



Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen
der Technischen Universität München

Scherschneiden von Mangan-Bor-Stählen unter Temperatureinfluss

Hyunwoo So

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät für Maschinenwesen der
Technischen Universität München zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)

genehmigten Dissertation.

Vorsitzender: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Wolfram Volk

Prüfer der Dissertation:

1. Univ.-Prof. Dr.-Ing. Hartmut Hoffmann (i.R.)
2. Univ.-Prof. Dr.-Ing. Horst Baier

Die Dissertation wurde am 19.11.2014 bei der Technischen Universität München
eingereicht und durch die Fakultät für Maschinenwesen am 14.09.2015 angenommen.

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	I
Verzeichnis der Kurzzeichen	V
Kurzfassung	IX
Summary.....	XI
1 Einleitung	1
2 Stand der Technik.....	3
2.1 Presshärten	3
2.1.1 Hochfeste Vergütungsstähle	4
2.1.2 Verfahrensvarianten und Beschichtungskonzepte	7
2.1.3 Prozessablauf des direkten Presshärten	10
2.1.3.1 Glühen (Austenitisierung)	12
2.1.3.2 Warmumformen	13
2.1.3.3 Vergüten zur martensitischen Gefügeumwandlung.....	14
2.1.3.4 Beschneiden pressgehärteter Halbzeuge	19
2.2 Scherschneiden.....	21
2.2.1 Scherschneiden in der Einteilung der Fertigungsverfahren	21
2.2.2 Darstellung des Schneidvorgangs.....	25
2.2.3 Schnittflächenkenngrößen	30
2.2.4 Schneidkraft und -arbeit.....	32
2.2.5 Mikrorisse und Bruch	35
2.2.6 Werkzeugverschleiß.....	37
3 Zielsetzung und Aufgabenstellung.....	39
4 Versuchs- und Messeinrichtungen	42
4.1 Versuchseinrichtungen - Hartschneiden.....	42
4.1.1 Presse.....	42
4.1.2 Werkzeug.....	42
4.1.3 Messsystem	43

4.2	Versuchseinrichtungen – Halbwarmschneiden.....	43
4.2.1	Presse.....	44
4.2.2	Werkzeug.....	44
4.2.2.1	Werkzeugkonzept und Kinematik.....	44
4.2.2.2	Versuchsgeometrie	47
4.2.2.3	Werkzeugkonstruktion.....	48
4.2.3	Messsensoren und -software	55
4.2.4	Versuchsstand	57
5	Versuchswerkstoff	58
5.1	Vergütungsstahl 22MnB5	58
5.2	Prozessrelevante Eigenschaften des Vergütungsstahls 22MnB5	58
5.3	Al-Si-beschichteter Versuchswerkstoff USIBOR® 1500P	61
5.4	Werkstoffeigenschaften des Versuchsblechs.....	62
5.4.1	Thermo-mechanisches Fließverhalten.....	62
5.4.2	Mechanische und thermische Kennwerte	64
5.5	Kontaktbedingungen zwischen Werkstück und Werkzeug.....	65
5.5.1	Thermische Randbedingungen	65
5.5.2	Tribologie	66
6	Versuchsplan	68
7	Versuchsdurchführung	69
7.1	Experimentelle Hartschneidversuche	69
7.2	Experimentelle Halbwarmschneidversuche unter Zuhilfenahme von sequentiellem Warmumform- und Halbwarmschneidwerkzeug.....	70
7.3	FE-Simulation zur Abbildung des Schneidvorgangs im gehärteten sowie halbwarmen Zustand	72
7.3.1	Versuchsparameter der FE-Simulation des Hartschneidens	75
7.3.2	Versuchsparameter der FE-Simulation des Halbwarmschneidens.....	76
7.4	Auswertungen.....	78
7.4.1	Schneidkraft.....	78
7.4.2	Taktile Profilmessung.....	79
7.4.3	Metallografie	80

7.4.4	Härtemessung.....	82
7.4.5	Fehlerrechnung.....	83
8	Versuchsergebnisse.....	84
8.1	Beurteilung der Bruchkriterien und Bestimmung des Bruchwerts.....	84
8.1.1	Beurteilung der Eignung der Bruchkriterien in der FE-Simulation	84
8.1.2	Bestimmung des temperaturabhängigen kritischen Bruchwerts C.....	86
8.2	Schneidkraft.....	86
8.2.1	Schneidkraft beim Hartschneiden	86
8.2.2	Schneidkraft beim Halbwarmschneiden	90
8.2.3	Einfluss der Schneidgeschwindigkeit	94
8.2.4	Einfluss des Schneidkantenzustands.....	96
8.3	Schnittflächenausprägung	97
8.3.1	Einfluss der Prozessparameter auf das Schnittkantenprofil.....	97
8.3.1.1	Einfluss der Schneidgeschwindigkeit	97
8.3.1.2	Einfluss des Schneidkantenzustands.....	98
8.3.2	Schnittkantenprofil und charakteristische Schnittflächenkenngrößen beim Hartschneiden	99
8.3.3	Charakteristische Schnittflächenkenngrößen beim Halbwarmschneiden.....	104
8.4	Mikroskopische Untersuchung der Schnittflächenqualität	109
8.5	Härte.....	116
8.5.1	Aufhärtung beim Schneiden des gehärteten 22MnB5 Bleches....	116
8.5.2	Wärmeeinfluss auf Härteänderungen im Schnittflächenbereich ..	120
8.6	Werkzeugverschleiß	123
9	Zusammenfassung und Ausblick.....	124
10	Verzeichnisse.....	127
10.1	Abbildungsverzeichnis	127
10.2	Tabellenverzeichnis	131
10.3	Literaturverzeichnis.....	132
10.4	Normen- und Richtlinienverzeichnis	140

11 Anhang	142
------------------------	------------

Verzeichnis der Kurzzeichen

Zeichen	Einheit	Bedeutung
α	W/Kmm ²	Expansionskoeffizient
α_{B-W}	W/Kmm ²	Wärmeübergangskoeffizient zwischen Blech und Werkzeug
α_K	W/Kmm ²	Konvektionskoeffizient
α_S	W/Kmm ²	Strahlungskoeffizient
β	°	Bruchflächenwinkel
γ	°	Blechlagewinkel
ε	-	Emissionsgrad
$\bar{\varepsilon}$	-	effektive Dehnung
ε_R	-	Dehnung bei Rissinitiation
λ	J/Ks	Wärmeleitfähigkeit
μ	-	Reibwert
ν	-	Querkontraktionszahl
ρ	kg/dm ³	Dichte
σ	MPa	Spannung
σ_v	MPa	Vergleichsspannung
$\bar{\sigma} (= \sigma_v)$	MPa	effektive Spannung
σ_m	N/mm ²	Mittelspannung
φ	-	Umformgrad
Φ	°	Eingriffswinkel der Schneide
A_{C_3}	°C	Übergangstemperatur zwischen Ferrit und Austenit
A_g	%	Gleichmaßdehnung
A_{gt}	%	Gesamtdehnung bei Höchstkraft

A_{NH}	mm	Niederhalterspalt
A_t	%	Bruchdehnung
b_E	mm	Kanteneinzugsbreite
b_G	mm	Schnittgratbreite
C	N/mm ²	Schadenswert (fracture value)
D_S	mm	Schnittdurchmesser
E	N/mm ²	Elastizitätsmodul
F_{Gegen}	N	Gegenhalterkraft
F_{NH}	N	Niederhalterkraft
F_S	N	Schneidkraft
$F_{S,max}$	N	maximale Schneidkraft
F_{St}	N	Stößelkraft
h_B	mm	Bruchflächenhöhe
h_E	mm	Kanteneinzugshöhe
h_G	mm	Schnittgrathöhe
h_S	mm	Glattschnitthöhe
k_S	N/mm ²	Schneidwiderstand
l_D	mm	Distanzierung
l_S	mm	Schnittlänge
n	-	Verfestigungsexponent
r	-	senkrechte Anisotropie
q	J	Wärmestrom
q_K	J	Konvektionswärmestrom
q_L	J	Leitungswärmestrom
q_s	J	Strahlungswärmestrom
R_m	N/mm ²	Zugfestigkeit

$R_{p0,2}$	N/mm ²	0,2%-Dehngrenze
s	mm	Blechdicke
t_{γ}	s	Austenitisierungszeit
T_{γ}	°C	Austenitisierungstemperatur
T_U	°C	Umformtemperatur
T_{Mf}	°C	Martensit-Finish-Temperatur
T_{Ms}	°C	Martensit-Start-Temperatur
T_{Raum}	°C	Raumtemperatur
T_S	°C	Schneidtemperatur
T_{∞}	°C	Umgebungstemperatur
ΔT	°C	Temperaturdifferenz
u	%	relativer Schneidspalt
v_S	mm/s	Schneidgeschwindigkeit
v_{St}	mm/s	Stempelgeschwindigkeit
W_S	J	Schneidarbeit
X_F	-	Scherfaktor
Z	mm	Stempelweg
Z_g	mm	Stempeleindringweg bis Werkstoffbruch
Z_{max}	mm	maximale Stempeleintauchtiefe

Abkürzungen

A	Austenit
B	Bainit
F	Ferrit
kfz	kubisch-flächenzentriert
krz	kubisch-raumzentriert
M	Martensit
M _s	Martensit-Start
M _f	Martensit-Ende
MW	Mittlere Werkzeuggruppe
P	Perlit
OW	Obere Werkzeuggruppe
S	Standardabweichung
trz	tetragonal-raumzentriert
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung
U-ZTU	Umform-Zeit-Temperatur-Umwandlung
UW	Untere Werkzeuggruppe

Kurzfassung

Presshärten, auch als Formhärten bezeichnet, ist eine Verfahrenskombination aus Warmblechumformung und Vergütung im Umformwerkzeug, um höchstfeste Karosseriebauteile herzustellen. Das Warmumformen und gleichzeitige Abkühlen, der oberhalb von A_{c3} erwärmten und vollständig austenitisierten borlegierten Vergütungsstähle, ermöglicht die Gefügeumwandlung von Austenit in Martensit, wodurch die Bauteile eine hohe Festigkeit erreichen. Ein Vorteil dieses Verfahrens sind die gute Maßhaltigkeit und Formgenauigkeit insbesondere bei komplexen Bauteilgeometrien in Verbindung mit einer geringen Rückfederung und einer guten Verformbarkeit. Durch die hohen erreichbaren Festigkeiten von pressgehärteten Bauteilen kann durch die Anwendung des Verfahrens eine geringere Blechdicke bei gleicher Funktionalität gewählt werden. Dies führt zu einer Gewichtsreduzierung und damit bei Verwendung innerhalb der Automobilindustrie zu einem signifikanten CO₂-Einsparpotential. Aufgrund dieser Charakteristik wird das Presshärteverfahren in den letzten Jahren verstärkt insbesondere für crash-relevante Karosseriebauteile eingesetzt. Die erhöhte Bauteilfestigkeit stellt allerdings, bei allen vorhandenen Vorteilen, eine große Herausforderung für die Produktionstechnik dar. Insbesondere die Verarbeitung durch Scherschneidprozesse unterliegen einer stark erhöhten Verschleißbelastung, so dass in der Praxis fast ausschließlich alternative Trennverfahren zum Einsatz kommen.

Die wesentliche Zielsetzung dieser Arbeit ist die Erarbeitung und Untersuchung neuartiger Scherschneidprozesse zur Senkung der Verschleißbelastung beim Trennen von pressgehärteten Bauteilen. Hierzu werden zwei verschiedene Ansätze verfolgt. Zunächst werden die Einflüsse verschiedener Prozessparameter auf das Scherschneiden von pressgehärteten Vergütungsstählen im höchstfesten, gehärteten Zustand untersucht (Hartschneiden). Als zweite Variante soll der Schneidprozess während der Werkstückabkühlung innerhalb eines eigens angefertigten Versuchswerkzeugs untersucht werden. Durch die erhöhte Bauteiltemperatur erfolgt das Scherschneiden bei deutlich reduzierter Festigkeit. Dieses Verfahren wird als Halbwarmschneiden bezeichnet. Betrachtet wird dabei, neben der erzielbaren Schnittflächenqualität des Bauteils, dessen Härteverteilung,

und Maßhaltigkeit. Werkzeugseitig wird die Schneidkraft und der Schneidkantenverschleiß untersucht.

Im Rahmen dieser Arbeit wird das Scherschneiden von pressgehärteten Vergütungsstählen sowohl anhand von Scherschneidversuchen als auch mit FE-Simulationen untersucht. Dabei sollen vor allem die Prozessgrenzen, innerhalb derer ein Einsatz des Halbwarmschneidens sinnvoll ist, erarbeitet werden. Der Vergleich der Ergebnisse mit dem Hartschneidprozess soll das Potential des Halbwarmschneidens aufzeigen.

Als wesentliches Ziel dieser Arbeit soll der Nachweis der Einsatzmöglichkeit des kombinierten Warmumform- und Halbwarmschneidverfahrens im Serienbetrieb für die Presshärte-technologie unter Verwendung von borlegierten Vergütungsstählen geführt werden.

Summary

Press hardening, also called hot stamping, is a combination of a hot sheet metal forming process and a quenching process in the press tool to produce particularly high-strength vehicle body parts. Hot forming and simultaneous cooling of heated boron-alloyed steels makes it possible to produce high strength parts through the microstructural change from austenite to martensite. The main advantages of this relatively new manufacturing technology present the good dimensional and form accuracies for complex geometries due to low spring back effect and good formability. Furthermore, an important point of this technology denotes the great potential for reducing CO₂ emissions resulting from the reduction in weight of the vehicle, because the high strength achieved by specific heat treatment of the boron-alloyed steels during press hardening process affords the opportunity to reduce the sheet metal thickness. Due to these process characteristics, the application of press hardening using boron alloyed ultra high strength steels has been significantly increased in recent years in the automotive industries, especially for crash-relevant vehicle body components. However, the achieved high strength causes severe tool wear at the blanking of the hardened parts in a serial production with conventional mechanical cutting methods, which results in high maintenance cost of the blanking tools.

The main objectives of this research are to obtain the knowledge about the blanking of the press hardened steel sheet parts using existing conventional mechanical cutting methods as well as to develop new cutting strategies in order to resolve high tool wear in the serial blanking process. For this purpose, blanking strategies have been examined to manufacture boron alloyed quenchable steel parts economically against high tool maintenance cost. Two different approaches have been pursued in this study: One approach was the cold blanking of the hardened boron steel parts, namely, the hard cutting of hot-formed and quenched steel sheet parts. Here, the conventional mechanical blanking process was carried out as basic investigations to define the influences of the process parameters. The other approach was to develop new blanking strategies, which can reduce the blanking force and therefore enhance the blanking tool life. For this purpose, blanking of the warm sheet metal part during

press hardening process was carried out with a newly developed tool, in which a blanking modulus was integrated into the hot forming tool. In this blanking concept, the low shearing resistance in the warm state of the steel parts during press hardening process was utilized and the hot formed parts were sheared direct after hot forming operation at various temperatures of the steel parts. In this research, the sheared surface quality of the parts, such as formation of the sheared surface, the hardness distribution and the dimensional accuracy, was examined. Subsequently, the blanking force and the tool cut edge wear were investigated.

In this work, experiments and FE simulations were carried out for both the cold and warm blanking. And, the results of the hard cutting and the warm cutting were compared. As an important result of this research, the applicable boundaries for the warm blanking process parameters were determined, in order to define a reliable range for this process.

The new developed warm blanking method during press hardening process shows the possibility of the economical blanking of quenchable ultra high strength steel parts in a serial production.

1 Einleitung

Die zunehmende Knappheit an fossilen Energieträgern und der gesellschaftliche Konsens im Kampf gegen den Klimawandel stellen die Automobilindustrie vor große Herausforderungen. Die Reduzierung der CO₂-Emissionen bei gleichzeitig steigenden Anforderungen an die Fahrzeugsicherheit kann, neben alternativen Antriebskonzepten, vor allem über Leichtbaumaßnahmen erreicht werden. Ein großes Potential, das Fahrzeuggewicht zu reduzieren, bietet die Rohkarosserie, die 20 - 30 % des Gesamtfahrzeuggewichts ausmacht [DEIN08]. Um die anspruchsvollen Zielvorgaben zu erfüllen, werden in der Automobilindustrie zunehmend hoch- und höchstfeste Stähle für die Herstellung von Karosserien eingesetzt. Härtbare Mangan-Bor-Stähle stellen derzeit die höchst mögliche Festigkeitsklasse für Stahlwerkstoffe im Automobilbau dar.

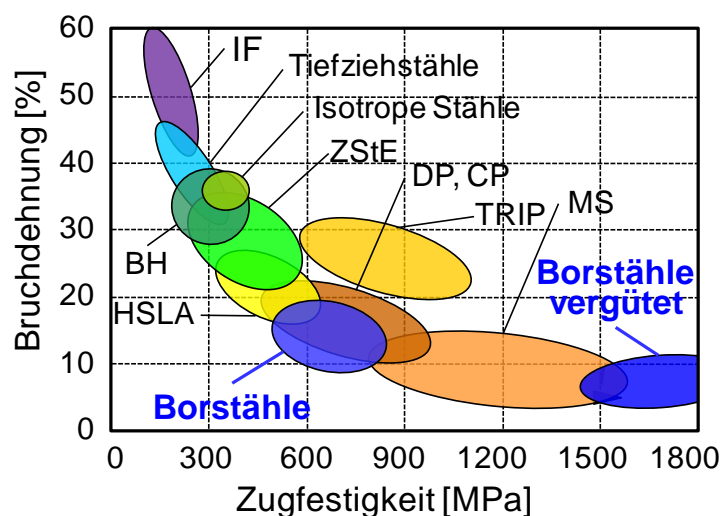


Bild 1.1: Stahlwerkstoffe für den Automobilbau (Quelle: ThyssenKrupp Steel, Arcelor)

Die Festigkeitsklassen dieser Stähle vor und nach dem Vergüten werden im Bild 1.1 mit weiteren Stahlwerkstoffen verglichen. Die Verwendung von hochfesten Borstählen im Auslieferungszustand macht aufgrund zahlreicher technologischer Nachteile gegenüber Dual- oder Komplexphasen-Stählen nur wenig Sinn. Die Verwendung dieser Stähle konzentriert sich daher auf die Verarbeitung in Warmumformprozessen. In diesen Prozessen wird das Warmumformen mit einem Abschreckvorgang kombiniert. Diese Technologie wird als Presshärten bzw.

Formhärten bezeichnet. Durch die Wärmebehandlung werden die Umformteile austenitisiert, um dann im Umformwerkzeug abgekühlt zu werden. Der entstehende Martensit ist für die hohe Festigkeit verantwortlich. Die borlegierten Stahlgüten finden aktuell Anwendung bei den crashrelevanten Strukturbauteilen, zum Beispiel A - und B -Säule, Dachrahmen oder Seitenaufprallschutz für höchsten Widerstand gegen Deformation als auch bei komplexen Strukturbauteilen, wie Getriebetunnel [NICO07].

Allerdings stellt die hohe Festigkeit eine große Herausforderung hinsichtlich der Verarbeitung dieser Werkstoffe dar. Besonders das Zerteilen der pressgehärteten Bauteile im Karosseriebau wird dadurch enorm erschwert. Aufgrund der extrem hohen Festigkeit und der damit verbundenen Härte tritt beim konventionellen mechanischen Scherschneiden ein erheblicher Werkzeugverschleiß bei geringer Standzeit auf. Um den daraus resultierenden Werkzeuginstandhaltungsaufwand zu reduzieren, wird versucht, durch Neuentwicklungen die Standzeit der Schneidwerkzeuge durch neue Werkzeugwerkstoffe mit verbesserter Verschleißbeständigkeit [KLAS04, KRÖN10, PAAR07, PICA08], optimierten Werkzeugauslegungen [HOFF09a], Werkzeugoberflächenbehandlungen [MUNO08] und Werkzeugbeschichtungen [HARD09] zu erhöhen. Trotz dieser Anstrengungen fehlen bis heute wirtschaftliche Strategien zum Zerteilen pressgehärteter Vergütungsstähle durch Scherschneiden, welche die geforderte Standzeit erfüllen können. Aus diesem Grund kommt in der Serienfertigung bei fast allen Automobilherstellern, trotz hoher Kosten und langer Taktzeiten, das Laserstrahlschneiden zum Zerteilen pressgehärteter Bauteile zum Einsatz.

In dieser Arbeit wurde angestrebt, Schneidstrategien zu erarbeiten, die einen wirtschaftlicheren mechanischen Beschnitt höchstfester Stahlbleche ermöglichen. Gleichzeitig sollen mithilfe von FE-Simulation das Scherschneiden von hoch- bzw. höchstfesten Werkstoffen abgebildet werden. Dies dient neben dem wissenschaftlichen Verständnis für die Vorgänge in der Schneidzone vor allem der Reduzierung des experimentellen Versuchsaufwands. Zudem soll mit dem Scherschneiden von pressgehärteten Güten im halbwarmen Zustand ein neuartiges Verfahren untersucht werden.

2 Stand der Technik

Nach DIN 8580 sind die Fertigungsverfahren in sechs Hauptgruppen unterteilt (Bild 2.1). Der Stoffzusammenhalt wird entweder geschaffen (Urformen), beibehalten (Umformen, Umlagern von Stoffteilchen), vermindert (Trennen, Aussondern von Stoffteilchen) oder vermehrt (Fügen, Beschichten, Einbringen von Stoffteilchen) [DIN8580].

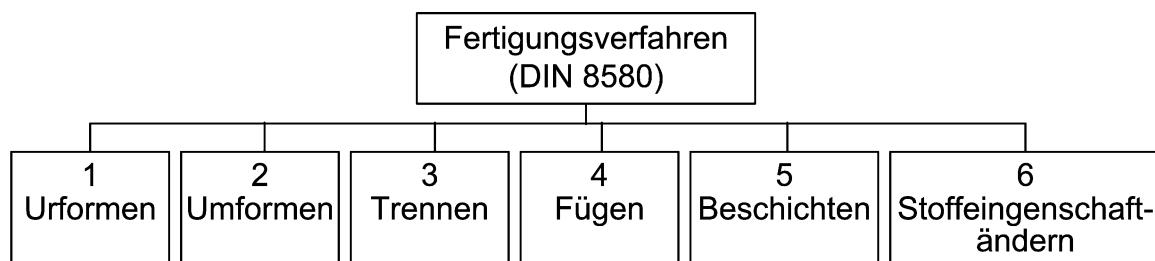


Bild 2.1 Fertigungsverfahren nach DIN 8580

Die Fertigungsverfahren der Hauptgruppen Umformen und Trennen gehören zu den zentralen Fertigungsverfahren der Blechverarbeitung. Sie werden bei der Herstellung von nahezu jedem Blechbauteil angewendet. In der vorliegenden Arbeit wurden die Grundlagen des Scherschneidens, als ein mechanisches Trennverfahren für die Verarbeitung von pressgehärteten Teilen, näher betrachtet.

2.1 Presshärten

Unter der Hauptgruppe „Umformen“ [DIN8582] (Bild 2.1) wird Warmumformen als eines der Unterverfahren definiert. Presshärten ist ein thermomechanisches Verfahren, bei dem das Warmumformen (DIN 8582) und die Wärmebehandlung (DIN EN 10052) verknüpft werden. Dieses Verfahren kommt besonders in der Automobilindustrie verstärkt zur Anwendung und wird mit dem Ziel einer speziellen Gefügeeinstellung im Bauteil nach dem Warmumformen angewendet.

Im Presshärteprozess wird beabsichtigt das erhöhte Formänderungsvermögen durch die erhöhte Umformtemperatur auszunutzen, sowie eine hohe Festigkeit im Endprodukt durch den Abschreckprozess zu erzielen. Die Festigkeitsteigerung ermöglicht eine Reduktion der Blechdicke und somit eine Verringerung des

Bauteilgewichts. Bei Verwendung dieser Stähle sind höhere Festigkeiten von Formblechteilen zu erreichen, als dies mit konventionellen Umformtechniken zu erreichen wäre. Die Zugfestigkeit der Stähle kann durch die Anhebung des Kohlenstoffgehaltes bei neuen Stahlgüten, wie MBW[®] 1900, auf bis zu 1900 MPa nach der Wärmebehandlung gesteigert werden [NADE08, LENZ09, KÖYE10].

Neben der Gewichtsreduktion infolge der Festigkeitssteigerung und der Herstellbarkeit komplexer Teile mit sehr hohem Umformgrad, ergeben sich weitere Vorteile durch die sehr geringe Rückfederung, die verbesserten Crasheigenschaften, und die deutlich geringere Presskraft während der Umformung.

Aufgrund der zahlreichen Vorteile wurde der Einsatz presshärterer borlegierter Stähle für sicherheits- und crashrelevanten Applikationen in den letzten Jahren deutlich gesteigert. Beim VW Passat B6 wurde beispielsweise durch den Einsatz von pressgehärteten Bauteilen gegenüber dem vorherigen Modell B5 eine Gewichtsreduktion von ca. 25 kg in der Rohkarosserie erreicht [NAUM07, KAEM09].

2.1.1 Hochfeste Vergütungsstähle

Als wichtige Anforderungen an die Bauteileigenschaften gelten die Festigkeit und Zähigkeit des verwendeten Werkstoffs. Durch den Einsatz höchstfester Stähle, die nach [DOEG06] Streckgrenzen höher als 560 MPa und Zugfestigkeiten jenseits von 700 MPa aufweisen, kann die Blechdicke der Bauteile wesentlich reduziert und damit eine Gewichtseinsparung erzielt werden. Vergütungsstähle können durch eine Wärmebehandlung noch wesentlich höhere Festigkeiten erreichen. Die erreichbare Aufhärtung hängt dabei von der Temperaturführung und vom Kohlenstoffgehalt des Werkstoffs ab [SUEH03].

Die elementare Zusammensetzung der niedriglegierten Vergütungsstähle ermöglicht eine reduzierte Abkühlgeschwindigkeit, wodurch eine Öl- statt Wasserhärtung erfolgen kann. Die kritische Abkühlgeschwindigkeit wird durch niedrige und mittlere Kohlenstoffgehalte stark abgesenkt, im Bereich von 0,6 bis 1,4 %-Kohlenstoff findet lediglich eine geringe Veränderung statt [DAHL93]. Darüber hinaus senken die Legierungselemente Silizium (Si), Nickel (Ni), Mangan (Mn), Chrom (Cr), Molybdän

(Mo), Vanadium (V) und Bor (B) das Niveau der kritischen Abkühlgeschwindigkeit [BERG00]. Vergütungsstähle sind im Allgemeinen untereutektoiden Stähle, deren Kohlenstoffgehalt geringer als 0,8 % ist. Die im Presshärteprozess eingesetzten Vergütungsstähle enthalten als Hilfslegierungselemente zur Verringerung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit geringe Mengen an Bor. Nach DIN EN 10083-3 enthalten zum Presshärten geeignete Mangan-Bor-Vergütungsstähle folgende Legierungselementkonzentrationen: Kohlenstoff (C): 0,17–0,42 %, Silizium (Si): max. 0,40 %, Mangan (Mn): 1,0–1,7 %, Phosphor (P): max. 0,025 %, Schwefel (S): max. 0,035 %, Chrom (Cr): max. 0,60 % und Bor (B): 0,0008–0,0050 %.

Mangan- und borhaltige Vergütungsstähle weisen nach einer Wärmebehandlung bei 900°C und einer ausreichend schnellen Abkühlung typischerweise eine Härte von HV 450 bis 500 auf [SUEH03]. Die erforderliche Abkühlgeschwindigkeit wird durch die Bedingungen zur Vermeidung der Transformationen von Austenit in Ferrit, Perlit und Bainit bestimmt. Bezüglich der Härtebarkeit und Durchhärtung ist Mangan eines der wirkungsvollsten Legierungselemente. Die mangan-legierten Stähle besitzen im vergüteten Zustand eine erhöhte Zugfestigkeit, Streckgrenze und Kerbschlagzähigkeit im Vergleich zu reinen Kohlenstoffstählen [DAHL93].

Des Weiteren stellt auch Bor ein prozessunterstützendes Legierungselement dar, da die Austenitumwandlung in der Ferritstufe durch geringe Massenanteile an Bor wirkungsvoll verzögert wird [BERG00]. Durch die Borausscheidung an den Austenitkongrenzen wird die Keimbildung des Ferrits gehemmt, wodurch mit kleinsten Mengen Bor die erforderliche kritische Abkühlgeschwindigkeit gesenkt wird. Da dieser Effekt durch einen maximalen Borgehalt begrenzt wird, ist dieses Element in den Mangan-Bor-Stählen zu maximal 0,005 % enthalten [WEIS07]. Zudem kann auf teure Legierungselemente wie Cr, Ni oder Mo durch die Verwendung von Bor ganz oder zumindest teilweise verzichtet werden [KAEM09].

Im Vergleich zum Tauchkühlen beim Härten von z.B. Schmiedeteilen aus klassischen Vergütungsstählen wie dem C45, dessen kritische Abkühlgeschwindigkeit ca. 100 K/s beträgt [DUBB05], besitzen die Mangan-Bor-Stähle zum Presshärten aufgrund ihrer Legierungszusammensetzung eine um den Faktor 4 verringerte Abkühlgeschwindigkeit. Einen industriellen Einsatz finden

folgende Mangan-Bor-Stähle: 20MnB5, 22MnB5, 24MnB5, 26MnB5, 27MnB5, 30MnB5, 37MnB4 und 38MnB5 [ANON07a-d, DIN10083-3, NADE08]. In der Tabelle 2.1 sind die vertretenden Mangan-Bor-Stähle mit ihren chemischen Zusammensetzungen aufgelistet. Die auf den jeweiligen Kohlenstoffgehalt abgestimmten Legierungsgehalte sorgen dafür, dass eine nahezu vollständige Martensitumwandlung realisiert werden kann. Das Festigkeitsniveau der gehärteten Mangan-Bor-Stähle kann durch einen höheren Kohlenstoffgehalt gesteigert werden. Die erreichbaren Festigkeiten dieser Stähle sind DIN EN 10083-3 zu entnehmen, wie in Tabelle 2.2 dargestellt.

Tabelle 2.1: Chemische Zusammensetzungen der Mangan-Bor-Stähle in % [ANON07a-d,NADE08, DIN10083-3]

Sorte	C	Mn	Si	P	S	Cr	B
20MnB5	0,17–0,23	1,10–1,40	0,0-0,4	0,0-0,025	0,0-0,035	-	0,0008-0,005
22MnB5	0,19-0,25	1,10–1,40	0,0-0,4	0,0-0,025	0,0-0,015	0,0-0,30	0,0008-0,005
24MnB5	0,23-0,28	1,10–1,50	0,0-0,4	0,0-0,025	0,0-0,015	0,0-0,35	0,0008-0,005
26MnB5	0,23-0,28	1,10–1,50	0,0-0,4	0,0-0,025	0,0-0,015	0,0-0,35	0,0008-0,005
30MnB5 ¹⁾	0,27–0,33	1,15–1,45	0,1 ¹⁾ -0,4	0,0-0,025	0,0-0,01 ¹⁾	0,1 ¹⁾ -0,3 ¹⁾	0,001 ¹⁾ -0,005
38MnB5	0,36–0,42	1,15–1,45	0,0-0,4	0,0-0,025	0,0-0,035	-	0,0008-0,005

¹⁾ *Einschränkungen nach [ANON07d] gegenüber der Normvorgabe [DIN10083-3]*

Tabelle 2.2: Typische mechanische Kennwerte im Ausgangs (links)- und im vergüteten Zustand (rechts) [ANON07a-d,NADE08, DIN10083-3]

Sorte	Streckgrenze Rp _{0,2} [MPa]		Zugfestigkeit R _m [MPa]		Bruchdehnung A ₈₀ [%]	
	Lieferzustand	Gehärtet	Lieferzustand	Gehärtet	Lieferzustand	Gehärtet
20MnB5	505	967	637	1354	17	4,7
22MnB5	450 (360-500)	1100	630 (600-700)	1500	18	5,0
24MnB5	470	650	650	x	17	x
27MnB5	490	x	670	x	13	x
30MnB5	510	700	670	1675	17	13
38MnB5	400	900	700	1845	15	12

Gilt für Blechdicke < 3mm; x nicht verfügbar

2.1.2 Verfahrensvarianten und Beschichtungskonzepte

In der Fertigung höchstfester Bauteile durch Presshärten unterscheidet man mit dem direkten und dem indirekten Presshärten zwei grundsätzliche Verfahrensvarianten (Bild 2.2), die sich heute in der Serienfertigung etabliert haben. Die Unterschiede liegen im eingesetzten Halbzeug und der Anzahl der notwendigen Prozessschritte.

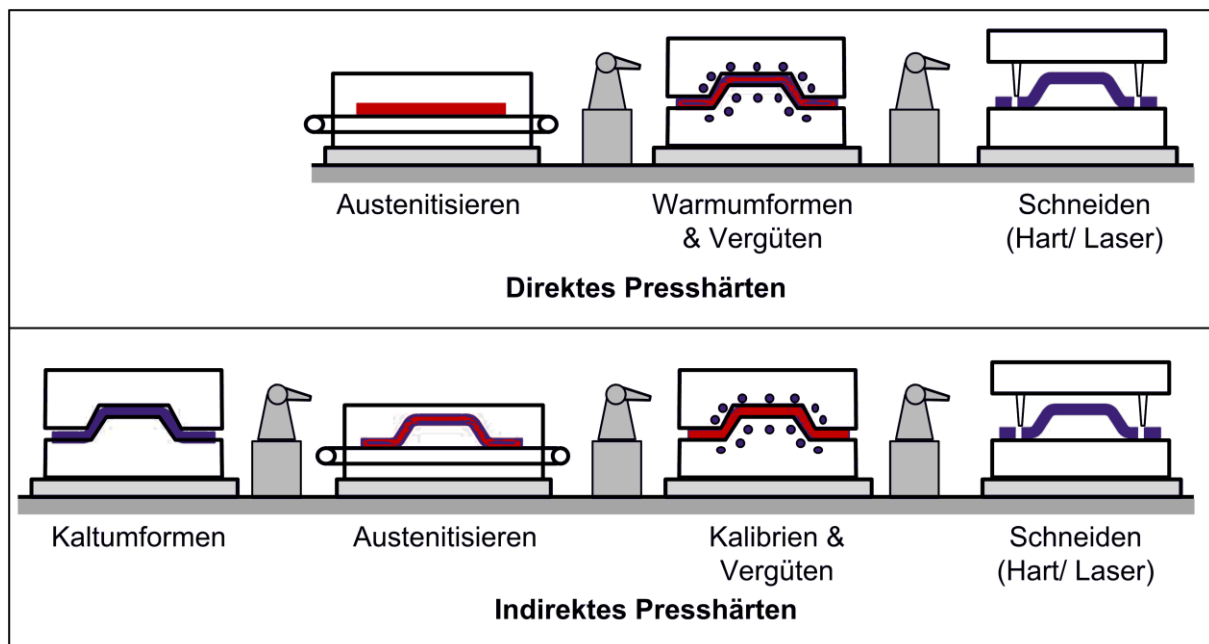


Bild 2.2: Direktes (oben) und indirektes (unten) Presshärtverfahren

Beim direkten Presshärten werden die Bauteile aus ebenen austenitisierten Formplatinen durch eine simultane Umformung und Vergütung im Werkzeug hergestellt, bei dem die Endgeometrie des Formteils in nur einem Zug ausgeformt wird.

Im Gegensatz zum direkten Presshärten wird beim indirekten Presshärten die Platine zuerst in einer oder mehreren Tiefziehoperationen, die auch als Vorziehen bezeichnet werden, auf ca. 90 bis 95 % der Endgeometrie im kalten Zustand tiefgezogen und beschnitten. Anschließend wird das umgeformte Bauteil im Ofen erwärmt und wiederum durch ein Abschrecken in einem kalten bzw. gekühlten Werkzeug gehärtet. Im Gegensatz zum direkten Presshärten findet bei der indirekten Variante keine weitere wesentliche Warmumformung statt. Durch die Fixierung im Werkzeug erfolgt lediglich eine Kalibrierung. Ein entscheidender Vorteil des

indirekten Presshärten die Möglichkeit komplexere Geometrien darzustellen, da mehrere Umformoperationen vorgelagert werden können. Durch die Weiterzüge lassen sich höhere Ziehtiefen und komplexere Formelemente realisieren. Jedoch kommt das indirekte Presshärten aufgrund der hohen Kosten durch die zusätzlichen Prozessschritte in der Automobilindustrie seltener zum Einsatz als das direkte Presshärten.

Durch die Wärmebehandlung während des Presshärten, besonders bei der Austenitisierung der Platine, bildet sich eine abrasive Zunderschicht (Fe_3O_4) auf der Platinenoberfläche, die zu einem extremen Werkzeugverschleiß führt [PING13]. Um die hierbei auftretende Oxidation und Entkohlung auf der Platinenoberfläche zu vermeiden, sind die Halbzeuge mit verschiedenen Beschichtungen, wie einer Al-Si-Schicht oder einer zinkbasierten Schicht erhältlich [KÖYE10]. Im Serieneinsatz werden jedoch auch unbeschichtete Mangan-Bor-Stähle zur Herstellung pressgehärteter Bauteile verwendet.

Die für das direkte Presshärten entwickelte Al-Si-Beschichtung wird durch das sogenannte Feualuminisierungsverfahren auf Bor-Mangan-Stählen aufgebracht. Die chemische Zusammensetzung dieser Beschichtung beträgt ca. 87 % Aluminium, 10 % Silizium und 3 % Eisen [PAAR08]. Die Beschichtungsdicke liegt im Bereich von 20 - 25 μm [WILS06]. Während der Austenitisierung wächst die Schicht an, da sich durch Diffusionsvorgänge eine Fe-Al-Si-Schicht ausbildet, die aus verschiedenen intermetallischen Phasen besteht. Darüber hinaus zeichnet sich diese Beschichtung durch ihre gute Lackierbarkeit, Schweißbarkeit und Korrosionsbeständigkeit nach dem Presshärten aus [SUEH03, KÖYE10]. Der zunehmende Eisenanteil der Beschichtung während der Wärmebehandlung bewirkt einen Anstieg der Schmelztemperatur, welche bei ca. 620°C liegt [TRÖS04]. Da die Al-Si-Beschichtung aufgrund ihrer Sprödigkeit im kalten Zustand beim Umformen bricht und die Korrosionsschutzschicht dadurch während der Wärmebehandlung zerstört wird, eignet sich die Al-Si-Beschichtung nur für das direkte Presshärten. Die Al-Si-Beschichtung wird häufig mit dem Bor-Mangan-Stahl 22MnB5 kombiniert [ANON08a, LENZ06, LENZ08].

Für das indirekte Presshärten wird eine Beschichtung benötigt, welche auch im kalten Zustand gut umformbar ist. Dies kann durch eine Zinkbasis-Schicht gewährleistet werden. Die Beschichtung weist eine Dicke von 10 bis 20 µm im Auslieferungszustand auf und bietet sowohl einen Verzunderungs- und Entkohlungsschutz, als auch einen kathodischen Schutz durch diffusionsbedingte Ausbildung einer ZnFe-Schicht gegenüber korrosiver Beanspruchung. Die Al-Si-Beschichtung kann im Gegensatz zur ZnFe-Schicht keine kathodische Wirkung hervorrufen [STOP07]. Durch die Opferwirkung des gegenüber dem Eisen chemisch unedleren Zinks kann selbst bei Beschädigungen der Oberfläche, wie sie beispielsweise an Schnittkanten auftreten, eine gute Schutzwirkung gewährleistet werden [LAUM07]. Um eine gute Schweißbarkeit und die Lackhaftung zu gewährleisten, ist bei dieser Beschichtung die Oberfläche der pressgehärteten Bauteile durch eine Strahlung, z.B. mit Trockeneis oder Stahlkörnern, zu behandeln. Während des Austenitisierens beim indirekten Presshärten bestehen die Gefahren des Abfließens, der Oxidation sowie das Verdampfen des Zinküberzugs, da die Schmelztemperatur des Zinks (ca. 420°C) im Vergleich zur hohen Austenitisierungstemperatur von 850°C sehr gering ist [LECH09, KNEZ07, PAAR08]. Diese Problematik kann durch das Hinzulegieren von sauerstoffaffinen Elementen, wie z.B. Aluminium, verhindert werden [KNEZ07].

Ein weiteres Beschichtungskonzept ist ein multifunktionales, auf Nanotechnologie basierendes Lacksystem, wobei die Beschichtung im Coil-Coating-Verfahren direkt auf die eingesetzten Bor-Mangan-Stahlbelche mit einer Dicke von 2–3 µm gleichmäßig aufgebracht wird [ANON08b, KÖYE10]. Die Verbindung von Glas-Kunststoffmaterialien mit Aluminiumpartikeln wirkt als Schutzschicht. Dies dient in erster Linie als Verzunderungsschutz, hat aber auch eine positive Auswirkung auf die Tribologie während der Umformung. Damit ist eine zusätzliche Schmierung der Platinen bei der Kaltumformung während des indirekten Presshärtprozesses nicht erforderlich [PAAR08, GOED08]. Diese Beschichtungsart weist deutliche Nachteile im Hinblick auf die Korrosionsbeständigkeit auf, ist jedoch für beide Verfahrensvarianten geeignet [KÖYE10].

In der Tabelle 2.3 sind die Eigenschaften der beschriebenen Beschichtungskonzepte zusammengefasst.

Tabelle 2.3: Eigenschaften der Beschichtungskonzepte für Presshärten [KÖYE10, ANON13]

Beschichtung	Typische Auflage	Verfahrensvariante	Zunderschutz	Nachbehandlung	Schweiß-eignung	KT-Lakierbarkeit	Korrosionsschutz
Unbeschichtet	-	direkt / indirekt	nein	Strahlen	ja	ja	nicht vorhanden
Feueraluminiert (Al-Si)	80 - 150 g/m ²	direkt	ja	keine	ja	ja	Barriere
Feuerverzinkt (Zn)	140 - 200 g/m ²	indirekt	ja	Strahlen	ja	ja	aktiv

2.1.3 Prozessablauf des direkten Presshärten

Beim direkten Presshärten wird durch Erwärmen des bei Raumtemperatur vorliegenden ferritischen Gefüges oberhalb der A_{c3} -Temperatur ein vollständig austenitisches Gefüge eingestellt. Hierfür wird der Blechzuschnitt zunächst in einem Ofen erwärmt. Anschließend wird die vollständig austenitisierte Platine zu einer Presshärtepresse transportiert, in das Ziehwerkzeug eingelegt und unter Ausnutzung der temperaturbedingt hohen Verformbarkeit warmumgeformt. Im folgenden Prozessschritt wird das Bauteil nach dem Warmumformen durch schnelles Abkühlen im Umformwerkzeug gehärtet. Hierbei findet der Härtevorgang durch den Kontakt der heißen Werkstückoberfläche mit der kalten Werkzeugoberfläche statt. Durch die rasche Abkühlung bildet sich eine martensitische Gefügestruktur im Stahl aus, die die hohen Härtewerte begründet. Für diesen Abkühlvorgang ist eine bestimmte Zuhaltezeit des Werkzeugs erforderlich, in der die Wärme innerhalb weniger Sekunden entzogen wird. Die Haltedauer ist sowohl abhängig von der Zeit, welche für die beabsichtigte Bauteilhärte erforderlich ist, als auch beispielsweise von den Faktoren Bauteiloberfläche, Materialmasse und Wärmeleitfähigkeit des Werkzeugstahls. Zur vollständigen Martensitumwandlung muss die Voraussetzung erfüllt werden, dass beim Abkühlen die kritische Geschwindigkeit (auch Unterkühlungsgeschwindigkeit, siehe Kap. 2.1.3.3) überschritten wird. Nach Ablauf

der Haltezeit wird das Bauteil mit einer Temperatur zwischen 150 und 250°C entnommen.

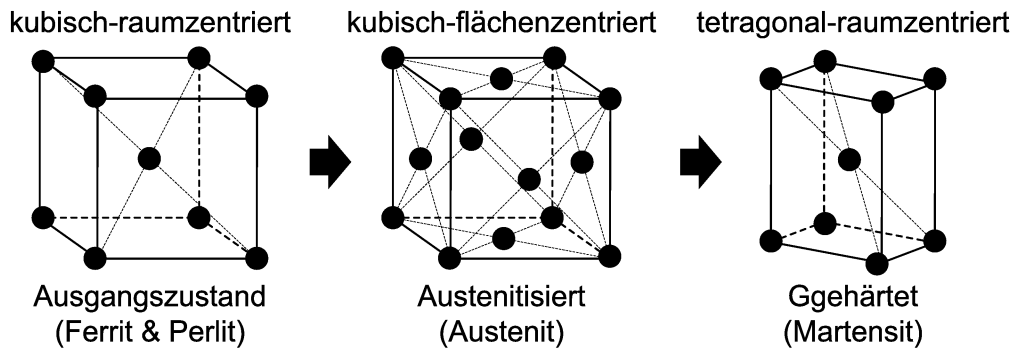


Bild 2.3: Gefügezustände beim Presshärten [BERG00]

Das ferritsch-perlitische Ausgangsgefüge besitzt eine kubisch-raumzentrierte (krz) und der Austenit nach der Wärmebehandlung (auch Glühen, siehe Kap. 2.1.3.1) eine kubisch-flächenzentrierte Gitterstruktur (kfz), welche im Bild 2.3 dargestellt sind. Bei der Martensitumwandlung des Austenits wird das kubisch-flächenzentrierte Gitter (kfz) in ein tetragonal-raumzentriertes (trz) Gitter umgewandelt.

In der Serienfertigung ist das Presshärtewerkzeug mit einem Kühlsystem ausgestattet, wodurch das Bauteil in der gezielten Endgeometrie direkt nach dem Warmumformvorgang abgekühlt werden kann. Die Kühlsysteme werden meistens in die Werkzeugaktivelemente, wie Stempel, Matrize und Niederhalter möglichst nahe an die aktiven Werkzeugoberflächen integriert, um die Wärme der Platine ausreichend schnell abführen zu können. Die Temperatur des Werkzeugs und insbesondere der Aktivelemente kann dadurch homogen gehalten werden. Dies ist von besonderer Bedeutung, da es ansonsten im Serienbetrieb zu einer Temperaturerhöhung der Werkzeugwirkfläche in lokalen Bereichen auf über 200°C kommen kann. Die überhitzte Kontaktzone bewirkt eine Reduzierung der Abkühlrate des Bauteils, wodurch die Festigkeit der Bauteile reduziert wird [SIKO06].

Der Einsatz optimierter Temperierungssysteme ermöglicht die Reduktion der Zykluszeit und führt somit zu geringen Fertigungskosten. Zur optimalen Gestaltung des Werkzeugs mit aktiven Werkzeugkühlungen existieren verschiedene

Kühlstrategien, z.B. über segmentierte Werkzeuge, Schalenbauweisen, lamellierte Werkzeuge, eingegossene Kühlsysteme und durchgebohrte Werkzeuge [KOLL07].

In den weiteren Unterkapiteln wird anhand des direkten Presshärtens der Prozessablauf vom Aufwärmen über die Warmumformung, das Abschrecken bis zur Nachbearbeitung des Halbzeugs, erläutert.

2.1.3.1 Glühen (Austenitisierung)

Austenitisieren ist nach DIN EN 10052 eine Wärmebehandlung, in deren Verlauf das Werkstück auf eine Temperatur oberhalb der A_{c3} -Temperatur erwärmt wird. Dabei wandelt sich das vorliegende Gefüge in einen γ -Mischkristall, das sogenannte Austenit, um [SCHA03]. Der Ferritanteil des Gefüges klappt nach und nach um, bis das Gefüge nur aus feinkörnigem Austenit besteht, da viele Korngrenzen zwischen den Graphit-Lamellen des Perlits zur Keimbildung verfügbar sind.

Das Austenitisieren weist einen Zusammenhang zwischen der Glühzeit und dem Temperaturverlauf auf. Die Haltedauer bestimmt die erforderliche Zeit um im ganzen Werkstück die beabsichtigte Gefügeumwandlung zu erzielen. Bei untereutektoiden Stählen wird das Blech ca. 50°C oberhalb der A_{c3} -Temperatur austenitisiert. Wenn die Heiztemperatur geringer ist, wird die Korngröße des Austenits kleiner. Das führt dazu, dass die Gefügerückumwandlungen von Austenit in Ferrit, Perlit und Bainit beim Abkühlen schneller stattfinden. Daher muss die Abkühlgeschwindigkeit für das Abschrecken höher sein, um die Martensitumwandlung zu gewährleisten [SUEH03]. Ein Überhitzen ist zu vermeiden, da eine zu große Austenitkorngröße ein grobnadeliges Martensitgefüge zur Folge hat. Da die verbleibenden Ferritreste der untereutektoiden Stahllegierung beim Abschrecken nicht zu Martensit umgewandelt werden können, sollte auch ein Unterschreiten der Temperatur vermieden werden [HORN79].

Ein besonderes Merkmal bei der Austenitisierung von Al-Si-beschichteten Vergütungsstählen ist die durch den Zeit-Temperatur-Verlauf der Wärmebehandlung stark beeinflusste Ausbildung der Diffusionsschicht [KNEZ07]. Falls die Al-Si-beschichteten Bleche zu lange im Ofen erwärmt werden, bilden sich vermehrt

Interdiffusionszonen von der Fe-Al-Si-Schicht durch Diffusionsvorgänge aus, welche eine hohe Härte und Sprödigkeit aufweisen. Gleichzeitig wird die Schicht poröser. Dies wiederum führt zur Verschlechterung des elektrischen Widerstands und somit zur Reduzierung der Schweißbarkeit beim Widerstandspunktschweißen [STOP07].

Bei herkömmlichen Erwärmungsanlagen, wie z.B. Durchlauföfen mit Streckenlängen zwischen 30 und 50 Metern, wird der Diffusionsprozess durch die relativ niedrigen Heizraten in ausreichendem Maß sichergestellt.

In letzter Zeit werden aufgrund der Erhöhung der Energiekosten neue Erwärmungstechnologien weiter entwickelt. Beispielsweise weist die Induktionserwärmung im Vergleich zu konventionellen Gasöfen einen erhöhten Wirkungsgrad auf und bietet große Potenziale für die Anwendung beim Presshärten. Bei dieser Erwärmungstechnologie sind jedoch aufgrund der inhomogenen Temperaturverteilung im Bauteil weitere Optimierungsmaßnahmen erforderlich.

2.1.3.2 Warmumformen

Als Warmumformverfahren werden nach DIN 8582 Umformverfahren bezeichnet, welche oberhalb der Rekristallisationstemperatur des verwendeten Werkstoffs stattfinden. Bei einem Halbwarmumformverfahren wird das Halbzeug ebenfalls vor der Umformoperation erwärmt, allerdings auf eine Temperatur unterhalb der Rekristallisations-Temperatur. Nach [HORN79] können Werkstoffe durch die Kristallplastizität oder durch viskoses Fließen plastisch verformt werden, welche durch die Temperatur beeinflusst werden.

Die zentralen Verfahrensvorteile der Halb- bzw. Warmumformung sind die geringere Umformkraft sowie die größere Formänderung des Halbzeugs im Vergleich zur Kaltumformung. Nachteile dieses Verfahrens sind die Reduktion der Maßgenauigkeit des Bauteils aufgrund von Schrumpfung oder Verzug. Zudem entsteht auf der Blechoberfläche eine Zunderbildung aufgrund thermisch aktivierter chemischer Reaktionen. Da beim Presshärten das Bauteil nach der Warmformgebung im geschlossenen Werkzeug abgeschreckt wird, kann ein nachträglicher Verzug auf ein Mindestmaß reduziert werden.

Wie im Kap. 2.1.2 beschrieben, wird die Platine nach der Austenitisierung zum Umformen ins Werkzeug eingelegt. Während des Transports des austenitisierten Blechzuschnittes vom Ofen zum Werkzeug geht die Wärme des Blechs durch Wärmestrahlung und freie Konvektion in die Umgebungsatmosphäre über. Dabei ist die Höhe des Temperaturverlustes des Bauteils von der Blechdicke abhängig. Die Verlustrate beträgt bei einer Dicke von 1,5 mm rund 20°C/s und bei einer Dicke von 2,5 mm rund 10°C/s. Insbesondere bei dünnen Blechen (Blechdicke kleiner als 1 mm) stellt der Wärmeverlust ein großes Problem dar, da die Temperatur des Blechs aufgrund seiner geringen Masse und der geringen gespeicherten Wärmemenge vor der Warmumformung rasch sinkt. Dies kann sowohl zu einer Reduzierung des Umformvermögens des Werkstoffs als auch zu inhomogenen Temperaturverteilungen und damit zu einem ungenügenden Härteergebnis führen. Bei optimaler Auslegung des Transportmittels lassen sich heute minimale Transportzeiten von 2,5 bis 3,5 s realisieren [ANONa].

2.1.3.3 Vergüten zur martensitischen Gefügeumwandlung

Das Vergüten eines Stahls ist eine Kombinationsbehandlung aus Härten und Anlassen bei höherer Temperatur, um die gewünschten mechanischen Eigenschaften, insbesondere eine hohe Zähigkeit und Duktilität, zu erreichen [DIN10052]. Beim Presshärten besteht die Wärmebehandlung aus Austenitisieren und schnellem Abkühlen mit dem Ziel der Martensitbildung. Ein wichtiger Einflussfaktor ist hierbei die kritische Abkühlgeschwindigkeit, um eine vollständige Umwandlung von Austenit in Martensit zu gewährleisten [DIN10052].

Die martensitische Umwandlung ist eine diffusionslose Gefügeumwandlung (bzw. nulldimensionale Gefügestrukturänderung) bei der Stahlhärtung, wobei die Fe-C Mischkristalle in ein raumzentriertes Gitter umgewandelt werden [HORN79].

Scherbewegung

Wird das instabile Gitter des Austenits schnell genug abgekühlt, kann die diffusionsabhängige eutektoide Reaktion verhindert werden, während gleichzeitig ein Umklappvorgang aus der kfz- in eine trz-Gitterstruktur abläuft. Bei dieser

diffusionslosen Gefügeumwandlung ist die Zusammensetzung von Ausgangs- und Endgitter gleich, da kein Platzwechsel der Atome stattfinden kann. Durch die Scherbewegung, welche durch die Verzerrung der zwischenräumlichen Kohlenstoffatome stattfindet, wird das austenitische kfz-Gitter ähnlich der mechanischen Zwillingsbildung in die tetragonale Form des Martensits überführt [SCHA03].

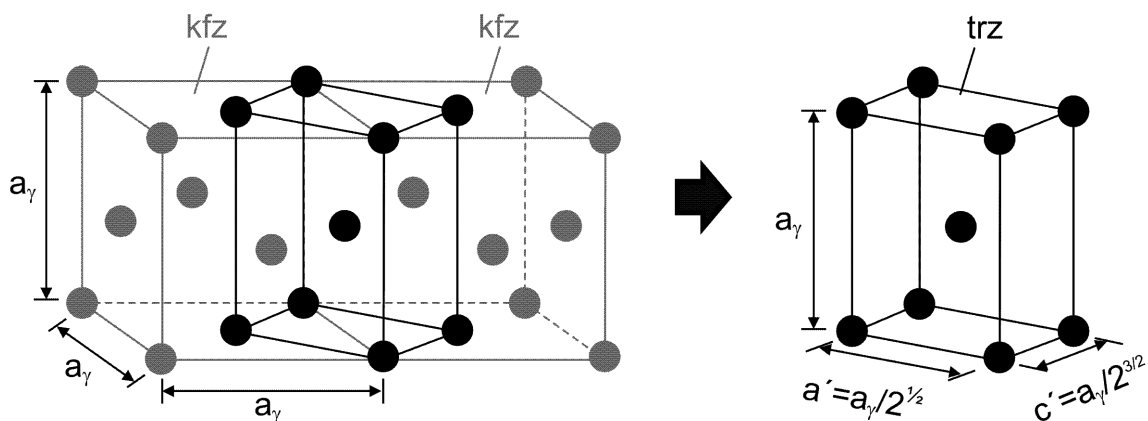


Bild 2.4: Entstehung einer tetragonal-raumzentrierten Elementarzelle aus kubisch-flächenzentrierten γ -Kristallstrukturen bei der Martensitumwandlung [BERG00]

Da ein in einer gestauchten krz-Oktaederlücke eingelagertes C-Atom keine gleichmäßige kubische Gitteraufweitung verursacht, sondern das Gitter bevorzugt in eine Richtung dehnt, verzerren sich alle mit Kohlenstoffatomen besetzten Elementarzellen eines Martensitkristallits in gleicher Weise tetragonal (Bild 2.4) [BERG00]. Damit entsteht ein tetragonal-raumzentriertes martensitisches Gitter mit ungleichmäßigen Seitenverhältnissen. Somit wird eine gleitfähige kohärente oder teilkohärente Grenzfläche ausgebildet, durch deren Bewegung der Umwandlungskeim wächst. Durch diesen Mechanismus entstehen hohe Spannungen und es bilden sich Kristallite in Form eines Lattenmartensits (auch Massiv-, Lanzett- oder Blockmartensit genannt) oder eines Plattenmartensits (auch nadelförmiger Martensit genannt) [BERG00, SCHA03], wie im Bild 2.5 zu erkennen ist.

Bei niedriglegierten Stählen mit einem Kohlenstoffgehalt bis ca. 0,5 % besteht das Feingefüge des Martensits aus annähernd parallelen, lattenförmigen Subkörnern

(Lattenmartensit), die zu größeren Bündeln oder Paketen zusammengefasst sind. Bei Stählen mit einem Kohlenstoffgehalt von mehr als 1 % besteht das Martensitgefüge aus einzelnen, linsenförmigen, Platten (Plattenmartensit) unterschiedlicher Größe, die nicht parallel, sondern in bestimmten Winkeln zueinander angeordnet sind. Mit steigendem Kohlenstoffgehalt entsteht mehr Plattenmartensit als Lattenmartensit. Das martensitische Gefüge eines Stahls, dessen Kohlenstoffgehalt zwischen 0,5 % bis etwa 1 % liegt, weist ein martensitisches Mischgefüge auf [BERG00]. Der häufig verwendete Vergütungsstahl 22MnB5, dessen Kohlenstoffgehalt bei ca. 0,22 % liegt, enthält im vergüteten Zustand primär Martensit in Lattenform, welcher hohe Versetzungsdichten im Bereich zwischen 10^{11} cm^{-2} und 10^{13} cm^{-2} aufweisen [SPRI09].

