

Christin Schubert

**Untersuchung zur Biegebruchfestigkeit und
Verschleißbeständigkeit auftraggeschweißter
vanadincarbidhaltiger Schichten im Vergleich zu
konventionellen Stählen und PM-Stählen**

eingereicht als

BACHELORARBEIT

an der

HOCHSCHULE MITTWEIDA (FH)
UNIVERSITY OF APPLIED SCIENCES

Fakultät Maschinenbau

Mittweida, 2010

Erstbetreuer:	Herr Prof. Dr.-Ing. F. Hahn
Zweitbetreuer:	Herr Dipl.-Ing. A. Gebert

Bearbeitungszeitraum: 15.05.2010 bis 15.08.2010

Bibliographische Beschreibung:

Schubert, Christin:

Untersuchung zur Biegebruchfestigkeit und Verschleißbeständigkeit auftragsgeschweißter vanadinkarbidhaltiger Schichten im Vergleich zu konventionellen Stählen und PM-Stählen.
2010. – 98 S.

Mittweida, Hochschule Mittweida (FH), Fakultät Maschinenbau,
Bachelorarbeit, 2010

Referat:

Ziel dieser Arbeit war die Ermittlung der Beigeeigenschaften, abrasiver Verschleißbeständigkeit und der Härte von auftragsgeschweißten carbidhaltigen Hartstoffschichten. Für die Auftragsgeschweißten Schichten wurde das Plasma-Pulver-Auftragschweißverfahren angewendet. Für die Ermittlung der Beigeeigenschaften wurde der statische 3-Punkt-Biegeversuch verwendet; die Verschleißbeständigkeit wurde über einen speziell entwickelten Schleifpapiertest ermittelt. Zur besseren Einordnung der Schichteigenschaften wurden diese mit konventionellen und PM-Werkzeugstählen verglichen. Die Ergebnisse wurden durch metallografische Untersuchungen ergänzt.

Inhaltsverzeichnis

Inhalt	I
Abkürzungsverzeichnis	III
Abbildungsverzeichnis	V
Tabellenverzeichnis	VII
1 Einleitung	1
2 Zielstellung/Aufgabenstellung	2
3 Verschleißbeständige Werkstoffe	3
3.1 Unterteilung	3
3.2 Werkzeugstähle	4
3.2.1 Schnellarbeitsstähle	4
3.2.2 Warmarbeitsstähle	5
3.2.3 Kaltarbeitsstähle	6
3.2.4 Anwendungsgrenzen	7
3.3 Pulvermetallurgische Stähle	8
3.4 Werkstoffe zum Oberflächenbeschichten	9
3.4.1 Grundlagen	9
3.4.2 Das Legierungssystem Fe-Cr-V-C	11
3.4.2.1 Martensitische Werkstoffvarianten	11
3.4.2.2 Austenitische Varianten	15
4 Auftragschweißen	16
4.1 Allgemeines	16
4.2 Plasma-Pulver-Auftragschweißen	17
5 Charakterisierung der Eigenschaften von Beschichtungen	21
5.1 Verschleißbeständigkeit	21
5.2 Metallfestigkeit	24
6 Versuchsdurchführung	25
6.1 Untersuchte Werkstoffe	25
6.1.1 Konventionelle Werkzeugstähle und PM-Stähle	25
6.1.2 Schweißzusatzwerkstoffe	26
6.2 Probenvorbereitung	32
6.2.1 Trägerwerkstoff	32
6.2.2 Mechanische Fertigung	33
6.2.2.1 Rohteil	33
6.2.2.2 Auftragschweißen	33
6.2.2.3 Thermische Nachbehandlung	35
6.2.2.4 Hartbearbeitung	38
6.3 Prüftechnische Untersuchung	40
6.3.1 Der statische 3-Punkt-Biegeversuch	40

6.3.2 Der Schleifpapiertest	45
6.3.3 Härtemessung nach Rockwell.....	48
6.3.4 Metallografie.....	49
7 Ergebnisse	51
7.1 Schichtqualität	51
7.2 Härtemessung nach Rockwell (HRC)	55
7.3 Biegebruchfestigkeit	56
7.4 Biegefließgrenze	58
7.5 Plastischer Anteil der Bruchdurchbiegung.....	60
7.6 Verschleißbeständigkeit.....	61
7.7 Metallografie	63
8 Diskussion der Ergebnisse und Schlussfolgerungen.....	77
9 Zusammenfassung	78
10 Literaturverzeichnis.....	80
11 Anhang	83
11.1 Fräsparemeter	83
11.2 Schleifparameter	84
11.3 Berechnungsformeln 3-Punkt-Biegeversuch	85
11.4 Protokoll der RC3 als Beispiel	86
11.5 Kraft-Durchbiegungs-Diagramm der RC3 als Beispielkurve.....	87
11.6 Protokoll der Fe-CrV15+6%Ni als Beispiel	88
11.7 Spannungs-Durchbiegungs-Kurve der Fe-CrV15+6%Ni.....	89
12 Erklärung	90

Abkürzungsverzeichnis

Al ₂ O ₃	Aluminiumoxid
Ar	Argon
C	Kohlenstoff
Cr	Chrom
Fe	Eisen
Fe-V12	X 280 VCrMo 12 5
Fe-CrV15	X 440 CrVMoNi 17 15
H ₂	Wasserstoff
He	Helium
HRC	Härte nach Rockwell Scala C
HV	Härte nach Vickers
Massen-%	Masseprozent
Mn	Mangan
Mo	Molybdän
Ni	Nickel
PM-Stahl	Pulvermetallurgischer Stahl
Pro %	pro Prozent
PTA	plasma transmitted arc welding (Plasma-Pulver-Auftragschweißen)
REM	Rasterelektronenmikroskop
Si	Silicium
SiC	Siliciumcarbid
SiO	Siliciumoxid

t	Tonnen
V	Vanadium
Vol.-%	Volumenprozent
W	Wolfram
WIG	Wolfram-Inertgas-Verfahren
WPL	Wolfram-Plasmalichtbogen-Verfahren
WPS	Wolfram-Plasmastrahl-Verfahren
WPSL	Wolfram-Plasmastrahl-Plasmalichtbogen-Verfahren

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Gefüge Fe-V12 angelassen	12
Abbildung 2: Gefüge Fe-CrV15 (NT) angelassen	13
Abbildung 3: Gefüge Fe-CrV15 angelassen	13
Abbildung 4: Gefüge Fe-CrV15Mo20 angelassen	14
Abbildung 5: Varianten des Plasmaschweißen [7]	17
Abbildung 6: Plasma-Pulver-Auftragschweißbrenner (WPL)	18
Abbildung 7: Plasma-Pulver-Auftragschweißanlage (WPL)	19
Abbildung 8: Tribosystem nach DIN 50320 [10]	22
Abbildung 9: Die 4 Hauptverschleißmechanismen nach DIN 50320 [11]	23
Abbildung 10: Fe-V12-Pulver	27
Abbildung 11: Fe-CrV15-Pulver	28
Abbildung 12: RC3-Pulver	29
Abbildung 13: Fe-CrV15Mn15-Pulver	30
Abbildung 14: Fe-CrV15Mo20-Pulver	31
Abbildung 15: Stahl S355J2+C	32
Abbildung 16: Fe-V12 Gefüge geschweißt	35
Abbildung 17: Gefüge Fe-V12 angelassen	36
Abbildung 18: Vanadiumcarbidausbildung Fe-CrV15 angelassen	36
Abbildung 19: Carbidausbildung Fe-CrV15 angelassen	37
Abbildung 20: Blech nach Wasserstrahlschneiden mit Eisenoxidbildung	38
Abbildung 21: schematisches Kraft-Durchbiegungs-Diagramm	41
Abbildung 22: Rohteil für Biegeproben	42
Abbildung 23: fertige geschnittene Biegeplatte	42
Abbildung 24: Biegevorrichtung des 3-Punkt-Biegeversuchs	43
Abbildung 25: Belastungsschema zum statischen 3-Punkt-Biegeversuch [23] ..	44
Abbildung 26: Schema des Versuches mit dem Biegemomentenverlauf [23] ..	44
Abbildung 27: Schema des Schleifpapiertestes	45
Abbildung 28: Probenhalter mit Prüfkörper	46
Abbildung 29: Schleifpapierprüfgerät	47
Abbildung 30: Schleifriffen	47
Abbildung 31: Legierung Fe-V12	51
Abbildung 32: Legierung Fe-CrV15+6%Ni	52
Abbildung 33: Legierung Fe-CrV15Mn15	52
Abbildung 34: Legierung RC3	53
Abbildung 35: Legierung Fe-CrV15	53
Abbildung 36: Legierung Fe-CrV15Mo20	54
Abbildung 37: Härteprüfung nach Rockwell (HRC)	55
Abbildung 38: Biegebruchfestigkeit R_{bB} [N/mm ²] aller Werkstoffe	56
Abbildung 39: Biegebruchfestigkeit R_{bB} [N/mm ²] Beschichtungen	57

Abbildung 40: Biegebruchfestigkeit R_{bB} [N/mm ²] Stähle	57
Abbildung 41: Biegefließgrenze R_{bf} [N/mm ²] aller Werkstoffe	58
Abbildung 42: Biegefließgrenze R_{bf} [N/mm ²] Beschichtungen	59
Abbildung 43: Biegefließgrenze R_{bf} [N/mm ²] Stähle	59
Abbildung 44: plastische Anteil der Bruchdurchbiegung f_{pl} [mm]	60
Abbildung 45: Masseabtrag m_{ab} [mg/(min*cm ²)] aller Proben	61
Abbildung 46: Masseabtrag m_{ab} [mg/(min*cm ²)] Beschichtungen	62
Abbildung 47: Masseabtrag m_{ab} [mg/(min*cm ²)] Stähle & PM-Stähle	62
Abbildung 48: Fe-V12; Carbidverteilung.....	63
Abbildung 49: Fe-V12 angelassen	64
Abbildung 50: Fe-V12 geschweißt	64
Abbildung 51: Fe-CrV15+6%Ni	65
Abbildung 52: Fe-CrV15+6%Ni	65
Abbildung 53: Fe-CrV15+6%Ni	66
Abbildung 54: Fe-CrV15Mn15	67
Abbildung 55: Fe-CrV15Mn15	67
Abbildung 56: RC3.....	68
Abbildung 57: RC3.....	69
Abbildung 58: Fe-CrV15.....	69
Abbildung 59: Fe-CrV15.....	70
Abbildung 60: Fe-CrV15Mo20.....	70
Abbildung 61: Fe-CrV15Mo20.....	71
Abbildung 62: S6-5-2 angelassen	71
Abbildung 63: S6-5-2 angelassen	72
Abbildung 64: X38CrMoV5-1 angelassen	72
Abbildung 65: X155CrMoV5-1 angelassen	73
Abbildung 66: CPM 10V.....	74
Abbildung 67: CPM 10V angelassen	74
Abbildung 68: CPM 15V.....	75
Abbildung 69: CPM 15V angelassen	75
Abbildung 70: ASP 2023	76
Abbildung 71: ASP 2023 angelassen	76

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Die Richtzusammensetzung der einzelnen Legierungen	11
Tabelle 2: Richtwerte für austenitische Varianten	15

1 Einleitung

Weltweit werden jährlich knapp 1.200 Mio. Tonnen Rohstahl erzeugt, davon allein 32,7 Mio. Tonnen in Deutschland. Stahl ist in der heutigen Zeit einer der wichtigsten Werkstoffe in der industriellen Anwendung. Stähle werden häufig zur Herstellung von Maschinenbauerzeugnissen, Werkzeugen, Autokarosserien und anderen Gegenständen des Alltags verwendet. Außerdem wird Stahl im große Maß im Hoch- und Tiefbau genutzt. [1]

Unlegierter Stahl genügt jedoch oftmals nicht den Anforderungen gegenüber Korrosion, Verschleiß und Einsatzbeanspruchungen. Durch zulegieren von eigenschaftsverbessernden Elementen, wie z.B. Nickel, Chrom, Wolfram, Molybdän, Vanadium und Mangan, werden Eigenschaften gezielt verbessert und angepasst. Durch eine nachträgliche Wärmebehandlung erreichen die Stähle ihre Endeneigenschaften.

Derzeit sind die legierungsseitigen und fertigungstechnischen Möglichkeiten bei der Herstellung konventioneller Stähle nahezu ausgereizt. Daher wurde nach neuen Technologien und Lösungen geforscht. Aus diesem Grund wurden Verbundwerkstoffe mit Beschichtung an den beanspruchten Oberflächenbereichen entwickelt.

Es existiert eine Vielzahl an Beschichtungsverfahren und Werkstoffen, welche je nach Beanspruchung eingesetzt werden können. Gleichzeitig ermöglichen Beschichtungsverfahren den Einsatz höher legierter Werkstoffe bzw. reiner Hartstoffe. Diese besitzen wesentlich bessere Verschleißeneigenschaften.

Das Plasma-Pulver-Auftragschweißverfahren ist nur eine Möglichkeit um Werkstoffe zu beschichten. Durch den schweißmetallurgischen Verbund können hohe Haft- und Schichtfestigkeiten bei gleichzeitig hohem Verschleißvorrat erzielt werden.

Um ein Vergleich zwischen konventionellen Werkzeugstählen, pulvermetallurgisch hergestellten Werkzeugstählen und den verschleißbeständigen Hartbeschichtungen mittels PTA-Verfahren ziehen zu können, sollten im Rahmen dieser Arbeit die Eigenschaften geprüft und Schlussfolgerungen für die Anwendung abgeleitet werden.

2 Zielstellung/ Aufgabenstellung

Mit dem Auftragschweißen existiert eine effektive Möglichkeit der Optimierung von Bauteileigenschaften verschleißbeanspruchter Bauteile. Entsprechend der angreifenden Kräfte kann ein hinsichtlich Festigkeit/Zähigkeit angepasster Trägerwerkstoff ausgewählt werden, der ein Bauteilversagen durch Verformung oder Bruch vermeidet. Der Schichtwerkstoff lässt sich dadurch optimal an den Verschleißangriff anpassen.

Zur Charakterisierung der Eigenschaften von Verschleißschutzbeschichtungen müssen zwei wichtige Kenngrößen ermittelt werden:

- Verschleißwiderstand
- Bruch- bzw. Ausbruchsicherheit

Zur Ermittlung der Verschleißbeständigkeit existiert der Schleifpapiertest, der bei CeWOTec für auftraggeschweißte Beschichtungen entwickelt und optimiert wurde. Die Festigkeits- / Zähigkeitseigenschaften lassen sich bei den verwendeten höher carbidhaltigen und damit spröden Werkstoffen sehr gut über den statischen 3-Punkt-Biegeversuch charakterisieren.

Für das Auftragschweißen soll das Plasma-Pulver-Verfahren eingesetzt werden, dass aufmischungsarme einlagige Beschichtungen und durch pulverförmige Zusatzwerkstoffe höchste Carbidanteile ermöglicht.

Im Rahmen dieser Abschlussarbeit sollen verschiedene Verschleißschutz-Auftragschweißwerkstoffe, die bei CeWOTec im Rahmen der Forschungstätigkeit neu entwickelt wurden, hinsichtlich der vorgenannten Eigenschaften charakterisiert und mit in der Auftragschweißtechnik üblichen Werkstoffen sowie verschleißfesten Werkzeug- und Schnellarbeitsstählen bis zu pulvermetallurgisch hergestellten Werkstoffvarianten verglichen werden.

Entsprechend der zur Verfügung stehenden Bearbeitungszeit ist ein Versuchsprogramm zu erarbeiten, dass eine ausreichende Vergleichbarkeit und statistische Absicherung der Messergebnisse gewährleistet.

Die Ergebnisse sind durch Härtemessungen und metallografische Untersuchungen zur Carbidkorn- und Matrixgefügeausbildung zu ergänzen.

Die verwendeten mechanischen Prüfverfahren sind auf Basis einer umfassenden Literaturlauswertung zu charakterisieren.

Aus den Versuchsergebnissen sollen typische Anwendungsfälle der geprüften auftraggeschweißten Neuentwicklungen abgeleitet werden.

3 Verschleißbeständige Werkstoffe

3.1 Unterteilung

Schnellarbeitsstähle, Warmarbeitsstähle und Kaltarbeitsstähle gehören zu der Gruppe der Werkzeugstähle, die durch konventionelle Fertigung hergestellt werden. Der Legierungsgehalt und die Eigenschaften sind immer auf die konkreten Anwendungsgebiete abgestimmt. Grenzen ergeben sich lediglich durch die schlechte Umformbarkeit und Sprödigkeit hochlegierter Varianten. [2] vgl. S.422f.

Sonderformen der konventionell hergestellten Stähle sind die pulvermetallurgischen Werkzeugstähle. Durch die Herstellung über Sinter- und Pressprozesse mit einer geringen nachträglichen Umformung, kann der Legierungsgehalt dieser Stähle höher gewählt werden.

Bei Beschichtungswerkstoffen können je nach Beschichtungsverfahren reine Hartstofflegierungen oder heterogene hartstoffhaltige Legierungen eingesetzt werden. Zu den reinen Hartstoffbeschichtungen zählen Titancarbid oder Titannitrit, die mittels PVD- oder CVD-Verfahren aufgetragen werden.

In der Auftragschweißtechnik hingegen werden typischerweise heterogene Hartstofflegierungen angewendet. Je nach Einsatzgebiet werden Eisen-, Nickel- oder Cobaltbasiswerkstoffe mit arteigenen oder artfremden Hartstoffen verwendet. Verbreitet sind Eisen-Chrom-Legierungen mit bis zu 30% Chromgehalt, Nickel-Chrom-Bor-Silicium-Legierungen unterschiedlicher Härte oder Nickel-Bor-Silicium-Legierungen mit Zusatz von Wolframschmelzcarbid sowie Cobalt-Legierungen (Stellite®) mit hoher Warmfestigkeit und Korrosionsbeständigkeit.

Neuentwicklungen für das Auftragschweißen besitzen Kaltarbeitsstahl-ähnliche Zusammensetzungen mit Vanadiumcarbid als Hartstoff.

3.2 Werkzeugstähle

3.2.1 Schnellarbeitsstähle

Die Schnellarbeitsstähle sind hochlegierte Stähle, die höhere Gehalte an Kohlenstoff, Wolfram, Molybdän, Chrom und Vanadium für die Carbidbildung sowie Cobalt für die Verbesserung der Warmfestigkeit besitzen. Durch das Zulegieren dieser Elemente werden die Eigenschaften der Stähle deutlich verbessert, so kann z.B. die Verschleißbeständigkeit durch höhere Carbidgehalte positiv beeinflusst werden. Durch die hohen Legierungsgehalte zeigen diese Werkstoffe bei der Wärmebehandlung einen Sekundärhärteeffekt. Das bedeutet, dass es oberhalb einer Anlasstemperatur von 500°C zu Carbidausscheidungen an den Korngrenzen und damit zu einer weiteren Härtesteigerung kommt. Diese ist für die Schneidhaltigkeit der Werkzeuge verantwortlich. Die Härte von 64-66 HRC bleibt auch bei kurzzeitig thermischer Belastung bis 600°C während des Einsatzes bestehen. [2] vgl. S.425-426

Der HSS-Stahl, auch Hochleistungs-Schnittstahl genannt, wird meist im Bereich der Industrie für Zerspanungswerkzeuge wie Fräser und Fräserzähne, Schneideisen und Bohrer eingesetzt. Bei „schweren“ Schnitten werden Co-haltige Werkstoffvarianten eingesetzt. [3] vgl. S.179

Im Einsatzgebiet der Schnellarbeitsstähle ist der abrasive Verschleiß die häufigste Ursache für den Ausfall der Werkzeuge. Um die Verschleißbeständigkeit dieser Stähle weiter zu verbessern, kann die Oberfläche der Werkzeuge nitriert werden. Dadurch wird eine sehr dünne Stickstoff-Diffusionsschicht gebildet. [2] vgl. S. 426

3.2.2 Warmarbeitsstähle

Warmarbeitsstähle sind genau wie Schnellarbeitsstähle legierte Stähle. Typische Legierungselemente für diese Stahlgruppe sind Chrom, Vanadium, Molybdän und Wolfram, die eine Verbesserung der Warmfestigkeit bewirken. Nickel wird zur Verbesserung der Zähigkeit zugegeben. Der Kohlenstoffgehalt liegt mit 0,3%-0,65% relativ niedrig um größere Mengen an ausgeschiedenen Carbiden zu vermeiden. Die Carbidausscheidungen würden zu einer Verringerung der Warmfestigkeit führen. Die Dauerfestigkeit wird jedoch durch das Element Silicium erhöht. Diese Werkstoffe werden meist bei Temperaturen oberhalb 200°C zum Einsatz gebracht. [3] vgl. S.177 [4] vgl. S.188

Die Gebrauchseigenschaften dieser Stähle werden durch eine Wärmebehandlung eingestellt. Wichtig ist eine hohe Anlasstemperatur um ein Erweichen der Stähle im Einsatz zu vermeiden. Dabei kommt es zur Ausbildung feinsten Carbide im Gefüge, die für eine gute Warmfestigkeit notwendig sind. Dabei bestimmt der Anteil der Legierungselemente wie viele Carbide gebildet werden. Auch die Bildung von Sekundärcarbiden ist ein wichtiger Teil, welcher zur Festigkeit der Stähle beiträgt. [3] vgl. S.177

Die Warmarbeitsstähle kommen typischerweise in der Warmumformtechnik zum Einsatz, z. B. für die Herstellung von Formen und Matrizen, sowie für Pressdornen und Gesenke. [4] vgl. S.188

3.2.3 Kaltarbeitsstähle

Die Kaltarbeitsstähle können in legierter und unlegierter Form vorkommen. Die unlegierten Kaltarbeitsstähle haben eine Zusammensetzung von 0,25%-0,5% Silicium, 0,5%-0,8% Mangan und einen Anteil von 0,6%-1,5% Kohlenstoff. Damit sind die Stähle überwiegend übereutektoid. Dabei ist die Zähigkeit stark von Kohlenstoffgehalt abhängig. Der übereutektoiden Stahl ist durch den hohen Carbidgehalt verschleißbeständiger. [4] vgl. S.186-187

Der unlegierte Werkzeugstahl wird oftmals aus Kostengründen bei niedriger Beanspruchung eingesetzt. Die Wärmebehandlung erfordert auf Grund der hohen kritischen Abschreckgeschwindigkeit eine schroffe Abkühlung. Dabei kann es zu großen Spannungen im Bauteil bis hin zur Rissbildung kommen. Bei einer Erwärmung über 250°C kommt es bereits zum Härteabfall. In diesen Fällen werden meist legierte Varianten eingesetzt. [4] vgl. S.186-187

Bei legierten Kaltarbeitsstählen werden dem Stahl bestimmte Elemente zugemischt um die gewünschten Eigenschaften zu erzielen. Diese sind unter anderem Chrom, Molybdän, Vanadium und Wolfram. In Verbindung mit Kohlenstoff bilden diese Elemente Carbide. Durch dieses Zulegieren von speziell abgestimmten Elementen kann sowohl die Härtebarkeit, als auch die Verschleißbeständigkeit gesteigert und je nach Einsatzgebiet angepasst werden. Aber auch hier sollte eine Einsatztemperatur von 300°C nicht überschritten werden. [4] vgl. S.186-187

Die mechanische Verarbeitung dieser Stähle ist schwieriger wie die der unlegierten Stähle. Bei der Wärmebehandlung sollten diese Stähle langsam und allmählich erwärmt werden, da durch das Zulegieren der Elemente die Wärmeleitfähigkeit sinkt. [4] vgl. S.186-187

Bei Kaltarbeitsstählen spielt im Gegensatz zu Warmarbeitsstählen die Schweißbarkeit und die Kaltumformbarkeit eine wesentliche Rolle. In der Industrie sind die Kaltarbeitsstähle in einer Vielzahl von Anwendungen zu finden, z.B. beim Einsatz als Werkzeug für das Kaltfließpressen, in den Bereich der Handwerkzeuge oder aber auch verschleiß- und festigkeitsbeanspruchten Maschinenbauteilen. [2] vgl. S.423

3.2.4 Anwendungsgrenzen

Ein Werkzeug bzw. Bauteil sollte eine an den Beanspruchungsfall angepasste Härte und Verschleißbeständigkeit besitzen. Mit zunehmendem Legierungs- und Carbidgehalt von übereutektoiden Stählen steigt auch die Verschleißbeständigkeit an. Gleichzeitig sinken aber die Umformbarkeit und Zerspanbarkeit, die Sprödbruchgefahr steigt. Derzeit sind die Grenzen der Legierbarkeit konventioneller Stähle erreicht. Eine weitere Steigerung des Carbidgehaltes durch weiteres Zugeben von Chrom, Wolfram, Molybdän oder Vanadium ist nicht mehr möglich. Die Verbesserung der Eigenschaften ist somit auch an die Grenzen gestoßen. Aus diesem Grund wurden neue Fertigungsverfahren und Oberflächenbeschichtungen entwickelt.

Bei Beschichtungen ist es möglich die Beanspruchung des Bauteils auf verschiedene Werkstoffe zu verteilen. Ein zäher und auf die Festigkeitsbeanspruchung des Bauteils abgestimmter Trägerwerkstoff nimmt die angreifenden Kräfte auf und vermeidet einen Bauteilbruch. Die Beschichtung kann dann optimal auf die Verschleißbeanspruchung abgestimmt werden.

3.3 Pulvermetallurgische Stähle

Da den immer größer werdenden Anforderungen an konventionelle Stähle durch fertigungstechnische Grenzen nicht mehr entsprochen werden konnte, wurden pulvermetallurgische Stähle entwickelt. Die Herstellung des Stahles ist von der Fertigung der Keramik abgeleitet. Der Pulvermetallurgische Stahl wird nach DIN 8580 in das Urformen eingeordnet. Die veränderte Herstellung ermöglicht höhere Legierungs- und Carbidgehalte. [2] vgl. S. 101f.

Die Vorteile dieser veränderten Herstellung gegenüber konventionellen Stählen liegen in der Homogenität und feinkörnigeren Carbidausbildung, der hohen Maßhaltigkeit und der geringen Nacharbeit. Derzeit können nur Halbzeuge hergestellt werden, die mechanisch auf die Endform gebracht werden müssen.

Die Herstellung der PM-Stähle erfolgt über, das Verdüsen der legierten Werkstoffe und Weiterverarbeitung mittels Pressen und Sintern der Werkstoffe. Zur Erhöhung der Dichte der Werkstoffe wird das heißisostatische Pressverfahren mit anschließender Sinterbehandlung und Umformung eingesetzt. Das Sintern im Ofen erfolgt knapp unterhalb der Schmelztemperatur des Werkstoffes. Als Umformverfahren werden das Schmieden und Walzen bzw. das Strangpressen eingesetzt, wie es bei den getesteten Werkstoffen CPM10V, CPM15V und ASP 2023 der Fall war. [2] vgl. S. 101f.

Die Gebrauchseigenschaften werden durch eine Wärmebehandlung der fertigen Bauteile eingestellt. Die Parameter müssen auf den Legierungsgehalt abgestimmt werden. Die höchstlegierten Varianten zeigen bei der Anlassbehandlung einen Sekundärhärteeffekt und sind bis zur Anlass temperatur thermisch beständig.

Anwendung finden diese Stähle bei Matrizen, Stempeln, Bohrern, Fräsern und weiteren Werkzeugen.

Nachteilig wirkt sich die schwierige mechanischen Bearbeitbarkeit der pulvermetallurgischen Stähle aus. Da derzeit nur massive Halbzeuge gefertigt werden können, ist die Fertigung und Herstellung sehr kostenintensiv. Die hohen Kosten der pulvermetallurgischen Werkzeuge können durch eine partielle Oberflächenbeschichtung verschleißbeanspruchter Bereiche vermieden und gesenkt werden. Insbesondere das Auftragschweißen ermöglicht die Herstellung von Verbundbauteilen mit hoher Haftfestigkeit und hohem Verschleißvorrat. [2] vgl. S. 101f.

3.4 Werkstoffe zum Oberflächenbeschichten

3.4.1 Grundlagen

Die Anforderungen an die Werkzeugwerkstoffe steigen ständig. Die eingesetzten Werkzeuge bzw. Bauteile sollen immer härter und verschleißbeständiger werden. Dadurch wird die Lebenszeit verlängert und die Kosten für Reparaturen oder sogar Neuanschaffungen werden dadurch geringer, der Betrieb kann in diesem Bereich Kosten sparen.

Je nach Einsatzgebiet wird die Zusammensetzung der Stähle ausgewählt und optimiert. Hochlegierte Stähle werden unter anderem zu Werkzeugen verarbeitet. Die Fertigung und Produktion dieser Erzeugnisse ist meist aufwendig und kostenintensiv. Um die Kosten zu senken und die Standzeit der Werkzeuge zu erhöhen, werden diese meist noch beschichtet, um die zum Einsatz kommenden Schneiden und Flächen besser zu schützen.

Die aufgetragenen Schichten können entweder Dünnschichten oder Dickschichten sein. Für diese Arbeit sind dicke verschleißbeständige Hartbeschichtungen von Interesse. Diese werden z.B. mit Hilfe des Plasma-Pulver-Auftragschweißen hergestellt. Auf den Grundwerkstoff wird ein Metallpulver aufgetragen, welches sich durch das Auftragschweißen verflüssigt und eine schmelzmetallurgische verbundene Schicht auf dem Werkstoff bildet.

Die verwendeten Pulver werden durch Verdüsen hergestellt. Die Herstellung der Pulver erfolgt in einem geschlossenen Behälter. Dabei wird ein flüssiger dünner Metallstrahl zerstäubt, meist durch ein inertes Gas (Argon oder Stickstoff) oder aber, in der Schweißtechnik selten verwendet, durch Wasser. Die entstehende Form der Körner richtet sich dabei nach der Geschwindigkeit der Abkühlung und nach dem Verdüsungsmittel. Es gibt zwei Formen der Pulverteilchen, die spritzige und die kugelige Form. Erstere entsteht durch die Abkühlung mit Wasser, da die Teilchen sehr schnell erstarren. Die Folge ist eine große spezifische Oberfläche. Durch diese Form der Pulverteilchen und durch die Herstellung mit Wasser ist der Sauerstoffgehalt höher als bei Gasverdüsung und die Rieselfähigkeit der Partikel ist schlecht. Gasverdünste Partikel sind kugelig und besitzen einen niedrigen Sauerstoffgehalt. Die gute Rieselfähigkeit begünstigt die Weiterverarbeitung der Pulver. [5]

Um eine saubere und fehlerfreie Beschichtung zu erzeugen, muss das Pulver auf eine Korngröße zwischen 50 bis 200 µm ausgesiebt werden. [5]

Je nach Anforderung an die Eigenschaften werden Pulver auf Eisen-, Nickel- oder Cobaltbasis verwendet. Nickel- und Cobaltbasiswerkstoffe enthalten arbeitsfähige Hartstoffe. Diese werden aus der Schmelze ausgeschieden. Zur weiteren Erhöhung der Verschleißbeständigkeit können auch artfremde Hartstoffe zugesetzt werden. Typisch hierfür ist Wolframschmelzkarbid.

Eisenbasiswerkstoffe können unterschiedlich legiert werden. Häufig werden Fe-Cr-Werkstoffe mit hohem Kohlenstoffgehalt angewendet.

Neuentwickelte Fe-Basiswerkstoffe besitzen eine Kaltarbeitsstahl-ähnliche Matrixzusammensetzung durch Legieren mit Chrom, Molybdän und Kohlenstoff. Als Hartstoff dient Vanadiumcarbid. Als Grundlage dienen das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm und die ZTU-Schaubilder der verwendeten Legierungszusammensetzungen, sowie die thermochemischen Gleichgewichte der Carbidebildner.

Vanadium besitzt eine hohe Affinität gegenüber Kohlenstoff, so dass sich primär Vanadiumcarbid aus der Schmelze ausscheidet. Das komplexe Legierungssystem Fe-Cr-V-Mo-C kann dadurch bei der theoretischen Betrachtung in 2 Teile zerlegt werden:

- Das Carbidsystem Vanadium-Kohlenstoff
Vanadium bildet das Monocarbid VC und bindet dadurch ca. 0,2% Kohlenstoff pro % Vanadium. Bei ungenügendem Kohlenstoffgehalt wird jedoch das Vanadium in der Matrix gelöst und führt zur Bildung von ferritischen Gefügen. Eine Martensitbildung wird dadurch verhindert. Aus diesem Grund muss der Kohlenstoffgehalt exakt auf den Vanadiumgehalt abgestimmt werden.
- Die komplexe Legierung Eisen-Chrom-Molybdän-Kohlenstoff.
Beim Auftragschweißen werden Chrom und Molybdän weitestgehend in der Matrix gelöst. Der über die Vanadiumcarbidbildung hinaus vorhandene Kohlenstoff steht für die martensitische Bildung des Matrixgefüges zur Verfügung. Durch die thermische Nachbehandlung (Anlassen bei 500-550°C) wird der Restaustenit entspannt und es scheiden sich teilweise Sekundärcarbide (Chromcarbide) aus. Diese führen zu einem Sekundärhärteeffekt.

