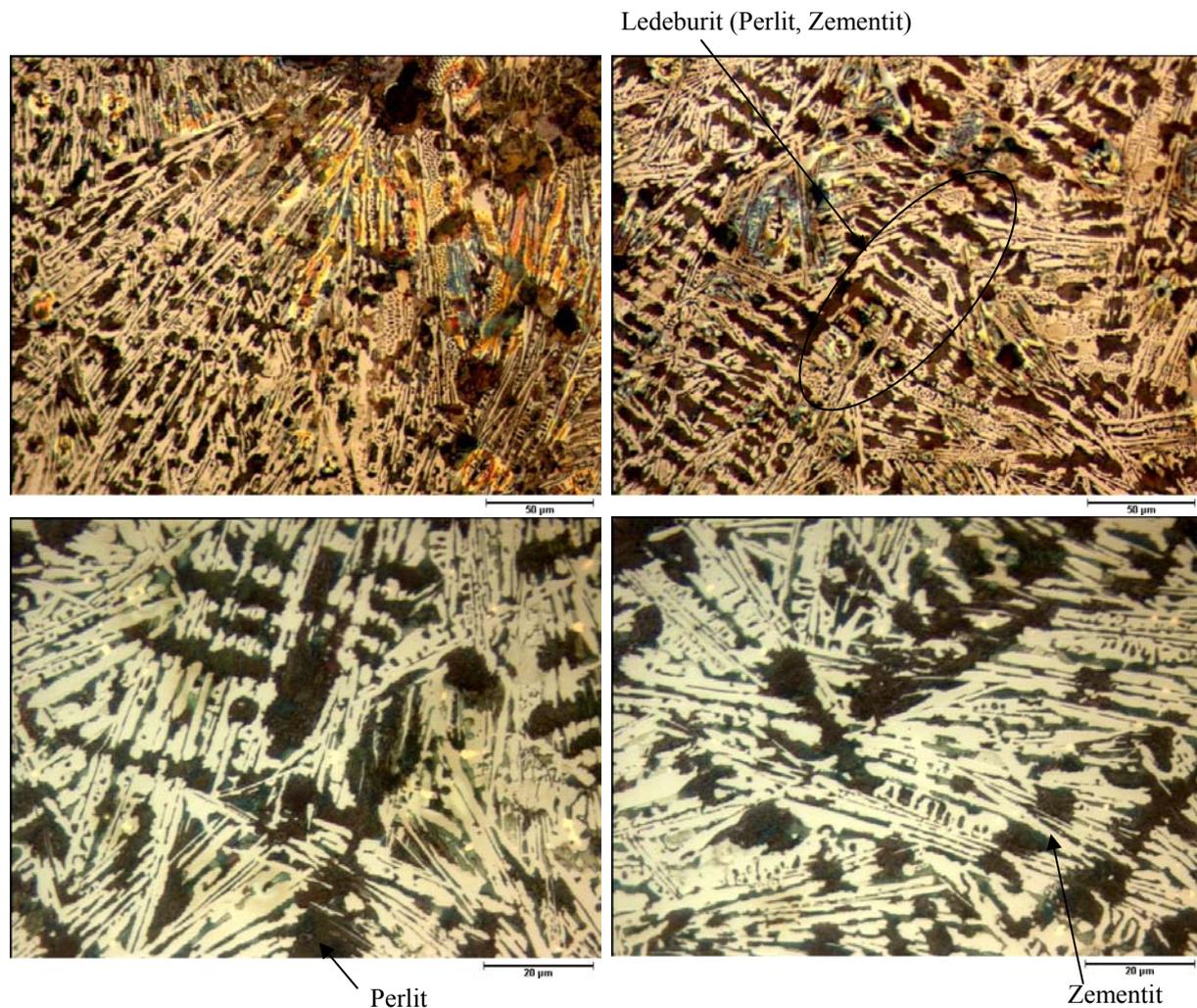


Abbildung 42: Struktur der mit Kupfer legierten Schicht von EN-GJV-400, HV792

Die farbige Perlitstruktur aus Ferrit und Zementit verdeutlicht, dass das Kupfer sich im Ferrit gelöst hat. Das wird mit Hilfe von EDX auch bestätigt. Das Kupfer in der Struktur verursacht die Metallplattierung, dadurch erhöht sich die Kontaktfläche und es vermindert sich der Verschleiß.

6.2.4.5. Eisen legiertes Gusseisen EN-GJV-400 mit der Folie - Fe81Si4B15

Um die Randschicht weiter zu modifizieren und den Gehalt des Zementits und Perlits durch Eisen und Silizium bzw. die Härte durch Bor und Silizium zu beeinflussen, wird das Gusseisen EN-GJV-400 mit der Eisenbasisfolie - Fe81Si4B15 zusammengeschmolzen.

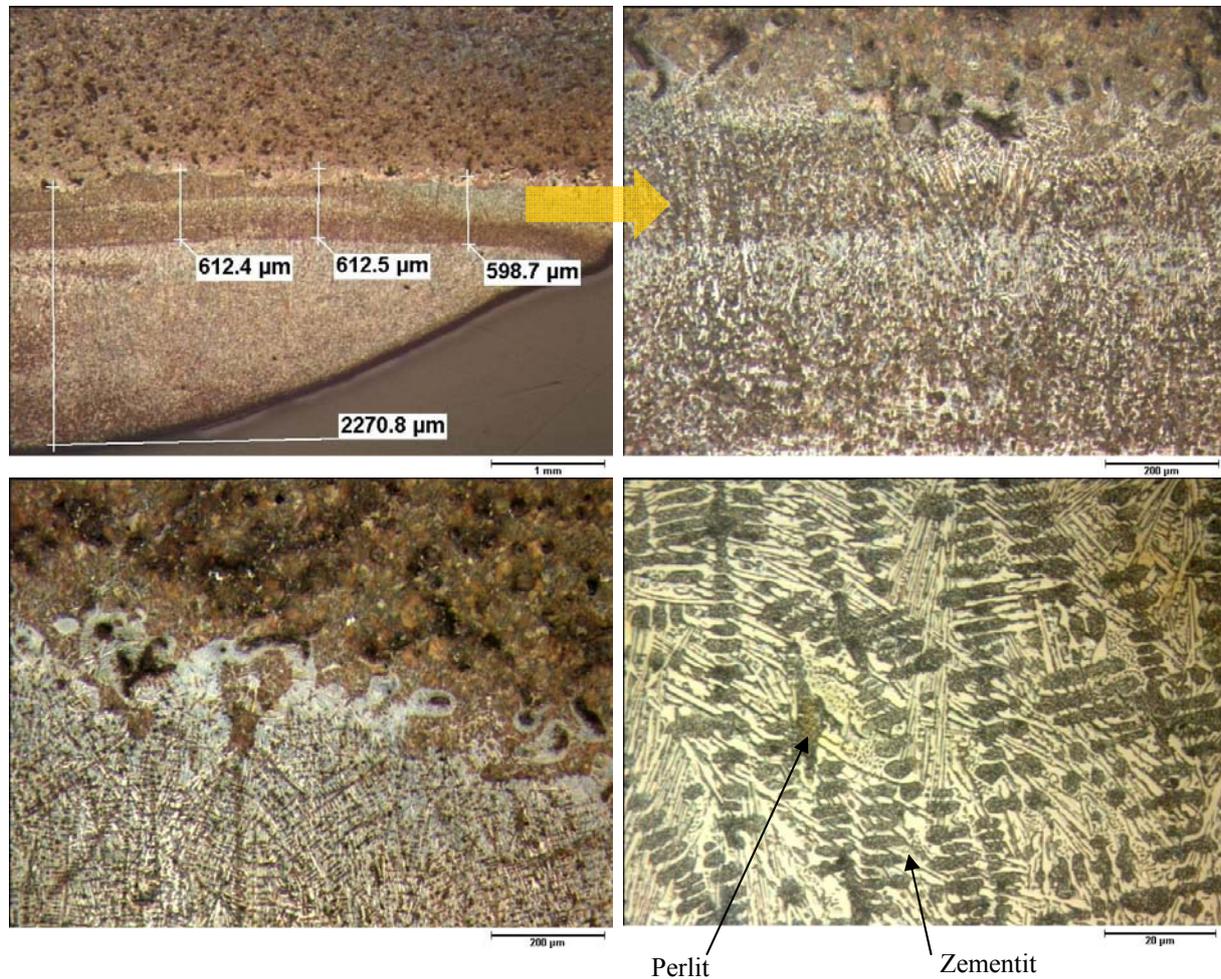


Abbildung 43: Struktur der mit Eisen legierten Schicht von EN-GJV-400, HV724

Das Ziel der Legierung war es, durch Silizium die Zementitbildung zu unterdrücken und freies Graphit zu erhalten. Wegen der Abwesenheit von Nickel und der geringen Siliziummenge (4 %) bei erhöhter Eisenmenge entsteht kein freies Graphit, vielmehr vermindert die Erhöhung von Fe und Si den Zementitgehalt der Schweißnaht (im Perlit als weiße Ferrit-Flecken erkennbar). Wegen der kleinen Menge von Bor (0.4 %) ist dieses in der Struktur nicht bemerkbar.

6.2.4.6. Nickel legiertes Gusseisen EN-GJV-400 mit der Folie - Ni78Si8B14

6.2.4.6.1. 3% Nickel legierte Schicht

Das weiße Gusseisen zeigt eine austenitische, perlitische oder martensitische Matrix mit Eisenkarbid. Die martensitischen Gefüge weisen die beste Verschleißbeständigkeit auf und lassen sich durch schnelles Abschrecken erreichen. Da das Gefüge sehr spröde ist, wird nur auf der Oberfläche weißes Gusseisen erzeugt. Um die Martensit-Struktur auch mit langsamer Abkühlung zu erreichen, wird der Werkstoff mit Ni und Cr legiert [Gla 92], [Wit 92], [Tay 90].

Einerseits verbessert die Entstehung von Zementit die mechanischen Eigenschaften, andererseits verschlechtern sich die Selbstschmiereigenschaften des Werkstücks. Um auf der Randschicht freies Graphit zu erreichen, wird die Oberfläche des Gusseisens mit der Ni78Si8B14-Folie legiert. Ein höherer Siliziumgehalt fördert den Zerfall des Zementits, da es den Kohlenstoff im Zementit verdrängt $Fe_3C + Si \rightarrow Fe_3Si + C$. Dadurch wird eine günstigere Kombination von Festigkeit, Zähigkeit und Härte erreicht [Wit 92], [Vol 07]. 3 bis 3,75 % Nickel erhöht die Feinheit der Struktur, Festigkeit, Korrosionsbeständigkeit und wird zur Unterdrückung der Perlitbildung zugesetzt.

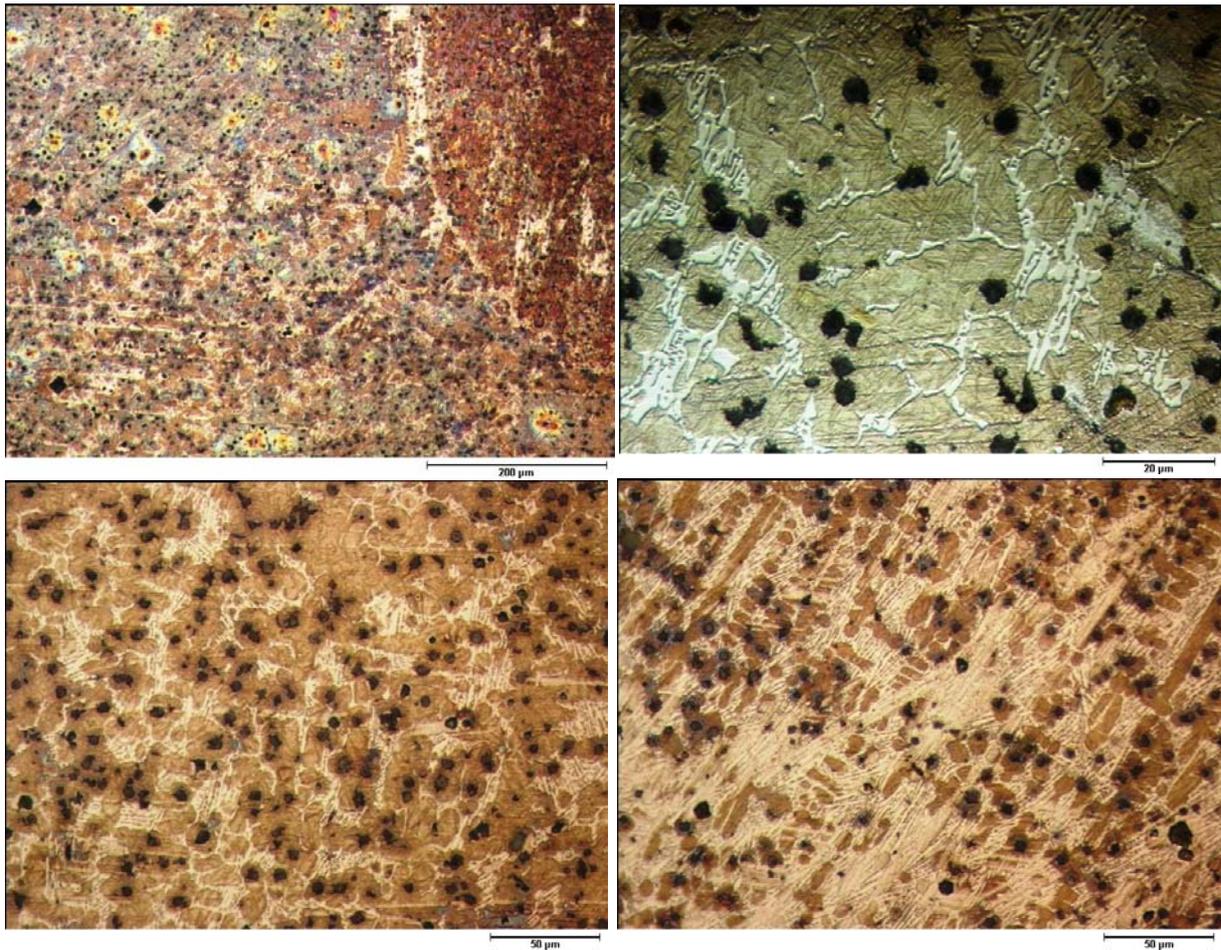


Abbildung 44: Struktur der 3% WIG-Nickel-Legierungsschicht von EN-GJV-400, HV756

Der Zusatz von Nickel fördert die Erstarrung zu Grauguss. Ist jedoch die Erstarrungsgeschwindigkeit ausreichend hoch, kristallisiert der Kohlenstoff unter Bildung von Zementit und es entsteht weißes Gusseisen. Bei weiterer Abkühlung im festen Zustand wird durch Anwesenheit von Nickel die eutektoidische Umwandlung stark unterdrückt, so dass sich der Austenit zu Martensit umwandelt. Die Martensitnadeln werden mehr oder weniger stark vom Ätzmittel angegriffen. Sie sind von hellen nicht angeätzten Feldern umgeben, die aus Restaustenit bestehen und schwierig vom nicht angeätzten Zementit zu unterscheiden sind. Die langen weißen Nadeln aus Zementit sind sehr hart und spröde. Das entstehende kugelförmige Graphit verbessert einerseits die Selbstschmiereigenschaften und andererseits den Ermüdungswiderstand der Randschicht.

6.2.4.6.2. 10% Nickel legierte Schicht

Durch die Erhöhung der Menge an Zusatzwerkstoff Ni78Si8B14 wird der Einfluß erhöhter Menge an Zusatzwerkstoff auf die Mikrostruktur untersucht.

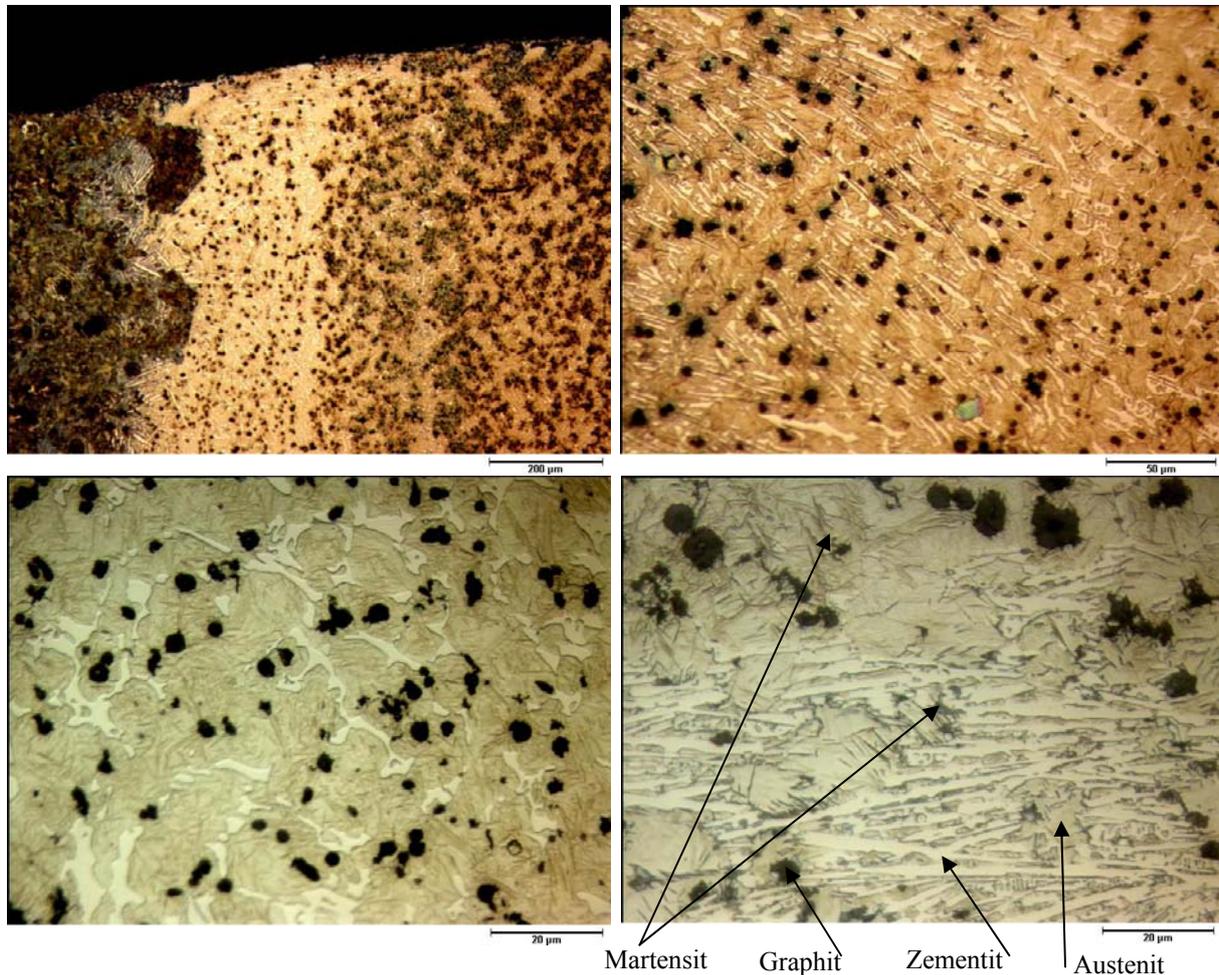


Abbildung 45: Struktur der 10 % WIG-Nickel-Legierungsschicht von EN-GJV-400

Die geänderte Menge des Zusatzwerkstoffs hat in dem hydrodynamischen Prozess des Schmelzbades die Mikrostruktur wesentlich beeinflusst. Am Rand entstehen unterschiedliche Schichten aus nickelarmen Ferrit-Zeilen, wenigen Martensitinseln, einer nickelreichen Zeile aus Zwischenstufengefüge mit vielen Martensitinseln und sehr wenig Perlit.

6.3. Energiedispersive Röntgenspektroskopie und Elementanalyse

6.3.1. Spezifikation der EDX-Anlage

Das angewendete Energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX - energy dispersive X-ray spectroscopy) - die Elektronenstrahlmikrosonde TYPE:CAMEBAX MICROBEAM stammt von der Fa. CAMECA und besteht aus einem Silizium-Halbleiter-Detektor und einem Analog-Digital-Wandler. Alle X-ray-Signale aus den Proben werden unter einem Abnahmewinkel von 40° im Silizium-Halbleiter-Detektor ausgewertet. Die Röntgenstrahlung erzeugt im Detektor energieproportionale Spannungspulse von 5 bis 30 kV und Strahlstrom bis 1000 nA, die in einem Vor- und Hauptverstärker verstärkt, anschließend digitalisiert und schließlich in einem Vielkanalanalysator gespeichert werden. Die Software (Steuerung und Auswertungsprogramme) ist von der Firma SAN'x (Dr. THIOT, France) und das Paketprogramm heißt Xmas plus. Bei der Messung des Bors wird die Energie auf bis zu 15kV und bei den anderen Proben auf bis zu 20kV erhöht. Die Messfläche auf der Probe betrug $5 \times 5 \mu\text{m}$.

Der Silizium-Halbleiter-Detektor (mit dünnem Fenster) der Fa. KeveX in Verbindung mit der Auswertungssoftware „ID-Fix“ von der Fa. SAMx erlauben es, alle Elemente von Bor bis Uran zu erfassen und Vergleichskalkulationen mit bekannten Referenzproben („Standards“) und Standardlosanalysen durchführen. Ein anderer Vorteil von EDS ist, dass alle Peaks der Probe gleichzeitig (bzw. sehr schnell hintereinander mit Pico Sek) verarbeitet und entsprechenden Energiekanälen zugeordnet werden. Die kleinste Messmenge durch WDS-Detektion hängt von den Elementen ab. So lassen sich z. B. Si bis 100ppm, Eisen 10ppm, Pb 200ppm, B 0.5 % usw. messen. Vor der Elementanalyse wurden alle Proben zur Verbesserung der elektrischen Leitfähigkeit der Einbettmasse mit einer etwa 15nm dünnen Kohlenstoffschicht bedeckt. Die Kohlenstoffbedampfung wurde durch den elektrischen Kontakt zweier sehr reiner Graphitelektroden im Vakuum durchgeführt.

6.3.2. Elementanalyse des Querschnitts der Probe

Durch Elementanalyse werden nur die legierten Proben untersucht. Die physikalisch-mechanischen, die technologischen Eigenschaften und die Betriebseigenschaften der Reibpartner hängen wesentlich von der Konzentration der Legierungselemente ab. Anhand

der Abbildung 46 bis Abbildung 60 wird bestimmt, ob die Elemente sich bei der Legierung im Querschnitt der Randschicht gleichmäßig verteilen. Es werden bei allen Proben an der Schweißnaht, Schichtmitte und Randschicht drei Punkte gemessen. Beträgt die Menge des Elements weniger als 0.01 %, wird es nicht in der Tabelle angegeben. Die Konzentration des Bors wird zusätzlich gemessen. Deswegen wird die Menge des Bors im Röntgenspektrum nicht gezeigt, sondern anschließend im Text berücksichtigt und diskutiert.

6.3.2.1. Gusseisen EN-GJV-400

Um die Massenkonzentration mit der Zusammensetzung des Herstellers zu vergleichen, wird die Elementanalyse des zu legierenden Grundwerkstoffes EN-GJV-400 gemessen. Anschließend wird untersucht, ob die gemessene und die angegebene Menge der Elemente übereinstimmen (Tabelle 3).

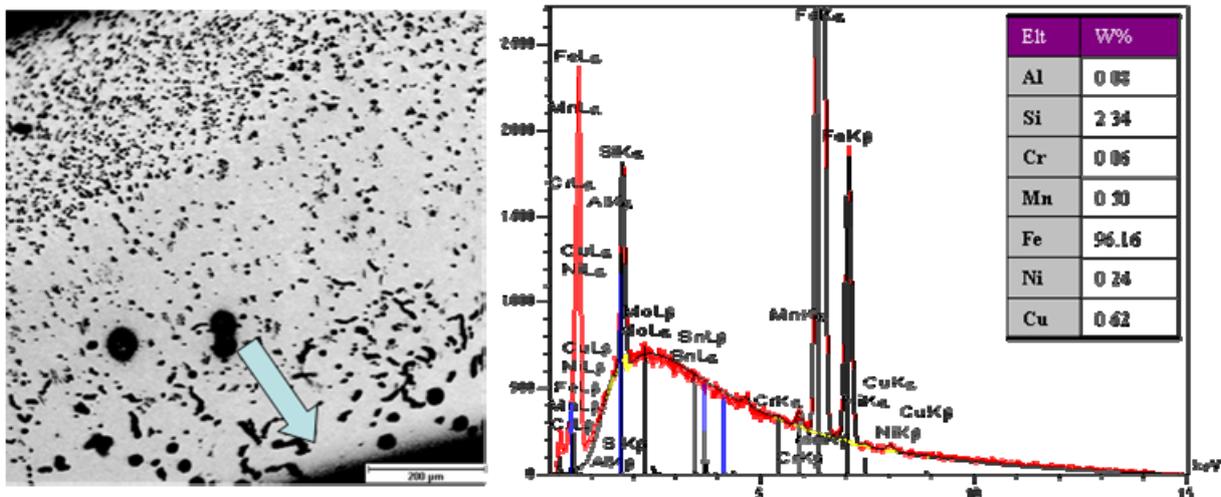


Abbildung 46: Röntgenspektrum und Elementanalyse des Gusseisens EN-GJV-400

Mit Hilfe der Position der Röntgenlinien im Spektrum lassen sich die in der Probe enthaltenen Elemente identifizieren (qualitative Analyse). Die Intensität der Linie hängt von der Massenkonzentration der Elemente innerhalb der Probe ab (quantitative Analyse). Von einem Element sind verschiedene Positionen betroffen, weil die Röntgenstrahlung aus verschiedenen Schalen (K_{α} , K_{β} , L_{α} , L_{β}) emittiert wird.

6.3.2.2. Aluminiumlegiertes Gusseisen EN-GJV-400

Von der Abbildung 47 bis zur Abbildung 50 wird die Legierung des Werkstoffes EN-GJV-400 mit Aluminium-Basisfolie dargestellt. Es wird gerechnet, dass die Massenkonzentration des Aluminiums sich in der Randschicht bis auf 3 % erhöhen kann (Tabelle 15).

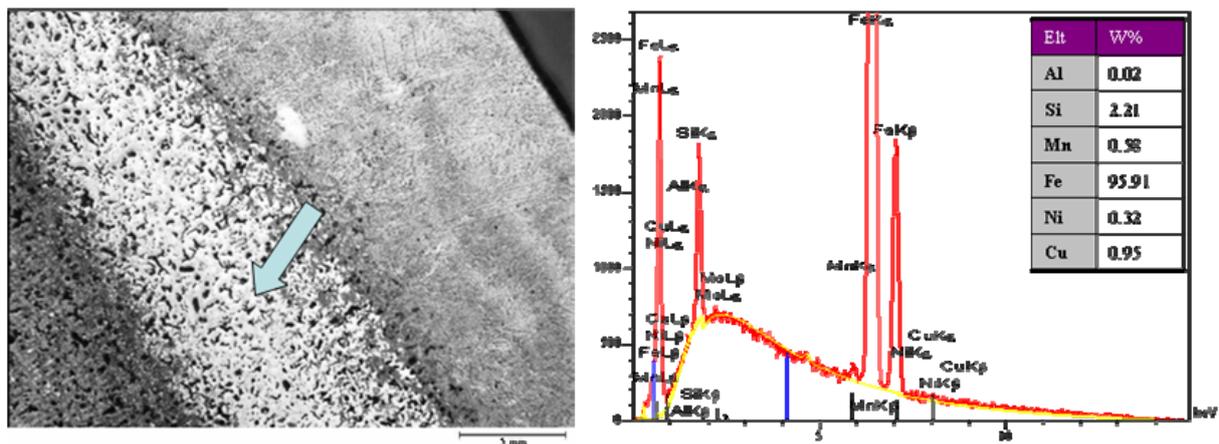


Abbildung 47: Röntgenspektrum und Elementanalyse der auf Aluminiumbasis legierten Schicht unter der Schweißnaht

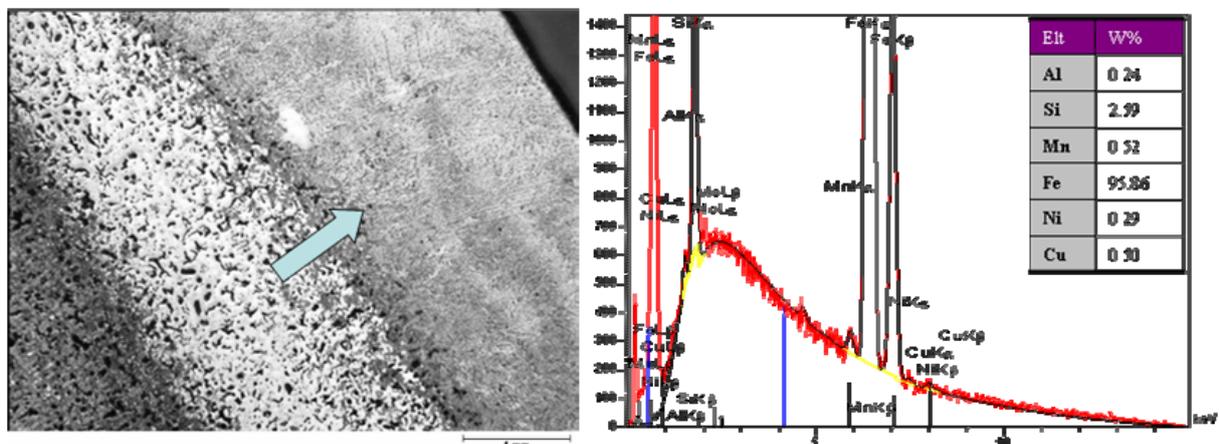
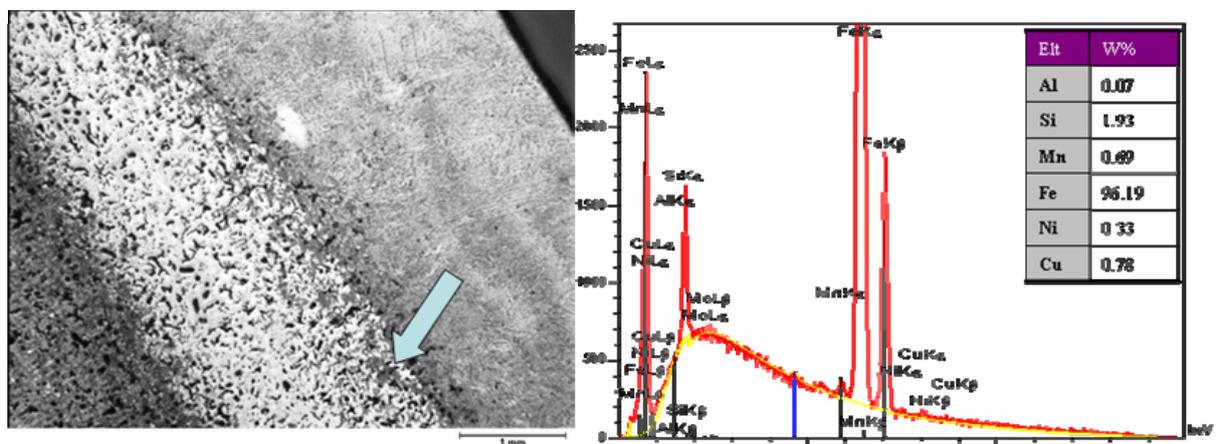


Abbildung 48: Röntgenspektrum und Elementanalyse der auf Aluminiumbasis legierten Schicht an der Schweißnaht

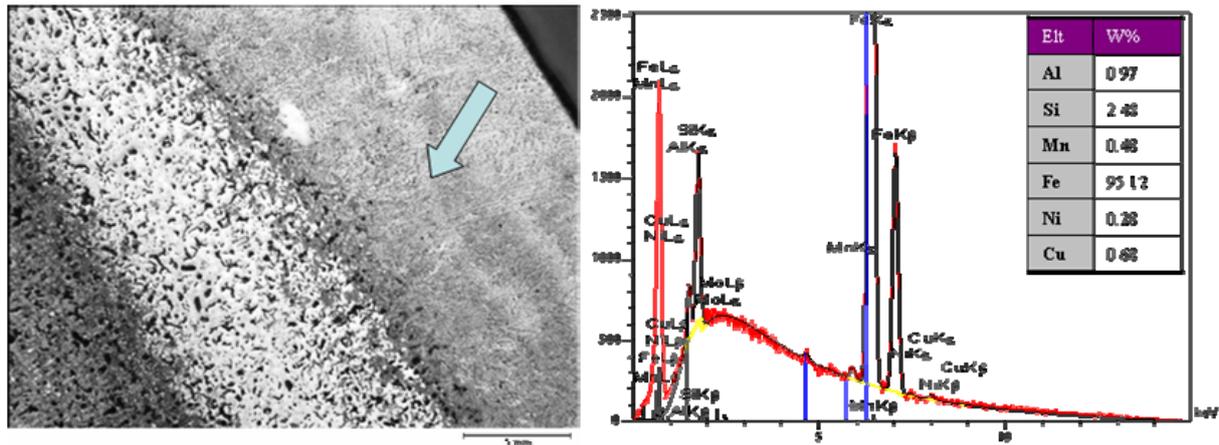


Abbildung 49: Röntgenspektrum und Elementanalyse der auf Aluminiumbasis legierten Schicht an der Schichtmitte

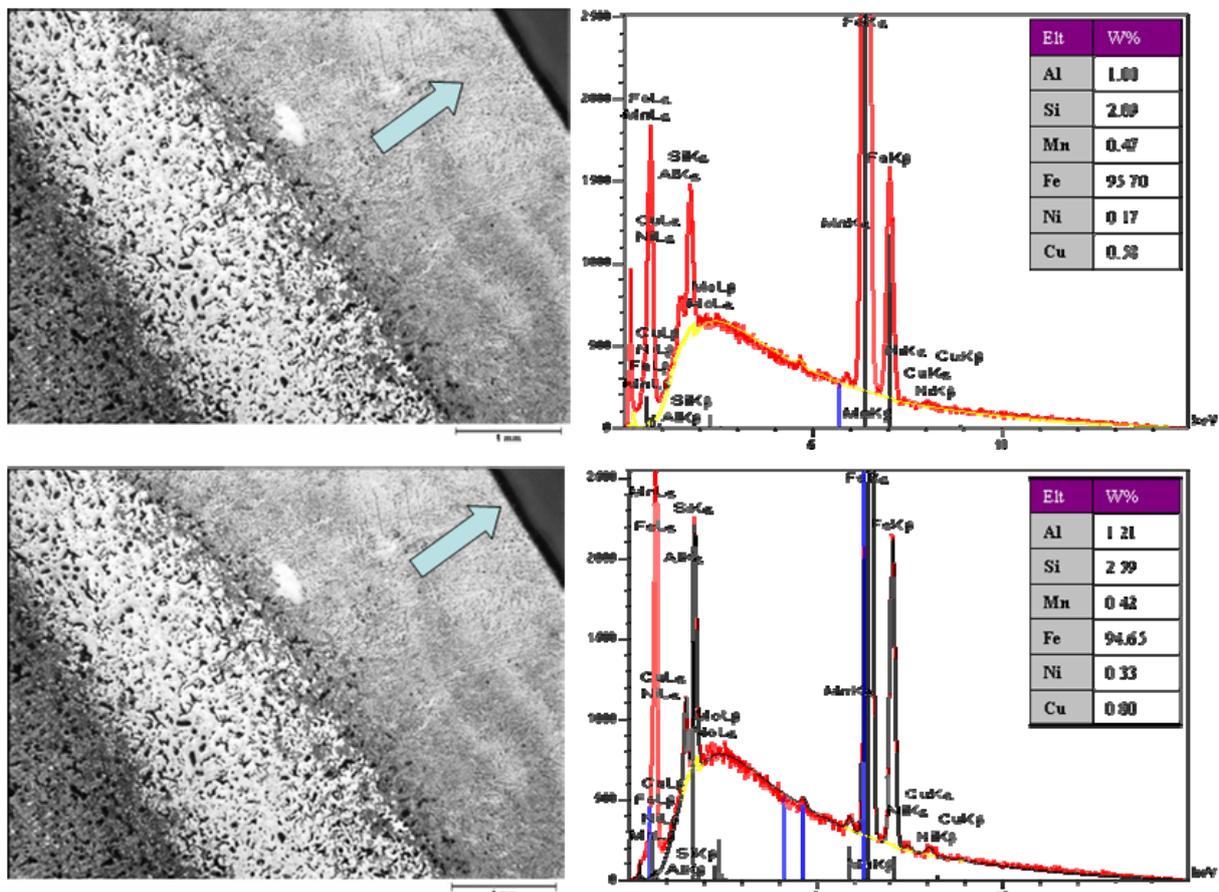


Abbildung 50: Röntgenspektrum und Elementanalyse der auf Aluminiumbasis legierten Schicht an der Randschicht

Die maximale Konzentration des Aluminiums in der ledeburitischen Struktur beträgt 1,21 %. Unter hohen Temperaturen wird der Legierungswerkstoff an die Oberfläche getrieben. Auf der Randschicht ist die Menge des Legierungselements im Vergleich zur Fügezone verhältnismäßig hoch. Allmählich ändert sich in Oberflächenrichtung die Legierungskonzentration. Eine Veränderung der anderen Elemente abhängig von der Konzentration des Aluminiums ist nicht erkennbar.

6.3.2.3. Kupfer legiertes Gusseisen EN-GJV-400

Von der Abbildung 51 bis zur Abbildung 53 wird die Legierung des Werkstoffes EN-GJV-400 mit Kupfer-Basisfolie dargestellt. Dabei wird erwartet, dass sich das Kupfer in der ledeburitischen Struktur auf bis zu 10 % und das Zinn sich auf bis zu 0.36% erhöhen kann (Tabelle 15).

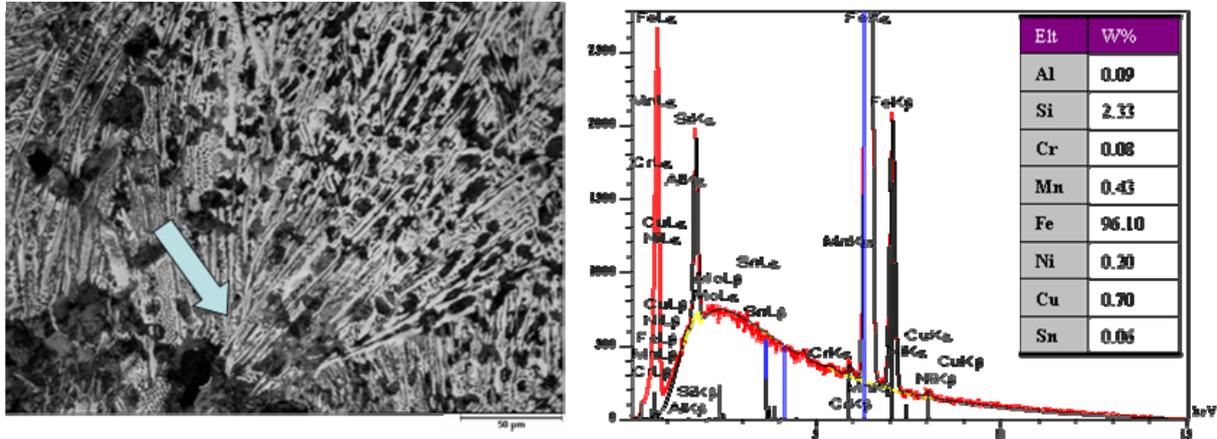


Abbildung 51: Röntgenspektrum und Elementanalyse der auf Kupferbasis legierten Schicht an der Schweißnaht

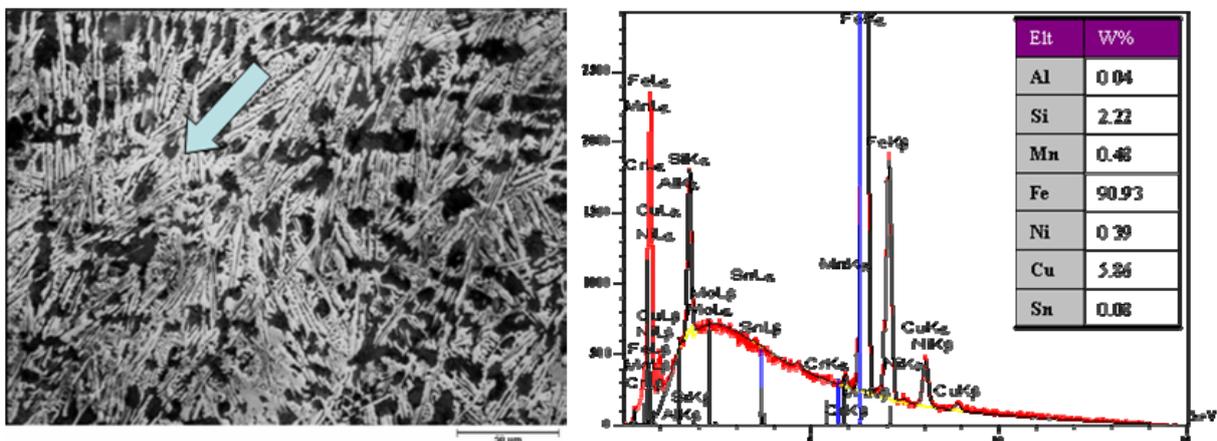
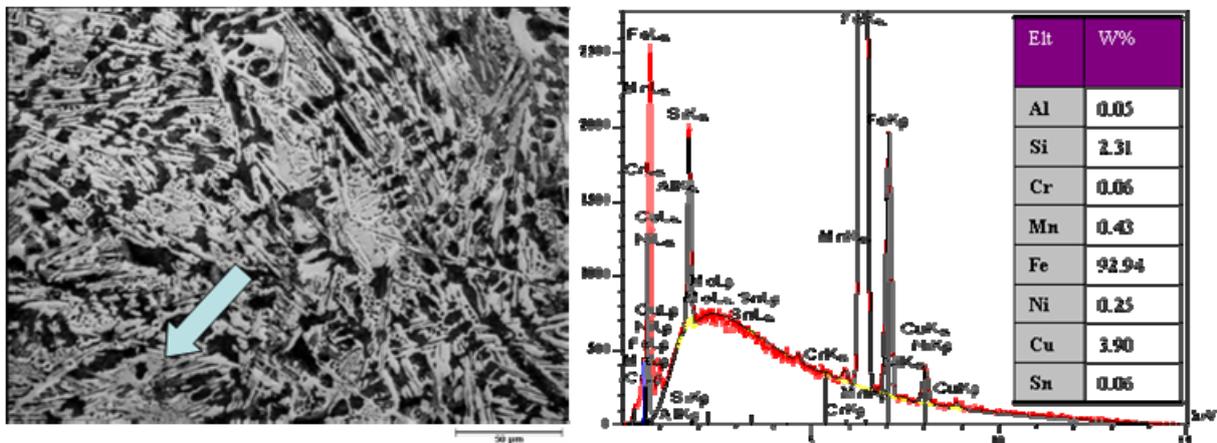


Abbildung 52: Röntgenspektrum und Elementanalyse der auf Kupferbasis legierten Schichten an der Schichtmitte

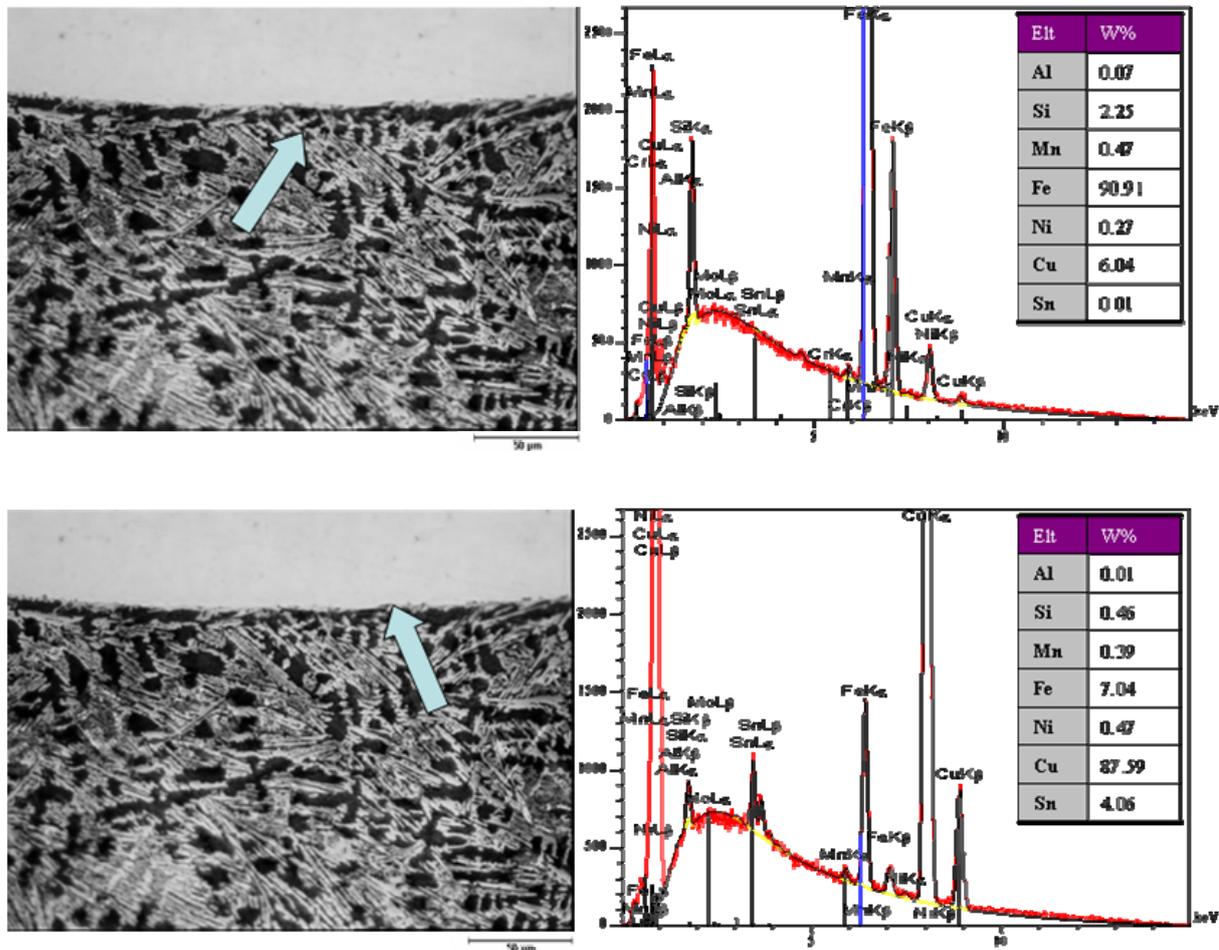


Abbildung 53: Röntgenspektrum und Elementanalyse der auf Kupferbasis legierten Schicht an der Randschicht

Die maximale Konzentration des Kupfers in der ledeburitischen Struktur beträgt 6.04 %. Bei der Legierung wird das Kupfer wegen des physischen-mechanischen Unterschieds nach oben getrieben. Auf der Oberfläche wurden 87.59 % Kupfer und 4.06 % Zinn gemessen. Dabei hat sich die Menge des Eisens dort, wo es mehr Kupfer gab, vermindert. Bei den anderen Elementen gibt es keinen großen Unterschied.