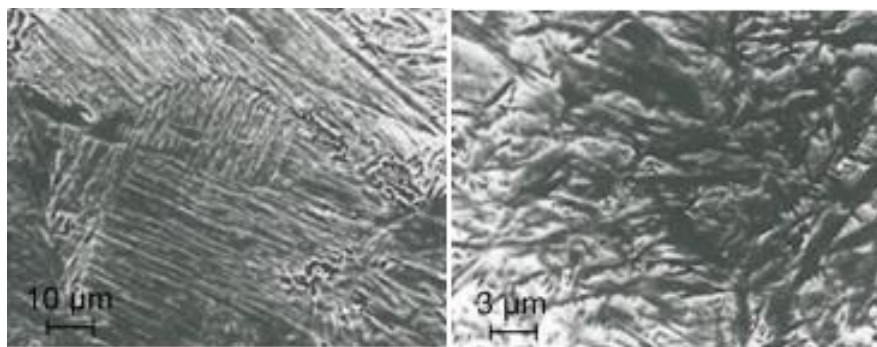


Bild 2.5: Martensitgefüge: Massivmartensit mit $C = 0,2 \%$ (links) und Plattenmartensit mit $C = 1,0 \%$ (rechts) [BERG00]

Keimbildung

Da die Keime die Scherbewegungen in der umgebenden Matrix nicht zwangsfrei ausführen können, erfahren sie durch Gleiten oder Zwillingsbildung innere Verformungen, wodurch Martensit eine hohe Versetzungs- oder Gitterfehlerdichte aufweist. Um die erhöhte Treibkraft zu überwinden und die Martesitumwandlung fortzusetzen, ist eine Unterkühlung notwendig. Die Verzerrung des kubischen Gitters zu einem tetragonalen Gitter führt zu einer Volumenzunahme von bis zu etwa 1 %. Somit besitzt Martensit eine niedrigere Dichte als Austenit. Der verursachte Spannungszustand äußert sich in großer Härte und hoher Zugfestigkeit. Die damit verbundene Mischkristallhärtung und die Versetzungshärtung sind die Ursache für die hohe Härte schnell abgekühlter Eisen-Kohlenstoff-Legierungen [HORN79,

SCHA03]. Da das Gitter keine durchgehenden Gleitebenen besitzt, ist die Bruchdehnung des Werkstoffs reduziert und das Material somit schwer umformbar [HORN79].

Die diffusionslose Martensitumwandlung setzt ein, sobald die sogenannte Martensit-Start-Temperatur (T_{Ms}) beim Abkühlen unterschritten wird. Die Temperatur, bei der durch rasches Abkühlen der Austenit vollständig in Martensit umgewandelt ist, wird als Martensit-Finish-Temperatur (T_{Mf}) bezeichnet. Unterhalb dieser Temperatur findet keine weitere Martensitbildung statt [SCHA03]. Nach [HORN79] ist T_{Ms} für einen konstanten Kohlenstoffgehalt unabhängig von der Abkühlgeschwindigkeit. Neben der Temperatur A_{c3} werden die Temperaturen T_{Ms} sowie T_{Mf} wesentlich vom Kohlenstoffgehalt der Stahllegierung bestimmt. Das gilt insbesondere für Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,2 bis 0,4 %. In diesem Bereich nehmen die Temperaturen T_{Ms} , T_{Mf} sowie die kritische Abkühlgeschwindigkeit mit wachsendem Kohlenstoffgehalt ab. Die für die optimale Martensitbildung notwendigen Vorgaben, insbesondere die A_{c3} -Temperatur, die T_{Ms} sowie die kritische Abkühlgeschwindigkeit liefert das für jeden Stahl spezifische ZTU-Diagramm. Bei einer Umformung des Werkstoffs im Temperaturbereich des Austenits wird die Bildung von Bainit beschleunigt und die vollständige Martensitbildung kann nicht erfolgen [KARB10, SCHA10].

Die Werte für die T_{Ms} , die T_{Mf} sowie die A_{c3} -Temperatur des ZTU-Diagramms werden im Allgemeinen mittels empirischer Berechnungsformeln abgeschätzt. Aus dem ZTU-Diagramm (Bild 2.6) ist zu entnehmen, dass es im Fall einer zu kleinen Abkühlrate zur Bildung von Ferrit, Bainit oder Perlit im Bauteilgefüge kommen kann. Dabei senken diese Gefügebestandteile die Festigkeit des Bauteils.

Anlassen

Beim partiellen Presshärten erfolgt eine gezielte Auslegung des Kühlsystems zur Generierung unterschiedlicher Abkühlraten in den jeweiligen Bauteilzonen, um die gewünschte lokale Festigkeit und Duktilität zu erzielen. Dies kann auch durch den Wärmebehandlungsprozess „Anlassen“ der pressgehärteten Baueile geschehen. Durch das Anlassen des gehärteten Werkstoffs mit einer definierten Zeit auf eine

Temperatur deutlich unterhalb der Rekristallisationstemperatur, werden mithilfe des an Kohlenstoff übersättigten Martensits Karbide gebildet. Durch das Anlassen werden die aus dem Härteprozess resultierenden Spannungen abgebaut, wodurch die Bruchdehnung ansteigt.

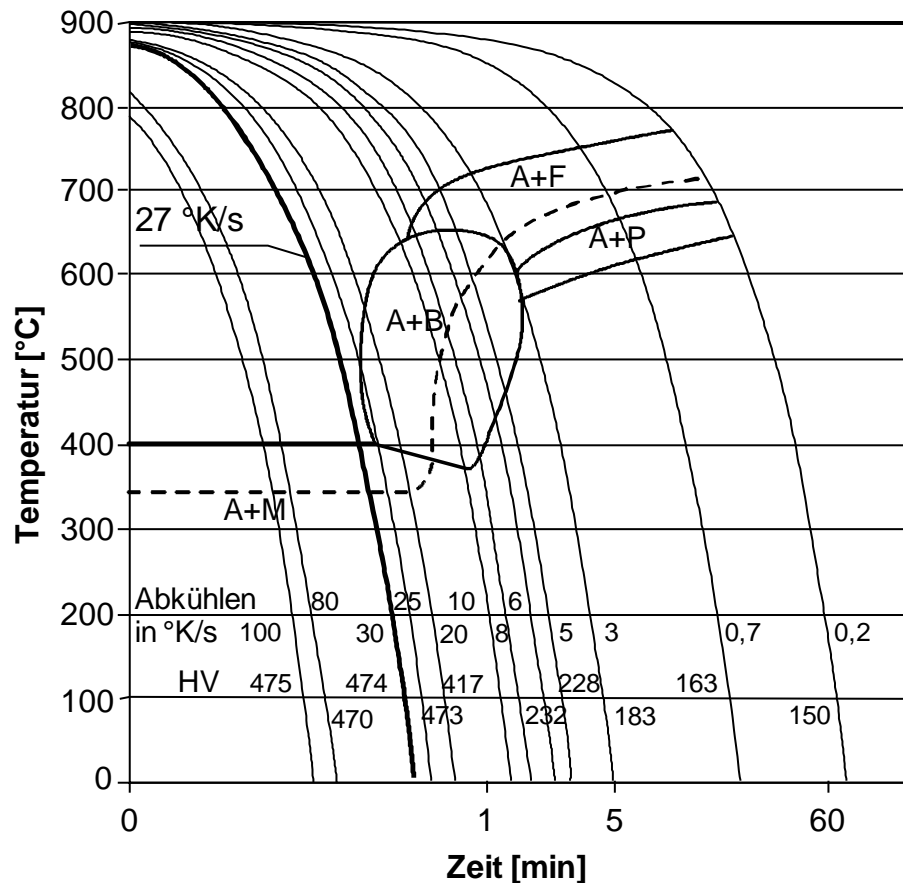


Bild 2.6: Beispielhaftes ZTU-Diagramm des Stahls 22MnB5, Austenitisierung bei 900°C, 5 Minuten [NADE08, LECH09]

In [GLAT09, KNEZ07, KURZ09, LAUM07] wurden die mechanischen Kennwerte pressgehärteter Bauteile aus dem Vergütungsstahl 22MnB5 in Abhängigkeit ihrer der Anlasstemperatur und -zeit untersucht. Mit steigender Anlasstemperatur reduzierte sich die Härte, die Streckgrenze sowie die Zugfestigkeit des untersuchten Bauteils. Der Härteverlust ist allerdings nicht besonders ausgeprägt, da durch den Anlassprozess die Gefügestruktur nur geringfügig verändert wird. Laut [GARB96], [KNEZ07, LAUM07] sinkt durch Anlassen bei 300 °C die Zugfestigkeit von ca. 1500 MPa auf ca. 1400 MPa. Bei 450°C Anlasstemperatur ist die Reduzierung der Zugfestigkeit auf nur noch ca. 950 MPa deutlicher ausgeprägt, was jedoch mit einer

Erhöhung der Bruchdehnung von ca. 5 % auf 8 % einherging. [GLAT09] beobachtete, dass eine Erhöhung der Anlasstemperatur über 500 °C keine weitere signifikante Änderung der mechanischen Kennwerte bewirkt.

Heißrisse (bzw. Härterisse)

Durch das Abschrecken entstehen beim Härten infolge ungleichmäßiger Temperaturverteilungen über dem Querschnitt Wärmespannungen. Zusätzlich treten Umwandlungsspannungen durch die Gefügeumwandlungen auf (Volumenvergrößerung von ca. 1 % bei der Martensitbildung), die zusammen mit den Wärmespannungen Eigenspannungen erzeugen. Dadurch können bei und nach der Abkühlung Risse entstehen [HORN79].

Ein Riss, der durch einen hohen Temperaturgradient entsteht, wird als Heißriss bezeichnet. Gemäß Merkblatt DVS 1004-1 sind Heißrisse als Risserscheinungen definiert, die durch niedrigschmelzende, sowie spröde Substanzen auf den Korngrenzen bei hohen Temperaturen im Verlauf und nach Beendigung des Wärmebehandlungsprozesses entstehen können [HUEB05, PSHE05]. Heißrisse werden auch als „spröde“, d.h. verformungslose, Werkstofftrennungen in der Wärmeeinflusszone des Grundwerkstoffs, insbesondere entlang der Korngrenze, bezeichnet [HUEB05, PSHE05]. Ein typisches Beispiel für die Entstehung von Heißrissen ist die Schweißnahtstarrung. Beim Presshärten können solche Heißrisse durch einen temperaturabhängigen Abfall des Verformungsvermögens auf der Bauteiloberfläche auftreten. In Verbindung mit Korrosion können Heißrisse zu erheblichen Schäden führen [HUEB05].

2.1.3.4 Beschneiden pressgehärteter Halbzeuge

Das aus dem Werkzeug entnommene, gehärtete Bauteil entspricht beim Presshärten nicht der endgültigen Form in der es verbaut wird. Aus produktionstechnischen Gründen ist eine Materialvorhaltung von Nöten, wodurch eine Nachbearbeitung erforderlich ist.

Hartschneiden

Die mechanische Schneidbearbeitung pressgehärteter Bleche ist eine große Herausforderung in der Industrie, da die Bauteile aus dem Mangan-Bor-Stählen in gehärtetem Zustand eine extrem hohe Festigkeit von mehr als 1500 MPa aufweisen. Bei mechanischen Beschnittoperationen zeigen die eingesetzten Werkzeuge eine Neigung zu extremem Werkzeugverschleiß bis hin zum kompletten oder lokalen Werkzeugbruch. Die Werkzeuginstandhaltungs- und somit Produktionskosten steigen dadurch deutlich an. Diese Problematik wird insbesondere bei zunehmender Blechstärke ab 1 mm kritischer. Daher wird der Hartbeschnitt nur selten und nur bei dünnen pressgehärteten Bauteilen industriell eingesetzt.

Laserschneiden

Nach DIN 2310-5 ist Laserschneiden oder Laserstrahlschneiden ein thermisches Trennverfahren und wird bei der Herstellung komplexer Umriss (zwei- oder dreidimensional), dreidimensionaler Durchbrüche oder schlecht zugänglicher Schnittgeometrien eingesetzt [DIN2310-5]. Neben diesen Anwendungen ist das Laserschneiden vor allem bei sehr niedrigen Losgrößen wirtschaftlich einsetzbar. Im Vergleich zum mechanischen Schneiden ist dieses Verfahren eine kontakt- und reibungsfreie thermische Methode zum Schneiden pressgehärteter Halbzeuge. Mit Hilfe des Laserschneidens ist es möglich das pressgehärtete Bauteil ohne Werkzeugverschleiß und Verformung zu beschneiden. Durch den Mangel an geeigneten mechanischen Schneidmethoden hat sich die Laserbearbeitung pressgehärteter Bauteilen industriell etabliert. Im Hinblick auf die maximal erreichbare Schneidgeschwindigkeit konnten in den letzten Jahren schrittweise Verbesserungen erzielt werden. Heute hat das Laserschneiden als wirtschaftliches Trennverfahren in der Prozesskette bei der Herstellung pressgehärteter Bauteile einen festen Platz, um den hohen Werkzeugverschleiß sowie das Risiko einer Mikrorissbildung innerhalb der Schneidzone, wie beim mechanischen Beschnitt, zu vermeiden.

Zum Einsatz kommen fokussierte Hochleistungslaser, meist CO₂-Laser, aber auch zunehmend Festkörperlaser, sowie die effizienteren, gut fokussierbaren Faserlaser.

Aktuell weisen die modernen Festkörperlaser höhere Bearbeitungsgeschwindigkeiten bei niedrigen Laserleistungen im Vergleich zu einem CO₂-Laser auf. Mit einer modernen 5-Achs-Hochgeschwindigkeit-Laserschneidmaschine mit fasergeführtem Festkörperlaser sind Schneidgeschwindigkeiten von bis zu 60 m/min bei einer Belchstärke von 0,8 mm möglich. Die Zeit für den Laserbeschnitt einer typischen PKW-B-Säule beträgt demnach ca. 14 Sekunden [FRIT10].

Die Taktzeit des Laserbeschnitts ist gegenüber dem mechanischen Schneiden deutlich länger, obwohl die Bearbeitungsgeschwindigkeit durch eine verbesserte Maschinendynamik und leistungsfähigere Laser in den letzten Jahren deutlich gesteigert werden konnte.

2.2 Scherschneiden

2.2.1 Scherschneiden in der Einteilung der Fertigungsverfahren

Trennen ist das in der Fertigungstechnik angewandte Verfahren zum Verändern der Werkstückform durch Aufheben des örtlichen Zusammenhalts und entspricht in der Einteilung der Fertigungsverfahren nach DIN 8580 der Hauptgruppe 3 [DIN8580]. Zu diesen Fertigungsverfahren „Trennen“ zählen „Zerteilen (DIN 8588)“, „Spanen (DIN 8589-0)“, „Abtragen (DIN 8590)“, „Zerlegen (DIN 8591)“, „Reinigen (DIN 8592)“ und „Evakuieren (DIN 8592)“.

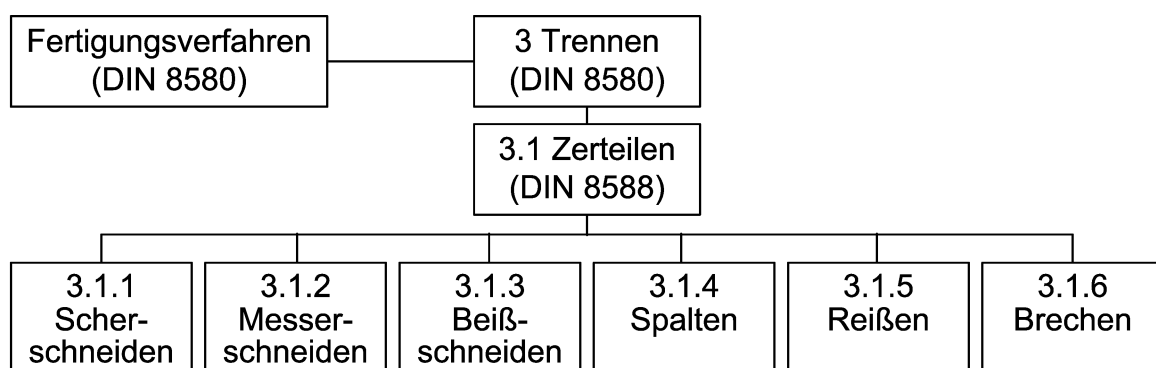


Bild 2.7: Eingliederung des Scherschneidens in die Fertigungsverfahren nach DIN 8580 und DIN 8588

Zerteilen ist das mechanische Trennen von Werkstücken ohne Entstehung von formlosen Stoffen (Späne). Unter dem spanlosen Fertigungsverfahren „Trennen“

wird wiederum nach DIN 8588 zwischen Scherschneiden, Messerschneiden, Beißschneiden, Spalten, Reißen und Brechen unterschieden (Bild 2.7).

Das Scherschneiden gehört zu den häufig angewendeten Fertigungsverfahren beim Zerteilen eines Werkstoffs mit einer Scherkraft durch zwei sich aneinander vorbeibewegenden Schneiden [DIN8588]. Bei der Herstellung von Blechbauteilen wird durch das Scherschneiden die Platine aus dem Coil getrennt oder das umgeformte Blech zur Fertigstellung des Bauteils beschnitten. Ferner wird das Scherschneiden zur Herstellung von Halbzeugen für die Massivumformung eingesetzt.

Das Werkzeug zum Scherschneiden wird als Scherschneidwerkzeug (Schneidwerkzeug) und die direkt prozessrelevanten Werkzeugkomponenten als Werkzeugaktivelemente (Aktivelemente) bezeichnet. Die Ausführung eines Schneidwerkzeugs und seiner zugehörigen Aktivelemente wird bestimmt durch die Form, die Abmessung, die Qualität des Werkstücks, durch die erforderliche Stückzahl, sowie durch die Bauweise der verwendeten Presse.

Als Werkzeugaktivelemente werden der Schneidstempel (oberes Schneidaktivelement) und die Matrize (unteres Schneidaktivelement) bezeichnet, zwischen denen der Blechwerkstoff durch die Relativbewegung der jeweiligen Schneidkanten abgeschert wird (Bild 2.8). Im Allgemeinen wird auch der Niederhalter zu den Werkzeugaktivelementen gezählt, obwohl ein Niederhalter laut Definition für einen Scherschneidprozess nicht unbedingt notwendig ist. Die meisten Scherschneidwerkzeuge verfügen allerdings über einen Niederhalter, da die Bauteilqualität und die Prozesssicherheit dadurch deutlich gesteigert werden kann. Das Werkstück wird während des Schneidens sowie beim Rückhub des Stempels mit flächiger Druckverteilung zwischen Niederhalter und Matrize fest eingespannt, womit ein Aufbiegen der Platine verhindert wird. Zusätzlich dient der Niederhalter oft als Führungssystem für einen oder mehrere Schneidstempel. In diesem Fall wird er auch als Führungsplatte bezeichnet. Der Abstand zwischen der Stempel- und Matrizenschneidkante senkrecht zur Schneidebene wird als Schneidspalt u definiert. Der Schneidspalt ist ein wichtiger Prozessparameter sowohl für die Qualität der Schnittfläche als auch für den erforderlichen Kraft- und Arbeitsbedarf. Zur besseren

Vergleichbarkeit der Dimensionen des Schneidspalts beim Zerteilen unterschiedlicher Blechstärken, wird er meist auf die Blechdicke s bezogen angegeben und demzufolge als relativer Schneidspalt bezeichnet.

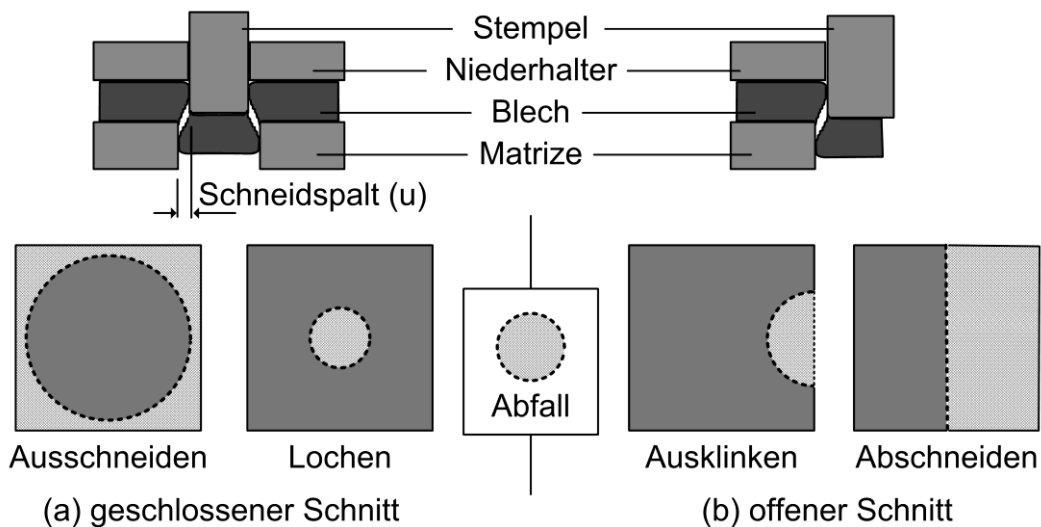


Bild 2.8: Geschlossener und offener Schnitt [DIN8588]

Scherschneidverfahren werden je nach Schnittlinienführung in Verfahrensvarianten mit geschlossener und offener Schnittlinie unterteilt [DIN8588, DIN9870-2]. Beim geschlossenen Schnitt (Bild 2.8 (a)) werden Bauteile mit einer im Bauteilinneren verlaufenden, in sich geschlossenen Schnittlinie erzeugt, wie dies beim Lochen und Ausschneiden der Fall ist. Die beiden Verfahren unterscheiden sich durch die unterschiedliche Definition von Abfall und Bauteil. Beim Ausschneiden wird der ausgeschnittene Butzen als Bauteil verwendet, beim Lochen das im Werkzeug verbleibende Stanzgitter, während der Butzen als Abfall definiert ist.

Im Bild 2.8 (b) wird der beispielhafte Verlauf zweier offener Schnittlinien beim Ausklinken und Abschneiden dargestellt. Entsprechend der Darstellung wird Abschneiden als ein Prozess bezeichnet, bei dem die offene Schnittlinie zwei Bauteilränder verbindet. Der Begriff Ausklinken bezeichnet das Herausschneiden flächiger Teile an der inneren oder äußeren Werkstückbegrenzung längs einer einzelnen an zwei Randstellen begrenzten offenen Schnittlinie. Der offene Schnitt wird in Presswerken vorwiegend zur Herstellung von Blechteilen, zum Beschneiden von Bauteilen an der Außenkontur und zur Abfalltrennung eingesetzt. Das Beschneiden ist als das vollständige Trennen von Bearbeitungszugaben und

Rändern an flachen oder hohlen Werkstücken entlang einer offenen oder in sich geschlossene Schnittlinie definiert [DIN8588].

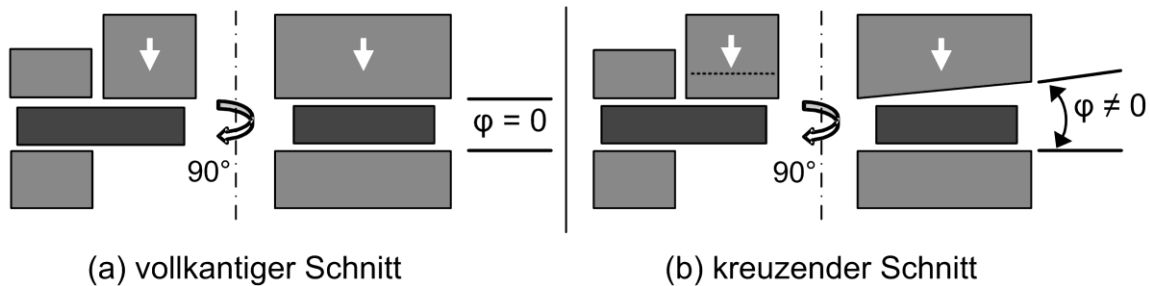


Bild 2.9: Vollkantiger und kreuzender Schnitt [DIN8588]

Schneidverfahren können nach DIN 8588 in vollkantiges oder kreuzendes Schneiden unterteilt werden. Beim vollkantigen Schneiden (Bild 2.9 (a)) wirkt die Schneidkante von Beginn an in der vollen Länge der Schnittlinie auf das Blech ein (Eingriffswinkel zwischen Blech und Werkzeug $\varphi = 0^\circ$). Beim kreuzenden Schnitt (Bild 2.8 (b)) hingegen liegt statt einem Kontakt nur ein Punktkontakt vor (Eingriffswinkel $\varphi \neq 0^\circ$) [DIN8588]. Bei einem kreuzenden Schnitt sinkt entsprechend die maximale Schneidkraft, während die notwendige Eintauchtiefe steigt. Liegt die Bauteiloberfläche bezogen auf den angezeichneten Eingriffswinkel φ nicht senkrecht zur Bewegungsrichtung der Schneidkante, so liegt ein ziehender Schnitt vor. Dieser kann sowohl vollkantig als auch kreuzend ausgeführt werden.

Eine ebene Blechlage liegt vor, wenn der Winkel γ zwischen Blech und der Bewegungsrichtung des Werkzeugaktivelements 90° beträgt (Bild 2.10 (a)), ist dieser Winkel $\gamma \neq 90^\circ$, spricht man von einer geneigten Blechlage (Bild 2.10 (b) & (c)) [DIN8588].

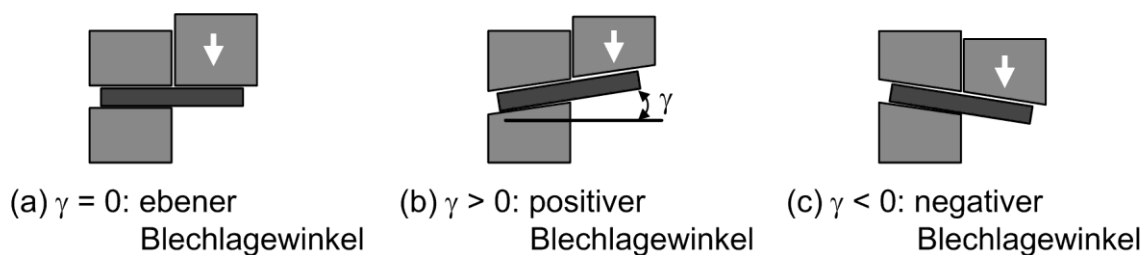


Bild 2.10: Blechlagewinkel γ beim Abschneiden

2.2.2 Darstellung des Schneidvorgangs

Die Werkstofftrennung beim Scherschneiden erfolgt durch ein Überschreiten der Schubbruchgrenze des Werkstoffs im Schneispalt. Der Stempel dringt dabei bis zur Erschöpfung des Formänderungsvermögens in den Werkstoff ein, bis dieser schließlich bricht. Beim Bruch des Werkstoffs werden seine interatomaren Bindungen im Bruchquerschnitt vollständig und irreversibel aufgebrochen. Dies kann unter der Wirkung mikroskopischer Schubspannung durch Abgleitung (Duktilbruch) oder unter der Wirkung von Normalspannungen (Sprödbbruch) geschehen. In kristallinen Werkstoffen finden Gleitungen in bestimmten kristallographischen Ebenen, den Gleitebenen, statt. Weisen die Gleitebenen eine dichteste Atombelegung im jeweiligen Gitter auf, so wird dort die Verschiebung von Versetzungen begünstigt. Die Materialtrennung findet häufig in gering besetzten Gitterebenen statt, weil in ihnen die Zahl der zu brechenden Bindung am kleinsten ist [BERG00].

Im Folgenden wird der Ablauf eines Scherschneidvorgangs mit Niederhalter beispielhaft am vollkantigen, geschlossenen Schnitt mit rotationssymmetrischer Schnittlinie beschrieben. Der Ablauf des Schneidvorgangs lässt sich durch folgende sechs Phasen beschreiben (siehe Bild 2.11) [SPUR85, NÜRN10].

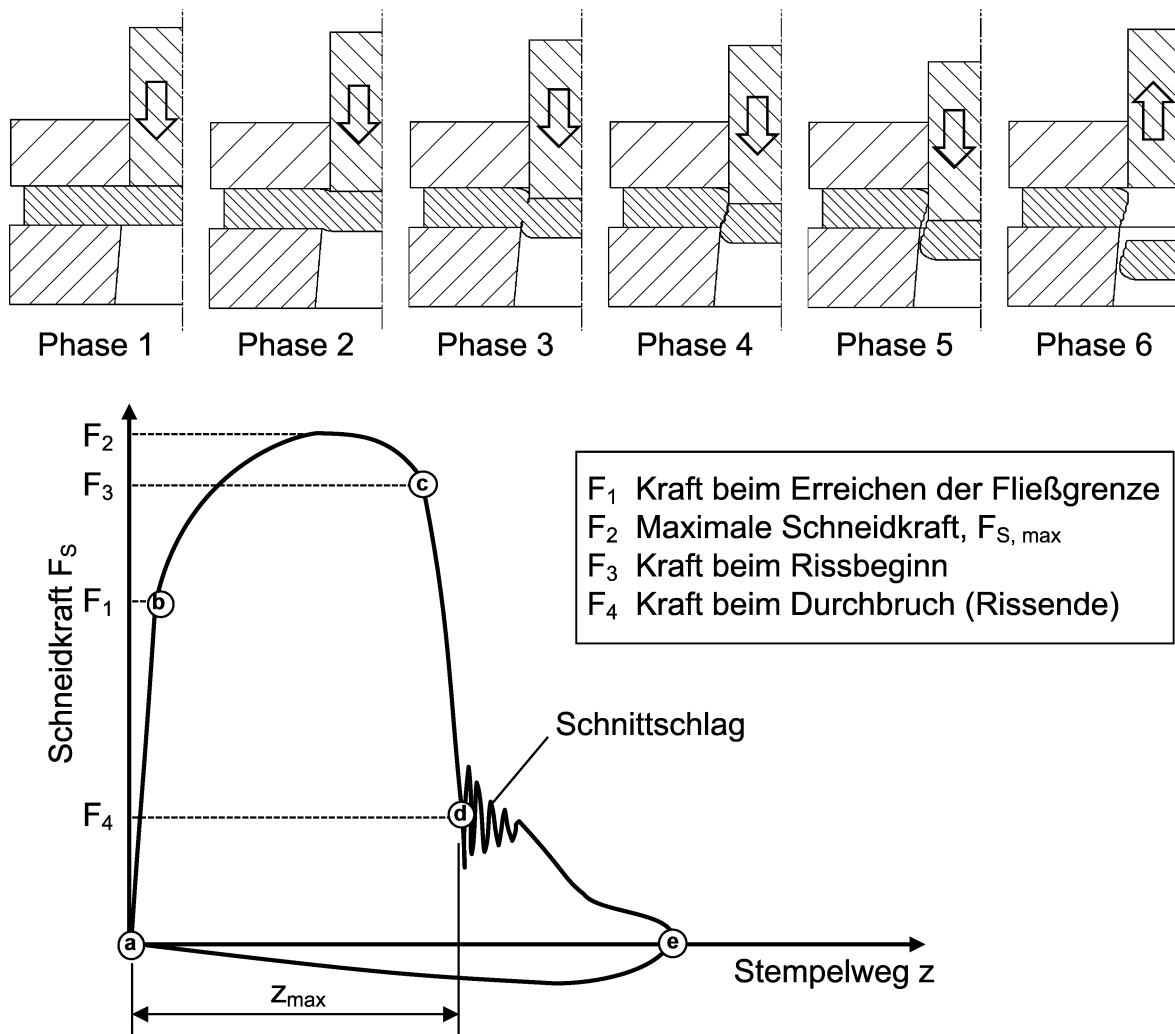


Bild 2.11: Ablauf des Scherschneidvorgangs mit schematischer Darstellung des Schneidkraft-Stempelweg-Diagrammes

Phase 1: Aufsetzen des Niederhalters und Stempels (a)

Während der Abwärtsbewegung des Pressenstößels wird zuerst der Niederhalter auf das Blech aufgesetzt, wodurch dieses zwischen Niederhalter und Matrize mit einer definierten Niederhalterkraft festgehalten wird. Der Stempel trifft mit einer bestimmten Stößelgeschwindigkeit auf der Blechoberseite auf. Ab diesem Zeitpunkt steigt die Schneidkraft F_s an.

Phase 2: Elastische Deformation (a → b)

Beim weiteren Eindringen des Stempels wird die Druckkraft vom Stempel auf das Blech übertragen. Die Schneidkanten beginnen in das Blech einzudringen. Hierbei

wird der Werkstoff durch den eindringenden Stempel elastisch verformt. Zusätzlich wird in der Blechebene ein Biegemoment um eine Achse tangential zur Schneidkante infolge des Schneidspalts erzeugt, dessen Betrag abhängig von der Schneidspaltgröße, dem Stempeldurchmesser und der Blechdicke ist [LANG90]. In dieser Phase werden im Bereich der Schneidkanten bereits hohe Spannungen im Werkstoff induziert und es bildet sich eine schmale Scherzone (bzw. Scherband) zwischen Stempel- und Matrizenschneidkante aus. In der Scherzone werden, durch die translatorische Stempelbewegung gegenüber dem Blech, Schubspannungen induziert. Hierbei beginnt die Ausbildung des Kanteneinzugs (siehe Bild 2.13) sowohl am Außenteil des Bleches als auch am Ausschnitt. In dieser Phase steigt die Kraft F_S aufgrund der Elastizität des Werkstoffs linear bis zur Elastizitätsgrenze an (F_1 in Bild 2.11) an.

Phase 3: Plastische Formänderung durch Scherung ($b \rightarrow c$)

Sobald die im Werkstoff induzierte Schubspannung die Fließspannung überschreitet, beginnt die plastische Formänderung. Durch Nachfließen des Blechwerkstoffs im Scherband vergrößert sich der bereits in der Phase 1 (reversibel) ausgebildete Kanteneinzug. Anschließend entsteht eine glatte Oberfläche, die als Glattschnitt bezeichnet wird. Das Schubspannungsfeld im Scherband verursacht das Wandern von Versetzungen entlang der im Kristallgitter vorhandenen Gleitebenen, wodurch eine plastische Verformung stattfindet [SCHA03]. Bei metallischen Werkstoffen gilt: Je höher die plastische Verformung ist, umso höher ist die Versetzungsdichte und damit auch die kritische Schubspannung, da bei kristallinen Werkstoffen zur weiteren Verformung mehr Kraft und Energie benötigt werden. In der Werkstofftechnik wird dies als Kaltverfestigung bezeichnet [LANG90, WEIS00]. Aufgrund dieses Mechanismus erhöht sich die Schneidkraft, obwohl sich der Restquerschnitt des Bleches reduziert. Das Maximum der Kraft F_S wird als die maximale Schneidkraft $F_{S, \max}$ (siehe F_2 in Bild 2.11) definiert. Dringt der Schneidstempel weiter in den Blechwerkstoff ein, sinkt die Schneidkraft aufgrund der nun dominierenden Querschnittsabnahme bis zur Rissinitiierung ab. Diese plastische Verformung durch Scherung erfolgt solange bis das Formänderungsvermögen erschöpft ist.

Phase 4: Rissbildung und Durchbruch ($c \rightarrow d$)

Die im Restquerschnitt ansteigende Schubspannung erreicht die werkstoffabhängige Schubbruchgrenze und führt schließlich zur Erschöpfung des Formänderungsvermögens. In dieser Phase der Rissbildung ist der Spannungszustand dreiaxsig und es gilt die Fließbedingung nach Tresca:

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} = \frac{k_f}{2} \quad (2.1)$$

wobei σ_2 vernachlässigt wird [LANG90].

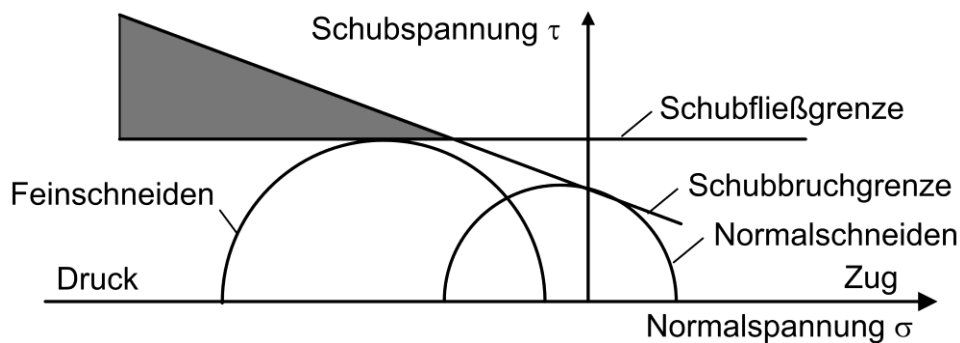


Bild 2.12: Spannungszustand an der Schneidkante beim Scherschneiden [LANG90]

Erreicht die Schubspannung aufgrund der Kaltverfestigung die Schubbruchgrenze (Bild 2.12), kommt es ausgehend von der Schneidkante zur Rissbildung.

Nach [TIMM56] entstehen die Risse zuerst im Werkstoff an der Matrzenschneidkante, da das Formänderungsvermögen im Zugspannungsbereich früher erschöpft ist als im Druckspannungsbereich. An der Blechunterseite entlang der Matrzenschneidkante herrschen zusätzliche Zugspannungen aufgrund der Durchbiegung des Werkstoffs. Hingegen werden an der dem Stempel zugewandten Blechoberseite, Zugspannungen aus der Werkstoffstreckung durch die Druckbeanspruchung aus der Blechbiegung teilweise kompensiert. Die Gesamtbeanspruchung um die Stempelschneidkante ist daher geringer und die Rissbildung erfolgt verzögert [TIMM56]. In der Arbeit von [HOOG99] wurde gezeigt, dass bei größeren Schneidspalten das im Blech auftretende Biegemoment an der Stempelschneidkante eine zusätzliche Dehnung verursacht. Dies führt zu größeren

plastischen Vergleichsdehnungen, wodurch die Rissinitiierung auch an der Stempelschneidkante auftreten kann. Bei der weiteren Stößelbewegung verlaufen die Risse von der Matrizen- bzw. Stempelkante in Richtung der maximalen Schubspannungen des Blechs. Insbesondere bei duktilen Metallen entsteht in dieser Phase ein Werkstoffüberhang an der Schneidkante, der als Schnittgrat bezeichnet wird (siehe Bild 2.13). Die Stempelleintauchtiefe (bzw. Stempelleindringtiefe) bis zum Durchbrechen wird im Bild 2.11 mit z_{\max} gekennzeichnet. Je spröder das zu trennende Material ist, desto geringer ist tendenziell die auf die Blechdicke bezogene prozentuale maximale Stempelleintauchtiefe z_{\max} .

Phase 5: Durchstoßen ($d \rightarrow e$)

Nach der Trennung des Bleches werden elastische Spannungen freigesetzt, die zu einer Rückfederung des Werkstoffs im Bereich der Schnittfläche führen und dadurch Maß- und Formänderungen in der Schnittfläche hervorgerufen können. Beim Durchstoßen federt das geschnittene Außen- sowie das Innenteil zurück und klemmt an der Mantelfläche des Stempels bzw. an der Matrize, wodurch Reibkräfte zwischen den Werkzeugaktivelementen und dem Blech entstehen. Dies führt zur charakteristischen Verschleißzone (abrasiver bzw. adhäsiver Verschleiß) im Mantelflächenbereich des Stempels und der Matrize. Daher sollte die Stempelleintauchtiefe (unterer Totpunkt des Stempels) möglichst gering gehalten werden, um die Reibarbeit zwischen Blech und Aktivelementen und damit den abrasiven Verschleiß zu minimieren.

In dieser Phase des Scherschneidvorgangs wird der sogenannte Schnittschlag dadurch hervorgerufen, dass Stößel und Pressengestell während des Schneidvorgangs durch die aufgebrachte Kraft elastisch verformt wird. Nach Abschluss des Schneidvorgangs (Durchbruch) federt das System ruckartig zurück und setzt dabei die gespeicherte elastische Verformungsenergie frei. Die freiwerdende Energie führt zu einer großen Beschleunigung des Stößels. Der Schnittschlag verursacht eine hohe mechanische Belastung sowohl am Werkzeug als auch an der Presse. Die entstehenden Schwingungen befördern nicht nur den Werkzeugverschleiß, sondern können im schlimmsten Fall einen Werkzeugbruch

verursachen [HOFE07]. Mögliche Schäden können durch eine Dämpfung vermieden werden.

Phase 6: Abstreifen bzw. Rückhub ($e \rightarrow a$)

Nach Erreichen des unteren Umkehrpunkts erfolgt der Stößelrückhub, wobei das Stanzgitter durch den Niederhalter vom Stempel abgestreift wird. Die dazu benötigte Kraft wird als Rückzugskraft bezeichnet.

2.2.3 Schnittflächenkenngrößen

Nach dem Scherschneidvorgang weist das Schnittteil eine charakteristische Schnittfläche auf. Bild 2.13 zeigt die Geometrie der Schnittfläche beim Scherschneiden. Die Schnittflächenkenngrößen sind nach DIN 6930-2 und VDI 2906-2 als Richtlinien zur Beurteilung der Fertigungsqualität des geschnittenen Werkstücks definiert. Gemäß der DIN 6930-2 und VDI 2906-2 weisen die Schnittflächen von metallischen Werkstoffen beim konventionellen Scherschneiden unterschiedliche charakteristische Bereiche auf. Deren Ausprägung hängt von den Werkstoffeigenschaften, der Blechdicke, den Werkzeugeigenschaften und den Prozessparametern ab [DIN6930-2, VDI2906-2].

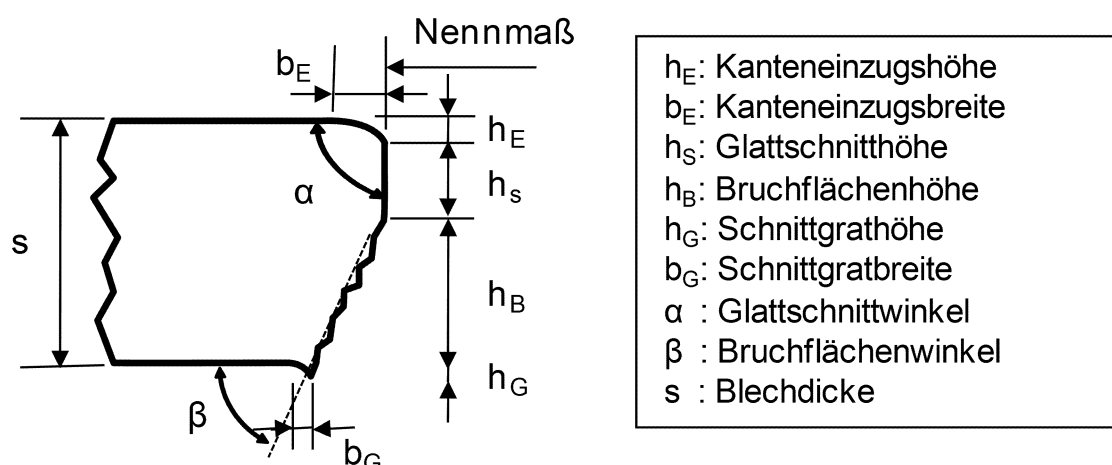


Bild 2.13: Schnittflächenkenngrößen beim Scherschneiden [VDI2906-2]

Durch die unterschiedlichen Spannungszustände im Verlauf des Scherschneidprozesses kann eine schergeschnittene Schnittfläche im Allgemeinen

in vier Bereiche eingeteilt werden können. Diese Bereiche gliedern sich in Kanteineinzug, Glattschnitt, Bruchfläche und Schnittgrat. Häufig werden die jeweiligen Größen wie Kanteineinzugs-, Glattschnitt-, Bruchflächen- und Grathöhe in prozentualen Anteilen der Blechdicke s angegeben, um Bleche verschiedener Dicken vergleichen zu können. Wie im Bild 2.13 schematisch dargestellt, werden häufig neben den vertikalen Größen (h_E , h_S , h_B und h_G) ebenfalls die horizontalen Breiten (b_E und b_G) beim Kanteineinzug und Schnittgrat, sowie der Glattschnitt- und Bruchflächenwinkel ausgewertet.

Die Schnittflächenkenngößen werden in besonderem Maße vom Schneidspalt beeinflusst. Nach [LANG90] wird mit zunehmendem Schneidspalt der Glattschnittanteil kleiner und der Bruchflächenanteil größer. Durch die richtige Wahl des Schneidspalts kann eine homogene einrissfreie Bruchfläche entstehen, bei der die durch den Scherschneidprozess verursachten Rissfronten von Stempel- und Matrizenseite aufeinander treffen.

Der Schnittgrat, dessen Entstehung als Gratbildung bezeichnet wird, ist der beim Scherschneiden verursachte Werkstoffüberhang unterhalb der Bruchfläche. Die Gratbildung ist hauptsächlich abhängig von der Blechdicke, der Zugfestigkeit des Werkstoffs, dem Schneidspalt und dem Zustand der Schneidaktivelemente. Weitere Einflussgrößen stellen die Steifigkeit des eingesetzten Werkzeugs und der Presse dar. Die Gratbildung nimmt im Allgemeinen bei zunehmender Blechdicke, abnehmender Zugfestigkeit, zunehmendem Schneidspalt und zunehmendem Werkzeugverschleiß zu [DIN9830, LANG90].

Ist der Schnittgrat z.B. aus Funktions- oder Sicherheitsgründen nicht zulässig, sind zusätzliche Arbeitsgänge erforderlich. Die Norm DIN 9830 ermöglicht dem Hersteller von Stanzteilen abzuschätzen, mit welcher Schnittgrathöhe zu rechnen ist. Dabei sind Erfahrungswerte für Werkstoffe mit Zugfestigkeiten über 630 MPa im Bereich der Blechdicken von 1,6 bis 2,5 mm angegeben. Schnittgrathöhen von 40 bis 60 μm treten bei feingeschnittenen Bauteilen auf, 50 bis 90 μm bei normalgeschnittenen Bauteilen mittlerer Fertigungstoleranz und von 70 bis 120 μm bei grober Fertigungstoleranz [DIN9830]. Abseits dieser empirischen Richtwerte wird in der

Automobilindustrie häufig eine Grathöhe von mehr als 10 % der Blechdicke als kritisch gesehen [HAMB09].

Nach VDI 3368 kann für einen „sauberen Schnitt“ der Schneidspalt bei gegebener Blechdicke ausgewählt werden [VDI3368]. Angegeben ist beispielsweise ein Schneidspalt von 6 % ohne Freiwinkel für Stahlbleche mit einer Zugfestigkeit größer als 600 MPa und Blechdicken zwischen 1,5 mm und 5 mm. Für harte Werkstoffe kann der Schneidspalt bis zu 10 % der Blechdicke betragen [SCHÜ90].

Weitere Einflussgrößen auf die Schnittflächenausprägung sind die Form der Schnittlinie, der Schneidkantenzustand und z.B. der Einsatz eines Niederhalters. Eine hohe Schnittflächenqualität ist durch einen geringen Kanteneinzug, einen geringen Bruchflächenanteil und einen kleinen bzw. keinen Schnittgrat bei hohem Glattschnittanteil und einem Bruchflächenwinkel von 90° gekennzeichnet [HOOG99].

2.2.4 Schneidkraft und -arbeit

Die während des Schneidverfahrens auftretenden Kräfte (siehe Bild 2.11) sind wichtige Randbedingungen für die Auslegung des Schneidwerkzeugs. Mit dem Auftreffen des Stempels auf dem Blech wird die Schneidkraft aufgebracht. Hierbei treten vertikale Kräfte auf, welche Druckspannungen an der Stempel- und Matrizenstirnfläche bewirken. Diese Druckspannungen wirken hauptsächlich in einem schmalen Bereich, der sogenannte Scherzone. Die auftretenden Kräfte im Werkstoff lassen sich in horizontale (F_H und F'_H) und vertikale (F_V und F'_V) Komponenten zerlegen (Bild 2.14). Aus dem horizontalen Versatz l und den Vertikalkräften resultiert ein Moment, welches Biegespannungen im Werkstück und dadurch die durch Biegung horizontal auf die Werkzeugmantelfläche einwirkenden Normalspannungen (F_H und F'_H) hervorruft. Ferner entstehen durch die Relativbewegung zwischen Werkzeug und Werkstück Reibkräfte (μF_H und $\mu F'_H$). Im Weiteren treten die horizontalen Kraftkomponenten F_H und F'_H auf. An der Werkzeugstirnfläche wirken die Reibkräfte μF_V und $\mu F'_V$ [LANG90]. Diese Reibkräfte sind verantwortlich für den abrasiven Werkzeugverschleiß an Mantel- und Stirnfläche von Stempel und Matrize.

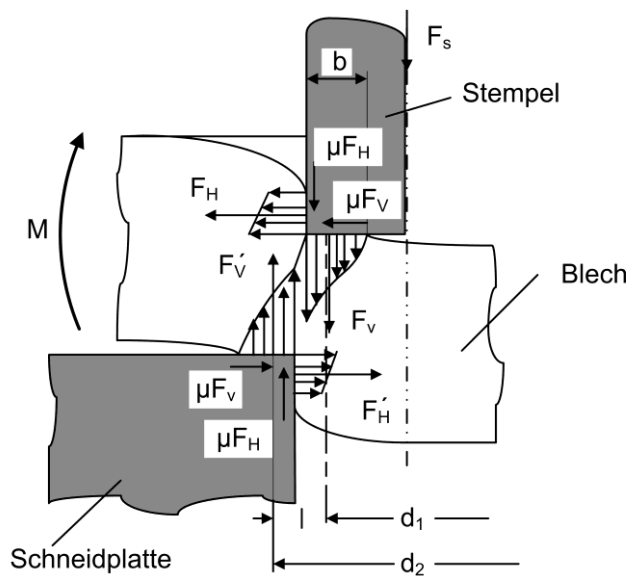


Bild 2.14: Schneidkraftkomponenten beim Scherschneiden [LANG90]

Als wichtige Kenngröße, besonders zur Auslegung des Schneidwerkzeugs, dient die während des Schneidvorgangs auftretende maximale Schneidkraft, die im Bild 2.11 als F_2 bezeichnet wird. Die maximale Schneidkraft wird von zahlreichen Faktoren beeinflusst, wie Blechdicke s , Schneidspalt u , Länge der Schnittlinie l_s , Schnittlinienform, Werkzeugverschleiß, Schmierstoff usw. [SPUR85]. Vereinfacht wird in der Praxis die erforderliche maximale Schneidkraft $F_{S, \max}$ durch folgende Gleichung bestimmt [LANG90, FRIT04]:

$$F_{S, \max} = k_s \cdot A_s$$

$$\text{mit } A_s = s \cdot l_s \quad (2.2)$$

A_s bezeichnet die Querschnittsfläche, die sich aus der Blechdicke s und der Schnittlinienlänge l_s ergibt. Die bezogene Schneidkraft k_s , die auch als Schneidwiderstand bezeichnet wird, ist sowohl abhängig von der Zugfestigkeit des Blechwerkstoffs, als auch von dessen Duktilität. Das Verhältnis Schneidwiderstand zu Zugfestigkeit wird als Scherfaktor bzw. Korrekturfaktor x_F definiert [DOEG06, LANG90].

$$k_s = x_F \cdot R_m \quad (2.3)$$

Anhand zahlreicher Experimente konnte ein Wertebereich für den Korrekturfaktor festgelegt werden:

$$\chi_F (=k_s/R_m) \approx 0,6 \text{ bei spröden Werkstoffen} \quad (2.4)$$

$$\chi_F (=k_s/R_m) \approx 0,8 \text{ bei duktilen Werkstoffen} \quad (2.5)$$

Neben der Schneidkraft ist die Schneidarbeit W_s eine wichtige Kenngröße zur Bewertung des Scherschneidprozesses hinsichtlich des zu erwartenden Verschleißes. Zudem ist sie wichtiges Kriterium bei der Pressenauswahl (Bild 2.15). Die aufzuwendende Schneidarbeit W_s entspricht der Fläche unter dem Verlauf der Schneidkraft aufgetragen über dem Schneidweg und wird durch eine Integration der Schneidkraft über dem Weg berechnet [KÖNI95].

$$W_s = \int_0^{z_g} F_s(z) dz \quad (2.6)$$

Hierbei ist $z_g(=z_{\max})$ der maximale Stempleindringweg bis zum Werkstoffbruch.

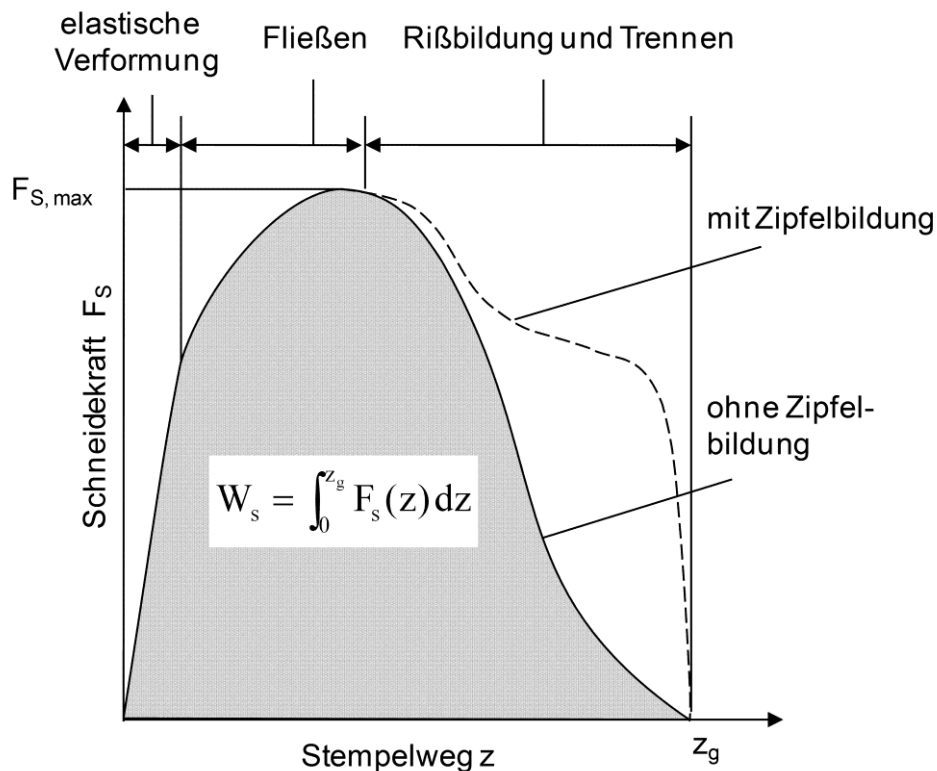


Bild 2.15: Qualitativer Verlauf der Schneidkraft über dem Schneidweg [KÖNI95]

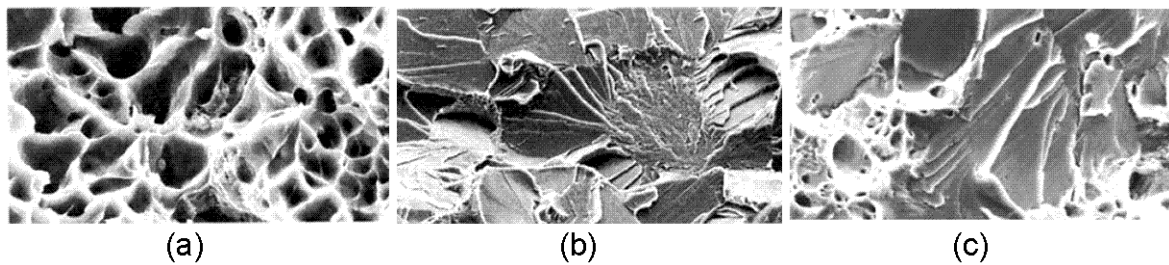
2.2.5 Mikrorisse und Bruch

Mikrorisse

Die beim Scherschneiden auftretenden Mikrorisse entstehen durch kleine Hohlräume oder Fehlstellen [HORN79]. Solche Risse sind bei fast allen mechanischen Bearbeitungen der Bauteiloberfläche vorhanden, dementsprechend auch bei schergeschnittenen Oberflächen. Die Risse können so klein sein, dass sie lichtmikroskopisch nicht mehr erfasst werden können. Außer Mikrorissen an der Oberfläche gibt es sogenannte interne Risse, welche zwischen Körnern, insbesondere zwischen zusammengesinterten Körnern, oder an Ausscheidungen, die das Gitter stören, entstehen. Diese Risse weisen zwar oft nur eine Ausdehnung von wenigen nm auf, beeinflussen aber das Bruchverhalten nachhaltig [HORN79], da an Mikrorissen der Bruch bei äußerer Belastung früher eintritt. Dies ist auf die erhöhten lokalen Spannungen an einem Mikroriss im Vergleich zum homogenen Volumen zurückzuführen. Korngrenzen und Versetzungen sind ebenfalls wichtige Einflussgrößen für die plastische Verformung und die Rissausbreitung.

Bruch

Die Bruchmechanik befasst sich mit dem Versagen rissbehafteter Bauteile unter statischen und dynamischen Belastungen. Insbesondere bei metallischen Werkstoffen besteht der Bruch aus den Teilvorgängen Rissbildung und Rissausbreitung. Die mikro-mechanische Rissbildung innerhalb von Metallen wird durch Hohlraumbildung bei Einschlüssen, Ausscheidungsprodukten oder an Korngrenzen hervorgerufen [DIRK99]. Im Anschluss an die Rissbildung kommt es unter inneren oder äußeren Belastungen zum Risswachstum durch Zusammenschluss der Hohlräume.



