

Dipl.-Ing. Christian Koroschetz

Verschiebung der umformtechnischen Grenzen bei der Verarbeitung von nichtrostenden Edelstählen

Dissertation
zur Erlangung des Titels
Doktor der Technischen Wissenschaften

Studienrichtung:
Doktoratsstudium der technischen Wissenschaften

Betreuung und Erstbegutachtung: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Ralf Kolleck
Zweitbegutachtung: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Bernd Engel



Institut für Werkzeugtechnik & Spanlose Produktion
Fakultät für Maschinenbau und Wirtschaftswissenschaften
Technische Universität Graz

Graz, Jänner 2014

EIDESSTÄTTLICHE ERKLÄRUNG

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen / Hilfsmittel nicht benutzt, und die den benutzten Quellen wörtlich und inhaltlich entnommenen Stellen als solche kenntlich gemacht habe.

Graz, am

.....

Christian Koroschetz, e.h.

Dankesworte

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als Universitätsassistent am Institut für Werkzeugtechnik & Spanlose Produktion. Sie bietet mir nicht nur die Möglichkeit zur Dokumentation meiner geleisteten Arbeit, sondern eröffnet mir vielmehr die Gelegenheit jenen Menschen zu danken, die mich bei meiner Arbeit unterstützt haben.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Ralf Kolleck, der mir nicht nur fachlich zur Seite gestanden ist, sondern auch maßgeblich zu meiner persönlichen Entwicklung während meiner Zeit am Institut beigetragen hat. Dafür bin ich dir sehr dankbar Ralf.

Eine großes Dankeschön möchte ich auch an Frau Dr.Ratte aussprechen, denn ohne Sie hätte es das bilaterale Forschungsprojekt zwischen Outokumpu Nirosta und dem Institut zum Thema Küchenspülen nicht gegeben. Darüber hinaus gebührt ein großer Dank auch Frau Dr.Staubwasser die das Projekt in weiterer Folge von Frau Dr.Ratte übernommen hat und mir in vielen fachlichen und inhaltlichen Diskussionen zur Seite gestanden ist. Vielen lieben Dank für die tolle Unterstützung Lenore.

Großartige Unterstützung erhielt ich auch von Herrn Skrlec (Outokumpu Nirosta). Es war nicht nur das zur Verfügung gestellte Versuchsmaterial das mir sehr weiterhalf, sondern auch die eine oder andere fachliche Diskussion mit ihm. Danke auch dir Minko.

Des Weiteren möchte ich mich recht herzlich bei meinen Kolleginnen und Kollegen am Institut für jegliche Unterstützung bedanken. Das von euch geschaffene Arbeitsklima am Institut und die Zusammenarbeit mit euch bereitete mir sehr viel Freude.

Ein ganz besonderer Dank gilt natürlich meiner lieben Frau Bianca. Sie gab mir die notwendige Kraft und Motivation die ich brauchte, um diese Arbeit erfolgreich abschließen zu können. Auch verstand sie es wenn ich das eine oder andere Wochenende einmal keine Zeit für sie hatte. Dafür danke ich dir vielmals liebe Bianca.

Zu guter Letzt möchte ich mich auch noch bei meinen Eltern, Hans und Beatrix, sowie bei meiner Schwester Lisa bedanken, da sie mich in meinen Vorhaben stets unterstützten. Danke auch euch.

Graz, im Jänner 2014

Christian Koroschetz

Abstract

For future products made out of stainless steels high drawing depths, tight radii and an increasing part complexity is essential. These features are essential goals in the automotive industry as well as for applications in the "white good" industry in order to be able to expand the product range of stainless steels. On the material side effects such as hydrogen embrittlement and the formation of strain induced martensite are working negatively against these strategic aims. In this thesis appropriate methods for expanding the metal forming limits for processing austenitic stainless steels are described by using different methods and process variations. One approach is to increase the system temperature in the forming process by local heating of individual deep drawing tool areas. On the laboratory scale the influence of a suitable temperature control in the forming process of austenitic stainless steels has been sufficiently demonstrated. The transfer to real geometries was investigated in this work. Another way to expand the metal forming limits is the recrystallization of formed component by means of suitable heating processes. Thereby it is possible to establish a material structure which is close to the initial one. State of the art recrystallization processes have the negative effects of high equipment costs and long resulting process times which are leading to high finished component costs. A new approach is to use induction technology for a very local recrystallization of the finished part. In this work the applicability of this technology was examined as an intermediate step in the manufacturing of complex shaped components.

Kurzfassung

Bei zukünftigen Produkten aus nichtrostenden Edeltählen sind hohe Ziehtiefen, enge Radien und zunehmende Bauteilkomplexität von wesentlicher Bedeutung. Diese Eigenschaften sind sowohl im automotiven Bereich als auch für Applikationen in der „weißen Ware“ wesentliche Ziele für eine Ausweitung des Produktspektrums von nichtrostenden Edeltählen. Werkstoffseitig stehen diesen jedoch Wasserstoffversprödung und die Entstehung von verformungsinduziertem Martensit negativ entgegen. In der vorliegenden Arbeit werden geeignete Maßnahmen zur Erweiterung der umformtechnischen Grenzen bei der Verarbeitung von austenitisch nichtrostenden Edeltählen mittels verschiedener Verfahrens- und Prozessvarianten beschrieben. Ein Ansatz ist die Erhöhung der Systemtemperatur im Umformprozess durch lokale Beheizung einzelner Werkzeugbereiche. Im Labormaßstab wurde der Einfluss einer geeigneten Temperaturführung bei der Umformung von austenitisch nichtrostenden Edeltählen hinreichend nachgewiesen. Die Übertragung auf Realgeometrien wurde im Rahmen dieser Arbeit untersucht. Eine weitere Möglichkeit zur Verschiebung der umformtechnischen Grenzen ist die Rekristallisation der umgeformten Bauteile durch geeignete Erwärmungsprozesse. Dadurch wird das Werkstoffgefüge annähernd auf den Ausgangszustand gebracht. Die heute im Stand der Technik beschriebenen Verfahren wirken sich jedoch durch die hohen Anschaffungskosten der Erwärmungsanlagen und der sich ergebenden langen Prozesszeiten negativ auf die Bauteilkosten aus. Ein neuer Ansatz ist die Nutzung von Induktionstechnologie zur lokalen Gefügerekristallisation. Im Rahmen dieser Arbeit wurde die Anwendbarkeit dieser Technologie für das Rekristallisationsglühen als Zwischenschritt zur Herstellung komplexer Bauteile untersucht werden.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Stand der Technik.....	3
2.1	Austenitisch nichtrostende Edelstähle.....	3
2.1.1	Martensitumwandlung / TRIP-Effekt	4
2.1.2	Beschreibung der Austenitstabilität über die Temperatur	5
2.1.3	Beschreibung der Austenitstabilität über die Stapelfehlerenergie	6
2.1.4	Verzögerte Rissbildung – delayed cracking	6
2.1.5	Messung von verformungsinduziertem Martensit	7
2.1.6	Einfluss und Bestimmung der Korngröße.....	8
2.2	Tiefziehen.....	9
2.2.1	Grundlagen Tiefziehen.....	9
2.2.2	Grenzziehverhältnis	11
2.2.3	Formänderung / Umformgrad.....	12
2.2.4	Umformgeschwindigkeit.....	15
2.2.5	Einfluss der Temperatur	17
2.3	Werkzeugtechnik	18
2.3.1	Werkzeugwerkstoffe.....	18
2.3.2	Niederhaltersysteme	22
2.3.3	Methoden zur Temperierung von Umformwerkzeugen	25
2.3.4	Reibung / Schmierstoff	26
2.4	Erholung und Rekristallisation von verformungsinduziertem Martensit.....	27
2.4.1	Erholung und Rekristallisation.....	27
2.4.2	Induktive Erwärmung	28
3	Zielsetzung.....	31
4	Temperaturunterstützte Martensitunterdrückung	33
4.1	Analyse des Werkzeugtemperaturanstiegs und dessen Auswirkung auf die Martensitbildung in einem Serienwerkzeug	33
4.1.1	Umformwerkzeug, Werkstoff und Versuchsplan	33
4.1.2	Messmethodik.....	34

4.1.3	Ergebnisse	35
4.1.4	Zusammenfassung der Ergebnisse aus der Bestimmung des Werkzeugtemperaturanstiegs	39
4.2	Aufbau eines beheizten Werkzeugs in Anlehnung an den Serientiefziehprozess von Küchenspülen.....	39
4.2.1	Einleitung	39
4.2.2	Werkzeugkonzept.....	40
4.2.3	Werkzeugaufbau	40
4.2.4	Niederhaltersystem	41
4.2.4.1	Kraftübertragung der Gasdruckfedern in den Niederhalter	42
4.2.5	Werkzeugbeheizung	43
4.2.5.1	Berechnung der Heizleistung	44
4.2.5.2	Messung der Temperaturverteilung mittels Infrarotkamera	45
4.2.5.3	Geometrievergleich des Ziehrings bei Raumtemperatur und 80°C.....	46
4.2.6	Werkzeugisolierung	47
4.2.8	Werkzeugwirkfläche / LMD-Beschichtung.....	48
4.3	Messmethodik.....	52
4.3.1	Temperaturmessung während der Umformung.....	52
4.3.2	Taktile Martensitvermessung zur Beurteilung der Umformergebnisse	55
4.4	Umformversuche mit beheiztem Werkzeug.....	57
4.4.1	Versuchsplan	57
4.4.2	Versuche zur statistischen Absicherung der Messergebnisse	62
4.5	Ergebnisse der Versuchsreihe	65
4.5.1	Einfluss der Werkstoffvariation	65
4.5.2	Einfluss der Niederhalterkraftvariation.....	67
4.5.3	Einfluss der Werkzeugtemperatur und Ziehgeschwindigkeit.....	76
4.6	Übertragung der Ergebnisse auf ein beheiztes Serienspülenwerkzeug.....	83
4.6.1	Konstruktion und Auslegung eines beheizten Ziehrings	83
4.6.2	Ergebnisse der Umformversuche.....	84
4.6.2.1	1.Versuchsreihe	84
4.6.2.2	2.Versuchsreihe	86

5	Ergebnisdiskussion – Martensitunterdrückung	89
6	Induktives Rekristallisieren.....	93
6.1	Einleitung	93
6.2	Experimenteller Aufbau und Methode.....	93
6.2.1	Experimenteller Aufbau	93
6.2.2	Methode.....	94
6.3	Ergebnisse	97
6.3.1	Ergebnisse Längsfeldinduktion	97
6.3.2	Ergebnisse Flächeninduktion	99
6.3.3	Übertragung der Ergebnisse auf Realgeometrie	100
6.3.4	Zusammenfassung induktive Rekristallisation.....	100
7	Zusammenfassung und Ausblick	103
	Anhang	105
	Abbildungsverzeichnis	107
	Tabellenverzeichnis	111
	Symbolverzeichnis	113
	Literaturverzeichnis	115

1 Einleitung

Der Einsatz von austenitisch nichtrostenden Edeltählen ist in den Gebieten des Apparatebaus, weiÙe Ware und der Automobilindustrie stark verbreitet. Die Gründe hierfür liegen in einem guten Formgebungsvermögen und der ausreichenden Korrosionsbeständigkeit dieser Werkstoffe. Zur Steigerung der Wettbewerbsfähigkeit zwischen den einzelnen Herstellern von Produkten aus nichtrostenden Edeltählen sind Bauteile mit hohen Umformgraden und Bauteilkomplexität von wesentlicher Bedeutung. Aus der Praxis ist jedoch bekannt, dass bei der Herstellung von Produkten aus austenitisch nichtrostenden Stahlblechen, wie beispielsweise Küchenspülbecken, Wannen oder Ähnlichem die Bildung hoher Umformgrade der zu bearbeitenden Werkstücke, sowie das Erzeugen von komplexen geometrischen Formen große produktionstechnische Herausforderungen darstellen. Wasserstoffversprödung, die Entstehung von verformungsinduziertem Martensit und Kaltverfestigung bilden hierbei nur einige der zu erwartenden produktionstechnischen Probleme. Die genaue Kenntnis über das Materialverhalten während der Verformung ermöglicht eine effiziente Auswahl der Materialien. Der Werkstoff sollte die an ihn gestellten Anforderungen hinsichtlich der Umformbarkeit (Stabilität) erfüllen, sollte aber aus Kostengründen hinsichtlich der Legierungselemente nicht überdimensioniert sein. Für austenitisch nichtrostende Edeltähle ist die Austenitstabilität, die durch unterschiedliche Legierungselemente wie z.B. Nickel beeinflusst wird, ein wichtiger Faktor um das Formgebungsvermögen des Werkstoffs auf verschiedenste Einsatzgebiete anpassen zu können.

Zur Bewältigung dieser Herausforderungen sind aufwendige Nach- und Zwischenbearbeitungsschritte im Herstellverfahren für die zu bearbeitenden Werkstücke bzw. dessen Werkstoffe notwendig. Hierzu zählt unter anderem das lokale Erwärmen der umgeformten Werkstücke bzw. Halbzeuge oder auch das Zwischenglühen in geeigneten Öfen mit und ohne Glühatmosfera. Wie weitestgehend bekannt ist, erleichtert eine lokale Erwärmung des zu bearbeitenden Werkstoffes einerseits die Diffusion von möglicherweise eingelagertem Wasserstoff und unterstützt zum anderen den Abbau von verformungsinduziertem Martensit. Nachteilig in diesem Prozessschritt ist jedoch die lokal inhomogene Wärmeeinbringung. Neben einer lokalen Wärmebehandlung der Werkstücke oder der Halbzeuge aus austenitisch nichtrostenden Edeltählen, werden diese auch oftmals einem aufwendigen Rekristallisationsprozess in geeigneten Öfen mit oder ohne Glühatmosfera unterzogen. Durch die annähernde Wiederherstellung des Ausgangsgefüges des zu bearbeitenden Werkstoffes ist es im Nachgang möglich, höhere Ziehtiefen zu erreichen bzw. komplexere Geometrien herstellen zu können. Nachteilig wirkt sich jedoch in diesem Prozessschritt, vor allem bei austenitischen Stählen, die Kornvergrößerung aus. Dies führt zu einer deutlichen Verschlechterung der Oberflächenqualität, in den Sichtbereichen bei „weiÙe Ware-Produkten“. Des Weiteren sind Glühöfen für den Rekristallisationsprozess in der Anschaffung sehr teuer und verursachen zusätzliche Prozesskosten, sowohl durch Anlageninvest, als auch durch höhere Durchlaufzeiten.

2 Stand der Technik

2.1 Austenitisch nichtrostende Edelstähle

Ausgehend von reinem Eisen entsteht durch Zulegieren von mindestens 10,5% Cr und maximal 1,2% C eine eigene Werkstoffgruppe, die Gruppe der nichtrostenden Edelstähle. Diese Stähle zeichnen sich durch deren Widerstandsfähigkeit gegenüber korrosiven Angriff aus. Sie entsteht durch die Bildung einer chromreichen Oxid-Hydroxid-Schicht an der Werkstoffoberfläche. Durch weiteres Beilegieren unterschiedlichster Legierungselemente können die nichtrostende Edelstähle in folgende Untergruppen unterteilt werden [EKfN], [Gümpel, 2001]:

- Austenitische Stähle
- Ferritische Stähle
- Martensitische Stähle
- Ferritisch-austenitische Stähle

In dieser Arbeit wird ausschließlich der metastabile Austenit 1.4301 (AISI304, V2A) und dessen Eigenschaften behandelt, daher wird auf diesen Werkstoff näher eingegangen.

Laut [EKfN] wird innerhalb der austenitischen Stähle nach den Legierungselementen FeMn, FeMnCr und FeCrNi unterschieden, wobei der 1.4301 zu den Chrom-Nickel-Stählen gehört. Diese bestehen überwiegend aus Eisen mit einem Chromgehalt zwischen 16 und 28% und bis zu 35% Nickelgehalt. Reines Eisen besitzt die Gefügegitterform kubisch raumzentriert (α -Phase) und wandelt bei höheren Temperaturen (AC_3 , $>911^\circ\text{C}$) in eine kubisch flächenzentrierte Gitterform (γ -Phase) um. Diese Gitterform kann durch Legierungselemente stabilisiert werden und bleibt auch bei Raumtemperatur erhalten. Chrom als Legierungselement hat den Nachteil, dass es das Austenitgebiet einschnürt, wobei die Legierungselemente Ni, Mn und C eine aufweitende Wirkung auf das γ -Gebiet haben. Der Begriff der Stabilität bei den metastabilen Austeniten hat eine zweifache Bedeutung. Zum einen wird dadurch die Neigung zur Bildung von δ -Ferrit bei hohen Temperaturen beschrieben und zum anderen die Anfälligkeit zur Bildung von α' -Martensit bei Raumtemperatur und hohen Verformungsgraden, sowie die Bildung von α' -Martensit bei niedrigen Temperaturen. Die Legierungselemente Ni, C, Mn und Stickstoff haben wie bereits zuvor beschrieben eine austenitstabilisierende Wirkung, auch bei hohen Temperaturen. Hingegen bewirken die Legierungselemente Cr, Mo und Si die Bildung von δ -Ferrit bei hohen Temperaturen. Bei Raumtemperatur haben sie eine austenitstabilisierende Wirkung hinsichtlich der Bildung von α' -Martensit [Küppers, 1969], [Gümpel, 2001], [Kranz, 1999]. Zur Beschreibung der Wirkung der einzelnen Elemente auf die Bildung unterschiedlicher Gefügephasen innerhalb der nichtrostenden Edelstähle entwickelte Schäffler ein geeignetes Diagramm. In diesem setzt er alle Legierungselemente mit Cr und Ni in Beziehung, je nach Wirkungsweise. Je nach Wirkungsintensität werden sie zu einem Chromäquivalent oder zu einem Nickeläquivalent aufsummiert [Schäffler, 1949]. Abbildung 1 zeigt das von Schäffler entwickelte Diagramm, mit

dem es auf Grund der beiden Äquivalente möglich ist, einzelne Gefügephasen vorherzusagen.