6.3.2.4. Eisen legiertes Gusseisen EN-GJV-400

Von der Abbildung 54 bis zur Abbildung 56 wird die Legierung des Werkstoffes EN-GJV-400 mit der Eisen-Basisfolie Fe81Si4B15 dargestellt. Hier wird erwartet, dass sich die Menge des Bors auf bis zu 0.4 %, die des Siliziums auf bis zu 0.1 % und die des Eisens auf bis zu 2.4 % erhöht (Tabelle 15).

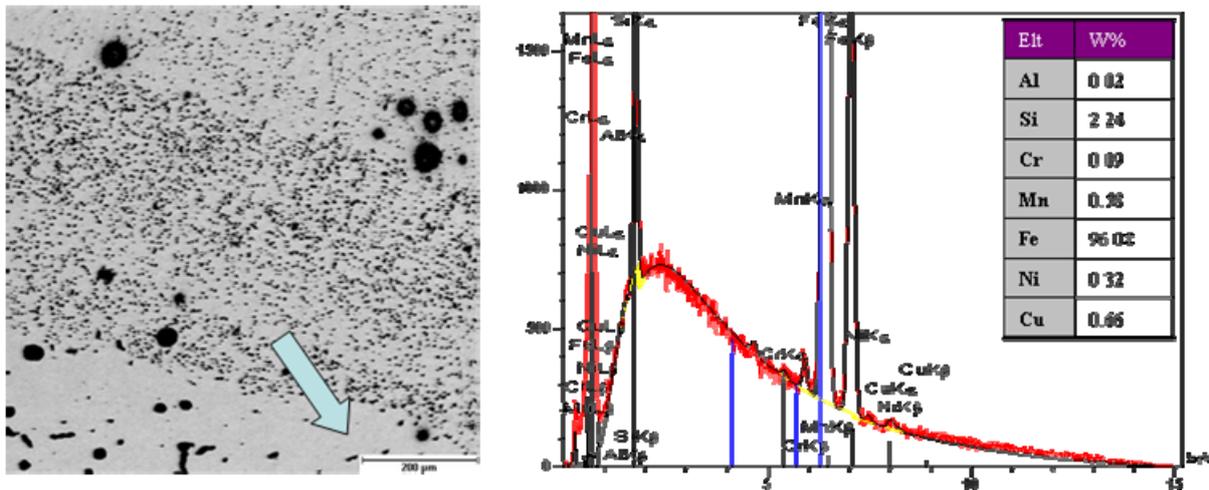


Abbildung 54: Röntgenspektrum und Elementanalyse der auf Eisenbasis legierten Schicht (Fe81Si4B15) an der Schweißnaht

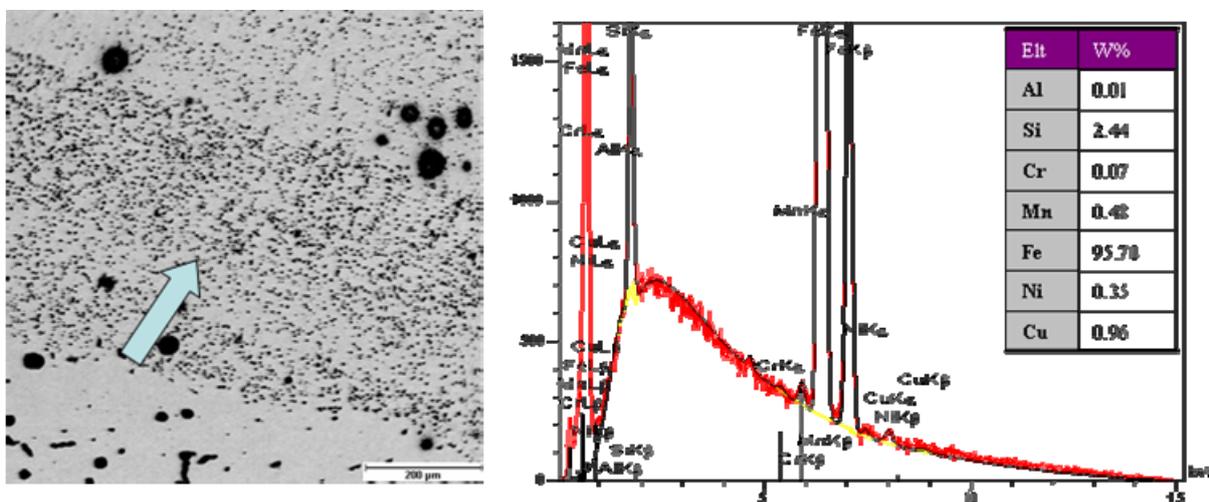


Abbildung 55: Röntgenspektrum und Elementanalyse der auf Eisenbasis legierten Schicht (Fe81Si4B15) an der Schichtmitte

Die Menge des Eisens in der Eisenbasisfolie - Fe81Si4B15 ist geringer als die Menge des Eisens in der zu legierenden Schicht. Erfolgt die Vermischung ungleichmäßig (Abbildung 43), so vermindert sich die Eisenmenge in der Schichtzone (Abbildung 55).

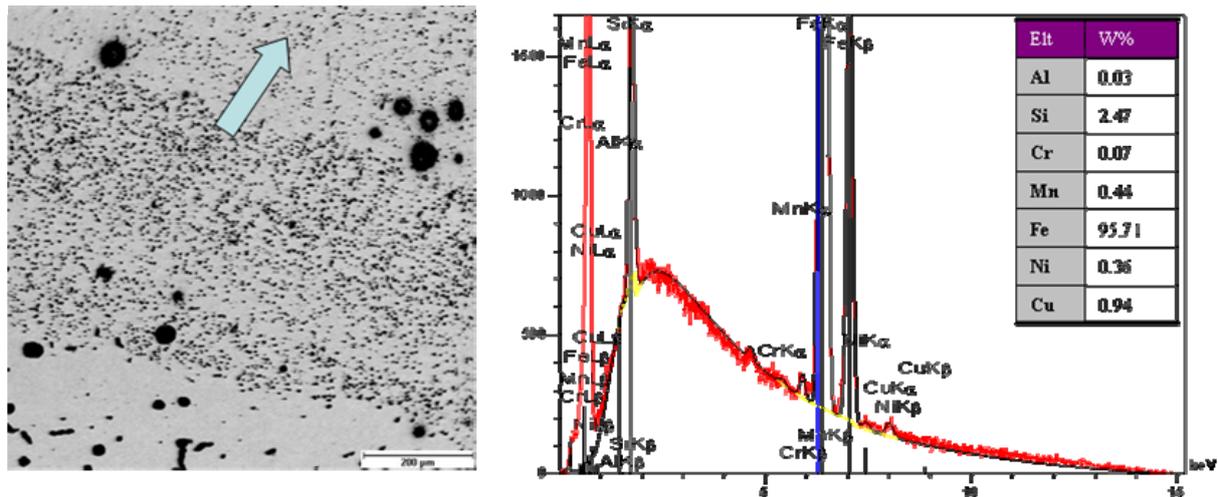


Abbildung 56: Röntgenspektrum und Elementanalyse der auf Eisenbasis legierten Schicht (Fe81Si4B15) an der Randschicht

Die Konzentration des Bors konnte nicht gemessen werden, weil die Anlage nur bis ca. 0.5 % Bor messen kann.

6.3.2.5. Nickel legiertes Gusseisen EN-GJV-400

6.3.2.5.1. Elementanalyse der mit 3 % Nickel legierten Schicht

Von der Abbildung 57 bis zur Abbildung 60 wird die Legierung des Werkstoffes EN-GJV-400 mit der Nickel-Basisfolie Ni78Si8B14 dargestellt. Dabei wird erwartet, dass das Nickel sich auf bis zu 3 %, das Bor auf bis zu 0.54 % und das Silizium auf bis zu 0.31 % erhöhen kann (Tabelle 15).

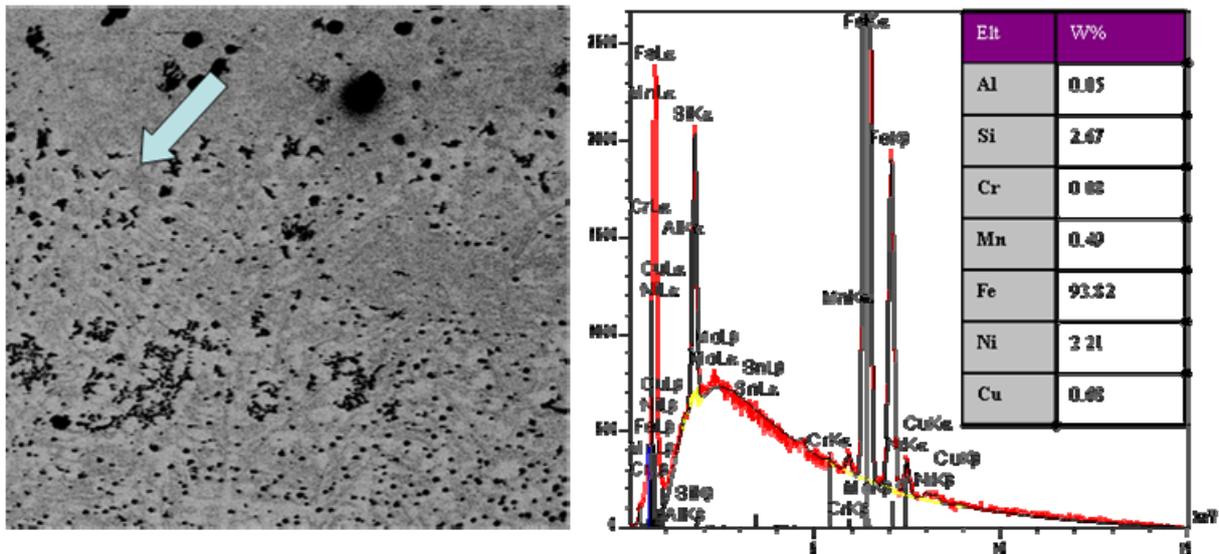


Abbildung 57: Röntgenspektrum und Elementanalyse der auf Nickelbasis legierten Schicht (3 %, Ni78Si8B14) an der Schweißnaht

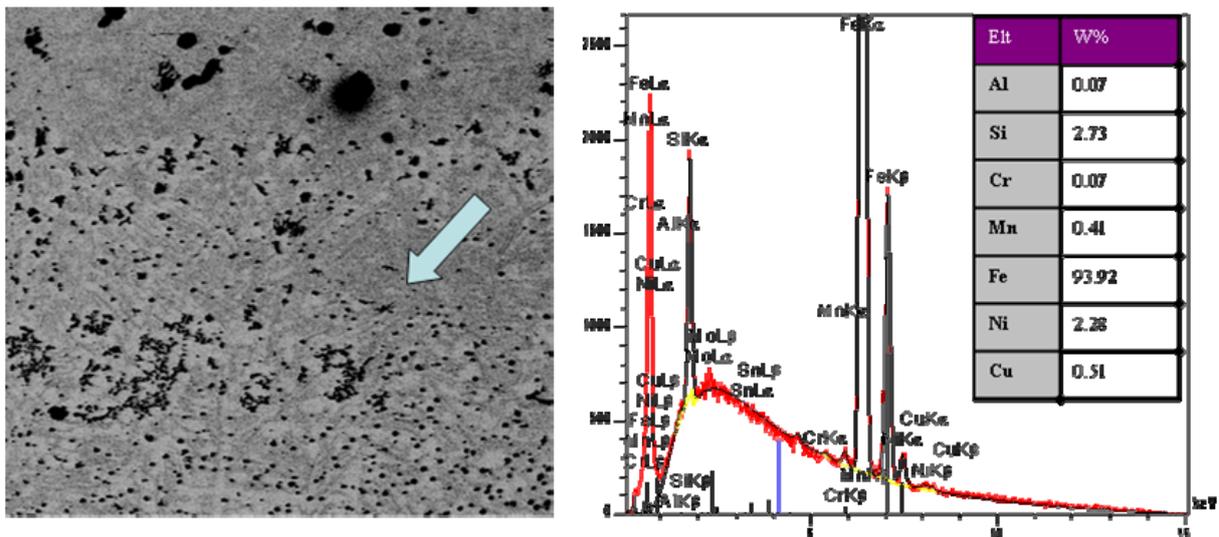


Abbildung 58: Röntgenspektrum und Elementanalyse der auf Nickelbasis legierten Schicht (3 %, Ni78Si8B14) über der Schweißnaht

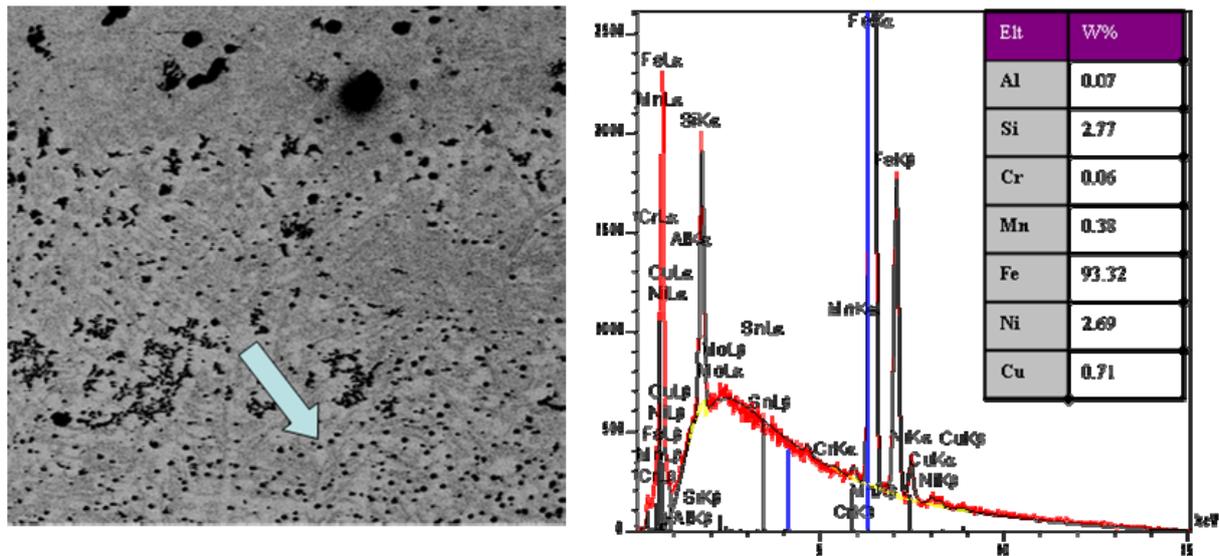


Abbildung 59: Röntgenspektrum und Elementanalyse der auf Nickelbasis legierten Schicht (3 %, Ni78Si8B14) an der Schichtmitte

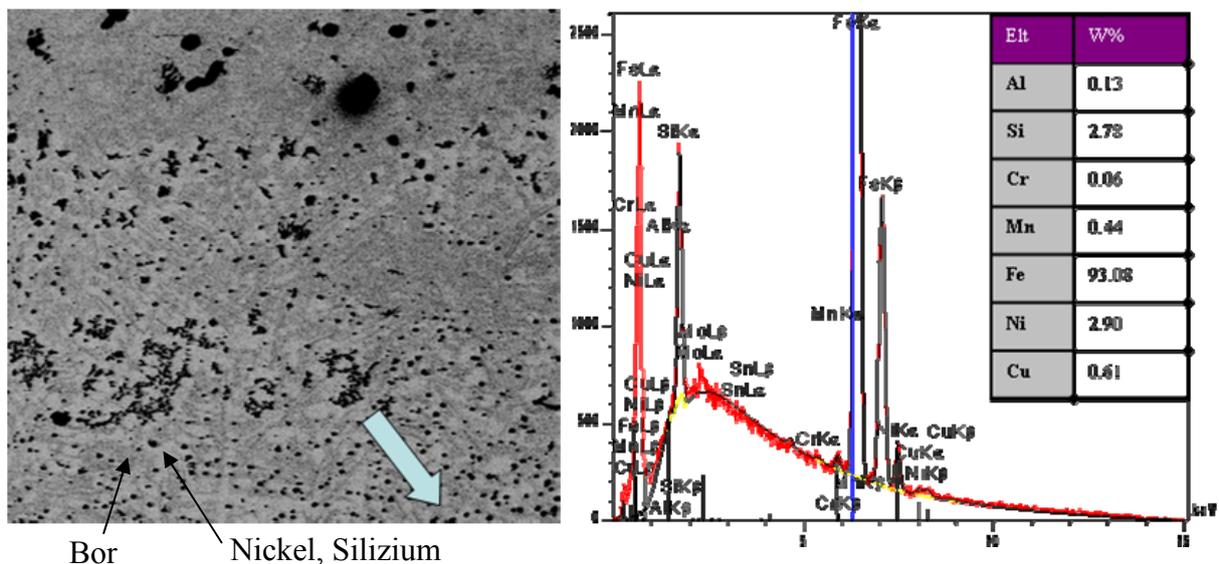


Abbildung 60: Röntgenspektrum und Elementanalyse der auf Nickelbasis legierten Schicht (3 %, Ni78Si8B14) an der Randschicht

Wie erwartet, hat sich die Menge des Siliziums erhöht. Das Nickel hat sich allmählich in Oberflächenrichtung verteilt, was zu einem Konzentrationsunterschied zwischen der Schweißnaht und der Oberfläche in Höhe von 0.69 % geführt hat. Das Bor konnte sich nicht in der erhöhten Menge des Zementits lösen, weshalb seine Verteilung in der dunklen Zone blieb und es sich auf bis zu 2 % erhöhen konnte.

6.3.2.5.2. Elementanalyse der mit 10 % Nickel legierten Schicht

Von der Abbildung 61 bis zur Abbildung 63 wird die Legierung des Werkstoffes EN-GJV-400 mit der Nickel-Basisfolie Ni78Si8B14 dargestellt. Dabei wird erwartet, dass Nickel sich in der Struktur auf bis zu 10 %, Bor auf bis zu 2.1 % und Silizium auf bis zu 1 % erhöhen kann (Tabelle 15).

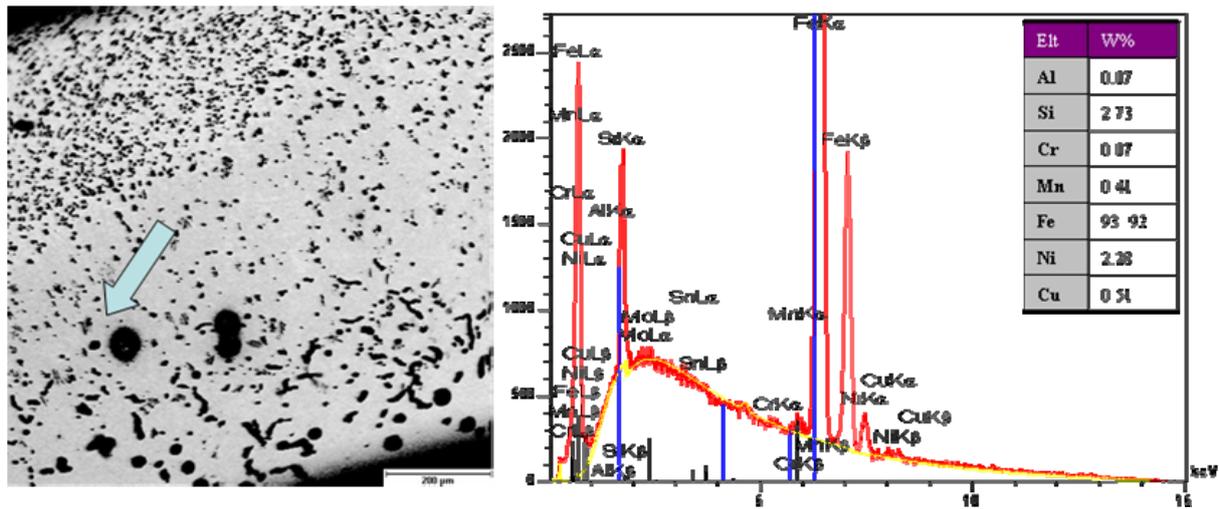


Abbildung 61: Röntgenspektrum und Elementanalyse der auf Nickelbasis legierten Schicht (10 %, Ni78Si8B14) an der Schweißnaht

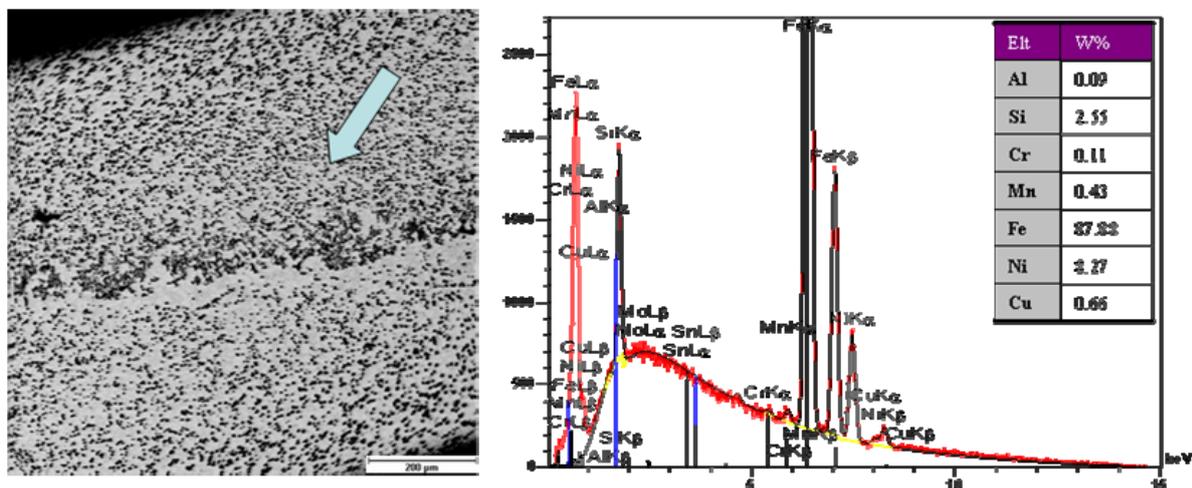


Abbildung 62: Röntgenspektrum und Elementanalyse der auf Nickelbasis legierten Schicht (10 %, Ni78Si8B14) an der Schichtmitte

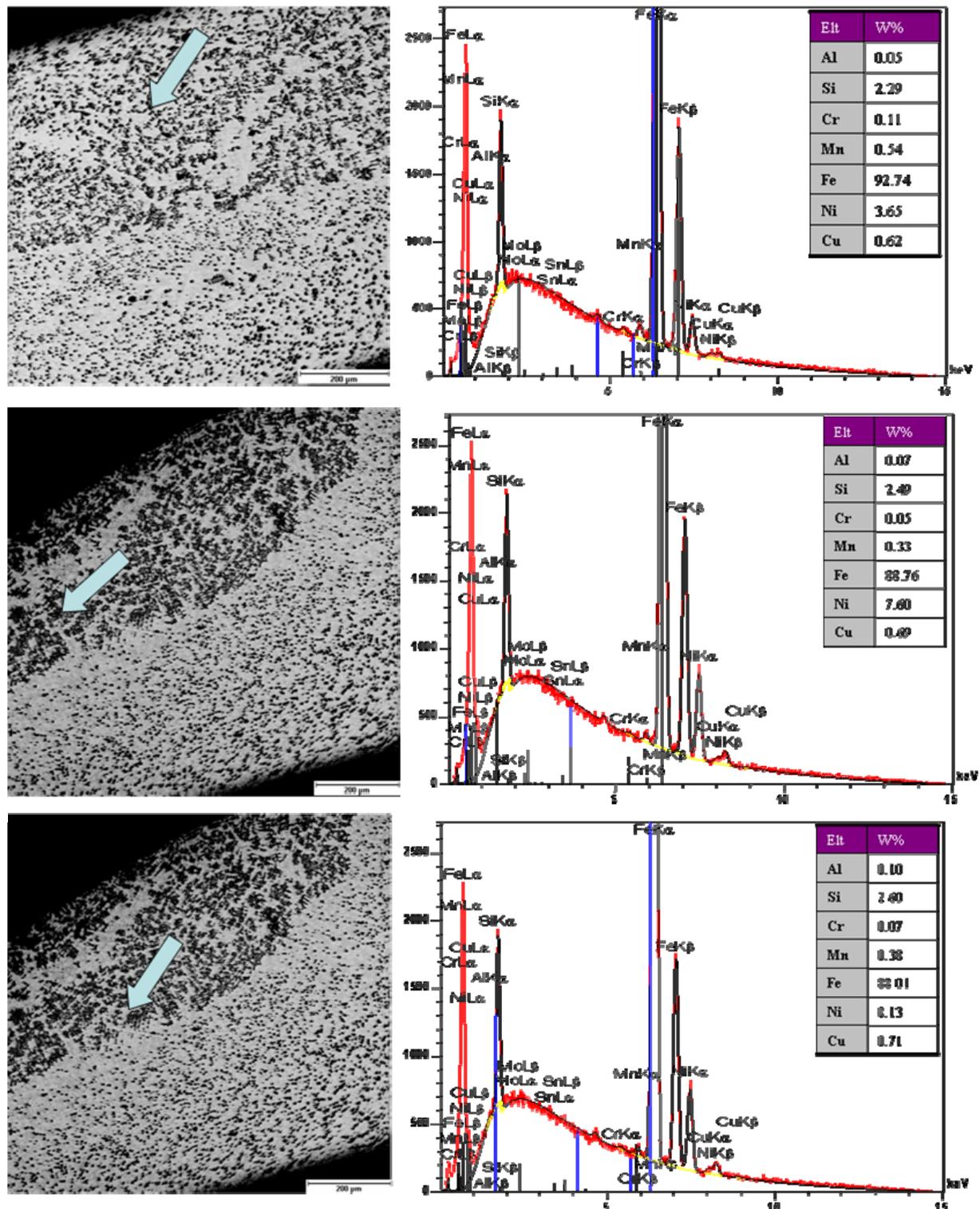


Abbildung 63: Röntgenspektrum und Elementanalyse der auf Nickelbasis legierten Schicht (10 %, Ni78Si8B14) an der Randschicht

Die Abscheidung des freien Graphits kann man durch Nickel und Silizium erklären. Nickel ist kein Karbidbildner und unterdrückt die Karbidbildung. Durch die Erhöhung des Nickels wird auch die Menge des Graphits erhöht. In der weißen Zone hat sich das Silizium

erhöht und in dieser Zone wird kein Bor gefunden. Die Mikrostruktur und die Verteilung der Elemente sind nicht gleichmäßig. Die Menge des Bors wird nicht gemessen.

6.3.3. Vergleich der Elementverteilungen

Zum Vergleich der Elementverteilung in der umgeschmolzenen Randschicht wird die Menge der Elemente tabellarisch angegeben.

Werkstoffe		Position	Elemente, %								
			B	Sn	Al	Si	Mn	Ni	Cu	Cr	Fe
Grundwerkstoff EN-GJV-400		-	-	-	0.08	2.34	0.50	0.24	0.62	0.07	Rest
Legierungen der Gusseisen-Randschicht	Reines Aluminium – Al 99,5 %; 3% Al-Legierung	Schweißnaht	-	-	0.24	2.59	0.52	0.29	0.50	0.01	-
		Schichtmitte	-	-	0.97	2.48	0.48	0.28	0.68	0.01	-
		Randschicht	-	-	1.21	2.59	0.42	0.33	0.80	0.01	-
	Reines Kupfer – Cu 99,9 %; 10% Cu- Legierung	Schweißnaht	-	0.06	0.05	2.31	0.43	0.25	3.90	0.06	-
		Schichtmitte	-	0.08	0.04	2.22	0.48	0.39	5.86	0.08	-
		Randschicht	-	0.01	0.07	2.25	0.47	0.27	6.04	0.01	-
	Eisen Fe81Si4B15; 0,4% B- Legierung	Schweißnaht	-	-	0.02	2.24	0.58	0.32	0.66	0.09	-
		Schichtmitte	-	-	0.01	2.44	0.48	0.35	0.96	0.07	-
		Randschicht	-	-	0.03	2.47	0.44	0.36	0.94	0.07	-
	Nickel Ni78Si8B14; 10% Ni- Legierung	Schweißnaht	-	-	0.07	2.73	0.41	2.28	0.51	0.07	-
		Schichtmitte	-	-	0.09	2.55	0.43	8.27	0.66	0.11	-
		Randschicht	-	-	0.10	2.60	0.38	8.13	0.71	0.07	-
	Nickel Ni78Si8B14; 3% Ni -Legierung	Schweißnaht	1.21	-	0.05	2.67	0.49	2.21	0.68	0.08	-
		Schichtmitte	1.68	-	0.07	2.77	0.38	2.69	0.71	0.06	-
		Randschicht	1.42	-	0.13	2.78	0.44	2.90	0.61	0.06	-

Tabelle 16: Elementverteilung in der modifizierten Schicht

Die gerechnete Verteilung der Elemente wird in Tabelle 15 angegeben. Nach der Elementanalyse ist festzustellen, dass man diese Legierungsverfahren nicht mit der Legierung in der Gießerei vergleichen kann.

Bei der Aluminium-, Nickel- und Kupferlegierung hat sich die Konzentration der Zusatzwerkstoffe in der Oberflächenrichtung allmählich erhöht (Tabelle 16). Bei der Kupfer- und Aluminiumlegierung ist der Unterschied groß und auf der Oberfläche sind reine Zusatzwerkstoffe entstanden. Es unterscheiden sich auch die physikalischen Eigenschaften von Nickel, Aluminium und Kupfer (Wärmeleitfähigkeit, elektrische Leitfähigkeit, Dichte usw.) stark von den Eisenwerkstoffen. Dieser Unterschied beeinflusst die Hydrodynamik des Schmelzbades, wodurch ein größerer Prozentsatz der Elemente auf die Randschicht getrieben wird (Kapitel 4).

Die gleichmäßige Verteilung der Elemente ist für die günstige tribologische Eigenschaft nützlich und wurde auf der Oberfläche der 3-prozentigen Nickelprobe in einer 10x20 mm

Zone, wo die tribologische Untersuchung gemacht wurde, mit EDX analysiert. Auf der Reibfläche gibt es die meisten freien kugelförmigen Graphite, in denen auch bis zu 0.7 % Bor gelöst und wodurch die Selbstschmiereigenschaft der Oberfläche erhöht werden. Bei der Legierung wird berechnet, dass die Menge des Bors in der Randschicht bis zu 0.5 % erreichen kann. Aber durch die ungleichmäßige Verteilung hat das Bor sich in der schwarzen Zone auf bis zu 1.5 % erhöht. In der weißen Zone gibt es kaum Bor, dafür hat sich der Siliziumanteil erhöht (Abbildung 60).

6.4. Mikrohärteprüfung

Die Härtemessungen wurden nach Vickers mit dem Mikrohärteprüfgerät Durimet durchgeführt. Das Gerät ist mit Mess-, Mikroskop- und Belastungssystemen ausgestattet und der Wechsel der Proben zwischen den Systemen erfolgt mit Hilfe eines Revolverkopfes. Die Belastung der Probe wird mit 100p Gewicht über einer Diamantpyramide durchgeführt und ihr Ablauf von einer Ölbremse geregelt und gedämpft. Nach der Entlastung der Diamantpyramide werden die Diagonalen der Spur ausgemessen und die Härte wird aus der Tabelle entnommen.

Die Dimensionen der Eindrücke werden durch die Feinmessskala, die im Okular angeordnet und für die 400-fache Vergrößerungen des Objektivs in Intervallen von 25µm unterteilt sind, ausgewertet. Zwischenwerte werden durch Verschieben dieser Teilung an einer sich mitbewegenden Okularteilung mit der 0,5 µm Skalenwertgenauigkeit ausgemessen.

Die Mittelhärtewerte der Probe, die entlang der Querschnitte der aufgetragenen und modifizierten Schichten gemessen wurden, werden in den folgenden Bildern im Vergleich mit der Härte der Grundwerkstoffe dargestellt. Anhand der Bilder lässt sich deutlich erkennen, dass nach der Strukturmodifikation die Härte der Oberfläche um ca. 100 HV erhöht wird.

Die Oberflächenhärteerhöhung der WIG-umgeschmolzenen Randschicht ist von ihren Dimensionen und der Karbidmenge in der Zusammensetzung abhängig. Die Erhöhung der Karbidmenge hängt auch von der Menge der Karbidbildner im Werkstoff ab.

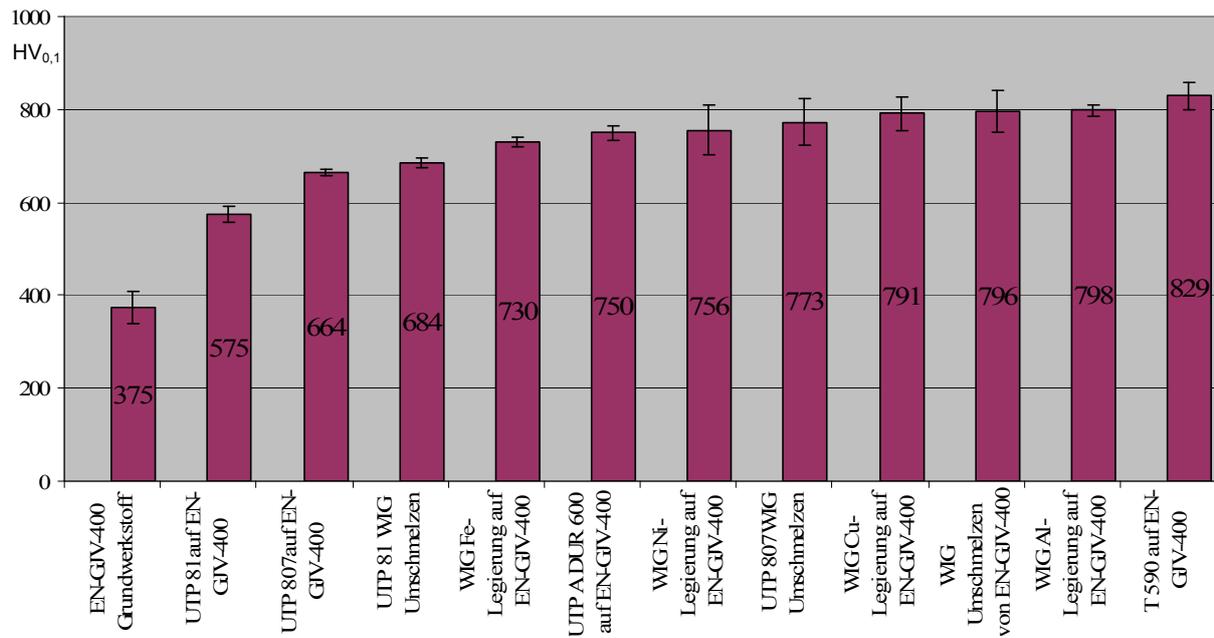


Abbildung 64: Härtediagramme der aufgetragenen Schichten auf den Nocken

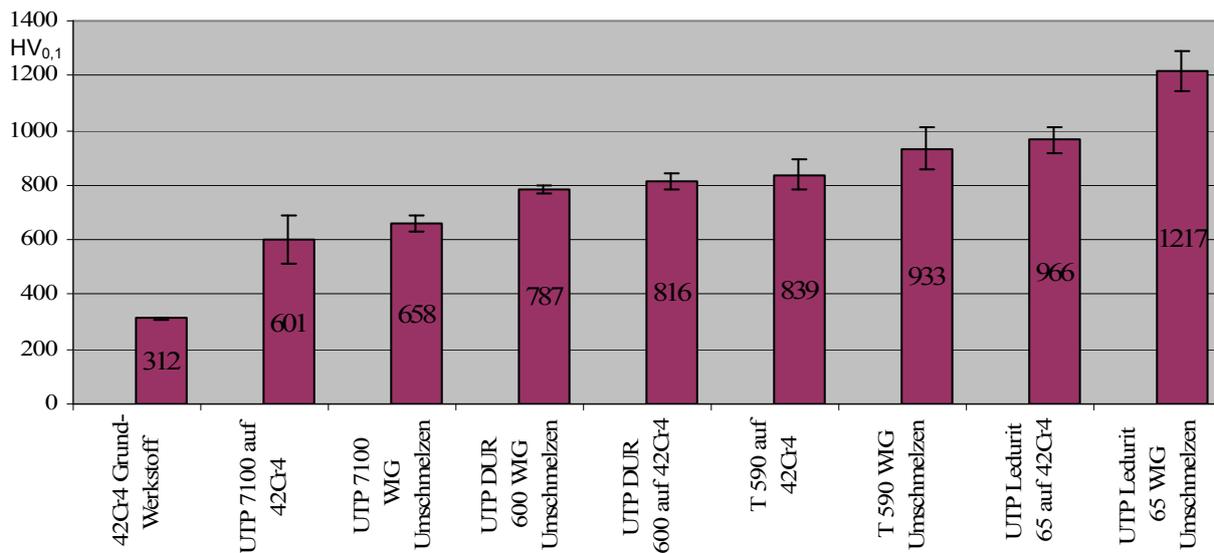


Abbildung 65: Härtediagramme der aufgetragenen Schichten auf den Gegenläufer

6.5. Bestimmung der tribologischen Eigenschaften

6.5.1. Tribologische Vorgehensweise und Tribometer

Die tribologischen Untersuchungen wurden in der BAM (Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung) mit dem gleichen Tribosystem unter trockenen und geschmierten Bedingungen durchgeführt. Dabei wurde das oszillierende Kugel-Ebene-System angewendet und eine fest eingespannte Kugel wurde gegen die Oberfläche einer oszillierenden Probe gedrückt (Abbildung 66). Als Gegenkörper wurde jeweils die 100Cr6 - Kugel (1028HV) verwendet. Die Probenkammer des Tribometers ist mittels durchsichtigen Acrylglases von der Umgebung isoliert und wird mit Kieselgel auf bis zu 50% (27 %) Feuchtigkeit getrocknet. Die Reibkraft und der lineare Verschleiß wurden von den Senk- und Waagrechtensensoren, die auf dem Kugelhalter und zwischen dem Kugelhalter und dem Standkörper positioniert waren, als elektrisches Signal registriert [Wae 08], [Spr 09]. Die folgende Abbildung zeigt das Kugel-Ebene-Tribosystem schematisch. Die Scheibe oszilliert mit Frequenz ν und Amplitude $\Delta X / 2$. Die Kugel wird mit Normalkraft F_n gegen die Scheibe gedrückt.

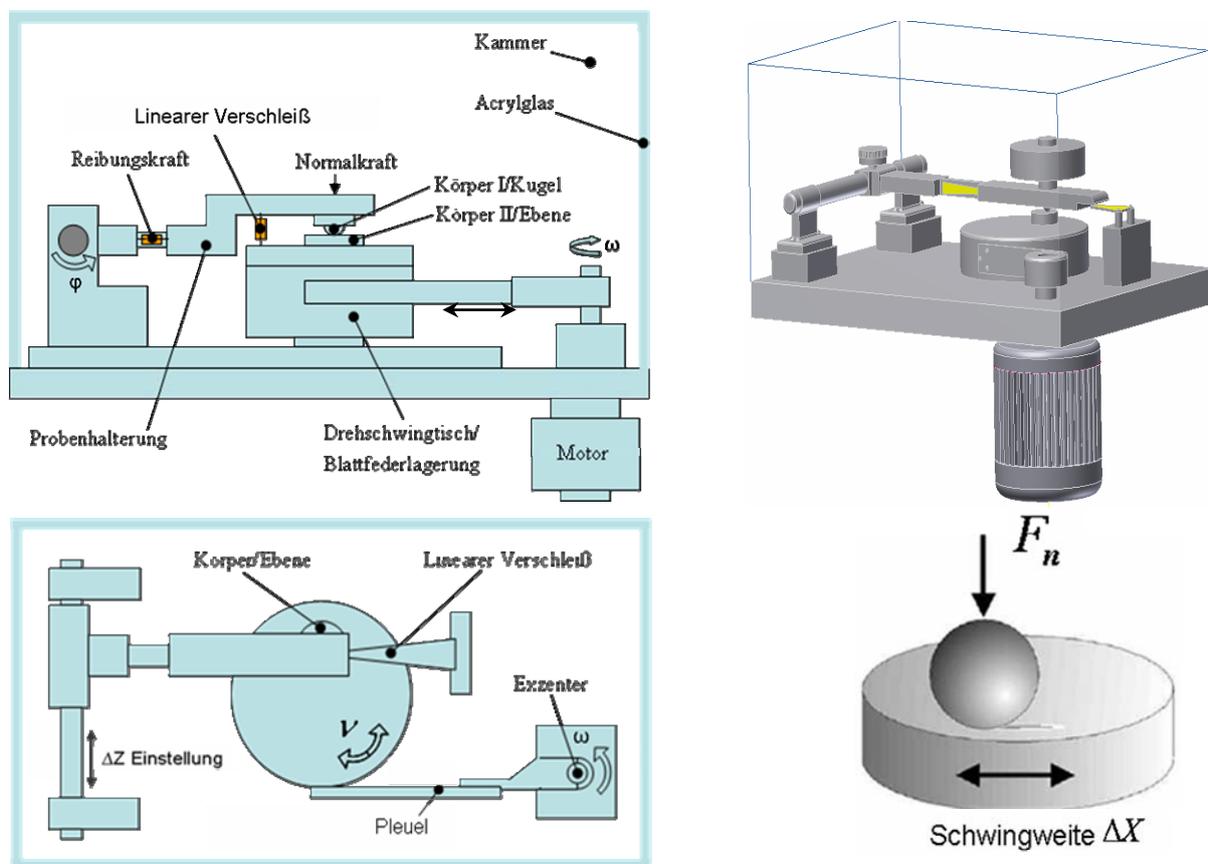


Abbildung 66: Der schematische Aufbau des oszillierenden Kugel-Ebene-Tribometers

Durch die Achsabweichung der Motorwelle gegen den Pleuel (Exzenter) oszilliert der Drehschwingtisch, der mit dem Pleuel zusammen verbunden wird, um seine Achse. Die Einstellung der Schwingweite ΔX wird durch die Bewegung der Probenhalterung, die sich in die ΔZ Richtung $\pm 50\text{mm}$ bewegen kann, verwirklicht.