*Bild 2.16: REM-Aufnahmen von unterschiedlichen Bruchformen [WEIS07] :
 (a) Verformungsbruch von S235J2G; (b) Spröbruch von G22Mo4;
 (c) Mischbruch von S235JR*

Nach der makroskopischen Bruchausprägung lässt sich der Bruch in Verformungsbruch und Spröbruch unterteilen (Bild 2.16 (a) und (b)). Der Bruchvorgang beim Scherschneiden von duktilen metallischen Werkstoffen lässt sich meistens dem Verformungsbruch zuordnen (auch duktiler Bruch oder Wabenbruch), da er erst nach einer größeren plastischen Deformation auftritt [WEIS07, DIRK99]. Im Allgemeinen entsteht die Wabenstruktur durch lokales Einschnürren zwischen Einschlüssen / Ausscheidungen und dem Matrixmaterial sowie an Poren und Mikrolunkern [WEIS07].

Unter Spröbruch (auch Trennbruch) wird ein schlagartiges Materialversagen bezeichnet, das vor allem bei harten und spröden Materialien (Glas, Keramik und Eis) mit geringer Duktilität und Zähigkeit auftritt. Diese Art des Bruchs erfolgt ohne oder nur mit geringer plastischer Verformung. Beim Spröbruch kommt ein Materialversagen durch Überschreitung der sogenannten Spaltbruchspannung bzw. Trennfestigkeit zustande (vgl. „Schubbruchgrenze“ beim Verformungsbruch im Bild 2.12), bevor die Schubspannung den Gleitwiderstand überschreitet. Bei krz-Metallen kann mit sinkender Temperatur oder zunehmender Beanspruchungsgeschwindigkeit ein Übergang vom duktilen zum spröden Verhalten auftreten. Typische Bruchflächenmerkmale sind der trans- bzw. interkristalline Spaltbruch [SCHA03].

Transkristalline Spaltrisse entstehen durch das Aufstauen von Gleitversetzungen an den für sie unüberwindbaren Hindernissen, z.B. grobe, harte Einschlüsse oder Korngrenzen. Die Versetzungsaufstauung führt zu einer Spannungskonzentration, die nicht durch ein Gleiten in Nachbarkörner abgebaut werden kann, sondern bei

weiterer Belastung der Versetzungen das Korn aufspalten. Die Spaltbruchfläche verläuft vorwiegend durch Spaltebenen innerhalb der Kristalle.

Nach [SCHA03] ist zu beachten, dass ein zähes oder sprödes Bruchverhalten nicht ausschließlich auf die Werkstoffeigenschaften zurück zu führen ist, sondern neben der chemischen Zusammensetzung und dem Gefüge auch wesentlich von den Beanspruchungsbedingungen wie Temperatur, Spannungszustand, Belastungsgeschwindigkeit und umgebende Medien beeinflusst wird.

Ein Mischbruch stellt eine Zwischenform des Spröd- und Verformungsbruchs dar und weist Merkmale beider Bruchmechanismen auf.

2.2.6 Werkzeugverschleiß

Bei allen Umform- und Schneidverfahren treten komplexe Beanspruchungen an den Werkzeugoberflächen auf. Diese setzen sich aus mechanischen Druck- und Schubbeanspruchungen, Reibung, chemischen Beanspruchungen bei Verwendung von Schmierstoffen und thermischen Beanspruchungen zusammen [SPUR83]. Sie führen zu Verschleißformen, die auf verschiedene Grundmechanismen zurückzuführen sind. Die vier Grundmechanismen werden als abrasiver Verschleiß, adhäsiver Verschleiß, Oberflächenzerrüttung (Ermüdung) und tribochemischer Verschleiß bezeichnet. In der Praxis kommen sie meist in Mischformen vor.

Beim Scherschneiden wird die Verschleißentwicklung als ein fortschreitender Materialverlust der Oberfläche des Schneidaktivelements durch Reibung zwischen Werkzeug und Blech definiert, wobei die Verschleißrate von zahlreichen Parametern wie z.B. Werkzeugwerkstoff, Werkstückwerkstoff, Schneidspalt, Schneidgeschwindigkeit, Schmierung und Blechstärke abhängig ist.

Die Aktivelemente des Werkzeugs und das Blech bilden während des Umformungs- oder Schneidvorgangs ein tribologisches System. Die Aktivelemente unterliegen dabei durch die Relativbewegung und der daraus resultierenden Reibung einer abrasiven Belastung. Abrasion bezeichnet eine Langzeitverschleißwirkung an einem Festkörper, die durch ein aufgrund einer Gegenkörperfurchung entstehendes Stoffabtragen an den Werkzeugen in Form submikroskopischer und mikroskopischer

Teilchen verursacht wird. Wenn harte Partikel in die Randschicht eindringen, so kommt es zur Mikrozerspanung. Eine hohe Oberflächenhärte der Werkzeugaktivelemente wirkt einer abrasiven Verschleißentstehung entgegen.

Bei adhäsivem Verschleiß haften die Reibpartner aufgrund hoher Flächenpressungen in der Schneidzone aneinander und werden beim Gleiten abgeschert.

Der Ermüdungsverschleiß entsteht aufgrund andauernder Wechselbelastung der Schneidkante durch den Schneidprozess. Dadurch entstehen und wachsen Mikrorisse in den oberflächennahen Werkstoffschichten, welche zu einem Ausbrechen von Teilbereichen der Schneidkante führen können.

Bei tribochemischem Verschleiß kommt es aufgrund von einer chemischen Reaktion der Werkzeugoberfläche mit der Umgebung (z.B. durch Schmiermittel) zur Bildung einer Reaktionsschicht, welche durch die mechanische Belastung abgetragen wird.

Je nach Verschleißort am Aktivelement lassen sich Stirnflächenverschleiß, Mantelflächenverschleiß, Schneidkantenverrundung und Kolkverschleiß unterscheiden [LANG90]. Stirnflächen- und Kolkverschleiß entstehen vorwiegend bei dünnen Blechen ($s < 2 \text{ mm}$) unter hoher Flächenpressung. Mantelflächenverschleiß entsteht durch Reibung parallel zur Schneidrichtung an den Werkzeugmantelflächen, sowohl beim Eindringen als auch beim Rückzug des Stempels. Diese Verschleißart entsteht überwiegend bei Blechdicken größer 2 mm [KÖNI95]. Als Folge des Mantelflächenverschleißes steigt der Schneidspalt an und die Grathöhe und -breite am Schnittteil nimmt zu. Bei zunehmendem Qualitätsverlust der Schnittfläche muss der Prozess unterbrochen und das Werkzeug nachgeschliffen werden. Die Anzahl der bis zum nächsten Nachschliff schneidbaren Teile wird als Standmenge des Werkzeugs bezeichnet. Entsprechend der Definition der Standmenge bezeichnet die Standzeit die Zeitspanne, während der ein Werkzeug im Verlauf einer bestimmten Fertigungsaufgabe und unter gewissen Einstellbedingungen einwandfrei funktioniert [SPUR85].

3 Zielsetzung und Aufgabenstellung

Da der Einsatz von pressgehärteten Bauteilen aufgrund ihrer hohen Festigkeit für crash-relevante Bauteile in der Automobilindustrie deutlich zugenommen hat, ist eine wirtschaftlichere Produktfertigung von großer Bedeutung. Der bisher hauptsächlich verfolgte Ansatz zur Reduzierung der Herstellungskosten pressgehärteter Bauteile bestand in der Optimierung der Prozesszeiten. Dies wurde unter anderem durch die Reduzierung der Haltezeit zum Abschrecken mithilfe optimierter Presshärtewerkzeuge [ARAN09, FREI06, HOFF07, KOLL07, KOLL10a, MICH06] und durch die Verkürzung der Aufheizzeit zur Austenitisierung der Bleche mit neu entwickelten Ofen- bzw. Erwärmungstechnologien [BEHR08, KOLL09, MORI05, MORI14] erreicht. Ein weitere Möglichkeit zur Kostenreduktion besteht in der Substitution der aufwendigen Laserschneidprozesse durch geeignete Scherschneidprozesse für die Trennung pressgehärteter Bleche.

Die hohe Festigkeit der Bauteile nach dem Presshärten stellt eine große Herausforderung für den Nachweis der wirtschaftlichen Anwendbarkeit von Scherschneidprozessen in diesem Umfeld dar, da die bisher erreichbaren Standzeiten in den meisten Fällen nicht für eine wirtschaftliche Produktion genügen. Durch die hohe Härte des Blechwerkstoffs kommt es zu hohem abrasivem Verschleiß und bereits nach kurzer Zeit zu massiven Ausbrüchen der Schneidkanten.

Im Weiteren führt die hohe Bauteilfestigkeit bei einer nicht symmetrischen und oder offenen Schnittliniengeometrie zu hohen Abdräng- oder Querkräften im Werkzeug. Hierdurch entsteht eine Verlagerung zwischen Ober- und Unterwerkzeug [HOFF09a], welche die Verschleißentwicklung beschleunigt.

In der Industrie wird derzeit das auf CO₂- bzw. festkörperbasierte Laserstrahlschneiden als die effizienteste Lösung zum Schneiden pressgehärteter Bauteile eingesetzt. Allerdings ist die Laserbearbeitung kosten-, zeit- und energieintensiv, weswegen zahlreiche Anstrengungen mit unterschiedlichen Strategien zur Anwendung von Scherschneidprozessen anstelle der Laserbearbeitung unternommen werden.

Zur Vermeidung des erhöhten Werkzeugverschleißes werden beispielsweise gesinterte Schneidaktivelemente mit verbesserter Verschleißbeständigkeit eingesetzt, um die Standmenge zu erhöhen [NICO07]. Trotz neuartiger Werkzeugwerkstoffe wird das Hartschneiden aufgrund der hohen Verschleißbelastung derzeit nur für dünne Blechbauteile bis 1 mm eingesetzt [KAEM09].

Ein weiteres großes Problem, das beim Hartschneiden auftritt ist der extreme Schnittschlag, der nach dem Brechen des Werkstoffs entsteht und die eingesetzte Presse beschädigen kann [HOFF07].

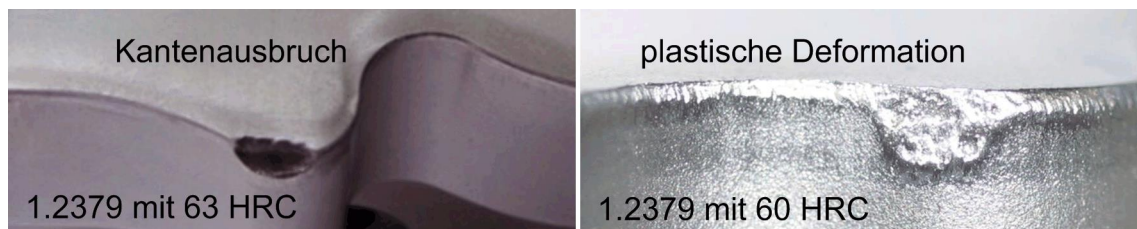


Bild 3.1: Schäden beim Schneiden von pressgehärtetem Blech aus 22MnB5: Schneidkantenausbruch (links) und plastische Deformation (rechts)

Vorversuche am Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen (utg) an der Technischen Universität München zeigen, dass beim Schneiden von höchstfesten Stählen aus 22MnB5 Kantenausbrüche und plastische Deformationen der Schneidkante schon nach wenigen tausend Hüben auftreten (Bild 3.1). Infolgedessen tritt eine unzulässige Gartbildung am Bauteil auf.

Im Rahmen dieser Arbeit soll sowohl der Hartbeschnitt pressgehärteter Bauteile im Anschluss an den Presshärteprozess untersucht werden, als auch ein Ansatz zum Beschneiden bei erhöhter Temperatur im Rahmen der notwendigen Wärmebehandlung innerhalb des Presshärteverfahrens. Hierbei handelt es sich um ein Halbwarmschneiden bei erhöhter Temperatur, jedoch unterhalb der materialspezifischen A_{c3} -Temperatur. Da die Blechteile sich direkt nach dem Warmumformen noch im warmen Zustand befinden, wird eine reduzierte Schneidkraft im Vergleich zum Hartbeschnitt benötigt. Durch dieses Verfahren kann der Werkzeugverschleiß reduziert und der Gesamtprozess beschleunigt werden, da auf die zusätzliche Schneidoperation nach dem Presshärten teilweise verzichtet

werden kann. Darüber hinaus ist eine Einsparung weiterer Pressen, Handhabungsgeräte und Werkzeuge möglich. Jedoch macht das Halbwarmschneiden eine komplexe und anspruchsvolle Werkzeugkinematik im Umformwerkzeug erforderlich, welche innerhalb dieser Arbeit entwickelt werden soll.

Das Werkzeugkonzept sieht vor, das Bauteil aus 22MnB5 direkt nach dem Umformprozess im gleichen Werkzeug und ohne weiteren Transfer zu beschneiden. Um einen sicheren Schneidprozess und zugleich eine hochwertige Bauteilschnittflächenqualität zu erzielen, soll ein nutzbarer Temperaturbereich zur Durchführung der Schneidoperation ermittelt werden. Insbesondere soll die Möglichkeit untersucht werden, ob ein Beschnitt unterhalb der „Martensit-Start-Temperatur“ (ca. 420 °C) sinnvoll ist.

Eine wichtige Anforderung des zu entwickelnden Verfahrens ist die Umsetzung auf konventionellen Pressen. Gleichzeitig soll eine akzeptable Schnittflächenqualität über eine deutlich verlängerte Standzeit erzielt werden. Hierbei sind die Grenzen aufzuzeigen, innerhalb derer ein Einsatz sinnvoll ist. Ebenfalls sollen die Ursachen für das Auftreten von Kantenrissen und Maßnahmen zu deren Vermeidung aufgezeigt werden.

Zudem sollen die zu untersuchenden Schneidprozesse im Rahmen einer FE-Simulation virtuell abgebildet werden. Durch die Simulation kann die Anzahl der realen Schneidversuche verringert und infolgedessen die Entwicklungszeiten reduziert werden.

4 Versuchs- und Messeinrichtungen

4.1 Versuchseinrichtungen - Hartschneiden

4.1.1 Presse

Für die Durchführung der Hartschneid-Experimente wurde eine hydraulische C-Gestellpresse Typ HEZ 63 der Fa. DUNKES, Kirchheim/Teck eingesetzt. Die Presse verfügt über eine maximale Preßkraft von 630 kN, die Stößelgeschwindigkeit kann zwischen 30 mm/s und 100 mm/s eingestellt werden.

4.1.2 Werkzeug zum Hartschneiden

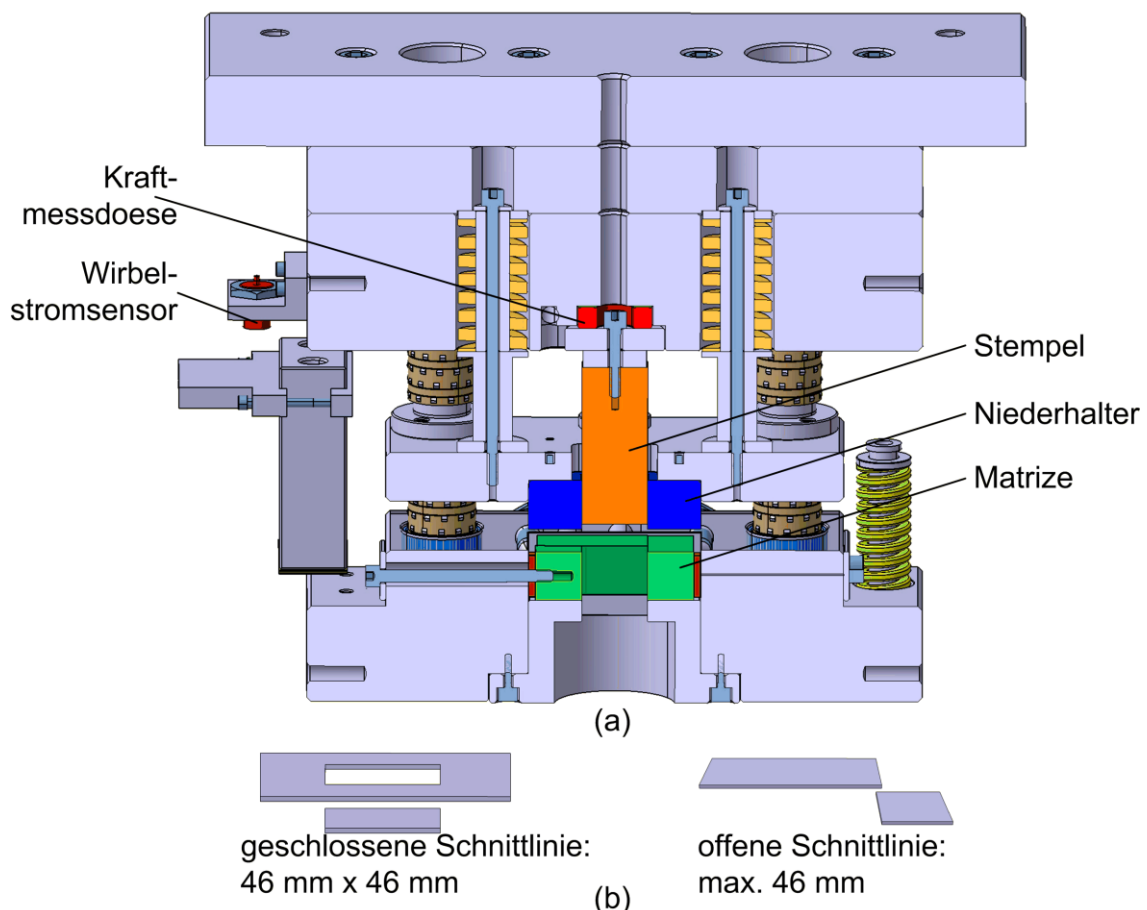


Bild 4.1: Versuchswerkzeug zum Hartschneiden (a) und Versuchsgeometrien (b)

Die Hartschneidversuche wurden mit einem am Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen der Technischen Universität München konstruierten Schneidwerkzeug (Bild 4.1) durchgeführt [HOOG99]. Das Werkzeug zeichnet sich

durch leicht auswechselbare Schneidaktivelemente, Einstellmöglichkeit des Schneidspalts, Einstellmöglichkeit verschiedener Blechlagewinkel, sowie die Darstellung von offenem und geschlossenem Schnitt aus.

Mit dem Werkzeug können geschlossene Schnitte mit einer quadratischen Schnittfläche von 46 mm x 46 mm und offene Schnitte mit einer maximalen Schnittlänge von 46 mm durchgeführt werden (Bild 4.1).

4.1.3 Messsystem

Während der Versuche wurde der Schneidkraftverlauf während des Schneidprozesses mit Kraft- und Wegmesssensoren kontinuierlich aufgezeichnet. Für die Kraftmessung wurde eine piezoelektrische Quarzkristall-Messunterlegscheibe des Typs 9061A der Fa. Kistler, Ostfildern verwendet. Des Weiteren wurde für die Messung des Stempel Eindringwegs ein berührungsloser Wirbelstromsensor vom Typ Multi NCDT der Fa. Micro-Epsilon, Ortenburg eingesetzt. Zur Aufnahme der Kraft-Weg-Zeitverläufe wurde die Software DIAdem der Firma National Instruments genutzt. Die Übertragung der analogen Messdaten an den Rechner und somit der Software erfolgte unter der Verwendung eines Analog-Digitalwandlers Spider 8 der Firma Hottinger Baldwin Messtechnik.

4.2 Versuchseinrichtungen – Halbwarmschneiden

Beim Halbwarmschneiden handelt es sich um ein Schneidverfahren bei erhöhter Temperatur, jedoch unterhalb der materialspezifischen A_{c3} -Temperatur (Bild 4.2). Bei diesem Verfahren wird das Bauteil direkt nach dem Umformprozess noch im gleichen Werkzeug ohne weiteren Transfer geschnitten. Damit können die Werkzeugbelastungen aufgrund der geringeren Festigkeit des Blechwerkstoffs im halbwarmen Zustand reduziert werden.

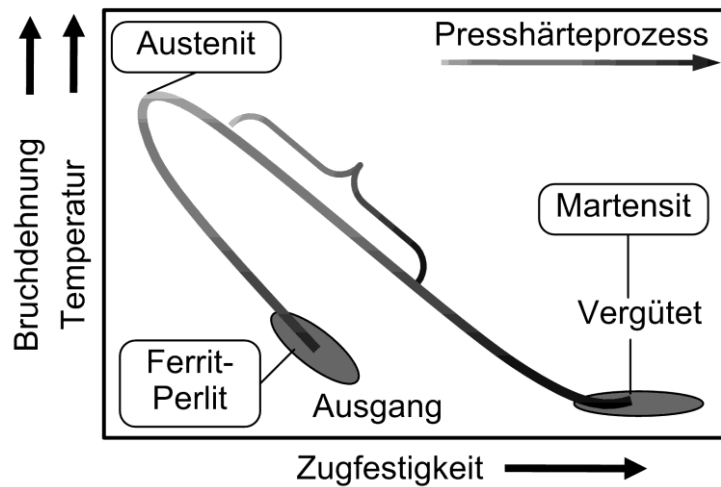


Bild 4.2: Halbwarmschneiden während des Presshärteprozesses

4.2.1 Presse

Für die Durchführung der Schneidversuche im halbwarmen Zustand wurde eine hydraulische C-Gestellpresse Typ TEZ 40 B (siehe Bild 4.13) der Firma Eitel verwendet. Die Presse verfügt über eine maximale Stößelkraft von 400 kN und eine Ziehkissenkraft von 160 kN. Die Stößelgeschwindigkeit kann maximal auf 183 mm/s eingestellt werden.

4.2.2 Werkzeug

4.2.2.1 Werkzeugkonzept und Kinematik

Da die Ergebnisse der Untersuchungen in den zukünftigen Industrieinsatz transferiert werden sollen, müssen die Experimente möglichst realitätsnah durchgeführt werden. Dementsprechend müssen in das Werkzeug die beiden grundlegenden Prozessschritte Umformen und Scherschneiden integriert sein.

Dafür wurde für die halbwarmen Schneidversuche ein sequentielles Umform- und Schneidwerkzeug am Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen der Technischen Universität München entwickelt und konstruiert. Das Werkzeug wurde in drei Baugruppen Oberwerkzeug, Niederhalter und Unterwerkzeug aufgeteilt (Bild 4.3).

Das Oberwerkzeug ist mit inneren (a) (Niederhalter für Schneidoperation (a')) und äußeren Ziehmatrizensegmenten (b) (Schneidobermesser (b')) während des Schneidvorgangs) ausgestattet, wobei das äußere Segment am Oberwerkzeug fest eingespannt ist. Das innere Segment dient während des Schneidvorgangs als Niederhalter und kann während des Schneidprozesses über eine vorgespannte Feder verdrängt werden. Während des Umformvorgangs wirkt dieses Segment durch die vorgespannten Tellerfedern als starre Umformmatrize. In der unteren Werkzeughälfte befindet sich der Blechhalter für die Ziehoperation (c), der zum späteren Zeitpunkt ebenfalls als Gegenhalter für die Schneidoperation (c') dient. Im Zentrum des Unterwerkzeugs ist der Ziehstempel (d) angebracht, der während des Scherschneidens als Schneiduntermesser (d') agiert.

Durch die Mehrfachnutzung der Aktivelemente für die Umform- und die Scherschneidoperation wird ermöglicht beide Prozessschritte innerhalb eines Werkzeugs sequenziell hintereinander durchzuführen, ohne die Platine repositionieren zu müssen.

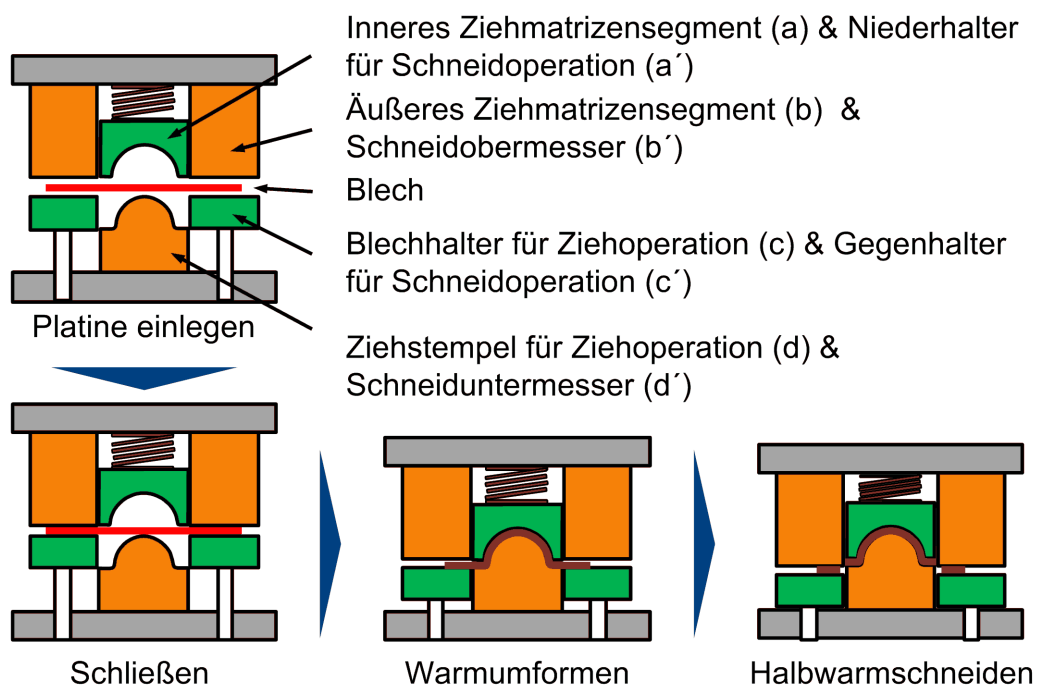


Bild 4.3: Integration des Schneidmoduls in das Umformwerkzeug

Der Ablauf des kombinierten Warmumform- und Halbwarmschneidprozesses ist in Bild 4.3 dargestellt und soll im Folgenden näher beschrieben werden.

Phase 1: Platine einlegen

In der ersten Phase wird das im Ofen austenitisierte Blech ins Werkzeug eingelegt. Das Werkzeug befindet sich im offenen Zustand. Dementsprechend befinden sich das innere (a) und äußere Ziehmatrizensegment (b) auf gleicher Höhe. Der Blechhalter (c) steht leicht erhöht über der Domspitze des Ziehstempels (d), sodass das Blech horizontal aufliegen kann.

Phase 2: Schließen

Der Stößel der Presse fährt das Oberwerkzeug herunter, wodurch das Blech zunächst zwischen dem äußeren Matrizensegment (b) und dem Blechhalter (c) geklemmt wird und dann nach unten in Richtung des Ziehstempels verdrängt wird (d). Mit dem Aufsetzen des Ziehstempels (d) beginnt die nächste Phase, das Warmumformen.

Phase 3: Warmumformen

Nach dem Schließen des Werkzeugs wird der Blechhalter (c) und somit auch das Ziehkissen bei der weiteren Abwärtsbewegung des Stößels verdrängt. Durch den Kontakt mit dem inneren (a) und dem äußeren (b) Ziehmatrizensegment, dem Blechhalter (c) und dem Ziehstempel (d) wird das Blech umgeformt und nimmt schließlich die Kontur seiner Kontaktpartner an.

Phase 4: Halbwarmschneiden

Direkt nach Abschluss des Warmumformvorgangs beginnt der Schneidvorgang. Ab dem vollständigen Aufsetzen des inneren Matrizensegments (a) auf dem Ziehstempel wirkt dieses als Niederhalter für die Schneidoperation (a'). Das äußere Ziehmatrizensegment (b) dient als Schneidobermesser (b'), der Blechhalter (c) als Gegenhalter (c') und der Ziehstempel (d) als Schneiduntermesser (d'). Das Blechbauteil wird dabei zwischen den Schneidkanten von (b') und (d') abgeschert.

Während dieser Phase kann der Schnittschlag nach dem Werkstoffbruch durch eine entgegen der Stößelbewegung wirkende Kraft des Ziehkissens abgefangen werden, wodurch sowohl Schnittschlag, als auch die Geräuschemission reduziert werden.

Nach dem halbwarmen Scherschneidvorgang setzt der Gegenhalter (c') auf dem im Werkzeug befindlichen Anschlagblock auf, wodurch die Pressenbewegung gestoppt wird. Anschließend erfolgt der Abkühlvorgang des noch warmen Bleches im geschlossenen Werkzeug, um die Restwärme des Bleches abzuführen.

4.2.2.2 Versuchsgeometrie

Zur Gewährleistung eines stabilen Prozesses und eines homogenen Werkstoffflusses, wurde als Versuchsgeometrie ein rotationssymmetrisches Bauteil mit unterschiedlichen Restflanschswinkeln von -10° , 0° und $+10^\circ$ ausgewählt, welche beim Beschneiden des Bauteils die entsprechenden Blechlagewinkel ergeben.

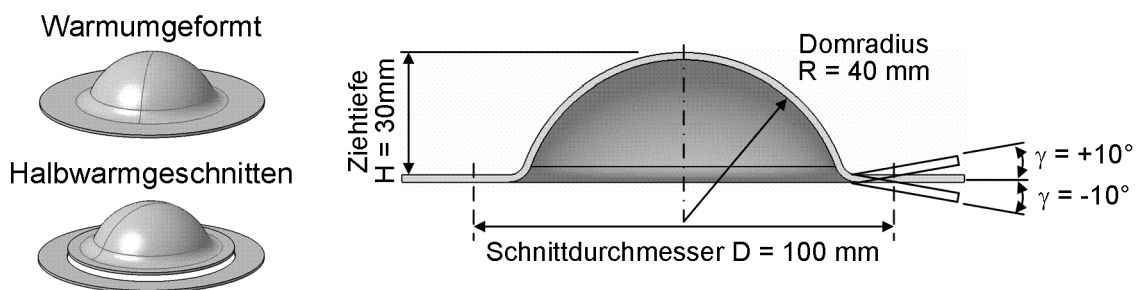


Bild 4.4: Versuchsgeometrien mit unterschiedlichen Restflansch- bzw. Blechlagewinkeln

Bei allen Blechlagewinkeln wird die Ausgangsplatte halbkugelförmig mit einem Kugelradius von 40 mm warm gezogen. Im Anschluss an den Umformvorgang erfolgt der Bauteilbeschnitt mit einem Schnittliniendurchmesser von 100 mm (Bild 4.4). Die Ziehtiefe beträgt 30 mm, was eine prozesssichere Warmumformung von 22MnB5 ermöglicht. Zur Bestimmung der möglichen Schnittlinienlänge wurden die maximalen Schneidkräfte anhand von empirischen Formeln (siehe Gleichungen (2.2) - (2.4)) sowie mittels der FE-Simulation abgeschätzt.

Der dafür erforderliche Rondendurchmesser der Ausgangsplatte wurde mithilfe einer FE-Simulation ermittelt und auf 160 mm festgelegt.

4.2.2.3 Werkzeugkonstruktion

Mithilfe des Versuchswerkzeugs sollen die Einflüsse der Prozessparameter auf die Schnittflächenqualität und den Schneidkraftverlauf beim halbwarmen Scherschneiden von 22MnB5 untersucht werden. Durch den modularen Aufbau wird eine schnelle Umrüstung zur Darstellung der verschiedenen Prozessparameter gewährleistet.

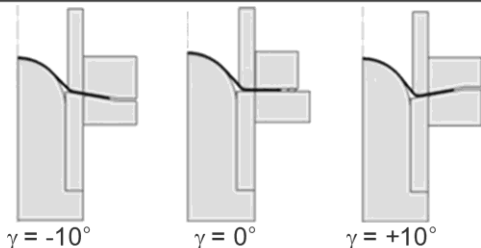
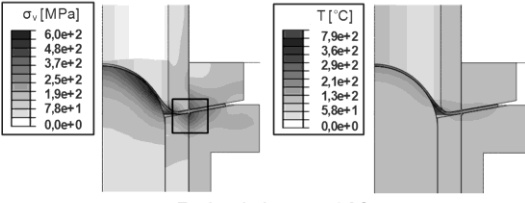
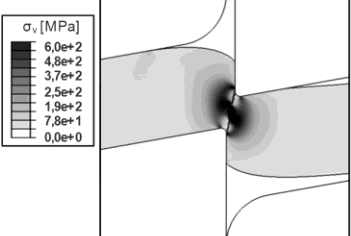
Simulationsablauf		Ergebnisse
Warmumformen (mechanisch)	 <p>$\gamma = -10^\circ$ $\gamma = 0^\circ$ $\gamma = +10^\circ$</p>	<ul style="list-style-type: none"> Berücksichtigung der Werkzeugkinematik Bestimmung der Werkzeuggeometrie Grobe Abschätzung der Prozessparameter Ermittlung der Reaktionskräfte
Warmumformen (thermomechanisch)	 <p>Beispiel: $\gamma = +10^\circ$</p>	<ul style="list-style-type: none"> Spannungsverlauf des Werkzeugs und Blechs Temperaturverlauf des Werkzeugs und Blechs Ermittlung der Feder- und Niederhalterkraft Bestimmung der Abstandblockdicke
Halbwarm schneiden (mechanisch)	 <p>Beispiel:</p> <ul style="list-style-type: none"> $\gamma = +10^\circ$ $u = 10\%$ $v_{St} = 30 \text{ mm/s}$ $T_S = 500^\circ\text{C}$ Brozzo $C = 2,5$ 	<ul style="list-style-type: none"> Ermittlung der Schneidkraft Ermittlung der Schnittflächenkenngrößen Bestimmung des Versagenskriteriums und dessen kritischen Wertes

Bild 4.5: Simulationsablauf für die Auslegung und Konstruktion des Warmumform-/Halbwarmeschneidwerkzeugs

Im Besonderen sollen praxisnahe Blechlagewinkel von $\pm 10^\circ$ dargestellt werden können (siehe Bild 4.4) und eine Variation des Schneidspalts ermöglicht werden.

Weitere Anforderungen sind:

- Messsystem für den Blechtemperaturverlauf, besonders im Bereich der Materialtrennung
- Messsystem zur Ermittlung des Schneidkraftverlaufs
- Eindämmung der Wärmeabfuhr vor dem Warmumformvorgang

- Niederhalterdistanzierung für Warmblechumformung bei unterschiedlichen Restflanschswinkeln, die in optimaler Weise 2 – 3 mm beträgt [KARB10]

Zur Gewährleistung der Kinematik der einzelnen Werkzeugkomponenten und einer stabilen Prozessführung während des Warmumform- und Halbwarmschneidvorgangs wurde das Werkzeug basierend auf den Ergebnissen verschiedener FE-Simulationen ausgelegt (siehe Bild 4.5). Um die für die Konstruktion des Werkzeugs erforderlichen Anforderungen, wie z.B. Werkstoffauswahl für die Werkzeugkomponenten und die Prozessparameter, wie Blechtemperatur, die auftretenden Umform- und Schneidkräfte, sowie die erforderlichen Niederhalter und Presskräfte zu bestimmen, wurden zunächst rein mechanische FE-Simulationen bei unterschiedlichen Flanschswinkeln durchgeführt. Ausgehend von dieser Werkzeugauslegung mittels wurden weiterhin thermo-mechanische Berechnungen angestellt, um das Temperaturverhalten des Gesamtprozesses zu ermitteln. Im Bild 4.5 werden beispielhafte Simulationen und die daraus erzielbaren Größen dargestellt.

Wichtige Werkzeugkomponenten zum Warmumformen und Halbwarmschneiden

Das Bild 4.6 zeigt ein Schnittbild des Versuchswerkzeugs mit den wichtigsten Komponenten. Das Werkzeug gliedert sich in drei Hauptbaugruppen: Obere Werkzeuggruppe (OW), Mittlere Werkzeuggruppe (MW) und Untere Werkzeuggruppe (UW).

Die OW beinhaltet den Niederhaltereinsetz (9) (bzw. inneres Ziehmatrizensegment) und Schneidring (10) (bzw. äußeres Ziehmatrizensegment). Die Federkraft für den Niederhaltereinsetz wird durch ein eingebautes Federsystem (4,5,6) aufgebracht. Die Schneidringbasis (8) dient sowohl zur Führung des Niederhaltereinsetzes als auch zur Befestigung des Schneidrings.

Bei der Mittleren Gruppe (MW) wird der Blechhaltereinsetz (13) für unterschiedliche Blechlagewinkel auf der Zwischenplatte (14) befestigt. Zur Führung des Werkzeugs wird eine Vier-Säulen-Anordnung mit Kugelkäfigen verwendet. Die Führungssäulen sind wegen des Mittenbundführungskonzepts an der Zwischenplatte befestigt. Dieses Prinzip weist im Vergleich zu einer Befestigung der Säulen im Ober- oder

Unterwerkzeug eine höhere Steifigkeit auf. Die Ziehkissenkraft wird durch Ziehkissenpinolen (17) auf die Zwischenplatte (14) übertragen.

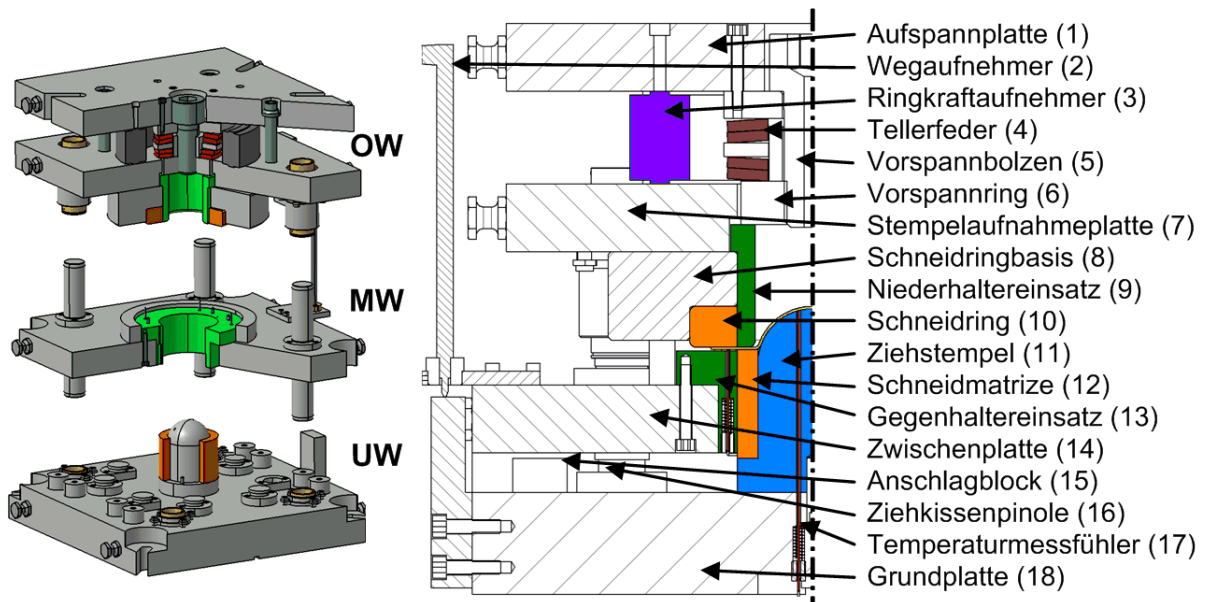


Bild 4.6: Baugruppen aus dem CAD-Modell und detaillierte Beschreibung der Werkzeugkomponente des aufgebauten Versuchswerkzeugs

In der Unteren Werkzeuggruppe (UW) ist der Ziehstempel (11) an der Grundplatte (18) und die Schneidmatrize (12) auf dem Ziehstempel befestigt. Die Einstellung des Blechlagewinkels wird durch auswechselbare Einsätze für Niederhalter (9), Schneidring (10), Schneidmatrize (12) und Gegenhalter (13) realisiert.

Zur Erfassung der Temperatur der Platine während des Umform- und des Schneidprozesses werden Temperatursensoren (17) sowohl im Ziehstempel als auch im Gegenhaltereinsatz verwendet. Um die Zieh- bzw. Schneidkraft zu messen, wird ein Ringkraftaufnehmer (3) auf der Stempelaufnahmeplatte (7) in der OW integriert. Zur Wegmessung zwischen OW und MW bzw. MW und UW ist das Werkzeug mit zwei Wegaufnehmern (2) ausgestattet. Für eine exakte, reproduzierbare und ausreichend schnelle Platzierung der heißen Platinen sind Anschlagstifte vorgesehen. Um eine vorzeitige Abkühlung der Platine zu vermeiden, wird eine Platinenaufgabe verwendet, welche einen geringen Wärmeübergang von der Platine zum Werkzeug gewährleistet.

Baugruppe – Oberwerkzeug (OW)

Die Obere Werkzeuggruppe (OW) wird in Bild 4.7 im Schnittbild dargestellt. In dieser Baugruppe befindet sich unter Anderem für ein Tellerfedersystem zwischen Aufspannplatte und Niederhaltereinheit, welches dessen Verdrängung während des Schneidprozesses erlaubt. Zum Einsatz kommen Tellerfedern der Firma SCHNORR mit Außendurchmesser von 125 mm, einem Innendurchmesser von 64 mm sowie einer Dicke von 8 mm. Das Tellerfedersystem besteht aus einer Vorspanneinrichtung und vier Tellerfedern, bei denen zwei gleichsinnig geordnete Federpaare gegenüberliegend angeordnet sind (Bild 4.8).

Mithilfe der geeigneten Dimensionierung dieser Konfiguration des Tellerfedersystems wird sowohl die Funktion des inneren Ziehmatrizensegments während des Warmumformvorgangs, als auch die des Niederhalters für den Schneidprozess gewährleistet. Mit Hilfe von FE-Simulationen konnte die erforderliche Vorspannkraft von 60 kN für den Warmumformprozess sowie die daraus resultierende Niederhalterkraft beim Schneidprozess ermittelt werden. Die Federkraft wurde hierbei für eine Blechtemperatur von 500°C ausgelegt.

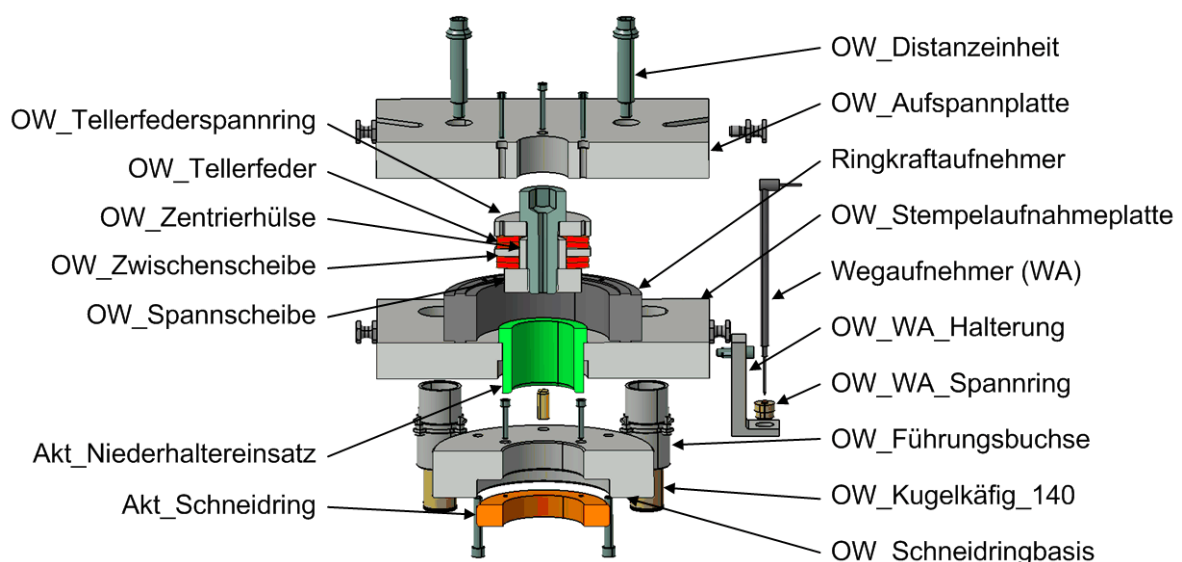


Bild 4.7: Oberwerkzeug (OW) des Halbwarmschneidwerkzeugs

Die Vorspannkraft von 60 kN bei einer Warmumformung bei 500 °C ist ausreichend damit das innere Ziehmatrizensegment während des Warmumformvorgangs als

Starrkörper wirken und anschließend aber beim Halbwarmschneidvorgang verdrängt werden kann.

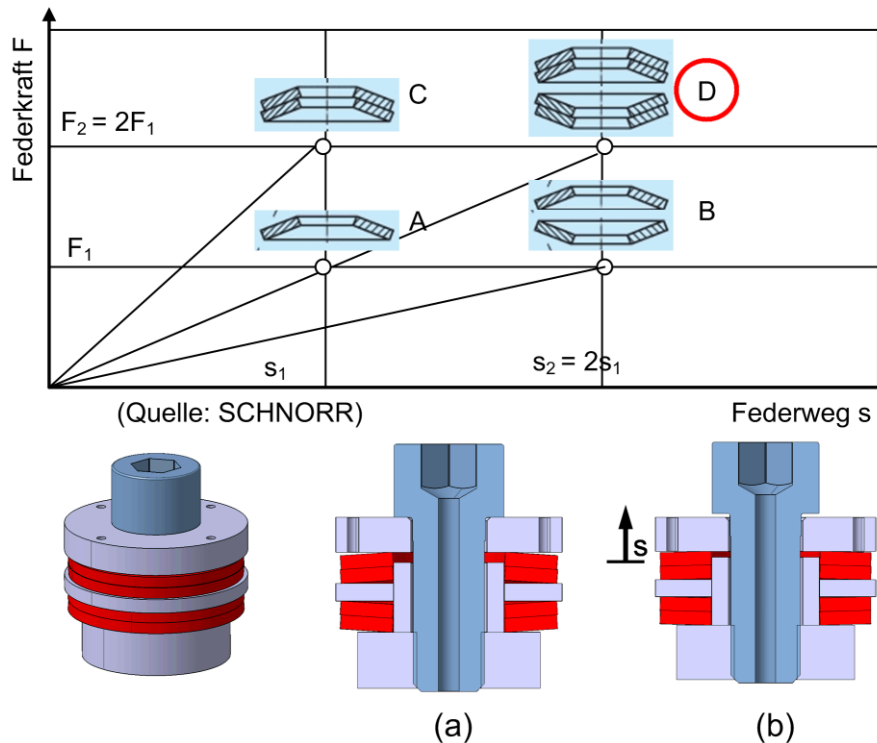


Bild 4.8: Tellerfedersystem: (a) vorgespannt mit 60 kN und restlicher Federweg von 4 mm; (b) zusammengedrückt

Baugruppe – Mittleres Werkzeug (MW)

Bild 4.9 zeigt die zweite Hauptbaugruppe des Halbwarmschneidwerkzeugs. In dieser sind die vier 40 mm durchmessenden Führungssäulen untergebracht. Auf der Oberseite der Zwischenplatte wird der Gegenhalterereinsatz verschraubt. Im Weiteren werden je vier Platinenauflagen und Positionierstifte verwendet. Die Temperatur des erwärmten Blechs fällt nach Entnahme aus dem Ofen stark ab. Mit den Platinenauflagen kann ein flächiger Werkzeugkontakt und damit ein zusätzlicher Wärmeverlust des erwärmten Bleches vermieden werden.

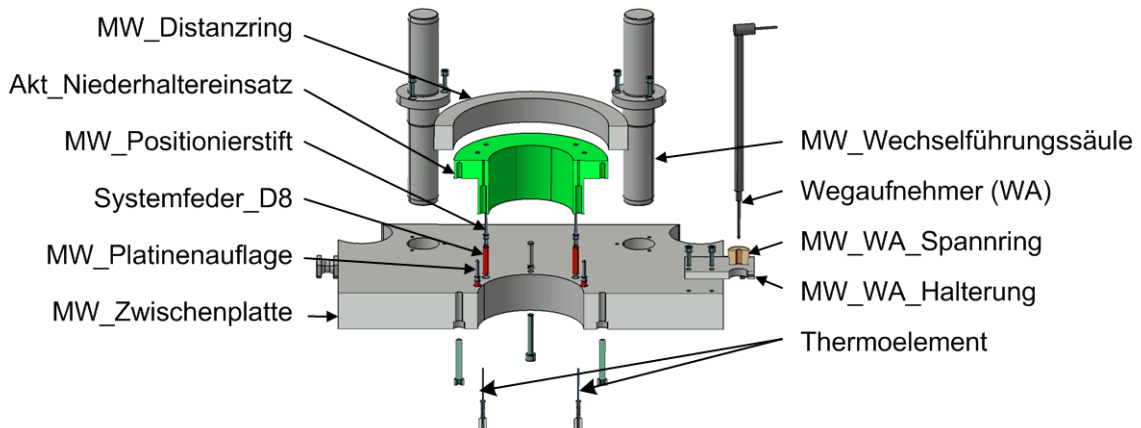


Bild 4.9: Mittleres Werkzeug (MW) des Halbwarmschneidwerkzeugs

Baugruppe – Unterwerkzeug (UW)

Die Grundplatte in der Unterwerkzeug Baugruppe (UW) hat eine Grundfläche von 500 mm x 500 mm und eine Dicke von 70 mm. Im Betrieb stützen die Ziehkissenpinolen die Zwischenplatte ab und stellen die Gegenhalterkraft zur Verfügung. Beim Erreichen der maximalen Eintauchtiefe wird die Hubbegrenzung durch die an der Grundplatte verschraubten Anschlagblöcke realisiert. Abweichend von dem ursprünglichen Werkzeugkonzept (siehe Bild 4.3) sind der Ziehstempel und die Schneidmatrize getrennt, sodass für verschiedene Blechlagewinkel nur die Schneidmatrize ausgetauscht werden muss. Die Schneidmatrize wird auf den Bund des Ziehstempels aufgesetzt. Der Ziehstempel selbst wird auf der Grundplatte zentriert und befestigt.

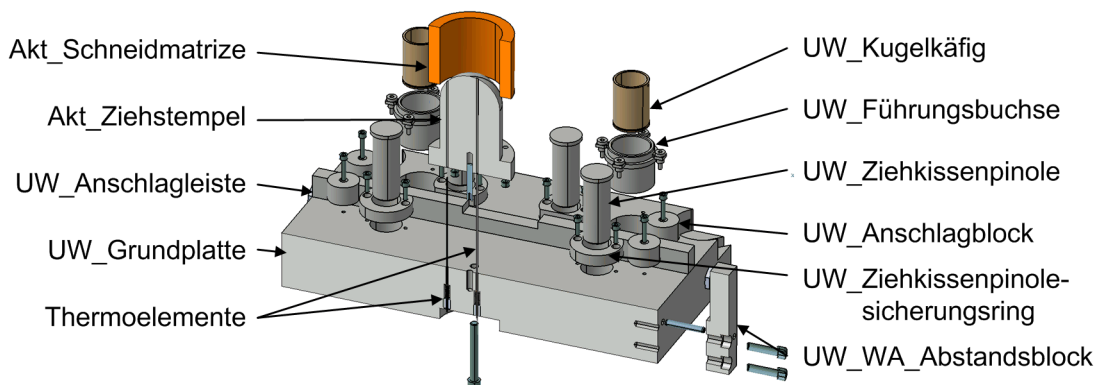


Bild 4.10: Untere Werkzeuggruppe (UW) des Halbwarmschneidwerkzeugs

Im Unterwerkzeug werden zur Temperaturmessung während der Warmumformung zwei Thermoelemente eingebaut, analog zu den Elementen in der mittleren Werkzeuggruppe zur Temperaturmessung des Schneidprozesses.

Einstellmöglichkeit des Blechlagewinkels durch auswechselbare Aktivelemente

Durch den modularen Aufbau können verschiedene Blechlagewinkel durch den Austausch der Aktivelemente eingestellt werden. Zur Untersuchung werden je ein negativer (-10°), ein neutraler (0°) und ein positiver ($+10^\circ$) Blechlagewinkel verwendet.

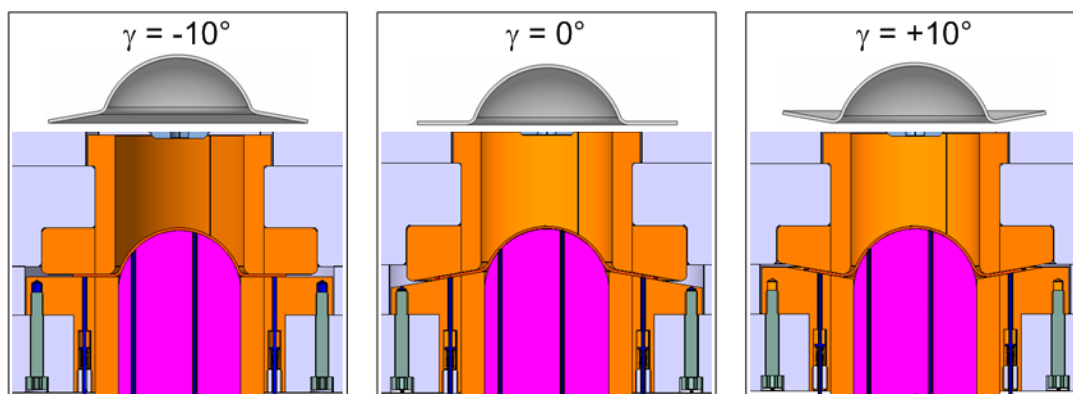


Bild 4.11: Einstellmöglichkeit von Restflanschwinkel bzw. Blechlagewinkel zum Schneiden durch auswechselbare Aktivelemente

Werkstoff für Aktivelemente

Für das Werkzeug werden höchste Anforderungen in Bezug auf Festigkeit, Steifigkeit und Unempfindlichkeit gegenüber thermischer Wechselbeanspruchung gestellt. Infolge der überwiegend schwellenden Belastungen wurde bei der Konstruktion auf ausreichende Materialstärken Wert gelegt. Für die Schneidaktivelemente wurde der Werkzeugwerkstoff 1.2379 (X155CrVMo12-1) aufgrund seiner hervorragenden Härte und Verschleißbeständigkeit verwendet. Die restlichen Bauteile, welche nicht den hohen Belastungen innerhalb der Schneidzone ausgesetzt sind, wurden vorwiegend aus Baustahl, wie z.B. 1.0570 oder 1.0601, hergestellt.

4.2.3 Messsensoren und -software

Zur Messung der axialen Schneid- und Niederhalterkraft wird ein Ringkraftaufnehmer RKS02-2M-T mit einer Maximalen Nennkraft von 2 MN der Firma HAEHNE eingesetzt. Dieser Kraftsensor befindet sich zwischen der Aufspannplatte und Stempelaufnahmeplatte (siehe Bild 4.7). Der massive innere Ring bildet hierbei das Sensorelement und wirkt nach dem Stauchkörperprinzip. Die kraftproportionalen Dehnungen werden mit über den Umfang verteilten Dehnmessstreifen erfasst und bilden zusammen eine Vollbrücke.

Zur Wegmessung kommen zwei Wegaufnehmer (siehe Bild 4.7 und Bild 4.9) der Firma HOTTINGER BALDINGER MESSTECHNIK zum Einsatz. Bei diesen Sensoren handelt es sich um induktive Standard-Wegaufnehmer des Typs WA-L mit einem Nennmessbereich von 50 mm.

Bei den Temperatursensoren (siehe Bild 4.9 und Bild 4.10) handelt es sich um aufklebbare Thermoelemente der Firma OMEGA mit der Bezeichnung CO2-K. Diese bestehen aus einer NiCr-Ni-Legierung. Sie können bis zu einer Temperatur von 650°C kontinuierlich betrieben werden. In dem beschriebenen Versuchswerkzeug herrschen allerdings Temperaturen von fast 800°C, was zu einer deutlichen Reduzierung der Lebensdauer führt. Dies verursacht zudem eine erhöhte Messabweichung in diesem Temperaturbereich. Die zu messende Temperatur während des Scherschneidprozesses liegt allerdings im zulässigen Arbeitsbereich des Sensors. Der wesentliche Grund zur Auswahl dieses Sensors ist seine sehr kurze Ansprechzeit, die im Millisekundenbereich liegt.

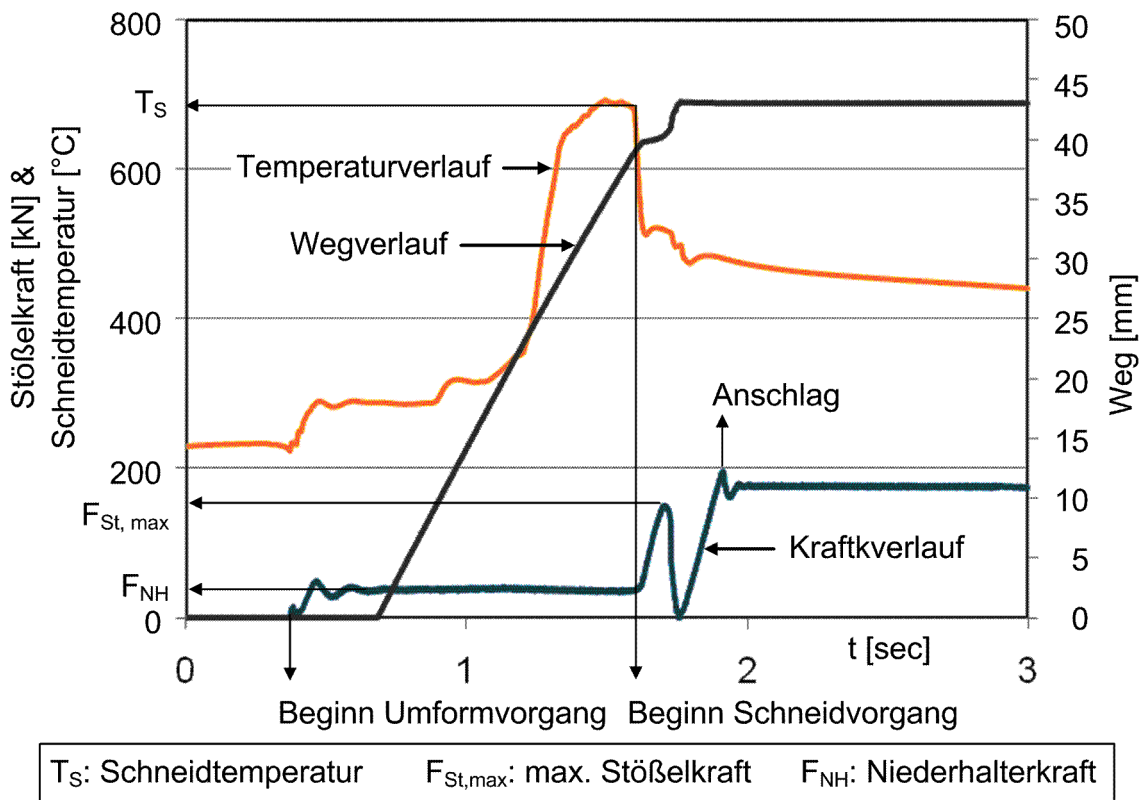


Bild 4.12: Beispielhafte Temperatur-, Kraft-, Wegverläufe aus der Software DIAdem

Zur Aufnahme der kontinuierlichen Temperatur-, Kraft- und Wegverläufe während der Versuchsdurchführung wird die Software DIAdem genutzt. Unter der Verwendung eines Analog-Digitalwandlers Spider 8 der Firma HOTTINGER BALDWIN MESSTECHNIK werden die analogen Messdaten digital gewandelt auf den Rechner und somit der Mess-Software übertragen. Die Messung startet nach Entnahme der glühenden Ronde aus dem Ofen und endet bei einer Blechtemperatur unterhalb der „Martensit-Finsh-Temperatur“.

