

Untersuchungen zum abrasiven Verschleiß von niedrig- bzw. hoch legierten Kunststoff- Formenstählen mit einem verbesserten Ver- schleißmodell

Diplomarbeit

von

Georg Weiermair

erstellt für die

Polymer Competence Center Leoben GmbH

durchgeführt am

**Institut für Kunststoffverarbeitung
an der Montanuniversität Leoben**



Betreuung: Ass.Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Walter Friesenbichler

Beurteilung: em.O.Univ.-Prof. Dipl.-Ing.Dr.techn. Günter Langecker

Leoben, November 2008

Diplomarbeit

Für Herrn Georg Weiermair

Thema: Untersuchungen zum abrasiven Verschleiß von niedrig- bzw. hoch legierten Kunststoff-Formenstählen mit einem verbesserten Verschleißmodell.

Die ständig steigenden Erwartungen der Industrie an Kunststoffteile wie höhere Festigkeit (Zusatz von Glas- und Kohlefasern zur Festigkeitssteigerung), geringere Materialkosten („Strecken“ des Polymers mittels günstiger Füllstoffe) und der derzeitige Ökotrend in der Gesellschaft (Einsatz von Holz-, Sisalfasern usw.) stellt die Entwicklungsingenieure sowie Kunststoffverarbeiter im Hinblick auf den Verschleiß vor besondere Herausforderungen. Die beim Verschleißvorgang in Spritzgießplastifiziereinheiten und –werkzeugen auftretenden Hauptmechanismen Abrasion und Korrosion bzw. auch Adhäsion treten oftmals gleichzeitig auf und verschärfen in synergistischer Zusammenwirkung das Verschleißproblem [1].

Ziel dieser Diplomarbeit ist es, die Berechnung der flächenspezifischen Abtragsarbeit des Verschleißmodells nach Langecker durch Berücksichtigung der verschleißbedingten Spaltaufweitung und der dadurch bedingten Schubspannungs- und Viskositätsänderung zu verbessern und mit Hilfe der Verschleißapparatur des Instituts für Kunststoffverarbeitung [2] experimentell zu überprüfen. Der gemessene abrasiv/korrosive Verschleiß soll für die zwei Stahltypen Böhler M200 (1.2312) und Böhler M300 (1.2316) und drei unterschiedlich mit Glasfasern gefüllte PA66-Typen korrekt seinen Verursachern (Fasern und Polymer) zugewiesen werden. Als Basis der Berechnungen dienen die Verschleißmodelle nach Langecker und Fleischer, wobei die Reibenergie im Fleischer-Modell in Form der flächenspezifischen Abtragsarbeit des Langecker-Modells berücksichtigt werden soll. Weiters soll anhand des Stahles M200 die Verschleißbeständigkeit von Proben untersucht werden, die mit sechs unterschiedlichen Nitrierverfahren hergestellt werden.

Die vorliegende Arbeit wird im Rahmen des S.16 Projektes „Improvement and adaptation of an energetic wear model to predict abrasive wear on plastic mould steels“ an der Polymer Competence Center Leoben GmbH durchgeführt. Der experimentelle Teil der Diplomarbeit ist am Institut für Kunststoffverarbeitung an der vollelektrischen Spritzgießmaschine Battenfeld 1000/200 CDK-SE durchzuführen.

Literatur:

- [1] *Mennig, G. (Hrsg.):* Verschleiß in der Kunststoffverarbeitung. Carl Hanser Verlag, München-Wien, 1990.
- [2] *W. Friesenbichler:* Verschleißapparatur mit integrierter Messtechnik zur Messung des abrasiv/korrosiven Verschleißes an Kunststoff-Formenstählen. Tagungsband des 15. Leobener Kunststoffkolloquiums, Institut für Kunststoffverarbeitung, Montanuniversität Leoben (1999), S XV 1 - XV 20

Beginn: 2.7.2007



Em.O.Univ.Prof. Dr.-Ing. Günter R. Langecker



Ass.Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Walter Friesenbichler

Institut für Kunststoffverarbeitung

Stv. Vorstand: Ass.Prof.Dr. Walter Friesenbichler

Franz-Josef-Straße 18, A-8700 Leoben, Tel.: +43 3842 402-3501, Fax-DW: 3502

ikv@unileoben.ac.at, <http://ikv.unileoben.ac.at>



Danksagung

Herzlich danken möchte ich Herrn em. o.Univ.Prof. Dr.-Ing. G. Langecker, Professor für Kunststoffverarbeitung an der Montanuniversität Leoben, für die Durchsicht und Beurteilung dieser Arbeit.

Für die Ermöglichung, Betreuung, Durchsicht und Vorbegutachtung dieser Arbeit sowie für die kritischen Anmerkungen bei der Korrektur möchte ich dem interimistischen Vorstand des Institutes für Kunststoffverarbeitung der Montanuniversität Leoben, Herrn Ass.Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Walter Friesenbichler, sehr herzlich danken.

Sehr herzlich möchte ich mich auch bei den Universitätsassistenten am Institut für Kunststoffverarbeitung der Montanuniversität Leoben, Dipl.-Ing. Stephan Schuschnigg und Dipl.-Ing. Ivica Duretek, für die Unterstützung bei den Berechnungen und für die Hilfestellungen beim Messaufbau bedanken.

Weiters möchte ich den Mitarbeitern der Polymer Competence Center Leoben GmbH, Herrn Dipl.-Ing. Dr.mont. Gerald Berger und Herrn Ph.D. Oláh László, für die optische Messung des Verschleißes meinen Dank aussprechen.

Ebenfalls bedanken möchte ich mich bei der Fa. Böhler Edelstahl GmbH, Kapfenberg, im besonderen Herrn Dipl.-Ing. Jochen Perko, für die zur Verfügung Stellung der Stahlproben und die wissenschaftliche Unterstützung sowie bei der Fa. 2W System Werkzeug & Formenbau GmbH, insbesondere Herrn Bernhard Winter, für die hervorragende Zusammenarbeit und Fertigung sämtlicher Probekörper und Vorrichtungen.

Mein weiterer Dank gilt der Fa. BASF AG, Ludwigshafen, D, für die kostengünstige Bereitstellung der PA66 Ultramid-Typen und der Fa. RÜBIG® GmbH & Co KG Härtetechnik, Wels, A, für die Härtung diverser Stahlproben.

Den Mitarbeitern des Institutes für Kunststoffverarbeitung an der Montanuniversität Leoben und der Polymer Competence Center Leoben GmbH möchte ich für die Bereitstellung von Gerätschaften und Räumlichkeiten, Ihre Unterstützung und Ihr herzliches Entgegenkommen danken.

Abschließend möchte ich meinen Eltern und meiner Freundin Barbara für Ihre umfassende Unterstützung, zuletzt auch während meiner schweren Erkrankung, meinen größten Dank aussprechen.

Die vorliegende Arbeit wurde im Rahmen des S.16 Projektes „Improvement and adaptation of an energetic wear model to predict abrasive wear on plastic mould steels“ an der Polymer Competence Center Leoben GmbH durchgeführt. Als Teil des Kompetenzzentren-Programms Kplus des Bundesministeriums für Verkehr, Innovation und Technologie unter Beteiligung der Montanuniversität Leoben, der Technischen Universität Graz, der Johannes Kepler Universität Linz, der Joanneum Research Forschungsgesellschaft mbH und der Upper Austrian Research GmbH wurde diese Arbeit mit den Mitteln des Bundes und der Länder Steiermark und Oberösterreich gefördert.

EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

AFFIDAVIT

I declare in lieu of oath, that I wrote this thesis and performed the associated research myself, using only literature cited in this volume.

03. 12. 08

Datum

Wiemer fox

Unterschrift

INHALTSANGABE

1	Einleitung und Zielsetzung	1
2	Theoretische Grundlagen.....	2
2.1	Tribologische Grundlagen	2
2.2	Verschleißmechanismen in der Kunststoffverarbeitung	3
2.2.1	Abrasion	3
2.2.2	Adhäsion	4
2.2.3	Korrosion	4
2.2.4	Überlagerte Verschleißmechanismen	6
	Abrasiv- bzw. korrosive Zusatzstoffe	7
2.2.5	Verschleiß an Kunststoffverarbeitungsanlagen.....	7
2.3	Verschleißprüfung	8
2.3.1	Kategoriegedanke	8
2.3.2	Verschleißmessgrößen	10
2.3.3	Übertragbarkeit auf die Praxis	10
2.4	Stähle in der Kunststoffverarbeitung.....	11
2.4.1	Anforderungen an Kunststoffformstähle	11
2.4.2	Grundlagen der Metallurgie	12
2.4.2.1	Definition von Stahl	12
2.4.2.2	Kristallgitter von Legierungen.....	12
2.4.2.3	Zustandsschaubild Eisen – Eisenkarbid (Zementit)	15
2.4.2.4	Härtbarkeit	18
2.4.3	Wärmebehandlung	18
2.4.3.1	Allgemeine Definitionen	18
2.4.4	Nitrieren und Nitrocarburieren	20
2.4.4.1	Begriffsbestimmungen	20
2.4.4.2	Zweck des Nitrierens und Nitrocarburierens	21
2.4.4.3	Die Wechselwirkung zwischen Eisen und Stickstoff bzw. zwischen Eisen, Stickstoff und Kohlenstoff.....	22
2.4.4.4	Entstehung und Aufbau der Nitrier-/Nitrocarburierschichten .	24
2.4.4.4.1	Allgemeines.....	24
2.4.4.4.2	Die Verbindungsschicht.....	26
2.4.4.4.3	Die Porosität der Verbindungsschicht	29
2.4.4.4.4	Die Diffusionsschicht	33
2.4.4.5	Härte der Nitrierschichten	37
2.4.4.5.1	Allgemeines.....	37
2.4.4.5.2	Oberflächenhärte	38
2.4.4.5.3	Härte der Verbindungsschicht	39
2.4.4.5.4	Härte der Diffusionsschicht – das Härteprofil	40
2.4.4.5.5	Nitrierhärte tiefe.....	42
2.4.4.6	Einfluss des Nitrierens/Nitrocarburierens auf die Werkstück- geometrie.....	43
2.4.4.6.1	Maß- und Formänderungen	43

2.4.4.7	Verschleißverhalten	45
2.4.4.7.1	Allgemeines.....	45
2.4.4.7.2	Das Verhalten der Verbindungsschicht	45
2.4.4.7.3	Verschleißverhalten der Diffusionsschicht.....	47
2.4.4.8	Korrosionsverhalten	48
2.4.5	Physikalische Eigenschaften der verwendeten Stähle	48
2.4.6	Durchschnittliche chemische Zusammensetzung.....	49
2.4.7	Eigenschaftsmerkmale der verwendeten Stähle	49
2.5	Mathematische Grundlagen.....	52
2.5.1	Beschreibung der Viskosität.....	52
2.5.2	Temperaturentwicklung im Verschleißspalt.....	53
2.5.3	Druckabfall im Verschleißspalt	54
2.5.4	Mathematische Beschreibung von spezifischer Reibenergie und Verschleiß	55
2.5.5	Energetisches Verschleißmodell nach Fleischer	57
2.5.6	Mathematische Beschreibung des Verschleißes im Spalt.....	58
2.6	Iteratives Rechenverfahren zur Verbesserung des Verschleißmodells.....	59
2.6.1	Berechnung der mittleren Schmelztemperatur und des Druckabfalls im Verschleißspalt.....	60
2.6.2	Berechnung der flächenspezifischen Leistung und Arbeit.....	60
2.6.3	Aufteilung der flächenspezifischen Leistung und Arbeit auf den Polymer- und Füllstoffanteil.....	62
2.6.4	Berechnung der flächenspezifischen Abtragsleistung und -arbeit.....	62
3	Experimenteller Teil	63
3.1	Verwendete Maschinen und Geräte	63
3.1.1	Spritzgießmaschine.....	63
3.1.2	Verschleißapparat mit integrierter Messtechnik des Instituts für Kunststoffverarbeitung	63
3.1.3	Reinigungsaufbau	65
3.1.4	Analysenwaage.....	66
3.1.5	FRT-Gerät zur Bestimmung des Verschleißvolumens	66
3.1.5.1	Beschreibung des konfokalen Messverfahren	67
3.1.5.2	Oberflächentopografiemessgerät.....	68
3.2	Verwendete Verschleißwerkstoffe	69
3.3	Verwendete Kunststoffe.....	70
3.4	Versuchsdurchführung.....	75
3.4.1	Kennzeichnung der Proben und untersuchte Materialpaarungen.....	75
3.4.2	Maschineneinstellungen.....	75
3.4.3	Ausbau und Reinigung der Verschleißproben	76
3.4.4	Abwiegen der Proben.....	76
3.4.5	Bestimmung des Verschleißvolumens mittels FRT-Gerät.....	77

4	Ergebnisse	77
4.1	Gewonnene Informationen aus den praktischen Versuchen	77
4.1.1	Temperaturentwicklung im Verschleißspalt	77
4.1.2	Druckabfall zwischen den Drucksensoren	79
4.1.3	Berechnung der gesamten Einspritzzeiten	82
4.1.4	Massenabtrag	83
4.1.5	Volumenabtrag	89
4.1.6	Mittlere Abtragshöhe	91
4.2	Ergebnisse mit Hilfe des iterativen Rechenmodells	93
4.2.1	Berechnung der flächenspezifischen Leistung	95
4.2.2	Berechnung der flächenspezifischen Arbeit	98
4.2.3	Berechnung der Reibenergie	100
4.2.4	Berechnung der scheinbaren Reibenergiedichte	102
4.2.5	Berechnung der linearen Verschleißintensität	104
4.3	Vergleich des iterativen mit dem herkömmlichen Rechenverfahren	106
4.4	Ergebnisse aus dem Vergleich der unterschiedlichen Nitrierverfahren	108
4.4.1	Vorschläge zur effizienteren Reinigung der Probekörper	110
4.4.1.1	Wesentliche Verlängerung der Verweildauer im „Phenolbad“ bzw. Einsatz eines anderen Lösungsmittel	110
4.4.1.2	Thermischer Abbau des Polymers	110
4.4.1.3	Verwendung eines anderen gefüllten Kunststoffes	110
5	Zusammenfassung	112
6	Literatur	114
7	Symbolverzeichnis	118
8	Anhang	120
8.1	Tabellen	120

Einleitung und Zielsetzung

Verschleiß tritt an Kunststoffverarbeitungsmaschinen vorwiegend an Schnecken (Stegabtrag), Zylindern, Rückstromsperrern und im Werkzeug auf. Dies hat einerseits höhere Ersatzteil- und Instandhaltungskosten, sowie andererseits eine Verringerung der Standzeit zur Folge. Auch die Qualität der produzierten Spritzgießformteile und Extrusionshalbzeuge durch Maß- und Gewichtsschwankungen, Verweilzeitverlängerung und unerwünschte Farbkontraste (z. B. Schlieren) wird durch den Verschleiß beeinflusst [12].

Die beim Verschleißvorgang auftretenden physikalisch- chemischen Prozesse lassen sich in die Hauptmechanismen Abrasion (Abrieb), Adhäsion (metallischer Kontakt zwischen Schnecke und Zylinder) und Korrosion (chemischer Angriff) unterteilen. Meist treten mehrere Mechanismen gleichzeitig auf, die in synergetischer Zusammenwirkung das Verschleißproblem verschärfen [12].

Höhere Anforderungen an die Werkstoffeigenschaften (Glas-, Kohlenstofffasern), die Forderung der Wirtschaft nach kostengünstigeren Kunststoffen (Calciumcarbonat und Talkum als Füllstoffe) und die immer mehr geforderte Beimengung von nachwachsenden Rohstoffen (Holz-, Sisalfaser, usw.) bewirken eine Zuspitzung der Verschleißproblematik. Ständig steigende Durchsätze wirken sich ebenfalls negativ auf den Verschleiß aus.

Ziel dieser Diplomarbeit ist es, ausgehend vom Verschleißmodell nach Langecker, mit Hilfe der Verschleißapparatur mit integrierter Messtechnik des Instituts für Kunststoffverarbeitung [15] eine exaktere Berechnung der Abtragsarbeit (Berücksichtigung der verschleißbedingten Spaltaufweitung und der dadurch bedingten Schubspannungs- und Viskositätsänderung) programmtechnisch umzusetzen und diese durch Messung des abrasiv / korrosiven Verschleißes an den zwei ausgewählten Stahltypen Böhler M200 (1.2312) und Böhler M300 (1.2316) zu überprüfen.

Die Messungen sind mit drei unterschiedlich hoch mit Glasfasern gefüllten PA66-Typen durchzuführen. Die aus den Experimenten ermittelte spezifische Abtragsarbeit ist auch am nicht mit Glasfasern gefüllten Basispolymer durchzuführen, um durch Vergleich Abtrag und spezifische Abtragsarbeit korrekt seinen Verursachern (Glasfasern bzw. Polymer) zuzuweisen.

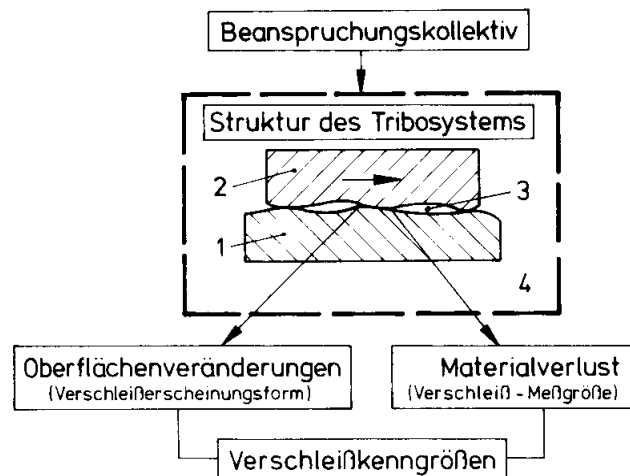
Als Basis dienen das Verschleißmodell nach Langecker und Fleischer [12], wobei im Modell nach Fleischer die Reibenergie in Form der flächenspezifischen Abtragsarbeit [10, 13, 14, 19, 20, 22, 23] berücksichtigt wird.

Weiters soll anhand des Stahles M200 die Verschleißbeständigkeit von Proben untersucht werden, die mit sechs unterschiedlichen Nitrierverfahren hergestellt wurden.

Theoretische Grundlagen

1.1 Tribologische Grundlagen

Die Bezeichnung Tribologie dient als international eingeführter Sammelbegriff für sämtliche Aspekte der Teilgebiete Reibung, Schmierung und Verschleiß. Sie befasst sich mit Vorgängen, die an der Oberfläche bzw. in oberflächennahen Bereichen fester Körper ablaufen. In seiner allgemeinsten Form ist ein Tribosystem einerseits gekennzeichnet durch Strukturgrößen wie Konstruktion, Werkstoffpaarung, Schmiermittel und andererseits durch äußere Beanspruchungsgrößen wie zeitlicher Verlauf von Normalkraft, Reibung, Gleitgeschwindigkeit und Temperatur [14]. Verschleiß ist kein rein mechanischer Vorgang, sondern es treten auch chemische bzw. elektrochemische Wechselwirkungen (Korrosion) auf [11]. Die Elemente des Tribosystems bestehen gemäß DIN 50320 aus Grundkörper, Gegenkörper, Zwischenstoff und Umgebungsmedium (Abb. 1).



1 Grundkörper, 2 Gegenkörper, 3 Zwischenstoff, 4 Umgebungsmedium

Abb. 1: Darstellung eines tribologischen Systems nach DIN 50320 [1]

Als Verschleiß wird nach DIN 50320 [1] (Norm wurde 1997 zurückgezogen) „der fortschreitende Materialverlust aus der Oberfläche eines festen Körpers, hervorgerufen durch mechanische Ursachen, d.h. Kontakt und Relativbewegung eines festen, flüssigen oder gasförmigen Gegenkörpers“ definiert.

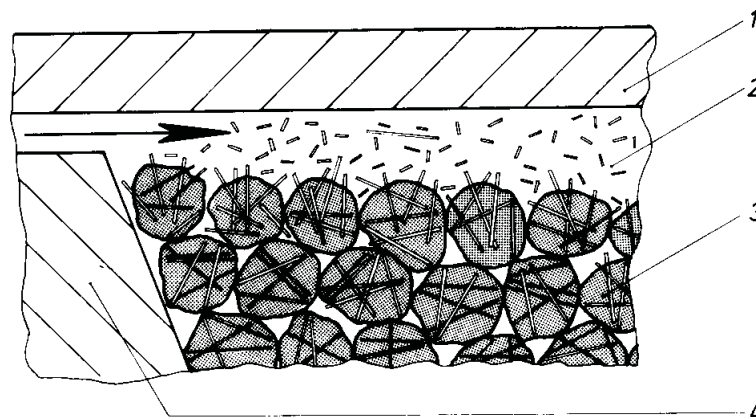
Die Verschleißmechanismen ergeben sich durch das Einwirken des Beanspruchungskollektivs auf die Elemente des tribologischen Systems und äußern sich in energetischen und stofflichen Wechselwirkungen zwischen diesen Elementen. Neben diesen Mechanismen tritt auch noch der Korrosionsverschleiß auf. Er ist in DIN 50320 nicht enthalten, weil dieser auch in absolut ruhenden Systemen, d.h., ohne jegliche Relativbewegung, auftreten kann [12].

1.2 Verschleißmechanismen in der Kunststoffverarbeitung

1.2.1 Abrasion

Ungefüllte Kunststoffmassen bewirken keine Abrasion. Vielmehr sind es ausschließlich harte, anorganische Füll- und Verstärkungspartikel, die einen abrasiven Abtrag verursachen können. In der Regel kommen die Füllstoffe umhüllt von der Kunststoffmasse in den Verarbeitungsprozess. Die Wirkflächen der Füllstoffe müssen also erst von dem umhüllenden Kunststoff befreit werden, bevor sie in exponierter Form aufgrund der Relativbewegung zu den Gehäuseoberflächen eine Abrasion verursachen können. Man findet den Verschleiß immer erst nach einer gewissen Laufzeit der Formmasse innerhalb der Verarbeitungsmaschine [12].

Das Exponieren der Füllstoffe geschieht durch das Abschmelzen der äußeren Schichten gefüllter Granulate. Die dazu notwendige Energie kann durch Reibung des kompaktierten Granulatbetts an den begrenzenden Gehäusewänden, in sehr viel geringerem Maße durch Relativbewegung innerhalb des Granulats und weiter durch Zufuhr von Wärme durch die äußere Beheizung erfolgen. Auf diese Weise entsteht ein „Igel“, bei dem die harten Füllstoffe, z.B. Fasern, einerseits in der noch unaufgeschmolzenen Matrix fest eingespannt, andererseits aber die scharfen Kanten der Faserenden aus dem Granulat Korn herausragen [12], (Abb. 2).



1 Zylinder, 2 Schmelze, 3 Feststoffbett, 4 Schnecke

Abb. 2: Durch Abschmelzen der Matrix exponierte Faserenden im Schneckenkanal [12]

Dadurch ist es möglich, große Kräfte auf die Faserenden zu übertragen, sodass diese als spanabhebende Werkzeuge einen Mikrozerspanungsprozess in der Oberfläche der begrenzenden Gehäusewände ausüben [12].

Eine besondere Situation kann auftreten, wenn wie in der Praxis allgemein üblich, die Zumischung von Farb-Additiven über hochgefülltes Masterbatch erfolgt. Diese Farb-Masterbatches bestehen in handelsüblicher Zusammensetzung aus den anorganischen, auf Metalloxid-Basis aufgebauten Pigmenten wie TiO_2 , Fe_2O_3 , Cr_2O_3 usw. und LDPE sowie dem so genannten A-Wachs als Trägermaterial. Schülle u.a. [2] konnte zeigen, dass Komponenten herkömmlicher Pigmentkonzentrat-Trägermaterialien bereits bei Temperaturen aufschmelzen, bei denen das Grundmaterial noch als Festkörper vorliegt. Dadurch werden die

Batchkörner zu dünnen filmartigen Strukturen ausgequetscht. Diese breiten sich entlang der Korngrenzen aus. Durch die Anpresswirkung der noch nicht aufgeschmolzenen Granulate der Grundsubstanz an der Oberfläche wirken sie geradezu schmirgelpapierartig. Erst wenn die Schmelzetemperatur des Grundmaterials überschritten und ein hinreichend dicker Schmelzefilm entstanden ist, können die abrasiv wirkenden Pigmentaggregate aufgenommen und inkorporiert werden. Der Verschleiß geht dann drastisch zurück. Der Verschleiß durch Pigmentkonzentrate kann durch höher schmelzende Trägermaterialien deutlich reduziert werden [12].

Aber auch dort, wo die harten Füllstoffe nicht mehr in dem noch unaufgeschmolzenen Kunststoff eingespannt sind, kann es zu Verschleiß kommen. Voraussetzung ist, dass die umhüllende Flüssigkeit so große Kräfte ausüben kann, dass dadurch an der metallischen Oberfläche ein erosiver Prozess stattfinden kann. Damit kommen der Viskosität, der Wandschubspannung und der Wandschergeschwindigkeit signifikante Bedeutung zu [12, 14].

1.2.2 Adhäsion

Adhäsion tritt in der Kunststoffverarbeitung nicht sehr häufig auf. Wenn Adhäsion auftritt, dann meist in der schlimmsten Form, dem „Fressen“ mit gleichzeitiger Blockade des Systems. Schneckenabriss durch Torsionshemmung bei tief geschnittener Einzugszone sind vermutlich eine Auswirkung dieses Verschleißmechanismus.

Ursachen für Adhäsionsverschleiß zweier zueinander bewegter Maschinenteile sind [12, 14]:

- das Anfahren leerer Maschinen,
- Schnecken mit Fluchtungsfehler,
- Exzentrizität durch einseitige Lagerung bei Schnecken,
- Ausbeulen der Schnecke durch Überschreiten der Knicklast, durch Druck vor der Schneckenspitze (der Zylinder verhindert das Ausknicken um den Preis des Metall zu Metall - Kontaktes).

Adhäsion kann dann auftreten, wenn der Kunststoffschmelzefilm zwischen relativ zueinander bewegten Metallteilen unterbrochen wird wie z.B. bei Sperrenring und Spitze einer Rückstromsperre [25, 26].

1.2.3 Korrosion

Die üblichen Kunststoffe selbst kommen als Ursache für korrosive Verschleißprozesse kaum in Frage. Vielmehr wird der Korrosionsangriff durch Schmelzeabbauprodukte bzw. Abbauprodukte von Additiven hervorgerufen [23]. Deshalb wurden in fast allen Untersuchungen die beim Spritzgießen aus der Formmasse entstehenden flüchtigen Produkte unter mehr oder minder praxisgerechten Bedingungen isoliert [12, 24].

Bei der Kunststoffverarbeitung muss man zwei Korrosionsarten unterscheiden, die elektrochemische und die chemische Korrosion. Während bei der chemischen Korrosion unmittelbar die Metallatome mit bestimmten Stoffen reagieren, erfolgt bei der elektrochemischen die Korrosion durch die Bildung galvanischer Elemente.

Wenn sich zwei unterschiedliche Metalle berühren (elektrochemische Spannungsreihe), wie bei Verbindungen durch Schrauben, Nieten, Lötens usw., dann fließt bei Anwesenheit eines Elektrolyten ein elektrischer Strom. Dabei wird das unedlere Metall oxidiert. Je nachdem, welche Metalle vorliegen, fließt mehr oder weniger Strom und es findet mehr oder weniger Zerstörung statt. Sofern die beim Verarbeitungsprozess auftretenden flüchtigen Substanzen Wasser und gegebenenfalls in Ionen dissoziierbare Stoffe enthalten, kann eine elektrochemische Korrosion hervorgerufen werden.

Bei Kunststoffen, bei denen die während der Verarbeitung auftretenden flüchtigen Produkte kein Wasser und auch keine anderen dissoziierbaren Substanzen enthalten, kann der Verschleiß im Schmelzbereich nicht auf eine elektrochemische Korrosion zurückgeführt werden, da eine solche an das Vorhandensein von Ionen gebunden ist. Es muss sich dann um eine rein chemische Korrosion handeln, die durch Abbauprodukte der Kunststoffe oder durch deren funktionelle Gruppen selbst im Schmelzzustand, gegebenenfalls durch Pigmente oder andere Additive hervorgerufen wird [3].

Abb. 3 gibt in schematischer Form Modellvorstellungen über die Teilschritte wieder, die bei der chemischen Korrosion von Stahloberflächen durch Polymer-schmelzen ablaufen.

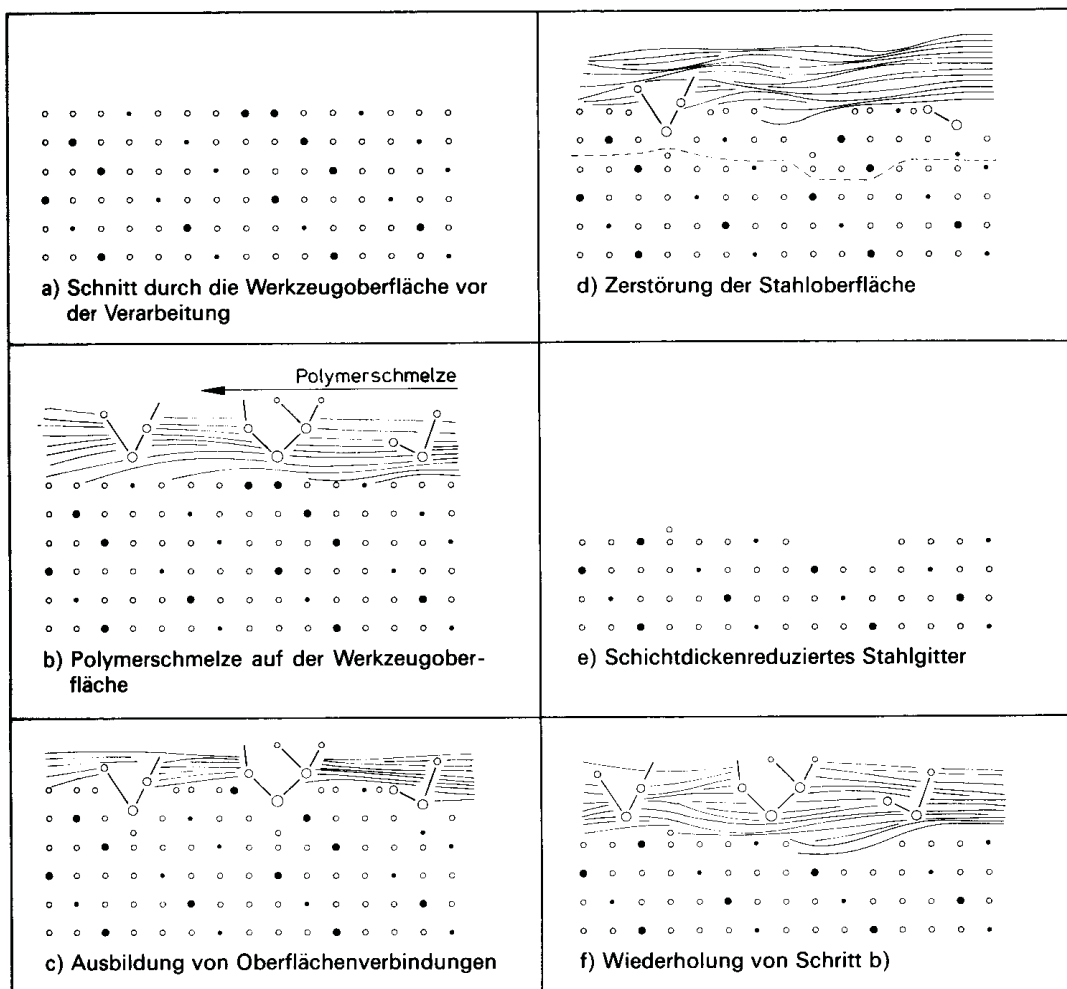


Abb. 3: Schematische Darstellung der chemischen Korrosion von Stahloberflächen durch Polymerschmelzen [3]

Ausgehend von der ungestörten Stahloberfläche, in die gitterstabilisierende Elemente wie Chrom, Mangan, Vanadium, Kobalt oder Nickel eingelagert sind, treten Wechselwirkungen der reaktiven Bestandteile der Polymerschmelze (Radikale, funktionelle Gruppen, flüchtige Verbindungen) mit den aktiven Zentren der Stahloberfläche ein. Als deren Folge bilden sich auf der Metalloberfläche Verbindungen zwischen Stahlelementen und Polymerschmelze, die zu Gitterstörungen in Form von Gitterspannungen und Netzaufweitung führen können. Dadurch tritt eine Destabilisierung des Gitters ein, und es bilden sich Freizonen durch Entfernung einiger Oberflächenverbindungen der Stahlkomponenten durch Abrasion. Hierdurch kommt es zur Zerstörung und zum überwiegend mechanisch verursachten Abtrag der obersten zersetzten Schichten. Auf diese Weise wird das ungestörte Stahlgitter teilweise wieder freigelegt, an dem sich nun die vorher beschriebenen chemischen Prozesse mit der Polymerschmelze wiederholen können [12].

Auch bei Modellvorstellungen ist eine vollständige Trennung chemischer Reaktionen von abrasiven Verschleißvorgängen unmöglich. Dies zeigt wiederum, dass eine isolierte Betrachtung von Abrasion und Korrosion beim Verschleiß metallischer Werkstoffe durch Kunststoffschmelzen nicht gelingt [12].

1.2.4 Überlagerte Verschleißmechanismen

Die in der Technik so gefürchtete Kombination von abrasivem und adhäsivem Verschleiß tritt in der Kunststoffverarbeitung nicht auf, da die abrasiven Füllstoffe wegen ihrer anorganischen Natur mit der metallischen Oberfläche keine Haftbrücken bilden können [12].

Angesichts des geringen Informationsgrades bezüglich Schicht- und Ermüdungsverschleiß wären Überlegungen über entsprechende Kombinationsmöglichkeiten reine Spekulation und werden daher unterlassen.

Es bleibt der Verschleiß durch gleichzeitige Abrasion und Korrosion. So verursachen manche Formmassen bei gleichem Glasfasergehalt und ähnlichem rheologischen Verhalten unterschiedlichen Verschleiß. Das deutet auf zusätzlichen korrosiven Angriff der Metalloberfläche hin [20, 23]. Ein stetiges Abtragen der Reaktionsschicht der Metallfläche durch Abrasion führt somit zum Freilegen von hochreaktiven Metallschichten, die ihrerseits wieder korrosivem Angriff ausgesetzt sind. So kann selbst eine für sich gesehene unschädliche Korrosion (passivierte, schützende Deckschicht) zu exponentiellem Verschleiß führen [12, 14].

In Tab. 1 sind typische Füll- und Verstärkungsstoffe verschiedener Polymere dargestellt. Ein Teil der erzielten Kostenreduktion durch die Verwendung von Füllstoffen geht somit für die Investition in den Verschleiß- und Korrosionsschutz der Kunststoffverarbeitungsmaschinen und -Werkzeuge verloren.

Tab. 1: Auswahl gefüllter bzw. verstärkter Kunststoffe und häufige Verstärkungsstoffe [20]

Kunststofftyp	Abrasive bzw. korrosive Zusatzstoffe
Polypropylen (PP)	Glasfasern oder Glaskugeln, Talkum, halogenierte Flammschutzmittel, flammhemmende Metall-Hydroxide
Polyvinylchlorid (PVC)	Natürliche Calciumcarbonate, Natürliche Silica, Keramik
Polyamid 66 (PA66)	Glasfasern oder Glaskugeln
Polyamid 6 (PA6)	Natürliche Calciumcarbonate, (Kreide, Kalkstein, Marmor)
Polycarbonat (PC)	Glasfasern, natürliche Silica (Sand, Quarz)
Polyoximethylen (POM)	Metalloxide (Titan-, Chromoxid)
Polybutylenterephthalat (PBTP)	Glasfasern, Flammschutzmittel
Acrylnitril-Butadien-Styrol (ABS)	Talkum, Flammschutzmittel
Styrol-Acrylnitril (SAN)	Metallpulver
Polysulfon (PSU)	Glasfasern oder Glaskugeln
Polyethersulfon (PES)	Glasfasern oder Glaskugeln
Polyphenylenoxid (PPO)	Glasfasern oder Glaskugeln

1.2.5 Verschleiß an Kunststoffverarbeitungsmaschinen

Die in der Plastifiziereinheit ablaufenden Zustandsänderungen, die die Formmasse auf dem Weg durch das System erfährt, sind erzwungen durch die Zufuhr mechanischer Energie über den Schneckenschaft (Drehmoment und Winkelgeschwindigkeit) sowie über die in der Form von Heizleistung zugeführte bzw. durch Wärmeleitung, Konvektion und Strahlung abgeführte thermische Energie. Am Systemeingang hat die Formmasse also einen bestimmten physikalischen und chemischen Zustand, der sich signifikant von dem Zustand am Systemausgang unterscheidet. Die Zustände der ein- und austretenden Massenströme können durch Stoffdaten (thermische, mechanische, rheologische, tribologische und chemische) und Energiezustände beschrieben werden [12].

Aufgrund der komplizierten Zustandsänderung der Formmasse in den einzelnen Zonen (Abb. 4) ist es nicht möglich, die Plastifiziereinheit als ein umfassendes tribologisches System zu beschreiben. Abb. 4 zeigt die einzelnen Zonen einer Plastifiziereinheit mit den örtlich überwiegenden Verschleißarten und -mechanismen.

Das Problem wird deutlich vereinfacht, wenn sich die Betrachtung auf Untersysteme beschränkt, die in ihrer räumlichen Ausdehnung limitiert sind. Grundsätzlich gilt auch für Untersysteme, dass sich die Stoffzustände der Formmasse am Systemein- und -ausgang unterscheiden. Wird jedoch die Systemgrenze in Achsrichtung ausreichend eng gewählt, so ist die Stoffzustandsänderung ge-

ring. Jetzt können die tribologischen Größen wie Verschleiß und Reibung einem mittleren Stoffzustand der in den Systemgrenzen eingeschlossenen Formmasse zugeordnet werden. Durch Verschieben der Untersysteme in Achsrichtung können weiter alle in der Plastifiziereinheit auftretenden tribologischen Verhältnisse, beginnend mit der losen, mit Luft durchsetzten Schüttung im Trichter über den kompaktierten Massestrang im Feststoffbereich sowie die Umwandlungszone, in der Schmelze und Festkörper nebeneinander vorliegen, bis hin zur plastifizierten Formmasse in der Austragszone und im Werkzeug systematisch erfasst werden. Dies ist der einzige Weg, besonders die in Modellprüfverfahren gewonnenen Ergebnisse zweckmäßig zuzuordnen [12].

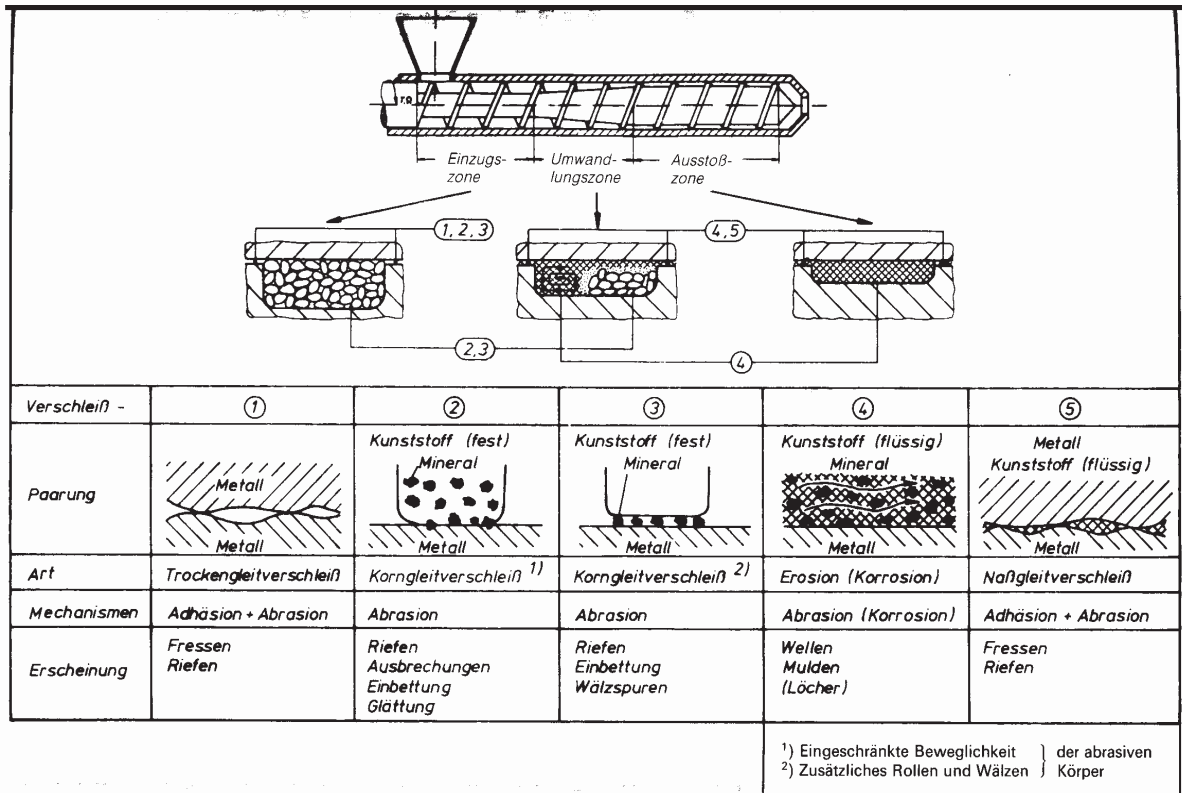


Abb. 4: Verschleißarten und -mechanismen in Kunststoffverarbeitungs-maschinen [4]

1.3 Verschleißprüfung

Die Tribologie kennt eine Vielzahl von Verschleißprüfverfahren, die nach Art des vorherrschenden Tribosystems sehr unterschiedlich sein können. Entsprechend wird in DIN 50322 [5] formuliert, dass das Ergebnis einer Verschleißprüfung in der Regel nur auf den vorgegebenen Verschleißfall bezogen werden sollte.

1.3.1 Kategoriegedanke

Da die tribologischen Größen Reibung und Verschleiß keine Werkstoffeigenschaften (wie z.B. Zugfestigkeit, Wärmeleitfähigkeit) sind, sondern immer die Eigenschaften eines komplexen Systems darstellen, ergibt sich hier ganz besonders die Notwendigkeit, Verschleißprüfungen auf Praxisähnlichkeit zu klassifizieren.

In DIN 50322 [5] wird hierzu eine Abstufung in sechs Kategorien vorgeschlagen. In Abb. 5 sind am Beispiel der Verschleißprüfung einer Rückstromsperre die sechs Kategorien zusammengestellt. Mit aufsteigender Kategoriennummer ist hierbei eine zunehmende Entfernung vom tatsächlichen Betriebszustand verbunden. Damit sinkt aber auch die Sicherheit der Übertragbarkeit.

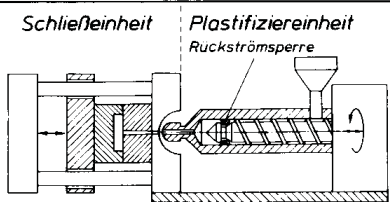
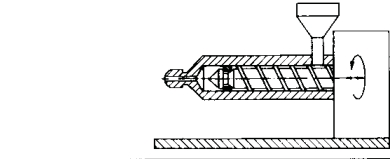
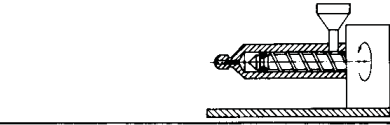
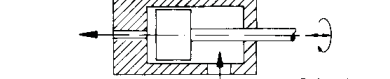
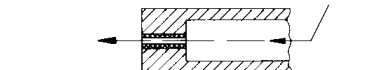
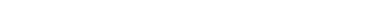
Kategorie	Art des Versuchs		Symbol
I	Betriebs- bzw. betriebs- ähnliche Versuche	Betriebsversuch (Feldversuch)	
II		Prüfstandsversuch	
III		Prüfstandsversuch mit Aggregat oder Baugruppe	
IV		Versuch mit unverändertem Bauteil oder verkleinertem Aggregat	
V		Beanspruchungsähnlicher Versuch mit Probekörpern	
VI		Modellversuch mit einfachen Probekörpern	

Abb. 5: Kategorien der Verschleißprüfung am Beispiel der Rückstromsperre [4]

Im Betriebsversuch (Kategorie I) wird die Spritzgießmaschine in der Produktion eingesetzt, das hat einerseits den Vorteil, dass während der Fertigung und unter Praxisbedingungen geprüft wird, andererseits aber den Nachteil, dass systematische Untersuchungen oder Teiloptimierungen nicht möglich sind.

In Kategorie II wird die Spritzgießmaschine aus der Produktion herausgenommen, um im Labor unter Prüfbedingungen zu arbeiten. Nun können gezielt Parameter variiert werden, aber Störgrößen, die im Betrieb auftreten, kommen jetzt möglicherweise nicht mehr vor.

In der Kategorie III wird nur mehr die Spritzeinheit in Originalgröße betrieben. In Kategorie IV wird eine kleinere Spritzeinheit verwendet. Damit wird der Verschleißversuch einfacher und kostengünstiger, jedoch sind hier die ersten Unsicherheiten zu vermerken, denn eine Reihe von tatsächlichen Betriebszuständen sind jetzt nicht mehr gegeben (Montage, fehlende Wärmeableitung, Schwingungen, keine exakte geometrische, kinematische und thermische Ähnlichkeit, usw.).

In Kategorie V wird nur der Sperring in einer Modellapparatur unter Anwesenheit einer Kunststoffschmelze betriebsähnlichen Bedingungen unterworfen. Die Beanspruchungs- und Eingriffsverhältnisse sind nicht mehr die ursprünglichen und dadurch geht die Aussagekräftigkeit für die Praxis weiter zurück. Andererseits können jetzt die Randbedingungen noch eindeutiger konstant gehalten

werden. Ein Zerlegen des Tribosystems in einzelne Verschleißmechanismen ist unter Umständen erst jetzt möglich.

In der letzten Kategorie wird nicht mehr der Probekörper, sondern nur mehr die Kunststoffschmelze bewegt. Der ursprünglich komplizierte Belastungsfall, Bewegungsablauf, Belastungsverlauf, usw. ist in elementare Grundvorgänge zerlegt worden, um auf diese Weise Grundlagenuntersuchungen kostengünstig durchführen zu können. Beanspruchungen, Versuchsparameter, Randbedingungen sind sehr genau bekannt und gut reproduzierbar. Das Tribosystem unterscheidet sich nun erheblich von den in der Praxis vorkommenden Bedingungen, dies gilt speziell für den Fall, dass verschärfte Bedingungen eingestellt werden [12, 14].

1.3.2 Verschleißmessgrößen

Es ist zu klären, ob unter Verschleiß der Vorgang selbst oder dessen Auswirkungen verstanden werden. Messtechnisch wird in der Regel das Endergebnis einer vorausgegangenen Verschleißbeanspruchung ermittelt. Es muss darauf geachtet werden, dass alle Randbedingungen bekannt sind, um ein Verschleißergebnis beurteilen und im Idealfall auch auf andere Gegebenheiten übertragen zu können. Quantitative Verschleißergebnisse ohne nähere Bezeichnung des Beanspruchungskollektivs sind häufig wertlos, d.h. bestenfalls als Relativwerte nutzbar [12, 14].

a) Direkte Messgrößen sind Längen-, Flächen-, Volumen- und Massenänderungen.

Bezogene Verschleißkenngrößen sind die unter a) genannten direkten Messgrößen, die auf die Zeit, den Weg oder den Durchsatz bezogen werden (z. B. Längenänderung/Zeiteinheit).

b) Abgeleitete Größen sind z.B. der relative Verschleiß (Quotient zweier Verschleißwerte).

c) Indirekte Messgrößen sind z.B. die verschleißbestimmte Gebrauchsdauer und die Standzeit in Stunden.

1.3.3 Übertragbarkeit auf die Praxis

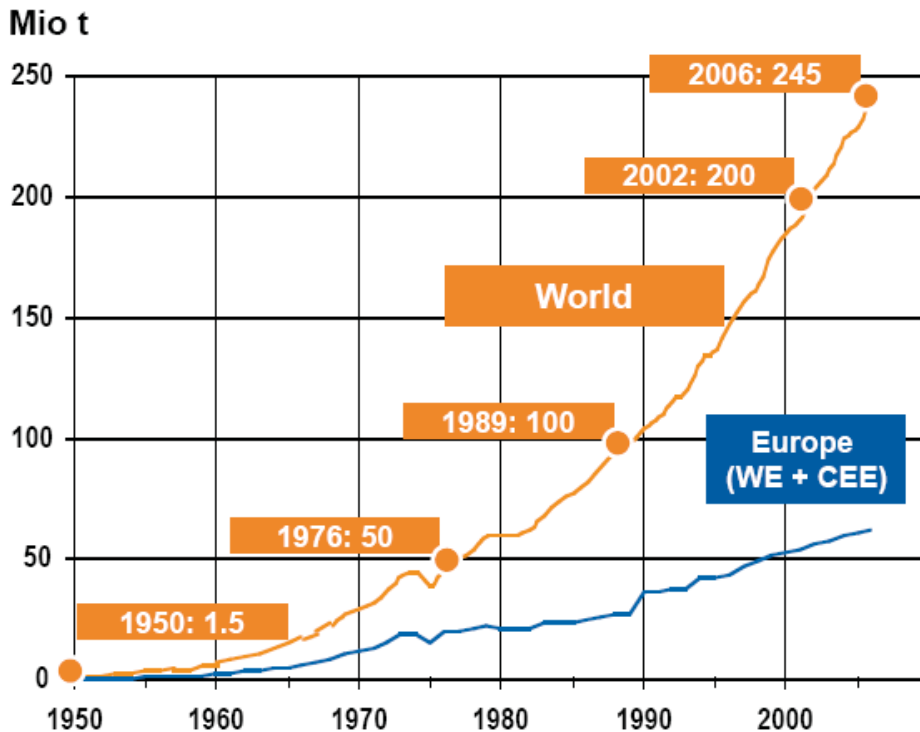
Bei jedem Modellprüfverfahren muss die oberste Richtschnur die Korrelation zu den in der Praxis vorliegenden tribologischen Systemen sein, der sich alle anderen Gesichtspunkte wie Wirtschaftlichkeit, Verfügbarkeit der Formmassen oder metallischer Werkstoffe unterzuordnen haben. Andernfalls besteht die Gefahr, völlig irrelevante Ergebnisse zu erzielen. Schon kleinste Änderungen im Tribosystem können zu ganz anderen Wertungsfolgen in Bezug auf Verschleißintensität von Formmassen oder Verschleißwiderstand von metallischen Werkstoffen führen [12, 14].

Hilfreich bei der Übertragung ist der visuelle Vergleich der Oberflächengestalt bzw. der Verschleißerscheinungen [12, 14].

Ist sichergestellt, dass eine Korrelation zur Praxis möglich ist, dann können die Ergebnisse von Modellprüfungen in Relation zueinander auch quantitativ übertragen werden [12].

1.4 Stähle in der Kunststoffverarbeitung

Aus dem ständig steigenden Kunststoffverbrauch (ca. 245 Millionen Tonnen im Jahr 2006 [49]) ergeben sich immer höhere Anforderungen an Werkzeuge für die Kunststoffverarbeitung.



Grafik beinhaltet Thermoplaste, Polyurethane, Duroplaste, Elastomere, Klebstoffe, Anstriche, Abdichtmittel und PP-Fasern. Nicht inkludiert sind PET-, PA-, und Polyacryl-Fasern.

Abb. 6: Weltweite Kunststoffproduktion 1950 – 2006 [49]

Für die verschiedenen Verarbeitungsverfahren wie Spritzpressen, Spritzgießen, Spritzblasen und Extrudieren werden an die verwendeten Stähle zahlreiche Anforderungen gestellt.

1.4.1 Anforderungen an Kunststoffformenstähle

Aus der Sicht des Werkzeugbauers:

- gute Zerspanbarkeit,
- gute Funkenerodierbarkeit,
- gute Polierbarkeit,
- gute Fotoätzbarkeit,
- sichere, einfache Wärmebehandlung,
- möglichst geringe Eigenspannungen,
- hoher Reinheitsgrad,
- hohe gleichmäßige Qualität.

Aus der Sicht des Kunststoffverarbeiters:

- gute Maßhaltigkeit,
- gute Korrosionsbeständigkeit,
- hoher Verschleißwiderstand,
- gute Kratzbeständigkeit,
- gute Wärmeleitfähigkeit,
- gute Polierbarkeit,
- gute Fotoätzbarkeit,
- gute Zähigkeit,
- hohe Druckfestigkeit.

Diese Vielfalt von Eigenschaften können aber nicht von einem Stahl gleichzeitig erfüllt werden. Daher richtet sich die Stahlauswahl nach den vorherrschenden Anforderungen, die maßgebend von der Form und Größe der Werkzeuge beeinflusst werden. Ein Kompromiss zwischen den geforderten Eigenschaften ist als Lösung anzustreben [6, 7].

1.4.2 Grundlagen der Metallurgie

1.4.2.1 Definition von Stahl

Nach EURONORM 20 werden als Stahl Eisenwerkstoffe bezeichnet, die im Allgemeinen für eine Warmformgebung geeignet sind und mit Ausnahme einiger chromreicher Sorten höchstens einen Masseanteil an Kohlenstoff von 2 % enthalten.

Nach ihrer chemischen Zusammensetzung unterscheidet man

- unlegierte Stähle (Kohlenstoffstähle) und
- legierte Stähle.

Je nach ihrer Gebrauchseigenschaft können diese wiederum in

- Grundstähle (Massenstähle = überholter Begriff),
- Qualitätsstähle und
- Edelstähle

unterteilt werden [45].

1.4.2.2 Kristallgitter von Legierungen

Da Reineisen in der Technik nur eine äußerst geringe Rolle spielt, wird in dieser Arbeit auf eine genauere Beschreibung verzichtet. Beim Stahl sind andere Elemente zulegiert, welche mit Eisen Mischkristalle oder Verbindungen bilden.

In Mischkristallen können im Atomgitter des Eisens andere Atome den Platz der Eisenatome einnehmen (Substitutionsmischkristall, z. B. bei Chrom oder Nickel) oder sie werden zwischen den Eisenatomen eingelagert (Einlagerungsmischkristalle, z. B. bei Kohlenstoff, Stickstoff oder Bor) [45].

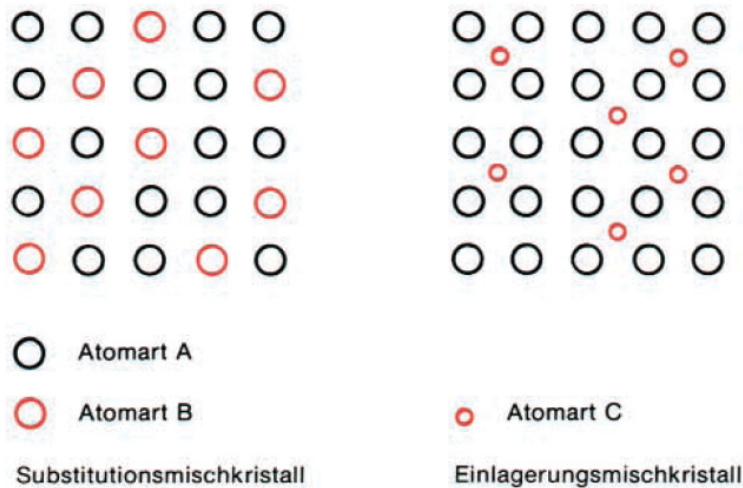


Abb. 7: Definition von Substitutions- und Einlagerungsmischkristall [45]

Es können auch beide Arten des Atomeinbaus in Mischkristallen vorkommen.

Einen Platzwechselvorgang von Atomen, bevorzugt in einer Richtung, nennt man Diffusion. Dieser Vorgang ist für Atome vom Typ C wegen ihrer Größe eher gewährleistet als für solche vom Typ B. Gitterfehler erleichtern die Diffusion, ebenso eine höhere Temperatur. Außerdem muss für eine Diffusion die erforderliche Zeit gegeben sein.

Ist die Lösung eines Elementes nicht mehr möglich, entstehen Verbindungen, d. h. neue Phasen. Im Fall des Kohlenstoffes bilden 3 Eisenatome mit 1 Kohlenstoffatom die Verbindung Fe_3C (Eisenkarbid = Zementit). Die Karbide lagern sich an den Korngrenzen oder im Inneren der Ferritkörner ab. Gewisse Elemente sind im Eisen unlöslich, z. B. Blei. In beiden Fällen spricht man von Gemengen ($\text{Fe}+\text{Fe}_3\text{C}$ bzw. $\text{Fe}+\text{Pb}$).

Im T-Eisen (Abb. 8) (=Austenit; kubisch flächenzentriert) kann bis ca. 2 % Kohlenstoff gelöst werden. Die Löslichkeit im Q-Eisen (Abb. 8) (=Ferrit; kubisch raumzentriert) ist bei Raumtemperatur praktisch Null. Beim raschen Abkühlen hat der Kohlenstoff keine Möglichkeit, durch Diffusion aus dem Gitter zu entweichen, die Karbidausscheidung wird verhindert. Die dabei auftretende tetragonale Gitterverzerrung führt zu inneren Spannungen (Gitterverspannungen) und ist die Ursache für die hohe Härte von dem dabei entstehenden Martensit (Abb. 9) [45].

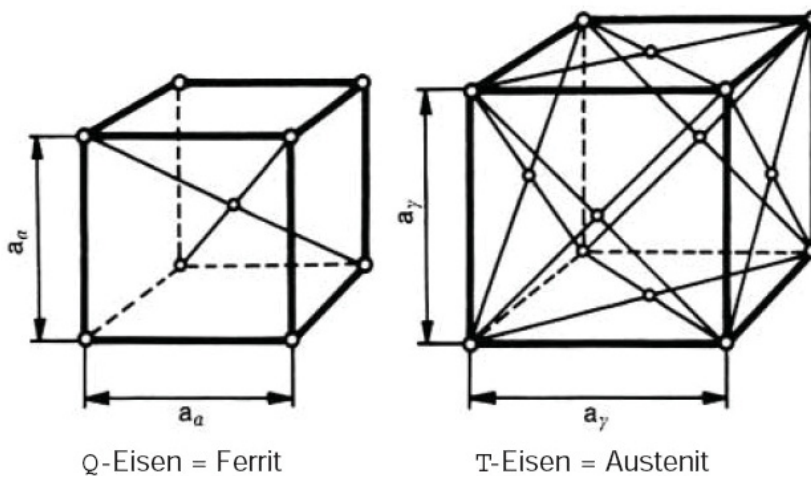


Abb. 8: Kubisch raumzentriertes (Ferrit) und kubisch flächenzentriertes Kristallgitter (Austenit) [45]

Bei Abkühlbedingungen, die weder schlagartig zu kohlenstoffübersättigtem Martensit noch zu Perlit führen, entsteht „Bainit“. Wenn sich dieses Gefüge bei höheren Temperaturen bildet, ähnelt es mehr dem bei gleichgewichtsnahen Bedingungen entsprechenden Perlit, bei tiefen Temperaturen hat es mehr Ähnlichkeit mit Martensit. Im ersten Fall spricht man vom „oberen Bainit“ (Abb. 10), im zweiten vom „unteren Bainit“ (Abb. 11). Über die Bildungsmechanismen dieses Ferrit-Karbid-Gefüges bestehen nach wie vor unterschiedliche Auffassungen [45].