Um die Probe auf dem Drehschwingtisch festzuschrauben, muss als Erstes die Probenhalterung entlastet und um ihre Achse nach oben gedreht werden. Danach wird die Kugel im Hohlraum auf der Probenhalterung und bzw. die Probe auf dem Drehschwingtisch von zwei Seiten festgeschraubt. Die maximale Belastung hängt von der Konstruktion ab und darf nicht mehr als 20N betragen.

6.5.2. Bewertungsmethode der tribologischen Untersuchungen

Die folgende Abbildung 67 und Abbildung 68 zeigen das Volumen und das Profil der Verschleißspur. R ist der Radius der Kugel im Ausgangszustand. R' ist der Radius der verschlissenen Oberfläche der Scheibe und entspricht dem Radius der verschlissenen Kugel. Man kann aus dem Verhältnis von R zu R' und der Profiltiefe erkennen, ob beide Materialien gleich verschleifen oder ob bevorzugt eines der Materialien verschleißt [Spr 09].

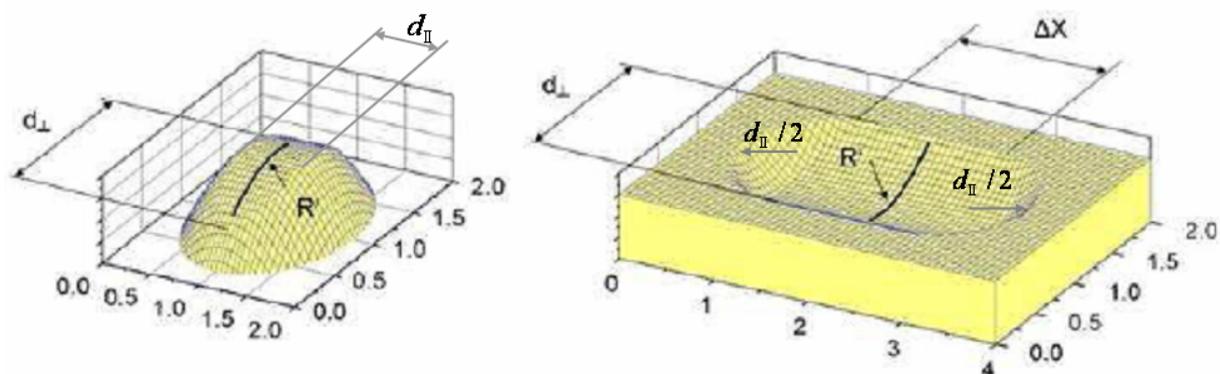


Abbildung 67: Schematische Darstellung der Verschleißspuren an Kugel (links) und Scheibe (Probe, recht)

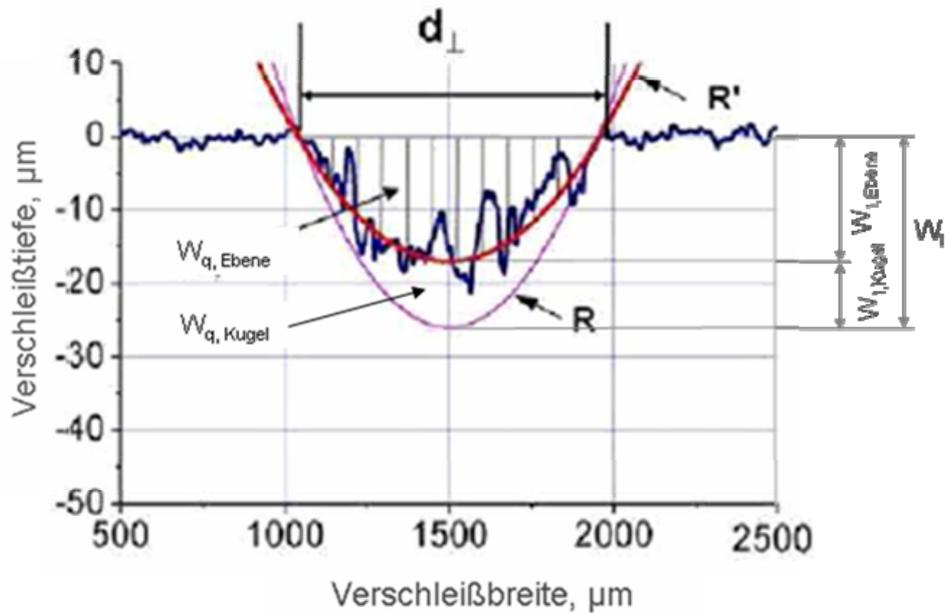


Abbildung 68: Profil der Verschleißspur an der Scheibe (senkrecht zur Gleitrichtung)

Während der Untersuchungen werden die Reibungszahl und der lineare Verschleißbetrag kontinuierlich aufgezeichnet. Der lineare Verschleiß ist dabei durch die Änderung des Abstandes zwischen Kugel und Ebene gegeben und erlaubt Aussagen über mögliche Änderungen der Verschleißrate. Zu Beginn des Tests kann die Reibungszahl stark schwanken. Deswegen ermittelt man die gemittelte Reibungszahl aus allen Reibungszahlen, die aus den letzten 50.000 Zyklen gemessen wurden, als Mittelwert der Reibungszahl eines Tests.

Während des Versuchs wird jeweils die Reibungskraft gemessen, nach dem Versuch wird der planimetrische Verschleißbetrag durch Profilmessungen berechnet. Unter Berücksichtigung dieser Parameter werden die folgenden Rechnungen, die in der BAM entwickelt worden sind, durchgeführt.

Volumetrischer Verschleiß der Kugel:

$$W_{V,Kugel} = \frac{\pi \cdot d_{\perp}^2 \cdot d_{\parallel}^2}{64} \cdot \left(\frac{1}{R} - \frac{1}{R'} \right) = \frac{\pi \cdot d_{\parallel}^2}{8} \cdot W_{l,Kugel} \quad \text{Gleichung 20}$$

d_{\perp} - Verschleißdurchmesser der Kugel senkrecht zur Bewegung; d_{\parallel} - Verschleißdurchmesser der Kugel parallel zur Bewegung; R - Radius der Kugel; R' - Radius der gekrümmten Verschleißfläche; $W_{l,Kugel}$ - linearer Verschleiß der Kugel.

Volumetrischer Verschleiß der Scheibe

$$W_{V,Ebene} = \frac{\pi \cdot d_{\perp}^2 \cdot d_{\parallel}^2}{64 \cdot R'} + \Delta x \cdot W_{q,Ebene} = \frac{\pi \cdot d_{\parallel}^2}{8} \cdot W_{l,Ebene} + \Delta x \cdot W_{q,Ebene} \quad \text{Gleichung 21}$$

Δx - Schwingweite (doppelte Amplitude); $W_{q,Ebene}$ - planimetrischer Verschleiß der Ebene (Profilmessung); $W_{l,Ebene}$ - linearer Verschleiß der Ebene.

Der lineare Verschleiß in dem Kugel-Ebene-System wird durch die folgenden Formeln festgelegt. Exakte Berechnung der Höhe des Kreisbogenabschnitts mit der Basislänge d_{\perp} (Tabelle 17) und dem Kugelradius R :

$$h = W_l = R - R \cdot \sqrt{1 - (d_{\perp}^2 / 4R^2)} \quad \text{Gleichung 22}$$

Approximation

$$W_l = d_{\perp}^2 / 8R \quad \text{Gleichung 23}$$

Fehler

$$\Delta W_l = \sqrt{(1 - d_{\perp}^2 / 4R^2)} - (1 - d_{\perp}^2 / 8R^2) \quad \text{Gleichung 24}$$

Nach den gerechneten Parametern werden anhand der folgenden Tabelle die Approximationswerte festgestellt.

d_{\perp} / R	-	0.01	0.02	0.05	0.1	0.2	0.5
d_{\perp} (R=5mm)	mm	0.05	0.1	0.25	0.50	1.00	2.50
$W_{l,exakt}$	μm	0.063	0.25	1.563	6.254	25.063	158.771
$W_{l,Näherung}$	μm	0.063	0.25	1.563	6.250	25.000	156.250
ΔW_l	μm	0.000	0.000	0.000	0.004	0.063	2.521
$\Delta W_l / W_l$	-	0	0.0025 %	0.016 %	0.063 %	0.252 %	1.59 %

Tabelle 17: Abhängigkeit der linearen Verschleißparameter von der Verschleißspur

Der volumetrische Verschleiß ist der Gesamtverschleiß des Systems, berechnet aus den Verschleißspurabmessungen der Kugelkalotte oder einem Profilogramm der Verschleißspur auf der Scheibe (Abbildung 67 und Abbildung 68).

$$W_v = \frac{\pi}{3} \cdot h^2 (3R - h) = \frac{\pi}{3} \cdot W_l^2 (3R - W_l) = \pi \cdot R \cdot W_l^2 [1 - (W_l / 3R)] \quad \text{Gleichung 25}$$

Approximation

$$W_v = \frac{\pi}{3} \cdot W_l^2 (3R - 0) = \pi \cdot R \cdot W_l^2 = \pi \cdot d_{\perp}^4 / (64 \cdot R) \quad \text{Gleichung 26}$$

Fehler

$$\Delta W_v / W_v = W_l / 3R = d_{\perp}^2 / 24R^2 = \frac{1}{24} \cdot (d_{\perp} / R)^2 \quad \text{Gleichung 27}$$

d_{\perp} / R	-	0.01	0.02	0.05	0.1	0.2	0.5
d_{\perp} (R=5mm)	mm	0.05	0.10	0.25	0.50	1.00	2.50
$\Delta W_v / W_v$	-	0.0004 %	0.0016 %	0.010 %	0.041 %	0.17 %	1.04 %

Tabelle 18: Fehleranteil des volumetrischen Verschleißes abhängig von der Verschleißspur

6.5.3. Tribologische Untersuchungen und Bewertungen

6.5.3.1. Trockene tribologische Untersuchungen

6.5.3.1.1. Auswahl der zu untersuchenden Proben und Reibpaarungen

Die ausgewählten zu untersuchenden Proben, die Untersuchungsbedingungen und die zu ermittelnden Parameter sind in Tabelle 19 angegeben. Vor der Untersuchung wurden die Proben auf 3 µm Rautiefe poliert, mit Ethylalkohol gewaschen und getrocknet.

Werkstoffe		Parameter
Kugel		Stahl 100Cr6, R _Z etwa 250nm, Härte 1028 HV, R=5mm
Probe (Ebene)	Grundwerkstoff	EN-GJV-400, 42Cr4
	Umgeschmolzene Schichten	EN-GJV-400, UTP Ledurit 65, UTP DUR 600, T590
	Aufgetragene Schichten	UTP A DUR 600, UTP 81, UTP 7100, UTP Ledurit 65, UTP DUR 600, T590
	Umgeschmolzene legierte Schichten	Aluminium-, Kupfer-, 3-prozentige Nickel- und Eisenbasis-Folie
Stabile Beanspruchungsparameter		
Reibungsart		Oszillierende Trockenreibung
Umgebung		Luft
Zyklenzahl		100000
Oszillationsfrequenz		20 Hz
Normalkraft		10 N
Schwingweite		0.20 mm
Mittlere Feuchtigkeit		50%
Mittlere Umgebungstemperatur		24°C
Untersuchungsparameter		Reibungszahl (Reibungskoeffizient) Linearer Verschleiß Volumetrischer Verschleiß Flächenpressung

Tabelle 19: Proben und Versuchsbedingungen für die tribologischen Untersuchungen

Wie aus Tabelle 19 ersichtlich, wurden 16 verschiedene Proben für die trockenen tribologischen Versuche gewählt. Ziel der Versuche war es, die neue Randschicht mit anderen Werkstoffen in Bezug auf ihr tribologisches Verhalten zu vergleichen.

6.5.3.1.2. Analytik der trockenen tribologischen Untersuchungen

Reibungskoeffizient und linearer Verschleiß, Verschleißprofil und -bilder der verschiedenen Randschichten unter gleichen Bedingungen sind in den Abbildung 69 bis Abbildung 85 aufgezeigt. Für die Beschreibung der Morphologie der Oberfläche wurden lichtmikroskopische Aufnahmen herangezogen.

6.5.3.1.2.1. Grundwerkstoff Gusseisen EN-GJV-400

Während des Verschleißprozesses zeigt das Gusseisen folgende Merkmale: Verschmieren der Oberfläche durch den in der Grundmasse vorhandenen Graphit; Ausfall des Graphits aus der Grundmasse und Entstehung von Löchern bzw. Hohlräumen auf der Oberfläche; Verschleiß der Löcher; Verformung der Oberfläche [Sey 95].

Am Anfang der Untersuchung sind die Reibungszahl gering und die Schwankungen groß (Abbildung 69). Mit der Abreibung des Graphits und der Erhöhung der Rauheit erhöht sich auch die Reibungszahl. Durch den Verschleiß erhöht sich die Kontaktfläche weiter und schrittweise vermindern sich die Schwankungen der Reibungszahl. Auch diese Vorgänge beeinflusst die Abnutzung des Graphits.

In der Abbildung 69 sind eine Verschleißspur auf der Scheibenprobe und die dazugehörige Mikrostruktur dargestellt. Eine eindeutige Klärung der Verschleißmechanismen und der Veränderung der Schichtstruktur ist mittels Laserprofilometer oder Rasterelektronen-Mikroskop (REM) und durch spektroskopische Analysen möglich.

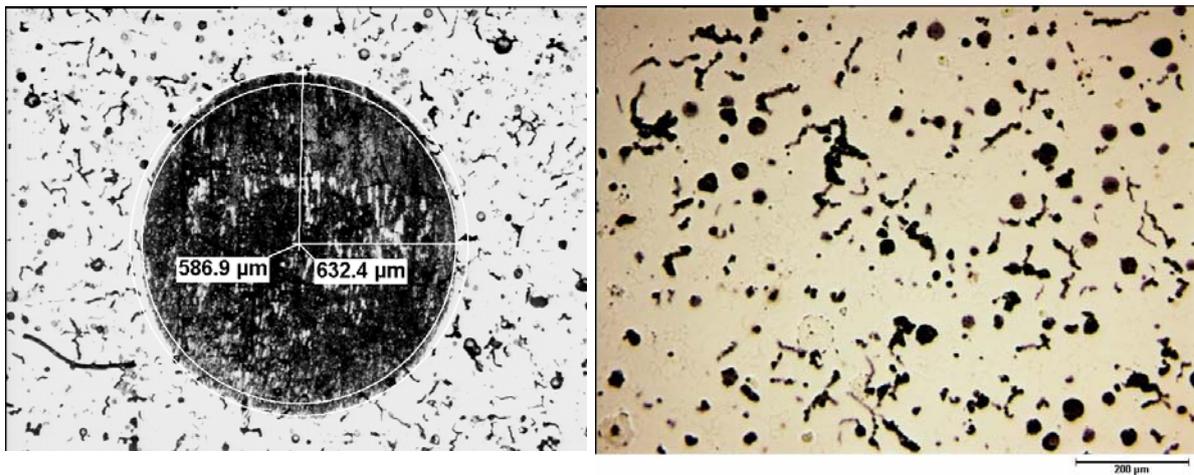
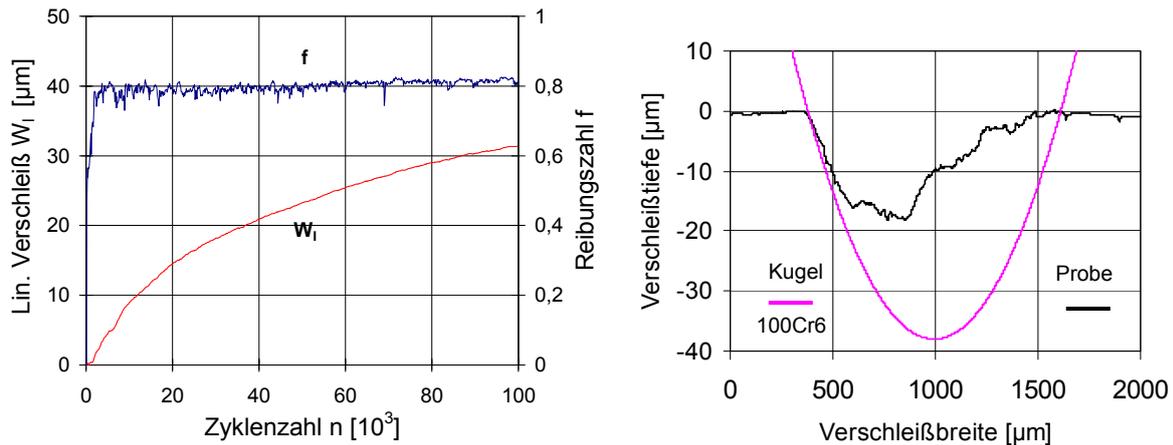


Abbildung 69. Reibung, Verschleiß, Verschleißspur und Mikrostruktur des Grundwerkstoffes EN-GJV-400, HV375

In der Abbildung 70 wird die Flächenpressung des Grundwerkstoffes beschrieben. Am Anfang der Versuche liegt die Belastung der Oberfläche höher als 3 GPa. Nach ca. 1000 Zyklen vermindert sich der Druck bis auf 20 MPa. Der Druck hängt von der Kontaktfläche ab. Umso größer diese ist, desto geringer ist die Flächenpressung und daher auch die Oberflächenbelastung. Am Anfang existiert ein Punktkontakt. Durch den Verschleiß vergrößert sich die Kontaktfläche und der Kontakt wird zunehmend flächenförmig.

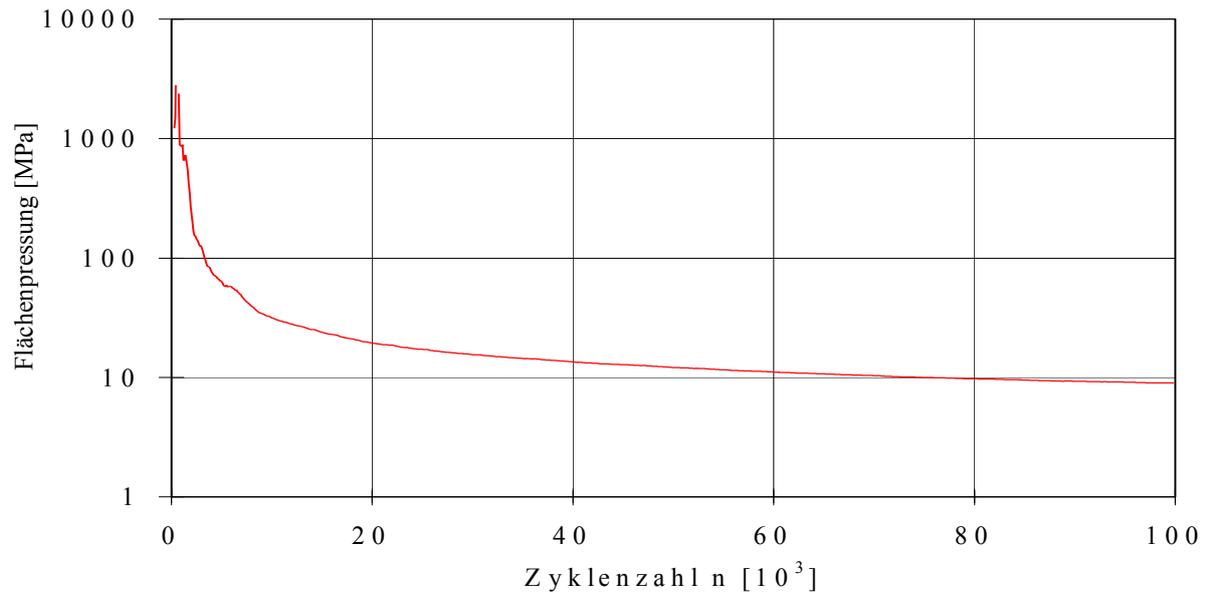


Abbildung 70: Flächenpressung bei der Untersuchung des Werkstoffes EN-GJV-400

Die Grenze der Hertz'schen Pressungen beim unbehandelten Gusseisen EN-GJV-400 liegt unter 1000 MPa. Das ledeburitische Gusseisen kann ca.1200 MPa standhalten. Bei der Verwendung von gegossenen Stahlnocken sind Hertz'sche Pressungen von 2000 bis 2500 MPa und bei den geschmiedeten Nockenwellen noch höhere Werte möglich [Man 02].

6.5.3.1.2.2. Nickel legierte EN-GJV-400 - Schicht

Der Verschleiß ist in diesem Fall geringer als beim Grundwerkstoff (Abbildung 69, Abbildung 71). Die Ursache der Schwankungen der Reibungszahl könnte durch die Graphiteinschlüsse verursacht werden. Bei hoher Belastung, die zu starken plastischen Scherdehnungen der Oberflächenbereiche führt, verschleißt die spröde Oberfläche (Abbildung 44) pulverförmig und dieser plötzliche Abrieb der Teilchen könnte für die Schwankungen der Reibungszahlkurve verantwortlich sein. Nach bestimmten Zyklenzahlen erhöht sich die Kontaktfläche und vermindert sich die Flächenpressung und damit verkleinern sich der Abrieb und die Abriebteilchen.

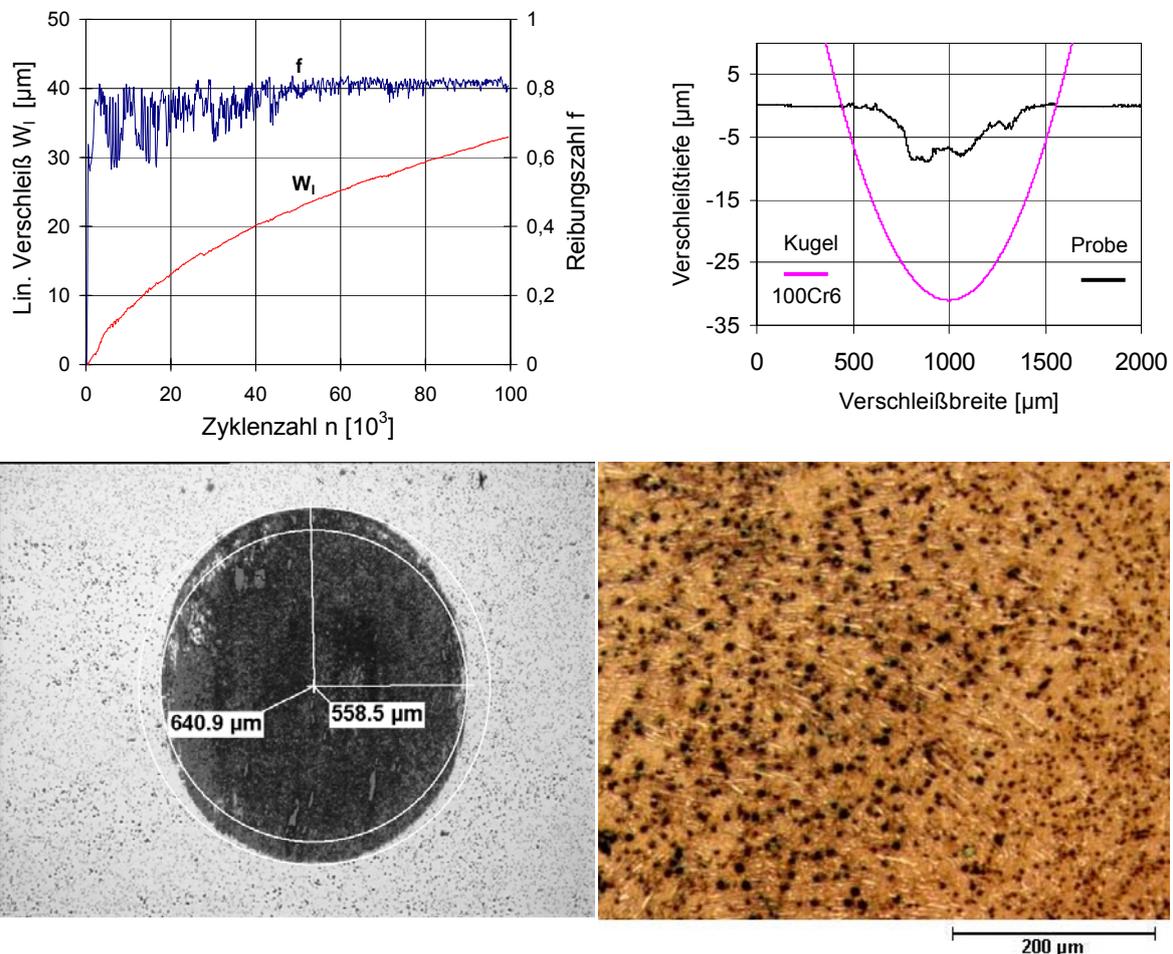


Abbildung 71: Reibung, Verschleiß, Verschleißspur und Mikrostruktur der WIG-Nickel-Legierung auf EN-GJV-400, HV756

Trotz des Gehalts an freien Graphits haben EN-GJV-400 und die WIG-Nickel-Legierung im Vergleich mit den ledeburitischen Gusseisen eine größere Reibungszahl. Das kann man durch den Reibungswiderstand der abgenutzten Graphitgrübchen und Abrasion erklären.

6.5.3.1.2.3. Kupfer legierte EN-GJV-400 - Schicht

Die Schwankungen der Reibungszahlkurve bei der WIG-Kupfer-Legierung sind am größten (Abbildung 72). Durch die Kupferplattierung pendelt sich das Kupfer-Cluster zwischen den Reibschichten ein und oxidiert an der Oberfläche. Da das Kupferoxid ein relativ weiches Oxid ist, könnte dadurch die Abnahme der Reibungszahl verursacht sein. Die ausgebrochenen oxidischen Verschleißpartikel werden durch eine erneute Oxidation ersetzt, so dass keine metallischen Kontakte entstehen können. Dieser Vorgang des Abriebs der Oxidschicht, Freilegung der metallischen Oberfläche und Neuoxidation heißt Tribooxidation und ist einer der Hauptverschleißmechanismen. Die Tribooxidation ist höchstwahrscheinlich für den hier beobachteten relativ hohen Verschleiß verantwortlich.

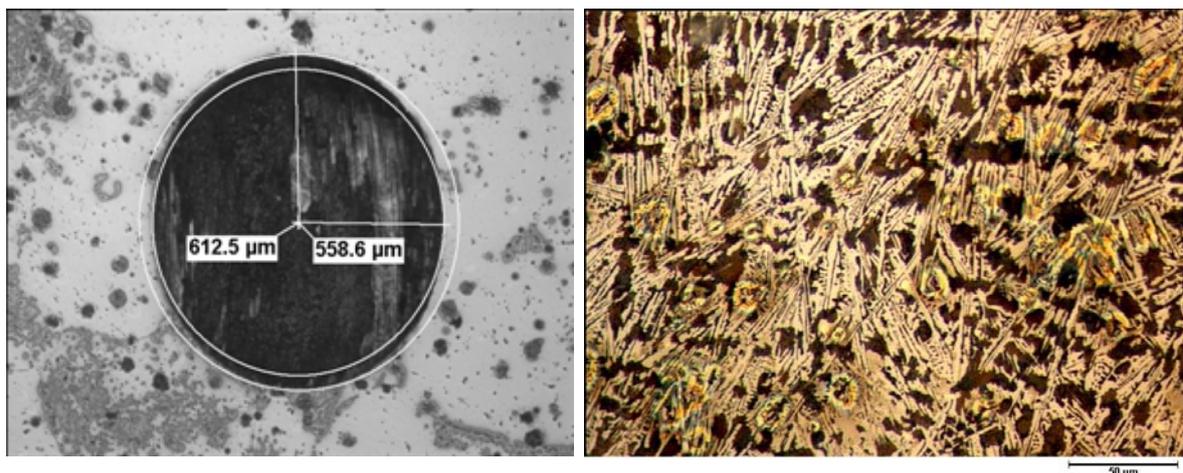
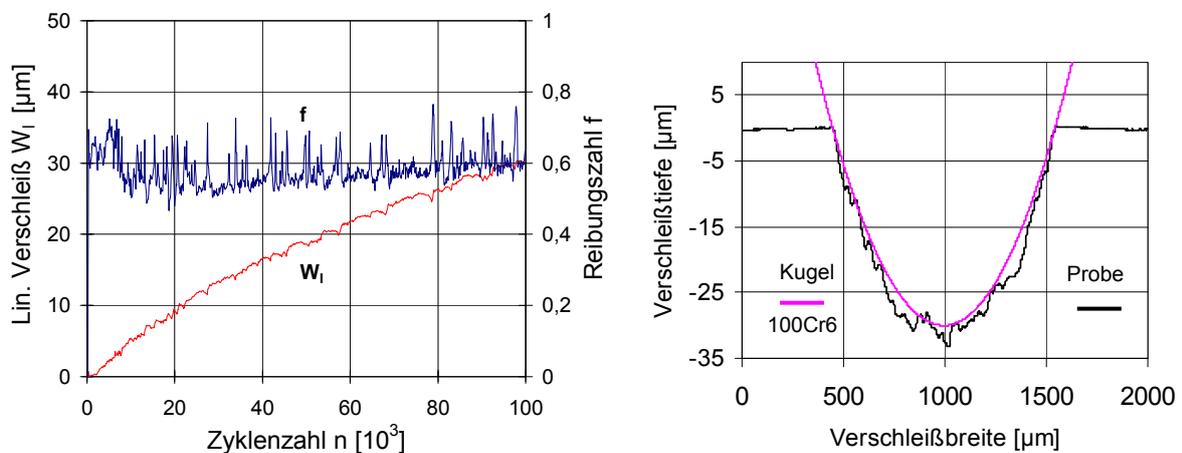


Abbildung 72: Reibung, Verschleiß, Verschleißspur und Mikrostruktur der WIG-Kupfer-Legierung auf EN-GJV-400, HV791

6.5.3.1.2.4. Aluminium legierte EN-GJV-400 - Schicht

Die Struktur ist perlitisch und weist im Allgemeinen keine guten tribologischen Eigenschaften auf. Der Perlit wird infolge schlechter mechanischer Eigenschaften zwischen dem Zementit als Erstes abgetragen. Die entstehende unregelmäßige Rauheit und die Oxidation des Aluminiums könnten für die Schwankungen bei der Reibungszahlkurve verantwortlich sein (Abbildung 73). Dabei wird der Oxidfilm durchbrochen und es kommt durch direkten metallischen Kontakt zu Adhäsion und zur Tribooxidation. Die Verschleißtiefe ist daher fast ebenso so groß wie bei der WIG-Kupfer-Legierung, wodurch auch hier vorwiegend die Scheibe verschlissen wird.

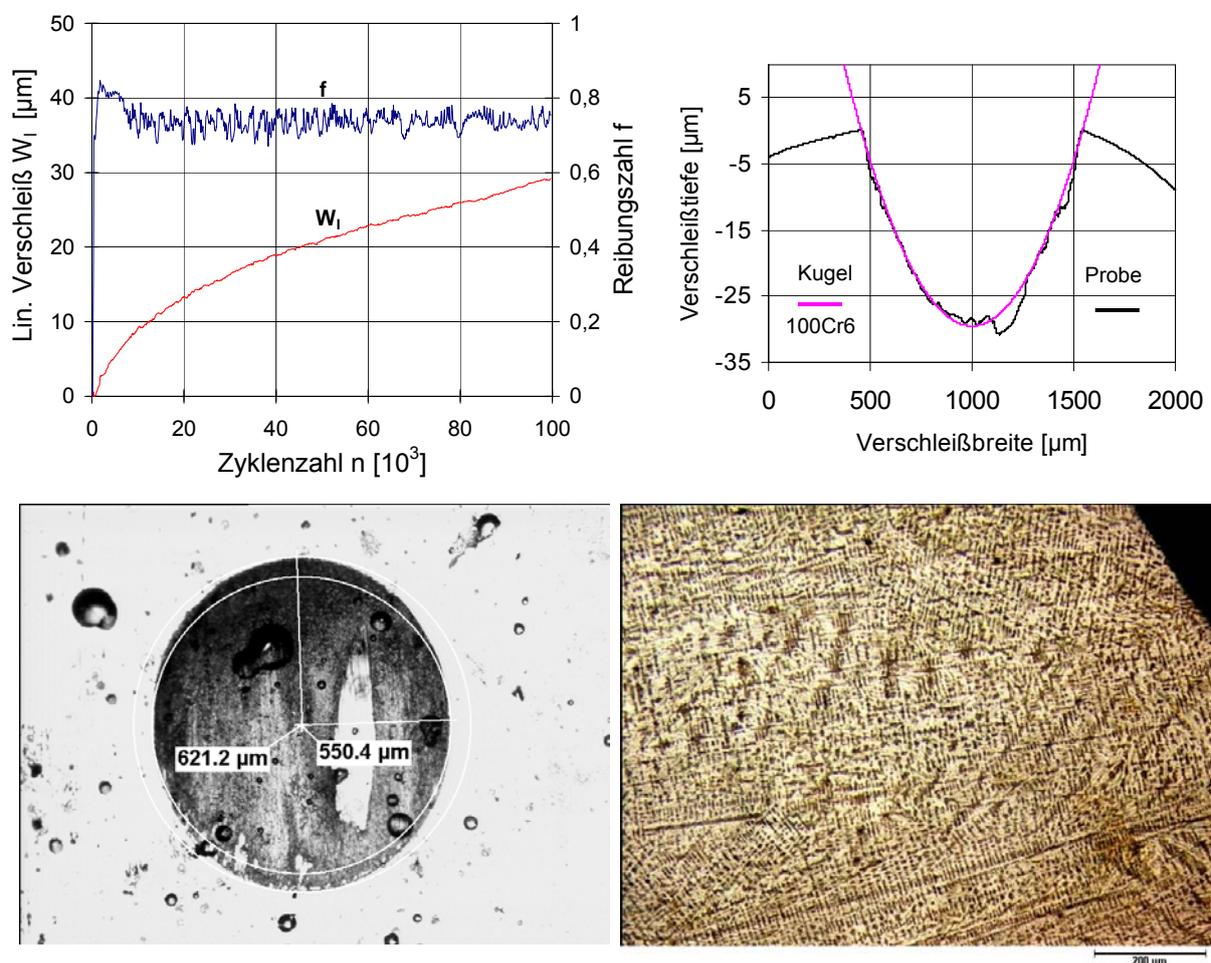


Abbildung 73: Reibung, Verschleiß, Verschleißspur und Mikrostruktur der WIG-Aluminium-Legierung auf EN-GJV-400, HV798

Als Folge der Tribooxidation wird die Oberfläche unter einem schützenden Oxidfilm kalt verfestigt und die Topographie geglättet. Das kann man weiter durch die Erhöhung des Zementits und des Aluminiums (Tabelle 6) und die Verminderung der Perlitmenge erklären (Abbildung 41).

6.5.3.1.2.5. Eisen legierte EN-GJV-400 - Schicht

Die inhomogene und spröde Struktur könnte die Ursache der Reibungsschwankung sein (Abbildung 74). Die Verschleißtiefe und Reibungszahl der WIG-Eisen-Legierung entsprechen der WIG-Kupfer- und WIG-Aluminium-Legierung.

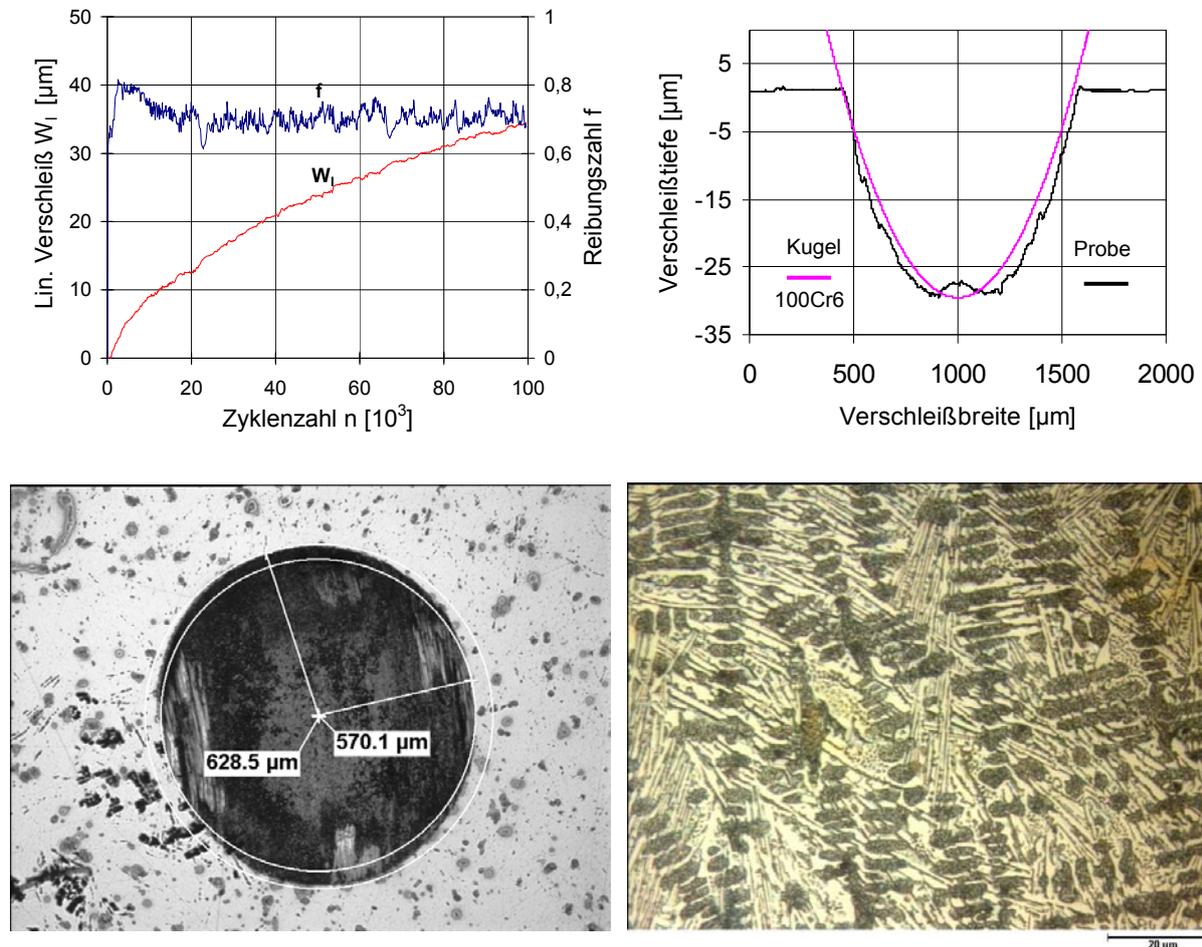


Abbildung 74: Reibung, Verschleiß, Verschleißspur und Mikrostruktur der WIG-Eisen-Legierung auf EN-GJV-400, HV730

Zusätzlich können die sich bildenden harten Verschleißpartikel, die sich im weicheren Gegenkörperwerkstoff einlagern, die Abrasion verstärken. Beim Angriff durch die harten Abrasivkörner wird der Verschleiß vor allem durch Mikrobrüchen verursacht.

6.5.3.1.2.6. WIG- umgeschmolzene EN-GJV-400 - Schicht

Die spröde Struktur (Abbildung 39) könnte die Ursache der Reibungsschwankung sein (Abbildung 75). Das Gefüge besteht meistens aus Zementit, welches eine gute Adhäsionsverschleißbeständigkeit aufweist. Dadurch kann sich die Reibungszahl vermindern. Die Verschleißtiefe entspricht den anderen ledeburitischen Proben.

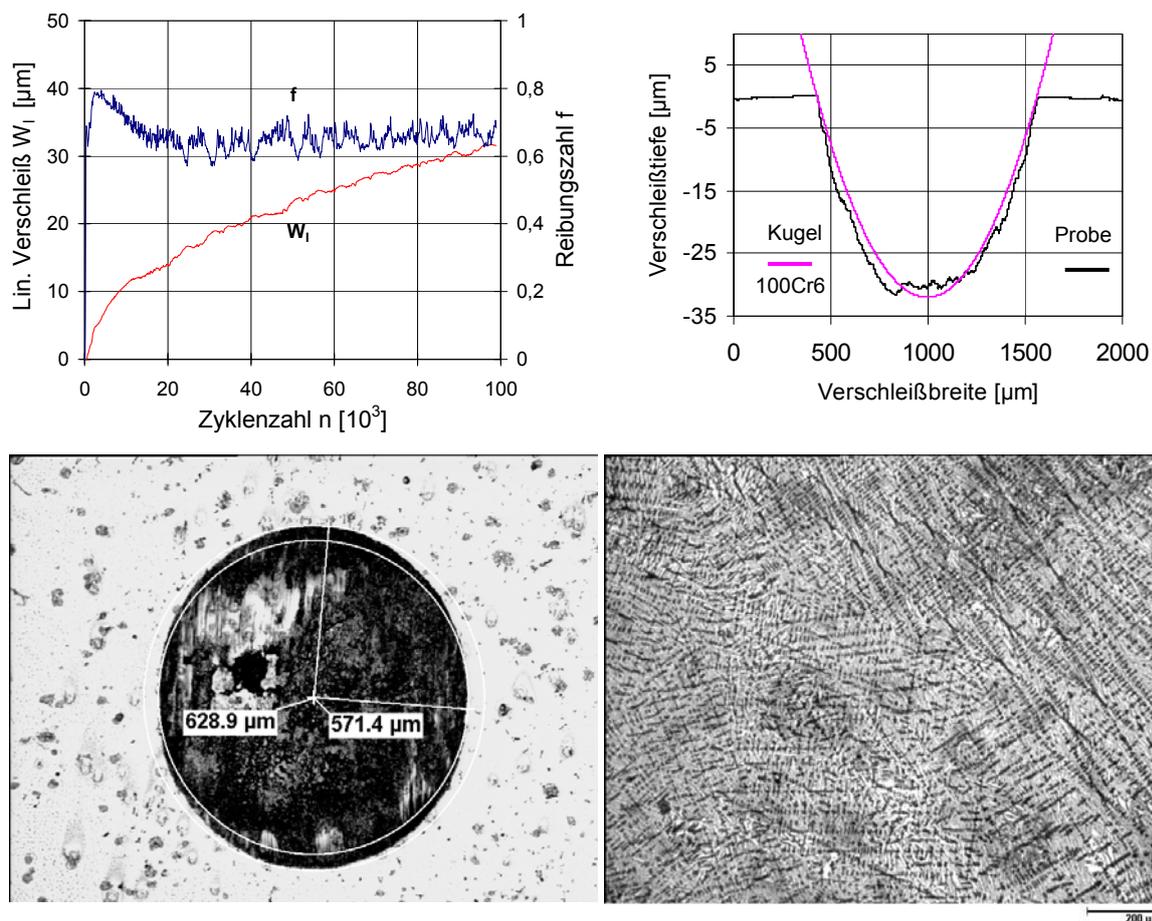


Abbildung 75: Reibung, Verschleiß, Verschleißspur und Mikrostruktur des WIG-umgeschmolzenen EN-GJV-400, HV796

Diese Art von thermisch behandelter Struktur ist schon seit Langem bekannt, jedoch waren keine systematischen Verschleißuntersuchung bekannt [Wer 90], [Hec 83]. Die polierten Reibungszonen verteilen sich auf der Verschleißspur der Probe nicht gleichmäßig, was durch die verschiedenen Richtungen der spröden Zementitstränge verursacht werden könnte.