Durch Nickel- oder Mangangehalte über 6% wird die Martensitbildung unterdrückt und es entsteht eine austenitische Matrix. Diese kann auf Grund der höheren Zähigkeit und Warmfestigkeit vorteilhaft in bestimmten Einsatzgebieten eingesetzt werden.

3.4.2 Das Legierungssystem Fe-Cr-V-C

3.4.2.1 Martensitische Werkstoffvarianten

Die auftraggeschweißten Legierungen Fe-V12, Fe-CrV15, Fe-CrV15Mo20 sind alle martensitische Werkstoffvarianten.

Tab1: Die Richtzusammensetzung der einzelnen Legierungen.

	C [%]	V [%]	Cr [%]	Mo [%]	Mn [%]	Si [%]	Ni [%]	Fe	Härte [HRC]
Fe-V12	2,8	12,0	4,5	1,3	0,8	0,9		Rest	>60-64
Fe-CrV15	4,2	15,0	15,0	1,3	0,9	0,9	0,0	Rest	63-65
Fe-CrV15Mo20	3,6	12,2	22,5	13,5	-	1,2	2,8	Rest	ca. 60

Diese Gefüge besitzen eine martensitische bzw. chrommartensitische Matrix. Das heißt das Grundgefüge dieser Legierung besteht aus Martensit mit Anteilen an Restaustenit. Die Legierungsbestandteile Eisen, Vanadium, Molybdän und Chrom bilden untereinander keine spröden intermetallischen Phasen. Durch die martensitische Härtung ist eine hochfeste Beschichtungsmatrix möglich. Der Matrix-Kohlenstoffgehalt bestimmt die Härte und die Festigkeit der Beschichtung.

Die Verschleißbeständigkeit der Schicht wird durch den Vanadiumcarbidgehalt bestimmt. Der Carbidgehalt beträgt bei einer Legierung Fe-V12 ca. 20 Vol.% und bei einer Fe-CrV15 Legierung ca. 30 Vol.%. Die Carbidhärte liegt bei 2800HV. Das Carbid verhält sich beim Schweißen der Schicht nahezu inert. Bei Überhitzung der Schmelze gelöstes Vanadiumcarbid scheidet sich wieder als Monocarbid aus. Das heißt, eine Mischcarbidbildung findet nicht statt. Das primär ausgeschiedene Carbid wirkt als Kristallisationskeim. Es bildet sich ein feinkörniges Gefüge mit unvollständigem eutektischem Netzwerk aus. In der Abbildung 1 ist dies deutlich sichtbar. Die hellen kugeligen Stellen im Gefüge sind die nicht angeätzten Vanadiumcarbide. Der Rest ist martensitische Matrix sowie ein kleiner Teil Restaustenit (helle Stellen).

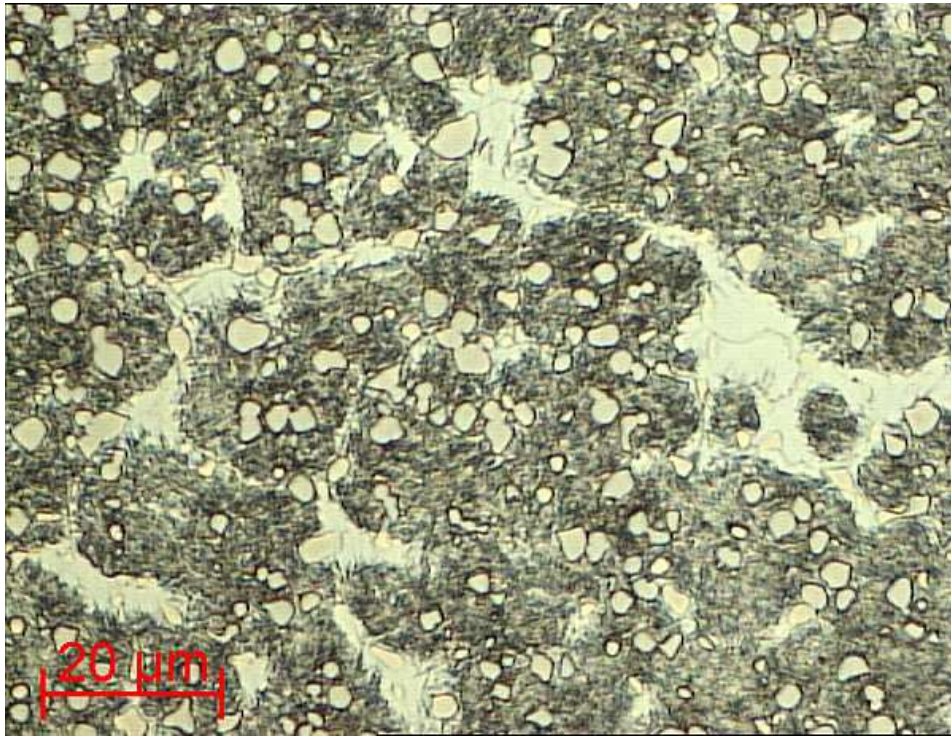


Abbildung 1: Gefüge Fe-V12 angelassen; Ätzmittel: 5%ige Salpeterätzung

Zur Erhöhung der Korrosionsbeständigkeit wird bei der Legierung Fe-CrV15 Chrom zugegeben. Durch den vorhandenen Kohlenstoffüberschuss, bilden sich in der Schicht teilweise Chromcarbide. Ein Sekundärhärteeffekt tritt ebenfalls auf. In den nachstehenden Abbildungen, 2+ 3 sind das eutektische Netzwerk und die ausgeschiedenen Chromcarbide gut erkennbar.

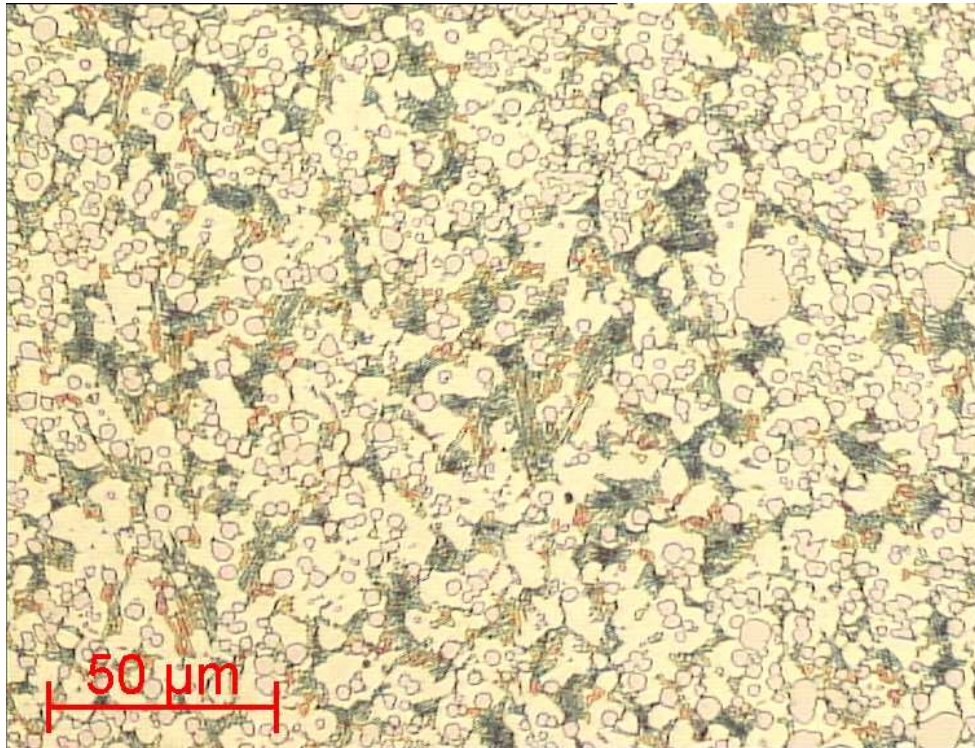


Abbildung 2: Gefüge Fe-CrV15 (NT) angelassen, Murakamiätzung; eutektisches Netzwerk

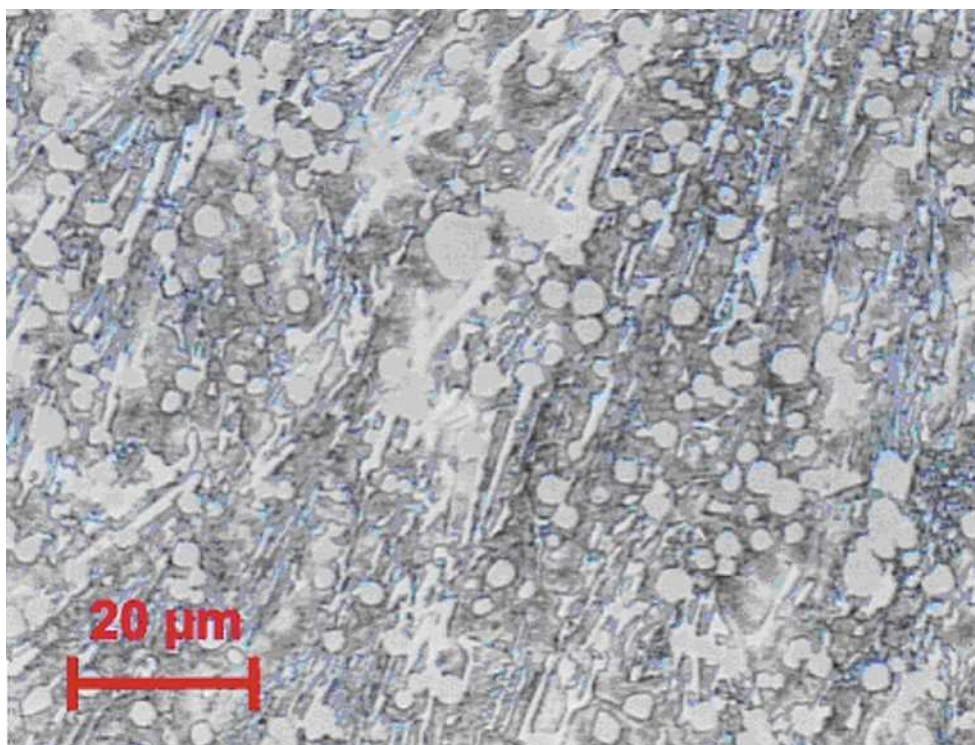


Abbildung 3: Gefüge Fe-CrV15 angelassen, Ätzmittel salzsaures Kupfersulfat; Vanadiumcarbid und Chromcarbidnadeln

Die Zugabe von Molybdän dient zur Steigerung der Warmfestigkeit. Durch das gelöste Molybdän im Matrixgefüge soll die Warmverschleißbeständigkeit verbessert werden. In der Abbildung 4 sind starke eutektische Ausscheidungen und Seigerungen sichtbar (Helle und braune Stellen mit verschiedenen Legierungsgehalten). [4] vgl. S. 218

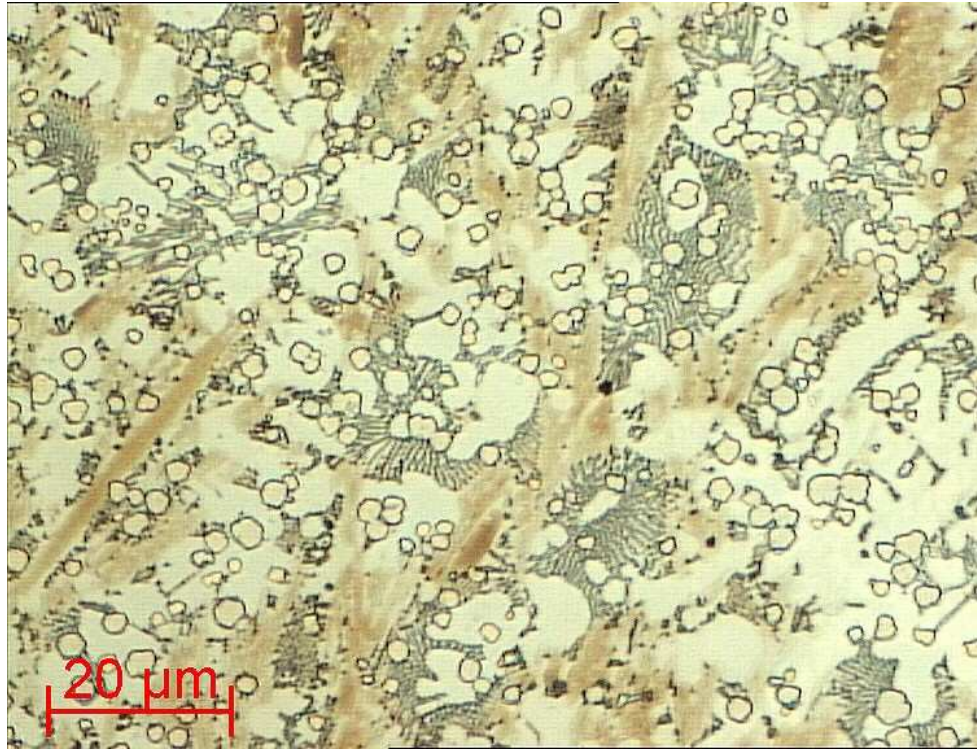


Abbildung 4: Gefüge Fe-CrV15Mo20 angelassen, Murakamiätzung; Vanadiumcarbid und eutektische Ausscheidung mit Seigerungen

3.4.2.2 Austenitische Varianten

Die Schichten aus der Fe-CrV15+6%Ni und Fe-CrV15Mn15 Legierung haben keine martensitische Matrix, sondern eine austenitische Matrix.

Die Richtwerte für diese Legierungen enthält Tabelle 2.

Tabelle 2: Richtwerte für austenitische Varianten

	C [%]	V [%]	Cr [%]	Mo [%]	Mn [%]	Si [%]	Ni [%]	Fe	Härte [HRC]
Fe-CrV15+6%Ni	4,2	15,0	15,0	1,3	0,9	0,9	6,0	Rest	45-50
Fe-CrV15Mn15	4,9	15,0	15,0	1,3	15,0	0,9	0,0	Rest	52-55

Bei diesen Legierungen ist dem Grundwerkstoff Fe-CrV15 6% Nickel zugemischt. Dadurch entsteht ein stabiles austenitisches Gefüge. Die Legierung mit Mangan besitzt ein metastabiles austenitisches Gefüge, welches sich bei Beanspruchung mit hoher Kraftwirkung martensitisch umwandelt und damit selbstverfestigend ist.

Das Element Nickel führt dazu, dass sich das γ -Gebiet erweitert. Daraus folgt, dass die Schicht austenitisch wird. Durch das Anlassen der Legierung wird eine Härtesteigerung durch Sekundärcarbidausscheidung erreicht. Nickel ist im Gefüge stabil gebunden. [4] vgl. S.217

Bei dem Element Mangan kommt es ebenfalls zur Erweiterung des γ -Gebiets, so dass diese Schicht auch eine austenitische Matrix besitzt. Der gebildete Austenit wandelt sich erst bei sehr tiefen Temperaturen bzw. bei starker Beanspruchung in Martensit um. Durch den hohen Vanadiumcarbidanteil ist die Verschleißbeständigkeit dieser Legierungen verhältnismäßig gut. [4] vgl. S.215f.

4 Auftragschweißen

4.1 Allgemeines

Allein die Schadensfälle durch die Folgen des Verschleißes von Werkzeugen und Bauteilen übersteigen jährlich mehrere Millionen Euro in der Bundesrepublik Deutschland. Durch das Auftragschweißen können heterogene hochcarbidhaltige Beschichtungen aufgetragen werden, die eine schmelzmetallurgisch haftende Schicht mit größerer Schichtdicke bilden.[6] vgl. S.741

Das Auftragschweißen ist eine seit Entwicklung der Metallverarbeitung bekannte Technik, hat aber durch die Entwicklung geeigneter Beschichtungswerkstoffe nach wie vor eine große Bedeutung im Bereich des Verschleißschutzes. Neue hochcarbidhaltige aber gleichzeitig zähe Beschichtungswerkstoffe haben das Anwendungsgebiet der Auftragschweißung deutlich erweitert. Die im Kapitel 3.4 beschriebenen Fe-Cr-V-C Werkstoffe ermöglichen es auch, Werkzeuge wie Maschinenmesser oder Umformwerkzeuge in ihren Leistungsverhalten deutlich zu verbessern. Der Einsatz der Auftragschweißtechnik kann sowohl in der Neufertigung als auch bei der Reparatur beschichteter Werkzeuge erfolgen.

Durch Auftragschweißen wird der Grundwerkstoff vor dem Verschleiß geschützt und ein abrasiver Abtrag deutlich verringert. Eine günstige Möglichkeit hierfür ist das Auftragen einer Beschichtung mittels Plasma-Pulver-Auftragschweißen. Dieses ermöglicht das Auftragen eines genau auf den Grundwerkstoff abgestimmten und für die Nutzung speziell gefertigten pulverförmigen Zusatzwerkstoffes.

Vorteilhaft wirkt sich der geringe Aufmischungsgrad auf die Qualität der Beschichtung aus. Ursache dafür ist die hohe Leistungsdichte des Plasmastrahls, der zu einer intensiven und schnellen Erwärmung der Schweißstelle führt.

4.2 Plasma-Pulver-Auftragschweißen

Das Plasma-Pulver-Auftragschweißen arbeitet mit einem plasmaunterstützten Lichtbogen und zählt zu dem Verfahren des Wolfram-Schutzgasschweißens. Das Werkstück wird in den Stromkreislauf mit einbezogen.

Man unterscheidet 3 Varianten in der elektrischen Schaltung und der Lichtbogenanordnung. In der Abbildung unten sind die verschiedenen Verfahrensvarianten aufgeführt. Es gibt das Wolfram-Plasmastrahl-Verfahren (WPS) mit nichtübertragenen Lichtbogen sowie die Verfahrensvarianten Wolfram-Plasmalichtbogenschweißen (WPL) und das Wolfram-Plasmastrahl-Plasmalichtbogen-Verfahren (WPSL) mit übertragenen Lichtbogen. Für das Auftragschweißen werden die Varianten mit dem übertragendem Lichtbogen eingesetzt. [7] vgl. S.235f.

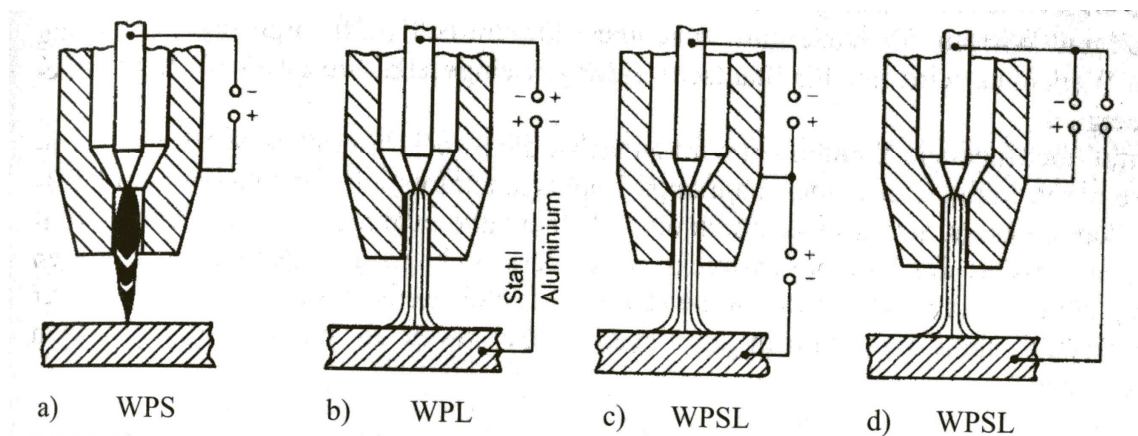


Abbildung 5: Varianten des Plasmaschweißens [7] vgl. S.241

Das WPL-Verfahren arbeitet mit einem durch eine Plasmadüse und strömendes Plasmagas eingeschnürten Lichtbogen. Industrielle Anwendung finden die Verfahrensvarianten b) und d). Das Wolfram-Plasmastrahl-Plasmalichtbogen-Verfahren ist eine Kombination aus dem WPS- und WPL-Verfahren. Bei diesem Schweißverfahren wird mit 2 Lichtbögen gearbeitet, dem nichtübertragenen Lichtbogen als Pilotlichtbogen, sowie dem übertragendem Lichtbogen als Hauptlichtbogen. Der Pilotlichtbogen dient als Zündhilfe für den Hauptlichtbogen und hat weiterhin noch die Funktion das in den Lichtbogen einrieselnde Pulver schon teilweise zu schmelzen. Den Hauptenergieeintrag erzeugt der Hauptlichtbogen durch Anschmelzen des Trägerwerkstoffes und vollständiges bzw. teilweises Aufschmelzen des Zusatzwerkstoffes. [7] vgl. S.235f.

Der benötigte Lichtbogen wird zwischen der nicht abschmelzende Wolframelektrode und dem Werkstück mit Hilfe von einem Plasmagas gezündet. Das Werkstück ist bei diesem Verfahren positiv als Anode gepolt und der Brenner negativ als Kathode. In der unteren Abbildung ist der Brenner mit dem brennenden Lichtbogen und dem zu bearbeitenden Werkstück sichtbar. [7] vgl. S.235f.

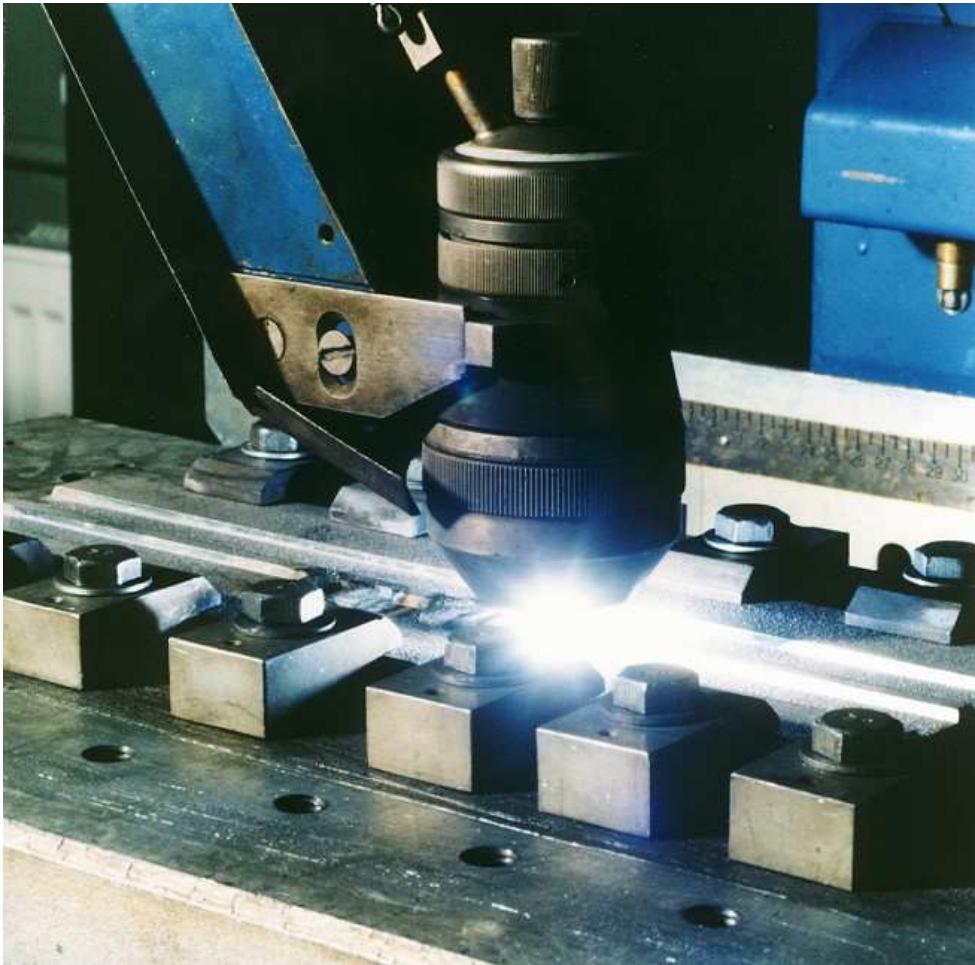


Abbildung 6: Plasma-Pulver-Auftragschweißbrenner (WPL)

Das Plasma ist ein Gas, welches aus neutralen Teilchen, Ionen und freien Elektronen besteht. Durch diese Bestandteile wird das Plasma elektrisch leitfähig, wirkt jedoch nach außen elektrisch neutral. [8] vgl. S.147f

Als häufigstes Plasmagas verwendet man das Edelgas Argon, da dieses nicht mit anderen Werkstoffen reagiert und somit inert ist. Es können aber auch andere Gase verwendet werden, wie z.B. Stickstoff oder Gemische aus Argon-Wasserstoff, Argon-Stickstoff, Argon-Helium oder Stickstoff-Wasserstoff. Die Mischgase benötigen jedoch eine höhere Ionisierungsenergie und verschlechtern dadurch die Zündfähigkeit des Plasmalichtbogens. [8] vgl. S.147f

Durch elektrische Ladung wird der Lichtbogen, welcher ein thermisches Plasma ist, gezündet. Da zum Erzeugen des Plasmas eine ausreichende Energie zugeführt werden muss, können verschiedene Energiequellen zum Einsatz kommen, wie z.B. Strahlung, Wärme oder elektrische Ladung. Im speziellen Fall der Plasma-Pulver-Auftragschweißtechnik wird mit Hilfe des Pilotlichtbogens bzw. eine Hochfrequenz/Hochspannungszündquelle der Hauptlichtbogen gezündet. Der Hilfs- oder auch Pilotlichtbogen brennt zwischen der Düsenanode und der Wolframkathode. Er erlicht im Hauptlichtbogen nicht, sondern brennt mit dem Hauptlichtbogen. Der Pilotlichtbogen hat nur eine sehr geringe Energie. [8] vgl. S.147f und S.85

Durch die Einschnürung des Lichtbogens entstehen im Plasma sehr hohe Temperaturen zwischen 10000 und 50000K. Der hohe Wärmeinhalt des Lichtbogens führt zu einer intensiven Erwärmung des Werkstückes. Dies ermöglicht einen sehr geringen Aufmischungsgrad. [8] vgl. S.148

Der Zusatzwerkstoff wird durch den Plasmabrenner dem Lichtbogen oberhalb des Werkstückes zugeführt. Das Pulver hat meist einen feintropfigen Zustand. Dadurch bildet sich die typische Auftragraupe. Die Stromstärken der beiden Lichtbögen sind separat einstellbar, wodurch der Aufmischungsgrad sehr gering gewählt werden kann.

Das Plasma-Pulver-Auftragschweißen ist durch 3 Gasströme gekennzeichnet:

- das Plasmagas zur Erzeugung des Plasmalichtbogens
- das Fördergas zur Zuführung des Pulvers,
- das Schutzgas zur Abschirmung des Schweißgutes gegenüber der Atmosphäre und zur Verhinderung von Oxidationen

Dabei nimmt man meist reines Argon als Plasma- und Fördergas. Bei dem Schutzgas werden jedoch dem Argon noch 5% Wasserstoff zugeführt zur Beseitigung von Oxidresten auf dem Werkstück.

In der Abbildung 7 ist eine Plasma-Pulver-Auftragschweißanlage dargestellt.



Abbildung 7: Plasma-Pulver-Auftragschweißanlage (WPL)

Die Vorteile der Plasma-Pulver-Auftragschweißung liegen in der definierten Wärmezufuhr in das Werkstück. Dadurch wird die Wärmeeinflusszone sehr gering gehalten. Weiterhin ist die hohe Stabilität des eingeschnürten Lichtbogens sehr entscheidend für dieses Verfahren. Die Schichten lassen sich durch die genauen Einstellungen und geringen Aufmischungsgrade gut reproduzieren.

5 Charakterisierung der Eigenschaften von Beschichtungen

5.1 Verschleißbeständigkeit

Verschleiß ist neben der Korrosion hauptverantwortlich für die Oberflächenschädigung vieler Gegenstände. Durch diese Schädigung des Materials wird das Werkzeug in seiner Funktion eingeschränkt. Dies hat zur Folge, dass das Einhalten der genauen Maße nicht mehr gegeben ist bzw. eine Rissbildung begünstigt wird. [9] vgl. S.13f

Um eine hohe Nutzungsdauer und Beanspruchung der Werkzeuge gewährleisten zu können, sollte nicht nur der Verschleiß allein betrachtet werden, sondern es sollte das ganze tribologische System untersucht werden, einschließlich der Analyse und der Auslegung der Materialien. [9] vgl. S.13f

Zu der Tribologie selbst ist zuzusagen, dass es sich hierbei um eine komplizierte technisch-wissenschaftliche Problematik handelt. Diese beschäftigt sich mit dem Prozess der zwei aufeinander gleitenden Oberflächen von Körpern unter der Betrachtung der Reibung und des Verschleißes. Dabei wird der Verschleiß als eine Systemeigenschaft angenommen. [9] vgl. S.37f

Die Reibung selbst soll in dieser Arbeit nur eine zweitrangige Rolle spielen. Die Reibung kann in vielen Fällen sowohl einen positiven als auch einen negativen Effekt mit sich führen. So ist sie einerseits bei der Kraftübertragung (Kupplung, Bremsen und anderen) erwünscht, andererseits bei einigen Dingen unerwünscht, da dies eine Einschränkung in der Bewegung und meist den Verlust von Energie zur Folge hat. Bezogen auf die zu untersuchenden Hartschichten entstehen durch Reibung und Verschleiß negative Folgen, denn das Werkzeug nutzt sich ab und seine Nutzungsdauer und Funktionalität wird somit verringert. [9] vgl. S.39f

Zu dem Tribosystem gehören verschiedene Faktoren die sich gegenseitig beeinflussen und dadurch eine Kombination aus Werkstoffeigenschaften, dem Zwischenstoff, der Last und Geometrie bilden. In der unteren Abbildung ist das Zusammenspiel der Faktoren im Tribologischem System dargestellt. [9] vgl. S.39f

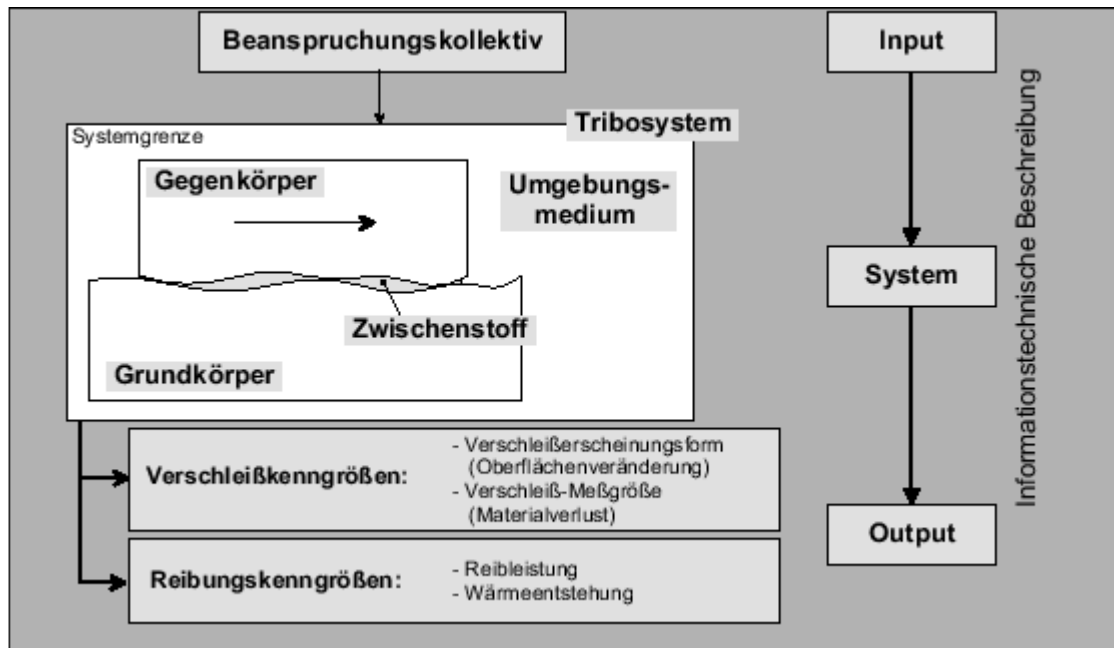


Abbildung 8: Tribosystem nach DIN 50320 [10]

Das System besteht aus einzelnen Elementen. Diese sind die beteiligten Teile, wie der Grundkörper, der Gegenkörper, das Umgebungsmedium und der Zwischenstoff. Dabei dient der Zwischenstoff zum Abgleiten der Körper bzw. als Schmierstoff zwischen den Materialien. Um das Tribosystem weiter zu charakterisieren, dürfen nicht nur die schon erwähnten Elemente betrachtet werden, sondern auch noch die von außen einwirkenden Belastungen, das Belastungskollektiv. Ebenfalls zur Kennzeichnung des Systems gehört der erfolgte Abtrag des Mediums. Bei diesen Endgrößen handelt es sich um die so genannten Verschleiß- und Reibungskenngrößen.