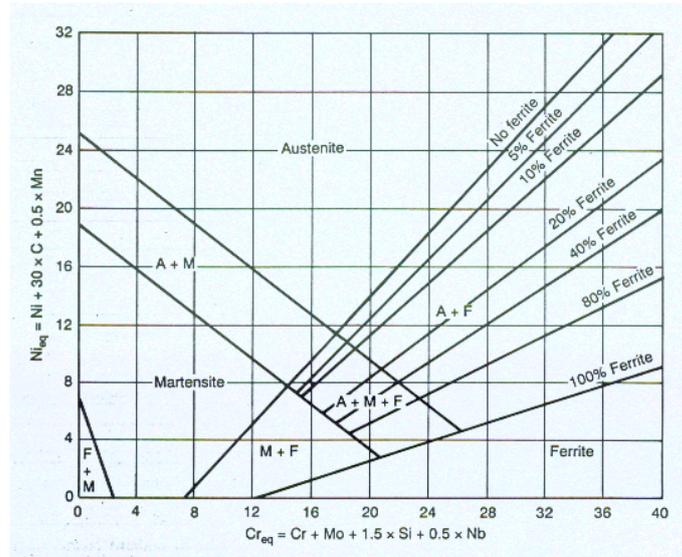


Abbildung 1 Schaeffler-Diagramm [Schäffler, 1949]

2.1.1 Martensitumwandlung / TRIP-Effekt

Metastabile austenitische Werkstoffe unterliegen dem sogenannten TRIP-Effekt (Transformation induced plasticity). Dies bedeutet, dass das austenitische Gefüge dieser Werkstoffe während der Formgebung in ein martensitisches Gefüge umwandelt. Auf Grund von unterschiedlichen Legierungselementen können austenitisch nichtrostende Edelmstähle sowohl stabil, als auch instabil ausgelegt werden. Die stabileren Werkstoffe weisen während der Umformung eine geringere Neigung zur martensitischen Umwandlung auf.

Die Bildung von Martensit, hinsichtlich dessen Entstehung, ist Inhalt unterschiedlichster wissenschaftlicher Arbeiten [Hornbogen, 1986], [Angel, 1954], [Frehn, 2004], [Kranz, 1999]. Grundlegend kann Martensit hinsichtlich seiner Entstehung nach folgenden Arten unterschieden werden [Frehn, 2004]:

- Abkühlungsmartensit
- Oberflächenmartensit
- Spannungsinduzierter Martensit
- Verformungsinduzierter Martensit

Für die Blechumformung am relevantesten sind der spannungsinduzierte und der verformungsinduzierte Martensit. Der spannungsinduzierte Martensit kann sowohl in latten- wie auch plattenförmiger Struktur auftreten und entsteht durch lokal hohe Spannungen [Hornbogen, 1986]. Der verformungsinduzierte Martensit hat großteils eine lattenförmige Struktur [Heinemann, 2004]. Bei der Verformung können verschiedene Arten von Martensit entstehen. Zum einen der hexagonale ϵ -Martensit (instabile Zwischenstufe) und zum anderen der kubisch-raumzentrierte α' -Martensit. Folgende Austenit-Martensit-Umwandlungen sind während der Formgebung möglich:

- γ -Austenit in ε -Martensit
- γ -Austenit in ε -Martensit in α' -Martensit
- γ -Austenit in α' -Martensit

Shrinivas beschreibt die Entstehung von α' -Martensit durch die Entstehung von Martensitkeimen in Folge hoher Verformung und die dadurch entstehenden Gitterfehler. Solche Gitterfehler können Scherbänder und deren Kreuzungen, Stapelfehler, Versetzungen und ε -Martensit sein. Sind bereits Martensitkeime gebildet worden, besteht die Möglichkeit, dass diese Keime weiter wachsen [Shrinivas, 1995], [Heinemann, 2004]. Auf Grund von Versetzungsmechanismen können die gebildeten Keime weiter wachsen, was zu einer Scherung des Gitters führt. Die Entstehung von α' -Martensit erfolgt über Zwillingsbildung, Gleitung und schließlich über die dehnungsinduzierte Martensitbildung.

Die Entstehung von ε -Martensit kann gerade bei hohen Formänderungen fast gänzlich ausgeschlossen werden. In Einzelfällen kann dieser bei geringen Formänderungen auftreten [Kranz, 1999]. Daher ist davon auszugehen, dass bei der Blechumformung von metastabilen austenitischen Werkstoffen nur die Entstehung von α' -Martensit Auswirkungen auf das Formänderungsvermögen hat. Die quantitative Ausprägung dieses verformungsinduzierten α' -Martensits ist stark abhängig von folgenden Faktoren [Hecker, 1982]:

- Legierungsbestandteile
- Umformgrad
- Umformtemperatur
- Dehnungszustand

Der während der Umformung gebildete verformungsinduzierte Martensit beeinflusst, durch die veränderten mechanisch technologischen Eigenschaften, das Umformvermögen. Die Werkstoffeigenschaften unterscheiden sich zu Beginn der Umformung klar von den Eigenschaften während der Umformung hinsichtlich Festigkeit, Zähigkeit und Härte. Dies ist gerade bei der Finite Elemente Simulation ein wichtiger zu berücksichtigender Parameter [Hänsel, 1998], [Krauer, 2010], [Krauer, 2009], [Schmid, 2011].

2.1.2 Beschreibung der Austenitstabilität über die Temperatur

Die Stabilität der austenitischen Stähle wird über zwei Temperaturen unterschieden.

- Martensitstarttemperatur M_s

Die Martensitstarttemperatur ist jene Temperatur bei der durch Abkühlung des Werkstoffs spontan die Martensitbildung beginnt [Hornbogen, 2006]. Diese Umwandlung findet durch gekoppelte Bewegungen ganzer Atomgruppen statt, die einen gemeinsamen Platzwechsel durchführen.

$$M_s[^\circ\text{C}] = 1350 - 1665 * (\%C + \%N) - 28 * (\%Si) - 33 * (\%Mn) - 42 * (\%Cr) - 61 * (\%Ni)$$

Formel 1	Martensitstarttemperatur nach Eichelmann [Eichelmann, 1953]
----------	-------------------------------------------------------------

- Verformungsabhängige Temperatur M_{d30}

Die zweite wichtige Temperatur zur Klassifizierung der Stabilität ist die M_{d30} -Temperatur. Dies ist jene Temperatur bei der 50% Martensit in Folge eines Umformgrads von $\varphi=0,3$ gebildet wird [Angel, 1954]. Je niedriger diese Temperatur ist, desto stabiler ist der Werkstoff.

$$M_{d30} = 413 - 462 * (\%C + \%N) - 9,2 * (\%Si) - 8,1 * (\%Mn) - 13,7 * (\%Cr) - 9,5 * (\%Ni) - 18,5 * (\%Mo)$$

Formel 2	M_{d30} -Temperatur nach Angel [Angel, 1954]
----------	------------------------------------------------

2.1.3 Beschreibung der Austenitstabilität über die Stapelfehlerenergie

Die Stapelfehlerenergie (SFE) ist eine weitere metallphysikalische Größe zur Beschreibung des Umwandlungsverhaltens während der Blechumformung und dient darüber hinaus auch zur Beschreibung der Verformungsmechanismen.

„Die Stapelfehlerenergie ist eine Kristalleigenschaft. Mit zunehmender positiver Stapelfehlerenergie versucht der zwischen zwei Teilversetzungen aufgespannte Stapelfehler diese zusammenzuziehen: Aus dem Gleichgewicht der Kräfte ergibt sich eine Weite x der Aufspaltung, umgekehrt proportional der Stapelfehlerenergie [Hornbogen, 2012].“

Allgemein gilt, dass je niedriger die Stapelfehlerenergie ist, desto instabiler ist der Werkstoff und neigt eher zur Bildung von verformungsinduziertem Martensit. Einfluss auf die Höhe der Stapelfehlerenergie und damit auf das Umformvermögen haben zum einen die gewählte chemische Zusammensetzung des Werkstoffs und die Umformtemperatur. Mit steigender Umformtemperatur steigt auch die Stapelfehlerenergie. Somit sinkt die Martensitevolution mit steigender Temperatur [Ratte, 2007].

In den Arbeiten von Hermida, Schramm, Pontini und Pickering wird der Einfluss der Legierungselemente auf die Stapelfehlerenergie diskutiert [Pickering, 1984], [Hermida, 1998], [Schramm, 1975], [Pontini, 1997]. Zusammengefasst ergeben sich folgende Einflüsse der Legierungselemente auf die Stapelfehlerenergie:

- Ni, Cu, C, Mn (> 15%) SFE steigt
- Cr, N, H, Mn (10-15%) SFE sinkt

Pickering hat dafür folgende empirisch ermittelte Formel entwickelt:

$$SFE \left(\frac{mJ}{m^2} \right) = 25,7 + 2 * (\%Ni) + 410 * (\%C) - 0,9 * (\%Cr) - 77 * (\%N) - 13 * (\%Si) - 1,2 * (\%Mn)$$

Formel 3	Berechnung der Stapelfehlerenergie in Abhängigkeit von unterschiedlichen Legierungselementen
----------	----------------------------------------------------------------------------------------------

2.1.4 Verzögerte Rissbildung – delayed cracking

Beim Tiefziehen von metastabilen Austeniten, vor allem aber bei Werkstoffen mit niedriger

Austenitstabilität kommt es gerade im Serienanlaufprozess zu verzögerter Rissbildung. Dieses Phänomen beschreibt das lokale Auftreten von Rissen in tiefgezogenen Bauteilen. Diese können bereits nach wenigen Stunden, aber auch erst nach einigen Tagen auftreten. Durch im Werkstoffgefüge vorhandenen Wasserstoff oder sich lokal anreichernden Wasserstoff kann es in unter Eigenspannungen stehenden Bauteilen zur wasserstoffinduzierten Spannungsrisskorrosion oder zu verzögerter Rissbildung kommen. Ebenso kann es durch ein Ungleichgewicht von Spannungszuständen im umgeformten Bauteil zu diesem Phänomen kommen. Diese Ungleichgewicht kann beispielsweise durch den Beschnitt von Flanschüberständen entstehen [Bernstein, 1972], [Ratte, 2007].



Abbildung 2 Beispiel für verzögerte Rissbildung

Ratte konnte in ihrer Arbeit ein Kriterium für das Auftreten von verzögerter Rissbildung definieren. Stähle mit einer Stapelfehlerenergie kleiner $19\text{mJ}/\text{m}^2$ neigen beim Tiefziehen zu verzögerter Rissbildung. Die Prozessparameter Umformtemperatur und -geschwindigkeit nehmen direkten Einfluss auf die Stapelfehlerenergie. Umformtemperaturen, höher als die Raumtemperatur, bewirken einen Anstieg der Stapelfehlerenergie. Die adiabatische Erwärmung, bei Erhöhung der Umformgeschwindigkeit, ist dem gleichzusetzen. Diese zwei Parameter haben im Näpfchenziehversuch einen größeren Einfluss auf die Stapelfehlerenergie als es beispielsweise die Niederhalterkraft oder der Rondendurchmesser haben [Ratte, 2007]. Somit kann durch eine lokale Beheizung der Umformwerkzeuge das Phänomen „delayed cracking“ vermieden werden [Schmitz, 1974].

Eine weitere Möglichkeit zur Reduktion der Anfälligkeit auf verzögerte Rissbildung nach dem Umformen ist eine dem Tiefziehprozess direkt nachgelagerte lokale oder homogene Glühung. Dadurch kommt es zu Erholungs- und Rekristallisationsvorgängen im Gefüge. Durch Diffusion und dem Austreiben von Wasserstoff, sowie dem Lösen von Eigenspannungen während des Glühprozesses kann das Phänomen des „delayed cracking“ vermieden werden [Paatsch, 1986], [Böhm, 1968].

2.1.5 Messung von verformungsinduziertem Martensit

Die Parameter Temperatur, Umformgeschwindigkeit, sowie Spannungs- und Dehnungszustand haben einen direkten Einfluss auf die Bildung von verformungsinduziertem Martensit im umgeformten Bauteil. Zur quantitativen Beurteilung der Einflüsse dieser Parameter auf das Ziehergebnis von austenitisch nichtrostenden Stählen werden die gezogenen Bauteile auf deren α' -Martensitgehalt vermessen. Dazu gibt es mehrere Möglichkeiten den Martensitgehalt zu messen. Eine der ältesten Messmethoden ist die Vermessung mittels Magnetwaage [Olson, 1975]. Des Weiteren gibt es die Möglichkeit den Martensitgehalt über Metallographie,

röntgenographische Phasenbestimmung, Widerstandsmessung, Sättigungsmagnetisierung, magnetische Haftkraftmessung und die Messung der Permeabilität zu bestimmen [Mészáros, 2005], [Hecker, 1982], [Narutani, 1982], [Beese, 2011]. Die einfachste und schnellste Methode zur Bestimmung des Martensitgehalts an verformten Bauteilen ist die Messung der Permeabilität.

Veränderungen in der magnetischen Permeabilität des zu untersuchenden Werkstoffs können mit einem sogenannten Ferritescope (magnetinduktives Messverfahren) ermittelt werden. Dazu wird am Messkopf des Messgeräts ein niederfrequentes magnetisches Wechselfeld erzeugt. Eine um den Eisenkern gewickelte Spule misst die Veränderungen im umgebenden Magnetfeld. Verändert wird dieses durch Zuführen eines ferromagnetischen Körpers (zu messendes Bauteil). Es besteht ein linearer Zusammenhang zwischen dem magnetischen Anteil des Prüfkörpers und der Ausgangsspannung. Die gemessene magnetische Permeabilität kann dadurch mit dem Martensitgehalt in Beziehung gesetzt werden [Beese, 2011]. Mit diesem Messverfahren werden nur die ferromagnetischen Anteile im Werkstoff gemessen, d.h. nur der Anteil an α' -Martensit. Der Anteil an α' -Martensit ist laut den Arbeiten von Beese und Hecker unter Berücksichtigung von Korrekturfaktoren dem am Gerät angezeigten Messwert in Fe% gleichzusetzen [Hecker, 1982], [Beese, 2011]. Als Korrekturfaktoren sind jene für die zu messende Blechdicke und jene für die Blechkrümmung (konvex oder konkav) zu berücksichtigen. Die Kalibrierung des Geräts vor der Messung erfolgt über Ferritnormalsätze (100Fe%, 2,7Fe%, 9,3Fe% und 33,2Fe%).

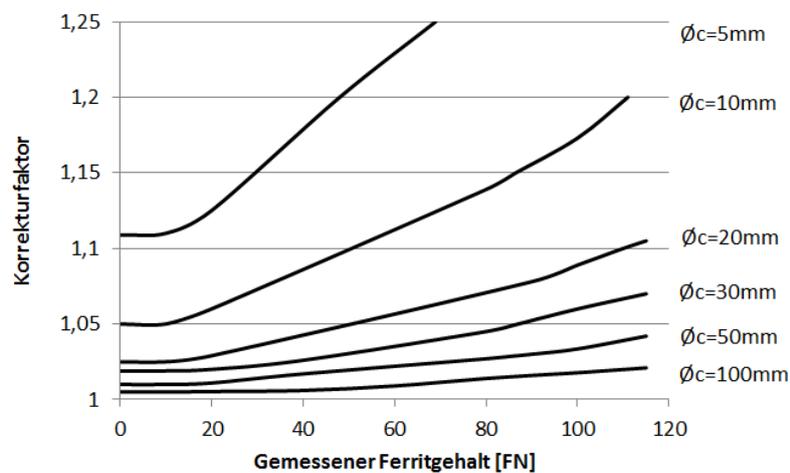


Abbildung 3 Korrekturfaktor (Dicke des Messobjekts) [Fischer]

Diese Messmethode eignet sich laut Bowe ebenso zur Bestimmung von Lage, Größe und Wachstumsgeschwindigkeit von nicht in einer Oberfläche liegenden Rissen in Bauteilen mit verformungsinduziertem Martensit [Bowe, 1979].

2.1.6 Einfluss und Bestimmung der Korngröße

Nohara erarbeitete eine alternative Formel zur Berechnung der M_{d30} -Temperatur. Diese berücksichtigt den Korngrößeneinfluss und den Einfluss des Legierungselements Kupfer

[Nohara, 1977]. Die Ergebnisse seiner Untersuchungen zeigten, dass je größer die Korngröße (GS=ASTM, Grain Size Number nach American Society for Testing and Materials [ASTM International, 2010]) im Ausgangszustand ist, desto mehr α' -Martensit wird während der Umformung gebildet.

$$M_{d30}(MNA) = 551 - 462 * (\%C + \%N) - 9,2 * (\%Si) - 8,1 * (\%Mn) - 13,7 * (\%Cr) - 29 * (\%Ni + \%Cu) - 18,5 * (\%Mo) - 68 * (\%Nb) - 1,42 * (GS - 8)$$

Formel 4 Berechnung der korngößenabhängigen M_{d30} -Temperatur nach Nohara [Nohara, 1977]

Küppers beschreibt in seinen Untersuchungen den Einfluss der Korngröße auf die mechanisch technologischen Eigenschaften von 1.4301 [Küppers, 1982]:

- Grobkörnige Werkstoffe (>8ASTM) verfestigen während der Umformung stärker als feinkörnige (~8ASTM), wodurch sich das Formgebungsvermögen verschlechtert
- Feinkörnige Werkstoffe besitzen eine geringere Neigung zur Bildung von Spannungsrissen

Die Korngröße kann mit Hilfe unterschiedlicher Verfahren bestimmt werden. Mögliche Verfahren sind die Bestimmung mittels Linienschnitt oder Kornauszählungen, aber auch der Vergleich mit Referenzbildern (ASTM E112). Die Korngrößenbestimmung nach ASTM E112 basiert auf einem Vergleich von Schlibfbildern mit einer Korngrößenvergleichsmaske bei 100-facher Vergrößerung [ASTM International, 2010]. Die Zahlenangaben auf den entsprechenden Vergleichsbildern gelten unter einer Vergrößerung 100:1.