6.5.3.1.2.7. WIG- Auftragschicht UTP A DUR 600 auf EN-GJV-400

Die Struktur der Probe besteht aus Perlit und Zementit (Abbildung 30). Einerseits ist die Perlitmenge hoch und das verschlechtert die Verschleißbeständigkeit. Andererseits vermindern Chrom- und Eisenmischkarbide aufgrund der Aufhärtung der Oberfläche die Verschleißintensität. Die Reibungsschwankungen am Anfang (Abbildung 76) deuten auf eine instabile Reibungszone hin, wie sie für Einlaufvorgänge typisch ist. Die Ursache der Schwankung lässt sich durch Adhäsion und /oder abrasive Vorgänge erklären (Abrollen von harten, ausgebrochenen karbidischen Partikeln). Dies führte dann im Wesentlichen zu Abrasivverschleiß am Gegenkörper (Kugel), was in der Abbildung deutlich zu erkennen ist.

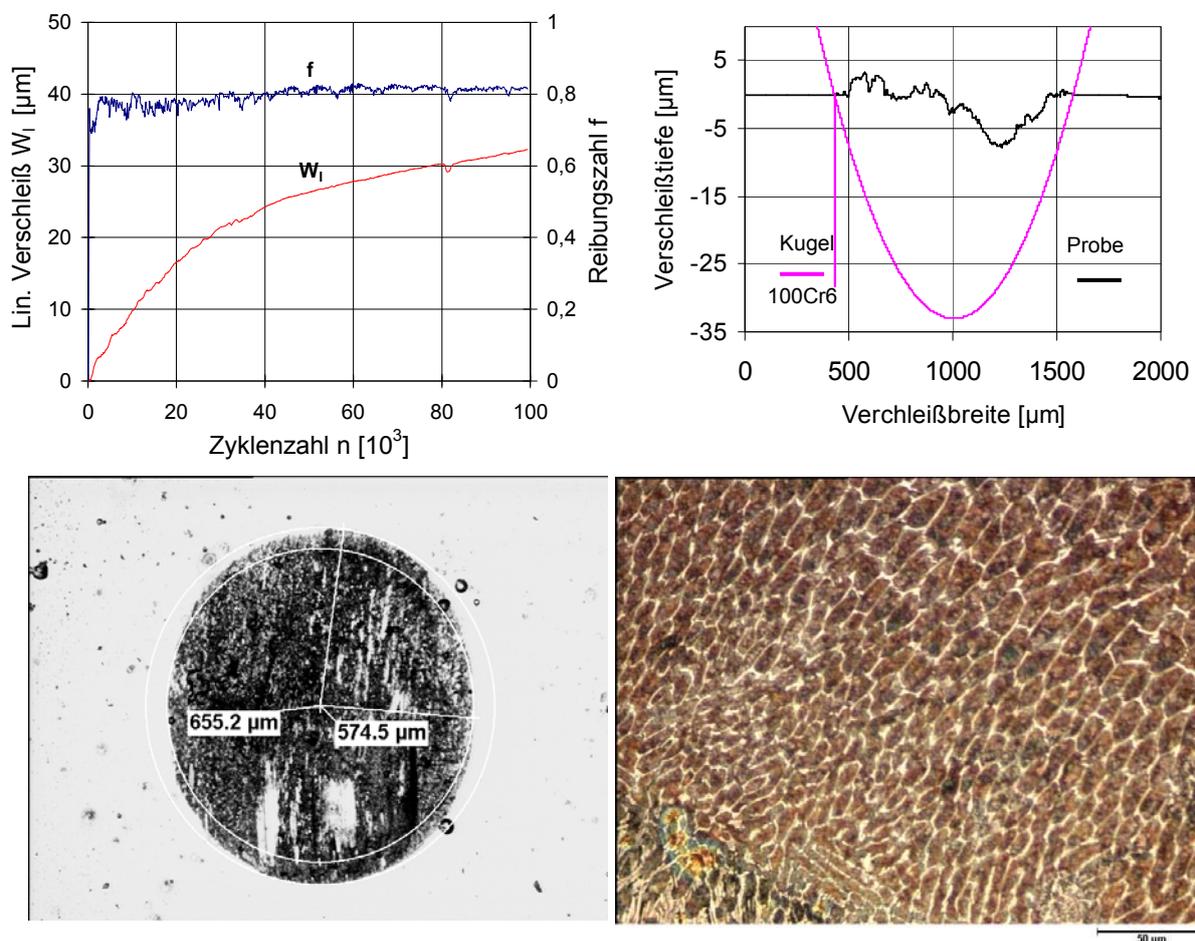


Abbildung 76: Reibung, Verschleiß, Verschleißspur und Mikrostruktur der WIG - Auftragschicht mit dem Stab UTP A DUR 600 auf EN-GJV-400, HV750

6.5.3.1.2.8. Auftragschicht UTP 81 auf EN-GJV-400

Die Randschicht hat keine große Härte, deswegen sind am Anfang der Versuche in der Einlaufphase die Reibungszahl und Verschleiß hoch (Abbildung 77). Diese Schicht zeigt eine so geringe Reibungszahl wie bei 42Cr4. Das könnte durch die Ferrit-Struktur (α -Eisen) und die dadurch bedingte plastische Verfestigung erklärt werden. Ferrit wirkt wegen seiner Reaktionsfreundlichkeit mit Sauerstoff der Bildung von adhäsiven Mikroverschweißungen entgegen.

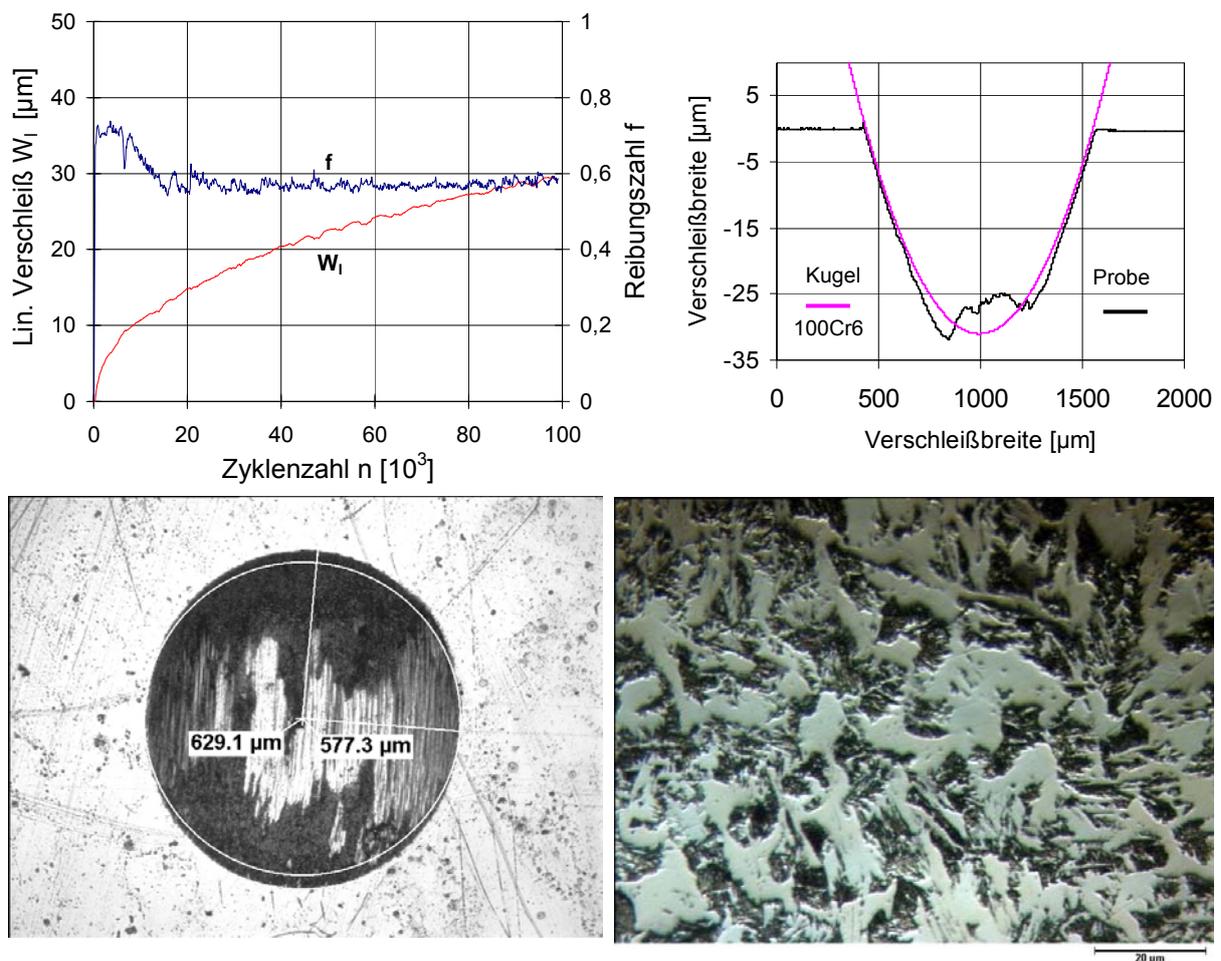


Abbildung 77: Reibung, Verschleiß, Verschleißspur und Mikrostruktur der Lichtbogenhand-Auftragschicht mit der Elektrode UTP 81 auf EN-GJV-400, HV575

Bei den harten Werkstoffen können sich die Rauheiten durch die plastische Deformation unter einer bestimmten Last nicht weiter verfestigen. Aber bei den Werkstoffen wie 42Cr4- und UTP81-Schichten ist dies möglich. Das lässt sich auch an der Verschleißspur erkennen. Diese Art von Verschleißspur ist die Resultat der Abrasion und der plastischen Verformung der Ferrit-Struktur [Czi 10].

6.5.3.1.2.9. Grundwerkstoff Stahl 42Cr4

Die Probe ist weicher als der Gegenkörper. Der Verlauf der Reibungszahl ist relativ gleichmäßig und der Verlauf der linearen Verschleißkurve deutet nicht auf einen intensiven Einlaufprozess hin. Es ist vielmehr anzunehmen, dass sich die Probe am Anfang wie bei UTP81 plastisch deformiert hat (Abbildung 77) und dann die Tribooxidation als Hauptverschleißmechanismus wirkte. Trotz der martensitischen Struktur zeigt die Probe dadurch relativ intensiven Verschleiß. Der Verschleiß am Gegenkörper ist relativ gering.

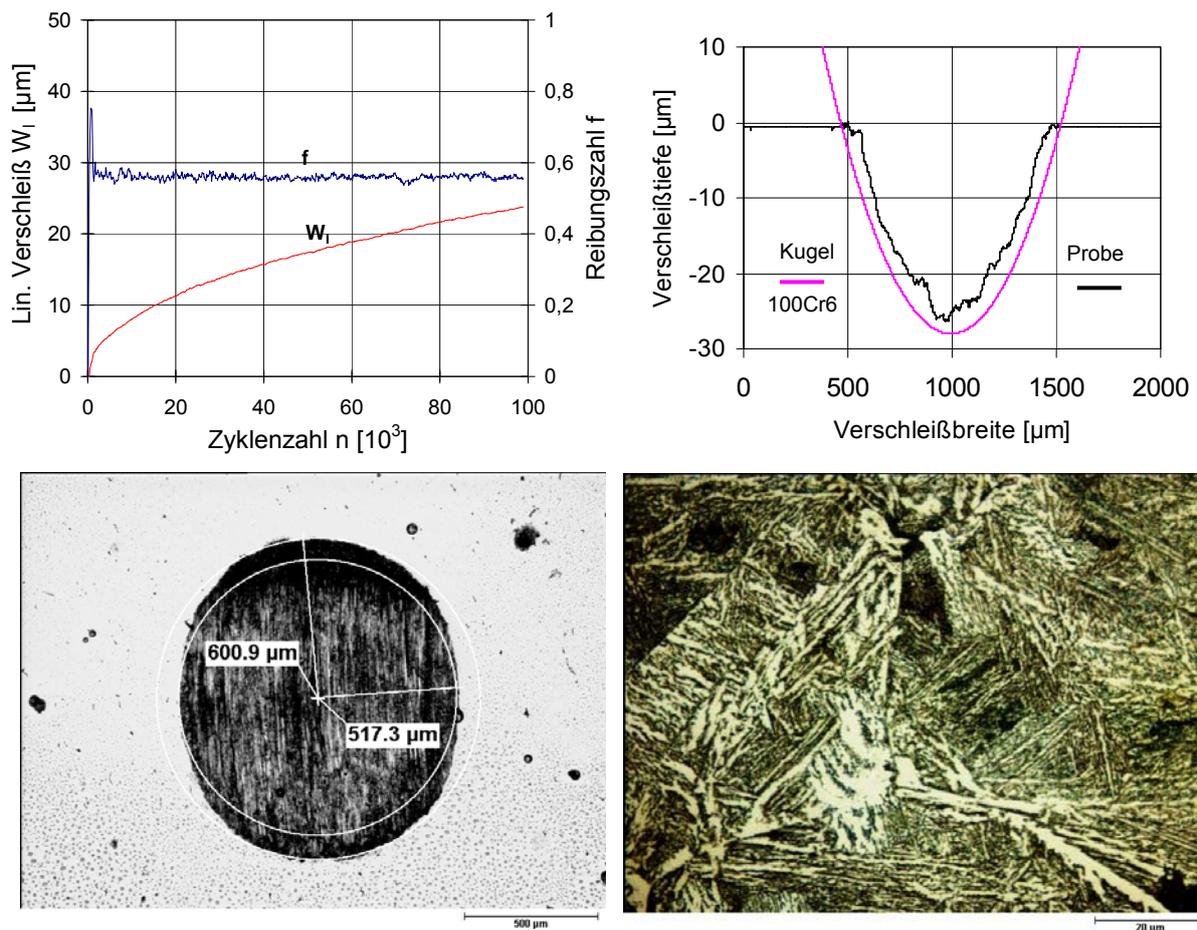


Abbildung 78: Reibung, Verschleiß, Verschleißspur und Mikrostruktur des Grundwerkstoffes 42Cr4, HV312

6.5.3.1.2.10. Auftragschicht UTP DUR 600 auf 42Cr4

Die Probe enthält 9 % Chrom (Tabelle 5). Die Schwankungen der Reibungszahllinie könnten vorwiegend von der Adhäsion zwischen den Paaren verursacht worden sein (Abbildung 79). Dabei wird die tribochemische Reaktionsschicht durchbrochen und es kommt durch direkten metallischen Kontakt zu Adhäsion, aber auch zu erneuter Tribooxidation. Am Anfang entsteht unter hoher Last ein intensiver Verschleiß und eine hohe Reibungszahl zwischen den Partnern.

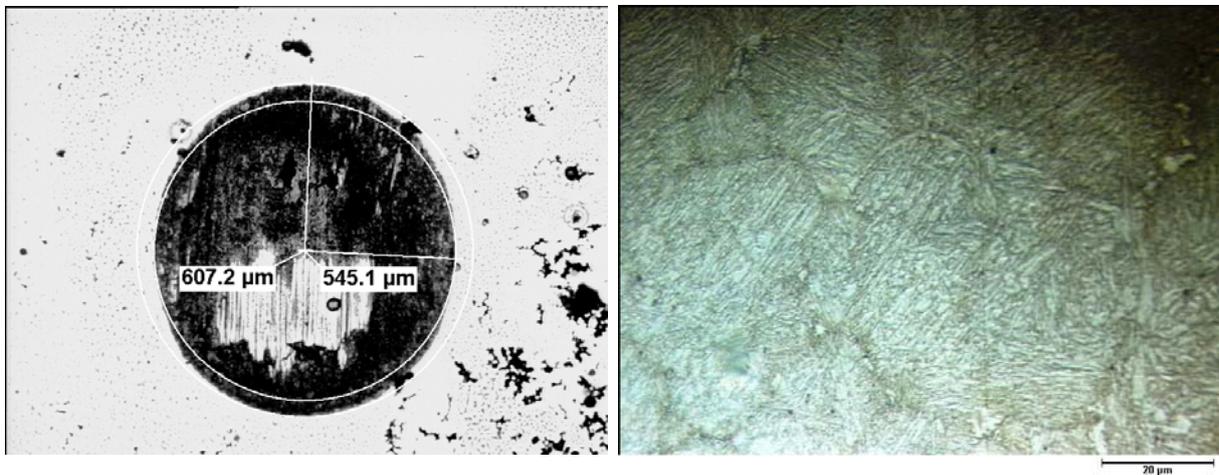
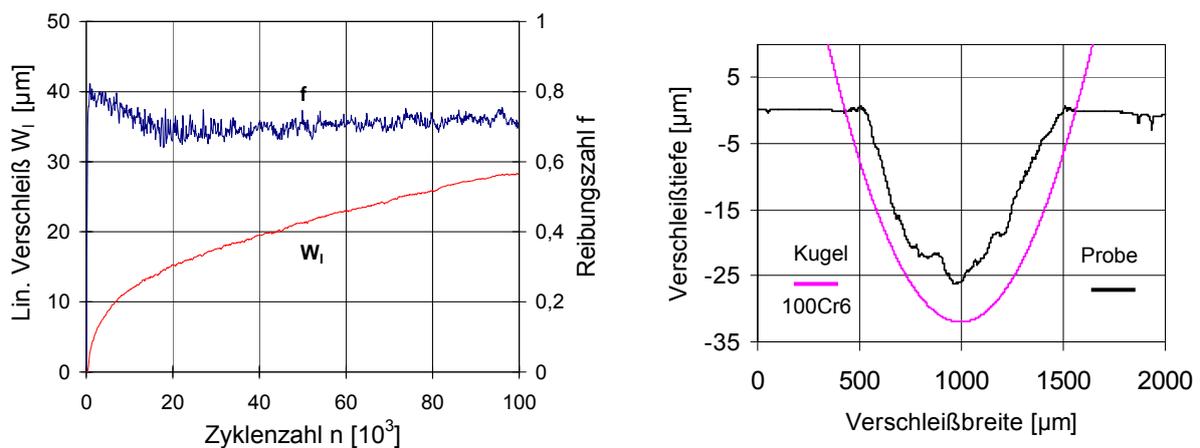


Abbildung 79: Reibung, Verschleiß, Verschleißspur und Mikrostruktur der Lichtbogenhand-Auftragschicht mit der Elektrode UTP DUR 600 auf 42Cr4, HV816

Zusätzlich können die sich bildenden harten Verschleißpartikel, die sich im weicheren Gegenkörperwerkstoff einlagern, die Abrasion verstärken. Beim Angriff durch die weicheren Abrasivkörner wird der Verschleiß vor allem durch Mikropflügen verursacht; harte Abrasivkörner bewirken ein Mikrospannen oder Mikrobrüche [Czi 10].

6.5.3.1.2.11. WIG- umgeschmolzene Auftragschicht UTP DUR 600 auf 42Cr4

Nach dem WIG-Umschmelzen verbessert sich die Mikrostruktur und die Verschleißtiefe der Probe vermindert sich fast um das 12-fache. Der Verschleiß findet fast ausschließlich am Gegenkörper statt.

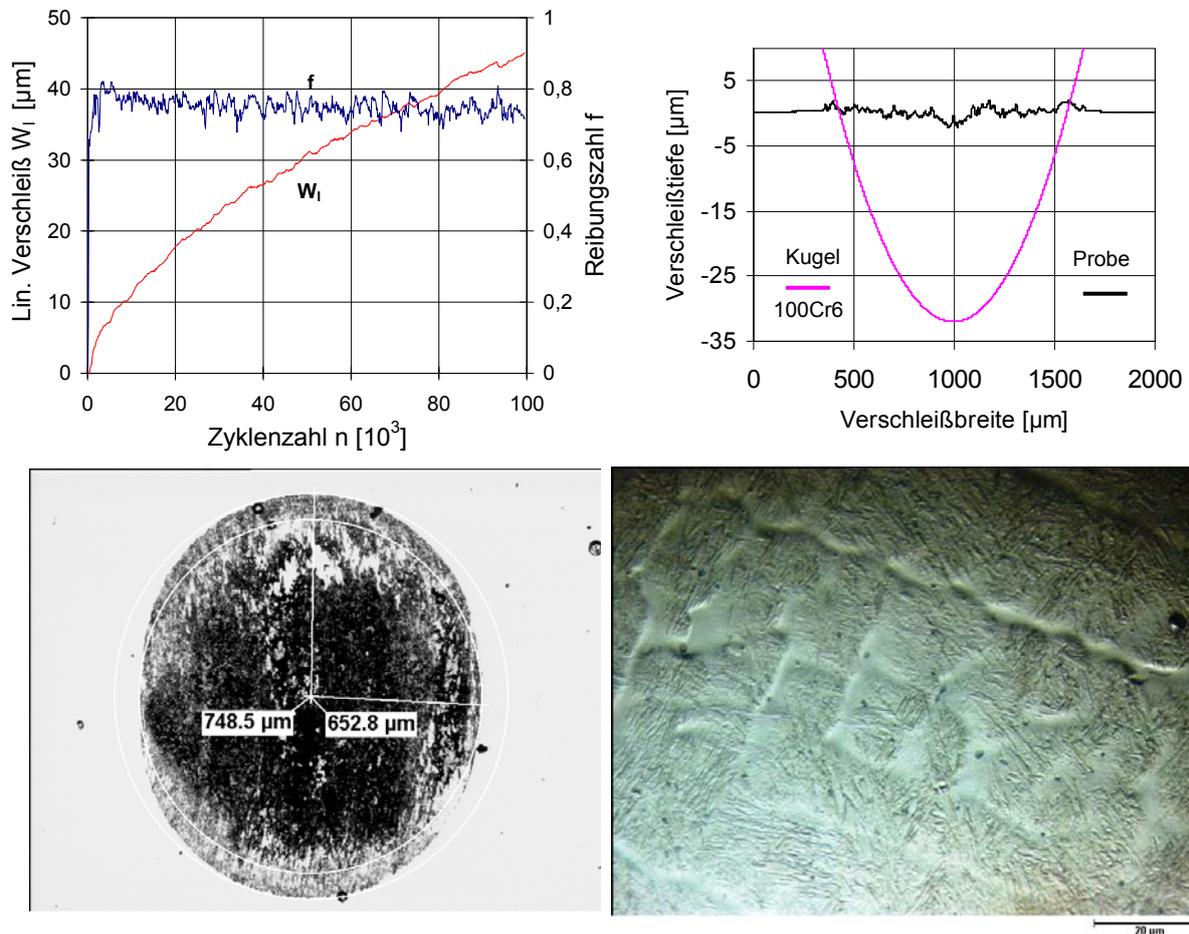


Abbildung 80: Reibung, Verschleiß, Verschleißspur und Mikrostruktur von WIG-umgeschmolzener Lichtbogenhand-Auftragschicht mit der Elektrode UTP DUR 600, HV787

Den gleichmäßigen Verschleiß kann man auch durch die hohe Homogenität der Struktur erklären. Wegen des intensiven Verschleißes der Kugel hat sich die Verschleißbreite auf der Probe erhöht. Die Verschleißerscheinungsformen könnten durch Adhäsion, tribochemische Reaktionen und Abrasion verursacht worden sein. Der unruhigere Verlauf der Reibungszahl deutet dabei auf starke abrasive Vorgänge hin.

6.5.3.1.2.12. Auftragschicht UTP 7100 auf 42Cr4

Die Probe enthält 35 % Chrom (Tabelle 5). Wie bei anderen chromhaltigen Proben entsteht Adhäsion und Abriebverschleiß zwischen den Partnern. Dieser verursacht die Schwankungen in der Reibungskurve (Abbildung 81). Trotz des hohen Chromgehalts zeigt diese Schicht eine größere Verschleißtiefe im Vergleich zur 9 % chromhaltigen Schicht (Verschleißprofil der Probe), die mit der Elektrode UTP DUR 600 aufgetragen und WIG-umgeschmolzen wurde. Auch bei dieser Paarung verschleißt fast ausschließlich der Gegenkörper. Da eine deutliche Einlaufphase in der linearen Verschleißkurve nicht zu erkennen ist und auch kein Übertrag gebildet wird, sind vermutlich Tribooxidation und Abrasion die Hauptverschleißmechanismen, während die Adhäsion keine oder nur eine untergeordnete Rolle spielt.

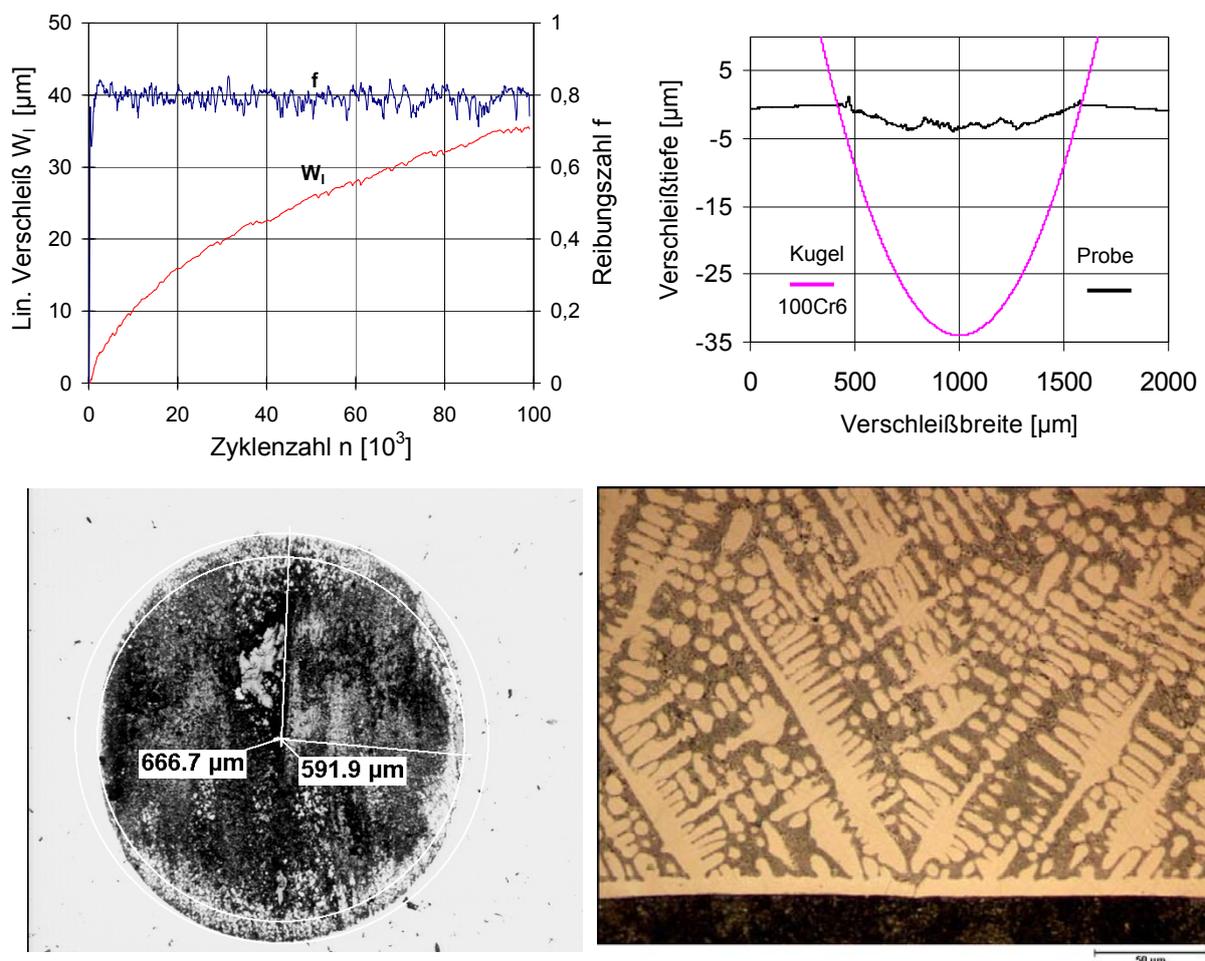


Abbildung 81: Reibung, Verschleiß, Verschleißspur und Mikrostruktur von Lichtbogenhand- Auftragschicht mit der Elektrode UTP 7100, HV601

6.5.3.1.2.13. Auftragschicht UTP Ledurit 65 auf 42Cr4

Trotz der hohen Reibungszahl entsteht nur geringer Verschleiß wegen der hohen Härte und Festigkeit der Probe. Der Verlauf der Reibungszahl und des linearen Verschleißes deuten auf eine sehr stabile Zusammenwirkung an der Kontaktfläche hin. Anzeichen für starke adhäsive oder abrasive Vorgänge sind nicht zu erkennen. Tribooxidation in moderatem Umfang dürfte für die Bildung einer dünnen, aber stabilen oxidischen Schicht im Reibkontakt verantwortlich sein.

Abgesehen von dem hohen Druck ist am Anfang der Untersuchung die Oberfläche glatt und deswegen die Reibungszahl geringer. Die Schicht hat auch einen hohen Chromgehalt (Tabelle 5), aber durch die zusätzlichen Legierungselemente werden die Adhäsionseigenschaften, die die Reibungsschwankung wesentlich beeinflussen, vermindert.

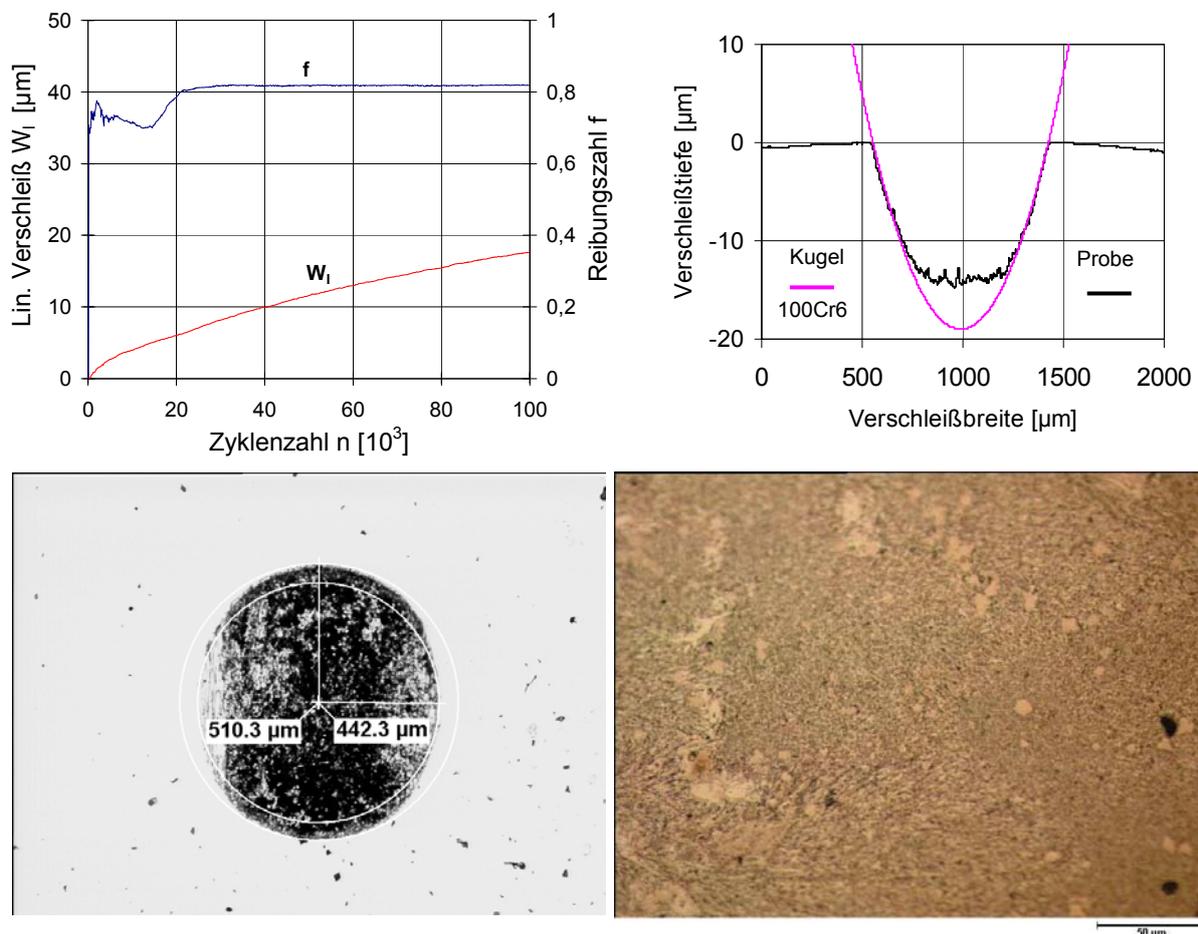


Abbildung 82: Reibung, Verschleiß, Verschleißspur und Mikrostruktur von Lichtbogenhand-Auftragschicht mit der Elektrode UTP Ledurit 65 auf 42Cr4, HV966

Trotz der hohen Verschleißtiefe ist die Verschleißbreite im Vergleich mit anderen Proben schmaler (Abbildung 82).

6.5.3.1.2.14. WIG- umgeschmolzene Auftragschicht UTP Ledurit 65 auf 42Cr4

Am Anfang ist die Reibungszahl gering, dann erhöht sie sich plötzlich (steile Verschleißkurve, Abbildung 83). Eine Reibungszahl über eins weist auf das Adhäsionsverschweißen (Kaltverschweißprozess) der Oberflächen miteinander hin. Die Verschleißbreite ist geringer als bei den anderen Schichten, was den Rechnungswert des volumetrischen Verschleißes beeinflusst (Abbildung 89). Insgesamt ist der Verschleißwiderstand dieser Paarung trotz der Neigung zur Adhäsion als relativ gut zu bezeichnen. Dies könnte durch eine geringe Abrasivkomponente begründet sein.

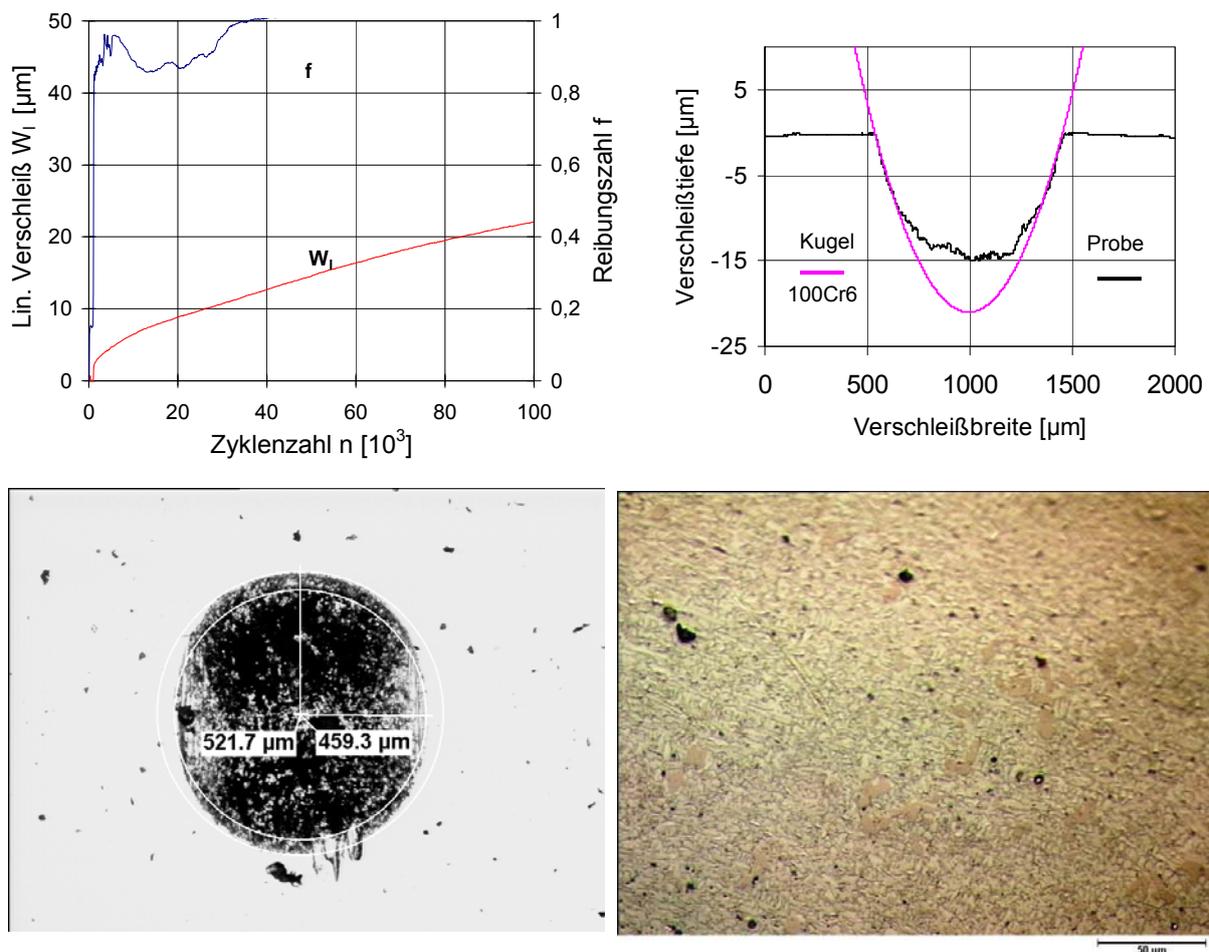


Abbildung 83: Reibung, Verschleiß, Verschleißspur und Mikrostruktur von WIG-umgeschmolzener Lichtbogenhand-Auftragschicht mit der Elektrode UTP Ledurit 65, HV1217

Die Verschleißbreite ist wie bei der UTP Ledurit 65 - Probe kleiner wodurch sich der Verschleißkoeffizient der Probe vermindert (Abbildung 89).

6.5.3.1.2.15. Auftragschicht T 590 auf 42Cr4

Die Reibungszahl hat eine schwingende Form, die von Abrasion und tribochemischer Reaktion verursacht wird (Abbildung 84). Beide Proben enthalten Chrom (Tabelle 5), weshalb zwischen den Paaren auch Adhäsion entstehen könnte. Die sich wiederholenden Verbindungen und Trennungen und die verschlissenen abrasiven Partikel erhöhen die Verschleißintensität der Kugel relativ stark, so dass fast ausschließlich der Gegenkörper verschleißt. Die Kurve des linearen Verschleißes zeigt außerdem einen deutlichen Einlaufvorgang sowie einen instabilen Verlauf. Die Instabilitäten deuten daraufhin, dass sich Triboreaktionsschichten (Tribooxidation) bilden, die bei einer bestimmten Schichtdicke im Gleitkontakt instabil werden und aus der Kontaktzone entfernt werden. Dadurch wird der tribooxidativ bedingte Verschleiß deutlich erhöht.

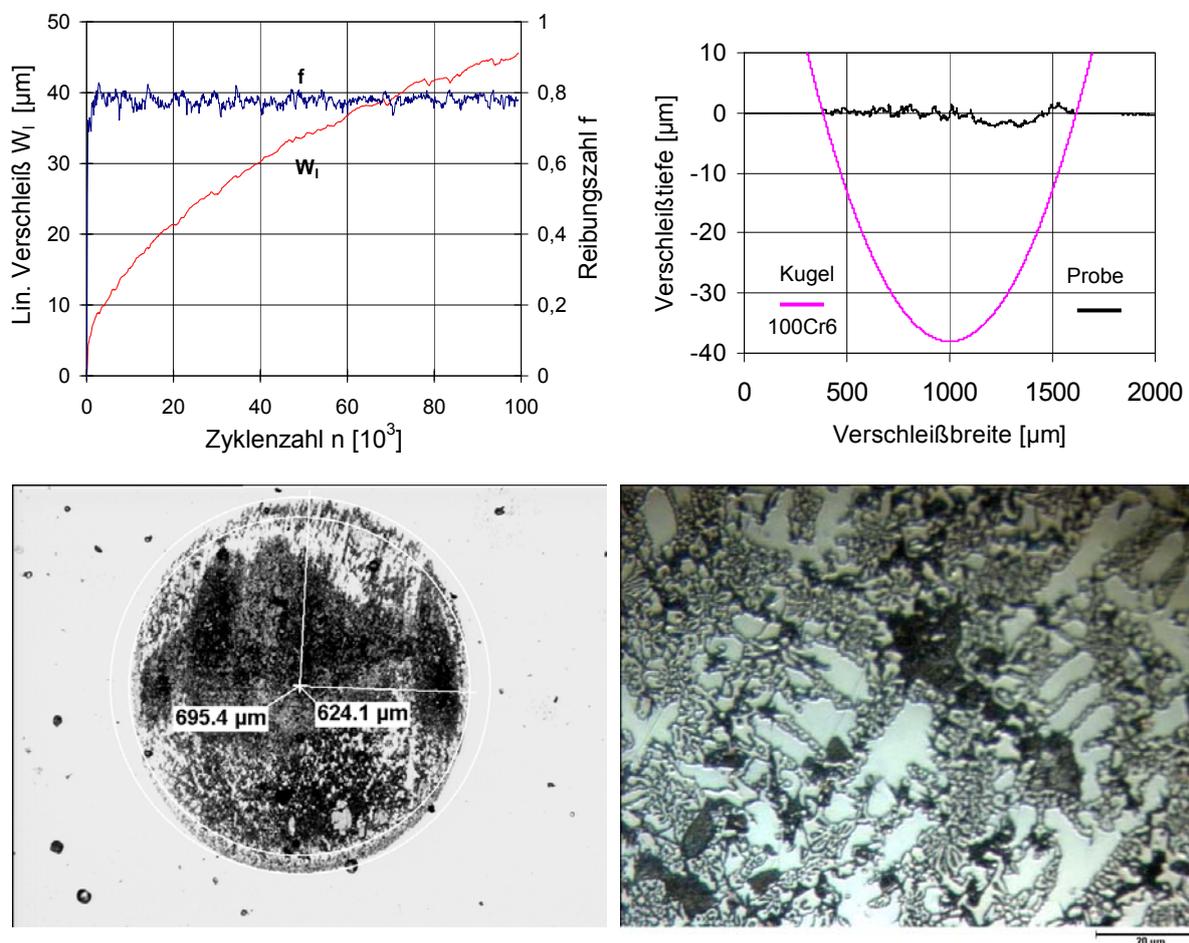


Abbildung 84: Reibung, Verschleiß, Verschleißspur und Mikrostruktur von Lichtbogenhand- Auftragschicht mit der Elektrode T590 auf 42Cr4, HV839

Die Verschleißerscheinungsform auf dem Rand der Spur (Abbildung 84), wo die Geschwindigkeit (V_p) sich bis auf Null vermindert und wieder ihren maximalen Werte

erreicht (Abbildung 92), könnte durch die Verschleißmechanismen, insbesondere Adhäsion, die plastische Verformung und tribochemische Reaktion verursacht worden sein.

6.5.3.1.2.16. WIG- umgeschmolzene Auftragschicht T 590 auf 42Cr4

Das Erscheinungsbild sowie Reibungs- und Verschleißverlauf (linearer Verschleiß) entsprechen denen der vorangegangenen Probe. Daher dürften auch die Verschleißmechanismen vergleichbar sein. Der Auftrag, der in der Profilmessung deutlich zu erkennen ist, deutet allerdings auf einen signifikanten adhäsiven Anteil am Verschleiß hin. Die Verschleißtiefe hat sich wegen der Verbesserung der Mikrostruktur (Abbildung 32) und der mechanischen Eigenschaften vermindert (Abbildung 65). Verschleiß ist nur am Gegenkörper zu beobachten.