In dieser Arbeit soll hauptsächlich der Verschleiß, welcher ein Teil des Tribologischen Systems ist, betrachtet werden. [9] vgl. S.39f

Der Verschleiß wird in der Literatur in verschiedene Verschleißmechanismen unterteilt. In der nachstehenden Abbildung sind die vier unterschiedlichen Verschleißmechanismen dargestellt. Diese sind der Adhäsiv-, der Abrasiv- und der Ermüdungsverschleiß sowie der korrosive Abtrag. [9] vgl. S.39f

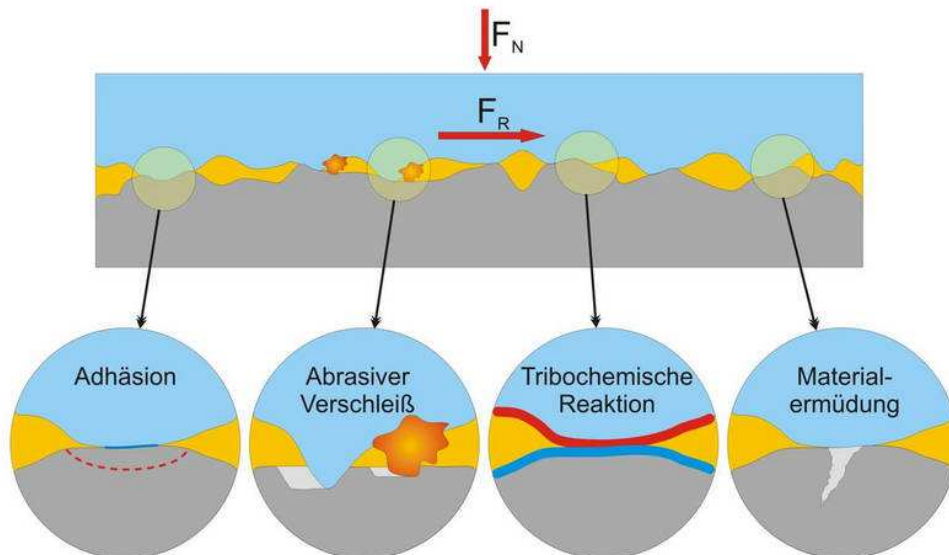


Abbildung 9: Die 4 Hauptverschleißmechanismen nach DIN 50320 [11]

Der adhäsive Verschleiß

Das Wort Adhäsion kommt aus dem lateinischen und bedeutet anhaften. Aus dieser Übersetzung wird der Zusammenhang des Begriffes abgeleitet. Adhäsion ist also das Anhaften von Körpern der verschiedensten Stoffe durch molekulare Anziehungskräfte der Werkstoffe. [9] vgl. S.39f

Durch den Effekt der Festkörper-Festkörper Adhäsion kann es bei diesem Verschleiß zu vermehrten Mikroschweißstellen kommen. Diese sind in der Regel eine höhere Festigkeit als der Grundwerkstoff. Dadurch wird der in der Festigkeit niedrigere Verschleißpartner abgetragen. Studien und Untersuchungen haben ergeben, dass bei der Paarung von zwei unterschiedlicheren Metallen das kohäsiv schwächere zum kohäsiv stärkeren übertragen wird. Dadurch ist bei der Reibpaarung von unterschiedlichen Materialien zur Verhinderung von adhäsivem Verschleiß auf die Werkstoff- und Parameterwahl zu achten. Durch einen geeigneten Zwischenstoff kann die Adhäsionsneigung verringert werden. Dies gilt auch bei den verschiedensten Beschichtungsverfahren. Auch hier sollte auf die Adhäsionsneigung geachtet werden. [9] vgl. S.39f

Der abrasive Verschleiß

Abrasion kommt aus dem lateinischen und bedeutet Abkratzen oder Abtrag. Daher auch der Begriff abrasiver Verschleiß. Dieser wird auch Furchungs- oder Eindringverschleiß genannt. [9] vgl. S.41f

Bei dieser Art von Kontaktverschleiß erfolgt der Materialabtrag durch Ritzen, Schleifen, Rollen oder Furchen. Der härtere und rauere Materialpartner oder abrasive Gegen- oder Zwischenstoffe dringen durch Oberflächenspitzen in das weichere Material ein. Da der Reibpartner eine deutlich höhere Härte aufweist, treten bei dem weicheren Werkstoff meist eine plastische Deformation und ein Materialabtrag an den durch Rauigkeitsspitzen gekennzeichneten Stellen auf. Dadurch wird dieser abgenutzt und das Material abgetragen. Ein typisches Erkennungsmerkmal für den abrasiv Verschleiß sind die Oberflächenriefen, Rillen und Kratzer auf der Oberfläche des Werkstoffes. [9] vgl. S.41f

Der korrosive Verschleiß

Korrosion ist in allen Bereichen der Technik eine unerwünschte Erscheinung im Laufe der Zeit und verursacht hohe wirtschaftliche Schäden. Bei Korrosion handelt es sich um eine Zerstörung des Metalls, die meist durch chemische oder elektrochemische Reaktionen mit dem Umgebungsmedium ausgelöst werden.

Der korrosive Verschleiß ist ein Abtrag, der durch tribochemische Reaktion der Oberfläche mit dem Umgebungsmedium zum Materialverlust führt. Eine wesentliche Rolle für die Abtraggeschwindigkeit spielt die Konzentration und die Art des Mediums. Wie bei der Korrosion typisch wird meist eine spröde Oxidschicht gebildet, welche sich immer wieder regeneriert. Die gebildete Oxidationsschicht wird durch den Reibpartner abgetragen. Eine neue Reaktionsschicht kann sich wieder bilden, welche dann wieder abgetragen wird. Dieser Vorgang wiederholt sich. [9] vgl. S.42f

Der Ermüdungverschleiß

Diese Art von Verschleiß wird durch ständig mechanisch wechselnde Belastung verursacht. Durch die andauernden Schwingungen ermüdet der Werkstoff durch überschreiten der Dauerfestigkeit. Es bilden sich lokale Risse. Diese breiten sich mit der Zeit und der Beanspruchung aus. Es entstehen Materialausbrüche bis hin zum Bauteilversagen. [9] vgl. S.43f

5.2 Metallfestigkeit

Werkzeuge und Bauteile müssen für ihren Einsatz eine geeignete Festigkeit und Zähigkeit besitzen. [12] vgl. S.18

Die Festigkeit sorgt dafür, dass sich der Werkstoff bei Belastung nicht verformt oder sogar zerbricht. Die Zähigkeit ist für eine gewisse Verformung zuständig, so dass der Körper bei örtlichen Spannungsspitzen nicht gleich bricht, sondern erst verformt wird, um größere Schäden zu vermeiden. [12] vgl. S.18

Zäh wird ein Werkstoff genannt, welcher der Verformung einen großen Widerstand entgegensetzt und sich trotzdem elastisch-plastisch verformen kann. [12] vgl. S.18

Zähigkeit ist ein allgemeiner Begriff für alle Einflussgrößen, welche die Bruchsicherheit eines Werkstoffes betreffen und keine spezifische Werkstoffkenngröße.

Der Zugversuch dient zur Untersuchung des Werkstoffverhaltens. Bei spröden Werkstoffen ist dieser aber nicht mehr aussagekräftig genug, da die Restplastizität schlecht erkennbar ist. Daher wird in solchen speziellen Fällen der statische 3-Punkt-Biegeversuch angewandt. Die hochfesten Werkstoffe werden besser mit diesem Verfahren geprüft. [12] vgl. S.18

6 Versuchsdurchführung

6.1 Untersuchte Werkstoffe

6.1.1 Konventionelle Werkzeugstähle und PM-Stähle

Zum Vergleich der verschleißbeständigen Hartschichten wurden verschiedene Werkzeugstähle verwendet:

- Schnellarbeitsstahl 1.3343
- Warmarbeitsstahl 1.2343
- Kaltarbeitsstahl 1.2379
- Pulvermetallurgische Stähle CPM-10V, CPM-15V und ASP 2023

Der Schnellarbeitsstahl 1.3343 wird nach DIN auch als S 6-5-2 bezeichnet. Aus der Bezeichnung ist ablesbar, dass dieser Stahl ein Schnellarbeitsstahl ist, mit einem Gehalt von ca. 6% Wolfram, 5% Molybdän, 2% Vanadium und 5% Chrom. Der Kohlenstoffgehalt liegt bei 0,9%. Der Lieferzustand des Stückes war weichgeglüht. Um einen Vergleich mit den Schichten ziehen zu können, musste der Stahl gehärtet werden. Dies erfolgte bei einer Temperatur von 1120°C/ 30 Minuten im Vakuumofen. Zusätzlich wurde der Stahl 3-mal bei 540°C angelassen. [13]

Der 1.2343 ist ein Warmarbeitsstahl. Der auch als X38CrMoV5-1 bekannte Stahl, hat einen Gehalt von 0,38% Kohlenstoff, 5% Chrom, 1% Molybdän und nur 1% Vanadium. Dieser Stahl wurde ebenfalls im weichgeglühtem Zustand angeliefert, so dass auch dieser gehärtet werden musste. Dies erfolgte bei einer Temperatur von 1040°C und einer Dauer von 45 Minuten im Vakuumofen und angelassen wurde dieser 3-mal bei 540°C. [14]

Der gelieferte Kaltarbeitsstahl 1.2379 hat auch die Bezeichnung X155CrVMo12-1. Dies ist ein hochlegierter Stahl mit einem Gehalt von ca. 1,55% Kohlenstoff, 12% Chrom, 1% Vanadium und einen Molybdänanteil von < 1%. Auch dieser Werkstoff musste gehärtet werden. Dies erfolgte bei einer Temperatur von 1040°C und bei einer Dauer von 45 Minuten im Vakuumofen. Angelassen wurde er 2-mal bei 515°C. [15]

Bei den Pulvermetallurgischen Stählen standen der CPM-Stahl 10V und CPM-Stahl 15V sowie der ASP 2023 zur Verfügung. Bei den ersten beiden Stählen ist aus der Bezeichnung ablesbar, dass diese einen Vanadiumgehalt von 10% und 15% besitzen. Laut Richtanalyse besitzt der Stahl CPM 10V einen Kohlenstoffgehalt von 2,45% und einen Vanadiumgehalt von 9,75% und der CPM-Stahl 15V einen Kohlenstoffgehalt von 3,4% und einen Vanadiumgehalt von 14,5%. Auch diese beiden Stähle mussten noch gehärtet werden. Dies erfolgte bei einer Temperatur von 1120°C und einer Haltezeit von 30 Minuten im Vakuumofen und anschließend wurde 3-mal bei 540°C angelassen. Der ASP 2023 ist ein pulvermetallurgischer Schnellarbeitsstahl, welcher vergleichbar in der Zusammensetzung ist mit dem konventionell hergestelltem Schnellarbeitsstahl S6-5-3. Dieser enthält ca. 6% Wolfram, 5% Molybdän und 3% Vanadium. Die Stückanalyse bestätigt diese Gehalte. Das Härten und Anlassen des Stahles wurde mit dem gleichen Parameter wie bei den anderen PM-Stählen durchgeführt. [16- 18]

6.1.2 Schweißzusatzwerkstoffe

Als Schweißzusatzstoffe wurden folgende Pulver verwendet.

- Fe-V12
- Fe-CrV15
- RC3-ähnlich der Fe-CrV15
- Fe-CrV15Mn15
- Fe-CrV15+6%Ni
- Fe-CrV15Mo20

Alle Pulver, außer der Legierungen Fe-CrV15+6%Ni, lagen als legiert verdünte Varianten vor. Durch das legierte verdünnen der Pulver wurde ein Entmischen dieser Pulver vermieden. Dem Pulver Fe-CrV15 wurden zur Erzeugung eines austenitischen Gefüges 6 Masse-% Nickel zugemischt.

Um die geschweißten Varianten noch detaillierter untersuchen zu können, wurden einige von ihnen geschweißt und angelassen geprüft. (Fe-V12, Fe-CrV15+6%Ni und Fe-CrV15Mn15)

Bei jedem Pulvereingang wird eine Wareneingangskontrolle durchgeführt. Dabei werden die Pulver auf ihre Qualität und Eigenschaften untersucht. Bei den oben verwendeten Pulvern wurden folgende Ergebnisse ermittelt.

Fe-V12

Bezeichnung Pulver/ Chargennummer:	Fe-V12/ 252776
Lieferant:	„NT“ / Böhler
Dichte:	7,6 g/cm ³

Siebanalyse:

Sieb (µm):	>224	>200	>180	>125	>90	>63	<63	Verlust
Absolut (g):	0	0	1	27	36	32	4	1

Chemische Zusammensetzung (Mittelwerte – GDOS-Analyse): Probe auf Stahl

Kohlenstoffgehalt (%):	2,72
Vanadiningehalt (%):	12,5
Chromgehalt (%):	4,17
Molybdängehalt (%):	1,42
Mangangehalt (%):	1,05
Siliziumgehalt (%):	1,08

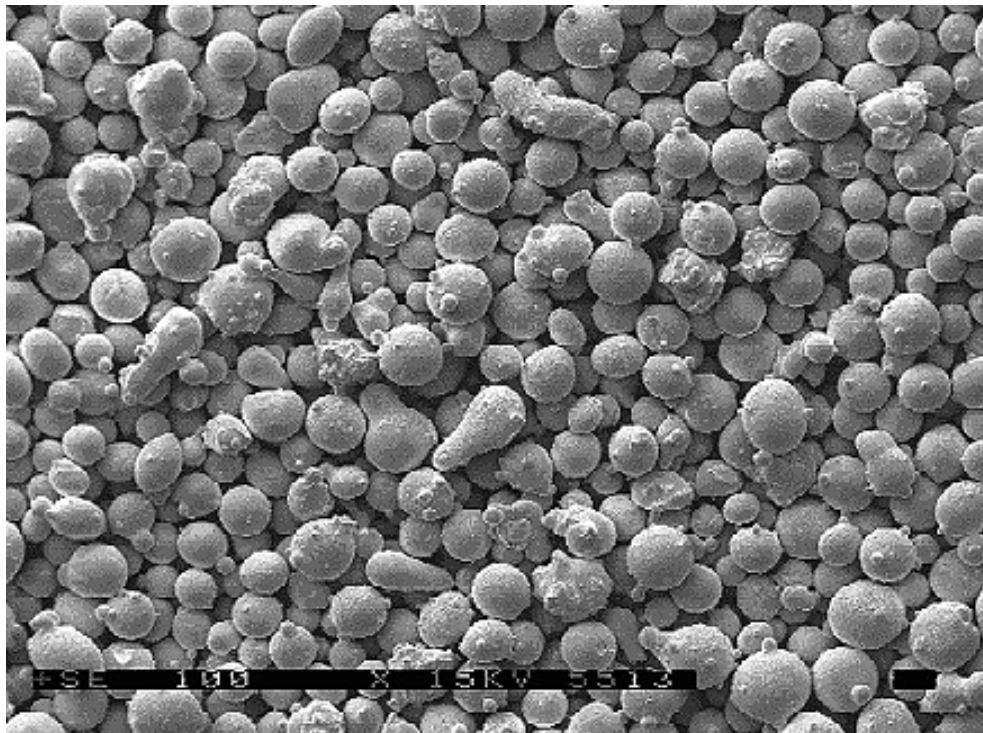


Abbildung 10: Fe-V12-Pulver; REM-Aufnahme der Pulverteilchen

Fe-CrV15

Zur besseren Anpassung der Chargenzusammensetzung an die Richtzusammensetzung wurde eine Mischung aus 2 Pulverchargen verwendet.

Bezeichnung Pulver/ Chargennummer:	Fe-CrV15/ Mischung: 30:70 314139 : 252937
Lieferant:	„NT“ / Böhler
Dichte:	7,3 g/cm ³

Siebanalyse:

Sieb (µm):	>224	>200	>180	>125	>90	>63	<63	Verlust
Absolut (g):	0	0	1	46	39	13	1	1

Chemische Zusammensetzung (Mittelwerte – GDOS-Analyse): Probe auf Stahl

Kohlenstoffgehalt (%):	4,59
Vanadingehalt (%):	15,83
Chromgehalt (%):	13,67
Molybdängehalt (%):	1,81
Mangangehalt (%):	0,75
Siliziumgehalt (%):	0,88

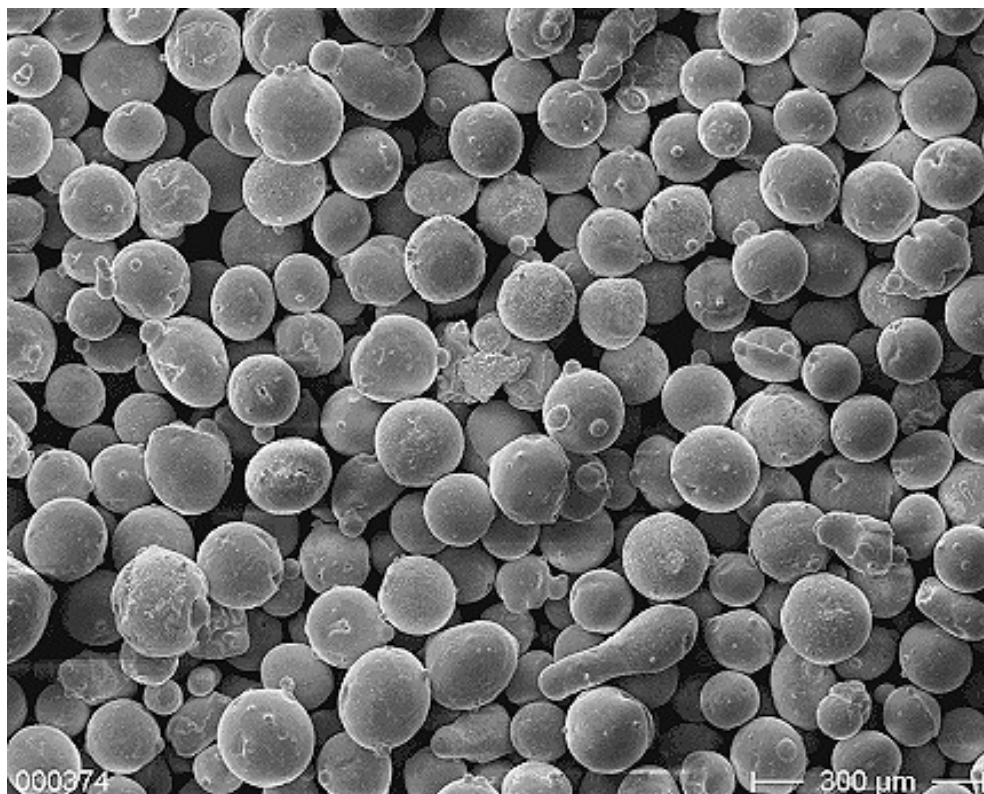


Abbildung 11: Fe-CrV15-Pulver; REM-Aufnahme der Pulverteilchen

RC3-ähnlich der Fe-CrV15

Bezeichnung Pulver/ Chargennummer:	RC3/ 518104
Lieferant:	Reiloy Metall GmbH
Dichte:	7,3 g/cm ³

Siebanalyse:

Sieb (µm):	>224	>200	>180	>125	>90	>63	<63	Verlust
Absolut (g):	0	0	1	24	23	43	6	3

Chemische Zusammensetzung (Mittelwerte – GDOS-Analyse): Probe auf Stahl

Kohlenstoffgehalt (%):	4,85
Vanadingehalt (%):	18,66
Chromgehalt (%):	11,1
Molybdängehalt (%):	1,68
Mangangehalt (%):	0,12
Siliziumgehalt (%):	0,57

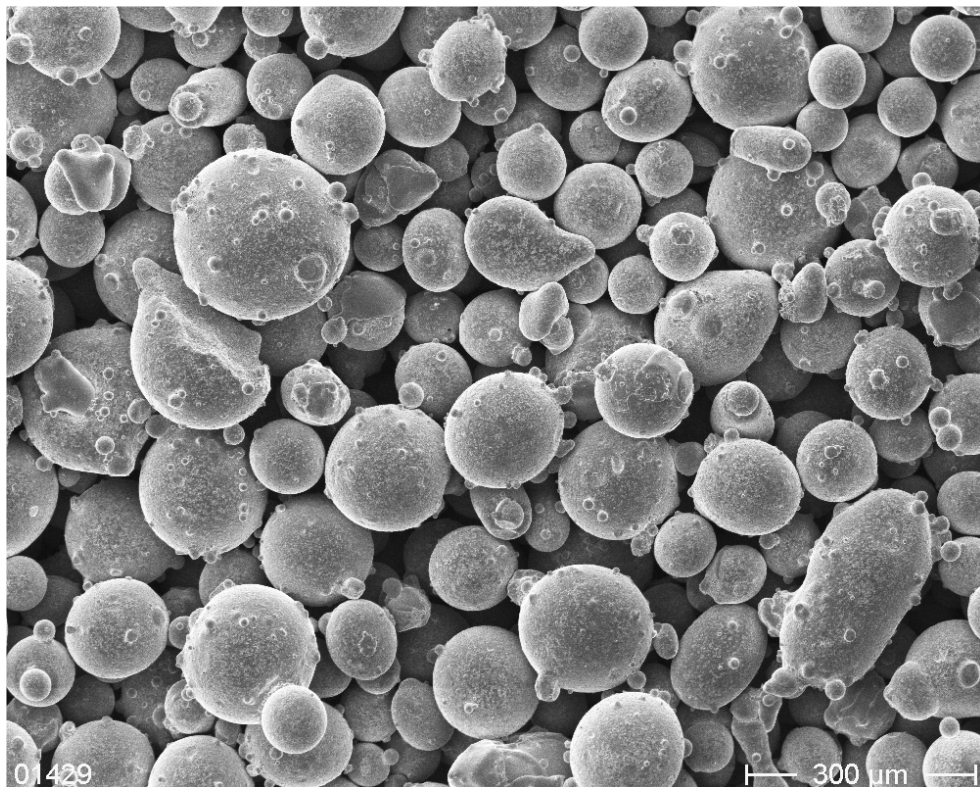


Abbildung 12: RC3-Pulver; REM-Aufnahme der Pulverteilchen

Fe-CrV15Mn15

Bezeichnung Pulver/ Chargennummer:	Fe-CrV15Mn15/ 338107
Lieferant/ Hersteller:	„NT“ /Cogne
Dichte:	7,3 g/cm ³

Siebanalyse:

Sieb (µm):	>224	>200	>180	>125	>90	>63	<63	Verlust
Absolut (g):	0	0	1	34	41	22	2	0

Chemische Zusammensetzung (Mittelwerte – GDOS-Analyse): Probe auf Stahl

Kohlenstoffgehalt (%):	4,84
Vanadingehalt (%):	17,36
Chromgehalt (%):	16,77
Molybdängehalt (%):	1,57
Mangangehalt (%):	14,19
Siliziumgehalt (%):	0,98

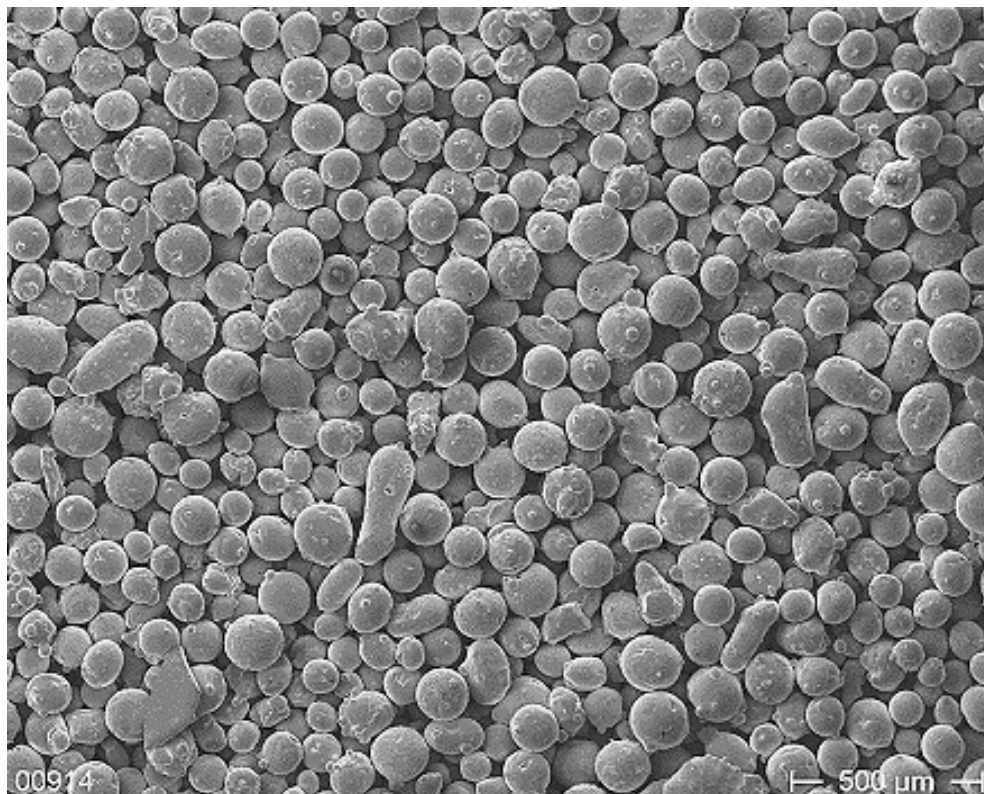


Abbildung 13: Fe-CrV15Mn15-Pulver; REM-Aufnahme der Pulverteilchen

Fe-CrV15Mo20

Bezeichnung Pulver/ Chargennummer:	Fe-CrV15Mo20/ 0172/1/2
Lieferant/ Hersteller:	„NT“ / Cogne

Siebanalyse:

Sieb (µm):	>224	>200	>180	>125	>90	>63	<63	Verlust
Absolut (g):	0	0	0	25	41	32	2	0

Chemische Zusammensetzung (Mittelwerte – GDOS-Analyse): Probe auf Stahl

Kohlenstoffgehalt (%):	3,6
Vanadiningehalt (%):	12,22
Chromgehalt (%):	22,53
Molybdängehalt (%):	13,54
Mangangehalt (%):	-
Siliziumgehalt (%):	1,2

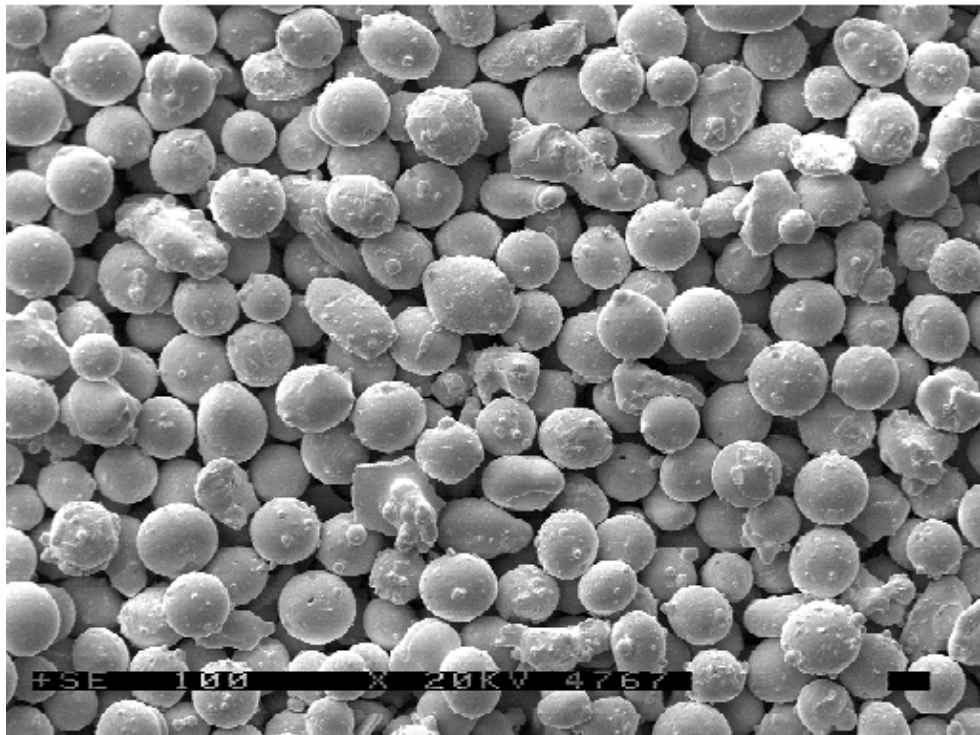


Abbildung 14: Fe-CrV15Mo20-Pulver; REM-Aufnahme der Pulverteilchen

Für die Variante mit Zumischung mit Nickel wurde die Fe-CrV15 Mischcharge (Chargennummer 314139 : 252937) verwendet.

6.2 Probenvorbereitung

6.2.1 Trägerwerkstoff

Zur Fertigung der auftraggeschweißten Biegeproben wurde als Grundwerkstoff der allgemeine Baustahl S355J2+C eingesetzt, da die Biegeproben nicht komplett aus einem Stück gefertigt werden können. Der Trägerwerkstoff wird nahezu bis zur Schicht abgeschliffen, wodurch eine Verfälschung der Ergebnisse vermieden wird.

Aus der Bezeichnung ist ablesbar, dass es ein unlegierter Stahl mit einer Mindeststreckgrenze von 355 N/mm² ist. Das gelieferte Walzmaterial hat weiterhin noch eine Kerbschlagarbeit von 27J bei -20°C. Der kaltverfestigte Stahl eignet sich gut zum Schweißen und wird meist für einfache Schweißkonstruktionen im Stahlbau eingesetzt. [19] vgl. S.W6

Das Gefüge des Trägerwerkstoffes für die auftraggeschweißten Biegeproben besteht aus Ferrit und Perlit. In der nachstehenden Abbildung ist das Gefüge des Trägerwerkstoffes erkennbar. Der Ferrit ist der helle Teil des Gefüges und der Perlit der dunklere streifenförmige Teil.

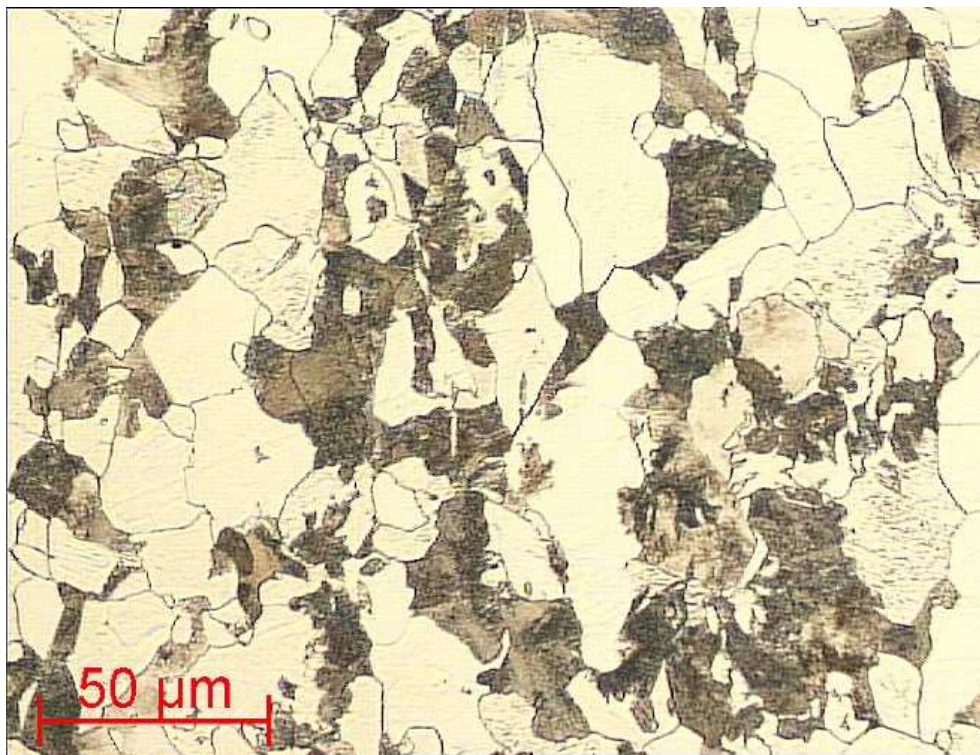


Abbildung 15: Stahl S355J2+C, Gefüge, 3%ige Salpeterätzung

6.2.2 Mechanische Fertigung

6.2.2.1 Rohteil

In das Rohteil mit den Abmessungen 450x80x8 mm wurde mittig längs eine Nut von 30x3,5 mm ein gefräst. Um Bindefehler an den Nutflanken beim Auftragschweißen zu vermeiden wurde ein Flankenwinkel von 30° an gearbeitet.

Zur Bearbeitung der Nut wurde der Kopierschaftfräser KSF-20-050-508 der Firma Jongen verwendet. Dieser hat einen 20er Durchmesser. Als Schneidverfahren wurde das Gegenlaufverfahren verwendet.