In Bild 4.12 sind die aus der Software DIAdem exportierten Verläufe für Temperatur, Kraft und Weg exemplarisch dargestellt. T_S bezeichnet Scheidtemperatur, $F_{St,max}$ die maximale Stößelkraft und F_{NH} die Niederhalterkraft. Die maximale Schneidkraft $F_{S,max}$ wie folgt ermittelt:

$$F_{S,max} = F_{St,max} - F_{NH} \quad (4.1)$$

4.2.4 Versuchsstand

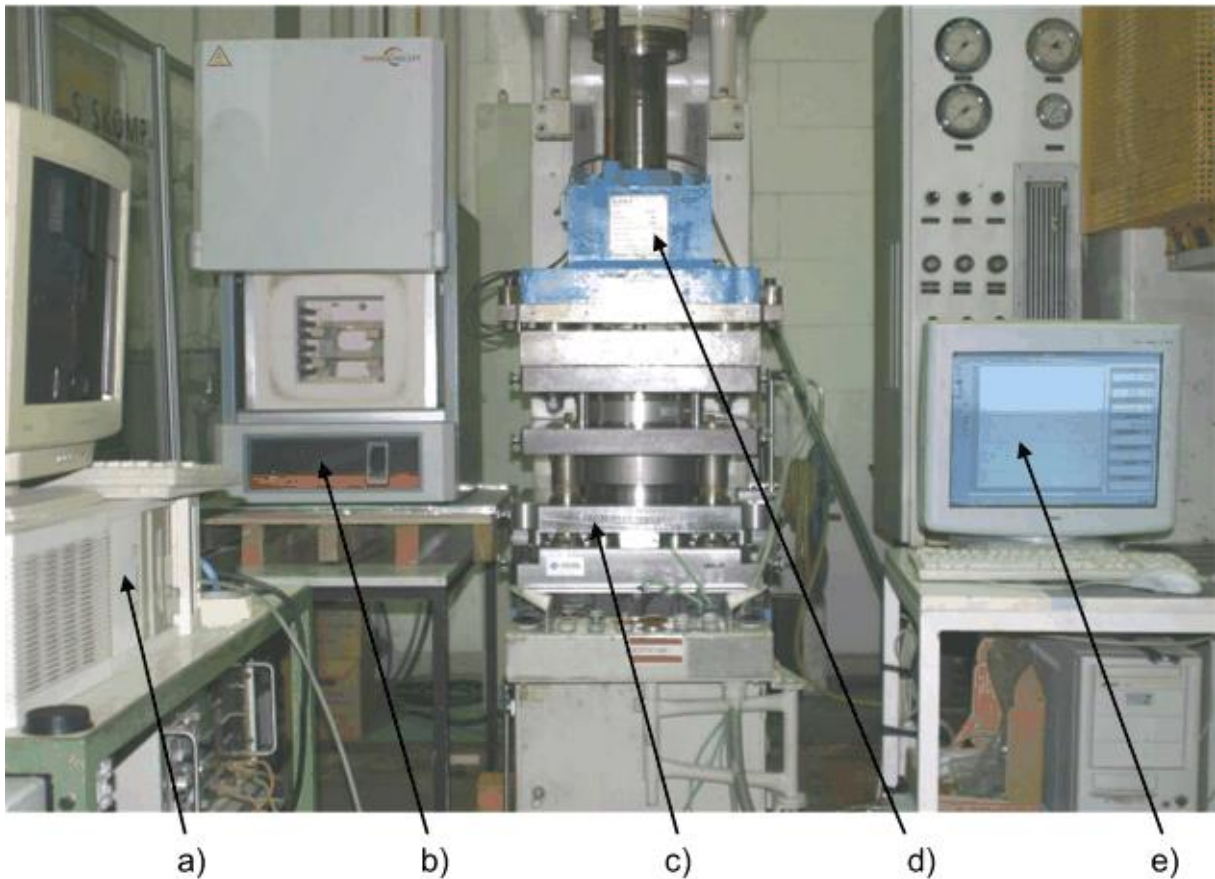


Bild 4.13: Versuchsstand zur Versuchsdurchführung des Warmumform- und Halbwarmschneidvorgangs

Im Bild 4.13 wird der Versuchsstand mit Presse inklusive Pressensteuerung, Labor-Kammerofen, Versuchswerkzeug und Messsystem abgebildet:

- a) Steuerung und Messeinrichtung der Presse
- b) Labor-Kammerofen: THERMCONCEPT Model K
- c) Modular aufgebautes Warmumform- und Halbwarmschneidwerkzeug
- d) Presse Eitel Typ TEZ 40 B
- e) PC mit Analog – Digitalwandler und Messsoftware: Spider 8 und DIAdem

5 Versuchswerkstoff

5.1 Vergütungsstahl 22MnB5

Aktuell wird für pressgehärtete Bauteilkomponenten in Serienprozessen im Karosseriebau, wie A- und B-Säule, Stoßfängerträger, Türaufprallschutz, Getriebetunnel oder Dachrahmen, vorwiegend der höchstfeste Vergütungsstahl 22MnB5 (Werkstoffnummer 1.5528) als Blechwerkstoff verwendet. Da diese Stahlgüte ein gutes Warmumformvermögen bei einem gleichzeitig hohen Aushärtungsvermögen aufweist, wird dieser Werkstoff bei der Produktion von Kfz-Anti-Intrusionsteilen als Standardwerkstoff eingesetzt.

Im warmgewalzten Ausgangszustand hat dieser Mangan-Bor-Stahl 22MnB5 ein ferritisch - perlitisches Gefüge (siehe Kapitel 2.1.3) und besitzt eine Härte von 170 HV₁₀, eine Streckgrenze von 350 bis 400 MPa, sowie eine Zugfestigkeit von 550 bis 600 MPa bei einer Bruchdehnung von ca. 15 %. Durch die Wärmebehandlung innerhalb des Presshärteverfahrens wird ein Gefüge mit hohem Martensitanteil eingestellt, wodurch eine Streckgrenze von ca. 1100 MPa eine Zugfestigkeit von ca. 1600 MPa erreicht werden können. Dabei steigt die Härte auf über 485 HV₁₀ (bzw. ca. 47 HRC) an. Die Bruchdehnung nach dem Härten beträgt 6 bis 8 % [GLAT09, LECH09, MERK06].

Die chemische Zusammensetzung der Stahlgüte 22MnB5 kann Tabelle 2.1 entnommen werden. Die Ac₃-Temperatur von reinem Eisen beträgt etwa 910 °C [GOBR06]. Bei 22MnB5 liegt die Ac₃-Temperatur deutlich niedriger bei ca. 800 °C [LECH09]. Die Martensit-Start-Temperatur (T_{Ms}) und die Martensit-Finish-Temperatur (T_{Mf}) liegen bei ca. 390 °C bzw. 210 °C [LECH09].

5.2 Prozessrelevante Eigenschaften des Vergütungsstahls 22MnB5

Vor der Wärmebehandlung im Warmumformwerkzeug weist 22MnB5 eine homogene Perlitverteilung sowie eine Ferritmatrix mit gleichachsiger Kornorientierung auf. Während der Wärmebehandlung wird der Werkstoff ca. 5 Minuten auf 900 – 950 °C erwärmt. Währenddessen erfolgt eine Umwandlung des

perlitisch-ferritischen Gefüges in Austenit. Nach der Wärmebehandlung und dem Abschrecken bildet sich aus dem Austenit ein martensitisches Gefüge, welches dem wärmebehandelten Bauteil eine hohe Härte verleiht. 22MnB5 ist sowohl für die Kalt- als auch für die Warmumformung, und dementsprechend für direkte und indirekte Presshärteverfahren, geeignet.

Im Bild 5.1 ist der Prozessablauf des direkten Presshärtens mit dem Vergütungsstahl 22MnB5 anhand von Prozesszeit und -temperatur dargestellt.

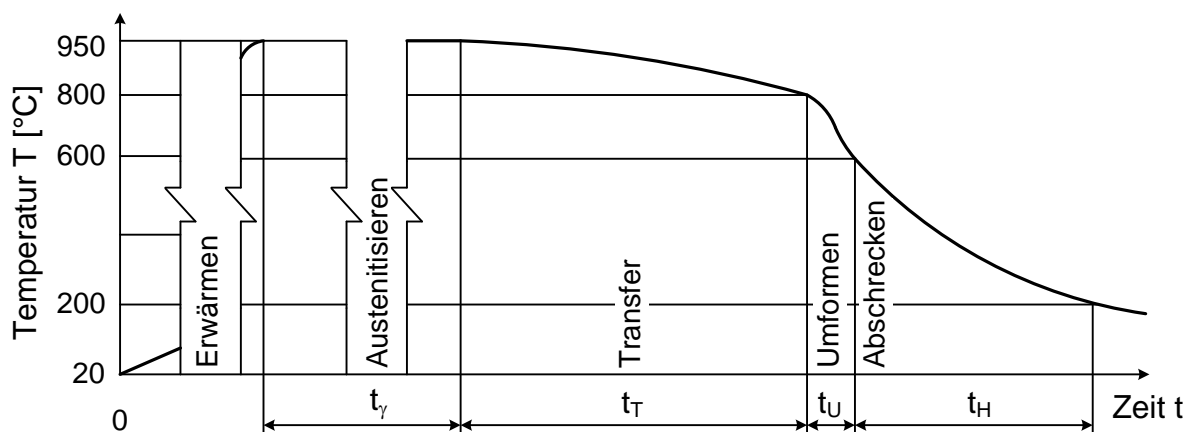


Bild 5.1: Typischer Prozessablauf anhand von Prozesstemperatur und -zeit beim direkten Presshärteprozess des Vergütungsstahls 22MnB5 [KARB10]

Die Glühdauer t_γ zur vollständigen Austenitisierung muss so gewählt werden, dass auch im Kern des Blechs die vollständige Umwandlung gewährleistet ist. Die erforderliche Mindest-Haltezeit zur Austenitisierung für die Erzielung der vollen Festigkeit nach dem Härten lässt sich nach [GEIG07, LECH09] wie folgt berechnen:

$$t_{\gamma min} = 1750,6 \cdot \exp(-0,0067 \cdot T_S + 0,3822 \cdot (1,75 - s_0)) \quad (5.1)$$

Im Allgemeinen werden in der Industrie die Al-Si-beschichteten 22MnB5 Bleche mit einer Blechstärke von 1,75 mm im Rollenherdofen zur Austenitisierung ca. 5 Minuten erwärmt.

Nach dem Erwärmen wird das Blech aus dem Ofen ins Werkzeug eingelegt, hierbei bezeichnet die Transferzeit t_T die benötigte Zeit von der Entnahme des erwärmten Blechs bis zum Beginn des Warmumformvorgangs. In der Regel werden hierfür 3 bis

4 Sekunden benötigt. Allgemein sollte die Transferzeit möglichst kurz gehalten werden, um einen zu starken Wärmeverlust zu vermeiden. Für eine sichere Prozessführung gilt in der Industrie eine Blechtemperatur von 800°C vor dem Beginn der Umformoperation als Untergrenze [KARB10].

Nach dem Einlegen des in das Werkzeug wird das Blech warmumgeformt. Die Umformung erfolgt oberhalb der Martensit-Start-Temperatur des Werkstoff, weshalb ein vollständiges austenitisches Gefüge während des Umformvorgangs vorliegt. Wie im Kapitel 2.1.3.3 beschrieben, wird die vollständige Martensitumwandlung durch eine ausreichend schnelle Abkühlung des Materials unter die Martensit-Finish-Temperatur (T_{Mf}) ermöglicht. Laut dem gegebenen Zeit-Temperatur-Umwandlungs (ZTU)-Diagramm (siehe Bild 2.6) liegen die Temperaturbereiche für 22MnB5 bei 390 – 420 °C für T_{Ms} und 180 – 210 °C für T_{Mf} [FADE06, LECH09], in dem der martensitische Anteil mit der Abkühlrate von 27 °C/s bei nahezu 100 % liegt. Dieses ZTU-Diagramm berücksichtigt allerdings nicht den Einfluß eingebrachten Formänderung auf die Phasenumwandlung.

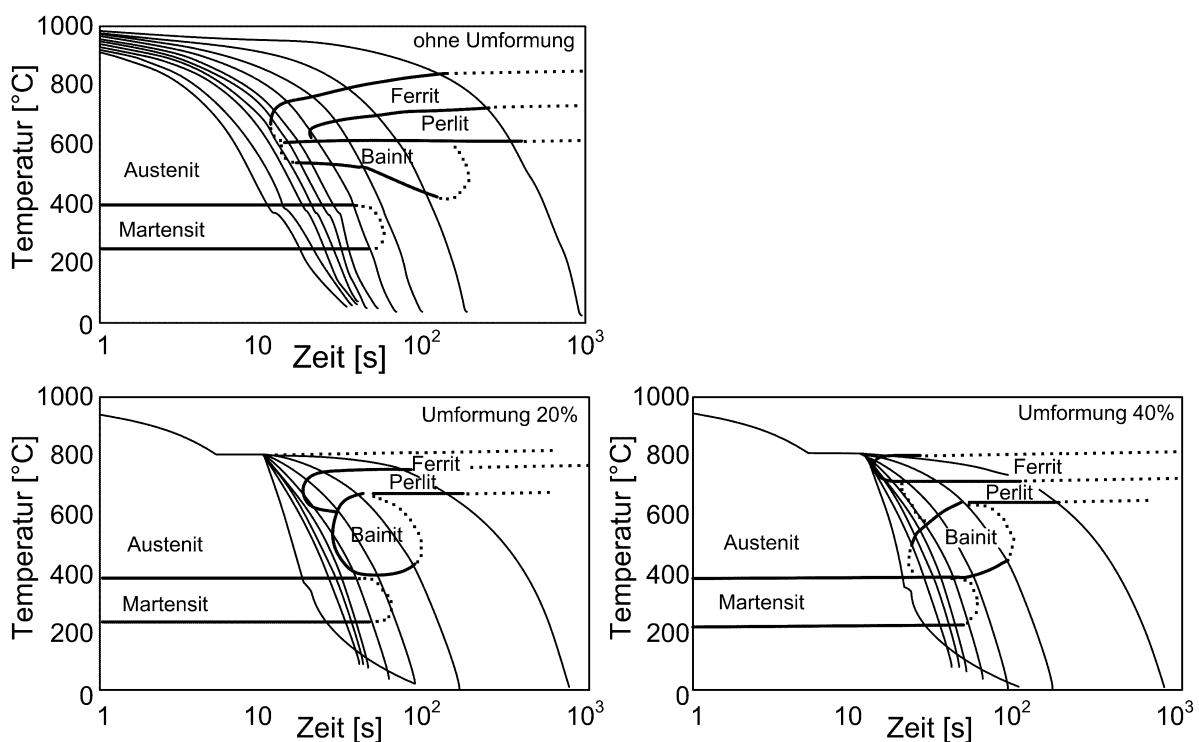


Bild 5.2: ZTU- bzw. U-ZTU-Diagramme für den Stahl 22MnB5 [SCHA10]

Laut [SCHA10] verursacht eine Umformung eine Verschiebung der Phasenumwandlungsgebiete. Bei einer Berücksichtigung der eingebrachten Formänderung auf die Phasenumwandlung kann ein kontinuierliches umformabhängiges Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm (U-ZTU-Diagramm) erstellt werden (siehe Bild 5.2).

Durch die vorherige Umformung ändern sich die Temperaturbereiche von Austenit und Martensit nicht. Allerdings verschiebt sich die Bildung von Bainit, Ferrit und Perlit in Richtung einer längeren Abkühldauer, so dass bei einer eingebrachten Umformung eine deutlich niedrigere Abkühlgeschwindigkeit als die 27 °C/s aus dem ZTU-Diagramm zur vollständigen Martensitumwandlung ausreichend ist.

5.3 Al-Si-beschichteter Versuchswerkstoff USIBOR® 1500P

Für die Stahlgüte 22MnB5 werden in der Praxis meist aluminium-silizium-beschichtete Stahlbleche zum direkten Presshärten eingesetzt. Aus diesem Grund wurde in dieser Arbeit der Al-Si-beschichtete höchstfeste Vergütungsstahl 22MnB5 von ArcelorMittal mit der Bezeichnung USIBOR® 1500P ausgewählt. Zur Durchführung der Versuche wurde eine für die Anwendung des Presshärtens häufig eingesetzte Blechstärke von 1,75 mm verwendet.

Die Al-Si-Beschichtung des USIBOR® 1500P besitzt eine Schichtdicke von ca. 23 - 32 µm aus einer legierten Fe-Al-Si Interdiffusionsschicht und einer Al-Si-Schicht [ANON08a]. Während der Wärmebehandlung wandelt sich die Al-Si-Schicht, wie im Bild 5.3 dargestellt, in eine Al-Fe-Si-Schicht um. Diese Schicht weist eine gute Schutzfunktion gegen Zunderbildung auf. Darüber hinaus zeichnet sich die nach der Wärmebehandlung und dem Abschrecken vorliegende Fe-Al-Si-Schicht mit einer Schichtdicke von ca. 37 µm durch ihre hervorragende Haftung auf dem Substrat aus. Dies ermöglicht eine gute Lackierbarkeit ohne spezielle Oberflächenbehandlung. Jedoch darf bei der Erwärmung die Aufheizgeschwindigkeit der Al-Si-beschichteten Platinen nicht oberhalb 12 - 15 K/s liegen, da es sonst zum Aufschmelzen der Schicht anstelle der Diffusion kommt [ANON03]. Mit dieser Beschichtung kann das Bauteil auf über 620 °C aufgeheizt werden [LECH09].

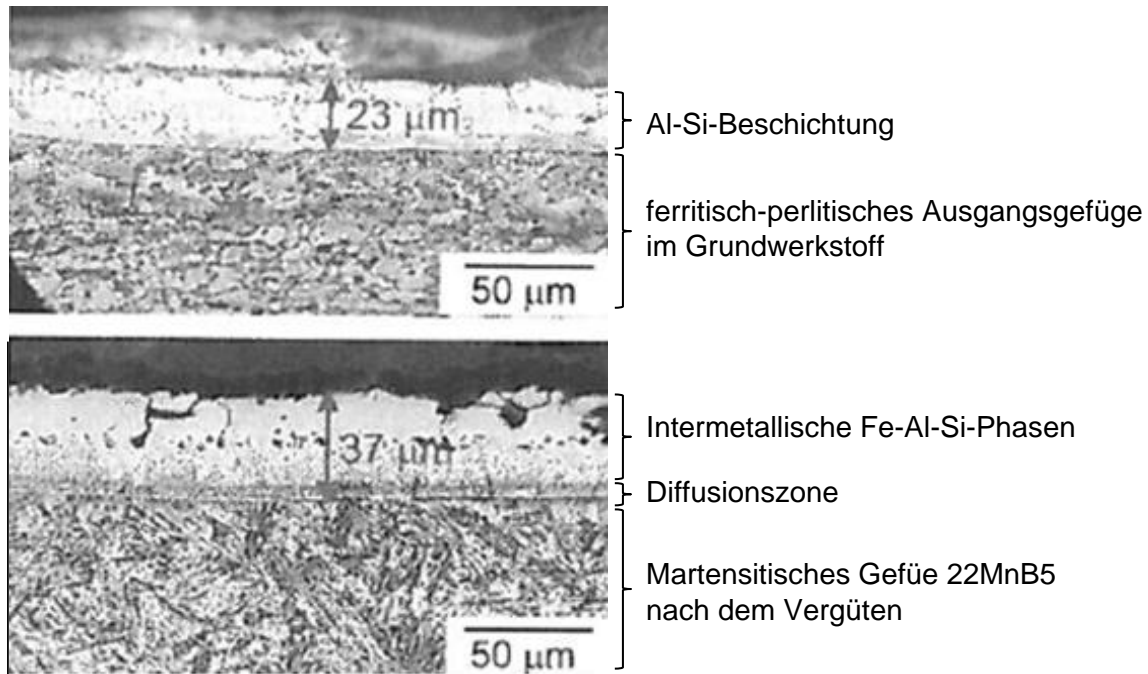


Bild 5.3: Lichtmikroskopische Aufnahme von USIBOR 1500P vor und nach der Wärmebehandlung: (oben) Ausgangszustand; (unten) bei 950 °C austenitisiert und anschließend in Wasser vergütet [LECH09]

5.4 Werkstoffeigenschaften des Versuchsblechs

Die Umformcharakteristik eines Werkstoffs kann mithilfe von Fließkurven, welche durch zahlreiche verschiedene Prüfverfahren ermittelt werden können, wie der 1-achsige Zugversuch, der 2-achsige Stauchversuch oder der Bulge-Test. Der dort ermittelte plastische Spannungsverlauf aufgezeichnet über die Dehnungen wird als Fließkurve und die plastische Spannung als Fließspannung k_f bezeichnet. Die Fließkurve ist für die FE-Simulation der Blechumformung notwendig, um die Verschiebungen oder Dehnungen eines Werkstoffs bei gegebenen Lasten zu beschreiben. Neben der Fließkurve sind zusätzliche mechanische und thermische Kennwerte für die Beschreibung des physikalischen Materialverhaltens erforderlich.

5.4.1 Thermo-mechanisches Fließverhalten

[LECH09] behandelt das mechanische und thermische Fließverhalten des Versuchswerkstoffs USIBOR 1500P (22MnB5 + Al-Si-Beschichtung) im gehärteten

und im vollständig austenitisierten Zustand. Basierend auf dem Fließverhalten von [LECH09] wurde das Fließverhalten bei Dehnraten bis zu 10^{-1} s^{-1} mittels eines analytischen Ansatzes nach Norton-Hoff charakterisiert [STOE10]. Zur Fließkurvenermittlungen in [LECH09] und [STOE10] wurden in Anlehnung an DIN EN 10002-5 die Zugproben in einer Prüfkammer der servohydraulischen Prüfmaschine Gleeble 1500 konduktiv erwärmt (austenitisiert), mit zwei Druckluftdüsen bis zur Prüftemperatur (500 °C, 650 °C und 850 °C) abgekühlt und schließlich bei konstanter Proben temperatur warm gezogen.

Die Fließkurven wurden im unvergüteten und im vergüteten Zustand durch den Zugversuch ermittelt und nach dem Swift-Ansatz in Abhängigkeit der verformungsbedingten Verfestigung φ^n und der Dehnratenempfindlichkeit $\dot{\varphi}^m$ mathematisch beschrieben. Gleichung (5.2) und (5.3) stellen die ermittelten Fließkurven dar.

$$\text{Im unvergüteten Zustand: } k_f = 990,8 \cdot (0,0041 + \varphi)^{0,1655} \cdot \dot{\varphi}^{0,0078} \quad (5.2)$$

$$\text{Im vergüteten Zustand: } k_f = 1874,77 \cdot (0,001 + \varphi)^{0,007} \cdot \dot{\varphi}^0 \quad (5.3)$$

Für die Beschreibung des Warmfließverhaltens des Versuchswerkstoffes wurde ein Modell zur Beschreibung des Fließverhaltens im austenitisierten Zustand erarbeitet [LECH09, STOE10]. Hierzu wurde anhand von experimentell ermittelten Daten der modifizierte Ansatz des Norton-Hoff Gesetzes unter Berücksichtigung der Anfangsfließspannung ermittelt. Bei der Ermittlung des Warmfließverhaltens wurde eine starke Temperaturabhängigkeit bezüglich des Verfestigungsverhaltens und der Formänderungsgeschwindigkeit festgestellt. Schließlich wurde bei erhöhten Temperaturen eine Beschreibung des Verfestigungsexponenten n und der Dehnratensensitivität m als eine Funktion der Temperatur ermittelt.

$$k_f(\varphi, \dot{\varphi}, T) = K \cdot (\varphi_0 + \varphi)^{n(T)} \cdot \dot{\varphi}^{m(T)} \cdot \exp(\beta/T_{Abs}) \quad (5.4)$$

$$n(T) = n_0 \cdot \exp(-c_n \cdot (T_i - T_0)) \quad (5.5)$$

$$m(T) = m_0 \cdot \exp(c_m \cdot (T_i - T_0)) \quad (5.6)$$

Tabelle 5.1: Werkstoffspezifische Koeffizienten für das Warmfließverhalten bei Dehnraten $\dot{\varphi}$ von 0 bis 1 s^{-1} [LECH09] bzw. bei $\dot{\varphi} = 10\text{ s}^{-1}$ [STOE10]

	K	n_0	c_n	m_0	c_m	T_0 [°C]	β
$0 \leq \dot{\varphi} \leq 1\text{ s}^{-1}$	34,38	0,2034	0,0024	0,0792	0,0019	500	2186,04
$\dot{\varphi} = 10\text{ s}^{-1}$	12,32	0,5745	0,0003	4,3896	0,0008	500	4433,3

5.4.2 Mechanische und thermische Kennwerte

In Tabelle 5.2 sind weitere mechanische und thermische Kennwerte des Versuchswerkstoffs zusammengefasst.

Tabelle 5.2: Mechanische sowie thermische Kennwerte des Versuchswerkstoffs 22MnB5

Kennwert	Blechtemperatur T	Werte
Dichte ρ	20°C	7860 kg/m ³
Poissonzahl ν	20°C	0,3
E-Modul E	20°C	210000 MPa
	150°C	195000 MPa
	500°C	175000 MPa
	600°C	165000 MPa
	950°C	160000 MPa
Expansionskoeffizient α	20°C	$1,05 \cdot 10^{-5} \text{ °C}^{-1}$
	250°C	$1,15 \cdot 10^{-5} \text{ °C}^{-1}$
	500°C	$1,22 \cdot 10^{-5} \text{ °C}^{-1}$
	950°C	$1,221 \cdot 10^{-5} \text{ °C}^{-1}$
spezifische Wärmekapazität c_p	20°C	450 J/kg°C
	250°C	500 J/kg°C
	500°C	550 J/kg°C
	750°C	600 J/kg°C
	900°C	700 J/kg°C
	950°C	700 J/kg°C
Wärmeleitfähigkeit λ	20°C	18,2 W/m°C
	500°C	23,0 W/m°C
	1000°C	28,0 W/m°C

5.5 Kontaktbedingungen zwischen Werkstück und Werkzeug

5.5.1 Thermische Randbedingungen

Zur thermo-mechanischen FE-Simulation des Versuchsaufbaus sind neben den Konvektionskoeffizienten und dem Emissionsgrad die Wärmeübergangskoeffizienten zwischen Blech und Werkzeug zur Abbildung des Wärmetransfers erforderlich. Die Wärmeübergangskoeffizienten zwischen Werkstück (Usibor 1500P mit Blechstärke von 1,75 mm) und Werkzeug (1.2379) wurden abhängig von der Kontaktflächenpressung P_a und dem ein- und beidseitigen Ziehspaltabstand (Luftspalt) (d_e und d_b) experimentell bestimmt. Schließlich wurden die ermittelten Koeffizienten mit Gleichungen (5.7) - (5.9) erfasst [LECH09].

- Abhängigkeit von der Flächenpressung für beidseitigen metallischen Kontakt:

$$\alpha_{B-W}(P_a) = 55,61 \cdot P_a + 1261,4 \quad (5.7)$$

- Abhängigkeit vom einseitigen Ziehspaltabstand:

$$\alpha_{B-W}(d_e) = 140,66 \cdot (0,0113 + d_e)^{-0,4855} \quad (5.8)$$

- Abhängigkeit vom beidseitigen Ziehspaltabstand:

$$\alpha_{B-W}(d_b) = 91,786 \cdot (0,0109 + d_b)^{-0,579} \quad (5.9)$$

Da die Gleichungen (5.8) und (5.9) einander sehr ähnlich sind, weist [LECH09] darauf hin, dass eine einzelne Gleichung für die ein- und beidseitigen Ziehspalte verwendet werden kann. Im Bild 5.4 wird die Abhängigkeit des Wärmeübergangskoeffizienten des Versuchswerkstoffs von den Kontaktbedingungen zusammenfassend dargestellt.

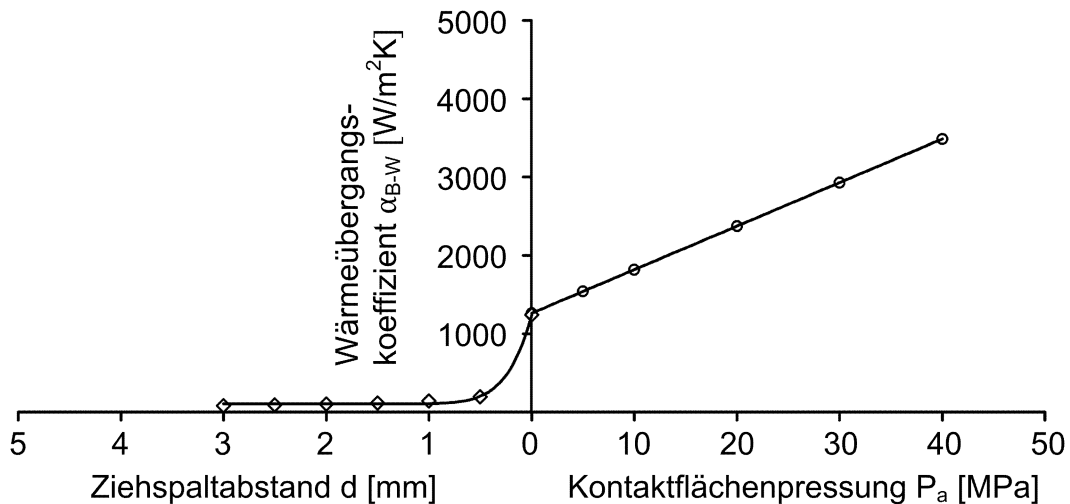


Bild 5.4: Wärmeübergangskoeffizienten α_{B-W} zwischen Blech (Usibor 1500P mit Blechstärke von 1,75 mm) und Werkzeug (1.2379)

5.5.2 Tribologie

Die exakte Bestimmung der Reibwerte ist für die Modellierung der Prozesse in der FE-Simulation von großer Bedeutung, da die Kenntnis der tribologischen Verhältnisse für die realistische Abbildung eines Umformprozesses notwendig ist.

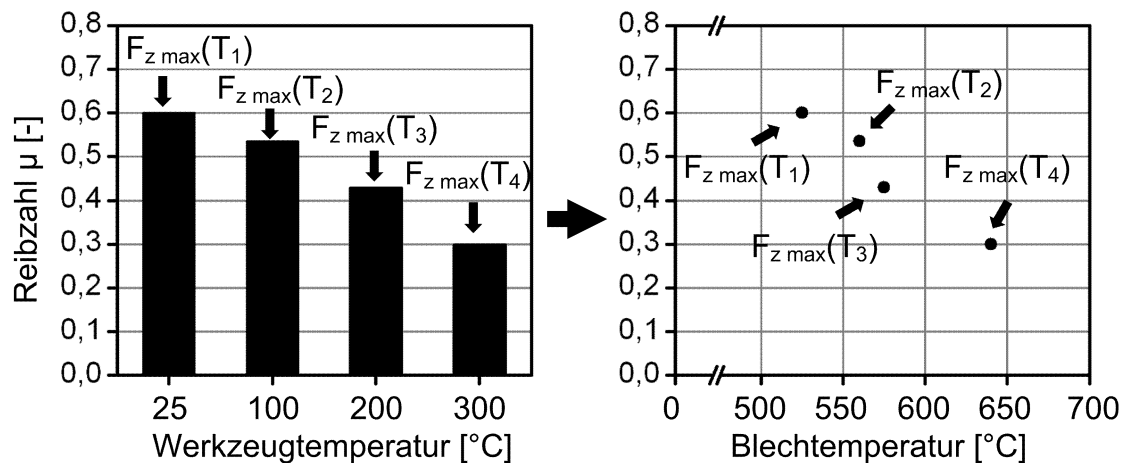


Bild 5.5: Reibzahlen μ abhängig von der Werkzeugtemperatur und Blechtemperatur bei maximaler Ziehkraft [LECH09]

Neben den elastischen und plastischen Werkstoffverhalten wurden die tribologischen Verhältnisse experimentell ermittelt. Hiefür wurden Warmnapfziehversuche mit dem Versuchswerkstoff durchgeführt. Hierbei wurden die Platinen im erwärmten Zustand tiefgezogen. Dann wurde der Reibwert μ in

Abhängigkeit von der Temperatur auf Basis der gemessenen Umformkräfte mit der Versuchsgeometrie mittels einer Formel nach Siebel berechnet. Die in der FE-Simulation verwendeten Reibwerte von [LECH09] sind in Bild 5.5 dargestellt. Die Ergebnisse zeigen einen signifikanten Einfluss der Temperatur auf den Reibwert. Tendenziell nimmt dieser bei niedrigeren Temperaturen zu.

6 Versuchsplan

Aus der in Kap. 3 dargestellten Zielsetzung und Aufgabenstellung ergibt sich der folgende detaillierte Versuchsplan.

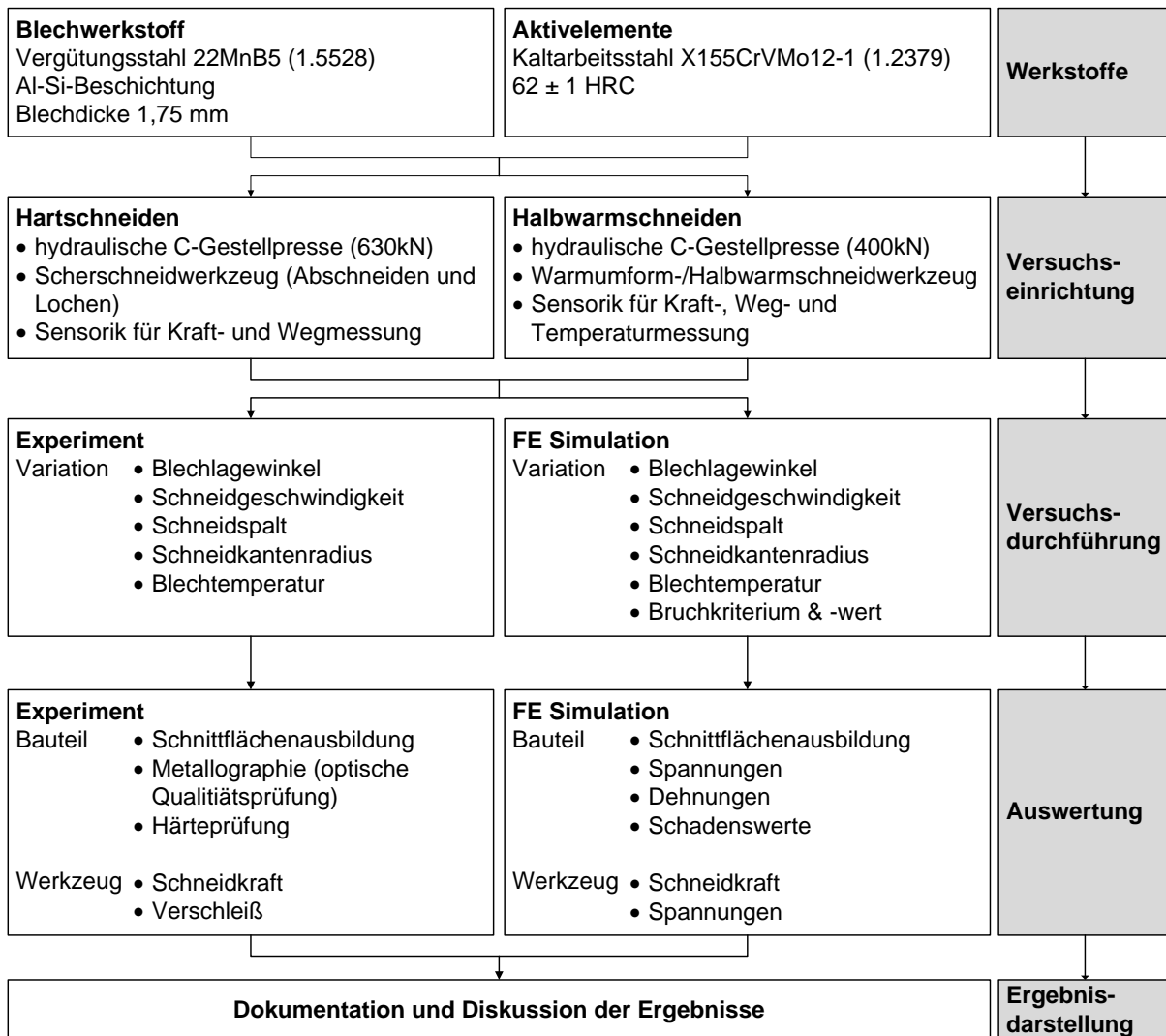


Bild 6.1: Versuchsplan der Hart- und Halbwarmschneidversuche

7 Versuchsdurchführung

Die Untersuchungen zum Scherschneiden des Versuchswerkstoffs 22MnB5 lassen sich in zwei Varianten unterteilen. Als Grundlagenversuch wird zunächst das Hartschneiden der gehärteten USIBOR 1500P (22MnB5 + Al-Si-Beschichtung der Firma ArcelorMittal) Bleche durchgeführt. Anschließend erfolgt mit dem entwickelten Warmumform- / Halbwarmschneidwerkzeug das Halbwarmschneiden unter Variation der Blechtemperatur.

Das Hartschneiden pressgehärteter Stahlbleche dient als Referenz zu den Ergebnissen des Halbwarmschneidens.

7.1 Experimentelle Hartschneidversuche

In Presswerken wird der offene Schnitt häufig zum Beschneiden der Außenkontur von Blechbauteilen und zur Abfalltrennung eingesetzt. Eine offene gerade Schnittlinie wird daher auch in dieser Arbeit als Schnittgeometrie untersucht. Für die Hartschneidversuche werden die Prozessparameter Schneidgeschwindigkeit, Schneidspalt und Blechlagewinkel variiert, um deren Einfluß auf die Schnittflächenqualität und die Schneidkraft zu ermitteln.

Für den Hartschneidprozess werden Proben mit der Abmessung von 40 mm x 100 mm zugeschnitten (siehe Bild 4.1). Hierbei wird entlang einer geraden Schnittlinie ein Blechabschnitt mit 30 mm Breite abgetrennt. Der Schnitt erfolgt vollkantig drückend (siehe Bild 2.9) mit einer scharfkantig präparierten Schneidkante. Zur statistischen Absicherung der Ergebnisse werden für jede Parametervariation vier Proben hergestellt und ausgewertet.

Zur Untersuchung des Einflusses des Kantenverschleißzustands auf die Schneidergebnisse werden zusätzlich Versuche mit einer auf 0,3 mm verrundeten Schneidkante durchgeführt. Der Schneidkantenzustand konnte durch taktile Messungen bestimmt werden. Die ausgewählten Versuchsparemeter werden in der Tabelle 7.1 dargestellt.

Tabelle 7.1: Versuchsp Parameter zum offenen Scherschneiden der geraden Linie

Verfahrensvariante	Versuchsp Parameter	Größe
Vollkantiges Abschneiden	Blechlagewinkel γ	-10°, -5°, 0°, +5°, +10°
	Schneidgeschwindigkeit v_{St}	30, 60, 100 mm/s
	Schneidspalt u	5 – 25 % in 2,5 % Schritten
	Schneidkantenradius r_K	20, 300 μm (nur bei $\gamma = 0^\circ$)

7.2 Experimentelle Halbwarmschneidversuche unter Zuhilfenahme eines sequentiellen Warmumform- und Halbwarmschneidwerkzeuges

Der Hauptgegenstand dieser Arbeit ist hingegen die Untersuchung des Halbwarmschneidens bei erhöhten Temperaturen anhand einer vereinfachten Versuchsgeometrie in Form eines Napfes (siehe Bild 4.4). Im Fokus steht dabei die Identifikation relevanter Parameter für das Ergebnis des Halbwarmschneidens. Eine besondere Bedeutung wird dabei der Bestimmung des geeigneten Temperaturbereichs zum Halbwarmschneiden von 22MnB5 beigemessen.

Tabelle 7.2: Versuchsp Parameter zum Halbwarmschneiden

Versuchsp Parameter	Größe
Blechlagewinkel γ [°]	-10°, 0°, +10°
Schneidspalt u [%]	2,5; 5; 10; 15 %
Blehtemperatur [°C]	ca. 400 – 750 °C in 25 °C Intervallen

In den Halbwarmschneidversuchen sollen die Proben bei definiertem Schneidspalt und Blechlagewinkel in möglichst einheitlichen Temperatur-Intervallen von 25 °C geschnitten werden. Die Schneidtemperatur kann durch eine Verlängerung der Haltezeit im Werkzeug kontinuierlich von 750°C auf 400 °C gesenkt werden. Zur Verbesserung der Ergebnisqualität werden bei jedem Temperaturschritt vier Versuchsproben erzeugt. Vollfaktoriell ergeben sich insgesamt über 1000 Versuche (3 (Blechlagewinkel) x 3 (Schneidspalten) x 15 (Schneidtemperaturen) x 4 (Proben) x 2 (Sicherheitsfaktor für Außerreißer) = 1080 Versuche) zum Halbwarmschneiden. Dementsprechend wird bei der Versuchsdurchführung die

Schneidgeschwindigkeit bei ca. 30 mm/s konstant gehalten, um eine weitere Vergrößerung des Versuchsprogramms zu vermeiden.

Um eine prozesssichere Wärmebehandlung mit dem eingesetzten Laborofen zu gewährleisten, wurden die Proben vorab mit unterschiedlichen Austenitisierungszeiten und -temperaturen erwärmt und anschließend im Wasserbad gehärtet. Anschließend wurden die Gefügestrukturen untersucht, um die erforderlichen Prozessparameter zur vollständigen Martensitumwandlung zu bestimmen (siehe Anhang Bild 11.1).

Aufbauend auf diesen Voruntersuchungen werden die Proben für die Halbwarmschneidversuche in dem Laborofen bei 1000 °C ($= T_{\gamma}$) für 5 Minuten ($= t_{\gamma}$) erwärmt. Anschließend erfolgt der manuelle Transfer der heißen Platine in das Versuchswerkzeug. Hierbei beträgt die Transferzeit t_{Trans} einschließlich der Positionierung und des Werkzeugschließens ca. 4 Sekunden.

Durch unterschiedlich lange Haltezeiten der Platine wird die erwünschte Prozesstemperatur eingestellt. Die maximal mögliche Schneidtemperatur $T_{S,\text{max}}$ (Blechtemperatur während des Schneidprozesses) beträgt ca. 750 °C. Dies deckt sich mit den Ergebnissen der durchgeführten FE-Simulation (siehe Anhang Bild 11.2). Ausgehend von dieser maximalen Schneidtemperatur wird die Temperatur bis ca. 400 °C stufenweise durch verlängerte Haltezeiten reduziert. Nach dem Schneidprozess wird das Bauteil im geschlossenen Werkzeug unter 180 °C (Martensit-Finish-Temperatur von 22MnB5) abgekühlt, um den Vergütungsprozess abzuschließen.

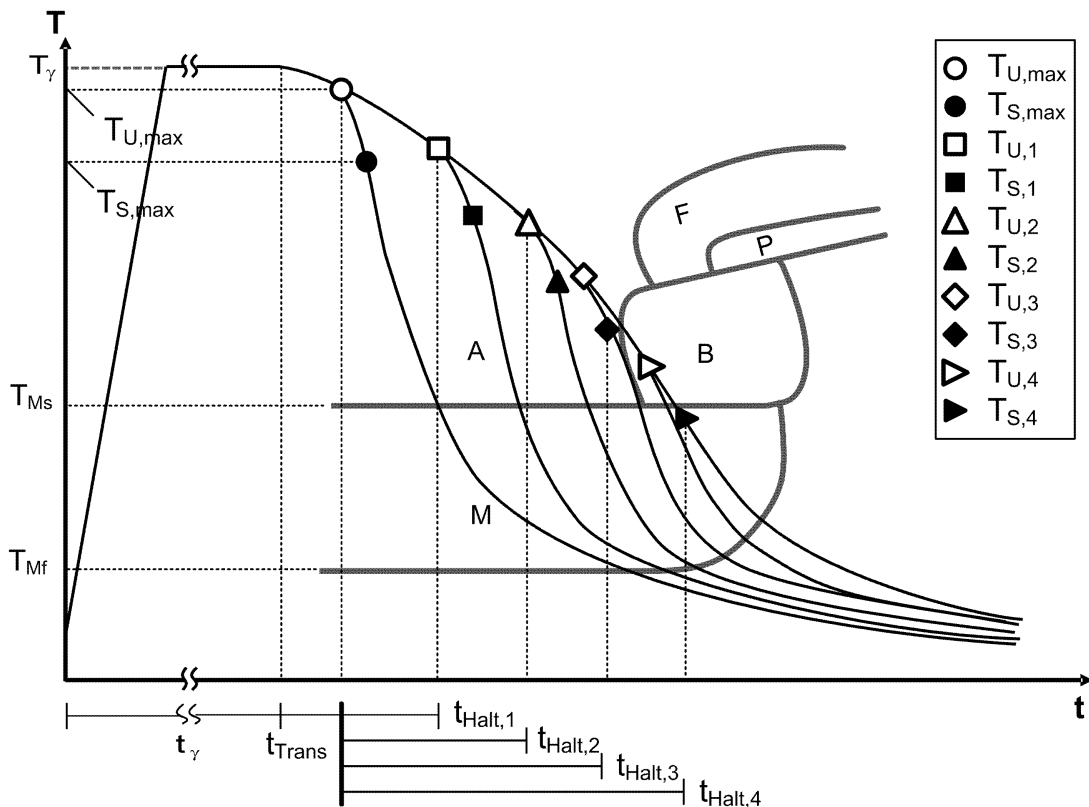


Bild 7.1: Schematische Darstellung der Versuchsdurchführung des Warmumform- und Halbwarmschneidens bezüglich der Prozesszeit und -temperatur

7.3 FE-Simulation zur Abbildung des Schneidvorgangs im gehärteten sowie im halbwarmen Zustand

Parallel zu den praktischen Experimenten wird ein virtuelles FE-Simulationsmodell des Hartschneid- und des Halbwarmschneidprozesses erstellt. Die Schneidsimulation von Presshärtprozessen des verwendeten Vergütungsstahls 22MnB5 ist aufgrund der von anderen Blechwerkstoffen stark abweichenden Werkstoffeigenschaften eine große Herausforderung.

Die Simulation des Scherschneidens wird in der Forschung bereits erfolgreich angewandt, allerdings bei duktileren Blechwerkstoffen als 22MnB5. In dieser Arbeit soll die Eignung verschiedener in DEFORM 2D verfügbarer Bruchkriterien hinsichtlich des gehärteten Mangan-Bor-Stahls 22MnB5 untersucht werden. Zudem wird die Anwendbarkeit der Bruchkriterien bei erhöhter Prozess Temperatur mit austenitischer Gefügestruktur geprüft.

Für die Abbildung des Schneidvorgangs in der FE-Simulation ist entscheidend, die Rissentstehung und –ausbreitung während des Schneidprozesses korrekt darzustellen. Der Ort des Rissbeginns und der Rissausbreitung sind abhängig von verschiedenen Faktoren wie z.B. Schneidkantengeometrie, Werkstoffeigenschaften und Prozessparameter. Die Schneidkantengeometrie der Schneidaktivelemente, beeinflusst den Spannungszustand in der Schneidzone. Die Prozessparameter wie Schneidgeschwindigkeit, Schneidspalt usw. beeinflussen den Bruchvorgang ebenfalls.

Die Rissentstehung ist hauptsächlich abhängig von inneren Spannungen und Dehnungen des Materials. Das Materialversagen tritt dann auf, wenn die Gestaltungsenergie durch Verzerrung bzw. Deformation einen Grenzwert überschreitet. Es existieren sogenannte Bruchkriterien (auch Schadenskriterien), welche den Vorgang des Bruchs beschreiben. Grundsätzlich lassen sich diese Modelle in der folgenden Art schreiben [HAMB02]:

$$C = \int_0^{\varepsilon_R} f(\sigma, \bar{\varepsilon}) d\bar{\varepsilon} \quad (7.1)$$

Hierbei entspricht ε_R der Dehnung im Moment der Rissbildung. f ist eine Funktion der Spannung σ und der effektiven plastischen Dehnung $\bar{\varepsilon}$. Für jedes Finite Element des Modells wird in regelmäßigen Zeitschritten der Istwert (das Integral aus Gleichung (7.1)) des Kriteriums berechnet und mit einem von der Art des Bruchkriteriums abhängigen Grenzwert C (auch als kritischer Bruchwert bezeichnet) verglichen. Überschreitet das akkumulierte Integral während der Simulation den durch den Grenzwert beschriebenen kritischen Energiezustand ist, so wird das jeweilige Element aus dem FE-Netz gelöscht.

$$C < \int_0^{\varepsilon_R} f(\sigma, \bar{\varepsilon}) d\bar{\varepsilon} \quad (7.2)$$

Auf diese Weise wird das Materialversagen abgebildet. Der Wert C ist materialabhängig und muss experimentell ermittelt und kalibriert werden um aussagekräftige Ergebnisse in der Simulation erhalten zu können. Da die

Bruchkriterien jedoch nicht universell anzuwenden sind, muss je nach Anwendungsfall das entsprechende Kriterium ausgewählt werden.

Für die Abbildung des Bruchvorgangs stehen im verwendeten FE-Tool DEFORM 2D & 3D verschiedene Bruchkriterien zur Verfügung, um die Rissinitiierung und -ausbreitung duktiler Werkstoffe zu beschreiben.

Zunächst werden die in DEFORM 2D verfügbaren Versagenskriterien, z.B. Ayada, Brozzo, Normalized Cockroft & Latham, Oyane und Rice & Tracey, hinsichtlich ihrer Eignung für das Hartschneiden des vergüteten 22MnB5-Blechtes untersucht.

Tabelle 7.3: Versagenskriterien in DEFORM 2D [HAMB02]

Bruchkriterium	Funktion	$\bar{\epsilon}$ effektive Dehnung
Ayada	$C = \int_0^{\bar{\epsilon}_R} \left(\frac{\sigma_H}{\bar{\sigma}}\right) d\bar{\epsilon}$	$\bar{\sigma}$ effektive Spannung
Brozzo	$C = \int_0^{\bar{\epsilon}_R} \frac{2}{3} \left(\frac{\Omega}{\Omega - \sigma_H}\right) d\bar{\epsilon}$	$\bar{\epsilon}_R$ Dehnung bei Rißinitiation
Normalized Cockroft & Latham	$C = \int_0^{\bar{\epsilon}_R} \frac{2}{3} \left(\frac{\Omega}{\bar{\sigma}}\right) d\bar{\epsilon}$	σ_H hydrostatische Spannung
Oyane	$C = \int_0^{\bar{\epsilon}_R} \left(1 + A \frac{\sigma_H}{\bar{\sigma}}\right) d\bar{\epsilon}$	$\sigma_H = 1/3 \cdot (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$
Rice & Tracey	$C = \int_0^{\bar{\epsilon}_R} \exp\left(1,5 \frac{\sigma_H}{\bar{\sigma}}\right) d\bar{\epsilon}$	$\Omega = \max(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$
		$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ hydrostatische Spannung
		A Materialkonstante

Bei diesen Gleichungen sind die Größen der maximalen Formänderungsarbeit und der absorbierten Energie pro Volumeneinheit unabhängig vom Werkstoff, da diese rein mathematisch ohne Bezug auf physikalische Grundlagen entwickelt wurden.

Zur Bestimmung des kritischen Wertes werden die Schnittflächenkenngrößen aus den realen Versuchen als Referenz verwendet. Als entscheidender Vergleichswert werden Glattschnitt- und Bruchflächenanteil herangezogen. Bei dieser Vorgehensweise wird zur Abbildung des Bruchvorgangs in der Simulation ein kritischer Bruchwert bestimmt, welcher dem Ergebnis der Schneidversuche am

nächsten kommt. Nach Auswahl und Validierung eines geeigneten Bruchkriteriums werden durch eine Parameterstudie wesentliche Einflussgrößen beim Hartschneiden von 22MnB5 beurteilt. Diese Einflussparameter umfassen den Schneidspalt, die Schneidgeschwindigkeit und den Schneidkantenradius bei unterschiedlichen Blechlagewinkeln. Der Vergleich zwischen Simulation und Versuch erfolgt bezüglich der Kraft-Weg-Verläufe und der Ausprägung der Schnittflächen.

7.3.1 Versuchparameter der FE-Simulation des Hartschneidens

Bei der Abbildung des Hartschneidprozesses wird eine vollkantige Abschneidoperation mit drei verschiedenen Blechlagewinkeln γ von -10° , 0° und $+10^\circ$ durchgeführt. Weitere Prozessparameter sind Schneidgeschwindigkeit, Schneidspalt und Schneidkantenradius.

Tabelle 7.4: Versuchparameter der FE-Simulation zur Abbildung des Bruchvorgangs des Hartschneidens

Verfahrensvariante	Versuchsparameter	Größe
Vollkantiges Abschneiden	Blechlagewinkel γ	$-10, 0, +10^\circ$
	Schneidgeschwindigkeit v_{St}	30, 60, 100 mm/s
	Schneidspalt u	5, 10, 15, 20, 25 %
	Schneidkantenradius r_K	20, 50, 100, 200, 300, 400 μm

Das Hartschneiden des vergüteten 22MnB5-Blechs wird mechanisch simuliert (Bild 7.2). Dementsprechend sind nur die mechanischen Parameter und Randbedingungen, wie z.B. Fließkurve und Reibwerte, bei Raumtemperatur relevant. Auf die Modellierung der Al-Si-Beschichtung wird verzichtet, da diese im Vergleich zum Grundmaterial dünn ist und deren Einfluss auf die Schneidkraft und die Schnittflächenausbildung entsprechend vernachlässigt werden kann. Der Einfluß der Beschichtung auf den in der Simulation verwendeten Reibwert zwischen Blech und Werkzeug wird jedoch berücksichtigt ($\mu=0,12$). Für die Blechklemmung während des Schneidprozesses zwischen Niederhalter und Matrize wird ein konstanter Niederhalterdruck von 400 N/mm^2 verwendet. Die Aktivelemente des Werkzeugs werden als Starrkörper definiert. Die Diskretisierung des Blechs erfolgt in der Scherzone besonders fein, da dort die höchste Verzerrung des Netzes austritt.

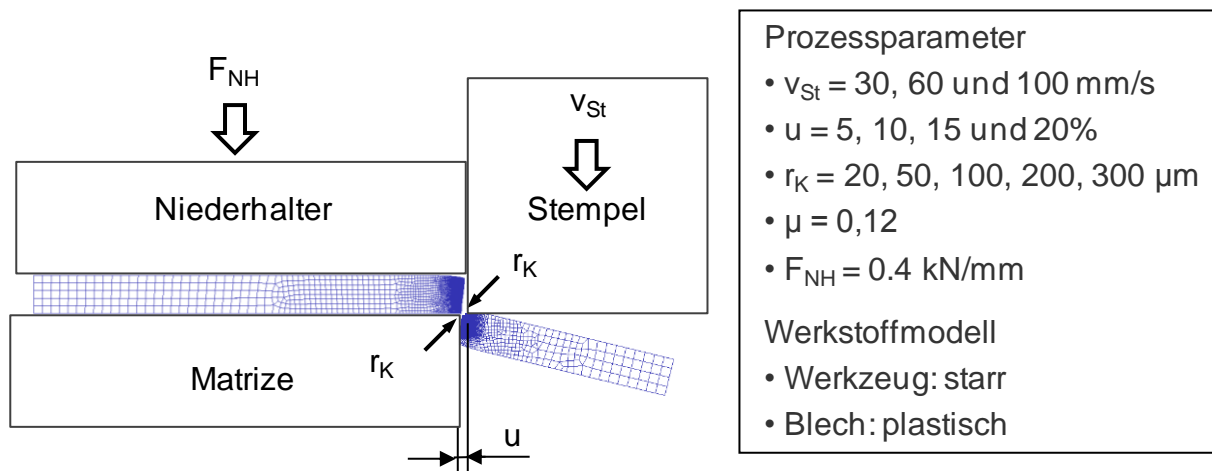


Bild 7.2: Simulationsmodell zum Hartschneidprozess (Abschneiden; $\gamma = 0^\circ$)

7.3.2 Versuchsparameter der FE-Simulation des Halbwarmschneidens

Nach Auswahl und Validierung eines geeigneten Bruchkriteriums werden durch eine Parameterstudie die wesentlichen Einflussgrößen des Halbwarmschneidens untersucht. Das Ziel der Untersuchungen ist ein Prozessfenster zu ermitteln, welches eine gute Schnittflächenqualität bei gleichzeitig geringer Schneidkraft bei allen untersuchten Blechlagewinkeln ermöglicht. Die Versuchsparameter und die Randbedingungen zur Abbildung des Halbwarmschneidens in der FE-Simulation sind in Tabelle 7.5 und in Bild 7.3 dargestellt.