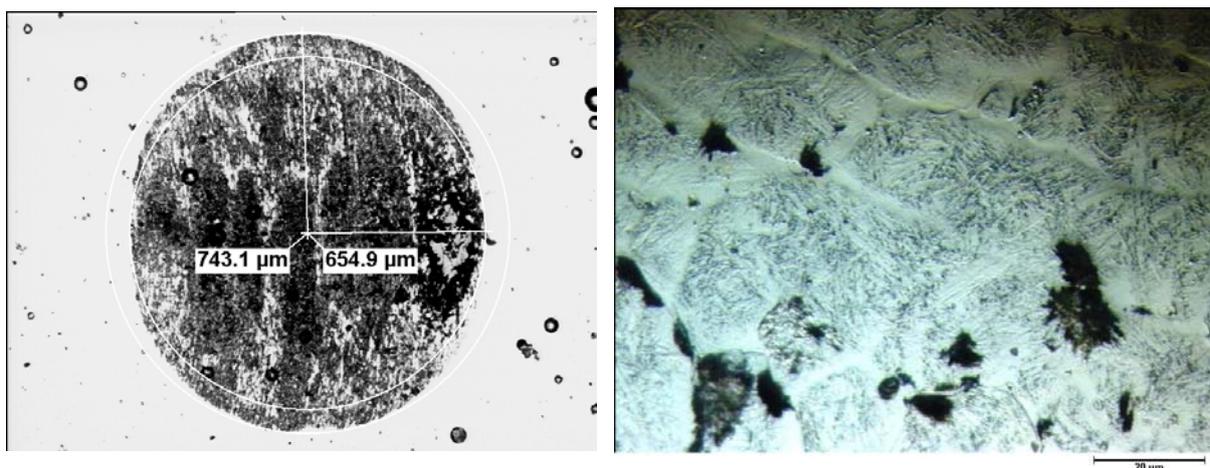
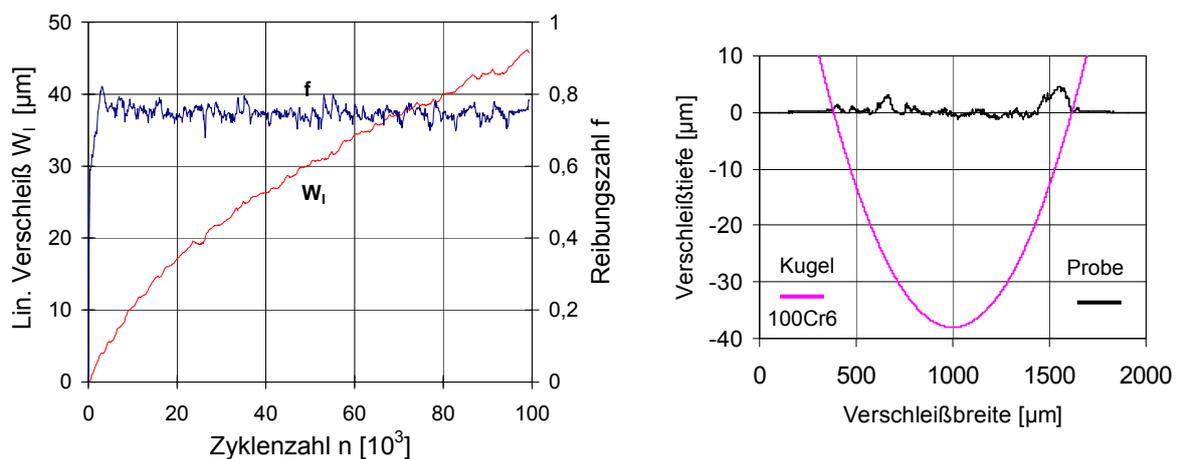


Abbildung 85: Reibung, Verschleiß, Verschleißspur und Mikrostruktur von WIG-umgeschmolzener Lichtbogenhand-Auftragschicht mit der Elektrode T590, HV933

Alle ledeburitischen Gusseisensorten (Abbildung 72 - Abbildung 75) haben im Laufe der Versuche fast ähnliche lineare Verschleißerscheinungen gezeigt und die Kugel hat die Probe weggeschliffen. Nach dem Vergleich der Verschleißgrafiken von ledeburitischen Gusseisen kann man folgern, dass diese Struktur für die trockene Gleitreibung nicht geeignet ist. Die Verschleißbeständigkeit erhöht sich bei der WIG-Nickel-Legierung (Abbildung 71) deutlich im Vergleich mit den anderen modifizierten EN-GJV-400 – Schichten.

Schichten, die mit der Elektrode aufgetragen wurden, wiesen verschiedene lineare Verschleißformen wie Materialübertrag und Riefen auf. Bei der Anwendung der chromhaltigen Zusatzwerkstoffe entsteht oft ein Materialübertrag durch Adhäsion. Die Ursache der Adhäsion kann durch den Chromgehalt der beiden Partner und infolge der Gefügestruktur erklärt werden. Mit der chromhaltigen Elektrode aufgetragene Schichten zeigen trotz der Adhäsion, Abrasion und Triboreaktionen eine hohe Verschleißbeständigkeit und diese verbessert sich nach dem WIG-Umschmelzen noch weiter.

Die geringste Verschleißtiefe tritt bei den WIG-umgeschmolzenen Proben T590 und UTP DUR 600 sowie bei den Stabelektroden UTP A DUR 600 und der Elektrode T590, der mit UTP7100 aufgetragenen sowie mit WIG-Nickel-Legierung erzeugten Schichten auf.

6.5.3.1.3. Bewertung der Reibpaarungen

In Tabelle 20 sind einige gemessene und berechnete tribologische Schichteigenschaften der Proben, die trocken untersucht wurden, dargestellt. Als Verschleißreferenzgröße wird Verschleißkoeffizient k verwendet und er gibt eine auf die Belastung normierte Verschleißrate an, d.h. das Verschleißvolumen (Kapitel 6.5.2.) pro Gleitweg, dividiert durch die Normalkraft [Czi 10].

Probe (Ebene)	W_q	$W_{v,K}$	$W_{v,E}$	$W_{v,ges}$	k_K	k_E	k_{ges}	f	k_k/k_E	W_l	W_{le}	W_{lk}	Auftrag
	μm^2	10^{-6}mm^3			$10^{-6}\text{mm}^3/\text{Nm}$					μm			
EN-GJV-400 Grundwerkstoff	10336	12512	9312	21825	31,28	23,28	54,562	0,809	1,34	35,53	13,03	22,50	
WIG-Auftrag. UTP A DUR 600	2067	15828	1814	17641	39,57	4,53	44,103	0,814	8,73	33,17	2,70	30,48	496
WIG Al-Legierung auf EN-GJV-400	22204	30	18310	18340	0,08	45,77	45,850	0,738	0,00	30,34	30,28	0,06	
WIG Cu-Legierung auf EN-GJV-400	23929	10	19054	19064	0,03	47,63	47,660	0,590	0,00	30,90	32,34	-1,44	
WIG Ni-Legierung auf EN-GJV-400	3863	12424	3344	15768	31,06	8,36	39,421	0,812	3,71	30,90	5,22	25,68	32
WIG Fe-Legierung auf EN-GJV-400	25034	10	20094	20104	0,03	50,24	50,260	0,705	0,00	32,60	32,94	-0,34	
WIG Umgeschm. auf EN-GJV-400	25687	10	22235	22245	0,03	55,59	55,613	0,655	0,00	32,03	34,10	-2,07	
42Cr4 Grundwerkstoff	14847	2783	11978	14762	6,96	29,95	36,904	0,559	0,23	27,64	21,21	6,43	
T590 auf 42Cr4	609	22115	563	22678	55,29	1,41	56,696	0,779	39,26	37,97	0,74	37,22	319
T590 WIG	319	29688	308	29996	74,22	0,77	74,991	0,746	96,33	43,75	0,36	43,39	755
UTP Ledurit 65 auf 42Cr4	9355	1495	6089	7584	3,74	15,22	18,960	0,818	0,25	20,29	15,59	4,70	
UTP Ledurit 65 WIG	9925	1923	6743	8666	4,81	16,86	21,665	1,021	0,29	21,67	16,01	5,66	
UTP DUR 600 auf 42Cr4	15068	4225	12512	16736	10,56	31,28	41,841	0,714	0,34	29,79	20,74	9,06	
UTP DUR 600 WIG	487	28662	473	29135	71,66	1,18	72,837	0,744	60,62	43,09	0,56	42,53	354
UTP 7100 auf 42Cr4	2519	17350	2255	19604	43,37	5,64	49,011	0,791	7,69	34,93	3,20	31,73	30
UTP 81 auf EN-GJV-400	23188	1992	18627	20619	4,98	46,57	51,548	0,571	0,11	33,75	29,98	3,77	

Tabelle 20. Gemessene und berechnete tribologische Schichteigenschaften

Dieses Verhalten des Verschleißes und der Reibung ist zudem abhängig vom Gegenkörpermaterial, da es sich bei diesen Größen um Systemeigenschaften handelt. Die beobachteten Tendenzen weisen auf einen bestimmten Verschleißmechanismus hin, der in den folgenden Abschnitten zur Auswertung näher beschrieben werden soll. Die analysierten Eigenschaften der Schichten werden mit den Eigenschaften des Grundwerkstoffs verglichen und die Verschleißbeständigkeit soll größer als der des Grundwerkstoffs sein.

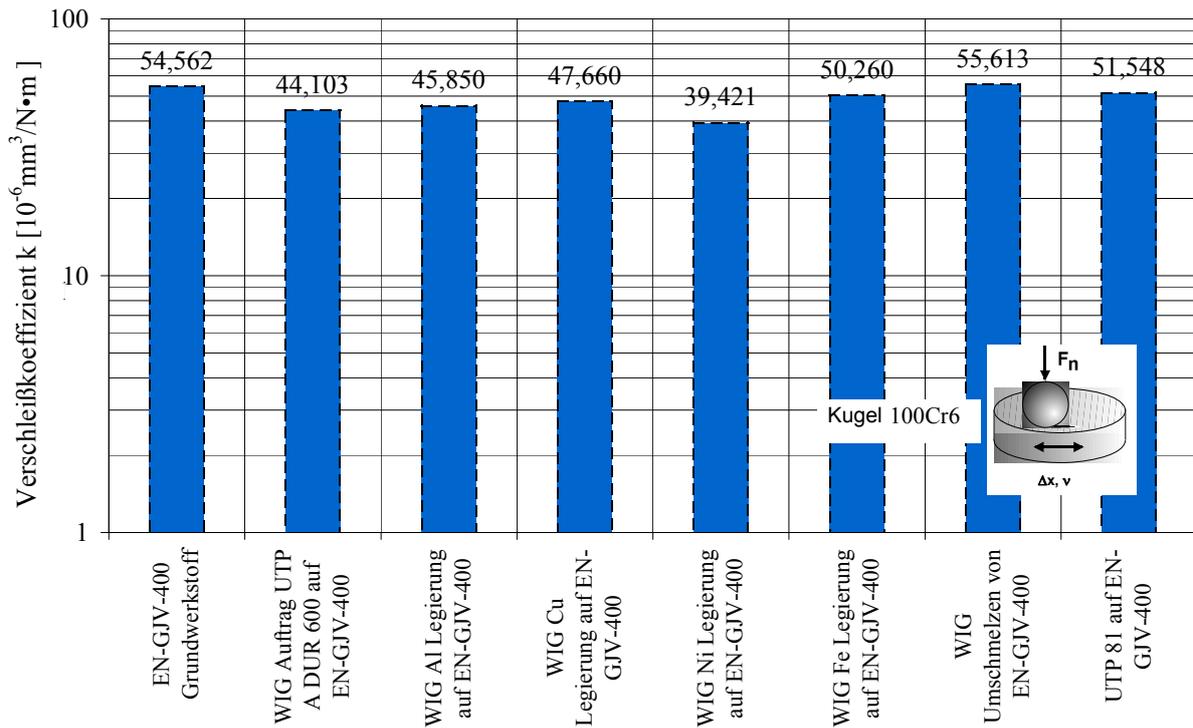


Abbildung 86: Gesamter Verschleißkoeffizient der aufgetragenen und WIG-umgeschmolzenen Schichten auf den Nocken- EN-GJV-400

Die in Abbildung 86 dargestellten Verschleißkoeffizienten bezeichnen die Gesamtverschleißkoeffizienten des Systems (Summe aus den Verschleißkoeffizienten des Gegenkörpers und der Schicht). Dieser Koeffizient ist bei der WIG-Nickel-Legierung am geringsten. Das lässt sich durch den freien Graphitgehalt und die im Vergleich zum Grundwerkstoff hohe Härte erklären (Abbildung 64).

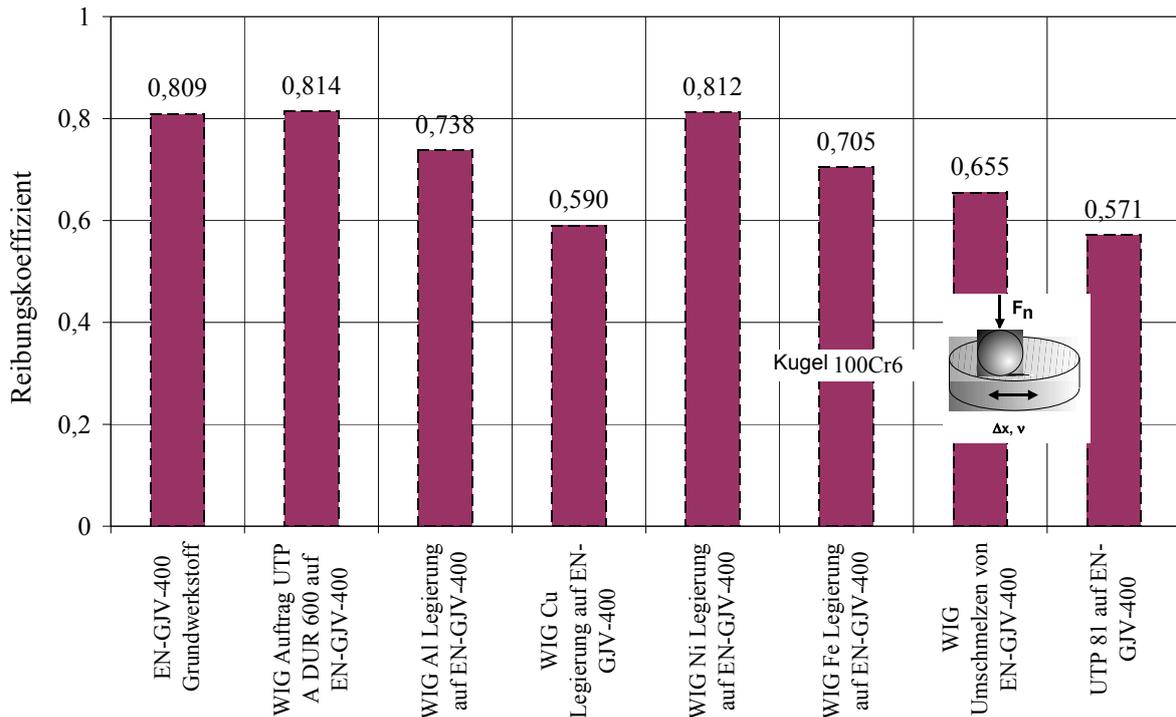


Abbildung 87: Reibungskoeffizient der aufgetragenen und WIG- umgeschmolzenen Schichten auf den Nocken- EN-GJV-400

Die Reibungszahl ist unter tribologischer Belastung bei der WIG-Kupfer-Legierung und der UTP 81 - Schicht am geringsten (Abbildung 87). Das kann man durch die Kupferplattierung, Tribooxidation und Ferrit-Struktur (α -Eisen) erklären.

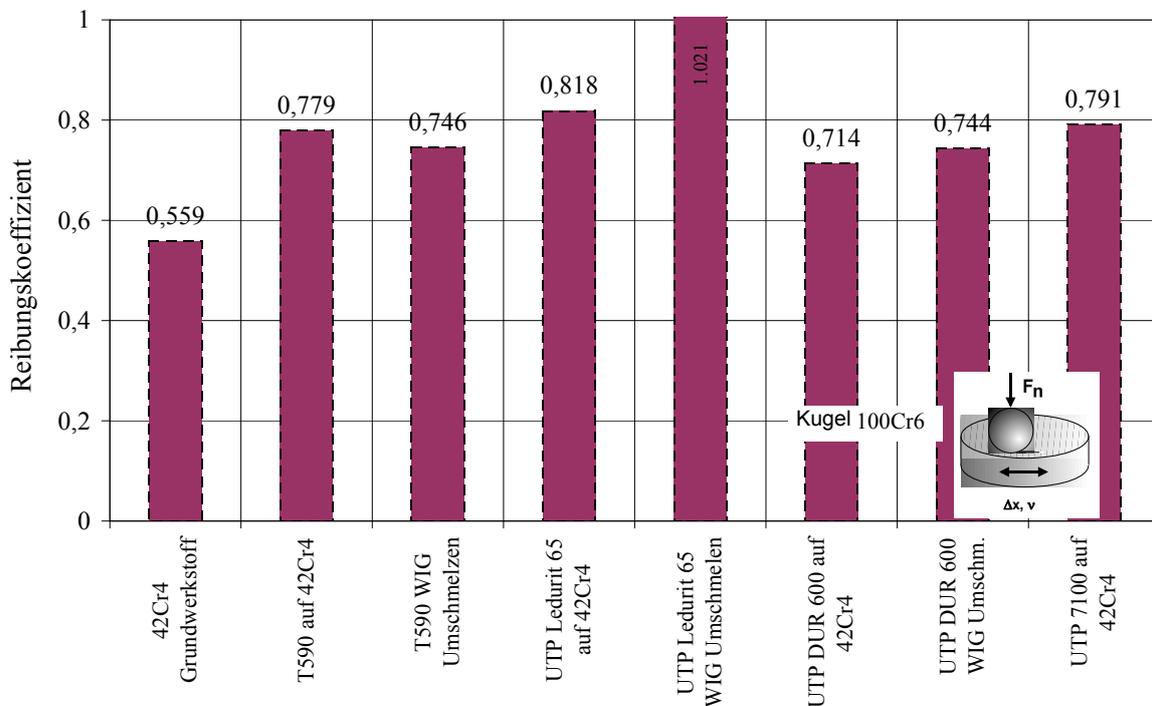


Abbildung 88: Reibungskoeffizient der aufgetragenen und WIG- umgeschmolzenen Schichten auf den Gegenläufer- 42Cr4

Der Reibungskoeffizient ist beim Grundmaterial am geringsten. Das lässt sich unter bestimmten tribologischen Parametern durch die martensitische Struktur erklären (Abbildung 24). Bei anderen Proben sind die Reibungskoeffizienten hoch, weil die Schicht und die Kugel Chrom enthalten und zwischen den Paaren Adhäsion und Abrasion entstehen (Abbildung 88). Bei der Probe UTP Ledurit 65 WIG liegt die Reibungszahl über eins und das bedeutet, dass zwischen den Paaren ein Adhäsionsauftrag entsteht.

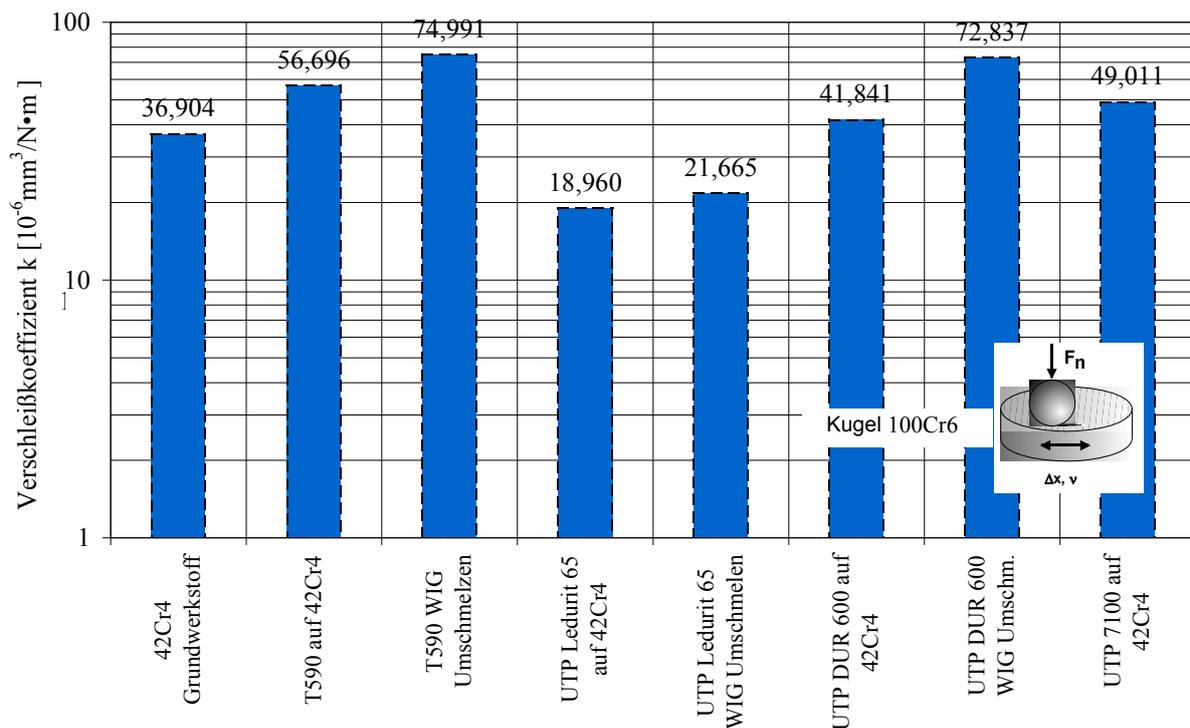


Abbildung 89: Gesamter Verschleißkoeffizient der aufgetragenen und WIG-umgeschmolzenen Schichten auf den Gegenläufer- 42Cr4

Unter bestimmter tribologischer Belastung zeigen die UTP Ledurit 65 - und 100Cr6 - Paare den geringsten Verschleiß (Abbildung 89), weil die Probe eine schmale Verschleißbreite hat (Abbildung 82, Abbildung 83).

Die Bewertungsergebnisse sind in der Abbildung 90 und Abbildung 91 dargestellt. Daraus ablesbar sind das beste und das schlechteste Ergebnis insgesamt sowie einzeln für die Schichteigenschaften.

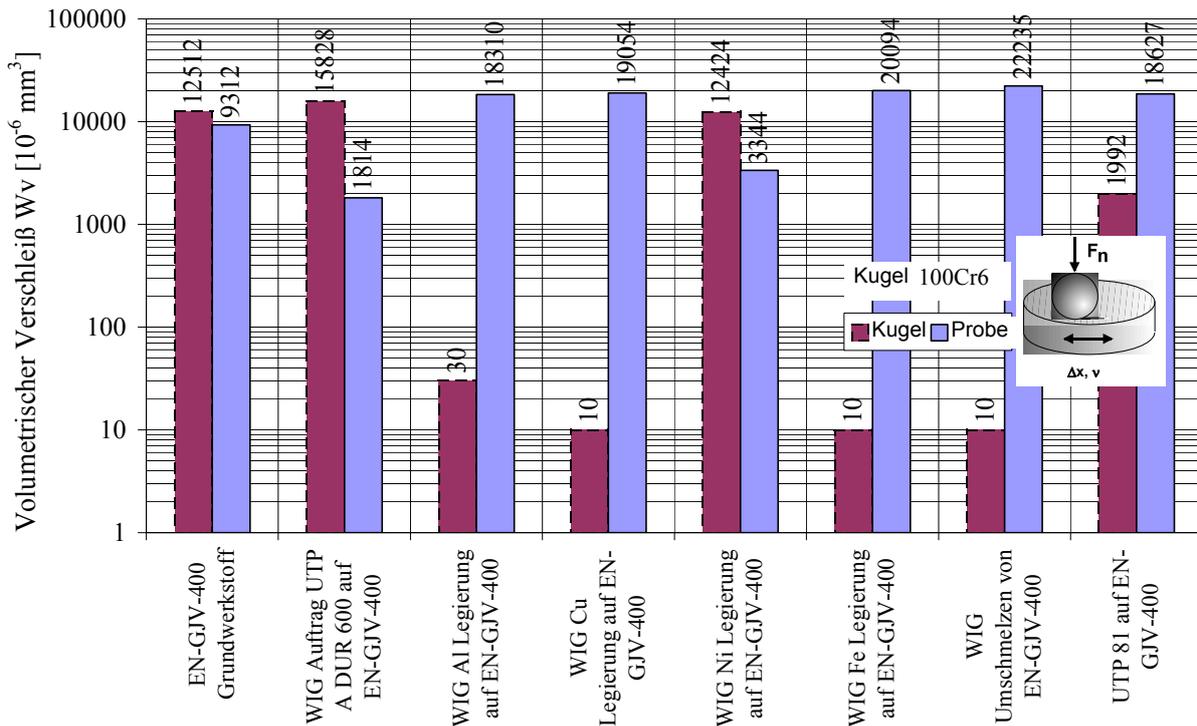


Abbildung 90: Volumetrischer Verschleiß der aufgetragenen und WIG-umgeschmolzenen Schichten auf den Nocken- EN-GJV-400

Die Grafik dient der Bewertung der Kugel 100Cr6 mit anderen Werkstoffen als Paarungen hinsichtlich der Verschleißbeständigkeit der verschiedenen Schichten (Abbildung 90). Als zweiter Werkstoff erwies sich die WIG-Nickel-Legierung am besten. Damit kann man die Verschleißbeständigkeit im Vergleich zum Grundwerkstoff EN-GJV-400 fast um das 3-fache erhöhen. Die Anwendung anderer Schichten erhöht die Verschleißbeständigkeit der Kugel 100Cr6, aber die Probe selbst wird sehr intensiv verschliffen. Die ledeburitischen Gusseisen sind unter trockener Gleitreibung so ungünstig, dass sogar die weichste Probe UTP81 sehr viel günstiger ist.

Wegen des freien Graphits in der Zusammensetzung kann man EN-GJV-400 - und WIG-Nickel-Legierungen unter trockener Reibung mit den anderen Proben zusammen als Paarungen anwenden.

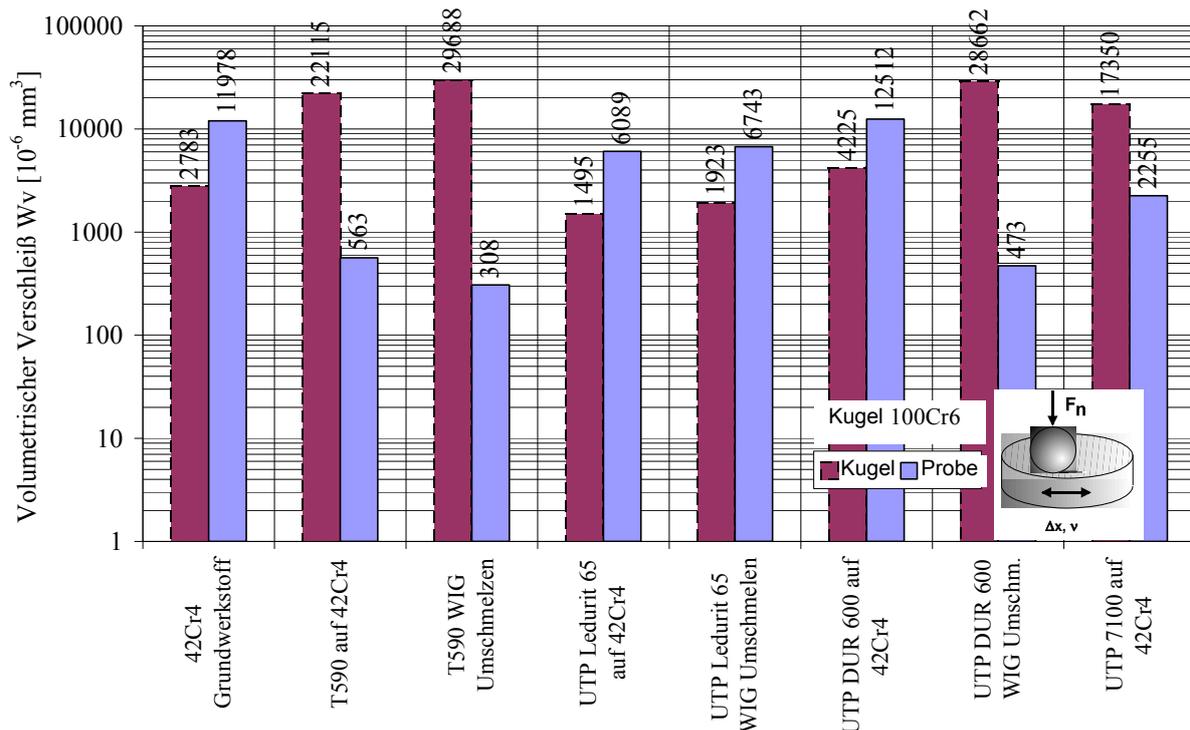


Abbildung 91: Volumetrischer Verschleiß der aufgetragenen und WIG-umgeschmolzenen Schichten auf den Gegenläufer- 42Cr4

Für die Nockenwelle aus dem Stahl 100Cr6 erwiesen sich als zweiter Werkstoff UTP Ledurit 65 und UTP DUR 600 am besten (Abbildung 91). Das Auftragen der Schicht durch die Elektrode UTP Ledurit 65 ermöglicht es im Vergleich zum Grundwerkstoff 42Cr4, die Verschleißbeständigkeit um das 2-fache zu erhöhen. Die Anwendung anderer Schichten erhöht die Verschleißbeständigkeit der aufgetragenen Schichten, aber der Gegenkörper 100Cr6 verschleißt sehr intensiv. Gemäß Abbildung 90 und Abbildung 91 lassen sich für die trockene Reibung zahlreiche Werkstoffe auswählen.

6.5.3.2. Untersuchungen mit Schmierstoff

6.5.3.2.1. Auswahl der zu untersuchenden Proben und Reibpaarungen

Die Hauptkriterien des tribologischen Verhaltens der Paarungen sind die Gleitgeschwindigkeit, Druck- und Temperaturverteilungen im Kontakt und der Aufbau eines ausreichend dicken Schmierfilms, der die Oberflächen trennt. Trotz optimaler Kenntnis dieser Größen treten an dem Gleitsystem Verschleißerscheinungen auf, die sich durch die Analyse der genannten Kriterien nicht immer erklären lassen. Das System ist kompliziert und eine klare Trennung der verschiedenen Einflüsse (Kompression, Wärmeabgabe an die Wandungen, Temperaturverteilung quer und längs der Schmierschicht, Einfluss der Rauheit, Viskosität) ist kaum möglich. Diese Parameter werden empirisch berücksichtigt, da genaue Rechenansätze nicht zur Verfügung stehen [Hof 81], [Aya 93], [Spi 82].

Bei Nocken-Gegenläufer-Paarungen ist die Reibungsart eine Mischreibung, deswegen lassen sich nach den geschmierten Untersuchungen passende Werkstoffe auswählen. Die ausgewählten zu untersuchenden Proben, die Untersuchungsbedingungen und die zu ermittelnden Parameter sind in Tabelle 21 angegeben. Vor dem Versuchslauf wurden die Proben auf 3 µm poliert, mit Ethylalkohol gewaschen und getrocknet.

Werkstoffe		Parameter
Kugel		Stahl 100Cr6, Rauheit R_z etwa 250 nm, Härte 1028 HV, $R=5\text{mm}$
Probe (Ebene)	Grundwerkstoff	EN-GJV-400, 42Cr4
	Umgeschmolzene Schichten	EN-GJV-400, UTP Ledurit 65, UTP DUR 600, T590, UTP 7100
	Aufgetragene Schicht	UTP A DUR 600
	Umgeschmolzene legierte Schichten	3 % Nickel- und Kupferbasis-Folie (Aluminium- und Eisenbasis-Folie)
Stabile Beanspruchungsparameter		
Reibungsart		Geschmierte oszillierende Reibung
Umgebung		Luft
Zyklenzahl		100000
Oszillationsfrequenz		20 Hz
Normalkraft		20 N
Schwingweite		0.20 mm
Mittlere Feuchtigkeit		27 %
Mittlere Umgebungstemperatur		24 °C
Öl - Schmierstoff		SAE 5W-30 API SL
Untersuchungsparameter		Reibungszahl (Reibungskoeffizient) Volumetrischer Verschleiß Linearer Verschleiß Flächenpressung

Tabelle 21: Die zu untersuchenden Proben und Versuchsbedingungen für geschmierte tribologische Untersuchungen

Wie aus Tabelle 21 ersichtlich, wurden zehn verschiedene Proben für die geschmierten tribologischen Versuche gewählt. Ziel der Versuche ist es, die neue Randschicht mit anderen Werkstoffen in Bezug auf ihr tribologisches Verhalten zu vergleichen. Vor der Untersuchung wird die Oberfläche mit dem Öl geschmiert. Das angewendete Öl SAE 5W-30 API SL hat eine hohe Schmierqualität und ist für Diesel-Motoren geeignet.

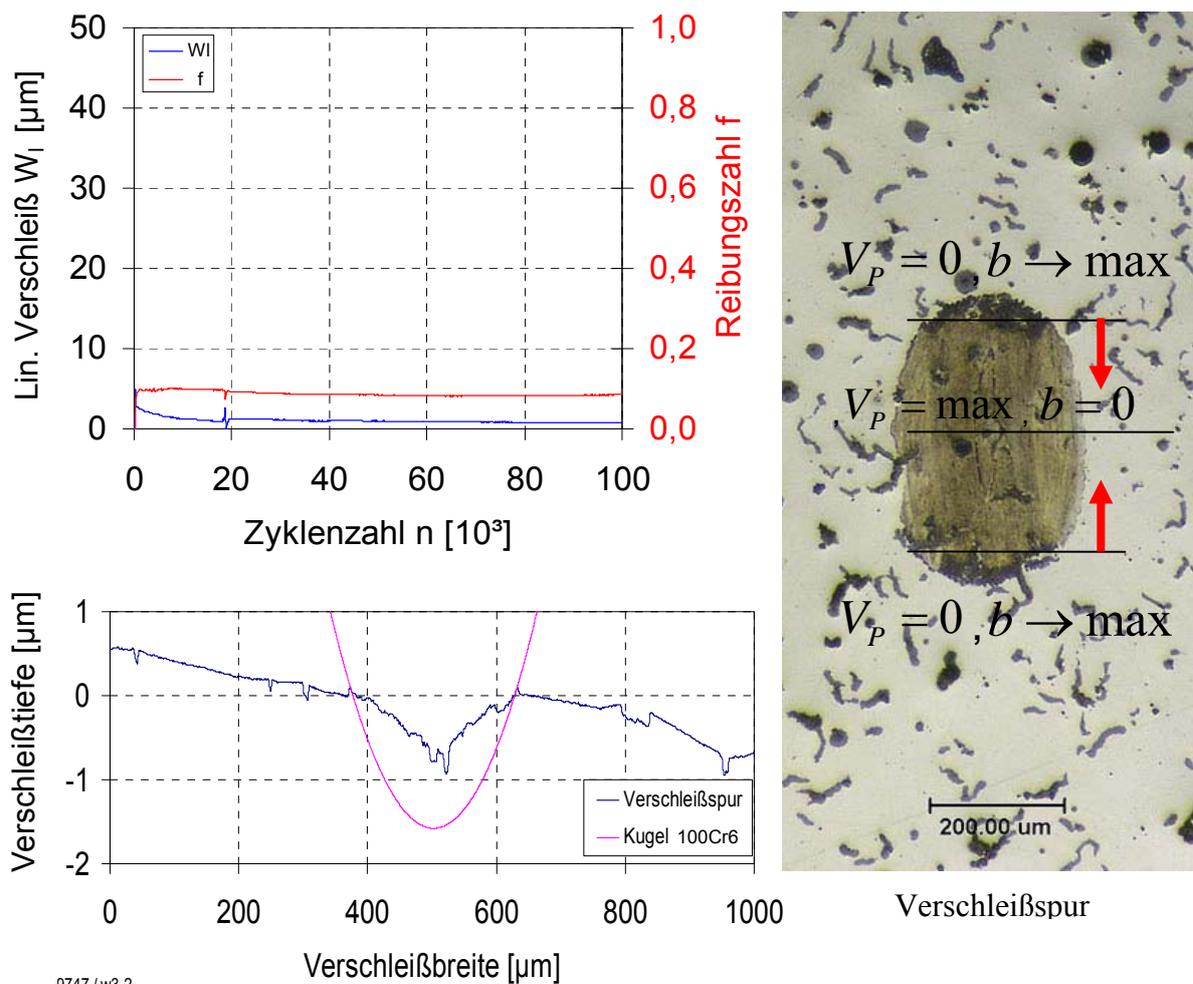
Bei dieser Art von Untersuchung wird die Schergefahr durch die Verminderung der Reibungszahl reduziert. Wegen der erhöhten Werte der Hertz'schen Pressung und verminderter Werte der Scherspannung liegt dieser Zustand zwischen der trockenen Kugel-Ebene- und den Rollreibungsuntersuchungen.

6.5.3.2.2. Analytik der geschmierten tribologischen Untersuchungen

Der Reibungskoeffizient und der lineare Verschleiß, das Verschleißprofil und die Verschleißspur der Ebene sind in den Abbildung 92 bis 101 aufgezeigt.

6.5.3.2.2.1. Grundwerkstoff Gusseisen EN-GJV-400

Gusseisen hat im Vergleich mit anderen Werkstoffen bei trockenen Verschleißuntersuchungen unter 10 N Last ein günstiges Verhalten durch den Graphit (Abbildung 69). Aber trotz der Schmierung bei hohem Druck erhöhen sich wegen der plastischen Verformung die Schergefahr der Randschicht und der Verschleiß.



9747 / w3-2

Abbildung 92: Reibung, Verschleiß und Verschleißspur des Grundwerkstoffes EN-GJV-400, 375HV

Kritische Zonen, in denen die tribologischen Eigenschaften durch die Betriebsparameter verschlechtert werden können, sind der Anfang und das Ende der Verschleißspur. In diesen Zonen hat die relative Geschwindigkeit einen maximalen Wert erreicht ($V_H = 0.004 m/s$). Diese Art von Beschleunigung kann bei einmaliger Drehung auf der Hubseite des Nockens mehrmals entstehen (bis $V_H = 10 m/s$).

6.5.3.2.2.2. WIG- umgeschmolzene EN-GJV-400 - Schicht

Die umgeschmolzenen ledeburitischen Randschichten haben im Vergleich mit dem Grundwerkstoff EN-GJV-400 bei der trockenen Verschleißuntersuchung unter 10 N Last sehr ungünstige Resultate gezeigt (Abbildung 72 - Abbildung 75). Das wird durch die Perlitstruktur verursacht (Abbildung 39). Aber unter geschmierten Bedingungen wird die Schicht wegen der hohen Härte (Abbildung 64) nicht plastisch deformiert und erreicht eine sehr günstige Verschleißbeständigkeit.

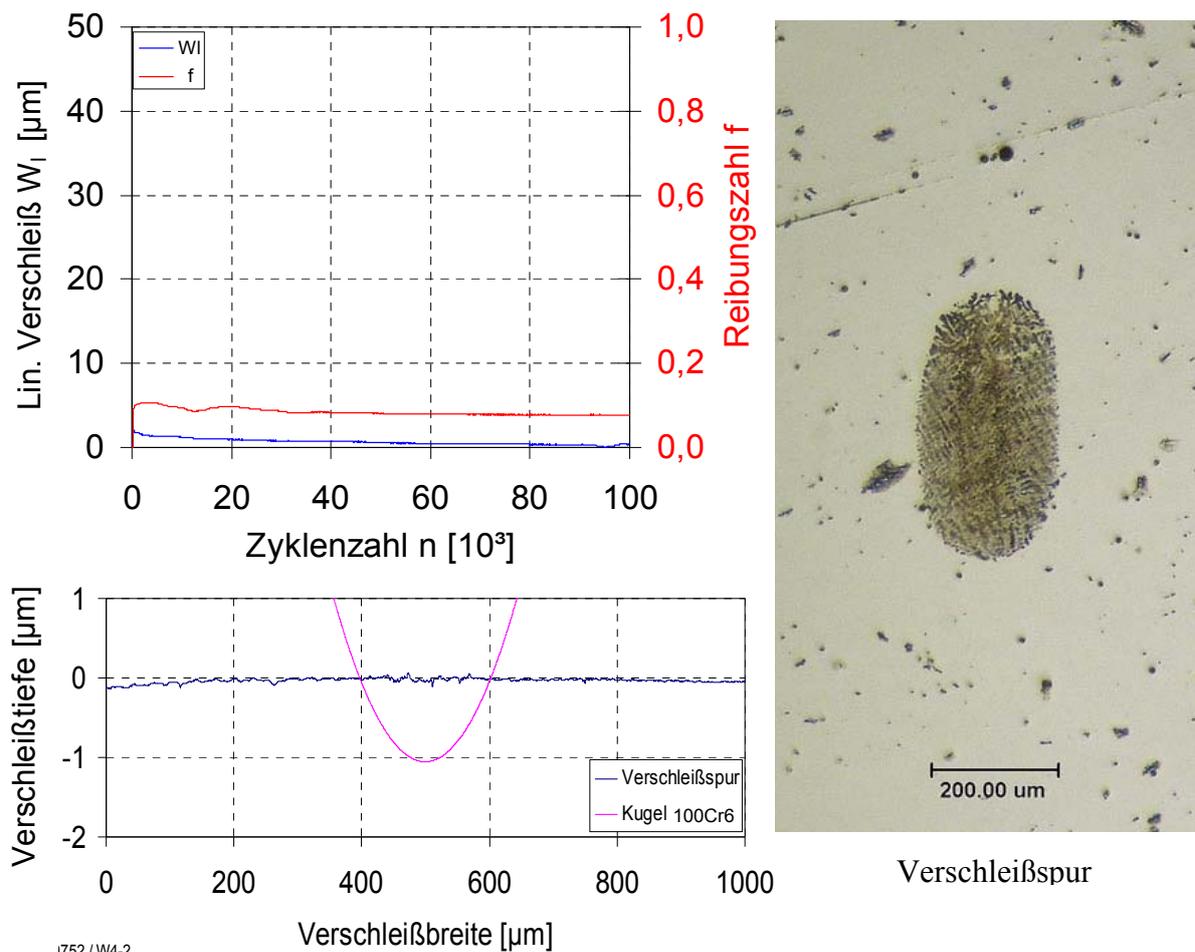


Abbildung 93: Reibung, Verschleiß und Verschleißspur der WIG-umgeschmolzenen Schicht auf EN-GJV-400, 796HV

6.5.3.2.2.3. Nickellegierte EN-GJV-400 - Schicht

Es werden die Verschleißmechanismen der graphithaltigen Werkstoffe nach folgenden Merkmalen gezeigt: Ausfall des Graphits aus der Grundmasse und Entstehung von Löchern bzw. Hohlräumen auf der Oberfläche; Verschleiß an der Kante der Löcher; Verformung der Oberfläche [Sey 95].

Außer mit Öl werden die Paarungen durch den Graphit geschmiert, der aus der Oberfläche in den Kontakt eingetragen wird. Trotz der Entstehung der Grübchen auf der Oberfläche ist die Verschleißbeständigkeit hoch.