6.2.2.2 Auftragschweißen

Nach dem Nutfräsen erfolgt das Zuschweißen der Nut mittels Plasma-Pulver-Auftragschweißen. Das Verfahren des Auftragschweißens wurde in der Theorie schon erläutert.

Das Probenmaterial wurde mit folgenden Parametern und Gasen geschweißt:

Plasmagas: Argon - 2 l/min

Fördergas: Argon - 4 l/min

Schutzgas: Argon+5% Wasserstoff - 8 l/min

Pulver (Hersteller) und Pulvermenge: Fe-V12 (NT) – 30 g/min

Fe-CrV15 (Reiloy) – 46 g/min

Fe-CrV15 (NT) – 46 g/min

Fe-CrV15+6%Ni (NT) – 30 g/min

Fe-CrV15+Mn (NT) – 30 g/min

Fe-CrV15+Mo20 (NT) – 35 g/min

Pendelbreite: 27 mm

Pendelgeschwindigkeit: 30 mm/s

Pilotstromstärke: 15 A

Hauptlichtbogen - Stromstärke: Fe-V12 (NT) – 155 A

Fe-CrV15 (Reiloy) – 160 A

Fe-CrV15 (NT) – 165 A

Fe-CrV15+6%Ni (NT) – 155 A

	Fe-CrV15+Mn (NT)	– 160 A
	Fe-CrV15+Mo20 (NT)	– 155 A
Schweißgeschwindigkeit:	5,5 cm/min	
Schweißlänge:	Fe-V12 (NT)	– 300 mm
	Fe-CrV15 (Reiloy)	– 200 mm
	Fe-CrV15 (NT)	– 200 mm
	Fe-CrV15+6%Ni (NT)	– 300 mm
	Fe-CrV15+Mn (NT)	– 300 mm
	Fe-CrV15+Mo20 (NT)	– 200 mm
Nuttiefe:	3, 5 mm	
Nutbreite:	30 mm	

Bei den Proben mit der Schweißlänge 300 mm wurden 2 Varianten gefertigt, also -geschweißt und angelassen-.

6.2.2.3 Thermische Nachbehandlung

Da die auftraggeschweißten Schichten überwiegend ein martensitisches Gefüge mit Restaustenit und Vanadiumcarbid nach dem Schweißen besitzen, sind diese sehr spröde und haben eine geringe Zähigkeit. Dies hätte bei der Verarbeitung und im Gebrauch Risse und Versagen zur Folge. Die Beschichtung besitzt in diesem Zustand viele Spannungen und Deformationen sowie Verspannungen im Gitter. Um dies zu vermeiden, wurden diese Werkstoffe angelassen. Bei dem zweistündigem Vorgang des Anlassens werden die geschweißten Hartschichten bis auf eine Temperatur von 540°C erwärmt, gehalten, um den Kern mit durchzuwärmen und Sekundärcarbide auszuscheiden und dann kontinuierlich abgekühlt. Dieser Prozess wird je nach Beschichtung zwei bis drei Mal wiederholt.

Dieser Anlassprozess bewirkt eine Umwandlung des Gefüges. Dabei wird der Restaustenit weitestgehend in Martensit umgewandelt. Da die kritische Abkühlgeschwindigkeit der Werkstoffe sehr niedrig liegt, kann dieser an der Luft abgekühlt werden. Das Grundmaterial wird durch die Erwärmung entspannt, die vorhandenen Eigenspannungen werden abgebaut und das vorher tetragonal verzerrte Martensitgitter der Beschichtung wird entspannt. Die Sekundärcarbidausscheidung bewirkt im Zusammenhang mit der Restaustenitumwandlung eine Härtesteigerung von bis zu 4 HRC. Der Martensit ist in der Abbildung 16 dunkel angeätzt. Es ist deutlich sichtbar, dass der Restaustenit zum großen Teil durch die Wärmebehandlung in Martensit umgewandelt wurde. Die hellen Stellen im Gefüge (Restaustenit) haben sich deutlich verringert.

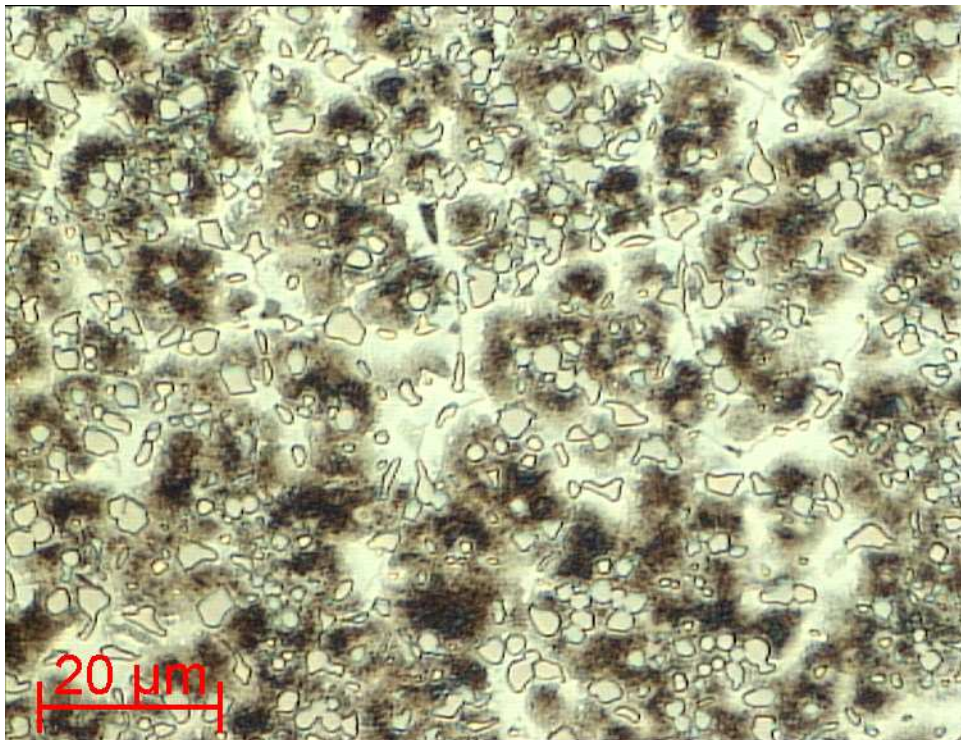


Abbildung 16: Fe-V12 Gefüge geschweißt; Ätzmittel: 5%ige Salpeterätzung

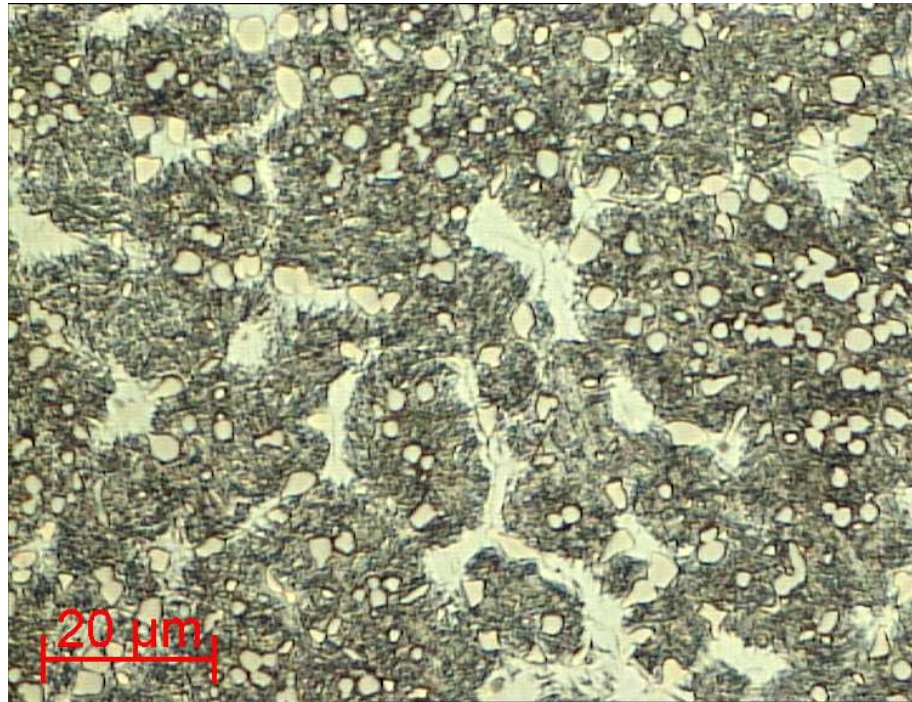


Abbildung 17: Gefüge Fe-V12 angelassen; Ätzmittel: 5%ige Salpeterätzung

Eine Ausnahme bilden die Legierungen mit 6% Nickel und mit Mangan, da sich das bestehende austenitische Gefüge auch während der Wärmebehandlung nicht in Martensit umwandelt. In diesem Fall kann das Anlassen der Proben lediglich eine Härtesteigerung durch Bildung von Sekundärcarbidausscheidung bewirken.

Im ungeätzten Zustand sind die primären Vanadiumcarbidausscheidungen gut sichtbar.

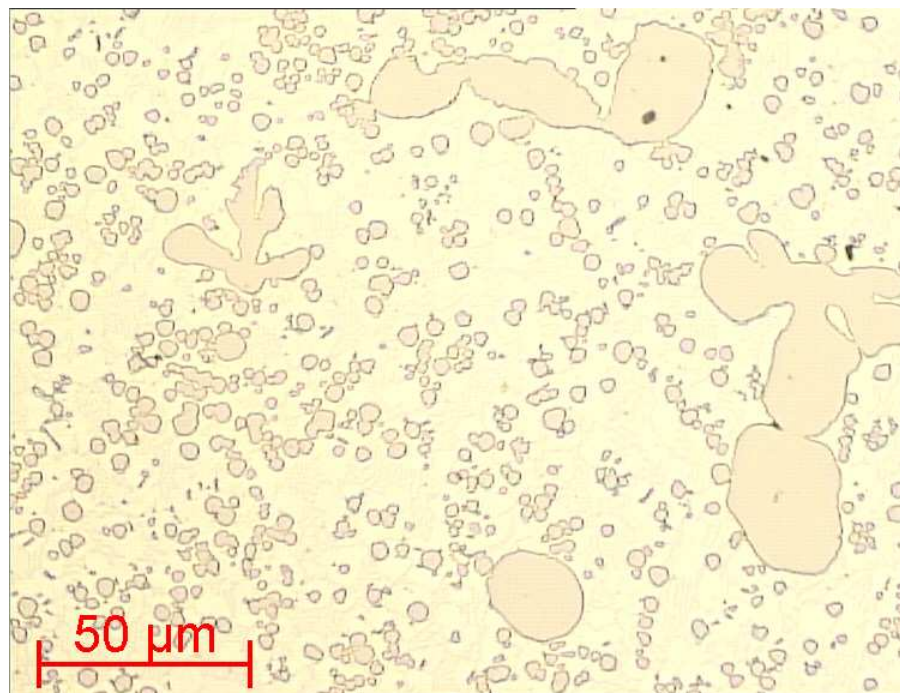


Abbildung 18: Vanadiumcarbidausbildung Fe-CrV15 angelassen; ungeätzt

Mittels Murakamiätzung sind zusätzlich die Chromcarbidausscheidungen sichtbar.

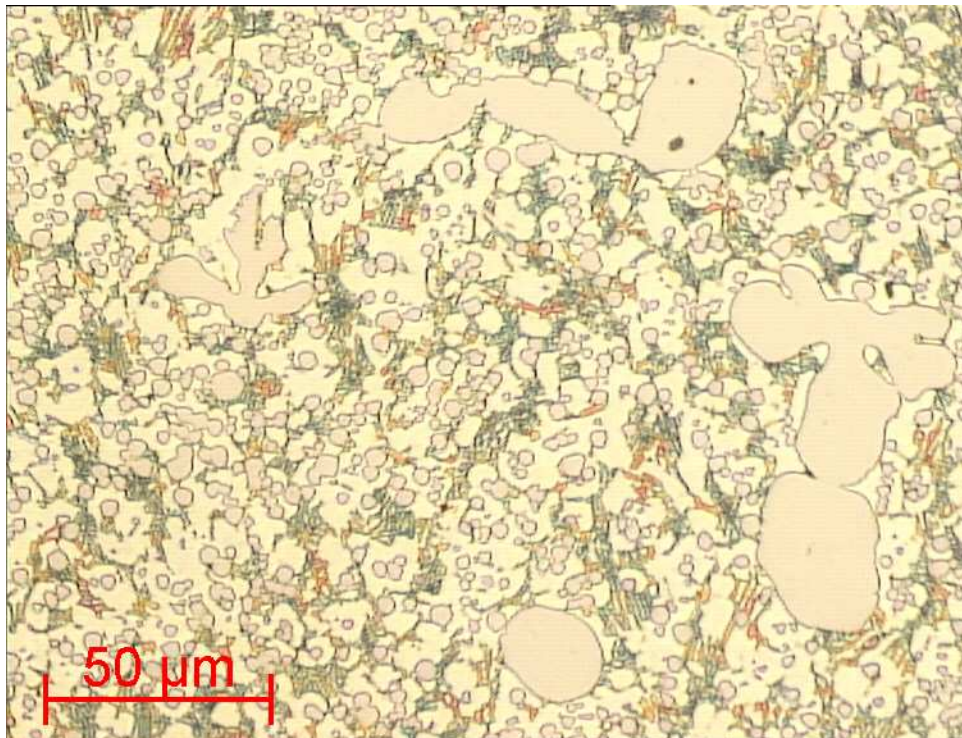


Abbildung 19: Carbidausbildung Fe-CrV15 angelassen; Murakamiätzung

6.2.2.4 Hartbearbeitung

Nach dem Anlassen der gefertigten auftragsgeschweißten Biegeproben erfolgte die Fertigung der Biegeproben. Dies wurde mit dem Verfahren des Abrasiv-Wasserstrahlschneidens aus dem Probenmaterial herausgetrennt. Dabei wurde den fertigen Proben ein Aufmaß von je 5/10 pro Seite zugegeben.

Bei dem Schnittverfahren mittels Wasserstrahl handelt es sich um ein Trennverfahren, welches mit einem Hochdruckwasserstrahl arbeitet.

Die untere Abbildung zeigt das gefertigte Blech nach dem Wasserstrahlschneiden. Es sind deutlich die Schnitte erkennbar. In der Abbildung sind gut die durch das Schneiden mit dem Wasserstrahl entstandenen Schnittfugen erkennbar. Auch das Eisenoxid (Rost), welches sich durch das Schneiden mit Wasser auf dem Trägermaterial bildet, ist gut sichtbar. Dieses wird durch das anschließende Schleifen beseitigt.

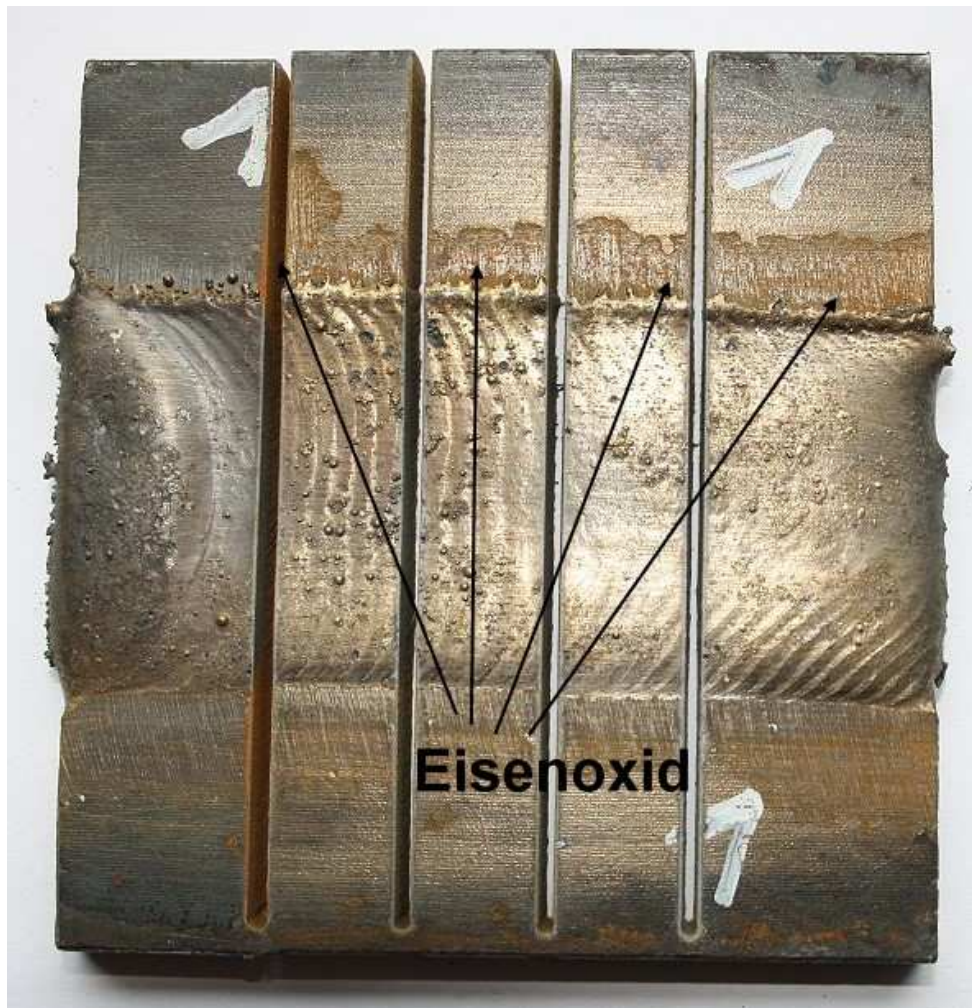


Abbildung 20: Blech nach Wasserstrahlschneiden mit Eisenoxidbildung

Nach dem Bearbeitungsschritt des Schneidens erfolgte der Vor- und Feinschliff zur Fertigstellung der Endabmessung der Proben.

Die Biegeproben wurden mit dem Längs-Umfangs-Planschleifverfahren geschliffen. Um die gewünschten Maße zu erreichen, wurden die Proben erst vorgeschliffen auf ein Maß von 5mm Dicke. Nach diesem Schritt wurde die Endbearbeitung vorgenommen. Dabei wurden die Biegeproben mit der auftraggeschweißten Seite, sowie den Seitenflächen längs geschliffen. Um die durch vorangegangene Versuche ermittelte Mindestrauigkeit von $<5\mu\text{m}$ zu erreichen wurde eine keramisch gebundene Sinterkorund-Schleifscheibe eingesetzt. Aus der Bezeichnung 92A 36-5 G18 P03 V8 der Schleifscheibe ist ablesbar, dass diese eine mittlere Körnung und Härte, sowie eine höhere Porosität aufweist. Diese Scheiben wurden speziell zur Bearbeitung der auftraggeschweißten Schichten auf Fe-Cr-V-C-Basis gefertigt. Damit ist eine Rauigkeit von $5\mu\text{m}$ erzielbar.

Die eingestellten Parameter wurden so aus den vorangegangenen Untersuchungen übernommen, da diese die besten Ergebnisse erzielten. Als Hilfstoff wurde dem Schleifwasser das universal Hochleistungskühlmittel Hebro Lub 921 der Firma Hebrochemie GmbH zugesetzt. Dieses eignet sich bestens für die Verwendung an der Schleifmaschine. Durch die Kühlung wird die Reibung zwischen dem Werkstück und dem Werkzeug reduziert, die Wärmebildung verringert und Wärmeabfuhr, sowie die Reinigung des Werkzeuges und der Transport der Späne gewährleistet. [20] vgl. S.108f.

Ein weiterer wichtiger Punkt ist das Ausschleifen des Werkstückes. Hierbei geht die Schleifscheibe nochmals über das Werkstück, jedoch ohne Zustellung. Dabei werden die erzeugten Spannungen abgebaut und das System entspannt sich. Dadurch kann eine Steigerung der Oberflächenfeinheit und der Maßeinhaltung hervorgerufen werden. [20] vgl. S.108f.

6.3 Prüftechnische Untersuchungen

6.3.1 Der statische 3-Punkt-Biegeversuch

In der Werkstoffprüfung gibt es die vielfältigsten Möglichkeiten um die Eigenschaften der Werkstoffe zu prüfen. Der Zugversuch, der Biegeversuch, die Härte und diverse Verschleißversuche sind nur einige Varianten davon.

Zur Prüfung von Festigkeitswerten wird häufig der Zugversuch als standardisierter Versuch durchgeführt. Dieser ist jedoch für die zu prüfenden Werkstoffe nicht geeignet, da die Schichten sehr hart und spröde sind. Es würde sich keine größere Dehnung und keine Einschnürung bei der Probe zeigen. Weiterhin kann man sagen, dass in diesem Fall der Prüfung die HOOKEsche Gerade nur verlängert wird und diese somit nicht mehr auswertbar ist. Der geringe plastische Anteil der Proben würde kaum oder gar nicht sichtbar sein. Durch diese nur geringen Verformungen ist es nur schwer möglichst genaue Kennwerte über die Restplastizität zu bekommen. [21] vgl. S.81f

Auch die Fertigung der geschweißten Zugproben stellt ein größeres Problem dar, da bei der Herstellung ein sehr hoher mechanischer Aufwand notwendig ist (Probeneinspannung). Genauso schwierig würde sich das Spannen einer Schweißprobe realisieren lassen, da diese eine Härte von >60 HRC besitzt.

Daher wird für Hartschichten, gehärtete Stähle, Gusseisen und andere harte und spröde Werkstoffe der Biegeversuch eingesetzt. Mit dem Versuch lassen sich geringste plastische Verformungen, aufzeichnen und auswerten. Im Unternehmen wird zur Prüfung der Hartschichten der statische 3-Punkt-Biegeversuch mit automatischer Auswertung angewendet.

Die wichtigsten Kennwerte im Biegeversuch sind die Biegebruchfestigkeit, die Biegefließgrenze, die elastische und plastische Durchbiegung sowie die Biegebrucharbeit und der plastische Anteil der Biegebrucharbeit.

Die Biegebruchfestigkeit liefert eine Aussage über die Biegespannung bei Höchstkraft.

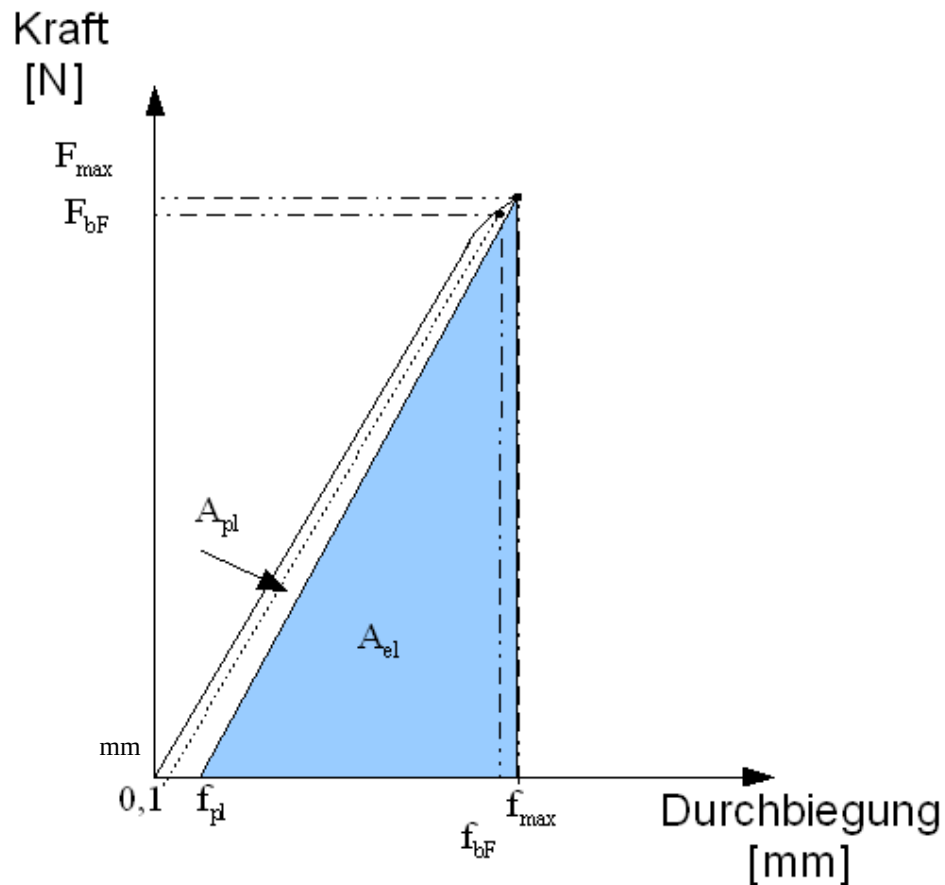
Das Fließen des Werkstoffes beginnt bei der Biegebeanspruchung erst an den Randfasern. Die Probenmitte dagegen wird noch elastisch beansprucht, dieser Bereich wird mit steigender Belastung und Durchbiegung immer kleiner, bis sich der ganze Bereich plastisch verformt. Im Bereich, wo der Werkstoff zu Fließen beginnt, wird die Biegefließgrenze bestimmt. Dieser Teil ist über die Verschiebung der HOOKEschen Gerade um $0,1\text{mm}$ zu ermitteln. Der Bruch geht immer von der Zugseite der Probe aus und läuft senkrecht zur größten Normalspannung. [22] vgl. S.59f

Die Durchbiegung der Probe wird über den zurückgelegten Weg des oberen Biegestempels ermittelt. Zur Ermittlung des Nullpunktes wird eine Vorlast von 100 N verwendet. Diese wird bei der Ermittlung der Festigkeit mit einbezogen.

Die Kennwerte des Biegeversuches werden mit der Software im Programm ausgerechnet und die Standardabweichung sowie der Mittelwert gebildet. Man kann dies aber auch von Hand durchführen. Entsprechende Formeln dazu sind im Anhang (11.3) angefügt.

In dem nachstehenden Kraft-Durchbiegungs-Diagramm sind die einzelnen Größen aufgeführt. Die Zusammenhänge der einzelnen Festigkeitswerte sind gut nachvollziehbar.

Kraft-Durchbiegungs-Diagramm



F_{max} - maximale Kraft = Bruchkraft

F_{bF} - Kraft bei Biegefließgrenze

f_{max} - Durchbiegung bei Höchstkraft

f_{bF} - Durchbiegung bei Biegefließgrenze

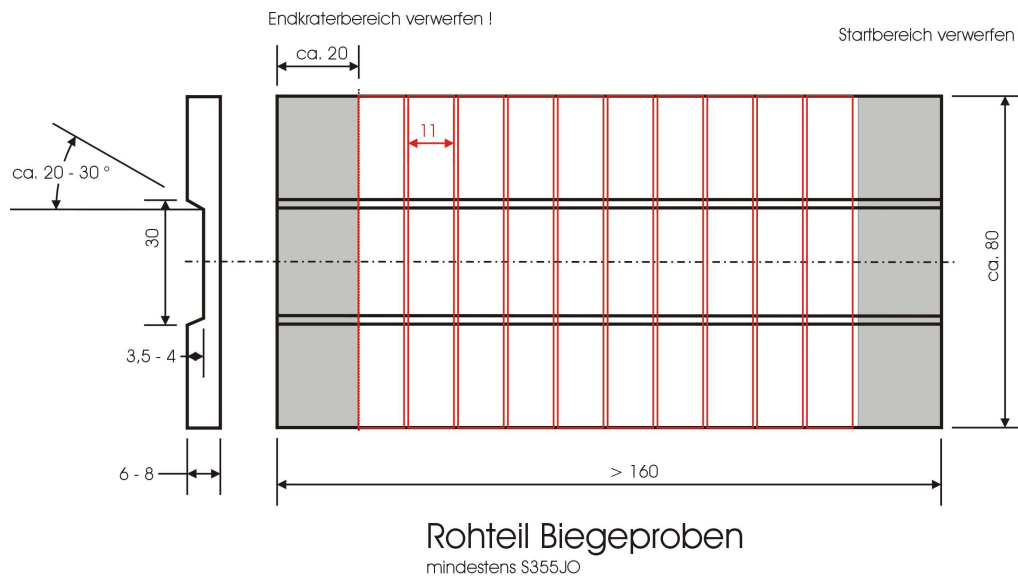
A_{pl} - Biegebrucharbeit (plastischer Anteil)

A_{el} - Biegebrucharbeit (elastischer Anteil)

f_{pl} - plastische Durchbiegung

Abbildung 21: schematisches Kraft-Durchbiegungs-Diagramm des statischen 3-Punkt-Biegversuches

Für die Untersuchung von auftraggeschweißten Schichten werden Flachbiegeproben mit einer Abmessung von 80x10x3,0 mm verwendet. Der Auflagerabstand beträgt das 15-fache der Probendicke, in diesem Fall 45 mm. Zur Herstellung der Proben wurde eine Biegeplatte nach Abbildung 22 mit einer mittigen Auftragschweißung gefertigt.



06.04.10 Sc

CeWOTec gGmbH

Abbildung 22: Rohteil für Biegeproben

Aus den Biegeplatten werden die Biegeproben wie in der Abbildung 23 dargestellt gearbeitet.

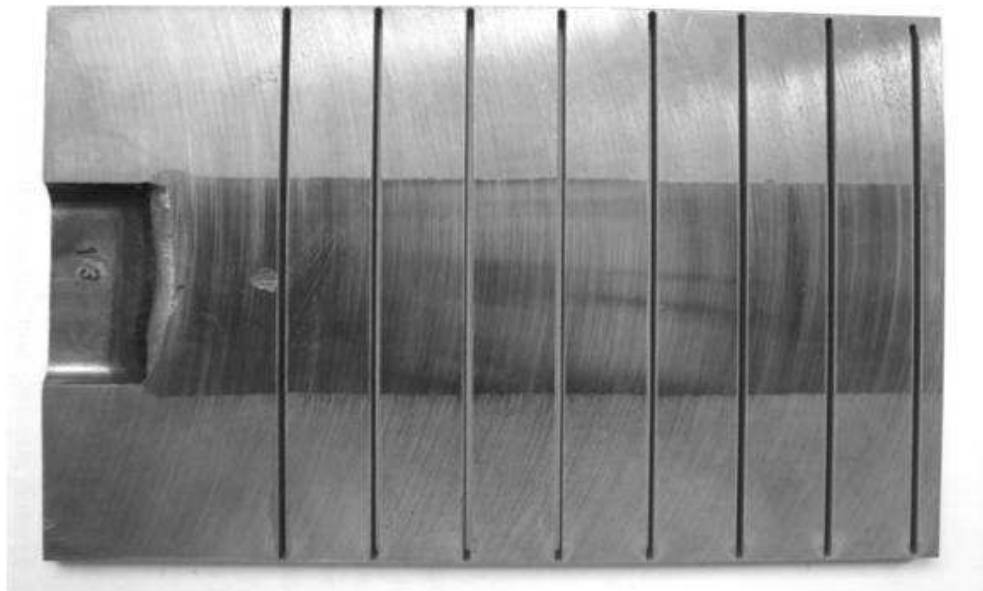


Abbildung 23: fertig geschnittene Biegeplatte

Zum Versuch selbst ist zu sagen, dass die Probe mittig in die Vorrichtung auf zwei Auflagerstifte aufgelegt werden muss, so dass die Schweißstelle exakt unter dem Biegestempel liegt. Siehe Abbildung 24.

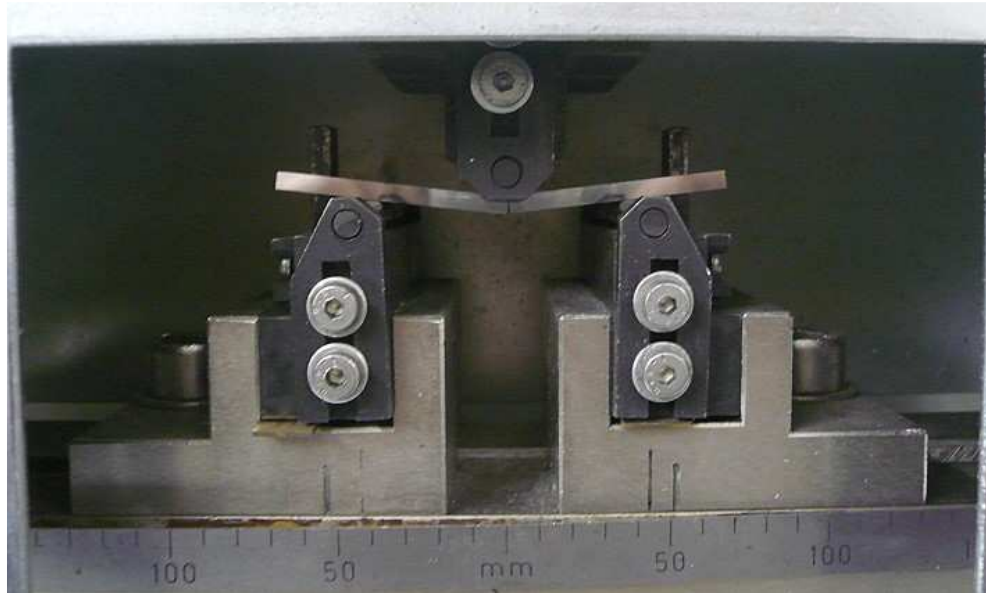


Abbildung 24: Biegevorrichtung des 3-Punkt-Biegeversuchs

Dabei muss die auftragsgeschweißte Seite nach unten eingelegt werden. Somit wird diese auf Zug belastet. Abbildung 25 zeigt dies schematisch. Dabei ist erkennbar, dass die untere Seite auf Zug und die Obere auf Druck beansprucht wird. In der Mitte der Probe ist die sogenannte neutrale Faser, in welcher weder Druck- noch Zugbeanspruchungen vorhanden sind. Bei Proben mit einem Trägerwerkstoffanteil unter der Beschichtung, darf dieser nicht über den Druckbereich hinausgehen, um aussagefähige Ergebnisse zu erhalten. An den Probenrändern wird das Maximum der Spannung erreicht. [23] vgl. S.46f.