Tabelle 7.5: Versuchsparameter der FE-Simulation zur Untersuchung des Halbwarmschneidprozesses

Versuchsparameter	Größe
Blechlagewinkel γ	$-10^\circ, 0^\circ, +10^\circ$
Schneidspalt u	5 %; 10 %; 15 %
Schneidgeschwindigkeit v_{St}	30 mm/s, 60 mm/s, 100 mm/s
Schneidkantenradius r_K	30 μm , 100 μm , 300 μm
Blechtemperatur T_s	500 – 800 $^\circ\text{C}$ in 50 $^\circ\text{C}$ Abständen

Der Untersuchungsbereich für die Blechtemperatur liegt aufgrund der zugrundeliegenden Fließkurve des vollständig austenitisierten Werkstoffs zwischen 500 $^\circ\text{C}$ und 800 $^\circ\text{C}$. Die Obergrenze der maximalen Schneidtemperatur in der Simulation geht über die maximal im Experiment verwendete ($T_{S,Exp} \approx 750 \text{ }^\circ\text{C}$)

hinaus. Zur Modellierung des Halbwarmschneidvorgangs ist eine thermo-mechanische Simulation erforderlich, da das temperaturabhängige Werkstoffverhalten des Versuchsmaterials, sowie der Wärmetransfer zwischen dem heißen Blech und dem kalten Werkzeug während des Schneidvorgangs berücksichtigt werden müssen.

Dies ist aufgrund der inhomogenen Temperaturverteilungen im Blech und im Werkzeug während des kombinierten Warmumform- und Halbwarmschneidvorgangs notwendig, da diese einen starken Einfluß auf das Schneidergebnis haben. Hierbei werden neben der Konvektion, auch die Wärmeleitung und –strahlung in der FE-Simulation berücksichtigt.

Desweiteren soll die gesamte Prozesskette aus Transfer, Warmumformen und Halbwarmschneiden in der Simulation abgebildet werden (siehe Bild 7.3 und das Ergebnis in Anhang Bild 11.2).

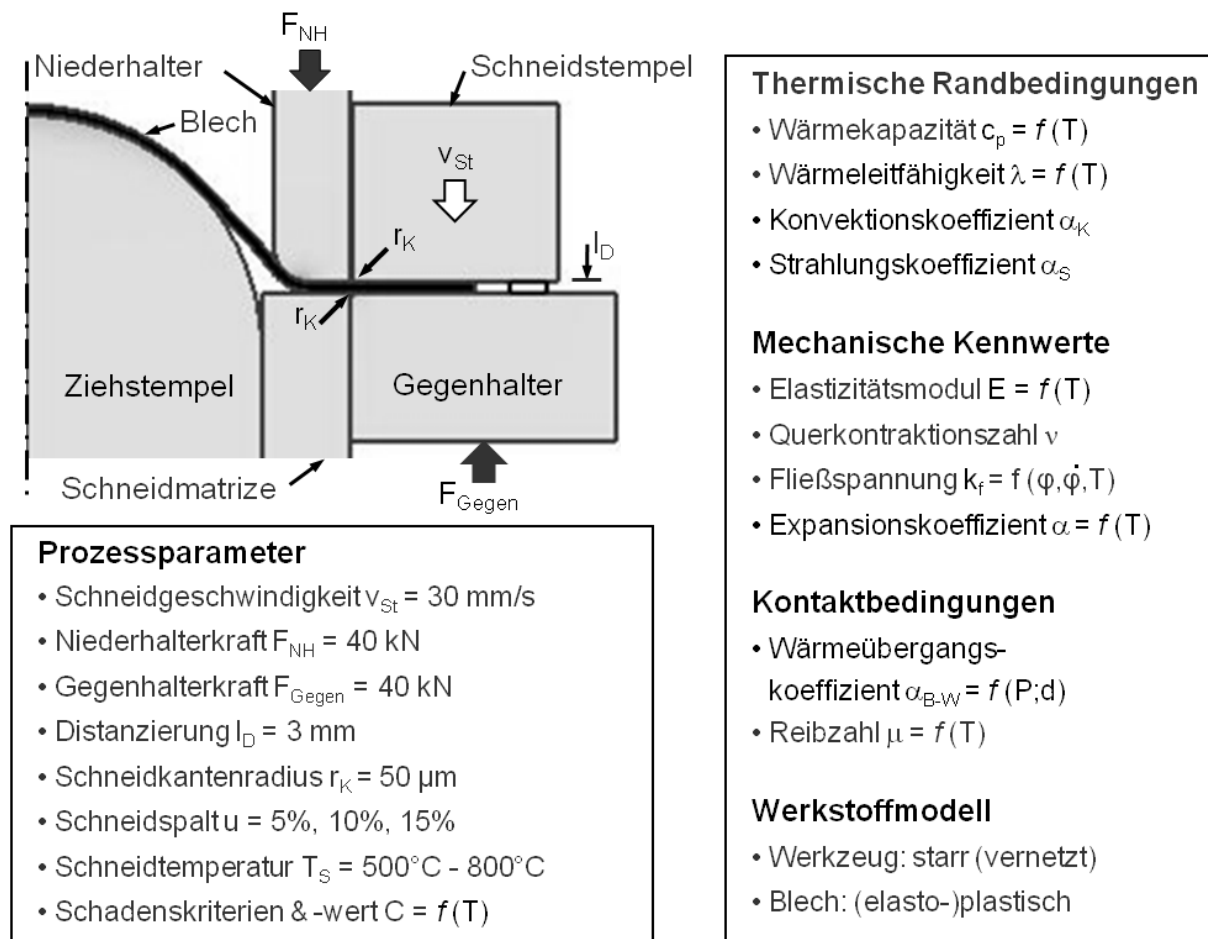


Bild 7.3: Simulationsmodell zum Halbwarmeschneidprozess ($\gamma = 0^\circ$)

7.4 Auswertungen

Mit dem beschriebenen Versuchsaufbau können die Kraft-Weg-Verläufe für eine Vielzahl an Parameterkombinationen aufgezeichnet werden. Die Auswertung der Schnittflächenausbildung durch taktile ermittelte Messprofile ermöglicht Rückschlüsse auf das Schneidergebnis. Eventuelle Gefügeveränderungen können durch metallographische Methoden ermittelt werden.

7.4.1 Schneidkraft

Durch die beschriebene Messsensorik werden die Kraft-Weg-Verläufe während des Schneidvorgangs gemessen. Dadurch können unter anderem die Stempleintauchtiefe im Moment des Rissbeginns, die maximal auftretende

Schneidkraft und die zur Materialtrennung erforderliche Schneidarbeit in Abhängigkeit der gewählten Prozessparameter ermittelt werden.

Die ermittelten Schneidkraftwerte dienen auch als Abgleich mit den aus der FE-Simulation ermittelten Daten.

7.4.2 Taktile Profilmessung

Zur Ermittlung der Schnittflächenkenngößen wird das auf dem Tastschrittverfahren basierende Oberflächenmesssystem MarSurf XCR 20 der Firma Mahr GmbH, Göttingen, verwendet. Dabei wird das Oberflächenprofil des zu messenden Körpers mithilfe einer Hartmetall-Tastspitze mit einer hohen Genauigkeit aufgezeichnet. Zur vollständigen Erfassung der Schnittflächenprofile inklusive des Schnittgrats wurde bei der Messung eine Doppeltastspitze eingesetzt (siehe Bild 7.4).

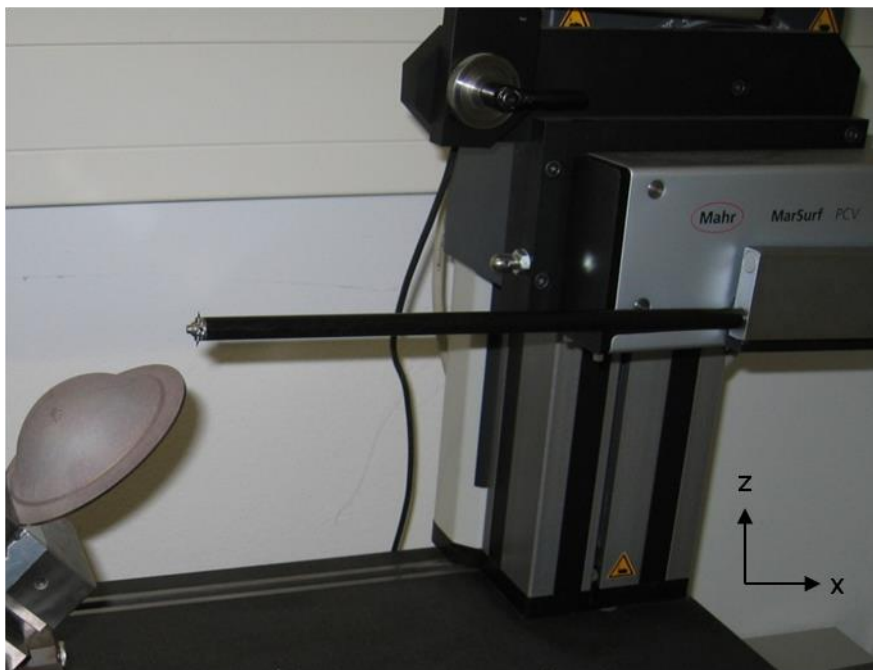


Bild 7.4: Oberflächenmessung mit MahrSurf XCR 20 und der 9 mm-Doppeltastspitze

Durch die gespeicherten digitalen Profildaten können mit Hilfe der am utg entwickelten Auswerte-Software „ProfileAnalyzer“ die Schnittflächenkenngößen ermittelt werden (Bild 7.5). Im Rahmen dieser Arbeit wurden die Profilmessungen

stets an mehreren Stellen durchgeführt, um Ausreißer und Messungenauigkeiten auszuschließen.

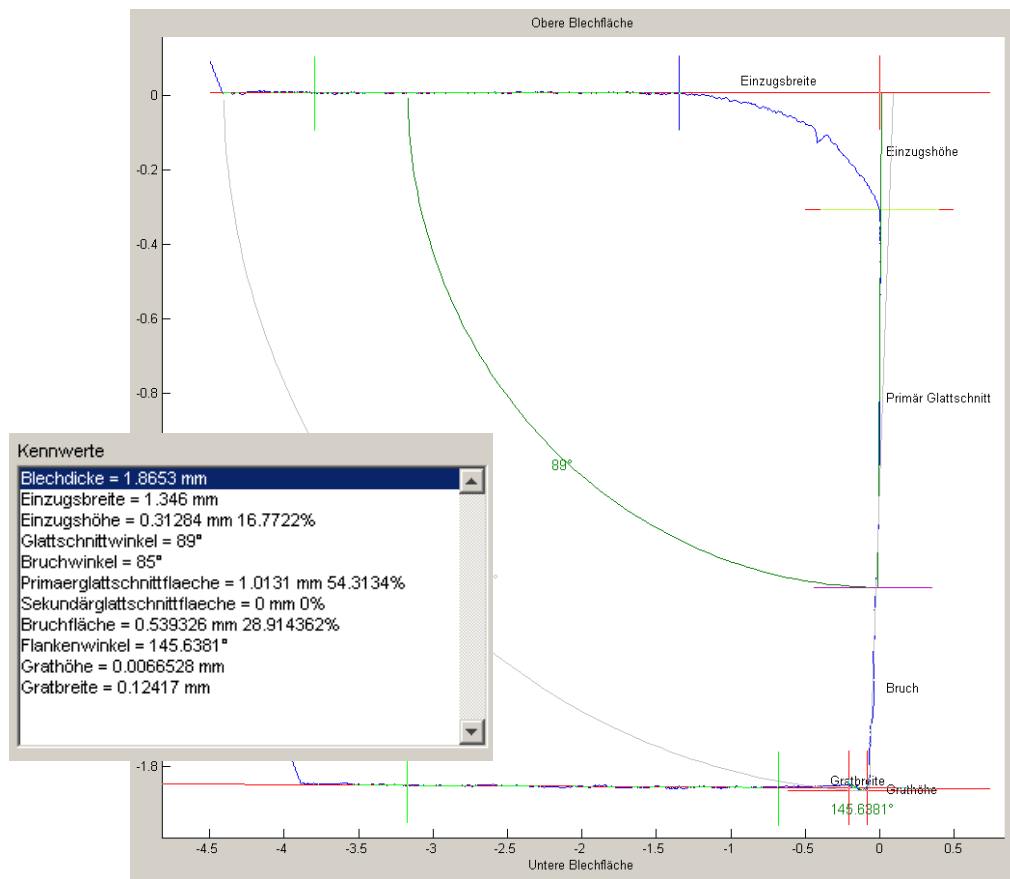


Bild 7.5: Beispielhafte Ermittlung der Schnittflächenkenngößen mit Hilfe des ProfileAnalyzers

7.4.3 Metallografie

Die metallografischen Prüfverfahren ermöglichen die qualitative und quantitative Analyse des Gefüges metallischer Werkstoffe. Aus den präparierten Schlibfbildern können zahlreiche Erkenntnisse über das Gefüge, insbesondere im Bezug auf

- Wärmebehandlung, Deformation
- Neubildung der Kristallite bei Kaltumformung und Rekristallisation
- Werkstofffehler, wie Seigerungen oder Gasblasen
- Faserverlauf und Risse
- Einhärte-, Kohlungs- und Nitriertiefen

usw. gewonnen werden [SCHU05]. In dieser Arbeit wird ein Auflichtmikroskop sowie ein Elektronenmikroskop zur metallografischen Analyse der Schlitze verwendet.

Auflichtmikroskop

Zur Analyse der Schnittflächencharakteristik und Einrißverhaltens wird das Auflichtmikroskop „Axioplan 2“ in Verbindung mit der Auswertungssoftware „Axiovision 4“ der Firma Carl Zeiss MicroImaging GmbH, Göttingen, verwendet.

Die Untersuchungen werden an geschliffenen und polierten bzw. geätzten Proben durchgeführt. Nach dem Polieren lassen sich die Beschichtung, der Materialfluss während des Schneidprozesses, sowie mögliche Poren und Risse in der Schnittfläche erkennen [SCHU05]. Die Proben können zusätzlich einem Ätzprozess unterzogen werden, um die Gefügestruktur sichtbar zu machen. Im geätzten Zustand können daher Gefügebestandteile wie Korngrenzen, Phasen verschiedener Zusammensetzung und Einschlüsse näher untersucht werden. Die Wahl des Ätzmittels erfolgt nach Art des zu ätzenden Werkstoffs und nach Größe der zu untersuchenden Strukturen. Für niedriglegierte Stähle, wie 22MnB5, wird das Ätzmittel „Nital“ als selektive Phasenätzung verwendet. Nital besteht aus Ethanol und konzentrierter Salpetersäure. Der Anteil konzentrierter Salpetersäure kann von 2 % (2 %-Nital) bis 10 % (10 %-Nital) variieren, wobei 2 %-Nital als Mikroätzmittel und 10 %-Nital als Makroätzmittel verwendet wird [ANGE06].

Elektronenmikroskop

Zur detaillierten Beurteilung der Mikrostruktur der erzeugten Schnittflächen wird in dieser Arbeit ein Rasterelektronenmikroskop (REM) eingesetzt. Dabei handelt es sich um ein Gerät vom Typ AMR 1200 B der Firma Ernst Leitz GmbH, Wetzlar. Mit diesem Gerät ist eine 1000-fache Vergrößerung der betrachteten Geometrie möglich.

Die Generierung der REM-Aufnahmen erfolgt unter Zuhilfenahme der Sekundärelektronen (SE). SE-Aufnahmen eignen sich hervorragend zur Untersuchung von Bruchflächen, verschlissenen Oberflächen, Wachstumsflächen von Einzelkristalliten, Oberflächen realer Verformungsstrukturen sowie zur Aufnahme von Bauteiloberflächen nach einem mechanischen Abtragen [SCHU05].

Bei REM-Aufnahmen tastet ein Elektronenstrahl die zu untersuchende Bauteiloberfläche ab. Die Aufnahmen der Oberfläche weisen in der Regel eine hohe Schärfentiefe auf. Um ein elektrisches Aufladen der Probe zu verhindern wird die Oberfläche mit einer dünnen leitenden Schicht besputtert, die in der Regel aus Kohlenstoff oder Gold besteht. Um keinen Informationsverlust der Oberflächenbeschaffenheit zu verursachen, darf diese Schicht nur wenige μm dick sein.

7.4.4 Härtemessung

Unter der Härte eines Körpers wird der mechanische Widerstand bezeichnet, den ein Werkstoff dem mechanischen Eindringen eines anderen, härteren Körpers entgegensetzt. Je nach Art der Einwirkung unterscheidet man verschiedene Härtearten. Die ermittelten Härtewerte sind abhängig von den Einflussgrößen der einzelnen Prüfverfahren, z.B. Prüfgeometrie, Prüfkraft, Prüftemperatur, Belastungsgeschwindigkeit und Prüfdauer.

Allgemein wird die Härte zwischen Mikro- und Makrohärte unterschieden. Diese unterscheiden sich hinsichtlich der Größe der verwendeten Eindringkörper. Die Mikrohärtete kann dementsprechend die Härte einzelner Gefügebestandteile darstellen, während die Makrohärte wegen des wesentlich größeren Eindringkörpers einem gemittelten Durchschnittswert entspricht [SCHU05]. Durch eine Anpassung der Prüfkraft können unterschiedliche Gefügephasen, dünne Schichten, spröde Hartstoffe und Mineralien geprüft werden [SCHU05].

Da der Versuchswerkstoff 22MnB5 nach der Wärmebehandlung versprödet und je nach Wärmebehandlungsstrategie inhomogene Gefügebestandteile besitzen kann, erfolgte die Härteprüfung anhand des Vickersverfahrens im Mikrohärtbereich (nach DIN EN ISO 6507-1: $0,09807 \text{ kN} \leq F < 49,03 \text{ kN}$ (HV 0,01 bis HV 0,2)).

In dieser Arbeit wurden zur Überprüfung der Festigkeitsänderung im Bereich der Schnittfläche Mikrohärtmessungen mit der Prüfkraft von $0,9807 \text{ N}$ (HV 0,1) durchgeführt. Die Mikrohärtmessungen erfolgten in zur Schnittfläche parallelen Messlinien mit bis zu 16 Messpunkten je Messlinie (siehe Bild 7.6). Dadurch wurden

in der Regel ca. 100 Mikrohärtemessungen je Probe durchgeführt. Die Anzahl der gesamten Messpunkte ist abhängig vom Schnittflächenprofil.

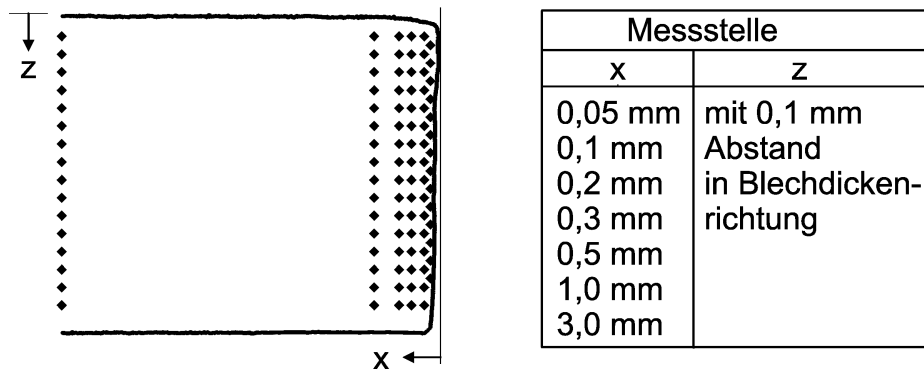


Bild 7.6: Messstellen zur Mikrohärtemessung

7.4.5 Fehlerrechnung

Bei der Ermittlung von Messgrößen wie z.B. Schnittflächenkenngößen, Härtewerte, Schneidkräfte usw. treten aufgrund der Ungenauigkeit der Messgeräte und Messverfahren Streuungen auf. In dieser Arbeit wird für die Streuung der Werte einer Zufallsvariable um ihren Mittelwert die Standardabweichung als Maßstab verwendet. Zur Beschreibung einer Beobachtungsreihe einer Messgröße sind der empirische Mittelwert und die empirische Standardabweichung in der Statistik die wichtigsten Maßzahlen. Die Standardabweichung S wird mit folgender Formel beschrieben:

$$\text{Standardabweichung (Stabw.) } S = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (X_i - \bar{X})^2}, \quad (7.3)$$

wobei n die Anzahl der Werte, X_i der i -te Messwert und \bar{X} der empirische Mittelwert ist.

8 Versuchsergebnisse

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der Hartschneidversuche und der Halbwarmschneidversuche mit 22MnB5 dargestellt und analysiert.

8.1 Beurteilung der Bruchkriterien und Bestimmung des Bruchwerts

Bei den durchgeführten FE-Simulationen wurden zahlreiche verschiedene Bedingungen, wie z.B. Blechlagewinkel, Schneidspalt und Temperatur, variiert. Für die ausgewählten Bruchkriterien wurde der kritische Bruchwert C anhand von realen Hartschneidversuchen kalibriert. Als entscheidender Vergleichswert wurde der Glattschnitt- bzw. Bruchflächenanteil herangezogen.

8.1.1 Beurteilung der Eignung der Bruchkriterien in der FE-Simulation

Im Bild 8.1 werden die Damage- und Spannungsverläufe beispielhaft für die Bruchkriterien Brozzo, Oyane und Rice&Tracey miteinander verglichen. Die Spannungsverteilungen direkt vor dem Rissbeginn sind bei allen Kriterien ähnlich, lediglich Brozzo zeigt eine andere Schadenswertverteilung verglichen mit Oyane und Rice&Tracey. Während bei Brozzo der Schadenswert dem Spannungsverlauf folgt, ist die Schadenswertverteilung bei Oyane und Rice&Tracey eher örtlich begrenzt. Die Schnittflächenausprägungen mit Brozzo und Ayada stimmen mit denen aus dem Experiment gut überein. Die Bruchkriterien Oyane und Ayada weisen vermehrt Konvergenzprobleme auf. Aufgrund dessen wurden diese Bruchkriterien nicht weiter berücksichtigt.

Bei Verwendung von Brozzo, Cockroft & Latham und Rice & Tracey wurden die Simulationen bei unterschiedlichen Schneidspalten, Blechlagewinkeln und Blechtemperaturen durchgeführt und deren Ergebnisse untereinander verglichen. Hierbei konnten durch die Vielzahl der ausgeführten Simulationen folgende Eigenschaften der jeweiligen Bruchkriterien ermittelt werden: Während bei Brozzo und Cockroft & Latham der Riss direkt an der Stempelkante entsteht und der Damage-Verlauf dem Spannungsverlauf folgt, bricht das Blech bei Rice & Tracey im Inneren und die Damage-Werte sind örtlich begrenzter. In der Realität hingegen

erfolgt die Bruchinitiierung ausgehend von der Werkzeugschneidkante. Häufig beginnt das Blechwerkstück in der Simulation in der Blechmitte zu brechen. Dieser Effekt tritt bei allen Bruchkriterien auf, bei Brozzo und Cockroft & Latham jedoch seltener. Ferner führt Cockroft & Latham häufig zu einer schlechten Konvergenz der Berechnung. Bei der Simulation mit einem positiven Blechlagewinkel bricht bei allen Kriterien oft der Grat am Butzen direkt an der Stempelrundung ab, bei Cockroft & Latham jedoch am häufigsten. Letztendlich wird Brozzo als das geeignetste Bruchkriterium zur Simulation des Hart- und Halbwarmschneidens von 22MnB5 in DEFORM 2D ausgewählt.

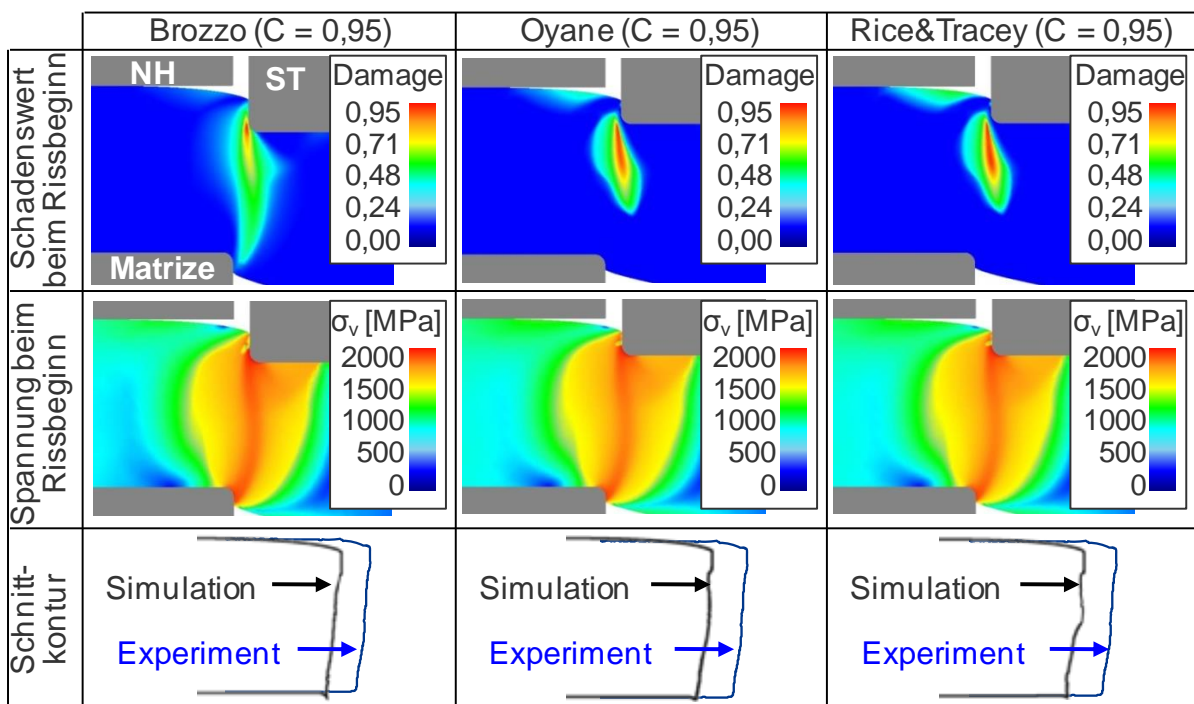


Bild 8.1: Vergleich der Damage- (oben) und Spannungsverteilung (unten) mit Bruchkriterien von Brozzo, Oyane und Rice & Tracey beim Rissbeginn (Hartschneiden; $u = 5 \%$; $v_{St} = 60 \text{ mm/s}$; $r_K = 0,1 \text{ mm}$)

Durch die Simulationen mit verschiedenen Bruchkriterien ist zu erkennen, dass bei allen Kriterien der Glattschnittanteil einen linearen Anstieg, bei Erhöhung des kritischen Bruchwertes, aufweist. Diese Erkenntnis liegt bei allen Temperaturen und Blechlagewinkeln vor. Außerdem ist die Schneidkraft unabhängig vom verwendeten Bruchkriterium und dem jeweils gewählten kritischen Wert, da die Risse im Allgemeinen nach Erreichen des Kraftmaximums $F_{S, \max}$ initiiert werden.

8.1.2 Bestimmung des temperaturabhängigen kritischen Bruchwerts C

Zur Abbildung des Bruchvorgangs von 22MnB5 im gehärteten Zustand mit dem Bruchkriterium nach Brozzo wurde ein kritischer Bruchwert C von 0,95 ermittelt. Im Weiteren wird der kritische Bruchwert temperaturabhängig anhand der Schnittflächenkenngößen aus den Halbwarmschneidversuchen angepasst.

Bild 8.2 stellt die ermittelten kritischen Bruchwerte C des vergüteten von 22MnB5 abhängig von der Schneidtemperatur unter Verwendung des Bruchkriteriums nach Brozzo dar.

Bestimmt wurden die kritischen Bruchwerte bei 20 °C und im halbwarmen Schneidtemperaturbereich von 500 °C bis 800 °C bei allen im Experiment verwendeten Schneidspalten und einem Blechlagewinkel von 0°.

Der Bruchwert hängt zwischen 500°C und 800°C linear von der Schneidtemperatur ab. Die mathematische Beschreibung ist in Gleichung (8.1) ersichtlich.

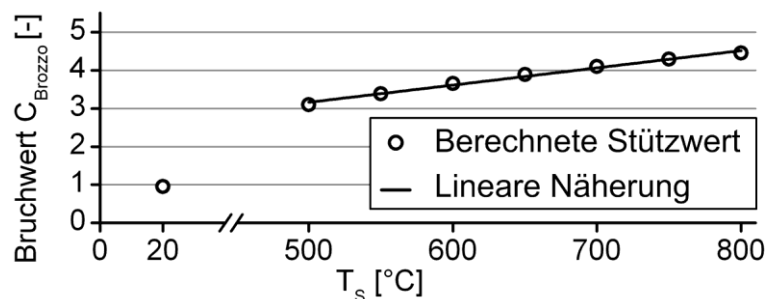


Bild 8.2: Kritische Bruchwerte C abhängig von der Schneidtemperatur bei Verwendung von Bruchkriterium Brozzo

$$C_{Brozzo}(T_s) = 0,866 + 0,00457 T_s \quad (500^\circ\text{C} \leq T_s \leq 800^\circ\text{C}) \quad (8.1)$$

8.2 Schneidkraft

8.2.1 Schneidkraft beim Hartschneiden

Bild 8.3 zeigt die maximalen Schneidkräfte aus Experiment und Simulation für die Blechlagewinkel von -10°, 0° und +10° in Abhängigkeit vom verwendeten

Schneidspalt. Zur Bestimmung der maximalen Kräfte wurden jeweils fünf Versuchsergebnisse gemittelt.

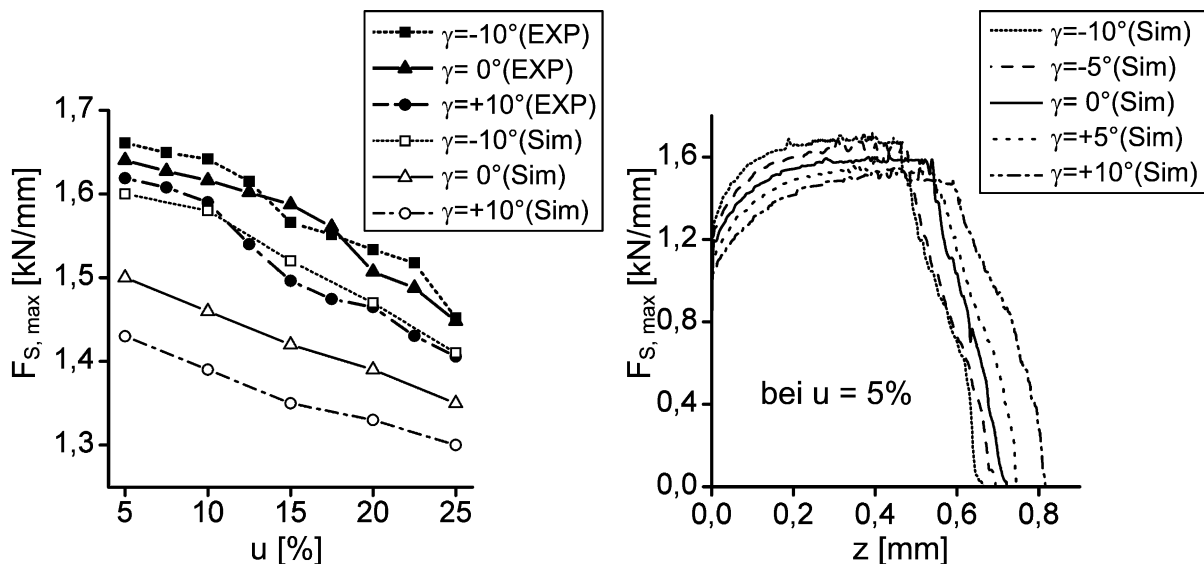


Bild 8.3: Maximale Schneidkraft $F_{S, \max}$ und Schneidweg z bei der Variation des Blechlagewinkels γ aus dem Versuch und der Simulation beim Hartschneiden ($v_{St} = 60 \text{ mm/s}$; $r_K \approx 20 \text{ }\mu\text{m}$)

Die Abnahme der maximalen Schneidkraft aus Bild 8.3 bestätigt die Aussage von [LANG90]. Dieser begründet dies durch die niedrigere Verformung in der Scherzone bei zunehmendem Schneidspalt. Mit zunehmendem Blechlagewinkel sinkt die Schneidkraft, weswegen die geringsten Kräfte treten beim negativen Blechlagewinkel auf. Jedoch sind Abweichungen zwischen den Werten aus dem Versuch und der Simulation zu beobachten, welche durch die vernachlässigte Werkzeugreibung bzw. vereinfachten Werkstoffkennwerten in der Simulation begründet sein könnten.

Nach Gleichung (2.6) zur Berechnung der Schneidarbeit aus Kap. 2.2.4 entspricht diese dem Integral der Schneidkraft über den Stempelweg. Durch eine Berechnung mit einer angenäherten Polynom-Funktion ist die niedrigste Schneidarbeit beim negativen Blechlagewinkel von -10° zu beobachten, die höchste bei einem positiven Blechlagewinkel von $+10^\circ$. Begründet ist diese Erscheinung durch den größeren Schneidweg bis zum vollständigen Abriss bei einem positiven Blechlagewinkel. In der FE-Simulation wurde dieser Effekt durch die Vergleichsspannung σ_v im Werkstück näher untersucht. Im Bild 8.4 werden die Spannungen im Bauteil direkt vor dem Auftreten des Risses dargestellt.

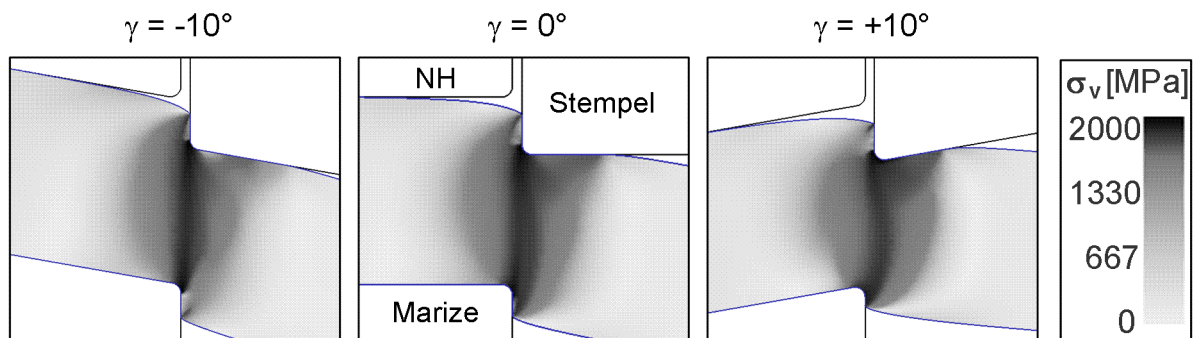


Bild 8.4: Spannungsverteilungen direkt vor dem Rissbeginn aus der Simulation (Hartschneiden; $v_{St} = 60 \text{ mm/s}$; $u = 10 \%$; $r_K = 50 \mu\text{m}$)

Die Spannung erreicht bei allen drei Versuchen einen Maximalwert vor Rissbeginn von ca. 2030 MPa. Dies resultiert aus der Verwendung des spannungsbasierten Brozzo Bruchkriteriums. Auffällig ist jedoch der Verlauf der Spannung. Innerhalb der Scherzone verläuft ein Band mit deutlich erhöhten Spannungswerten. Dieses Band ist beim Vergleich eines positiven Blechlagewinkels zu einem negativen Winkel schärfer abgegrenzt und weist in der Mitte deutlich höhere Spannungen auf als am Rand. Während der Spannungsverlauf bei positiven Blechlagewinkeln S-förmig ist, verläuft er bei negativen Winkeln fast senkrecht von der Stempel- zur Matrizenkante. Die Formen der Spannungsverläufe entsprechen den Schnittflächenprofilen aus dem Experiment. Da bei den negativen Blechlagewinkeln in der Bauteilmitte eine größere Spannungskonzentration vorliegt, kann sich der Riss hierdurch schneller ausbreiten. Dies bedeutet einen früheren Bruch.

Erklärt werden kann dieser Sachverhalt durch mehrere Effekte. Unter einem positiven Blechlagewinkel verursacht der Stempel beim Eindringen eine stärkere Biegebeanspruchung. Hierdurch kommt es zu einer Verlagerung der Zugspannung im Vergleich zum negativen Blechlagewinkel (siehe Bild 8.10). Dies erhöht die Horizontalkräfte, welche vom Stempel und der Matrize ausgehen (vgl. Bild 2.14). Bei einem negativen Blechlagewinkel ist die Durchbiegung des Blechs weniger stark ausgeprägt. Der negative Blechlagewinkel verursacht hingegen erhöhte Vertikalkräfte, wodurch das Bauteil vermehrt auf Scherung belastet wird. Dies führt zu einem früheren Bruch.

Scherfaktor x_F für gehärtetes 22MnB5-Blech

Wie im Kap. 2.2.4 unter Zuhilfenahme von Gleichung (2.2) dargestellt wurde, lautet die einfachste Beziehung zur Bestimmung der maximalen Schneidkraft:

$$F_{S, \max} = k_s \cdot A_s \quad (A_s = s \cdot l_s) \quad (\text{Gl. (2.2)})$$

Wie bereits in Gleichung (2.3) beschrieben wurde, stellt der Scherfaktor x_F das Verhältnis von Schneidwiderstand k_s zu Zugfestigkeit R_m dar.

$$k_s = x_F \cdot R_m \quad (\text{Gl. (2.3)})$$

Der Schneidwiderstand k_s nimmt mit zunehmendem Schneidspalt leicht ab. Aus den experimentell ermittelten maximalen Schneidkräften kann der Scherfaktor x_F bei jedem untersuchten Schneidspalt und Blechlagewinkel berechnet werden. Bild 8.5 stellt den ermittelten Bereich des Scherfaktors für 22MnB5 im vergüteten Zustand dar. Die Ergebnisse können durch folgende Gleichung extrapoliert werden:

$$x_F = 0,65 - 0,41 \cdot u \quad [\%] \quad (8.2)$$

Die maximale Streuung innerhalb der Versuchsergebnisse tritt bei einem Schneidspalt von 25% auf.

Im ausgewählten Untersuchungsbereich des Schneidspalts $5 \% \leq u \leq 25 \%$ und Blechlagewinkels $-10^\circ \leq \gamma \leq +10^\circ$ liegt der Scherfaktor zwischen den Werten 0,54 und 0,63.

$$x_F: 0,54 - 0,63 \quad \text{für 22MnB5 im gehärteten Zustand} \quad (8.3)$$

Nach [LANG90] nimmt dieser Faktor mit steigender Blechdicke und mit zunehmender Festigkeit ab.

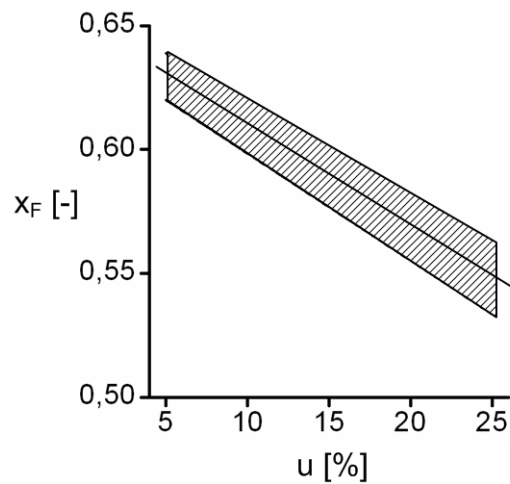


Bild 8.5: Bereich des Scherfaktors x_F für 22MnB5 vergütet ($v_{St} = 60$ mm/s; $r_K \approx 20$ μ m)

8.2.2 Schneidkraft beim Halbwarmschneiden

In Bild 8.6 bis Bild 8.8 werden die Scheidkräfte aus Experiment und Simulation unter Verwendung von je drei unterschiedlichen Blechlagewinkeln und Schneidspalten verglichen. Entsprechend der Kraft-Temperatur-Diagramme, sinkt die maximale Schneidkraft mit dem Anstieg der Schneidtemperatur. Analog zum Hartschneiden, sinkt beim Halbwarmschneiden die maximale Schneidkraft mit zunehmendem Schneidspalt. Die Simulation zeigt einen geringeren Einfluss des Schneidspalts auf die Schneidkraft als im Experiment zu beobachten ist. Bei einer Schneidspaltvergrößerung um 5 % ergibt sich bei allen Blechlagewinkeln eine Reduzierung der Schneidkraft um bis zu 1,5 %.

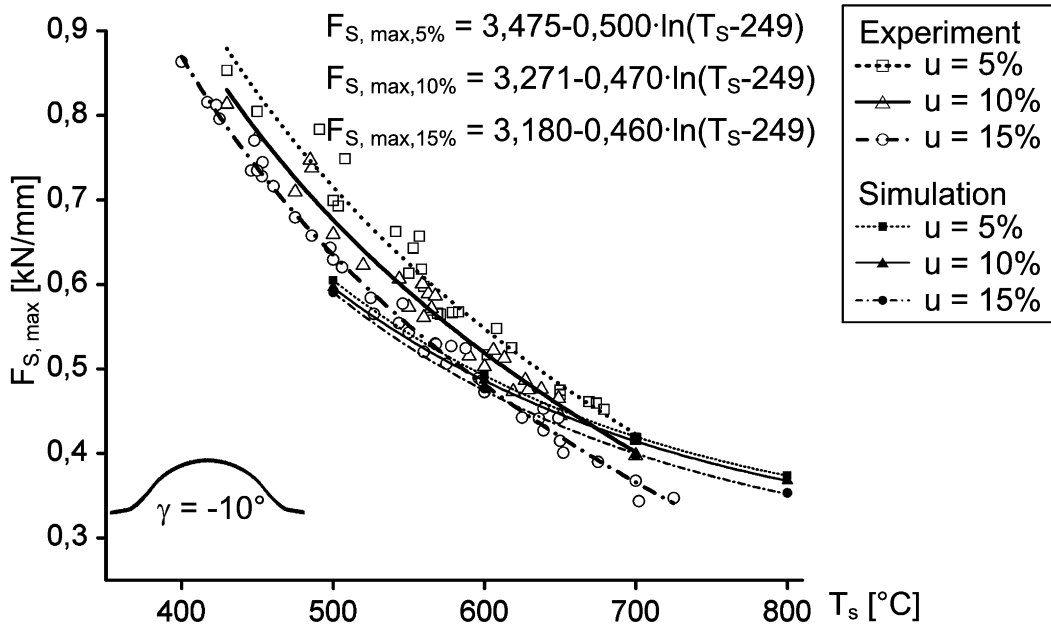


Bild 8.6: Einfluss der Schneidtemperatur T_S auf die maximale Schneidkraft $F_{S, \max}$ beim Blechlagewinkel $\gamma = -10^\circ$ aus dem Experiment und der Simulation ($v_{St} \approx 30 \text{ mm/s}$; $r_K \approx 20 \mu\text{m}$)

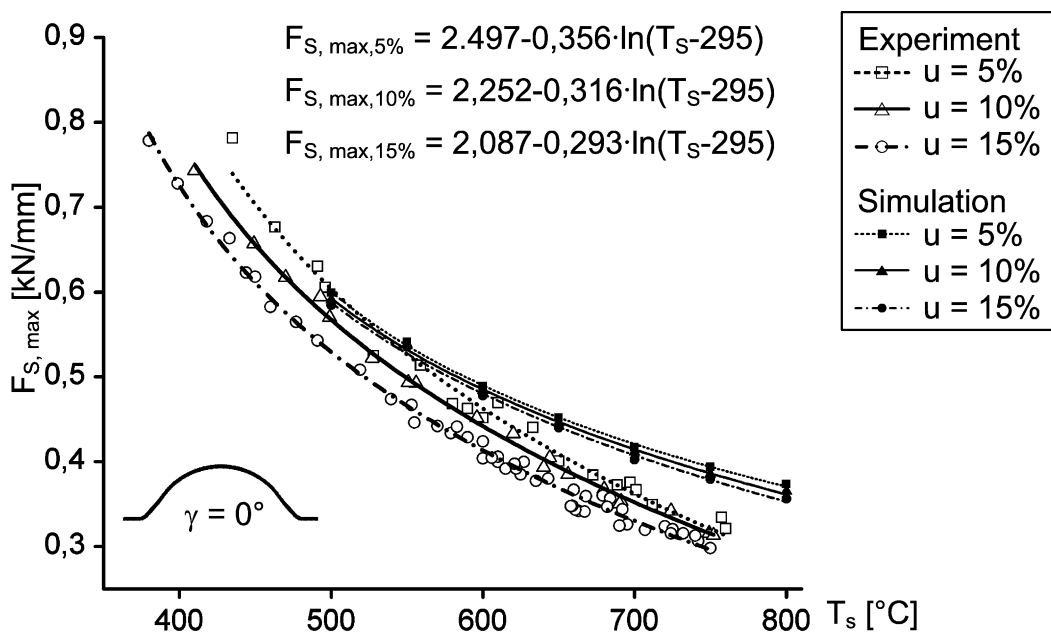


Bild 8.7: Einfluss der Schneidtemperatur T_S auf die maximale Schneidkraft $F_{S, \max}$ beim Blechlagewinkel $\gamma = 0^\circ$ aus dem Experiment und der Simulation ($v_{St} \approx 30 \text{ mm/s}$; $r_K \approx 20 \mu\text{m}$)

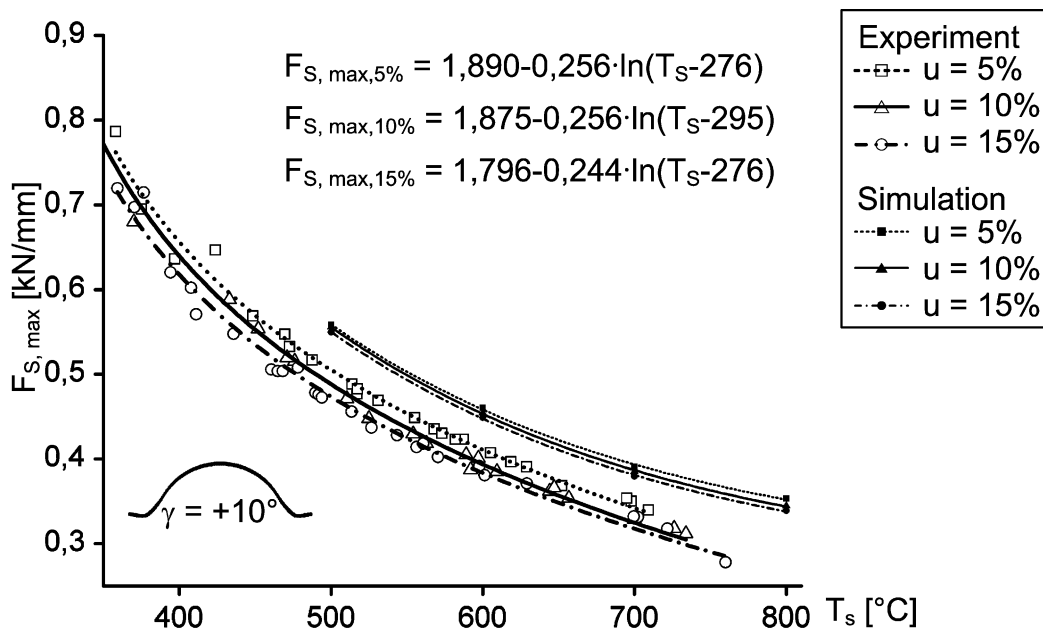


Bild 8.8: Einfluss der Schneidtemperatur T_s auf die maximale Schneidkraft $F_{S, \max}$ beim Blechlagewinkel $\gamma = +10^\circ$ aus dem Experiment und der Simulation ($v_{St} \approx 30$ mm/s; $r_K \approx 20$ μ m)

In Bild 8.9 werden die Schneidkräfte in für den Schneidspalt $u = 15\%$ dargestellt. Wie bereits beschrieben ist die Schneidkraft bei negativem Blechlagewinkel am höchsten und bei positivem Blechlagewinkel am geringsten. Zudem zeigt sich, dass bei geringerer Schneidtemperatur die Schneidkraft mit negativem Blechlagewinkel überproportional ansteigt.

Deutlich zu erkennen ist der hohe Schneidkraftbedarf bei einer Schneidtemperatur unterhalb von 500°C , da dort bereits die Gefügeumwandlung vom Austenit- ins Martensit- bzw. Bainitgebiet beginnt (abhängig von der Abkühlgeschwindigkeit). Dementsprechend sollte der Halbwarmschneid-Prozess oberhalb der Martensit-Start-Temperatur (T_{Ms}) stattfinden. Dies reduziert nicht nur die aufzuwendende Kraft, sondern reduziert mutmaßlich auch den Werkzeugverschleiß.

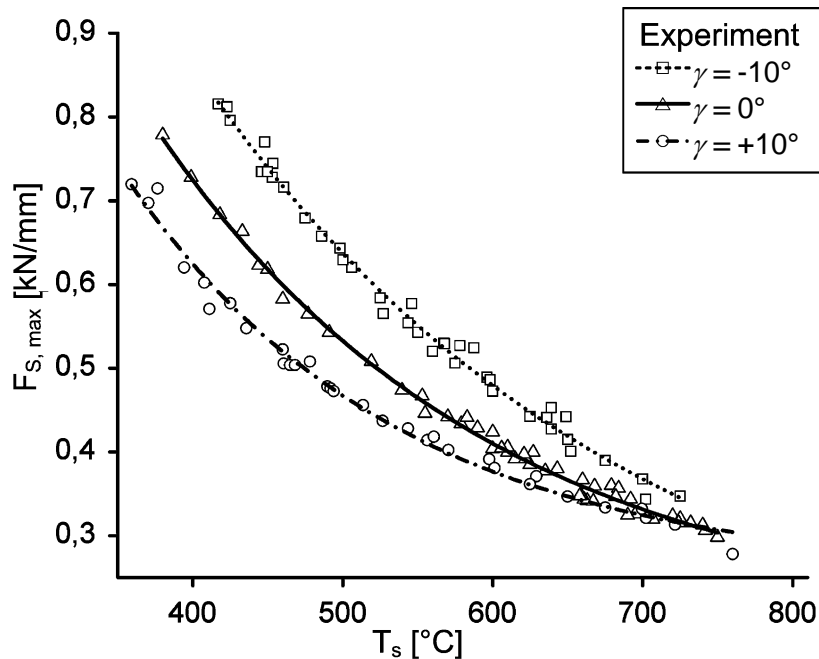


Bild 8.9: Einfluss der Schneidtemperatur T_s auf die maximale Schneidkraft $F_{S, max}$ bei unterschiedlichen Blechlagewinkeln γ aus dem Experiment ($v_{St} \approx 30$ mm/s; $u = 15$ %; $r_K \approx 20$ μ m)

Bei der Auswertung der FE-Simulationen werden beim Erreichen der maximalen Schneidkraft die Verschiebungsvektoren in horizontaler Richtung zur Visualisierung des Biegemoments und die Spannungsverläufe bei unterschiedlichen Blechlagewinkeln miteinander verglichen, um den Einfluss des Blechlagewinkels zu ermitteln (Bild 8.10). In nachfolgender Abbildung bezeichnet z die Stempelintauchtiefe. Der Blechlagewinkel beeinflusst den Materialfluss insbesondere im Kanteneinzugsbereich. Beim Eindringen des Stempels in das Blech verursacht ein positiver Blechlagewinkel im Vergleich zu einem negativen Blechlagewinkel ein erhöhtes Biegemoment, wodurch sich die Schneidkraft aufgrund der biegeinduzierten Zugspannungen reduziert.

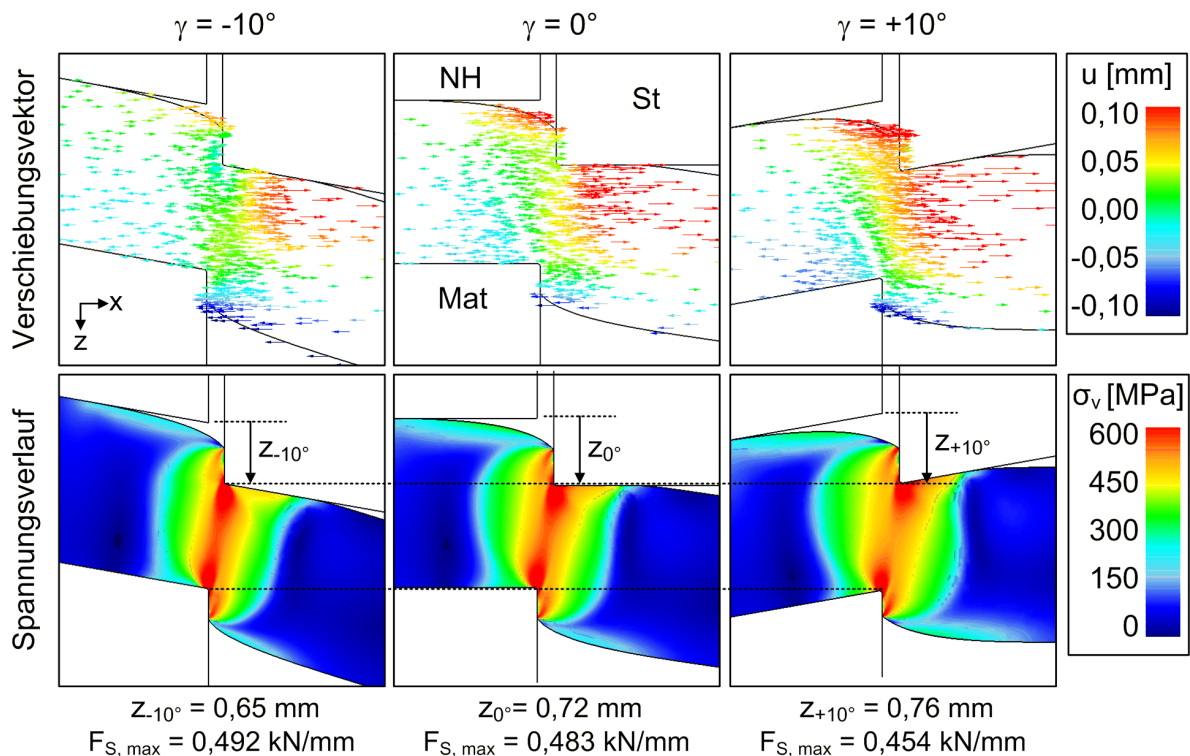


Bild 8.10: Verschiebungsvektoren in horizontaler Richtung (oben) und Spannungsverläufe (unten) bei maximaler Schneidkraft ($T_s = 600 \text{ °C}$; $v_{St} \approx 30 \text{ mm/s}$; $u = 10 \%$; $r_K = 50 \text{ }\mu\text{m}$)

8.2.3 Einfluss der Schneidgeschwindigkeit

Um den Einfluss der Schneidgeschwindigkeit auf die maximale Schneidkraft zu untersuchen, wurde die Schneidsimulation mit unterschiedlichen Schneidgeschwindigkeiten, sowohl für den Hartschneidprozess, als auch für den Halbwarmschneidprozess durchgeführt. Beim Halbwarmschneiden wurde die Schneidtemperatur variiert. Simuliert wurden das Hartschneiden bei einer Schneidtemperatur von 20 °C mit Schneidgeschwindigkeiten von 30, 60 und 100 mm/s und das Halbwarmschneiden bei 500, 600, 700 und 800 °C bei den Schneidgeschwindigkeiten 30 und 100 mm/s . Die maximal auftretenden Schneidkräfte werden im Bild 8.11 dargestellt.

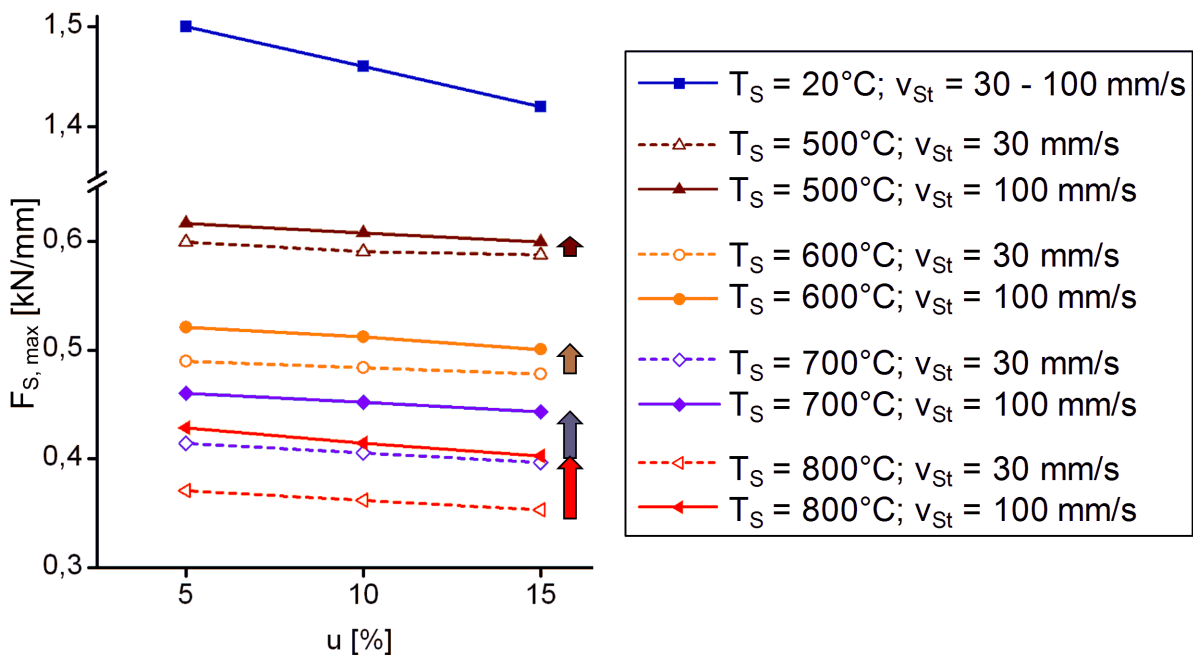


Bild 8.11: Einfluss der Schneidgeschwindigkeit v_{St} auf die maximale Schneidkraft $F_{S,max}$ in der FE-Simulation ($r_K = 50 \mu\text{m}$)

Im Vergleich zum Hartschneiden ist die maximale Schneidkraft beim Halbwarmschneiden deutlich geringer. Aus der obigen Abbildung ist zu erkennen, dass die Schneidkraft mit zunehmender Schneidgeschwindigkeit steigt und deren Einfluss bei höherer Temperatur zunimmt. Da der Werkstoff beim Halbwarmschneiden wesentlich duktiler als im gehärteten Zustand ist, kann das Material bei niedrigeren Schneidgeschwindigkeiten in der Scherzone leichter fließen. Aus diesem Grund führt die niedrige Schneidgeschwindigkeit zur Reduzierung der hohen Spannungen in der Scherzone und schließlich zur Senkung der maximalen Schneidkraft. In [MARO08] wurde im untersuchten Schneidgeschwindigkeitsbereich, der sich von 23 - 127 mm/s erstreckte, ebenfalls eine Erhöhung der maximalen Schneidkraft um bis zu 5 % mit zunehmender Schneidgeschwindigkeit beobachtet. Die Schneidgeschwindigkeit beim Hartschneiden von vergütetem 22MnB5 besitzt keinen Einfluss auf die Schneidkraft bei der untersuchten Schneidgeschwindigkeitsvariation bis maximal 100 mm/s.