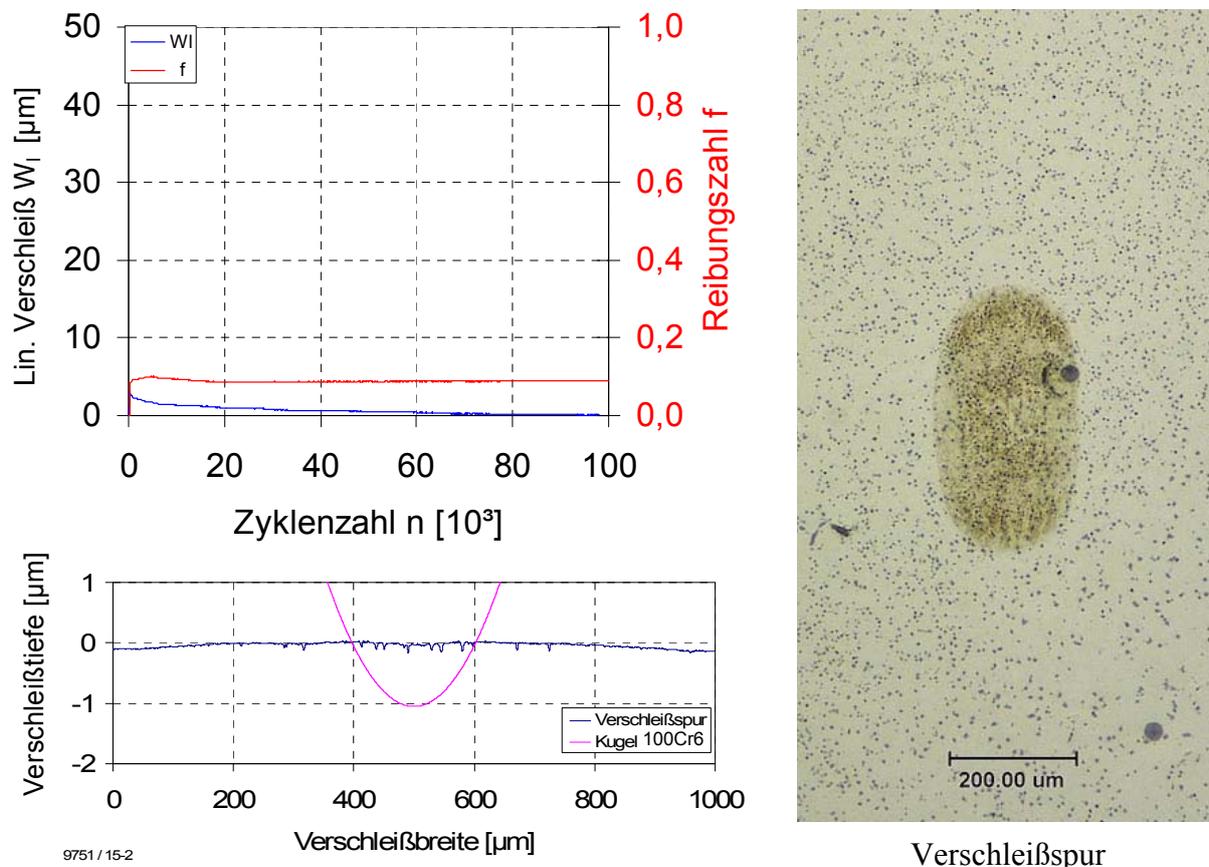


Abbildung 94: Reibung, Verschleiß und Verschleißspur der WIG-Nickel-Legierungsschicht auf EN-GJV-400, 756HV

Die Randschicht ist so hart wie bei der WIG-umgeschmolzenen Schicht (Abbildung 64), deswegen ist die Verschleißintensität geringer als bei EN-GJV-400.

6.5.3.2.2.4. Kupferlegierte EN-GJV-400 -Schicht

Der Verschleißmechanismus ist ähnlich der WIG-Nickel-Legierung. Aber hier gibt es kein Graphit, sondern aus der Metallplattierung wird Kupfer unter tribologisch-mechanischer Belastung aus der Oberfläche herausgezogen, wodurch auf der Oberfläche Grübchen entstehen. Die Randschicht ist so hart wie bei anderen WIG-umgeschmolzenen Schichten (Abbildung 64), deswegen ist die Verschleißbeständigkeit höher als beim Grundwerkstoff.

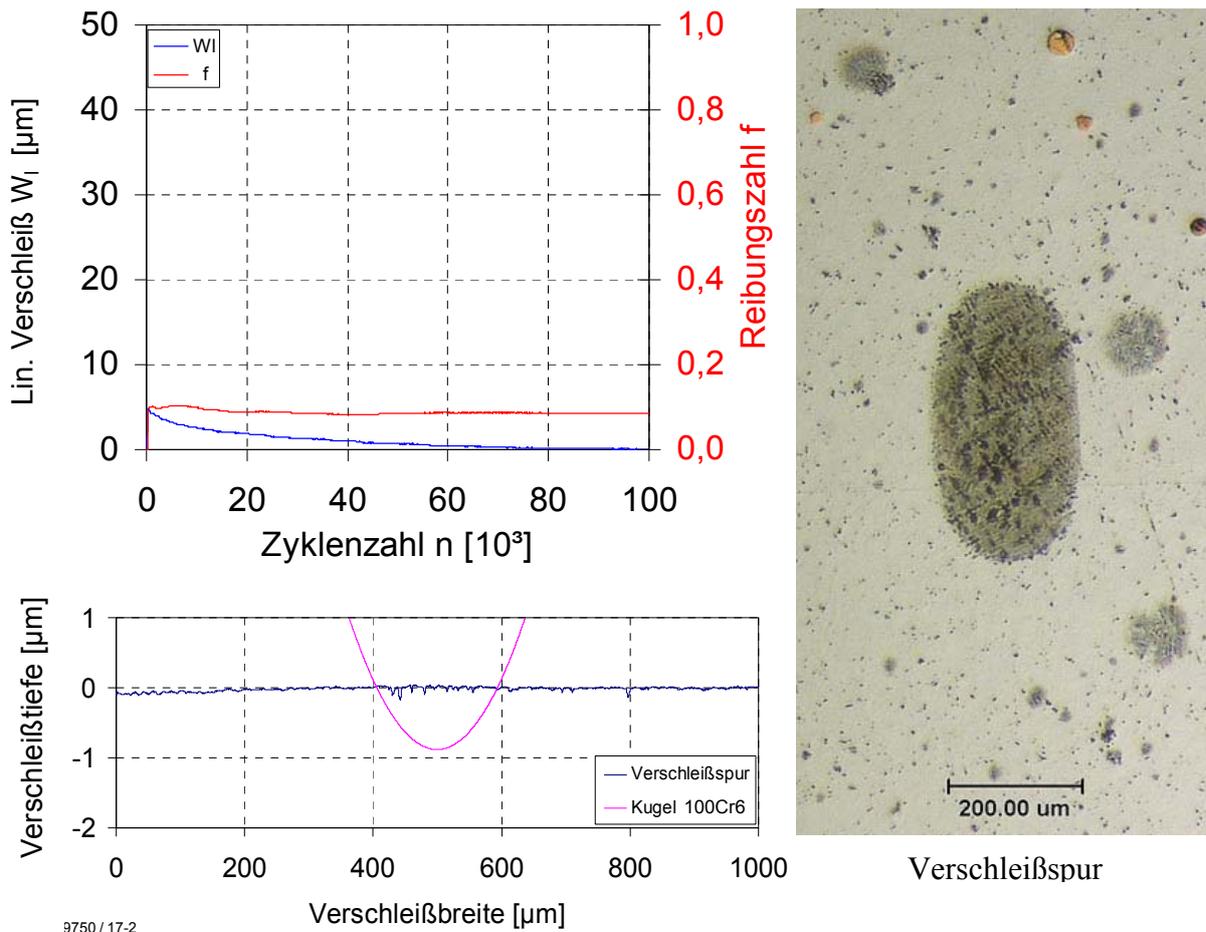


Abbildung 95: Reibung, Verschleiß und Verschleißspur der WIG-Kupfer-Legierungsschicht auf EN-GJV-400, 791HV

Der lineare Verschleiß hat sich am Ende der Versuche, wie bei der WIG Ni-Legierung, vermindert.

6.5.3.2.2.5. WIG- Auftragschicht UTP A DUR 600 auf EN-GJV-400

Die Kugel und die Scheibe weisen beide einen Chromgehalt auf (Tabelle 4). Die Reibungskraft ist regelmäßig, weil bei der Reibungskoeffizientlinie keine Schwankungen sichtbar sind. Diesen Werkstoff kann man bei der Wiederherstellung von Bauteilen anwenden. Die Verschleißbeständigkeit ist gut. In der Verschleißspur ist eine leichte Aufrauung der Oberfläche erkennbar.

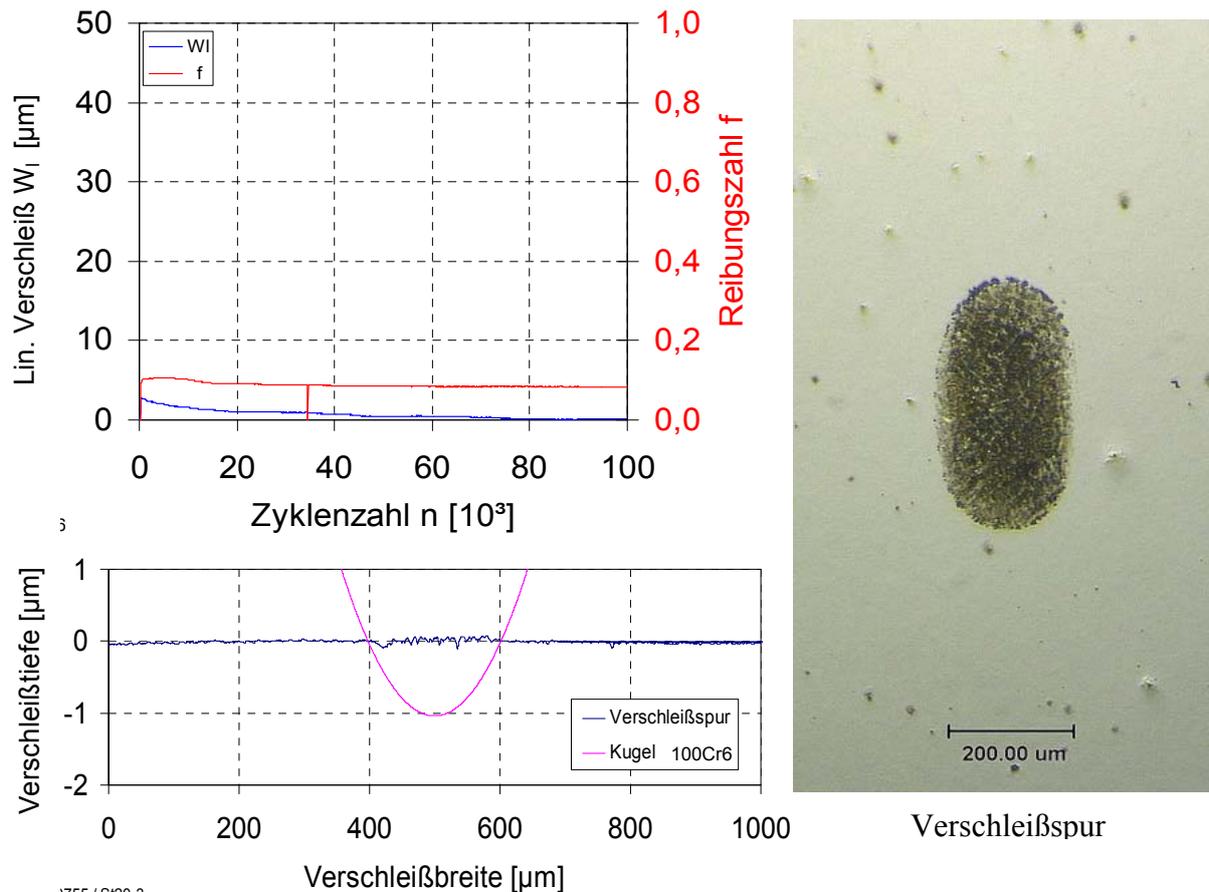


Abbildung 96: Reibung, Verschleiß und Verschleißspur der WIG-Auftragschicht mit dem Stab UTP A DUR 600 auf EN-GJV-400, 750HV

6.5.3.2.2.6. Grundwerkstoff Stahl 42Cr4

Beim Stahl 42Cr4 ist die Struktur auch martensitisch (Abbildung 24), aber die Härte ist kohlenstoffbedingt relativ gering. Deswegen erhöht sich trotz der Schmierung bei hohem Druck wegen der plastischen Verformung die Schergefahr der Randschicht. Dadurch kann der relativ hohe Verschleiß erklärt werden.

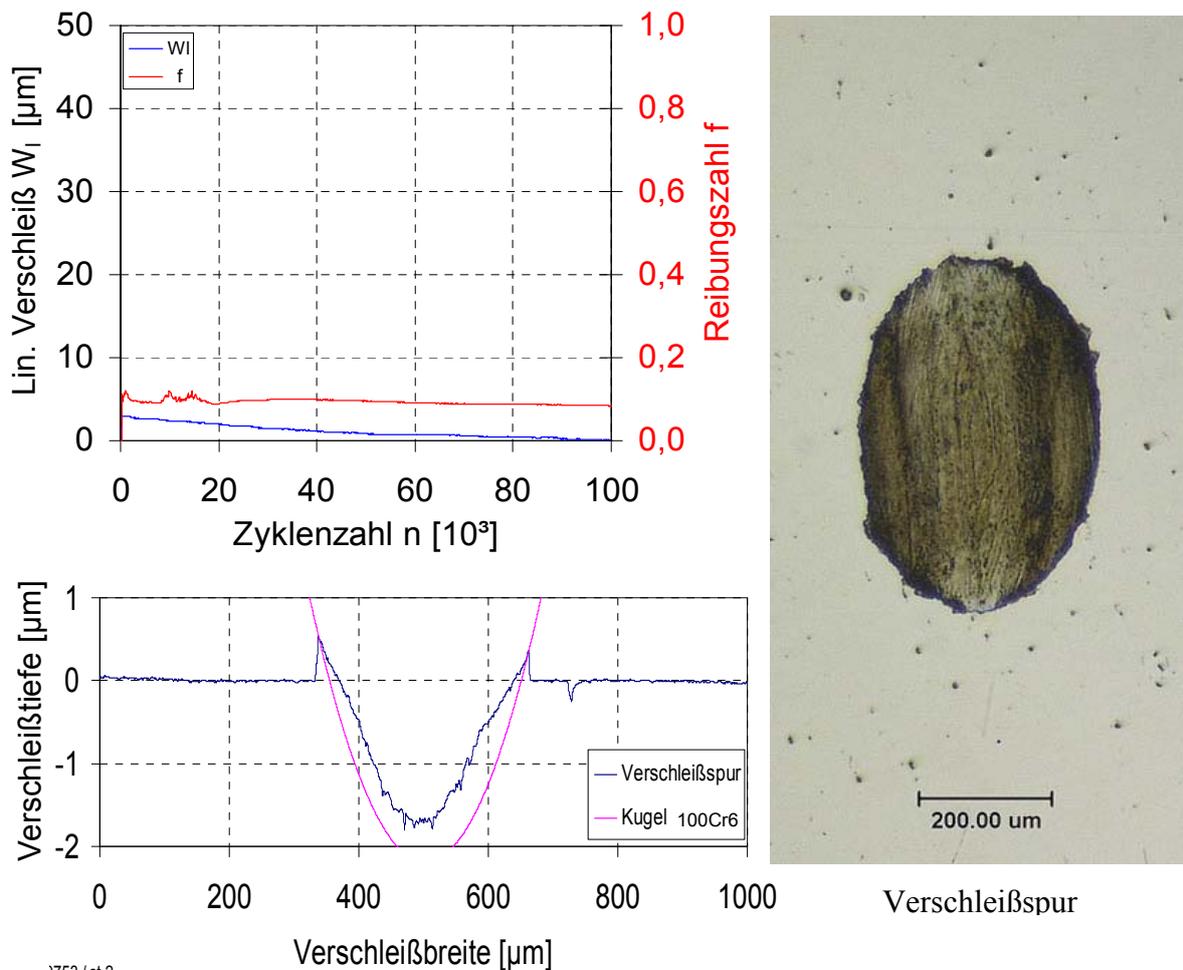


Abbildung 97: Reibung, Verschleiß und Verschleißspur des Grundwerkstoffes 42Cr4, 312HV

6.5.3.2.2.7. WIG- umgeschmolzene Auftragschicht UTP DUR 600 auf 42Cr4

Die Kugel und die Scheibe weisen beide einen höheren Chromgehalt auf (Tabelle 5), deswegen entsteht zwischen den Paarungen trotz Schmierung hohe Adhäsion. Die Verschleißbeständigkeit dieser Schicht ist ebenfalls relativ gut.

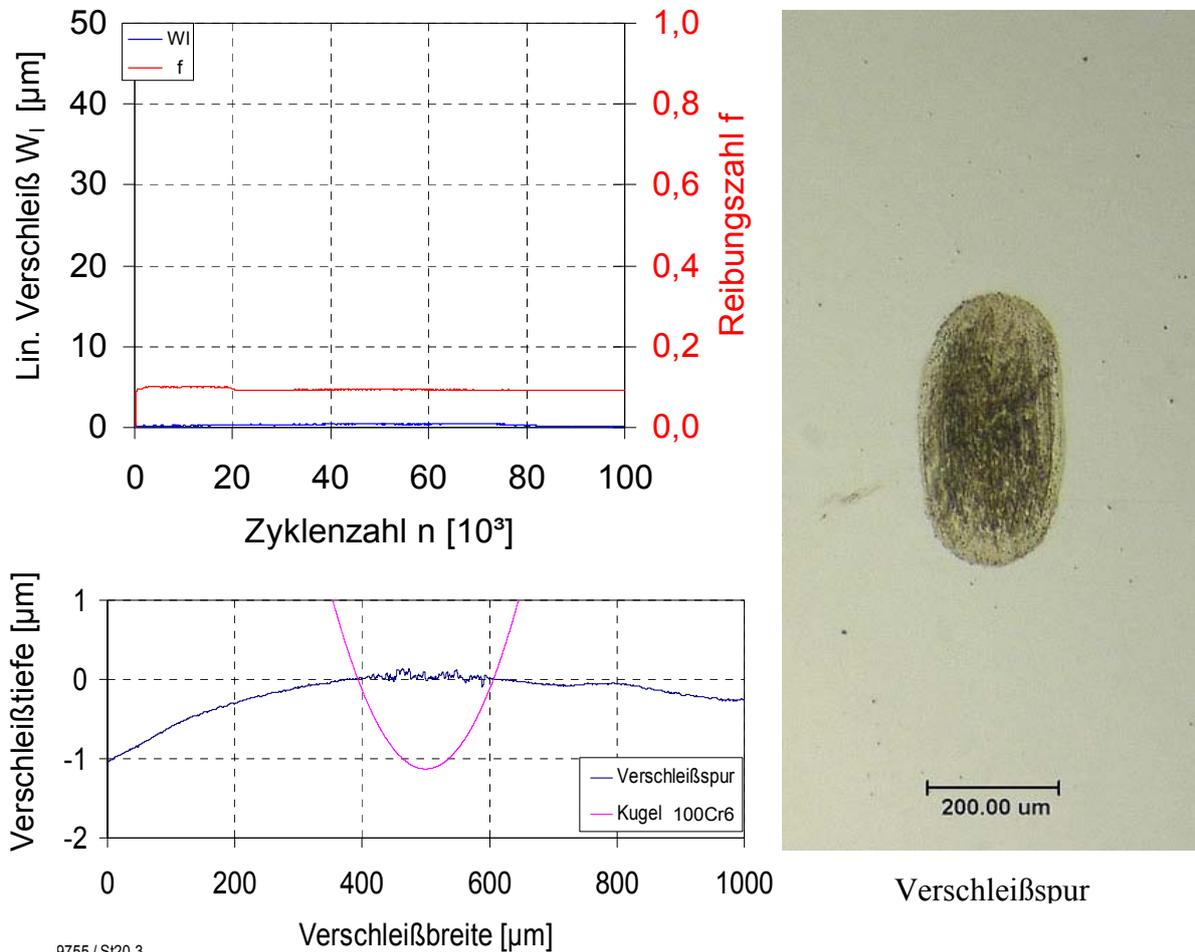


Abbildung 98: Reibung, Verschleiß und Verschleißspur der durch die Elektrode UTP DUR 600 aufgetragenen und WIG-umgeschmolzenen Schicht auf 42Cr4, 787HV

6.5.3.2.2.8. WIG- umgeschmolzene Auftragschicht UTP Ledurit 65 auf 42Cr4

Die Kugel und die Scheibe weisen einen Chromgehalt auf (Tabelle 5), aber wegen der zusätzlichen Legierungselemente entsteht wie bei der trockenen Reibung zwischen den Reibpartnern fast keine Adhäsion. Die Verschleißbeständigkeit dieser Schicht ist gut.

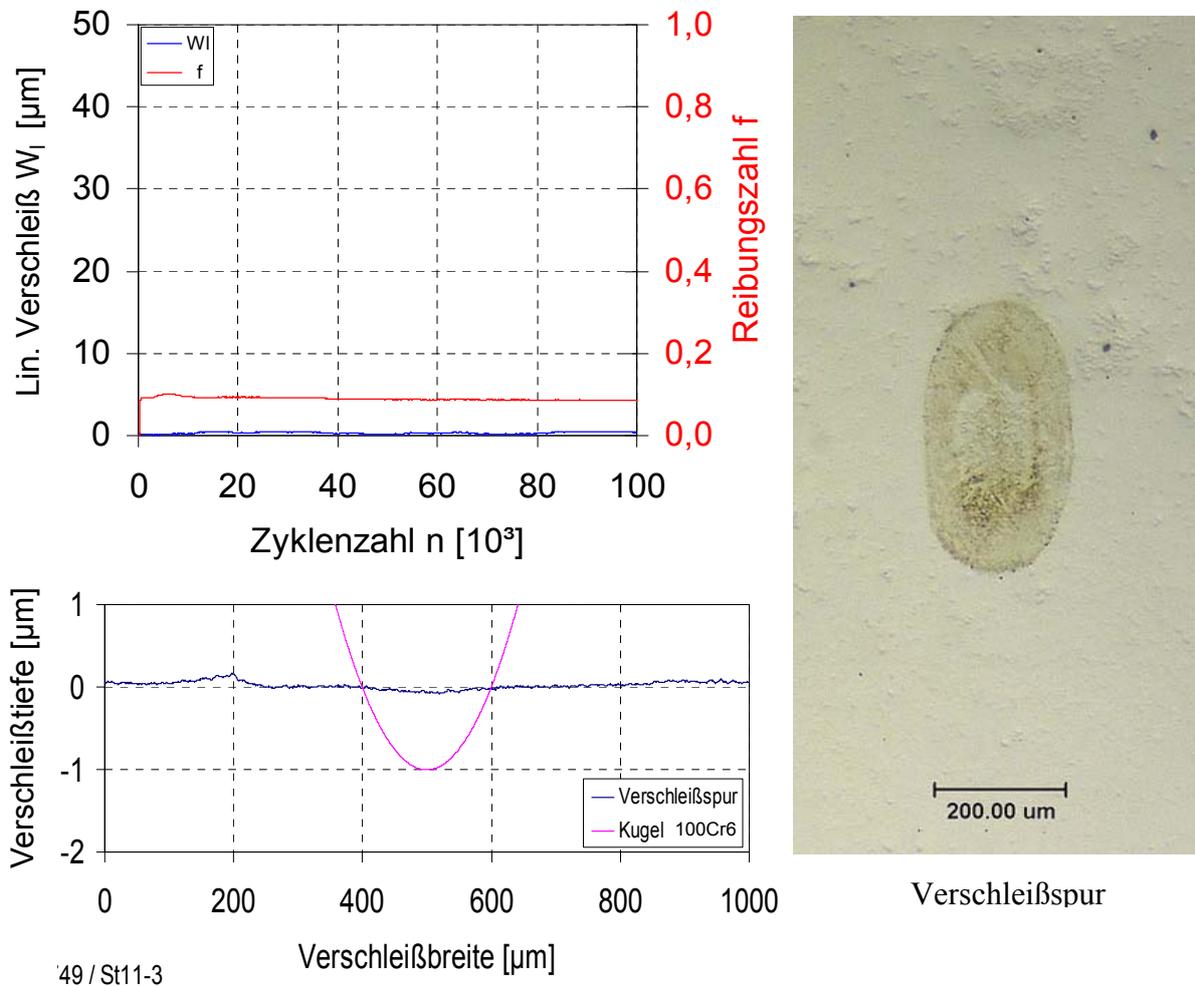


Abbildung 99: Reibung, Verschleiß und Verschleißspur der durch die Elektrode UTP Ledurit 65 aufgetragenen und WIG-umgeschmolzenen Schicht auf 42Cr4, 1217HV

6.5.3.2.2.9. WIG- umgeschmolzene Auftragschicht T590 auf 42Cr4

Die Kugel und die Scheibe weisen einen Chromgehalt auf (Tabelle 5), aber wegen der zusätzlichen Legierungselemente und Schmiermittel entsteht zwischen den Paarungen fast keine Adhäsion (Reibungszahl f). Die Schicht zeigt eine sehr gute Verschleißbeständigkeit.

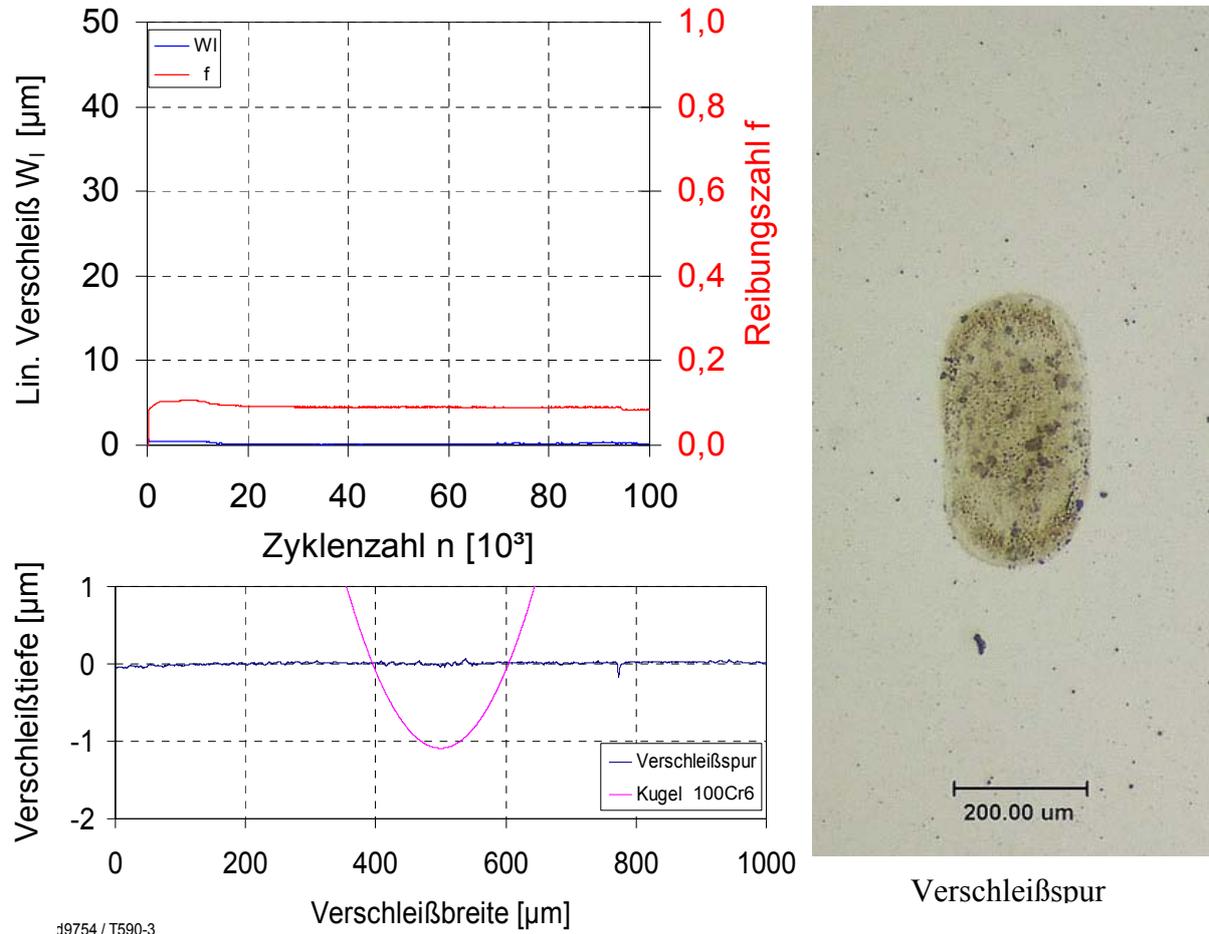


Abbildung 100: Reibung, Verschleiß und Verschleißspur der durch die Elektrode T590 aufgetragenen und WIG-umgeschmolzenen Schicht auf 42Cr4, 933HV

6.5.3.2.2.10. WIG- umgeschmolzene Auftragschicht UTP 7100 auf 42Cr4

Diese Schicht hat bei der trockenen Untersuchung trotz des hohen Chromgehalts die ungünstigste Verschleißbeständigkeit gezeigt (Abbildung 81). Eigentlich hat Chrom unter dem Einfluss des Schmierstoffes hohe Chemisorptions- und Absorptionseigenschaften, aber unter Mischreibung wird die Randschicht zusätzlich belastet, wobei ein Verschleiß durch sprödes Werkstoffversagen möglich ist. Trotz hohem Chromgehalt (Tabelle 5) und Schmiermittel zeigt die Untersuchung der Randschicht von UTP 7100 normalen Verschleiß. Um die Verschleißbeständigkeit zu erhöhen, muss die Schicht außer einem hohen Chromgehalt zusätzliche Legierungselemente, wie bei der Elektrode UTP Ledurit 65, aufweisen.

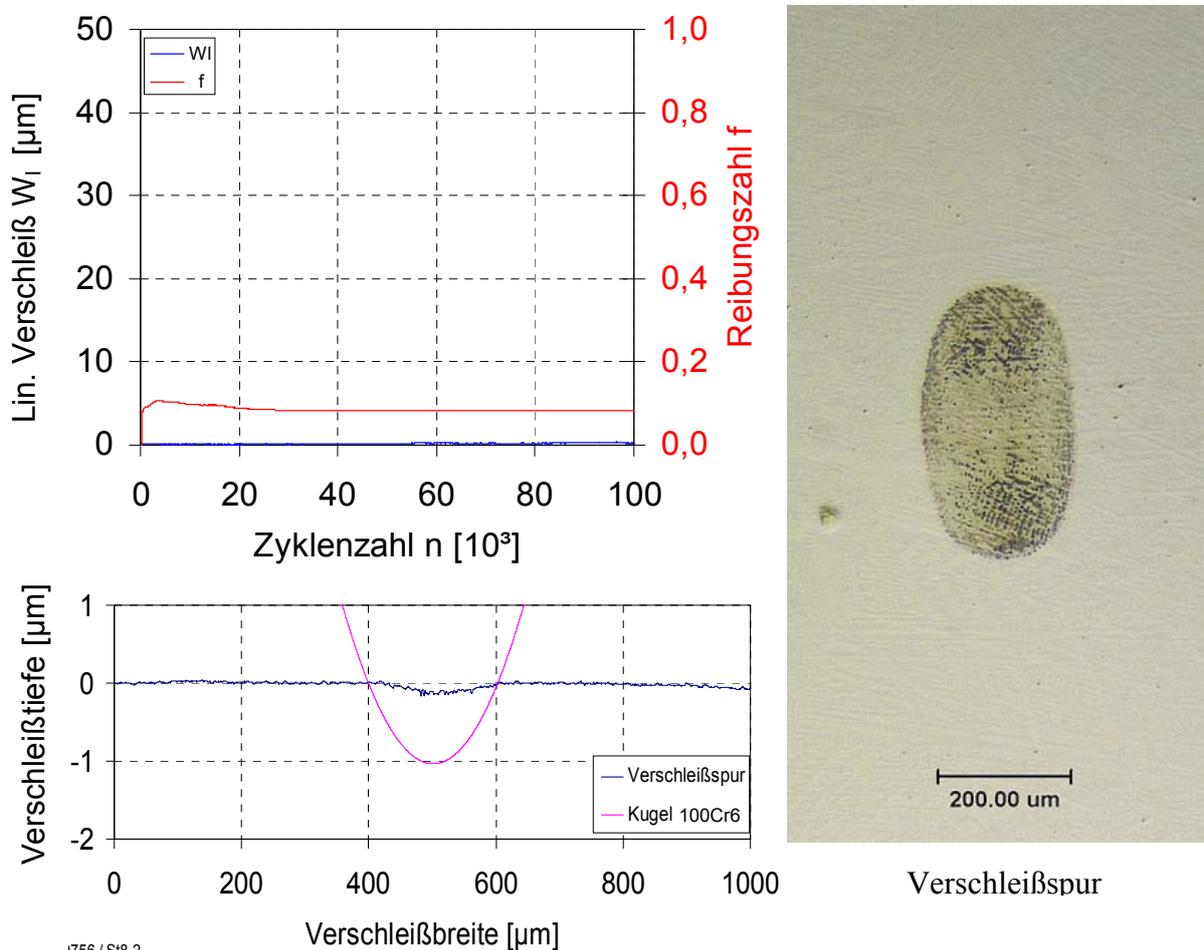


Abbildung 101: Reibung, Verschleiß und Verschleißspur der durch die Elektrode UTP7100 aufgetragenen und WIG-umgeschmolzenen Schicht, 658HV

Die härteren Schichten haben relativ gleiche Verschleißprofile mit und ohne Schmiermittel. Bei der Untersuchung der Schichten UTP A DUR 600, T590, UTP DUR 600 entsteht durch die Adhäsion Materialübertrag. Als Ursachen der Adhäsion lassen sich der Chromgehalt der beiden Partner und die Gefügestruktur vermuten.

Hohe Massenabträge sind nur bei den weichen Proben EN-GJV-400 und 42Cr4 vorhanden. Bei diesen Proben wird durch hohe Last (20 N) die Oberfläche plastisch verformt. Es erhöhen sich die Scherspannung und der Verschleiß. Diese weichen Schichten haben aber unter 10 N Last bei den trockenen Untersuchungen bessere tribologische Eigenschaften gezeigt.

6.5.3.2.3. Bewertung der Reibpaarungen

In der folgenden Tabelle sind einige gemessene und berechnete tribologische Schichteigenschaften der Proben mit Schmierstoff dargestellt.

Probe (Ebene)	W_q	$W_{v,K}$	$W_{v,E}$	$W_{v,ges}$	$k_{,K}$	$k_{,E}$	$k_{,ges}$	f	k_k/k_E	W_1	W_{le}	W_{lk}	Auftrag
	μm^2	$10^{-6} mm^3$			$10^{-6} mm^3 / Nm$					μm			μm^2
EN-GJV-400 Grundwerkstoff	87	32	31	62	0,08	0,08	0,156	0,084	1,03	1,69	0,50	1,19	
WIG-Auftrag. UTP A DUR 600	3	19	1	20	0,04	0,009	0,049	0,084	19,28	1,10	0,02	1,08	4
WIG Cu Legierung auf EN-GJV-400	3	12	1	13	0,03	0,003	0,033	0,087	13,32	0,90	0,02	0,88	
WIG Ni-Legierung auf EN-GJV-400	9	18	3	21	0,04	0,01	0,052	0,086	6,17	1,10	0,06	1,04	
WIG Umschmelzen von EN-GJV-400	2	19	1	19	0,04	0,009	0,049	0,088	29,11	1,10	0,01	1,09	
42Cr4 Grundwerkstoff	272	91	110	202	0,23	0,28	0,504	0,078	0,83	3,06	1,17	1,90	
T590 WIG auf 42Cr4	3	19	1	20	0,04	0,009	0,049	0,089	19,28	1,10	0,02	1,08	
UTP Ledurit 65 WIG auf 42Cr4	8	15	3	17	0,04	0,01	0,043	0,089	5,81	1,00	0,06	0,94	
UTP DUR 600 WIG auf 42Cr4	1	19	0,1	19	0,04	0,008	0,048	0,093	58,61	1,10	0,01	1,10	5
UTP 7100 WIG auf 42Cr4	14	17	5	22	0,04	0,01	0,055	0,082	3,83	1,10	0,10	1,00	

Tabelle 22: Gemessene und berechnete tribologische Schichteigenschaften

Diese Tabelle weist auf einen bestimmten Verschleißmechanismus hin, welcher in den folgenden Diagrammen zur Auswertung näher beschrieben werden soll. Die analysierten Eigenschaften der Schichten sollten mit den Eigenschaften des Grundwerkstoffs verglichen werden und die Verschleißbeständigkeit soll nicht geringer als beim Grundwerkstoff sein.

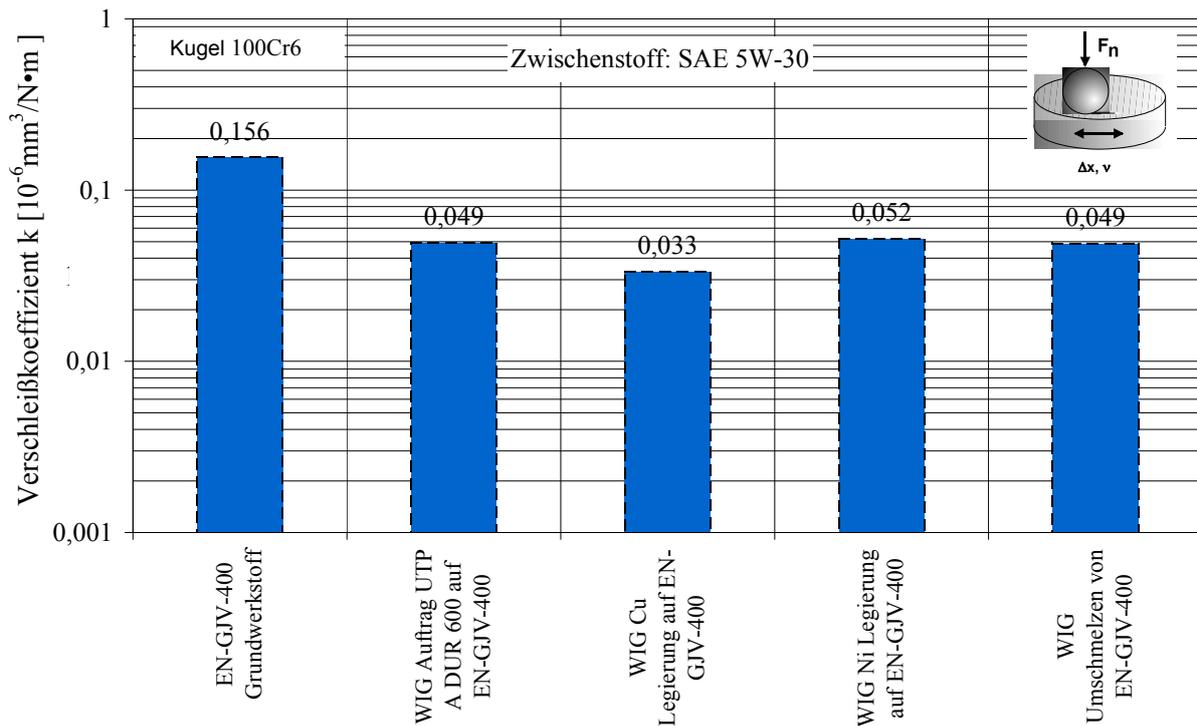


Abbildung 102: Gesamter Verschleißkoeffizient der aufgetragenen und WIG-umgeschmolzenen Schichten auf den Nocken- EN-GJV-400

Die in der Abbildung 102 dargestellten Verschleißkoeffizienten bezeichnen die Gesamtverschleißkoeffizienten (Summe aus den Verschleißkoeffizienten des Gegenkörpers und der Schicht). Danach wird mit EN-GJV-400 und 100Cr6 das ungünstigste Paar darstellt. Der Werkstoff EN-GJV-400 erträgt weniger Hertz'sche Pressung und bei hoher Last wird er deformiert, wodurch sich die Verschleißintensität erhöht. Bei WIG-Kupfer-Legierung ist der gesamte Verschleißkoeffizient geringer als bei den anderen Schichten. Das lässt sich durch die Kupferplattierung und tribochemische Reaktion erklären.

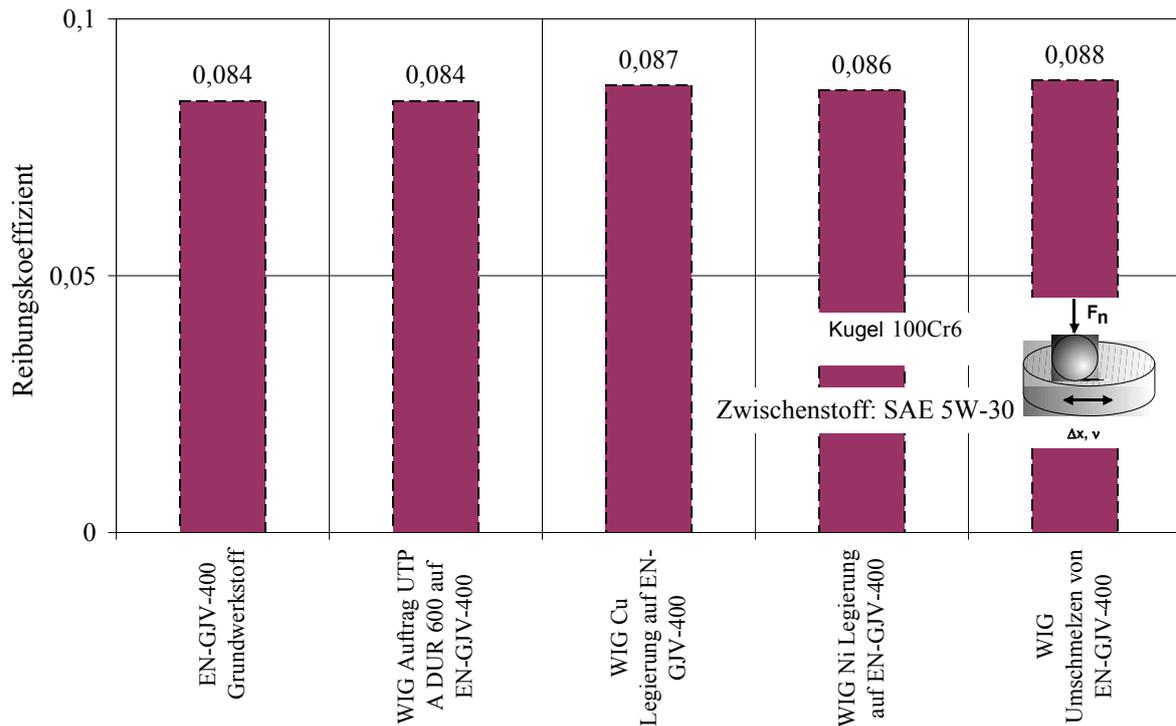


Abbildung 103: Reibungskoeffizient der aufgetragenen und WIG- umgeschmolzenen Schichten auf den Nocken- EN-GJV-400

In diesem Fall (Abbildung 103) gibt es keinen großen Unterschied zwischen den Reibungskoeffizienten.