Dabei berechnet sich die Biegefestigkeit der maximalen Spannungswerte, wie folgt

$$R_{bB} = \frac{M_{bmax}}{W_b} \text{ [N/mm}^2\text{]}. \text{ Dabei wird das Biegemoment bei der maximalen Kraft (Bruch) wie folgt berechnet: } M_{bmax} = \frac{F_{max} \cdot L_s}{4} \text{ [Nmm]}.$$

L_s ist die Stützweite der Auflager. Das axiale Widerstandsmoment wird mit der Formel

$$W_b = \frac{b \cdot h^2}{6} \text{ [mm}^3\text{]} \text{ berechnet. [23] vgl. S.47f.}$$

In der Abbildung 26 ist die Versuchsanordnung nochmals schematisch dargestellt und der Biegemomentenverlauf des statischen 3-Punkt-Biegeversuches eingezeichnet.

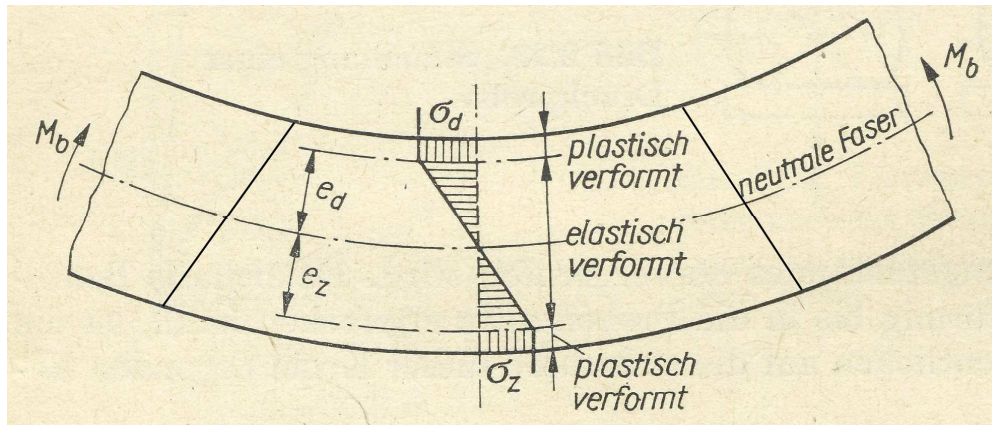


Abbildung 25: Belastungsschema zum statischen 3-Punkt-Biegeversuch [23]
vgl. S.46

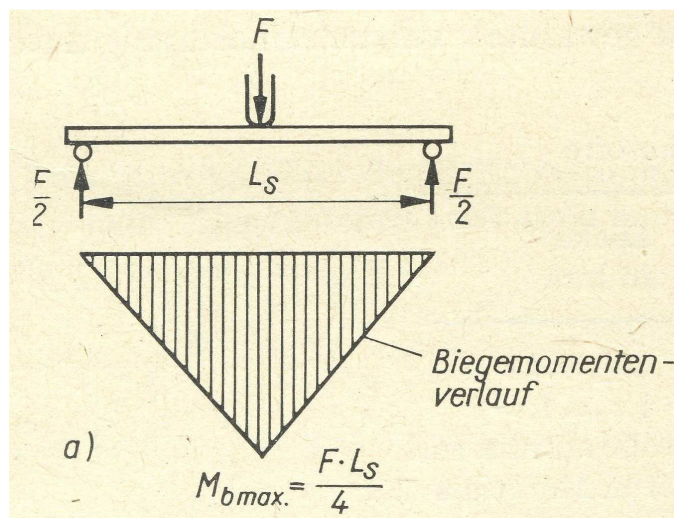


Abbildung 26: Schema des Versuches mit dem Biegemomentenverlauf [23]
vgl. S.47

Danach folgt das Aufsetzen des oberen Biegestempels auf die Probe. Die Vorlast und die Ermittlung des Nullpunktes für Kraft und Durchbiegung erfolgt über die Software.

Die Daten werden statistisch ausgewertet. Zwei Beispielprotokolle für eine RC3 und eine Fe-CrV15+6%Ni sind im Anhang 11.4 f. mit Beispielkurven beigelegt. Dabei hat die RC3 einen hohen plastischen Anteil und die Variante mit Nickel einen sehr niedrigen Anteil. Dieses ist auch deutlich in den Kurven sichtbar.

Im Unternehmen CeWOTec wird zur Festigkeitsermittlung schon seit Jahren mit diesem Verfahren der 3-Punkt-Biegung gearbeitet. Bei Anwendung des statischen 4-Punkt-Biegung Versuches werden trotz des konstanten Biegemomentenverlaufs zwischen den inneren Auflagern keine besseren Ergebnisse erwartet. Außerdem werden breitere Auftragschweißungen benötigt. Dies hat zur Folge, dass bei breiterer Nutgeometrie kein ausreichender Schutz des Schmelzbades durch das Schutzgas gewährleistet und die Probenfertigung aufwendiger wird.

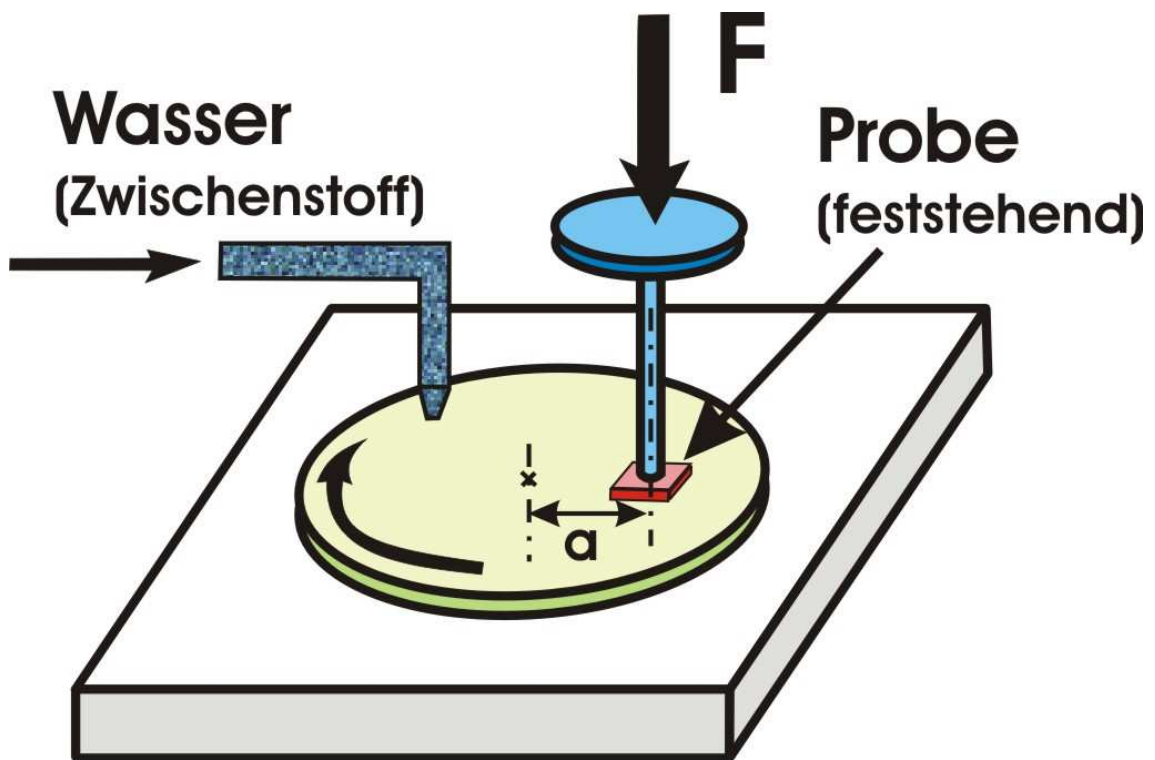
Aus diesen genannten Gründen wird für die Untersuchung der statische 3-Punkt-Biegeversuch eingesetzt bei dem die Probenvorbereitung einfacher zu realisieren ist.

6.3.2 Der Schleifpapiertest

Um die Verschleißbeständigkeit der Materialien zu erforschen, wird häufig der international anerkannte und vergleichbare Miller-Test nach ASTM G75-07 angewendet. Dieser ist jedoch eine Langzeitprüfung und dauert mindestens 4x2 Stunden.

Daher wurde der Schleifpapiertest entwickelt. Dieser ist speziell für die verschleißbeständigen Schichten, zum Prüfen des Verschleißes, entwickelt wurden. Da keine Standardisierung für die Schleifpapierprüfung existiert, wurde der Schnelltest von der Firma CeWOTec gGmbH entwickelt.

Das Verfahrensprinzip ist aus der Abbildung ersichtlich.



a: Mittenabstand zur Einstellung der Schleifgeschwindigkeit

Abbildung 27: Schema des Schleifpapiertestes

Bei dem Versuch der Schleifpapiertests wird aus den auftraggeschweißten Schichten ein 10x10mm großes Quadrat heraus getrennt. Dieses getrennte Stück wird auf einen Probenhalter geklebt.



Abbildung 28: Probenhalter mit Prüfkörper

Der Probenhalter wird in die Prüfvorrichtung (A) eingeschraubt. Als nächstes erfolgt das Plan- und Parallelschleifen der Probe, als Ausgangspunkt und zur Sicherstellung eines vollflächigem Abtrags des Probekörpers.

Die konstante Schleifgeschwindigkeit wird durch das definierte Einstellen des Abstandes von der Drehachse des Schleiftellers gesichert. Vor dem Versuch muss das Wasser (B) als Zwischenstoff noch eingestellt werden. Dieses dient zum Abtransport des abgetragenen Materials und zur Kühlung der Probenoberfläche. Danach startet der Versuch für 20 Sekunden. Dabei schleift die Probe auf einen Siliciumcarbid-Schleifpapier mit einer 180er Körnung. Auf die Probe wirkt eine senkrechte Prüfkraft von 30N (C). Die Schleifgeschwindigkeit beträgt 86m/min.

Nach der Beendigung des Versuches wird die Probe in Ethanol gespült, getrocknet und auf der Analysenwaage die Gewichts Differenz bestimmt. Durch die mindestens dreimalige Wiederholung werden die Ergebnisse statistisch abgesichert.

Aus den einzelnen ermittelten Masseverlusten der Probe wird der Mittelwert gebildet, auf eine Minute hochgerechnet und mit einem eventuellen Korrekturfaktor für die Fläche multipliziert, da das Trennen nicht genau durchgeführt werden kann. Der abrasiv Verschleiß wird in der Maßeinheit $[\text{mg}/(\text{min} \cdot \text{cm}^2)]$ angegeben.

Der reziproke Wert des Masseabtrages kennzeichnet den Verschleißwiderstand der Beschichtung.



Abbildung 29: Schleifpapierprüfgerät

Die für den abrasiven Verschleiß typischen Erkennungsmerkmale wie Rillen, Schleifspuren und Kratzer sind deutlich auf der Testoberfläche sichtbar. Bei weichen Werkstoffen sind diese Merkmale tiefer im Material als bei harten und carbidhaltigen Proben.



Abbildung 30: Schleifrippen; entstanden durch 180er SiC Schleifpapier im Schleifpapiertest bei einer Prüfzeit von 20 Sekunden

6.3.3 Härtemessung nach Rockwell

Um Werkstoffe besser beurteilen zu können, ist es nötig diese auf ihre Eigenschaften und Strukturen hin zu untersuchen. Eine wichtige Eigenschaft der Werkzeuge ist die Härte. Diese kann mit verschiedenen Verfahren einfach und schnell ohne große Probenvorbereitung zur Kontrolle des Prozesses in der Fertigung oder zur Sicherung der Qualität ermittelt werden. [24] vgl. S.338f

Für die gehärteten und auftraggeschweißten Verschleißschuttschichten wird meist das Härteprüfverfahren nach Rockwell eingesetzt.

Dieses Verfahren ist ein Eindringverfahren nach DIN EN ISO 6508-1:2005. [25]

Das Härteprüfverfahren nach Rockwell ist sehr einfach und schnell. Der Anwender kann dadurch die gemessene Härte direkt an der Anzeige ablesen. Es entfällt das ausmessen der Prüfkrater, wie z.B. bei dem Härteprüfverfahren nach Brinell oder Vickers.

Mittels eines genormten Eindringkörpers in Form eines Diamantkegels mit dem Spitzenwinkel von 120° wird 5 Sekunden lang eine definierte Vorlast auf den Körper aufgebracht. Diese verhindert Messfehler. Nach dieser Zeit wird die Prüfkraft von 1,471kN aufgebracht. Die Einwirkzeit bei dieser Stufe beträgt 10-15s. Die zumessende Eindringtiefe wird ermittelt, in dem man die zuvor aufgebrachte Prüfkraft zurücknimmt. Unter der Einwirkung der noch bestehenden Vorkraft wird die Härte direkt an der Anzeige des Prüfgerätes abgelesen. [24] vgl. S.338f

Dieses Verfahren der Härteprüfung sollte für gehärtete oder harte Werkstoffe zwischen 20HRC bis 70HRC angewendet werden. Das Verfahren ist bei der Messung von dünnen Schichten, aber auch bei weichen Werkstoffen nicht geeignet, da die Eindringkraft nicht variierbar ist. Dadurch kann es zur Verfälschung des Messergebnisses kommen. [24] vgl. S.338f

6.3.4 Metallografie

Die Metallografie beschäftigt sich mit dem Gefügebau der Metalle und Legierungen. Dies wird durch das Anschleifen und Anätzen der Oberfläche der Probe erreicht, denn jedes Metall ist anders in seiner Struktur und seinem Gefüge aufgebaut. [6] vgl. S. 1f

Die Metallografie soll Aufschlüsse über die Art, die Menge, die Größe, die Form, die Verteilung, die Orientierung und die Realstruktur der Gefügebestandteile geben. Um dies realisieren zu können, müssen die zu untersuchenden Proben präpariert werden und mit Hilfe eines direkt abbildenden mikroskopischen Verfahrens angeschaut werden. [6] vgl. S. 1f

Um die Proben herstellen zu können, müssen diese präpariert werden. Dies erfolgte während der Schritte des Trennens, Einbettens, Schleifens und Polierens. Getrennt wurde die Probe mit dem Trenngerät Dicotom der Firma Struers und einer Al_2O_3 -Trennscheibe (40A25-TRE 33). Nach dem Trennen wurden die Proben eingebettet. Dazu wurde die Einbettpresse Prontopress-2 (Fa. Struers) verwendet und als Einbettmittel wurde eine Kombination aus Resin 5 und Resin 6 der selbigen Firma verwendet. Das Schleifen und Polieren erfolgte auf ein und demselben Gerät, dem Schleif- und Poliergerät Abramin der Firma Struers. Zum Schleifen wurden SiC Schleifpapiere verschiedenster Körnungen verwendet. Das darauf folgende Polieren wurde in mehreren Schritten unterteilt und mit verschiedenen Tüchern durchgeführt. Zuerst wurde ein DP-Pan 6µm Tuch verwendet, danach folgte ein Nab 1µm Tuch und eine SiO-Suspension.

Um die Gefüge der Proben sichtbar zu machen und beurteilen zu können, wurde das Auflichtmikroskop Jenaplan der Firma Jenoptik Carl Zeiss Jena verwendet. Dieses kann verschiedene Vergrößerungsstufen zur besseren Beurteilung der Gefüge erzeugen (20:1, 50:1, 500:1, 1000:1)

Zur einzelnen Bestimmung der Gefügebestandteile werden die polierten Proben geätzt. Dabei werden je nach Ätzmittel verschiedene Bestandteile des Gefüges sichtbar. So lassen sich mit Murakami-Ätzmittel die Sondercarbide, wie Chromcarbid, Molybdän-carbid, u.a., im Gefüge anätzen. Vanadincarbide lassen sich jedoch nicht anätzen, sie bleiben als helle Stellen im Gefüge sichtbar. Sie werden durch Reliefpolieren mittels SiO-Suspension sichtbar. Zur Gefügedarstellung wird bei einer Fe-v12 Legierung das Ätzmittel 5%ige alkoholische Salpetersäure verwendet. Bei einer Fe-CrV15 Legierung wird eine salzsaure Kupfersulfat-Lösung verwendet.

Die Zusammensetzungen der einzelnen Säuren sind:

- Murakami-Ätzmittel: 100ml H_2O
10g NaOH
10g Kaliumferrizyanit
- 5%ige alkoholische Salpetersäure: 95% Alkohol
5% konzentrierte Salpetersäure

-
- salzsaure Kupfersulfat-Lösung: 50ml destilliertes H₂O
50ml Alkohol
50ml konzentrierte HCL
2g Kupfersulfat

7 Ergebnisse

7.1 Schichtqualität

Bei der Bewertung der Aufschweißung wird besonders Wert auf das Aussehen der Oberfläche und auf die Fehlerfreiheit im Querschnitt der Naht gelegt.

Bei der Legierung Fe-V12 war die Naht nach dem Schweißen flach und kaum überhöht. Der obere Randbereich wies kleine Spritzer und Unebenheiten auf. Die Raupennaht war feinschuppig und es war ein kurzer Riss am Beginn der Raupe sichtbar. Bei der Betrachtung des Schliffes waren keine Bindefehler sichtbar, jedoch waren die Seiten relativ stark an geschmolzen.



Abbildung 31: Legierung Fe-V12, Schweißnahtbewertung; Schliff, Ätzmittel: 5%ige alkohol. HNO_3

Die Legierung Fe-CrV15+6%Ni hatte ebenfalls eine flaches und kaum überhöhtes Nahtaussehen. Die obere Randseite hat Spritzer und Unebenheiten. Die Raupe war feinschuppig und der Endkrater hatte Poren. Der Schliff der Naht ergab, dass die linke Seite sehr und unregelmäßig aufgeschmolzen war. Andere Fehler waren nicht erkennbar.



Abbildung 32: Legierung Fe-CrV15+6%Ni, Schweißnahtbewertung; Schliff, Ätzmittel: 5%ige alkohol. HNO_3

Die Naht der Fe-CrV15Mn15-Legierung war sehr flach und eingefallen. Das Aussehen war eher grobschuppiger und wies große Spritzer und Oberflächenporen über die gesamte Schweißnaht auf. Bei dem Querschliff durch die Schweißnaht ist eine geringe Aufschmelzung der Randbereiche erkennbar. Bindefehler und Poren waren ebenfalls nicht sichtbar.



Abbildung 33: Legierung Fe-CrV15Mn15, Schweißnahtbewertung; Schliff, Ätzmittel: 5%ige alkohol. HNO_3

Die RC3 Legierung von Reiloy wies eine feinschuppige leicht überhöhte Naht auf. Diese hatte an der oberen Seite leichte Spritzer. Bei der Ansicht des Querschliffs war nichts Auffälliges erkennbar. Dieser war an den Seiten kaum an geschmolzen und Fehler waren keine sichtbar.



Abbildung 34: Legierung RC3, Schweißnahtbewertung; Schliff, Ätzmittel: 5%ige alkohol. HNO_3

Die Legierung Fe-CrV15 wies eine leichte Nahtüberhöhung und ein feinschuppiges Nahtaussehen auf. Die Schuppung der Raupe ist an den Seiten gut sichtbar. In der Mitte der Raupe war der Zusatzwerkstoff länger flüssig, dadurch verläuft die Schuppung bogenförmig und ist nicht mehr ganz erkennbar. Die Anschmelzung der Seiten ist sehr gering. Auch waren keine Bindefehler oder Poren in der Schicht sichtbar.



Abbildung 35: Legierung Fe-CrV15, Schweißnahtbewertung; Schliff, Ätzmittel: 5%ige alkohol. HNO_3

Die Legierung Fe-CrV15Mo20 wies eine gute Schweißbarkeit auf. Das Oberflächenaussehen ist feinschuppig und hat an der oberen Seite leichte feine Spritzer. Gut erkennbar sind ebenfalls Endkraterporen. Der Querschliff zeigt leichte Anschmelzungen der linken Seite. Es waren keine Poren oder Bindefehler sichtbar.



Abbildung 36: Legierung Fe-CrV15Mo20, Schweißnahtbewertung; Schliff, Ätzmittel: 5%ige alkohol. HNO_3

7.2 Härtemessung nach Rockwell (HRC)

Bei der Härtemessung nach Rockwell (HRC) ergab sich eine Härte von 51,1 HRC für den Warmarbeitsstahl bis 63,32 HRC für die Auftragschweißlegierung Fe-CrV15+Mo20. Die anderen geprüften Stähle und Schichten lagen innerhalb dieser Spanne. Generell wurde die Härte im Einsatzzustand dargestellt. Bei einzelnen Varianten wurden jedoch die geschweißten Varianten zum Vergleich mit dargestellt. Dadurch ist teilweise der Sekundärhärteeffekt sichtbar. In der nachfolgenden Grafik sind die einzelnen Werte zusammengefasst.

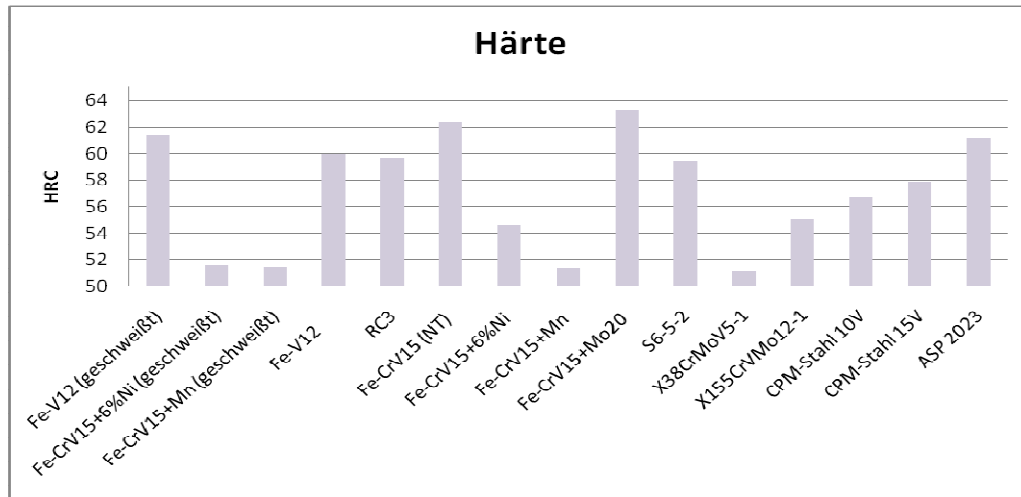


Abbildung 37: Härteprüfung nach Rockwell (HRC); Vorlast 5s, Prüfkraft 10s

Es ist sehr gut erkennbar, dass es bei der Legierung Fe-CrV15+6%Ni einen Härteanstieg gibt, obwohl die Gefügeumwandlung nicht stattfindet. Vermutlich kommt es zur Ausscheidung der Sekundärkarbide. Die Fe-V12 hingegen zeigt keine Veränderung der Härte, obwohl eine Restaustenitumwandlung stattfindet. Die Härte der konventionellen Stähle und PM-Stähle wurde entsprechend der Anwendungsbedingungen eingestellt.

7.3 Biegebruchfestigkeit

Vergleicht man die Biegebruchfestigkeit der Beschichtungen und der Stähle, so ist deutlich erkennbar, dass die konventionellen Stähle und auch die PM-Stähle eine erkennbar höhere Biegebruchfestigkeit besitzen als die verschleißbeständigen Hartschichten. Bei Bauteil aus diesen massiven Werkstoffen wird die höhere Festigkeit zur Vermeidung des Bauteilbruchs benötigt. In der nachstehenden Grafik sind alle Stähle einmal zusammengefasst dargestellt. Dadurch wird der große Unterschied der Festigkeit zwischen den Hartschichten, den konventionellen Stählen und den PM-Stählen besser sichtbar. Durch den höheren Carbidgehalt in den Beschichtungen ist die Verschleißbeständigkeit der Proben allerdings wesentlich höher als bei den konventionellen Werkstoffen und PM-Stählen.

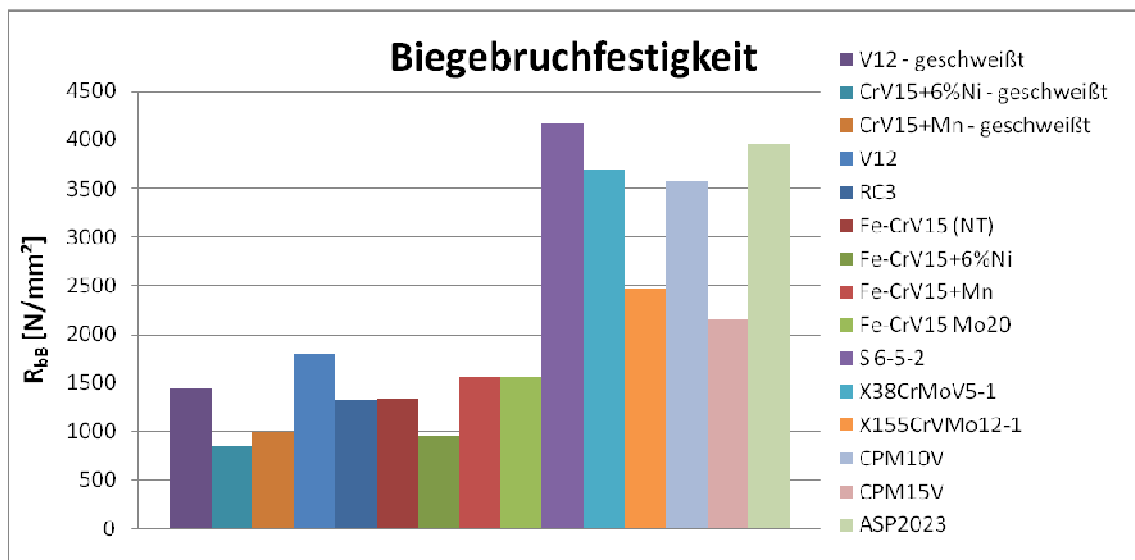


Abbildung 38: Biegebruchfestigkeit R_{bB} [N/mm²] aller Beschichtungen und geprüften Stähle; zur Verdeutlichung der großen Unterschiede

Im Vergleich zu der oberen Abbildung werden in der Abbildung ... nur die Beschichtungen verglichen. Dabei ist erkennbar, dass es zwischen den geschweißten und angelassenen Proben einen erheblichen Sprung gibt. Durch das Anlassen gewinnen die Werkstoffe an Festigkeit. Es kommt später zum Bruch. Weiterhin ist deutlich sichtbar, dass es kaum Unterschiede zwischen den 2 verschiedenen Lieferchargen Fe-CrV15 gibt. Die für warmfeste Einsatzfälle entwickelte Variante mit Molybdän hat ein gutes Ergebnis gebracht.

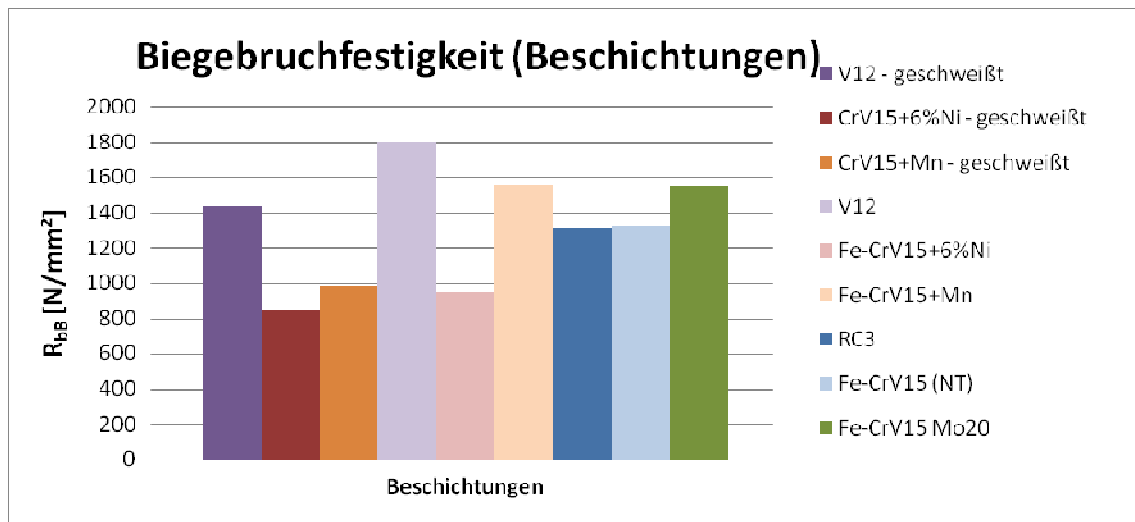


Abbildung 39: Biegebruchfestigkeit R_{bB} [N/mm²] Vergleich der Beschichtungen untereinander

Im Gegensatz zu den Beschichtungen sind die konventionellen Stähle und die PM-Stähle wie schon erwähnt in ihrer Festigkeit deutlich höher. Aber auch hier sind deutliche Unterschiede erkennbar.

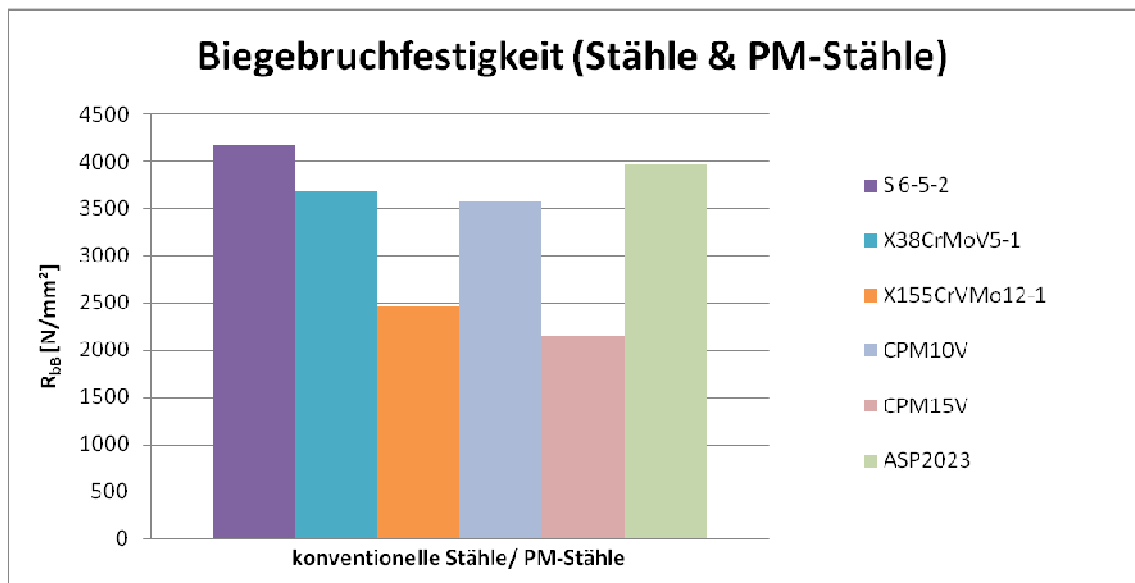


Abbildung 40: Biegebruchfestigkeit R_{bB} [N/mm²] Vergleich der konventionellen Stähle mit den PM-Stählen

7.4 Biegefließgrenze

Genau wie bei der Biegebruchfestigkeit ist auch bei der Biegefließgrenze erkennbar, dass die konventionellen Stähle und auch die PM-Stähle erheblich besser sind in ihrer Biegefließgrenze. In der nachstehenden Abbildung sind alle aus dem Versuch ermittelten Biegefließgrenzen aufgezeichnet.