Abb. 9: Martensit

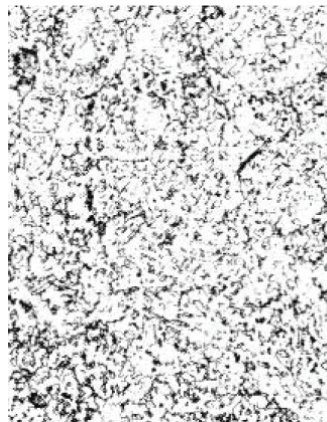


Abb. 10: Oberer Bainit



Abb. 11: Unterer Bainit

Die meisten technischen Wärmebehandlungen basieren auf der Umwandlung von Austenit. Grundlage für die Beschreibung des Umwandlungsverhaltens von Stählen ist das Gleichgewichtsschaubild Eisen-Eisenkarbid.

Den Austenitisierungsbedingungen kommt dabei eine wesentliche Bedeutung zu, da sie die Verteilung von Kohlenstoff und Legierungselementen im T-Mischkristall, den Grad der Auflösung von Karbiden und die Austenitkorngröße beeinflussen, welche wiederum bei der entstehenden Gefügeausbildung bei der Abkühlung wirksam werden [45].

1.4.2.3 Zustandsschaubild Eisen – Eisenkarbit (Zementit)

Dieses Schaubild (Abb. 12) zeigt die bei verschiedenen Temperaturen und Gehalten an Kohlenstoff im Gleichgewichtszustand, d. h. nach sehr langsamer Erwärmung oder Abkühlung, vorliegenden Phasen (Schmelze, E-Mischkristall, Q-Mischkristall, T-Mischkristall, Zementit).

Je nach dem Zeitpunkt ihrer Entstehung bezeichnet man die Phase Zementit als Primär- oder Sekundärzementit. Bestimmte Ausbildungsformen und Anordnungen der Phasen führen zu Gefügen mit eigenem Namen (Perlit = Ferrit + Zementit, Ledeburit = T-Mischkristall + Zementit bzw. Q-Mischkristall + Zementit) [45].

ZUSTANDSSCHAUBILD EISEN-KOHLLENSTOFF

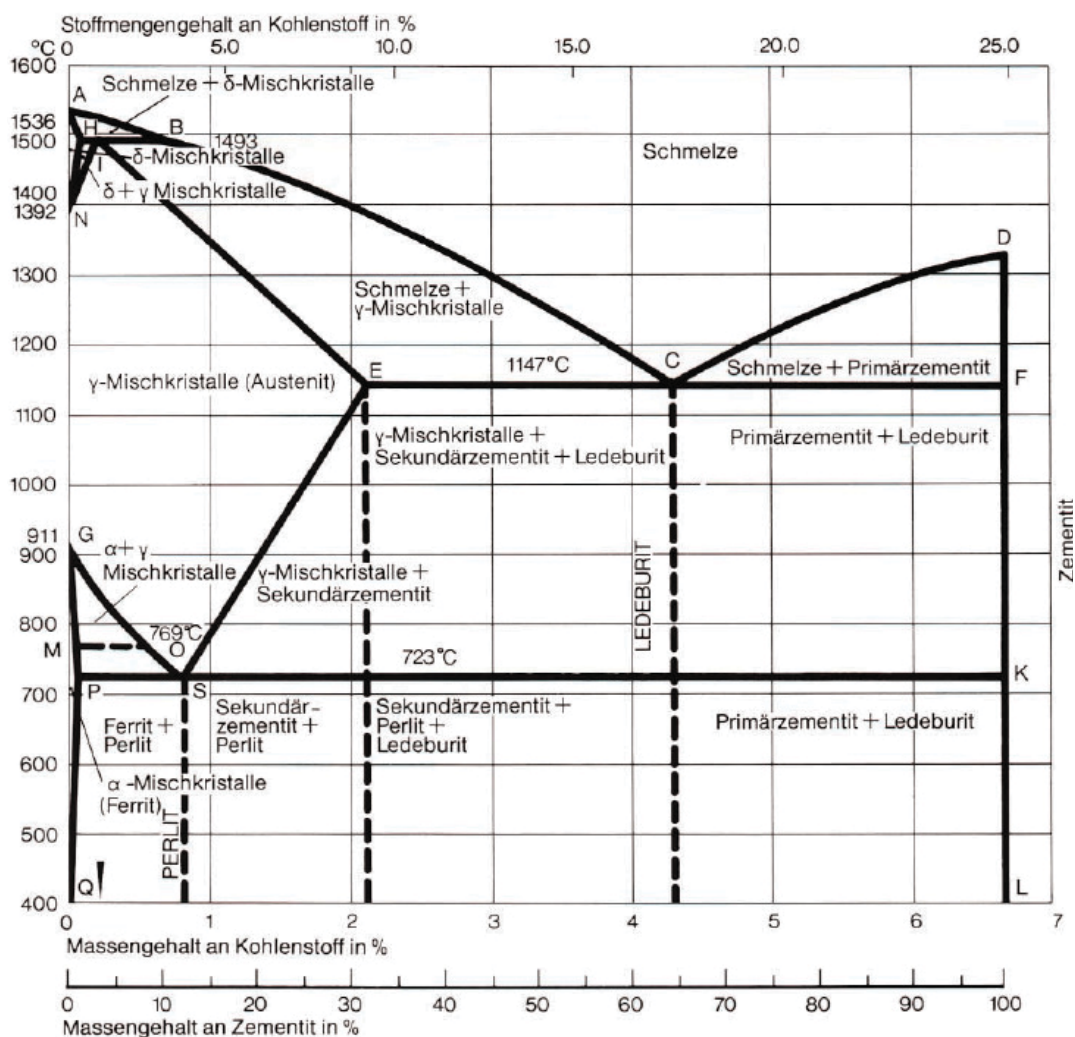


Abb. 12: Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff [45]

Im Folgenden soll nun der Ausschnitt aus dem Fe-C-Diagramm kurz beschrieben werden, welcher für die Wärmebehandlung von Stählen von Bedeutung ist.

Bei Temperaturen über der Linie GOSE liegt T-Mischkristall = Austenit (Abb. 13/1) vor, in welchem bis ca. 2 % Kohlenstoff gelöst werden können.

Bei untereutektoidischen Stählen (C-Gehalte unter 0,8 %) scheidet sich bei der Abkühlung unter GOS Q-Mischkristall = Ferrit mit einer Löslichkeit von höchst-

tens 0,02% Kohlenstoff aus. Bei übereutektoidischen Stählen (C-Gehalt über 0,8 %) entsteht unter SE die Eisenkohlenstoffverbindung Fe_3C (=Zementit).

Unter PSK zerfällt der Austenit in ein heterogenes Gemenge aus Ferrit und Zementit, welches in seiner lamellaren Anordnung Perlit genannt wird. Bei rascher Abkühlung, d. h. mit zunehmender Unterkühlung des Austenits, wird das Perlitgefüge feiner.

Bei Raumtemperatur besteht das Gefüge technisch reinen Eisens aus Ferrit (Abb. 13/2). Mit steigendem C-Gehalt nimmt der Perlitanteil zu (Abb. 13/3 - 8), bis schließlich bei 0,8 % C nur noch reiner Perlit vorliegt (Abb. 13/9). Über 0,8 % C liegt ein Gefüge aus Perlitkörnern vor, die von einem je nach C-Gehalt unterschiedlich starken Korngrenzenkarbidnetz (Sekundärzementit) umgeben sind (Abb. 13/10 und Abb. 13/11).

Eine gleichmäßige Karbidverteilung des im Perlit enthaltenen Zementits und des Sekundärzementits in Form kugelig eingeformter Karbide (körniger Zementit) erhält man durch eine Wiedererwärmung auf Temperaturen im Bereich PSK, d. h. ein Weichgühen (Abb. 13/12) [45].

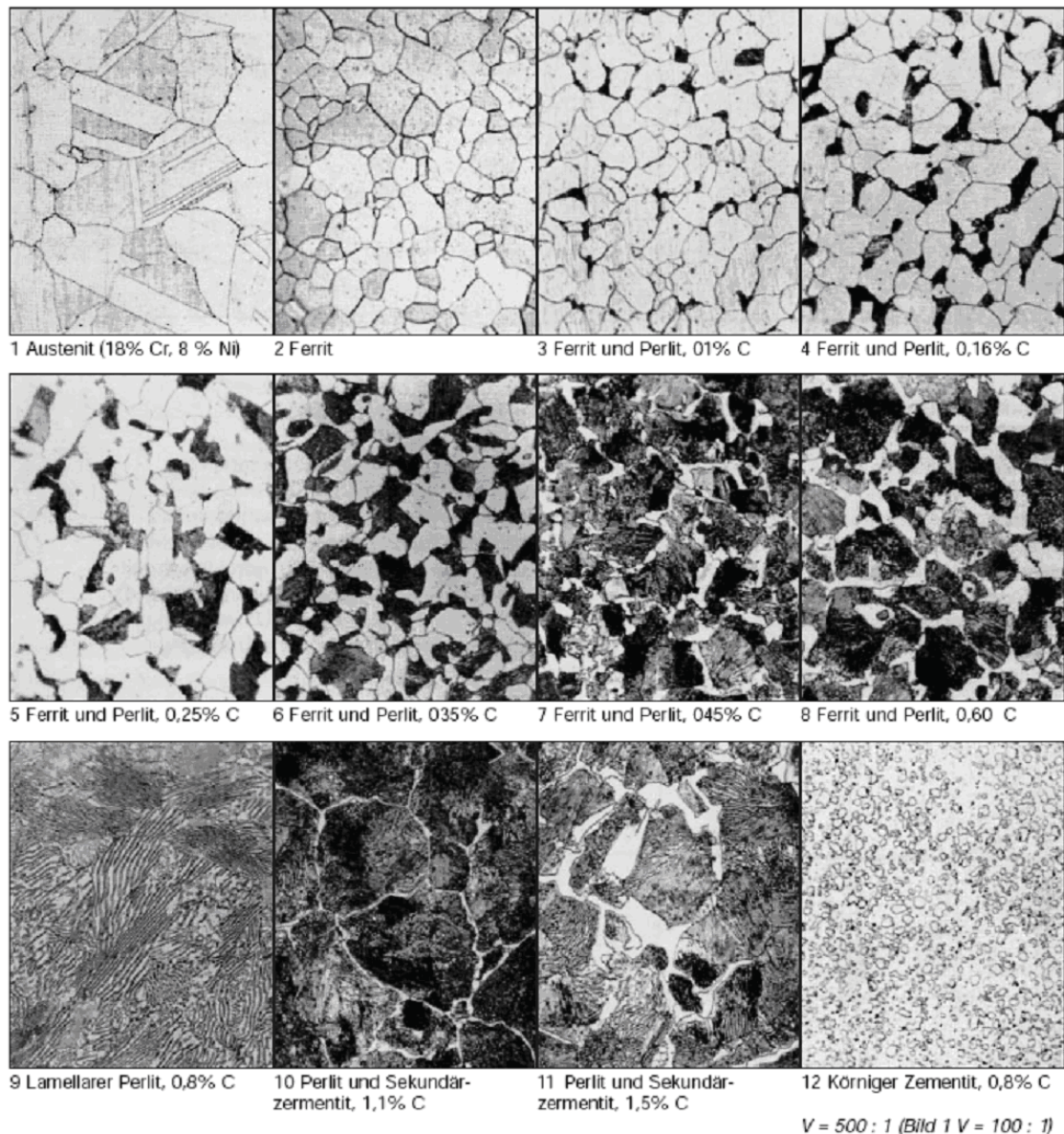


Abb. 13: Auftretende Gefüge im Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff [45]

Durch den Zusatz von Legierungselementen werden die Umwandlungstemperaturen und die Gleichgewichtslinien gegenüber reinen Eisen-Kohlenstoffwerkstoffen verändert. Für eine Beschreibung der Umwandlungsvorgänge und der entstehenden Gefügebestandteile müssen andere, z. T. Mehrstoff-Zustandsschaubilder, wie z. B. Eisen-Chrom-Kohlenstoff, herangezogen werden.

Grundsätzlich sind zwei Gruppen von Legierungselementen zu unterscheiden [45]:

- Elemente, die das T-Gebiet erweitern (z. B. Nickel, Mangan). Bei bestimmten Gehalten bleibt das austenitische Gefüge selbst bei langsamer Abkühlung bis auf Raumtemperatur erhalten = austenitische Stähle.
- Elemente, die das T-Gebiet verengen oder einschnüren (z. B. Chrom). Bei bestimmten Gehalten findet keine Gefügeumwandlung statt = ferritische Stähle.

1.4.2.4 Härbarkeit

Als Härbarkeit bezeichnet man das Ansprechen eines Stahles auf das Härten. Sie ist ein Maß für die Fähigkeit eines Stahles, durch Umwandlung von Austenit in Martensit und/oder Bainit entsprechende Härtewerte anzunehmen.

Unter dem Begriff Härbarkeit werden die Aufhärbarkeit und die Einhärbarkeit zusammengefasst.

Als Aufhärbarkeit bezeichnet man die unter optimalen Bedingungen erreichbare höchste Härte eines Werkstoffes. Sie hängt von dem im Austenit gelösten Anteil des Kohlenstoffgehaltes des Stahles, welcher bei gegebener chemischer Zusammensetzung von den Austenitisierungsbedingungen bestimmt wird, ab.

Bei der Einhärbarkeit hingegen wird die Härteannahme über den Querschnitt eines Werkstückes angesprochen, welche von der kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit für die Martensitbildung und daher außer vom C-Gehalt noch vom Gehalt an Legierungselementen und der Korngröße abhängt. Die Einhärbarkeit ist also die durch Härten unter optimalen Bedingungen erreichbare größte Einhärtungstiefe.

Die Einhärtungstiefe ist der senkrechte Abstand von der Oberfläche eines gehärteten Werkstückes bis zu dem Punkt, an dem die Härte einem zweckentsprechend festgelegten Grenzwert entspricht.

Mit Aufhärtung bzw. Einhärtung werden die unter gegebenen Bedingungen tatsächlich erreichten Werte der Oberflächenhärte bzw. der Einhärtungstiefe bezeichnet [45].

1.4.3 Wärmebehandlung

1.4.3.1 Allgemeine Definitionen

Wärmebehandlung ist ein Vorgang, in dessen Verlauf ein Werkstück oder ein Bereich eines Werkstückes absichtlich Temperatur-Zeit-Folgen unterworfen wird. Gegebenenfalls kann das Werkstück dabei zusätzlich anderen physikalischen und/oder chemischen Einwirkungen ausgesetzt werden.

Jede Wärmebehandlung umfasst die Einzelvorgänge [45]:

Wärmen

Erhöhen der Temperatur eines Werkstückes.

Vorwärmen

Wärmen mit anschließendem Halten auf einer oder mehreren Temperaturen (mehrstufiges Vorwärmen) unterhalb der vorgesehenen Höchsttemperatur. Durch das Vorwärmen sollen Spannungen, die zu Verzug führen können, vermindert und Anwärmspannungsrisse vermieden werden.

Anwärmen

Wärmen bis zum Erreichen der Solltemperatur in der Randschicht.

Durchwärmen

Wärmen nach dem Erreichen der Solltemperatur in der Randschicht bis zum Erreichen der Solltemperatur im ganzen Querschnitt, d. h. auch im Kern.

Erwärmen = Anwärmen + Durchwärmen

Halten

Aufrechterhalten der Temperatur über den ganzen Querschnitt.

Abkühlen

Erniedrigen der Temperatur eines Werkstückes. Das Abkühlen mit größerer Geschwindigkeit als an ruhender Luft wird Abschrecken genannt. (Beim Abkühlen austenitischer Stähle von hohen Temperaturen zur Erreichung eines austenitischen Gefüges mit guter Zähigkeit spricht man auch bei Luftabkühlung von Abschrecken).

Die Verweildauer (früher bei Behandlung in Salzbadern Tauchdauer genannt), d. h. die Zeitspanne vom Einbringen eines Werkstückes in einen Ofen bis zu seiner Entnahme, setzt sich also aus Erwärm- und Haltedauer zusammen.

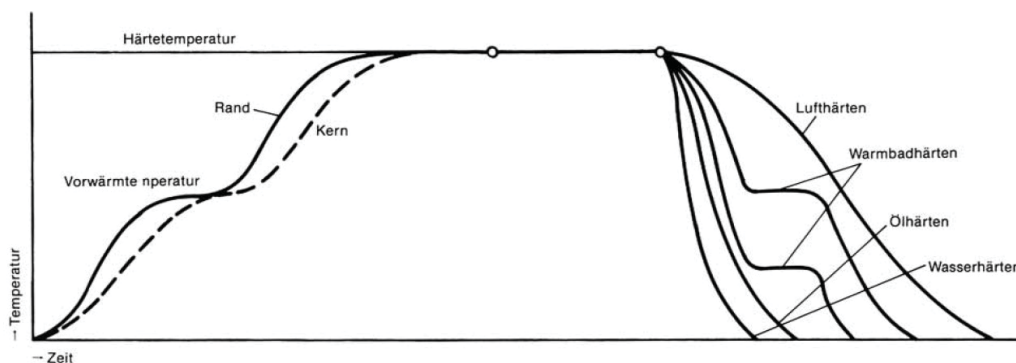


Abb. 14: Schematischer Ablauf der Wärmebehandlung [45]

Da in dieser Arbeit unter anderem verschiedene Nitrierverfahren verglichen werden, wird auf die detaillierte Beschreibung anderer Wärmebehandlungen gänzlich verzichtet. Eine Umrechnungstabelle (Abb. 15) der unterschiedlichen Härteangaben soll die Vergleichbarkeit der erreichbaren Härte mittels Nitrieren mit anderen Härteverfahren erleichtern.

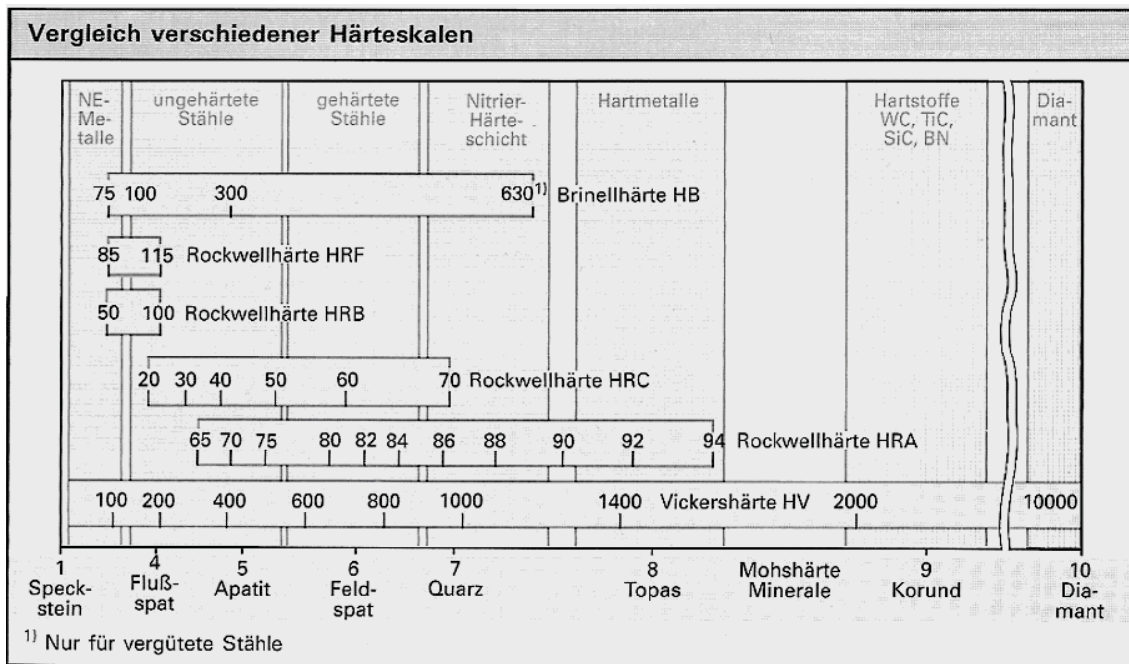


Abb. 15: Vergleich verschiedener Härteskalen [44]

1.4.4 Nitrieren und Nitrocarburieren

1.4.4.1 Begriffsbestimmungen

Das thermochemische Behandeln zum Anreichern der Randschicht eines Werkstückes mit Stickstoff wird nach DIN EN 10 052 als Nitrieren bezeichnet [29]. In der industriellen Praxis wird daneben gelegentlich auch der Begriff Aufsticken verwendet. Erfolgt im Unterschied dazu die Behandlung unter Bedingungen, unter denen die Randschicht neben Stickstoff gleichzeitig mit Kohlenstoff angereichert wird, ist der Begriff Nitrocarburieren zu benutzen.

Diese Festlegung trägt der Tatsache Rechnung, dass zum Nitrieren Behandlungsmittel verwendet werden, die der Werkstückrandschicht nur Stickstoff anbieten, dagegen zum Nitrocarburieren Stickstoff und Kohlenstoff. Beiden Fällen gemeinsam ist der Aufbau der erzeugten Nitrierschicht aus einem äußeren Bereich, der als Verbindungsschicht und einem sich daran anschließenden, der als Diffusionsschicht bezeichnet wird.

Erfolgt das Nitrieren in einem Mittel, aus dem neben Stickstoff auch Schwefel aufgenommen wird, ist der Begriff Sulfonieren zu verwenden. Entsprechendes gilt für das Nitrocarburieren.

Wird das Nitrieren oder Nitrocarburieren unterhalb des Atmosphärendrucks mit einer Glimmentladung durchgeführt, handelt es sich um ein Plasmanitrieren bzw. Plasmanitrocarburieren.

In manchen Anwendungsfällen wird beim Nitrieren oder Nitrocarburieren im Gas der Ofenatmosphäre ein Sauerstoff enthaltendes Gas zugegeben, um die Phasengrenzreaktionen für die Stickstoffaufnahme zu aktivieren und mit Hilfe einer Sauerstoffsonde die Prozessregelung zu erleichtern. In diesem Fall wird der Begriff Oxinitrieren bzw. -nitrocarburieren benutzt, obwohl eine Eindiffusion von Sauerstoff nicht beabsichtigt ist.

Darüber hinaus kann es zweckmäßig sein, auch den Aggregatzustand des Behandlungsmittels in die Verfahrensbezeichnung einzubringen, worauf die Bezeichnungen Gasnitrieren, Gasnitrocarburieren, Salzbadnitrocarburieren, Pulvernitrocarburieren, zurückzuführen sind [28].

Es sei noch angemerkt, dass in den nachfolgenden Texten häufig der Begriff Nitrierschicht sowohl für das Nitrieren als auch das Nitrocarburieren benutzt wird.

1.4.4.2 Zweck des Nitrierens und Nitrocarburierens

Das Nitrieren und Nitrocarburieren von Werkstücken und Werkzeugen aus Eisenwerkstoffen wird industriell angewendet, um das

- Verschleißverhalten,
- Festigkeitsverhalten,
- Korrosionsverhalten

zu verbessern. In Tab. 2 sind die am häufigsten auftretenden Verschleißmechanismen, die Schwingfestigkeit und die Korrosion den jeweils erforderlichen Zielgrößen, nämlich Verbindungsschicht (VS) oder Nitrierhärte (Nht) sowie den hierfür zweckmäßigerweise zu verwendenden Werkstoffen und Nitrierverfahren gegenübergestellt. Daraus ist zu entnehmen, dass im Fall von Verschleiß und Korrosion eine Verbindungsschicht prinzipiell für nahezu alle Eisenwerkstoffe zweckmäßig ist und dann vorzugsweise das Nitrocarburieren angewendet werden sollte [28].

Tab. 2: Gegenüberstellung von Beanspruchungsart, Zielgröße, Werkstoff und Nitrierverfahren, VS... Verbindungsschicht, Nht... Nitrierhärte [30]

Beanspruchungsart	Zielgröße	Werkstoff	Nitrierverfahren
Adhäsionsverschleiß („Fressen“)	VS	Stähle, Gusseisen, Sinterstähle	Nitrocarburieren (Nitrieren)
Abrasionsverschleiß (Furchungverschleiß)	VS	Stähle, Gusseisen, Sinterstähle	Nitrocarburieren
	Nht	Nitrierstähle	Nitrieren
Wälzverschleiß	Nht	Nitrierstähle	Nitrieren
		legierte Vergütungsstähle	Nitrieren (Nitrocarburieren)
Tribooxidation („Passungsrost“)	VS	Stähle, Gusseisen, Sinterstähle	Nitrocarburieren
Korrosion			
Dauerschwingfestigkeit	Nht	Nitrierstähle	Nitrieren
		Stähle, Gusseisen, Sinterstähle	Nitrocarburieren

Wird eine hohe Härte an der Oberfläche, im Rand, bzw. auch noch in bestimmter Tiefe unterhalb der Oberfläche gefordert, sollten bevorzugt speziell legierte Stähle, die Nitrierstähle, benutzt und nitriert werden. Die Nitrierstähle sind legierte Stähle mit Kohlenstoffgehalten zwischen rund 0,30 und 0,40 Masse-%, analog zu den Vergütungsstählen, aber im Hinblick auf die angestrebten spezifischen Eigenschaften speziell mit metallischen Elementen wie Aluminium,

Chrom, Molybdän, Vanadium und Titan, den so bezeichneten Nitridbildnern, legiert. Damit lassen sich ähnliche Härteprofile wie nach dem Einsatzhärten erreichen [28].

Beim Nitrocarburieren steht demgegenüber die Erzeugung der sehr harten, stickstoffreichen und kohlenstoffhaltigen Verbindungsschicht im Vordergrund. Mit dieser lassen sich der Reibungskoeffizient und die Adhäsionsneigung verringern, so dass der Widerstand gegenüber Adhäsion höher ist. Das günstigere Verhalten gegenüber Korrosionsangriffen ergibt sich aus dem strukturellen Aufbau und dem hohen Stickstoffgehalt der Verbindungsschicht [28].

1.4.4.3 Die Wechselwirkung zwischen Eisen und Stickstoff bzw. zwischen Eisen, Stickstoff und Kohlenstoff

Die Stickstoffatome sind etwa halb so groß wie die Eisenatome. Das ermöglicht ein Einlagern auf Zwischenplätzen des Eisengitters. Aus energetischen Gründen sind dies hauptsächlich die Oktaederlücken. Die Menge des gelösten Stickstoffs ist nicht beliebig groß, sondern ergibt sich aus dem jeweils vorliegenden Gefügebau, den Legierungselementen und der Temperatur. Im Ferrit unlegierter Stähle sind beispielsweise bei 590 °C höchstens 0,115 und im Austenit bei 650 °C höchstens 2,8 Massenanteile Stickstoff in % löslich. Auch die Carbide können Stickstoff aufnehmen. Die Löslichkeit ändert sich mit der Temperatur. Bei Raumtemperatur beträgt sie im Ferrit nur noch 0,001 Masse-%. Anwesende Legierungselemente beeinflussen das Lösungsvermögen [28].

Außerdem ist Stickstoff aber auch dazu fähig, mit dem Eisen einer ganzen Reihe seiner Legierungselemente wie z.B. Aluminium, Chrom, Titan, Vanadium, Molybdän, u. a. Verbindungskristalle zu bilden, die Nitride.

Die Existenzbereiche der Eisen-Stickstoff-Mischkristalle und der Nitride in Abhängigkeit von der Temperatur und Zusammensetzung lassen sich im Eisen-Stickstoff-Zustandsschaubild darstellen (Abb. 16).

Aus diesem ist abzulesen, dass bei einer Temperatur von 592 °C und einem Stickstoffgehalt von rund 2,36 Masse-% ein Eutektoid (Phasenübergang im festen Zustand) existiert. Es wird als Braunit bezeichnet, adäquat zum Perlit im Zustandsdiagramm Eisen-Kohlenstoff (Abb. 12). Bei Temperaturen über 592 °C liegt bei binären Eisen-Stickstoff-Legierungen Austenit vor [28].

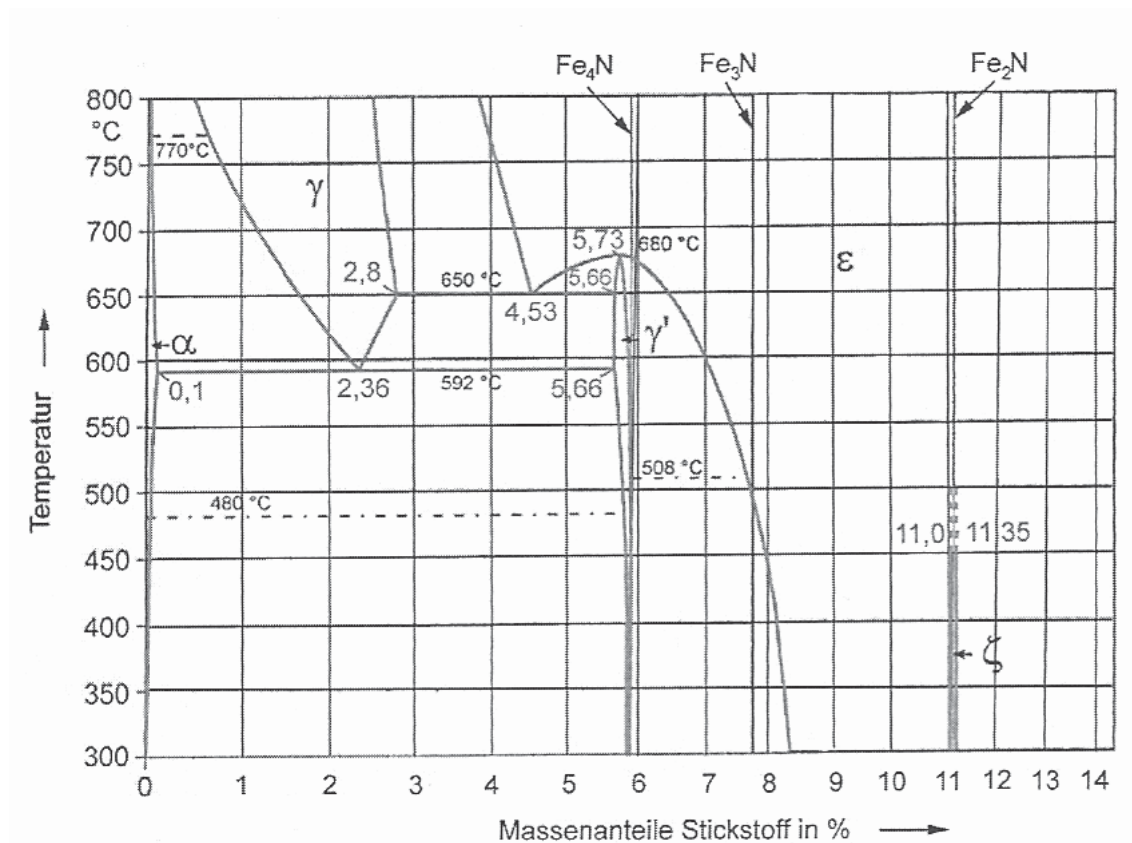


Abb. 16: Zweistoff-Zustandsschaubild Eisen-Stickstoff nach Wriedt [30]

Technische Eisenwerkstoffe und Stähle enthalten jedoch auch Kohlenstoff und weitere Legierungselemente und das Gefüge besteht aus Ferrit und Carbiden. Die Carbide können ebenfalls Stickstoff aufnehmen. Für den Zementit wurde beispielsweise eine Löslichkeit von 0,1 Massenanteilen Stickstoff in % nachgewiesen. Die Existenzbereiche der verschiedenen Phasen müssen dann zweckmäßigerweise in Mehrstoff-Zustandsdiagrammen betrachtet werden. Als Bsp. hierfür ist in Abb. 17 ein Schnitt des Schaubildes Eisen-Kohlenstoff-Stickstoff bei 575 °C [31] wiedergegeben.

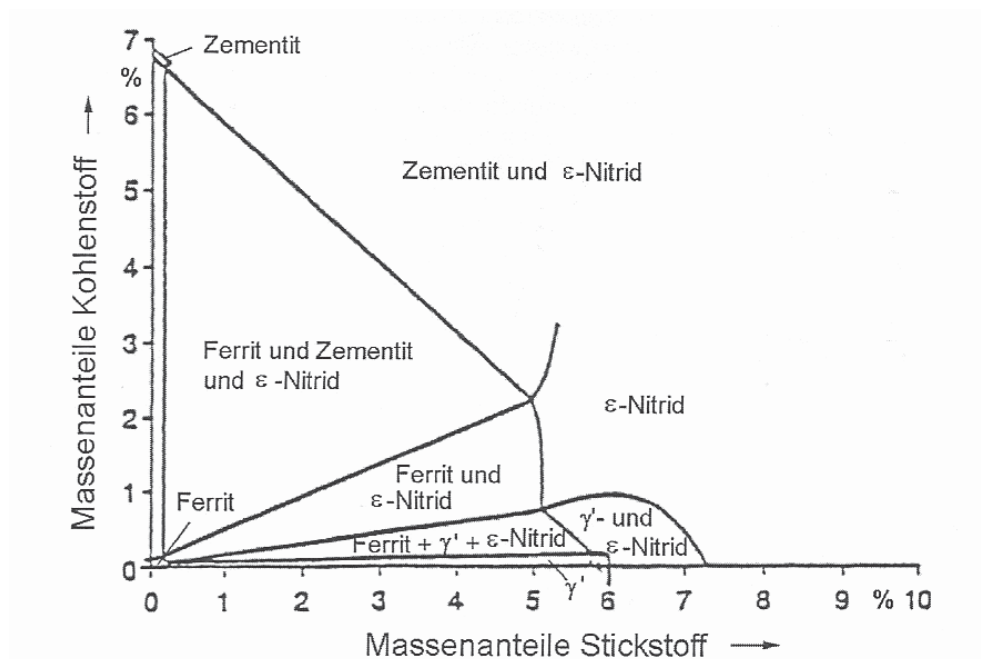


Abb. 17: Dreistoff-Zustands-Schaubild Fe-C-N, Schnitt bei 575 °C [31]

1.4.4.4 Entstehung und Aufbau der Nitrier-/Nitrocarburierschichten

1.4.4.4.1 Allgemeines

Das Nitrieren wird üblicherweise im Temperaturbereich zwischen 400 und 630 °C, vorzugsweise jedoch zwischen 500 und 550 °C und das Nitrocarburieren vorzugsweise bei 570 bis 590 °C durchgeführt. In diesen Temperaturbereichen bleibt der Ausgangsgefügezustand – Ferrit und Carbide – erhalten, soweit er hier thermisch stabil ist. Bei Eisen-Stickstoff-Legierungen bildet sich, ab 592 °C, wie aus dem Zustandsschaubild in Abbildung 2 zu entnehmen ist, Austenit, bei legierten Stählen erst bei noch höherer Temperatur.

Das Übertragen des Stickstoffs vollzieht sich in mehreren Teilschritten [28]:

- Hinführen des Stickstoffspenders an die Werkstückoberfläche,
- Absorption des Stickstoffspenders und Freisetzen von Stickstoffatomen an der Werkstückoberfläche,
- Durchdringen (Absorption) der Werkstückoberfläche durch Stickstoffatome,
- Diffusion von Stickstoffatomen entlang der Korngrenzen und durch die Körner hindurch weiter in das Werkstückinnere.

Die vom Ferrit bei Raumtemperatur aufgenommene Stickstoffmenge ist größer als das Lösungsvermögen, so dass bei langsamer Abkühlung auf Raumtemperatur Nitride ausgeschieden werden. Auch der anwesende Zementit vermag Stickstoff aufzunehmen, der bei längerer Nitrierdauer allmählich den Kohlenstoff mehr oder weniger vollständig verdrängt, so dass Carbonitride oder Nitrocarbide entstehen. Frei werdende Kohlenstoffatome bilden Zementit bzw. wandern zur Werkstückoberfläche und können beim Gas- und Plasmanitrieren, wegen eines fehlenden Kohlenstoffspenders, herausdiffundieren („effundieren“).

Bei legierten Werkstoffen entstehen mit den nitridbildenden Legierungselementen Aluminium, Chrom, Vanadium, Titan, Molybdän, usw., kubisch flächenzentrierte Nitride, die in der Matrix submikroskopisch fein ausgeschieden werden.

In den Nitriden können die Elemente Chrom, Vanadium und Molybdän gemischt vorhanden sein. Vorhandener Zementit und Carbide der Legierungselemente nehmen ebenfalls Stickstoff auf, wodurch sie zu Carbonitriden, bei langer Nitrierdauer, infolge einer Effusion von Kohlenstoff, auch zu Nitriden werden.

An der Werkstückoberfläche entstehen bereits nach kurzer Dauer, ausgehend von Keimpunkten, das sind die Korngrenzen und Knotenpunkte, an denen mehrere Körner zusammenstoßen, sobald eine Stickstoffkonzentration von ca. 6 Masse-% erreicht ist, erste Nitride.

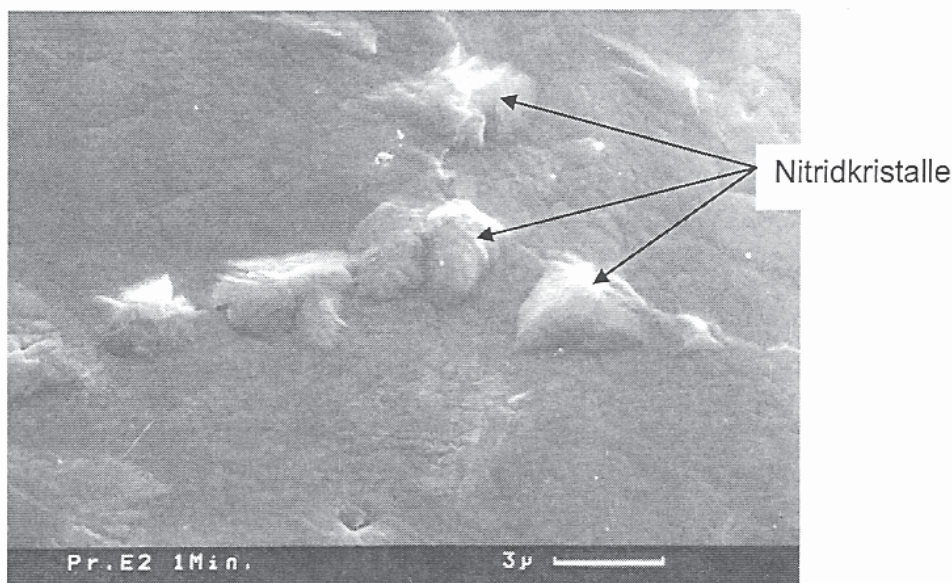


Abb. 18: Oberfläche einer Probe aus Reineisen nach einer Nitrierdauer von 30 min bei 575 °C mit einzelnen Nitridkristallen [28]

In Abb. 18 ist eine charakteristische Oberflächenaufnahme einer Reineisenprobe wiedergegeben und in Abb. 19 ein dazugehöriger Querschliff, in Abb. 20 ein Schemabild.

Im weiteren Verlauf vergrößern sich dann die Nitridkristalle, sie werden von ϵ -Nitriden bedeckt (Abb. 20) und breiten sich in die Tiefe und lateral aus, bis schließlich eine geschlossene Schicht entstanden ist. In dieser werden ab einer Konzentration von ca. 7,7 Masse-% Stickstoff auch ϵ -Nitride gebildet. Dann verringert sich die Geschwindigkeit des Stickstoff-Massestroms etwas: der Stickstoff wird beim Durchdringen dieser Schicht behindert; was auch für effundierenden Kohlenstoff gilt [29, 31, 32, 33]. Im Verlauf der weiteren Stickstoffaufnahme nehmen Stickstoffkonzentration und Dicke der Nitrierschicht zu.

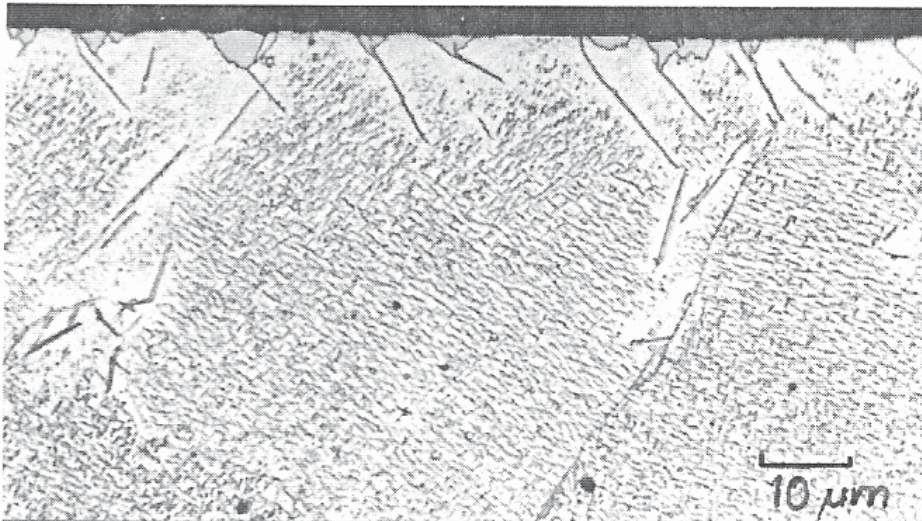


Abb. 19: Querschliff durch die nitrierte Randschicht von Abb. 18 [28]

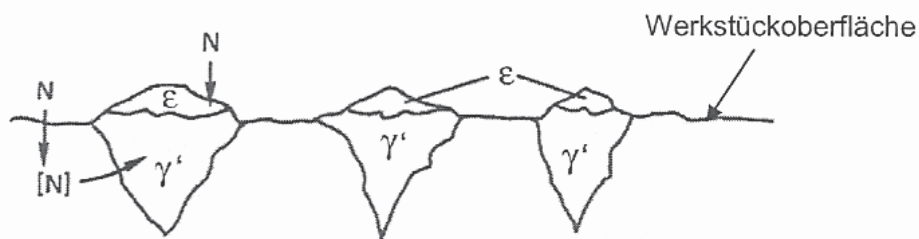


Abb. 20: Schemabild zu Abb. 19 nach [32], N... Stickstoff, ϵ - Nitride an der Oberfläche, γ - Nitride im Inneren

1.4.4.4.2 Die Verbindungsschicht

Der Aufbau des äußeren Randschichtbereichs aus Nitriden, den bei Kohlenstoffstählen vorhandenen Carbonitriden, Nitrocarbiden sowie Primärcarbiden bei den übereutektoidischen Stählen, hat zu der Bezeichnung Verbindungsschicht geführt. Diese ist je nach den Behandlungsbedingungen und je nach Werkstoffzusammensetzung einige μm dick. In Abb. 21 ist das lichtmikroskopische Aussehen der Randschicht des Stahls C15 nach einem Nitrocarburierten wiedergegeben [28].

Die Verbindungsschicht erscheint in dieser Aufnahme hell und strukturlos, und es ist eine deutlich ausgeprägte Grenze, die Phasengrenze, zwischen der Verbindungsschicht und dem darunter liegenden Bereich zu sehen, der hier aus Ferrit und Perlit („Normalgefüge“) besteht und sich gegenüber dem Ausgangszustand sichtbar nicht verändert hat. Das Aussehen des Übergangs hängt vom Gefügestand ab, bei Vergütungsgefügen ist der Übergang meistens weniger deutlich zu erkennen.

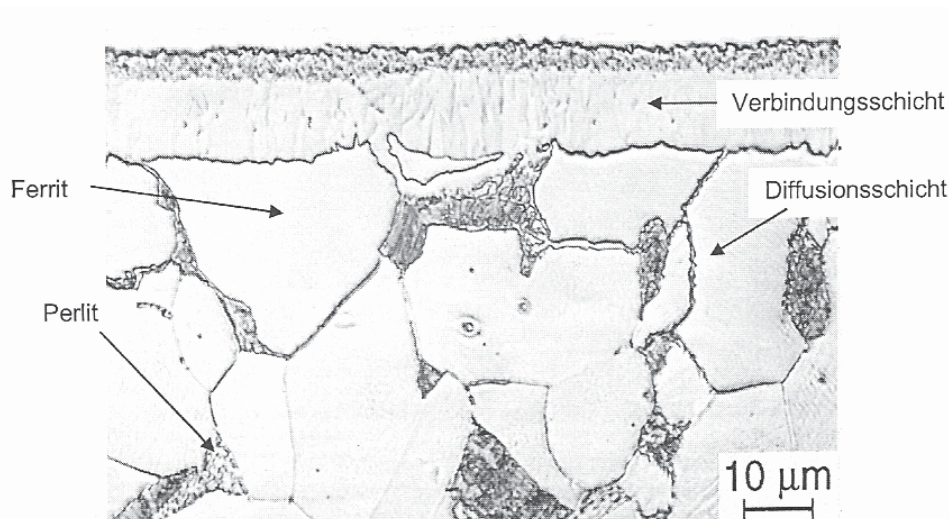


Abb. 21: Lichtmikroskopisches Aussehen der Randschicht des Stahls C15 nach einem Nitrocarburieren (geätzt mit Nital) [28]

Werden anstelle des üblichen Ätzmittels Nital (schwache Lösung von Salpetersäure in Alkohol) andere, wie z.B. Pikrinsäure oder das Ätzmittel nach Murakama benutzt, bleibt die Verbindungsschicht nicht mehr hell, sondern es wird eine Strukturierung sichtbar. Dies geht auf die Anwesenheit der beiden Phasen ϵ - und γ -Nitrid zurück, vgl. Abb. 22. in dieser Randschichtaufnahme ist außerdem ein ehemaliges Perlitkorn zu erkennen. Der äußere dunkle Bereich ist eine Ansammlung von Mikrohohlräumen, die miteinander und mit der Außenumgebung in Verbindung stehen, es handelt sich dabei um Poren [28].

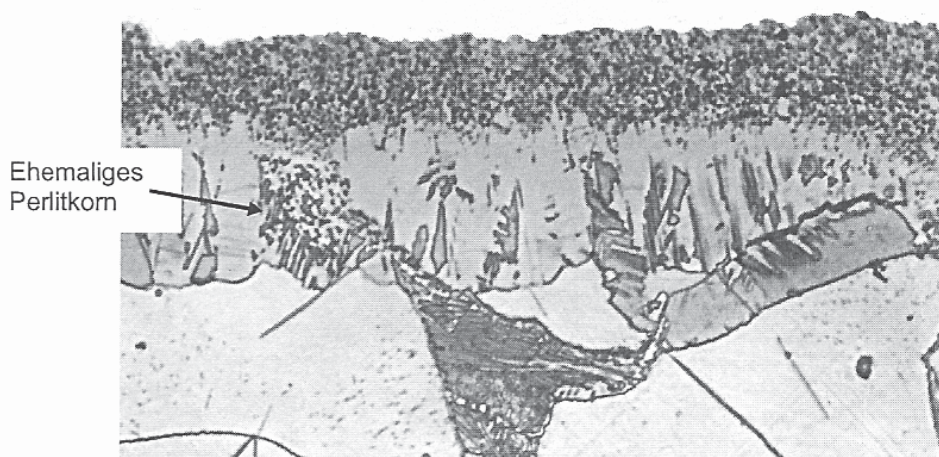


Abb. 22: Verbindungsschicht des gasnitrocarburierten Stahls C15. Geätzt mit 1 %-Nital (7 s), danach mit 0,1 %-iger Salzsäure mit FeCl_3 und Jodzuga-be bis zur Gelbfärbung (60 s), 1000:1 [28]

Die Verbindungsschicht ist das Ergebnis der Strukturänderungen durch den in die Randschicht eindiffundierten Stickstoff, entsteht aber keineswegs durch Abscheiden von Nitriden wie bei einem Beschichtungsprozess. Im Ausgangsgefüge vorhandene Ausscheidungspartikel wie z. B. Oxide, Mangansulfide, Graphit und größere Primär- und Sekundärcarbide sowie die Poren beim Sintereisen, werden in der Verbindungsschicht abgebildet. Dies wird in den Abb. 23 bis Abb. 26 dokumentiert [28].

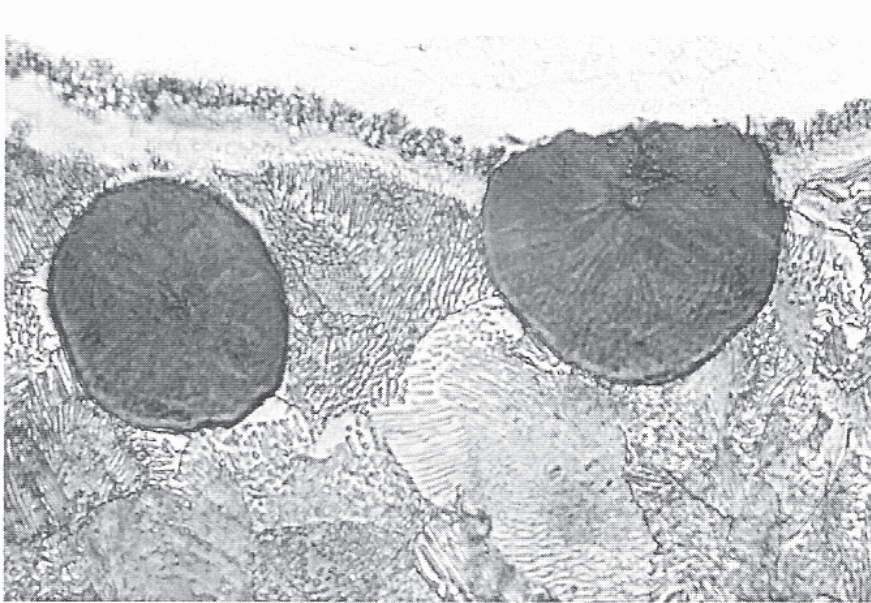


Abb. 23: Lichtmikroskopische Aufnahme der Randschicht von Gusseisen mit Kugelgraphit nach einem Nitrocarburieren (geätzt mit Nital, Vergrößerung: 1000:1) [28]

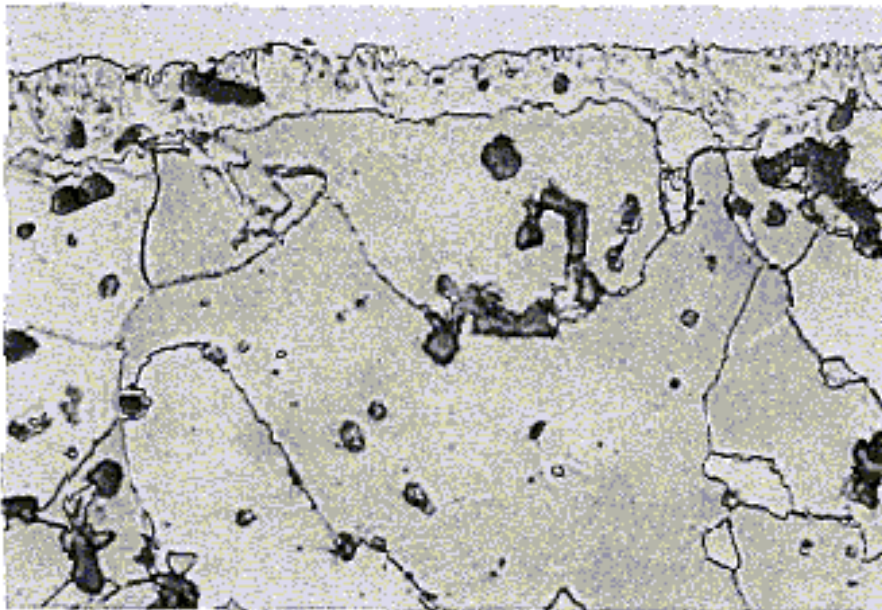


Abb. 24: Lichtmikroskopische Aufnahme der Randschicht eines unlegierten Sinterstahls nach einem Nitrocarburieren (geätzt mit Nital, 1000:1) [28]

Die Aufnahme von Kugelgraphitguss gibt eine Stelle wieder, an der ein Graphitphärolith direkt an der Oberfläche liegt. Er ist nicht von einer Verbindungsschicht bedeckt, da diese nur dort entstehen kann, wo Eisen vorhanden ist. Beim Sinterstahl (Abb. 24) sind in der Verbindungsschicht die Poren des Ausgangszustands wieder zu finden. Bei einem Automatenstahl (Abb. 25) sind die Mangansulfid-Ausscheidungen auch in der Verbindungsschicht zu finden. Bei den im Ferrit auftretenden nadelförmigen Ausscheidungen handelt es sich um γ -Nitride, welche auf Seite 34, Absatz 3, erklärt werden.

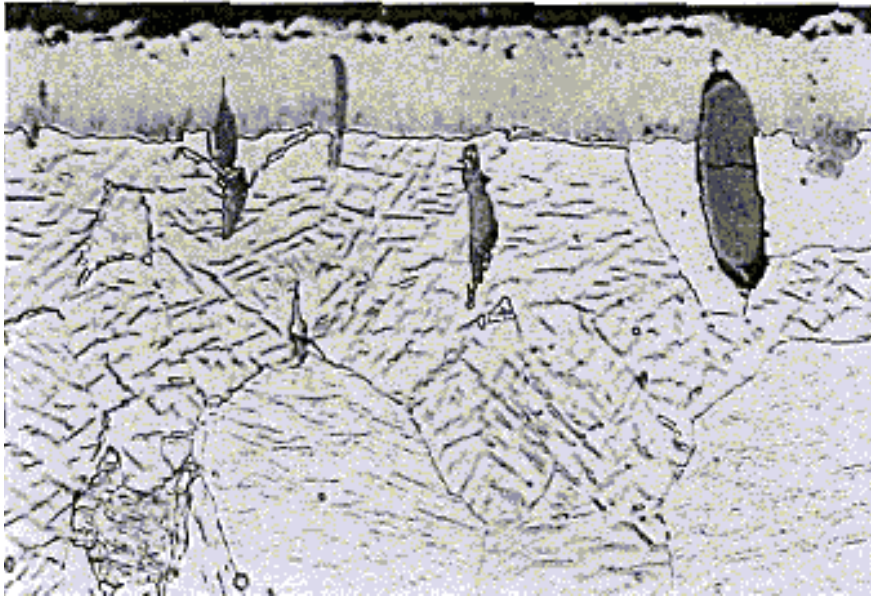


Abb. 25: Lichtmikroskopische Aufnahme des Automatenstahls nach einem Nitrocarburieren, Abschrecken mit Wasser und Auslagern bei 300 °C (Nital, 1000:1) [28]

Das Randgefüge des nitrocarburierten ledeburitischen Stahls X165CrMoV12 ist in Abb. 26 abgebildet. Im Ausgangszustand enthält der Stahl wegen seines hohen Chromgehaltes zahlreiche Primärcarbide. Diese erscheinen auch in der Verbindungsschicht wieder.

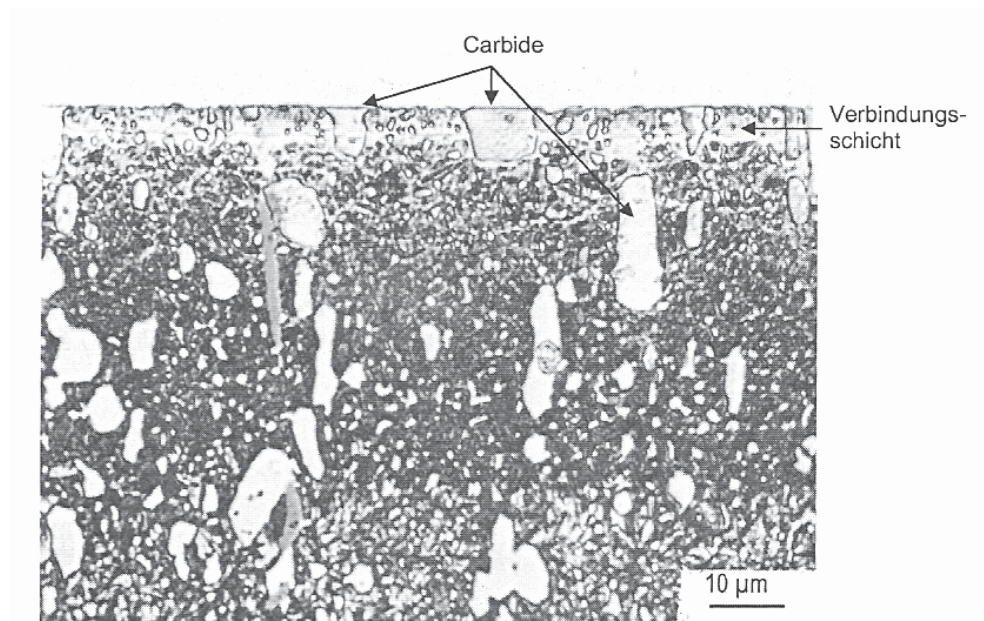


Abb. 26: Randschicht des Stahls X165CrMoV12, salzbadnitrocarburiert 570 °C 2h/Öl (Ätzung; Nital, Vergrößerung 1000:1) [28]

1.4.4.4.3 Die Porosität der Verbindungsschicht

Die Porosität der Verbindungsschicht ist im Prinzip nicht zu vermeiden. Es wird angenommen, dass sie wegen der Metastabilität der Fe-N(-C)-Carbonitridphasen entsteht [33, 34, 35, 36, 37]. Diese führt zum Ausscheiden

von Stickstoff, der zu Molekülen rekombiniert. Dadurch entstehen Poren, bevorzugt an energetisch begünstigten Stellen wie z.B. Korngrenzen innerhalb der Verbindungsschicht.

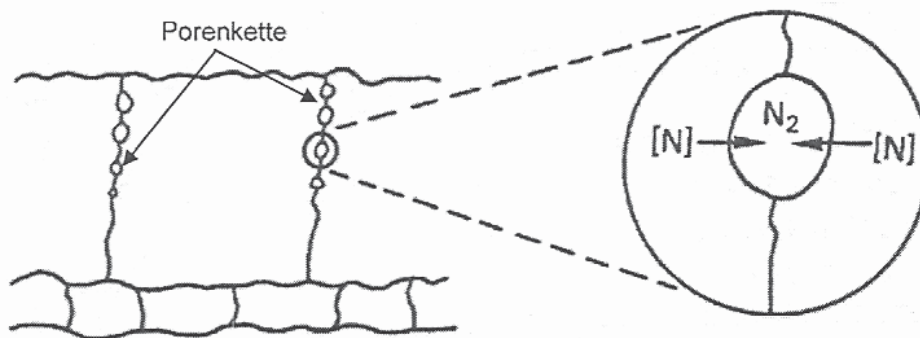


Abb. 27: Vorgang der Bildung von Poren und Porenketten [33]

Die an den Korngrenzen „ankeimenden“ Poren wachsen zusammen und bilden Kanäle, die bis zur Oberfläche hin offen sein können, so dass Kontakt mit der Nitrier/Nitrocarburieratmosphäre vorhanden ist. In Abb. 27 ist dies schematisch dargestellt.

Dadurch ist es in gasförmigen Behandlungsmitteln möglich, dass sowohl Stickstoff nach außen effundieren als auch – beim Nitrocarburieren – Kohlenstoff über die Kanäle eindiffundieren kann. Des Weiteren wandeln sich in den an ϵ -Nitrid reichen Gebieten ϵ -Nitride in Zementit um, wodurch weitere Poren entstehen [34].

Die Poren können unterschiedlich angeordnet sein. Meist säumen sie gehäuft den äußeren Rand der Verbindungsschicht, so dass von einem Porensaum gesprochen wird. Sie können sehr fein oder relativ grob ausgebildet sein, gehäuft oder vereinzelt auftreten, einen mehr oder minder breiten Bereich der Verbindungsschicht einnehmen und perlschnurartig oder schlauchförmig (Porenkanal) senkrecht zur Oberfläche angeordnet sein [37, 38, 39].