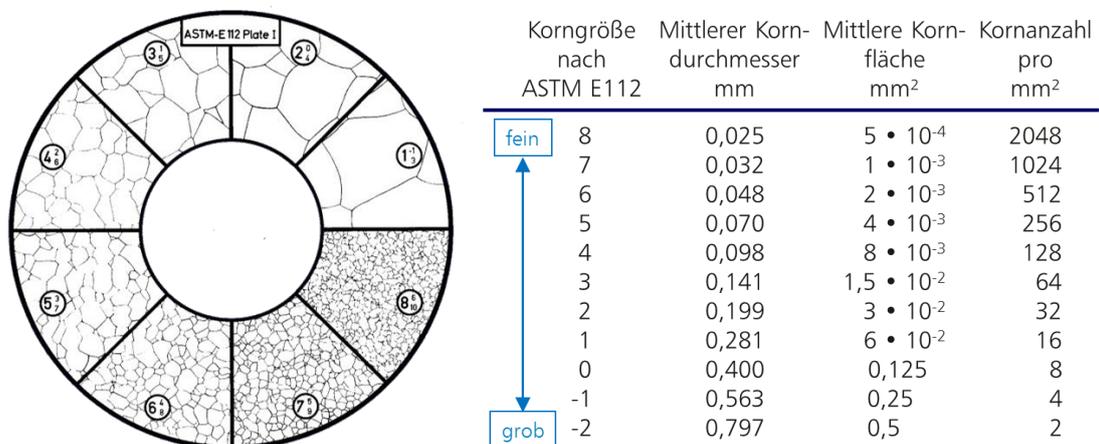


Abbildung 4 Beispiel einer Korngrößenvergleichsmaske (links), Korngrößeneigenschaften (rechts) [ASTM International, 2010]

2.2 Tiefziehen

2.2.1 Grundlagen Tiefziehen

Das Tiefziehen von Blechen ist eines der wichtigsten spanlosen Verfahren zur Herstellung von

Hohlkörpern. Dieses Verfahren wird in den unterschiedlichsten industriellen Bereichen eingesetzt. Nicht nur im Bereich der weißen Ware und der Verpackungsindustrie, sondern auch im Bereich der Fahrzeugindustrie werden Bauteile mittels Blechumformung hergestellt. Dabei handelt es sich um eine Zugdruckumformung von ebenen Blechen zu oftmals komplexen, dreidimensionalen Geometrien. Nach DIN 8584 wird das Tiefziehen in drei Bereiche eingeteilt, wobei hier das Tiefziehen mit starrem Werkzeug, als Unterkategorie des Tiefziehens mit Werkzeugen, näher betrachtet werden soll [Lange, 1990].

Tiefziehwerkzeuge bestehen typischerweise aus einem Stempel, einer Matrize (Ziehring) und einem Niederhalter (Abbildung 5).

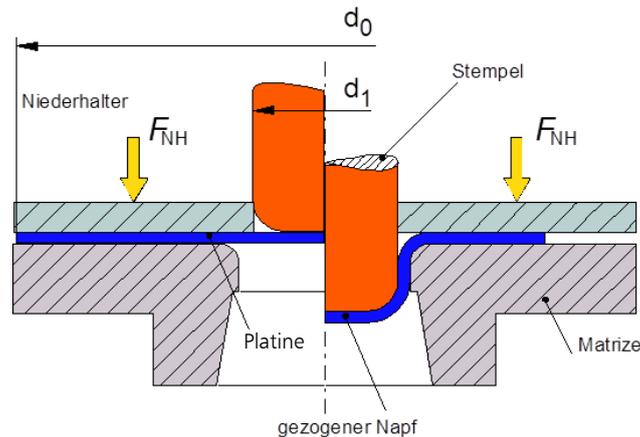


Abbildung 5 Schematische Darstellung des Tiefziehens mit starrem Werkzeug

Das im Ausgangszustand ebene Blech (auch als Platine bezeichnet) wird zu Ziehbeginn mit einer definierten Niederhalterkraft zwischen dem Niederhalter und der Matrize eingespannt. Anschließend wird das vorgespannte Blech durch den Stempel in Ziehrichtung verdrängt und wird über den Ziehringradius hinweggezogen. In diesem ersten Umformschritt wird der Boden des Ziehteils ausgeformt. Dabei entsteht ein zweiachsiger Dehnungszustand. Der Boden wird in radialer und tangentialer Richtung auf Zug belastet und unterliegt in diesem Bereich einer Streckziehbeanspruchung. Als Ziehspalt U_z im Werkzeug bezeichnet man den Abstand zwischen der Stempelaußenseite und der Matrizeninnenseite. Ist dieser zu groß oder zu klein gewählt, kann dies zum Bauteilversagen während des Ziehvorgangs führen. Während dieser ersten Umformphase, solange noch kein Blech von außen nach innen nachfließt, erfolgt die Bauteilausprägung im Boden nur über die Dicke des Bleches. In weiterer Folge kann es dadurch in den Bereichen Ziehring- sowie Stempelradius, je nachdem wie die Radienverhältnisse gewählt wurden, zur Rissbildung kommen. Bei weiterer Erhöhung der Ziehtiefe wird nun die vom Boden in die Zarge (Bauteilwand) übertragene Ziehkraft in die Flanschzone eingeleitet. Der eigentliche Tiefziehvorgang beginnt erst ab diesem Zeitpunkt, da die Platine unter dem Niederhalter von außen nach innen eingezogen wird. Hier kommt es zu einer Materialaufdickung im äußeren Bereich des Flansches auf Grund von Zug- / Druckspannungen. Zu Normalspannungen kommt es im Flanschbereich auf Grund der eingestellten Niederhalterkräfte. In der Bauteilzarge, sowie im Auslauf der Stempelkantenrundung kommt es

auf Grund von radialen und tangentialen Zugspannungen zu einem ebenen Dehnungszustand, dem sogenannten Plane-Strain. Abbildung 6 zeigt die vorherrschenden Dehnungszustände an einem Tiefziehteilausschnitt [Lange, 1990], [Doege, 2010], [Oehler, 2001].

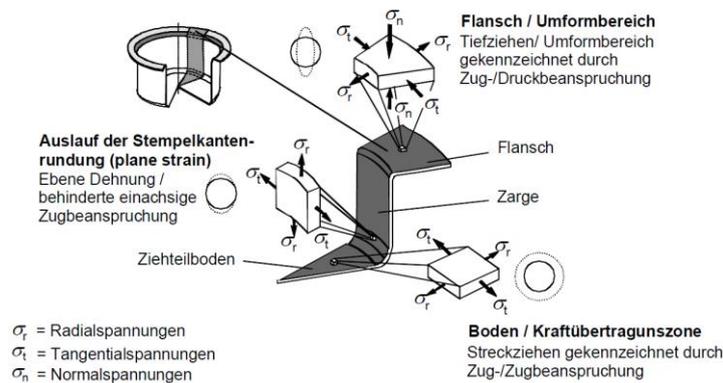


Abbildung 6 Dehnungszustände im Tiefziehbauteil [Doege, 2010]

2.2.2 Grenzziehverhältnis

Für rotationssymmetrische Bauteile (Napfgeometrie) kann das sogenannte Grenzziehverhältnis berechnet werden. Dieses beschreibt die Tiefziehbarkeit eines Werkstoffs, obwohl der gezogene Napf neben der Tiefziehbeanspruchung auch auf Streckzug im Boden und mittels Plane-Strain in der Zarge beansprucht wird [Küppers, 1977]. Es errechnet sich aus dem Verhältnis des Rondendurchmessers zu dem Durchmesser des eingesetzten Stempels, wobei der Rondendurchmesser bei der Ermittlung variiert wird. Je größer das Grenzziehverhältnis ausfällt desto besser ist der untersuchte Werkstoff tiefziehbar. Das Grenzziehverhältnis kann durch eine Aufteilung der Ziehoperation in einzelne Ziehstufen (mit jeweils geringerem Grenzziehverhältnis) erhöht werden. Das Gesamtgrenzziehverhältnis $\beta_{0,max}$ errechnet sich hier durch Multiplikation der einzelnen Verhältnisse [Doege, 2010].

$$\beta_{0,max} = \frac{D_{0,max}}{d_0}$$

d_0 : Stempeldurchmesser

$D_{0,max}$: maximal ohne Versagen ziehbarer Rondendurchmesser

Formel 5 Grenzziehverhältnis

Eine Möglichkeit zur positiven Beeinflussung des Grenzziehverhältnisses von metastabilen Austeniten ist das Tiefziehen mit temperierten Werkzeugen. In der Arbeit von Andreas Frehn [Frehn, 2004] wurde das Grenzziehverhältnis von unterschiedlichen Varianten des metastabilen Austenits 1.4301 ermittelt. Die Experimente erfolgten auf einer Erichsen-Blechprüfmaschine mit einem Stempeldurchmesser von 50 mm. Die Proben waren einseitig mit einer Polyethylenfolie beklebt und stark eingeölt, um den Reibungseinfluss auf das Ziehergebnis so gering wie möglich zu halten. Die Ziehparameter wurden in Vorversuchen für ein faltenfreies Ziehergebnis ermittelt und mit 35kN Niederhalterkraft und einer Ziehgeschwindigkeit von

1mm/sek. festgelegt. Zusätzlich führte er Versuche bei erhöhten Ziehgeschwindigkeiten durch, um den Einfluss der dehnungsinduzierten Martensitumwandlung beschreiben zu können.

Der Mittelwert des ermittelten Grenzziehverhältnisses der geprüften 1.4301-Güten, bei Raumtemperatur, liegt bei 2,10. Für die weiterführenden Untersuchungen erwärmte Frehn den Ziehring auf 60 und 100°C. Die Versuche bei 60°C zeigten einen deutlichen Anstieg des Grenzziehverhältnisses bei den geprüften Analysen. Es zeigte sich auch deutlich, dass je instabiler eine Güte ist, desto höher fällt das Grenzziehverhältnis aus. So erhielt er für zwei sehr instabile Güten bei dieser Temperatur ein $\beta_{0,max}$ von 2,3. Bei weiterer Erhöhung der Temperatur auf 100°C konnte keine Verbesserung des Grenzziehverhältnisses erreicht werden, im Gegenteil die Werte fielen niedriger aus als bei den Versuchen mit 60°C.

Auch Werner Küppers zeigte bei seinen Versuchen im Jahr 1986 [Küppers, 1986a] eine deutliche Steigerung des Grenzziehverhältnisses mit einer Werkstoffvariante des 1.4301 von 2,0 bei Raumtemperatur auf 2,7 bei einer Stempel- und Niederhaltertemperatur von 85°C.

2.2.3 Formänderung / Umformgrad

Wird die Form eines Volumenkörpers mittels spanloser Formgebung verändert bezeichnet man dies als Formänderung. Hier unterscheidet man zwischen der bezogenen Formänderung (Dehnung ε) und der logarithmischen Formänderung dem Umformgrad φ . Der Umformgrad φ beschreibt die tatsächliche Formänderung am Körper und wird in Richtung der drei Hauptachsen unterteilt. Die Summe der drei Hauptformänderungen ergibt auf Grund der Unveränderlichkeit des Volumens (Volumenkonstanz) stets null [Oehler, 2001], [Doege, 2010].

Nicht nur die Faktoren Dehnungs-, Spannungszustand, Umformgeschwindigkeit und Temperatur beeinflussen die $\gamma - \alpha'$ Umwandlung, diese wird auch maßgeblich vom Umformgrad beeinflusst [Peterson, 1997]. Tryggve Angel hat bereits in den zwanziger Jahren den Einfluss unterschiedlicher Parameter auf die Austenit-Martensit Umwandlung in metastabilen Austeniten ausführlich untersucht. So ermittelte er den Einfluss von unterschiedlichen Umformtemperaturen und Umformgraden auf die Martensitbildung. Eines der wichtigsten Ergebnisse dieser Arbeit ist, dass in einem Temperaturbereich von -30°C bis 80°C, die Martensitmenge mit Steigerung des Umformgrades zunimmt [Angel, 1954].

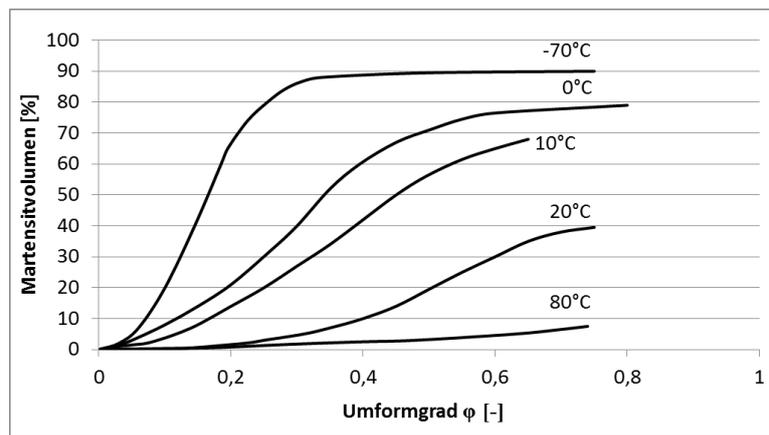


Abbildung 7 Martensitbildung in Abhängigkeit des Umformgrades und der Temperatur [Angel, 1954]

Auch in der Arbeit von Olson-Cohen wurde die α' -Umwandlung in Abhängigkeit unterschiedlicher Dehnungszustände und Umformtemperaturen nachgewiesen [Olson, 1975]. Hecker und Murr stellten in ihren Arbeiten fest, dass bei einer zweiachsigen Zugbeanspruchung bis zu fünfmal mehr Umformmartensit gebildet wird, als bei einer einachsigen Zugbeanspruchung bei gleichen Umformgraden [Murr, 1982], [Hecker, 1982]. Die Arbeiten von Cina, Powell und Küppers halten fest, dass in zugbeanspruchten Proben mehr Martensit gebildet wird, als in mittels Druck beanspruchten Proben, bei gleichen Umformgraden [Cina], [Powell, 1958], [Küppers, 1969].

Nachfolgend werden die für diese Arbeit relevanten Ergebnisse hinsichtlich der beim Tiefziehen auftretenden Dehnungszustände dargestellt [Frehn, 2004], (Abbildung 8):

- Tiefziehbeanspruchung

Wird ein metastabiler austenitischer Werkstoff hinsichtlich dieser Beanspruchungsart belastet erreicht er die höchsten Festigkeiten bei Raumtemperatur auf Grund der hohen Neigung zur Martensitbildung in diesem Dehnungszustand. Ein hoher Martensitgehalt führt dazu, dass hohe Ziehkräfte übertragen werden können. Maximale Dehnungen werden in diesem Zustand bei Temperaturen um die 60°C erreicht, oder bei erhöhten Umformgeschwindigkeiten (>10 mm/sek.). Im Kraftübertragungsbereich (Boden und untere Seitenwand) sind hohe Martensitgehalte erwünscht (15-20%). In der Umformzone (Bereich Ziehringradius und Flansch) sollten diese so gering wie möglich sein [Küppers, 1986a]. Bei Tiefziehbeanspruchungen sind zu hohe Martensitgehalte und wasserstoffreiche Atmosphären in Bezug auf verzögerte Rissbildungsneigung zu vermeiden [Ratte, 2007].

In seiner Arbeit stellte Frehn fest, dass sich bei unter Raumtemperatur gezogenen Näpfen in jenen Bereichen die einer Zug-Druck-Beanspruchung (Ziehring, Flansch) unterliegen, doppelt so viel verformungsinduzierter Martensit gebildet wird als in der entsprechenden FLC-Probe [Frehn, 2004].

- Einachsiger Zug

Wird ein metastabiler Austenit auf diesen Dehnungszustand belastet, ist auch hier die Neigung zur Martensitbildung groß. Der Temperaturbereich für diese Beanspruchungsart sollte nicht zu hoch, aber auch nicht zu niedrig sein, um gute Dehnungswerte zu erreichen. Ist sie zu niedrig bildet sich zu viel Martensit für einen optimalen Umformgrad, ist sie zu hoch verfestigt der Werkstoff kaum und es kann zu frühzeitigem Versagen kommen.

- Plane-Strain

Dieser Dehnungszustand weist die geringste Neigung zur Bildung von α' -Umformmartensit auf. Besitzt der Werkstoff eine geringe Grundfestigkeit, können für diesen Beanspruchungsfall hohe Umformgrade erzielt werden. Ist sie zu hoch bewirkt dies eine Dehnungsabnahme.

Tritt während der Umformung eines Bauteils plötzlich Versagen (Risse, Einschnürungen) auf, hat der Werkstoff in diesem Fall seine Grenzformänderung erreicht. In unterschiedlichen Verfahren kann für jede Beanspruchungsart und für jeden Blechwerkstoff eine Grenzformänderungskurve aufgenommen werden. Bleibt man während der Umformung mit den unterschiedlichen Dehnungszuständen im Bauteil unterhalb der Grenzformänderungskurve, sollte es zu keinem Versagen des Bauteils kommen. Die gängigsten Verfahren zur Bestimmung der FLC (Form Limiting Curve) sind die Verfahren nach Nakajima, Hasek und Marciniak [Doege, 2010], [Hašek, 1973].

- Streckziehbeanspruchung / Zweiachsiger Zug

Dieser Dehnungszustand kann als optimaler Zustand in Bezug auf die α' -Martensitbildung bezeichnet werden. Bei Werkstoffen mit niedriger Austenitstabilität können daher auf Grund der hohen Verfestigung hohe Formänderungen erreicht werden.

Betrachtet man den ersten Zug komplexer Bauteilgeometrien, z.B. anhand einer Küchenspüle, kann die Entstehung von verformungsinduziertem Martensit sowohl vorteilhaft als auch nachteilig für einen nachfolgenden Umformprozess sein. Positiv wirkt sich dieser Trip-Effekt in jenen Bereichen aus, in denen hohe Umformkräfte übertragen werden müssen [Ratte, 2010]. In den anderen Bereichen ist dagegen eine Martensitbildung unerwünscht, da dies die weitere Tiefziehbarkeit reduziert.