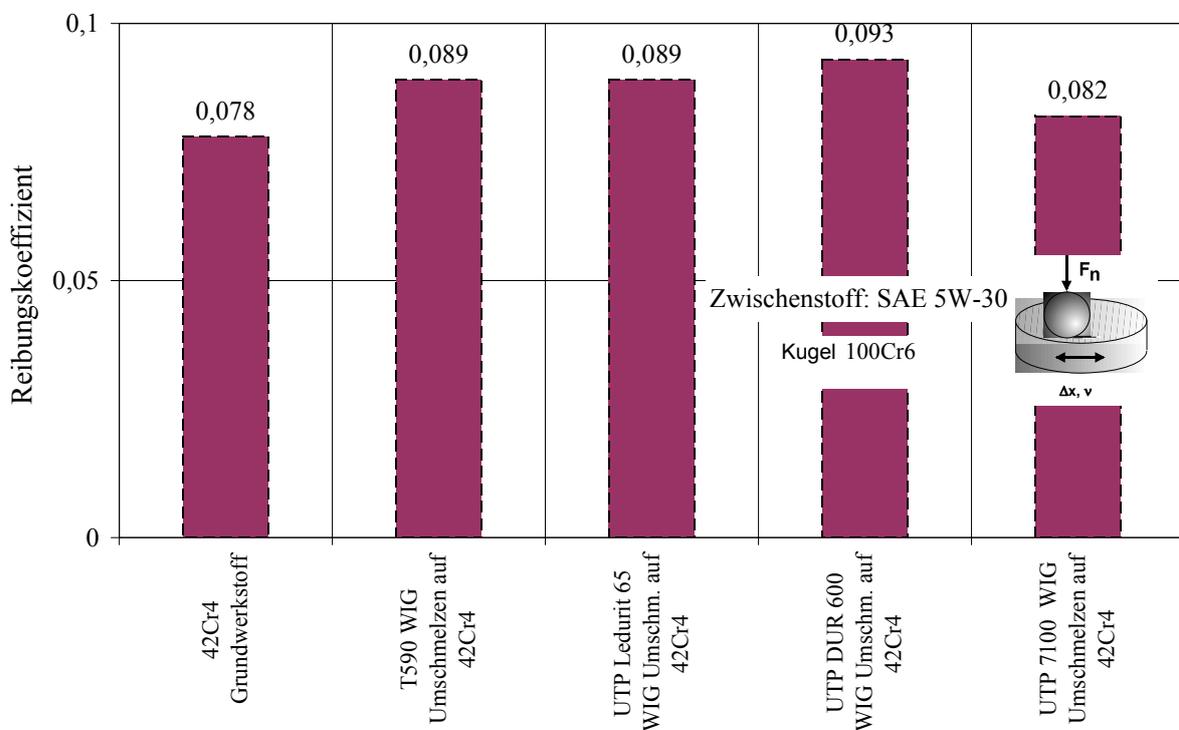


Abbildung 104: Reibungskoeffizient der aufgetragenen und WIG- umgeschmolzenen Schichten auf den Gegenläufer- 42Cr4

Der geringe Reibungskoeffizient (oder Reibungszahl) der intensiv verschlissenen weichen 42Cr4-Probe kann man durch die Martensit-Struktur erklären (Abbildung 24), [Gla 92]. Das lässt sich an der Reibungszahlverminderung der verschlissenen Probe UTP7100 auch deutlich sehen. Bei dieser Probe ist die Randschicht nicht weich, aber wegen des Ölbadens vermindert sich der Reibungskoeffizient. Der höchste Reibungskoeffizient gehört zur Schicht UTP DUR 600 WIG. Das kann man durch die Adhäsion und Mikrostruktur erklären, wodurch eine 5µm-Schicht auf der Oberfläche aufgetragen wird (Tabelle 22). Der erhöhte Reibungskoeffizient kann man auch durch die entstehende Aktivschicht erklären. Die Adhäsionskraft zwischen den Paaren kann auch durch die Modifikationsschicht der Oberfläche erzeugt worden sein. Das hängt meistens von den Additiven im Schmierstoff ab.

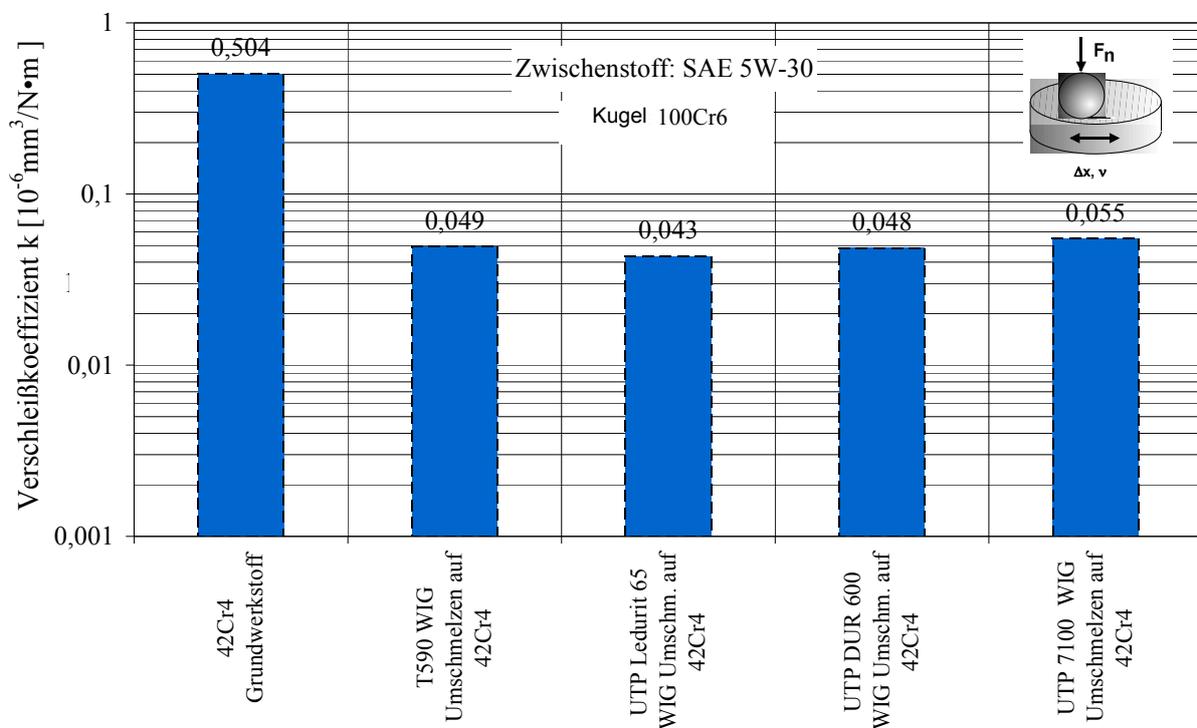


Abbildung 105: Gesamter Verschleißkoeffizient der aufgetragenen und WIG-umgeschmolzenen Schichten auf den Gegenläufer- 42Cr4

Das ungünstigste Paar ist 42Cr4 mit 100Cr6. Das lässt sich durch die geringe Härte von 42Cr4 erklären (Abbildung 65). Die Schicht deformiert sich unter hoher Last plastisch und der gesamte Verschleißkoeffizient erhöht sich.

Die Bewertungsergebnisse sind in Abbildung 106 und Abbildung 107 dargestellt. Daraus sind das beste und das schlechteste Ergebnis insgesamt sowie einzeln für die Schichteigenschaften ablesbar.

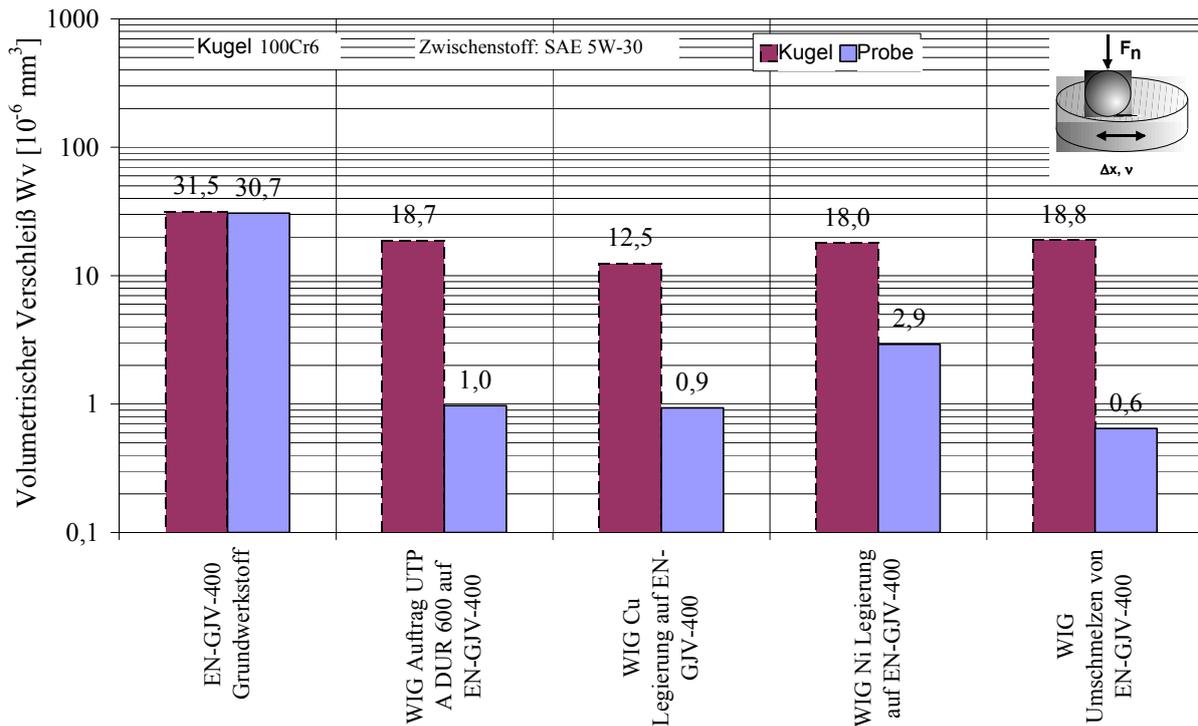


Abbildung 106: Volumetrischer Verschleiß der aufgetragenen und WIG-umgeschmolzenen Schichten auf den Nocken- EN-GJV-400

Bei der WIG-Kupfer-Legierung ist der volumetrische Verschleiß an der Kugel am geringsten und auch das Verschleißvolumen an der Probe ist relativ gering. Dies ist wahrscheinlich auf die Kupferplattierung und die damit zusammen hängende tribochemische Reaktion zurückzuführen. Das ungünstigste Resultat wird bei der Paarung EN-GJV-400 mit 100Cr6 beobachtet.

Durch WIG-Umschmelzen, WIG-Kupfer-Legierung und mit dem UTP A DUR 600 - Stab aufgetragene Schichten haben das 30-fache und die WIG-Nickel-Legierung das 10-fache an Verschleißbeständigkeit gegenüber dem Grundwerkstoff EN-GJV-400. Der höhere volumetrische Verschleiß der WIG-Nickel-Legierung könnte durch die schlechteren Absorptionseigenschaften des Nickels im Vergleich mit anderen Schichten bedingt sein. Der volumetrische Verschleiß der Kugel mit den umgeschmolzenen Schichten ist ca. 2-fach kleiner als der Verschleiß beim Grundwerkstoff, aber die Verschleißunterschiede zwischen der Kugel und den Hartschichten betragen das 20-fache.

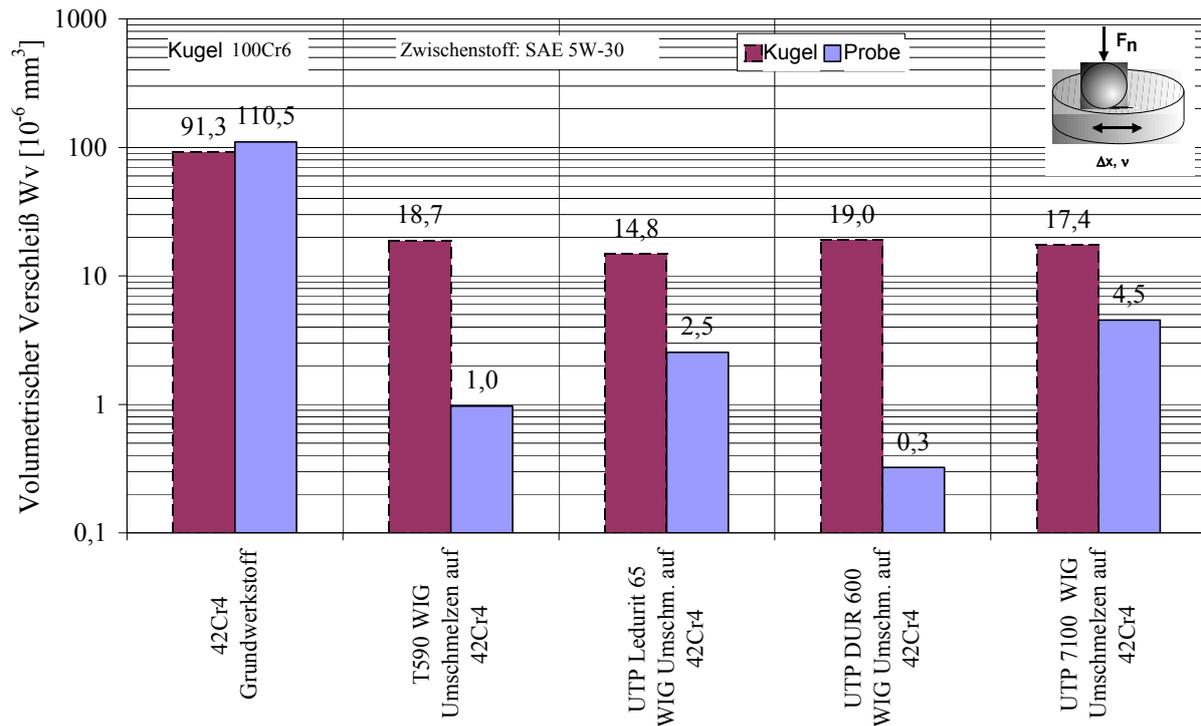


Abbildung 107: Volumetrischer Verschleiß der aufgetragenen und WIG-umgeschmolzenen Schichten auf den Gegenläufer- 42Cr4

Mit Elektrode UTP DUR 600 und T590 aufgetragene und weiter mit WIG-behandelte Schichten sind am besten. Aus ökonomischen Gründen kann man die Elektrode UTP DUR 600 vorschlagen und das richtige Gegenpaar auswählen. Zwischen den legierten Schichten sind für die geschmierte und die trockene Reibung die WIG-Nickel-Legierungen am besten. Um die tribologischen Eigenschaften weiter zu verbessern, kann man die Randschicht des Gusseisens noch mit verschiedenen Elementen, z. B. Mo, Mn, Cr usw., zusätzlich legieren (Kapitel 2).

7. Erkenntnisse und Schlussfolgerungen

7.1. Auswahl der Ventiltrieb-Werkstoffpaarungen

In der Diskussion sollen anschließend die Ergebnisse erklärt werden. Übergeordnete Zusammenhänge sollen dabei aufgezeigt und eine Bewertung des Verfahrens bezüglich der Eignung zur Verbesserung der tribologischen Eigenschaften verschleißbeanspruchter Nocken-Gegenläufer-Paarungen vorgenommen werden.

Die allgemeinen Anforderungen für die Werkstoffauswahl wurden bereits im Kapitel 2 analysiert. Für die Werkstoffauswahl lassen sich die folgenden Kriterien vorschlagen:

- Weniger Reibung und weniger Verschleiß ist das Hauptziel für die Auswahl der Antifrikationswerkstoffe;
- Bei Nocken-Gegenläufer-Paarungen ist die Reibungsart eine Mischreibung und deswegen sind trockene und geschmierte tribologische Untersuchungen zu berücksichtigen;
- Möglichst harte Werkstoffe sind für die Paarungen vorteilhaft;
- Bei gleichartigen Werkstoffen besteht die Gefahr des Adhäsionsverschleißes;
- Mit der Länge des Reibungswegs steigt die thermo-mechanische Belastung und unter diesen Bedingungen sind verstärkte Verschleißerscheinungen möglich;
- Sofern zwischen den Reibpaarungen keine Gleitung auftritt (bei Rollreibung), entsteht kein selbsterzeugter organischer Film zwischen den Paarungen. Dabei muss man auch die Temperatur, Belastung, Rauheit und Härte berücksichtigen;
- Bei Nocken-Schlepphebel-Paarung ist die Reibgeschwindigkeit und bei Nocken-Rollenangriff die Hertz'sche Pressung am höchsten. Beim Stößel liegen diese Werte zwischen den Werten, die zu den oben genannten Paaren gehören;
- Bei Nocken-Schlepphebel- und Nocken-Stößel-Paarungen müssen die Werkstoffe nicht nur eine hohe Hertz'sche Pressung ertragen, sondern auch eine hohe Wärmebeständigkeit besitzen, weil sich im Notfall die Temperatur drastisch erhöht. Selbstschmiereigenschaften sind daher vorteilhaft;
- Bei langsam laufenden Motoren und Rollreibung ist weniger die Wärmebeständigkeit als die Hertz'sche Pressung wichtig;
- Um die thermische Belastung zu analysieren, ist es vorteilhaft, die Kontaktzeitverhältnisse der einzelnen Reibflächen des Ventiltriebs oder die Kontaktlänge bei der Drehung des Nockens miteinander zu vergleichen;
- Wenn die Verschleißvolumina gleich sind, kann man diese Werkstoffe unter Berücksichtigung des Reibungswegs bei der Nocken-Drehstößel-Paarung und der Nocken-Rolle-Paarung anwenden;

- Einerseits ist ausgehend vom Leichtbaukonzept der Schleppebel mit Gleitreibung am günstigsten, andererseits muss man bei der Nocken-Schleppebel-Paarung die hohen Reibungswege und Gleitgeschwindigkeit auf dem Schleppebel berücksichtigen und die Selbstschmiereigenschaften und die Randschichtaktivität für den Schmierstoff darauf abstellen;
- Wenn die Paarungen für andere Nocken-Gegenläufer-Paarungen geeignet sind, können sie auch für die Nocken-Drehstößel günstig sein;
- Ledeburitisches Gusseisen ist unter hydrodynamischer Schmierung für die Drehstößel und Rollreibung geeignet [Hec 83];
- Bei der trockenen Gleitreibung verhält sich das ledeburitische Gusseisen von EN-GJV-400 sehr ungünstig;
- Die verschleißbeständigeren Werkstoffe sind vorzugsweise an der Nockenwelle anzuwenden, weil die Herstellungstechnologie der Nockenwelle teurer als für die Gegenläufer ist.

Aus Abbildung 106 lässt sich erkennen, dass die Verschleißbeständigkeit der WIG - Nickel-Legierung 3-fach geringer ist als die von WIG-Kupfer-Legierung-, WIG-Umschmelz- und mit UTP A DUR 600 - Stab aufgetragene Schichten. Das bedeutet, dass Nocken mit WIG-Nickel-Legierung, WIG-Kupfer-Legierung und WIG-Umschmelzen und mit UTP A DUR 600 - Stab auf dem Schleppebel aufgebrachte Schichten den gleichen Verschleiß haben, weil der Reibungsweg beim Schleppebel gegenüber dem Nocken um ca. das 3-fache größer ist. Die WIG-Kupfer-Legierung, das WIG-Umschmelzen und die mit dem UTP A DUR 600 - Stab aufgetragenen Schichten haben den gleichen volumetrischen Verschleiß. Diese Kombination kann man beim Nocken-Drehstößel und bei den Nocken-Rollen-Paarungen anwenden. Die ledeburitischen Gusseisen zeigen keine Adhäsion zwischen sich und anderen Werkstoffen, deswegen kann man sie beim hydrodynamischen Schmierzustand und hoher Belastung als günstige Reibpaarungen anwenden.

Die Verschleißbeständigkeit der mit UTP Ledurit 65 hergestellten und WIG-umgeschmolzenen Schicht ist um das 3-fache größer als bei der Kugel 100Cr6 (Abbildung 107), da der Reibungsweg der Probe um ca. das 3-fache geringer ist als bei der Kugel. Das bedeutet, dass die Nocken aus 100Cr6 und der mit der Elektrode UTP Ledurit 65 beschichtete und WIG-umgeschmolzene Schleppebel den gleichen Verschleiß haben können, da der Reibungsweg der Schleppebel um ca. das 3-fache geringer ist als bei den Nocken. UTP Ledurit 65 WIG und T590 WIG haben ein volumetrisches Verschleißverhältnis von 3/1. Daher kann man vermuten, dass die T590 WIG- Schicht auf dem Schleppebel und UTP Ledurit 65 WIG- Schicht auf den Nocken einen vergleichbaren Verschleiß aufweisen.

Für einen Ausblick sind aus der zusammenfassenden Bewertung die Resultate der trockenen und geschmierten tribologischen Untersuchungen zu berücksichtigen, weil zwischen den Nocken-Gegenläufer- Paarungen eine Mischreibung existiert. Unter Berücksichtigung der Anforderungen kann man für die Werkstoffauswahl aus Abbildung 90, Abbildung 91, Abbildung 106 und Abbildung 107 die folgenden geeigneten Werkstoffe für die Paarungen identifizieren.

Schlepphebel	Rollen	Drehstößel	Nocken									
			Art der Gegenläufer	100Cr6	42Cr4	T590 WIG	UTP Ledurit 65 WIG	UTP DUR 600 WIG	UTP A DUR 600	WIG - Nickel - Legierung	UTP7100 WIG	Ledeburitisches Gusseisen
-	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	42Cr4, 100Cr6, WIG - Nickel - Legierung	100Cr6	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600
100Cr6	-	100Cr6, WIG - Nickel - Legierung	100Cr6	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600
UTP Ledurit 65, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600
T590 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100, UTP A DUR 600, WIG - Nickel - Legierung	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	T590 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100, UTP A DUR 600, WIG - Nickel - Legierung	100Cr6	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600
T590 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100, UTP A DUR 600, WIG - Nickel - Legierung	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	T590 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100, UTP A DUR 600, WIG - Nickel - Legierung	100Cr6	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600
UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600, WIG - Nickel - Legierung	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600, WIG - Nickel - Legierung	100Cr6	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600
UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600, WIG - Nickel - Legierung	100Cr6	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600
100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	100Cr6, T590 WIG, UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600	UTP Ledurit 65 WIG, UTP DUR 600 WIG, UTP7100 WIG, UTP A DUR 600

Tabelle 23: Vorgeschlagene weiter zu untersuchende Werkstoffpaarungen

Um die Eignung der Werkstoffpaarungen zu bestätigen, sollten sie tribologisch untersucht und tribotechnische Parameter (Reibungszahl, Verschleißintensität, und -form, Stabilität der

Ölschicht usw.) ermittelt werden. Ergänzend sind unter Berücksichtigung der Lebensdauer der Oberfläche wirtschaftliche Betrachtungen anzustellen.

7.2. Zusammenhänge zwischen Schweißverfahren, Mikrostruktur und Verschleiß

Der Vergleich der verschiedenen Randschichten im Hinblick auf Gefügestruktur, Härte und Verschleißbeständigkeit und die Zusammenfassung der in verschiedenen Einzelkapiteln enthaltenen Detailbefunde zu einer Gesamtübersicht, sollen dem Ziel vertiefter Erkenntnissen über die bestehenden Zusammenhänge, und Nachweisen zur technischen Eignung der verschiedenen Randschichtmodifikationen dienen.

Unter den modifizierten Randschichten ist die WIG-umgeschmolzene-Schicht am kostengünstigsten, erweist sich jedoch trotz der Erhöhung der Härte bei der trockenen Reibung als vergleichsweise sehr ungünstig (Abbildung 108). Andere ledeburitische Gusseisen haben auch trotz der Erhöhung der Härte bei den trockenen tribologischen Untersuchungen die ungünstigsten Resultate gezeigt, was sich durch die ledeburitische Struktur des Gusseisens erklären lässt. Diese Struktur hat innerhalb der Eisenwerkstoffe die schlechteste Verschleißbeständigkeit, während die martensitische und bainitische Struktur am besten sind. Selbst die weiche UTP 81 - Schicht wies bei trockenen Untersuchungen unter 10N - Last im Vergleich mit ledeburitischen Gusseisen eine bessere Verschleißbeständigkeit auf.

Die Verminderung des Verschleißwiderstands der ledeburitischen Gusseisen lässt sich mechanisch durch die geringe ertragbare tangentielle Spannung des Werkstoffes erklären, weil sich die Verschleißintensität nach der Verminderung der Reibungszahl und die tangentielle Kraft durch das Schmiermittel drastisch vermindert haben. Unter hoher Scherspannung hat sich die dünnwandige harte Zementitschicht nicht plastisch verfestigt, sondern wurde pulverisiert.

Die Hertz'sche Pressung unter Berücksichtigung der Schergefahr bei der relativen Bewegung ist nicht nur statisch, sondern auch dynamisch zu bewerten. Es wird gefordert, dass die Scherspannung $\tau_K = 0,3Hp \leq [\tau_K]$ sein muss [Sch 88], [Ose 63]. Beim Nockentrieb ist die

beeinflussende tangential Kraft nicht stationär, sondern auch abhängig von der starken Beschleunigung des Ventilhubs. Dies erfordert erhöhte Grenzspannung von den Werkstoffen.

Bei Rollreibung ist die Schergefahr geringer als bei Gleitreibung, wo die relative Bewegung und daraus resultierende Gleitgeschwindigkeit hoch ist. Deswegen muss beim Schleppebel und Stößel der Werkstoff nicht nur eine hohe Hertz'sche Pressung aushalten, sondern auch wegen der hohen Scherbelastung einen großen Verschleißwiderstand haben. Durch die Verminderung der Reibungszahl wird die Schergefahr bei der Rollreibung vermindert, gleichzeitig wird noch höhere Hertz'sche Pressung gefordert.

Bei der trockenen Reibung verbessert freies Graphit im weichen EN-GJV-400 und in der gehärteten WIG-Nickel-Legierung die tribologischen Eigenschaften. Daher sind diese bei trockener Reibung im Vergleich zu den ledeburitischen Gusseisen erheblich günstiger, während das freie Graphit in der Struktur die ertragbare Hertz'sche Pressung vermindert (Abbildung 108 und Abbildung 109).

Bei allen harten Auftragschichten sind die trockenen Reibungskoeffizienten hoch, was die durch Reibung entstehende ungünstige Rauigkeit von harten Randschichten und Adhäsion erklären kann. Bei den weichen Proben 42Cr4, UTP 81 und der WIG Cu - Legierung ist der Reibungskoeffizient am geringsten. Das kann auf eine verbesserte Randschicht durch plastische Verformung, tribochemische Reaktion und Kupferplattierung zurückzuführen sein (Abbildung 108), [Czi 10].

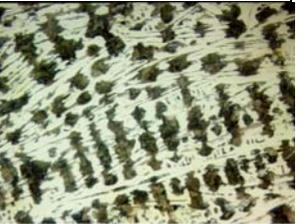
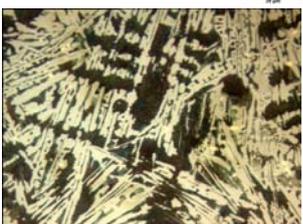
EN-GJV-400 Grundwerkstoff		WIG Umschmelzen von EN-GJV-400	Fe81Si4B15-Legierung auf EN-GJV-400	Al-Legierung auf EN-GJV-400 mit 99,5%Al
%, C-3.3, Si-2.3, Mn-0.5, Ni-0.24, Cr-0.07		%, C-3.3, Si-2.3, Mn-0.5, Ni-0.24, Cr-0.07	Bor wird unter 0.5% gehalten	Al wird bis 1.21% erhöht
HV	375	796	724	798
Volumetrischer Verschleiß $W_V \times 10^{-6} mm^3$ und Reibungskoeffizient f bei den geschmierten tribologischen Untersuchungen				
f	0.084	0.088	-	-
W_V	30.7	0.6	-	-
Volumetrischer Verschleiß $W_V \times 10^{-6} mm^3$ und Reibungskoeffizient f bei den trockenen tribologischen Untersuchungen				
f	0.809	0.655	0.705	0.738
W_V	9312	22235	20094	18310
Perlit, Ferrit, Graphit	Ledeburit (Perlit, Zementit)	Ledeburit	Ledeburit	Ledeburit
				
				
Ledeburit	Graphit, Martensit, Zementit	Ledeburit	Ferrit, Martensit	
Cu-Legierung auf EN-GJV-400 mit CuSn-4	Ni78Si8B14- Legierung auf EN-GJV-400 mit	UTP A DUR 600 Auftrag auf EN-GJV-400	42Cr4 Grundmaterial	
Cu wird bis 6.4%, Sn bis 0.1% erhöht	Ni wird bis 3% und B bis 2.5% erhöht	%, C-0.5, Si-3, Mn-0.5, Cr-9.5	%, C-0.4, Si-0.3, Mn-0.6, Cr-1, Ni<0.3	
HV	791	756	312	
Volumetrischer Verschleiß $W_V \times 10^{-6} mm^3$ und Reibungskoeffizient f bei den trockenen tribologischen Untersuchungen				
f	0.590	0.812	0.814	0.559
W_V	19054	3344	1814	11978
Volumetrischer Verschleiß $W_V \times 10^{-6} mm^3$ und Reibungskoeffizient f bei den geschmierten tribologischen Untersuchungen				
f	0.087	0.086	0.084	0.078
W_V	0.9	2.9	1.0	110.5

Abbildung 108: Zusammenhänge zwischen Randschichthärtungsverfahren, Mikrostruktur, mechanischen und tribologischen Eigenschaften

Mit Hilfe der Abbildung 109 und Abbildung 111 kann man die lineare Verschleißprofile der verschiedenen Proben vergleichen.

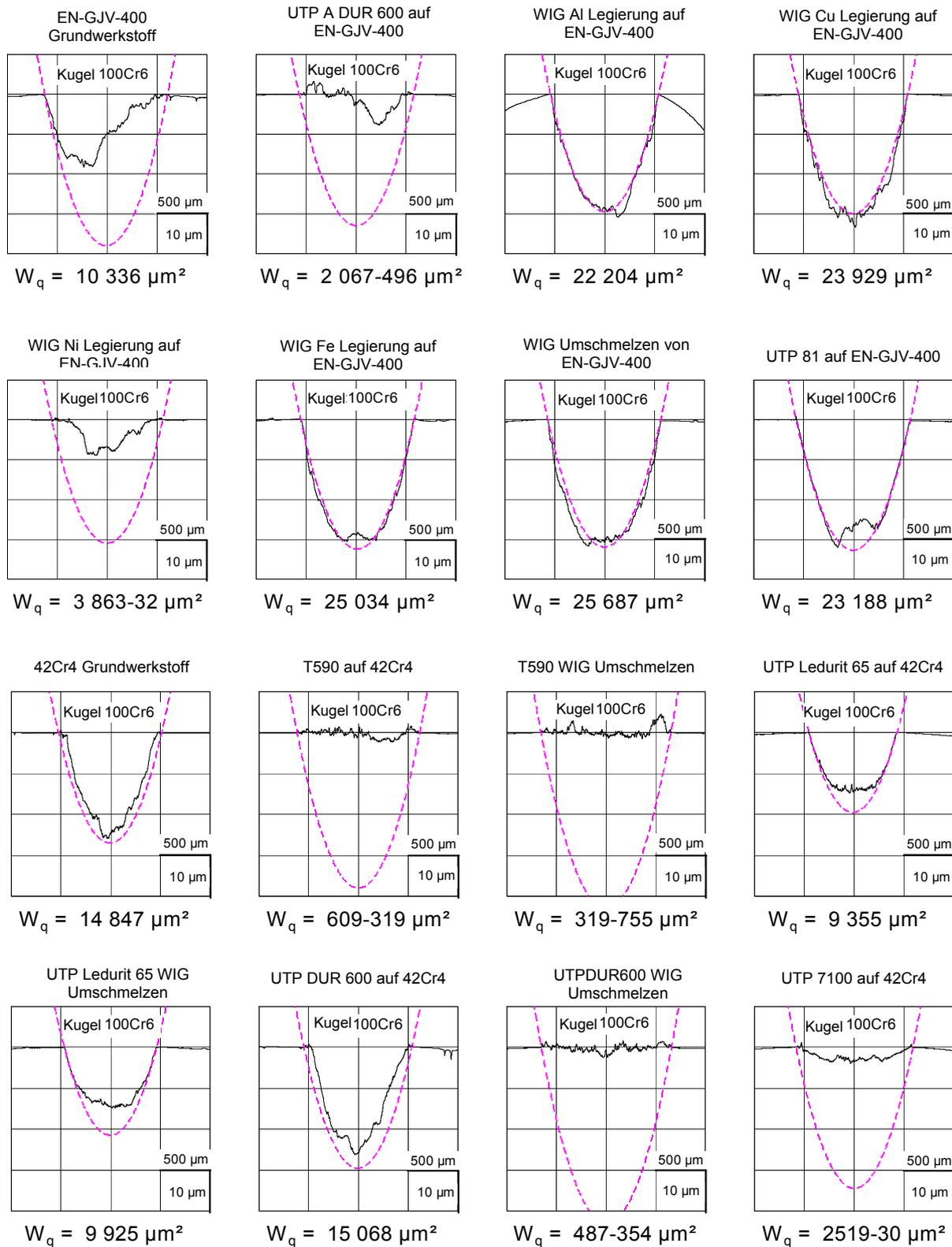


Abbildung 109: Verschleißprofile bei trockenen tribologischen Untersuchungen

Das ledeburitische Gusseisen hat bei hoher Belastung und geschmierten tribologischen Untersuchungen im Vergleich zu graphithaltigem EN-GJV-400 und WIG-Nickel-

Legierungen bessere Resultate gezeigt, deswegen sind die ledeburitischen Gusseisen für die hydrodynamische Schmierung geeignet (Abbildung 110 und Abbildung 111). Kupfer in der Metallplattierung vermindert die Reibungszahl bei der trockenen Reibung. Wegen der Metallplattierung ist der Verschleißmechanismus dieser Schicht bei der geschmierten tribologischen Reibung und unter hoher Belastung ähnlich wie bei der Graphithaltigen WIG-Nickel-Legierung (Abbildung 111).

Die Untersuchung der WIG-Aluminium-Legierung bei hoher Temperatur braucht nicht untersucht zu werden, weil die hohe Temperatur durch die trockene Reibung entsteht und diese Schicht sowieso durch trockene Reibung sehr intensiv verschlissen wird (Abbildung 108 und Abbildung 109).

Um die Reibungszahl und die Schergefahr in der Zone im Mikrobereich zu minimieren, werden die Chromschichten, die hohe Absorptionseigenschaften und günstige Chemisorptionseigenschaften für die Aufnahme des Öls haben, angewendet. Diese Schichten haben eine hohe Zunder- und Verschleißbeständigkeit. Die Untersuchung der geschmierten Reibungskoeffizienten zeigte, dass die Zwischenstoffe bei den Experimenten nicht zerstört werden. Die Beeinflussung der Absorptions- und Chemisorptionseigenschaften auf dem Reibungskoeffizienten ist nicht bemerkbar und diese Eigenschaften der Schicht wurden durch die Verschleißmenge bewertet.

Der weiche unbehandelte Grundwerkstoff - Stahl 42Cr4 ist für die Ventiltriebswerkstoffpaarung nicht geeignet. Beim Auflegieren und beim Umschmelzen entstehen auf der Oberfläche Poren. Darauf wurden mit der Elektrode die chromhaltigen verschleißbeständigen Schichten aufgebracht. Diese Auftragschichten hat bei den trockenen und geschmierten tribologischen Untersuchungen weniger volumetrischen Verschleiß ergeben (Abbildung 110, Abbildung 111). Um die Verschleißbeständigkeit weiter zu erhöhen und die Schergefahr im Makrobereich zu minimieren, werden mit dem Lichtbogenhand-Auftragschweißverfahren aufgetragene Hartschichten weiter durch WIG-Umschmelzen thermisch behandelt und modifiziert. Dadurch werden abhängig von den Legierungselementen und der Erstarrungsdauer eine modifizierte feine Struktur erreicht, die Korngrenzenbelegung verringert und die Karbidmenge erhöht. Dabei hat sich die ledeburitische Struktur der T590-Schicht in eine martensitische Struktur umgewandelt. Andere ledeburitische oder Karbid-Strukturen werden ebenfalls feiner und die martensitische UTP DUR 600 – Struktur verfeinert und die Korngrenzen verbessert (Abbildung 110), so dass sich trotz der Härteverminderung die Verschleißbeständigkeit erhöht. Die Härteverminderung kann durch die niedrigere Menge von Kohlenstoff und Chrom verursacht sein. Die

aufgetragene Schicht UTP 7100 hat trotz der hohen Chrommenge im Vergleich mit der T590, UTP Ledurit 65 und UTP DUR 600 nach der WIG- Umschmelzung bei der geschmierten Untersuchung wieder niedrigere Verschleißbeständigkeit ergeben.

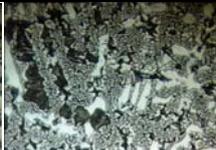
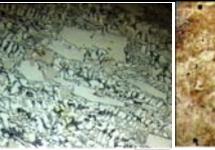
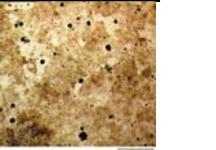
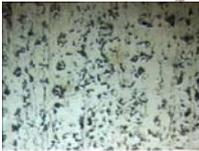
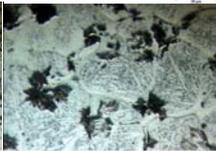
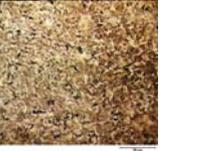
UTP81 auf EN-GJV-400		T590 auf 42Cr4	UTP DUR 600 auf 42Cr4	UTP 7100 auf 42Cr4	UTP Ledurit 65 auf 42Cr4	UTP 807 auf EN-GJV-400
%, C-1, Si-0.5, Mn-0.5		%, C-3.2, Si-2.2, Mn-1.2, B-1, Cr-25	%, C-0.5, Si-2.3, Mn-0.4, Cr-9	%, C-5, Cr-35	%, C-4.5, V-1.5, Mo-6.5, W-2.2, Nb-5.5, Cr-23.5	%, C-0.05, Si-0.4, Mn-0.5, V-10
HV	575	839	816	601	966	664
Volumetrischer Verschleiß $W_V \times 10^{-6} mm^3$ und Reibungskoeffizient f bei den trockenen tribologischen Untersuchungen						
f	0.571	0.779	0.714	0.791	0.818	-
W_V	18627	563	12512	2255	6743	-
Perlit, Ferrit		Grober Ledeburit	Martensit	Grober Ledeburit	Grober Karbid	Perlit, Ferrit
						
						
Perlit, mehr Ferrit	mehr Martensit	Martensit, verbesserte Korngrenze	Feiner Ledeburit	Feiner Karbid	Perlit, Ferrit, Karbide von V	
UTP 81 WIG Umschmelzen	T590 WIG Umschmelzen	UTP DUR 600 WIG Umschm.	UTP 7100 WIG Umschmelzen	UTP Ledurit 65 WIG Umschm.	UTP 807 WIG Umschmelzen	
HV	684	933	787	658	1217	773
Volumetrischer Verschleiß $W_V \times 10^{-6} mm^3$ und Reibungskoeffizient f bei den trockenen tribologischen Untersuchungen						
f	-	0.746	0.714	-	1.021	-
W_V	-	308	473	-	6743	-
Volumetrischer Verschleiß $W_V \times 10^{-6} mm^3$ und Reibungskoeffizient f bei den gesch. tribologischen Untersuchungen						
f	-	0.089	0.093	0.082	0.089	-
W_V	-	1.0	0.3	2.5	4.5	-

Abbildung 110: Zusammenhänge zwischen Randschichthärtungsverfahren, Mikrostruktur, mechanischen und tribologischen Eigenschaften

Der geringste volumetrische Verschleiß der Probe bei trockenen und geschmierten tribologischen Untersuchungen tritt bei WIG-umgeschmolzenen UTP DUR 600 WIG - und T590 WIG - Proben auf. Bei der UTP DUR 600 WIG - Schicht ist der volumetrische Verschleiß der Ebene am geringsten, aber es entsteht eine durch Adhäsion aufgetragene 5 µm dicke Schicht (Tabelle 22).

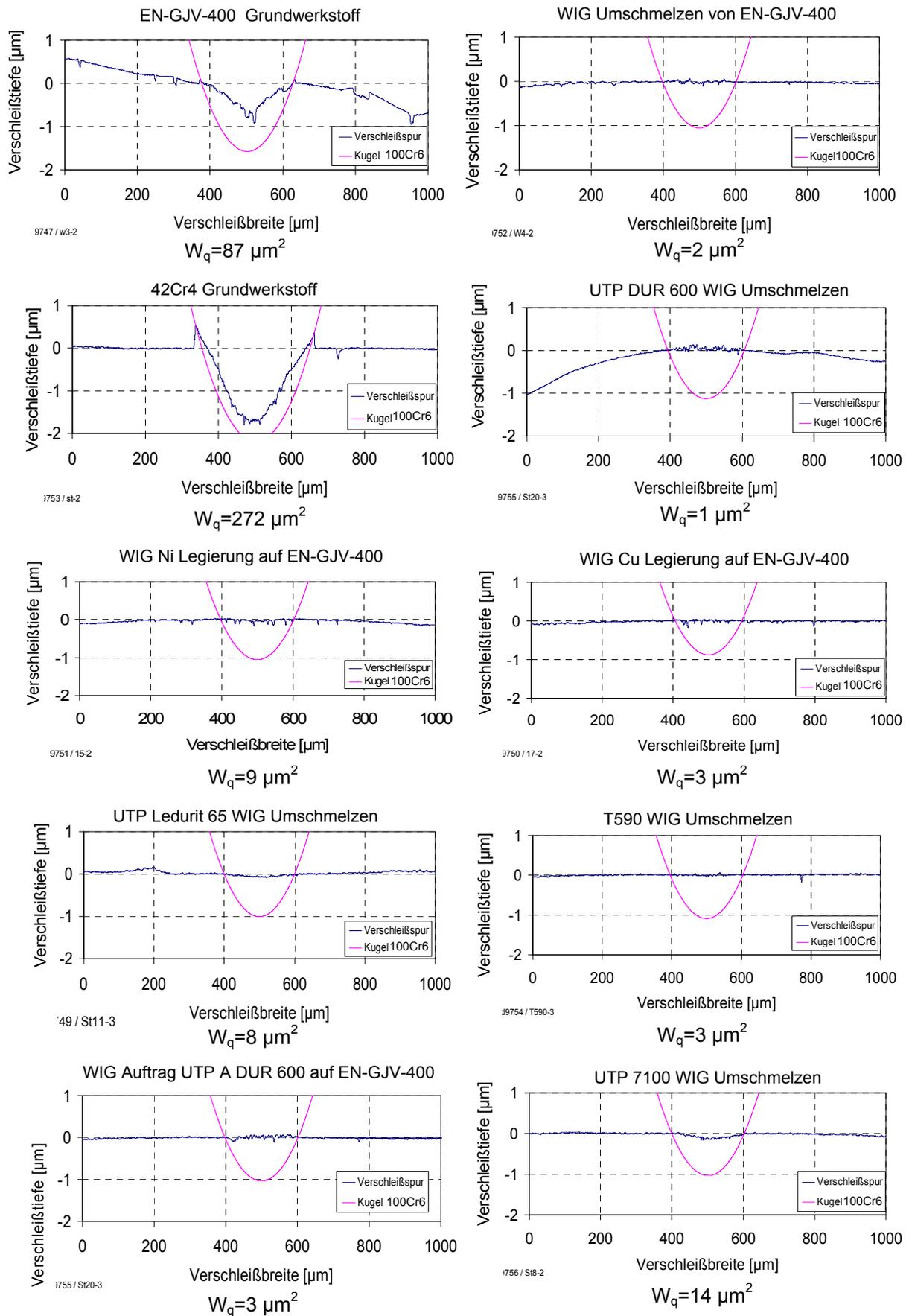


Abbildung 111: Verschleißprofile bei geschmierten tribologischen Untersuchungen

Das schlechteste Resultat bei hoher Last und geschmierten tribologischen Untersuchungen zeigt die Paarung 42Cr4 und 100Cr6, weil sich die weichen Bauteile unter hohem Druck plastisch deformieren. Dabei ist ihr volumetrischer Verschleiß um das 100- und 1000-fache geringer als für die T590 WIG - und UTP DUR 600 WIG - Schichten (Abbildung 109 und Abbildung 110). Zwar erhöht Chrom die Chemisorptions- und Absorptionseigenschaften der Probe wesentlich. Doch unter hoher Belastung und niedriger Temperatur spielen nur die physikalisch-mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe eine wichtige Rolle. Die Proben UTP DUR 600 WIG und T590 WIG haben in ihren Zusammensetzungen mehr Silizium und Mangan im Vergleich zu anderen Schichten. Mit dem WIG-Umschmelzen werden die tribologischen Eigenschaften weiter verbessert (von Abbildung 108 bis Abbildung 111).

Hohe Absorptionseigenschaften der Probe haben auch die Verschleißintensität der Kugel wesentlich vermindert, aber die Chemisorptionseigenschaften der Schichten kann man meistens nur über 100 °C untersuchen [Fig 93].