Über die Wirkung der Porosität auf die Gebrauchseigenschaften gehen die Meinungen der Fachwelt auseinander. Einerseits ist davon auszugehen, dass der Porensaum ein hartes Skelett mit Hohlräumen darstellt, mit dem Risiko, dass je nach Art und Höhe der Belastung der Oberfläche Partikel aus der Verbindungsschicht ausbrechen können. In geschlossenen Tribosystemen kann dadurch der Verschleiß eskalieren. In offenen Tribosystemen wurde in manchen Anwendungsfällen demgegenüber ein günstigeres Einlaufverhalten beobachtet. Andererseits ist aber auch nicht auszuschließen, dass je nach Art der Porosität, der Größe und Menge der Poren sowie dem Vorhandensein von Porenkanälen, die Porosität ein potentielles Schmierstoffdepot darstellt, das dem Verschleiß entgegenwirkt [28].

Für die Wachstumsrate der Verbindungsschicht ist charakteristisch, dass das Quadrat ihrer Dicke der Behandlungsdauer proportional ist. Dieser Zusammenhang ist in Abb. 28 für die mittlere Schichtdicke zu erkennen. Offenbar gilt dies aber nicht für den porösen Bereich. Am Beispiel von je zwei gas- und salzbad-nitrocarburierten unlegierten und legierten Einsatz- und Vergütungsstählen ist zu sehen, dass der poröse Bereich mit der Behandlungsdauer linear, also schneller wächst. Dabei erweisen sich legierte Stähle günstiger als unlegierte.

Die Absicht, eine dickere Verbindungsschicht herzustellen und den porösen Bereich abzuarbeiten, lässt sich nur realisieren, wenn eine Feinstbearbeitung mit einer Abtragsrate im Bereich weniger μm durchgeführt werden kann. Für die Anwendungspraxis ist statt dessen zu empfehlen, im Fall von Verschleiß, eine im Mittel 15 oder 20 μm dicke Verbindungsschicht anzustreben und damit den porösen Bereich bei den unlegierten Stählen auf ca. 7, bei den legierten Stählen auf ca. 5 μm im Mittel zu begrenzen und auf eine Nachbearbeitung zu verzichten [28].

Nach den Ergebnissen in Abb. 28, kann der Grad der Porosität offenbar durch bevorzugte Verwendung legierter anstelle unlegierter Stähle minimiert werden. Generell wird dies auch durch ein geringeres Stickstoffangebot bewirkt [28].

Die Abhängigkeit des Verbindungsschichtwachstums für weitere Stähle beim Salzbadnitrocarburieren bei 570 °C zeigt Abb. 29.

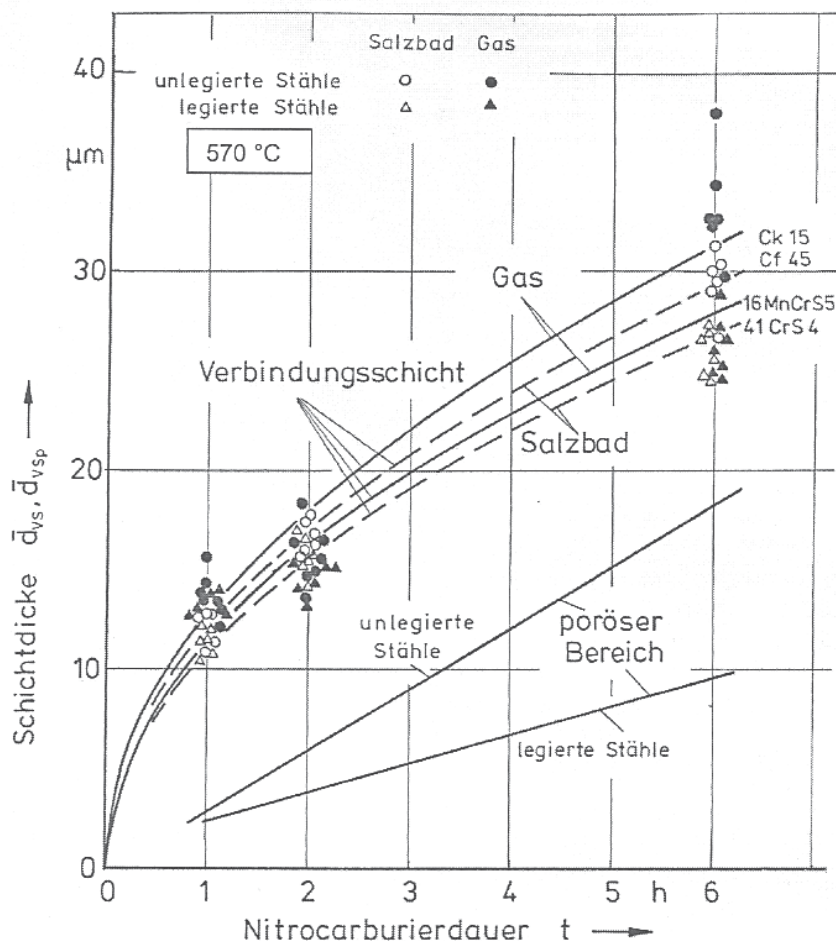


Abb. 28: Zusammenhang zwischen der Dicke der Verbindungsschicht und der Dauer beim Nitrocarburieren [40]; \bar{d}_{vs} ... Verbindungsschichtdicke (μm); \bar{d}_{vsp} ... poröse Verbindungsschichtdicke; Ck 15... Einsatzstahl, Werkstoffnummer 1.1141; Cf 45... Vergütungsstahl, Werkstoffnummer 1.1193; 16MnCrS5... legierter Einsatzstahl, Werkstoffnummer 1.7139; 41CrS4... legierter Vergütungsstahl, Werkstoffnummer 1.7039

An der Gegenüberstellung ist zu sehen, wie mit zunehmendem Gehalt an nitridbildenden Legierungselementen die Wachstumsrate der Verbindungsschichtdicke abnimmt.

Das Eindiffundieren von Stickstoff bzw. Stickstoff und Kohlenstoff, die Bildung und das Wachstum der Nitridkristalle sowie das Entstehen von Poren und Porenkanälen verändert auch die Oberflächenmorphologie der nitrierten und nitrocarburierten Werkstücke. In Abb. 30 ist die rasterelektronische Aufnahme der Oberfläche nach einem Salzbadnitrocarburierten und in Abb. 31 nach einem Gasnitrocarburierten wiedergegeben. Die Oberfläche der im Salzbad erzeugten Verbindungsschicht erscheint aufgelockert und es sind deutlich Porenöffnungen zu erkennen. Demgegenüber ist die Oberfläche nach dem Gasnitrocarburierten viel geschlossener und in der abgebildeten Vergrößerung sind keine Porenöffnungen zu erkennen. Der Unterschied ergibt sich offenbar daraus, dass in der Salzschieme einzelne Partikel aus der Verbindungsschicht herausgelöst werden [28].

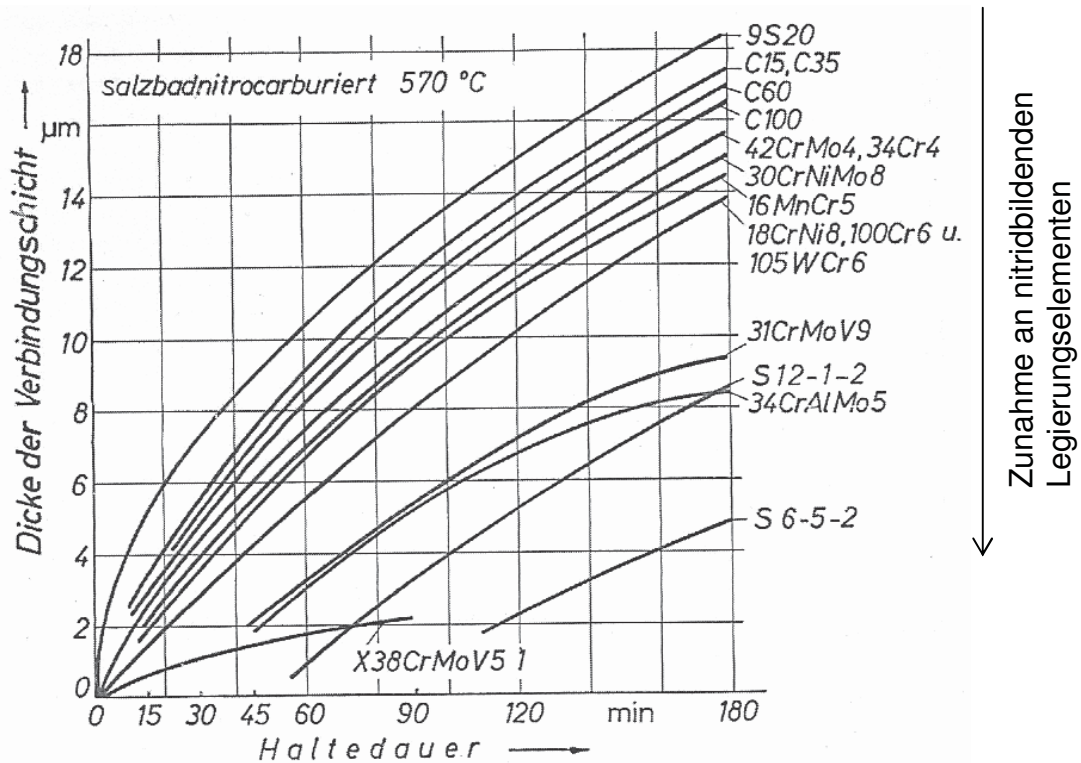


Abb. 29: Wachstum der Verbindungsschichtdicke (Mittelwerte) verschiedener Stähle beim Salzbadnitrocarburierten in Abhängigkeit von der Haltedauer bei 570 °C [28]

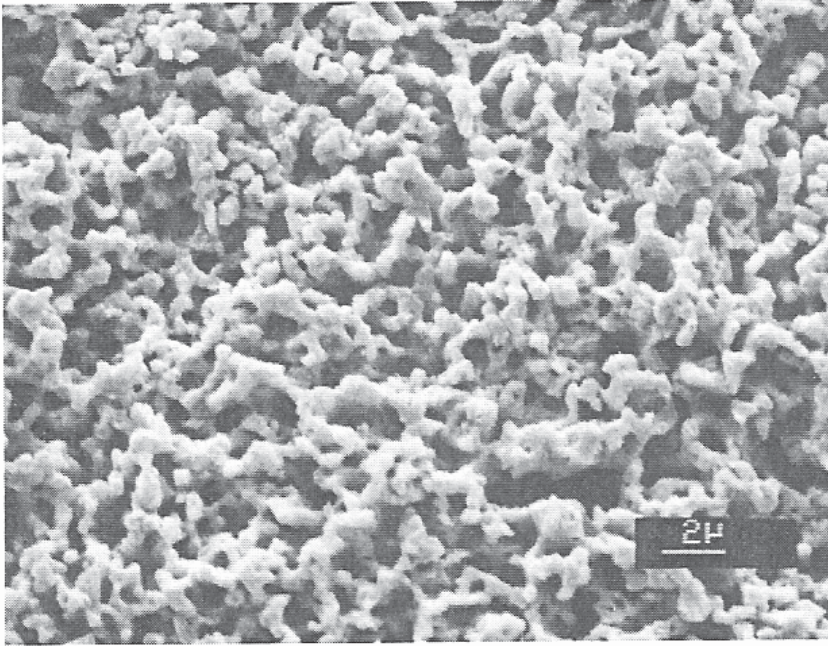


Abb. 30: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Oberfläche des Stahls C45 nach dem Salzbadnitrocarburieren [28]

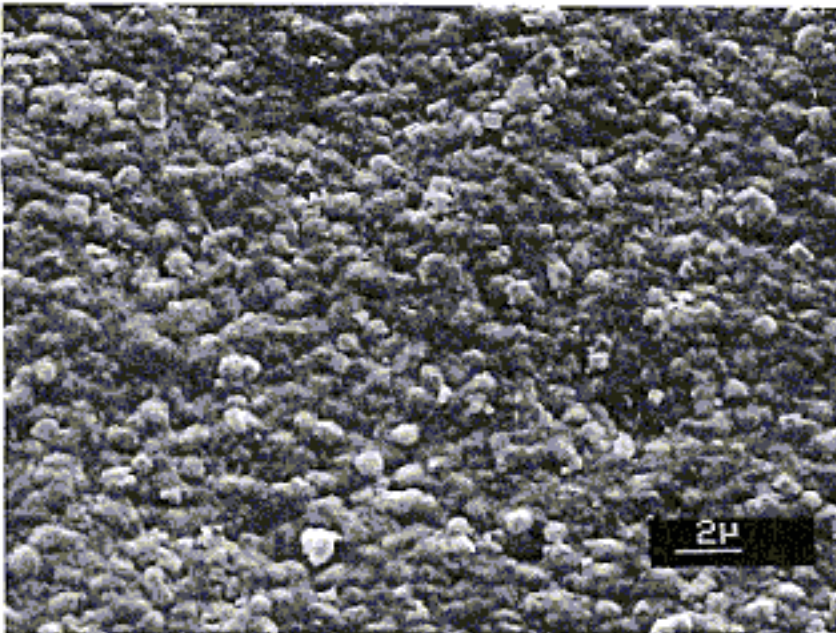


Abb. 31: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Oberfläche des Stahls C45 nach dem Gasnitrocarburieren [28]

1.4.4.4 Die Diffusionsschicht

Der Randschichtbereich unterhalb der Verbindungsschicht wird als Diffusionsschicht (eigentlich nicht korrekt, da auch die Verbindungsschicht durch Diffusion zustande gekommen ist), manchmal auch als Ausscheidungs- oder Mischkristallschicht bezeichnet [28].

Im Unterschied zur Dicke der Verbindungsschicht reicht die gesamte Nitrierschicht bis in eine Tiefe von einigen Zehntel Millimetern.

Die von den unlegierten Stählen beim Nitrieren/Nitrocarburieren vom Ferrit aufgenommene Stickstoffmenge ist größer als das Lösungsvermögen bei Raumtemperatur. Daher scheiden sich beim langsamen Abkühlen im Ferrit γ' -Nitride mit einer maximalen Länge entsprechend der Ferritkorngröße aus, vgl. Abb. 32.

Durch rasches Abkühlen, z. B. Abschrecken in Wasser, wird dieser Zustand quasi eingefroren, so dass dann bei Raumtemperatur ein übersättigter (Ferrit-)Mischkristall vorliegt. Im Zeitraum von 8 bis 10 Tagen scheiden sich dann bei Raumtemperatur metastabile α_1 -Nitride, die lichtmikroskopisch nicht sichtbar sind, in der Matrix aus. Durch Warmauslagern bei Temperaturen über 100 °C lässt sich dies beschleunigen. Dann entstehen anstatt der feinen α_1 -Nitride größere und dadurch lichtmikroskopisch sichtbare γ' -Nitride. In Abb. 33 ist dieser Zustand in 200-facher und in Abb. 34 in 5000-facher (REM) Vergrößerung zu sehen. Sie sind deutlich kleiner und zahlreicher als nach langsamem Abkühlen. Aus der Breite des auch als „Nadelzone“ bezeichneten Bereichs kann näherungsweise die Eindringtiefe des Stickstoffs abgelesen werden [28].

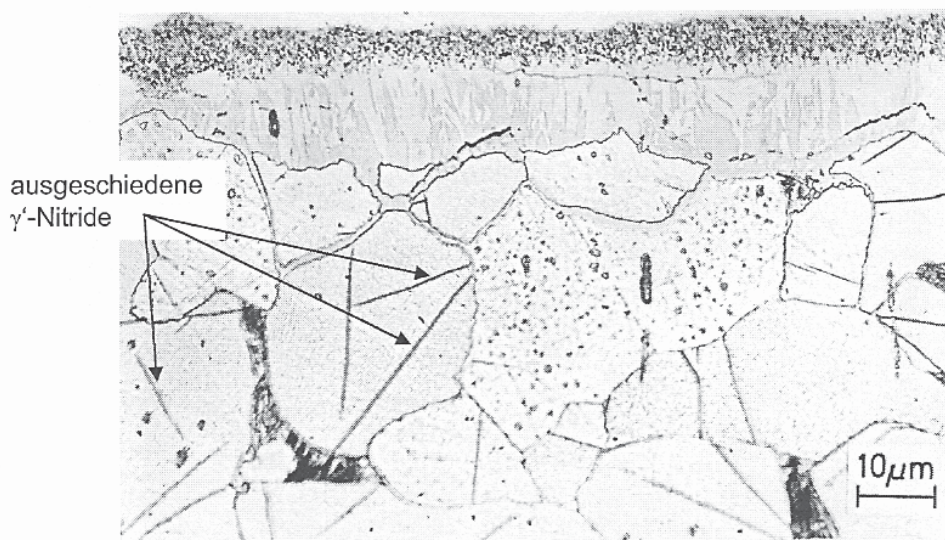


Abb. 32: Lichtmikroskopische Aufnahme der Randschicht des Stahls C15, nach dem Nitrocarburieren langsam abgekühlt (Ätzung: Nital) [28]

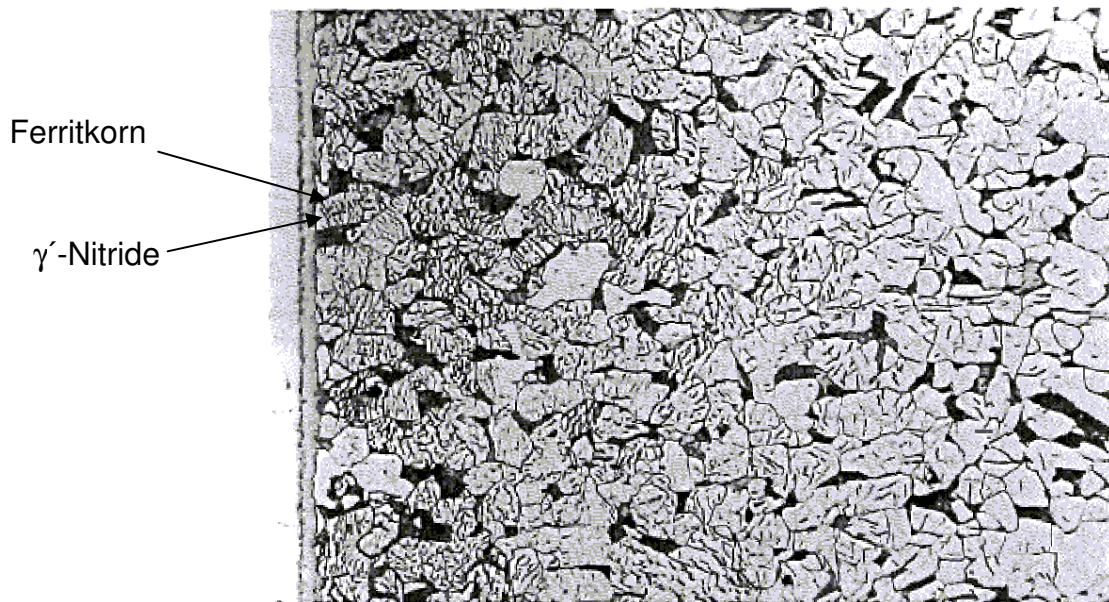


Abb. 33: Stahl C15, normalgeglühter Ausgangszustand, nitrocarburiert, abgeschreckt in Wasser und bei 300 °C 30 min ausgelagert (geätzt mit Nital, Vergrößerung 200:1) [28]

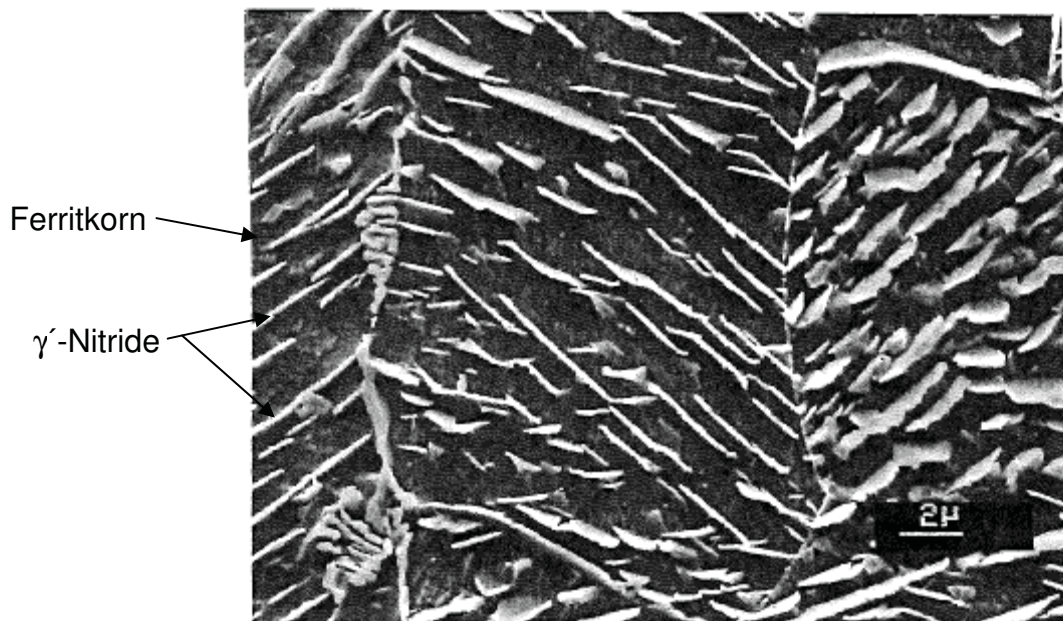


Abb. 34: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme des mit Nital geätzten Stahls C15 nach einem Nitrocarburierten, Abschrecken in Wasser und Auslagern 250 °C 2h [28]

Nadelförmig sehen die Nitridausscheidungen allerdings im Lichtmikroskop nur in der zweidimensionalen Darstellung aus. In Wirklichkeit handelt es sich um mehr oder weniger stark gekrümmte, plättchenförmige Teilchen, ähnlich dem Zementit des Perlits, wie aus Abb. 34 zu entnehmen ist [28].

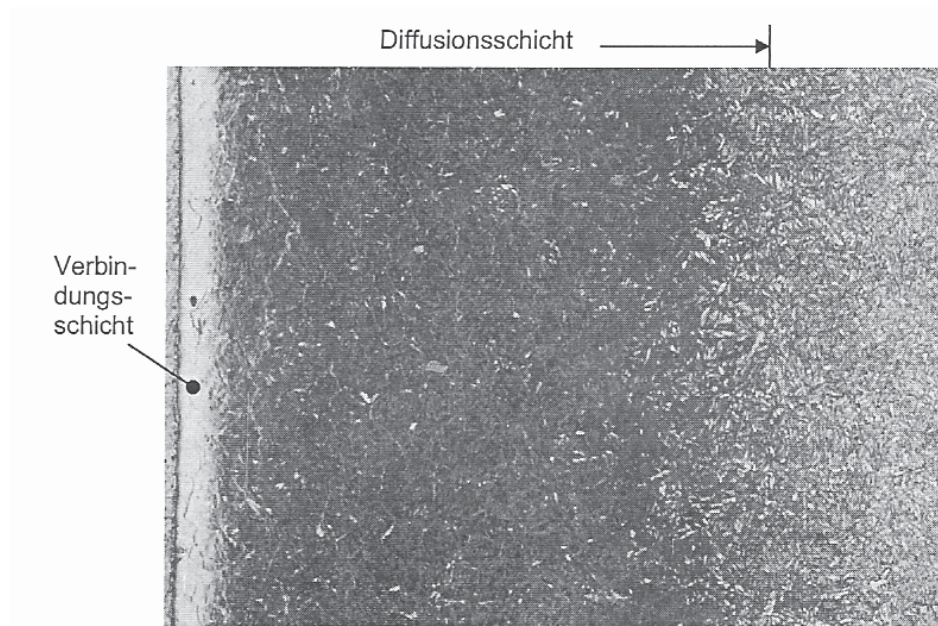


Abb. 35: Lichtmikroskopische Aufnahme der Randschicht des vergüteten Nitrierstahls 34CrAlMo5 nach einem Nitrocarburieren (geätzt mit Nital, Vergrößerung 500:1) [28]

Bei legierten Stählen entstehen bereits während des Aufstickens und unabhängig von der Abkühlgeschwindigkeit submikroskopisch feine Nitridausscheidungen. Weil dazu Legierungselemente herangezogen werden, verringert sich die Korrosionsbeständigkeit der Matrix, weshalb die Einflusszone beim Ätzen stärker dunkel gefärbt wird, vgl. Abb. 35. Aus diesem dunkleren Bereich kann die Dicke der Diffusionsschicht abgelesen werden. Die gesamte Nitrierschicht reicht allerdings noch darüber hinaus [28].

Der Gehalt an Legierungselementen wirkt sich auf das Wachstum der Diffusionsschicht aus, wie aus den Abb. 36 und Abb. 37 zu entnehmen ist. Mit zunehmendem Legierungsgehalt nimmt unter sonst gleichen Bedingungen die erreichbare Nitriertiefe ab. Dies hängt damit zusammen, dass nur derjenige Stickstoffanteil weiter diffundieren kann, der lokal zur Bildung von Nitriden nicht benötigt wird. Die Nitrierschichtdicke/Nitriertiefe nimmt linear mit der Quadratwurzel aus der Nitrier-/Nitrocarburierdauer zu, vgl. Abb. 36 und Abb. 37. Die Art des Behandlungsmittels wirkt sich, sobald eine geschlossene Verbindungsschicht entstanden ist, auf die Wachstumsrate nicht aus, wohl aber eine höhere Temperatur, welche das Schichtwachstum beschleunigt [28].

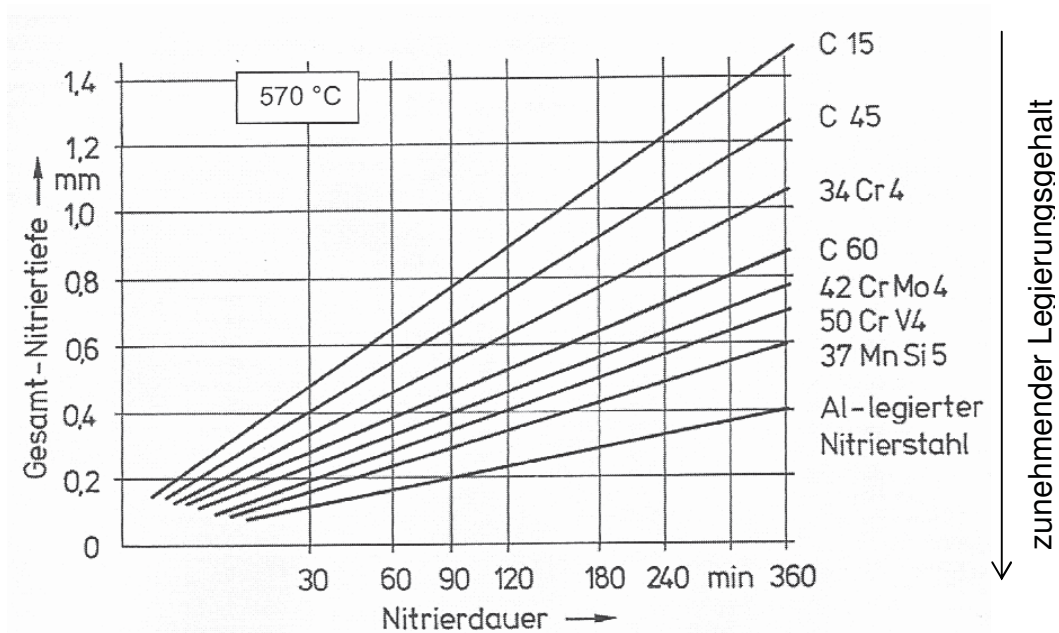


Abb. 36: Zusammenhang zwischen Nitrierdauer und Gesamt-Nitriertiefe [28]; die Quadratwurzel der Nitrierdauer ist auf der x-Achse aufgetragen

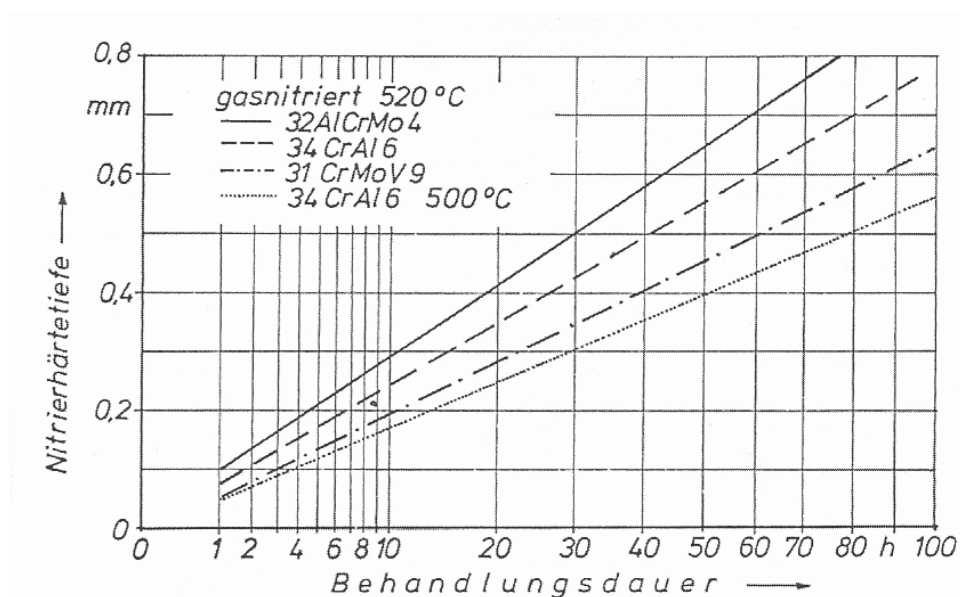


Abb. 37: Zusammenhang zwischen Nitrierhärte tiefe und Nitrierdauer für Nitrierstähle [28]; die Quadratwurzel der Nitrierdauer ist aufgetragen

1.4.4.5 Härte der Nitrierschichten

1.4.4.5.1 Allgemeines

Die Stickstoffaufnahme erhöht die Härte und die Festigkeit in der Randschicht von Eisenwerkstoffen. Verantwortlich dafür ist die aus harten Verbindungen aufgebaute Verbindungsschicht und die Mischkristallverfestigung und Ausscheidungshärtung in der darunter befindlichen Diffusionsschicht. Dies unter-

scheidet sich charakteristisch z. B. vom Randschicht- und Einsatzhärten, wo eine höhere Härte eine Gefügeumwandlung in Martensit voraussetzt [28].

Unmittelbar unter der Oberfläche ist die Randhärte am höchsten. Mit zunehmendem Abstand von der Oberfläche nimmt sie, mehr oder weniger stetig, bis auf die Härte des nicht aufgestickten Kernbereichs ab. Es ist ein Härteprofil (Härteverlauf, Härteverlaufskurve) vorhanden. Dieses wird dazu heran gezogen, die Nitrierhärte (Nht) als Merkmal für die Dicke der Nitrierschicht zu bestimmen [28].

Die höhere Härte der Nitrierschicht bewirkt natürlich auch eine höhere Oberflächenhärte. Jedoch darf keine Prüfkraft mit einer zu großen Wirtiefe benutzt werden, da sich sonst wegen des Härteprofils ein Wert ergibt, der mehr oder weniger nur fiktiv ist. Eine quantitative Aussage über die eigentlichen Zielgrößen, nämlich die Nitriertiefe oder die Dicke der Verbindungsschicht lässt sich aus der Oberflächenhärte nicht ableiten. Die Oberflächenhärte lässt sich auch nicht wie beim Randschicht- und Einsatzhärten gezielt einstellen, sondern ergibt sich im Wesentlichen aus der Werkstoffzusammensetzung und dem Ausgangsgefügezustand [28].

1.4.4.5.2 Oberflächenhärte

In den Abb. 38 und Abb. 39 sind Beispiele für die Oberflächenhärte verschiedener Stähle, gemessen mit HV10 (10... Prüfkraft F in Kilopond; Vergleich der Härteangaben in Abb. 15), in Abhängigkeit von der Haltedauer beim Nitrocarburieren wiedergegeben. Aus dem Kurvenverlauf geht hervor, dass die Oberflächenhärte bei den unlegierten Stählen (Abb. 38) bis zu einer Behandlungsdauer von rund 90 min zunimmt, danach ändert sich nur wenig.

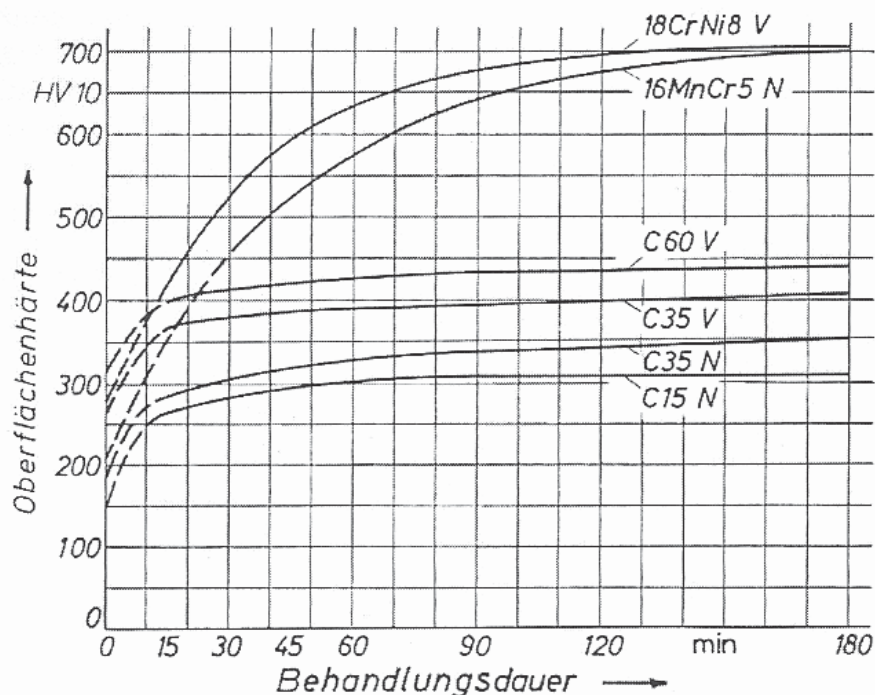


Abb. 38: Zusammenhang zwischen Behandlungsdauer und Oberflächenhärte [28]

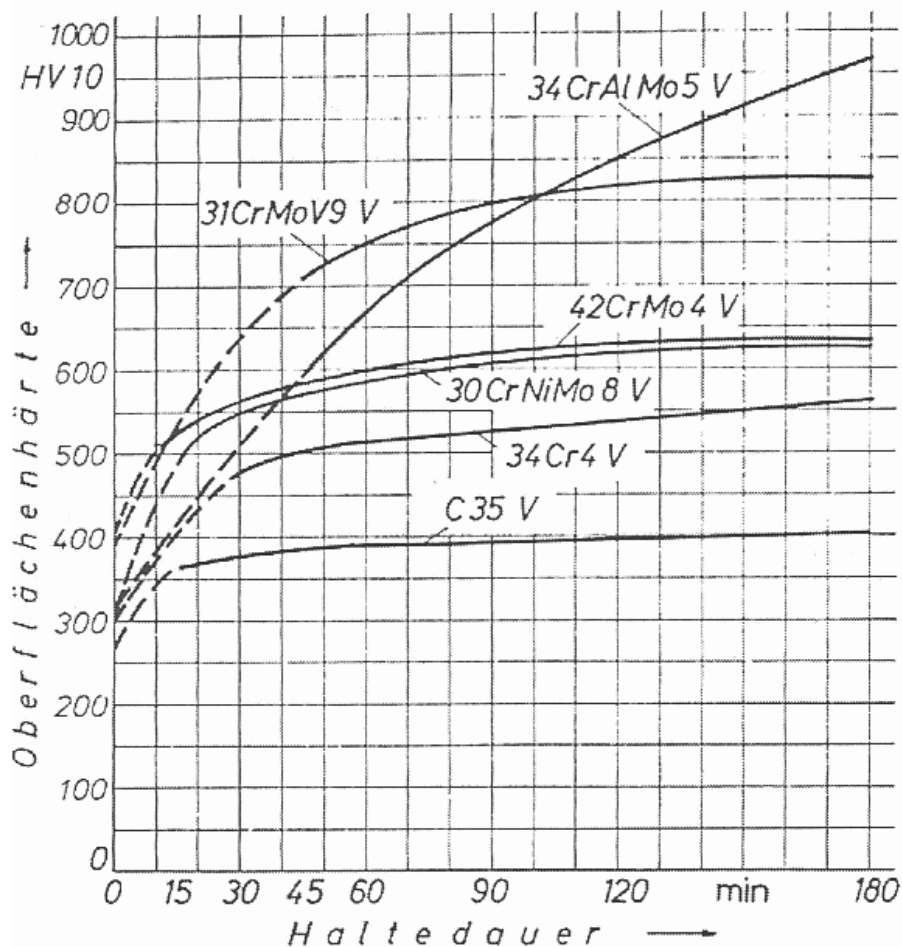


Abb. 39: Einfluss der Behandlungsdauer auf die Oberflächenhärte verschiedener Stähle beim Salzbadnitrocarburieren [28]

Bei den legierten Stählen (Abb. 39) erstreckt sich der Anstieg über eine Behandlungsdauer von ca. 180 min. Das heißt, ab dieser Behandlungsdauer ist offensichtlich eine Nitrierschichtdicke erreicht, bei welcher die Wirtiefe einer Prüfkraft von 49N (HV 5) vom Härteprofil in der Nitrierschicht nicht mehr beeinflusst wird. Wie sehr die Härte zunimmt, wird durch Art und Menge der nitridbildenden Legierungselemente bestimmt (vgl. Abb. 39) in dem die starke Wirkung des Aluminiums sehr deutlich zu sehen ist [28].

1.4.4.5.3 Härte der Verbindungsschicht

Für die Härte der Verbindungsschicht ist ihr Aufbau aus Nitriden, Carbonitriden und Nitrocarbiden und deren spezifische kristallographische Struktur verantwortlich. Bei den übereutektoidischen Stählen kommt dazu noch der Einfluss harter Sekundär- und Primärcarbide. Die wahre Härte der Verbindungsschicht muss in einem Querschliff und wegen ihrer relativ geringen Dicke mit Prüfkraften kleiner als 0,20 N gemessen werden [28].

Im porenfreien Bereich der Verbindungsschicht ergibt sich dann bei unlegierten und niedrig legierten Stählen eine Härte von ca. 700 bis 800 HV, bei niedrig legierten Stählen von über 1000 bis etwa 1500 HV. Wegen dieser hohen Härte verhält sich die Verbindungsschicht ähnlich wie eine Keramik [28].

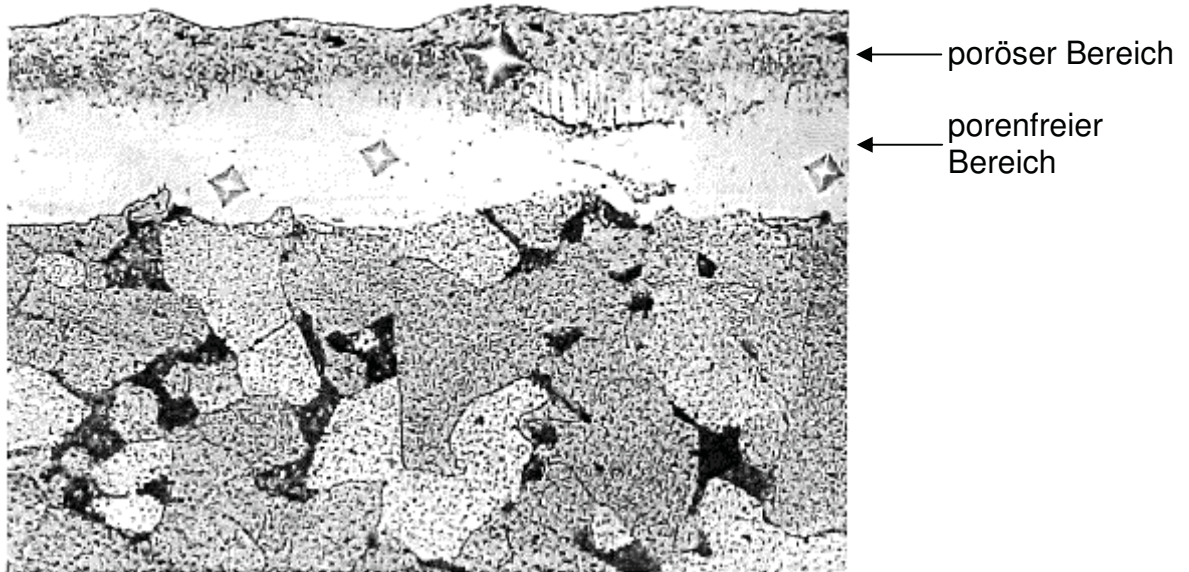


Abb. 40: Prüfkörpereindrücke im porösen und porenfreien Bereich der Verbindungsschicht [28]

Im porösen Bereich beträgt die Härte weniger als 500 HV. In Abb. 40 sind die Härteunterschiede an den verschiedenen großen Eindrücken des Prüfkörpers sichtbar. Ein Auslagern bei Raumtemperatur ändert die Härte nicht, jedoch kann sie sich bei langsamem Abkühlen von Nitriertemperatur auf Raumtemperatur infolge von Umlagerungsvorgängen des Stickstoffs und Kohlenstoffs noch ändern [28].

1.4.4.5.4 Härte der Diffusionsschicht – das Härteprofil

In der Diffusionsschicht unlegierter Werkstoffe bewirkt der interstitiell eingelagerte Stickstoff Gitterverzerrungen, eine Verfestigung und damit eine Härtesteigerung. Bei den legierten Werkstoffen bewirken dies die in der Matrix ausgeschiedenen Nitride mit den metallischen Legierungselementen. Dadurch werden Versetzungsbewegungen, die plastische Verformungen ermöglichen, in Art einer erhöhten inneren Reibung behindert [28].

Die Härte in der aufgestickten Randschicht wird durch die Wechselwirkung der Legierungselemente mit Stickstoff und die Kinetik der Nitridausscheidungen bestimmt. Härtemessungen in der Diffusionsschicht in Abhängigkeit vom Oberflächenabstand liefern Härteprofile, analog denen randschicht- oder einsetzungshärteter Werkstücke. Das Härteprofil wird hauptsächlich bestimmt durch [28]

- Art und Menge anwesender Legierungselemente, wobei Aluminium die Härte besonders stark erhöht,
- die Temperatur beim Nitrieren oder Nitrocarburieren,
- die Dauer des Nitrierens oder Nitrocarburierens,
- den Gefügestand vor dem Nitrieren oder Nitrocarburieren,
- die Stickstoffaufnahme beim Nitrieren oder Nitrocarburieren,
- das Abkühlen bei unlegierten Stählen.

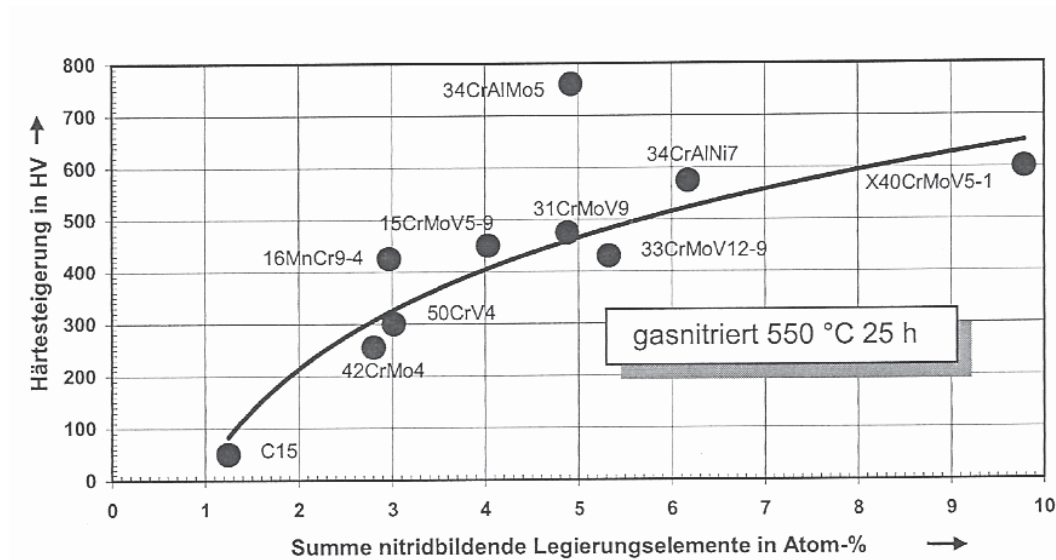


Abb. 41: Wirkung nitridbildender Legierungselemente auf die Randhärte beim Gasnitrieren verschiedener Stähle [28]

In Abb. 41 ist die unterschiedliche Wirkung der Legierungselemente auf die Randhärte dargestellt. Dazu wurden verschiedene Stähle mit einer Anlasstemperatur von 600 °C vergütet und dann bei 550 °C 25 Stunden lang gasnitriert.

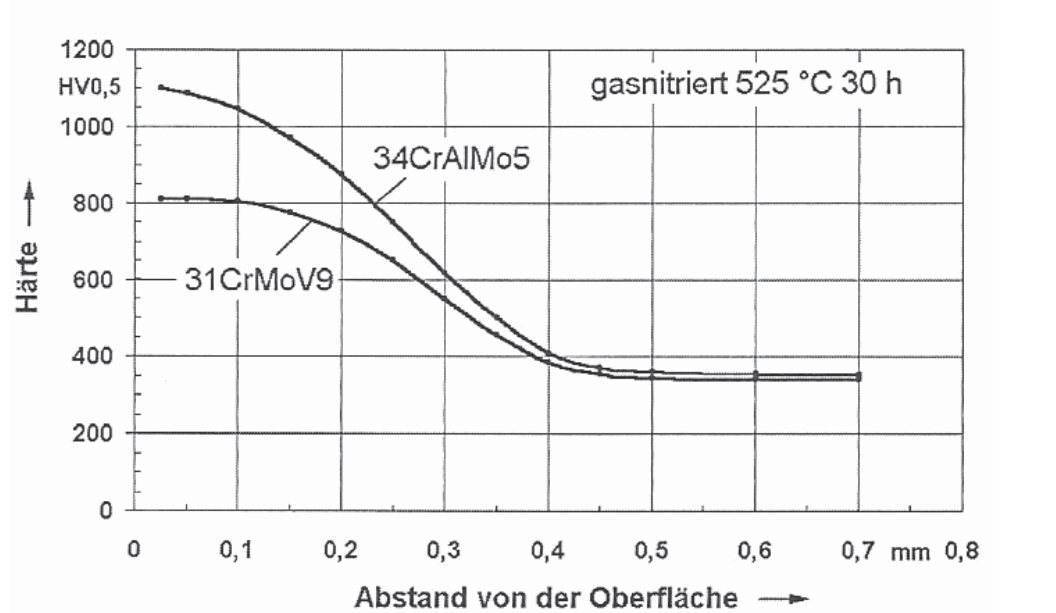


Abb. 42: Härteprofile zweier typischer Nitrierstähle nach dem Gasnitrieren [28]

Die Abb. 42 und Abb. 43 geben einige Härteprofile nitrierter Stähle wieder. Sie stehen beispielhaft für die mit zunehmendem Gehalt an nitridbildenden Legierungselementen höhere Härte der Werkstückrandschicht sowie einen steileren Kurvenverlauf und eine abnehmende Nitrierhärte.

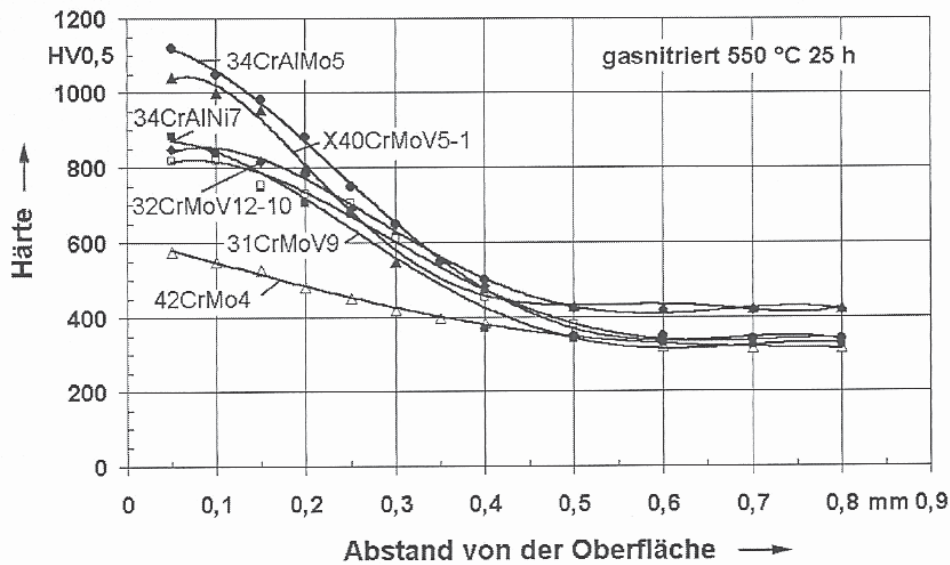


Abb. 43: Härteprofile legierter Stähle nach dem Gasnitrieren [28]

Der Einfluss der Nitriertemperatur auf das Härteprofil ist in Abb. 44 am Beispiel des gasnitrierten Stahls 31CrMoV9 gezeigt. Die niedrigere Härte nach dem Nitrieren bei 550 °C geht darauf zurück, dass gröbere Nitridausscheidungen entstehen und feinere zu größeren koagulieren [28].

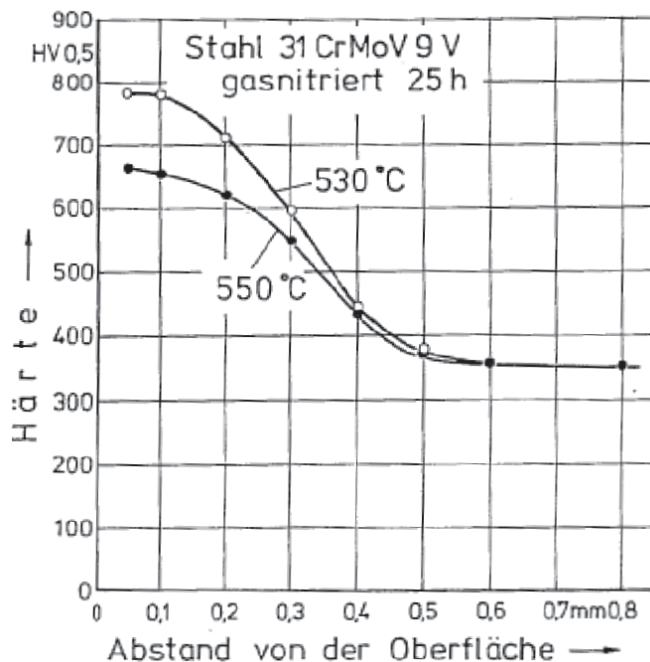


Abb. 44: Einfluss der Nitriertemperatur auf die Randhärte [28]

1.4.4.5 Nitrierhärte tiefe

Aus dem Verlauf der Härte in Abhängigkeit vom Abstand von der Oberfläche wird üblicherweise als charakteristischer Kennwert die Nitrierhärte tiefe angenommen.

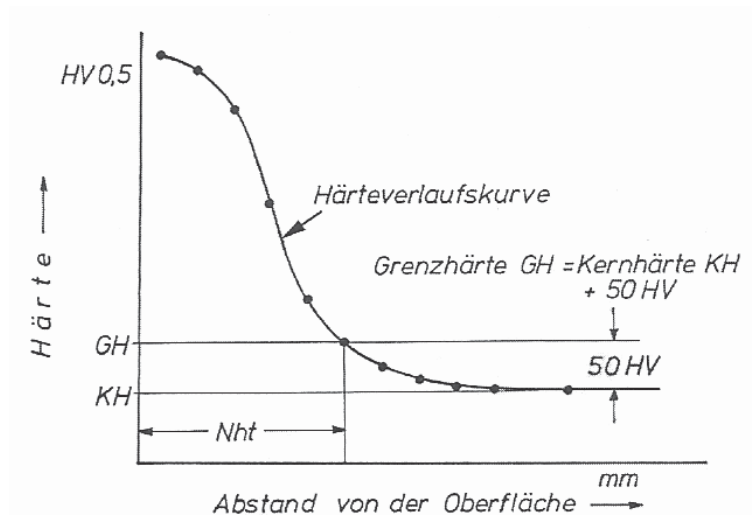


Abb. 45: Ermittlung der Nht nach DIN 50190-3 aus dem Härteprofil [28]

Dies ist, wie in Abb. 45 zu sehen, gemäß DIN 50190-3 der senkrechte Abstand von der Oberfläche bis zu dem Punkt, an dem die Härte noch 50 HV höher als die Kernhärte ist.

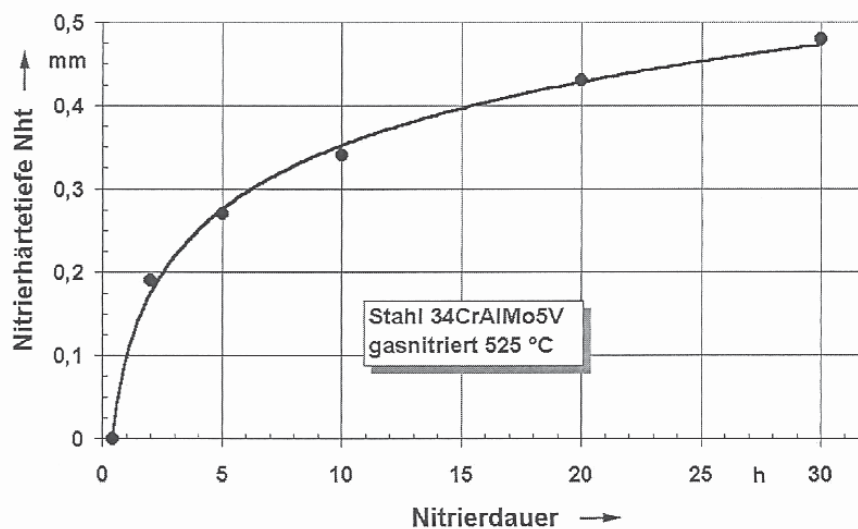


Abb. 46: Zusammenhang zwischen Nitrierhärte tiefe Nht und Nitrierdauer beim Gasnitrieren des Stahls 34CrAlMo5V [28]

Das Quadrat der Nitriertiefe nimmt mit steigender Nitrier-/Nitrocarburierdauer zu. In Abb. 46 ist dies am Beispiel des gasnitrierten Stahls 34CrAlMo5V zu erkennen. Dargestellt ist die nach einem Gasnitrieren bei 525 °C nach DIN 50190-3 ermittelte Nitrierhärte tiefe in Abhängigkeit von der Dauer [28].

1.4.4.6 Einfluss des Nitrierens/Nitrocarburierens auf die Werkstückgeometrie

1.4.4.6.1 Maß- und Formänderungen

Beim Härten kann das spezifische Werkstoffvolumen infolge der Umwandlung in das Härtegefüge Martensit um bis zu 1 % größer werden. Dies wirkt sich zwangsläufig auf die Werkstückabmessungen und/oder die Werkstückgeometrie aus.

rie aus. Im Vergleich dazu nimmt das Nitrieren und Nitrocarburieren eine günstige Stellung ein. Zwar wird durch die Aufnahme von Stickstoff das spezifische Volumen der Werkstückrandschicht auch größer, aber die Veränderungen sind erheblich kleiner. Die Längenänderungen betragen im Allgemeinen nur wenige μm [28].

Allerdings ist zu beachten, dass durch den Einfluss der Temperatur beim Nitrieren und Nitrocarburieren vorhandene Eigenspannungen ausgelöst werden können, die plastische Verformungen induzieren. Dies kann auch zu Maß- und Formänderungen führen [28].

Im Hinblick auf die geringen Änderungen infolge der Stickstoffaufnahme kann es daher zweckmäßig sein, diese Einflüsse zu eliminieren und z. B. vor dem nitrieren/nitrocarburieren ein Spannungsarmglühen durchzuführen bzw. gehärtete Werkstücke bei einer ausreichend hohen Temperatur anzulassen [28].

Eine weitere potentielle Einflussgröße auf die Maß- und Formänderungen ist die Werkstückgeometrie. Große Querschnittsabmessungen, in denen beim Erwärmen und Abkühlen größere Temperaturdifferenzen zwischen Rand und Kern auftreten, können bei zu großer Erwärm- und Abkühlgeschwindigkeit merkliche Maß- und Formänderungen erfahren. Ungleichmäßige und unsymmetrische Formen stellen für Änderungen der Werkstückform und der Maße ebenfalls ein Risiko dar, das gegebenenfalls durch konstruktive Maßnahmen beseitigt werden muss, vgl. DIN 17022-4.

Unvermeidbar ist demgegenüber eine geringe Formänderung im Bereich von Kanten. Hier wird der Stickstoff von zwei Seiten aufgenommen und diffundiert tiefer ein. Dies führt in der Regel zu einem Aufwurf an den Kanten in der Größenordnung von einigen μm , siehe Abb. 47 [28]. Deshalb werden im Werkzeug- und Formenbau bei scharfkantigen Bauteilen oftmals solche Kanten mittels Abdeckpaste sorgfältig bestrichen, damit eine Nitrierung dieser vermieden wird. Dies hat auch den Vorteil, dass aufgrund der theoretischen Sprödigkeit solcher, ein mögliches „Abspringen“ bei kleinster Stoßbelastung verhindert wird.

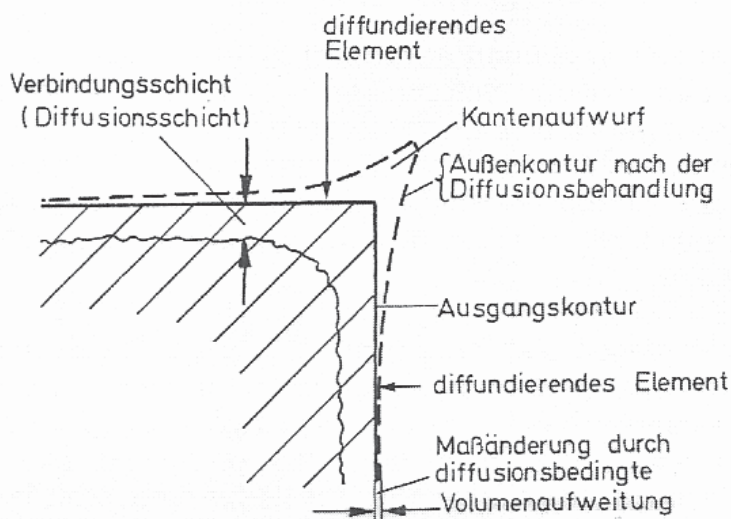


Abb. 47: Wirkung des Nitrierens/Nitrocarburierens im Bereich von Werkstückkanten [28]

1.4.4.7 Verschleißverhalten

1.4.4.7.1 Allgemeines

Für das Verschleißverhalten nitrierter oder nitrocarburiertes Bauteile sind je nach Beanspruchung die Verbindungsschicht, die Diffusionsschicht oder beide maßgebend. Bei Adhäsion, Abrasion und Tribooxidation stehen die Eigenschaften der Verbindungsschicht im Vordergrund. Dabei leistet ihr porenfreier Bereich einen besonders hohen Verschleißwiderstand. Die Eigenschaften der Diffusionsschicht kommen dann zum Tragen, wenn die Verbindungsschicht nicht mehr vorhanden ist. Jedoch besitzt dann nur eine Diffusionsschicht mit ausreichend hoher Härte, wie bei den Nitrierstählen oder anderen entsprechend legierten Stählen, wie z. B. Werkzeugstählen, gegenüber dem Abrieb bei Furchungverschleiß oder Wälzverschleiß einen ausreichenden Widerstand. Außerdem unterstützt eine hohe Härte der Diffusionsschicht die Verbindungsschicht gegen Verformung bei zu großer Flächenbelastung [28].