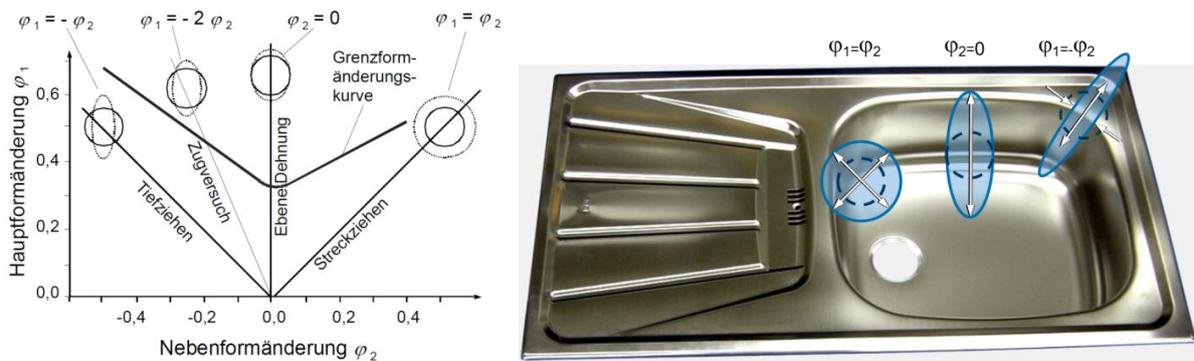


Abbildung 8 Grenzformänderungsschaubild (links) [Doege, 2010], Dehnungszustände an einer Küchenspüle (rechts)

Zur Bestimmung der lokalen Formänderungen an Umformbauteilen werden auf den ebenen, unverformten Blechen Raster (kreisförmige und linienförmige Raster) aufgebracht. Diese verändern ihre Form während der Umformung je nach Dehnungszustand. Nach der Umformung kann sowohl die Hauptformänderung φ_1 , als auch die Nebenformänderung φ_2 auf Grund der geometrischen Veränderung des Rasters gemessen werden. Auf Grund der Volumenkonstanz kann die Formänderung φ_3 errechnet werden und somit auch eine Aussage über die Dickenabnahme getroffen werden (Formel 6).

$$\varphi_1 = \ln \frac{l_1}{d_0} \quad \varphi_2 = \ln \frac{l_2}{d_0} \quad \varphi_3 = -(\varphi_1 + \varphi_2)$$

Formel 6 Berechnung der Haupt- und Nebenformänderung

Für Formänderungsanalysen werden heute standardmäßig nur mehr optische Messverfahren mittels CCD-Kameras eingesetzt, welche die Geometrie bzw. Abstandsänderungen des zuvor aufgebrachten Rasters vermessen. Als Ergebnis erhält man eine dreidimensionale Punktwolke in Form des zu vermessenden Bauteils. Jeder Punkt am Bauteil kann einem Punkt unter der FLC zugewiesen werden. Mit diesen Verfahren können auf sehr einfache Weise lokale Formänderungen, sowie lokale Blechdickenabnahmen bestimmt werden.

2.2.4 Umformgeschwindigkeit

Die Umformgeschwindigkeit ist ein weiterer Einflussfaktor für die Bildung von verformungsinduzierten Martensit in der Umformzone, je nachdem ob sie niedrig oder hoch gewählt wird. Kumar zeigte in seiner Arbeit die Abhängigkeit der Martensitbildung von der Dehnrates (Umformgeschwindigkeit). Bei hohen Umformgeschwindigkeiten erwärmen sich die Zugproben im Zentrum sehr stark und unterdrücken somit die $\gamma - \alpha'$ Umwandlung. Man spricht hier auch von adiabatischer Erwärmung, da die entstehende Wärme nicht schnell genug abgeführt werden kann [Kumar, 1988]. Niedrige Umformgeschwindigkeiten, hohe Umformgrade, niedrige Umformtemperaturen und geringe Nickelgehalte führen zu hohen Martensitumwandlung in austenitischen nichtrostenden Stählen [Huang, 1989], [Hecker, 1982], [Angel, 1954], [Sachdev, 1985]. Peterson und Bressanelli gehen in ihrer Arbeit davon

aus, dass die Umformgeschwindigkeit selbst keinen Einfluss auf die Bildung von verformungsinduzierten Martensit hat, sondern die daraus resultierenden Effekte wie die adiabatische Erwärmung [Bressanelli, 1966], [Peterson, 1997]. Allgemein ist also festzuhalten, je höher die Umformgeschwindigkeit, desto höher ist die resultierende adiabatische Erwärmung. Daher kommt es zu niedrigen Martensitwerten. Dies spiegelt sich auch wiederum in höherer Duktilität der Werkstoffe wider [Powell, 1958], [Murr, 1982].

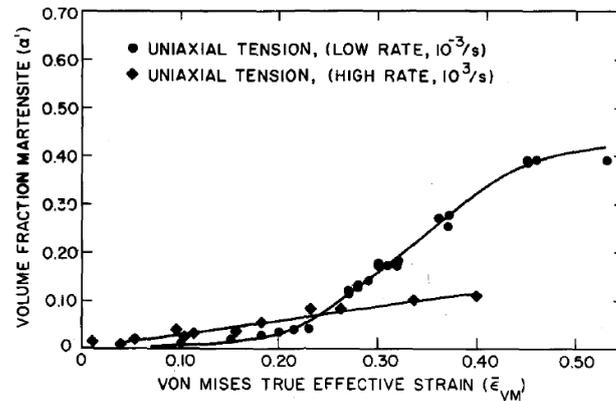


Abbildung 9 Gebildeter Volumenanteil an verformungsinduziertem Martensit im einachsigen Zug bei Raumtemperatur und unterschiedlichen Dehnraten ($10^3/\text{sek.}$ und $10^{-3}/\text{sek.}$) [Hecker, 1982]

Frehn führte in seiner Arbeit umfangreiche Untersuchungen in Zugversuchen durch, um den Einfluss von Verformungsgeschwindigkeit in Abhängigkeit der Temperatur bestimmen zu können. Er stellte fest, dass eine Geschwindigkeitsgrenze existiert, ab der eine weitere Reduktion der Martensitwerte nicht mehr möglich ist. Der Grund dafür wird dadurch erklärt, dass die Geschwindigkeit so groß ist, dass sich der Effekt der adiabatischen Probenerwärmung nicht mehr auf die Umwandlung auswirkt. Auch in den von Frehn durchgeführten Näpfchenversuchen konnte dieser Umstand bestätigt werden. Eine erhöhte Prüfgeschwindigkeit hat einen durchaus positiven Einfluss auf das Grenzziehverhältnis und damit auch auf die Tiefziehbarkeit. Die Ergebnisse bei Erhöhung der Ziehgeschwindigkeit zeigten eine Martensitreduktion auf Werte, wie sie sonst nur durch Anhebung der Systemtemperatur erreicht wurden. Daher meint Frehn, dass eine Temperierung einzelner Werkzeugkomponenten unumgänglich für die Erreichung hoher Grenzziehverhältnisse ist [Frehn, 2004].

Beim Tiefziehen von austenitisch nichtrostenden Stählen spielt auch die Wahl der Umformmaschine eine große Rolle, da die verschiedenen Pressenbauarten auch unterschiedliche Geschwindigkeitsprofile aufweisen. So kann bei hydraulisch betriebenen Pressen die Ziehgeschwindigkeit über den Ziehweg konstant eingestellt werden. Auf Grund der Pressencharakteristik kann dies bei mechanisch über Schwungräder betriebenen Pressen nicht eingestellt werden. Bei mechanisch betriebenen Pressen verändert sich die Stößelgeschwindigkeit über den Ziehweg. Diese steigt vom oberen Totpunkt bis zum Erreichen des

unteren Totpunkts (Umkehrpunkt) progressiv an [Schuler GmbH, 1998]. Dieser nichtlineare Geschwindigkeitsverlauf hat einen Einfluss auf das Ziehergebnis, hinsichtlich der adiabatischen Erwärmung des Ziehteils. Dieser Umstand muss bei der Wahl der Pressenart unbedingt mit berücksichtigt werden.

2.2.5 Einfluss der Temperatur

Während des Einfahrprozesses von Tiefziehwerkzeugen für die Umformung von austenitisch nichtrostenden Stählen kommt es zu einer stetigen Erwärmung einzelner Werkzeugsegmente (z.B. Ziehring und Stempel). Dieser Effekt beruht zum einen auf der adiabatischen Erwärmung des Umformwerkstoffes und auf der Entstehung von Reibungswärme zwischen Umformgut und dem Werkzeug. Die Austenitmatrix der metastabilen Austenite besitzt eine niedrige Wärmeleitfähigkeit. Zusätzlich sinkt die Wärmeleitfähigkeit in den martensitischen Bereichen. Daher führen die lokal entstehenden hohen Temperaturen am Ziehteil, zu einer lokalen Erwärmung der Umformwerkzeuge durch Wärmeübertragung [Bleck, 2001].

Beim Tiefziehen wird in jenen Bereichen mit hohen Umformgraden eine hohe Duktilität vom Werkstoff gefordert. In den Bereichen, in denen hohe Umformkräfte übertragen werden sollen (Boden und untere Seitenwand), sollte der Werkstoff möglichst gut verfestigen. Das bedeutet für das klassische Tiefziehen, dass der Stempel möglichst gekühlt werden sollte, um an dieser Stelle im Bauteil möglichst viel Umformmartensit zu bilden. Der Ziehring sollte beheizt werden, um in den Zonen mit hohen Umformgraden die Martensitbildung möglichst zu unterdrücken [Küppers, 1986b], [Küppers, 1986a], [Becker, 1986], [Küppers, 1969].

Hänsel beschreibt in seiner Arbeit die Möglichkeit zur Steigerung des Grenzziehverhältnisses durch Erhöhung der Werkzeugtemperatur im Ziehring. Auf Grund der Unterdrückung der Ausbildung von verformungsinduziertem Martensit, wird lokal die Fließspannung herabgesetzt.

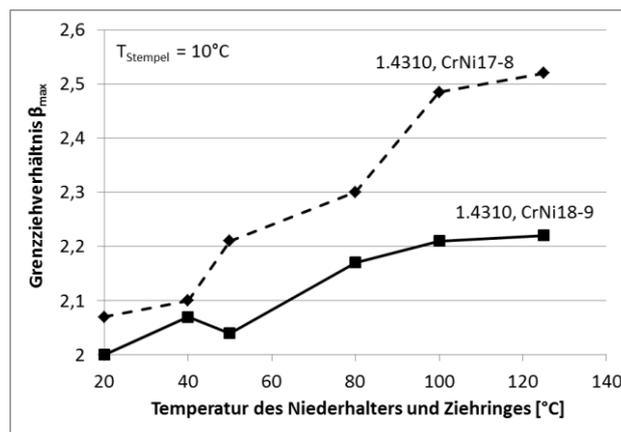


Abbildung 10 Erhöhung des Grenzziehverhältnisses durch Temperierung einzelner Werkzeugsegmente [Hänsel, 1998]

In Voruntersuchungen zur Entwicklung seines nichtisothermen Materialmodells für die FE-Umformsimulation, führte Hänsel ausführliche Untersuchungen hinsichtlich des

Temperaturanstiegs in einem Serientiefziehprozess durch. Es wurde eine Serie von 50 Bauteilen umgeformt. 10 Bauteile wurden jeweils nach der ersten Umformstufe aus dem Prozess ausgeschleust und hinsichtlich deren Martensitgehalt, Blechdicke und Dehnungsverteilung (zuvor berastert) vermessen. Die Werkzeugtemperaturen wurden in der Ziehringecke und im Bereich der Zarge am Ziehring mittels Thermoelementen gemessen. Die Auswertung der Werkzeugtemperaturen ergab einen Temperaturanstieg des Werkzeugs auf bis zu 70°C und eine deutliche Abkühlung bei Werkzeugstillstand auf 34°C nach nur 5 Minuten. Die Auswertung der Martensitwerte bestätigte den Einfluss der Werkzeugtemperatur auf die umgewandelte Martensitmenge. Bei steigender Werkzeugtemperatur sank die gemessene Martensitmenge. Bei der Auswertung der Dehnungsverteilung konnten keine Veränderungen der Dehnungszustände mit steigender Werkzeugtemperatur festgestellt werden [Hänsel, 1998].

Zur Herstellung von Bauteilen mit lokal unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften wurde in [Voges-Schwieger, 2009] ein lokal beheizbares und lokal kühlbares Werkzeugkonzept entwickelt. Ziel dieser Arbeit war es durch eine aktive lokale Beheizung die α' -Transformation in bestimmten Regionen während des Umformens gezielt zu unterdrücken. Auf der anderen Seite wurden bestimmte Bereiche gezielt gekühlt um an diesen Stellen die Menge des verformungsinduzierten Martensits zu erhöhen. Die gekühlten Bereiche wurden auf bis zu -20°C mittels gekühlter Luft durch den Einsatz von „Vortex-tubes“ temperiert. In den beheizten Zonen kamen konventionelle Heizpatronen für Temperaturen bis zu 100°C zum Einsatz. Mit diesem Werkzeug/Prozess war es möglich Bauteile mit lokal angepassten Festigkeitseigenschaften herzustellen [Voges-Schwieger, 2010].

Auch in den folgenden Arbeiten [Krauer, 2010], [Krauer, 2007], [Krauer, 2008], [Krupp, 2008], [Ratte, 2007], [Schmitz, 1974], [Krauer, 2009] ist die Temperaturabhängigkeit der Martensitbildung näher betrachtet worden. Die meisten Arbeiten unterscheiden sich in den Ergebnissen kaum, lediglich unterschiedliche Temperaturbereiche zur Erzielung optimaler Umformergebnisse wurden anhand unterschiedlicher Werkstoffe diskutiert.

2.3 Werkzeugtechnik

2.3.1 Werkzeugwerkstoffe

Werkzeugwerkstoffe für Tiefziehwerkzeuge müssen im Allgemeinen folgende Anforderungen erfüllen [Schuler GmbH, 1998], [Oehler, 2001]:

- hohe Festigkeit
- hohe Härte
- hohe Zähigkeit
- gute Verschleißbeständigkeit
- gute Verträglichkeit mit dem zu verarbeitenden Material
- gute spanende Bearbeitbarkeit

Da Werkzeugwerkstoffe diese Anforderungen nicht alle gleichzeitig erfüllen können, müssen

oft Kompromisse bei der Auswahl eingegangen werden. Es gibt mittlerweile eine Vielzahl an Werkzeugwerkstoffen für die unterschiedlichsten Anwendungen. Die Auswahl des Werkzeugwerkstoffs erfolgt zumeist in Anlehnung an den umzuformenden Werkstoff.

Bei der Verarbeitung von nichtrostenden Edeltählen im Bereich der weißen Ware werden hohe Anforderungen an die Umformwerkzeuge hinsichtlich deren Wirkfläche gestellt. Sofern Bauteile ohne der Verwendung von ein- oder zweiseitig aufgebracht Ziehfolien hergestellt werden, stehen die Werkzeugoberflächen in unmittelbarem Kontakt mit dem umzuformenden Halbzeug. Dadurch wird die Werkzeugwirkfläche lokal hohen Belastungen ausgesetzt und unterliegt oft starken Verschleißerscheinungen. Hierbei handelt es sich um jene Bereiche mit hohen Relativbewegungen und hohen Flächenpressungen zwischen Werkzeug und Platine. Durch eine unzureichende Werkzeugwerkstoffwahl verschleiben die Umformwerkzeuge sowohl abrasiv, als auch adhäsiv. Dies kann zu Geometrieverlust am Werkzeug und zu einer unzureichenden Oberflächenqualität am Ziehteil führen.

Die Wechselwirkungen zwischen dem Halbzeug und dem Werkzeug werden sehr stark von tribologischen Eigenschaften der Werkzeugoberfläche beeinflusst und haben somit einen direkten Einfluss auf das Ziehergebnis. Gerade im Bereich der weißen Ware spielt die Oberflächenqualität der Fertigerzeugnisse eine wichtige Rolle. Für Serientiefziehwerkzeuge zur Verarbeitung von nichtrostenden Edeltählen gibt es eine große Auswahlmöglichkeit an unterschiedlichen Werkzeugwerkstoffen, aber auch Werkzeugbeschichtungen.

Als Werkzeugwerkstoffe werden sogenannte Aluminium-Kupfer-Bronzen, PM-Stähle (pulvermetallurgische Stähle) und Kaltarbeitsstähle z.B. 1.2379 eingesetzt. Gehärtete Werkzeugstähle z.B. 1.2379 weisen hohe Standzeiten auf, besitzen aber sehr schlechte Gleiteigenschaften und haben daher eine hohe Neigung zu Metallaufbau und Kaltverschweißungen [Karlsson, 2012]. Daher dient der vergütbare Kaltarbeitsstahl 1.2379 als Basiswerkstoff für PVD, als auch für CVD Werkzeugbeschichtungen. Beide Beschichtungsvarianten verbinden die Vorteile von hoher Oberflächenhärte und niedriger Reibzahl. Dadurch lässt sich der Werkzeugverschleiß bei gleichzeitiger Steigerung der Oberflächenqualität am Fertigprodukt reduzieren. Auf Grund der niedrigeren Beschichtungstemperatur wird jedoch zumeist dem PVD-Verfahren der Vorzug gegeben.

- Aluminiumbronze (AMPCO) als Werkzeugwerkstoff

Diese Werkstoffe gehören zur Gruppe der hypereutektischen (Beta-Gamma) Legierungen und bestehen aus 8 bis 14% Aluminium, 2,5 bis 6,5% Eisen, geringen Mengen an Nickel, Silizium, Mangan und bis zu 80% aus Kupfer (% in Gew.%). Sie zeichnen sich durch hohe Verschleißfestigkeit und durch einen niedrigen Reibungskoeffizient aus. Das Rohmaterial für die einzelnen Werkzeugelemente wird entweder in gegossenen oder geschmiedeten Formblöcken angeboten [Oehler, 2001].

Die Standardwerkzeugwerkstoffe für Tiefziehwerkzeuge der Firma AMPCO-Metals sind AMPCO22 und AMPCO25:

Richtanalyse		
Legierungselemente	AMPCO 22	AMPCO 25
Aluminium (Al)	14,1 %	nicht veröffentlicht
Eisen (Fe)	4,7 %	
Mangan (Mn)	2,0 %	
Sonstiges	0,5 % max.	
Kupfer	Rest	

Tabelle 1 Richtanalyse AMPCO 22, AMPCO25 [Beyeler, 2011]

AMPCO25 wird für Großserien eingesetzt, AMPCO22 hingegen für kleinere Serien. Diese Legierungen sind resistent gegen Kaltaufschweißung und können auf Fertigmaß bearbeitet werden. Es werden keine aufwendigen Zusatzbeschichtungen benötigt. Im Reparaturfall können diese Legierungen lokal aufgeschweißt werden. Für das Tiefziehen von nichtrostenden Edeltählen sollten für die Umformwerkzeuge und die Verwendung von AMPCO als Werkzeugwerkstoff einige Konstruktionsrichtlinien beachtet werden. Der Matrizenradius sollte ungefähr das 4,5-fache der Blechdicke des tiefgezogenen Materials betragen, mindestens aber 3mm und der Stempelkopfradius sollte ungefähr das 8-fache der Blechdicke betragen [Beyeler, 2011].