8.2.4 Einfluss des Schneidkantenzustands

Beim Hartschneiden wurde sowohl eine scharfkantige, als auch eine verrundete Schneidkante eingesetzt, um den Einfluss des Schneidkantenverschleißes auf die Schneidergebnisse zu untersuchen.

Untersucht wurden im Experiment zwei Schneidkantenradien r_K (20 und 300 μm) und in der FE-Simulation sechs Radien (20, 50, 100, 200, 300, 400 μm). Die ermittelten maximalen Schneidkräfte werden im Bild 8.12 dargestellt.

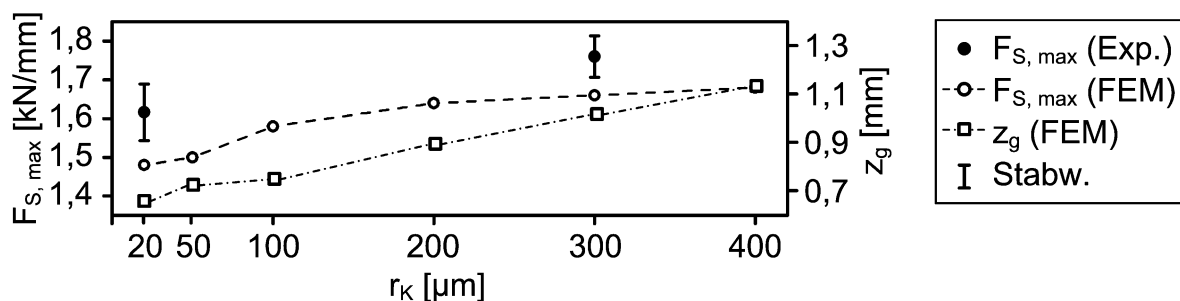


Bild 8.12: Maximale Schneidkräfte $F_{S,max}$ bei Variation der Schneidkantenradien r_K aus Experiment und Simulation beim Hartschneidens ($u = 10\%$; $v_{St} = 60\text{ mm/s}$)

Sowohl die Experimente, als auch die Simulationen zeigen eine Erhöhung der Schneidkraft mit größer werdendem Kantenradius. Im Experiment erhöht sich die maximale Schneidkraft bei der Verwendung einer verschlissenen Schneidkante ($r_K \approx 300\ \mu\text{m}$) im Vergleich zu einer scharfen Schneidkante ($r_K \approx 20\ \mu\text{m}$) um 9 %. In der Simulation steigt die maximale Schneidkraft mit der Vergrößerung des Kantenradius von 20 auf 300 μm um 12 % an.

Der Stempelweg z_g , welcher bis zum vollständigen Abriss des Materials notwendig ist, weist eine nahezu lineare Abhängigkeit vom steigendem Schneidkantenradius im untersuchten Bereich auf. Während die Schneidkraft mit zunehmendem Schneidkantenradius steigt, verlängert sich dabei auch der Stempelweg bis zum Bruch von 0,66 auf 1,02 mm. Dies hat einen wesentlichen Einfluss auf die Schneidarbeit, da dadurch die Schneidkraft länger aufgebracht werden muss. Durch den Einsatz von scharfkantigen Schneidkanten kann demnach der Kraft- und Arbeitsbedarf reduziert werden. Grund dafür sind die höheren Druckspannungen in

der Schneidzone beim verschlissenen Schneidkantenzustand, die eine höhere Formänderung des Werkstoffs in der Schneidzone erlauben.

8.3 Schnittflächenausprägung

8.3.1 Einfluss der Prozessparameter auf das Schnittflächenprofil

8.3.1.1 Einfluss der Schneidgeschwindigkeit

Untersucht wurde zunächst der Einfluss der Schneidgeschwindigkeit auf die Schnittflächenausprägung beim Hartschneiden. Die Schneidversuche wurden mit drei ausgewählten Geschwindigkeiten, 30, 60 und 100 mm/s, durchgeführt.

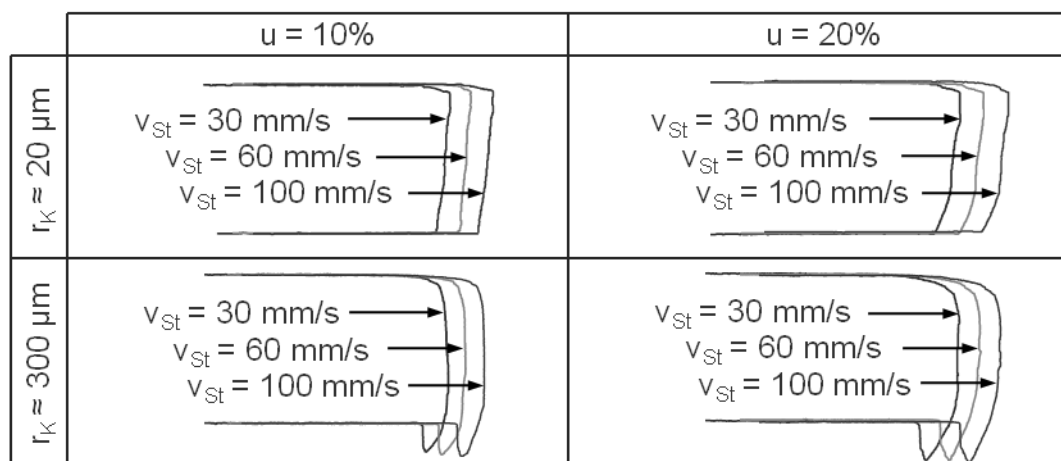


Bild 8.13: Vergleich der Schnittflächenprofile mit drei Schneidgeschwindigkeiten v_{St} aus dem Experiment (Hartschneiden; $\gamma = 0^\circ$)

Bild 8.13 zeigt exemplarisch die ermittelten Schnittflächen beim Abschneiden mit Blechlagewinkel 0° mit den Schneidspalten 10 und 20 % und den Schneidkantenradien 20 und 300 μm . Ein Einfluss der Schneidgeschwindigkeit auf die Schnittflächenausprägung ist im untersuchten Geschwindigkeitsbereich beim Hartschneiden von 22MnB5 nicht zu erkennen.

Die Schnittflächengeometrien aus den Simulationen zeigen ebenfalls keinen Einfluss der Schneidgeschwindigkeit. Wie beim Abschneiden wurde auch beim Lochen von 22MnB5 kein relevanter Einfluss der Schneidgeschwindigkeit auf die Ausprägung

der Schnittflächen im untersuchten Geschwindigkeitsbereich festgestellt (siehe Anhang Bild 11.3 und Bild 11.4).

8.3.1.2 Einfluss des Schneidkantenzustands

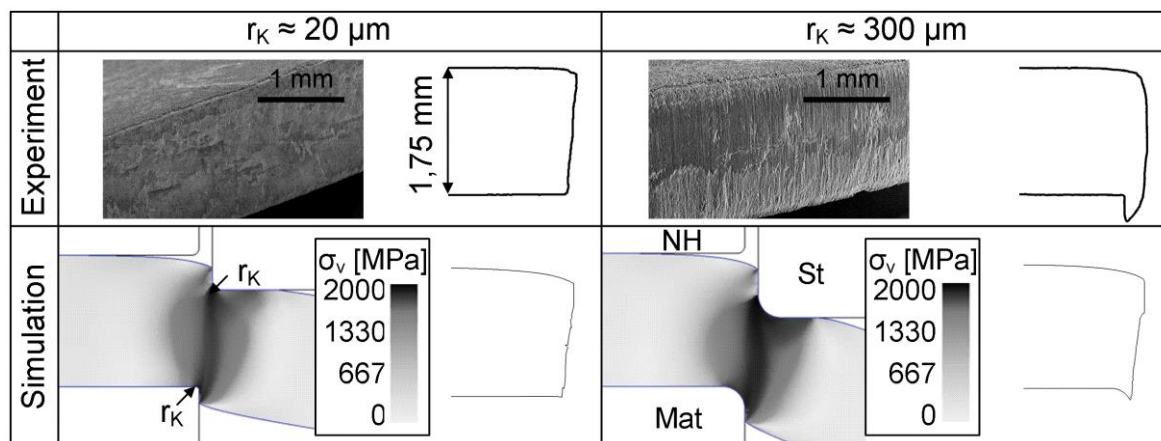


Bild 8.14: Schnittfläche (Experiment), Spannungsverteilung (Simulation) und Schnittflächenprofil (Experiment und Simulation) mit Schneidkantenradien $r_K = 20$ und $300 \mu\text{m}$ (Hartschneiden; $u = 10 \%$; $v_{St} = 60 \text{ mm/s}$)

Die REM-Aufnahmen in Bild 8.14 belegen den großen Einfluss des Verschleißzustands der Aktivelemente auf die erreichbare Schnittflächenqualität. Mit scharfer Schneidkante besitzt die Schnittfläche einen hohen feinporigen Bruchflächenanteil. Eine verschlissene Schneidkante erzeugt einen größeren und verschmierten Glattschnittanteil sowie einen deutlichen Grat (siehe Anhang Bild 11.5).

Die Ergebnisse belegen, dass sich die Rissentstehung mit zunehmendem Schneidkantenradius verzögert. Die Linie höchster Spannungen verläuft um die Matrizenkante herum. Bei einem erhöhten Schneidkantenradius an der Matrize vergrößert sich der Grat. Dies wird jedoch durch einen zweiten Effekt verstärkt. Da bei einem verschlissenen Stempel die Kraft an der Stempelkante diffuser in den Werkstoff eingebracht wird, baut sich ein breiteres Spannungsfeld auf, wodurch die Grathöhe ansteigt.

Die Simulationsergebnisse zum Halbwarmschneiden zeigen ähnliche Tendenzen wie beim Hartschneiden hinsichtlich der Zunahme der maximalen Schneidkraft, der

Vergrößerung des Glattschnittanteils, sowie der Grathöhe mit größer werdendem Kantenradius bei den untersuchten Schneidtemperaturen 500 °C, 600 °C, 700 °C und 800 °C (siehe Anhang Bild 11.7).

8.3.2 Schnittkantenprofil und charakteristische Schnittflächenkenngrößen beim Hartschneiden

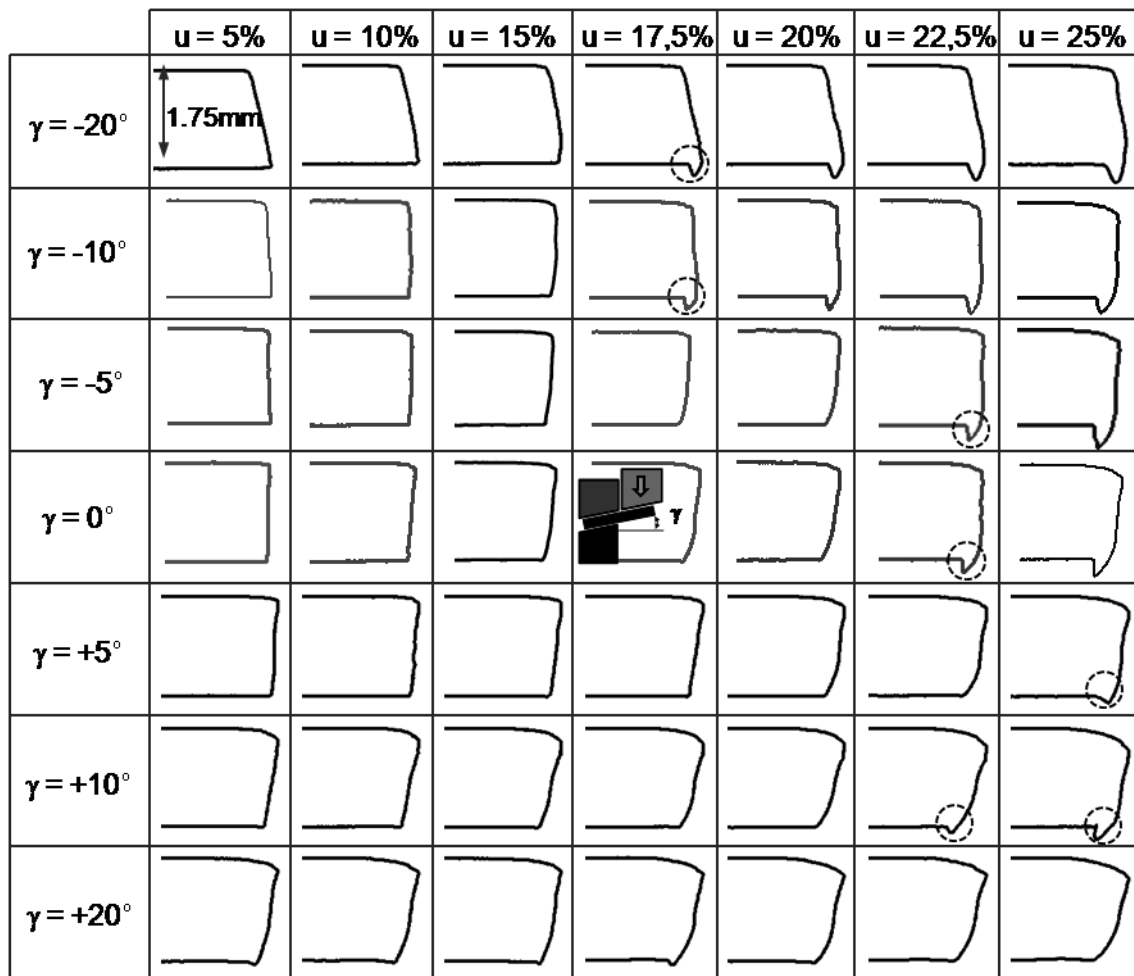


Bild 8.15: Schnittflächenprofile aus dem Experiment unter Variation von Schneidspalt und Blechlagewinkel (Hartschneiden; Abschneiden; $v_{St} = 60 \text{ mm/s}$; $r_K \approx 20 \mu\text{m}$)

Zur Ermittlung des Schnittflächenprofils sowie der charakteristischen Schnittflächenkenngrößen wurden die Versuche mit einem Schneidkantenradius von ca. 20 μm und mit einer Niederhalterkraft F_{NH} von ca. 16 kN (linienbezogen 400 N/mm im Bezug auf die Schnittlinienlänge) ohne Schmiermittel durchgeführt. Zur Ermittlung dieser Profil

größen wurden für jeden Schneidspalt und Blechlagewinkel jeweils vier Proben ausgewertet.

In Bild 8.15 werden die gemessenen Schnittflächenprofile unter Variation des Schneidspalts und des Blechlagewinkels beim Abschneiden von 22MnB5 im vergüteten Zustand dargestellt.

Die Schnittflächenbildung verändert sich bei Schneidspalten zwischen 5 und 15 % kaum. Bei keinem der untersuchten Blechlagewinkel lässt sich in diesem Schneidspaltbereich eine verstärkte Gratbildung beobachten. Die gestrichelten Kreise im Bild 8.15 zeigen das erste Auftreten von Grat mit zunehmendem Schneidspalt. Der Beginn der Gratbildung wird bei einem Schneidspalt von 17,5 % bei $\gamma = -20^\circ$ und -10° und bei einem Schneidspalt von 22,5 % bei $\gamma = -5^\circ, 0^\circ, +5^\circ$ und $+10^\circ$ festgestellt. Bei einem Blechlagewinkel von $\gamma = +20^\circ$ tritt bis 25% Schneidspalt keine signifikante Gratbildung auf.

Zur Beurteilung der Schnittflächenqualität wurden die jeweiligen Schnittflächenkenngrößen, also die Kanteneinzugs-, Glattschnitt-, Bruchflächen- und Schnittgrathöhe aus den Profilen ermittelt.

Das Bild 8.16 zeigt die gemittelten Schnittflächenkenngrößen und die entsprechenden Standardabweichungen. Hierbei ist h_E die Kanteneinzugshöhe, h_S die Schnittflächenhöhe, h_B die Bruchflächenhöhe und h_G die Schnittgrathöhe. Die ermittelten Schnittflächenkenngrößen werden in prozentualen Anteilen in Bezug auf die Blechdicke dargestellt. Die Summe der drei Höhen h_E , h_S und h_B ergibt die Blechdicke s .

Die Schnittfläche weist aufgrund des spröden Bruchverhaltens von vergütetem 22MnB5 einen hohen Bruchflächenanteil auf.

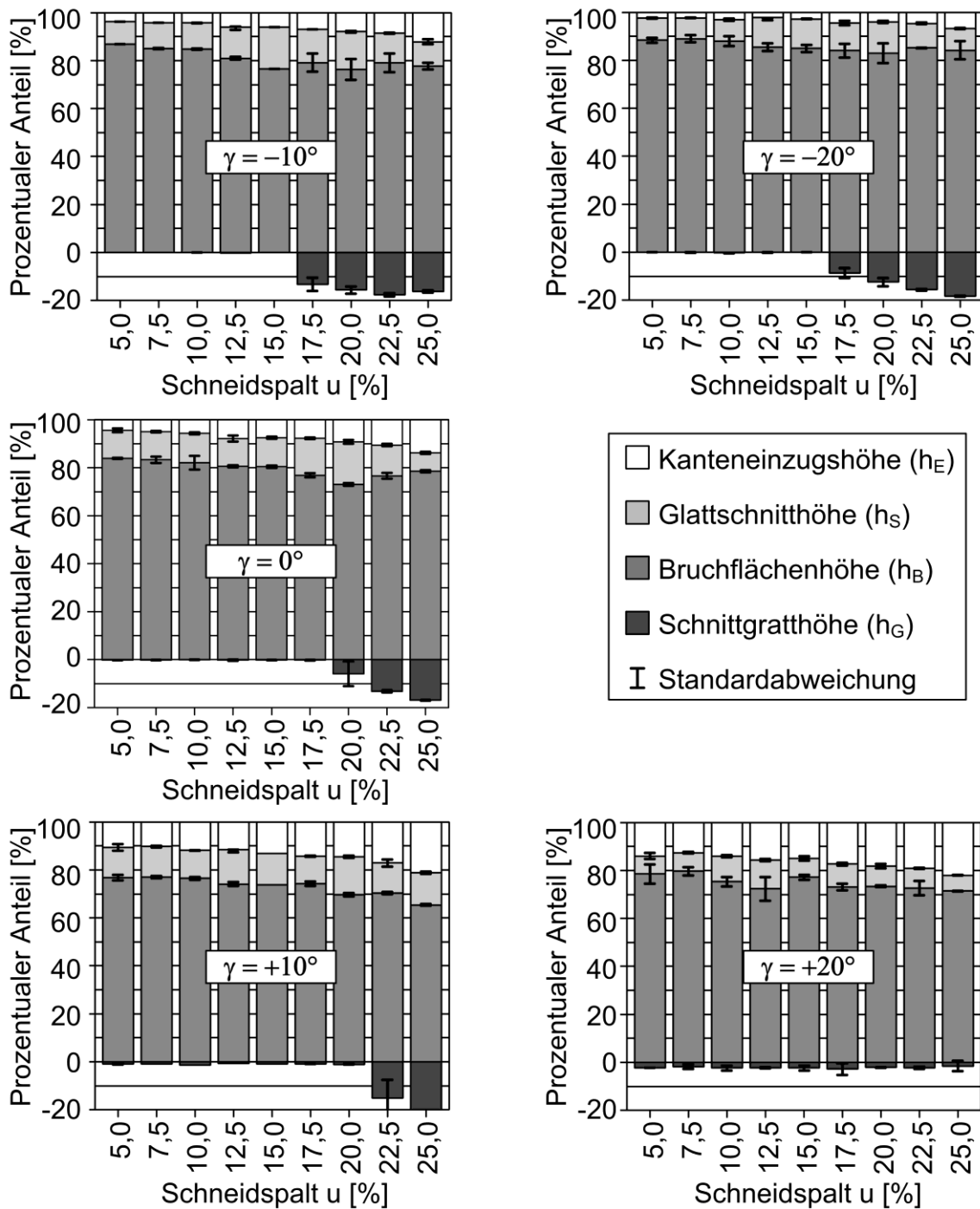


Bild 8.16: Schnittflächenkenngrößen bei $\gamma = -20^\circ, -10^\circ, 0^\circ, +10^\circ$ und $+20^\circ$ aus den experimentellen Versuchen ($v_{St} = 60 \text{ mm/s}$; $r_K \approx 20 \text{ }\mu\text{m}$)

Aus Bild 8.16 wird ersichtlich, dass die Grathöhe mit zunehmendem Schneidspalt unvermittelt ansteigt. Im Vergleich zum positiven Blechlagewinkel tritt bei den negativen Blechlagewinkeln $\gamma = -10^\circ$ und $\gamma = -20^\circ$ die kritische Grathöhe, welche

nach [LANG90] bei 10% der Blechdicke erreicht wird, bei einem deutlich kleineren Schneidspalt auf.

Allgemein ist die Gratbildung bei negativen Blechlagewinkeln stärker ausgeprägt, da bei einem größeren Schneidwinkel ($>90^\circ$) ähnlich wie beim größeren Schneidkantenradius ein breiterer Bereich mit höheren Spannungen um die Matrizenkante entsteht.

Der Kanteneinzug wird vom Werkstoff, vom Schneidspalt und von der Form der Schneidlinie bestimmt [LANG90]. Die auf die Blechdicke bezogene Kanteneinzugshöhe bewegt sich beim Abschneiden von 22MnB5 zwischen 3 % und 22 % bei einem Schneidspaltbereich von 5 % bis 25 %. Bei größeren Schneidspalten treten tendentiell größere Kanteneinzüge auf. Ein größerer Schneidspalt erhöht die horizontale Kraft im Kanteneinzugsbereich des Bleches, wodurch sich die Kanteneinzugshöhe mit zunehmendem Schneidspalt vergrößert. Ein größerer Blechlagewinkel resultiert ebenfalls in einer Zunahme der Kanteneinzugshöhe. Dies wird verursacht durch die positive Neigung des Blechs beim Stempelerindringen auf der Blechoberseite und die dadurch hervorgerufene verstärkte Durchbiegung. Ein ähnlicher Zusammenhang ergibt sich bei der Kanteneinzugsbreite (Bild 8.17).

Die Zunahme der Schnittgratbreite bei einer Vergrößerung des Schneidspalts steht in einem proportionalen Verhältnis zur Schnittgrathöhe (vgl. Schnittgrathöhe im Bild 8.16).

Der Bruchwinkel nimmt mit zunehmendem Schneidspalt ab. Bei einer erhöhten Gratbildung ist eine sprunghafte Vergrößerung des Bruchwinkels zu beobachten (vgl. Schnittgrathöhe im Bild 8.16).

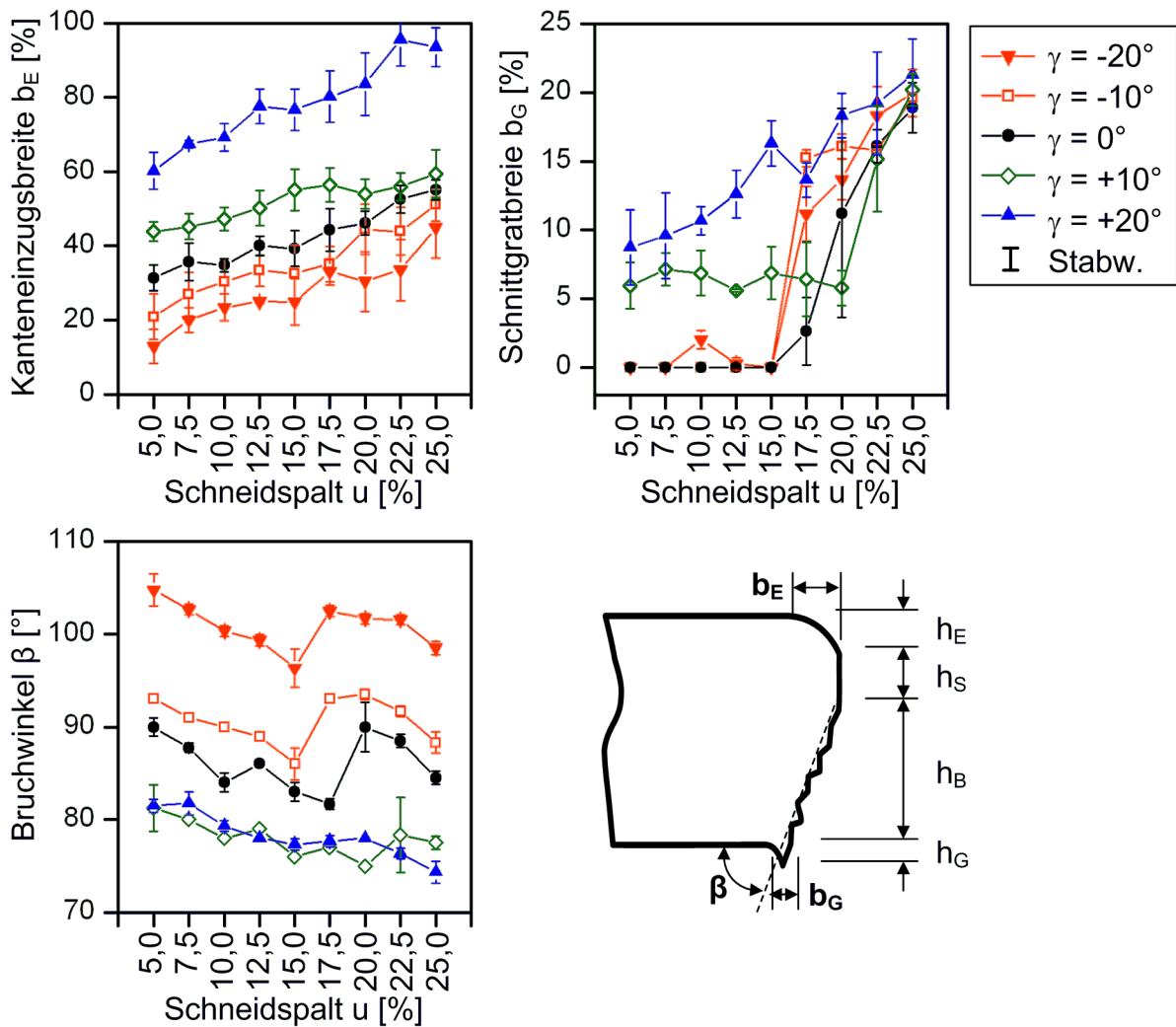


Bild 8.17: Kanteneinzugsbreite, Schnittgratbreite und Bruchwinkel bei $\gamma = -20^\circ, -10^\circ, 0^\circ, +10^\circ$ und $+20^\circ$ aus den experimentellen Versuchen (Abschneiden; $v_{St} = 60 \text{ mm/s}$; $r_K \approx 20 \text{ }\mu\text{m}$)

Vergleich der Schnittflächenkenngrößen aus dem Experiment und der FE-Simulation

Mit dem verwendeten Bruchkriterium nach Brozzo und dem bestimmten kritischen Bruchwert $C = 0,95$ wurden die Experimente simulativ nachgestellt. In der Hartschneidsimulation wurden für den Blechlagewinkel 0° fünf Schneidspalte (5, 10, 15, 20 und 25 %) und für die positiven und negativen Blechlagewinkel -10° und $+10^\circ$ drei Schneidspalte (5, 10 und 15 %) untersucht. Die Simulation erfolgte mit einem Schneidkantenradius von $50 \text{ }\mu\text{m}$ und einer Schneidgeschwindigkeit von 60 mm/s . Für die Reibung zwischen Werkzeug und Blech wurde ein Reibwert von $\mu = 0,12$ festgelegt. Der Niederhalterdruck beträgt 400 N/mm^2 . Die charakteristischen

Schnittflächenkenngößen aus dem Experiment und der FE-Simulation werden im Bild 8.18 gegenübergestellt.

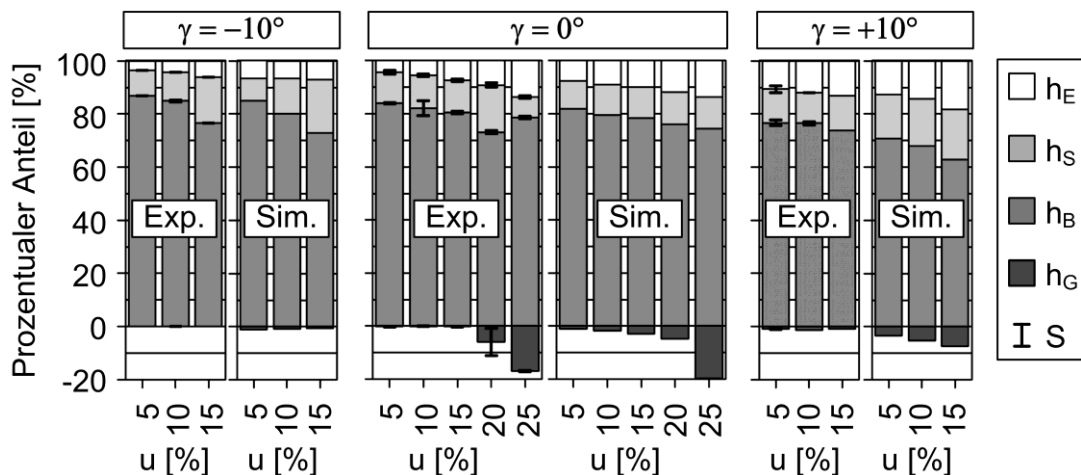


Bild 8.18: Vergleich der Schnittflächenkenngößen aus Experiment und Simulation (Abschneiden; $v_{St} = 60 \text{ mm/s}$)

Bis zum Schneidspalt von 15 % wurde auch in der Simulation keine signifikante Gratbildung ermittelt. Zwischen den Simulationen und den Experimenten sind jedoch Abweichungen vorhanden. Die Kanteneinzugs- und Grathöhe der Simulationen sind im Vergleich zu den Experimenten erhöht. Trotz dieser Abweichungen zeigen die Experimente und die Simulationen ähnliche Tendenzen hinsichtlich Veränderungen der Schnittflächenkenngößen bei einer Variation des Schneidspalts.

8.3.3 Charakteristische Schnittflächenkenngößen beim Halbwarmschneiden

Wie beim Hartschneiden wurden auch die Schnittflächenkenngößen der halbwarmgeschnittenen Proben in prozentualen Anteilen ausgewertet und abhängig von der Schneidtemperatur und dem Schneidspalt dargestellt.

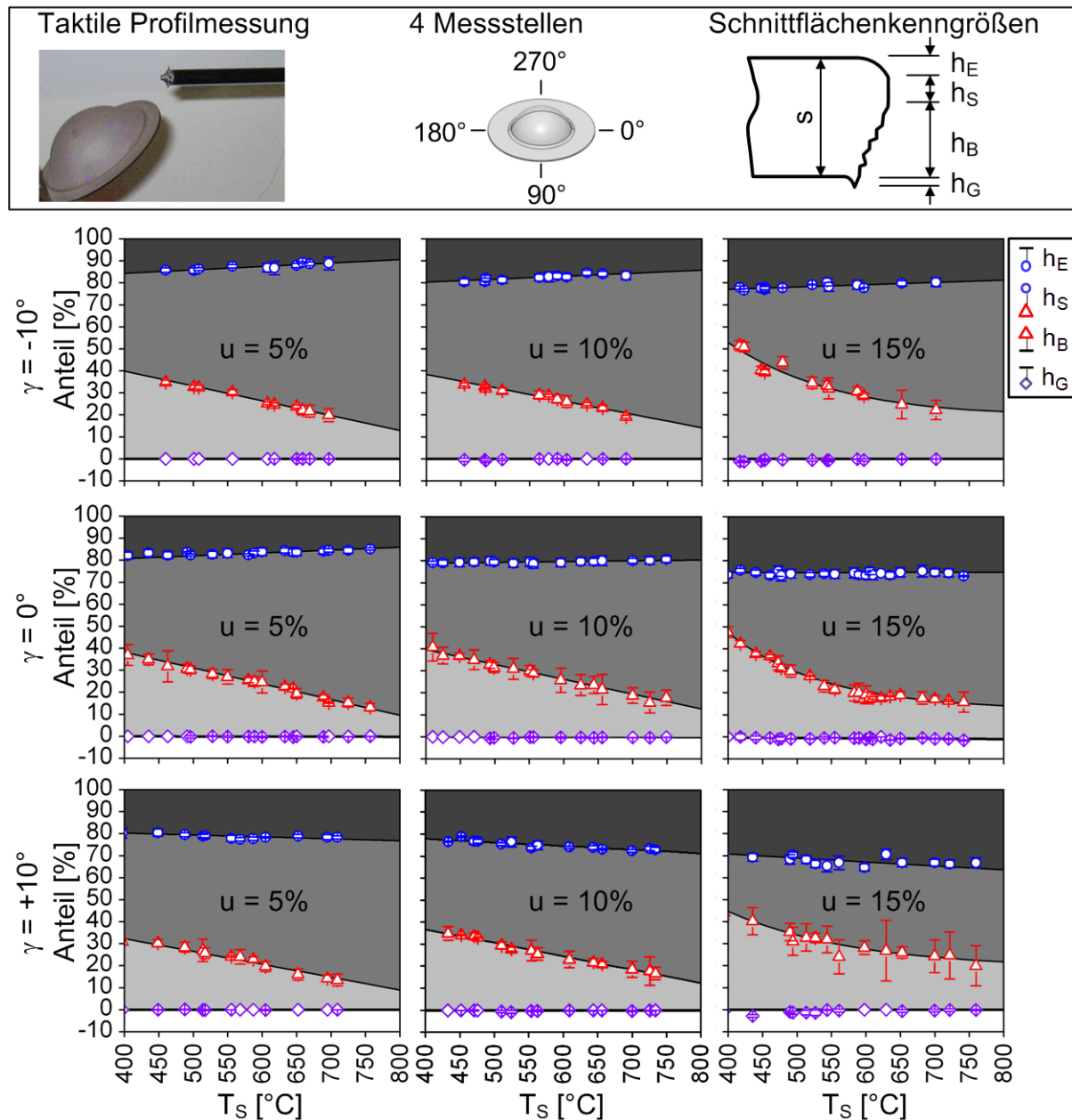


Bild 8.19: Einfluss von Schneidtemperatur T_s und Schneidspalt u auf die Schnittflächenausbildung bei $\gamma = -10^\circ$, 0° und $+10^\circ$ ($v_{St} \approx 30 \text{ mm/s}$; $r_K \approx 20 \mu\text{m}$)

Zur Ermittlung dieser Größen wurden für jeden Schneidspalt und Blechlagewinkel die Proben bei unterschiedlichen Temperaturen geschritten und taktil ausgewertet. An jeder Probe wurden 4 Schnittflächenmessungen durchgeführt und deren Werte gemittelt. Bild 8.19 stellt die ermittelten Schnittflächenkennwerte unter Berücksichtigung der Standardabweichung dar.

Es zeigt sich, dass die Schneidtemperatur auf die Kanteneinzugshöhe nur einen geringen Einfluss besitzt. Die Glattschnitthöhe sowie die Bruchfläche werden von der Schneidtemperatur hingegen deutlich beeinflusst. Tendenziell steigt die Kanteneinzugshöhe mit größer werdendem Blechlagewinkel.

Bei der Auswahl eines kleinen Schneidspalts erhöhen sich die Druckspannungen in der Scherzone, was wiederum den Rissbeginn verzögert und den Glattschnittanteil erhöht. Des Weiteren führt der kleine Schneidspalt beim halbwarmen Beschneiden von 22MnB5 zur Reduzierung der Gratbildung. Da der Werkzeugverschleiß bei kleinen Schneidspalten durch hohe Spannungen an der Schneidkante beschleunigt wird, sollte für die Auswahl des Schneidspalts bei der Massenfertigung ein Kompromiss zwischen Bauteilqualität und Werkzeugverschleiß gefunden werden.

Im Weiteren zeigen die jeweiligen Anteile einen linearen Zusammenhang mit der Temperatur bis zu einem Schneidspalt von 10 %. Die Glattschnitt- und Bruchflächenanteile weisen bei einem Schneidspalt von 15 % ein nicht lineares Verhalten in Abhängigkeit von der Temperatur auf. Bei diesem Schneidspalt wurde unterhalb von 500 °C eine exponentielle Zunahme des Bruchflächenanteils beobachtet. Dies ist insbesondere auf die Überlagerung der biegeinduzierten Zugspannungen in der Scherzone und auf die erhöhte Kaltverfestigung aufgrund der Gefügeumwandlung bei niedriger Schneidtemperatur zurückzuführen. Im Experiment wurde keine auffällige Gratbildung beobachtet. Die maximal gemessene Grathöhe beträgt ca. 3 % (50 µm), bei einem Schneidspalt von 15 % und einer Schneidtemperatur von 400 °C.

Zur Ermittlung der Schnittflächenkenngößen in den Halbwarmschneidsimulationen wurde der temperaturabhängige kritische Bruchwert (siehe Kap. 8.1.2) des Bruchkriteriums nach Brozzo verwendet. Im Bild 8.20 werden die ermittelten Kenngößen aus dem Experiment und der Simulation verglichen.

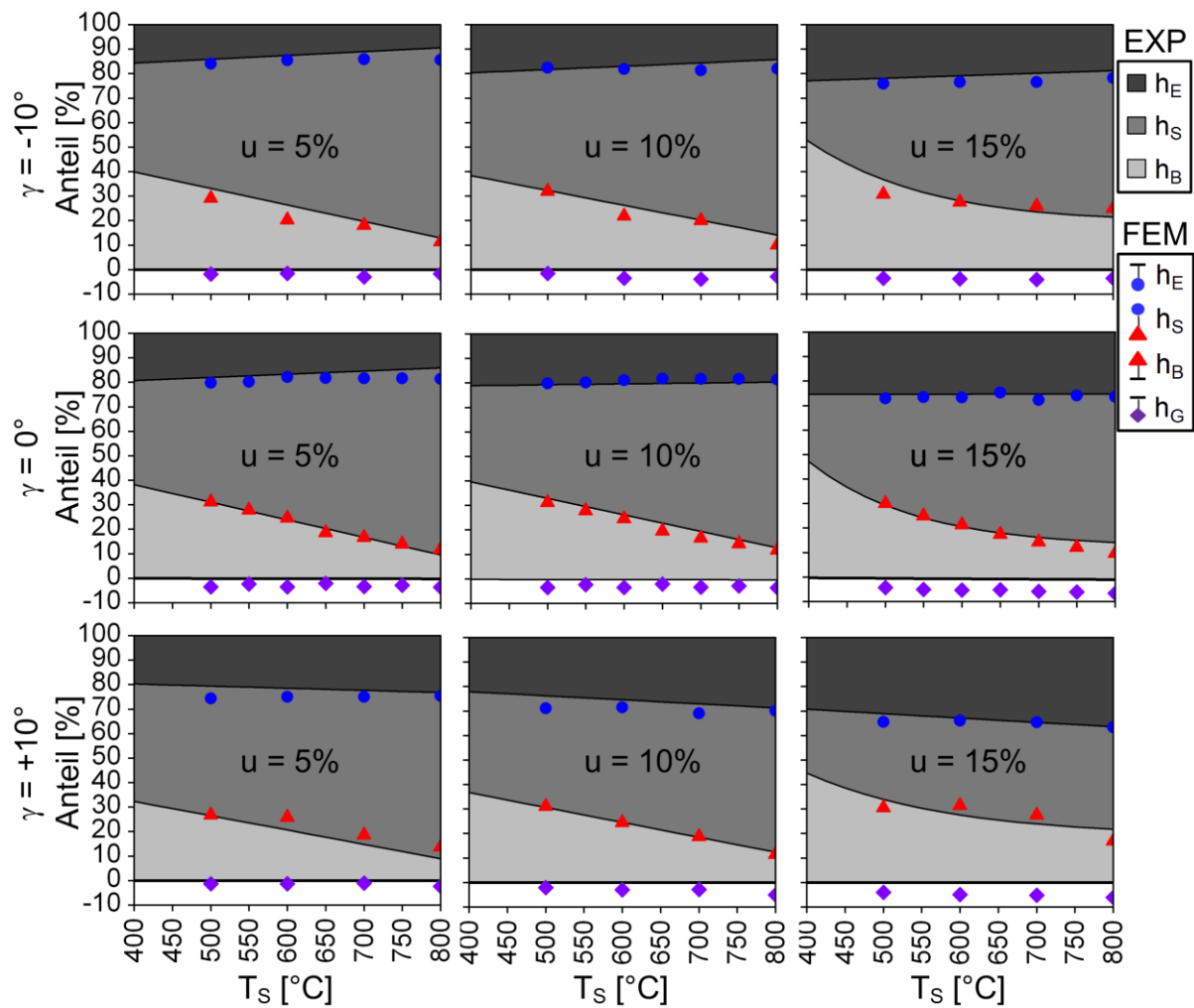


Bild 8.20: Aufteilung der Schnittfläche in Experiment und Simulation bei $\gamma = -10^\circ, 0^\circ$ und $+10^\circ$ ($v_{St} \approx 30 \text{ mm/s}$; $r_K \approx 20 \mu\text{m}$)

Die Grathöhen aus dem Experiment werden nicht dargestellt, da die Höhe im untersuchten Schneidspalt- und Temperaturbereich vernachlässigbar klein ist.

Abgesehen von der Gratbildung stimmen die Ergebnisse aus dem Experiment und der Simulation gut überein. Die Grathöhen der Simulation sind im Vergleich zum Experiment deutlich erhöht. Möglicherweise liegt das in der diffundierten, spröden Fe-Al-Si-Beschichtung der Platine, welche in der FE-Simulation nicht abgebildet wird.

In der Arbeit von [MORI08] wurde der Einfluss des Schneidspalts und der Schneidtemperatur auf die Schnittflächenkenngrößen des eingesetzten höchstfesten Stahlblechs SPFC 980 ($R_{p0,2} = 490 \text{ MPa}$ und $R_m = 980 \text{ MPa}$) mit der Blechdicke von 2 mm experimentell untersucht. Ähnlich wie bei den Ergebnissen aus dem

Halbwarmschneidversuchen des Werkstoffs 22MnB5 zeigte diese Untersuchung quasi-lineare Zusammenhänge der Schnittflächenkenngrößen in Abhängigkeit von der Schneidtemperatur.

Betrachtet wurde noch der Bruchwinkel abhängig von der Schneidtemperatur und dem Schneidspalt bei den Blechlagewinkeln -10° , 0° und $+10^\circ$.

Aus Bild 8.21 ist ersichtlich, dass der Bruchwinkel sich mit kleiner werdendem Schneidspalt dem durch den Blechlagewinkel vorgegebenen Grenzwert nähert. Dies ist bei -10° Blechlagewinkel 100° , bei 0° Blechlagewinkel 90° und bei $+10^\circ$ Blechlagewinkel 80° . Die Schneidtemperatur hat auf den Bruchflächenwinkel nur geringen Einfluss.

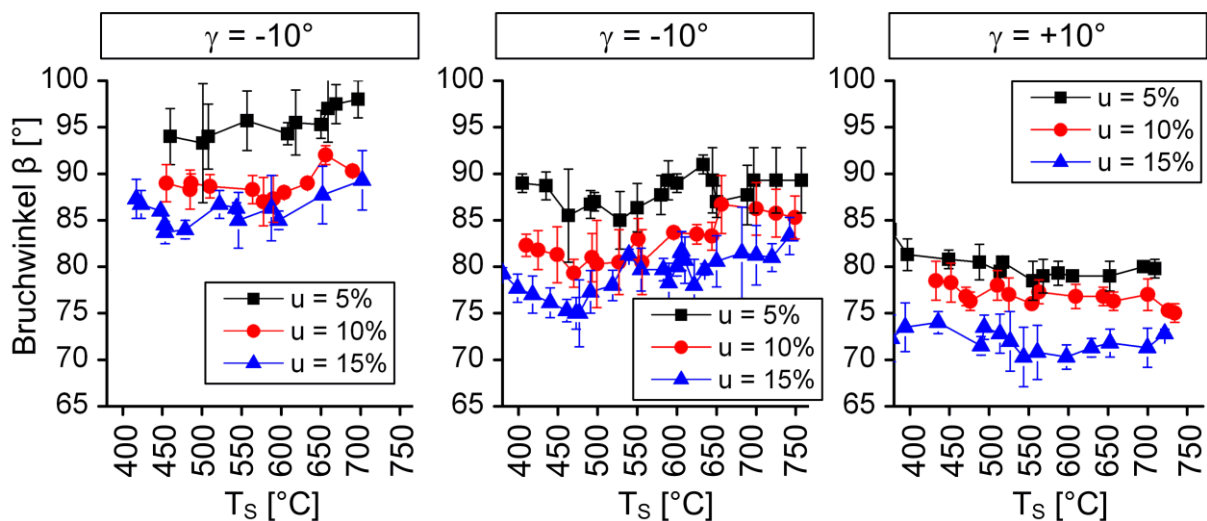


Bild 8.21: Bruchwinkel β aus den experimentellen Halbwarmschneidversuchen bei unterschiedlichen Blechlagewinkeln γ ($v_{St} \approx 30$ mm/s; $r_K \approx 20$ μ m)

8.4 Mikroskopische Untersuchung der Schnittflächenqualität

Zur Überprüfung der Schnittflächenausbildung wurden REM-Aufnahmen und Gefügeanalysen durchgeführt. Ziel war unter anderem die Bestimmung des Einflusses der Schneidtemperatur T_s auf die Schnittflächenqualität. Bild 8.22 zeigt die REM-Aufnahmen der Schnittflächen aus den Hartschneidversuchen, während Bild 8.23 die Ergebnisse der Halbwarmschneidversuche darstellt.

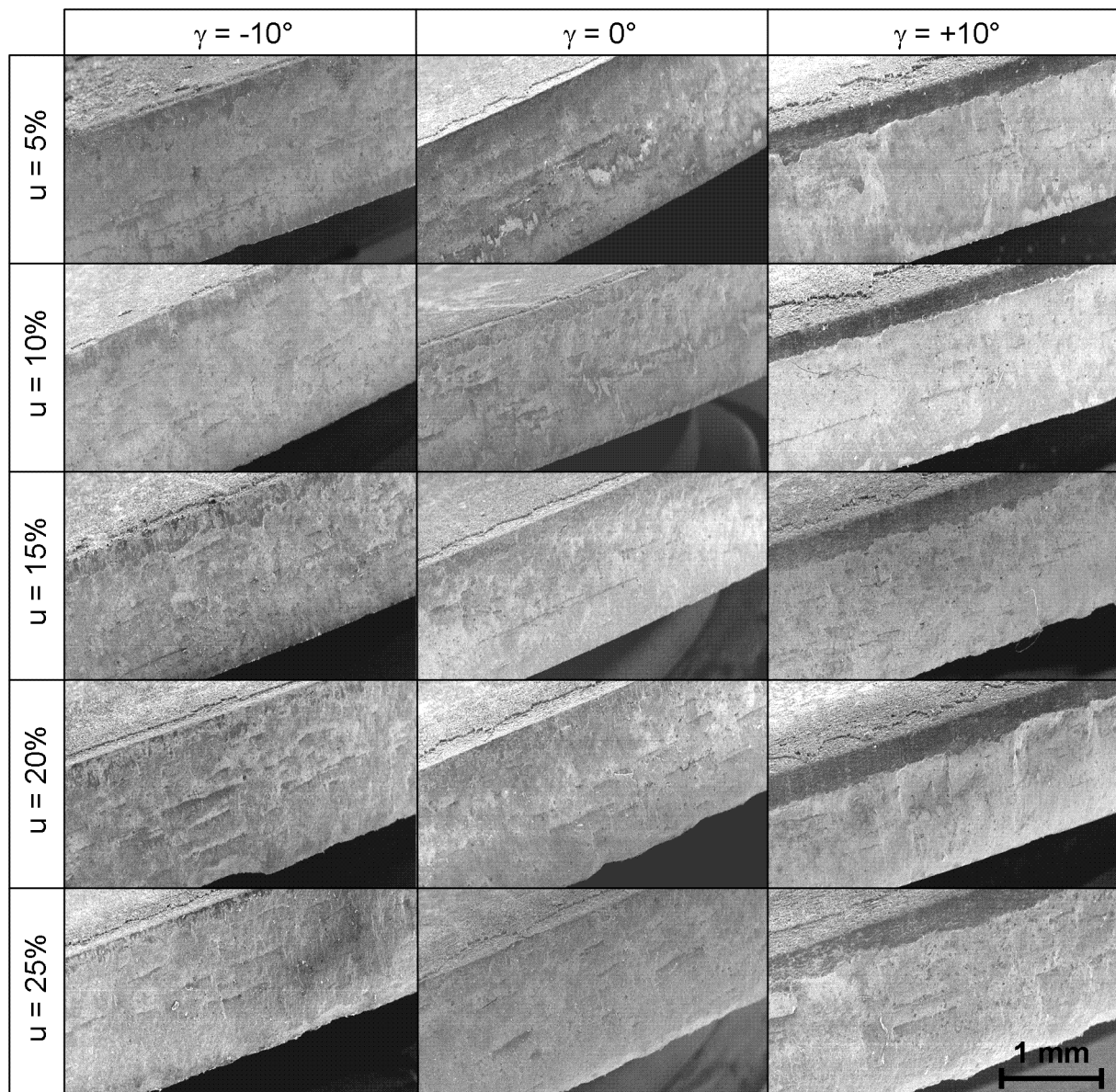


Bild 8.22: REM-Aufnahme der Schnittflächen aus dem Hartschneidversuchen bei unterschiedlichen Blechlagewinkeln γ und Schneidspalten u (Abschneiden; $v_{st} = 60 \text{ mm/s}$, $r_K \approx 20 \text{ }\mu\text{m}$)

Die Schnittflächen des hartgeschnittenen 22MnB5 weisen eine stark ausgeprägte Bruchfläche auf (vgl. Bild 8.16). Die Bruchfläche zeigt eine wesentlich feinkörnigere Oberfläche als konventionelle Bruchflächen duktilerer Stähle. Aus den REM-Aufnahmen von Bild 8.23 wird der deutlich größere Glattschnittanteil der habwarmgeschnittenen Schnittflächen im Vergleich zu den hartgeschnittenen Schnittflächen deutlich. Auch geht aus dem Bild hervor, dass bei erhöhter Schneidtemperatur der Glattschnittanteil steigt.

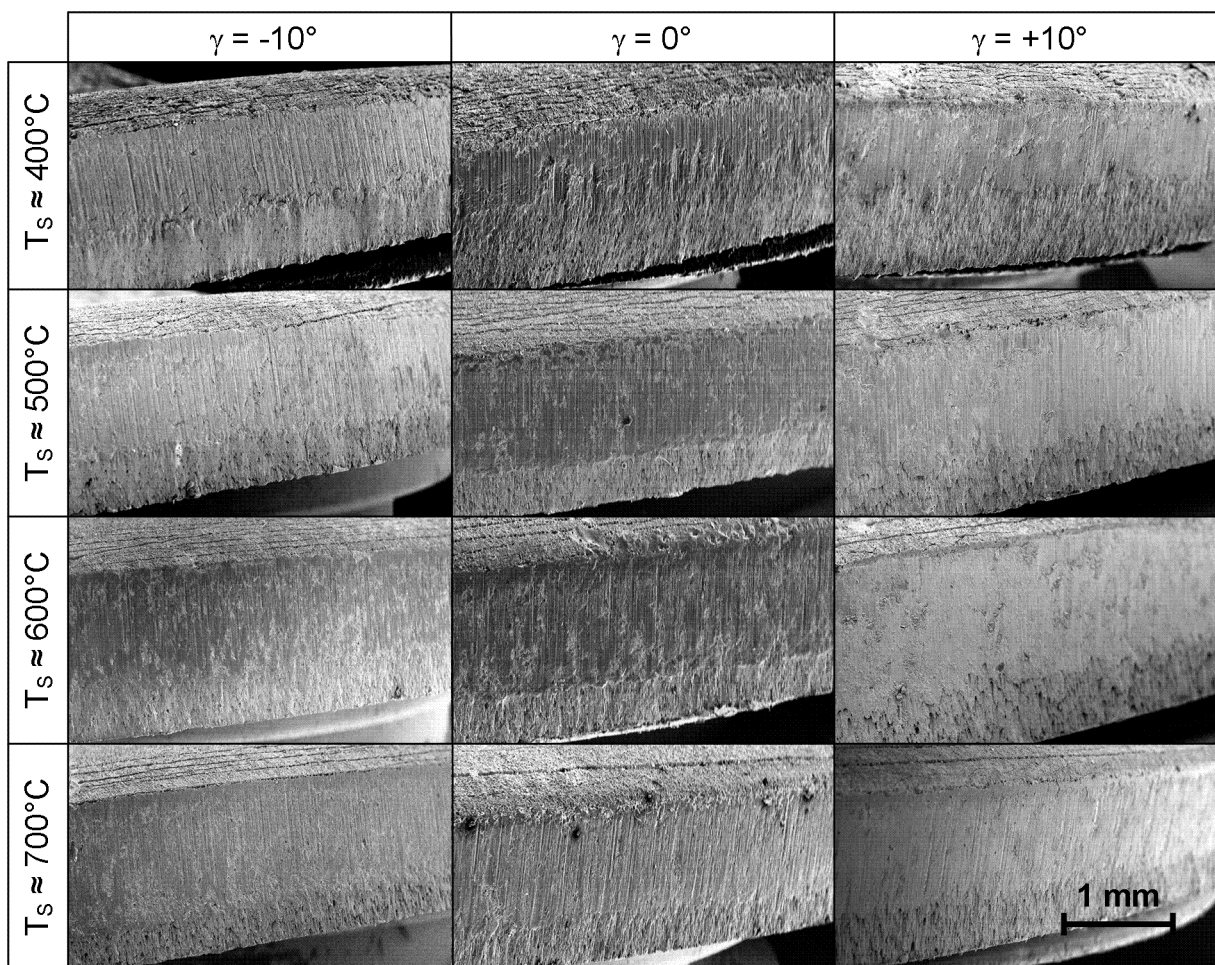


Bild 8.23: REM-Aufnahme der Schnittflächen aus den Halbwarmschneidversuchen mit unterschiedlichen Schneidtemperaturen T_s und Blechlagewinkeln γ (Halbwarmschneiden; $v_{St} = 30 \text{ mm/s}$; $u = 10 \%$; $r_K \approx 20 \mu\text{m}$)

Zur exemplarischen Darstellung des Einflusses der Schneidtemperatur werden in Bild 8.24 die Schnittflächenbereiche zweier Proben mit der jeweiligen Schneidtemperatur von 500°C und 700°C bei einem Blechlagewinkel $\gamma = 0^\circ$ und einem Schneidspalt $u = 5 \%$ gegenübergestellt.