1.4.4.7.2 Das Verhalten der Verbindungsschicht

Die spezifische Struktur der Verbindungsschicht, gegeben durch ihren Aufbau aus Nitriden, Nitrocarbiden, Carbonitriden und Carbiden, bewährt sich gegen eine Adhäsion mit einem Verschleißpartner. Zum einen wird der Haftreibungskoeffizient erniedrigt, zum anderen die Neigung, mit dem Verschleißpartner zu adhären und in Mikrobereichen zu verschweißen. In Untersuchungen z. B. mit dem Stift-Scheibe-Tribometer wurden nach den Einlaufen Reibungskoeffizienten μ_r zwischen 0,12 und 0,25 gemessen [40].

Die verringerte Neigung zum Verschweißen in Mikrobereichen wird auf eine geänderte Elektronenkonfiguration zurückgeführt [41]. Diese verleiht der Verbindungsschicht eine so bezeichnete Notlaufeigenschaft, d. h. selbst bei mangelhafter oder gar fehlender Schmierung ist das Risiko eines Fressens der beiden Verschleißpartner stark reduziert.

Die hohe Härte, bei legierten Stählen ergeben sich Werte über 1000 HV, verleiht der Verbindungsschicht auch einen höheren Abrasionswiderstand. Jedoch besteht das Risiko, dass bei örtlich zu hoher Belastung Partikel aus dem porösen Teil der Verbindungsschicht ausbrechen können. In geschlossenen Tribosystemen kann dies – wie der Sand in einem Getriebe – zu einer Eskalation des Abriebs mit anschließendem Festfressen führen [28].

Die Rolle der Porosität der Verbindungsschicht für das Verschleißverhalten wird aus anwendungstechnischer Sicht unterschiedlich beurteilt. Einerseits wird angenommen, dass die Poren Schmierstoffpartikel aufnehmen können, so dass der poröse Teil der Verbindungsschicht ein potentielles Schmierstoffdepot für den Fall einer fehlenden oder einer Mangelschmierung darstellt. Andererseits ergibt sich aus dem porösen Aufbau, dass in Abhängigkeit von den Verschleißbedingungen durch Ausbrechen einzelner Materialpartikel ein höherer Anfangsverschleiß auftritt, solange bis sich eine optimale Formschlüssigkeit und ein höherer Tragflächenanteil bei aufeinander gleitenden Verschleißpartnern eingestellt hat. Damit verringert sich dann auch die spezifische Flächenpressung [28].

In Abb. 48 sind die Ergebnisse von Tribometerversuchen wiedergegeben, aus denen die Rolle des porösen und des porenfreien Teils der Verbindungsschicht hervorgeht.

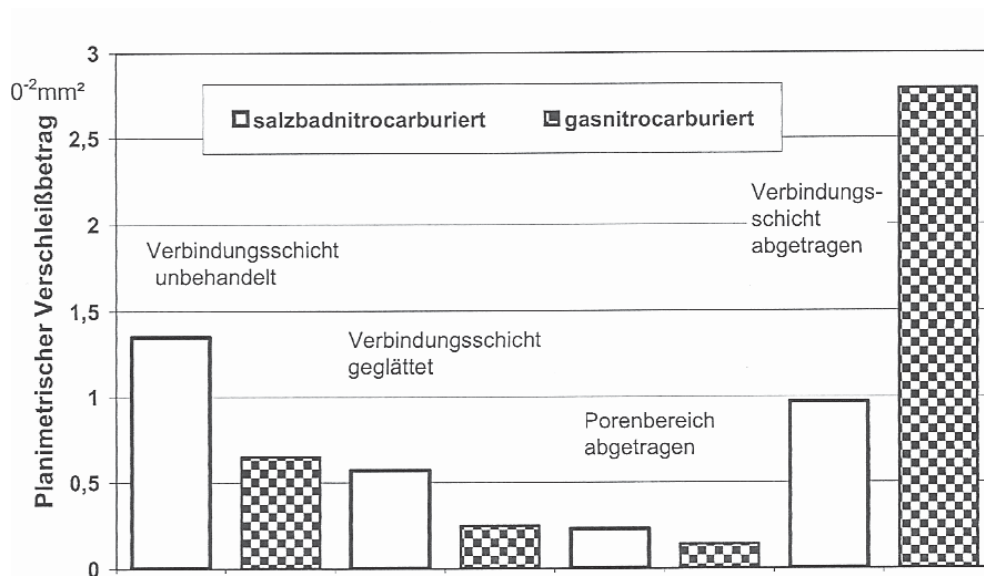


Abb. 48: Verschleißverhalten von nitrocarburierten Scheiben aus dem Stahl Cf45 mit unterschiedlicher Nachbearbeitung nach dem Nitrocarburiere (Stift-Scheibe-Tribometer) [40]

Hierzu ist der Abrieb der unbehandelten, geglätteten und vom porösen Teil befreiten Verbindungsschicht sowie des Grundmaterials ohne Verbindungsschicht miteinander verglichen [40]. Die Scheiben aus dem Stahl Cf45 im normalgeglühten Ausgangszustand wurden salzbad- bzw. gasnitrocarburiert und erhielten eine im Mittel 15 μm dicke Verbindungsschicht. Die Belastung wurde so eingestellt, dass die Randschicht der Scheiben durch spezifische Flächenbelastung nicht verformt wurde.

Der größte Verschleiß trat bei den Proben auf, bei denen die Verbindungsschicht entfernt worden war. Dass dabei die salzbadnitrocarburierten Proben deutlich besser abschnitten als die gasnitrocarburierten, kommt daher, dass sie im Öl abgeschreckt worden waren und somit die Diffusionsschicht eine höhere Härte aufwies als die im Gas abgekühlten gasnitrocarburierten. Die härtere Diffusionsschicht erwies sich demnach als resistenter. Demgegenüber verhielten sich die Scheiben am günstigsten, bei denen der poröse Teil der Verbindungsschicht fehlte. Die durch spanendes Bearbeiten geglätteten Verbindungsschichten sind nur geringfügig schlechter, jedoch immer noch besser als die nach dem Nitrocarburiere unbearbeiteten Scheiben [40].

Das Verschleißverhalten der Verbindungsschicht hängt aber außer vom Oberflächenzustand auch von ihrem Aufbau ab: Verbindungsschichten mit überwiegendem Anteil an γ -Nitrid verhalten sich ungünstiger als solche mit einem großen Anteil an ϵ -Nitriden und am besten erwiesen sich Schichten mit einem hohen Anteil an ϵ -Carbonitriden.

Verbindungsschichten verbessern auch das Verschleißverhalten bei Tribooxidation oder Passungsrost, auch Reibkorrosion oder Schwingungsverschleiß genannt. Dies ist ein Vorgang, bei dem Rost an den Funktionsflächen zweier mit kurzem Hub aufeinander hin und her gleitender Verschleißpartner entsteht. Dieser reibt sich relativ leicht ab, was den weiteren Verschleiß beschleunigt. Eine positive Wirkung der Verbindungsschicht ist nach den praktischen Erfahrungen [41] jedoch nur dann zu erwarten, wenn die Geschwindigkeit, mit der

sich eine durch die Reibung induzierte Schutzschicht bildet, größer ist als die Geschwindigkeit, mit der sie abgerieben wird.

Die positiven Wirkungen der Verbindungsschicht lassen sich sowohl für Bauteile als auch für Werkzeuge und auch bei höheren Betriebstemperaturen nutzen, da die Härte und die Verbindungsschicht auch bei Arbeitstemperaturen von z. B. 500 °C weitgehend erhalten bleiben.

Nach gegenwärtig vorhandenem Kenntnisstand ergibt sich ein optimales Verschleißverhalten der Verbindungsschicht [42], wenn

- sie eine ausreichende Dicke aufweist (industriell bewährt: 10 bis 20 μm),
- der poröse Bereich möglichst dünn ist,
- der Anteil an ϵ -Nitrid bzw. ϵ -Carbonitrid möglichst hoch ist,
- hohe Druckeigenstressungen vorliegen.

Leider sind nicht alle Merkmale unabhängig voneinander einstellbar, so dass ein dem jeweiligen Beanspruchungsfall entsprechendes praktisches Erproben unerlässlich ist.

1.4.4.7.3 Verschleißverhalten der Diffusionsschicht

Der Widerstand der Diffusionsschicht gegen Adhäsion ist geringer ausgeprägt als bei der Verbindungsschicht. Er sinkt im Bereich der Diffusionsschicht mit zunehmendem Abstand von der Oberfläche, entsprechend dem abfallenden Stickstoff- und Härteprofil. Hier erweisen sich die legierten Stähle den unlegierten überlegen. Dies ist zu beachten, wenn nitrierte oder nitrocarburierte Werkstücke nachträglich geschliffen werden [28].

So wie die Verbindungsschicht widersteht auch die Diffusionsschicht abrasivem Verschleiß, und zwar umso mehr, je höher der Werkstoff mit Nitridbildnern legiert ist. Dabei kann direkt unterhalb der Verbindungsschicht eine Härte bis 1100 HV vorliegen. Diese Eigenschaft ist dann von Interesse, wenn aus Verzugsgründen oder wegen zu großer Sprödigkeit die Verbindungsschicht durch spanende Bearbeitung entfernt werden muss, oder ihre Entstehung beim Nitrieren unterdrückt wird [28].

Von großer Bedeutung für die industrielle Anwendung, insbesondere für die Zahnradfertigung, ist die Fähigkeit der Diffusionsschicht der legierten Stähle, den Widerstand gegen Randschichtzerrüttung bzw. Wälzverschleiß zu erhöhen. Maßgebend für die Wirkung ist das Härteprofil und die jeweils erreichte Nitrierhärte tiefe. Diese muss zumindest den gleichen Abstand von der Werkstückoberfläche aufweisen, in dem das Maximum der durch die Flächenpressung induzierten Schubspannung liegt. Dabei muss beachtet werden, dass die Qualität der Werkstückoberfläche die Flächenpressung und damit die Höhe der Schubspannung beeinflusst [28].

Durch Verwenden von Stählen, die ausreichend hoch legiert sind, lässt sich natürlich eine ausreichend hohe Verfestigung der Diffusionsschicht erreichen und damit eine Dauerwältzfestigkeit mit ähnlichen Werten erreichen, wie nach einem Einsatzhärten [28].

1.4.4.8 Korrosionsverhalten

Die höhere Beständigkeit von Eisennitriden gegenüber korrosiven Medien wie Seewasser oder Witterungseinflüsse ist seit langem bekannt. In Deutschland wird das Nitrieren und Nitrocarburieren seit etwa 40 Jahren auch zum Verbessern der Korrosionsbeständigkeit genutzt [28].

Verbindungsschichten zeichnen sich durch eine erhöhte Beständigkeit gegenüber neutralen Salzlösungen und atmosphärischer Korrosion aus, vor allem gegenüber der durch Chlorid-Ionen hervorgerufenen Lochkorrosion. Als besonders wirksam erweist sich im Vergleich zum Nitrieren das Nitrocarburieren, bei dem die sehr stickstoff- und kohlenstoffreiche Verbindungsschicht erzeugt wird [28].

Durch ein Oxidieren nach dem Nitrocarburieren oder Nitrieren unterhalb von 500 °C, mit dem eine Fe_3O_4 -Schicht angestrebt wird, kann das Korrosionsverhalten noch weiter verbessert werden, so dass sogar die Korrosionsbeständigkeit von Hartchromschichten übertroffen wird. Dies hat zur Entwicklung unterschiedlicher Verfahrenstechniken geführt wie z. B. das in Salzbädern durchgeführte QPQ-Verfahren (ist die Abkürzung für die Arbeitsfolge „quenching-polishing-quenching“ nach dem Nitrocarburieren). Beim Oxidieren wird durch den Sauerstoff der Stickstoff aus dem äußersten Bereich der Verbindungsschicht in tiefer liegende Bereiche verdrängt und erhöht seine Konzentration so, dass auch nach einem Schichtverschleiß noch eine ausreichende Korrosionsbeständigkeit zu erwarten ist [42].

Korrosionsversuche haben gezeigt, dass eine optimale Wirkung erzielt wird, wenn die Summe der Stickstoff- und Kohlenstoffkonzentration ca. 9 Masse-% beträgt.

Verbindungsschichten besitzen auch eine erhöhte Beständigkeit gegenüber dem Angriff von Metallschmelzen, was sich nutzbringend für bestimmte Warmarbeitswerkzeuge anwenden lässt.

Bei rostbeständigen Stählen wird allerdings durch das Nitrieren und Nitrocarburieren der Korrosionswiderstand verringert. Dies ist die Folge des Abbindens von Chrom zu Nitriden und deren Ausscheidung. Trotzdem kann es zweckmäßig sein, Bauteile auch aus solchen Stählen zu nitrieren oder nitrocarburieren, weil damit ein höherer Widerstand gegen Abrasionsverschleiß erreicht werden kann. Entwicklungen in jüngster Zeit haben zu Verfahrenstechniken geführt, mit denen Werkstücke bei niedrigeren Temperaturen als sonst üblich behandelt werden und das Korrosionsverhalten nicht mehr beeinträchtigt wird [43].

1.4.5 Physikalische Eigenschaften der verwendeten Stähle

Tab. 3 zeigt ausgewählte physikalische Kennwerte der 2 Böhler- Stahltypen M200 (1.2312) und M300 (1.2316).

Tab. 3: Vergleich der physikalischen Eigenschaften der zwei ausgewählten Böhler- Stahltypen M200 und M300 [8]

Werkstoff	M200	M300
Werkstoff DIN- Bezeichnung	<1.2312>	<1.2316>
Dichte ([kg/dm ³])	7,85	7,7
E - Modul (kN/mm ²)	210	223
Härte (HRC) (Lieferzustand)	30	30
Wärmeleitfähigkeit (W/ (m*K)) bei 20 °C	33	15
Wärmeausdehnung (1/K) *10 ⁻⁶ bei 100 °C	12,8	10,4
Spezifische Wärme (J/(kg*K))	460	430
Spez. elektr. Widerstand (Ω*mm/m)	0,19	0,8

1.4.6 Durchschnittliche chemische Zusammensetzung

Tab. 4 zeigt die durchschnittliche chemische Zusammensetzung der 2 ausgewählten Stahltypen.

Tab. 4: Vergleich der durchschnittlichen chemischen Zusammensetzung von M200 und M300 [8]

Werkstoff	DIN- Bez.	C	Si	Mn	S	Cr	Mo	Ni
M200	1.2312	0,40	0,4	1,5	0,08	1,9	0,2	-
M300	1.2316	0,38	0,4	0,65	-	16	1	0,80

1.4.7 Eigenschaftsmerkmale der verwendeten Stähle

M200 (1.2312): Kunststoffformenstahl mit bester Zerspanbarkeit auch im vergüteten Zustand. Hohe Durchvergütung, daher auch bei großen Abmessungen gleichmäßige Festigkeit über den gesamten Querschnitt.

Gute Polierbarkeit. Bad- und Gasnitrieren sowie Einsatzhärten und Hartverchromen möglich.

M300 (1.2316): Nichtrostender martensitischer Kunststoffformenstahl. Aufgrund seines C-Gehaltes auf höhere Festigkeit vergütbar. Durch erhöhten Chromgehalt und Molybdänzusatz sehr gute Korrosionsbeständigkeit. Ausgezeichnete Verschleißfestigkeit, gut zerspan- und polierbar.

Die Eigenschaften der Stähle wie Korrosionsbeständigkeit, Verschleißfestigkeit, Härte, Zähigkeit, Festigkeit, Steifigkeit usw. werden durch die Legierungselemente und die Wärmebehandlung eingestellt [14, 19].

In Tab. 5 ist die Wirkung der Legierungselemente auf die Stahleigenschaften dargestellt.

Tab. 5: Einfluss der Legierungselemente auf die Stahleigenschaften [9]

Element	Eigenschaftsänderung erhöht	Eigenschaftsänderung verringert
Kohlenstoff, C	Verschleißfestigkeit, Wärme- und Kriechbeständigkeit, Grobkornbildung	Zähigkeit, Dehnung, Schweißbarkeit, Tiefziehfähigkeit, Verformbarkeit
Schwefel, S	Zerspanbarkeit, Rotbrüchigkeit	Polierfähigkeit, Schweißbarkeit
Mangan, Mn	Einhärtetiefe, Verschleißfestigkeit, Zähigkeit, Überhitzungsbeständigkeit, Anlasssprödigkeit	Zerspanbarkeit, Tiefziehfähigkeit
Nickel, Ni	Zähigkeit, Dehnung, Festigkeit, Durchhärtung, Korrosions- u. Zunderbeständigkeit, Rotbruchgefahr	Zerspanbarkeit, Tiefziehfähigkeit
Chrom, Cr	Verschleißfestigkeit, Durchhärtung, Korrosions- und Wärmebeständigkeit, Härte, Überkohlungsneigung	Tiefziehfähigkeit, Rotbruchneigung, Grobkornbildung
Molybdän, Mo	Einhärtetiefe, Verschleißfestigkeit, Karbidbildung, Anlassbeständigkeit, Korrosionsbeständigkeit (in Zusammenarbeit mit Cr und Ni), Härte, Rotbruchgefahr	Anlasssprödigkeit, Dehnung
Wolfram, W	Härtbarkeit, Härte, Verschleißfestigkeit, Schneidhaltigkeit, Korrosionsbeständigkeit	Grobkornbildung, Dehnung, Zerspanbarkeit, Tiefziehfähigkeit, Hitzeempfindlichkeit
Phosphor, P	Festigkeit, Warmfestigkeit, Düninflüssigkeit, Seigerung, Anlasssprödigkeit, Kaltbrüchigkeit	
Aluminium, Al	Zunderbeständigkeit, Grobkornbildung, Desoxidation, Härte der Nitrierschicht	Blaubrüchigkeit
Vanadium, V	Verschleißfestigkeit, Zähigkeit, Wärme- und Korrosionsbeständigkeit	Zerspanbarkeit, Tiefziehfähigkeit, Überhitzungsempfindlichkeit

Da sich verschiedenste Nitrierverfahren im Bereich der Kunststoffverarbeitungswerkzeuge einer stark steigenden Beliebtheit erfreuen, widmet sich der zweite Teil dieser Arbeit der Abrasionsbeständigkeit verschiedenster Nitrierschichten. Dazu werden sechs Verfahren gegenübergestellt. Als Stahl wird immer M200 verwendet (Tab. 6).

Tab. 6: Wärmebehandlungsprozesse für den Stahl M200; PLN... Plasmanlangzeitnitrieren; PNN... Plasmanormalnitrieren; PKN... Plasmakurzzeitnitrieren; GLN... Gaslangzeitnitrieren; GNN... Gasnormalnitrieren; GKN... Gaskurzzeitnitrieren

Probennummer	Nitrierverfahren	Bezeichnung "RÜBIG"	Temperatur (°C)	Zeit (h)
Plasmanitrieren (phys. Aufspaltung von N ₂)				
M200-1	Nitrieren	Langzeitnitrieren (PLN)	525	48
M200-2	Nitrieren	Normalnitrieren (PNN)	525	12
M200-3	Nitrocarburieren	Kurzzeitnitrieren (PKN)	525	6
Gasnitrieren (chem. Aufspaltung von NH ₃)				
M200-4	Nitrieren	Langzeitnitrieren (GLN)	516	65
M200-5	Nitrieren	Normalnitrieren (GNN)	525/545	8/2
M200-6	Nitrocarburieren	Kurzzeitnitrieren (GKN)	575	4

Abb. 49 zeigt den voraussichtlichen Nitrierhärteverlauf. Dieser gilt nur als Richtwert, da ja die Härte und Nitrierhärte tiefe neben der Stahlszusammensetzung auch von Verfahren, Temperatur, Dauer usw. (Kapitel 1.4.4.5) abhängig sind.

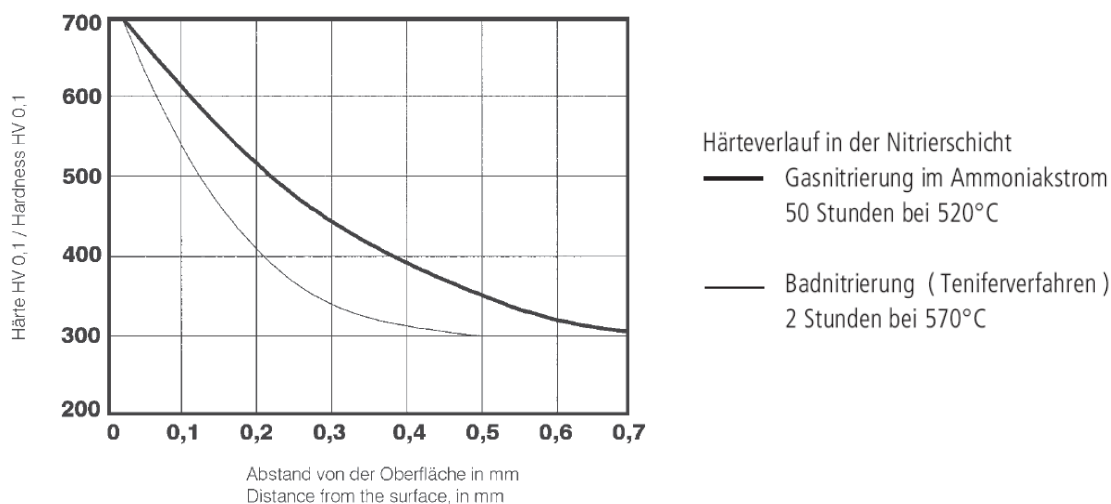


Abb. 49: Durchschnittlicher Härteverlauf der Nitrierschicht des Stahles M200 [21]

Die Wärmebehandlungen lt. Tab. 6 wurden für die experimentellen Untersuchungen von der Firma Rübig® GmbH & Co KG Härtetechnik [46] durchgeführt.

1.5 Mathematische Grundlagen

1.5.1 Beschreibung der Viskosität

Für die Beschreibung der Viskositätsfunktion η der Kunststoffschmelze wird der Carreau-Ansatz verwendet:

$$\eta = \frac{a_T \cdot A}{\left(1 + B \cdot a_T \cdot \dot{\gamma}\right)^C} \text{ (Pa.s)} \quad \text{Gl. 1}$$

a_T	Temperaturverschiebungsfaktor (-)
A	Nullviskosität (Pas)
B	$\frac{1}{\dot{\gamma}_c}$ (s), Übergang der Viskositätskurve vom schergeschwindigkeitsunabhängigen in den schergeschwindigkeitsabhängigen Bereich
C	Steigung (-)

Zur Berücksichtigung von Temperaturverschiebungen wird der Temperaturverschiebungsfaktor a_T nach Arrhenius für teilkristalline Kunststoffe benötigt:

$$a_T = \exp\left[\frac{E_0}{R} \cdot \left(\frac{1}{T + 273,15} - \frac{1}{T_0 + 273,15}\right)\right] \text{ (-)} \quad \text{Gl. 2}$$

E_0	Aktivierungsenergie (J/mol)
R	Gaskonstante = 8,31447215 J/(mol.K)
T	Isttemperatur (°C)
T_0	Bezugstemperatur (°C)

Mit der am Institut für Kunststoffverarbeitung zur Verfügung stehenden rheologischen Datenauswertungssoftware können die Konstanten des Carreau-Ansatzes in die des Potenzansatzes (Gl. 3 bzw. Gl. 4) umgerechnet werden.

$$\tau = K \cdot \dot{\gamma}^n \text{ (Pa) bzw.} \quad \text{Gl. 3}$$

$$\dot{\gamma} = \Phi \cdot \tau^m \text{ (1/s)} \quad \text{Gl. 4}$$

Für den Fall des Potenzansatzes (Gl. 4) folgt die Viskosität nach Gl. 5

$$\eta = \left(\frac{1}{\Phi}\right)^{\frac{1}{m}} \cdot \dot{\gamma}^{\frac{1}{m}-1} \text{ (Pa.s)} \quad \text{Gl. 5}$$

mit: τ	Schubspannung (Pa)
K	Konsistenz (Pa.s ⁿ)
n	Fließexponent (Steigung der Viskositätskurve) (-)

Φ Fluidität ($\text{Pa}^{-m} \cdot \text{s}^{-1}$)

Für die Umrechnung der Konstanten aus Gl. 3 in Gl. 4 gilt:

$$m = \frac{1}{n} \quad (-) \quad \text{Gl. 6}$$

sowie für die Fluidität Φ :

$$\Phi = \frac{K^{-m}}{a_T} \quad (\text{Pa}^{-m} \cdot \text{s}^{-1}) \quad \text{Gl. 7}$$

Die Berechnung der wahren Wandschergeschwindigkeit $\dot{\gamma}_w$ für den Rechteckspalt erfolgt nach Gl. 7

$$\dot{\gamma}_w = \frac{2 \cdot (m+2) \cdot \dot{V}}{B \cdot H^2} \quad (1/\text{s}) \quad \text{Gl. 8}$$

mit: \dot{V} Volumenstrom (m^3/s)
 B Breite des Verschleißspaltes (m)
 H Höhe des Verschleißspaltes (m)

1.5.2 Temperaturentwicklung im Verschleißspalt

In Folge der hohen Schergeschwindigkeit im Verschleißspalt und bedingt durch den Mikrozerspannungsvorgang tritt bei Verschleiß erhöhte Dissipation auf. Dies führt zu nennenswerter Schmelzetemperaturerhöhung.

Die mittlere Schmelzetemperatur $\bar{T}_{(x)}$ über den Fließquerschnitt entlang der Fließrichtung an der Fließwegposition x wird für den adiabaten Fall folgendermaßen berechnet:

$$\bar{T}_{(x)} = T_{M0} + \frac{\Delta p}{\rho \cdot c_p} \cdot \frac{x}{L} \quad (^\circ\text{C}) \quad \text{Gl. 9}$$

mit: T_{M0} Starttemperatur ($^\circ\text{C}$)
 Δp Druckabfall (Pa)
 x Fließwegposition (m)
 L Gesamtlänge des Verschleißspaltes mit konstantem Querschnitt (m)
 ρ Dichte der Kunststoffschmelze (kg/m^3)
 c_p Spezifische Wärmekapazität der Kunststoffschmelze ($\text{J}/(\text{kg} \cdot \text{K})$)

Die mittlere Temperatur \bar{T} im gesamten Verschleißspaltvolumen ergibt sich wegen des linearen Temperaturanstiegs bei $\frac{L}{2}$. Daraus folgt:

$$\bar{T} = T_{M0} + \frac{1}{2} \cdot \frac{\Delta p}{\rho \cdot c_p} \text{ (}^\circ\text{C)} \quad \text{Gl. 10}$$

Zur Berechnung der Verschleißprobenoberflächentemperatur werden die Probekörper auf der Rückseite (Abb. 50) mit einer 4,5 bzw. 3,5 mm tiefen Bohrung für den Einbau von Thermoelementen (Typ K) versehen. Der Konus dient als Einführschräge für die Temperaturfühler. Mit den damit gemessenen Werten ist es möglich, die Verschleißprobenoberflächentemperatur T_o (Gl. 11) zu berechnen.

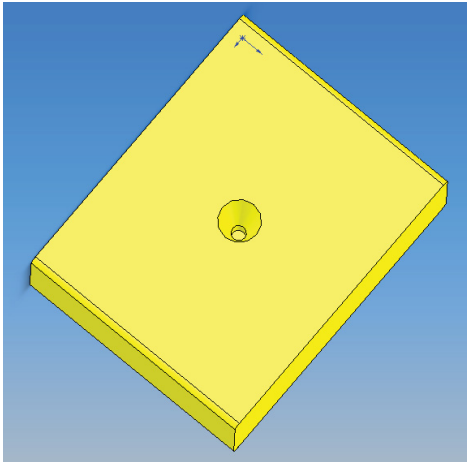


Abb. 50: 3D-Ansicht (Unterseite) der Verschleißproben

Im Probekörper wird von einem linearen Temperaturabfall von der Oberfläche in die Tiefe ausgegangen. Die Sensoren sind 0,5 mm und 1,5 mm von der Oberfläche entfernt. Dabei ergibt sich für die Oberflächentemperatur folgende Beziehung:

$$T_o = T_{0,5} + 0,5\text{mm} \cdot \frac{T_{0,5} - T_{1,5}}{1\text{mm}} = 1,5 \cdot T_{0,5} - 0,5 \cdot T_{1,5} \text{ (}^\circ\text{C)} \quad \text{Gl. 11}$$

Mit: T_o Probekörperoberflächentemperatur ($^\circ\text{C}$)
 $T_{0,5}$ Probekörpertemperatur 0,5 mm von der Oberfläche entfernt ($^\circ\text{C}$)
 $T_{1,5}$ Probekörpertemperatur 1,5 mm von der Oberfläche entfernt ($^\circ\text{C}$)

1.5.3 Druckabfall im Verschleißspalt

Abb. 51 zeigt die Verschleißprobekörper und den mittels Distanzplättchen gebildeten Verschleißspalt.

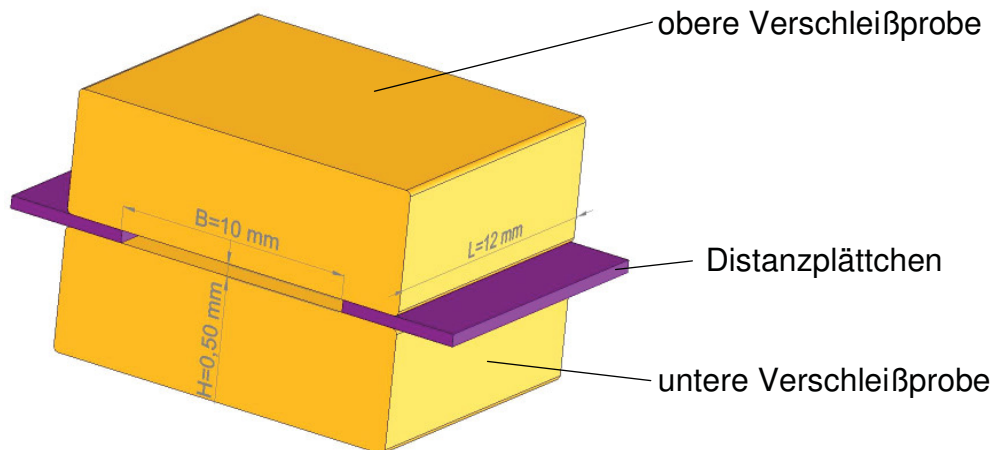


Abb. 51: Verschleißspaltgeometrie

Für den Druckabfall Δp im Verschleißspalt entlang der Strömungsrichtung gelten folgende Beziehungen:

$$\Delta p = \left(\frac{\dot{V}}{k \cdot \Phi} \right)^{\frac{1}{m}} \text{ (Pa)} \quad \text{Gl. 12}$$

mit: \dot{V} Volumenstrom der Kunststoffschmelze (gewählter Wert in den Verschleißexperimenten 64,3 cm³/s)
 k Düsenleitwert (m³)

Der Düsenleitwert k eines Rechteckspaltes ergibt sich nach Gl. 13 mit:

$$k = \frac{B \cdot H^{m+2}}{2^{m+1} \cdot (m+2) \cdot L^m} \text{ (m}^3\text{)} \quad \text{Gl. 13}$$

mit: B Breite des Rechteckspaltes (m)
 H Höhe des Rechteckspaltes (m)
 L Länge des Rechteckspaltes (m)

Durch explizite Darstellung folgt daraus für den Druckabfall im Rechteckspalt Δp_{vs} :

$$\Delta p_{vs} = \left(\frac{2^{m+1} \cdot (m+2) \cdot L_{vs}^m \cdot \dot{V}}{B \cdot H^{m+2} \cdot \Phi} \right)^{\frac{1}{m}} \text{ (Pa)} \quad \text{Gl. 14}$$

1.5.4 Mathematische Beschreibung von spezifischer Reibenergie und Verschleiß

Bei den Verschleißuntersuchungen mit der am Institut für Kunststoffverarbeitung aus der DKI-Plättchenmethode [12] weiterentwickelten Apparatur (Abb. 53)

[15] wird als Maß für die aufzuwendende spezifische Reibenergie die flächen-spezifische Abtragsarbeit $A_{W, \text{spez}}$ [19, 20] wie folgt berechnet.

$$A_{W, \text{spez}} = \tau_W^{m+1} \cdot \frac{\Phi}{m+2} \cdot \left(\frac{H}{4}\right) \cdot t_{\text{ges}} \quad (\text{J/m}^2) \quad \text{Gl. 15}$$

Mit: τ_W wahre Wandschubspannung (N/m^2)
 m Fließexponent, Stoffkonstante der Strukturviskosität (-)
 Φ Fluidität, Stoffkonstante der Strukturviskosität ($\text{Pa}^{-m} \cdot \text{s}^{-1}$)
 H Verschleißspalthöhe (m)
 t_{ges} gesamte Verschleißbeanspruchungsdauer (s)

Sie ist ein physikalischer Kennwert für jene Arbeit, die einerseits für die Aufrechterhaltung der Druckströmung der Schmelze durch den Verschleißspalt und die dabei erfolgende Scherdeformation der Schmelze sowie andererseits für den Verschleißabtrag an der Stahloberfläche (Mikrozerspanung) zu verrichten ist [20]. Sie besteht somit in erster Näherung aus einem rein faserverursachten und einem rein durch die unverstärkte Schmelzematrix verursachten Anteil.

Die Wandschubspannung τ_W folgt unter der Voraussetzung $B \gg H$ mit:

$$\tau_W = \Delta p_{\text{VS}} \cdot \frac{H}{2 \cdot L_{\text{VS}}} \quad (\text{N/m}^2) \quad \text{Gl. 16}$$

Δp_{VS} Druckabfall entlang der Verschleißspalllänge (Pa)
 H mittlere Spalthöhe (m)
 L_{VS} Verschleißspalllänge (m)

Zur Berechnung der gesamten Verschleißbeanspruchungsdauer (gesamte Einspritzzeit) ist die Kenntnis des spezifischen Volumens, welches den pVT-Diagrammen (Abb. 60, Abb. 63 und Abb. 66 [50]) entnommen wird, bei gemessenem Druck und Temperatur erforderlich. Das überspritzte Volumen an Kunststoff V_{KS} ergibt sich nach Gl. 19 mit:

$$V_{\text{KS}} = m_{\text{KS}} \cdot v_{\text{spez}} \quad (\text{m}^3) \quad \text{Gl. 17}$$

m_{KS} überspritzte Masse an Kunststoff (kg)
 v_{spez} spezifisches Volumen des Kunststoffs (m^3/kg)

Die gesamte Einspritzzeit wird laut Gl. 18 berechnet.

$$t_{\text{ges}} = \frac{m_{\text{KS}} \cdot v_{\text{spez}}}{\dot{V}} \quad (\text{s}) \quad \text{Gl. 18}$$

mit: t_{ges} gesamte Einspritzzeit (s)
 m_{KS} gesamte überspritzte Masse an Kunststoff (kg)

- v_{spez} spezifisches Volumen des Kunststoffes entnommen der Abb. 60, Abb. 63 und Abb. 66 [50] (m^3/kg)
- \dot{V} vordefinierter, an der Spritzgussmaschine eingestellter Volumenstrom der Kunststoffschmelze (m^3/s), siehe Gl. 12

Das überspritzte Volumen an Kunststoff V_{KS} ergibt sich nach Gl. 19 mit:

$$V_{\text{KS}} = m_{\text{KS}} \cdot v_{\text{spez}} \quad (\text{m}^3) \quad \text{Gl. 19}$$

1.5.5 Energetisches Verschleißmodell nach Fleischer

Die energetische Verschleißmodellvorstellung nach Fleischer für Festkörperpaarungen beruht darauf, dass eine bestimmte Reibenergie (Gl. 20) zur Abtrennung der Verschleißpartikel notwendig ist.

$$W_{\text{R}} = F_{\text{R}} \cdot s = \mu \cdot F_{\text{N}} \cdot s \quad (\text{J}) \quad \text{Gl. 20}$$

- mit: W_{R} Reibenergie (J)
 F_{R} Reibkraft (N)
 s Verschleißstrecke (m)
 F_{N} Normalkraft (N)
 μ Reibkoeffizient (-)

Für das Verschleißvolumen V_{V} gilt:

$$V_{\text{V}} = \frac{W_{\text{R}}}{e_{\text{R}}} \quad (\text{m}^3) \quad \text{Gl. 21}$$

- mit: e_{R} scheinbare Reibenergiedichte (J/m^3)

Es ergibt sich ein direkt proportionaler Zusammenhang zwischen dem Verschleißvolumen und der umgesetzten Reibenergie.

Aus der scheinbaren Reibenergiedichte und der an der Verschleißfläche wirkenden mittleren Reibschubspannung τ_{R} lässt sich die lineare Verschleißintensität I_{h} wie folgt bestimmen:

$$I_{\text{h}} = \frac{\tau_{\text{R}}}{e_{\text{R}}} \quad (-) \quad \text{Gl. 22}$$

- mit: τ_{R} mittlere Reibschubspannung (N/m^2)
 e_{R} scheinbare Reibenergiedichte (J/m^3)

Für die scheinbare Reibenergiedichte e_{R} gilt:

$$e_{\text{R}} = \frac{W_{\text{R}}}{V_{\text{V}}} \quad (\text{J}/\text{m}^3) \quad \text{Gl. 23}$$

Daraus folgt für die lineare Verschleißintensität I_h :

$$I_h = \frac{\tau_R \cdot V_V}{W_R} \quad (-) \quad \text{Gl. 24}$$

1.5.6 Mathematische Beschreibung des Verschleißes im Spalt

In einem Messspalt mit Schmelze wird Scherenergie und nicht Reibenergie (Fleischer-Modell) umgesetzt. Die scheinbare Reibenergie e_R des Fleischer-Modells entspricht im schmelzedurchströmten Messspalt einem volumenbezogenen Verschleißwiderstand.

Die mittlere Spalthöhe \bar{H} über die Fließweglänge im Verschleißspalt unter Berücksichtigung der verschleißbedingten Spaltaufweitung wird nach Gl. 25 berechnet:

$$\bar{H} = H_0 + 2 \cdot \Delta h \quad (\text{m}) \quad \text{Gl. 25}$$

mit: H_0 Verschleißspaltanfangshöhe (m)
 Δh gemittelte Abtragshöhe über die Verschleißfläche je Probekörper (m)

Die mittlere Abtragshöhe je Probeplättchen Δh wird wie folgt berechnet:

$$\Delta h = \frac{\Delta m_{\text{St}}}{\rho_{\text{St}} \cdot B \cdot L_{\text{VS}}} \quad (\text{m}) \quad \text{Gl. 26}$$

mit: ρ_{St} Dichte der Stahlprobe (kg/m^3)
 Δm_{St} Gewichtsverlust der Stahlprobe (kg)
 $B \cdot L_{\text{VS}}$ Verschleißoberfläche (m^2)

Die gesamte Verschleißoberfläche A_V beider Plättchen ergibt sich aus der Probengeometrie mit:

$$A_V = 2 \cdot B \cdot L_{\text{VS}} \quad (\text{m}^2) \quad \text{Gl. 27}$$

Der Volumenverlust ΔV_V eines Verschleißversuches (d.h. für beide Verschleißproben) ergibt sich aus dem gemessenen Masseverlust jeder der beiden Proben mit:

$$\Delta V_V = \frac{\Delta m_{\text{St}}}{\rho_{\text{St}}} = 2 \cdot \Delta h \cdot B \cdot L_{\text{VS}} \quad (\text{m}^3) \quad \text{Gl. 28}$$

Die Scherenergie W_S (Reibenergie W_R im Fleischer-Modell) lässt sich durch Verknüpfung mit der flächenspezifischen Abtragsarbeit (Gl. 14) wie folgt darstellen:

$$W_S = A_{W, \text{spez}} \cdot A_V = \tau_W^{m+1} \cdot \frac{\Phi}{m+2} \cdot \frac{H}{4} \cdot 2 \cdot B \cdot L_{VS} \cdot t_{\text{ges}} \quad (\text{J}) \quad \text{Gl. 29}$$

mit: $A_{W, \text{spez}}$ flächenspezifische Abtragsarbeit (J/m^2)
 A_V gesamte Verschleißoberfläche (m^2)
 τ_W wahre Wandschubspannung (N/m^2)

Da die verschleißverursachenden Glasfasern in der zähen Schmelze annähernd gleich verteilt und „eingespannt“ sind, kann in 1. Näherung angenommen werden, dass die Reibschubspannung der Feststoffpaarung gleich der Wandschubspannung der gescherten strömenden glasfaserverstärkten Schmelze ist (Gl. 27).

$$\tau_R = \tau_W \quad \text{Gl. 30}$$

mit: τ_R mittlere Reibschubspannung im Fleischer-Modell (N/m^2)
 τ_W wahre Wandschubspannung (N/m^2)

Mit diesen Annahmen folgt für die Verschleißintensität I_h :

$$I_h = \frac{2 \cdot \tau_W \cdot B \cdot L_{VS} \cdot \Delta h}{\tau_W^{m+1} \cdot \frac{\Phi}{m+2} \cdot \frac{H}{4} \cdot 2 \cdot B \cdot L_{VS} \cdot t_{\text{ges}}} = \frac{4 \cdot (m+2) \cdot \Delta h}{\tau_W^m \cdot \Phi \cdot H \cdot t_{\text{ges}}} \quad (-) \quad \text{Gl. 31}$$

Der volumenbezogene Verschleißwiderstand e_R (scheinbare Reibenergiedichte im Fleischer-Modell) folgt mit:

$$e_R = \frac{A_{W, \text{spez}} \cdot A_V}{V_V} = \frac{A_{W, \text{spez}}}{\Delta h} \quad (\text{J}/\text{m}^3) \quad \text{Gl. 32}$$

1.6 Iteratives Rechenverfahren zur Verbesserung des Verschleißmodells

Zunächst werden aus den Viskositätskurven die Konstanten des Carreau-Ansatzes (Abb. 59, Abb. 62 und Abb. 65) A, B und C bestimmt.

Mit der am Institut für Kunststoffverarbeitung zur Verfügung stehenden rheologischen Datenauswertungssoftware werden die Konstanten des Carreau-Ansatzes (Gl. 1) in die des Potenzansatzes K und n (Gl. 3, Gl. 4 und Gl. 5) umgerechnet.

Aus den Informationen der praktischen Versuche wird die den Verschleiß beschreibende Änderung der Spalthöhe in Abhängigkeit von der Einspritzzeit bzw. des überspritzten Volumen an Kunststoff ermittelt.

Der folgende iterative Rechenvorgang basiert auf den in Kapitel 1.9 dargestellten Viskositätsdaten. Die spezifische Wärmekapazität c_p wird den vorhandenen Materialdatenblättern des Instituts für Kunststoffverarbeitung entnommen.

Zu Versuchsbeginn wird von einem unverschlissenen Verschleißspalt ausgegangen.

1.6.1 Berechnung der mittleren Schmelztemperatur und des Druckabfalls im Verschleißspalt

- Die voreingestellte Massetemperatur an der Spritzgussmaschine (295 °C) ist die Starttemperatur $\overline{T_{M,i=0}}$.
- Die anfängliche Fluidität $\Phi_{i=0}$ dient zur Berechnung des Druckabfalls $p_{VS,i=0}$ (Gl. 14).
- Mit $p_{VS,i=0}$ wird die mittlere Schmelztemperatur $\overline{T_{M,i=1}}$ berechnet (Gl. 9).
- Aus $\overline{T_{M,i=0}}$ und $\overline{T_{M,i=1}}$ ergibt sich ein neuer Temperaturverschiebungsfaktor $a_{T,i=1}$ (Gl. 2).
- Daraus wird die neue Fluidität $\Phi_{i=1}$ (Gl. 7) berechnet.
- Die Rechenschritte b bis e werden solange wiederholt, bis sich der Druckabfall $p_{VS,i}$ und die mittlere Schmelztemperatur $\overline{T_{M,i}}$ nicht mehr ändern.

1.6.2 Berechnung der flächenspezifischen Leistung und Arbeit

- Auf Basis von $\tau_{W,j}$ und Φ_i wird die flächenspezifische Leistung $P_{W,spez}$ (entspricht der flächenspezifischen Arbeit $A_{W,spez}$ aus Gl. 15 ohne der Einspritz- bzw. Verschleißbeanspruchungsdauer) zum Zeitpunkt 0 berechnet, die zum Durchspritzen des Polymers notwendig ist. Sie steigt mit der Höhe des Füllstoffgehalts und nimmt mit fortlaufendem Verschleiß ab.
- Aus den Versuchen kann für die Materialpaarungen zu jeder beliebigen Einspritzzeit die tatsächliche mittlere Spalthöhe \overline{H} (Gl. 25) rechnerisch ermittelt werden (linearer Ansatz für Δh in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungsdauer). Diese neue Spalthöhe wird in das Rechenprogramm wie in Kapitel 1.6.1 beschrieben eingegeben. Damit werden erneut iterativ die Eingangsdaten (Fluidität, Wandschubspannung, mittlere Schmelztemperatur) zur Kalkulation von $P_{W,spez}$ berechnet und daraus $P_{W,spez,i}$ für die Einspritzzeit (Verschleißbeanspruchungsdauer) x ermittelt. Daraus ergibt sich eine Funktion $P_{W,spez}$ in Abhängigkeit des überspritzten Volumens an Kunststoff, welche sämtliche Änderungen der Eingangsgrößen berücksichtigt.
- Die Integration dieser flächenspezifischen Leistung über die Einspritzdauer x ergibt die flächenspezifische Arbeit, welche beim Durchspritzen der Schmelze verrichtet wird (besteht aus den Anteilen Schmelzeströmung, Schererwärmung und Abrasion).

Das folgende Flussdiagramm (Abb. 52) stellt den Berechnungsablauf mittels der Software Microsoft Excel grafisch dar.

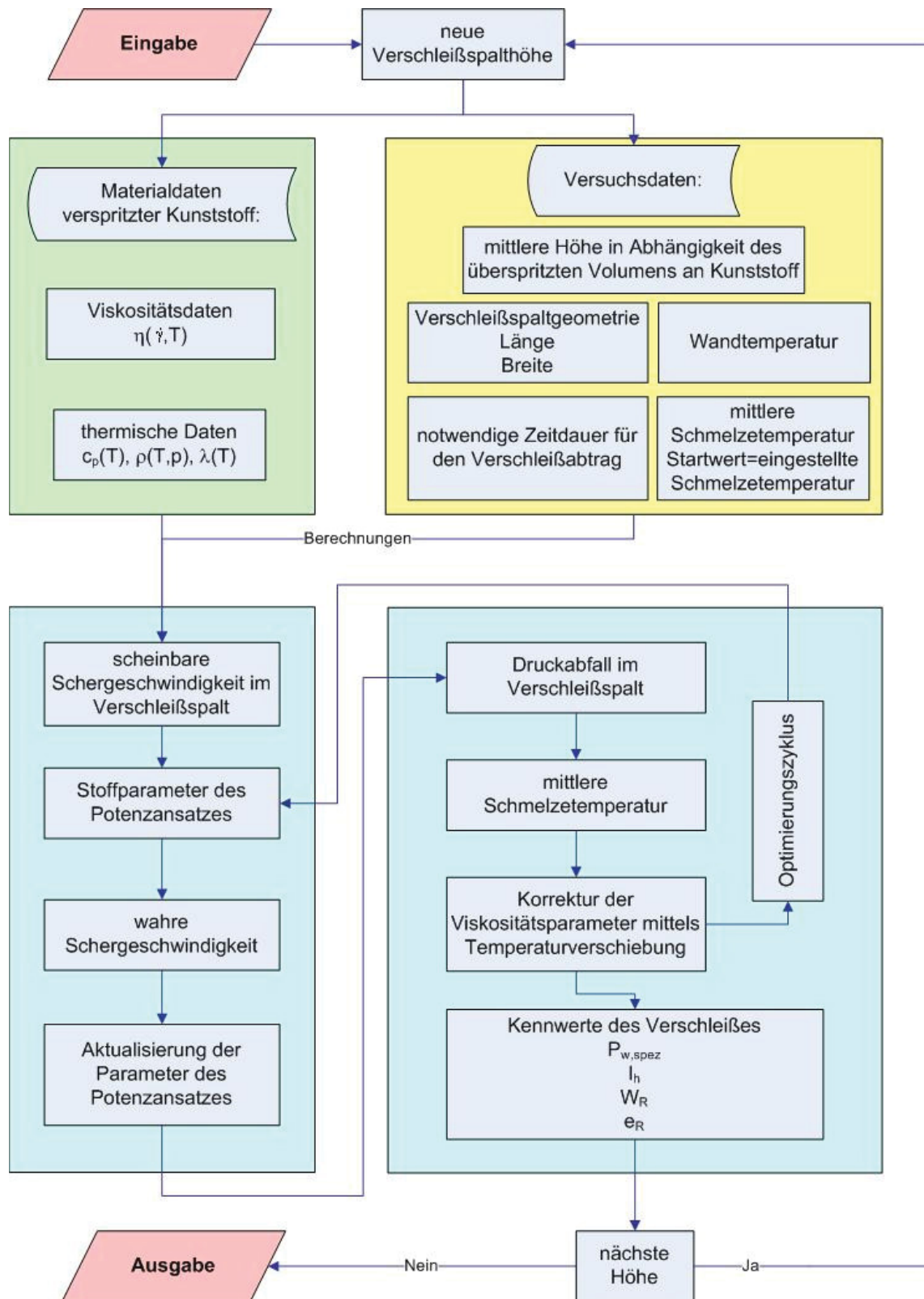


Abb. 52: Flussdiagramm des iterativen Rechenverfahren zur Ermittlung der den Verschleiß beschreibenden Kennwerte in Abhängigkeit der Verschleißbeanspruchungsdauer bzw. des überspritzten Volumen an Kunststoff

1.6.3 Aufteilung der flächenspezifischen Leistung und Arbeit auf den Polymer- und Füllstoffanteil

- a. Zur Berechnung der flächenspezifischen Leistung des reinen Polymers werden die Viskositätsdaten des unverstärkten PA66 verwendet. Die Schmelzetemperaturen und Spalthöhen werden den Berechnungen des PA66-GF entnommen.
- b. Ein erneuter iterativer Rechenprozess (Kap. 1.6.1, Rechenschritt b bis f, $\overline{T_{M,i}}$ entspricht der Temperatur des gefüllten Polymers) wird durchgeführt.
- c. Danach wird wiederum die flächenspezifische Leistung, wie in Kap. 1.6.2 beschrieben, bestimmt. Dies entspricht jener flächenspezifischen Leistung, die notwendig wäre, um das ungefüllte Polymer bei den Bedingungen des gefüllten Polymers (Temperatur, Volumenstrom u. Spalthöhe) durch den Verschleißspalt zu spritzen.
- d. Die benötigte Leistung zum Durchspritzen des ungefüllten Polymers wird mit dem tatsächlichen Polymeranteil in Vol.% im Compound multipliziert.
- e. Die Leistungsdifferenz zwischen Compound und Polymeranteil entspricht jener flächenspezifischen Leistung, welche für den Glasfaseranteil notwendig ist.

1.6.4 Berechnung der flächenspezifischen Abtragsleistung und -arbeit

Würde kein Verschleiß stattfinden, dann wäre die flächenspezifische Abtragsleistung der Glasfasern von der Menge des überspritzten Kunststoffes unabhängig. Sie fällt aber, je nach Materialpaarung, zu Beginn mehr oder weniger rasch ab und geht dann mit fortschreitender Verschleißbeanspruchungsdauer (Senkung des Materialabtrags je Volumeneinheit des überspritzten Kunststoffes) annähernd in eine Konstante über.

Dies bedeutet wiederum, dass die Steigung dieser Funktion in Abhängigkeit von der Beanspruchungsdauer bzw. dem überspritzten Volumen an Kunststoff näherungsweise als Maß für die Verschleißbeständigkeit eines Stahles heran genommen werden kann. Einen guten Kennwert stellt die Abtragshöhe Δh je Volumeneinheit des überspritzten Compounds in Abhängigkeit der flächenspezifischen Leistung des Faseranteils dar.

Da die verwendeten PA66-Typen annähernd keinen durch Korrosion bedingten Verschleiß verursachen, kann die flächenspezifische Leistung des Faseranteils als flächenspezifische Abtragsleistung bezeichnet werden.

Wird diese Abtragsleistung über die Verschleißbeanspruchungsdauer integriert, dann entspricht dies der flächenspezifischen Abtragsarbeit. Diese kann dann zu jedem gewünschten Zeitpunkt exakt berechnet werden.

Experimenteller Teil

1.7 Verwendete Maschinen und Geräte

1.7.1 Spritzgießmaschine

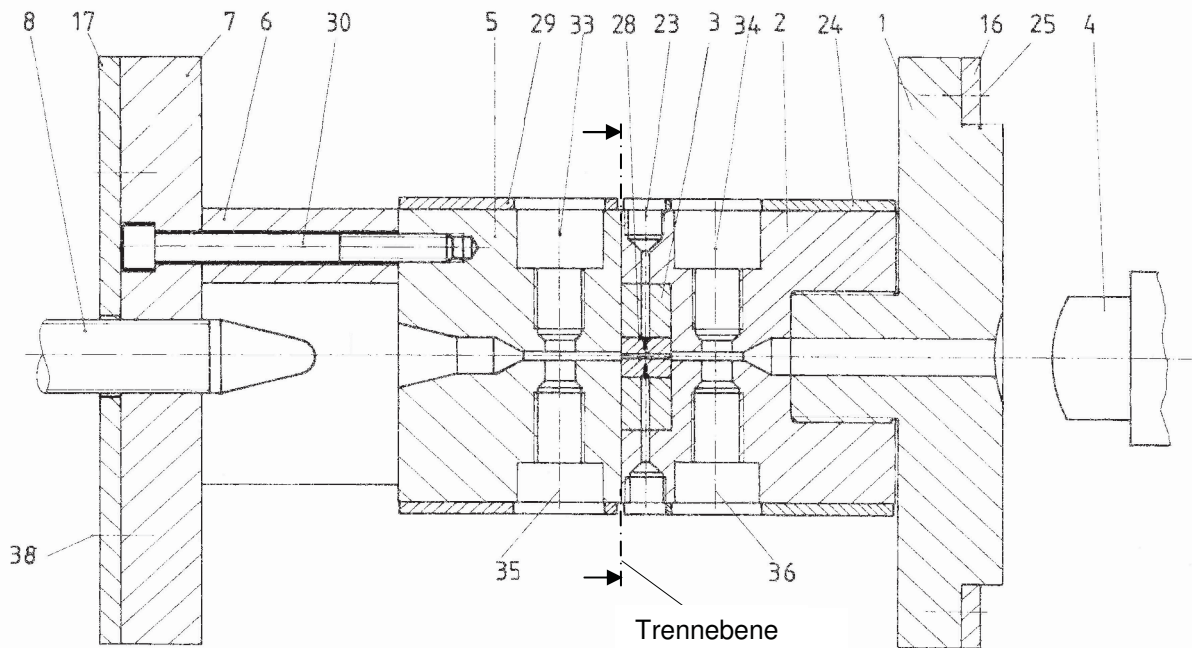
Für die Versuche wird die Spritzgießmaschine Type BA 1000/200 CDK-SE UNILOG TC 40 Fabrikat Battenfeld Kunststoffmaschinen GmbH., Kottlingbrunn/A, mit einer 30 mm Standardschnecke ohne Misch- und Scherteil verwendet.

Die Maschine ist wie folgt charakterisiert:

- maximale Schließkraft der vollelektrischen Schließeinheit: 1000 kN
- horizontale Spritzeinheit, Typenbezeichnung 200 nach „EUROMAP“
- maximales Schneckendrehmoment des Motors: 500 Nm

1.7.2 Verschleißapparat mit integrierter Messtechnik des Instituts für Kunststoffverarbeitung

Die Verschleißapparat mit integrierter Messtechnik (Abb. 53) zur Prüfung des abrasiv / korrosiven Verschleißes am Tribosystem Polymerschmelze / Stahl wird in die Spritzgießmaschine in Form eines Spritzgießwerkzeuges eingebaut und mit Hilfe der beiden Flansche (1, 7) an den Aufspannplatten der Maschine befestigt. Die Verschleißproben (28), die die gleiche Temperatur wie die Schmelze aufweisen, bilden einen Rechteckspalt, in dem große lokale Schubspannungen und Schergeschwindigkeiten erzeugt werden können. Sie sind in den Probenadapter (Pos. 3) eingebaut und können nach dem Öffnen der Apparatur mit der Schließeinheit der Spritzgießmaschine rasch und einfach ausgetauscht werden [20].



4	Maschinendüse	1,7	Flansch	2,5	Düsenkörper
3	Probenadapter	28	Verschleißproben	23	Fe/Ko-Thermoelemente
35,36	Druckaufnehmer	33,34	Infrarot-Temperaturfühler	24,29	Heizbänder
8	Staubolzen	16,17	Isolierplatten	6	Düsenauslauf
25,30,38	Zylinderkopfschrauben				

Abb. 53: Instrumentierte Verschleißmessapparatur zur Bestimmung des abrasiv/korrosiven Verschleißes [15]

Die Schmelze wird durch den Verschleißspalt durchgespritzt und erzeugt den Materialabtrag an den Oberflächen der beiden Verschleißproben. Der Druckabfall vor und nach dem Verschleißspalt wird mit den Schmelze-Druckaufnehmern (35, 36) gemessen. Daraus kann der Druckabfall im Verschleißspalt und die Wandschubspannung im Verschleißspalt ermittelt werden [20].

Mit den Infrarot-Schmelzetemperaturfühlern (33, 34) wird die Schmelzetemperatur vor und nach dem Verschleißspalt gemessen [20].

Zur genaueren Bestimmung der Verschleißoberflächentemperatur werden Bohrungen in die Proben eingebracht. Die zwei Fe/Ko-Thermoelemente (23) sind dann durch die Bohrungen mit den Verschleißproben in unmittelbarem Kontakt. Die Thermoelemente sitzen bei den gebohrten Proben verschieden tief in den Verschleißproben (0,5 und 1,5 mm unterhalb der Verschleißoberfläche). Mit den beiden Temperaturmesswerten ist bei bekannter Wärmeleitfähigkeit der Stahlprobe die Stahltemperatur an der Verschleißoberfläche berechenbar [20].

Der Staubolzen (8) dient zu Einstellung unterschiedlicher Druckniveaus im Messspalt. Je weiter der Staubolzen im Düsenauslauf (5) in Richtung der Verschleißproben verschoben wird, desto höher ist der Druck im Messspalt. Die Höhe des Druckabfalls im Verschleißspalt wird durch den Staubolzen nicht beeinflusst. Daher wird der Staubolzen in dieser Versuchsreihe nicht verwendet. Elektrische Heizbänder (24, 29) sorgen für die Temperierung der Verschleißapparatur auf Temperaturen bis zu 400 °C. Die Isolierplatten (16, 17) vermindern die Wärmeleitung von den Flanschen zu den Aufspannplatten [20].

1.7.3 Reinigungsaufbau

Da die Proben vor und nach dem Verschleißvorgang genau gewogen werden und der verwendete Kunststoff PA66 zum Kleben neigt, ist eine aufwändige vollständige Reinigung der Proben notwendig [14].

Für die Reinigung der Verschleißprobekörper in einem geeigneten Lösungsmittel wurde eine Reinigungsapparatur aufgebaut (siehe Abb. 54).