Van der Heide untersuchte das Verschleißverhalten (Abrasion) einer Aluminiumbronzelegierung gegenüber dem Werkstoff 1.4301 (1mm Blechstärke) mit einer 2B-Oberfläche. Die Aluminiumbronzelegierung bestand aus 6,1% Fe, 15,2% Al, 2,1% Mn und dem Rest aus Kupfer (% in Gew.%). Die Verschleißuntersuchungen wurden mittels eines „Slider on sheet“-Tests durchgeführt. Die Verschleißrate nach 1500m Distanz betrug 3×10^{-7} mm³/Nm. Dies entspricht dem geforderten Industriewert von 1×10^{-6} mm³/Nm. Der Austausch eines chlorhaltigen Ziehöls gegen ein chlorfreies Öl zeigte eine Erhöhung des abrasiven Verschleißes. Somit konnte gezeigt werden, dass Aluminiumbronzes prinzipiell nur dem abrasiven und nicht dem adhäsiven Verschleiß unterliegen und eine deutliche Abhängigkeit zum gewählten Schmierstoffsystem aufweisen [van der Heide, 2006].

- CVD / PVD – Beschichtungen für Tiefziehwerkzeuge, [Klocke, 2006b], [Klocke, 2006a], [Kuwer, 2007], [Doege, 2010]

Die CVD / PVD Dünnschichtbeschichtungen sind seit den 80'er Jahren im Einsatz und finden ihre Anwendung nicht nur im Bereich von Tiefziehwerkzeugen, sondern auch zur Beschichtung von spanabhebenden Werkzeugen und Beschnittwerkzeugen. Ziel dieser Beschichtungen ist die Reduktion von abrasivem und adhäsivem Verschleiß am Werkzeug.

Bei dem CVD (Chemical Vapour Deposition) Beschichtungsverfahren reagiert ein verdampftes Reaktionsgas bei Temperaturen zwischen 700 und 950°C auf Grund von thermischer Zersetzung oder Reduktion. Dabei kommt es im Vakuum zur Abscheidung von Schichten auf dem zu beschichtenden Substrat durch Keimbildung und Keimwachstum.

Das PVD (Physical Vapour Deposition) Verfahren unterscheidet sich vom CVD Verfahren

dadurch, dass das abzuscheidende Material nicht mehr durch eine chemische Reaktion gebildet werden muss, sondern durch physikalische Abscheidung oder Zerstäubung auf das Substrat übertragen wird. Die Beschichtungstemperaturen betragen bei dem PVD-Verfahren zwischen 200 und 500°C und liegen somit unter der Rekristallisationstemperatur der Werkzeugwerkstofflegierung. Dadurch wird eine Veränderung der mechanisch technologischen Eigenschaften des Substrates vermieden und ist daher beim Einsatz von harten Grundwerkstoffen das geeignetere Verfahren. Metallnitridbeschichtungen auf Basis von Titan und Chrom (z.B.: TiN, TiC) gehören bei den PVD-Beschichtungen zu den bekanntesten. Zur weiteren Härtesteigerung der Beschichtungen werden Beschichtungen auf Karbonitrid-Basis verwendet (z.B.: TiCN).

Bei beiden Verfahren werden gehärtete Grundkörper verwendet, um eine hohe Stützwirkung zu erzeugen. Zur Erzielung einer niedrigen Oberflächenrauheit werden alle zu beschichtenden Bauteile vor und nach dem Beschichtungsprozess einem aufwendigen Polierprozess unterzogen. Die Beschichtungsdicke liegt zwischen 2 und 8 μm .

- LMD Laser Metal Deposition – Beschichtungen für Tiefziehwerkzeuge [Schmidt, 2010], [Koroschetz, 2011], [Vollmer, 2012]

Das Laserauftragsschweißen (Lasercladding) ist eine Technologie mit der auf ein Basismaterial (Substrat) ein pulverförmiger Zusatzwerkstoff mit Hilfe eines CO₂-Lasers aufgeschweißt wird. Abbildung 11 zeigt die Prozessanordnung schematisch mit einem Anwendungsbeispiel. Durch dieses Verfahren können individuelle 3D Geometrien mittels CNC Bahnsteuerung der Schweißoptik beschichtet und Schichtdicken typischerweise von 1 bis 3mm realisiert werden [Toyserkani, 2005]. Durch die hohe Energiedichte und die Fokussierbarkeit des Lasers ist es möglich die Wärmeeinflusszone am Substrat gering zu halten und dadurch annähernd keinen Bauteilverzug zu verursachen. Aus wirtschaftlichen Gründen entscheidet man sich beim Grundmaterial häufig für einen vorvergüteten leicht zu bearbeiteten Stahl wie z.B. 1.2312 oder Toolox® 33, welcher im Vergleich zum Warmarbeitsstahl kostengünstiger ist und daher eine zusätzliche Wärmebehandlung entfallen kann. Aufgetragen werden können metallische Zusätze jeglicher Art wie zum Beispiel, Eisenbasis-, Kobaltbasis-, Nickelbasis-, oder Kupferbasislegierungen. Es erfolgt lediglich eine geringe Wärmeeinbringung in das Substrat und die metallurgische Mischzone zwischen Grundwerkstoff und Schweißzusatz ist relativ dünn und kann durch Mehrlagenschweißungen völlig vermieden werden. Spezielle Schichten für den Werkzeugbau können mit geforderten Eigenschaften, wie zum Beispiel die Wärmeleitfähigkeit bei Kühlaufgaben, bzw. die Verschleißfestigkeit bei stark beanspruchten Wirkflächen erzeugt werden. Bei Kombination solcher Eigenschaften spricht man auch von funktionell gradierten Beschichtungen [Thivillon, 2009]. Für einen besonders hohen Verschleißschutz gibt es die Möglichkeit der Einbringung von karbidischen Zusätzen wie zum Beispiel Vanadinkarbide oder Wolframkarbide. Diese Karbide können entweder eine sphärische oder gebrochene Oberflächenstruktur aufweisen. Die LMD-Technologie findet nicht nur im Bereich der Werkzeugbeschichtungen ihren Einsatz, sondern auch bei Werkzeugreparaturen. Im Falle eines Schadens an der Werkzeugoberfläche, z.B. in Folge hohen Verschleißes, kann die

schadhafte Stelle mittels pulverförmigen Schweißzusatz ohne großen Aufwand repariert werden.

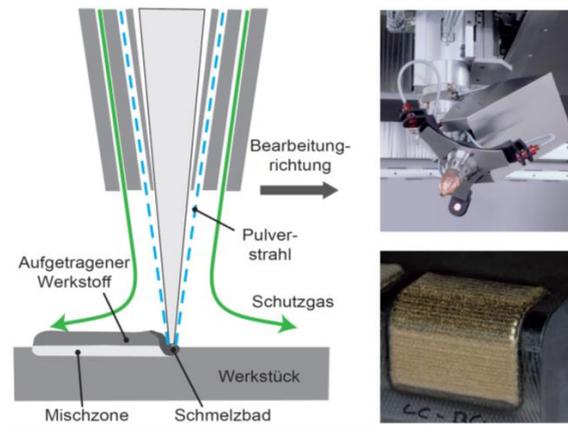


Abbildung 11 Schematische Darstellung – Lasercladding Prozess (links), Beschriftungsoptik (rechts oben), beschichtete Fläche mit Cu85 (rechts unten)

2.3.2 Niederhaltersysteme

Die Wahl des Blechhaltersystems und des Werkzeugwerkstoffs, sowie die Werkzeugoberflächenbeschaffenheit haben einen großen Einfluss auf das Ziehergebnis hinsichtlich der Bildung von Falten 1. Ordnung. Diese entstehen im Niederhalterbereich auf Grund der beim Blecheinzug entstehenden tangentialen Druckspannungen, sofern die Niederhalterkraft zu gering gewählt wurde. Die Berechnung der optimalen Niederhalterkräfte ist in vielen einschlägigen Literaturquellen angeführt [Doege, 2010], [Oehler, 2001], [Lange, 1990].

Gerade beim Tiefziehen von Küchenspülbecken werden sehr hohe Anforderungen hinsichtlich der Bauteilqualität gestellt. Deshalb sind Falten und Beulen im Flanschbereich unbedingt zu vermeiden. Gerade im Flansch kommt es auf Grund der Werkstoffaufdickung zu einem inhomogenen Tragbild des Niederhalters. Daher ist bei komplexen Küchenspülen eine über die gesamte Niederhalterfläche homogen verteilte Flächenpressung nicht ausreichend für ein positives Ziehergebnis. Der Blecheinzug muss in bestimmten Bereichen völlig gesperrt werden können und in anderen Bereichen muss die Möglichkeit bestehen Material nachfließen lassen zu können. Viele Hersteller von Küchenspülen behelfen sich über das sogenannte „Shimming“, um lokal hohe Niederhalterkräfte zu erreichen. Dabei werden entweder unter dem Ziehring oder unter dem Blechhalter Papierstreifen zwischen den Werkzeugsegmenten eingelegt, um an diesen Stellen lokal die Kraftübertragung auf den Bauteilflansch zu erhöhen. Abbildung 12 zeigt ein typisches Niederhalterkraftprofil, wie es für ein Doppelspülbecken gewählt werden sollte. Kritisch ist hier der Stegbereich zwischen den beiden Beckenöffnungen. In diesem Bereich darf kein Material fließen, d.h. dieser Bereich muss völlig gesperrt werden. Das Material zur Erreichung der geforderten Ziehtiefe muss aus den Randbereichen nachfließen können. Daher muss die Niederhalterkraft im Stegbereich sehr hoch sein. Der Platinezuschnitt spielt hierbei ebenso eine wesentliche Rolle, da auch mit über den Zuschnitt die Flächenpressung

passiv variiert werden kann [Pahl, 1997].

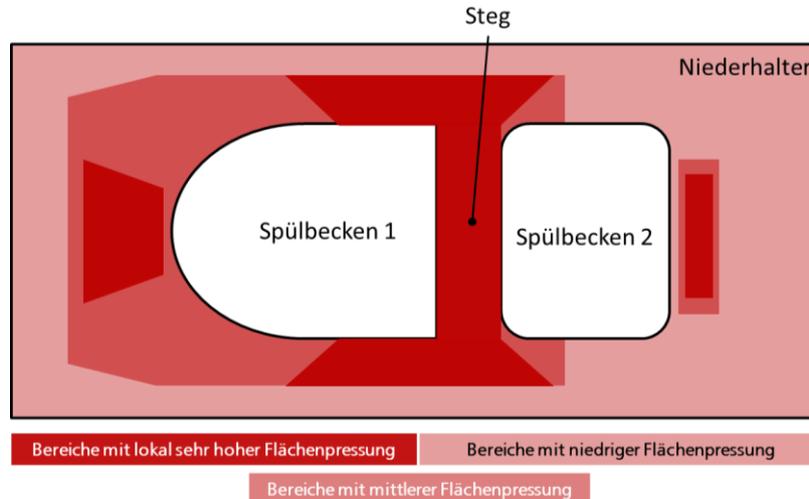


Abbildung 12 Niederhalterkraftprofil [Pahl, 1997]

Niederhalterkräfte können entweder über aktive Elemente im Werkzeug selbst (z.B. Federn), oder über die Ziehpresse (z.B. Vielpunktzieheinrichtung, Ziehkissen) aufgebracht werden. Für Niederhalterelemente im Werkzeug kommen Stahlfedern, Gasdruckfedern, aber auch Elastomerfedern zum Einsatz. Alle Federelemente weisen unterschiedliche Charakteristika (Maximalkraft, Federkennlinie, Baugröße, etc.) auf und müssen je nach Bedarfsfall ausgewählt werden. Gasdruckfedern werden in unterschiedlichsten Ausführungen hinsichtlich der Maximalkraft und deren Baugröße angeboten. Außerdem können Gasdruckfedern sowohl für einen konstanten Kraftverlauf (offene Systeme) als auch für einen veränderlichen Kraftverlauf über den Ziehweg (gesteuertes Federsystem) ausgelegt werden. Bei einer konstant eingestellten Federkraft verändert sich die am Flansch ankommende Flächenpressung progressiv auf Grund der kleiner werdenden Fläche unter dem Blechhalter [Doege, 2010].

Bei den Niederhaltersystemen wird zwischen starren, segmentierten, pulsierenden und elastischen Niederhaltern unterschieden.

- Starrer Niederhalter

Der starre Niederhalter besteht aus einer sehr steif ausgelegten Niederhalterplatte. Die Krafteinleitung erfolgt wie bereits zuvor erwähnt über Federn oder über das Tischkissen (Pinolen) der Presse. Als Nachteil des starren Niederhalters ist die unterschiedliche Flächenpressung auf Grund der lokal unterschiedlich aufdickenden Zonen (im Flanschbereich) in Folge der tangentialen Druckspannungen zu sehen. Dies kann durch aufwendige Einarbeitungsschritte (Tuschieren und Schleifen) des Blechhalters behoben werden. Ein weiterer Nachteil des starren Blechhalters ist die oftmals nicht homogene Flächenpressung, sofern die Blechhalterplatte nicht ausreichend biegesteif dimensioniert wurde. So können punktuell eingeleitete Kräfte auch punktuelle Flächenpressungen im Flansch des Ziehteils erzeugen [Elend, 2001], [Ehrentraut, 2009], [Doege, 2010].

Für eine homogene Flächenpressungsverteilung gibt es auch noch die Möglichkeit profilierte und segmentierte Niederhalteplatten einzusetzen (passive Prozessbeeinflussung). Je nach eingesetztem Profil lassen sich unterschiedlichste Flächenpressungsverteilungen einstellen [Elend, 2001].

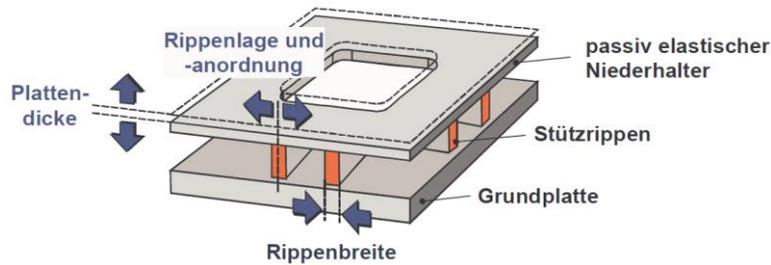


Abbildung 13 Profiliertes Niederhaltesystem [Elend, 2001]

- Segmentierter Niederhalter

Bei diesem System ist der Niederhalter in mehrere Einzelflächen aufgeteilt, die getrennt voneinander über Hydraulikzylinder angesteuert werden können. Damit kann der Blecheinzug in unterschiedlichen Bereichen durch Variation der Niederhalterkraft gezielt gesteuert werden. Des Weiteren kann die Flächenpressung während des Ziehens verändert werden [Siegert, 1997].

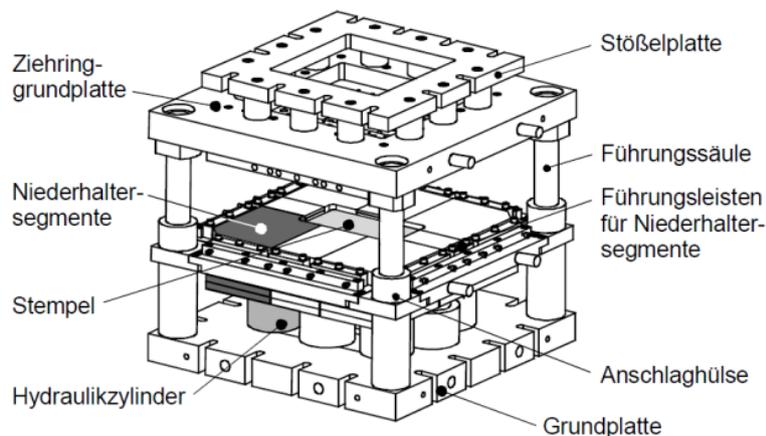


Abbildung 14 Segmentierter Niederhalter [Doege, 2010]

- Elastischer Niederhalter

Beim elastischen Niederhalter ist dieser wie beim starren Niederhalter einteilig ausgeführt. Prinzipiell vereint dieses System die Vorteile der beiden zuvor vorgestellten Systeme. Es gibt keine Trennfuge im Blechhalterbereich (Vorteil hinsichtlich Oberflächenqualität) und die Blechhalterkräfte können auch bei diesem System lokal variiert werden. Durch die aktive Steuerung des Werkstoffflusses lassen sich Tiefziehfehler wie Falten 1. Ordnung und Einfallstellen vermeiden [Elend, 2001].

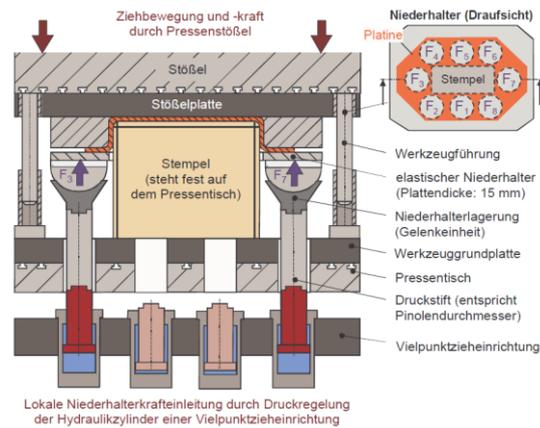


Abbildung 15 Werkzeugsystem mit aktiv elastischem Niederhalter

- Dieffenbacher Stainless Former (DSF), Multi-point-control blankholder

Ein weiteres Niederhaltersystem, speziell entwickelt für das Tiefziehen von Bauteilen aus nichtrostendem Edelstahl, ist das Dieffenbacher Stainless Former – System (DSF). Bei diesem System werden unter der Niederhalteplatte Druckplatten positioniert, die sich in Höhenrichtung bewegen lassen. Diese sind über hydraulische Kurzhubzylinder ansteuerbar und übertragen die Druckkraft über die Blechhalteplatte auf den Flansch des Ziehtteils. Entweder über ein gemeinsames Hydrauliksystem oder über separate Systeme. Der Vorteil besteht darin mit einer sehr geringen Bauhöhe sehr lokal unterschiedliche Flächenpressungen einstellen zu können. Gerade für komplexe Spülengeometrien, hohe Ziehtiefen und Doppelspülbecken wird dieses System gerne von den Anwendern eingesetzt [Bielfeldt, 1991], [Pahl, 1997].