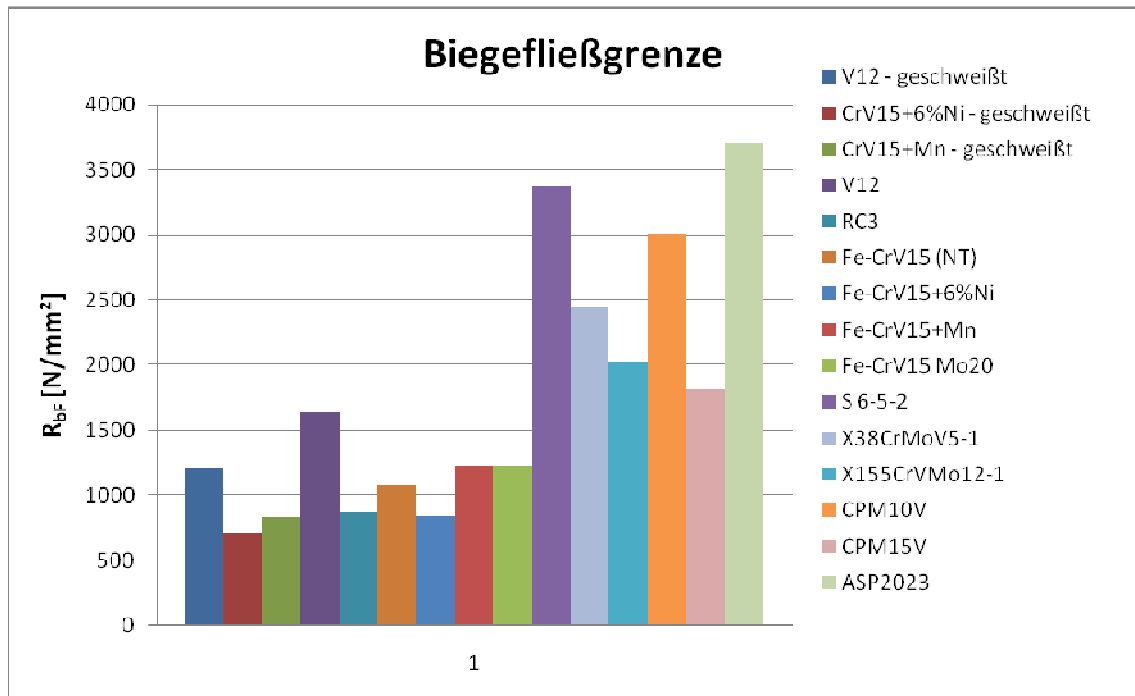
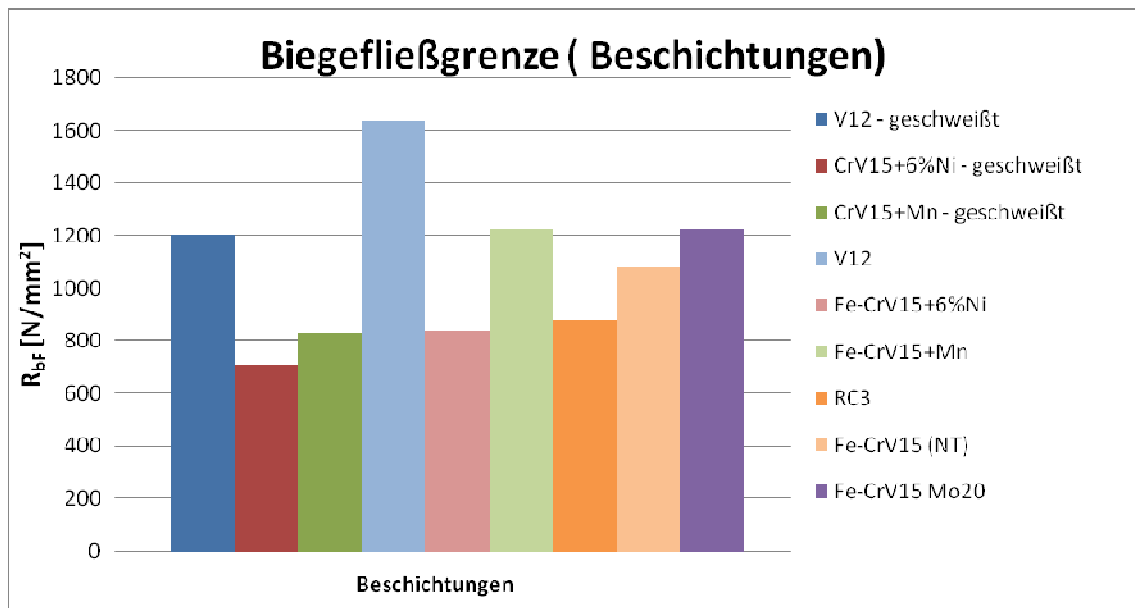
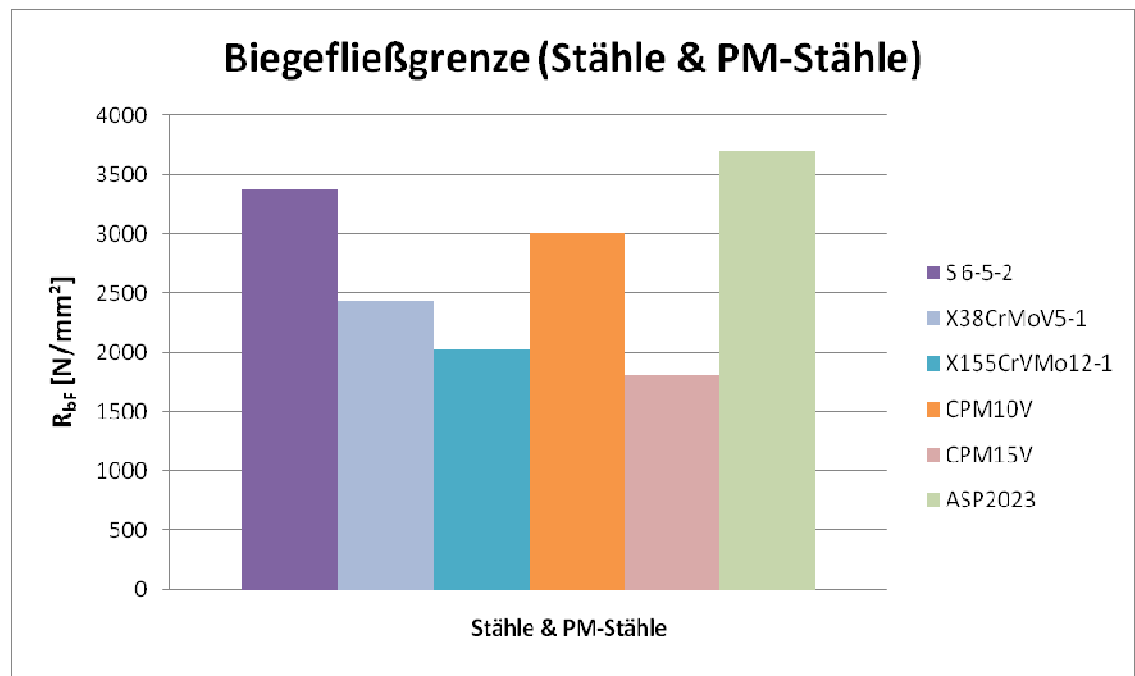


Abbildung 41: Biegefließgrenze R_{bF} [N/mm²] aller Beschichtungen und geprüften Stähle zur Verdeutlichung der großen Unterschiede

Vergleicht man jetzt nur die Schichten miteinander, so ist erkennbar, dass die angelassenen Proben eine deutlich höhere Biegefließgrenze besitzen als die geschweißten. Weiterhin ist auch ersichtlich, dass die Fe-CrV15 –Charge von NT besserer ist als die Charge RC3. Die neu entwickelte Fe-CrV15 mit Molybdän besitzt ebenfalls eine hohe Biegefließgrenze.

Abbildung 42: Biegefließgrenze R_{bF} [N/mm²] Beschichtungen

Bei den konventionellen Stählen und PM-Stählen ist deutlich zu erkennen, dass die Biegefließgrenze dieser höher ist, aber auch hier große Schwankungen untereinander auftreten. Die zwei Schnellarbeitsstähle, einmal durch konventionelle Herstellung und zum anderen pulvermetallurgisch hergestellt, weisen nur geringe Abweichungen voneinander auf. Bei den PM-Stählen hat der CPM15V deutlich schlechtere Werte gebracht als der CPM10V.

Abbildung 43: Biegefließgrenze R_{bF} [N/mm²] konventioneller Stähle und PM-Stähle

7.5 Plastischer Anteil der Bruchdurchbiegung

Bei dem plastischem Anteil der Bruchdurchbiegung gibt es keine signifikanten Unterschiede zwischen Beschichtungen, konventionellen Stählen und PM-Stählen. Der Anteil der plastischen Bruchdurchbiegung ist stark vom Legierungsgehalt abhängig. Auf Grund des niedrigeren Legierungsgehaltes wird bei dem Warmarbeitsstahl deutlich sichtbar, dass dieser mit 5,99 mm einen hohen plastischen Anteil der Bruchdurchbiegung besitzt. Hohe Werte besitzen die Charge Fe-CrV15 (RC3) sowie Schnellarbeitsstahl und der PM-Stahl CPM 10V. Trotz der feineren Carbidausbildung des CPM 15V sind keine deutlichen Verbesserungen der plastischen Eigenschaften im Vergleich zu den Beschichtungen aus gleicher Zusammensetzung sichtbar. Auch die austenitischen Varianten der Beschichtungen besitzen keinerlei Verbesserung. Durch das Anlassen der Beschichtungen Fe-V12 und Fe-CrV15Mn15 ist eine Steigerung der Plastizität sichtbar. Die Abstimmung des Kohlenstoffgehaltes auf die Menge an carbidbildenden Elementen hat anscheinend einen wesentlich stärkeren Einfluss auf die Restplastizität, da selbst die PM-Stahl Varianten teilweise sehr niedrig liegen.

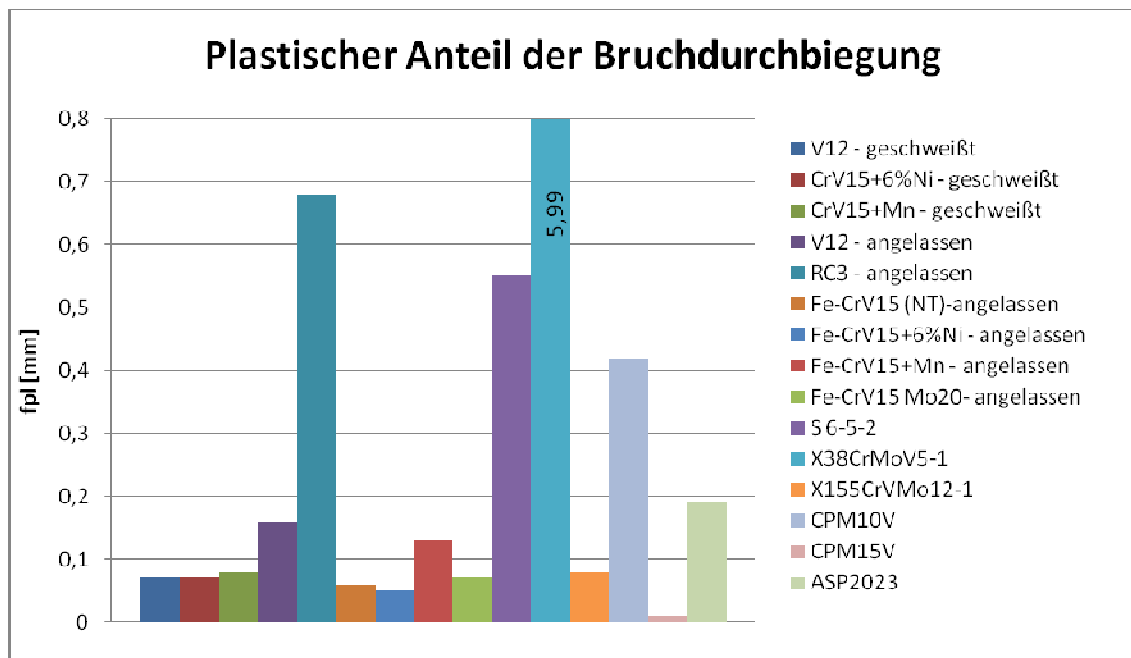


Abbildung 44: plastische Anteil der Bruchdurchbiegung f_{pl} [mm]

7.6 Verschleißbeständigkeit

Die Verschleißbeständigkeit der Hartstoffschichten und der zu prüfenden Stähle wurde mit dem Schleifpapiertest der Firma CeWOTec Chemnitz untersucht.

Dabei ist deutlich sichtbar, dass die auftraggeschweißten Schichten besser sind wie die konventionellen Stähle. Die PM-Stähle sind im Vergleich zu den Beschichtungen mit ähnlicher Zusammensetzung schlechter, jedoch nicht so schlecht wie die normalen Stähle. In der folgenden Grafik sind alle geprüften Materialien zusammen gestellt.

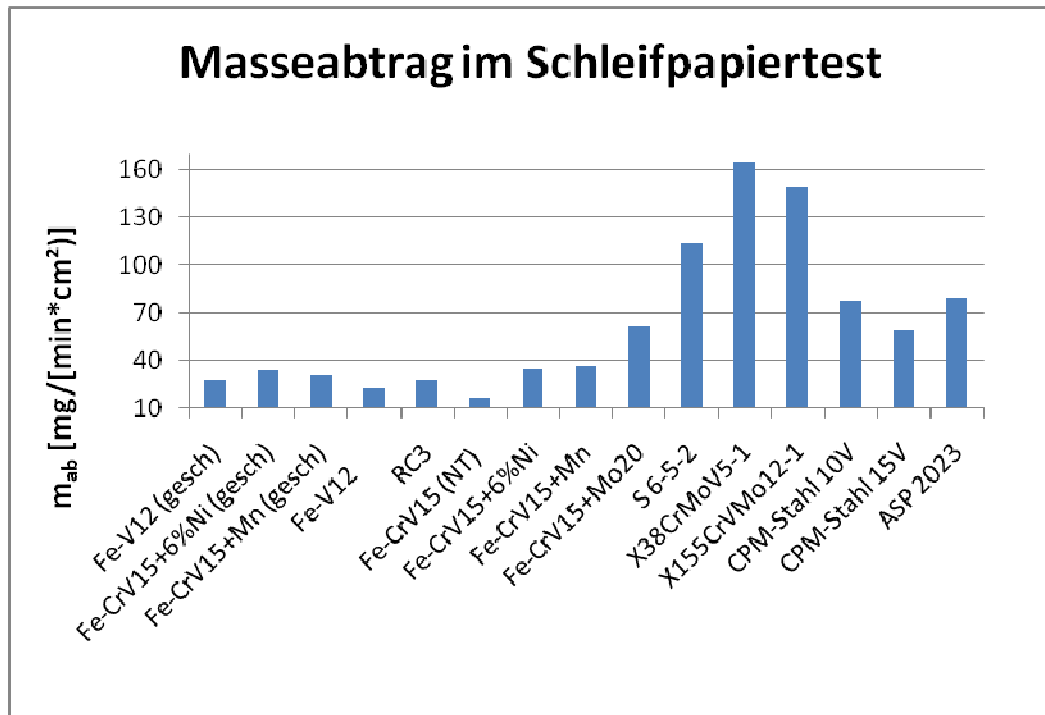


Abbildung 45: Masseabtrag m_{ab} [mg/(min*cm²)] aller Proben

In den nachfolgenden zwei Grafiken sind die Ergebnisse dieser Untersuchung differenzierter dargestellt. Dabei wurden die Beschichtungen von den PM-Stählen und den konventionellen Stählen getrennt.

Bei den Proben der Beschichtungen ist sehr gut sichtbar, dass diese extra für diesen Fall von Verschleiß entwickelt wurden. Bei der Legierung Fe-V12 ist ein Unterschied zwischen den geschweißten und den angelassenen Proben sichtbar. Die Ursache hierfür liegt in der Sekundärcarbidausscheidung. Bei den anderen zwei Proben (Fe-CrV15+6%Ni; Fe-CrV15+Mn) sind die Werte innerhalb der normalen Streuung geblieben. Die neuentwickelte Fe-CrV15+Mo20 Beschichtung ist in ihrem Kaltverschleißverhalten nicht zufriedenstellend. Die martensitischen Varianten der Beschichtungen besitzen die höchste Verschleißbeständigkeit. Die Einstellung des Kohlenstoffgehaltes auf die Menge an Carbidbildnern ist auch hier an den Chargen Fe-CrV15 (RC3, NT) deutlich sichtbar.

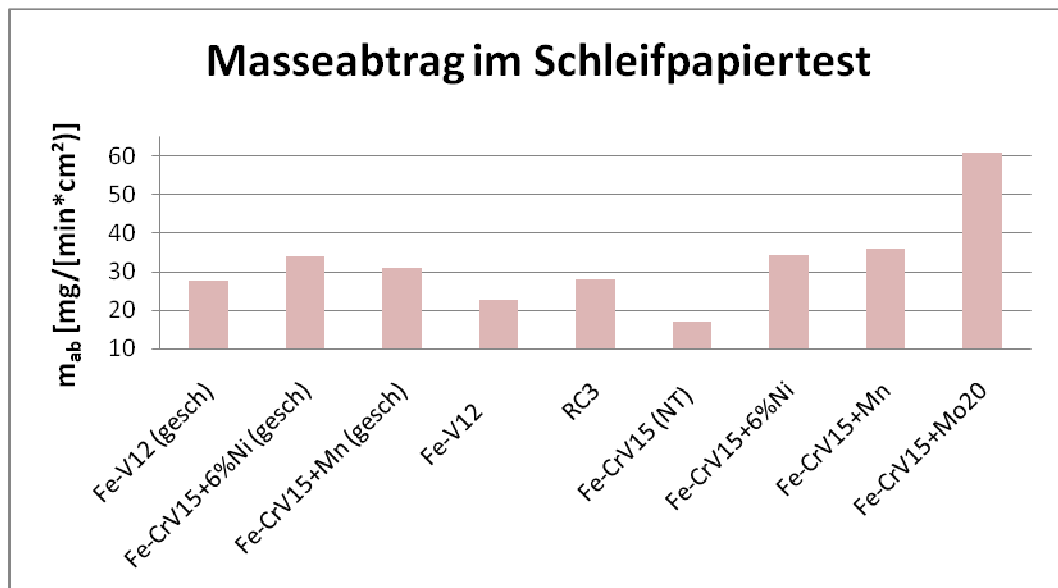


Abbildung 46: Masseabtrag m_{ab} [mg/(min*cm²)] der geschweißten Hartschichten; 4-9 angelassene Proben

Die konventionellen Stähle und PM-Stähle schneiden im Vergleich zu den Hartschichten relativ schlecht ab. Wobei die PM-Stähle besser abschneiden, jedoch aber die Werte der vergleichbaren Beschichtungen nicht erreichen.

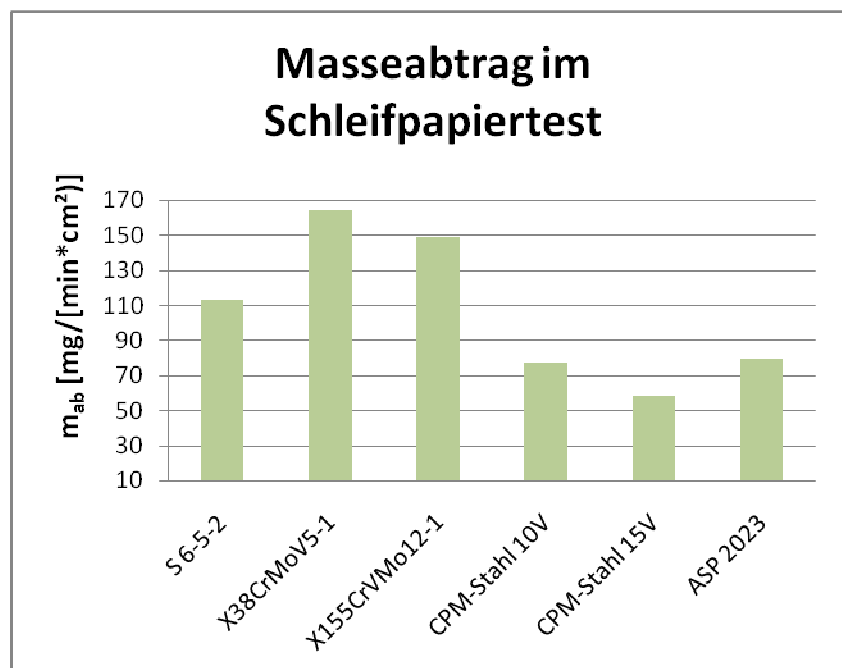


Abbildung 47: Masseabtrag m_{ab} [mg/(min*cm²)] der konventionellen Stähle und PM-Stähle

7.7 Metallografie

Um die Carbidverteilung und das Gefüge der Schichten und der Stähle beurteilen zu können, wurden Querschliffe angefertigt.

Fe-V12

Die Carbide sind gleichmäßig in der Schicht verteilt. Es kommen feine und vereinzelte größere Teilchen in der Schicht vor. Die Form und das Aussehen der Vanadiumcarbide ist eher eckig. Das Gefüge der Fe-V12 Legierung besteht aus einer martensitischen Matrix mit eingelagertem Restaustenit. Die helleren Stellen, welche in der Abbildung sichtbar werden, sind der noch im Gefüge existierende Restaustenit. Ein Unterschied zwischen geschweißter und angelassener Probe war in der Carbidverteilung nicht sichtbar. Der Vergleich zwischen geschweißtem und angelassenem Zustand im Matrixgefüge zeigt, dass sich in der geschweißten Variante mehr Restaustenit befindet.

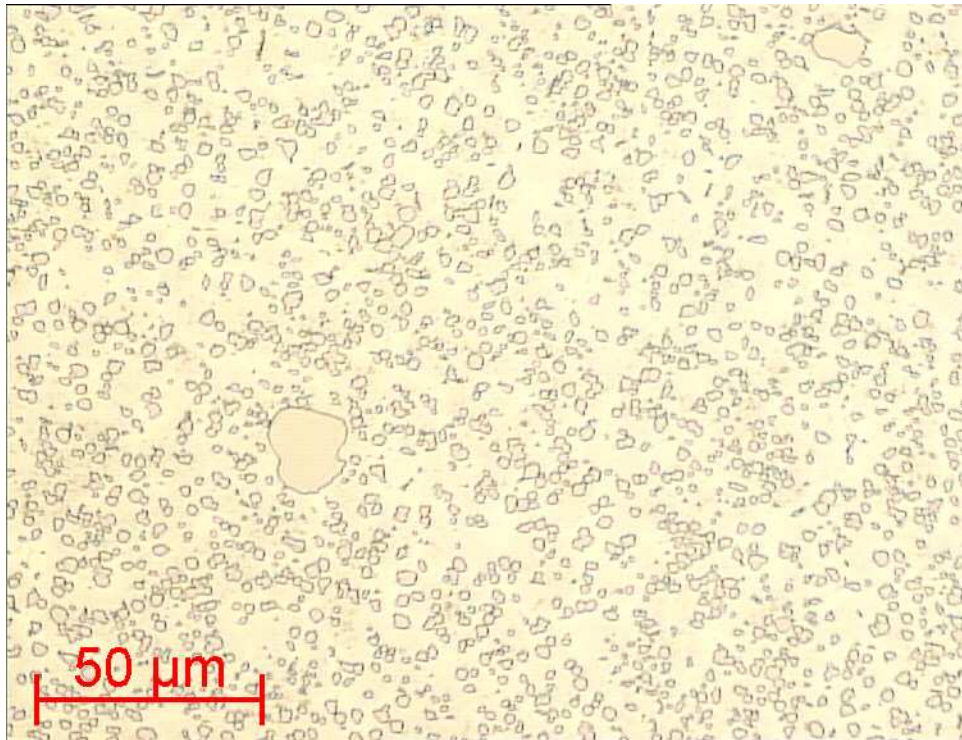


Abbildung 48: Fe-V12; Carbidverteilung; ungeätzt

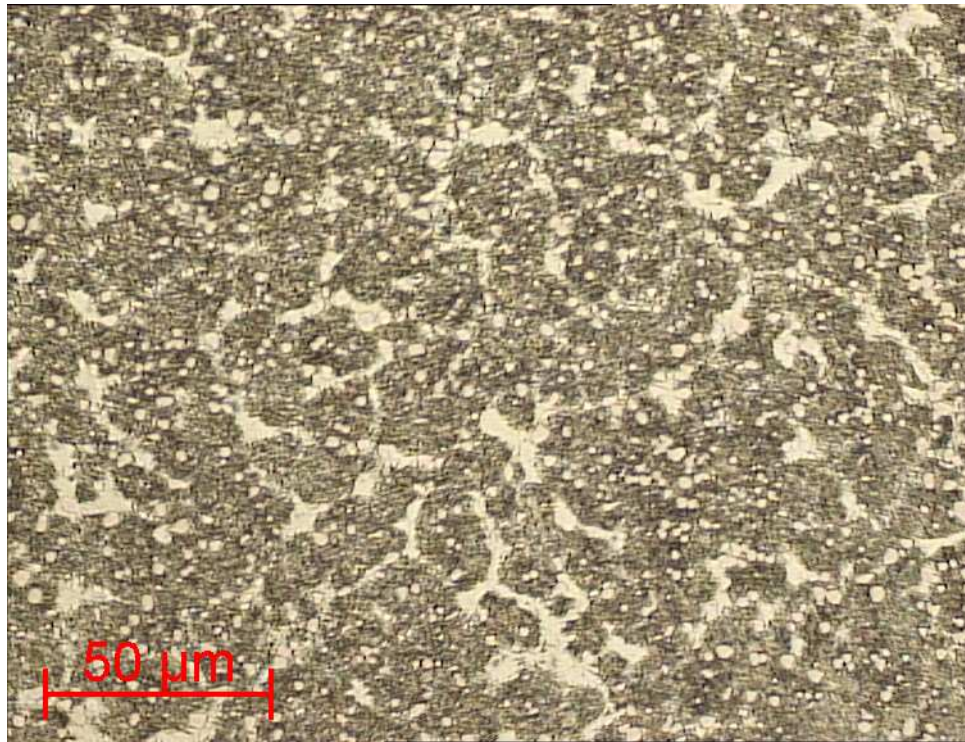


Abbildung 49: Fe-V12 angelassen; Matrixgefüge; Ätzmittel: 5%ige alkalische Salpeterätzung

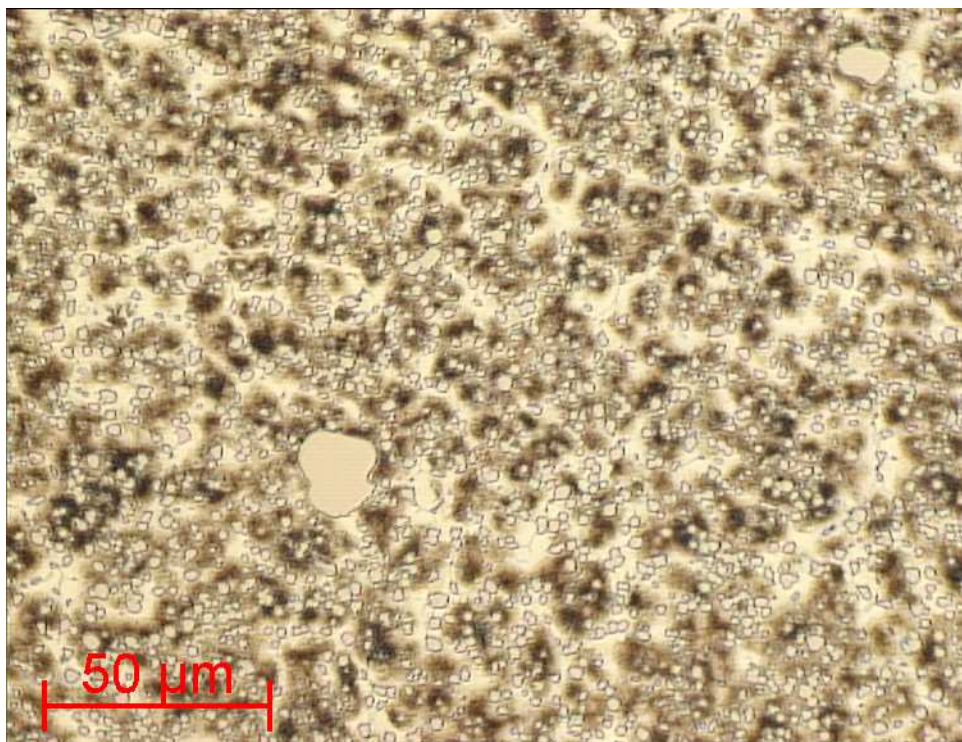


Abbildung 50: Fe-V12 geschweißt; Matrixgefüge; Ätzmittel: 5%ige alkalische Salpeterätzung

Fe-CrV15+6%Ni

Die Schicht ist mit sehr vielen kleinen und feinen Vanadiumcarbiden durchzogen, jedoch sind auch einzelne Carbide mittlerer Größe vorhanden. Sie sind regelmäßig über den gesamten Schichtquerschnitt verteilt, in der Detailansicht sind jedoch Unregelmäßigkeiten erkennbar. Die Form der Carbide ist meist rund, wobei die größeren eher eine eckige Form besitzt. Die Verteilung selbst ist nicht ganz regelmäßig, es sind kleine carbidfreie Stellen sichtbar.

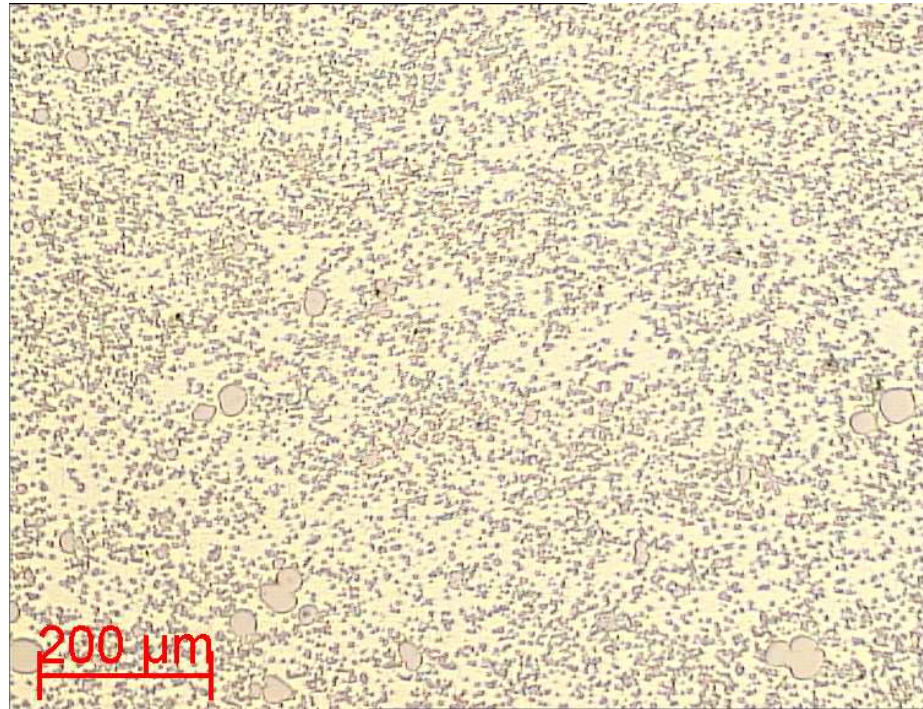


Abbildung 51: Fe-CrV15+6%Ni; Überblick; Carbidgeverteilung; ungeätzt

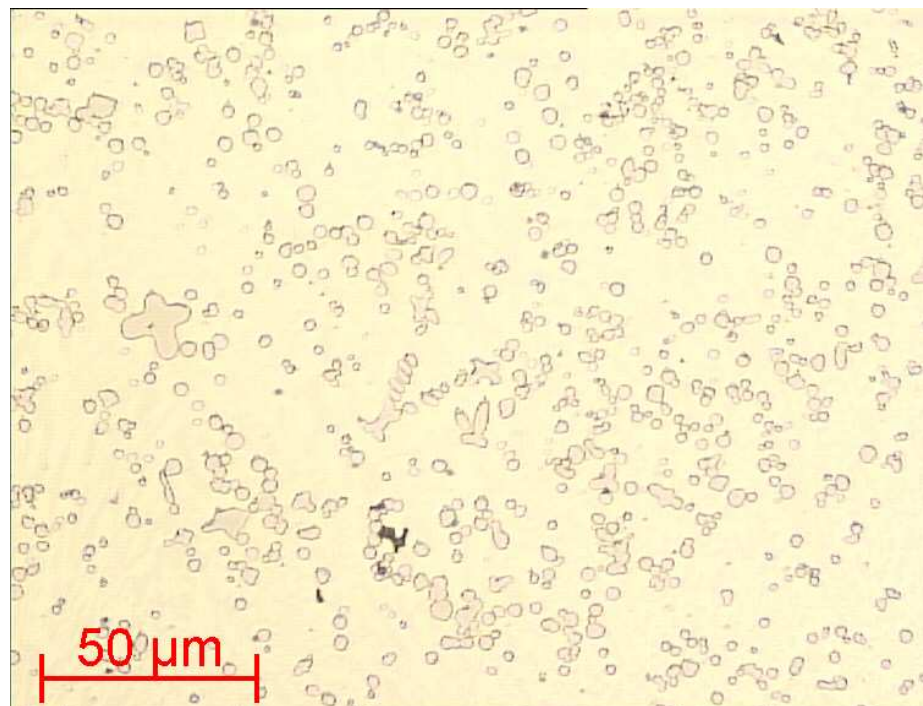


Abbildung 52: Fe-CrV15+6%Ni; Detail; Carbidgeverteilung; ungeätzt

Bei einer Anätzung der Schicht mit Murakami-Ätzmittel werden nadelige Chromcarbide sichtbar, diese werden schillernd bunt. Das Vanadiumcarbid wird durch dieses Ätzmittel nicht angeätzt, ebenso das Matrixgefüge. Eine Anätzung des Matrixgefüges mit salzsaurer Kupfersulfatlösung erbringt keine weiteren Erkenntnisse.