Die UTP DUR 600 WIG - Probe ist im Vergleich zu der Probe T590 WIG homogener (Abbildung 110). Diese Schicht hat nur 9 % Chrom, zeigt aber bei trockenen und geschmierten Untersuchungen die beste Verschleißbeständigkeit. Das kann man durch die günstigen Verhältnisse der Legierungselemente (Cr, Mn, Si, C) und die verschleißbeständige martensitische Struktur beim WIG-Umschmelzen erklären. Trotz der Verminderung der Härte hat sich die Verschleißbeständigkeit im Vergleich mit dem Grundwerkstoff um das 27-fache erhöht. Dabei hat sich auch der volumetrische Verschleiß der Kugel um das 7-fache vermindert (Abbildung 109). Wird die Adhäsion nicht berücksichtigt, lässt sich diese Schicht nur mit T590 vergleichen und zusammen als Reibpartner nutzen. Um die Adhäsion zu verhindern, bietet sich an, Werkstoffe anderer Art, z. B. Wolfram, Vanadium, Kobalt usw., als stark legierte Werkstoffe zusammen als Reibpartner anzuwenden.

Als Schlussfolgerungen der Untersuchung lassen sich einerseits Erkenntnisse für eine Verbesserung des Verschleißverhaltens und andererseits Hinweise für weitere zielführende Untersuchungen ableiten:

a) Schlussfolgerungen der Untersuchungen

- Unabhängig von den Legierungselementen und der Richtung der Zementitstränge weisen alle ledeburitischen Gusseisenstrukturen bei trockener Reibung eine sehr hohe Verschleißintensität auf. Dabei sind neben der Hertzchen Pressung, auch die Selbstschmiereigenschaften und tangentiellen Scherspannungen zu berücksichtigen;
- In Übereinstimmung sind aufgetragene Schichten mit hoher Härte unter geschmierten tribologischen Bedingungen unter hoher Last günstiger;

- WIG-Nickel-Legierung als Auftragschicht hat unter trockenen und geschmierten Bedingungen günstige Resultate gezeigt. Diese Schicht enthält kleine Graphitkugeln, Martensit und eine Zementit-Struktur, was aus tribologischer Sicht günstig ist;
- Nach dem Vergleich der Mikrostruktur und den tribologischen Resultaten der Schicht UTP A DUR 600 kann durch die Chrom-Legierung des Gusseisens trotz perlitischer Struktur eine hohe Verschleißbeständigkeit wegen gleichzeitig Vorhandenen Chrom- und Eisen-Karbiden (Zementit) erreicht werden;
- Wärmebeständige Werkstoffe, die bei trockener Reibung ungünstig sind, können für den Nockentrieb nicht angewendet werden. Wärmebeständige Werkstoffe müssen auch nach der Zerstörung des Schmierfilms einen hohen Verschleißwiderstand gewährleisten;
- Bei der Legierung des Gusseisens mit Kupfer, Aluminium und Nickel ändert sich die Konzentration der Legierungselemente unabhängig vom Auftragschweißverfahren, allmählich und es vermindern sich die Restspannungen;
- Der geringste volumetrische Verschleiß der Probe bei trockenen und geschmierten tribologischen Untersuchungen tritt bei WIG-umgeschmolzenen UTP DUR 600 WIG - und T590 WIG - Proben auf;
- Die Schichten mit hoher Härte und hohem Elastizitätsmodul zeigen weniger Verschleiß, weil die Rauheiten der Schicht schwerer zu verformen und zu brechen sind;
- Die aufgetragene Schicht UTP 7100 hat trotz der hohen Chrommenge stärkeren Verschleiß ergeben;
- Die Verschleißbeständigkeit hängt nicht nur von dem hohen Prozentsatz des Chroms, sondern auch von der Zusammensetzung und den Verhältnissen zwischen den Legierungselementen ab;
- Durch das Legieren der Oberfläche mittels Elektrode kann eine verschleißbeständige Gussstruktur erzielt werden;
- Bei der Legierung des Gusseisens unter Berücksichtigung systematischer Verschleißmechanismen kann man durch die richtige Elementauswahl die Aktivität der Randschicht mit dem Schmierstoff sowie die Chemisorptions- und die Absorptionseigenschaften der Randschicht erhöhen

b) Schlussfolgerungen für die zukünftige Arbeit:

- Unter Berücksichtigung einer hohen Last und einer hohen Gleitgeschwindigkeit und der Verschleißarten sollten weitere, besser angepasste Zusatzwerkstoffe gesucht werden;
- Maßnahmen zur Verminderung der Reibung und damit der chemisch-physischen Belastung mit dadurch resultierenden negativen Prozesse auf die Oberflächen sind anzustreben;
- Die Härte der Randschicht wird nur da relevant, wo die Gleitreibung nicht zu hoch ist oder nicht existiert. Für hohe Gleitreibung und Hertz'sche Pressung müssen die Werkstoffe der Reibpartner eine hohe Härte und eine hohe Scherspannung vereinen und um die Wärmebelastung zu vermindern, gute Selbstschmiereigenschaften und geeignetes physikalisch-chemisches Verhalten zu dem Schmierstoff aufweisen;
- Erhöhung der Härte und des Elastizitätsmoduls ist anzustreben, weil bei elastohydrodynamischer Reibung zwischen den Reibpartnern verstärkter Verschleiß entsteht;
- Die Reibungsart bei Nocken-Gegenläufer-Paarungen ist eine Mischreibung und die Randschicht muss daher sowohl für trockene als auch geschmierte Reibungen günstig sein;
- Um die Verschleißbeständigkeit vorrangig zu verbessern, erweist sich mit Chrom-Vanadium legiertes Gusseisen, mit martensitischer metastabil erstarrter Gusseisenstruktur (z. B. die Legierung Nickel - 4 %, Chrom - 3 % und Molybdän - 1 %) als besonders aussichtsreich;
- Durch Auflegierung und Lötten lassen sich auf der Randschicht von Aluminiumnockenwelle verschleißfeste Randschichten erreichen und damit das Leichtbaukonzept fördern;
- Durch Chemisorptions- und Absorptionsprozesse (selektive Übertragung) lassen sich die Reibung und der Verschleiß vermindern und verschlissene Randschichten im Betrieb regenerieren;
- Die Beeinflussung der Absorptions- und Chemisorptionseigenschaften auf die Reibungskoeffizienten wurden durch die Verschleißmenge bewertet. Dabei sind die normalen Kräfte und die Reibungskräfte zu hoch, sie beeinflussen den Reibungskoeffizienten und können nur durch empfindliche Messsysteme unter hohem Druck und hohen Temperaturen bewertet werden;

-
- Beim Chemisorptionsprozess muss die verlorene Materie nicht auf Kosten der Randschicht wieder hergestellt werden (Kupfer und Graphit waren dadurch bei der geschmierten Untersuchung verschwunden), sondern kann sich zwischen den Elementen befinden;
 - Um die selektive Übertragung zu verwirklichen und die Randschicht zu regenerieren, ist zwischen den Paaren eine passende Umgebung zu entwickeln (Temperatur, Last, Gleitreibung, Schwingungen, elektromagnetisches Feld, Kombination der Elemente usw.)

8. Zusammenfassung

Das technische Niveau der Motoren wird in vielerlei Hinsicht durch die Effizienz der Ventiltriebe bestimmt. Die Ventilsteuerungen und der Zustand der Ventiltriebmechanismen können entscheidend den Treibstoffverbrauch, die Abgas- und Geräuschemission, das Drehmoment, die Leistung, das Wartungsintervall, die Lebensdauer und die Zuverlässigkeit der Motoren beeinflussen. Deswegen ist die Aufgabe der Erhöhung der Arbeitseffizienz des Ventilsteuerungsmechanismus aktuell. Der Antrieb des Ventilsteuerungsmechanismus sind die Nocken-Gegenläufer-Paarungen, die die Rolle des Programmträgers durchführen. Dieses tribologisch-mechanische Element muss die Präzision des Prozesses gewährleisten.

Der intensive Verschleiß des Nockentriebs ist eine Funktion der hohen Reibungszahl, der Hertz'schen Pressung und der Gleitgeschwindigkeit. Unter dieser Belastung wird der Nockenrand deformiert und die Ölschicht zwischen den Reibpartnern gestört. Die hohe Reibungszahl und die Deformation verursachen hohe Temperaturen, die bis zum Schmelzen der Oberfläche führen können. Durch die Auswahl harter Werkstoffpaare kann man bei hoher elastohydrodynamischer Belastung die Hertz'sche Pressung erhöhen und die Reibungszahl vermindern. Die zunehmenden Motorendrehzahlen verursachen andererseits höhere Gleitgeschwindigkeiten und erhöhen damit die Gefahr der Zerstörung des Ölfilms und eines Heißlaufens des Nockentriebs.

DLC- Schichten sind sehr hart und ermöglichen auf hochfesten Grundwerkstoffen eine hohe Pressung, bei geringer Reibung und guten Selbstschmiereigenschaften, wodurch sie große Betriebsbelastungen aushalten können. Aber aus wirtschaftlichen Gründen und aufgrund der dünnen Schichtdicke werden solche Verfahren bisher weder bei der Massenproduktion noch bei Reparaturen der Nockentrieb-Werkstoffpaarungen angewendet.

Als Grundwerkstoffe für die Paarungen wurden im Hinblick auf die Massenproduktion die Grundwerkstoffe Gusseisen mit Vermiculargraphit EN-GJV-400 und niedrig legierter Stahl 42Cr4 ausgewählt. Die Randschichten wurden durch Lichtbogen-Schweißverfahren, Auftragschweißen sowie Oberflächenlegieren und -umschmelzen generiert sowie tribologische Eigenschaften untersucht und bewertet.

Die Gusseisenwerkstoffe haben wegen des freien Graphits gute Selbstschmiereigenschaften, können aber wegen geringer ertragbarer Hertz'scher Pressung keiner hohen Betriebsbelastung Stand halten. Um die Hertz'sche Pressung zu erhöhen und gleichzeitig die Selbstschmiereigenschaften zu behalten, wird Gusseisen EN-GJV-400 legiert.

Durch die Umschmelzung und das Legieren des Gusseisens EN-GJV-400 mit 99.5 % Reinaluminium-, CuSn-4 - und Fe81Si8B15 - Folien wird die Struktur des Ledeburits weiter modifiziert. Dabei wird erwartet, dass Kupfer durch Kupferplattierung und hohe Wärmeleitfähigkeit, Aluminium durch feinen Zementit, hohe Wärmeleitfähigkeit und Zundebeständigkeit und Eisen durch die Erhöhung des Zementit- und Boranteils in der Struktur den Verschleißwiderstand erhöhen könnten. Aber bei der trockenen tribologischen Untersuchung wiesen die umgeschmolzenen und die modifizierten Perlitstrukturen sehr schlechte Resultate auf. Das kann durch Verschwinden des freien Graphits, die Entstehung tribologisch ungünstiger Perlitstrukturen und verminderter Scherspannung τ_k erklärt werden.

Um die Selbstschmiereigenschaften zu erhalten und gleichzeitig die ertragbare Hertz'sche Pressung zu verbessern wird die Randschicht des Gusseisens EN-GJV-400 mit der Ni78Si8B14 - Folie durch WIG-Umschmelzen legiert. Trotz der hohen WIG-Energiekonzentration bleibt freies Graphit erhalten. Die gleichmäßige Verteilung des feinen Graphits verbessert die Selbstschmiereigenschaften und die Entstehung des Martensits erhöht die ertragbare Hertz'sche Pressung.

Bei einem Beispiel wird die Randschicht der EN- GJV-400 ohne Legierungsfolie nur mit einer EN-GJV-400-Platte zusammengeschmolzen. Durch die Prüfung wurden keine Verbindungs- und Schichtfehler entdeckt. Mit dieser Technologie kann man daher verschlissene Gussbauteile wieder regenerieren.

Um auf der Randschicht harte, hitzebeständige und für den Schmierstoff aktive chromhaltige Werkstoffe zu erzeugen, werden verschiedene Arten von Zusatzwerkstoffen aufgetragen. Um die Schichtqualität zu verbessern, wurden sie zusätzlich mit WIG-umgeschmolzen.

Durch experimentelle Untersuchungen wurde angestrebt, die Auswahl tribologisch günstiger Werkstoffe zu gewährleisten, die den Anforderungen der Betriebsbedingungen gerecht werden und die Lebensdauer und Zuverlässigkeit der Versuchsproben sicherstellen. Dazu werden die 16 ausgewählten Proben trocken unter 10N - Last und geschmiert unter 20 N - Last untersucht.

Die tribologischen Untersuchungen zeigen, dass zwischen den umgeschmolzenen und legierten Schichten des Gusseisens EN-GJV-400 unter trockener Reibung die Ni - legierte Schicht den geringsten Verschleiß aufwies. Alle anderen ledeburitischen Gussstrukturen waren stark verschlissen. Deswegen ist für den trockenen und geschmierten Schmierzustand nur die Ni - legierte EN-GJV-400 – Randschicht gut geeignet.

Im Schmierzustand ist zwischen den Gusschichten die WIG-umgeschmolzene Schicht des Gusseisens EN-GJV-400 am günstigsten.

Alle aufgetragenen Schichten auf EN-GJV-400 und 42Cr4 wurden durch WIG-Umschmelzung hinsichtlich Struktur und Verschleißwiderstand weiter verbessert. Zwischen den aufgetragenen Chromschichten ist die durch die UTP DUR 600 - Stabelektrode aufgetragene und WIG-umgeschmolzene Schicht am verschleißbeständigsten. Diese Schicht ist für den trockenen und geschmierten Betriebszustand geeignet. Das entstehende Chromkarbid hat eine höhere Verschleißbeständigkeit als die martensitischen und bainitischen Stähle und besitzt das höchste Chemisorptions- und Adsorptionsvermögen für Öl und die besten Notlaufeigenschaften.

Unter den legierten und aufgetragenen Schichten erweisen sich für den Nockentrieb mit der Folie Ni78Si8B14 legiertes EN-GJV-400 und mit der UTP DUR 600 - Elektrode (Zusammensetzung, %: C-0.5, Si-2.3, Mn-0.4, Cr-9, Rest-Eisen) aufgetragene und WIG-umgeschmolzene Randschichten als vorteilhaft. Diese Werkstoffe können als Reibpartner die Randschichtaktivität für den Schmierstoff sichern und im Notfall durch Selbstschmieren die Temperaturerhöhung der Reibflächen vermindern.

Für die Auftragung von harten Schichten auf der Oberfläche des Werkstoffs wurde das Lichtbogenschweißverfahren vorgesehen. Nach dem Auftragen einer Gussnockenwelle mit der Stabelektrode ist es damit möglich, die verschlissene Nockenwelle wieder herzustellen und die Randschicht mit WIG-Umschmelzen weiter zu verbessern. Das vorgeschlagene Lichtbogenverfahren ist für die geschmiedeten, gegossenen und großen Ventiltriebmechanismen (z. B. Schiff-, Zugmotoren, Stationärdieselmotoren), beschädigte Gussblöcke (Bruch, Verformung, Verschleiß usw.) von großer Bedeutung.

Heute steht das MIG/MAG - Schweißverfahren in großer Kongruenz zum Lichtbogenhand- und Wolframinertgasschweißverfahren. Um die Schweißqualität zu erhöhen und den Prozess zu automatisieren, kann man das WIG-Umschmelzverfahren durch Laserschweißverfahren und das Lichtbogenhand- und Wolframinertgasauftragschweißverfahren mit dem MIG/MAG - Auftragschweißverfahren ersetzen.

Literatur

- [Abr 65] Abramow G.K., Asyanina V.M. Das Album von Zeichnungen für Diesel 2D100, Band 2. Abgas-, Schmier-, Kühl- und Kraftstoffsystem. Generaldirektion der Lok Wirtschaft MPS Projekt - Design Bureau. Transport, Moskau 1965.
- [Abr 88] Abramenko Y.E. Strukturauswirkungen der Gusseisen auf ihre Härte und Eigenschaften. Maschinenbau № 3, 1988.
- [Ale 88] Alexandrow B.I. Optimale Zusammensetzung des verschleißbeständigen Guseisens. Gießerei. № 10, 1988.
- [Ale 89] Alexandrow V.D. Entwicklung der Lasertechnologie für die Antifriktionsschicht auf Aluminium-Legierungen. Dissertation. Moskau 1989.
- [And 92] Andreas Pitter. Dreidimensional-instationäre Simulation von Temperaturfeldern beim WIG-Schweißen von Werkstücken mit temperaturabhängigen Materialwerten. Dissertation, TU Clausthal 1992.
- [Arn 93] Manfred Arnold, Jörg Ross, Friedrich-Wilhelm Speckens. Analyse und Optimierung von Ventil- und Steuertrieben in Verbrennungsmotoren. MTZ 54 (1993) 3.
- [Aya 93] Percin Ayanoglu. Experimentelle Erfassung des elasto-hydrodynamischen Kontaktes in Zahnradgetrieben und Nocken/Flachstößel-Paarungen. D82 (Diss. RWTH Aachen). Aachen 1993.
- [Bel 87] Belaschowa I.S. Laserlegierung des Werkzeugstahls. Sammlung von wissenschaftlichen Arbeiten von MADI "Technologien der Randschichthärteverfahren der Maschinenelemente". Moskau 1987.
- [Ben 68] Wolf-Dieter Bensinger. Die Steuerung des Gaswechsels in schnell laufenden Verbrennungsmotoren. Konstruktion und Berechnung der Steuerelemente. Springer – Verlag. Berlin/Heidelberg/New York 1968.
- [Ber 78] Berkovich I.I., Demkin N.B. Reibung und Verschleiß der Maschinenelemente. Verlag, Universität Kalinin, 1978.
- [Ber 92] Mario Berg, Peter Kuhn, Helmut Schön. Ein neues Getriebe zur variablen Ventilsteuerung in Hubkolbenmotoren. MTZ 53 (1992) 10.
- [Ber 96] Mario Berg. Untersuchung einer radial verschraubten Nockenwelle zur bauraumoptimalen Gestaltung einer variablen Ventilsteuerung. Karlsruhe 1996.
- [Bir 06] Stuart Birch. Ford sharpens camshaft grinding via Bekaert. March 2006 manufacturing solutions.
- [Blo 05] Günter Blodig. Gestaltung reibungs- und verschleißarmer Schlepp- und Kipphebel. MTZ 7-8/2005 Jahrgang 66.
- [Boe 05] Thomas Boeck. Be´nard-Marangoni convection at large Marangoni numbers. Results of numerical simulations Advances in Space. Research 36 (Fachgebiet Thermo- und Fluidodynamik, TU Ilmenau 2005) 4 – 10.
- [Bog 07] Mark Boghe. DLC-Beschichtungen Designelement zur Änderung des Reibungs- und Verschleißverhaltens traditioneller Komponenten. MTZ 03/2007 Jahrgang 68.
- [Bra 01] J. Brand, C. Beckmann, T. Münnich, T. Filfil. Tribologische Optimierung von Ventiltrieben durch Beschichtungstechnik. Tribologie Schmierungstechnik, 48 Jahrgang 1/2001.
- [Bru 80] Heinz Brueggemann. Untersuchungen des elasto-hydrodynamischen Schmierfilms bei elliptischen Hertz'schen Kontaktflächen mit Tangentialkraftübertragung. Technische Universität Braunschweig, Dissertation 1980.

- [Bur 87] Buryanow V.A., Vorobyew Y.V., Podstavkin V.V. Erhöhung der Effizienz des Ventiltriebmechanismus der Motoren VAZ. UDK 621.431.73 3.002.235 (47) VAZ (048.8). Togliatti 1987.
- [Bus 81] Busche N.A., Kopitiko V.V. Kompatibilität der Reibflächen. Moskau, Verlag Nauka 1981, S.127.
- [Buy 89] Buyanovskiy I.A. Entwicklung der temperatur-kinetischen Methode zur Bestimmung der Eigenschaften der Grenzschmierung und zur Auswahl der Schmierstoffe. UDK.621.891.22. Dissertation. Moskau 1989,
- [Cha 00] Ruth Chatterjee-Fischer und acht Mitautoren. Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen. Nitrieren und Nitrocarburieren.
- [Cli 98] K. A. Cliffe, S. J. Tavener. Marangoni-B' enard Convection with a Deformable Free Surface. Journal of computational physics 145, 193 – 227 (1998).
- [Czi 10] Horst Czichos, Karl-Heinz Habig. Tribologie – Handbuch, Berlin 2010.
- [Den 04] Dirk Denger, Karsten Mischker. Die elektrohydraulische Ventilsteuerung. MTZ 12/2004 Jahrgang 65.
- [Den 88] Denisenko E.T., Kalinowich D.F., Kuznetchowa L.I. Einsatz der verschleißbeständigen Beschichtungen im Maschinenbau (Sammlung der ausländischen Literatur). UDK 621.793: 620.178. Maschinenbau Zeitschrift № 2, 1988.
- [Die 61] Dieter E. Kipping. Thermodynamische Simultangleichgewichte und Temperaturverteilung elektrischer Gleichstrombögen in hochoberhitzten Gasen der Zusammensetzung C+H₂+N₂ und C+H₂+NH₃. Dissertation Carolo-Wilhelmina 1961.
- [Dol 07] Dolles, Markus. Laserstrahlaufragschweißen unter dem Einfluss magnetischer und elektrischer Felder; Verlagshaus Mainz GmbH, Aachen 2007.
- [Dro 81] Drosdow Y.N., Argechow V.G., Smirnow V.I. Verschleißbeständigkeit der Reibpaarungen. Verlag Nauka, Moskau 1981.
- [Dro 88] Drosdow Y.N., Tesker E.I., Gurew V.A. Die Modifikation und Härten der Reibungsflächen mittels Lasertechnologie. Maschinenbau Zeitschrift № 6, 1988.
- [Ehl 03] G. Ehlen, A. Schweizer, A. Ludwig, and P.R. Sahn. Macroscopic modeling of marangoni flow and solute redistribution during laser welding of steel. Intzestrasse 5, D-52056 Aachen, Germany.
- [Erm 94] Ermilin A.S. Forschung und Entwicklung der technologischen Prozesse für die effiziente Modifikation der Stahl und Gusseisen. Dissertation, Fachgebiet 05.16.04. Nischni Nowgorod 1994.
- [Fli 06] Rudolf Flierl, Daniel Gollasch, Andreas Knecht, Dirk Pohl, Wilhelm Hannibal. Perspektiven des vollvariablen Ventiltriebs Univalve. MTZ 07-08/2006 Jahrgang 67.
- [Fli 93] Rudolf Flierl, Karl-Heinz Oehling, Josef Hösl. Ventiltriebauslegung moderner Motoren. MTZ 54 (1993) 9.
- [Fom 89] Fomin Y.Y., Gorban A.I. Schiffantriebe. Schiffbau, 1989.
- [Fro 88] Frolow V.K. Erhöhung der Schleifeffizienz der aufgetragenen Nockenwelle. UDK 621.924.1 (088). Kiew 1988.
- [Fro 93] Jürgen Fromlowitz. Bandschleifen von Nockenwellen. ATZ/MTZ – Sonderheft Fertigungstechnik 1993.
- [Fuh 80] Wolfgang Fuhrmann. Die Einlauf-Oberfläche-Untersuchungen an Nocken und Stößeln. MTZ 41 (1980) 6.
- [Fuh 85] Wolfgang Fuhrmann. Beitrag zur Kenntnis des Einlaufs von Nocken und Stößeln. MTZ 46 (1985) 4.

- [Gin 90] Jochen Ginsberg. Mechanische und tribologische Eigenschaften ein- und dreilagiger galvanischer Chromschichten in Abhängigkeit von deren Härte und Aufbau, VDI-Verlag GmbH Düsseldorf 1990.
- [Gla 92] William A. Glaeser. Materials for Tribology. Elsevier science publishers 1992.
- [Gol 86] Goldstein Y. E., Hismatullina N.S., Goldstein V.A., Mosina V.I. Struktur und Eigenschaften des verschleißbeständigen Gusseisens. Metallurgie und Wärmebehandlung der Metalle № 8, 1986.
- [Gol 88] Goldstein V.A. Entwicklung neuer Zusammensetzung und Technologie für die verschleißbeständigen Weißgusseisen. Dissertation. Minsk 1988.
- [Gor 88] Gorkunowa D.N. Lebensdauer der Maschinenelemente. „Maschinenbau“ Moskau 1988.
- [Gri 68] Grib V.V. Theoretische Grundlage mathematischer Modellierung der Formänderung der Bauteile unter Grenzreibung. UDK 621.891. Moskau 1968.
- [Gri 95] Grigorewich N.I. Prozesse der Graphitisierung und Strukturbildung der Gusseisen. Dissertation. Kiew 1995.
- [Gus 94] Gusenko Y.M. Auswirkung der Gleitgeschwindigkeit auf die Schmiereigenschaften der sich selbst generierenden organischen Filmen, die von der Kohlenwasserstoffen bei der Rollreibung gebildet worden. UDK 621.891. Kiew 1994.
- [Hab 68] L. Habraken ET J.-L. De Brouwer. Grundlagen der Metallographie. Presses Academiques Europeennes, S.C. Bruxelles 1968.
- [Hal 03] Halilow R. Systematische Analyse der Ventiltriebmechanismen. Baku 2003.
- [Hal 90] Rudolf Haller, Jürgen Kirschner. Untersuchungen zur Kinematik und Tribologie eines hochbelasteten Nocken-Rollenstößel-Triebes. MTZ 51 (1990) 4.
- [Has 08] Stephan Hasse. Gefüge der Gusslegierungen. Schiele & Schön Verlag, Berlin 2008.
- [Hec 83] Klaus Heck. Einfluss der Prozessführung beim Umschmelzhärten auf die Randschichteigenschaften von Nockenwellen aus ledeburitischem Gusseisen. Technische Universität München 1983.
- [Her 07] Hans Hermann Braess, Ulrich Seiffert. Vieweg Handbuch Kraftfahrzeugtechnik. ATZ/MTZ – Fachbuch 2007.
- [Hof 81] Peter Hofbauer. Nockenoptimierung für den Ventiltrieb von Fahrzeugmotoren. TH Wien 1981.
- [Hol 88] Jörg Holland und Christian Degenhardt. Untersuchung des Temperaturverhaltens von Nockentrieben. MTZ 49 (1988) 10.
- [Hol 93] J. Holland, A. Schmidt, Clausthal-Zellerfeld. Stößel-Rotation im Nocken-Flachstößel-System. Technologie +Schmierungstechnik 40 Jahrgang 1/1993.
- [htt 00] <http://www.metphys.mat>. Jörg F. Löffler, Peter J. Uggowitzner. Metallographie Lichtmikroskopie (12.2007).
- [htt 3] <http://www.autofieldguide.com/articles/099804.html> (12.2007).
- [htt 4] <http://www.metallograf.de> (03.2009).
- [Hüb 94] Hans-Günter Hübsch. Nocken mit Band schleifen. Carl Hanser Verlag, München 1994 Werrkstatt und Betrieb 127 (1994) 7– 8.
- [Hur 91] Hurshudow A.G. Auswahlverfahren der keramischen Werkstoffen für die Nocken-Gegenläufer-Paarungen. Dissertation. Institut für Maschinenebau Namen A.A. Blegonrawowa. Moskau 1991.
- [Iot 89] Iotow V.V., Kuzmenko L.Y., Tichonow A.K., Chumikow A.B. Moderne Wiederherstellungstechnologien der Nockenwelle der LKW Motoren. 621.431.73.004.67: 621.729.927 (048.83). Togliatti 1989.
- [Ipe 05] R. Ipek, B. Selcuk, The dry wear profile of cam shaft. Journal of Materials Processing Technology 168 (2005).

- [Izy 93] Izyumowa T.K. Entwicklung der verschleißbeständigen Aluminium und Chrom - Gusseisen unter Berücksichtigung der Strukturaufbau in der Verformungsschicht. Dissertation. Akademie der Wissenschaften der Ukraine. Institut für Probleme bei der Gießerei. Kiew 1993.
- [Jür 82] Jürgen Pleiss. Untersuchungen zur instationären Temperaturverteilung in geometrisch einfachen homogenen und geschichteten endlichen Körpern. Dissertation, Stuttgart 1982.
- [Kar 93] Karl-Heinz Schade. Lichtmikroskopie. Technologie und Anwendung. Mikroskopie und Systeme GmbH, Wetzlar 1993.
- [Kir 88] Jürgen Kirschner. Tribologische und kinematische Untersuchungen an einem Nocken -Rollenstößel-Trieb. Karlsruhe 1988.
- [Kna 90] Christen Knak. Diesel Motor Ships' Engines and Machinery. Text, Diagrams. Marine Management (Holdings) Ltd for the Institute of Marine Engineers 1990.
- [Kne 07] Andreas Knecht, Dirk Pohl, Wilhelm Hannibal. Vane Cam. Nockenwellenhersteller mit neuen Funktionalitäten. MTZ 01/2007 Jahrgang 68. St. 30– 37.
- [Kog 91] Kogaew V.P., Drosdow Y.N. Festigkeit und Verschleißbeständigkeit der Maschinenelemente. Moskau „Visschaya Schkola“ 1991.
- [Kom 88] Komarow O.S. Theoretische Grundlagen und Methoden zur Kontrolle der Struktur und Eigenschaften des Gusseisens bei den intensiv verschleißende Maschinenelemente. Dissertation. Minsk 1988.
- [Kop 96] W.U. Kopp, M. Kurz. Fortschritte in der Metallographie. DGM, Hamburg 1996.
- [Kor 87] Korzhow M.A., Meshkow V.A., Simulman A.G., Terentew B.A. Zustand, Konstruktionseigenschaften, Entwicklungsrichtung neuer VAZ Motoren. UDK 621.431.73 „313“ (048.8). Togliatti 1987.
- [Kra 71] Kragelski, I. W. Reibung und Verschleiß. Carl Hanser Verlag, München, 1971.
- [Kra 78] Kragelski I.V., Alisina V.V. Reibung, Verschleiß und Schmierung. Handbuch 1. Moskau „Maschinenbau“ 1978.
- [Kra 79] Kragelski I.V., Alisina V.V. Reibung, Verschleiß und Schmierung. Handbuch 2. Moskau „Maschinenbau“ 1979.
- [Kuh 09] Marcus Kuhn, Claus Hammerl. Diamantähnliche Kohlenstoff-Schichten für tribologische Anwendungen. Dünne Schichten Jahrg.63 (2009) 4.
- [Kuk 91] Kuksenowa L.I., Polyakowa A.A. Schmierstoffe und das Phänomen der selektiven Übertragung in Reibung. UDK 621.891, 1991.
- [Las 86] Lashmanow A.M. Optimieren der Randschicht der Gleitreibpaarungen. Dissertation. Moskau 1986.
- [Las 90] Laserschweißen. „Visschaya Schkola“ Moskau 1990.
- [Leb 89] Lebensdauer und Zuverlässigkeit der Maschinenelemente. Moskau 1989.
- [Lev 03] Lewitskiy N.I. Ventiltriebmechanismen. Maschinenbau 1964.
- [Lin 93] N.E. Lindsay, R.O. Carter, P.J. Schmitz, L.P.Haack, R.E.Chase, J.E. deVries and P.A.Willermont. Ford Motor Company, P.O.Box 2053,SRL S-3061, Dearborn, MI 48121, U.S.A. Spectrochimica Acta, Vol. 49A, No.13/14, pp. 2057 – 2070, 1993.
- [Lüd 03] U. Lüdtker, Ch. Karcher. Numerische Simulation eines Flüssigmetalltropfens unter dem Einfluss von Lorentzkräften. Internationales Wissenschaftliches Kolloquium Technische Universität Ilmenau 22 – 25 September 2003.
- [Lya 00] Lyakhovich L.S., Isakow S.A., Kartoschkin V.M., Pakhadnya V.P. Laserlegieren. Weißrussisches polytechnisches Institut, Mogilew Technologisches Institut, UDK 621.3.038.8: 621.785.5.
- [Man 02] Manfred D. Röhrle. Die Nockenwelle im Wandel der Zeit. MTZ 3/2002 Jahrgang 63.

- [Mat 03] Matthes K.J., Alaluss K. Anwendung der FEM beim Plasma Auftragschweißen hoch beanspruchter Bauteile. DVS 225, 2003.
- [Mat 94] Matinin V.B. Dissipation mechanischer Energie der Schmierfilm bei den Reibpaarungen der Maschinen. UDC 621.891. Abstract. Twer 1994.
- [Men 02] Günther Mendl, Greding. Motordynamik und ihre Interaktion zu Festigkeit, Ladungswechsel und Akustik. VDI Verlag GmbH Düsseldorf 2002.
- [Mer 08] Manfred Merkel, Karl-Heinz Thomas. Taschenbuch der Werkstoffe, Leipzig 2008.
- [Meu 06] Peter Meusburger. Leichtbau im Motorenbau mit gebauten Nockenwellen. MTZ 03/2006 Jahrgang 67.
- [Mew 94] Horst Mews, Henrik Brehler, Gerhard Maas, Johannes Seiffert, Jörg Lehmann. Dynamische Simulation von Ventiltrieben mit hydraulischem Spielausgleich. MTZ 55 (1994) 3.
- [Mul 03] Müller, K. P. Praktische Oberflächentechnik. 4. Auflage. Vieweg Verlag, Braunschweig; Wiesbaden, 2003.
- [Mus 01] Musayev, Y. B. Verbesserung der tribologischen Eigenschaften von Stahl/Stahl-Gleitpaarungen für Präzisionsbauteile durch Diffusionsmetallisieren im Vakuum. Dissertation/Universität Erlangen – Nürnberg. 2001.
- [Odi 87] Odinchow L.G. Verfestigung der Randschicht durch die plastische Verformung. Handbuch. Moskau „Maschinenbau“ 1987.
- [Ohn 07] Ohne Nockenwelle. Ein neues elektromechanisches Ventiltriebssystem von Valeo. MTZ 03/2007 Jahrgang 68.
- [Ose 63] Osechkiy B. M. Analyse und Synthese der flachen Nockenmechanismen. UDK 621.83(02) 621.01(075.8). Institut für Radioelektronik und Berg Elektromechanik, Moskau 1963.
- [Pet 93] Peter Giese. Numerische Simulation von Schweißprozessen für Stahl- und Gusseisenverbindungen. Dissertation, TU Clausthal 1993.
- [Pig 93] Oltwig Pigors. Werkstoffe in der Tribotechnik. Reibung, Schmierung und Verschleißbeständigkeit von Werkstoffen und Bauteilen, Leipzig – Stuttgart 1993.
- [Pol 88] Polyakow A.A., Tolokonnikow V.I., Ribakow L.M. Regulieren der Aktivität des Schmierstoffs für die verschiedenen kinematischen Reibpaarungen bei der selektiven Übertragung. Zeitschrift Maschinenbau № 5, 1988.
- [Pro 87] Prokopenko A.K. Selective Übertragung bei der Reibpaarungen der Haushaltgeräte. Legprombitizdat, Moskau 1987.
- [Reu 01] M. Reuter Allgemeine Grundlage. Fachhochschule, Hamburg, 2001.
- [Rib 88] Ribakowa L.M., Laschmanow A.M. Bewertung der Randschichtqualität des Gusseisens nach der thermischen Behandlung. UDK 669.13: 621.7.011. Zeitschrift Maschinenbau № 6, 1988.
- [Ros 61] Roslivkera E.G. Zahnradgetriebe und Ventiltriebmechanismen. (Herausgabe 5). NIITM, Rostow - Don 1961.
- [Rot 60] Rotbart G.A. Nockenmechanismen. Design, Dynamik und Herstellungspräzision. Sud-Promgiz, Leningrad 1960.
- [Sch 02] Torsten Schenkel. Thermische Konvektion in einem Zweischichtsystem bei horizontalem Temperaturgradienten, Dissertation. Karlsruhe 2002.
- [Sch 88] Schinkarenko I.T. Erhöhung der Effizienz der Ventiltriebmechanismen durch die komplexen Parameterauswahl. UDK 621.432 - 383. Lemberg 1988.
- [Sch 90] Hermann Schumann. Metallographie, Leipzig 1990.
- [Sch 91] Schuwalowa I.S. Automatisierte Werkstoffauswahlssysteme und Randschicht-Härten des Zahnrads. Dissertation. MADI, Moskau 1991.
- [Sch 97] Andreas Schmidt. Tribologie des Nocken-Flachstößelsystems. MTZ 58 (1997) 1.

- [Sei 96] Klaus Seim, Herbert Gropp, Peter Tenberge. Erhöhung der Sicherheit gebauter Nockenwellen durch Einsatz beschichteter Pressverbindungen. MTZ 57 (1996).
- [Ser 06] H. Sert, A. Can, H. Arikan, B. Selcuk, H. Toprak. Wear behavior of different surface treated cam spindles. Faculty of Technical Education, Gazi University, Besevler, Ankara, Turkey. 19 August 2004. Wear 260 (2006).
- [Sey 95] Seyed Kaziem, Said Nejad. Tribologische Eigenschaften einer neuen Gusseisenlegierungen mit einem Aluminiumgehalt von 20 – 25 %, Dissertation Berlin 1995.
- [Sol 90] Solowyew B.M. Härten und Wiederherstellung der Randschicht mittels konzentrierten Wärmequellen. UDK 686.4.631.3.004.67. Mechanisierung und Elektrifizierung der Landwirtschaft. Moskau, Agropromizdat 1990.
- [Spi 82] Klaus Spiegel. Beiträge zur Elastohydrodynamik bei Nocken-Stößel-Paarungen. Technische Universität Clausthal 1982.
- [Spr 09] Ulrike Springborn, Rolf Wäsche. Kohlenstoffnitrid-Schichten für industrielle Bauteil- und Werkzeuganwendungen, Aktenzeichen 14751 N, Abschlussbericht, Berlin 2009.
- [Tay 90] D.A. Taylor. Introduction to Marine Engineering. Butterworths 1990.
- [Tit 86] Andrea Titolo. Die variable Ventilsteuerung von Fiat. MTZ 47 (1986) 5. S. 185 – 188.
- [Tug 87] Tuguschew B.F. Technologische Gestaltung und Kontrolle der Eigenschaften komplexer Oberflächen, die durch die Auftragverfahren wiederhergestellt worden. Dissertation. Saratov 1987.
- [Uhe 85] Heinrich Uhe, Vlotho. Zur Reibung von Nockentrieben mit Flachstößeln. Reihe 1. Konstruktionstechnik/Maschinenelemente Nr.129. VDI-Verlag GmbH Düsseldorf 1985.
- [UTP 04] UTP Stabelektroden, Massivdrähte und -stäbe, Fülldrähte, UP-Drähte und UP-Pulver, Lote und Flussmittel, Metallpulver. Schweißzusatzwerkstoffe für Unterhalt, Reparatur und Fertigung, UTP Schweißmaterial GmbH 2004.
- [Ver 82] Verkhoturow A.D., Mukha I.M. Randschichthärtetechnologie durch Lichtbogenlegierung. Technik 1982.
- [Ver 90] Verschleißfrei. Sammlung der wissenschaftlichen Arbeiten. Rostow am Don, DGTU 1990
- [Vin 72] Vinogradow J.M. Reibung und Verschleiß der modifizierten Metalle. UDK-532.526. Verlag Nauka, Moskau 1972
- [Vla 88] Vladimirow V.I. Probleme bei der Reibung- und Verschleißphysik. Physik der verschleißbeständigen Metalloberflächen. Sammlung der wissenschaftlichen Arbeiten. Leningrad 1988.
- [Vla 93] Vladimirowna M.I. Optimale Modifikatoren für das Gusseisen mit Lamellengraphit. Dissertation. Moskau 1993.
- [Vol 07] Läßle Volker, Drube Berthold, Wittke Georg, Kammer Catrin. Werkstofftechnik Maschinenbau. Theoretische Grundlagen und praktische Anwendungen, Berlin 2007.
- [Wae 04] Rolf Waesche, Yarim Rasim, Klaffke Dieter, Hartelt Manfred. Oscillating Sliding Wear Behaviour of SiC, TiC, TiB₂, 59SiC-41TiB₂ and 52SiC-24TiC-24TiB₂ Materials up to 750 °C in Air. 14th International Colloquium Tribology, Tribology and Lubrication Engineering, 2004.
- [Wae 08] Rolf Waesche. Grundlagen der Schwingungverschleißprüfung. TAE Esslingen + GfT. Seminar: Reibung und Verschleiß von Werkstoffen, Bauteilen und Konstruktion, 2008.
- [Wei 03] Klaus Weinert, Michal Hagedorn. Herstellung gebauter Nockenwellen durch Aufweiten mit Walzwerkzeugen. MTZ 4/2003 Jahrgang 64.

- [Wer 90] Werkstofftechnik. Beschichtung hochbeanspruchter Bauteile. Verschleiß und Korrosionsschutz. VDI Verlag 866. Düsseldorf 1990.
- [Wha 92] A.J. Wharton, CEng FIMar E. Diesel Engines. Oxford, BH Newnes 1992.
- [Whe 00] D. Wheeler, C. Bailey, M. Cross. Modelling Solder Joint Formation and Surface Tension - Marangoni Phenomena. Centre for Numerical Modelling and Process Analysis, University Of Greenwich.
- [Wil 95] P.A. Willermet, D.P. Dailey, R.O. Carter III, P.J. Schmitz, W.Zhu, J.C.Bell, D.Park. The composition of lubricant – derived surface layers formed in a lubricated cam/tappet contact II. Effects of adding overbased detergent and dispersant to a simple ZDTP solution. Tribology International Volume 28 Number 3 May 1995.
- [Wit 92] Dieter Wittekopf, Harald Köchling, Otto Liesenberg, Klaus Peukert, Josef Sturm. Stahlguß- und Gußeisenlegierungen. Leipzig. Stuttgart 1992.
- [Woo 98] Doug Woodyard. Pounder's Marine Diesel Engines. Butterworth Heinemann 1998.

Curriculum Vitae

Persönliches.

Name. Shirzadov
 Vorname. Farhad Mähämmäd oglu
 Geburtsdatum. 08.03.1976
 Geburtsort und -land. Sugowuschan/ Bezirk Sabirabad, Aserbaidshon
 Staatsangehörigkeit. Aserbaidshoner
 Familienstand. ledig

Schulbildung.

1982 – 1993
 Mittelschule in Esedli, Aserbaidshon.
Abschluss. Abitur

Hochschulstudium.

09.1993 – 07.1997
 Aserbaidshon Technische Universität (AzTU)
Fachrichtung. Einsatz von Transportmitteln
Abschluss. Diplom – Bachelor

Magisterstudium.

09.1997 – 07.1999
 Aserbaidshon Technische Universität (AzTU)
Fachrichtung. Landbeförderungsmittel, Einsatz des Land- und
 Lufttransportes
Fach. Organisation der Verwaltung und der Beförderungen auf
 dem Transport (auf dem Kraftverkehr)
Abschluss. Diplom – MA

Seniorlaborant.

09.1999 – 03.2001
 Aserbaidshonische Technische Universität, Baku
 Lehrstuhl für Reparaturtechnologie und Zuverlässigkeit der
 Maschinen

Aspirant.

2000 - 2003
 Aserbaidshon Technische Universität, Baku
 Lehrstuhl für Reparaturtechnologie und Zuverlässigkeit der
 Maschinen

Ingenieur.

07.2002 – 02.2003
 Aserbaidshon, Baku, AzMotors Co LTD

Manager Technical Service.

07.2004 – 08.2005
 Aserbaidshon, Baku, AzerCobra Co LTD

Wissenschaftlicher

Mitarbeiter.

01.01.2004 – 01.08.2005
 Aserbaidshon Technische Universität, Baku
 Lehrstuhl für Maschinenbautechnologie

DAAD-Stipendiat

(Forscher).

01.08.2005 – 01.08.2006
 Deutschland, TU Berlin, Lehrstuhl für Füge- und
 Beschichtungstechnik,
 bei Prof. Dr.-Ing. Dr. h. c. Lutz Dorn

Promotionsstudent

01.11.2006 – 31.03.2012
 Deutschland, TU Berlin, Lehrstuhl für Füge- und
 Beschichtungstechnik,
 bei Prof. Dr.-Ing. Dr. h. c. Lutz Dorn und Prof. Dr.-Ing. Henning
 Meyer

Wissenschaftlicher

Mitarbeiter.

01.05.2008-01.08.2010
 Deutschland, TU Berlin, Lehrstuhl für Füge- und
 Beschichtungstechnik, bei Prof. Dr.-Ing. Dr. h. c. Lutz Dorn