2.3.3 Methoden zur Temperierung von Umformwerkzeugen

- Werkzeugwirkflächenerwärmung mittels Flüssigkeit

Für dieses System werden in das Werkzeug Flüssigkeitskanäle eingearbeitet. Diese können entweder gebohrte oder gefräste Kanäle sein, ähnlich den gekühlten Werkzeugen beim Presshärten [Kolleck, 2007]. Die Flüssigkeit wird außerhalb des Werkzeugs auf die gewünschte Temperatur gebracht und mittels Pumpe durch die Kanäle befördert. Die Temperaturkontrolle erfolgt über Thermostat. So können Werkzeugtemperaturen bis zu 350°C erreicht werden [Feuser, 2009], [Doege, 2010].

- Erwärmung mittels elektrischer Widerstandsheizung

Bei der Beheizung mit Hilfe einer elektrischen Widerstandsheizung kommen sogenannte Rohrheizkörper oder Heizpatronen zum Einsatz. Die Heizelemente werden mittels elektrischem Strom durchflossen und erwärmen sich aufgrund des elektrischen Widerstandes. Bei dieser Methode werden für die Verwendung von Rohrheizkörpern Nuten in das Werkzeug eingefräst. Für die Verwendung von Heizpatronen werden Bohrungen im Werkzeug vorgesehen. Die Werkzeuge können mit dieser Methode, je nach gewählter Anschlussleistung bis auf 750°C erwärmt werden [Pusch, 2009], [Doege, 2010].

2.3.4 Reibung / Schmierstoff

Die vorrangigen Verschleißarten beim Tiefziehen von Blechen sind Adhäsion und Abrasion. Abrasiver Verschleiß entsteht, wenn einer der Reibpartner härter ist als der andere. Die verformungsinduzierte Martensitbildung führt zu einer deutlichen Erhöhung der Oberflächenhärte, was zu einer Beanspruchungserhöhung der Kontaktfläche „Blech-Werkzeug“ führt und in weiterer Folge zu Verschleiß. Adhäsion entsteht bei nicht ausreichender Schmierung, d.h. bei nicht ausreichender Kontakttrennung der Reibpartner. Wird die Oberflächenschicht eines Reibpartners aufgebrochen können an dieser Stelle freigewordene atomare Bindungen entstehen. Durch lokale chemische Wechselwirkungen der Reibpartner kommt an diesen Stellen zu neuen atomaren Bindungen zwischen den beiden Körpern.

Der geringe Kohlenstoffgehalt im 1.4301 führt dazu, dass keine Karbide ausgebildet werden, wodurch die Chrom und Nickelatome nicht gesättigt sind und diese dadurch leicht chemische Wechselwirkungen mit anderen Werkstoffen eingehen können [Feinle, 1986]. Durch die so entstehenden Aufschweißungen kommt es in weiterer Folge zu einem Abscheren dieser Festkörper und es entstehen Fehlstellen, wie auch beim abrasivem Verschleiß. Zur Vermeidung bzw. Reduktion dieser beiden Verschleißarten ist die Auslegung eines geeigneten Tribosystems (Blech, Schmierung, Werkzeugwerkstoff- und Beschichtung) von hoher Bedeutung [Kuwer, 2007].

Die Reibungsverhältnisse zwischen dem Blechwerkstoff und dem Tiefziehwerkzeug haben einen direkten Einfluss auf das Ziehergebnis, die Oberflächenqualität der hergestellten Bauteile und den Werkzeugverschleiß. Reibung entsteht dann, wenn sich zwei Körper berühren und gegeneinander eine Relativbewegung ausführen wollen. Reibung beim Tiefziehen findet man überall dort, wo der umzuförmende Blechwerkstoff das Werkzeug berührt. Diese Stellen können in drei verschiedene Kontaktzonen eingeteilt werden [Grahert, 1985], [Kuwer, 2007]:

- Kontaktzone zwischen Ziehring, Niederhalter und Blechwerkstoff
- Kontaktzone zwischen Ziehkante und Blechwerkstoff
- Kontaktzone zwischen Stempelkante und Blechwerkstoff

Zur Beschreibung der Reibung selbst, d.h. der Verhältnisse zwischen den Reibpartnern, können vier verschiedene Reibungsarten genannt werden: Festkörperreibung, Grenzreibung, Mischreibung und Flüssigkeitsreibung. Bei Festkörperreibung stehen die zwei Reibpartner und deren Oberflächen in direktem Kontakt zueinander. Die Reibpartner sind durch keine Zwischenschicht voneinander getrennt. Durch den direkten Kontakt entsteht bei dieser Reibungsart auch der höchste Verschleiß hinsichtlich Abrasion und Adhäsion. Bei der Grenzreibung entsteht durch physikalische und chemische Vorgänge eine Schutz- / Grenzschicht zwischen den Reibpartnern und schützt diese teilweise vor Verschleiß. Verschleiß kann jedoch nicht gänzlich vermieden werden. Die Mischreibung ist eine Kombination aus Flüssigkeits-, Grenz- und teilweise auch Festkörperreibung. Bei dieser Art von Reibung kann es, wenn die Schmierfilmdicke nicht ausreicht, zum Kontakt der Rauheitshügel (der Reibpartner)

kommen und dadurch wiederum zum Festkörperkontakt. In weiterer Folge kann dies ebenso zu abrasivem Verschleiß führen. Bei der Flüssigkeitsreibung trennt der Schmierstofffilm die Reibpartner komplett (hydrostatische Schmierung). Bei dieser Reibungsart bestimmen die Eigenschaften des Schmiermittels den Betrag der Reibungskraft [Kuwer, 2007].

Bevorzugte Schmierstoffe für die Umformung von nichtrostenden Edelstählen waren bisher chlorhaltige Schmierstoffe. Die Chlorparaffine in diesen Schmierstoffen haben den Vorteil, dass sie auch unter hohem Druck als Grenzschrift zwischen den Umformpartnern funktionieren. Jedoch auf Grund der kanzerogenen Wirkung auf den Menschen bei Hautkontakt, wurde aber deren Verwendung in der metallverarbeitenden Industrie weitestgehend verboten [Kuwer, 2007]. Als Ersatz für chlorhaltige Schmierstoffe dienen Ziehöle auf Mineralölbasis mit unterschiedlichen Additiven.

Für Bauteile aus nichtrostenden Edelstählen mit sehr hohen Ansprüchen hinsichtlich der Oberflächenqualität werden Tiefziehfolien aus Kunststoff zur mechanischen Trennung der Bauteiloberfläche zum Umformwerkzeug eingesetzt. Diese verändern die tribologischen Eigenschaften des Tiefziehsystems Blech, Werkzeug und Schmierstoff. Die Tiefziehfolie soll einerseits während des Umformens nicht reißen, andererseits nach dem Umformen ohne großen Kraftaufwand entfernbar sein. Weitere Anforderungen ergeben sich bezüglich der Schneidfähigkeit beim Laserbeschnitt der Halbzeuge. Tiefziehfolien unterscheiden sich bezüglich Art und Dicke der Folien, dem Werkstoff und dem verwendeten Kleber [Küppers, 1986a].

2.4 Erholung und Rekristallisation von verformungsinduziertem Martensit

2.4.1 Erholung und Rekristallisation

Ist das Verformungsvermögen bei der Verarbeitung von austenitisch nichtrostenden Edelstählen durch hohe Umformgrade und der daraus resultierenden verformungsinduzierten Martensitbildung erschöpft, besteht die Möglichkeit mit Hilfe von Zwischenglühoperationen wieder ein verformungsfähiges Gefüge herzustellen. Dadurch kann bei der Weiterverarbeitung, z.B. Fertigzug, gewährleistet werden, komplexeste Bauteilgeometrien aus metastabilen Austeniten darstellen zu können. Laut Padilha können keine einheitlichen Temperaturen für Erholungs und Rekristallisationsprozesse genannt werden, denn diese sind stark vom verwendeten Werkstoff, den Wärmebehandlungsverfahren der Halbzeuge vor der Verformung, der Menge an verformungsinduziertem Martensit, dem Umformgrad und der Heizrate sowie der Haltezeit abhängig [Padilha, 2003], [Haeßner, 2003]. Prinzipiell muss beim Glühen von Bauteilen mit hohen Anteilen an verformungsinduziertem Martensit zwischen zwei Mechanismen unterschieden werden: der Martensitreversion (Erholung) und der Rekristallisation. Ersteres führt während der Erwärmung zu einer teilweisen bis kompletten Umwandlung von α' -Martensit in Austenit ohne die Wanderung von Großwinkelkorngrenzen. Die Rekristallisation führt zu einer kompletten Rückbildung der durch die Verformung induzierten Eigenschaftsänderungen. Diese findet erst bei Umformgraden größer 5 - 20% statt. Bei der Glühung von Bauteilen mit geringeren Verformungsgraden kann es zur Bildung

von sogenannter „Orangenhaut“ (Grobkornbildung) auf der Bauteiloberfläche kommen [Bleck, 2004]. Es kann zwischen primärer und sekundärer Rekristallisation unterschieden werden [Böhm, 1968]. Typischerweise finden solche Rekristallisationsprozesse in Durchlauf- oder Vakuumöfen mit oder ohne Schutzatmosphäre statt. Die Bauteile können sofort nach Abkühlung weiteren Umformschritten zugeführt werden. In den Zwischenglühoperationen muss jedoch genau darauf geachtet werden, ein für die weitere Formgebung und für die Bauteiloberfläche optimales Korngrößenniveau durch sekundäre Rekristallisation von 8 bis 8,5 ASTM einzustellen. Dieses hat nicht nur Einfluss auf die mechanisch technologischen Eigenschaften, sondern auch auf die Polierbarkeit. Grobkornbildung bei zu hohen Erwärmungstemperaturen und Haltezeiten führt zu einer Aufrauhung der Oberfläche und zur sogenannten Orangenhaut [Küppers, 1986b], [Böhm, 1968].

Die zuvor erwähnten Öfen haben jedoch den Nachteil in ihren hohen Anschaffungskosten und dem großen Platz- sowie Energiebedarf. Eine Möglichkeit nicht nur in der Verarbeitung von austenitisch nichtrostenden Edelstählen konventionelle Ofenkonzepte und deren Nachteile zu ersetzen, bietet der Einsatz von induktiver Erwärmungstechnologie [Kolleck, 2009]. Die Induktionstechnologie im Einsatz für das Glühen von kaltgewalzten Bändern wurde bereits eingehend untersucht [Salvatori, 2000]. Bereits 1986 erwähnte Küppers die Möglichkeit Bauteile aus austenitisch nichtrostenden Edelstählen mit lokal hohem Anteil an Umformmartensit mittels Induktionstechnologie partiell zu rekristallisieren um in weiterer Folge die Darstellbarkeit nachgelagerter Umformoperationen zu erleichtern und gezielt die Oberflächenqualität der Bauteile zu beeinflussen [Küppers, 1986b].

2.4.2 Induktive Erwärmung

Induktive Erwärmung ist ein hoch effizienter Energieumwandlungsprozess. Dazu wird Netzspannung in einem Umrichter zu Hochfrequenzstrom umgewandelt, um damit einen Induktor betreiben zu können. Die stromdurchflossenen Kupferspulen erzeugen ein elektromagnetisches Wechselfeld. Befindet sich nun ein elektrisch leitfähiger Werkstoff in der Nähe der Spüle entstehen auf dessen Oberfläche kurzgeschlossene Wirbelströme. Dadurch wird elektrische Energie als Folge des elektrischen Widerstandes des Werkstoffs erzeugt und in Form von Wärmeleistung abgeführt, wodurch sich der Werkstoff erwärmt. Somit wird elektrische Energie an der gewünschten Stelle (am zu erwärmenden Bauteil) in thermische Energie transformiert. Induktive Erwärmung ist ein berührungsloses Verfahren, da der Generator und das zu erwärmende Bauteil nicht in Kontakt zueinander stehen [Benkowsky, 1972].

Induktionsspulen (Induktoren) werden aus elektrisch leitenden Werkstoffen wie z.B. Kupfer hergestellt. Für die meisten Anwendungen ist eine Wasserkühlung der Spulen auf Grund der hohen Ströme notwendig [Rudnev, 2006]. Die Geometrie der Induktionsspule bestimmt die Art des elektromagnetischen Feldes und muss an die Geometrie des zu erwärmenden Bauteils angepasst werden. Für die Erwärmung von rotationssymmetrischen Bauteilen ist es von Vorteil ein elektromagnetisches Längsfeld zu erzeugen, dessen Feldlinien parallel zur

Bauteiloberflächen verlaufen, wodurch das gesamte Bauteil innerhalb der Spule erwärmt werden kann. Für die lokale Erwärmung von Flächen sind sogenannte Flächenspulen einsetzbar. Hier verlaufen die magnetischen Feldlinien normal zur Oberfläche. [Jestremski, 2010], [Rudnev, 1995a], [Rudnev, 1995b]

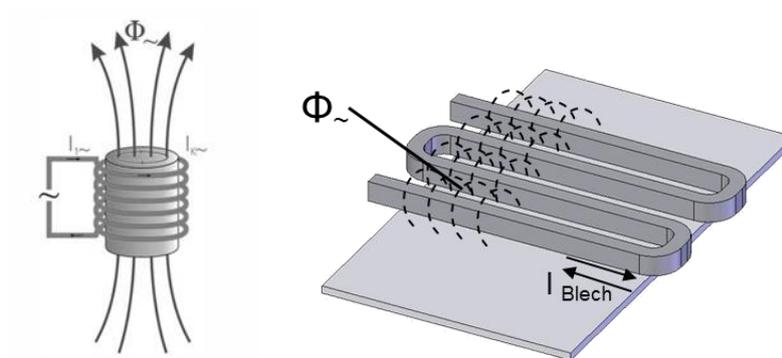


Abbildung 16 Längsfeldinduktion (links), Flächeninduktion (rechts)

3 Zielsetzung

Ziel dieser Arbeit ist es, die umformtechnischen Grenzen bei der Verarbeitung von austenitisch nichtrostenden Edelstählen zu beschreiben und in weiterer Folge die umform- und verfahrenstechnischen Möglichkeiten von tiefgezogenen Produkten mittels geeigneter Prozess- und Werkzeugtechnik zu erweitern.

Im ersten Schritt wird die Variation der Werkzeugtemperatur im Umformprozess, durch lokale Beheizung einzelner Werkzeugbereiche zwischen Raumtemperatur und 100°C untersucht. Im Labormaßstab wurde der Einfluss einer geeigneten Temperaturführung während der Umformung von austenitisch nichtrostenden Edelstählen zur Unterdrückung von verformungsinduziertem Martensit hinreichend nachgewiesen.

Im zweiten Schritt wird die Möglichkeit zur Verschiebung der umformtechnischen Grenzen durch eine zwischengelagerte Rekristallisation von umgeformten Bauteilen mittels induktiver Erwärmung untersucht. Dies kann genutzt werden um in nachfolgenden Bearbeitungsschritten (z.B. weitere Umformstufe) höhere Ziehtiefen bzw. Komplexitäten zu erreichen. Die Entstehung von verformungsinduziertem Martensit, in jenen Bauteilbereichen mit hohen Umformgraden begünstigen eine lokale Erwärmung mittels induktivem Wechselfeld. Dadurch sollen jene martensitisch umgewandelten Bereiche rückgebildet und auf ein für weitere Umformschritte optimales Korngrößenmaß eingestellt werden. Im Rahmen dieser Arbeit soll die reale Übertragbarkeit der Induktionstechnologie für Rekristallisationsprozesse als Zwischenschritt zur Herstellung komplexer Bauteile untersucht werden.



Diese Untersuchungen sollen zur Erweiterung der Verfahrensgrenzen bei der Verarbeitung von austenitisch nichtrostenden Edelstählen in der Praxis führen.

4 Temperaturunterstützte Martensitunterdrückung

4.1 Analyse des Werkzeugtemperaturanstiegs und dessen Auswirkung auf die Martensitbildung in einem Serienwerkzeug

Umformwerkzeuge erwärmen sich während der Produktion auf Grund adiabatischer Erwärmung des umzuformenden Werkstoffs und durch Entstehung von Reibungswärme während der Umformung.

Ziel dieses Kapitels ist es, die Auswirkungen des Werkzeugtemperaturanstiegs im Serienprozess auf das Ziehteil hinsichtlich der Entstehung von Umformmartensit bei der Umformung von 1.4301 zu untersuchen. Dazu wurde ein Produktionsanlauf bei der Fertigung eines rotationssymmetrischen Napfes mittels Thermographiemessungen begleitet. Zur Bestimmung des entstehenden Umformmartensits in den einzelnen Bauteilen und um eine Aussage über die Komplexität des Umformprozesses treffen zu können, wurden die gezogenen Bauteile einer vollständigen Martensitvermessung unterzogen. Durch den Ziehprozess bedingte Dickenab- sowie Dickenzunahmen in der Wandstärke der einzelnen Bauteile wurden mit Hilfe eines Ultraschalldickenmessgeräts überprüft. Unregelmäßigkeiten können dadurch erkannt und deren Einfluss auf das fertige Bauteil dementsprechend beurteilt werden.

4.1.1 Umformwerkzeug, Werkstoff und Versuchsplan

Die Herstellung des rotationssymmetrischen Napfes erfolgte in einem 3-stufigen Folgeverbundwerkzeug (Abbildung 17). Die Wirkflächen des Werkzeugs wurden aus dem Werkzeugwerkstoff AMPCO22 gefertigt.