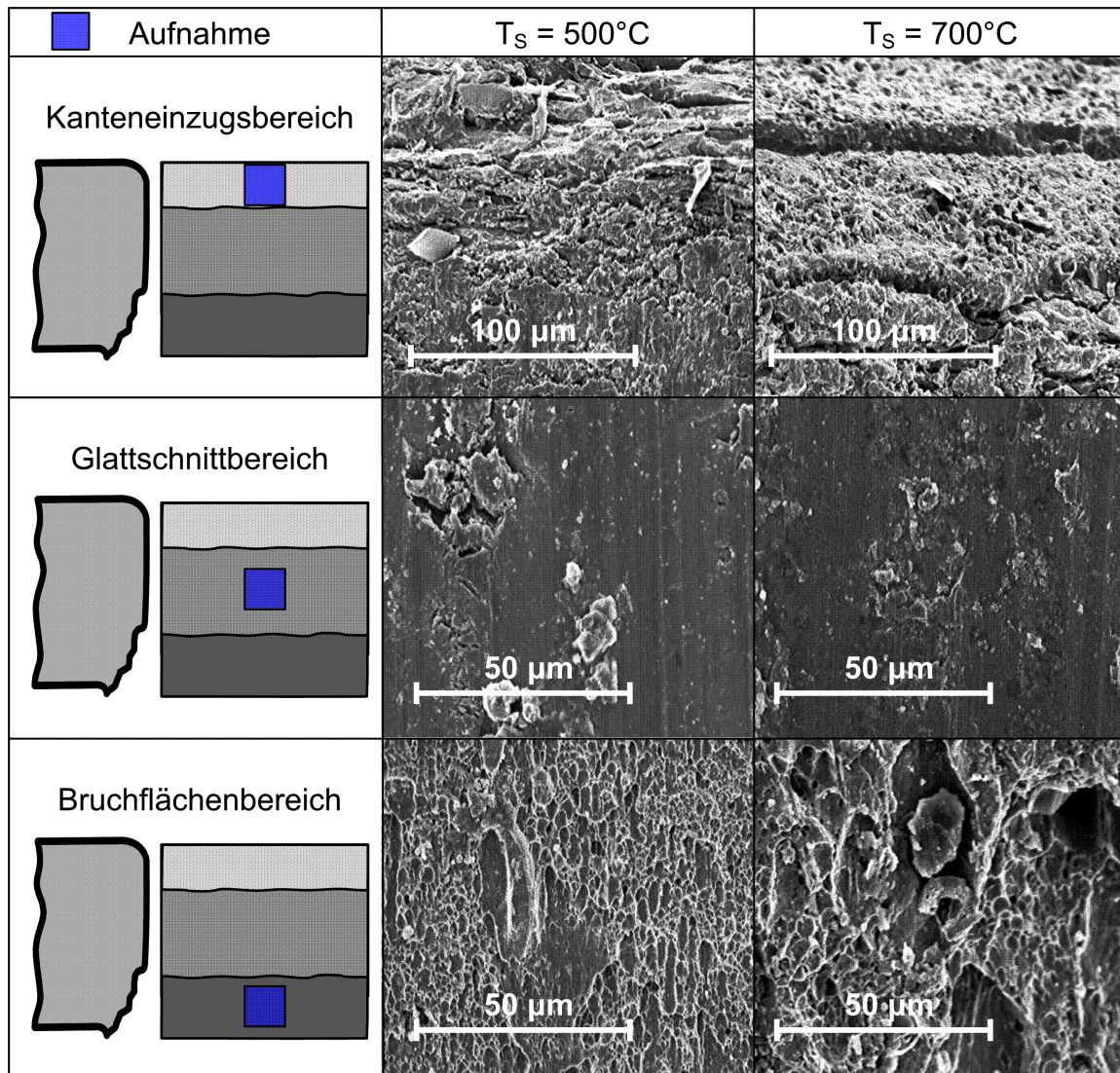


Bild 8.24: REM-Aufnahme der charakteristischen Schnittflächenzonen
 (Halbwarm schneiden; $\gamma = 0^\circ$; $v_{St} = 30 \text{ mm/s}$; $u = 5 \%$; $r_K \approx 20 \mu\text{m}$)

Die REM-Aufnahmen im Bild 8.24 zeigen die zunehmende Rissbildung der Beschichtung im Kanteneinzugsbereich mit steigender Temperatur. Aufgrund der Sprödigkeit der aufgeschmolzenen Fe-Al-Si-Beschichtung und der Verformung dieser Schicht während des Halbwarm schneiden bilden sich Makrorisse entlang des Einzugsbereichs in horizontaler Richtung aus. Diese Risse dringen nicht in die Grundmatrix ein. Im Übergangsbereich entstehen zwischen dem Kanteneinzugs- und dem Glattschnittbereich Mikrorisse, welche bei hoher Schneidtemperatur stärker ausgeprägt sind.

In der Mitte des Glattschnittbereichs zeigt die Fläche im Vergleich zu den Kanteneinzugs- und Bruchflächen eine deutlich bessere Schnittflächenqualität mit erhöhter Schneidtemperatur. In einzelnen, lokalen Bereichen dieser Fläche kommt es zu Rissen, Materialanhäufungen und -ablösungen, die in den meisten Fällen mit abnehmender Schneidtemperatur vermehrt auftreten (siehe Anhang Bild 11.8 und Bild 11.9). Bei hoher Schneidtemperatur wird aufgrund der Zähigkeit des Materials tendenziell die Glattschnittfläche stärker verschmiert. Daher steigt die Rauheit der Glattschnittfläche mit erhöhter Schneidtemperatur. In diesem Kontext können Mikrorisse auftreten (Bild 8.25). Die beobachteten Risse weisen eine Längenausdehnung von bis zu $6\ \mu\text{m}$ auf. Bild 8.25

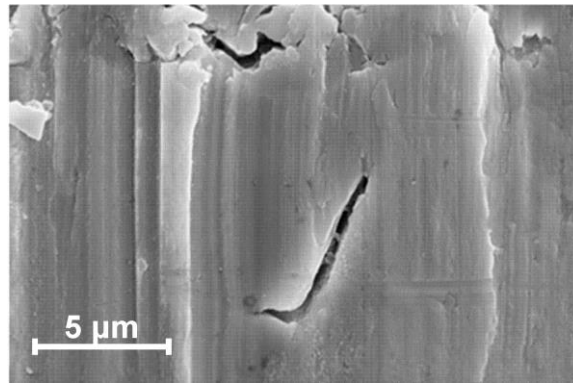


Bild 8.25: Mikroriss auf der Glattschnittoberfläche bei Schneidtemperatur $T_S = 715^\circ\text{C}$ (Halbwarmschneiden; $\gamma = 0^\circ$; $v_{St} = 30\ \text{mm/s}$; $u = 5\ \%$; $r_K \approx 20\ \mu\text{m}$)

Der untere Bruchflächenbereich, bei dessen Trennung das verbleibende Material einer hohen Scher- und Biegebelastung mit entsprechender Spannungsverteilung ausgesetzt ist, zeigt bei erhöhter Schneidtemperatur eine Wabenstrukturbildung. Dies deutet auf eine duktile Bruchentstehung hin. Die auftretende Schädigung resultiert aus einer porösen Rissbildung, die durch die hohe Schneidtemperatur begünstigt wird.

Nach [SCHA10] kann der Rissfortschritt bei bereits vorhandenen Rissen auf zwei Arten geschehen: Zum einen kann es zu einer Zerstörung der Karbide durch äußere Spannungseinwirkung kommen, zum anderen geschieht die Materialtrennung an den Grenzflächen zwischen Matrix und Ausscheidung bzw. Einschlüssen. Hieraus resultiert schließlich die Wabenbruchstruktur der Bruchfläche. Die Waben

entsprechen den getrennten ellipsenförmigen Hohlräumen, die um die harten Einschlüsse gewachsen sind.

Einfluss der Schneidtemperatur auf die Schnittflächenqualität der Bruchfläche

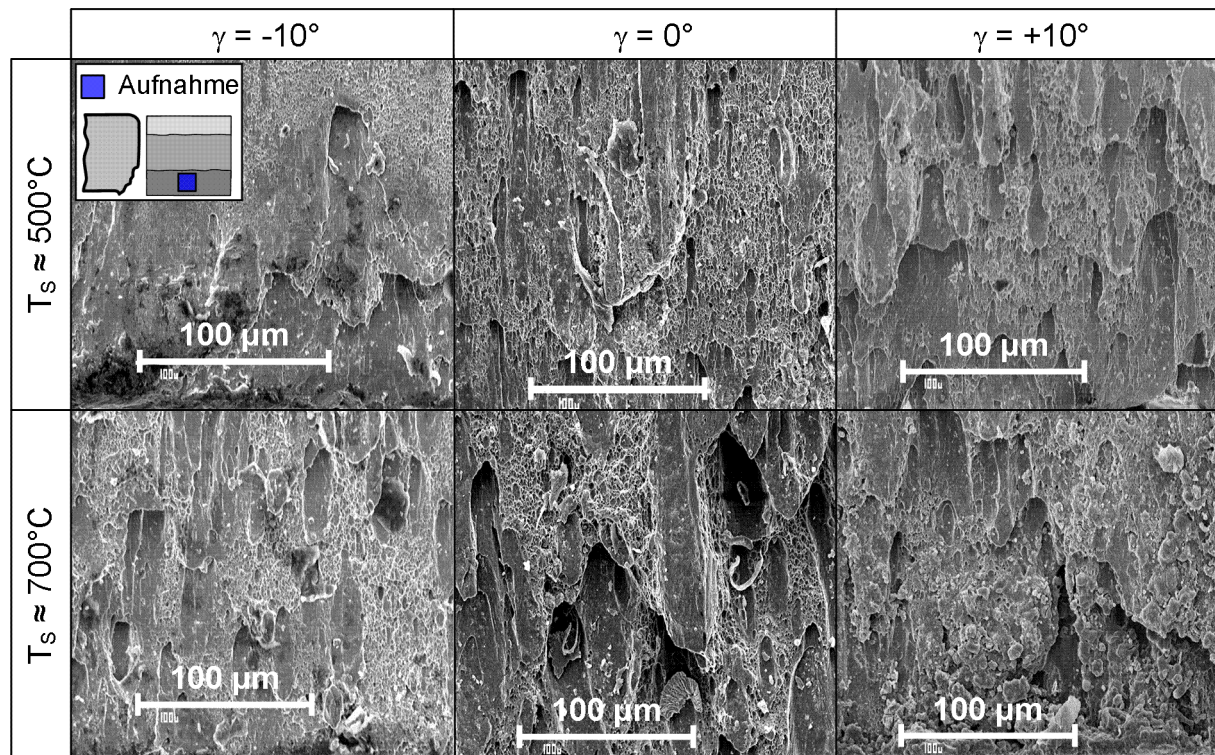


Bild 8.26: Einfluss der Schneidtemperatur T_s auf die Wabenbruchstrukturbildung der Bruchfläche (Halbwarmschneiden; $v_{st} = 30 \text{ mm/s}$; $u = 10 \%$; $r_K \approx 20 \mu\text{m}$)

Die Proben aus Bild 8.26 wurden bei den Schneidtemperaturen $T_s = 500^\circ\text{C}$ und 700°C und den Blechlagewinkeln $\gamma = -10^\circ$, 0° und $+10^\circ$ mit einem Schneidsplatt von 10% geschnitten. Bei beiden Schneidtemperaturen ist die typische Wabenbruchbildung duktiler Materialien auf der Bruchfläche zu erkennen. Die Porenbildung bei 700°C , ist bei allen Blechlagewinkeln, größer als bei der Schneidtemperatur 500°C .

Einfluss des Schneidspalts auf die Schnittflächenqualität der Bruchfläche

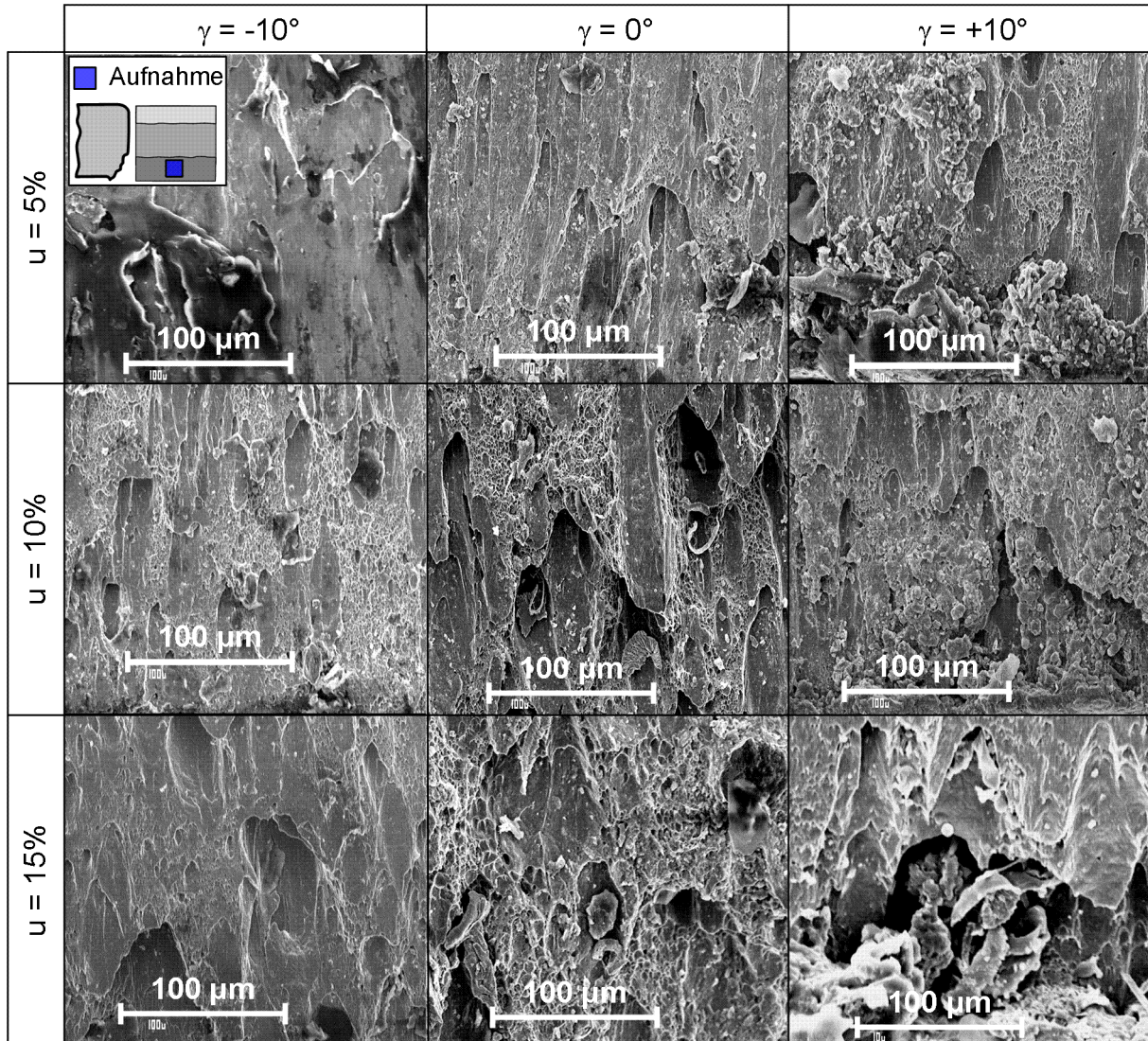


Bild 8.27: Einfluss des Schneidspalts u auf die Wabenbruchstrukturbildung der Bruchfläche (Halbwarmschneiden; $T_S \approx 700^\circ\text{C}$; $v_{St} = 30 \text{ mm/s}$; $u = 10 \%$; $r_K \approx 20 \mu\text{m}$)

Neben der Schneidtemperatur wurde auch der Einfluss des Schneidspalts auf die Wabenbruchbildung in der Bruchflächenzone untersucht. Die Proben wurden bei einer Schneidtemperatur von 700°C geschnitten, unter Variation des Schneidspalts bei den drei Blechlagewinkeln von -10° , 0° und $+10^\circ$. Die Bruchflächen dieser Proben werden in Bild 8.27 miteinander verglichen. Bei Verwendung eines größeren Schneidspalts wird das Material in der Bruchflächenzone in horizontaler Richtung stärker verformt. Infolgedessen nimmt die Wabenbruchbildung mit größer

werdendem Schneidspalt zu. Des Weiteren führt ein größerer Blechlagewinkel γ zur Zunahme der Wabenbruchausprägung, welche aus den REM-Aufnahmen bei $T_s = 700\text{ °C}$ deutlich zu erkennen ist.

Im nächsten Schritt wurden Gefügeanalysen der halbwarmgeschnittenen Proben in senkrechter Richtung zur Schnittfläche durchgeführt. Im Bild 8.28 werden exemplarisch Proben mit einem Schneidspalt von 15 % bei den Schneidtemperaturen 400 °C , 550 °C und 750 °C verglichen. Die Körner sind insbesondere im Bereich der Bruchfläche mit zunehmender Schneidtemperatur stärker verformt. Dementsprechend erfolgt die Materialtrennung bei erhöhter Schneidtemperatur bevorzugt durch die Streckung der Körner als durch deren Scherung. Dies führt zu einer verstärkten Porenbildung und zu einer ausgeprägten Bruchstruktur, wie im Bild 8.24 und Bild 8.26 bereits dargestellt (siehe Anhang Bild 11.10).

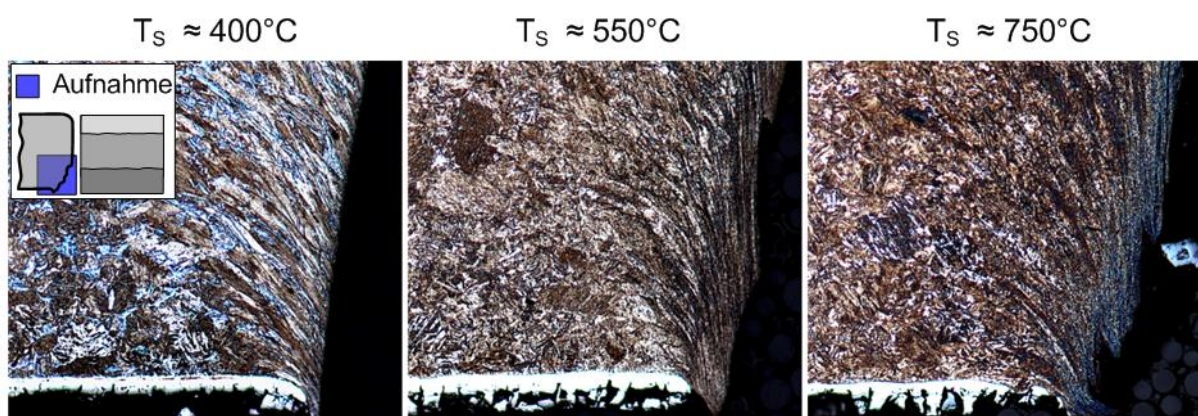


Bild 8.28: Gefügebilder der Bruchflächenzone (Halbwarm schneiden; $\gamma = 0^\circ$; $v_{St} = 30\text{ mm/s}$; $u = 15\%$; $r_K \approx 20\text{ }\mu\text{m}$; Nital-2 %)

An den Übergängen zwischen Kanteneinzug und Glattschnitt und zwischen Glattschnitt und Bruchfläche entstehen inhomogene Zone mit erhöhter Rauigkeit. Begründet ist dies durch eine plötzliche Änderung der inneren Spannung beim Übergang zum Fließen bzw. zum Bruch. Im Weiteren werden Wärmespannungen durch das erhöhte Temperaturniveau eingebracht. Dies führt zu einer Überlagerung der mechanischen und thermischen Spannungen während des Halbwarm schneidens. Aufgrund dessen entstehen in diesen Übergangsbereichen häufig Risse (siehe Bild 8.29).

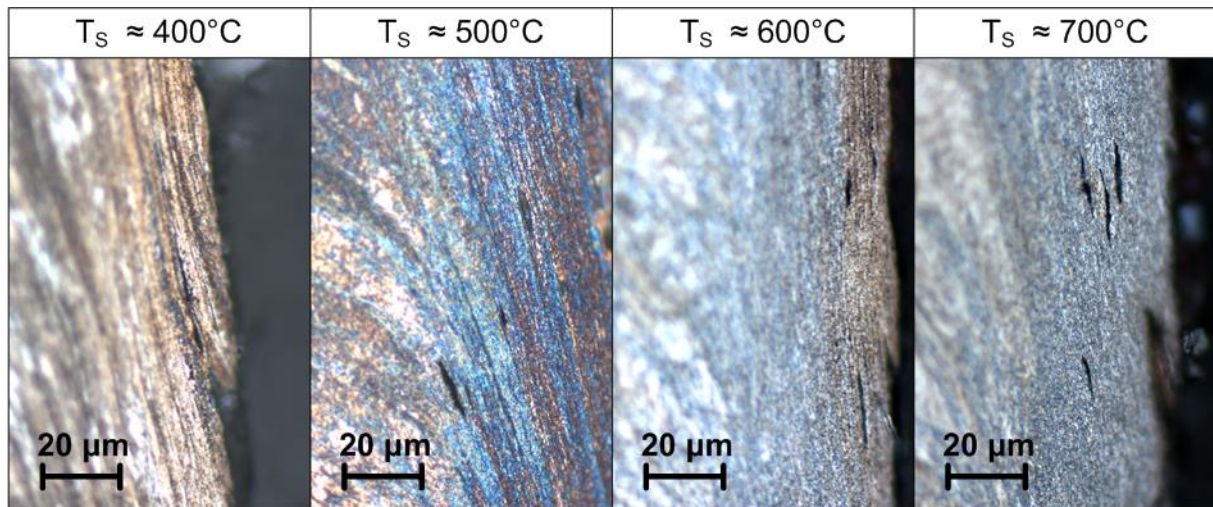


Bild 8.29: Gefügebilder mit Rissen (Halbwarmschneiden; $\gamma = 0^\circ$; $v_{St} = 30 \text{ mm/s}$; $u = 10 \%$; $r_K \approx 20 \mu\text{m}$)

Die Risse entstehen vermehrt neben innerhalb der Übergangszonen, jedoch selten im Bereich des Glattschnitts. Diese Heißrisse (siehe im Kap.2.1.3.3) können eine Längenausdehnung von bis zu $20 \mu\text{m}$ erreichen. Mit zunehmender Schneidtemperatur steigt sowohl die Häufigkeit als auch die Größe der Heißrisse an. Ebenfalls steigt der bainitische Gefügeanteil in den Übergangszonen zwischen Glattschnitt und Bruch und innerhalb der Bruchflächenzone an, wodurch an diesen Stellen die Festigkeit sinkt. Dies wird durch die Härteprüfung im Kap. 8.5.2 bestätigt.

8.5 Härte

8.5.1 Aufhärtung beim Hartschneiden von 22MnB5

Bild 8.30 zeigt die Härteverläufe in der Scherzone nach Vickers HV 0,1 in Abhängigkeit von Blechlagewinkel und Schneidspalt beim Scherschneiden von 22MnB5 im vergüteten Zustand. Die abgebildeten Härteverläufe ergeben sich durch eine Interpolation der Mikrohärtewerte in Kombination mit den aufgezeichneten Schnittflächenprofilen.

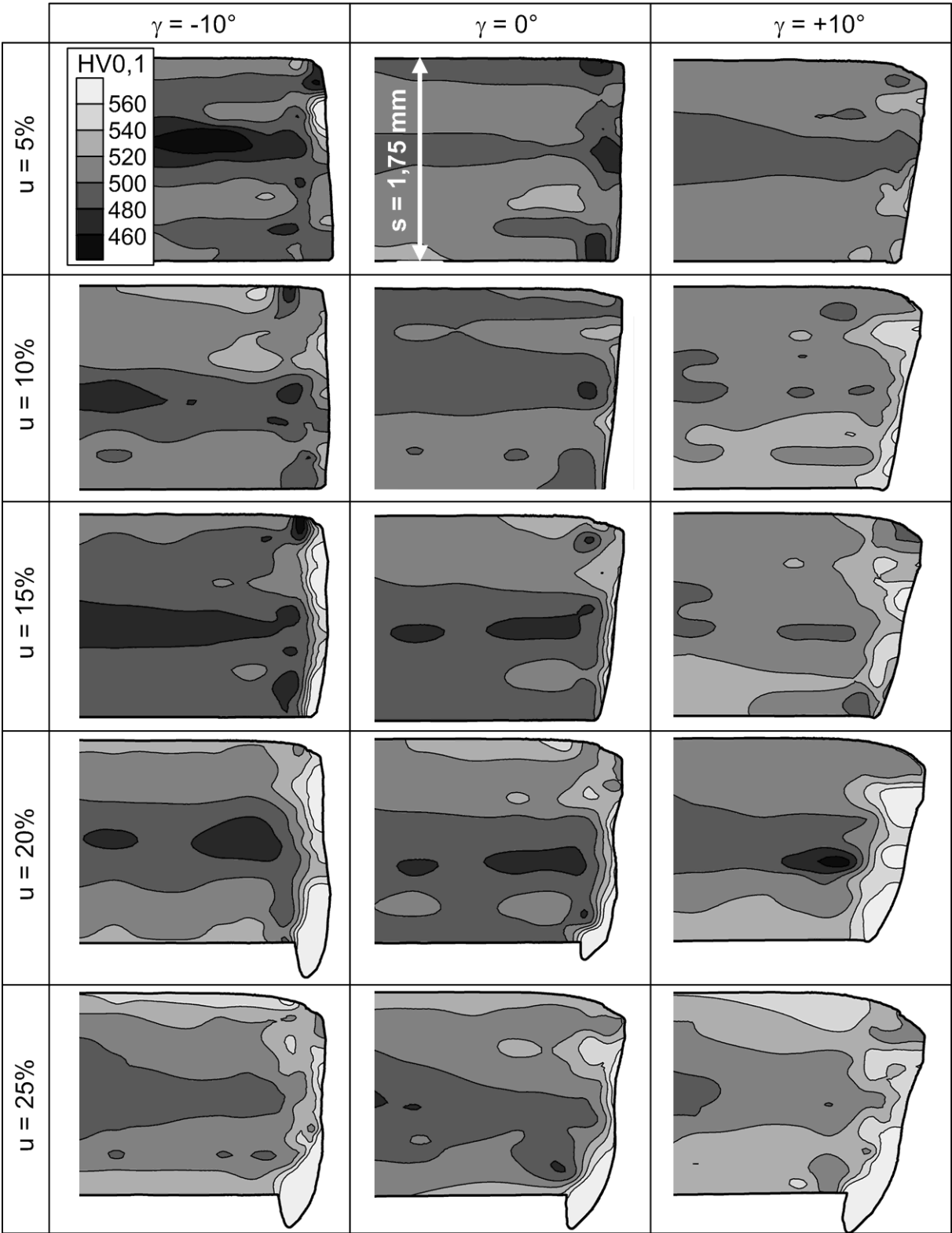


Bild 8.30: Härteverläufe nach Vickers HV 0,1 in der Scherzone beim Hartschneiden (Abschneiden; $v_{st} = 60 \text{ mm/s}$ und $r_K = 20 \mu\text{m}$)

Die Grundhärte des vergüteten 22MnB5 liegt bei ca. 500 HV 0,1 (ca. 49 HRC). Zur Ermittlung dieser Grundhärte wurden die Härtewerte mit einem Abstand von $x = 3$ mm (siehe Messstelle in Bild 7.6) hinterhalb der Schnittfläche herangezogen.

Wie in Bild 8.30 dargestellt, ist die Härte in der Blechmitte niedriger, da dort die Wärme während des Härteprozesses mit einem reduzierten Temperaturgradienten abgeführt wird. Werte, welche größer als 470 HV 0,1 sind, entsprechen einem martensitischen Gefügestand. Die Auswertungen in Bild 8.30 zeigen eine erhöhte Härte im Bereich der Schnittfläche. Mit Zunahme des Schneidspalts steigt die maximale Härte des Werkstoffs in der Nähe der Schnittfläche an. Dies ist unter anderem durch die erhöhte Schnittgratbildung zu begründen. Die Gratbereiche weisen die höchsten Härtewerte (bis zu ca. 600 HV 0,1) auf. Im Bereich des Schnittgrats wird eine Härtesteigerung von bis zu 20 % beobachtet.

Entscheidend für die Aufhärtung des Werkstoffs ist dessen Verfestigungsverhalten. Je höher der Verfestigungsexponent n für einen Werkstoff ist, desto größer sind die Härteänderungen der verformten Bereiche. Entsprechend Bild 8.30 besitzt bei 22MnB5 im vergüteten Zustand der Schneidspalt einen großen Einfluss auf die Härte, obwohl dieser vergütet nur einen geringen Verfestigungsexponenten besitzt. Bei allen untersuchten Blechlagewinkeln führt eine Schneidspalterhöhung zu einer Härtesteigerung entlang der Schnittfläche.

Die Härtewerte werden an jeder Messstelle im Abstand x hinterhalb der Schnittfläche in Blechdickenrichtung gemittelt (siehe Bild 7.6) und in der Tabelle 8.1 dargestellt. Die Werte in den Klammern entsprechen der Standardabweichung. Da die Härte im Bereich des Schnittgrats deutlich erhöhte Werte aufweisen (bis zu 600 HV 0,1), werden diese Werte bei der Mittelwertbildung und der Standardabweichung ausgenommen.

Tabelle 8.1: Gemittelte Mikrohärtewerte HV 0,1 mit unterschiedlichen Schneidspalten bei Blechlagewinkeln γ -10° , 0° und $+10^\circ$ (Hartschneiden; $v_{st} = 60$ mm/s und $r_K \approx 20$ μ m)

$\gamma = -10^\circ$						
	x = 0,05 mm	x = 0,1 mm	x = 0,2 mm	x = 0,3 mm	x = 0,5 mm	x = 3 mm
u = 5 %	529 (38)	492 (16)	490 (21)	492 (16)	495 (18)	494 (16)
u = 10 %	523 (20)	495 (19)	505 (22)	492 (18)	508 (18)	498 (20)
u = 15 %	581(33)	540 (28)	486 (27)	492 (18)	491 (12)	487 (16)
u = 20 %	577 (26)	548 (23)	521 (17)	507 (20)	499 (17)	500 (16)
u = 25 %	567 (38)	539 (40)	540 (28)	530 (23)	513 (17)	497 (19)
$\gamma = 0^\circ$						
	x = 0,05 mm	x = 0,1 mm	x = 0,2 mm	x = 0,3 mm	x = 0,5 mm	x = 3 mm
u = 5 %	501 (19)	495 (15)	485(14)	497 (16)	505 (17)	505 (14)
u = 10 %	527 (21)	515 (17)	505 (12)	500 (15)	500 (10)	495 (14)
u = 15 %	550 (17)	534 (20)	515 (15)	498 (20)	499 (15)	491 (8)
u = 20 %	558 (29)	548 (31)	530 (21)	509 (34)	502 (19)	496 (12)
u = 25 %	564 (28)	544 (17)	535 (29)	526 (20)	510 (14)	493 (18)
$\gamma = +10^\circ$						
	x = 0,05 mm	x = 0,1 mm	x = 0,2 mm	x = 0,3 mm	x = 0,5 mm	x = 3 mm
u = 5 %	523 (19)	513 (22)	507 (17)	514 (14)	507 (8)	501 (12)
u = 10 %	549 (12)	523 (36)	534 (20)	522 (16)	514 (15)	509 (15)
u = 15 %	540 (28)	530 (16)	543 (19)	521 (11)	513 (11)	510 (20)
u = 20 %	566 (27)	555 (21)	547 (29)	534 (21)	507 (20)	500 (16)
u = 25 %	548 (24)	558 (42)	545 (30)	540 (22)	522 (13)	506 (17)

() Standardabweichung

Aus der Tabelle 8.1 geht hervor, dass sich nur geringe Härteänderungen an den verschiedenen Messstellen zwischen 0,5 mm und 3 mm ergeben. In diesem Bereich liegt die Grundhärte im Durchschnitt bei ca. 500 HV 0,1 und variiert zwischen 487 und 522 HV 0,1. Beim Scherschneiden des gehärteten 22MnB5 ist die Verfestigung des Materials auf einen schmalen Bereich begrenzt, welcher eine Breitenausdehnung von weniger als 30 % (0,5 mm) der Blechdicke aufweist. Der Einfluss des Blechlagewinkels auf die Aufhärtung der Schnittfläche ist relativ gering.

Die Festigkeitssteigerung im Bauteil ist auf die Werkstoffverfestigung, hervorgerufen durch die plastischen Verformungen, zurückzuführen. Diese können mit den effektiven Dehnungen der FE-Simulation indirekt verglichen werden. Im Bild 8.31 werden die Dehnungsverteilungen bei den Schneidspalten 5 %, 15 % und 25 % aus der FE-Simulation bei Verwendung des Bruchkriteriums nach Brozzo und einem kritischen Bruchwert $C = 0,95$ dargestellt.

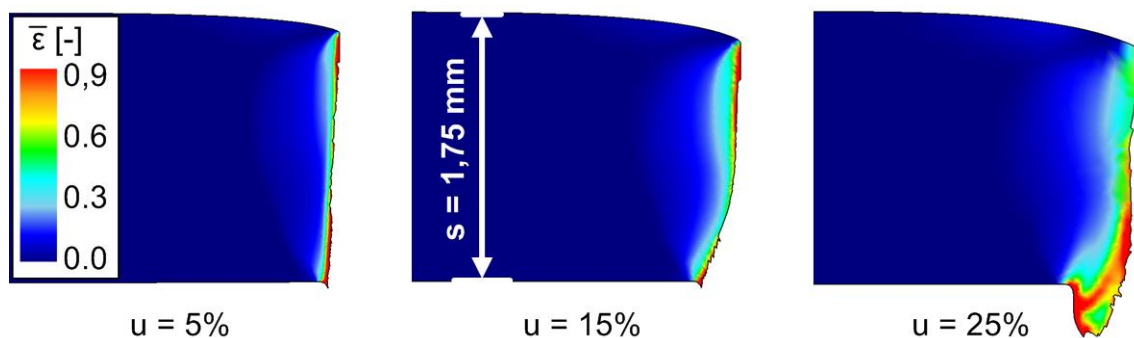


Bild 8.31: Effektive Dehnung nach der Werkstofftrennung in der FE Simulation (Hartschneiden; $\gamma = 0^\circ$, $F_{NH} = 400 \text{ N/mm}$; $v_{St} = 60 \text{ mm/s}$; $r_K = 50 \text{ }\mu\text{m}$; Brozzo mit $C = 0,95$)

Die Dehnungen, bei einem Schneidspalt von 25 %, zeigen deutlich höhere Werte besonders in der stark ausgeprägten Gratzone. Ein sehr schmaler Bereich mit hohen Dehnungen bildet sich bei den beiden Schneidspalten 5 % und 15 % entlang der Schnittfläche aus. Die Dehnungsverteilungen aus Bild 8.31 entsprechen weitestgehend den Härteverläufen in Bild 8.30.

8.5.2 Wärmeeinfluss auf Härteänderungen im Schnittflächenbereich

Das Halbwarmschneiden ist nicht nur mit einer plastischen Verformung sondern auch mit der Gefügewandlung des Werkstoffs verbunden. Da die Verfestigung beiden vorherrschenden Temperaturen nur gering ins Gewicht fällt, sind eventuelle Veränderungen der Härte meist durch das Temperaturniveau zu erklären.

Ebenso wie beim Hartscheiden wurden Mikrohärtmessungen im Bereich der Schnittfläche durchgeführt. Die Messung erfolgte analog zu den vorhergegangenen Versuchen nach dem Verfahren von Vickers mit der Prüfkraft 1 N (HV 0,1).

Infolge des Halbwarmschneidens und der Gefügeumwandlung während des Prozesses ergibt sich eine Änderung der Härtewerte abhängig von Schneidtemperatur und Schneidspalt. Die Härteverteilung im Bereich der Schnittfläche wird deutlich durch die Schneidtemperatur beeinflusst. Die Bruchflächenzone bzw. die Übergangszone von Glattschnitt- zur Bruchfläche weist bei einer Schneidtemperatur über 500°C eine wesentlich geringere Härte auf. Da die Bruchfläche während des Schneidvorgangs keinen unmittelbaren Kontakt zu den Aktivelementen hat, wird in diesem Schnittflächenbereich die Wärme weniger schnell abgeführt. Diese geringere Abkühlgeschwindigkeit kann zu einer Gefügeumwandlung von Austenit- in Bainit führen. Die in schwarzer Farbe dargestellten Zonen in den Härteverteilungen aus Bild 8.32 entsprechen Härtewerten von weniger als 400 HV 0,1, was nach [NADE08] einem bainitischen Gefügestand entspricht. Daraus folgt, dass die Bruchflächenzone in den meisten Fällen einen bainitischen evtl. mit Martensitanteilen vermischten Gefügestand besitzt.

Die Härtewerte im Bereich der Kanteinzugs- und Glattschnittzone sind bei nahezu allen untersuchten Proben über 480 HV 0,1, was auf ein vollständig martensitisches Gefüge hindeutet. Zu erkennen ist, dass der Kanteneinzugsbereich insbesondere bei großem Schneidspalt deutlich höhere Härtewerte aufweist.

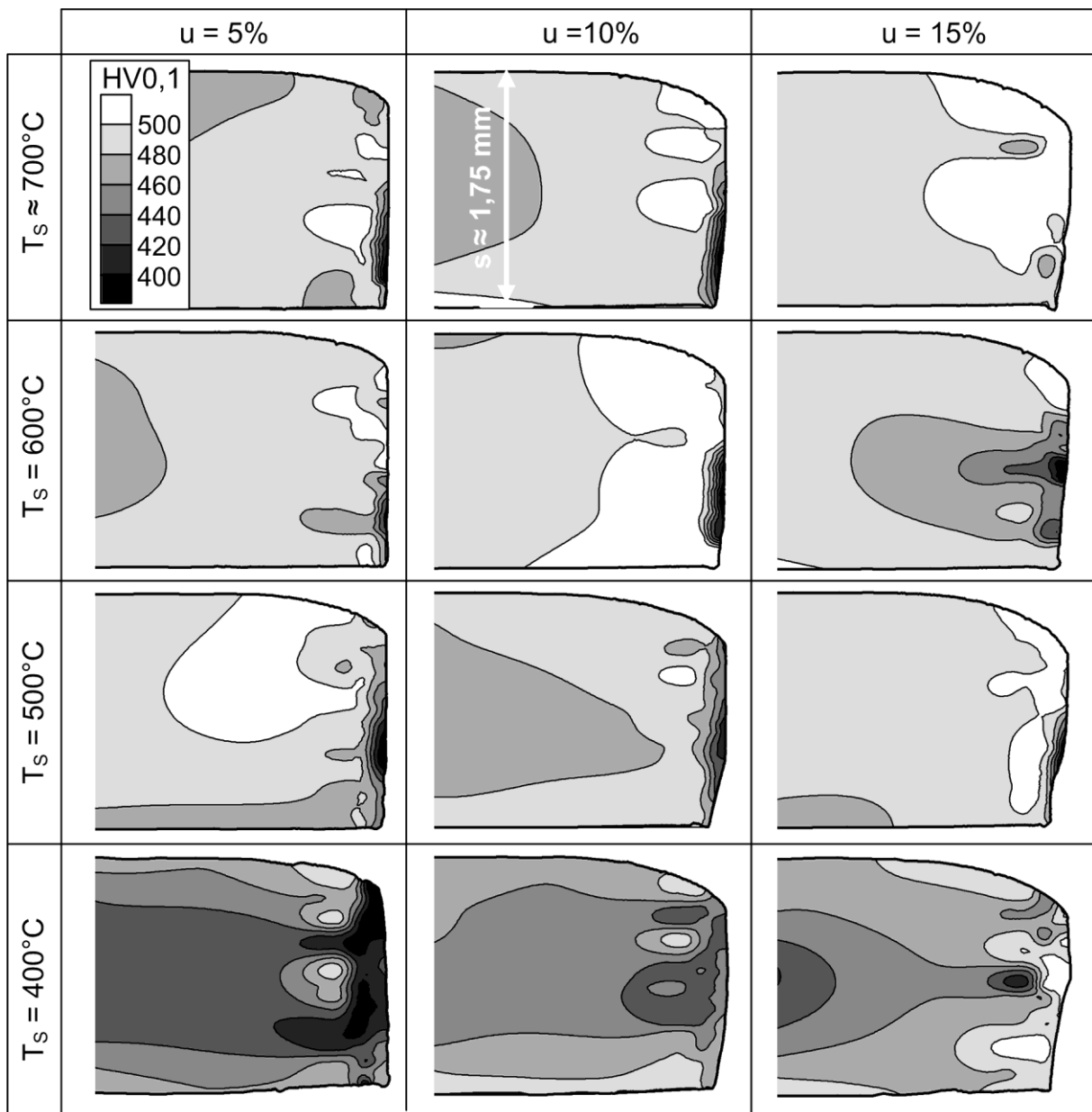


Bild 8.32: Härteverläufe nach Vickers HV 0,1 in der Scherzone beim Halbwarm schneiden ($v_{st} = 30 \text{ mm/s}$; $r_K \approx 20 \mu\text{m}$)

Eine Änderung der Grundhärte, bei Schneidtemperaturen oberhalb von 500°C , konnte nicht festgestellt werden. Beim Halbwarm schneiden mit einer Schneidtemperatur von 400°C wird allerdings ein bainitischer Gefügeanteil erzeugt. Dieser führt zu inhomogenen Härteverteilungen, wie im Bild 8.32 ersichtlich ist.

Beim Halbwarm schneiden reduziert sich die Aufhärtung der Schnittfläche im Vergleich zum Hartschneiden.

8.6 Werkzeugverschleiß

Nach dem Presshärten weist 22MnB5 eine Zugfestigkeit von über 1500 MPa und eine Härte von bis zu 50 HRC auf. Um die Verschleißentwicklung an den Schneidkanten beim Scherschneiden pressgehärteter Versuchsbleche zu untersuchen wurden Versuche mit einem Schneidspalt von 10 % und einer Schneidgeschwindigkeit von 60 mm/s durchgeführt. Die Schneidkanten von Schneidstempel und Matrize wurden in regelmäßigen Intervallen von 500 Hieben vermessen.

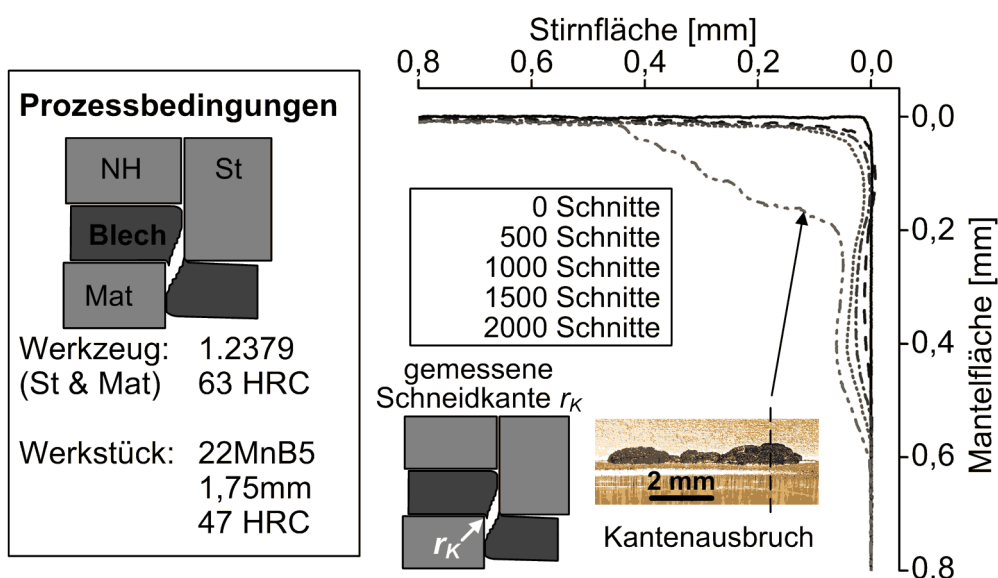


Bild 8.33: Schneidkantenprofil der Matrize (Hartschneiden; $v_{St} = 60 \text{ mm/s}$; $u = 10 \%$)

Das Versuchsergebnis im Bild 8.33 zeigt die massive Verschleißentwicklung der Schneidkante bereits nach 2000 Hieben. Während der Versuche wurde ein enormer Schneidkantenverschleiß mit Kantenradien von 200 – 300 μm an der Matrizen- und an der Stempelschneidkante beobachtet. Neben starkem abrasiven Verschleiß treten nach kurzer Standzeit bereits Kantenausbrüche auf. [PICA08] beschreibt die Verschleißuntersuchung beim Schneiden des härtesten Stahls DP1000 mit verschiedenen Werkzeugwerkstoffen. Ein Schneidkantenausbruch des eingesetzten Schneidstempels aus 1.2379 trat dort bereits nach 3000 Hieben auf. Laut [PICA10] ist die Ermüdung der Schneidkante aufgrund der hohen Spannungen beim Schneiden der ausschlaggebende Mechanismus des Werkzeugdefekts.

9 Zusammenfassung und Ausblick

Bis jetzt wird das Scherschneiden ultra-höchster Stahlbleche in der Industrie nur eingeschränkt verwendet. Dies ist unter anderem auf die Werkzeugverschleißproblematik beim Hartschneiden dieser Stähle zurückzuführen, welcher bis jetzt noch nicht zufriedenstellend begegnet werden konnte und welche damit immer noch zu hohen Werkzeuginstandhaltungskosten führt.

In der vorliegenden Arbeit wurden die Grundlagen des Scherschneidens des Al-Si-beschichteten Mangan-Bor-Stahls 22MnB5 (USIBOR 1500P) erarbeitet. Hierbei wurden zwei verschiedene Ansätze verfolgt.

Zum einen wurde das Hartschneiden von 22MnB5 im vergüteten Zustand mit einem konventionellen Schneidwerkzeug unter Variation der relevanten Prozessparameter durchgeführt, um deren Einflüsse auf die Schneidergebnisse zu untersuchen und dabei ein sicheres Prozessfenster zu definieren.

Zum anderen wurde mit dem Halbwarmschneiden ein neuer Lösungsansatz für das wirtschaftliche Zerteilen presshärter Bauteile entwickelt. Hierzu wurde ein kombiniertes Warmumform- und Halbwarmschneidwerkzeug konstruiert. Dabei konnte das Halbwarmschneiden mit unterschiedlichen Blechlagewinkeln erfolgreich in den Presshärteprozess integriert werden. Mittels dieses Versuchswerkzeugs wurden Schneidversuche zur Bestimmung eines geeigneten Prozessfensters durchgeführt.

Zugleich wurde auch der Schneidprozess in der FE-Simulation abgebildet, um den Bruchvorgang hinsichtlich der Rissentstehung, -ausbreitung und die Schnittflächencharakteristik näher zu untersuchen. Dazu wurde anhand einer Parameterstudie das Bruchkriterium nach Brozzo als das geeignetste für das Hart- und Halbwarmschneiden ermittelt. Der temperaturabhängige kritische Bruchwert wurde durch Vergleiche mit realen Schneidversuchen bestimmt.

Bei den durchgeführten Hartschneidversuchen bei Raumtemperatur ergab sich eine geringe Abhängigkeit der Schneidkraft und der Schnittflächenausbildung von der Schneidgeschwindigkeit bei den untersuchten Schneidgeschwindigkeiten 30 bis

100 mm/s. Jedoch wurde beim Halbwarmschneiden eine deutliche Abhängigkeit der Schneidkraft von der Schneidgeschwindigkeit festgestellt.

Der Verschleißzustand der Schneidkanten zeigt einen großen Einfluss auf die Schneidergebnisse beim Hartschneiden. Bei verschlissenen Schneidkanten konnte eine Erhöhung des Schneidkraftbedarfs und eine verstärkte Gratbildung nachgewiesen werden.

Sowohl beim Hart- als auch Halbwarmschneiden wurde gezeigt, dass die Schneidkraft mit steigendem Schneidspalt sinkt. Der Einfluss des Schneidspalts auf die Schneidkraft ist beim Halbwarmschneiden aber sehr gering. Darüber hinaus konnte bei der Untersuchung des Blechlagewinkels festgestellt werden, dass bei positiven Blechlagewinkeln die maximale Schneidkraft abnimmt.

In Hinblick auf die Schnittflächenkenngößen beim Halbwarmschneiden haben die Untersuchungen gezeigt, dass im untersuchten Schneidtemperatur- und Schneidspaltbereich keine relevante Gratbildung entsteht. Beim Hartschneiden hingegen steigt die Grathöhe überproportional, wenn ein kritischer Schneidspalt überschritten wird. Die Kanteneinzugshöhe steigt mit größer werdendem Schneidspalt. Die Schneidtemperatur hingegen beeinflusst die Kanteneinzugs- und Grathöhe aufgrund der gering ausgeprägten Verfestigung im halbwarmen Temperaturbereich nur gering. Der Schneidspalt und der Blechlagewinkel beeinflussen die prozentualen Anteile des Glattschnitts und der Bruchfläche beim Hart- und Halbwarmschneiden.

Die Messung der Mikrohärtigkeit beim Hartschneiden zeigt eine auf einen sehr schmalen Bereich begrenzte Materialverfestigung im Bereich der Schnittfläche. Der entstandene Schnittgrat weist die höchsten plastischen Verformungen und damit die höchsten Härtewerte. Beim Halbwarmschneiden weist die Härte in der Bruchflächenzone einen niedrigeren Wert als in den anderen Zonen auf. Als Grund hierfür wird die geringere Wärmeabfuhrate (Wärmestau) in dieser Zone vermutet, welche zur Bildung des weicheren Bainits führt. Die Härtmessungen zeigen zudem, dass die Härte entlang der Schnittfläche bei einer Temperatur oberhalb 500°C mit zunehmendem Schneidspalt ansteigt.

Beim Halbwarmschneiden konnten nicht genügend Hübe durchgeführt werden, um eine eindeutige Aussage bezüglich des Werkzeugverschleißes treffen zu können, allerdings konnte während der ersten 1000 Hübe bei Schneidtemperaturen von 400 bis 750 °C kein messbarer Werkzeugverschleiß festgestellt werden.

Aufgrund der ermittelten Schneidkräfte und der erzielbaren Schnittflächen kann ein Beschneiden von 22MnB5 oberhalb der Martensit-Temperatur empfohlen werden, da die deutlich reduzierten Kräfte sowohl eine erhöhte Standzeit der Werkzeuge, als auch eine geringere Belastung der Pressen erwarten lassen. Die Entstehung von Heißrissen im Bereich der Schnittfläche, die wabenförmige Bruchbildung und die erschwerte Maßhaltigkeit durch Schrumpfung sollten beim Halbwarmschneiden berücksichtigt werden.

Die relevanten Prozesseigenschaften des Halbwarmschneidens von 22MnB5 sind:

- Verringerung der Schneidkraft gegenüber dem Hartschneiden
- Erzeugung von gratfreien und qualitativ hochwertigen Schnittflächen mit erhöhtem Glattschnittanteil im untersuchten Blechlagewinkelbereich $-10^\circ \leq \gamma \leq +10^\circ$ und Schneidspalten von 5 % bis 15 %
- Geringfügige Abnahme der Schneidkraft mit zunehmendem Schneidspalt
- Reduzierung des Werkzeugverschleißes im Vergleich zum Hartschneiden
- Für möglichst Schneidkraft und gute Schnittflächenqualität wird eine Schneidtemperatur oberhalb von 500 °C empfohlen.