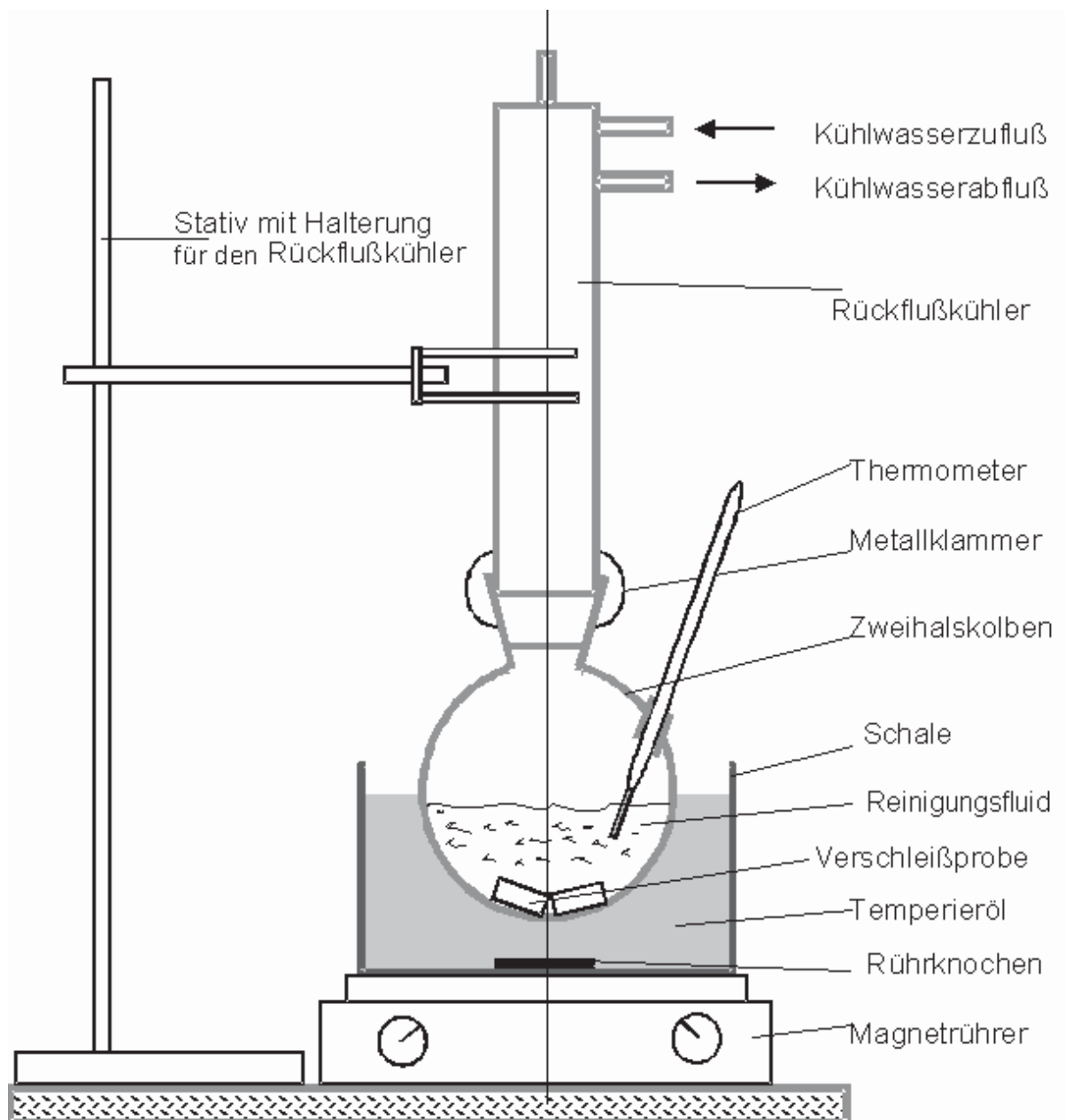




Abb. 54: Reinigungsapparatur für die Verschleißproben [14]



Der Reinigungsaufbau besteht aus einem Magnetprüher, der das in einer Kristallisierschale befindliche Temperieröl erhitzt. Das Temperieröl gibt die Wärme an das Fluid im Zwei-Hals-Kolben weiter, in dem sich auch die zu reinigenden Verschleißproben befinden. Als Fluid werden o-Kresol und 4-Chlor-Phenol verwendet.



Abb. 55: Strukturformel von o-Kresol und 4Chlorphenol [16]

Tab. 7: Eigenschaften der Reinigungsfluide [16]

o-Kresol		Gefahrensymbole	
CAS-Nummer	95-48-7	 T Giftig	 C Ätzend
Molmasse	108,14 g/mol		
Aggregatzustand	fest		
Dichte	1046 kg/m ³		
Schmelztemperatur	30-34 °C		
Siedetemperatur	191-192 °C		

4-Chlor-Phenol		Gefahrensymbole	
CAS-Nummer	106-48-9	 T Giftig	 C Ätzend
Molmasse	128,56g/mol		
Aggregatzustand	fest		
Dichte	1260kg/m ³		
Schmelztemperatur	41-44 °C		
Siedetemperatur	216-218 °C		

Die Temperatur des Lösungsmittels wird über ein Thermometer überwacht, das am Zweihalskolben befestigt ist. Auf dem Kolben befindet sich ein Rückflusskühler, der dafür sorgt, dass das dampfförmige Fluid kondensiert und in das Gefäß zurücktropft. Durch die Rotation des Rührknochens wird eine gute Durchmischung des heißen Öles gewährleistet. Der Rückflusskühler und der Zweihalskolben werden durch eine Metallklammer miteinander verbunden.

1.7.4 Analysenwaage

Die Wägung der Verschleißprobekörper vor und nach dem Versuch wurde am Institut für Chemie der Kunststoffe mit einer Analysenwaage, Fabrikat KB BA 100, Sartorius AG, Göttingen, mit einer Genauigkeit von $\pm 0,01$ mg durchgeführt.

1.7.5 FRT-Gerät zur Bestimmung des Verschleißvolumens

Zur optischen Bestimmung des Verschleißvolumens wurden die Probekörper ebenfalls vor und nach den Versuchen mittels Oberflächentopografiemessgerät

optisch vermessen. Die aus beiden Volumina gebildete Differenz entspricht dem Verschleißvolumen.

Dieses Mikroskop funktioniert nach dem konfokalen Messverfahren und kann wie folgt beschrieben werden.

1.7.5.1 Beschreibung des konfokalen Messverfahren

Bei den konfokalen Messverfahren wird das Licht einer geeigneten Lichtquelle (Halogenlampe oder Laserdiode im Fall des Laserkonfokalmikroskops) durch eine Lochblende (Pinhole, P1) fokussiert, über ein System von konfokalen Linsen (L1, L2) auf die Oberfläche des Messobjektes projiziert, von der Oberfläche reflektiert und über Linsen (L2 und L4), einen Strahlteiler (M1) und eine weitere Lochblende (Pinhole P2) zu einem Detektor (zumeist CCD-Zeile) geleitet (Abb. 56).

Bei einer konfokalen Linsenordnung führt bereits ein geringer Distanzunterschied der Oberfläche des Messobjektes vom Brennpunkt der Objektivlinse zu einer deutlichen Aufweitung des Lichtpunktes. Der aufgeweitete Lichtpunkt wird durch die Linsen L2 und L4 erneut aufgeweitet. Die durch die Lochblende P2 zum Detektor gelangende Lichtintensität ist somit sehr gering. Lediglich Oberflächenbereiche im sehr geringen Schärfentiefebereich werden mit hoher Intensität erfasst. Erfasst man die detektierte Lichtintensität über der Höhe, so kann über das Maximum der Intensitätskurve auf die Höhe des Messobjektes geschlossen werden [17, 18].

Die konfokale Linsenordnung wird in konfokalen Mikroskopen und konfokalen Punktsensoren eingesetzt. Die konfokalen Mikroskope, welche einen bestimmten, festliegenden Bildausschnitt erfassen, sind bei verschiedenen Anwendungen schneller als die konfokalen Punktsensoren, haben aber den Nachteil der geringen Flexibilität und des kleinen lateralen Messbereichs.

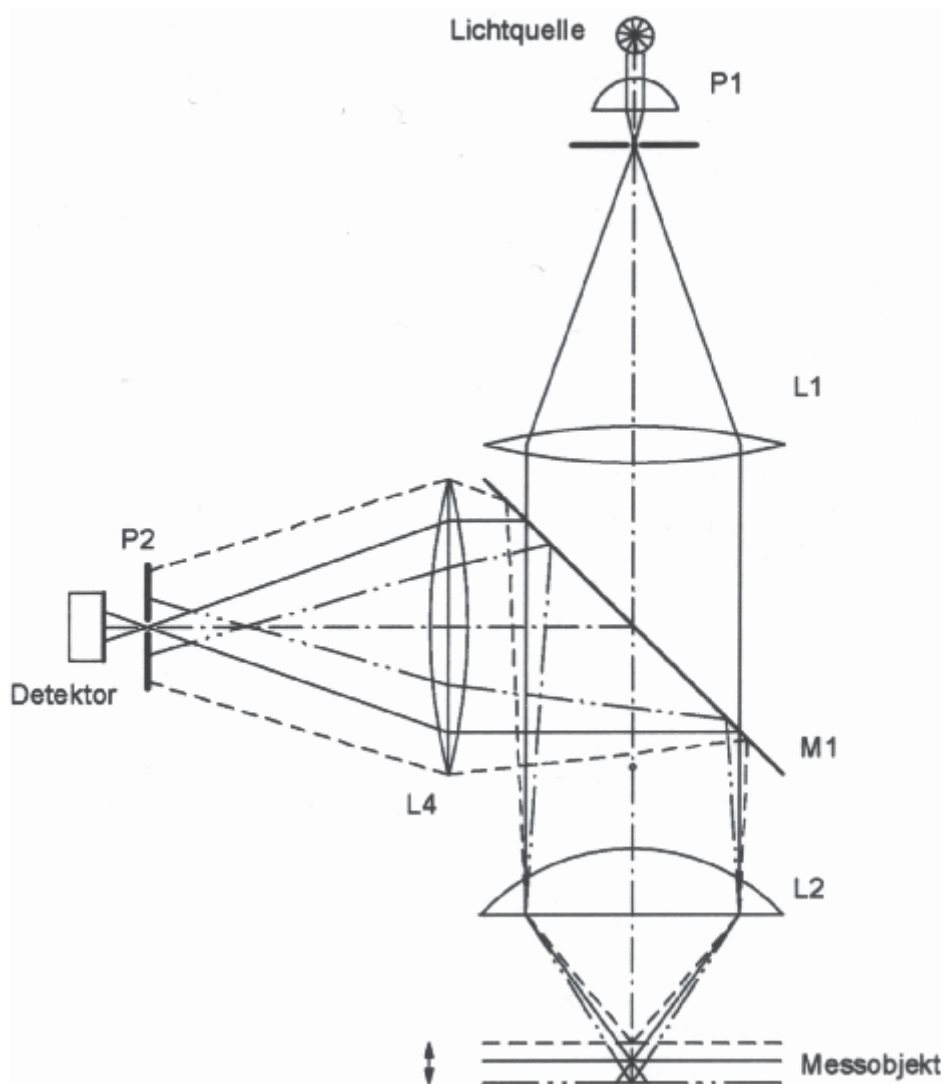


Abb. 56: Strahlengang am konfokalen Mikroskop bei unterschiedlicher Höhe des Messobjekts [17]

Mit den konfokalen Punktsensoren wird immer nur ein Punkt der Oberfläche erfasst. Zur Erfassung eines ausgedehnten Oberflächenbereiches muss daher die Position des Messflecks über die Oberfläche in x - und y -Richtung gerastert werden. Mit Ausnahme des chromatisch kodierenden konfokalen Punktsensors erfordert eine komplette (3D-)Topografieaufnahme die zusätzliche Variation des vertikalen Abstandes zwischen Messkopf und Messobjekt. Für jeden Punkt x, y der Oberfläche wird der Höhenabstand z bestimmt, bei dem die Lichtintensität auf dem Detektor maximal wird. Die dem Intensitätsmaximum zuzuordnende z -Position ergibt somit die Objekthöhe am betrachteten Punkt [18].

1.7.5.2 Oberflächentopografiemessgerät

Das verwendete Oberflächentopografiemessgerät FRT MicroProf®, Hersteller: Fries Research & Technology, Bergisch Gladbach, Deutschland, Gerätenummer: MPR1080, besitzt zwei konfokale Punktsensoren mit chromatischer Kodierung, wobei für die Messungen in dieser Arbeit lediglich der Sensor mit dem vertikalen Messbereich von $300\ \mu\text{m}$ eingesetzt wird. Weitere Eckdaten zum Oberflächentopografiemessgerät FRT MicroProf® sind in Tab. 8 aufgeführt.

Tab. 8 Technische Daten des Topografiemessgerätes FRT MicroProf® am PCCL [18].

Messprinzip	Konfokales Weißlicht mit chromatischer Kodierung	
Primärer Anwendungsbereich	Rauheit und Topografie von Metall- und Kunststoffoberflächen	
Maximales Probengewicht	15 kg	
Maximale Probenhöhe	100 mm	
Messfläche	200 mm x 200 mm	
Vertikaler Messbereich (Sensor 1/Sensor 2)	300 µm	3.000 µm
Laterale Auflösung (Sensor 1/Sensor 2)	< 2 µm	5 µm
Vertikale Auflös. lokal (Sensor 1/Sensor 2)	< 20 nm	50 nm
Maximale Messrate	1.000 Hz	
Maximaler Messwinkel zur Oberfläche	± 30° bei spiegelnden Proben > ± 30° bei rauen Proben	

1.8 Verwendete Verschleißwerkstoffe

Die für die Verschleißmessungen verwendeten Verschleißproben (Abb. 50 u. Abb. 57) der 2 Stahltypen Böhler M200 und Böhler M300 wurden von der Fa. 2W-System Werkzeug und Formenbau GmbH., 4542 Nußbach mit folgenden Abmessungen gefertigt und paarweise in die Verschleißapparatur eingebaut.

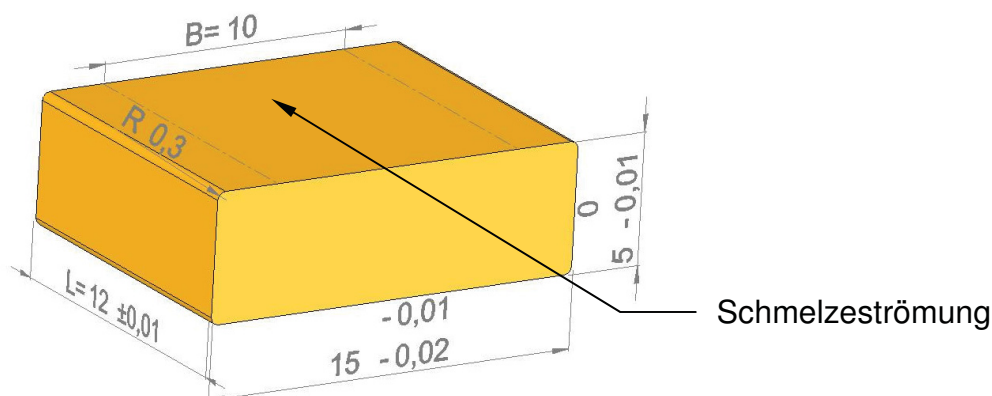


Abb. 57: 3D-Draufsicht der Verschleißproben für unsere Apparatur, $R_z \approx 2 \mu\text{m}$, $R_a \approx 0,2 \text{ bis } 0,3 \mu\text{m}$, Schleifrichtung = Strömungsrichtung der Schmelze [20]; $L = L_{vs} \dots$ Länge der Verschleißfläche, $B = B_{vs} \dots$ Breite der Verschleißfläche

Bei vorangegangenen Versuchen zeigte sich, dass der Einbau von scharfkantigen Probekörpern nahezu unmöglich ist. Schlimmstenfalls hatte dies sogar einen Materialabtrag zur Folge, welcher auf die Herstellung des Probenhalters mittels „Funkenerosivem Schneidens“ zurückzuführen ist. Dabei ergibt sich bei Durchbrüchen in Ecken zwangsweise ein Radius, als Summe von Drahradius und Funkenspalt. Kanten von Einsätzen müssen daher mindestens mit diesem Radius abgerundet werden. Für die Probekörper wurde für die Seitenkanten ein Radius von 0,3 mm gewählt.

Für die Vergleichbarkeit der Ergebnisse ist die Bearbeitungsrichtung (quer oder in Fließrichtung der Schmelze) der Verschleißproben entscheidend. In dieser Versuchsreihe entspricht die Bearbeitungsrichtung der Fließrichtung.

1.9 Verwendete Kunststoffe

Für die Versuche werden ein Polyamid 66 ohne Kurzglasfaserverstärkung (PA66; Handelsname Ultramid A3W), ein Polyamid 66 mit 35 % Massenanteil Kurzglasfaserverstärkung (PA66-GF35; Handelsname Ultramid A3WG7) und ein Polyamid 66 mit 50 Massen-% Kurzglasfaserverstärkung (PA66-GF50; Ultramid A3WG10) verwendet, welche bei der Fa. BASF AG, Ludwigshafen/D, erhältlich sind.

In den folgenden Abbildungen (Abb. 58 bis Abb. 66) sind die Fließ- und Viskositätskurven sowie pVT-Diagramme der verwendeten Polymere bei unterschiedlichen Temperaturen gegenübergestellt [50].

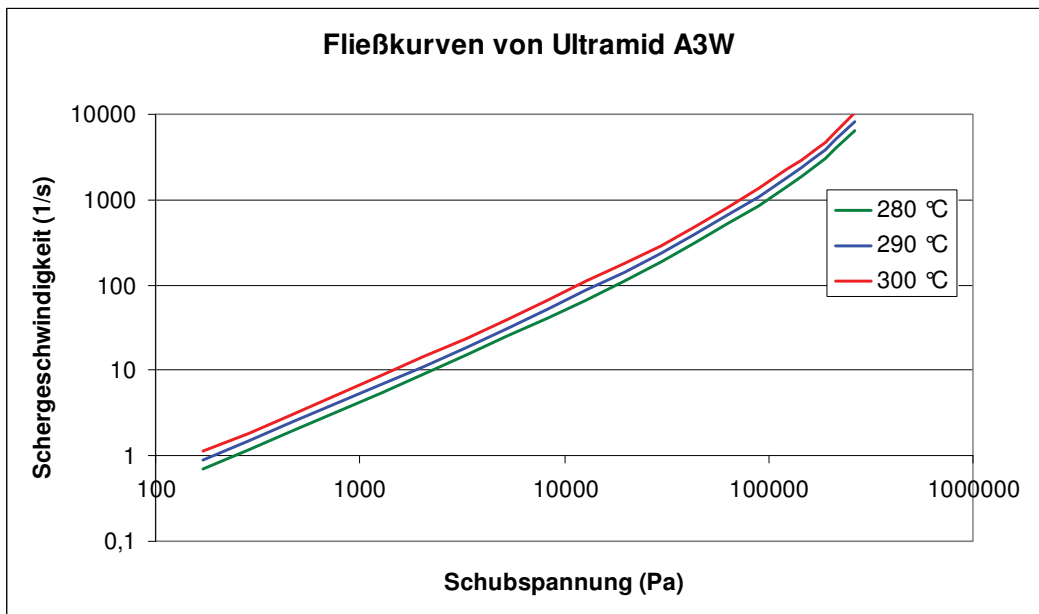


Abb. 58: Fließkurven von Ultramid A3W bei 280, 290 und 300 °C

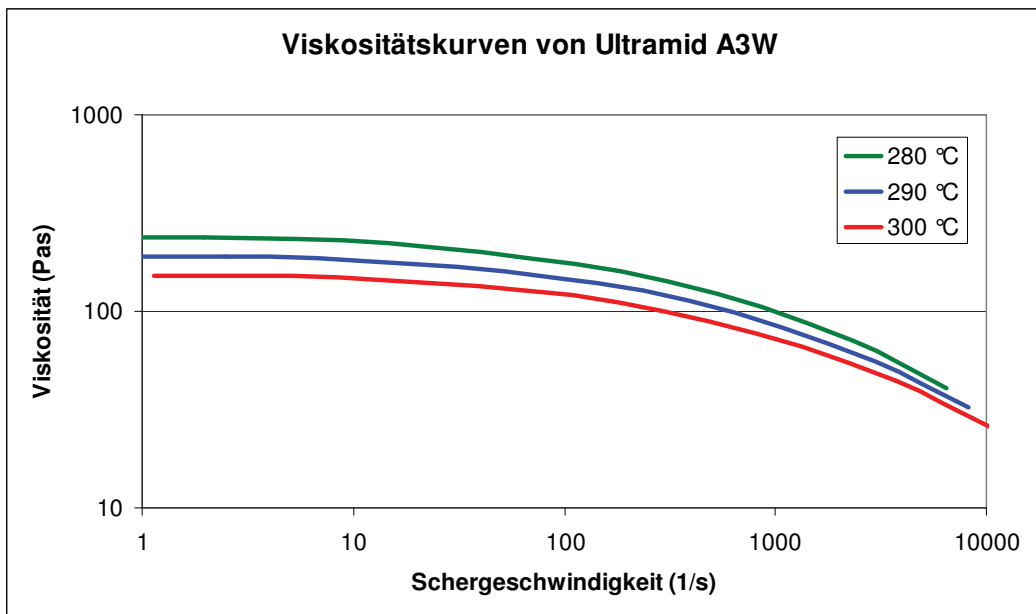


Abb. 59: Viskositätskurven von Ultramid A3W bei 280, 290 und 300 °C

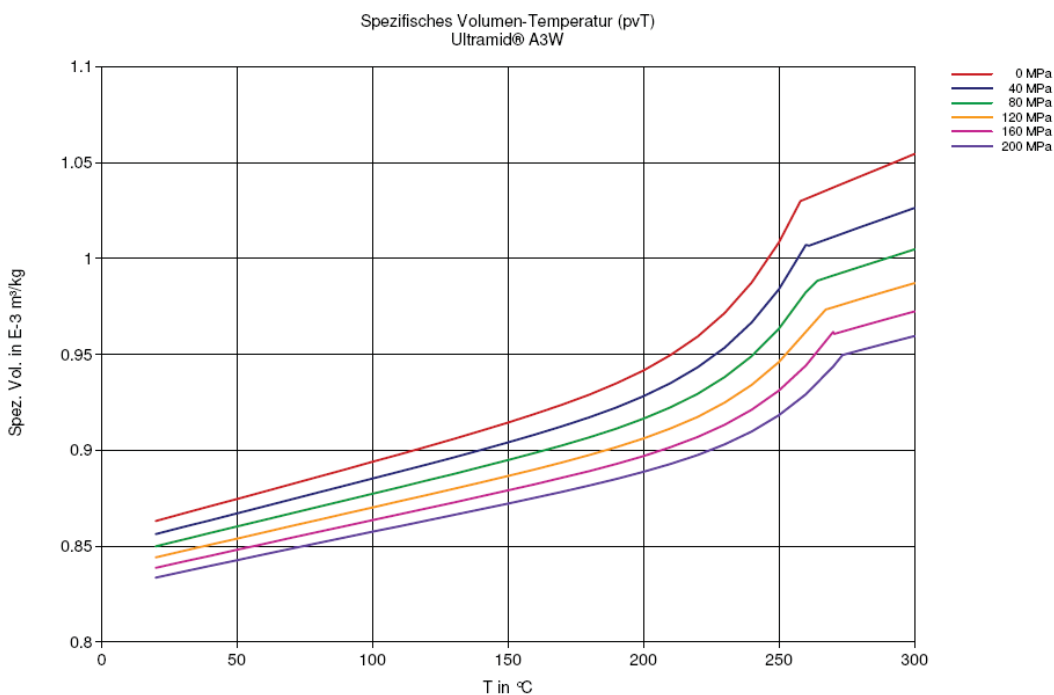


Abb. 60: pvT-Diagramm des PA66 Ultramid A3W

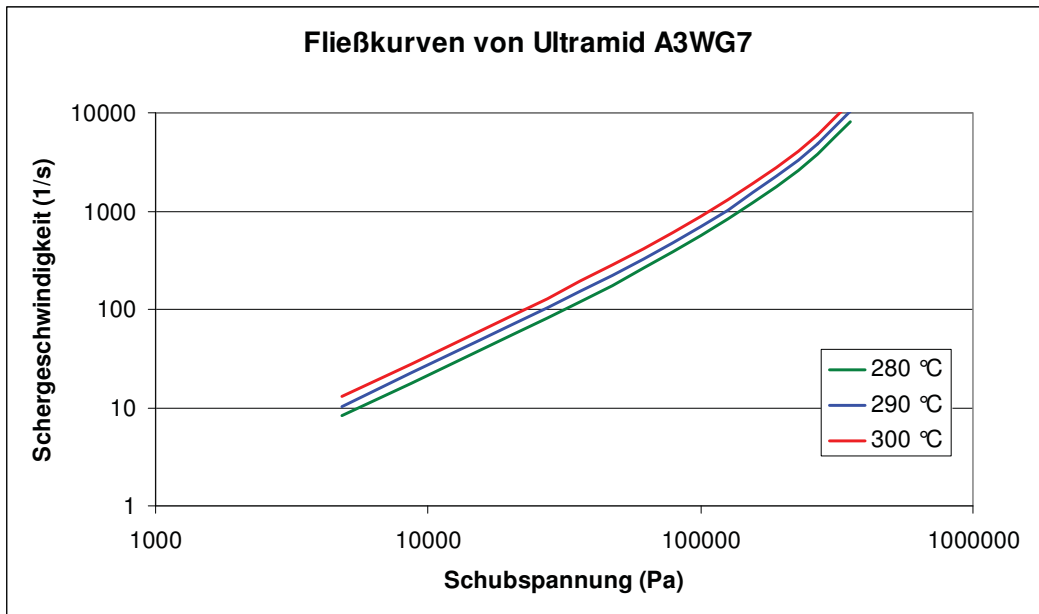


Abb. 61: Fließkurven von Ultramid A3WG7 bei 280, 290 und 300 °C

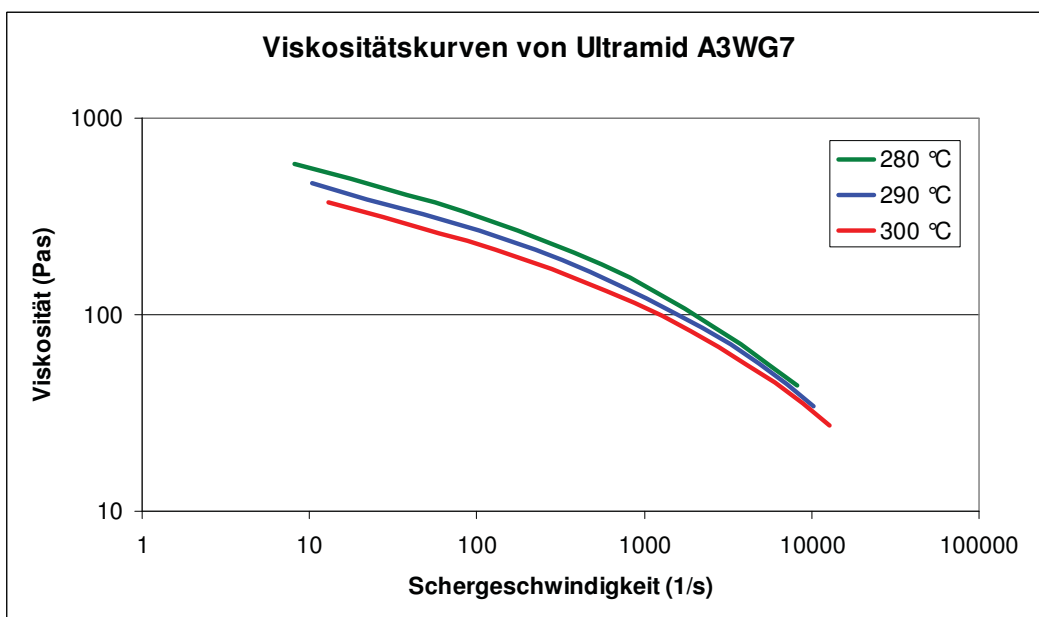


Abb. 62: Viskositätskurven von Ultramid A3WG7 bei 280, 290 und 300 °C

3. Experimenteller Teil

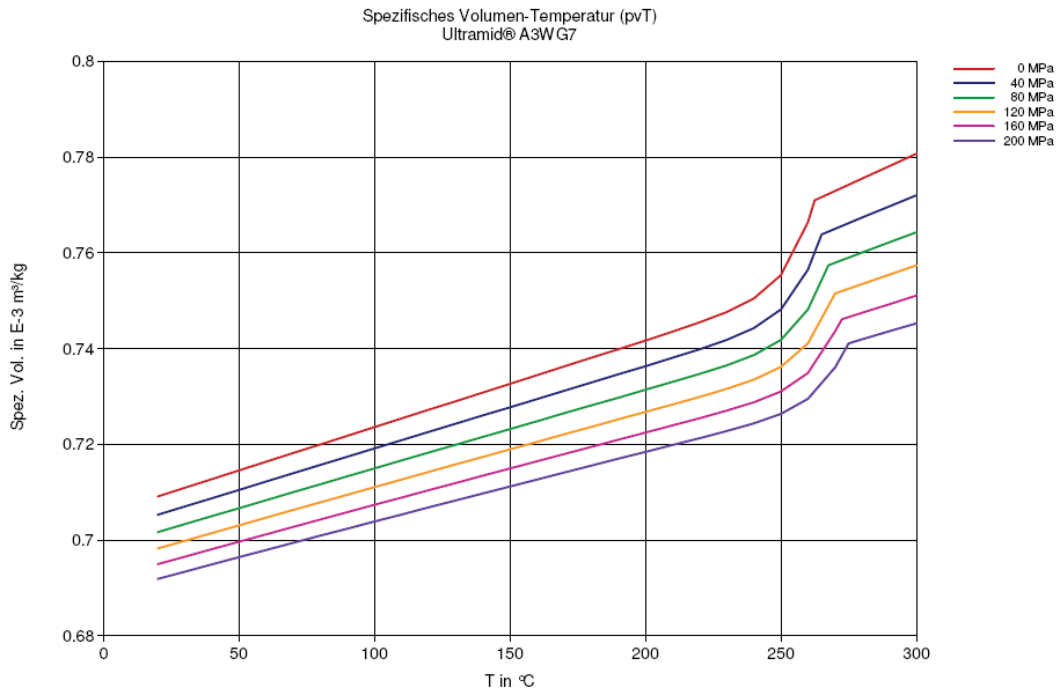


Abb. 63: pVT-Diagramm des PA66-GF35 Ultramid A3WG7

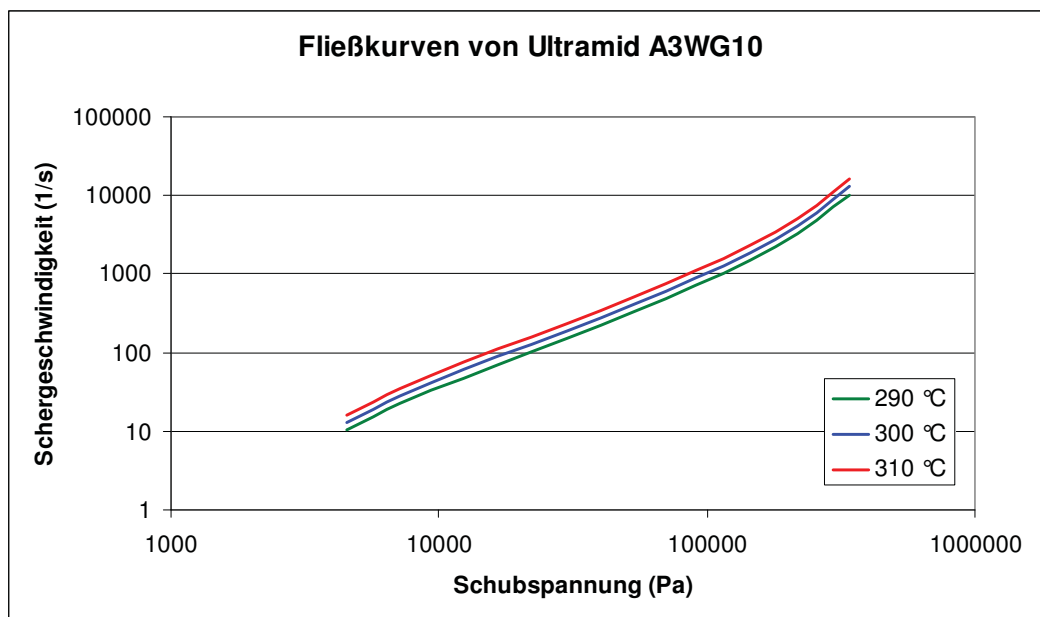


Abb. 64: Fließkurven von Ultramid A3WG10 bei 290, 300 und 310 °C

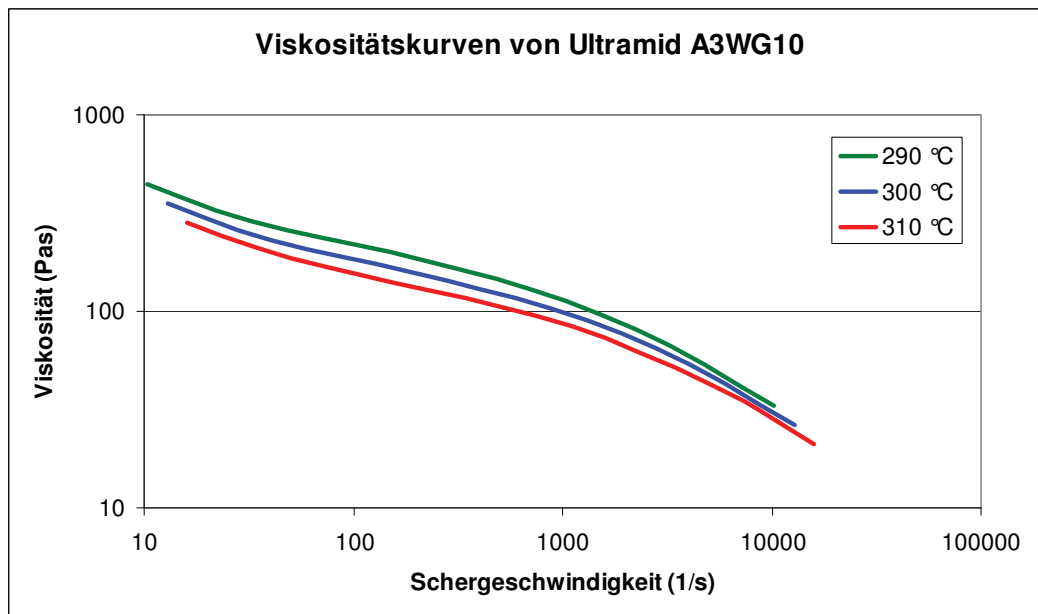


Abb. 65: Viskositätskurven von Ultramid A3WG10 bei 290, 300 und 310 °C

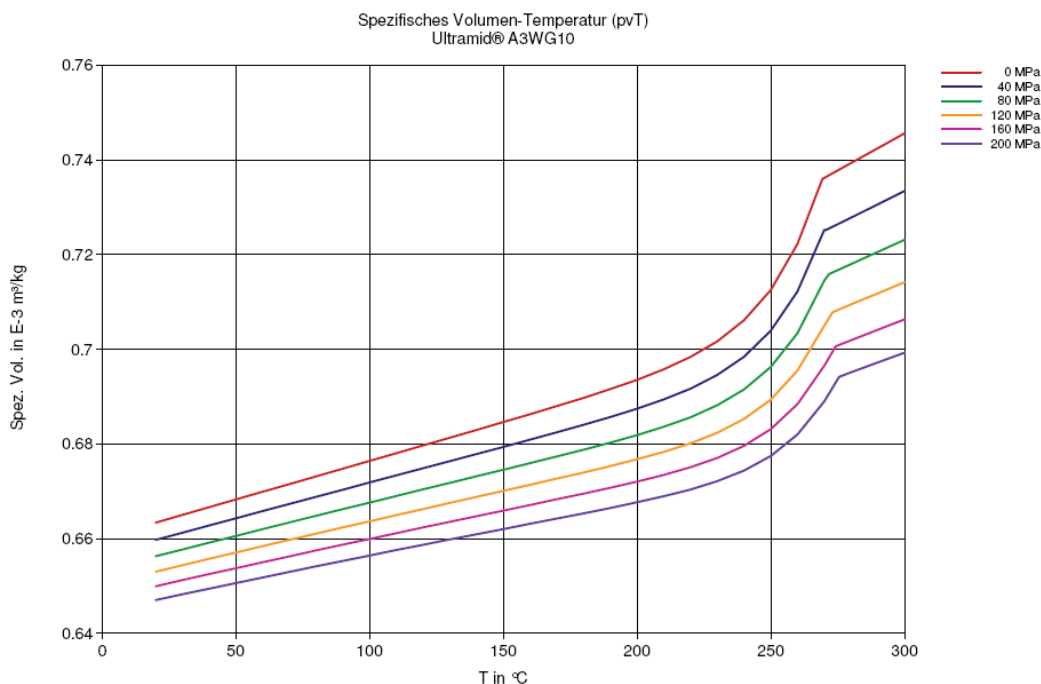


Abb. 66: pvT-Diagramm des PA66-GF50 Ultramid A3WG10

Die mit steigendem Massenanteil an Glasfasern verbundene höhere Viskosität ist beim Vergleich von Abb. 59, Abb. 62 und Abb. 65 deutlich ersichtlich. Weiters ist zu sehen, dass mit steigendem Füllstoffgehalt der schergeschwindigkeitsunabhängige Bereich der Viskosität (Nullviskosität) geringer wird bzw. gänzlich verschwindet.

Aus Abb. 60, Abb. 63 und Abb. 66 ist ersichtlich, dass mit steigendem Füllstoffgehalt des Kunststoffes die Dichte steigt und gleichzeitig die Temperaturabhängigkeit sinkt.

1.10 Versuchsdurchführung

1.10.1 Kennzeichnung der Proben und untersuchte Materialpaarungen

Zwischen den einzelnen Verschleißmessungen werden die Proben aus der Verschleißmessapparatur ausgebaut, gereinigt, abgewogen und optisch vermessen. Um die Verschleißplättchen danach wieder in gleicher Anordnung einbauen zu können, werden sie vor dem ersten Wiegevorgang auf der Rückseite mit DIN-Stahlbezeichnung, zu überspritzendem Kunststoff und Einbauposition (oben/unten) gekennzeichnet.

Tab. 9 beschreibt die Materialpaarungen an den sechs Proben. Jede Kunststofftype wird an beiden Stahlproben getestet.

Tab. 9: Benennung der Probekörper und Materialpaarung

Probe	1	2	3	4	5	6
Stahl	1.2312	1.2312	1.2312	1.2316	1.2316	1.2316
Rohstoffhersteller	BASF	BASF	BASF	BASF	BASF	BASF
Polyamid 66-Type	Ultramid A3W	Ultramid A3WG7	Ultramid A3WG10	Ultramid A3W	Ultramid A3WG7	Ultramid A3WG10

1.10.2 Maschineneinstellungen

Bei den Verschleißmessungen werden die in Tab. 10 angeführten Prozessparametereinstellungen an der Spritzgießmaschine gewählt, die schon bei früheren vergleichbaren Versuchen angewandt wurden.

Tab. 10: Gewählte Prozessparameter – Einstellungen an der Spritzgießmaschine für die Verschleißmessungen

Prozessparameter	Einstellung für beide Materialien
Verschleißspalt	0,5 mm
Dosiervolumen	110 cm ³
Dosierdrehzahl	ca. 300 min ⁻¹
Mittlerer Einspritzstrom	64,3 cm ³ /s
Temperierung	Zylinderzone 3 (trichterseitig) = 280 °C
	Zylinderzone 2 = 285 °C
	Zylinderzone 1 (düsenseitig) = 290 °C
	Düse = 295 °C
	Verschleißwerkzeug = 295 °C
Massetemperatur	295 °C

Der Spritzgießzyklus beschränkt sich hier auf das Aufdosieren und Einspritzen, da ein Werkzeugöffnen, Auswerfen des Spritzlings, Abheben der Düse, usw. aufgrund des Aufbaus der Verschleißapparatur nicht notwendig ist.

Um einen möglichst hohen Verschleiß zu erzielen, müssen die Wandschubspannung und die Wandschergeschwindigkeit möglichst groß sein. Das erreicht man durch die Einstellung der maximal möglichen Schneckenvorlaufgeschwindigkeit, wodurch die Einspritzzeit auf ein Minimum sinkt. Dafür wurden an der Spritzgießmaschine die Schneckenvorlaufgeschwindigkeit und der Spritzdruck auf die größtmöglichen Werte eingestellt.

1.10.3 Ausbau und Reinigung der Verschleißproben

Nach dem Spritzgießprozess wird die Probenhalterung mit zwei Abdrückschrauben vom Werkzeug ausgebaut und die Verschleißproben mittels geschlitztem Messingprofilstab und einem Hammer vorsichtig aus der Verschleißprobenhalterung heraus geklopft. Zwecks einfacherer Demontage wird dies alles im heißen Zustand durchgeführt (plastisches Polymer).

Danach werden die Proben in den Zweihalskolben des Reinigungsaufbaus (siehe Abb. 54) gegeben, um die restliche Kunststoffformmasse von den Verschleißplättchen zu lösen. Der Lösungsvorgang dauert mindestens 8 Stunden bei einer Temperatur von ca. 180 °C.

Nach dem Lösen des Polyamids werden die Probekörper mit Aceton gewaschen, mit dem Extruderreinigungsmittel „Arnex“ [27] und einem Baumwolltuch die letzten Verunreinigungen sorgfältig entfernt und anschließend nochmals mit Aceton gewaschen.

Der Kunststoff ist dann vollständig entfernt, wenn die Probenoberfläche wieder metallisch glänzt.

Weiters sind auch die restlichen Teile der Plättchenverschleißapparatur penibel zu reinigen, da dies Grundvoraussetzung für die einfache und die damit verbundene beschädigungsfreie Montage der Proben ist. Hierfür eignet sich besonders eine Messingrundbürste.

1.10.4 Abwiegen der Proben

Das exakte Abwiegen der Proben ist der eigentliche Verschleißmessvorgang. Die Verschleißproben werden vor und nach dem Spritzvorgang gewogen. Die Massedifferenz ist ein Maß für den Verschleiß.

Mit Hilfe der Analysenwaage des Institutes für Chemie der Kunststoffe kann die Masse der Proben auf $\pm 0,01$ mg genau bestimmt werden. Jede Probe wird 5-mal gewogen und daraus der arithmetische Mittelwert bestimmt.

Beim Abwiegen werden die Proben mit einer Pinzette auf eine am Wiegeteller befindliche Fotofilmdose gelegt. Die Proben dürfen hierbei nicht mit den Fingern berührt werden (Fingerfett). Zwischen den 5 Wiegungen dürfen die Proben nicht abgesetzt werden, da eventuelle Verunreinigungen den Messwert verfälschen würden. Die Kunststoffdose dient zur Minimierung des magnetischen Einflusses auf die Messergebnisse.

1.10.5 Bestimmung des Verschleißvolumens mittels FRT-Gerät

Um die Genauigkeit des Abwiegens und eventuell systematische Fehler wie z.B. das Reinigen der Probekörper mit „Arnex“ [27] einschätzen zu können, wird an den Stahlproben mit dem FRT-Gerät das Verschleißvolumen bestimmt.

Dazu werden die Plättchen vor und nach dem Versuch vermessen und daraus die Differenz ermittelt.

Ergebnisse

1.11 Gewonnene Informationen aus den praktischen Versuchen

Die mit den Sensoren der Verschleißapparatur erfassten Daten können bereits während der Versuchsphase ausgewertet werden. Sie dienen in erster Linie zum Vergleich mit den berechneten Werten. Nach erfolgter Reinigung der Stahlproben kann der Verschleiß bewertet werden.

1.11.1 Temperaturentwicklung im Verschleißspalt

Für die Berechnung der mittleren Schmelztemperatur $\bar{T}_{(x)}$ im Verschleißspalt an verschiedenen axialen Positionen x ist für geringere Strömungsgeschwindigkeiten die Schmelzekanal-Wandtemperatur (Gl. 11) von Bedeutung. Sie gibt Informationen über die durch Reibarbeit (Scherdissipation sowie Reibarbeit infolge der Glasfasern) entstehende Wärme.

Aufgrund der hohen Strömungsgeschwindigkeit im Verschleißspalt handelt es sich in dieser Versuchsreihe um ein annähernd adiabates System, wobei die berechnete Werkzeugwandtemperatur (Abb. 67) für weiterführende Berechnungen nicht mehr benötigt wird (siehe Gl. 9 und Gl. 10).

Abb. 67 zeigt den Temperaturverlauf über mehrere Versuchszyklen (Aufdosieren, Einspritzen, neu Aufdosieren usw.). 1 Messpunkt entspricht dabei 0,02 Sekunden. Daraus ergibt sich eine Zyklusdauer von ca. 7 Sekunden.

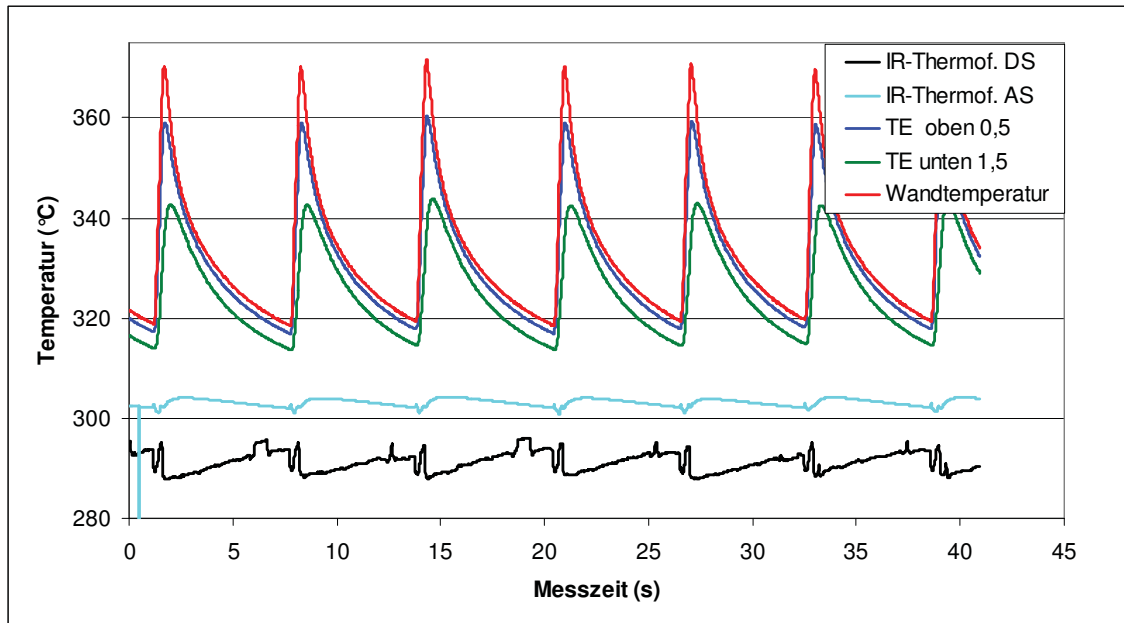


Abb. 67: Temperaturentwicklung im Verschleißspalt über 7 Spritzzyklen;
Stahl: 1.2316; Kunststoff: Ultramid A3WG7

Die Verschleißoberflächentemperatur schwankt während eines Zyklus mehr als 50°C und steigt auf ein Maximum von ca. 370°C.

Die mit den Infrarotfühlern gemessenen mittleren Schmelzetemperaturen vor und nach dem Verschleißspalt, die einen wandnahen Mittelwert über die Eindringtiefe der Infrarotstrahlung darstellen, sind deutlich niedriger und auch wesentlich geringeren Schwankungen unterworfen. Die höhere Schmelzetemperatur nach dem Verschleißspalt ist gut zu erkennen.

Abb. 68 zeigt die aus den Experimenten ermittelte durchschnittliche Wandtemperatur im Verschleißspalt für die 6 in Tab. 9 angeführten Materialpaarungen.

Die glasfaserverstärkten PA66-Typen zeigen wie erwartet eine höhere Wandtemperatur, allerdings sind die Unterschiede zwischen Ultramid A3WG7 und Ultramid A3WG10 nicht signifikant. Der schlechter wärmeleitende höher legierte Stahl 1.2316 zeigt wie erwartet eine höhere Wandtemperatur als der Stahl 1.2312.

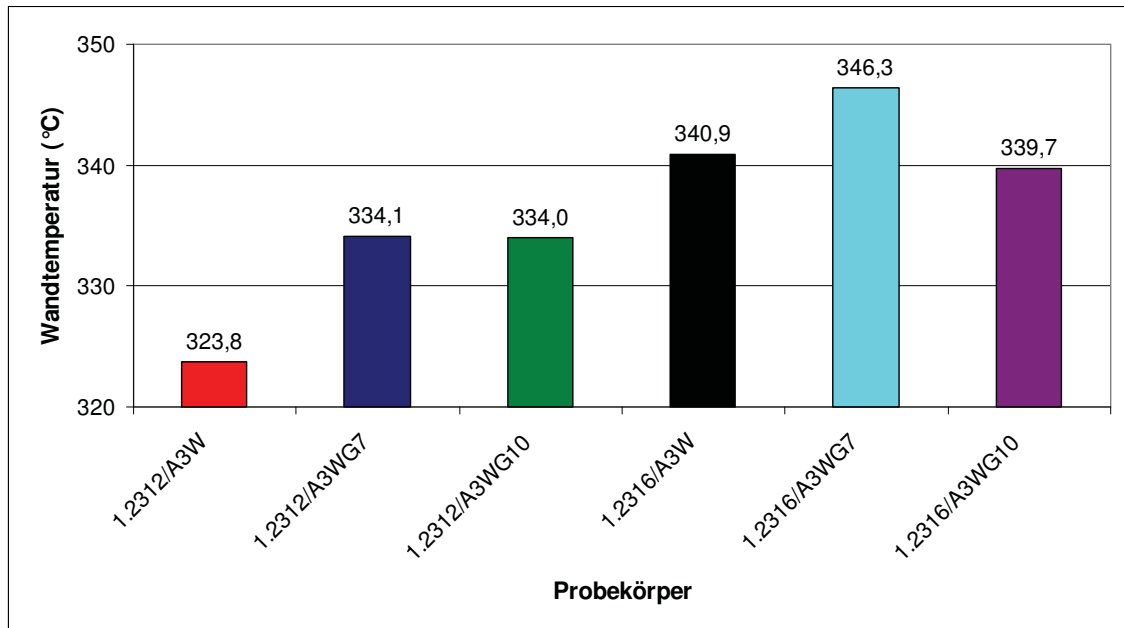


Abb. 68: Mittlere Wandtemperatur bei den sechs Versuchskombinationen

Weiters ist aus den Messungen erkennbar, dass für den gering verschleißbeständigen Stahl 1.2312 mit fortschreitender Versuchsdauer, also mit verschleißbedingt steigender Spalthöhe und damit sinkender Strömungsgeschwindigkeit, eine Senkung der Wandtemperatur eintritt (Abb. 69).

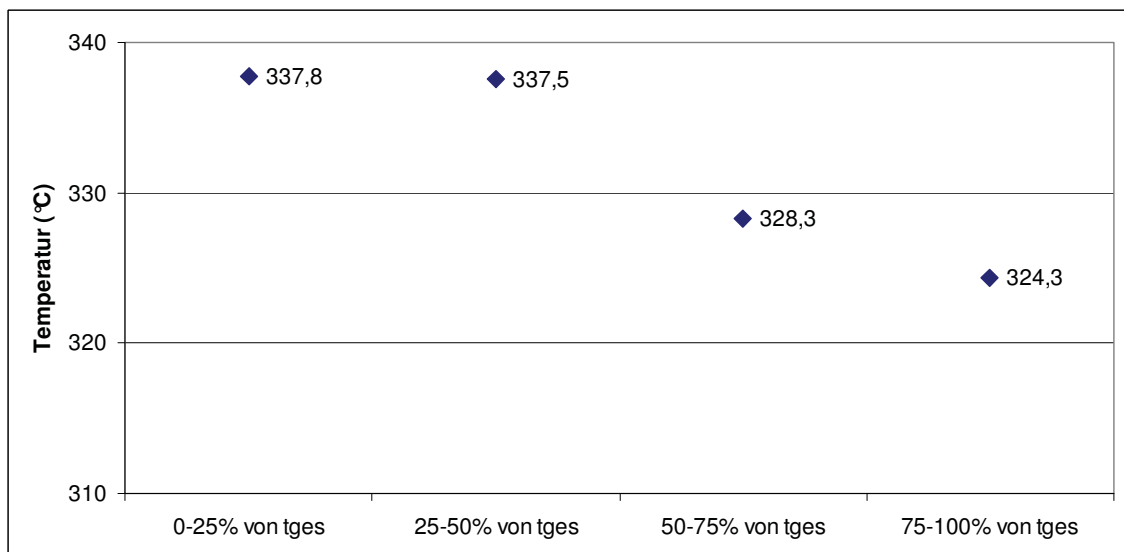


Abb. 69: Berechnete mittlere Wandtemperatur in Abhängigkeit des Zeitabschnittes der gesamten Versuchsdauer (Überspritzung von 25 kg Polymer); Stahl: 1.2312; Kunststoff: Ultramid A3WG7
 t_{ges} ...gesamte Einspritzzeit = 301,4 s

1.11.2 Druckabfall zwischen den Drucksensoren

Abb. 70 zeigt die gemessenen Drücke der beiden Drucksensoren während einer Serie von 7 Messzyklen für den Stahl 1.2316. Der Sensor nach dem Verschleißspalt zeigt grundsätzlich keine Abweichungen vom Umgebungsdruck an.

Dies ist wahrscheinlich auf den sehr geringen Druckverbrauch für das Austreten der Schmelze aus der Apparatur zurückzuführen.

Innerhalb jedes Verschleißzyklus kommt es, bedingt durch die Dissipation, beim Verspritzen des Dosiervolumens zu einer Massetemperaturerhöhung, die wegen der Viskositätserniedrigung zu einem Druckabfall von bis zu 80 bar führt.

Tritt kein Verschleiß auf, so bleibt dieser Druckabfall wegen der konstant bleibenden Verschleißspalthöhe von Schuss zu Schuss konstant.

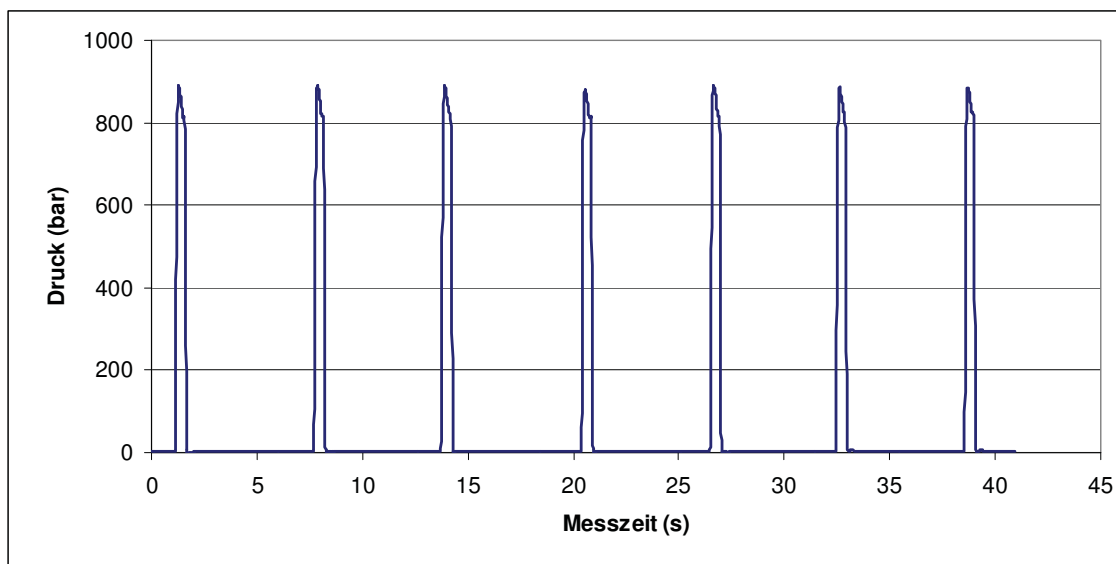


Abb. 70: Druckabfall im Verschleißspalt über die Spritzzyklen
Stahl: 1.2316; Kunststoff: Ultramid A3WG7

Zur Berechnung des mittleren Druckabfalls im Verschleißspalt (siehe Gl. 13) werden nur all jene Messwerte herangezogen, die mindestens 90 % des Druckmaximums entsprechen. Vergleicht man Abb. 70 mit Abb. 71, dann wird die gute Beschreibung des gemessenen Druckabfalls während des Einspritzvorgangs mit dieser Datenfilterung ersichtlich. Dies gilt auch für alle anderen untersuchten Werkstoffkombinationen (Tab. 9).

Besonders bei verschleißbeständigeren Stählen, in diesem Fall 1.2316, wird mit steigendem Füllstoffgehalt (Glasfasern) der erhöhte Druckbedarf ersichtlich (Abb. 72). Dieses Bild zeigt den durchschnittlichen Druckabfall zwischen dem vor und nach dem Verschleißspalt eingebauten Drucksensor für die 6 untersuchten Materialpaarungen und der gesamten Versuchsdauer (10 kg Ultramid A3WG10 bzw. 25 kg für die restlichen PA66-Typen). Wegen der zu erwartenden großen Abrasion und der bei der optischen Vermessung eingeschränkten Abtragshöhe von 300 μm musste bei der PA66-GF50-Type die zu verspritzende Masse an Kunststoff gesenkt werden.

Der unterschiedliche Druckbedarf für das reine Polymer kann nur mit Massetemperaturunterschieden erklärt werden.