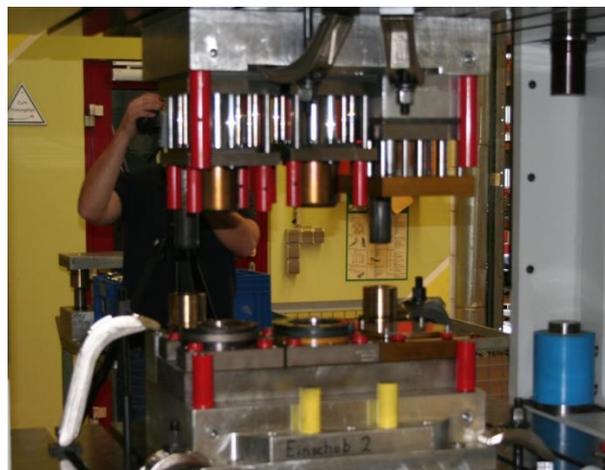


Abbildung 17 3-stufiges Folgeverbundwerkzeug

Das Ziehverhältnis β des Tiefziehwerkzeugs errechnet sich folgendermaßen:

- Platinausgangsdurchmesser = 171 mm
- Stempeldurchmesser Ziehstufe 1 = 100 mm; $\beta = 1,71$
- Stempeldurchmesser Ziehstufe 2 = 82 mm; $\beta = 1,22$

- Stempeldurchmesser Ziehstufe 3 = 71mm; $\beta = 1,15$
- $\beta(\text{gesamt}) = 2,4$

Die Ziehtteile der einzelnen Umformstufen sind in Abbildung 18 dargestellt.



Abbildung 18 Bauteile der einzelnen Ziehstufen: Stufe 1 (links), Stufe 2 (mitte), Stufe 3 (rechts)

Nachfolgende Tabelle zeigt die chemische Zusammensetzung, sowie die mechanisch technologischen Eigenschaften des verwendeten Werkstoffs:

Werkstoff: AISI304, 1.4301												
Dicke: 1,53mm												
Chemische Zusammensetzung in Gewichts-%:												
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Ti	N	Cu	Co	
0,04	0,34	1,27	0,03	0,003	18,2	0,26	8,03	0,001	0,06	0,4	0,16	
Mechanische Eigenschaften:												
Dicke	Rp0,2	Rm	A80	MNA	MD30	Grain-size	r-Wert	SFE=32,6 mJ/m ²				
[mm]	[Mpa]	[Mpa]	[%]			[ASTME112]	90°					
0,84	343	655	56,4	-6,7	24,1	8-8,5	0,9					

Tabelle 2 Kennwerte 1.4301, rotationssymmetrischer Napf

Für die Umformversuche wurde das Ziehöl Multidraw 659 der Firma Zeller+Gmelin verwendet. Sämtliche Bauteile wurden mit einer Ziehgeschwindigkeit von 25 mm/sek. bei Raumtemperatur gefertigt. Die Anzahl der produzierten Bauteile richtete sich nach der Werkzeug- und Bauteiltemperatur. Ziel war es, solange Bauteile zu produzieren bis sich die Temperaturen auf einen bestimmten Wert einpendeln. Da es sich bei der Produktion um keinen automatisierten Prozess handelte, variierten die Zykluszeiten zwischen 8 und 10 Sekunden.

4.1.2 Messmethodik

Für die qualitative Bestimmung der Temperaturverteilung an den Werkzeugoberflächen wurden Thermografiebilder mittels einer Wärmebildkamera (InfraTec VarioCam) aufgenommen. Das Prinzip der Infrarot-Thermografie beruht auf dem physikalischen Phänomen, dass jeder Körper mit einer Temperatur oberhalb des absoluten Nullpunktes (-273,15 °C) elektromagnetische Strahlung aussendet. Zwischen der Oberflächentemperatur eines Körpers, sowie der Intensität und spektralen Zusammensetzung der von ihm

ausgesandten Strahlung, besteht ein Zusammenhang. Durch die Ermittlung der Strahlungsintensität kann somit die Temperatur eines Objekts berührungslos bestimmt werden [InfraTec GmbH, 2010]. Die verwendete Wärmebildkamera arbeitet in einem Spektralbereich zwischen 7,5 und 14 μm und deckt einen Messbereich von -40 bis 1.200°C ab. Die Messungen erfolgten mit einem voreingestellten Emissionskoeffizienten von $\varepsilon=0,6$ (gültig für Aluminiumbronze).

Zur Bestimmung der Martensitmaximalwerte in der Bauteilzarge wurden die Näpfe der dritten Ziehstufe beginnend vom Bodenradius bis hin zur Napföffnung in 10mm Abständen auf deren Martensitwerte mittels Feritscope der Fa. Fischer vermessen. An denselben Messpunkten wurde im Anschluss die Materialstärke mittels CL5 Ultraschall-Präzisionswanddickenmessgerät der Firma Krautkramer (GE) gemessen.

4.1.3 Ergebnisse

Die nachfolgenden Wärmebilder (Abbildung 19) zeigen die umgeformten Näpfe, sowie die Wirkfläche des Stempels und des Ziehrings der Ziehstufen 1-3. Die Bilder wurden jeweils kurz nach dem Ziehprozess aufgenommen. Die angezeigten Temperaturen sind als Richtwerte zur qualitativen Beurteilung der Temperaturveränderungen zu betrachten. Es wurden für sämtliche Bauteile Thermobilder aufgenommen, jedoch auf Grund der Vielzahl an Bauteilen wurden nur die Bauteile BT01, BT06, BT12 und BT19 zur Darstellung ausgewählt.

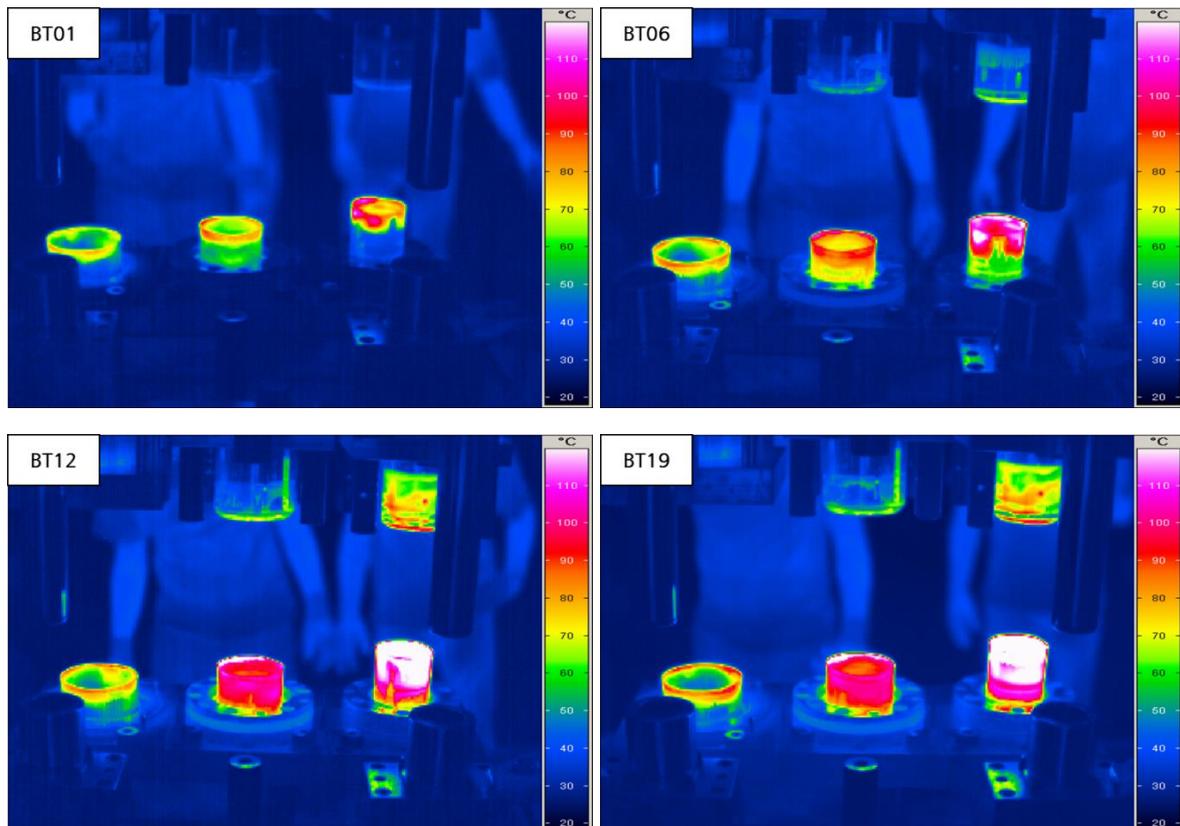


Abbildung 19 Temperaturentwicklung an Werkzeug und Napf: BT01, BT06, BT12, BT19

Ein kontinuierlicher Temperaturanstieg konnte zwischen den Bauteilen BT01 bis BT12 gemessen werden. Danach pendelten sich sowohl die Bauteil- wie auch die Werkzeugtemperaturen auf ein gleichbleibendes Niveau ein. Zwischen den Bauteilen BT12 und BT19 war kein zusätzlicher Temperaturanstieg messbar. Die höchsten Bauteil- und Werkzeugtemperaturen wurden jeweils in der letzten Ziehstufe gemessen. In dieser erreichten die Werkzeuge, sowohl am Stempel als auch am Ziehring, Temperaturen zwischen 70 und 90°C. Über die Höhe der Bauteiltemperaturen kann keine Aussage getroffen werden, da hierzu ein anderer Emissionskoeffizient verwendet werden müsste. Jedoch ist qualitativ zu erkennen, dass auch die Bauteiltemperatur nach BT12 nicht mehr weiter anstieg und als homogen zu beurteilen ist. Nachfolgende Tabelle zeigt die Temperaturmittelwerte der Werkzeugwirkflächen Stempel und Ziehring in der 3.Ziehstufe:

Temperaturmittelwerte der Werkzeugwirkflächen in der 3.Ziehstufe				
	BT01	BT06	BT12	BT19
Stempel	~30°C	~45°C	~80°C	~80°C
Ziehring	~30°C	~45°C	~80°C	~80°C

Tabelle 3 Temperaturmittelwerte der Werkzeugwirkflächen für den qualitativen Vergleich

Abbildung 20 zeigt die gemessenen Maximalmartensitwerte der Näpfe. Diese nehmen beginnend bei BT01 bis BT12 kontinuierlich ab, was mit dem Anstieg der Werkzeugtemperatur einhergeht. Ab BT12 pendeln sich die Martensitwerte, ebenso wie die Werkzeug- und Bauteiltemperaturen, auf ein annähernd gleichbleibendes Niveau ein.

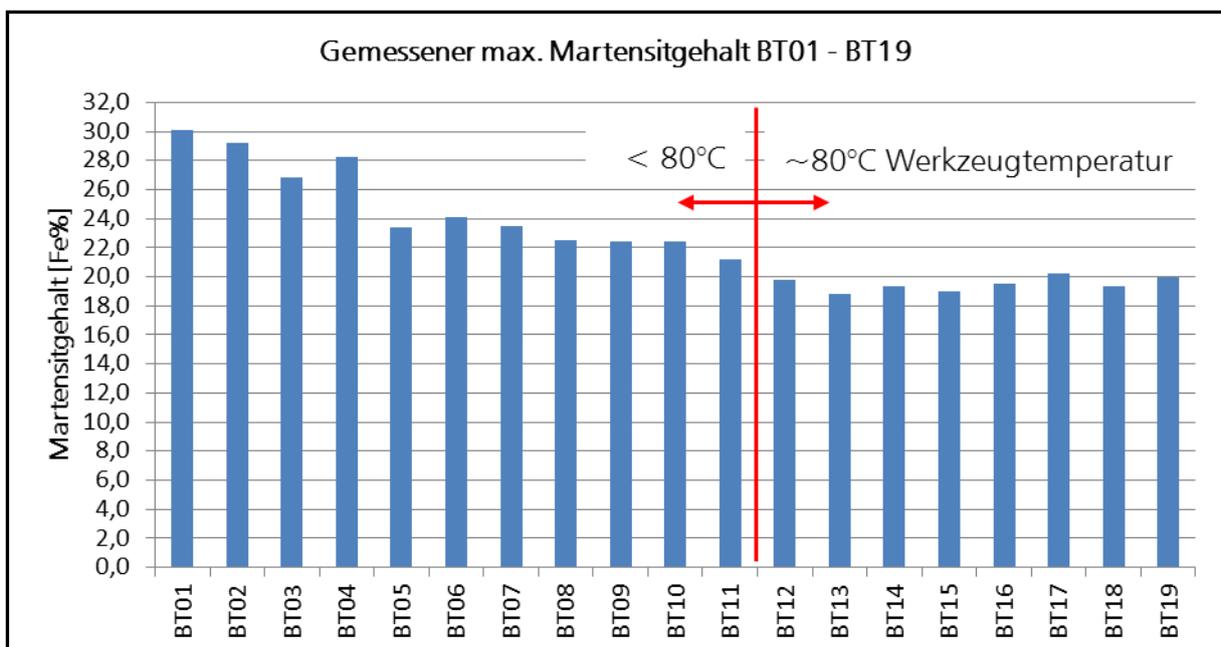


Abbildung 20 Gemessener maximal Martensitgehalt der Bauteile BT01 bis BT19

Ebenso wie bei den Temperaturmessungen werden für die weiteren Analysen auch hier nur die Bauteile BT01, BT06, BT12 und BT19 betrachtet. Nachfolgende Tabellen zeigen die gemessenen Martensitgehalte in [FE%] und die gemessene Materialstärke in [mm].

Rotationssymmetrischer Napf, BT01			Rotationssymmetrischer Napf, BT06		
Messpkt. [10 mm]	Martensitgehalt [FE%]	Materialstärke [mm]	Messpkt. [10 mm]	Martensitgehalt [FE%]	Materialstärke [mm]
0	3,6	1,29	0	2,3	1,26
1	8,7	1,30	1	5,3	1,28
2	13,8	1,35	2	8,6	1,32
3	15,7	1,37	3	10,3	1,34
4	18,6	1,36	4	12,4	1,33
5	22,7	1,36	5	17,1	1,34
6	24,4	1,36	6	19,4	1,34
7	26,7	1,41	7	21,3	1,38
8	30,1	1,52	8	24,1	1,49
9	24,6	1,69	9	22,6	1,65
10	18,4		10	19,0	

Rotationssymmetrischer Napf, BT12			Rotationssymmetrischer Napf, BT19		
Messpkt. [10 mm]	Martensitgehalt [FE%]	Materialstärke [mm]	Messpkt. [10 mm]	Martensitgehalt [FE%]	Materialstärke [mm]
0	1,8	1,27	0	1,5	1,26
1	4,0	1,29	1	3,8	1,27
2	7,5	1,34	2	7,3	1,32
3	9,1	1,35	3	8,9	1,35
4	10,1	1,34	4	10,1	1,34
5	13,0	1,35	5	13,3	1,35
6	14,5	1,35	6	14,7	1,35
7	16,5	1,40	7	16,8	1,38
8	19,8	1,49	8	20,0	1,47
9	17,6	1,63	9	18,0	1,62
10	13,2		10	13,5	

Tabelle 4 Vermessung des magnetischen Anteils und der Materialstärke der Bauteile BT01, BT06, BT12 und BT19

In Abbildung 21 sind die Martensitgehalte der vier Bauteile über die Messlänge aufgetragen. Zu erkennen ist die Martensitreduktion mit Anstieg der Werkzeugtemperatur von ca. 30°C bei BT01 auf ca.80°C bei BT12 und BT19. Die Maximalwerte wurden immer an derselben Stelle, kurz vor dem Bauteilrand, gemessen. Durch den kontinuierlichen Anstieg der Werkzeugtemperatur auf Grund der frei werdenden Umwandlungsenergie (adiabatische Erwärmung) sowie der entstehenden Reibungswärme senkte sich das Martensitmaximum von 30FE% auf 20FE% ab.

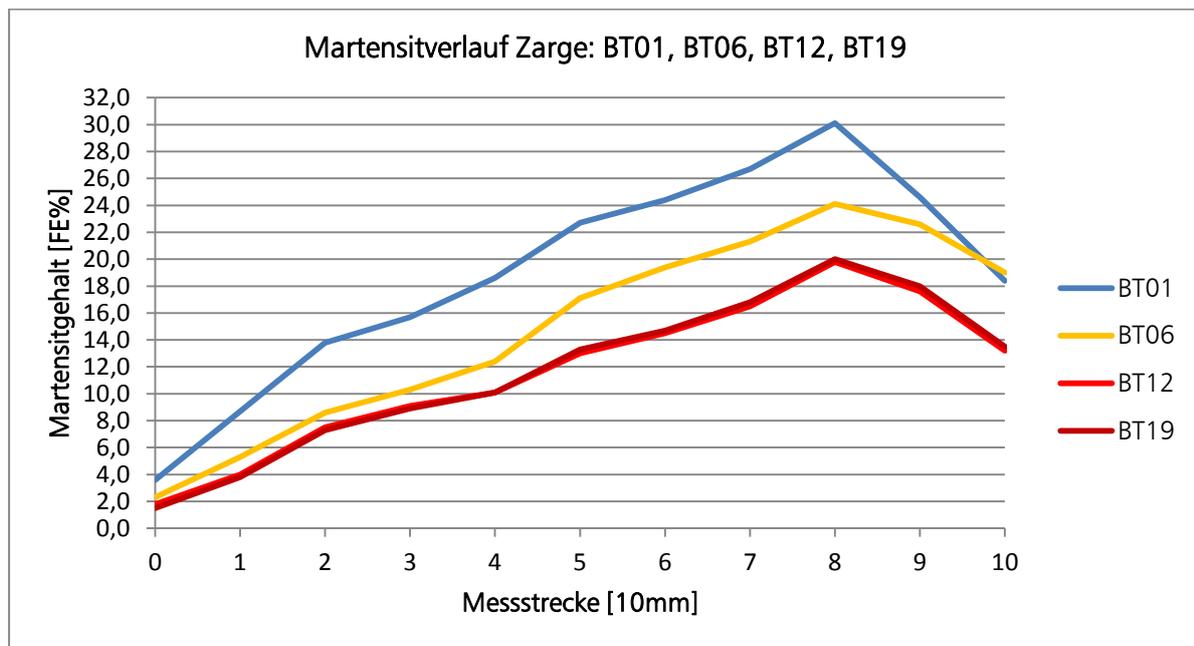


Abbildung 21 Martensitverlauf in der Zarge: BT01, BT06, BT12, BT19

Die Materialstärke der Näpfe liegt bis zum Messpunkt 8 in Abbildung 22 immer unter der Ausgangsblechdicke. Danach kommt es bis zur Bauteilöffnung zu einer Aufdickung. Dieses Phänomen ist typisch für rotationssymmetrisch, tiefgezogene Näpfe und entsteht durch die unterschiedlichen Dehnungspfade im Bauteil. Auf Grund der Zug- Druckumformung des rotationssymmetrischen Napfes kommt es im Flanschbereich durch das Nachfließen des Blechwerkstoffs zu einer Blechdickenzunahme und zu einer verformungsbedingten Erhöhung des Martensitgehalts. Dadurch lässt sich die kontinuierliche Erhöhung der Martensitmesswerte nach unten erklären.