10 Verzeichnisse

10.1 Abbildungsverzeichnis

Bild 1.1:	Stahlwerkstoffe für den Automobilbau (Quelle: ThyssenKrupp Steel, Arcelor)	1
Bild 2.1:	Fertigungsverfahren nach DIN 8580	3
Bild 2.2:	Direktes (oben) und indirektes (unten) Presshärtverfahren	7
Bild 2.3:	Gefügestände beim Presshärten [BERG00].....	11
Bild 2.4:	Entstehung einer tetragonal-raumzentrierten Elementarzelle aus kubisch-flächenzentrierten γ -Kristallstrukturen bei der Martensitumwandlung [BERG00].....	15
Bild 2.5:	Martensitgefüge: Massivmartensit mit C = 0,2 % (links) und Plattenmartensit mit C = 1,0 % (recht) [BERG00].....	16
Bild 2.6:	Beispielhaftes ZTU-Diagramm des Stahls 22MnB5, Austenitisierung bei 900°C, 5 Minuten [NADE08, LECH09].....	18
Bild 2.7:	Eingliederung des Scherschneidens in die Fertigungsverfahren nach DIN 8580 und DIN 8588.....	21
Bild 2.8:	Geschlossener und offener Schnitt [DIN8588]	23
Bild 2.9:	Vollkantiger und kreuzender Schnitt [DIN8588].....	24
Bild 2.10:	Blechlagewinkel γ beim Abschneiden.....	24
Bild 2.11:	Ablauf des Scherschneidvorgangs mit schematischer Darstellung des Schneidkraft-Stempelweg-Diagrammes	26
Bild 2.12:	Spannungszustand an der Schneidkante beim Scherschneiden [LANG90]	28
Bild 2.13:	Schnittflächenkenngrößen beim Scherschneiden [VDI2906-2].....	30
Bild 2.14:	Schneidkraftkomponenten beim Scherschneiden [LANG90].....	33
Bild 2.15:	Qualitativer Verlauf der Schneidkraft über dem Schneidweg [KÖNI95]	34
Bild 2.16:	REM-Aufnahmen von unterschiedlichen Bruchformen [WEIS07] : (a) Verformungsbruch von S235J2G; (b) Sprödbbruch von G22Mo4; (c) Mischbruch von S235JR	36
Bild 3.1:	Schäden beim Schneiden von pressgehärtetem Blech aus 22MnB5: Schneidkantenausbruch (links) und plastische Deformation (rechts)	40
Bild 4.1:	Schnittbilder aus CATIA-V5: (a) Versuchswerkzeug und (b) mögliche Versuchsgeometrien	42
Bild 4.2:	Halbwarmschneiden während des Presshärteprozesses	44
Bild 4.3:	Integration des Schneidmoduls in das Umformwerkzeug.....	45
Bild 4.4:	Versuchsgeometrien mit unterschiedlichen Restflansch- bzw. Blechlagewinkeln	47
Bild 4.5:	Simulationsablauf für die Auslegung und Konstruktion des Warmumform-/ Halbwarmschneidwerkzeugs.....	48

Bild 4.6:	Baugruppen aus dem CAD-Modell und detaillierte Beschreibung der Werkzeugkomponente des aufgebauten Versuchswerkzeugs	50
Bild 4.7:	Oberwerkzeug (OW) des Halbwarmschneidwerkzeugs	51
Bild 4.8:	Tellerfedersystem: (a) vorgespannt mit 60 kN und restlicher Federweg von 4 mm; (b) zusammengedrückt	52
Bild 4.9:	Mittleres Werkzeug (MW) des Halbwarmschneidwerkzeugs	53
Bild 4.10:	Unterwerkzeug (UW) des Halbwarmschneidwerkzeugs	53
Bild 4.11:	Einstellmöglichkeit von Restflanschwinkel bzw. Blechlagewinkel zum Schneiden durch auswechselbare Aktivelemente	54
Bild 4.12:	Beispielhafte Temperatur-, Kraft-, Wegverläufe aus der Software DIAdem	56
Bild 4.13:	Versuchsstand zur Versuchsdurchführung des Warmumform- und Halbwarmschneidvorgangs	57
Bild 5.1:	Ein typischer Prozessablauf mit Prozesstemperatur und -zeit beim direkten Presshärteprozess des Vergütungsstahls 22MnB5 [KARB10]	59
Bild 5.2:	ZTU- bzw. U-ZTU-Diagramme für den Stahl 22MnB5 [SCHA10]	60
Bild 5.3:	Lichtmikroskopische Aufnahme von USIBOR 1500P vor und nach der Wärmebehandlung: (oben) Ausgangszustand; (unten) bei 950°C austenitisiert und anschließend in Wasser vergütet [LECH09]	62
Bild 5.4:	Wärmeübergangskoeffizienten α_{B-W} zwischen Blech (Usibor 1500P mit Blechstärke von 1,75 mm) und Werkzeug (1.2379)	66
Bild 5.5:	Die aus dem Warmnapfzug ermittelten Reibzahlen μ abhängig von der Werkzeugtemperatur und Blechtemperatur bei maximaler Ziehkraft [LECH09]	66
Bild 6.1:	Versuchsplan der Hart- sowie Halbwarmschneidversuche	68
Bild 7.1:	Schematische Darstellung der Versuchsdurchführung des Warmumform- und Halbwarmschneidens bezüglich der Prozesszeit und -temperatur	72
Bild 7.2:	Simulationsmodell zum Hartschneidprozess (Abschneiden; $\gamma = 0^\circ$)	76
Bild 7.3:	Simulationsmodell zum Halbwarmschneidprozess ($\gamma = 0^\circ$)	78
Bild 7.4:	Oberflächenmessung mit MahrSurf XCR 20 und der 9 mm-Doppeltastspitze	79
Bild 7.5:	Beispielhafte Ermittlung der Schnittflächenkenngrößen mit Hilfe des ProfileAnalyzers am utg	80
Bild 7.6:	Messstellen zur Mikrohärtmessung	83
Bild 8.1:	Vergleich der Damag- (oben) und Spannungsverteilung (unten) mit Bruchkriterien von Brozzo, Oyane und Rice & Tracey beim Rissbeginn (Hartschneiden; $u = 5\%$; $v_{St} = 60\text{ mm/s}$; $r_K = 0,1\text{ mm}$)	85
Bild 8.2:	Kritische Bruchwerte C abhängig von der Schneidtemperatur bei Verwendung von Bruchkriterium Brozzo	86
Bild 8.3:	Maximale Schneidkraft $F_{S, \max}$ und Schneidweg z bei der Variation des Blechlagewinkels γ aus dem Versuch und der Simulation beim Hartschneiden ($v_{St} = 60\text{ mm/s}$; $r_K \approx 20\text{ }\mu\text{m}$)	87
Bild 8.4:	Spannungsverteilungen direkt vor dem Rissbeginn aus der Simulation (Hartschneiden; $v_{St} = 60\text{ mm/s}$; $u = 10\%$; $r_K = 50\text{ }\mu\text{m}$)	88

Bild 8.5:	Bereich des Scherfaktors x_F aus dem Experiment für das gehärtete 22MnB5 Blech ($v_{St} = 60$ mm/s; $r_K \approx 20$ μ m)	90
Bild 8.6:	Einfluss der Schneidtemperatur T_S auf die maximale Schneidkraft $F_{S, max}$ beim Blechlagewinkel $\gamma = -10^\circ$ aus dem Experiment und der Simulation ($v_{St} \approx 30$ mm/s; $r_K \approx 20$ μ m)	91
Bild 8.7:	Einfluss der Schneidtemperatur T_S auf die maximale Schneidkraft $F_{S, max}$ beim Blechlagewinkel $\gamma = 0^\circ$ aus dem Experiment und der Simulation ($v_{St} \approx 30$ mm/s; $r_K \approx 20$ μ m)	91
Bild 8.8:	Einfluss der Schneidtemperatur T_S auf die maximale Schneidkraft $F_{S, max}$ beim Blechlagewinkel $\gamma = +10^\circ$ aus dem Experiment und der Simulation ($v_{St} \approx 30$ mm/s; $r_K \approx 20$ μ m)	92
Bild 8.9:	Einfluss der Schneidtemperatur T_S auf die maximale Schneidkraft $F_{S, max}$ bei unterschiedlichen Blechlagewinkeln γ aus dem Experiment ($v_{St} \approx 30$ mm/s; $u = 15$ %; $r_K \approx 20$ μ m)	93
Bild 8.10:	Verschiebungsvektoren in horizontaler Richtung (oben) und Spannungsverläufe (unten) bei maximaler Schneidkraft ($T_S = 600^\circ$ C; $v_{St} \approx 30$ mm/s; $u = 10$ %; $r_K = 50$ μ m)	94
Bild 8.11:	Einfluss der Schneidgeschwindigkeit v_{St} auf die maximale Schneidkraft $F_{S, max}$ in der FE-Simulation ($r_K = 50$ μ m)	95
Bild 8.12:	Maximale Schneidkräfte $F_{S, max}$ bei Variation der Schneidkantenradien r_K aus dem Experiment und der Simulation des Hartschneidens ($u = 10$ %; $v_{St} = 60$ mm/s).....	96
Bild 8.13:	Vergleich der Schnittkantenprofile mit drei Schneidgeschwindigkeiten v_{St} aus dem Experiment (Hartschneiden; $\gamma = 0^\circ$)	97
Bild 8.14:	Schnittfläche (Experiment), Spannungsverteilung (Simulation) und Schnittkantenprofil (Experiment und Simulation) mit Schneidkantenradien $r_K = 20$ und 300 μ m (Hartschneiden; $u = 10$ %; $v_{St} = 60$ mm/s)	98
Bild 8.15:	Schnittkontur aus dem Experiment unter Variation des Schneidspalts u bei unterschiedlichen Blechlagewinkeln γ (Hartschneiden; Abschneiden; $v_{St} = 60$ mm/s; $r_K \approx 20$ μ m).....	99
Bild 8.16:	Schnittflächenkenngrößen bei $\gamma = -20^\circ, -10^\circ, 0^\circ, +10^\circ$ und $+20^\circ$ aus den experimentellen Versuchen ($v_{St} = 60$ mm/s; $r_K \approx 20$ μ m)	101
Bild 8.17:	Kanteneinzugsbreite, Schnittgratbreite und Bruchwinkel bei $\gamma = -20^\circ, -10^\circ, 0^\circ, +10^\circ$ und $+20^\circ$ aus den experimentellen Versuchen (Abschneiden; $v_{St} = 60$ mm/s; $r_K \approx 20$ μ m).....	103
Bild 8.18:	Vergleich der Schnittflächenkenngrößen aus dem Experiment und der Simulation (Abschneiden; $v_{St} = 60$ mm/s)	104
Bild 8.19:	Einfluss von Schneidtemperatur T_S und -spalt u auf die Schnittflächenausbildung bei $\gamma = -10^\circ, 0^\circ$ und $+10^\circ$ ($v_{St} \approx 30$ mm/s; $r_K \approx 20$ μ m)	105
Bild 8.20:	Aufteilung der Schnittfläche im Experiment und in der Simulation bei $\gamma = -10^\circ, 0^\circ$ und $+10^\circ$ ($v_{St} \approx 30$ mm/s; $r_K \approx 20$ μ m)	107
Bild 8.21:	Bruchwinkel β aus den experimentellen Halbwarmschneidversuchen bei unterschiedlichen Blechlagewinkeln γ ($v_{St} \approx 30$ mm/s; $r_K \approx 20$ μ m)	108

Bild 8.22:	REM-Aufnahme der Schnittfläche aus dem Hartschneiden bei unterschiedlichen Blechlagewinkeln γ und Schneidspalten u (Abschneiden; $v_{St} = 60$ mm/s, $r_K \approx 20$ μ m).....	109
Bild 8.23:	REM-Aufnahme der Schnittfläche mit unterschiedlichen Schneidtemperaturen T_S bei Blechlagewinkeln $\gamma = -10^\circ, 0^\circ$ und $+10^\circ$ (Halbwarmschneiden; $v_{St} = 30$ mm/s; $u = 10$ %; $r_K \approx 20$ μ m)	110
Bild 8.24:	REM-Aufnahme der charakteristischen Schnittflächenzonen (Halbwarmschneiden; $\gamma = 0^\circ$; $v_{St} = 30$ mm/s; $u = 5$ %; $r_K \approx 20$ μ m)	111
Bild 8.25:	Mikroriss auf der Glattschnittfläche bei Schneidtemperatur $T_S = 715^\circ$ C (Halbwarmschneiden; $\gamma = 0^\circ$; $v_{St} = 30$ mm/s; $u = 5$ %; $r_K \approx 20$ μ m)	112
Bild 8.26:	Einfluss der Schneidtemperatur T_S auf die Wabenbruchstrukturbildung der Bruchfläche (Halbwarmschneiden; $v_{St} = 30$ mm/s; $u = 10$ %; $r_K \approx 20$ μ m)	113
Bild 8.27:	Einfluss des Schneidspalts u auf die Wabenbruchstrukturbildung der Bruchfläche (Halbwarmschneiden; $T_S \approx 700^\circ$ C; $v_{St} = 30$ mm/s; $u = 10$ %; $r_K \approx 20$ μ m)	114
Bild 8.28:	Gefügebilder der Bruchflächenzone (Halbwarmschneiden; $\gamma = 0^\circ$; $v_{St} = 30$ mm/s; $u = 15$ %; $r_K \approx 20$ μ m; Nital-2 %).....	115
Bild 8.29:	Gefügebilder mit Risse (Halbwarmschneiden; $\gamma = 0^\circ$; $v_{St} = 30$ mm/s; $u = 10$ %; $r_K \approx 20$ μ m).....	116
Bild 8.30:	Härteverläufe nach Vickers HV 0,1 in der Scherzone beim Hartschneiden (Abschneiden; $v_{St} = 60$ mm/s und $r_K = 20$ μ m)	117
Bild 8.31:	Effektive Dehnung nach der Werkstofftrennung in der FE Simulaton (Hartschneiden; $\gamma = 0^\circ$, $F_{NH} = 400$ N/mm; $v_{St} = 60$ mm/s; $r_K = 50$ μ m; Brozzo mit $C = 0,95$)	120
Bild 8.32:	Härteverläufe nach Vickers HV 0,1 in der Scherzone beim Halbwarmschneiden ($v_{St} = 30$ mm/s; $r_K \approx 20$ μ m)	122
Bild 8.33:	Profilverlauf der Schneidkante von der Matrize (Hartschneiden; $v_{St} = 60$ mm/s; $u = 10$ %).....	123
Bild 11.1:	Gefügestruktur aus Mikroskop (2 %-Nital) mit unterschiedlichen γ -Temperaturen und Zeiten	142
Bild 11.2:	Temperaturverteilung des Bauteils am Ende des Warmumformvorgangs (thermo-mechanische FE-Simulation; $\gamma = 0^\circ$; $v_{St} = 30$ mm/s).....	142
Bild 11.3:	Schnittkontur aus dem Experiment unter Variation der Schneidgeschwindigkeit von 30, 60 und 100 mm/s beim Lochen von gehärtetem 22MnB5 Blech ($r_K \approx 20$ μ m).....	143
Bild 11.4:	Schnittkontur aus der Halbwarmschneidsimulation unter Variation der Schneidgeschwindigkeit von 30, 60 und 100 mm/s ($u = 10$ %; $r_K = 100$ μ m; Brozzo; $C = 0,95$)	143
Bild 11.5:	Vergleich der Schnittkonturen aus dem Experiment mit scharfkantigen ($r_K \approx 20$ μ m) sowie verschlissenen ($r_K \approx 300$ μ m) Schneidkanten (Abschneiden; $\gamma = 0^\circ$; $v_{St} = 60$ mm/s)	143
Bild 11.6:	Schnittflächenkenngrößen aus der Halbwarmschneidsimulation unter Variation des Schneidkantenradius ($u = 10$ %; $v_{St} = 60$ mm/s; Brozzo; $C = 0,95$)	144

Bild 11.7:	Schnittkontur aus der Halbwarm Schneidsimulation unter Variation des Schneidkantenradius von 50, 100 und 300 μm ($u = 10\%$; $v_{\text{St}} = 60 \text{ mm/s}$; Brozzo; $C = 0,95$)	144
Bild 11.8:	REM-Aufnahme der Glattschnittflächen der, bei unterschiedlichen Schneidtemperaturen, halbwarm geschnittenen Proben ($u = 10\%$; $v_{\text{St}} = 60 \text{ mm/s}$; $r_K \approx 20 \mu\text{m}$)	145
Bild 11.9:	REM-Aufnahme der Glattschnittflächen der, bei unterschiedlichen Schneidtemperaturen, halbwarm geschnittenen Proben ($u = 10\%$; $v_{\text{St}} = 60 \text{ mm/s}$; $r_K \approx 20 \mu\text{m}$)	146
Bild 11.10:	REM-Aufnahme der Glattschnittflächen der, bei unterschiedlichen Schneidtemperaturen, halbwarm geschnittenen Proben ($u = 10\%$; $v_{\text{St}} = 60 \text{ mm/s}$; $r_K \approx 20 \mu\text{m}$)	147

10.2 Tabellenverzeichnis

Tabelle 2.1:	Chemische Zusammensetzungen der Mangan-Bor-Stähle in % [ANON07a-d, NADE08, DIN10083-3]	6
Tabelle 2.2:	Typische mechanische Kennwerte im Ausgangs (links)- und vergüteten Zustand (rechts) [ANON07a-d, NADE08, DIN10083-3]	6
Tabelle 2.3:	Eigenschaften der Beschichtungskonzepte für Presshärten [KÖYE10, ANON13]	10
Tabelle 5.1:	Werkstoffspezifische Koeffizienten für das Warmfließverhalten bei Dehnraten $\dot{\varphi}$ von 0 bis 1s^{-1} [LECH09] bzw. bei $\dot{\varphi} = 10\text{s}^{-1}$ [STOE10]	64
Tabelle 5.2:	Mechanische sowie thermische Kennwerte des Versuchswerkstoffes 22MnB5	64
Tabelle 7.1:	Versuchsparameter zum offenen Scherschneiden der geraden Linie	70
Tabelle 7.2:	Versuchsparameter zum Halbwarm schneiden	70
Tabelle 7.3:	Versagenskriterien in DEFORM 2D [HAMB02]	74
Tabelle 7.4:	Versuchsparameter der FE-Simulation zur Abbildung des Bruchvorgangs des Hartschneidens	75
Tabelle 7.5:	Versuchsparameter der FE-Simulation zur Abbildung des Bruchvorgangs des Halbwarm schneiden	76
Tabelle 8.1:	Gemittelte Mikrohärtewerte HV 0,1 mit unterschiedlichen Schneidspalten bei Blechlagewinkeln $\gamma -10^\circ$, 0° und $+10^\circ$ (Hartschneiden; $v_{\text{St}} = 60 \text{ mm/s}$ und $r_K \approx 20 \mu\text{m}$)	119

10.3 Literaturverzeichnis

- [ANGE06] Angeli, J.; Füreder, E.; Panholzer, M.; Kneissel, A.:
Ätztechniken für die Phasencharakterisierung von niedriglegierten Dual-
Phasen- und Trip-Stählen. In: Praktische Metallographie, Band 43, Carl-
Hanser Verlag, 2006, 489 - 504
- [ANONa] N.N.:
Presshärten im Trend, Industrie Forum, www.industrie-forum.net
- [ANON03] N.N.:
USIBOR® 1500 pre-coated, Arcelor, 2003
- [ANON07a] N.N.:
22MnB5, Borlegierte Vergütungsstähle, Werkstoffblatt, Salzgitter Flachstahl,
2007
- [ANON07b] N.N.:
24MnB5, Borlegierte Vergütungsstähle, Werkstoffblatt, Salzgitter Flachstahl,
2007
- [ANON07c] N.N.:
26MnB5, Borlegierte Vergütungsstähle, Werkstoffblatt, Salzgitter Flachstahl,
2007
- [ANON07d] N.N.:
30MnB5, Borlegierte Vergütungsstähle, Werkstoffblatt, Salzgitter Flachstahl,
2007
- [ANON08a] N.N.:
Steels for hot stamping, product catalogue, ArcelorMittal, 2008
- [ANON08b] N.N.:
Mangan-Bor-Stähle MBW® zum Warmumformhärten. Für höchste
Festigkeiten, Produktinformation Mangan-Bor-Stähle, ThyssenKrupp Steel
AG, 2008
- [ANON09] N.N.:
Öfen für Forschung und Labor, Produktkatalog, THERMCONCEPT, 2009
- [ANON10] N.N.:
Das Protokoll von Kyoto zum Rahmenübereinkommen der Vereinten Nation
en über Klimaänderung (2010), Klimarahmenkonvention mit Unterstützung d
es deutschen Bundesumweltministeriums
- [ANON13] N.N.:
Warmumformstahl Usibor®, Auszug aus dem Europäischen Produktangebot
Ausgabe, ArcelorMittal, 2013

-
- [ARAN09] Aranguren, I.; Santos, M.; Varela, S.; Gonzáles, B.; Gutiérrez, M.; Fernández, B.:
Evaluation and optimization of the use of simulation software codes for the design of a tooling for a hot stamped industrial part, Proceedings of the 2nd international conference on hot sheet metal forming of high-performance steel, Luleå, Sweden, 59-68, 2009
- [BEHR08] Behrens, B.A.; Hübner, S.; Demir, M.:
Conductive Heating System for Hot Sheet Metal Forming, Proceedings of the 1st international conference on hot sheet metal forming of high-performance steel, Kassel, Germany, 65-68, 2008
- [BERG00] Bergmann, W.:
Werkstofftechnik, Teil 1: Grundlagen, Hanser Verlag, 70-71, 2000
- [DAHL93] Dahl, W.:
Eigenschaften und Anwendungen von Stählen, Band 2: Stahlkunde, Verlag der Augustinus Buchhandlung, 1993
- [DEIN08] Deinzer, G.; Stich, A.; Lamprecht, K.; Schmid, G.; Rauscher, M.; Merklein, M.; Lechler, J.:
Presshärten von Tailor Welded Blanks: Werkstoffauswahl, Eigenschaften und Verbindungstechnik, Tagungsband zum 3. Erlanger Workshop Warmblechumformung, 1-21, 2008
- [DIRK99] Dirk, B.:
Numerical modelling of ductile fracture in blanking, Technische Universiteit Eindhoven, Eindhoven, 1999
- [DOEG06] Doege, E.; Behrens, B.:
Handbuch der Umformtechnik, Springer-Verlag, Berlin, 2006
- [DUBB05] Dubbel, H.; Beitz, W.; Grote, K.-H.:
Taschenbuch für den Maschinenbau, Springer-Verlag, 2005
- [FADE06] Faderl, J.; Radlmayr, K.M.:
Ultraform und ultraform_PHS – Innovation made by voerstalpine, Tagungsband zum 1.Erlanger Workshop Warmblechumformung, 82-101, 2006
- [FREI06] Freieck, U.:
Das Herstellen von Umformwerkzeugen mit der Metal-LOM-Technology, Fachartikel, Der Schnitt- & Stanzwerkzeugbau 6/2006
- [FRIT04] Fritz, A.H.; Schulze, G.:
Fertigungstechnik, Springer Verlag, 2003

-
- [FRIT10] Fritz, M.:
Effizienzsteigerung in der Prozesskette für die Bearbeitung warmgeformter Teile in der Automobilindustrie durch den Einsatz von Laser und Induktionstechnologie, Tagungsband zum 5.Erlanger Workshop Warmblechumformung, 63-70, 2010
- [GARB96] Garbracht, K.; Feurer, M.; Schruff, E.:
Stahl Lexikon, Verlag Stahleisen GmbH, 1996
- [GEIG07] Geiger, M.:
Basic investigations on hot sheet metal forming of quenchenable high strength steels, 2nd International Conference on New Forming Technology, Bremen, Germany, 327-336, 2007
- [GLAT09] Glatzer, M. et al.:
Einfluss unterschiedlicher Wärmebehandlungsrouten auf die Robustheit der mechanischen Eigenschaften des Stahls 22MnB5, Tagungsband zum 4.Erlanger Workshop Warmblechumformung, 85-105,2009
- [GOBR06] Gobrecht, J.; Rumpler, E.:
Werkstofftechnik - Metalle, Oldenbourg Wissenschaftsverlag GmbH, 2006
- [GOED08] Goedicke, S.; Sepeur, S.; Frenzer, G.; Breyer, C.:
Wet chemical coating materials for hot sheet metal forming – anti scaling and corrosion protection, Proceedings of the 1st international conference on hot sheet metal forming of high-performance steel, Kassel, Germany, 37-44, 2008
- [HAMB02] Hambli, R.; Reszka, M.:
Fracture criteria identification using an inverse technique method and blanking experiment, International Journal of Mechanical Sciences, 44, 1349-1361, 2002
- [HAMB09] Hambli, R.; Soulat, D.; Chamekh, A.:
Finite element prediction of blanking tool cost caused by wear, International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 44, 648-656, 2009
- [HARD09] Hardell, J.; Prakash, B.:
Tribological Properties of PVD Coated and Plasma Nitrided Hot Stamping Tool Steel during Sliding against UHSS at Elevated Temperature, Proceedings of the 2st international conference on hot sheet metal forming of high-performance steel, Luleå, Sweden, 349-357, 2009
- [HOFE07] Hofele, H.:
Neue Pressentechnologien für höchstfeste und pressgehärtete Stähle, Tagungsband EFB-Kolloquium – Neue Wege zum wirtschaftlichen Leichtbau, 63-76, 2007
- [HOFF07] Hoffmann, H.; So, H.; Steinbeiss, H.:
Design of hot stamping tools with cooling system, CIRP Annals 56/1, 269-272, 2007

-
- [HOFF09a] Hoffmann, H.; Hirsch, M.:
Einfluss von Verlagerungen in Schneidwerkzeugen auf die erreichbaren
Standzeiten der Werkzeugaktivelemente, EFB-Forschungsbericht, N. 293,
2009
- [HÖRM08] Hörmann, F.:
Einfluss der Prozessparameter auf einstufige Scherschneidverfahren zum
Ausschneiden mit endkonturnaher Form, Dissertation, Technische
Universität München, 2008
- [HORN79] Hornbogen, E.:
Werkstoffe, Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York, 96-97, 1979
- [HOOG99] Hoogen, M.:
Einfluss der Werkzeuggeometrie auf das Scherschneiden und Reißen von
Aluminiumfeinblech, Dissertation, München, 1999
- [HUEB05] Hübner, A.:
Untersuchung über den Einfluss und die Wirkung von Stickstoffzusätzen im
Schutzgas auf das Heißrissverhalten ausgewählter heißrissempfindlicher
Nickel-Basiswerkstoffe, Dissertation, Otto-von-Guericke-Universität
Magdeburg, 2005
- [KAEM09] Kämpfer, S.:
Werkstoffe: Pressgehärtete Mangan-Bor-Stähle entfalten höchste
Festigkeiten in der Karosserie, Fachartikel, Industrieanzeiger, Konradin
Verlag, 2009/7
- [KARB10] Karbasian, H.:
Formgenauigkeit und mechanische Eigenschaften pressgehärteter Bauteile,
Shaker Verlag, Dissertation, Technische Universität Dortmund, 2010
- [KLAS04] Klassen, H.; Kübarsepp, J.:
Wear of advanced cemented carbides for metalforming tool materials. Wear,
256, 846-853, 2004
- [KNEZ07] Knezar, K.; Manzenreiter, T.; Faderl, J.; Radlmayr, K.M.:
Formhärten von feuerverzinktem 22MnB5: ein stabiler und reproduzierbarer
Prozess, Tagungsband zum 2.Erlanger Workshop Warmblechumformung,
93-102, 2007
- [KÖNI95] König, W.; Klocke, F.:
Fertigungsverfahren, Band 5: Blechbearbeitung, VDI-Verlag, Düsseldorf,
1995, 169-195

- [KOLL07] Kolleck, R.; Veit, R.; Löscher, H.:
Optimierung gekühlter Werkzeuge für das Presshärten borlegierter
Stahlbleche, Tagungsband zum 2.Erlanger Workshop
Warmblechumformung, 2007, 93-102
- [KOLL09] Kolleck, R.; Veit, R.; Merklein, M.; Lechler, J.; Geiger, M.:
Investigation on induction heating strategies for hot stamping of boron
alloyed steels. CIRP Annals – Manufacturing Technology, 58, 275-278, 2009
- [KOLL10a] Kolleck, R.; Veß, W.; Mikoleizik, P.:
Cooling of tools for hot stamping application, Proceedings of the 50th IDDRG
Conference, Graz, Austria, 111-119, 2010
- [KOLL10b] Kolleck, R.; Raschka, S.; Krech, D.; Thülig, T.; Zwickel, G.:
Innovative high and ultra high strength steel concepts for cold forming
application, Proceedings of the 50th IDDRG Conference, Graz, Austria, 213-
224, 2010
- [KÖYE10] Köyer, M.; Horstmann, J.; Sikora, S.; Wuttke, T.; Zaspel, I.:
Oberflächenveredelungen für die Warmumformung – Serienprodukte und
Neuentwicklungen, Tagungsband zum 5.Erlanger Workshop
Warmblechumformung, 2010, 15-28
- [KRÖN10] Krönauer, B.; Hirsch, M.; Golle, R.; Hoffmann, H.; Golle, M.; Jesner, G.:
Further Results in Blanking form – hardened ultra high strength Manganese-
Boron-Steels with Innovative Tools and Tool Steels, Proceedings of
International Deep Drawing Research Group (IDDRG), Graz, Austria, 121-
129, 2010
- [KURZ09] Kurz, T.; Larour, P.; Till, E.T.:
Crashperformance und Duktilität von presshärtenden Stählen – reicht der
Zugversuch zur Beschreibung? Tagungsband zum 4.Erlanger Workshop
Warmblechumformung, 107-126, 2009
- [LANG90] Lange, K.:
Umformtechnik, Band 3: Blechbearbeitung, Springer Verlag, Berlin,
Heidelberg, 110-151, 1990
- [LAUM07] Laumann, T.; Pfestorf, T.:
Potential verzinkter Warmumformteile für den Einsatz in der Rohkarroserie,
Tagungsband zum 2.Erlanger Workshop Warmblechumformung, 149-162,
2007
- [LAUM10] Laumann, T.; Picas, I.; Grané, M.; Casellas, D.; Dolores Riera, M.; Valls, I.:
Hard cutting of tailored hardened 22mnB5, Proceedings of the 50th IDDRG
Conference, Graz, Austria, 355-362, 2010

- [LECH09] Lechler, J.:
Grundlegende Untersuchungen zur Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärzbaren Bor-Manganstählen, Meisenbach Verlag Bamberg, Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2009
- [LENZ06] Lenze, F.-J.; Sikora, S.:
Herstellung von Karosseriebauteilen aus warmgeformten höchstfesten Stahlwerkstoffen, Tagungsband zum 1.Erlanger Workshop Warmblechumformung, 2006, 1-12, 2006
- [LENZ08] Lenze, F.-J.; Sikora, S.; Banik, J.; Sauer, D.:
Development tendencies as to processing of press hardening under application of coated steel. In: Steinhoff, K.; Oldenburg, M.; Prakash, B. (Hrsg.): Proceedings of the 1st international conference on hot sheet metal forming of high-performance steel, Kassel, Germany, 2008, 15-21
- [LENZ09] Lenze, F.-J.; Sikora, S.; Banik, J.; Gerber, T.; Laurenz, R.:
Herstellung von gewichtsoptimierten Strukturbauteilen durch den Einsatz pressgehärteter Stähle, Tagungsband zum 4.Erlanger Workshop Warmblechumformung, 1-16, 2009
- [MARO08] Marouani, H.; Ben Ismail, A.; Hug, E.; Rachik, M.:
Rate-dependent constitutive model of sheet metal blanking investigation, Journal of Material Science Engineering, A 487, 162-170, 2008
- [MERK06] Merklein, M.; Lechler, J.:
Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels, Journal of Materials Processing Technology, 177, 1-3, 452-455, 2006
- [MICH06] Michelitsch, T.; Mehnen, J.:
Evolutionäre Optimierung von Temperierbohrungssystemen, Tagungsband zum 1.Erlanger Workshop Warmblechumformung, 118-129, 2006
- [MIGU02] Miguel, V.J.; Jose, D.B.:
A computational approach to blanking processes, Journal of Materials Processing Technology, 125-126, 206-212, 2002
- [MORI05] Mori, K.; Maki, S.; Tanaka, Y.:
Warm and hot stamping of ultra high tensile strength steel sheets using resistance heating, CIRP Annals – Manufacturing Technology, 54/1, 209-212, 2005
- [MORI08] Mori, K.; Saito, S.; Maki, S.:
Warm and hot punching of ultra high tensile strength steel sheet, CIRP Annals – Manufacturing Technology, 57, 321-324, 2008
- [MORI14] Mori, K.; Maeno, K.; Mongkolkaji, K.:
Tailored die quenching of steel parts having strength distribution using bypass resistance heating in hot stamping, Journal of Materials Processing Technology, 213, 508-514, 2014

-
- [MUNO08] Munoz Riofano, R.M.; Casteletti, L. C.; Canale, L.C.F.; Totten, G. E.: Improved wear resistance of P/M tool steel alloy with different vanadium contents after ion nitriding, *Wear*, 265, 57-64, 2008
- [NADE08] Naderi, M.: Hot stamping of ultra high strength steels. Dissertation, RWTH Aachen, 2008
- [NAUM07] Naumann, H.; Paar, U.: Wirtschaftliche Einsatzgrenzen der Erzeugung und Verarbeitung pressgehärteter Komponenten, Tagungsband EFB-Kolloquium – Neue Wege zum wirtschaftlichen Leichtbau, 45-53, 2007
- [NICO07] Nicolas, Y; Lety, J.J.; Lenze, F.-J.; Sikora, S.: Einsatz pressgehärteter höchstfester Stahlwerkstoffe in der Großserienfertigung von Karosseriebauteilen, Tagungsband EFB-Kolloquium – Neue Wege zum wirtschaftlichen Leichtbau, 37-43, 2007
- [NÜRN10] Nürnberg, G.: Untersuchungen zum Scherschneiden von Magnesiumblech unter Serienbedingungen, Dissertation, Technische Universität München, 2010
- [PAAR07] Paar, U.; Valls, I.: Werkzeugstähle und Strategien für die Warmumformung und Hartbeschneiden, Tagungsband zum 2.Erlanger Workshop Warmblechumformung, 73-92 , 2007
- [PAAR08] Paar, U.; Beckler, H.-H.; Alsmann, M.: Press-hardened components from Kassel- chances and challenges, Proceedings of the 1st international conference on hot sheet metal forming of high-performance steel, Kassel, Germany, 153-163, 2008
- [PSHE05] Pshennikov, A.: Entwicklung von Maßnahmen zur Heißrissvermeidung beim Einseitenschweißen langer Schweißnähte, Dissertation, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2005
- [PICA08] Picas, I.; Hernández, R.; Casellas, D.; Casas, B.; Valls, I.: Tool performance in cutting of hot stamped steels, Proceedings of the 1st international conference on hot sheet metal forming of high-performance steel, Kassel, Germany, 179-189, 2008
- [PICA09] Picas, I.; Hernández, R.; Casellas, D.; Valls, I.: Cold cutting of microstructurally tailored hot formed components, Proceedings of the 2nd international conference on hot sheet metal forming of high-performance steel, Luleå, Sweden, 115-125, 2009
- [PICA10] Picas, I.; Hernández, R.; Casellas, D.; Valls, I.: Strategies to increase the tool performance in punching operation of UHSS, Proceedings of the 50th IDDRG Conference, Graz, Austria, 325-334, 2010

- [PING13] Ping, H.; Liang, Y.; Ye, L.; Zhengwei, L.:
Effect of oxide scale on temperature-dependant interfacial heat transfer in hot stamping process, Journal of Materials Processing Technology, 213, 1475-1483, 2013
- [SCHA03] Schatt, W.; Worch, H.:
Werkstoffwissenschaft, Wiley-VCH Verlag, 172-174, 2003
- [SCHA10] Schaper, M.; Gershteyn, G.; Grydin, O.; Fassmann, D.; Yu, Z.; Nürnberg, F.:
Modellierung des Werkstoffverhaltens beim Warmumformen höchstfester Stähle auf der Basis mikrostruktureller Vorgänge, Tagungsband zum 5.Erlanger Workshop Warmblechumformung, 141-160, 2010
- [SCHU05] Schumann, H.; Oettel, H.:
Metallografie, Wiley-VCH Verlag, 300-348, 2005
- [SCHÜ90] Schüssler, M.:
Hochgeschwindigkeitsscherschneiden im geschlossenen Schnitt zur Verbesserung der Teilequalität, Dissertation, University of Darmstadt, 1990
- [SIKO06] Sikora, S.; Lenze, F.-J.:
Hot-forming-process important parameters for the production of high-strength BIW parts, Proceedings of the International Deep Drawing Research Group (IDDRG) Conference, Porto, Portugal, 295-301, 2006
- [SPRI09] Springer, R.; Gerstheyn, G.; Schaper, M.:
Transmissionselektronenmikroskopische Bestimmung der Phasenanteile von pressgehärtetem Vergütungsstahl 22MnB5 zur Verwendung in der numerischen Prozessanalyse, Tagungsband zum 4.Erlanger Workshop Warmblechumformung, 33-44, 2009
- [SPUR83] Spur, G.:
Handbuch der Fertigungstechnik, Band 2/1: Umformen, Carl Hanser Verlag, München Wien, 1983
- [SPUR85] Spur, G.; Stöferle, T.:
Handbuch der Fertigungstechnik, Band 2/3: Umformen und Zerteilen, Carl Hanser Verlag, München Wien, 1384-1465, 1985
- [SUEH03] Suehiro, M.; Maki, J.; Kusumi, K.; Ohgami, M.; Miyakoshi, T.:
Properties of aluminium-coated Steels for hot-forming. Nippon Steel Technical Report No. 88, 2003
- [STOP07] Stopp, R.; Schaller, L.; Lamprecht, K.; Keupp, E.; Deinzer, G.:
Warmblechumformung in der Automobil-Serienfertigung: Status, Trends und Potenziale, Tagungsband zum 2.Erlanger Workshop Warmblechumformung, 23-35, 2007

- [STOE10] Stöhr, T.; Merklein, M.:
Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens beim Warmumformen
höchstfester Stähle, Tagungsband zum 5.Erlanger Workshop
Warmblechumformung, 39-62, 2010
- [THEI03] Theisen, W.:
Metallische Werkstoffe des Maschinenbaus, 2003
- [TIMM56] Timmerbeil, F.:
Untersuchung des Schneidvorganges bei Blech, insbesondere beim
geschlossenen Schnitt, Dissertation, Technische Hochschule Darmstadt,
1956
- [TRÖS04] Tröster, T.; Rostek, W.:
Innovative Warmumformung, Neuer Entwicklung in der Blechumformung,
Werkstoffinformationsgesellschaft, Frankfurt, Deutschland, 51-65, 2004
- [VDI85] Verein Deutscher Eisenhüttenleute:
Werkstoffkunde STAHL, Band 2: Anwendung, Springer-Verlag
Berlin/Heidelberg und Verlag Stahleisen m.b.H., Düsseldorf, 1985
- [WEIS00] Weißbach, W.:
Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung, Viewegs Verlag, 47-49, 2000
- [WEIS07] Weißbach, W.:
Werkstoffkunde 16, überarbeitende Auflage, Viewegs Verlag, Wiesbaden,
145-163, 380-381, 2007
- [WILS06] Wilsius, J.; Hein, P.; Kefferstein, R.:
Status and future trends of hot stamping of USIBOR 1500P®, Tagungsband
zum 1.Erlanger Workshop Warmblechumformung, 82-101, 2006
- [WITT07] Wittig, A.:
Neue Technologien in der Warmumformung, Tagungsband EFB-Kolloquium
– Neue Wege zum wirtschaftlichen Leichtbau, 55-61, 2007

10.4 Normen- und Richtlinienverzeichnis

- [DIN2310-5] N. N.:
DIN 2310 – Teil 5: Thermisches Schneiden – Laserstrahlschneiden von
metallischen Werkstoffen – Verfahrensgrundlagen, Güte, Maßtoleranzen,
DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin, 1990
- [DIN6507-1] N. N.:
DIN EN ISO 6507-1: Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Vickers,
Teil 1: Prüfverfahren, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin, 2006
- [DIN6508-1] N. N.:
DIN EN ISO 6508-1: Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Rockwell –
Teil 1: Prüfverfahren (Skalen A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T), DIN Deutsches
Institut für Normung e.V., Berlin, 2005

-
- [DIN6930-2] N. N.:
DIN 6930: Stanzteile aus Stahl, Teil 2: Allgmeintoleranzen, DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin, 1989
- [DIN8580] N. N.:
DIN 8580: Fertigungsverfahren -
Begriffe, Einteilung, DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin, 2003
- [DIN8582] N. N.:
DIN 8582: Fertigungsverfahren Umformen -
Begriffe, Einteilung, DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin, 2003
- [DIN8588] N. N.:
DIN 8588: Fertigungsverfahren Zerteilen - Einordnung, Unterteilung,
Begriffe, DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin, 2003
- [DIN9830] N. N.:
DIN 9830: Schnittgrathöhen an Stanzteile, DIN Deutsches Institut für
Normung e.V., Berlin, 2010
- [DIN9870-2] N. N.:
DIN 9870, Blatt2: Begriffe der Stanztechnik, Fertigungsverfahren und
Werkzeuge zum Zerteilen, Fachnormenausschuß Werkzeuge und
Spannzeuge im Deutschen Normenausschuß (DNA), Berlin und Köln, 1972
- [DIN10002-5] N. N.:
DIN EN 100 02 Zugversuch, Teil 5: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur,
DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin, 1992
- [DIN10052] N. N.:
DIN EN 10 052: Begriffe der Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen, DIN
Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin, 1994
- [DIN10083-3] N. N.:
DIN EN 10083-3: Vergütungsstähle – Teil 3: Technische Lieferbedingungen
für legierte Stähle, Beuth, Berlin, 2007
- [VDI2906-2] N. N.:
VDI-Richtlinie 2906 Blatt 2: Schnittflächenqualität beim Schneiden,
Beschneiden und Lochen von Werkstücken aus Metall, Verein Deutscher
Ingenieure (VDI), Düsseldorf, 1994
- [VDI3368] N. N.:
VDI-Richtlinie 3368: Schneidspalt-, Schneidstempel-
und Schneidplattenmaße für Schneidwerkzeuge der Stanztechnik, Verein D
eutscher Ingenieure (VDI), Düsseldorf, 1982

11 Anhang

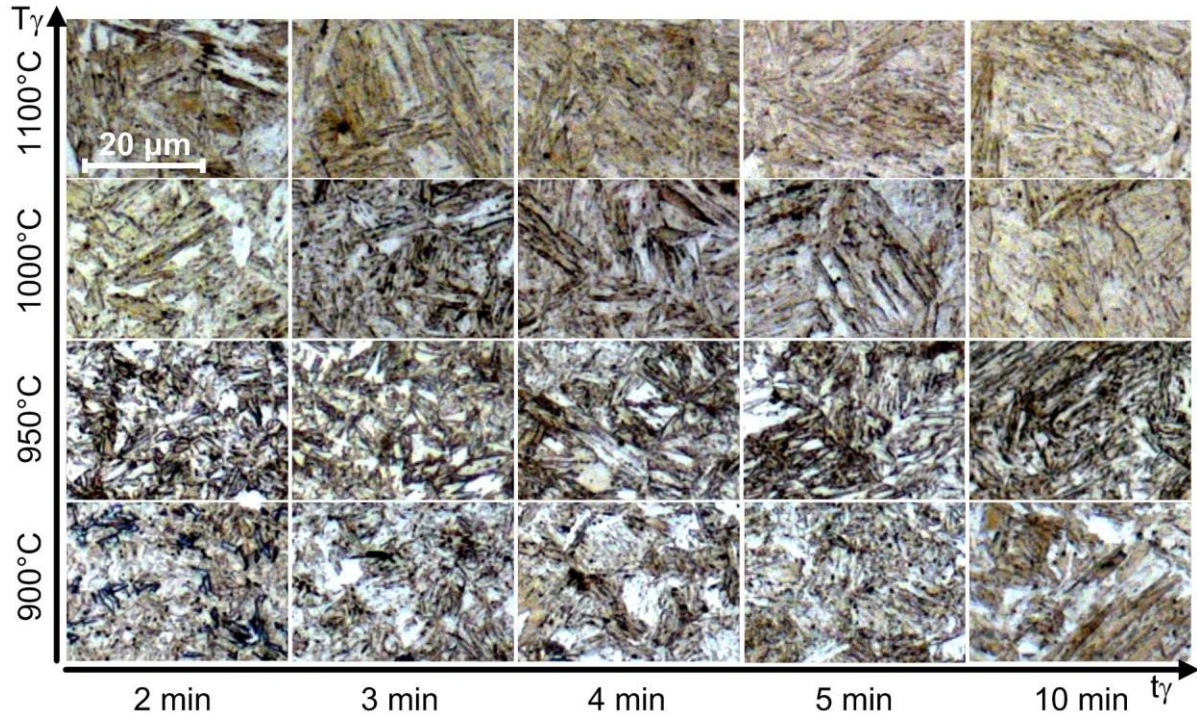


Bild 11.1: Gefügestruktur (2 %-Nital) mit unterschiedlichen γ -Temperaturen und Zeiten

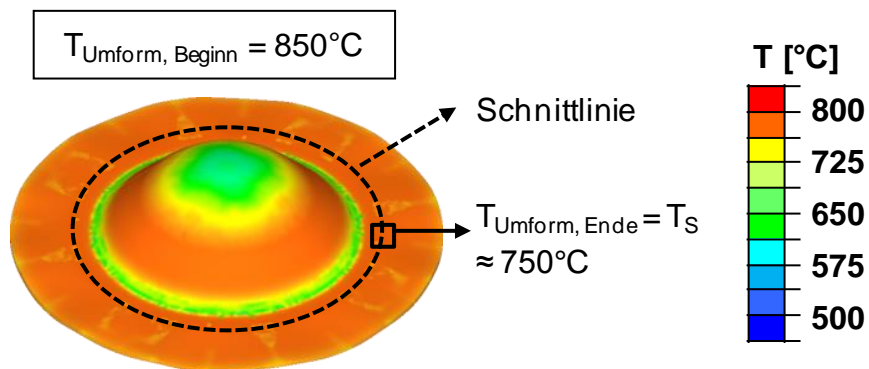


Bild 11.2: Temperaturverteilung des Bauteils am Ende des Warmumformvorgangs (thermo-mechanische FE-Simulation; $\gamma = 0^\circ$; $v_{St} = 30 \text{ mm/s}$)

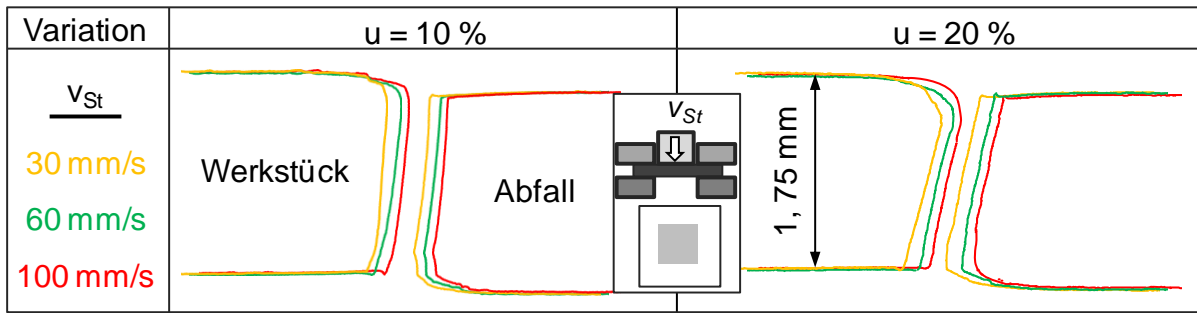


Bild 11.3: Schnittflächenkontur aus dem Experiment unter Variation der Schneidgeschwindigkeit von 30, 60 und 100 mm/s beim Lochen von gehärtetem 22MnB5 Blech ($r_K \approx 20 \mu m$)

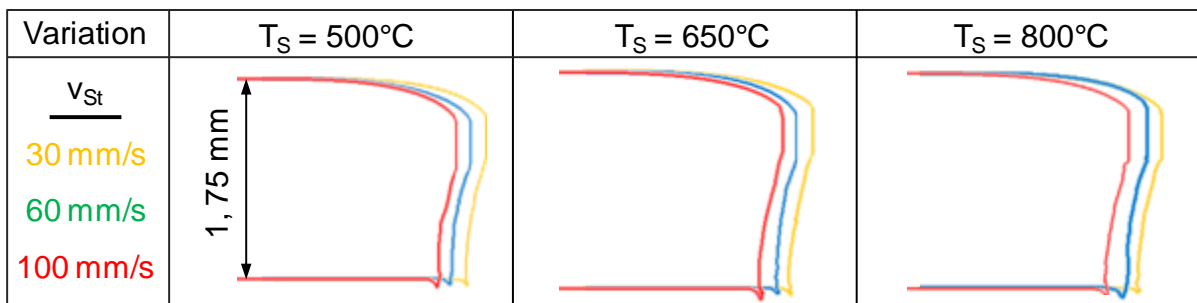


Bild 11.4: Schnittflächenkontur aus der Halbwarmschneidsimulation unter Variation der Schneidgeschwindigkeit von 30, 60 und 100 mm/s ($u = 10 \%$; $r_K = 100 \mu m$; Brozzo; $C = 0,95$)

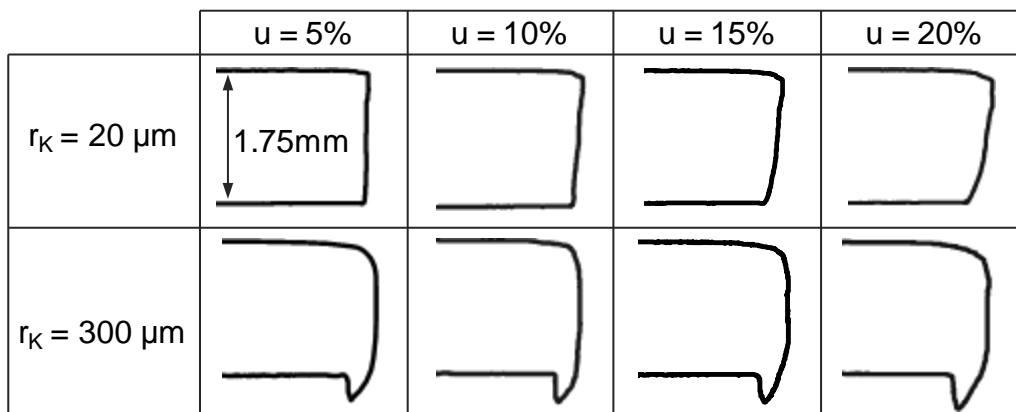


Bild 11.5: Vergleich der Schnittflächenkonturen aus dem Experiment mit scharfkantigen ($r_K \approx 20 \mu m$) sowie verschlissenen ($r_K \approx 300 \mu m$) Schneidkanten (Abschneiden; $\gamma = 0^\circ$; $v_{St} = 60 \text{ mm/s}$)

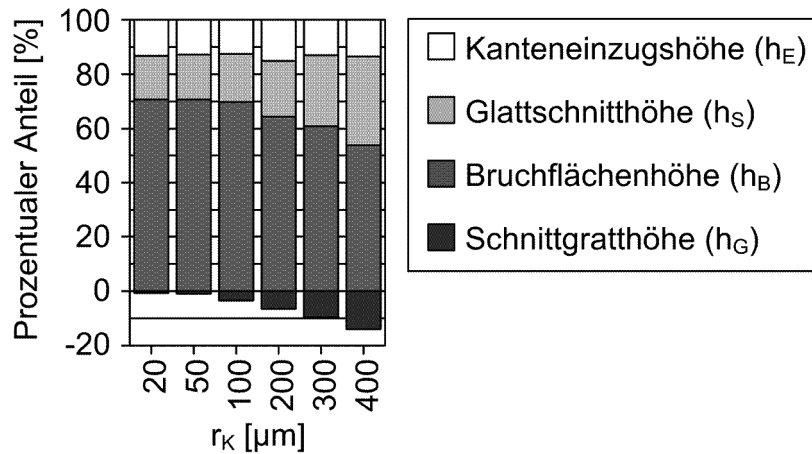


Bild 11.6: Schnittflächenkenngrößen aus der Halbwarmschneidsimulation unter Variation des Schneidkantenradius ($u = 10\%$; $v_{St} = 60$ mm/s; Brozzo; $C = 0,95$)

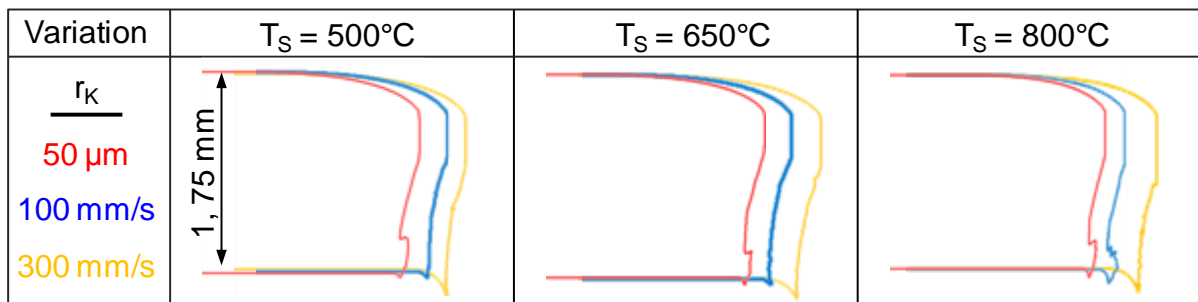


Bild 11.7: Schnittflächenkontur aus der Halbwarmschneidsimulation unter Variation des Schneidkantenradius von 50, 100 und 300 μm ($u = 10\%$; $v_{St} = 60$ mm/s; Brozzo; $C = 0,95$)

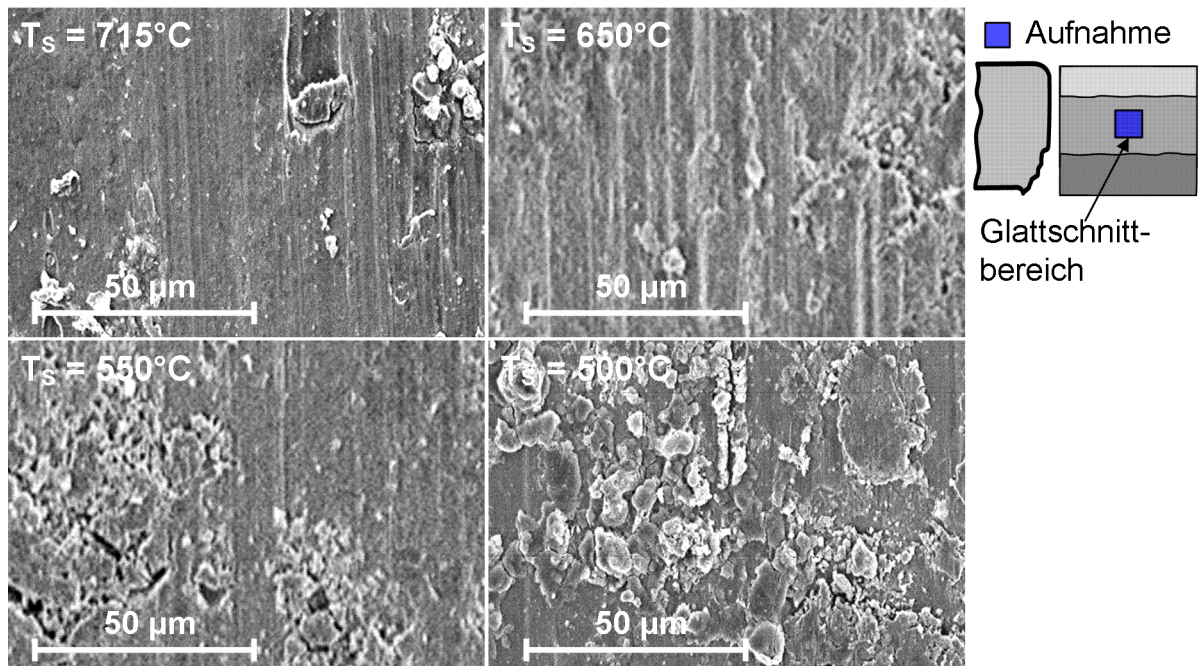


Bild 11.8: REM-Aufnahme der Glattschnittflächen der, bei unterschiedlichen Schneidtemperaturen, halbwarmgeschnittenen Proben ($u = 10\%$; $v_{St} = 60\text{ mm/s}$; $r_K \approx 20\ \mu\text{m}$)

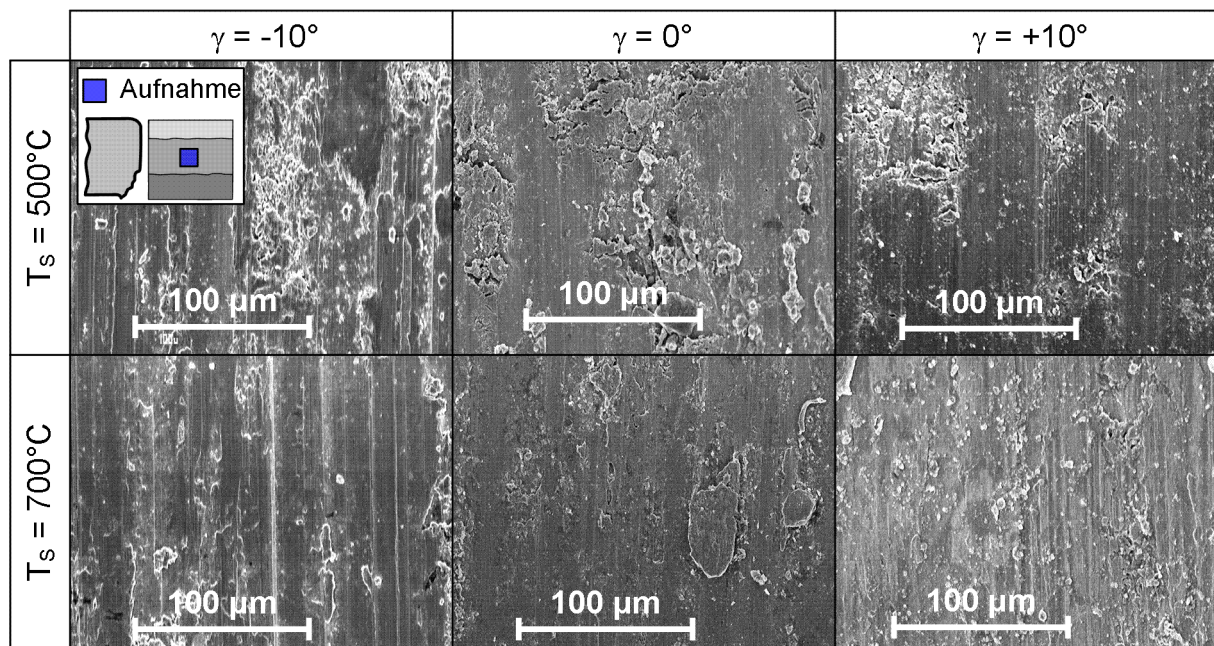
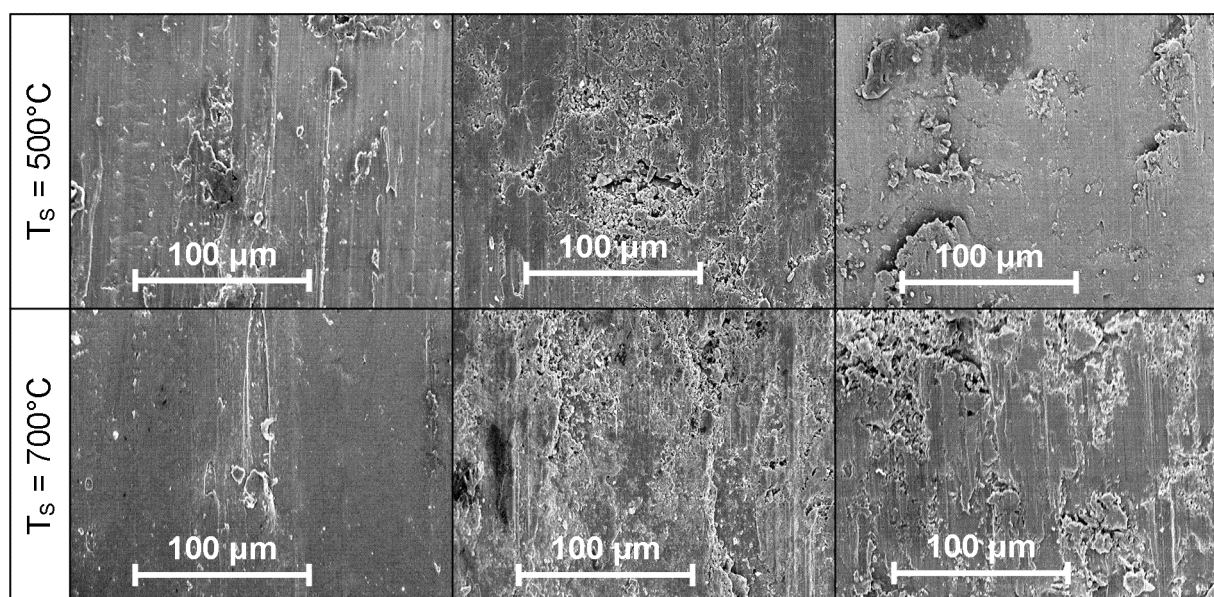
(a) $u = 5\%$ (b) $u = 15\%$

Bild 11.9: REM-Aufnahme der Glattschnittflächen der, bei unterschiedlichen Schneidtemperaturen, halbwarmgeschnittenen Proben ($u = 10\%$; $v_{St} = 60\text{ mm/s}$; $r_K \approx 20\text{ }\mu\text{m}$)

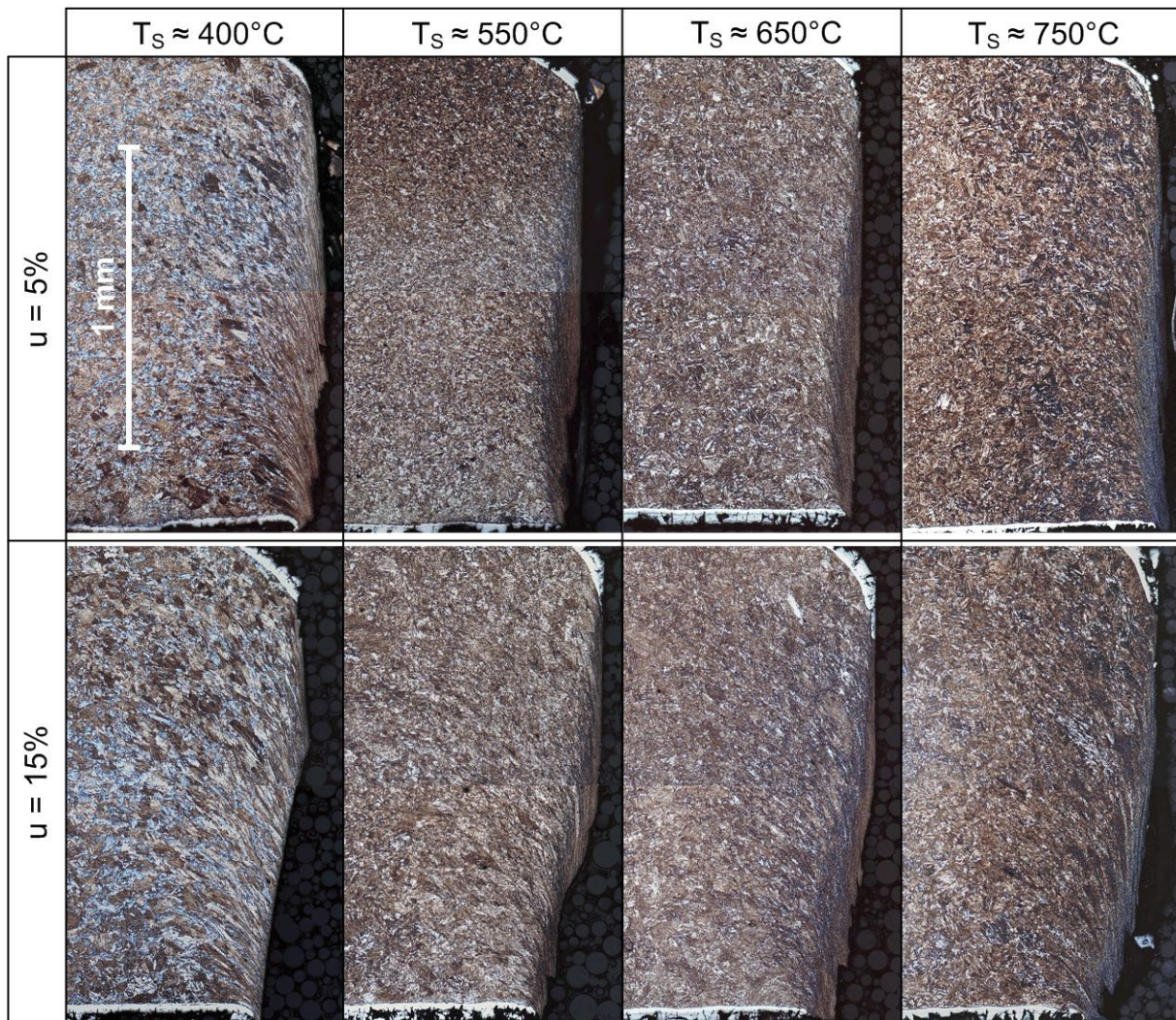


Bild 11.10: REM-Aufnahme der Glattschnittflächen der, bei unterschiedlichen Schneidtemperaturen, halbwarmgeschnittenen Proben ($u = 10\%$; $v_{St} = 60\text{ mm/s}$; $r_K \approx 20\ \mu\text{m}$)