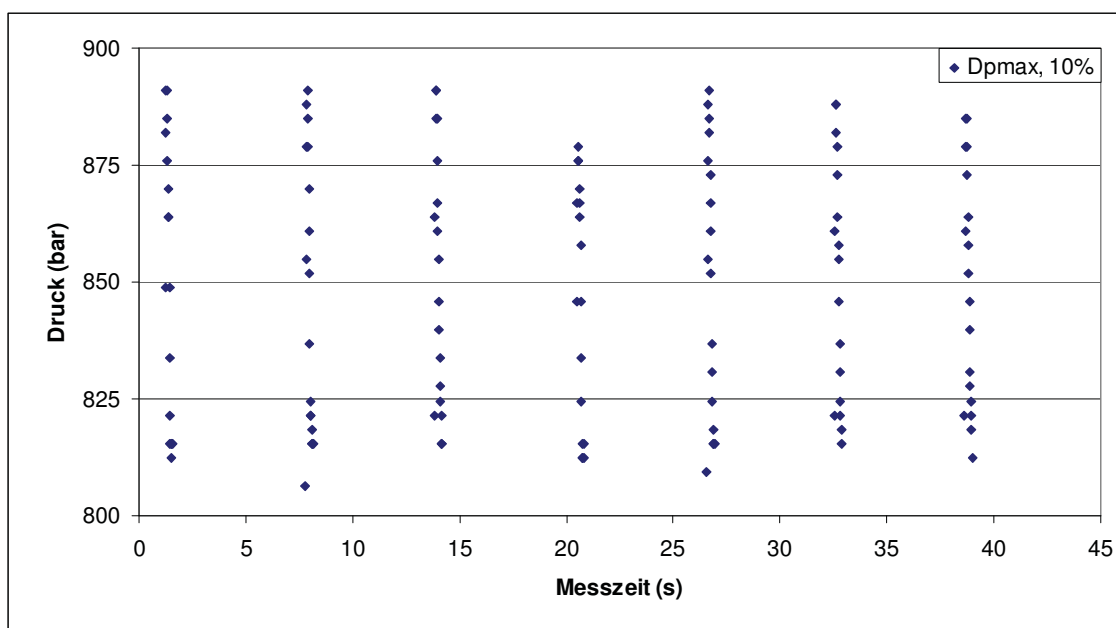


Abb. 71: Zur Berechnung des mittleren Drucks im Verschleißspalt während des Spritzzyklus verwendete Messpunkte, dargestellt für 7 Spritzzyklen; Stahl: 1.2316; Kunststoff: Ultramid A3WG7

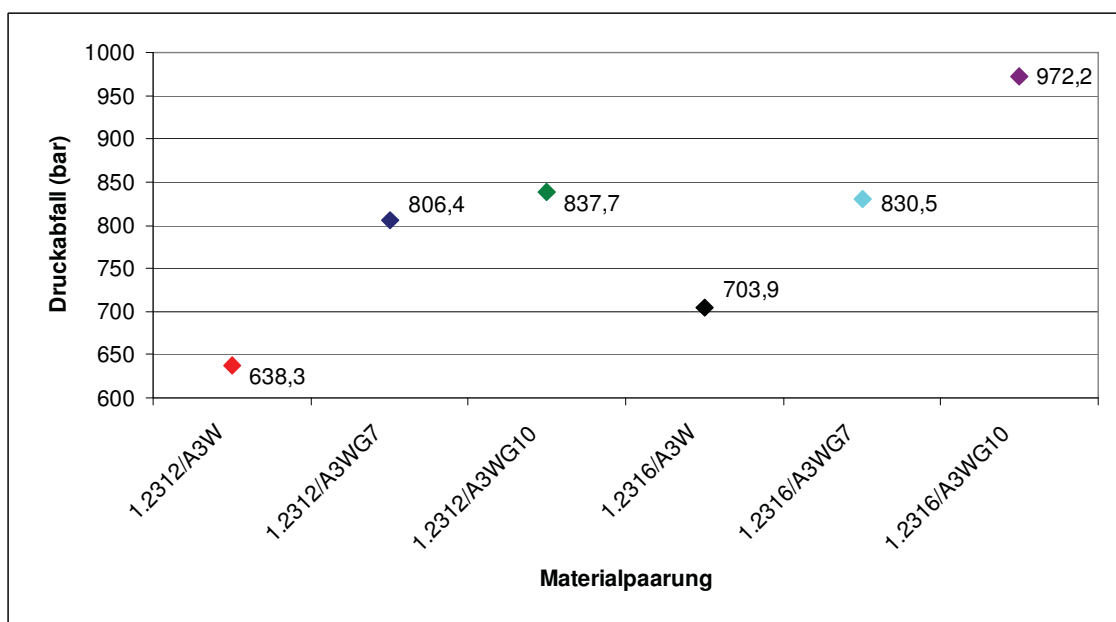


Abb. 72: Mittlerer Druckabfall zwischen den Drucksensoren bei den sechs Versuchskombinationen für die gesamte Versuchsdauer

Besonders anhand des Stahls 1.2316 ist der vom Glasfasergehalt abhängige Druckbedarf deutlich ersichtlich. Hier verändert sich auch der Druckabfall über die Versuchsdauer, im Gegensatz zum gering verschleißbeständigen Stahl 1.2312, nur geringfügig, was auf die geringe Veränderung der Spalthöhe zurückzuführen ist. Dadurch ist auch der durchschnittliche Druckabfall über die gesamte Versuchsdauer beim Überspritzen von Ultramid A3WG10 wesentlich höher als beim Stahl 1.2312.

Der geringe Unterschied des Druckabfalls zwischen Ultramid A3WG7 und Ultramid A3WG10 beim Stahl 1.2312 ist darauf zurückzuführen, dass bei der höher mit Glasfasern gefüllten PA66-Type bei Versuchsbeginn eine sehr starke Abrasion auftritt, die Spalthöhe rasch steigt und somit ein geringerer Druck zur Aufrechterhaltung der Schmelzeströmung bei vorgegebenem Volumenstrom notwendig ist.

Abb. 73 zeigt die Abhängigkeit des Druckabfalls von der Versuchsdauer (Überspritzung von 25 kg PA66-GF35) für die Materialpaarung Stahl 1.2312 / Ultramid A3WG7.

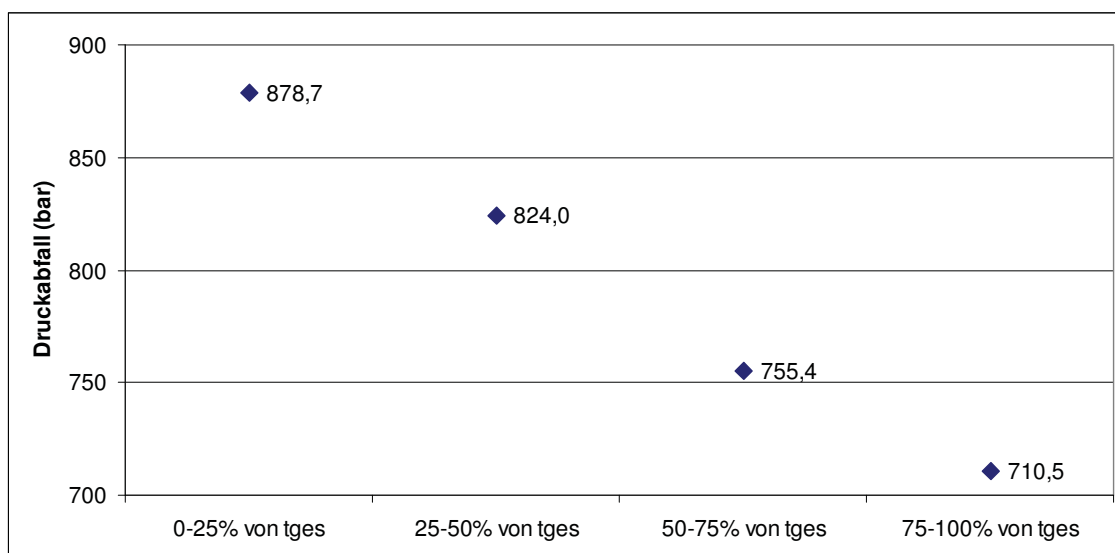


Abb. 73: Gemessener mittlerer Druckabfall in Abhängigkeit des Zeitabschnittes der gesamten Versuchsdauer (Überspritzung von 25 kg Polymer); Stahl: 1.2312; Kunststoff: Ultramid A3WG7; t_{ges} ... gesamte Einspritzzeit = 301,4 s

Der Druckabfall sinkt annähernd linear mit fortschreitender Versuchsdauer. Vergleicht man dazu Gl. 13 zur Berechnung des Druckabfalls im Rechteckspalt, dann ergibt sich für die Änderung der Spalthöhe eine Potenzfunktion. Zu Versuchsbeginn entsteht ein großer Materialabtrag, der mit fortschreitender Versuchsdauer immer geringer wird. Die Ein- und Auslaufdruckverluste wurden hierzu nicht berücksichtigt, da sie über die gesamte Versuchsdauer annähernd konstant sind.

Die gemessenen Druckabfälle und Temperaturen dienen nur zur Kontrolle der berechneten Werte. Bei den Berechnungen werden zu jedem Zeitpunkt x der Einspritzzeit, aufgrund der Änderung der Spalthöhe (Ergebnisse aus den praktischen Versuchen) die Temperaturen, Viskositäten und Druckabfälle neu berechnet.

1.11.3 Berechnung der gesamten Einspritzzeiten

Zur Berechnung der flächenspezifischen Abtragsarbeit $A_{W, spez}$ ist unter anderem die Kenntnis der gesamten Einspritzzeit t_{ges} notwendig. Dazu wird anhand der Zylindertemperatur und des voreingestellten Staudrucks (entspricht ca. 10 bar), das spezifische Volumen v_{spez} des Kunststoffes den pVT-Diagrammen

(Abb. 60, Abb. 63 und Abb. 66) entnommen, Danach wird die gesamte Einspritzzeit mittels Gl. 18 berechnet.

Da unterschiedliche Kunststoffmengen verspritzt wurden, ist zum direkten Vergleich die Einspritzzeit von je einem Kilogramm Kunststoff wesentlich aussagekräftiger.

Tab. 11 stellt die benötigte Zeit zum Verspritzen von einem kg Kunststoff und die gesamte Einspritzzeit dar.

Tab. 11: berechnete Einspritzzeit für die vordefinierte Masse an Kunststoff

Gesamteinspritzzeit t_{ges} (s)							
Materialpaarung	m_{KS} (kg)	p_{ST} (bar)	T_o (°C)	V_{pkt} (m ³ /s)	ρ (kg/m ³)	t/kg_{KS} (s/kg)	t_{ges} (s)
1.2312/A3W	25	5	295	6,43E-05	994	15,65	391,15
1.2312/A3WG7	25	5	295	6,43E-05	1290	12,06	301,40
1.2312/A3WG10	10	5	295	6,43E-05	1433	10,85	108,53
1.2316/A3W	25	5	295	6,43E-05	994	15,65	391,15
1.2316/A3WG7	25	5	295	6,43E-05	1290	12,06	301,40
1.2316/A3WG10	10	5	295	6,43E-05	1433	10,85	108,53

1.11.4 Massenabtrag

Nach Reinigung der Probekörper werden folgende Massenabträge gemessen (Tab. 12).

Tab. 12: Massenabtrag an den Probekörpern

Massenabtrag (g)							
		Materialpaarung Stahl / Schmelze					
		1.2312/A3W	1.2312/A3WG7	1.2312/A3WG10	1.2316/A3W	1.2316/A3WG7	1.2316/A3WG10
überspritzte Masse an Kunststoff (kg)	0	0	0	0	0	0	0
	10			0,125329			0,011276
	20			0,188021			0,020370
	25	0,002853	0,109127		0,000379	0,002607	
	50		0,164624		0,001503	0,006847	

Wie zu erwarten war, steigt der Materialabtrag mit steigendem Füllstoffgehalt und die Widerstandsfähigkeit des Stahls 1.2316 ist wesentlich höher als die des Stahls 1.2312.

Da unterschiedliche Massen an Kunststoff verspritzt wurden, ist zum direkten Vergleich Tab. 12 nur schlecht geeignet. Die Reduzierung der zu überspritzenden Masse an PA66-GF50 wurde notwendig, da sich bereits bei der Stahl/Kunststoffpaarung 1.2312/A3WG7 (PA66-GF35) eine unerwartet hohe Abtragshöhe herausstellte und eine nochmalige Erhöhung dieser die optische Vermessung wesentlich erschwert hätte.

Abb. 74 und Abb. 75 zeigen die grafische Darstellung aus Tab. 12, getrennt für die Stähle 1.2312 und 1.2316.

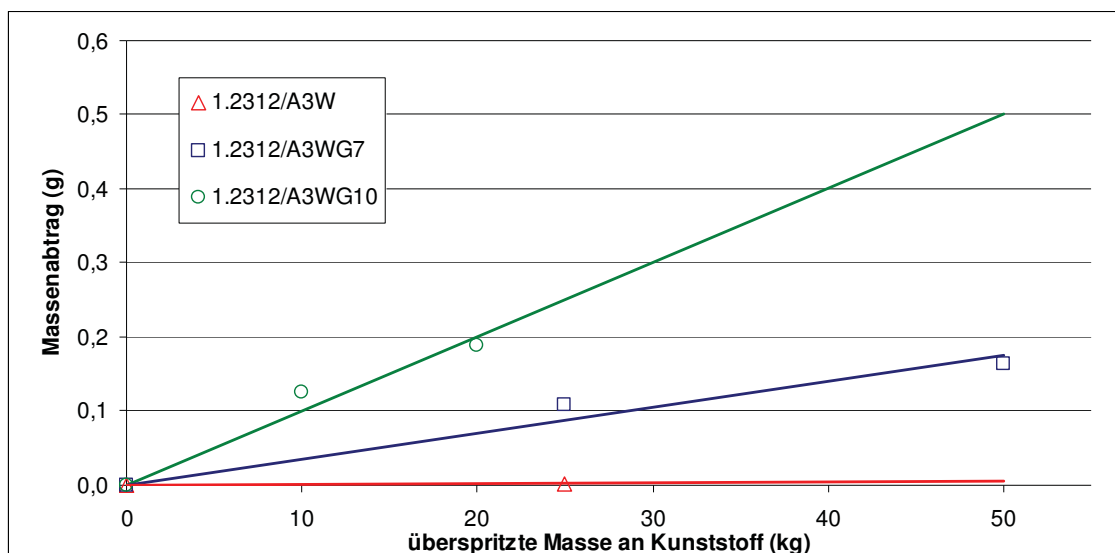


Abb. 74: Massenabtrag in Abhängigkeit von der überspritzten Masse an Kunststoff für die Proben aus 1.2312

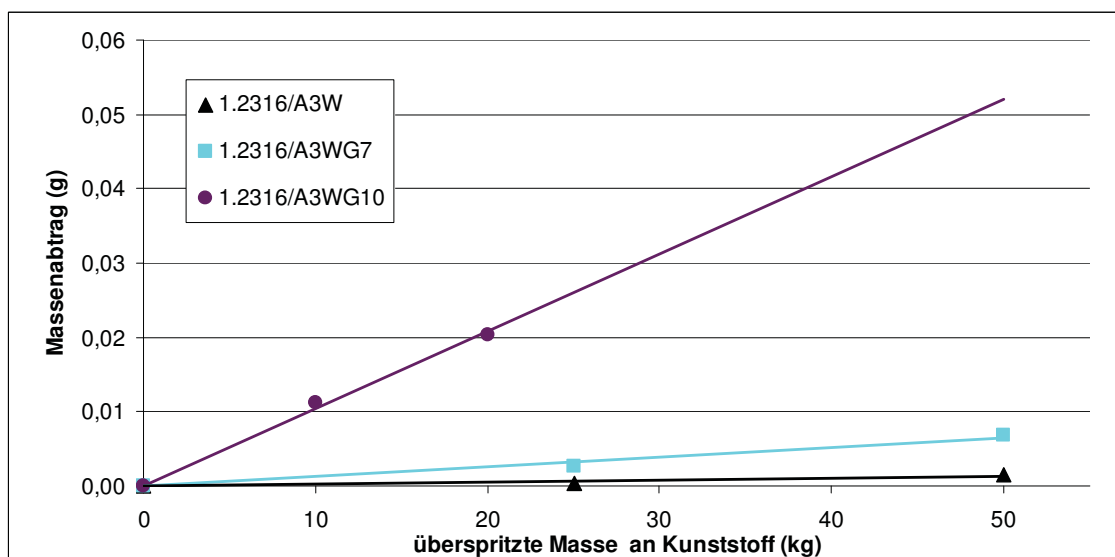


Abb. 75: Massenabtrag in Abhängigkeit von der überspritzten Masse an Kunststoff für die Proben aus 1.2316

Bei der Stahl/Kunststoffpaarung 1.2312/A3W kann nur ein Verschleißversuch verwertet werden, da nach der anschließenden Reinigung mit 4Chlorphenol ein korrosiver Angriff zu erkennen war, der den Massenabtrag negativ beeinflusst hat (Abb. 77 bis Abb. 79). Abb. 76 zeigt die Probenoberfläche für beide Stähle vor den Versuchen. Nähere Untersuchungen mit dem Lichtmikroskop machten Lochfraß-Erscheinungen nach der Reinigung deutlich erkennbar (Abb. 78 und Abb. 79). Daraufhin wurden alle folgenden Reinigungen mit o-Kresol durchgeführt. 4Chlorphenol hat den Vorteil, weniger stark toxisch als o-Kresol zu sein und könnte somit für korrosionsfreie Stähle wie 1.2316 auch in Zukunft angewendet werden.

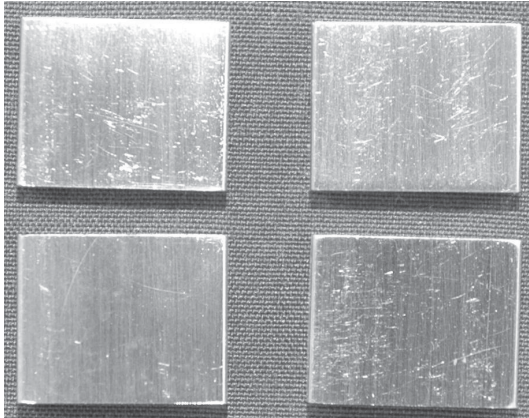


Abb. 76: Probekörper, gefertigt aus 1.2316 (links abgebildet) und 1.2312 (rechts abgebildet), vor dem Überspritzen mit BASF Ultramid A3W

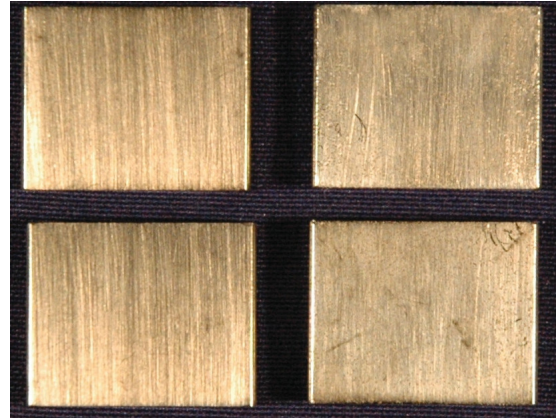


Abb. 77: Probekörper, gefertigt aus 1.2316 (links abgebildet) und 1.2312 (rechts abgebildet), nach dem Überspritzen und der Reinigung mit 4Chlorphenol

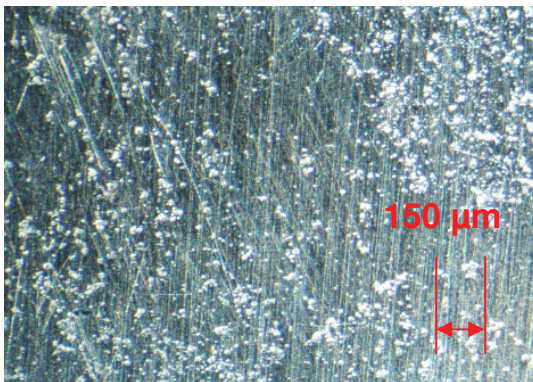


Abb. 78: Probekörper, gefertigt aus 1.2312, nach der Reinigung mit 4Chlorphenol

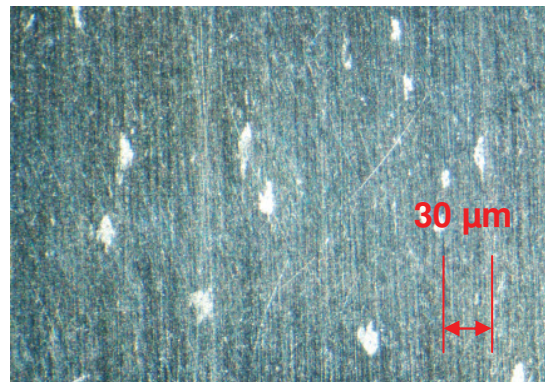


Abb. 79: Probekörper, gefertigt aus 1.2312, nach der Reinigung mit 4Chlorphenol

Weiters kann an den verschlissenen Proben (Abb. 80) mit größerem Abtrag erkannt werden, dass bei verschiedenen Stählen bei gleicher Kunststoffmenge und -type nicht nur das Verschleißvolumen unterschiedlich ist, sondern dass auch der Verschleiß entlang des Fließweges unterschiedlich ausgeprägt ist. Besonders einlaufseitig sind starke Unterschiede zu erkennen (Abb. 80 bis Abb. 82) [47].

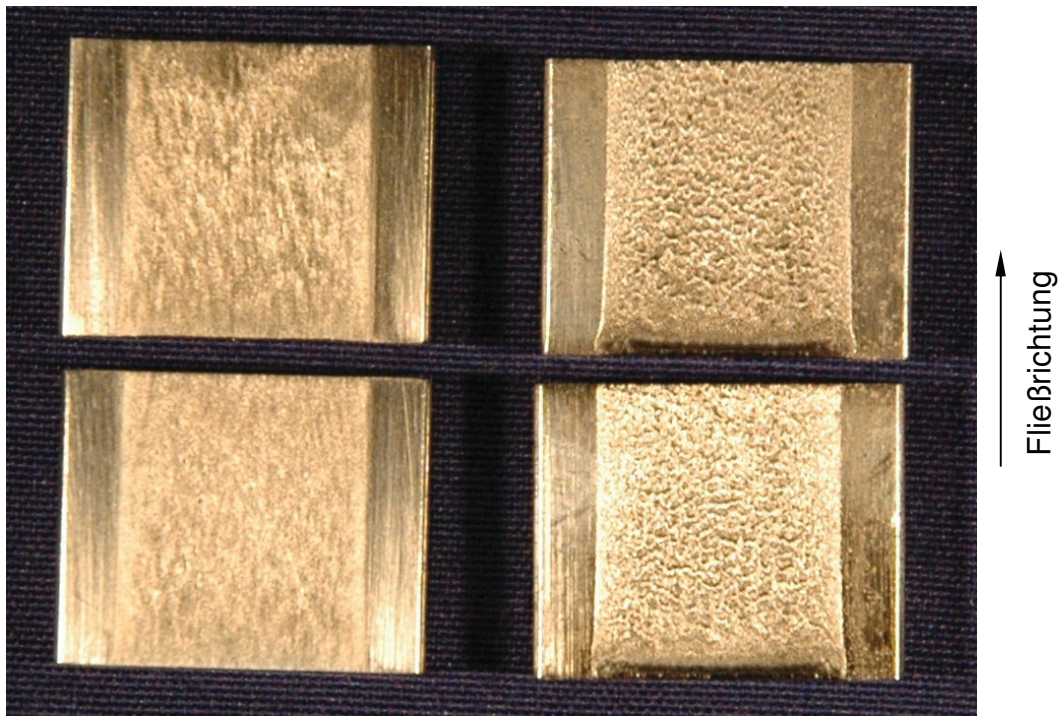


Abb. 80: Verschleißoberfläche nach Überspritzung von 25 kg Ultramid A3WG7
links: Stahlprobe 1.2316; rechts: Stahlprobe 1.2312

Besonders deutlich kann dies mit den gewonnenen Daten des FRT-Geräts MicroProf® in Form von 3D-topografischen Darstellungen gezeigt werden (Abb. 81 und Abb. 82).

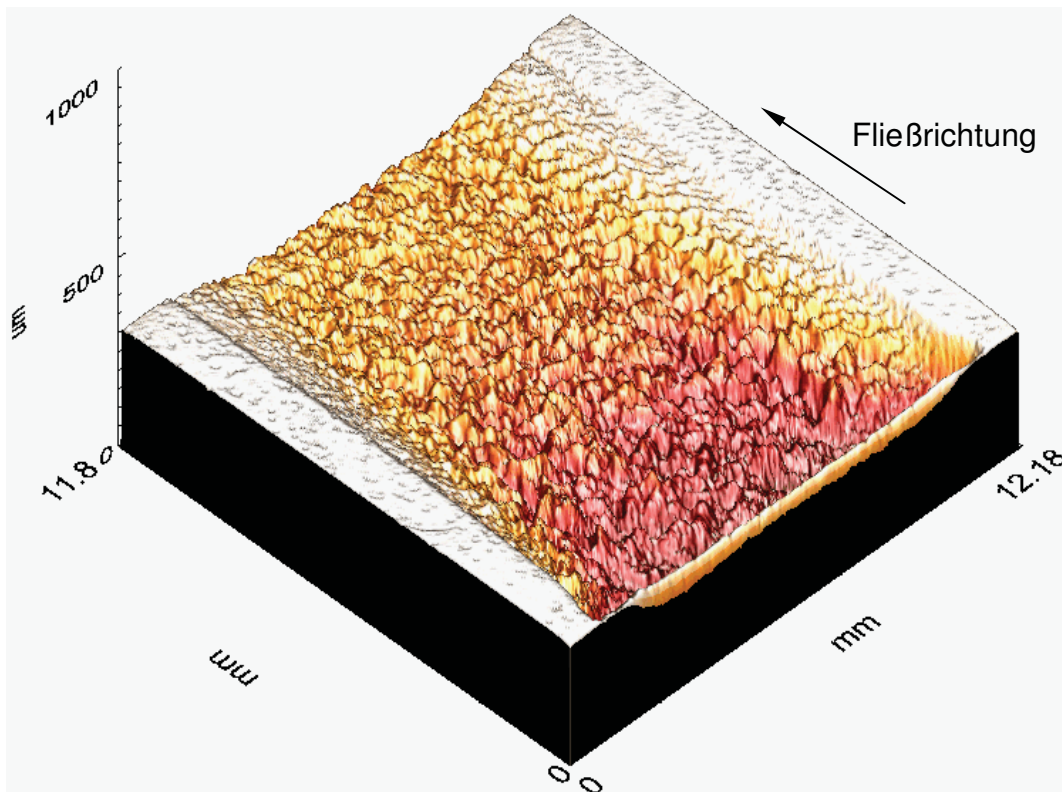


Abb. 81: Verschleißoberfläche von 1.2312; Überspritzung von 25 kg A3WG7;
Oberflächenabtastung mittels FRT-Gerät MicroProf®

Abb. 81 zeigt deutlich den „Fließschatten“ kurz nach dem Einlauf, hervorgerufen durch die sprungartige Spalthöhenänderung von 2 mm im Zulauf auf 0,5 mm im Verschleißspalt.

Diese Ergebnisse zeigen, dass zur Erzielung eines gleichmäßigeren Verschleißabtrags eine modifizierte Einlaufgeometrie erforderlich ist [47].

Eine nochmalige Erhöhung des Glasfaseranteils im Polymer zeigt die Ungeeignetheit dieses nicht wärmebehandelten Stahles für den Einsatz in Werkzeugen für die Kunststoffverarbeitung bei Verspritzung von faserverstärkten Polymeren (Abb. 82). Darum kommt dieser Stahl meistens nur im gehärteten, vorzugsweise nitrierten Zustand zum Einsatz z.B. als Formplatte bzw. -einsatz eines Spritzgusswerkzeuges. Dadurch ergibt sich eine interessante Kombination aus geringen Materialkosten, guter Zerspanbarkeit (Schwefel), annähernd verzugsfreiem Härteverfahren aufgrund der niedrigen Temperatur (400 – 570 °C) [46] und der dadurch wegfallenden Nachbearbeitung im Gegensatz zu anderen Härteverfahren, und der hohen Verschleißfestigkeit im nitrierten Zustand. Weiters ergibt sich eine Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit.

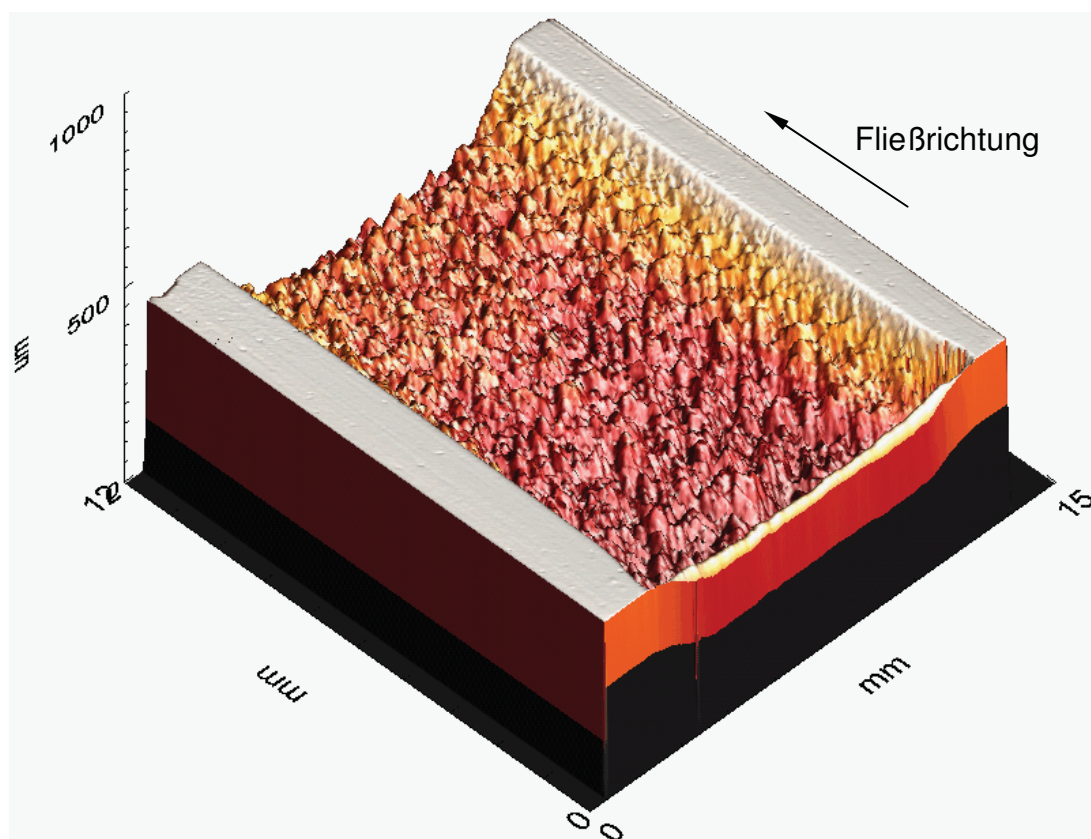


Abb. 82: Verschleißoberfläche von 1.2312; Überspritzung von 20 kg A3WG10
Oberflächenabstastung mittels FRT-Gerät

Die Stahlproben, gefertigt aus 1.2316, weisen eine völlig andere Oberflächenstruktur auf (Abb. 83 und Abb. 84). Nach einem relativ glatten und gering beanspruchten Einlauf befindet sich in der Mitte ein Bereich mit größerer Rautiefe.

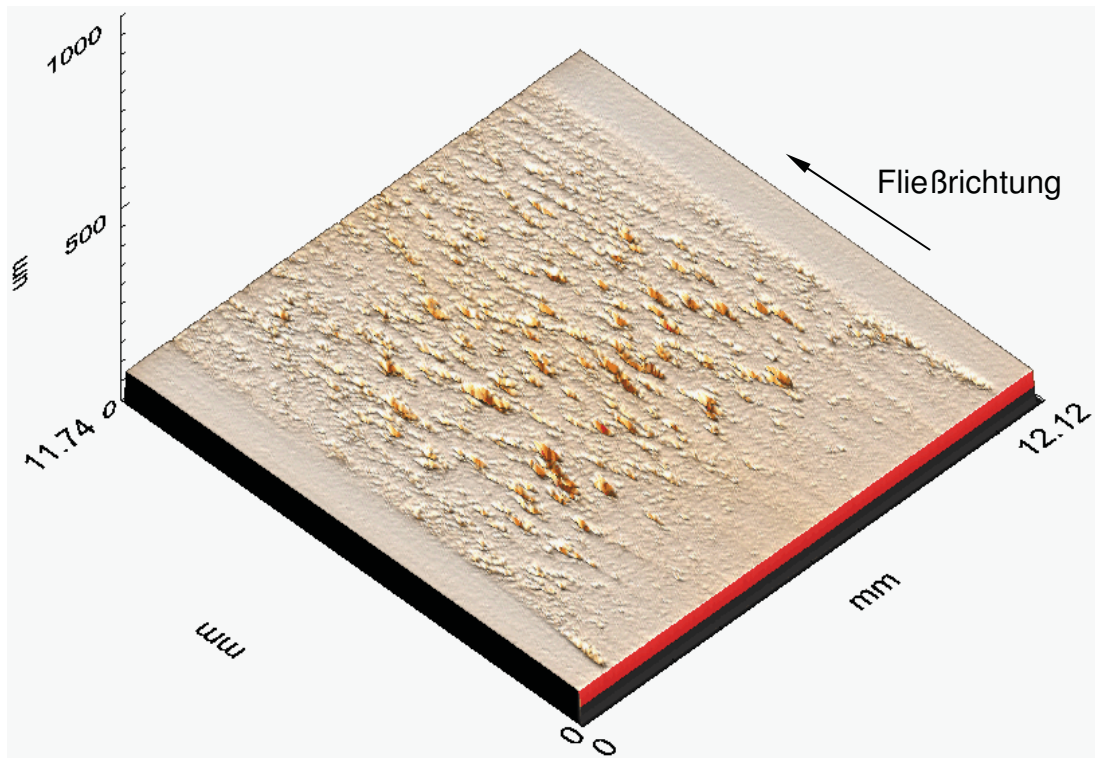


Abb. 83: Verschleißoberfläche von 1.2316; Überspritzung von 25 kg A3WG7
Oberflächenabtastung mittels FRT-MicroProf®

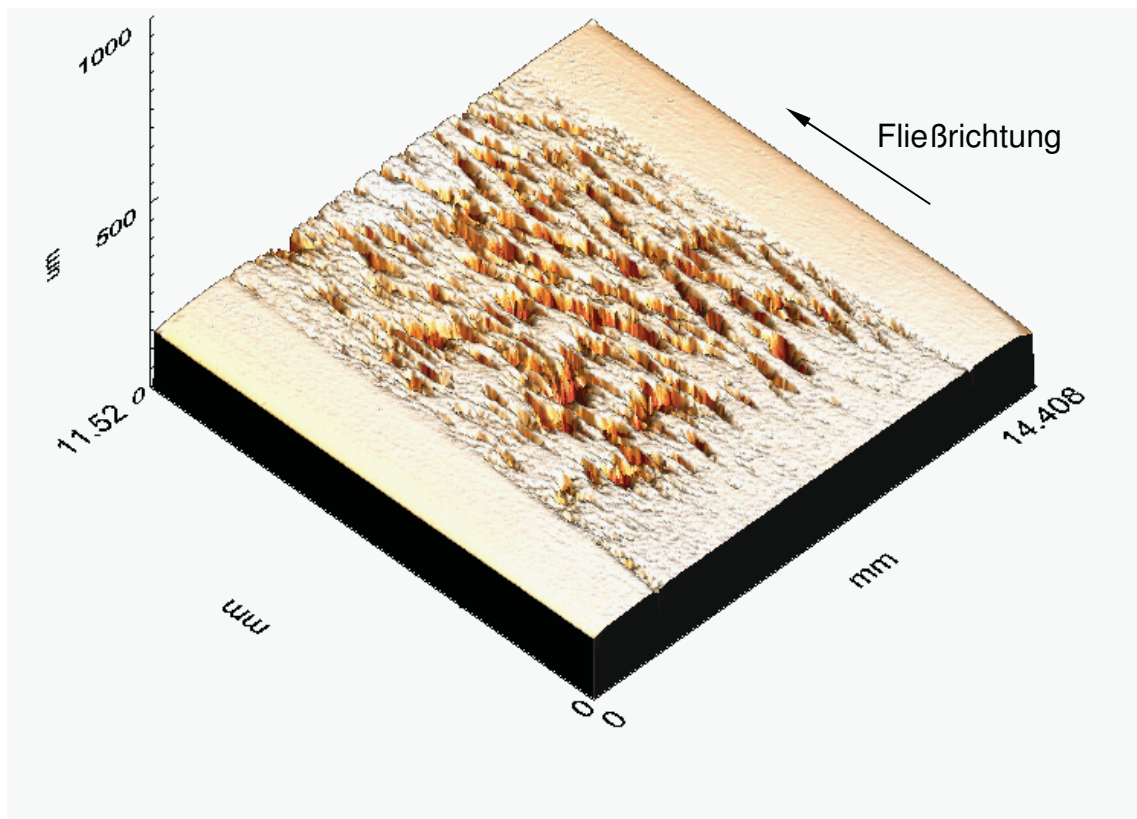


Abb. 84: Verschleißoberfläche von 1.2316; Überspritzung von 20 kg A3WG10
Oberflächenabtastung mittels FRT-Gerät

Aus welchen Gründen der Abtrag, im Besonderen kurz nach dem Einlauf bei Vergleich der beiden Stähle, so unterschiedlich ausgebildet ist, kann nicht eindeutig erklärt werden. Diese Fließschatten könnten auf den „Venturidüseneffekt“ der Einlaufgeometrie zurückzuführen sein.

Nach dem Fließschatten wird ein Eindringen der Faserenden in die Stahloberfläche vermutet. Dieses Eindringen und der stärkere Verschleiß wird begünstigt durch den hohen Geschwindigkeitsgradienten in Wandnähe und mögliche rotatorische Faserbewegungen [47]. Der Stahl 1.2316 dürfte für das Eindringen der Fasern zu hart sein.

1.11.5 Volumenabtrag

Tab. 13 zeigt in zusammenfassender Darstellung den Volumenabtrag der Stahlproben, ermittelt aus dem Massenabtrag. Als Stahldichte wurden die Dichtewerte aus Tab. 3 verwendet.

Tab. 13: berechneter Volumenabtrag aus dem gewogenen Massenabtrag an den Probekörpern

		Volumenabtrag (mm ³)					
		Materialpaarung Stahl / Schmelze					
		1.2312/A3W	1.2312/A3WG7	1.2312/A3WG10	1.2316/A3W	1.2316/A3WG7	1.2316/A3WG10
überspritzte Masse an Kunststoff (kg)	0						
	10			15,965			1,464
	20			23,952			2,645
	25	0,363	13,902		0,049	0,339	
	50		20,971		0,195	0,889	

In Abb. 85 und Abb. 86 sind für 1.2312 bzw. für 1.2316 der gemessene Volumenabtrag dargestellt.

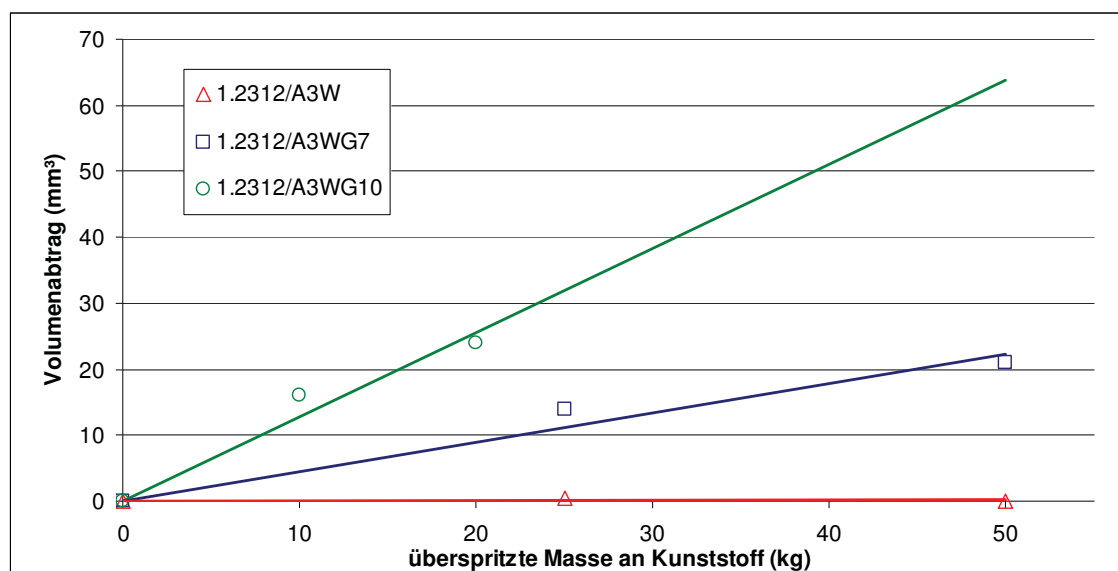


Abb. 85: Volumenabtrag in Abhängigkeit von der überspritzten Masse an Kunststoff; Proben gefertigt aus 1.2312

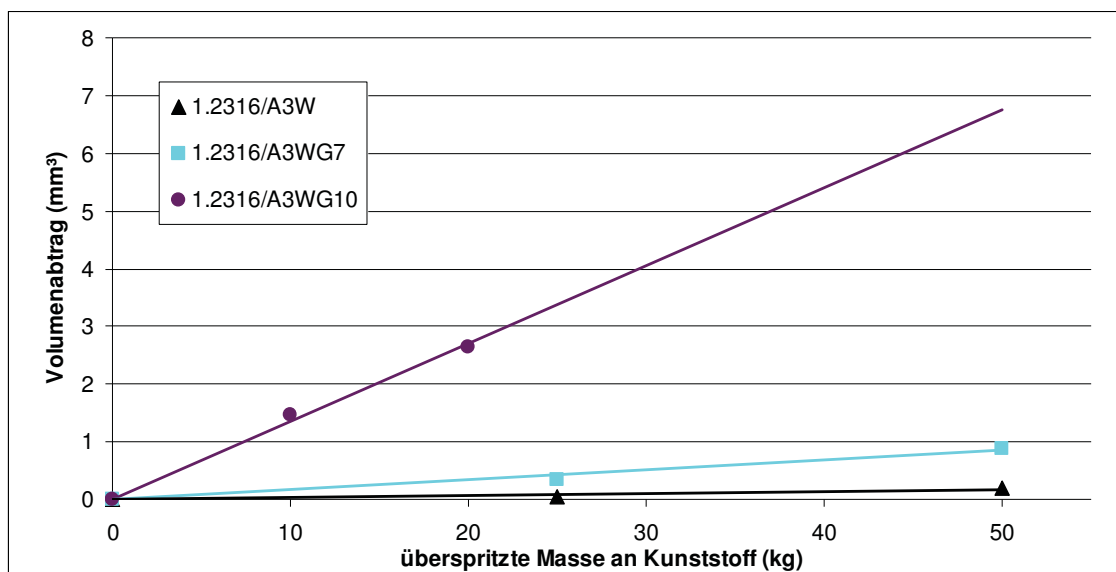


Abb. 86: Volumenabtrag in Abhängigkeit von der überspritzten Masse an Kunststoff; Proben gefertigt aus 1.2316

In Tab. 14 sind die aus der Topographie-Messung errechneten Werte für den Volumenabtrag für einige ausgewählte Versuche dargestellt.

Tab. 14: Volumenabtrag an den Probekörpern aus Topographiemessungen

		Volumenabtrag (mm ³) aus Topographiemessung					
		Materialpaarung Stahl / Schmelze					
überspritzte Masse an Kunststoff (kg)	0	1.2312/A3W	1.2312/A3WG7	1.2312/A3WG10	1.2316/A3W	1.2316/A3WG7	1.2316/A3WG10
	10			15,574			1,303
	20			23,373			2,390
	25		12,706			0,314	
	50						

Der geringfügig niedrigere Volumenabtrag aus den Topographiemessungen ist vermutlich darauf zurückzuführen, dass nach der chemischen Reinigung eine mechanische Reinigung der gesamten Probekörperoberfläche mittels „Arnex“ [27] durchgeführt wurde. Bei der Topographiemessung geht nur die tatsächliche Verschleißfläche in das Ergebnis ein, während beim Abwiegen der gesamte Körper inkl. womöglich noch anhaftender Kunststoffreste miterfasst wird. Messfehler aufgrund von Schiefelage der Probekörper am Messtisch werden mittels Einjustieren der Messapparatur vor jeder Messung vermieden.

Der Verdacht auf extrem harte Schleifpartikel im Reinigungsmittel wurde vom Hersteller [27] bestätigt. Korund (Aluminiumoxid) bewirkt somit einen nochmaligen abrasiven Abtrag.

Tab. 15. zeigt die Abweichung beider Messverfahren, bezogen auf den mittels Wägung bestimmten Volumenabtrag. Die größten Abweichungen liegen im Bereich von 10 % und knapp mehr, was für eine Verschleißbeurteilung über den Volumenabtrag eindeutig zu hoch ist.

Tab. 15: Abweichung des Volumenabtrags anhand beider Messverfahren

		Abweichung des Volumenabtrags (%)					
		Materialpaarung Stahl / Schmelze					
		1.2312/A3W	1.2312/A3WG7	1.2312/A3WG10	1.2316/A3W	1.2316/A3WG7	1.2316/A3WG10
überspritzte Masse an Kunststoff (kg)	0						
	10			2,454			11,000
	20			2,418			9,650
	25		8,597			7,190	
	50						

1.11.6 Mittlere Abtragshöhe

Tab. 16 stellt die aus den Gewichtsmessungen ermittelte mittlere Verschleißabtragshöhe Δh für alle Versuche dar.

Tab. 16: Berechnete mittlere Verschleißabtragshöhe Δh der Probekörper

		Δh (μm)					
		Materialpaarung Stahl / Schmelze					
		1.2312/A3W	1.2312/A3WG7	1.2312/A3WG10	1.2316/A3W	1.2316/A3WG7	1.2316/A3WG10
überspritzte Masse an Kunststoff (kg)	0						
	10			133,05			12,20
	20			199,60			22,05
	25	3,03	115,85		0,41	2,82	
	50		174,76		1,63	7,41	

In Abb. 87 sind die Messwerte aus Tab. 16 zusammenfassend bzw. in den Abb. 88 und Abb. 89 getrennt für die beiden untersuchten Stähle dargestellt. Für das unverstärkte PA66 Ultramid A3W wird in Abb. 88 und Abb. 89 mit zunehmender verspritzter Kunststoffmenge ein geringer Abtrag ausgewiesen, der mit hoher Wahrscheinlichkeit auf die Probekörperreinigung mit „Arnex“ zurückzuführen ist. Dies bestätigt nochmals die bereits oben erklärte Vermutung.

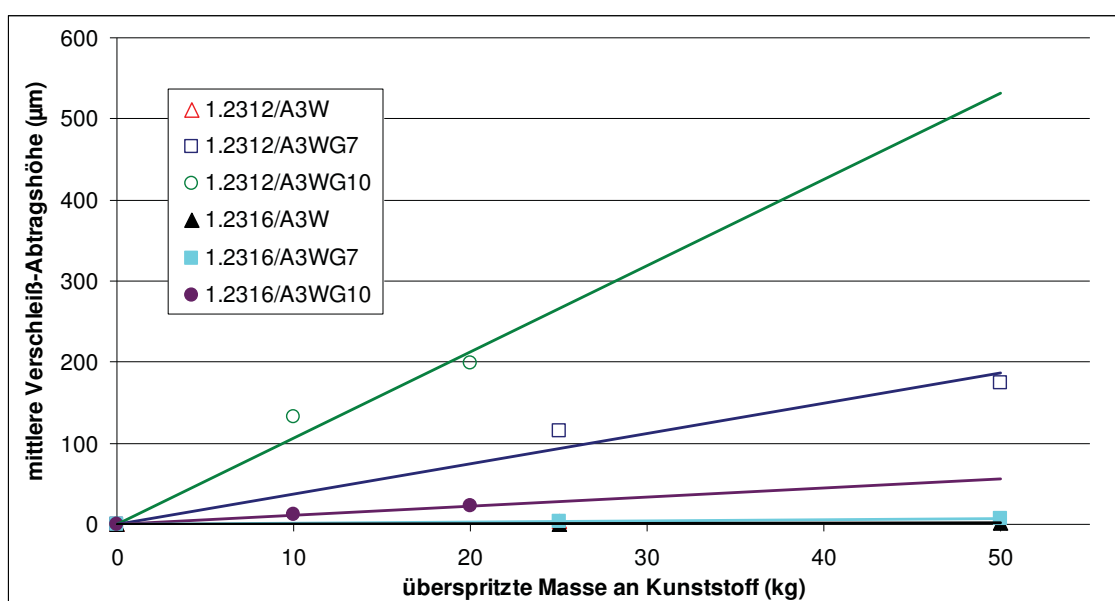


Abb. 87: Mittlere Verschleiß-Abtragshöhe in Abhängigkeit von der überspritzten Masse an Kunststoff für die Stähle 1.2312 und 1.2316

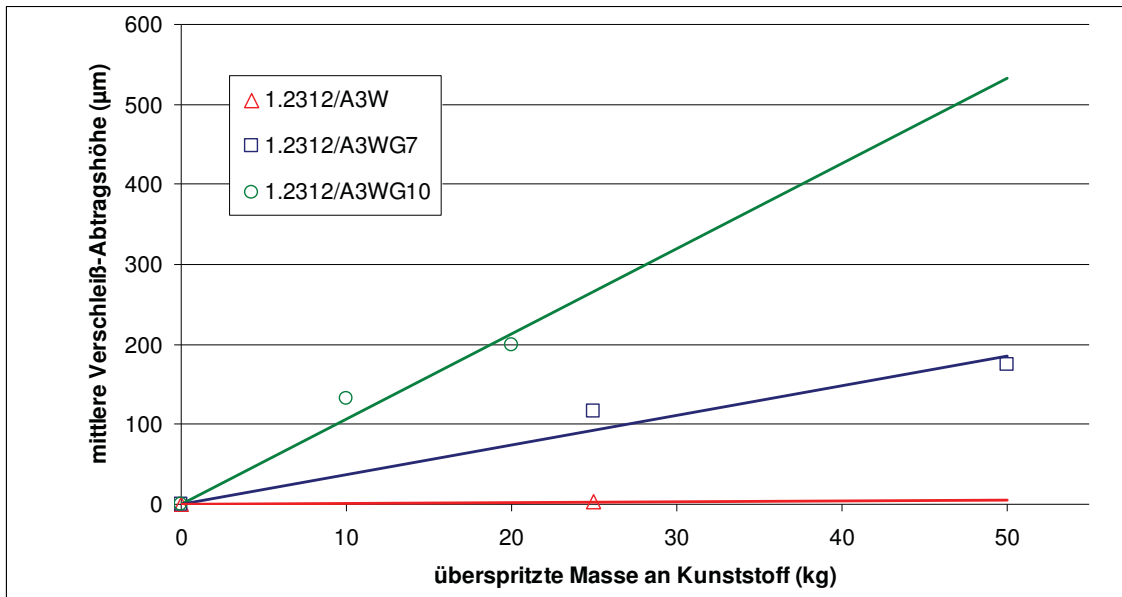


Abb. 88: Mittlere Verschleiß-Abtragshöhe in Abhängigkeit von der überspritzten Masse an Kunststoff für den Stahl 1.2312 und 3 PA66-Formmassen

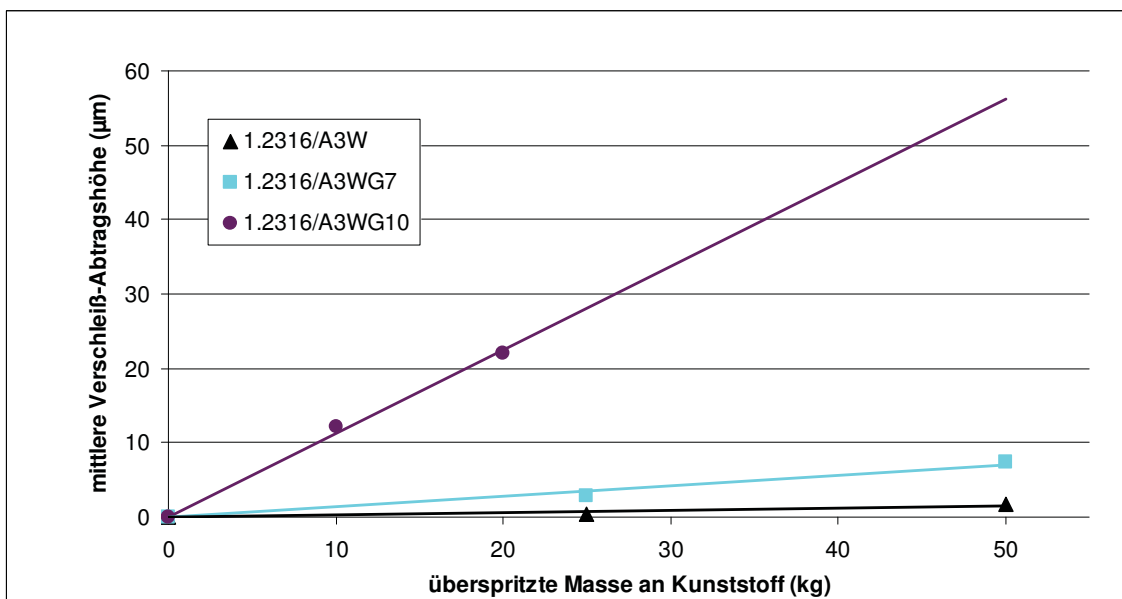


Abb. 89: Mittlere Verschleiß-Abtragshöhe in Abhängigkeit von der überspritzten Masse an Kunststoff für den Stahl 1.2316 und 3 PA66-Formmassen

Für alle folgenden Berechnungen wird die mittlere Verschleiß-Abtragshöhe Δh als lineare Funktion der überspritzten Masse an Kunststoff angenommen, was nicht ganz korrekt ist. Da in der Praxis (Spritzguss-, Extrusionswerkzeuge, usw.) einerseits sehr geringe Geometrieänderungen (unter 0,1 mm) nicht mehr geduldet werden und andererseits für schmelzeführende Elemente höher legierte Stähle eingesetzt werden, kann dies mit hinreichender Genauigkeit trotzdem angenommen werden.

1.12 Ergebnisse mit Hilfe des iterativen Rechenmodells

Dieses iterative Rechenverfahren macht es möglich, zu jeder beliebigen Verschleißbeanspruchungszeit (Einspritzdauer) die sich ständig ändernden Eingangsparameter zur Bestimmung der den Verschleiß beschreibenden Kennwerte zu berechnen.

Die aufgrund des Materialabtrages an den Probekörpern sich daraus ergebenden mittleren Schmelzetemperaturen \bar{T} im Verschleißspalt (Gl. 9) sind in Abb. 90 dargestellt. Anhand dieser Abbildung ist ersichtlich, dass für den hochlegierten Stahl 1.2316 in Kombination mit einem glasfaserverstärkten PA66 eine wie bisher angenommene mittlere Spalthöhe und daraus folgende mittlere Schmelzetemperatur durchaus zulässig ist. Für die Materialpaarung 1.2312 / PA66-GF ist diese vereinfachte Berechnung aufgrund der Nichtlinearität nicht zulässig. Die genauen Werte können im Kapitel 1.15, Tab. 18 entnommen werden.

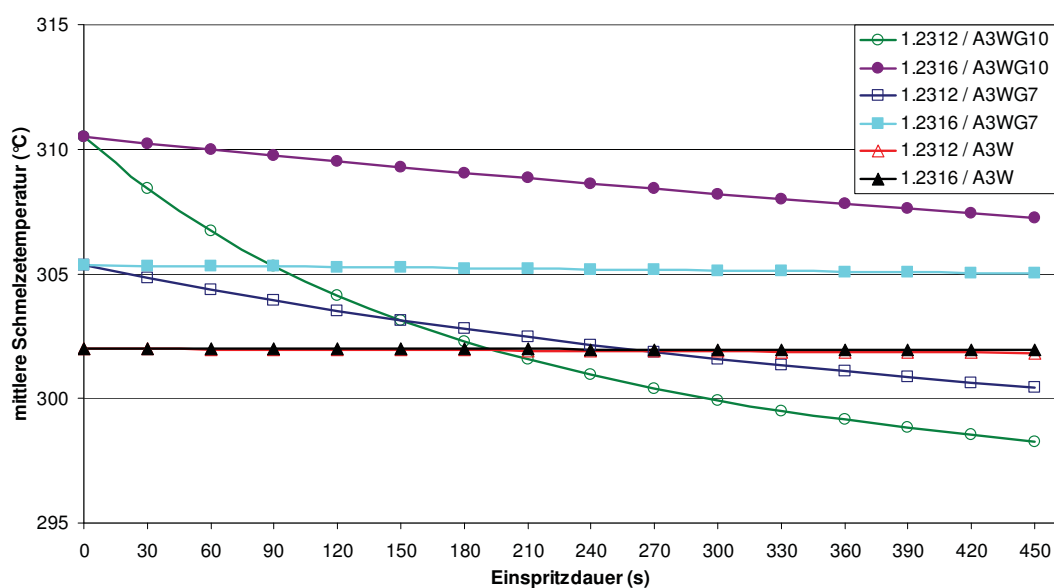


Abb. 90: Berechnete mittlere Schmelzetemperatur im Verschleißspalt in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungszeit für die Stähle 1.2316 sowie 1.2312 und 3 PA66-Formmassen

Abb. 91 zeigt den sich ständig ändernden Druckabfall Δp im Verschleißspalt (Gl. 14), hervorgerufen durch die sich vergrößernde Verschleißspalthöhe \bar{H} einerseits und andererseits der Fluidität Φ (Gl. 7) in Abhängigkeit der mittleren Schmelzetemperatur \bar{T} . Mit einem höheren Gehalt an Glasfasern steigt die Viskosität, der Druckabfall im Verschleißspalt und somit auch die Wandschubspannung und die mittlere Schmelzetemperatur. Die genauen Werte können im Kapitel 1.15, Tab. 19 entnommen werden.

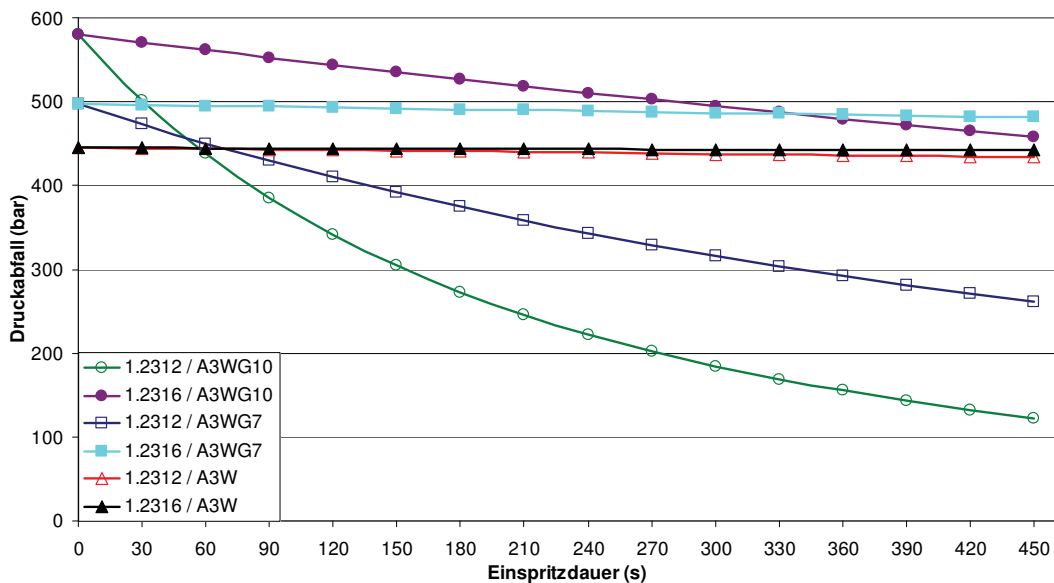


Abb. 91: Berechneter Druckabfall im Verschleißspalt in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungszeit für die Stähle 1.2316 sowie 1.2312 und 3 PA66-Formmassen

Hier ist ebenfalls deutlich erkennbar, dass für den hochlegierten Stahl 1.2316 in Kombination mit glasfaserverstärkten Polymeren der Druckabfall im Verschleißspalt infolge Materialabtrag annähernd linear sinkt. Für den niedrig legierten Stahl 1.2312 gilt für den Druckabfall eine polynomische Funktion. Bei der Materialpaarung 1.2312/A3WG10 (50 % Glasfasergehalt) beträgt die Abnahme des Druckbedarfs ca. 80 %.

Die in Abb. 92 dargestellte Wandschubspannung τ_w (Gl. 16) in Abhängigkeit der Einspritzdauer zeigt für die Materialpaarungen Kunststoffschmelze/Stahl ähnlichen Charakter wie die in Abb. 91 dargestellten Druckabfälle. Die genauen Werte können im Kapitel 1.15, Tab. 20 entnommen werden.