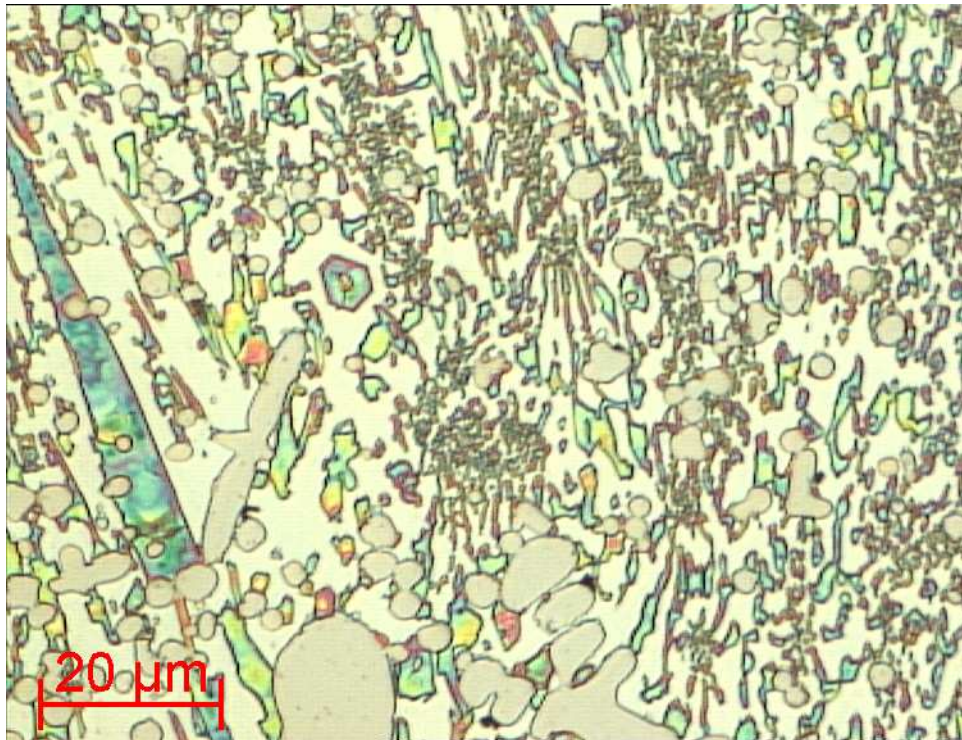


Abbildung 53: Fe-CrV15+6%Ni; Carbidgeverteilung; Ätzmittel: Murakami

Fe-CrV15Mn15

Wie in der Abbildung 54 sichtbar sind die Vanadiumcarbide von sehr klein bis ganz groß sehr unregelmäßig in der Schicht verteilt. Auch die Form der Carbide differenziert von eckig bis rund.

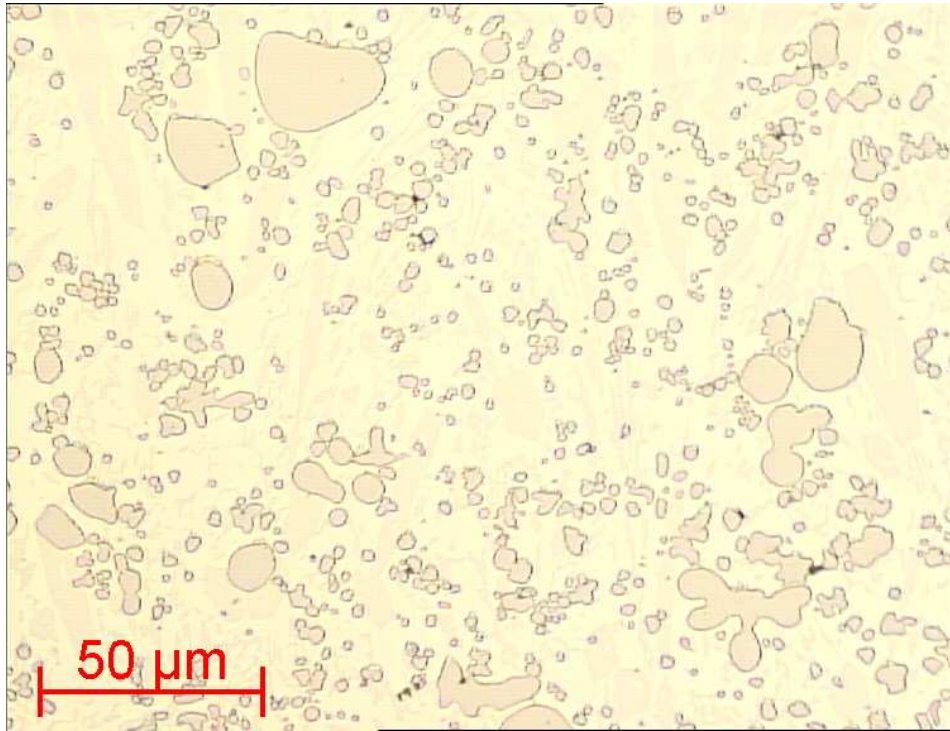


Abbildung 54: Fe-CrV15Mn15; Carbidverteilung; ungeätzt

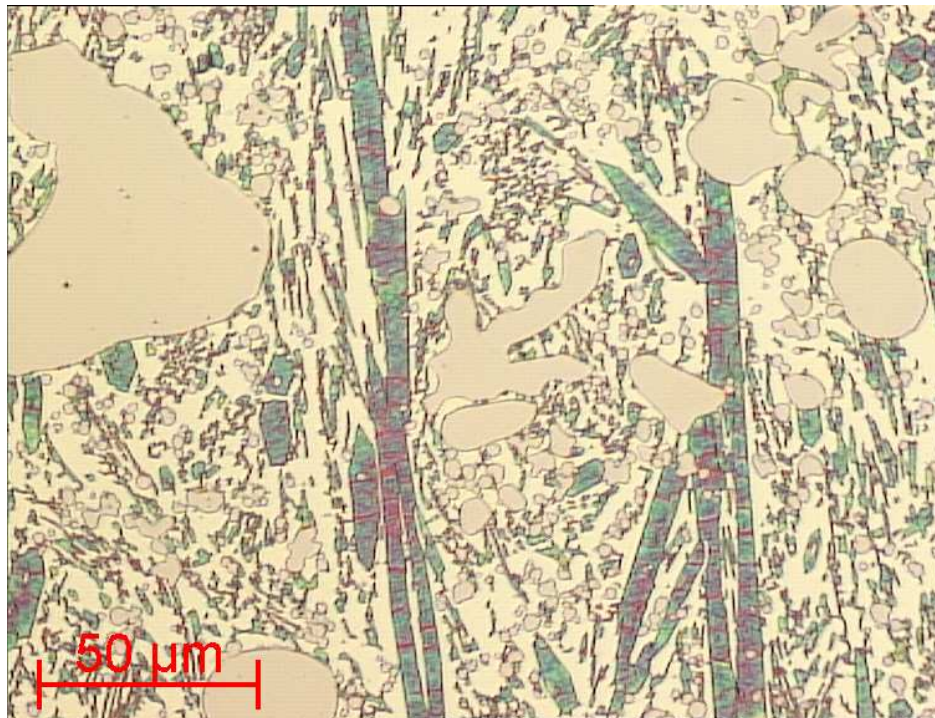


Abbildung 55: Fe-CrV15Mn15; Carbidverteilung; Ätzmittel: Murakami

Auch hier sind durch die Chromcarbide durch Murakami farbig angeätzt wurden. Diese Carbide sind ebenfalls eher groß nadelig. Das Matrixgefüge lässt sich ebenfalls nur sehr schlecht anätzen und ergibt keine weiteren Aussagen.

Fe-CrV15, Charge RC 3

Die Carbide in der Schicht sind homogen verteilt, weisen aber im Detail größere Lücken auf. Die Größe der Vanadiumcarbide liegt im Bereich von 5-10µm, abgesehen von einzelnen größeren. Diese haben eine eher eckige Form.

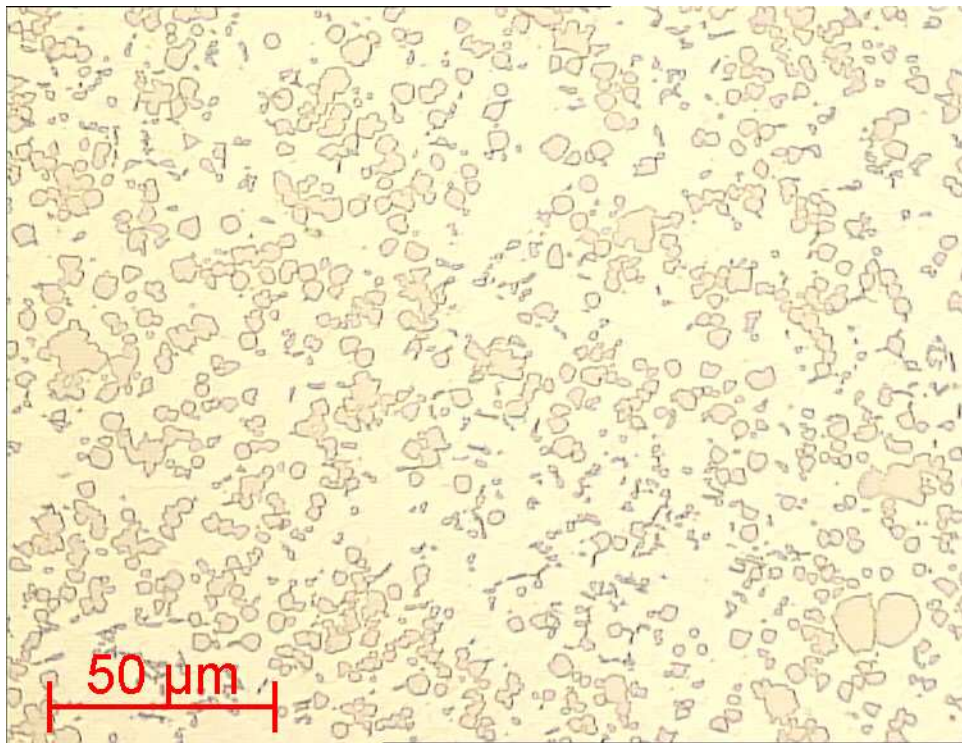


Abbildung 56: RC3; Carbidgeverteilung; ungeätzt

In der unteren Abbildung ist das unvollständige Carbidgevernetzwerk durch das Anätzen mit Murakami-Ätzmittel sichtbar. Dies sind in der Regel Sondercarbide in eutektischer Anordnung. In diesem Falle sind dies vorzugeweise Chromcarbide.

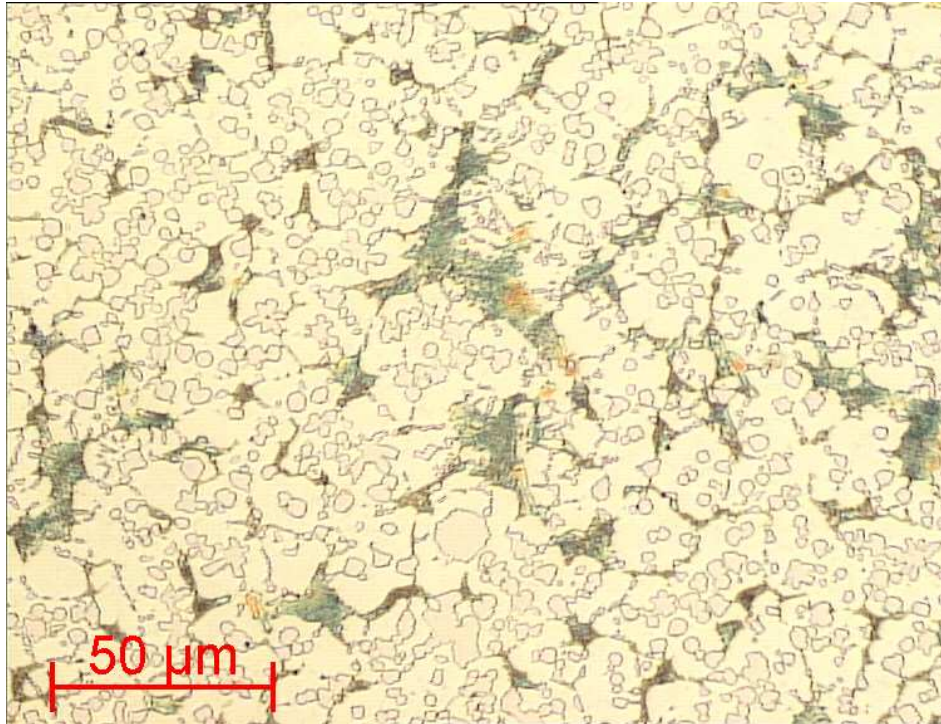


Abbildung 57: RC3; Carbidgeverteilung; Ätzmittel: Murakami

Fe-CrV15, Charge NT

Bei dieser Legierung ist gut sichtbar, dass die Carbidgeverteilung sehr homogen ist. Die Größe der Carbide liegt im Bereich bis 10 µm. Es sind jedoch sehr viele grobe Carbide vorhanden. Die Form dieser Vanadiumcarbide ist sehr unregelmäßig. Im geätzten Zustand ist auch hier das sehr unvollständige eutektische Carbidgevernetzwerk sichtbar.

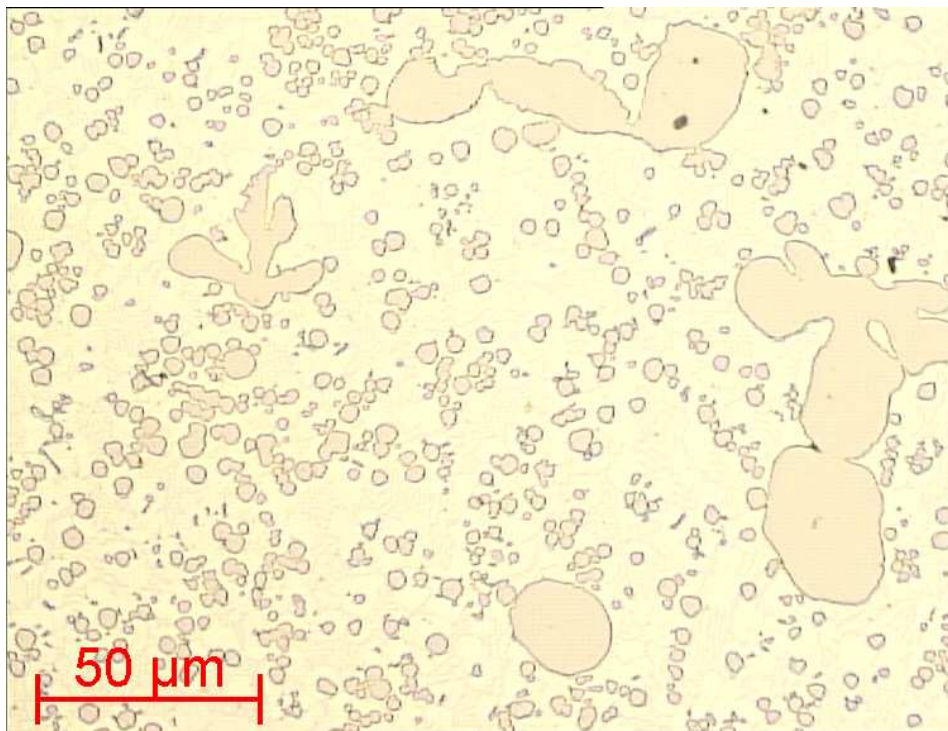


Abbildung 58: Fe-CrV15; Carbidgeverteilung; ungeätzt

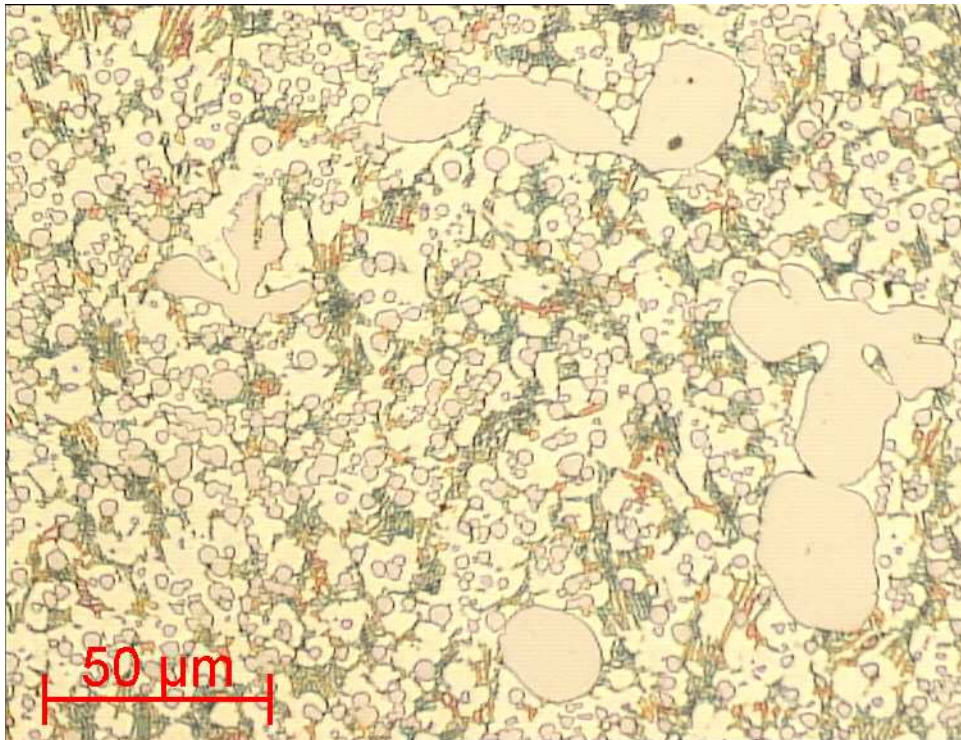


Abbildung 59: Fe-CrV15; Carbidgeverteilung; Ätzmittel: Murakami

Fe-CrV15Mo20

Die Verteilung der Vanadiumcarbide ist in der Schicht sehr gleichmäßig und grobe Carbide sind nicht sichtbar. Im Gefüge sind neben den groben Chromcarbidnadel (braune Stellen) auch starke feinlamellare eutektische Ausscheidungen sichtbar

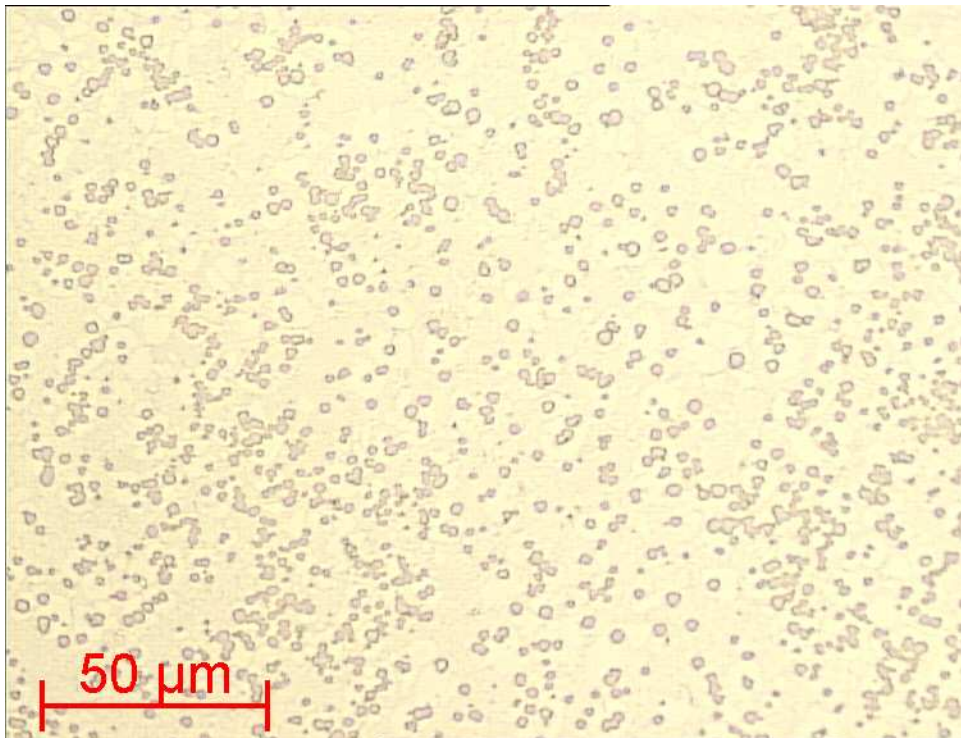


Abbildung 60: Fe-CrV15Mo20; Carbidgeverteilung; ungeätzt

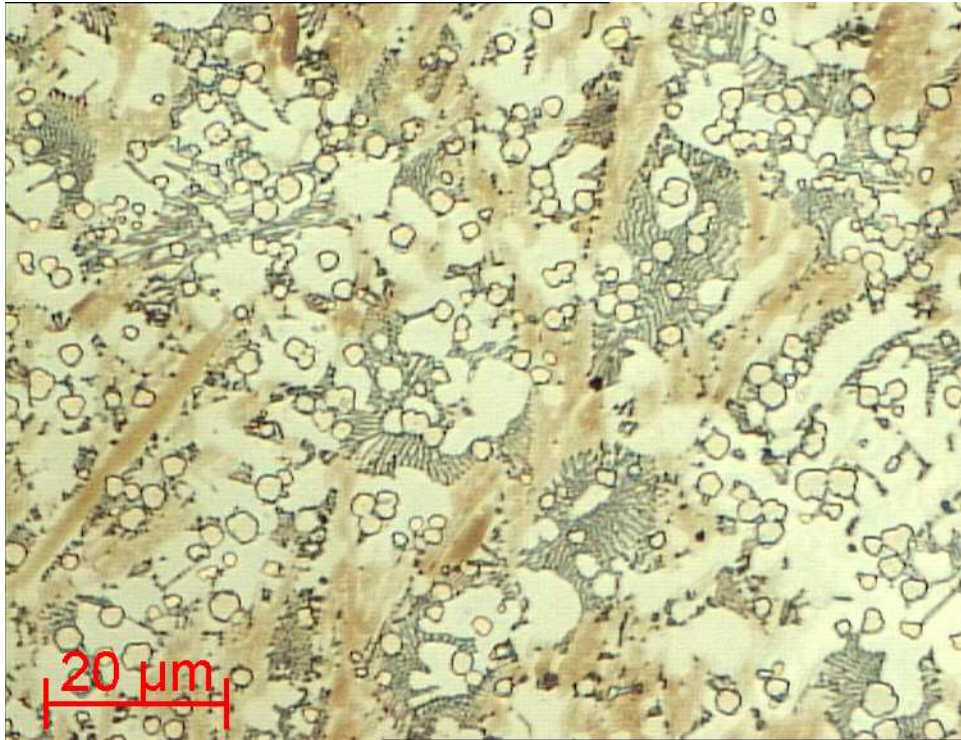


Abbildung 61: Fe-CrV15Mo20; Carbidverteilung; Ätzmittel: Murakami

S 6-5-2 (1.3343)

Das Gefüge des Schnellarbeitsstahles weist sehr kleine unregelmäßige Carbide auf. Eine Carbidzeiligkeit des Stahles ist kaum sichtbar. Das Gefüge besteht aus angelassenen Martensit und Restaustenit. Die Korngrenzen sind nicht sichtbar.

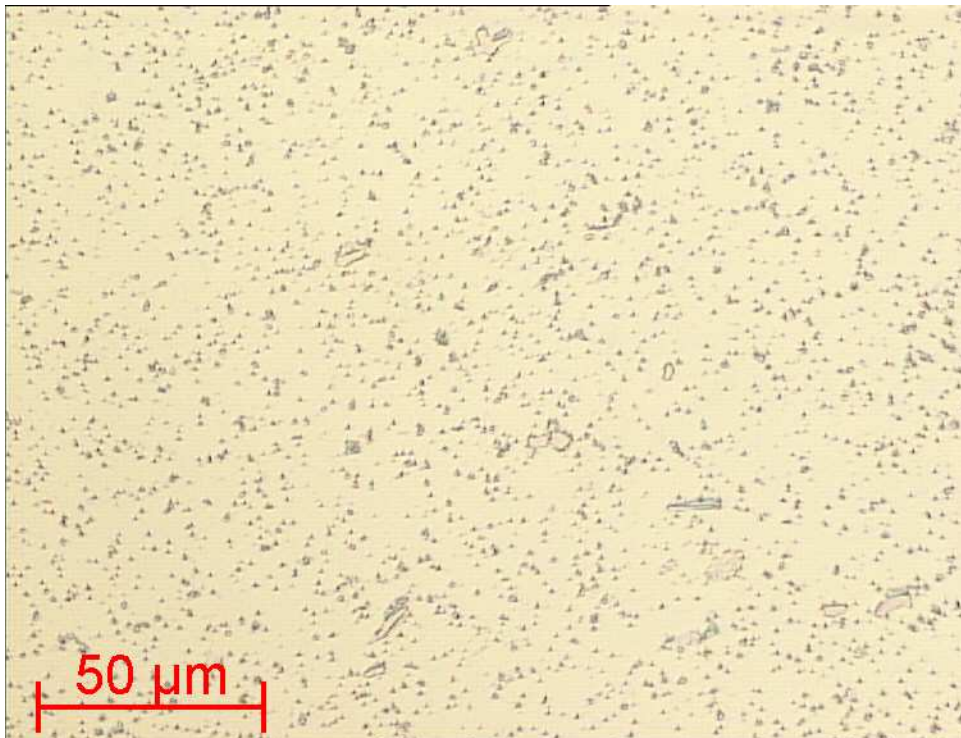


Abbildung 62: S6-5-2 angelassen; Carbidverteilung; ungeätzt



Abbildung 63: S6-5-2 angelassen; Gefüge mit Carbidverteilung; Ätzmittel: 5%ige alkohol. Salpetersäure

X38CrMoV5-1 (1.2343)

Das Gefüge des Warmarbeitsstahles ist sehr grobkörnig. Es besteht aus angelassenen Martensit und Restaustenit. Die Bildung von Korngrenzenzementit ist teilweise gut sichtbar (helle Stellen an den Korngrenzen).

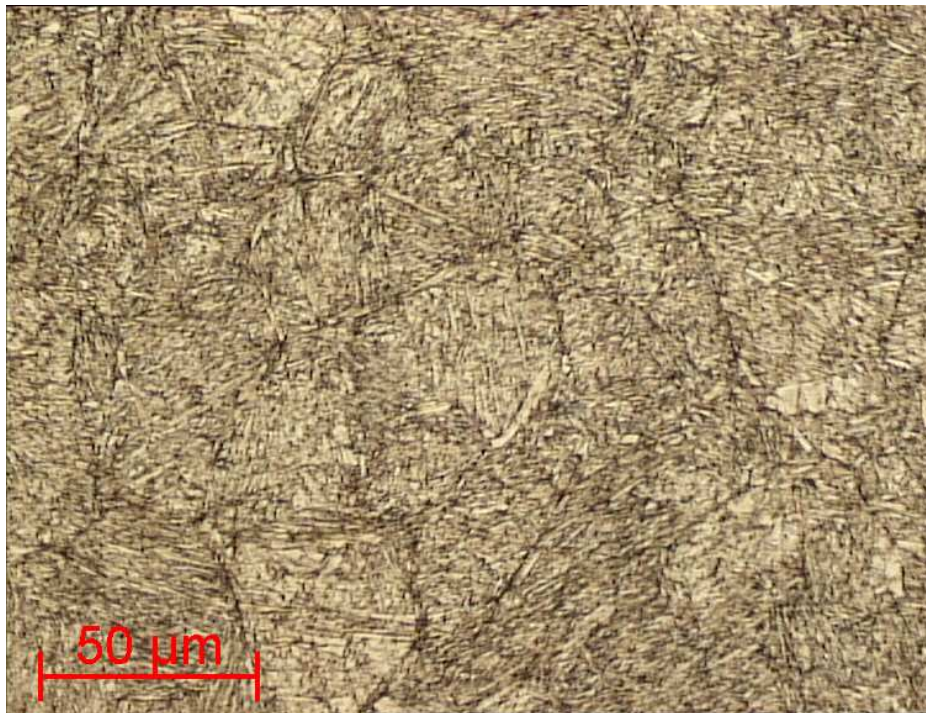


Abbildung 64: X38CrMoV5-1 angelassen; Gefüge; Ätzmittel: 5%ige alkohol. Salpetersäure

X155CrVMo12-1 (1.2379)

Bei dem Kaltarbeitsstahl ist gut die zeilige Anordnung der grob ausgeschiedenen Carbide sichtbar. Zusätzlich sind jedoch auch feine Carbidausscheidungen vorhanden. Das Gefüge selbst ist sehr feinkörnig und besteht aus angelassenen Martensit und Restaustenit. Verunreinigungen im Gefüge sind deutlich erkennbar (schwarze Stellen).

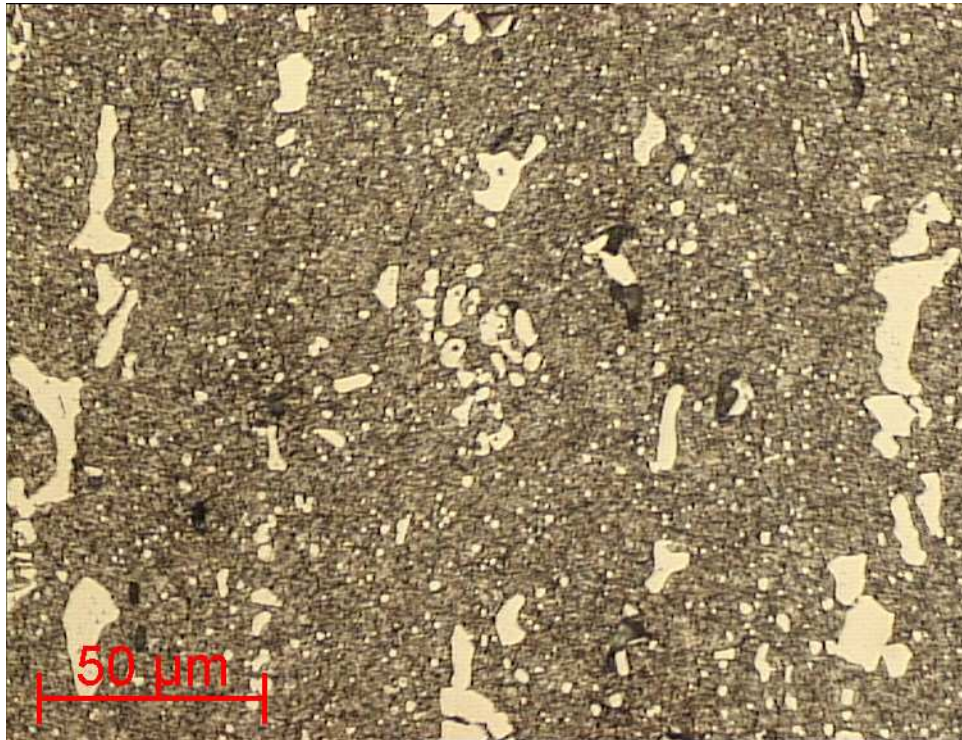


Abbildung 65: X155CrMoV5-1 angelassen; Gefüge; Ätzmittel: 5%ige alkohol. Salpetersäure

CPM 10V

Die Vanadiumcarbide sind feinkörniger als die der ähnlich zusammengesetzten Beschichtung, die Verteilung ist homogen, eine Zeiligkeit ist nicht sichtbar und die Form ist rund bis eckig. Das Matrixgefüge besteht aus angelassenem Martensit und Restaustenit.