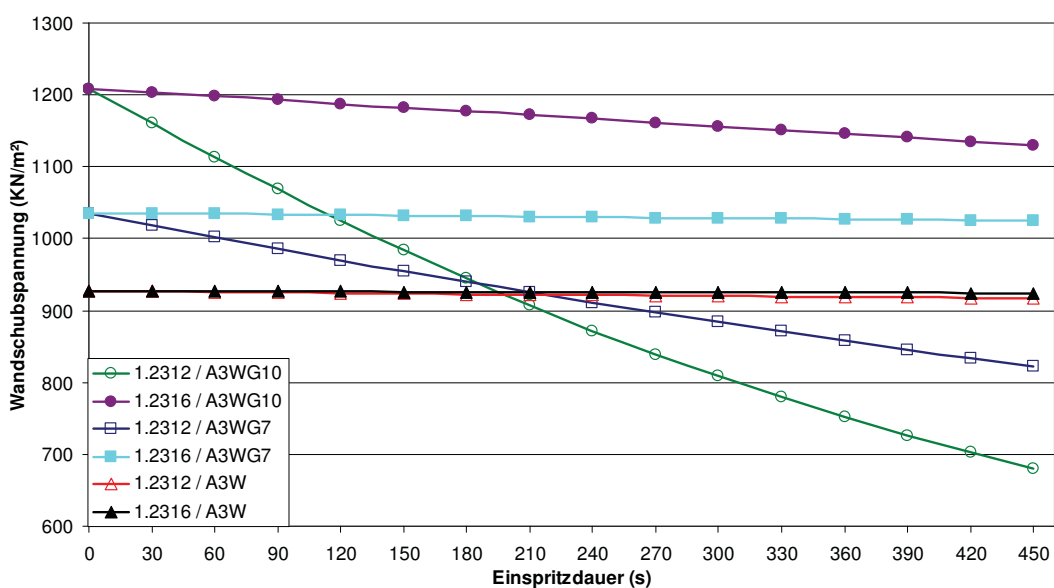


Abb. 92: Berechnete Wandschubspannung im Verschleißspalt in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungszeit für die Stähle 1.2316 sowie 1.2312 und 3 PA66-Formmassen

Die stark abfallende Wandschubspannung für die Materialpaarung 1.2312/ULtramid A3WG10 als auch für 1.2312/ULtramid A3WG7 ist deutlich erkennbar.

Aus diesen Informationen wird die für das Compound benötigte flächenspezifische Leistung $P_{W, \text{spez}}$ berechnet (Abb. 93).

1.12.1 Berechnung der flächenspezifischen Leistung

In Abb. 93 ist die flächenspezifische Leistung für die sechs Materialpaarungen dargestellt. Die Kurvenverläufe entsprechen in etwa denen der Druckabfälle aus Abb. 91. Die genauen Werte können im Kapitel 1.15, Tab. 21 entnommen werden.

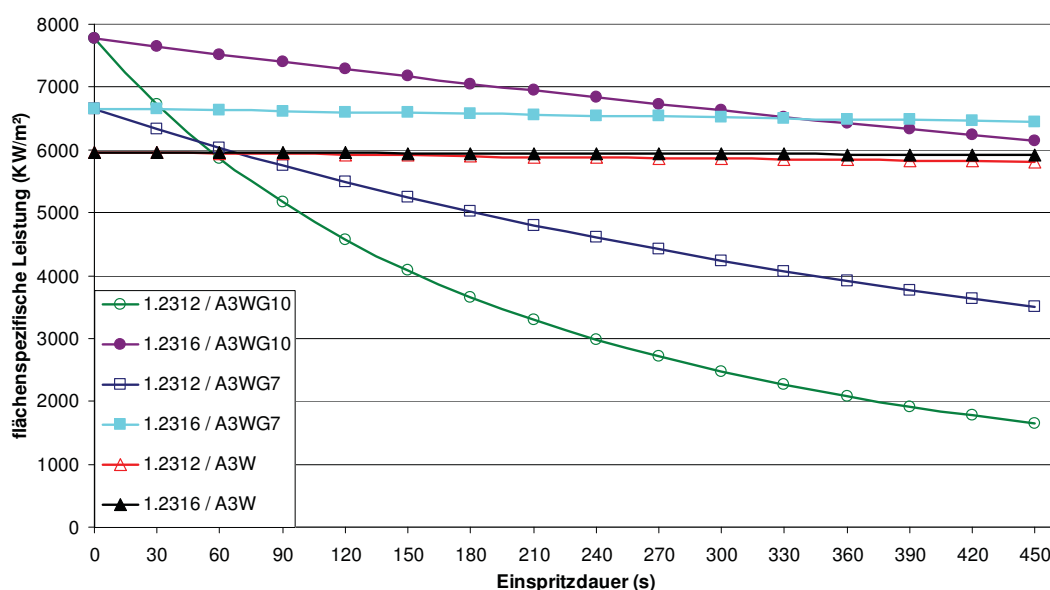


Abb. 93: Berechnete flächenspezifische Leistung in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungszeit für die Stähle 1.2316 sowie 1.2312 und 3 PA66-Formmassen

Die aus den Versuchen ermittelten Spalthöhen und die berechneten mittleren Schmelzetemperaturen der Compounds im Verschleißspalt (Abb. 90) sind die Basisdaten zur Berechnung der flächenspezifischen Leistung, welche notwendig wäre, um unter diesen Bedingungen das reine Polymer durch den Verschleißspalt zu spritzen. Anschließend wird diese flächenspezifische Leistung mit dem tatsächlichen Volumenanteil im Compound multipliziert. Der Volumenanteil für die Polyamidtype Ultramid A3WG7 beträgt bei einer mittleren Schmelzetemperatur von 300 °C 84,32 % sowie für die Polyamidtype Ultramid A3WG10 72,05 %.

Die Differenz zwischen der flächenspezifischen Leistung, welche für das Compound notwendig ist, und jener flächenspezifischen Leistung, die für das reine Polymer des verstärkten Kunststoffes notwendig wäre, entspricht der flächenspezifischen Leistung des Faseranteils. Da der Materialabtrag durch die Glasfasern verursacht wird, kann diese Leistung als flächenspezifische Abtragsleistung bezeichnet werden.

In den Abb. 94 bis Abb. 97 ist die flächenspezifische Leistung, getrennt für das Compound, den Polymer- sowie den Füllstoffanteil der jeweiligen Materialpaarung

nung dargestellt. Die genauen Werte für die Abb. 93 bis Abb. 97 können im Kapitel 1.15, Tab. 21 entnommen werden.

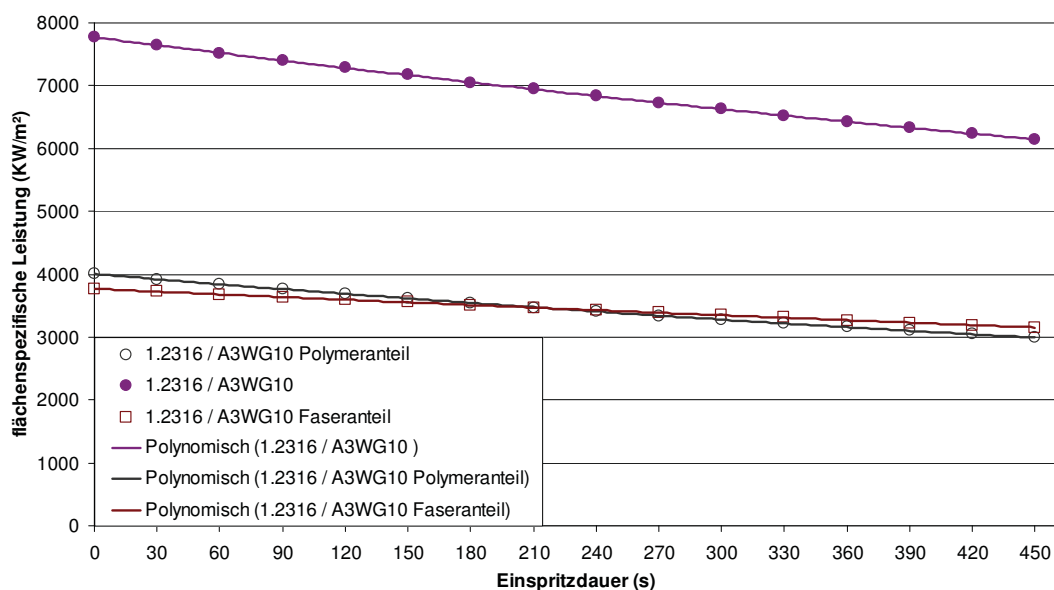


Abb. 94: Berechnete flächenspezifische Leistung in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungszeit für die Materialpaarung 1.2316/ULTRAMID A3WG10

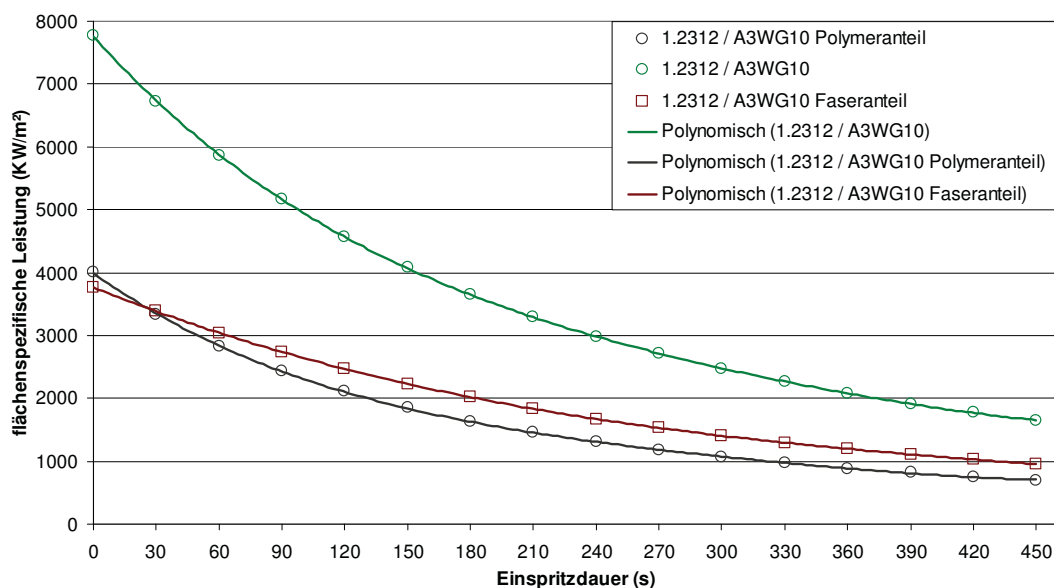


Abb. 95: Berechnete flächenspezifische Leistung in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungszeit für die Materialpaarung 1.2312/ULTRAMID A3WG10

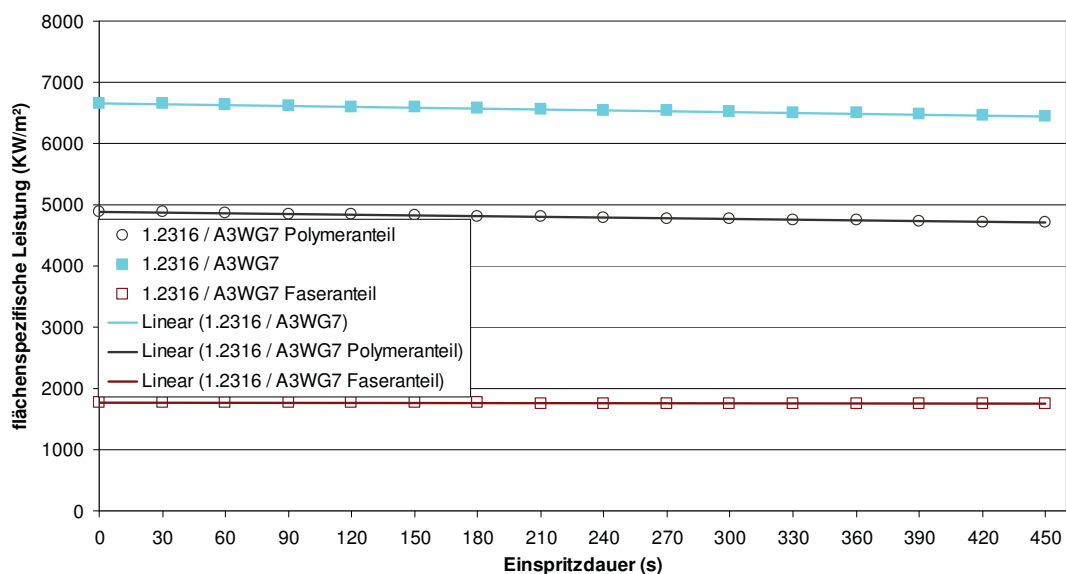


Abb. 96: Berechnete flächenspezifische Leistung in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungszeit für die Materialpaarung 1.2316/Aluminium A3WG7

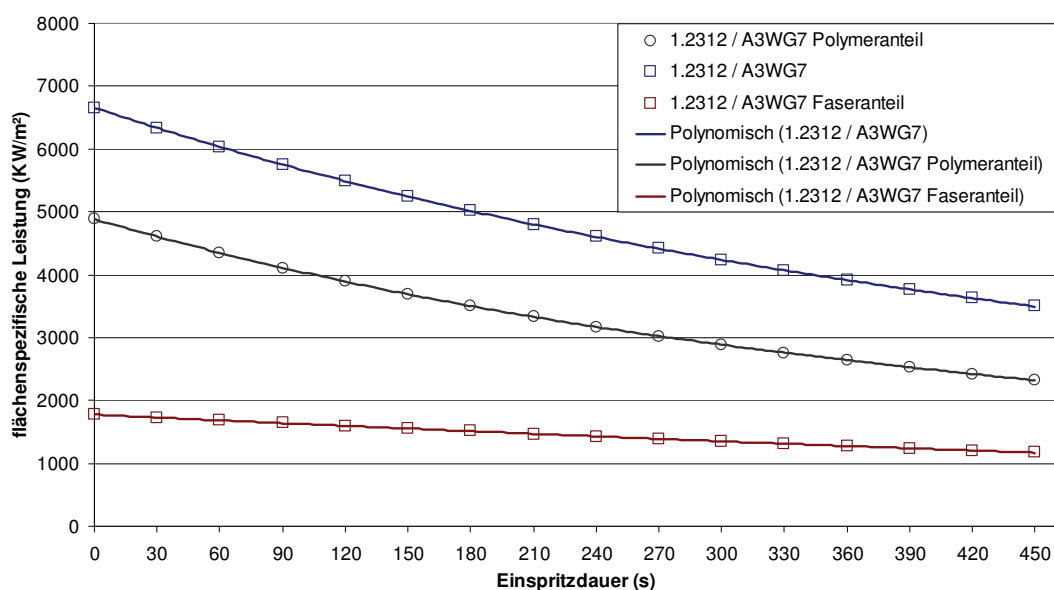


Abb. 97: Berechnete flächenspezifische Leistung in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungszeit für die Materialpaarung 1.2312/Aluminium A3WG7

Die getrennte Darstellung für Compound, Polymer- und Füllstoffanteil macht deutlich, wie wichtig eine Aufteilung in die einzelnen Komponenten des verwendeten Kunststoffes ist.

Weiters ist zu erkennen, dass mit steigendem Füllstoffgehalt und sinkender Stahlqualität die Krümmung der flächenspezifischen Leistung in Abhängigkeit der Verschleißbeanspruchungsdauer stärker ausgeprägt ist.

Abb. 98 zeigt den prozentuellen Leistungsbedarf des Glasfaseranteils gemessen an der Gesamtleistung. Obwohl die Volumenanteildifferenz zwischen dem

mit 50 % Glasfasern (Massenanteil) gefüllten PA66 Ultramid A3WG10 und dem mit 35 % gefüllten PA66 Ultramid A3WG7 nur etwa 12,3 % beträgt, ergibt sich für die flächenspezifische Abtragsleistung eine Differenz von ca. 22 % bereits zu Versuchsbeginn. Die genauen Werte können im Kapitel 1.15, Tab. 22 entnommen werden.

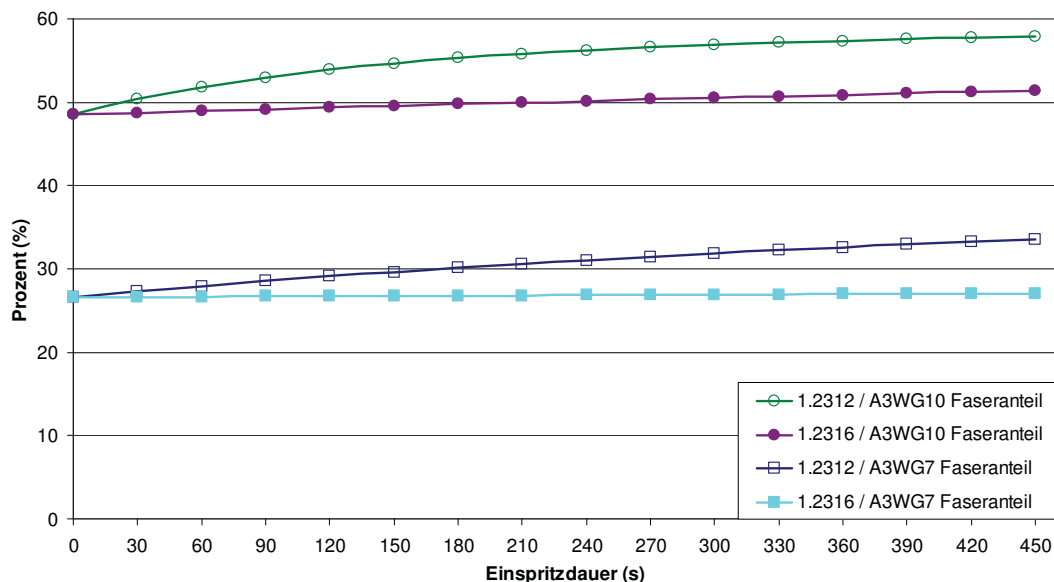


Abb. 98: Prozentueller Anteil der flächenspezifischen Leistung der Glasfasern an der gesamten flächenspezifischen Leistung des Compounds für die vier Materialpaarungen

1.12.2 Berechnung der flächenspezifischen Arbeit

In den folgenden Diagrammen (Abb. 99 bis Abb. 102) ist die flächenspezifische Arbeit für das Compound, sowie den Polymer- und Faseranteil getrennt dargestellt. Die genauen Werte können im Kapitel 1.15, Tab. 23 entnommen werden.

Aus diesen Abbildungen geht hervor, dass die flächenspezifische Abtragsarbeit bei den Materialpaarungen mit dem niedrig legierten Stahl 1.2312 in Abhängigkeit der Verschleißbeanspruchungsdauer einer degressiven Funktion entspricht, sowie beim hoch legierten Stahl 1.2316 annähernd einer linearen Funktion.

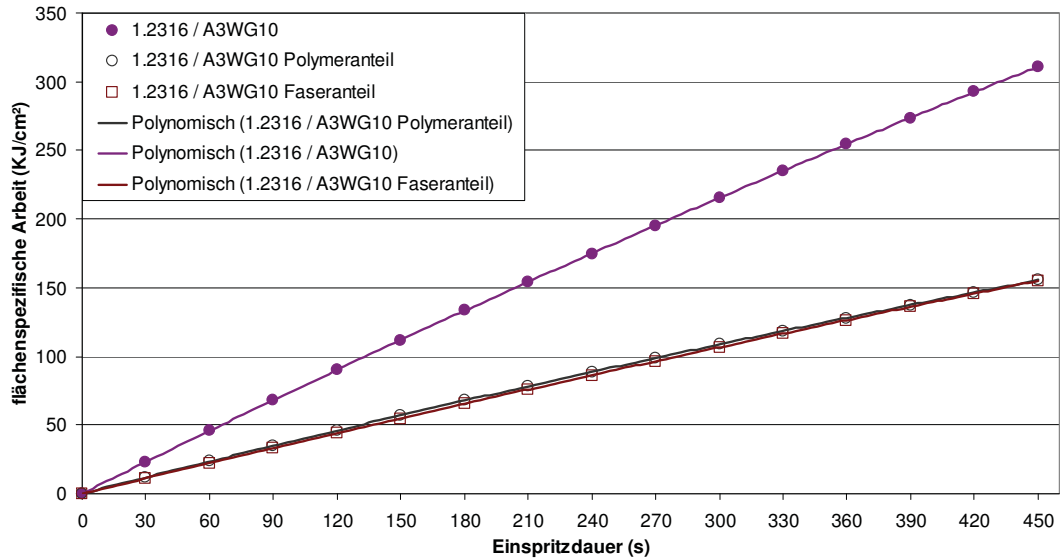


Abb. 99: Flächenspezifische Arbeit in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungsdauer des Compounds, sowie des Faser- und Polymeranteils für die Materialpaarung 1.2316/A3WG10

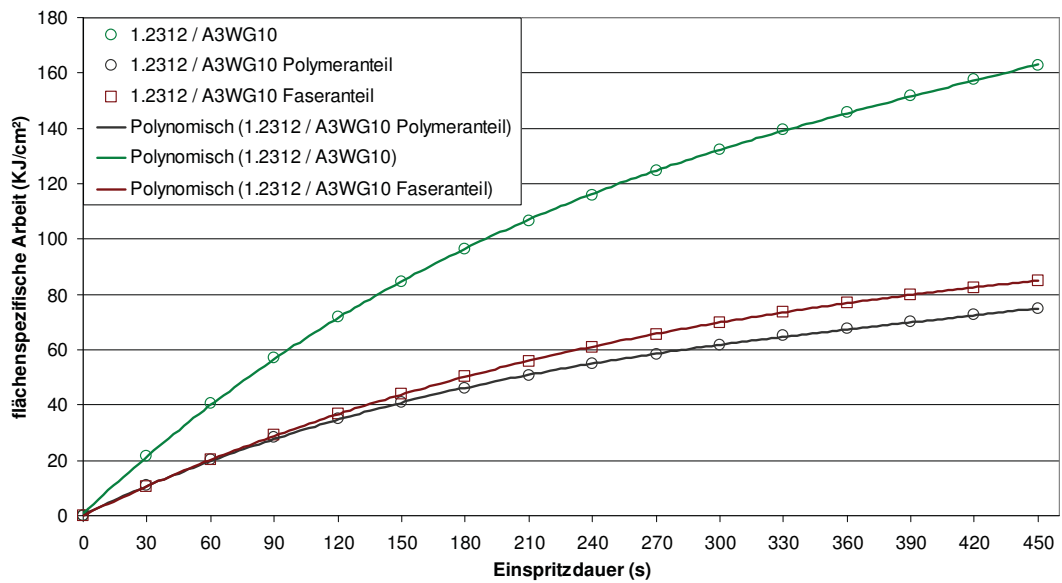


Abb. 100: Flächenspezifische Arbeit in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungsdauer des Compounds, sowie des Faser- und Polymeranteils für die Materialpaarung 1.2312/A3WG10

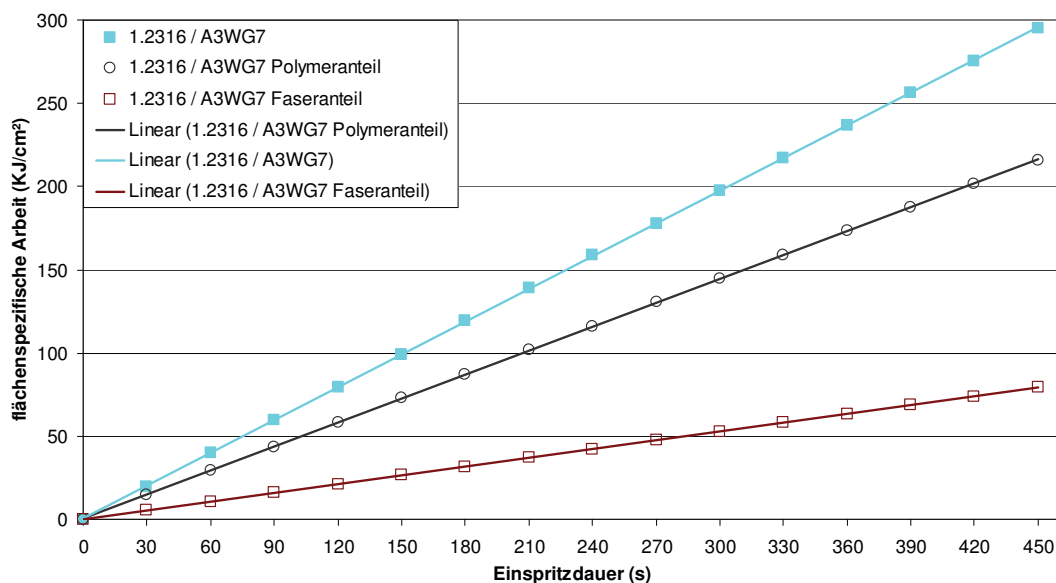


Abb. 101: Flächenspezifische Arbeit in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungsdauer des Compounds, sowie des Faser- und Polymeranteils für die Materialpaarung 1.2316/A3WG7

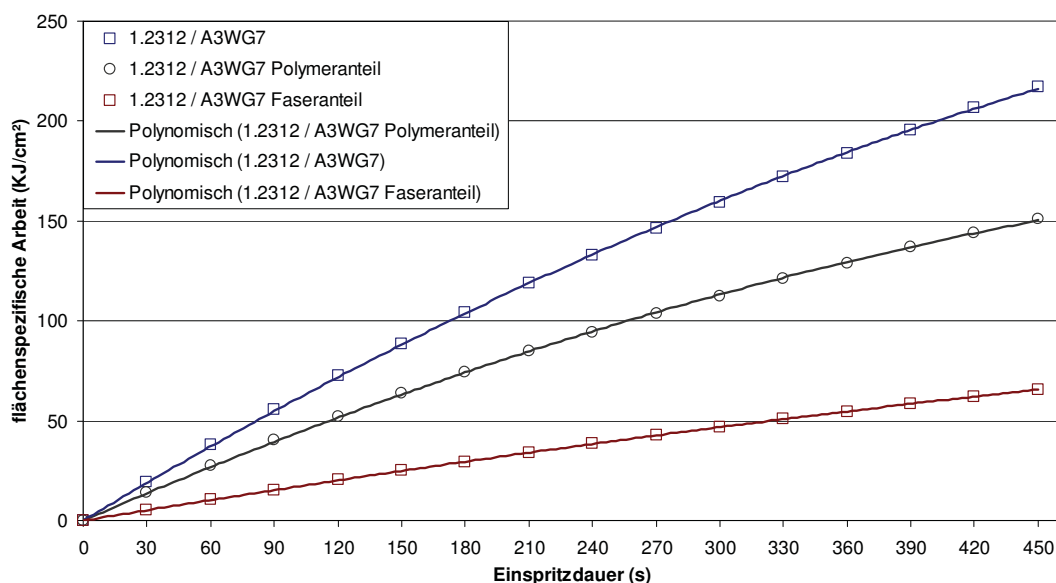


Abb. 102: Flächenspezifische Arbeit in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungsdauer des Compounds, sowie des Faser- und Polymeranteils für die Materialpaarung 1.2312/A3WG7

1.12.3 Berechnung der Reibenergie

In den Abb. 103 bis Abb. 106 ist die Reibenergie W_R (Gl. 29) für die verschiedenen Materialpaarungen, aufgeteilt in Compound, Polymer- und Füllstoffanteil, dargestellt. Diese Funktionen verlaufen ähnlich wie jene der flächenspezifischen Arbeit. Dies ist auf die angenommene konstante Verschleißfläche A_V (Gl. 27) zurückzuführen. Die tatsächliche Verschleißoberfläche wird mit fortschreitendem Verschleiß (Abb. 80 bis Abb. 84) infolge Zerklüftung jedoch stän-

dig größer. Die genauen Werte für die Abb. 103 bis Abb. 106 können im Kapitel 1.15, Tab. 24 entnommen werden.

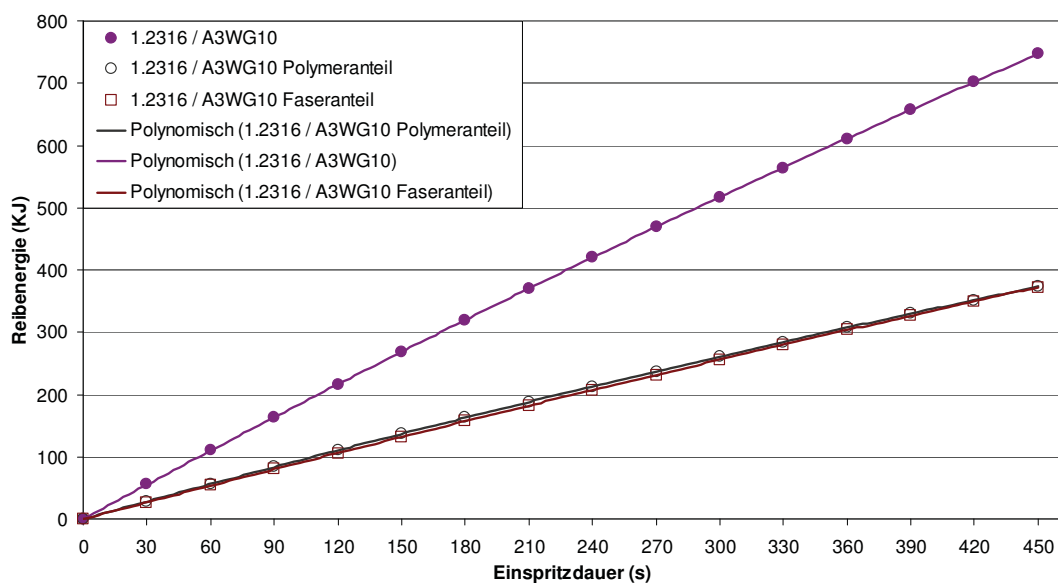


Abb. 103: Reibenergie in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungsdauer des Compounds, sowie des Faser- und Polymeranteils für die Materialpaarung 1.2316/A3WG10

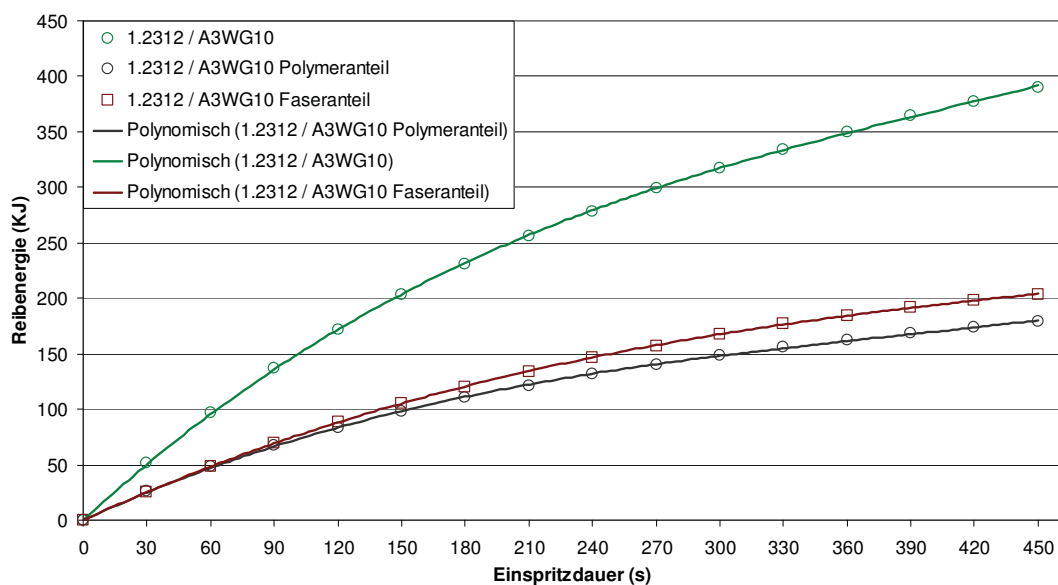


Abb. 104: Reibenergie in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungsdauer des Compounds, sowie des Faser- und Polymeranteils für die Materialpaarung 1.2312/A3WG10

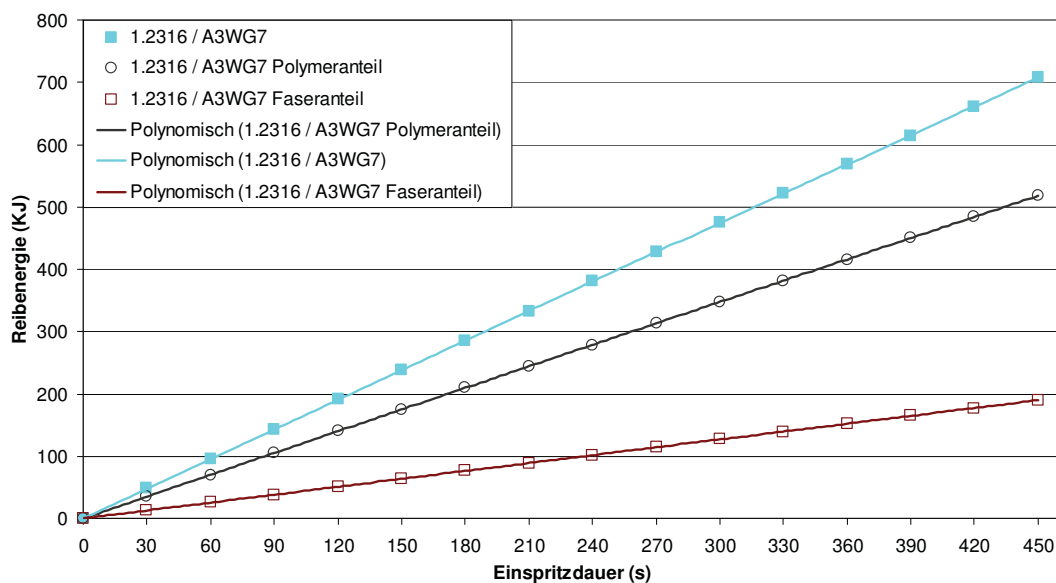


Abb. 105: Reibenergie in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungsdauer des Compounds, sowie des Faser- und Polymeranteils für die Materialpaarung 1.2316/A3WG7

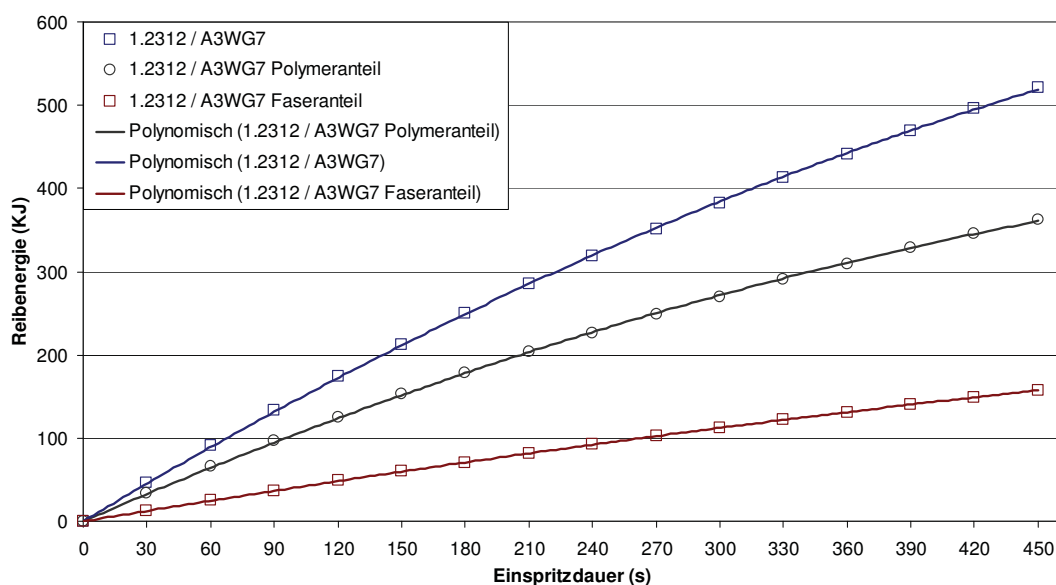


Abb. 106: Reibenergie in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungsdauer des Compounds, sowie des Faser- und Polymeranteils für die Materialpaarung 1.2312/A3WG7

1.12.4 Berechnung der scheinbaren Reibenergiedichte

Die scheinbare Reibenergiedichte e_R gibt Auskunft über die Reibenergie je Volumeneinheit Materialabtrag. Sie entspricht somit jener Energie, die für den Materialabtrag von einer Volumeneinheit notwendig ist. Je höher dieser Wert ist, umso größer ist die Verschleißbeständigkeit bei einer bestimmten Materialpaarung Kunststoffschmelze/Stahl.

Die folgenden Diagramme (Abb. 107 bis Abb. 110) zeigen die scheinbare Reibenergiedichte für die untersuchten Materialpaarungen. Die genauen Werte können im Kapitel 1.15, Tab. 25 entnommen werden.

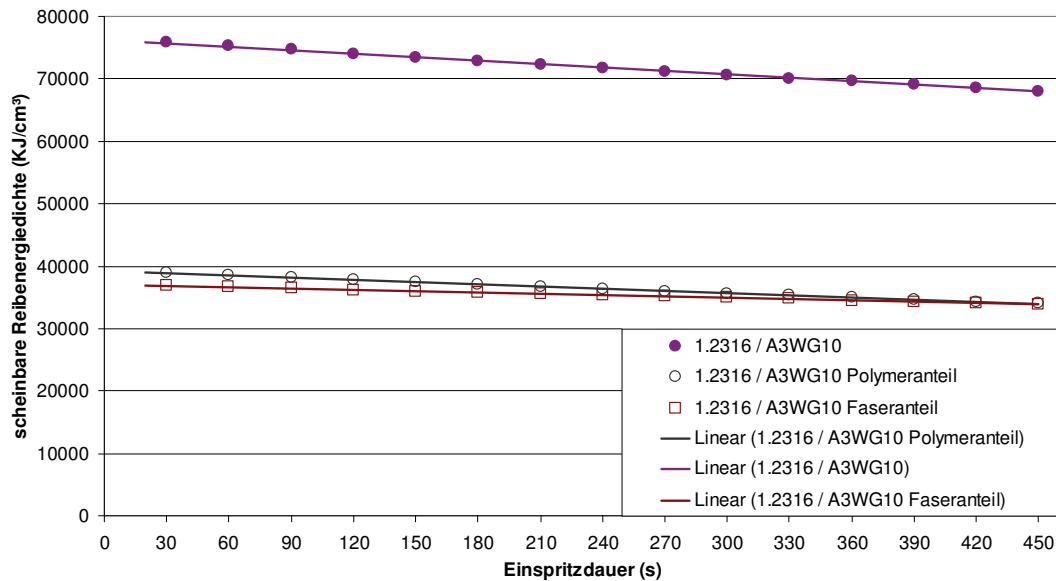


Abb. 107: Scheinbare Reibenergiedichte in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungsdauer des Compounds, sowie des Faser- und Polymeranteils für die Materialpaarung 1.2316/A3WG10

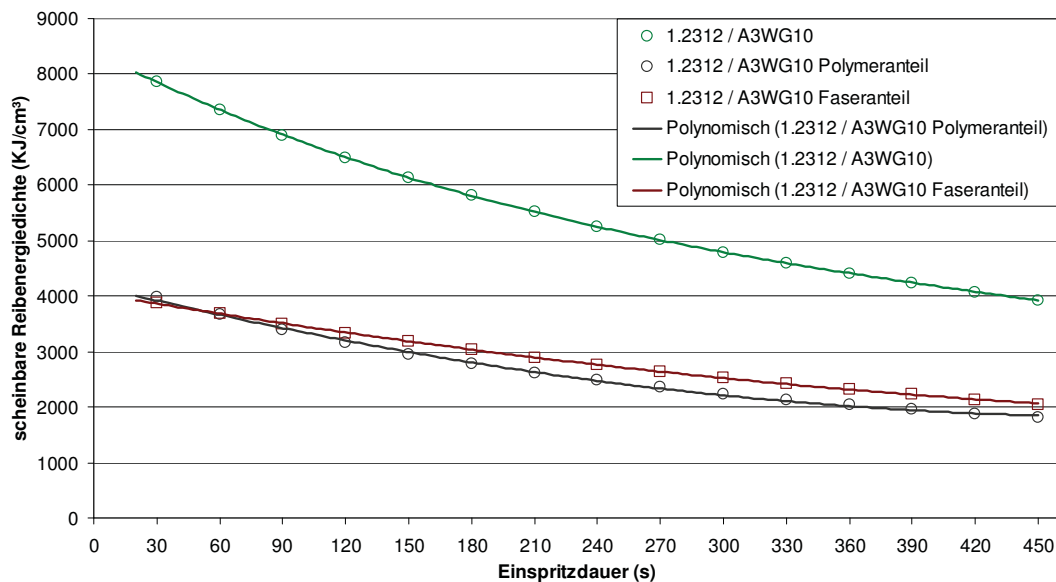


Abb. 108: Scheinbare Reibenergiedichte in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungsdauer des Compounds, sowie des Faser- und Polymeranteils für die Materialpaarung 1.2312/A3WG10

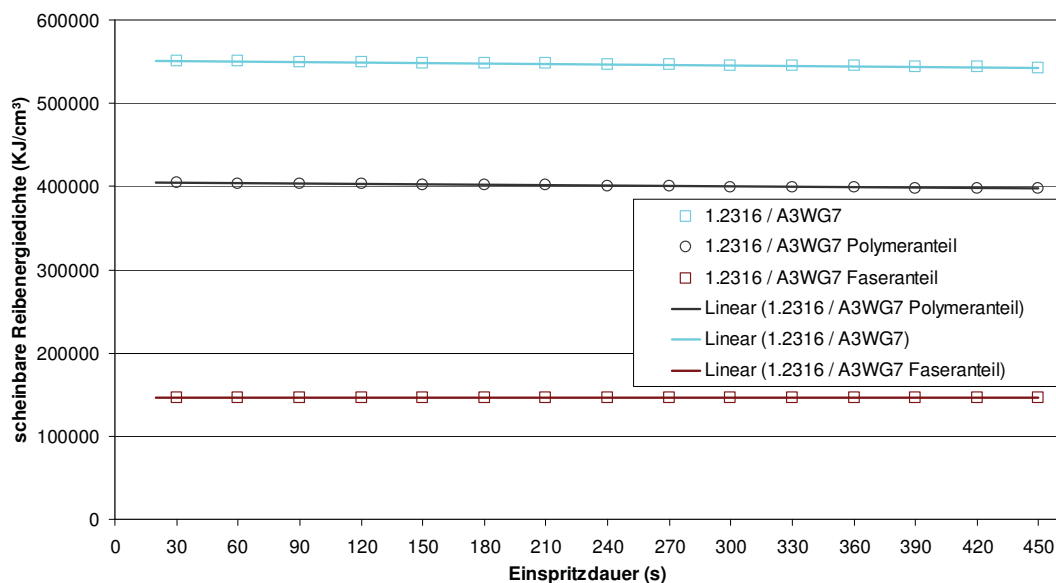


Abb. 109: Scheinbare Reibenergiedichte in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungsdauer des Compounds, sowie des Faser- und Polymeranteils für die Materialpaarung 1.2316/A3WG7

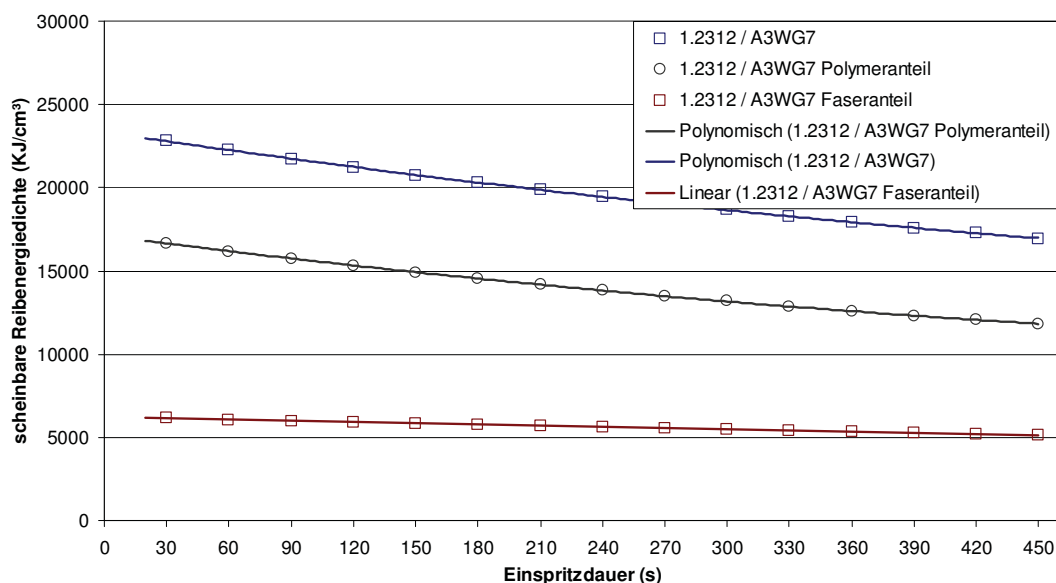


Abb. 110: Scheinbare Reibenergiedichte in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungsdauer des Compounds, sowie des Faser- und Polymeranteils für die Materialpaarung 1.2312/A3WG7

Aus den Abbildungen ist ersichtlich, dass für den niedrig legierten Stahl 1.2312 nur ca. ein Zehntel der Reibenergie notwendig ist, um den gleichen Materialabtrag wie beim hochlegierten Stahl 1.2316 zu erhalten.

1.12.5 Berechnung der linearen Verschleißintensität

Die lineare Verschleißintensität I_h ist der Quotient aus der Wandschubspannung und der scheinbaren Reibenergiedichte (Gl. 22). Je kleiner dieser Wert ist,

umso geringer ist der bei einer definierten Materialpaarung zu erwartende Verschleiß.

Abb. 111 bis Abb. 114 stellen die lineare Verschleißintensität in Abhängigkeit der Verschleißbeanspruchungsdauer dar. Die genauen Werte können im Kapitel 1.15, Tab. 26 entnommen werden.

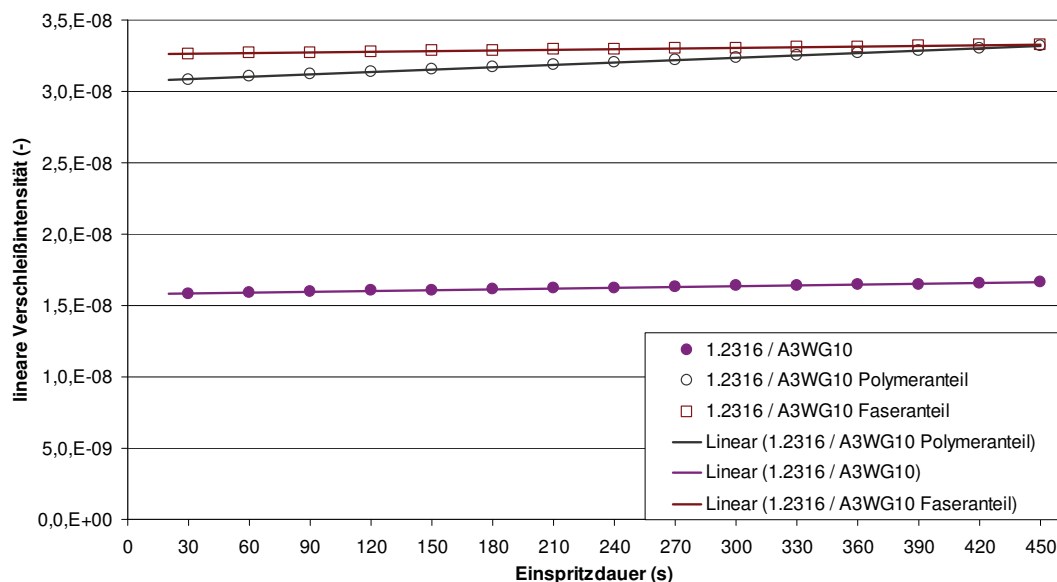


Abb. 111: Lineare Verschleißintensität in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungsdauer des Compounds, sowie des Faser- und Polymeranteils für die Materialpaarung 1.2316/A3WG10

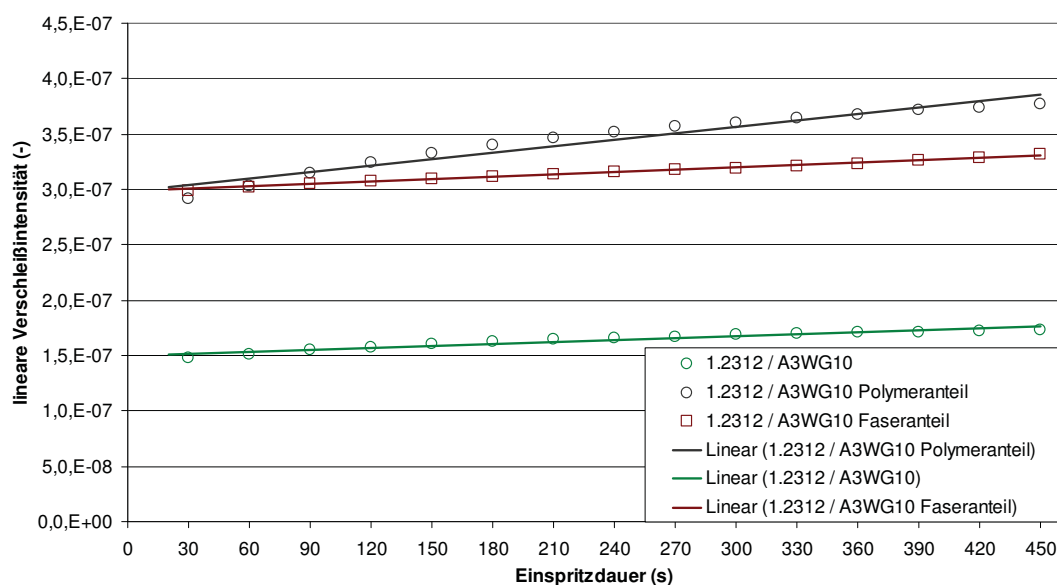


Abb. 112: Lineare Verschleißintensität in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungsdauer des Compounds, sowie des Faser- und Polymeranteils für die Materialpaarung 1.2312/A3WG10

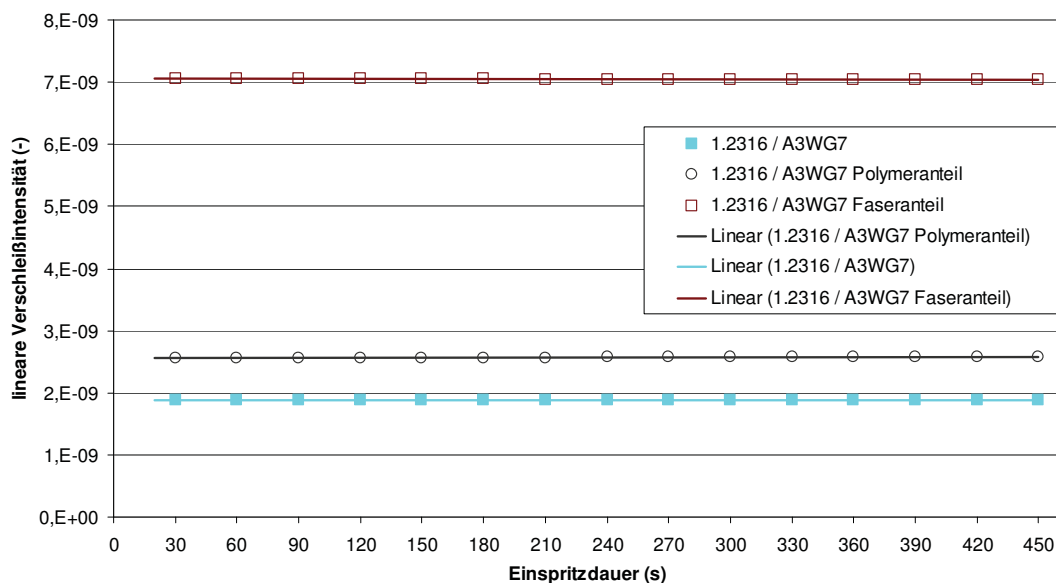


Abb. 113: Lineare Verschleißintensität in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungsdauer des Compounds, sowie des Faser- und Polymeranteils für die Materialpaarung 1.2316/A3WG7

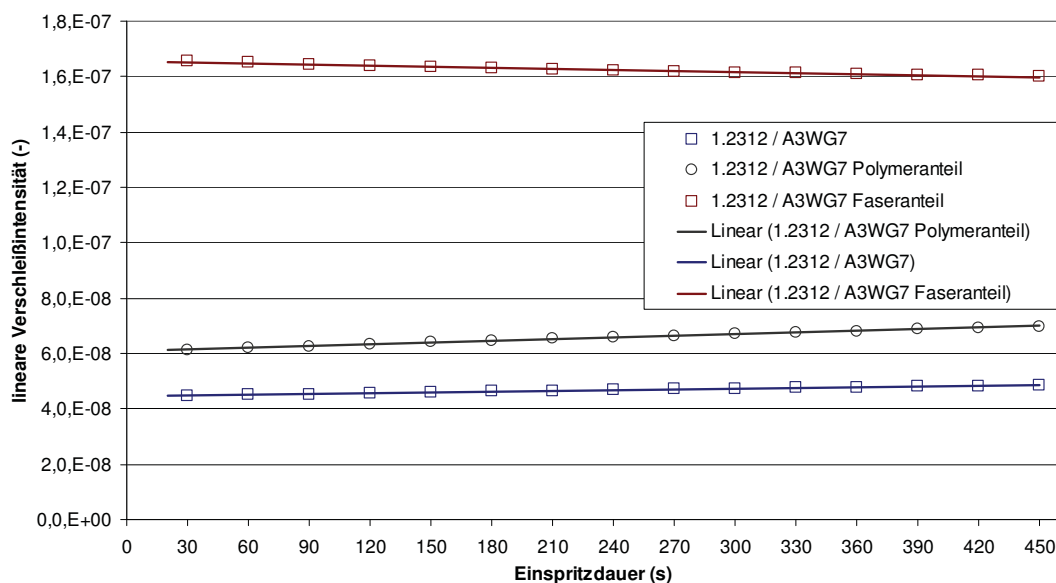


Abb. 114: Lineare Verschleißintensität in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungsdauer des Compounds, sowie des Faser- und Polymeranteils für die Materialpaarung 1.2312/A3WG7

1.13 Vergleich des iterativen mit dem konventionellen Rechenverfahren

Die einerseits iterativ und andererseits mit dem konventionellen Rechenverfahren ermittelten Ergebnisse für die flächenspezifische Arbeit sind in Abb. 115 dargestellt. Die genauen Werte können im Kapitel 1.15, Tab. 27 und Tab. 28 entnommen werden. Beim niedrigsten gemessenen Verschleiß (Materialpaar-

ung 1.2316/A3WG10) ist kein Unterschied zwischen den beiden Berechnungsverfahren feststellbar. Die Kurven sind deckungsgleich.

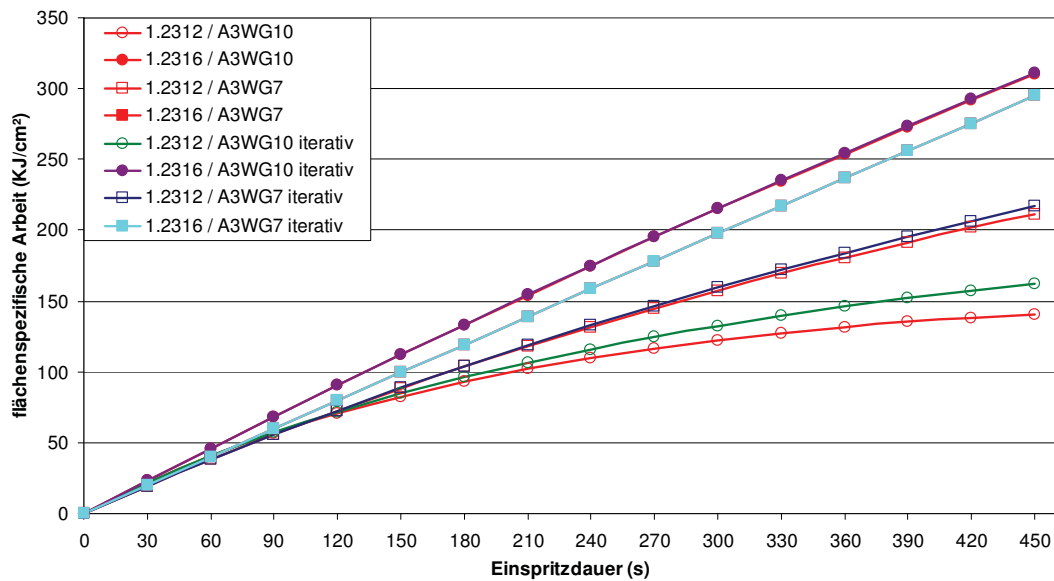


Abb. 115: Gegenüberstellung des iterativen und des konventionellen Rechenverfahren anhand der flächenspezifischen Arbeit für die Materialpaarungen 1.2316/A3WG10, 1.2312/A3WG10, 1.2316/A3WG7 und 1.2312/A3WG7

Es ist besonders bei hohem Verschleiß eine Abweichung beider Rechenverfahren zu erkennen, wobei das iterative Verfahren höhere Werte für die flächenspezifische Arbeit liefert. Dies ist darauf zurückzuführen, dass bei der iterativen Methode die tatsächliche Spalthöhe zum Zeitpunkt x als Basis für die Berechnung der Schubspannung, der Viskosität und in weiterer Folge der flächenspezifischen Arbeit herangezogen wird. Beim herkömmlichen Rechenmodell wird die mittlere Spalthöhe über die gesamte Versuchsdauer bis zum Zeitpunkt x ermittelt (niedriger als beim iterativen Verfahren) und anhand dessen die flächenspezifische Arbeit berechnet.

In Abb. 116 ist die prozentuelle Abweichung beider Berechnungsmethoden auf Basis des iterativen Modells gegenübergestellt. Die genauen Werte können im Kapitel 1.15, Tab. 29 entnommen werden.

Daraus ist ersichtlich, dass bei geringem Verschleiß, wie bei der Materialpaarung 1.2316/A3WG10 sowie 1.2316/A3WG7, die herkömmliche Rechenmethode ausreichend genaue Ergebnisse liefert. Bei starkem Verschleiß (1.2312/A3WG10 sowie 1.2312/A3WG7) weichen die Ergebnisse stark voneinander ab.

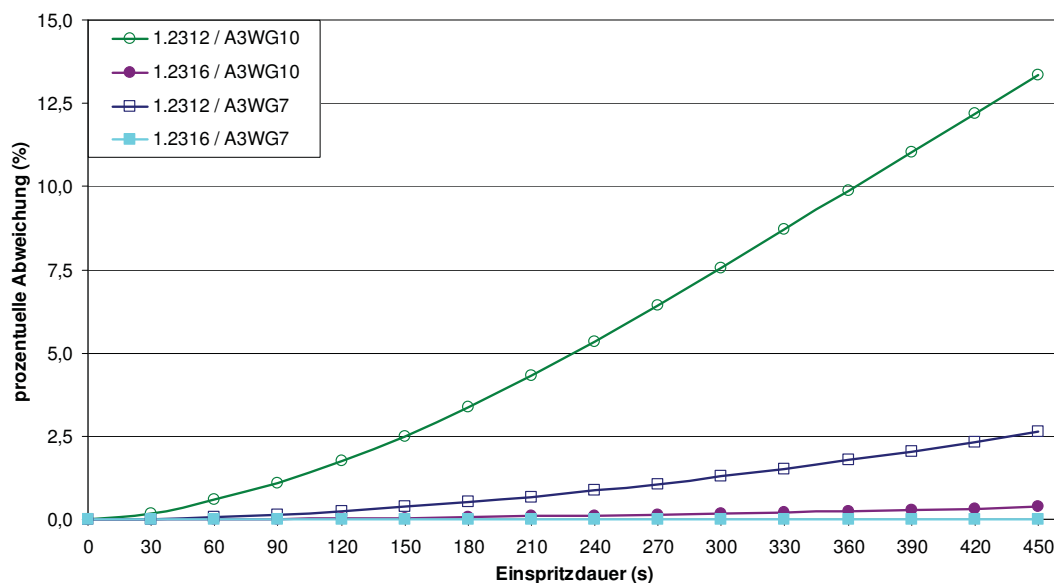


Abb. 116: Prozentuelle Abweichung beider Berechnungsmethoden auf Basis des iterativen Modells anhand der flächenspezifischen Arbeit für die Materialpaarungen 1.2316/A3WG10, 1.2312/A3WG10, 1.2316/A3WG7 und 1.2312/A3WG7

1.14 Ergebnisse aus dem Vergleich der unterschiedlichen Nitrierverfahren

Die zu untersuchenden Proben wurden vorgefertigt und poliert, wie in Abb. 57 beschrieben. Anschließend wurden sie zum Nitrieren gegeben. Die durch die Wärmebehandlung entstandene Oxidationsschicht wurde mechanisch mittels Baumwolltuch und dem Schneckenreinigungsmittel „Arnex“ [27] entfernt. Nach sorgfältiger Reinigung der Proben mit Aceton wurden sie abgewogen und danach die Verschleißoberflächen optisch vermessen (Beschreibung Kapitel 1.7.5).

Wegen nicht vorhandener Erfahrungswerte wurde der Versuch mit 10 kg zu überspritzendem PA66 mit 50 Masse-% Glasfaseranteil (BASF, Ultramid A3WG10) begonnen (Kapitel 1.10). Anschließend wurden die Proben (Kapitel 1.7.3) gereinigt.

Da kein Verschleiß mess- und sichtbar war, wurden die Versuche mit einer größeren Menge an Kunststoff wiederholt. Nach einer überspritzten gesamten Masse an Polymer von 70 kg je Probenpaar und noch immer nicht messbarem Verschleiß mussten die Versuche abgebrochen werden. Sie sollen zu einem späteren Zeitpunkt fortgeführt werden, wobei der Verschleißspalt auf 0,2 mm zu reduzieren ist.

Auf eine optische Verschleißbestimmung wurde gänzlich verzichtet, da der Materialabtrag mittels Waage genauer bestimmt werden kann als mit dem Oberflächentopografiemessgerät.

Die Härte der Nitrierschichten kann nicht bestimmt werden, da dies eine Zerstörung der Stahlplättchen notwendig machen würde, welche jedoch für weitere Versuche zur Verfügung stehen sollen.

In Tab. 17 sind Probekörpermaterial, Nitrierverfahren, überspritzte Masse an Kunststoff und der gewogene Massenabtrag gegenüber gestellt. Ein Balkendiagramm (Abb. 117) stellt zum besseren Vergleich die Werte grafisch dar.

Tab. 17: Gewogene Massenabträge an verschieden nitrierten Probekörpern, Stahl M200 (entspricht 1.2312)

Massenabtrag an unterschiedlich nitrierten Probekörpern							
Probenbezeichnung	M200-PLN	M200-PNN	M200-PKN	M200-GLN	M200-GNN	M200-GKN	
Nitrierverfahren	Nitrieren	Nitrieren	Nitrocarburieren	Nitrieren	Nitrieren	Nitrocarburieren	
Bezeichnung "Rübig"	Plasma-Langzeitnitrieren	Plasma-Normalnitrieren	Plasma-Kurzzeitnitrieren	Gas-Langzeitnitrieren	Gas-Normalnitrieren	Gas-Kurzzeitnitrieren	
Massenabtrag (mg)							
überspritzte Masse Kunststoff [kg]	10	1,155	1,178	1,770	1,227	1,157	0,795
	20	1,108	1,076	1,515	1,121	1,048	1,144
	40	1,333	1,372	1,529	1,019	1,245	1,541

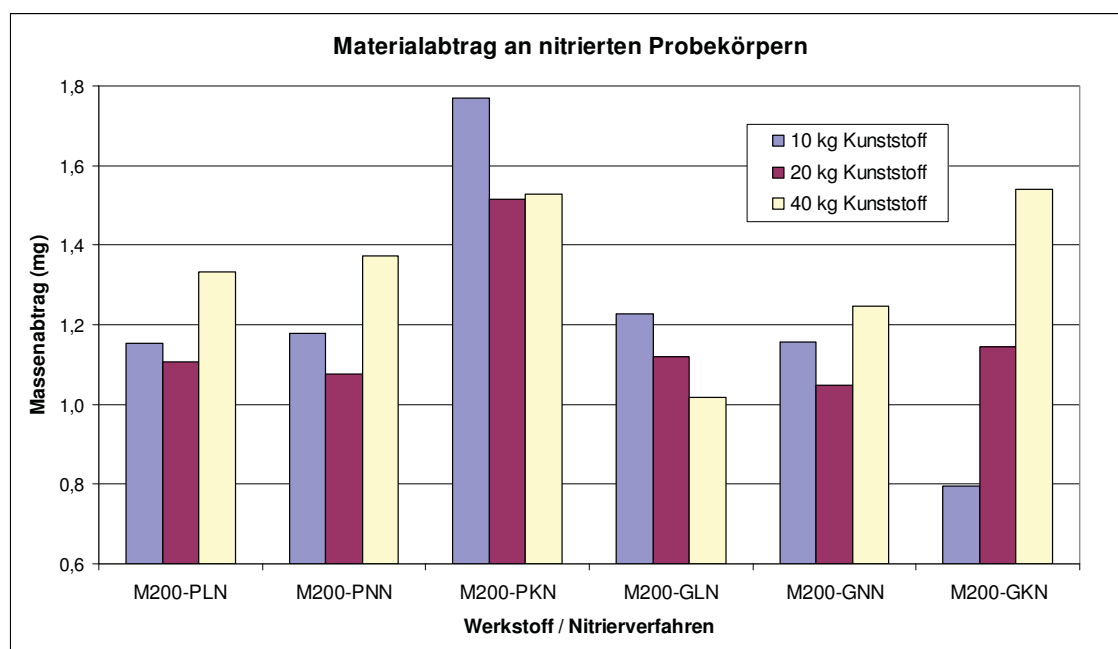


Abb. 117: Materialabtrag nach 10, 20 und 40 kg überspritzter Masse Kunststoff; PLN... Plasmalangzeitnitrieren; PNN... Plasmanormalnitrieren; PKN... Plasmakurzzeitnitrieren; GLN... Gaslangzeitnitrieren; GNN... Gasnormalnitrieren; GKN... Gaskurzzeitnitrieren

Aus Abb. 117 geht hervor, dass die Reinigung der Proben wesentlich mehr Einfluss auf die Abrasion hat als der Verschleißversuch an sich. Ein erklärbarer Zusammenhang zwischen überspritzter Masse an Kunststoff und dadurch hervorgerufenem Verschleiß ist nur beim gaskurzzeitnitrierten Stahl (M200-GKN) ersichtlich. Dies ist auf die derzeit leider notwendige mechanische Reinigung der Proben mit „Arnex“ [27] zurückzuführen. Noch dazu ist nach den Versuchen eine mechanische Reinigung aller sechs Oberflächen der Plättchen erforderlich und beim Abwiegen fließt der gesamte Masseverlust, also aller Flächen, mit ein. Dies ist zwar bei Materialproben mit mangelhafter Verschleißbeständigkeit von geringerer Bedeutung (vgl. Kapitel 1.11.5), bei verschleißfesten Stählen ist dies

jedoch nicht akzeptabel. Eine mechanische Reinigung der Verschleißplättchen muss bei zukünftigen Untersuchungen also vermieden werden.

Mittels konfokalem Messverfahren konnte keine Abrasion gemessen werden, da dies bereits die Genauigkeit dieses Verfahrens übersteigt. Der Verschleißabtrag kann somit nur mittels Waage bestimmt werden. Weiters sollten die Proben mikroskopisch am Rasterelektronenmikroskop untersucht werden. Dazu muss ein Materialabtrag aufgrund des Reinigungsvorganges jedoch ausgeschlossen werden können.

Im folgenden Kapitel sind einige Lösungsmöglichkeiten zur effizienteren Reinigung der Probepplättchen angeführt.

1.14.1 Vorschläge zur effizienteren Reinigung der Probekörper

Versuche mit verschiedensten Backrohrreinigern und dem Ultraschallbad bei Temperaturen um ca. 70 °C brachten nicht die erhofften Erfolge.

1.14.1.1 Wesentliche Verlängerung der Verweildauer im „Phenolbad“ bzw. Einsatz eines anderen Lösungsmittel

Bisher wurden die Proben für mindestens 10 Stunden im Phenolbad chemisch gereinigt. Eine Einweichdauererweiterung auf mehrere Tage könnte Verbesserungen bringen. Das ist allerdings vom Zeitaufwand her nicht tragbar. Weiters wäre ein Austausch des verschmutzten Phenolbades nach der Grobreinigung (ca. 10 Stunden Einweichzeit) denkbar.

Für korrosionsbeständige Stähle ist eine Reinigung mit einer 4-Chlor-Phenol-Lösung denkbar. Eine chemische Reinigung mittels o-Kresol ist nach Möglichkeit aufgrund der hohen Toxizität zu vermeiden.

1.14.1.2 Thermischer Abbau des Polymers

Lagerung der vorgereinigten Metallplättchen im Wärmeschrank unterhalb jener kritischen Temperatur, die eine mögliche Gefügeänderung der Proben verursachen könnte, aber hoch genug ist um das Polyamid thermisch abzubauen.

1.14.1.3 Verwendung eines anderen gefüllten Kunststoffes

Die Anwendung von Polyamiden als Matrix von faserverstärkten Polymeren ist für Verschleißuntersuchungen typisch und Stand der Technik. Mittel- und langfristig werden aber immer mehr Kunststoffe wie PP als Matrix zum Einsatz kommen [48].

Versuche mit unterschiedlich hoch glasfaserverstärkten Polyamiden zeigen, dass der Verschleiß an den Proben in erster Linie durch die Fasern verursacht wird (Kapitel 1.11.4 bis Kapitel 1.11.6). Weiters ist allgemein bekannt, dass PP weniger zum Haften neigt als PA.

Es wäre also durchaus denkbar, anstelle der PA-Matrix eine PP-Matrix zu verwenden.

Um die Vergleichbarkeit mit früheren Verschleißversuchen gewährleisten zu können, müssen jene Glasfasern zum Einsatz kommen, welche hinsichtlich

Größe und Aspect Ratio jene der Ultramid-Typen entsprechen. Weiters sollte untersucht werden ob es durch Änderung der Matrix zu signifikanten Unterschieden im Verschleiß kommt.

Folgende Vorteile würde der Einsatz von PP als Matrix mit sich bringen:

- Niedrigere thermische Belastung der Probekörper aufgrund der niedrigeren Verarbeitungstemperatur, was bei eventuellen Versuchen mit Aluminiumlegierungen wichtig wäre.
- Einfache Reinigung der Proben; es wären wahrscheinlich infolge der geringeren Haftneigung an den Probekörpern keine Lösungsmittel notwendig und somit wäre eine toxische Belastung ausgeschlossen; Einsatz von PP ergäbe eine Zeit- und Kostenersparnis.
- Geringste Unterschiede in der Verschleißbeständigkeit werden messbar,
- Niedrigere Rohstoffkosten.

Zusammenfassung

Ziel dieser Diplomarbeit war es, mit Hilfe der Verschleißapparatur mit integrierter Messtechnik des Instituts für Kunststoffverarbeitung [15] den abrasiv/korrosiven Verschleiß an zwei ausgewählten Stahltypen Böhler M200 (1.2312) und Böhler M300 (1.2316) und drei unterschiedlich mit Glasfasern gefüllten PA66-Typen korrekt seinen Verursachern (Glasfasern bzw. unverstärktes Polymer) zuzuweisen. Zweites wesentliches Ziel war die programmtechnische Umsetzung einer exakteren Berechnung der flächenspezifischen Abtragsarbeit im Verschleißmodell nach Langecker. Hierbei war die verschleißbedingte Spalt-aufweitung und die dadurch bedingte Schubspannungs- und Viskositätsänderung zu berücksichtigen.

Weiters war die Verschleißbeständigkeit unterschiedlicher Nitrierverfahren anhand des Stahles M200 zu untersuchen.

Dazu wurden anhand von praktischen Versuchen mit der Verschleißapparatur mit integrierter Messtechnik Verschleißvorgänge durchgeführt sowie Drücke und Temperaturen aufgezeichnet. Danach wurden die Materialabträge mittels Abwiegen der Proben bzw. dem Vermessen der Verschleißoberflächen mittels Konfokalmikroskop ermittelt.

Bis dato war die flächenspezifische Abtragsarbeit als physikalischer Kennwert für jene Arbeit definiert, die einerseits für die Aufrechterhaltung der Druckströmung der Schmelze durch den Verschleißspalt und die dabei erfolgende Scherdeformation der Schmelze sowie andererseits für den Verschleißabtrag an der Stahloberfläche (Mikrozerspannung) zu verrichten ist.

Des Weiteren konnte sie nur bei einer mittleren Verschleißspalthöhe, einer mittleren Schmelzetemperatur sowie einer mittleren Schmelzeviskosität und der daraus folgenden mittleren Wandschubspannung berechnet werden.

Mit dem entwickelten iterativen Rechenverfahren ist es nun möglich, diese Arbeit zu jedem beliebigen überspritzten Volumen an Kunststoff in Abhängigkeit der sich ständig ändernden Verschleißspalthöhe und der daraus folgenden Temperatur- sowie Viskositätsänderung exakt zu berechnen. Weiters kann sie seinen Verursachern genau zugeordnet werden.

Da der Mikrozerspannungsprozess nur durch den Füllstoff erfolgt, in diesem Fall durch die Glasfasern, ergibt sich für die tatsächliche flächenspezifische Abtragsarbeit nur jener Arbeitsanteil, der tatsächlich den Fasern zugeordnet werden kann.

Er beträgt für die Materialpaarungen Kunststoffschmelze/Stahl PA66-GF50/1.2312 zu Versuchsbeginn 48 % und steigt dann polynomisch auf in etwa 58 % an. Für die hochlegierte Stahltyp steigt der Anteil aufgrund des höheren Verschleißwiderstandes nur auf etwa 52 %.

Bei der Materialpaarung 1.2312/PA66-GF35 liegt dieser Wert zwischen 26 und 34 %, für die verschleißfeste Stahltyp 1.2316 ist er nahezu konstant und liegt zwischen 26 und 27 %.

Weiters weisen die Kurvenverläufe der flächenspezifischen Abtragsarbeit in Abhängigkeit von der Verschleißbeanspruchungsdauer bzw. dem überspritzten Volumen an Kunststoff besonders für die Stahltyp M200 polynomischen Cha-

rakter auf. Ein iteratives Rechenmodell zur Betrachtung des Verschleißes ist dabei besonders sinnvoll.

Der Vergleich des iterativen und des konventionellen Rechenmodells anhand der flächenspezifischen Arbeit zeigt, dass bei der Materialpaarung 1.2312/A3WG10 (großer Verschleiß) die iterativ berechneten Werte bis ca. 13 % höher liegen als die der bisherigen Rechenmethode. Beim verschleißbeständigen Stahl 1.2316 beträgt die Abweichung in etwa bis zu 0,4 %. Dies bedeutet, dass bei geringem Verschleiß die vereinfachte Rechenmethode ausreichend ist.

Betrachtet man den Verschleiß an den zwei unterschiedlich hoch legierten Stahltypen, dann ergibt sich für die hochlegierte Stahltype eine wesentlich höhere Verschleißbeständigkeit.

Die Untersuchung der Verschleißbeständigkeit unterschiedlicher Nitrierverfahren anhand des gering verschleißbeständigen, jedoch äußerst gut zerspanbaren Stahls 1.2312 brachte hervorragende Ergebnisse. Es war bei allen sechs Nitrier-Varianten beinahe kein Materialabtrag messbar. Es wird vermutet, dass ein Großteil des gemessenen Materialabtrages auf die nach dem Versuch notwendige mechanische Reinigung zurückzuführen ist. Welches Nitrierverfahren die beste Verschleißbeständigkeit aufweist, konnte nicht bestimmt werden. Eine Senkung der Verschleißspalthöhe wird aussagekräftigere Ergebnisse bringen.

Für Hersteller von Spritzgusswerkzeugen ist interessant, wie hoch die Verschleißbeständigkeit von besonders wärmeleitfähigen Legierungen auf Bronze- bzw. Aluminiumbasis ist. Noch dazu können in diesen Materialien sehr hohe Schnittgeschwindigkeiten bei der Zerspanung realisiert werden. In weiterführenden Arbeiten sollte dies untersucht werden.

Literatur

- [1] DIN 50320: Verschleiß, Begriffe, Systemanalyse von Verschleißvorgängen, Gliederung des Verschleißgebietes, Berlin, Beuth - Verlag, 1979
- [2] Schülle, H., Fritz G. H.: Entstehung und Minimierung des abrasiven Verschleißes bei Nutzenextrudern, Kunststoffe 75, S 399-403, 1985
- [3] Braun D., Brito H.: Beiträge zur Untersuchung der Korrosion an Modellwerkzeugstählen für kunststoffverarbeitende Maschinen, Z. Werkstofftech 16, S.31-38, 1985
- [4] Reinhard M.: Leistungsbewertung und Einsatzmöglichkeiten von Werkstoffen für verschleißbeanspruchte Spritzgießmaschinen und Extruderbauteile, Dissertation TH Darmstadt, 1987
- [5] DIN 50322: Kategorien der Verschleißprüfung. Berlin, Beuth - Verlag, 1986
- [6] Böhler Edelstahl GmbH (Hrsg.): Böhler Edelstähle für die Kunststoffverarbeitung, Prospekt, BW 010 DE - 05. 97 1000N, Kapfenberg, 1997
- [7] Hribernik B., Friesenbichler W., Finz K., Zand J. und Jung I.: Das Elastomerwerkzeug. S. 1-24, Düsseldorf, VDI-Verlag GmbH, 1990
- [8] Böhler Edelstahl GmbH (Hrsg.): Böhler Edelstahl – Handbuch, Diskette mit den Materialdaten der Böhler Edelstähle, Version 2.0, Kapfenberg, 1998
- [9] Zorn J.: Kunststoffformenstähle, Seminar zur Übung aus Eisenhüttenkunde III, Institut für Eisenhüttenkunde der Montanuniversität Leoben, 1997
- [10] Fischer G.: Verschleißuntersuchungen zur Bestimmung des abrasiv/korrosiven Verschleißes an Kunststoffformenstählen, Diplomarbeit, Institut für Kunststoffverarbeitung der Montanuniversität Leoben, Juni 1998
- [11] Hribernik B., Stamberger J., Friesenbichler W.: Verschleiß von Werkzeugstählen unter den Bedingungen des Spritzgießens; International STEEL & METALS Magazine, 3/1989
- [12] Mennig G.: Verschleiß in der Kunststoffverarbeitung, München - Wien, Hanser - Verlag, 1990
- [13] Buchinger G.: Verschleißmessungen mit der neuen Verschleißmessapparatur mit integrierter Messtechnik und Bestimmung der Abtragshöhe als Funktion der flächenspezifischen Abtragsarbeit für verschiedene

- Kunststoff-Formenstähle, Diplomarbeit, Institut für Kunststoffverarbeitung der Montanuniversität Leoben, 2000
- [14] Buchinger G.: Abrasiv/korrosiver Verschleiß von niedrig- bzw. hochlegierten Kunststoff-Formenstählen bei Verspritzung von flammgeschütztem Polypropylen, Studienarbeit, Institut für Kunststoffverarbeitung der Montanuniversität Leoben, 2000
- [15] Langecker G. R., Friesenbichler W., Schatzer R.: Neue instrumentierte Verschleißmessapparatur, Konzeption und Werkzeugkonstruktion der instrumentierten Verschleißmessapparatur, Institut für Kunststoffverarbeitung Montanuniversität Leoben, 1998
- [16] Merck KGaA.: Frankfurter Str. 250, 64293 Darmstadt, Deutschland, 2007
- [17] Jakob G.: Messtechnik zur Bestimmung von Topografie. Topographie und Rauheit - Messen und Bewerten von technischen Oberflächen, B01, Bergisch Gladbach, Fries Research & Technology, 2002
- [18] Berger G., Friesenbichler W., Langecker G. R.: Topografiemessung an Kunststoff- und Metalloberflächen. VLK-NEWS (01) 2006, S. 4-9
- [19] Danton C.: Verschleißuntersuchungen zur Bestimmung des abrasiv/korrosiven Verschleißes an Kunststoffformenstählen. Diplomarbeit, Institut für Kunststoffverarbeitung der Montanuniversität Leoben, 2001
- [20] Friesenbichler W., Langecker G. R.: Verschleißapparatur mit integrierter Messtechnik zur Messung des abrasiv korrosiven Verschleißes an Kunststoff-Formenstählen. 15. Leobner Kunststoff Kolloquium, 1999
- [21] <http://www.bohler-edelstahl.com/files/M200DE.pdf>
- [22] Friesenbichler W., Langecker, G. Caliskanoglu, D.: Abrasive/corrosive Wear on Plastic Mould Steels, measured under practical conditions. Proceedings of the 7th International Tooling Conference "Tooling Materials and their applications from research to market", Politecnico di Torino, 2-5 May 2006
- [23] Friesenbichler W., Berger G.R., Perko J.: Praxisnahe Prüfmethode für die Messung des abrasiven und korrosiven Verschleißes. 19. Leobner Kunststoff Kolloquium, November 2006
- [24] Berger G., Friesenbichler W, Langecker G., Hiebler B., Perko J., Caliskanoglu D.: A new practical testing apparatus to evaluate corrosion on plastic mold steels. Proceedings of the 7th International Tooling Conference "Tooling Materials and their applications from research to market", Politecnico di Torino, 2-5 May 2006

-
- [25] Gornik, C.: Verschleißuntersuchungen an Rückstromsperrern, Studienarbeit, Institut für Kunststoffverarbeitung der Montanuniversität Leoben, 1998
- [26] Gornik, C.: Untersuchung des Schließverhaltens von Rückstromsperrern, Diplomarbeit, Institut für Kunststoffverarbeitung der Montanuniversität Leoben, 1998
- [27] NIETH GmbH, Mühlenweg 31, 45289 Essen
- [28] Liedtke D.: Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen I, Grundlagen und Anwendungen, 7. Auflage, 2007
- [29] DIN EN 10052, Begriffe der Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen, Berlin, Beuth - Verlag, 1994
- [30] Wriedt H. A., Gokcen N. A., Nafziger R. H.: The Fe-N(Iron-Nitrogen)-System, Bulletin of Alloy Phase Diagrams, 1987, Vol. 8, No. 4, S. 355-377
- [31] Slycke, Jan: Thermodynamics of Carbonitriding and Nitrocarburising Atmospheres and the Fe-N-C Phase Diagram, Tagungsband AWT-VWT-Tagung Nitrieren und Nitrocarburieren, Weimar 24.-26.4.1996, S. 19-28
- [32] Klümper-Westkamp H.: unveröffentlichte Mitteilung
- [33] Somers M. A. J., Mittermeijer E. J.: Verbindungsschicht während des Gasnitrierens, und des Gas- und Salzbadnitrocarburierens, Härtereitechn. Mitt. 47 (1992) 1, S. 5-13
- [34] Somers M. A. J., Mittermeijer E. J.: Porenbildung und Kohlenstoffaufnahme beim Nitrocarburieren, Härtereitechn. Mitt. 42 (1987) 6, S. 321-329
- [35] Somers M. A. J., Mittermeijer E. J.: Modeling the Kinetics of the Nitriding and Nitrocarburizing of Iron, ASM Heat Treating Society Conference, Indianapolis, 15.-18.9.1997
- [36] Hoffmann R., Somers M. A. J, Mittermeijer E. J.: Verbindungsschichtbildung beim Nitrieren und Nitrocarburieren, Härtereitechn. Mitt. 51 (1996) 3, S. 162-169
- [37] Liedtke D.: Bedeutung poröser Verbindungsschichten für die technische Anwendung, Tagungsband der AWT.VWT-Tagung Nitrieren, Weimar, 24.-26.4.1996
- [38] Pietzsch S., Böhmer S.: Nitridische Verbindungsschichten, Härtereitechn. Mitt. 51 (1996) 6, S. 364-371

- [39] Pietzsch S.: Beitrag zu den Einflussgrößen beim Gasnitrieren auf den Aufbau der Verbindungsschicht unter besonderer Berücksichtigung ihrer Porosität, Dissertation 1986, TU Berlin
- [40] Liedtke D.: Beitrag zum technisch-wirtschaftlichen Optimieren des Nitrocarburiens von Bauteilen, Dissertation 1986, TU Berlin
- [41] Hoffmann F., Bujak I., Mayr P., Löffelbein B., Gienau M., Habig K. H.: Verschleißwiderstand nitrierter und nitrocarburiertes Stähle, Härtereitechn. Mitt. 52 (1997) 6, S. 376-386
- [42] Spies H. J., Winkler H. P.: Zum Korrosionsverhalten von Nitridschichten auf Eisenwerkstoffen, IfL-Mitt. 24 (1985), S. 101-103
- [43] Spies H. J., Eckstein Ch., Zimdars H.: Korrosionsverhalten und Randgefüge nichtrostender Stähle nach einer Tieftemperaturbehandlung, Härtereitechn. Mitt. 57 (2002) 6, S. 409-414
- [44] Tabellenbuch Metall, Verlag EUROPA-LEHRMITTEL, 40. Auflage 1997, S. 165
- [45] Prospekt: PRAXIS-SERVICE, Erfolgreiche Edelstahlverarbeitung, Böhlerstahl Vertriebsgesellschaft m. b. H., Nordwestbahnstraße 12–14, 1201 Wien
- [46] Rübige® GmbH & Co KG Härtetechnik, Griesmühlstraße 10, 4614 Marchtrenk
- [47] Weiermair G.: Untersuchungen zur Auswirkung unterschiedlicher Einlaufgeometrien und Strömungsgeschwindigkeiten auf den abrasiven Verschleiß und dessen theoretische Überprüfung mittels FEM, Studienarbeit, Institut für Kunststoffverarbeitung der Montanuniversität Leoben, 2008
- [48] Wölfer R.: Polypropylene – der thermoplastische Werkstoff für das Auto der Zukunft, Tagung: Werkstoffe in Bewegung, Leoben, 4.11. – 5.11.2004
- [49] PlasticsEurope Market Research Group (PEMRG), Avenue E. van Nieuwenhuysse 4/3; B-11 60 Brussels – Belgium: The compelling facts about plastics, analysis of plastics production, demand and recovery for 2006 in Europe, Jänner 2008
- [50] Campus® 5.0, BASF, 18.10.2004

Symbolverzeichnis

η	Viskosität (Pa.s)
a_T	Temperaturverschiebungsfaktor (-)
A	Nullviskosität (Pas)
B	$\frac{1}{\dot{\gamma}_c}$, Übergang der Viskositätskurve vom schergeschwindigkeitsunabhängigen in den schergeschwindigkeitsabhängigen Bereich (s)
$\dot{\gamma}$	Schergeschwindigkeit (1/s)
C	Steigung (-)
E_0	Aktivierungsenergie (J/mol)
R	Gaskonstante = 8,31447215 J/(mol.K)
T	Isttemperatur (°C)
T_0	Bezugstemperatur (°C)
τ	Schubspannung (N/m ²)
τ_R	mittlere Reibschubspannung (N/m ²)
τ_w	wahre Wandschubspannung (N/m ²)
K	Konsistenz (Pa.s ⁿ)
n	Fließexponent (Steigung der Viskositätskurve) (-)
Φ	Fluidität (Pa ^{-m} .s ⁻¹)
m	$\frac{1}{n}$ (-)
$\dot{\gamma}_w$	wahre Wandschergeschwindigkeit (1/s)
\dot{V}	Volumenstrom (m ³ /s)
B	Breite des Verschleißspaltes (m)
H	Höhe des Verschleißspaltes (m)
L_{vs}	Länge des Verschleißspaltes (m)
$\bar{T}_{(x)}$	mittlere Schmelzetemperatur in Abhängigkeit vom Fließweg (°C)
T_{M0}	Schmelzetemperatur am Maschinendüsenaustritt (°C)
\bar{T}	mittlere Schmelzetemperatur im Verschleißspalt (°C)
T_o	Probekörperoberflächentemperatur (°C)
$T_{0,5}$	Probekörpertemperatur 0,5 mm von der Oberfläche entfernt (°C)
$T_{1,5}$	Probekörpertemperatur 1,5 mm von der Oberfläche entfernt (°C)
Δp	Druckabfall (Pa)
x	Fließwegposition (m)
L	Gesamtlänge des Verschleißspaltes mit konstantem Querschnitt (m)
ρ	Dichte der Kunststoffschmelze (kg/m ³)
c_p	Spezifische Wärmekapazität der Kunststoffschmelze (J/(kg.K))
\dot{V}	Volumenstrom der Kunststoffschmelze (m ³ /s)
k	Düsenleitwert (m ³)
Δp_{vs}	Druckabfall im Verschleißspalt (Pa)

$A_{W, \text{spez}}$	flächenspezifische Abtragsarbeit (J/m^2)
$P_{W, \text{spez}}$	flächenspezifische Abtragsleistung (W/m^2)
t_{ges}	gesamte Verschleißbeanspruchungsdauer bzw. Einspritzdauer (s)
V_{KS}	Kunststoffvolumen (m^3)
m_{KS}	überspritzte Masse an Kunststoff (kg)
v_{spez}	spezifisches Volumen des Kunststoffs (m^3/kg)
\dot{V}	vordefinierter, an der Spritzgussmaschine eingestellter Volumenstrom der Kunststoffschmelze (m^3/s)
W_{R}	Reibenergie (J)
F_{R}	Reibkraft (N)
s	Verschleißstrecke (m)
F_{N}	Normalkraft (N)
μ	Reibkoeffizient (-)
V_{V}	Verschleißvolumen (m^3)
e_{R}	scheinbare Reibenergiedichte (J/m^3)
l_{h}	lineare Verschleißintensität (-)
\bar{H}	mittlere Spalthöhe (m)
H_0	Verschleißspaltanfangshöhe (m)
Δh	gemittelte Abtragshöhe über die Verschleißfläche je Probekörper (m)
ρ_{St}	Dichte der Stahlprobe (kg/m^3)
Δm_{St}	Gewichtsverlust der Stahlprobe (kg)
A_{V}	gesamte Verschleißfläche (m^2)

Anhang

1.15 Tabellen

Tab. 18: Berechnete mittlere Schmelztemperatur im Verschleißspalt in Abhängigkeit von der Einspritzdauer

mittlere Schmelztemperatur (°C)									
	Einspritzdauer (s)	0	30	60	90	120	150	180	210
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10	310,5	308,4	306,7	305,3	304,1	303,1	302,3	301,6
	1.2316 / A3WG10	310,5	310,2	310,0	309,8	309,5	309,3	309,1	308,8
	1.2312 / A3WG7	305,4	304,8	304,4	303,9	303,5	303,2	302,8	302,5
	1.2316 / A3WG7	305,4	305,3	305,3	305,3	305,3	305,2	305,2	305,2
	1.2312 / A3W	302,0	302,0	302,0	302,0	302,0	301,9	301,9	301,9
	1.2316 / A3W	302,0	302,0	302,0	302,0	302,0	302,0	302,0	302,0

mittlere Schmelztemperatur (°C)									
	Einspritzdauer (s)	240	270	300	330	360	390	420	450
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10	300,9	300,4	299,9	299,5	299,1	298,8	298,5	298,3
	1.2316 / A3WG10	308,6	308,4	308,2	308,0	307,8	307,6	307,4	307,3
	1.2312 / A3WG7	302,2	301,9	301,6	301,3	301,1	300,9	300,6	300,4
	1.2316 / A3WG7	305,2	305,2	305,1	305,1	305,1	305,1	305,0	305,0
	1.2312 / A3W	301,9	301,9	301,9	301,9	301,9	301,8	301,8	301,8
	1.2316 / A3W	302,0	302,0	302,0	302,0	302,0	302,0	302,0	302,0

Tab. 19: Berechneter Druckabfall im Verschleißspalt in Abhängigkeit von der Einspritzdauer

Druckabfall im Verschleißspalt (bar)									
	Einspritzdauer (s)	0	30	60	90	120	150	180	210
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10	580,1	502,0	438,2	385,4	341,4	304,3	272,7	245,7
	1.2316 / A3WG10	580,1	570,7	561,4	552,4	543,6	535,0	526,5	518,3
	1.2312 / A3WG7	497,1	472,9	450,3	429,3	409,8	391,5	374,5	358,5
	1.2316 / A3WG7	497,1	496,1	495,0	494,0	492,9	491,8	490,8	489,7
	1.2312 / A3W	445,0	444,3	443,5	442,8	442,0	441,3	440,6	439,9
	1.2316 / A3W	445,0	444,8	444,6	444,4	444,2	444,0	443,8	443,6

Druckabfall im Verschleißspalt (bar)									
	Einspritzdauer (s)	240	270	300	330	360	390	420	450
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10	222,4	202,2	184,5	169,0	155,4	143,3	132,5	122,9
	1.2316 / A3WG10	510,3	502,4	494,7	487,2	479,8	472,6	465,6	458,7
	1.2312 / A3WG7	343,5	329,5	316,3	303,9	292,2	281,1	270,7	260,9
	1.2316 / A3WG7	488,7	487,7	486,6	485,6	484,6	483,5	482,5	481,5
	1.2312 / A3W	439,1	438,4	437,7	437,0	436,2	435,5	434,8	434,1
	1.2316 / A3W	443,4	443,2	443,0	442,8	442,6	442,4	442,2	442,0

Tab. 20: Berechnete mittlere Wandschubspannung im Verschleißspalt in Abhängigkeit von der Einspritzdauer

mittlere Wandschubspannung im Verschleißspalt (KN/m ²)									
	Einspritzdauer (s)	0	30	60	90	120	150	180	210
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10	1208,6	1161,2	1114,3	1068,8	1025,2	983,6	944,3	907,2
	1.2316 / A3WG10	1208,6	1203,4	1198,1	1192,9	1187,7	1182,4	1177,2	1172,0
	1.2312 / A3WG7	1035,7	1018,8	1002,3	986,1	970,4	955,0	940,1	925,5
	1.2316 / A3WG7	1035,7	1035,0	1034,3	1033,5	1032,8	1032,1	1031,4	1030,7
	1.2312 / A3W	927,1	926,4	925,7	925,0	924,4	923,7	923,0	922,3
	1.2316 / A3W	927,1	926,9	926,7	926,5	926,3	926,2	926,0	925,8

mittlere Wandschubspannung im Verschleißspalt (KN/m ²)									
	Einspritzdauer (s)	240	270	300	330	360	390	420	450
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10	872,3	839,4	808,5	779,5	752,3	726,6	702,5	679,8
	1.2316 / A3WG10	1166,7	1161,5	1156,3	1151,1	1145,9	1140,7	1135,5	1130,3
	1.2312 / A3WG7	911,4	897,5	884,1	871,0	858,3	845,8	833,8	822,0
	1.2316 / A3WG7	1029,9	1029,2	1028,5	1027,8	1027,1	1026,3	1025,6	1024,9
	1.2312 / A3W	921,6	921,0	920,3	919,6	918,9	918,3	917,6	916,9
	1.2316 / A3W	925,6	925,4	925,2	925,1	924,9	924,7	924,5	924,3

Tab. 21: Berechnete flächenspezifische Leistung in Abhängigkeit von der Einspritzdauer

flächenspezifische Leistung (KW/m ²)									
	Einspritzdauer (s)	0	30	60	90	120	150	180	210
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10	7771,3	6724,5	5869,8	5163,4	4573,4	4076,0	3653,2	3291,1
	1.2312 / A3WG10 Polymeranteil	4004,3	3339,2	2828,9	2428,5	2108,2	1848,0	1633,5	1454,7
	1.2312 / A3WG10 Faseranteil	3766,9	3385,4	3040,9	2734,9	2465,1	2228,0	2019,6	1836,4
	1.2316 / A3WG10	7771,3	7644,5	7520,7	7399,8	7281,7	7166,3	7053,5	6943,3
	1.2316 / A3WG10 Polymeranteil	4004,3	3921,4	3841,0	3763,1	3687,6	3614,4	3543,4	3474,5
	1.2316 / A3WG10 Faseranteil	3766,9	3723,2	3679,7	3636,7	3594,1	3551,9	3510,1	3468,8
	1.2312 / A3WG7	6659,7	6334,4	6032,3	5751,2	5489,3	5244,9	5016,4	4802,5
	1.2312 / A3WG7 Polymeranteil	4888,0	4605,3	4346,6	4109,4	3891,2	3690,2	3504,5	3332,6
	1.2312 / A3WG7 Faseranteil	1771,7	1729,1	1685,7	1641,9	1598,1	1554,7	1511,9	1469,9
	1.2316 / A3WG7	6659,7	6645,4	6631,1	6616,9	6602,8	6588,7	6574,6	6560,6
	1.2316 / A3WG7 Polymeranteil	4888,0	4875,5	4863,0	4850,6	4838,2	4825,9	4813,6	4801,4
	1.2316 / A3WG7 Faseranteil	1771,7	1769,9	1768,1	1766,3	1764,6	1762,8	1761,0	1759,2
	1.2312 / A3W	5961,1	5951,2	5941,3	5931,4	5921,6	5911,7	5901,9	5892,2
	1.2316 / A3W	5961,1	5958,4	5955,8	5953,1	5950,5	5947,8	5945,1	5942,5

flächenspezifische Leistung (KW/m ²)									
	Einspritzdauer (s)	240	270	300	330	360	390	420	450
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10	2978,9	2708,0	2471,6	2264,1	2081,2	1919,1	1775,0	1646,2
	1.2312 / A3WG10 Polymeranteil	1303,9	1175,7	1065,6	970,4	887,6	815,0	751,1	694,4
	1.2312 / A3WG10 Faseranteil	1675,0	1532,3	1406,0	1293,7	1193,6	1104,2	1023,9	951,8
	1.2316 / A3WG10	6835,5	6730,2	6627,1	6526,3	6427,8	6331,3	6236,9	6144,6
	1.2316 / A3WG10 Polymeranteil	3407,6	3342,6	3279,6	3218,3	3158,7	3100,9	3044,6	2989,8
	1.2316 / A3WG10 Faseranteil	3427,9	3387,5	3347,6	3308,1	3269,0	3230,5	3192,4	3154,8
	1.2312 / A3WG7	4602,0	4413,8	4237,0	4070,5	3913,8	3765,9	3626,3	3494,4
	1.2312 / A3WG7 Polymeranteil	3173,2	3025,0	2887,1	2758,5	2638,4	2526,1	2420,8	2322,1
	1.2312 / A3WG7 Faseranteil	1428,8	1388,8	1349,8	1312,0	1275,3	1239,8	1205,5	1172,3
	1.2316 / A3WG7	6546,6	6532,7	6518,8	6504,9	6491,1	6477,4	6463,7	6450,0
	1.2316 / A3WG7 Polymeranteil	4789,2	4777,1	4765,0	4752,9	4740,9	4729,0	4717,1	4705,2
	1.2316 / A3WG7 Faseranteil	1757,4	1755,6	1753,8	1752,0	1750,2	1748,4	1746,6	1744,8
	1.2312 / A3W	5882,4	5872,7	5863,0	5853,3	5843,7	5834,0	5824,4	5814,8
	1.2316 / A3W	5939,8	5937,2	5934,5	5931,9	5929,2	5926,6	5923,9	5921,3

Tab. 22: Prozentueller Anteil der flächenspezifischen Leistung der Fasern an der gesamten flächenspezifischen Leistung in Abhängigkeit von der Einspritzdauer

prozentueller Leistungsanteil der Glasfasern (%)									
	Einspritzdauer (s)	0	30	60	90	120	150	180	210
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10 Faseranteil	48,5	50,3	51,8	53,0	53,9	54,7	55,3	55,8
	1.2316 / A3WG10 Faseranteil	48,5	48,7	48,9	49,1	49,4	49,6	49,8	50,0
	1.2312 / A3WG7 Faseranteil	26,6	27,3	27,9	28,5	29,1	29,6	30,1	30,6
	1.2316 / A3WG7 Faseranteil	26,6	26,6	26,7	26,7	26,7	26,8	26,8	26,8

prozentueller Leistungsanteil der Glasfasern (%)									
	Einspritzdauer (s)	240	270	300	330	360	390	420	450
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10 Faseranteil	56,2	56,6	56,9	57,1	57,4	57,5	57,7	57,8
	1.2316 / A3WG10 Faseranteil	50,1	50,3	50,5	50,7	50,9	51,0	51,2	51,3
	1.2312 / A3WG7 Faseranteil	31,0	31,5	31,9	32,2	32,6	32,9	33,2	33,5
	1.2316 / A3WG7 Faseranteil	26,8	26,9	26,9	26,9	27,0	27,0	27,0	27,1

Tab. 23: Flächenspezifische Arbeit in Abhängigkeit von der Einspritzdauer für das Compound, den Faser- und Polymeranteil

flächenspezifische Arbeit (KJ/cm ²)									
	Einspritzdauer (s)	0	30	60	90	120	150	180	210
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10	0,0	21,7	40,6	57,1	71,7	84,6	96,2	106,6
	1.2312 / A3WG10 Polymeranteil	0,0	11,0	20,2	28,1	34,9	40,8	46,0	50,6
	1.2312 / A3WG10 Faseranteil	0,0	10,7	20,3	29,0	36,8	43,8	50,1	55,8
	1.2316 / A3WG10	0,0	23,1	45,9	68,3	90,3	112,0	133,3	154,3
	1.2316 / A3WG10 Polymeranteil	0,0	11,9	23,5	34,9	46,1	57,1	67,8	78,3
	1.2316 / A3WG10 Faseranteil	0,0	11,2	22,3	33,3	44,2	54,9	65,5	75,9
	1.2312 / A3WG7	0,0	19,5	38,0	55,7	72,6	88,7	104,1	118,8
	1.2312 / A3WG7 Polymeranteil	0,0	14,2	27,7	40,3	52,3	63,7	74,5	84,7
	1.2312 / A3WG7 Faseranteil	0,0	5,3	10,4	15,4	20,2	24,9	29,5	34,0
	1.2316 / A3WG7	0,0	20,0	39,9	59,7	79,6	99,4	119,1	138,8
	1.2316 / A3WG7 Polymeranteil	0,0	14,6	29,3	43,8	58,4	72,9	87,3	101,7
	1.2316 / A3WG7 Faseranteil	0,0	5,3	10,6	15,9	21,2	26,5	31,8	37,1

flächenspezifische Arbeit (KJ/cm ²)									
	Einspritzdauer (s)	240	270	300	330	360	390	420	450
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10	116,0	124,5	132,3	139,4	145,9	151,9	157,4	162,5
	1.2312 / A3WG10 Polymeranteil	54,7	58,5	61,8	64,9	67,7	70,2	72,5	74,6
	1.2312 / A3WG10 Faseranteil	61,0	65,6	69,8	73,6	77,0	80,0	82,6	84,8
	1.2316 / A3WG10	175,0	195,3	215,4	235,1	254,5	273,7	292,6	311,2
	1.2316 / A3WG10 Polymeranteil	88,7	98,8	108,7	118,4	128,0	137,4	146,6	155,6
	1.2316 / A3WG10 Faseranteil	86,3	96,5	106,6	116,5	126,4	136,1	145,7	155,2
	1.2312 / A3WG7	132,9	146,4	159,4	171,9	183,9	195,4	206,5	217,2
	1.2312 / A3WG7 Polymeranteil	94,5	103,7	112,6	121,0	129,1	136,8	144,2	151,2
	1.2312 / A3WG7 Faseranteil	38,4	42,6	46,7	50,8	54,7	58,4	62,1	65,7
	1.2316 / A3WG7	158,5	178,1	197,7	217,2	236,7	256,2	275,6	294,9
	1.2316 / A3WG7 Polymeranteil	116,1	130,5	144,8	159,1	173,3	187,5	201,7	215,8
	1.2316 / A3WG7 Faseranteil	42,3	47,6	52,9	58,1	63,4	68,6	73,9	79,1

Tab. 24: Reibenergie in Abhängigkeit von der Einspritzdauer für das Compound, den Faser- und Polymeranteil

		Reibenergie (KJ)								
		Einspritzdauer (s)	0	30	60	90	120	150	180	210
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10	0,0	52,1	97,4	137,1	172,0	203,1	230,8	255,7	
	1.2312 / A3WG10 Polymeranteil	0,0	26,4	48,6	67,5	83,8	97,9	110,3	121,4	
	1.2312 / A3WG10 Faseranteil	0,0	25,7	48,8	69,6	88,3	105,1	120,3	134,0	
	1.2316 / A3WG10	0,0	55,5	110,1	163,8	216,7	268,7	319,9	370,3	
	1.2316 / A3WG10 Polymeranteil	0,0	28,5	56,5	83,8	110,7	137,0	162,7	188,0	
	1.2316 / A3WG10 Faseranteil	0,0	27,0	53,6	79,9	106,0	131,7	157,1	182,2	
	1.2312 / A3WG7	0,0	46,8	91,3	133,7	174,2	212,8	249,7	285,1	
	1.2312 / A3WG7 Polymeranteil	0,0	34,2	66,4	96,8	125,6	152,9	178,8	203,4	
	1.2312 / A3WG7 Faseranteil	0,0	12,6	24,9	36,9	48,5	59,9	70,9	81,7	
	1.2316 / A3WG7	0,0	47,9	95,7	143,4	191,0	238,5	285,9	333,1	
	1.2316 / A3WG7 Polymeranteil	0,0	35,1	70,2	105,2	140,0	174,8	209,5	244,2	
	1.2316 / A3WG7 Faseranteil	0,0	12,7	25,5	38,2	50,9	63,6	76,3	89,0	

		Reibenergie (KJ)								
		Einspritzdauer (s)	240	270	300	330	360	390	420	450
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10	278,3	298,8	317,5	334,5	350,2	364,5	377,8	390,1	
	1.2312 / A3WG10 Polymeranteil	131,3	140,3	148,4	155,7	162,4	168,4	173,9	179,1	
	1.2312 / A3WG10 Faseranteil	146,4	157,5	167,6	176,6	184,7	191,9	198,2	203,5	
	1.2316 / A3WG10	419,9	468,8	516,9	564,2	610,9	656,9	702,2	746,8	
	1.2316 / A3WG10 Polymeranteil	212,8	237,1	260,9	284,3	307,2	329,7	351,8	373,5	
	1.2316 / A3WG10 Faseranteil	207,0	231,5	255,8	279,7	303,3	326,7	349,7	372,5	
	1.2312 / A3WG7	318,9	351,4	382,6	412,5	441,3	469,0	495,7	521,3	
	1.2312 / A3WG7 Polymeranteil	226,7	249,0	270,2	290,5	309,8	328,3	346,0	362,9	
	1.2312 / A3WG7 Faseranteil	92,1	102,3	112,2	121,8	131,2	140,3	149,1	157,7	
	1.2316 / A3WG7	380,3	427,4	474,4	521,3	568,1	614,8	661,4	707,8	
	1.2316 / A3WG7 Polymeranteil	278,7	313,1	347,5	381,8	415,9	450,0	484,0	517,9	
	1.2316 / A3WG7 Faseranteil	101,6	114,3	126,9	139,5	152,1	164,7	177,3	189,9	

Tab. 25: Scheinbare Reibenergiedichte in Abhängigkeit von der Einspritzdauer für das Compound, den Faser- und Polymeranteil

		scheinbare Reibenergiedichte (KJ/cm ³)								
		Einspritzdauer (s)	0	30	60	90	120	150	180	210
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10		7866,2	7355,8	6901,4	6496,3	6134,4	5810,1	5518,2	
	1.2312 / A3WG10 Polymeranteil		3981,7	3669,4	3398,2	3162,6	2957,3	2777,7	2619,7	
	1.2312 / A3WG10 Faseranteil		3883,4	3687,1	3504,3	3334,3	3176,1	3028,8	2891,5	
	1.2316 / A3WG10		75878,5	75267,8	74665,4	74071,3	73485,4	72907,8	72338,5	
	1.2316 / A3WG10 Polymeranteil		39004,7	38608,8	38219,4	37836,6	37460,2	37090,3	36726,9	
	1.2316 / A3WG10 Faseranteil		36873,5	36657,8	36443,3	36229,9	36017,8	35806,8	35597,0	
	1.2312 / A3WG7		22807,8	22261,3	21738,5	21238,5	20760,1	20302,5	19864,7	
	1.2312 / A3WG7 Polymeranteil		16659,8	16190,1	15743,7	15319,7	14916,8	14534,0	14170,0	
	1.2312 / A3WG7 Faseranteil		6153,9	6073,9	5994,9	5917,0	5840,1	5764,3	5689,5	
	1.2316 / A3WG7		550935,1	550356,1	549777,2	549198,3	548619,3	548040,4	547461,5	
	1.2316 / A3WG7 Polymeranteil		404270,9	403766,4	403261,9	402757,4	402252,9	401748,3	401243,8	
	1.2316 / A3WG7 Faseranteil		146664,3	146590,0	146515,7	146441,4	146367,1	146292,8	146218,5	

		scheinbare Reibenergiedichte (KJ/cm ³)								
		Einspritzdauer (s)	240	270	300	330	360	390	420	450
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10	5254,2	5014,3	4795,0	4593,5	4407,4	4235,1	4075,4	3927,5	
	1.2312 / A3WG10 Polymeranteil	2479,7	2354,4	2241,4	2138,4	2043,9	1956,9	1876,6	1803,0	
	1.2312 / A3WG10 Faseranteil	2763,4	2643,6	2531,3	2425,4	2325,2	2229,7	2138,1	2049,6	
	1.2316 / A3WG10	71777,4	71224,7	70680,1	70143,9	69615,9	69096,2	68584,8	68081,7	
	1.2316 / A3WG10 Polymeranteil	36370,0	36019,6	35675,7	35338,4	35007,5	34683,1	34365,2	34053,8	
	1.2316 / A3WG10 Faseranteil	35388,4	35181,0	34974,7	34769,7	34565,8	34363,1	34161,5	33961,2	
	1.2312 / A3WG7	19445,5	19044,2	18659,5	18290,6	17936,5	17596,1	17268,5	16952,7	
	1.2312 / A3WG7 Polymeranteil	13823,7	13494,1	13179,9	12880,1	12593,5	12318,9	12055,2	11801,3	
	1.2312 / A3WG7 Faseranteil	5615,8	5543,2	5471,6	5401,0	5331,5	5263,1	5195,7	5129,4	
	1.2316 / A3WG7	546882,5	546303,6	545724,6	545145,7	544566,8	543987,8	543408,9	542830,0	
	1.2316 / A3WG7 Polymeranteil	400739,3	400234,8	399730,3	399225,7	398721,2	398216,7	397712,2	397207,7	
	1.2316 / A3WG7 Faseranteil	146144,2	146069,9	145995,6	145921,3	145847,0	145772,8	145698,5	145624,2	

Tab. 26: Lineare Verschleißintensität in Abhängigkeit von der Einspritzdauer für das Compound, den Faser- und Polymeranteil

lineare Verschleißintensität (-)									
	Einspritzdauer (s)	0	30	60	90	120	150	180	210
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10		1,48E-07	1,51E-07	1,55E-07	1,58E-07	1,60E-07	1,63E-07	1,64E-07
	1.2312 / A3WG10 Polymeranteil		2,92E-07	3,04E-07	3,15E-07	3,24E-07	3,33E-07	3,40E-07	3,46E-07
	1.2312 / A3WG10 Faseranteil		2,99E-07	3,02E-07	3,05E-07	3,07E-07	3,10E-07	3,12E-07	3,14E-07
	1.2316 / A3WG10		1,59E-08	1,59E-08	1,60E-08	1,60E-08	1,61E-08	1,61E-08	1,62E-08
	1.2316 / A3WG10 Polymeranteil		3,09E-08	3,10E-08	3,12E-08	3,14E-08	3,16E-08	3,17E-08	3,19E-08
	1.2316 / A3WG10 Faseranteil		3,26E-08	3,27E-08	3,27E-08	3,28E-08	3,28E-08	3,29E-08	3,29E-08
	1.2312 / A3WG7		4,47E-08	4,50E-08	4,54E-08	4,57E-08	4,60E-08	4,63E-08	4,66E-08
	1.2312 / A3WG7 Polymeranteil		6,12E-08	6,19E-08	6,26E-08	6,33E-08	6,40E-08	6,47E-08	6,53E-08
	1.2312 / A3WG7 Faseranteil		1,66E-07	1,65E-07	1,64E-07	1,64E-07	1,64E-07	1,63E-07	1,63E-07
	1.2316 / A3WG7		1,88E-09	1,88E-09	1,88E-09	1,88E-09	1,88E-09	1,88E-09	1,88E-09
	1.2316 / A3WG7 Polymeranteil		2,56E-09	2,56E-09	2,56E-09	2,56E-09	2,57E-09	2,57E-09	2,57E-09
	1.2316 / A3WG7 Faseranteil		7,06E-09	7,06E-09	7,05E-09	7,05E-09	7,05E-09	7,05E-09	7,05E-09

lineare Verschleißintensität (-)									
	Einspritzdauer (s)	240	270	300	330	360	390	420	450
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10	1,66E-07	1,67E-07	1,69E-07	1,70E-07	1,71E-07	1,72E-07	1,72E-07	1,73E-07
	1.2312 / A3WG10 Polymeranteil	3,52E-07	3,57E-07	3,61E-07	3,65E-07	3,68E-07	3,71E-07	3,74E-07	3,77E-07
	1.2312 / A3WG10 Faseranteil	3,16E-07	3,18E-07	3,19E-07	3,21E-07	3,24E-07	3,26E-07	3,29E-07	3,32E-07
	1.2316 / A3WG10	1,63E-08	1,63E-08	1,64E-08	1,64E-08	1,65E-08	1,65E-08	1,66E-08	1,66E-08
	1.2316 / A3WG10 Polymeranteil	3,21E-08	3,22E-08	3,24E-08	3,26E-08	3,27E-08	3,29E-08	3,30E-08	3,32E-08
	1.2316 / A3WG10 Faseranteil	3,30E-08	3,30E-08	3,31E-08	3,31E-08	3,32E-08	3,32E-08	3,32E-08	3,33E-08
	1.2312 / A3WG7	4,69E-08	4,71E-08	4,74E-08	4,76E-08	4,78E-08	4,81E-08	4,83E-08	4,85E-08
	1.2312 / A3WG7 Polymeranteil	6,59E-08	6,65E-08	6,71E-08	6,76E-08	6,82E-08	6,87E-08	6,92E-08	6,97E-08
	1.2312 / A3WG7 Faseranteil	1,62E-07	1,62E-07	1,62E-07	1,61E-07	1,61E-07	1,61E-07	1,60E-07	1,60E-07
	1.2316 / A3WG7	1,88E-09	1,88E-09	1,88E-09	1,89E-09	1,89E-09	1,89E-09	1,89E-09	1,89E-09
	1.2316 / A3WG7 Polymeranteil	2,57E-09	2,57E-09	2,57E-09	2,57E-09	2,58E-09	2,58E-09	2,58E-09	2,58E-09
	1.2316 / A3WG7 Faseranteil	7,05E-09	7,05E-09	7,04E-09	7,04E-09	7,04E-09	7,04E-09	7,04E-09	7,04E-09

Tab. 27: Konventionell berechnete flächenspezifischen Arbeit für die Materialpaarungen 1.2316/A3WG10, 1.2312/A3WG10, 1.2316/A3WG7 und 1.2312/A3WG7

konventionell berechnete flächenspezifische Arbeit (KJ/cm ²)									
	Einspritzdauer (s)	0	30	60	90	120	150	180	210
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10	0,0	21,7	40,3	56,5	70,4	82,5	92,9	102,0
	1.2316 / A3WG10	0,0	23,1	45,9	68,2	90,2	111,9	133,2	154,1
	1.2312 / A3WG7	0,0	19,5	38,0	55,6	72,4	88,3	103,5	118,0
	1.2316 / A3WG7	0,0	20,0	39,9	59,7	79,6	99,4	119,1	138,8

konventionell berechnete flächenspezifische Arbeit (KJ/cm ²)									
	Einspritzdauer (s)	240	270	300	330	360	390	420	450
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10	109,8	116,5	122,3	127,3	131,5	135,1	138,2	140,8
	1.2316 / A3WG10	174,8	195,0	215,0	234,6	253,9	272,9	291,6	310,0
	1.2312 / A3WG7	131,7	144,9	157,3	169,2	180,6	191,4	201,7	211,5
	1.2316 / A3WG7	158,5	178,1	197,7	217,2	236,7	256,1	275,5	294,9

Tab. 28: Iterativ berechnete flächenspezifischen Arbeit für die Materialpaarungen 1.2316/A3WG10, 1.2312/A3WG10, 1.2316/A3WG7 und 1.2312/A3WG7

iterativ berechnete flächenspezifische Arbeit (KJ/cm ²)									
	Einspritzdauer (s)	0	30	60	90	120	150	180	210
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10	0,0	21,7	40,6	57,1	71,7	84,6	96,2	106,6
	1.2316 / A3WG10	0,0	23,1	45,9	68,3	90,3	112,0	133,3	154,3
	1.2312 / A3WG7	0,0	19,5	38,0	55,7	72,6	88,7	104,1	118,8
	1.2316 / A3WG7	0,0	20,0	39,9	59,7	79,6	99,4	119,1	138,8

iterativ berechnete flächenspezifische Arbeit (KJ/cm ²)									
	Einspritzdauer (s)	240	270	300	330	360	390	420	450
Materialpaarung	1.2312 / A3WG10	116,0	124,5	132,3	139,4	145,9	151,9	157,4	162,5
	1.2316 / A3WG10	175,0	195,3	215,4	235,1	254,5	273,7	292,6	311,2
	1.2312 / A3WG7	132,9	146,4	159,4	171,9	183,9	195,4	206,5	217,2
	1.2316 / A3WG7	158,5	178,1	197,7	217,2	236,7	256,2	275,6	294,9

Tab. 29: Prozentuelle Abweichung beider Berechnungsmethoden auf Basis des iterativen Modells anhand der Materialpaarungen 1.2316/A3WG10, 1.2312/A3WG10, 1.2316/A3WG7 und 1.2312/A3WG7

prozentuelle Abweichung auf Basis des iterativen Rechenverfahren (%)									
	Einspritzdauer (s)	0	30	60	90	120	150	180	210
Material- paarung	1.2312 / A3WG10	0,0	0,2	0,6	1,1	1,7	2,5	3,4	4,3
	1.2316 / A3WG10	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,1	0,1
	1.2312 / A3WG7	0,0	0,0	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,7
	1.2316 / A3WG7	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
prozentuelle Abweichung auf Basis des iterativen Rechenverfahren (%)									
	Einspritzdauer (s)	240	270	300	330	360	390	420	450
Material- paarung	1.2312 / A3WG10	5,3	6,4	7,6	8,7	9,9	11,0	12,2	13,4
	1.2316 / A3WG10	0,1	0,1	0,2	0,2	0,2	0,3	0,3	0,4
	1.2312 / A3WG7	0,9	1,1	1,3	1,5	1,8	2,1	2,3	2,6
	1.2316 / A3WG7	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0