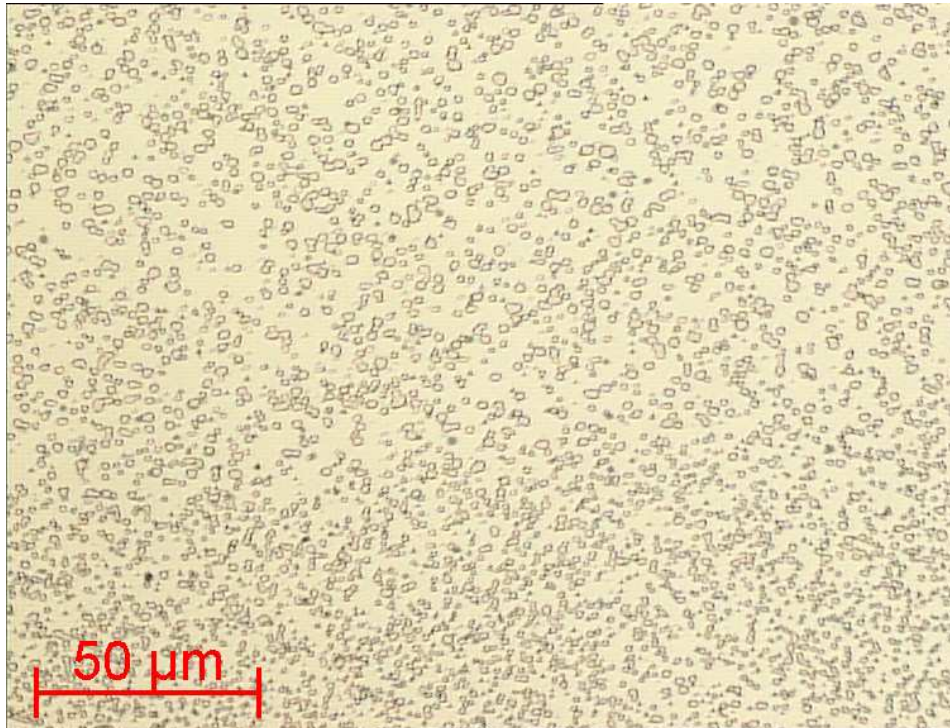


Abbildung 66: CPM 10V; Carbidgeverteilung; ungeätzt



Abbildung 67: CPM 10V angelassen; Gefüge; Ätzmittel: 5%ige alkohol. Salpetersäure

CPM 15V

Die Vanadiumcarbide sind gegenüberdem CPM 10V etwas größer und in der Menge deutlich höher. Wohin gegen die Carbidgröße im Vergleich zur Beschichtung sehr fein ist. Die Form ist eckig, das Gefüge ist extrem fein und eine Zeiligkeit ist ebenfalls nicht sichtbar. Das Gefüge besteht aus angelassenem Martensit mit einem Restaustenitanteil. Trotz hoher Vergrößerung sind Gefügedetails nicht sichtbar.

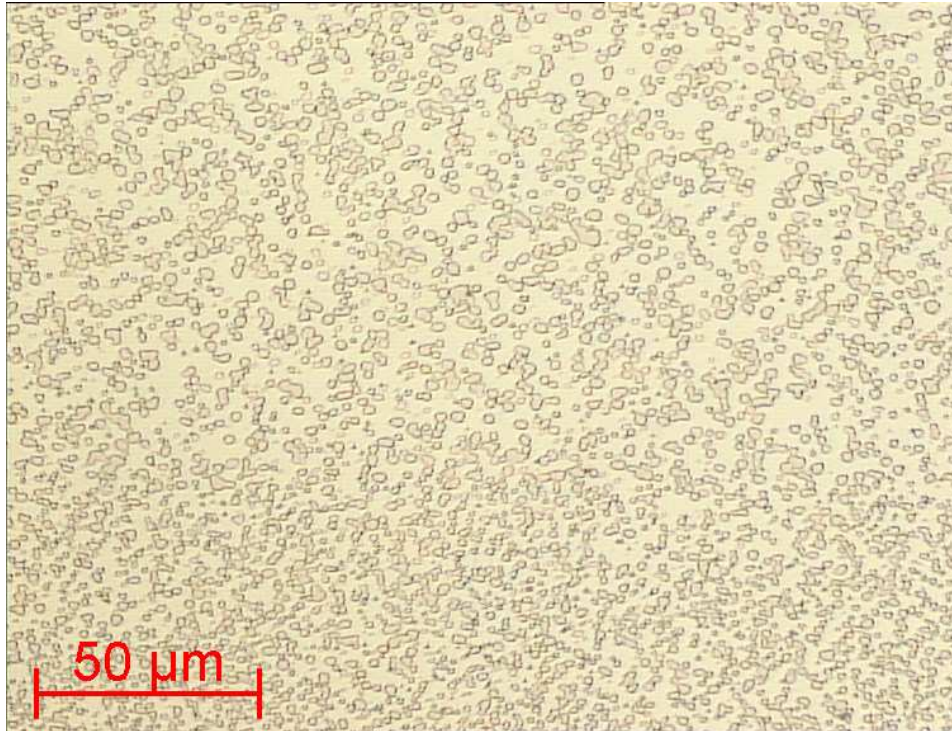


Abbildung 68: CPM 15V; Carbidverteilung; ungeätzt



Abbildung 69: CPM 15V angelassen; Gefüge; Ätzmittel: 5%ige alkohol. Salpetersäure

ASP 2023

Bei diesem ASP 2023 sind sehr feine kleine eckige Carbide sichtbar. Die Größe ist deutlich kleiner als bei CPM-Stähle und auch feiner als bei den Beschichtungen. Eine Carbidgeiligkeit ist ebenfalls nicht sichtbar. Das Gefüge besteht aus angelassenem Martensit und geringen Mengen an Restaustenit. Die Größe der Gefügekörner ist nicht bestimmbar, da die Korngrenzen nicht sichtbar sind.

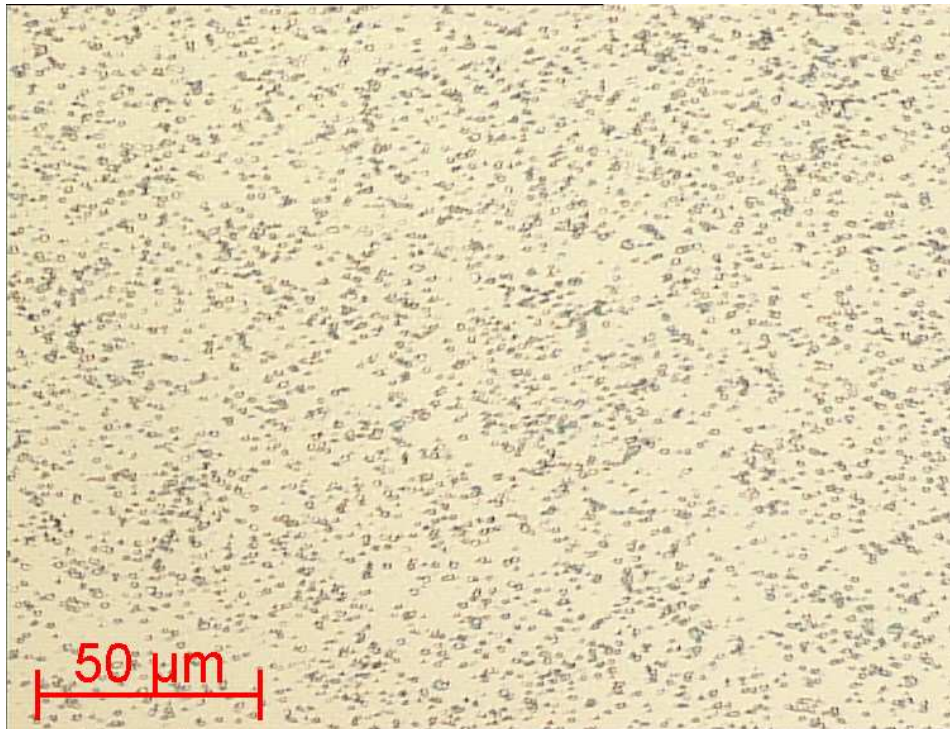


Abbildung 70: ASP 2023; Carbidgeiligkeit; ungeätzt



Abbildung 71: ASP 2023 angelassen; Gefüge; Ätzmittel: 5%ige alkohol. Salpetersäure

8 Diskussion der Ergebnisse und Schlussfolgerungen

Die Schweißbarkeit der verwendeten Zusatzwerkstoffe war generell gut. Die Aufschweißungen konnten dadurch fehlerfrei und gut formiert aufgetragen werden. Alle gefertigten Beschichtungen können für die vorgesehenen Einsatzgebiete verwendet werden.

Der verwendete statische 3-Punkt-Biegeversuch und der Schleifpapiertest eignen sich besonders zur Ermittlung der Eigenschaften auftraggeschweißter Beschichtungen.

Die ermittelten Biege- und Verschleißeigenschaften, sowie die Härte sind deutlich von der Legierungszusammensetzung abhängig. Mit steigendem Carbidgehalt werden die Schichten verschleißbeständiger. Die Biegeeigenschaften hingegen verschlechtern sich durch die Zugabe deutlich. Die Kohlenstoffabstimmung auf die Carbidgebildelemente übt einen wesentlichen Einfluss auf die Eigenschaften der Schichten aus.

Auf Grund der schlechten Festigkeitseigenschaften der Schichten, können dies nur in Verbindung mit einem Trägerwerkstoff eingesetzt werden. Ein zäher Grundkörper kompensiert die Eigenschaften und vermeidet dadurch einen Bauteilbruch.

Im Vergleich zu konventionellen Stählen sind die Beschichtungen deutlich besser in ihrer Verschleißbeständigkeit. Trotz der feinkörnigeren Gefügebildungen der PM-Stähle sind diese nicht deutlich besser in ihren Eigenschaften.

Im Einzelnen ergeben sich folgende Schlussfolgerungen:

- Der Zusatz von Vanadiumcarbid in den verschleißbeständigen Schichten führt zu einer deutlichen Steigerung der abrasiv Verschleißbeständigkeit gegenüber konventionellen Werkstoffen. Vanadiumcarbidhaltige Werkzeuge und Bauteile besitzen den Vorteil sehr widerstandsfähig gegen abrasiv Verschleiß zu sein. Dadurch kann eine hohe Standzeit gewährleistet werden.
- Da das Vanadiumcarbid keine Mischcarbide bildet und keine Lösung im Matrixwerkstoff stattfindet, können durch Zulegieren weiterer Elemente die Matriceigenschaften der Schichten entsprechend des Einsatzgebietes bis hin zu warmfesten Anwendungen eingestellt werden.
- Durch das Arbeiten mit pulverförmigen Zusatzwerkstoffen, können die Carbidgehalte und das Matrixgefüge in weiteren Grenzen eingestellt werden. Dadurch können die Leistungsfähigkeit von Werkzeugen und Bauteilen gegenüber konventionellen Stählen und PM-Stählen deutlich erhöht werden.

9 Zusammenfassung

Werkzeuge und Bauteile müssen sehr hohe Kraft- und Verschleißbeanspruchungen aushalten. Dabei ist nicht nur die Verschleißbeständigkeit gefragt, sondern auch die Festigkeit und die plastischen Eigenschaften spielen eine entscheidende Rolle für die Lebensdauer. Durch die Oberflächenbehandlung mittels Plasma-Pulver-Auftragschweißen kann eine deutliche Verbesserung im Bereich der Verschleißbeständigkeit erzielt werden. Die Standzeiten der Werkzeuge können im Zusammenhang mit dem hohem Verschleißvorrat infolge dickerer Schichten erheblich erhöht werden. Dies ist durch eine genaue Abstimmung der Legierungsgehalte der Schichten und der Hartstoffgehalte sehr gut realisierbar.

Das Ziel dieser Arbeit war es, die vorhandenen Schweißzusatzwerkstoffe Fe-V12, Fe-CrV15(2 Chargen), Fe-CrV15+6%Ni, Fe-CrV15Mn15 und Fe-CrV15Mo20 mit den konventionellen Stählen S 6-5-2, X38CrMoV5-1, X155CrVMo12-1 und die PM-Stähle CPM 10V, CPM 15V und ASP2023 miteinander in Bezug auf die Verschleißbeständigkeit und Ergebnisse des Biegeversuches zu vergleichen. Um dies realisieren zu können, wurden aus den verschiedenen Stählen und den geschweißten Zusatzwerkstoffen Biegeproben, Verschleißproben und metallografische Proben gefertigt. Anschließend wurden die Proben einer Wärmenachbehandlung unterzogen um gleiche Ausgangsparameter für die Härte der Stähle und Schichten zu erzeugen. Bei jeder einzelnen Probe wurden eine Härtemessung nach Rockwell, ein Schleifpapiertest bei Raumtemperatur, eine metallografische Untersuchung und der statische 3-Punkt-Biegeversuch zur Charakterisierung der Eigenschaften der Werkstoffe durchgeführt.

Durch die Zugabe des Hartstoffes Vanadiumcarbid, konnte eine deutliche Steigerung der Verschleißbeständigkeit der auftraggeschweißten Hartschichten im Vergleich zu konventionellen Stählen erreicht werden. Dabei erzielte die Fe-CrV15 Legierung die besten Ergebnisse. Ursache dafür ist der hohe Gehalt an Vanadiumcarbid in der Legierung und die Bildung von Chromcarbiden. Aber auch die verglichenen PM-Stähle ähnlicher Zusammensetzung lagen deutlich unter den konventionellen Stählen in der abrasiv Verschleißbeständigkeit. Dies liegt ebenfalls an dem hohen Carbidgehalt, welcher in diesen Stählen deutlich feiner und mengenmäßig mehr vorhanden ist als bei konventionellen Stählen.

Anders war dies bei dem durchgeführten Versuch im statischen 3-Punkt-Biegeversuch. Es war deutlich erkennbar, dass durch die Carbidbildung im Gefüge die plastische Verformbarkeit der Schichten abgenommen hat. Dadurch wurden auch die Biegebruchfestigkeit, die damit zusammenhängende Biegefließgrenze und die Restplastizität negativ beeinflusst.

Aus den Ergebnissen dieser Arbeit lässt sich ableiten, dass die Standzeiten von Werkzeugen und Verschleißteilen, welche unter sehr hoher abrasiv Verschleißbeanspruchung stehen, durch das Aufbringen von verschleißbeständigen Plasma-Pulver-Auftragschweißschichten deutlich erhöht werden können. Dabei sollte der Vanadium- und Chromgehalt in den Schichten an die Verwendungen und Beanspruchungen der Werkzeuge angepasst werden. Der Kohlenstoffgehalt hingegen muss exakt auf den Anteil der Carbidbildner abgestimmt werden.

Abschließend ist zu sagen, dass weitere Untersuchungen notwendig sind, um das Verhalten dieser Auftragschichten hinsichtlich thermischer Eigenschaften weiter zu untersuchen. Dies sollte während der Weiterentwicklung der Fe-CrV15Mo20-Legierung geschehen, aber auch bei der Ermittlung der thermischen Eigenschaften der anderen Schichtwerkstoff. Durch praxisorientierte Untersuchungen sollten die Ergebnisse bestätigt werden.

10 Literaturverzeichnis

- [1] Stahl: Stahl in Zahlen
URL:<http://www.stahl-online.de/index.asp>
Verfügbar am: 13.06.2010
- [2] Bergmann, Wolfgang:
Werkstofftechnik 2: Werkstoffherstellung, Werkstoffverarbeitung,
Werkstoffanwendung
4. Auflage
München: Carl Hanser Verlag, 2009
- [3] Gobrecht, Jürgen:
Werkstofftechnik- Metalle
1. Auflage
München: Oldenbourg Wissenschaftsverlag GmbH, 2001
- [4] Rieck, Wilhelm; Ilse Rieck:
Grundlagen der Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung
3. Auflage
Bad Homburg: Verlag Dr. Max Gehlen, 1990
- [5] Fritsche, H.:
Vergleichende Untersuchungen zum Plasma-Pulver-Auftragschweißen
Mittweida, Hochschule Mittweida
Maschinenbau
Diplomarbeit, 1996
- [6] Schumann, Herrmann; Oettel, Heinrich:
Metallografie
14. Auflage
Weinheim: Wiley-Vch Verlag GmbH & Co. KGaA, 2005
- [7] Matthes, Klaus-Jürgen; Richter, Erhardt:
Schweißtechnik: Schweißen von metallischen Konstruktionswerkstoffen
3. Auflage
Leipzig: Fachbuchverlag im Carl Hanser Verlag, 2006
- [8] Herold, Horst; Wodara, Johannes:
Lexikon der Schweißtechnik
1. Auflage
Magdeburg: Deutscher Verlag der Schweißtechnik DVS-Verlag GmbH, 1994
- [9] Pigors, Oltwig:
Werkstoffe in der Tribotechnik
1. Auflage
Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1993

-
- [10] Raedt, Johannes Wilhelm:
Grundlagen für das schmiermittelreduzierte Tribosystem bei der Kaltumformung
des Einsatzstahles 16MnCr5
URL:
<<http://darwin.bth.rwth-aachen.de/opus/volltexte/2002/341/pdf/html/node5.html>>;
verfügbar am 01.05.2002
- [11] LUBRICANT CONSULT GMBH <webmaster@lubcon.com>:
Tribologie
URL: <<http://www.lubcon.com/verschleiss.0.html>>;
verfügbar am 03.06.2010
- [12] Kiessler, Heinz:
Kleine Stahlkunde für den Maschinenbau
3. Auflage
Düsseldorf: Verlag Stahleisen mbH, 1992
- [13] ZAPP- Datenblatt SSWL 50 für 1.3343
- [14] ZAPP: Werkzeugstähle – Warmarbeitsstahl
URL: <http://www.zapp.com/index.php?id=110&L=1>
10.07.2010
- [15] ZAPP- Datenblatt LC 120S für 1.2379
- [16] ZAPP-Werkzeuglegierungen-Datenblatt CPM 15V
- [17] ZAPP-Werkzeuglegierungen-Datenblatt CPM 10V
- [18] ZAPP- Datenblatt ASP 2023
- [19] Dax, Wilhelm; Drozd, Nikolaus:
Tabellenbuch für Metalltechnik
11. Auflage
Hamburg: Handwerk und Technik, 2005
- [20] Degner, Werner; Böttger, Christian:
Handbuch Feinbearbeitung
1. Auflage
Berlin: VEB Verlag Technik, 1979
- [21] Opitz, Herbert; Dude, Werner:
Allgemeine Werkstoffprüfung für Ingenieurschulen
4. Auflage
Leipzig: VEB Fachbuchverlag Leipzig
- [22] Eisenkolb, Friedrich:
Einführung in die Werkstoffkunde: Band II
5. Auflage
Berlin: VEB Verlag Technik Berlin, 1962

-
- [23] Blumenauer, Horst;
Werkstoffprüfung
2. Auflage
Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1978
- [24] Seidel, Wolfgang:
Werkstofftechnik: Werkstoffe, Eigenschaften, Prüfung und Anwendung
7. Auflage
Chemnitz: Carl Hanser Verlag, 2007
- [25] Norm DIN EN ISO 6508 Teil 1.
Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Rockwell:
Teil 1: Prüfverfahren (Skalen A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T)

11 Anhang

11.1 Fräsparameter

Parameter für das Fräsen

- Parameter:

$$d_1 = 20 \text{ mm}$$

$$a_e = 20 \text{ mm} / 10 \text{ mm}$$

$$a_p = 3,5 \text{ mm}$$

$$v_c = 250 \text{ m/min}$$

$$f_z = 0,125 \text{ mm}$$

$$z = 2$$

$$d_1 - \text{Fräserdurchmesser [mm]}$$

$$a_e - \text{Arbeitseingriff [mm]}$$

$$a_p - \text{Schnitttiefe [mm]}$$

$$v_c - \text{Schnittgeschwindigkeit [m/min]}$$

$$f_z - \text{Vorschub/Schneide [mm]}$$

$$z - \text{Schneidenanzahl}$$

- Berechnung der Drehzahl [1/min]:

$$n = \frac{v_c}{\pi \times d_1}$$

$$n - \text{Drehzahl [1/min]}$$

$$n = \frac{250}{\pi \times 0,02}$$

$$\underline{\underline{n = 3979 \text{ 1/min}}}$$

- Berechnung der Vorschubgeschwindigkeit [mm/min]:

$$v_f = z \times n \times f_z$$

$$v_f = 2 \times 3979 \times 0,125$$

$$\underline{\underline{v_f = 995 \text{ mm/min}}}$$

11.2 Schleifparameter

Parameter für das Schleifen

- Parameter:

$d_s = 250\text{mm}$	d_s - Schleifscheibendurchmesser [mm]
$b_s = 50\text{ mm}$	b_s - Schleifscheibenbreite [mm]
$a_p = 0,05\text{ mm/pro Querhub}$	a_p - Schnitttiefe [mm]
$v_w = 21\text{ m/min}$	v_w - Tischgeschwindigkeit [m/min]
$L = 100\text{ mm}$	L - Hublänge [mm]
$v_c = 2\text{ m/s}$	v_c - Schnittgeschwindigkeit [m/s]

- Berechnung der Hubfrequenz [1/min]:

$$n = \frac{v_w}{L} \quad n \text{ -Hubfrequenz [1/min]}$$

$$n = \frac{21}{0,1}$$

$$\underline{\underline{n = 210\text{ 1/min}}}$$

- Berechnung der Umdrehungsfrequenz Schleifscheibe [1/min]:

$$n_s = \frac{v_c}{\pi \times d_s} \quad n_s \text{ - Umdrehungsfrequenz [1/min]}$$

$$n_s = \frac{20 \times 60}{\pi \times 0,25}$$

$$\underline{\underline{n_s = 1528\text{ 1/min}}}$$

11.3 Berechnungsformeln 3-Punkt-Biegeversuch

Berechnungsformeln für den Biegeversuch

- Biegefestigkeit [N/mm²]:

$$R_{bH} = \frac{1.5 \times F_h \times L_v}{a \times b^2}$$

F_h - maximale Kraft

L_v - Auflagerweite

b - Breite der Probe

a - Dicke der Probe

- Biegefließgrenze [N/mm²]:

$$R_{bf} = \frac{1.5 \times F_{bf} \times L_v}{a \times b^2}$$

F_{bf} - Kraft bei Biegefließgrenze

L_v - Auflagerweite

b - Breite der Probe

a - Dicke der Probe

- Biegebrucharbeit (Plastischer Anteil) [N/mm]:

$$A_{pl} = F_{bf} \times f_{pl} + \frac{(F_h - F_{bf}) \times f_{pl}}{2}$$

F_{bf} - Kraft bei Biegefließgrenze

F_h - Höchstkraft

f_{pl} - Durchbiegung plastischer Anteil

- Biegebrucharbeit (gesamt) [N/mm]:

$$A_{bB} = F_h \times (f_B - f_{pl}) \times \frac{F_h}{(F_h - 200)} \times \frac{1}{2} + A_{pl}$$

F_{bB} - Kraft bei Biegefließgrenze

F_h - Höchstkraft

f_{pl} - Durchbiegung plastischer Anteil

A_{pl} - Biegebrucharbeit plastischer Anteil

11.4 Protokoll der RC3 als Beispiel

C e W O T e c gGmbH

3-Pkt.-Biegeversuch (Biegearbeit)

Datum : 09.06.2010 Zeit : 13.06
 Prüfer : Sch TIRAtest 2420
 Material : *Fe-CrV15 (angebissen) Reiboy*
 Serie : 51

Prüfparameter AW-Datei : PRIS3_20

KA = 20 kN DDA = Weg s ESV = 2211
 F0 = 100.0 N V0 = 5.0 mm/min
 Lv = 45.0 mm V = 5.0 mm/min
 Abx = 0.10 % VRET = 100.0 mm/min
 a = 10.10 mm b = 3.00 mm
 Abbruch nach : δF 1%, Smax 50mm, fmax 25mm

Prüfergebnisse MW-Datei : ⁵¹~~PR~~, Serie
 ST-Datei : 51

M	n	Fh N	RbB N/mm ²	Rbf N/mm ²	fp1 mm	fbB mm	AbB N*mm	Ap1 N*mm
*	1	1435.40	1063.2	656.1	0.44	1.19	1016	484
	2	2004.80	1487.2	987.2	0.65	1.52	1933	1067
	3	1797.20	1334.1	923.0	0.62	1.50	1715	928
	4	1501.00	1113.4	715.5	0.71	1.36	1349	864
	5	2008.40	1489.6	980.6	0.72	1.58	2047	1179
	6	1383.60	1026.4	565.2	0.93	1.63	1490	1007
	7	1789.20	1326.5	882.2	0.61	1.49	1674	888
	8	1779.80	1320.6	863.0	0.79	1.56	1855	1163
	9	1788.40	1325.2	1114.0	0.29	1.04	1122	457
	10	1902.60	1411.0	883.1	0.79	1.64	2021	1209

Statistik n = 9

	Fh N	RbB N/mm ²	Rbf N/mm ²	fp1 mm	fbB mm	AbB N*mm	Ap1 N*mm
Mittelwert	1772.78	1314.9	879.3	0.68	1.48	1690	974
Standardabw	209.97	155.7	159.9	0.18	0.19	317	232
Var.-Koeff.	11.84	11.8	18.2	25.94	12.65	19	24

11.5 Kraft-Durchbiegungs-Diagramm der RC3 als Beispielkurve

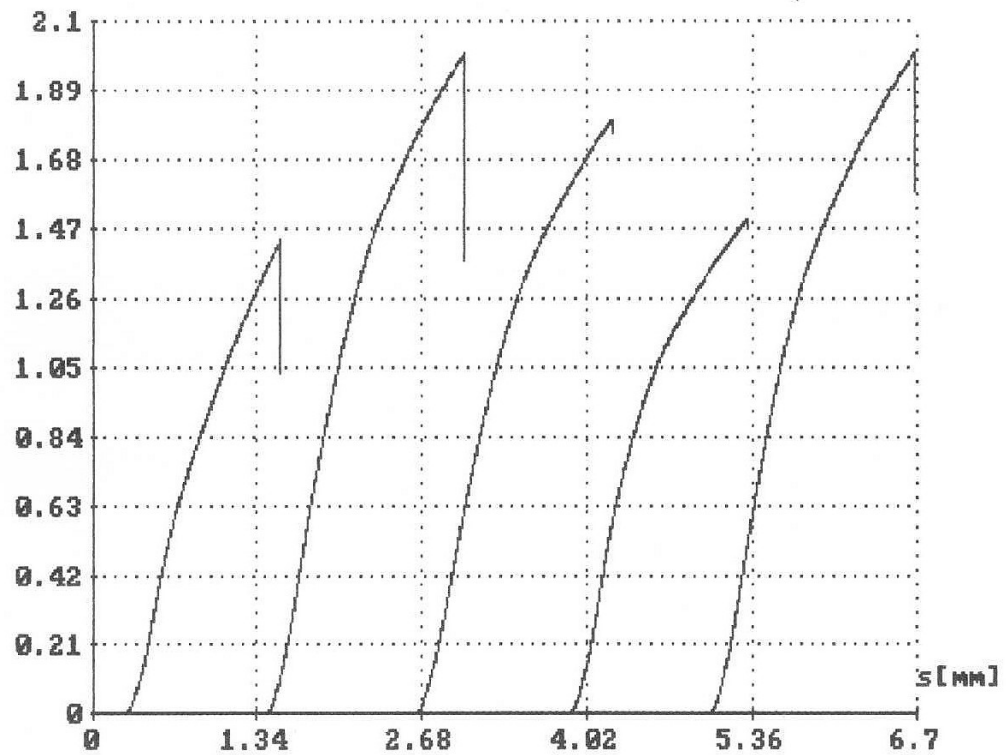
T I R A - Testsystem

3-Pkt.-Biegeversuch (Biegearbeit)

PROBER : Sch
DATUM : 09.06.2010

MATERIAL: Fe-GV15 (angel.) Reiboy
ZEIT : 12.57

F [kN]



Reihenfolge der Dateien : -->

111__01

111__02

111__03

111__04

111__05

11.6 Protokoll der Fe-CrV15+6%Ni als Beispiel

C e W O T e c gGmbH

3-Pkt.-Biegeversuch (Biegearbeit)

Datum : 09.06.2010 Zeit : 10.14
 Prüfer : Sch TIRatest 2420
 Material : Fe-CrV15+6%Ni (geschweißt)
 Serie : 21

Prüfparameter AW-Datei : PRIS3_20

KA = 20 kN DDA = Weg s ESV = 2211
 FO = 100.0 N VO = 5.0 mm/min
 Lv = 46.5 mm V = 5.0 mm/min
 Abx = 0.10 % VRET = 100.0 mm/min
 a = 10.10 mm b = 3.10 mm
 Abbruch nach : δF 1%, Smax 50mm, fmax 25mm

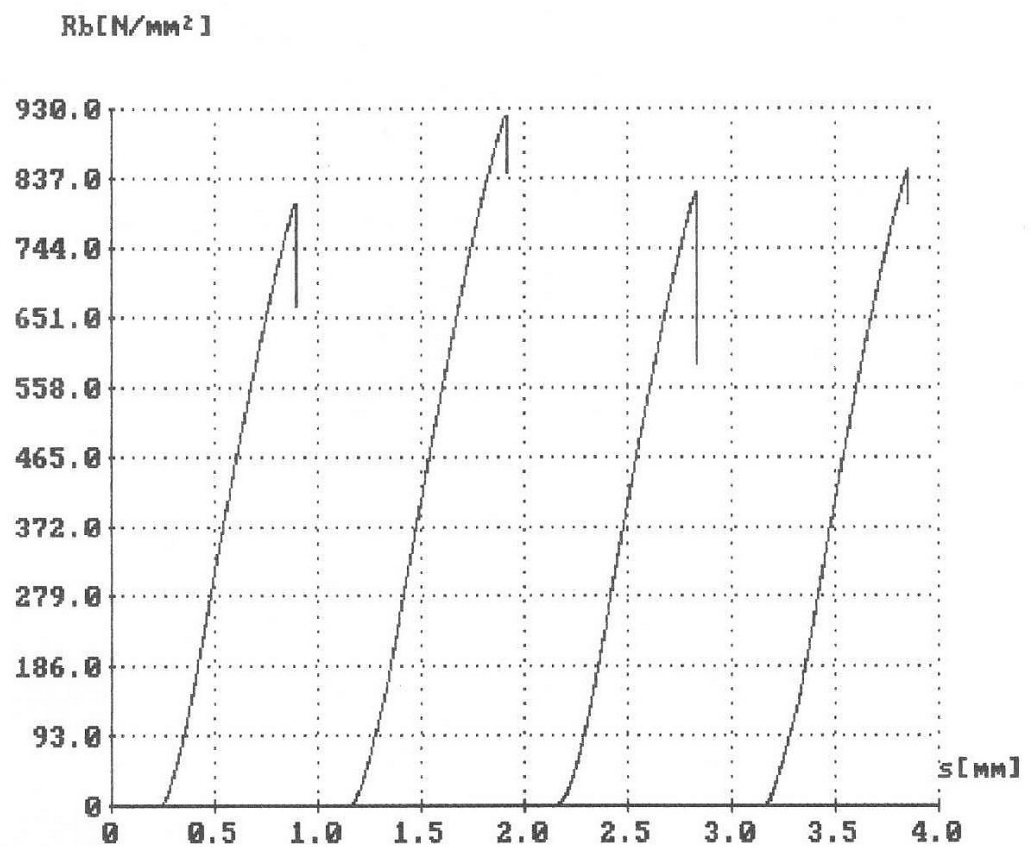
Prüfergebnisse MW-Datei : 21 , Serie
 ST-Datei : 21

M	n	Fh N	RbB N/mm ²	Rbf N/mm ²	fp1 mm	fbB mm	AbB N*mm	Ap1 N*mm
	1	1240.40	889.2	-.-	0.08	0.67	454	86
X	2	1120.20	804.4	670.3	0.07	0.60	366	69
	3	1092.60	782.0	-.-	0.07	0.57	344	68
	4	1352.00	968.4	824.5	0.10	0.74	550	120
	5	1282.80	921.4	846.5	0.07	0.68	474	88
X	6	1139.80	817.9	591.4	0.06	0.59	367	66
	7	1181.40	847.7	768.3	0.07	0.63	405	74
X	8	1183.00	848.7	-.-	0.07	0.62	399	75
	9	1085.20	776.1	559.7	0.05	0.55	319	49
	10	1161.60	831.6	697.6	0.06	0.60	379	68

Statistik n = 10

	Fh N	RbB N/mm ²	Rbf N/mm ²	fp1 mm	fbB mm	AbB N*mm	Ap1 N*mm
Mittelwert	1183.90	848.7	708.4	0.07	0.62	406	76
Standardabw	85.51	61.6	110.7	0.01	0.06	69	19
Var.-Koeff.	7.22	7.3	15.6	19.70	9.03	17	25

11.7 Spannungs-Durchbiegungs-Kurve der Fe-CrV15+6%Ni



Reihenfolge der Dateien : -->

21__02._mw 21__05._mw 21__06._mw 21__08._mw

12 Erklärung

Hiermit erkläre ich, dass ich die vorliegende Bachelorarbeit selbständig angefertigt habe. Es wurden nur die in der Arbeit ausdrücklich benannten Quellen und Hilfsmittel benutzt. Wörtlich oder sinngemäß übernommenes Gedankengut habe ich als solches kenntlich gemacht.

Ort, Datum

Unterschrift