Beim Vergleich der beiden Diagramme (Abbildung 21 und Abbildung 22) ist zu erkennen, dass das Martensitmaximum immer an jener Stelle liegt, an der die Näpfe wieder die Ausgangsblechdicke erreichten (Messpunkt 8).

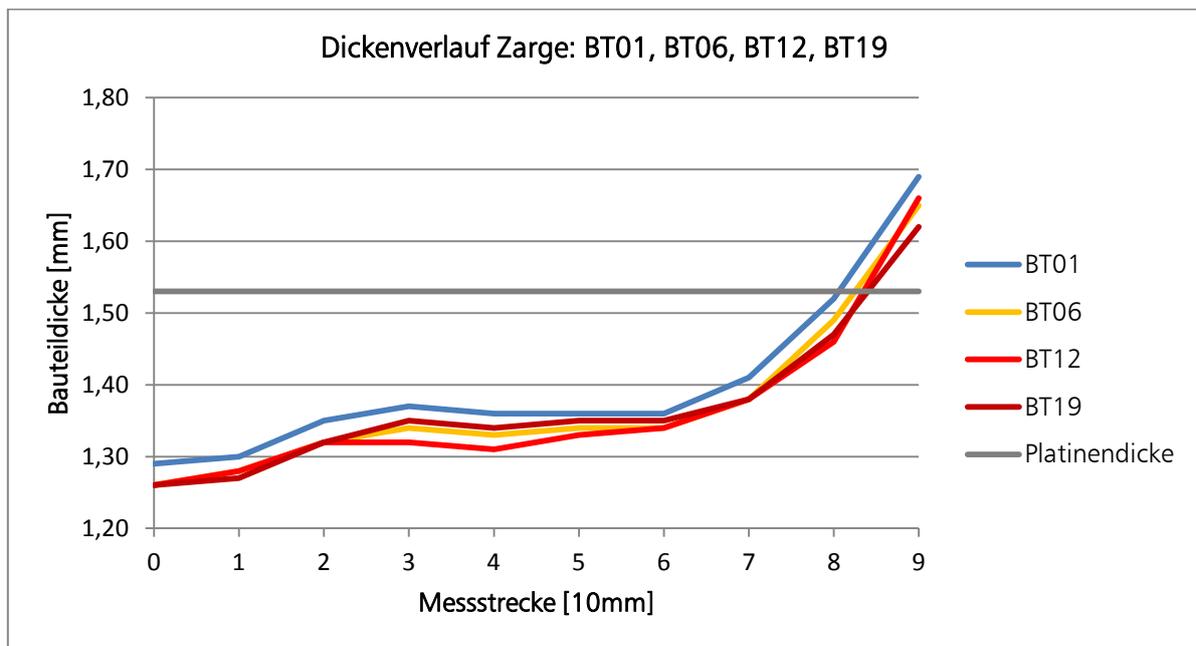


Abbildung 22 Dicktenverlauf in der Zarge: BT01, BT06, BT12, BT19

Aus den Messergebnissen der Einzelversuche lässt sich im oberen Bereich des Napfes (Messpunkt 0) eine Dickenreduktion von 15% zur Ausgangsblechdicke von 1,53mm feststellen. Im unteren Bereich des Napfes (Messpunkt 9) lässt sich im Gegenzug eine Dickenzunahme um 12% feststellen.

4.1.4 Zusammenfassung der Ergebnisse aus der Bestimmung des Werkzeugtemperaturanstiegs

Die Prozessbegleitung mittels Thermographiekamera zeigte eine kontinuierliche Zunahme der Werkzeug- und Bauteiltemperatur mit steigender Hubzahl. Dieser Effekt führte zu einem Einpendeln der gemessenen verformungsinduzierten Martensitwerte auf ein gleichbleibendes Niveau im Vergleich zu den Bauteilen bei Ziehbeginn. Somit wäre es zielführend die Werkzeugtemperaturen von Produktionsbeginn an, mittels Beheizung, auf 80°C zu erhöhen, um von Beginn an reproduzierbare Ergebnisse hinsichtlich der Martensitgehalte zu erreichen. Vor allem eine Werkzeugbeheizung in der ersten und zweiten Umformstufe kann zu einer weiteren Reduktion des verformungsinduzierten Martensits am Fertigteil führen, da dieser bereits in der ersten Stufe teilweise unterdrückt wird.

4.2 Aufbau eines beheizten Werkzeugs in Anlehnung an den Serientiefziehprozess von Küchenspülen

4.2.1 Einleitung

Die Prozessparameter Werkzeugtemperatur, Umformgeschwindigkeit, Umformgrad und Tribologie haben einen großen Einfluss auf das Umformergebnis. Daher soll mit diesem Versuchswerkzeug die Möglichkeit gegeben sein, den Einfluss unterschiedlicher

Werkzeugtemperaturen, Umformgeschwindigkeiten und Komplexitätsgraden auf den Umformprozess, hinsichtlich Martensitevolution und Formänderung analysieren zu können. Zur Einstellung unterschiedlicher Systemtemperaturen werden die Werkzeugsegmente Matrize (Ziehring) und Stempel unabhängig voneinander auf Temperaturen zwischen Raumtemperatur und 80°C beheizt. Für die Nachbildung des Tiefziehprozesses von Einfach- und Mehrbeckenspülen werden lokal unterschiedliche Niederhalterkräfte eingestellt. Eine weitere Besonderheit dieses Werkzeugs ist der Ersatz des für die Spülenfertigung üblicherweise eingesetzten Werkzeugwerkstoffs AMPCO, durch eine laserauftragungsgeschweißte AMPCO-ähnliche Metallpulverlegierung.

4.2.2 Werkzeugkonzept

Zu Beginn wurden die notwendigen Werkzeugrandbedingungen aus dem Serienprozess abgeleitet und anschließend auf das Werkzeug übertragen. Folgende Schwerpunkte wurden dabei definiert:

1. Systemtemperaturen: Zur Nachbildung des Serienprozesses muss das Werkzeug variabel beheizbar sein. In Abhängigkeit des Prozesses und der Bauteilgeometrie entstehen während der Serienproduktion Werkzeugtemperaturen zwischen 60 und 100°C.
2. Werkzeugoberfläche: Die Werkzeugoberfläche sollte hinsichtlich Reibbeiwert und Wärmeübergangskoeffizient mit dem Werkzeugwerkstoff AMPCO, der vielfach in Serienprozessen Einsatz findet, vergleichbar sein.
3. Instrumentierung: Zusätzlich zu den tiefziehreflevanten Daten wie Umformgeschwindigkeit, Umformkraft und –weg, sind die Werkzeug- und Bauteiltemperatur von entscheidender Bedeutung hinsichtlich des Werkstoffverhaltens während der Umformung (Entstehung von Umwandlungsmartensit und Versagen) und müssen daher aufgezeichnet werden können.
4. Variable Blechhalterkräfte: Zur Darstellung verschiedener Tiefziehszenarien z.B.: die Herstellung von Doppelspülbecken, müssen die Blechhalterkräfte umlaufend variabel einstellbar sein. Ein vollständiges Sperrren, sowie ein vollständiges Nachlaufen des Bleches muss in ausgewählten Bereichen garantiert sein.

4.2.3 Werkzeugaufbau

Für das Werkzeug mit Spülengeometrie wurde ein zweiteiliges, doppelwirkendes Werkzeugsystem gewählt. Diese besteht aus den formgebenden Werkzeugelementen Matrize, Stempel und Niederhalter. Das Werkzeug baut auf einer Grund- und Kopfplatte (Pos.1 und Pos.16) auf, welche zur Montage und Positionierung der unteren und oberen Werkzeughälfte dienen. Der Werkzeugstempel (Pos.5-7) ist auf der Grundplatte montiert. Das Niederhaltersystem besteht aus Blechhalterbasis (Pos.8), Blechhalter (Pos.9) und den Stickstoff-Gasdruckfedern (Pos.12). Das Oberwerkzeug besteht aus Ziehring (Pos.13), Ziehmatrize (Pos.14) und der Kopfplatte (Pos.16).

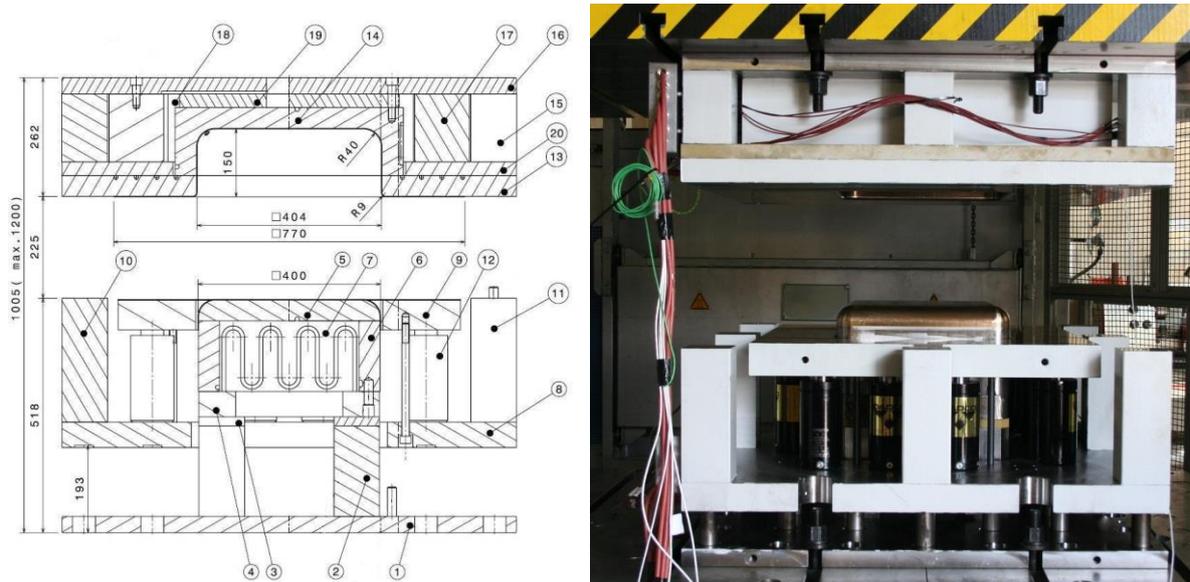


Abbildung 23 Werkzeugkonstruktion (links), Spülenwerkzeug (rechts)

- Ziehspalt

Für das Werkzeug wurde ein Ziehspalt von 2mm gewählt, mit dem Hintergrund unterschiedliche Werkstoffe mit unterschiedlichen Blechdicken verwenden zu können.

4.2.4 Niederhaltersystem

Für die Realisierung asymmetrischer Niederhalterkräfte wurde die Konstruktion so gewählt, dass die Niederhalterkräfte unabhängig von den Pressenkräften einstellbar sind. Dazu werden die Stößelkräfte der Presse über die Säulen der Blechhalterbasis (Pos.11) in die Pinolen des Tischkissens eingeleitet. Durch dieses entkoppelte Niederhaltersystem besteht während des Ziehvorgangs die Möglichkeit umlaufend homogene, aber auch lokal unterschiedliche Flächenpressungen durch Gasdruckfedern und deren progressiven Federkennlinie einstellen zu können.

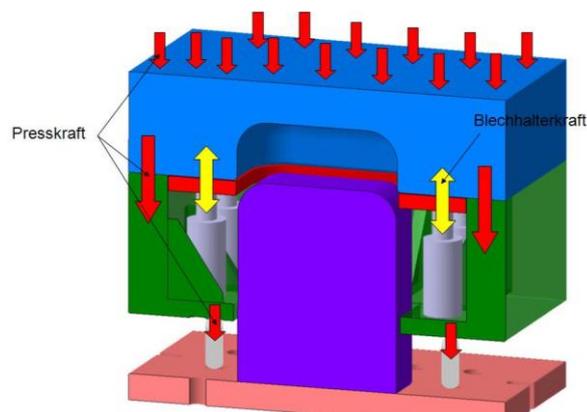


Abbildung 24 Werkzeugkinematik

Der Fülldruck der Gasdruckfedern kann zwischen 15 und 150bar variiert werden. Zur

Erreichung der maximalen Federkraft werden die Gasdruckfedern vor Ziehbeginn auf deren Maximalfederhub von 90mm eingefahren. Erst nach Erreichen der maximalen Federkraft (45kN bei 150bar Gasfederdruck) wird das gesamte Niederhaltersystem gegen das Tischkissen (Pinolen) verdrängt. Somit ist sichergestellt, dass während des Ziehvorgangs umlaufend konstante Blechhalterkräfte zur Verfügung stehen. Unter Ausnutzung der maximal möglichen Federpositionen unter dem Niederhalter können 16 Gasdruckfedern verwendet werden (Abbildung 25). Die Ansteuerung der Gasdruckfedern erfolgt autonom, wodurch die Niederhalterkräfte lokal variiert werden können. Bei einer lokalen, einseitigen Sperrung des Blechnachlaufs im Niederhalter können somit asymmetrische Bauteile hergestellt werden, wodurch die Fertigung von z.B. Doppelspülbecken simuliert wird.

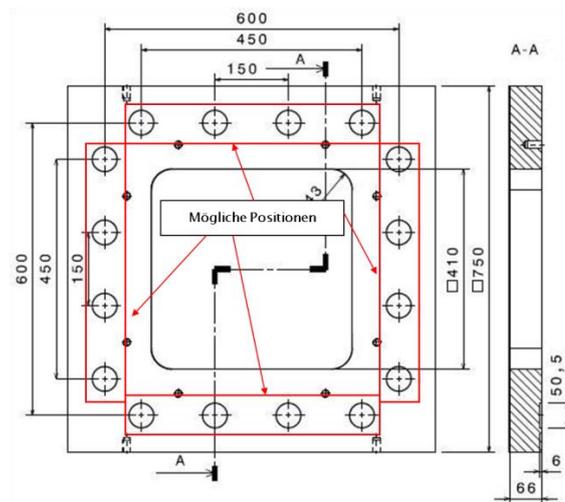


Abbildung 25 Mögliche Positionen zur Anordnung der Gasdruckfedern

4.2.4.1 Kraftübertragung der Gasdruckfedern in den Niederhalter

Die für das Niederhaltersystem gewählten Gasdruckfedern erzeugen eine punktuelle Krafteinleitung und -übertragung in den Niederhalter, sofern dieser nicht ausreichend steif (Steifigkeit ist hier ein Maß der Dicke der Niederhalterplatte) ausgelegt wurde. Lokale Kraftübertragung im Niederhalter bedeutet in weiterer Folge lokal wirkende Niederhalterkräfte, welche zu unregelmäßigem Blecheinzug und Falten 1.Ordnung führen können. Um eine punktuelle Kraftübertragung im Werkzeug ausschließen zu können, wurde der Niederhalter als massive Platte ausgeführt. Die Gasdruckfedern wurden darüber hinaus mit dem kleinstmöglichen Abstand zueinander verbaut, um die frei aufgespannte Länge zwischen den Krafteinleitungspunkten so gering wie möglich zu halten.

Fertigungsbedingte Ungenauigkeiten sind oftmals der Grund für ein ungleichmäßiges Tragbild im Niederhalterbereich. Daher wurde das Werkzeug tuschiert und eingearbeitet (Abbildung 26).



Abbildung 26 Tuschieren des Niederhalters (links), Einarbeitung per Hand (rechts)

4.2.5 Werkzeugbeheizung

Beim Tiefziehen von metastabilen Austeniten erwärmen sich die Werkzeuge im Serienprozess auf ein Temperaturmaximum von bis zu 100°C. Verantwortlich hierfür ist der sogenannte Trip-Effekt, welcher ein sehr stark exothermer Prozess ist. Mittels Wärmeübertragung wird die so entstehende Wärme vom Halbzeug an das Werkzeug weitergegeben. Einen weiteren großen Einfluss auf den Anstieg der Werkzeugtemperatur hat die entstehende Reibungswärme. Diese ist abhängig von den tribologischen Zuständen, den Anpressdrücken und den Relativgeschwindigkeiten zwischen der Platine und dem Werkzeug. Für die Nachbildung des Serienprozesses ist es daher notwendig eine homogene, flächige Beheizung der Werkzeugelemente Ziehring, Stempel und Matrize zwischen Raumtemperatur und 100°C darstellen zu können. Zur Einstellung der erforderlichen Systemtemperatur wurde eine Beheizung mittels elektrischer Widerstandsheizung gewählt. Bei dieser Art von Beheizung kommen sogenannte Rohrheizkörper (Abbildung 27) zum Einsatz.



Abbildung 27 Rohrheizkörper (links), Ziehringbeheizung mittels Rohrheizkörpern (rechts)

Die verwendeten Rohrheizkörper bestehen aus einem metallischen Rohraußenmantel mit hoher Wärmeleitfähigkeit. Im Rohrheizkörper befindet sich ein Heizleiter der mittels einer pulverförmigen Füllung elektrisch zum Rohraußenmantel isoliert ist. Der Heizleiter wird vom elektrischen Strom durchflossen und erwärmt sich aufgrund seines elektrischen Widerstandes. Die so entstehende Wärme wird vom Heizleiter auf den Rohraußenmantel übertragen und an seine umliegende Umgebung abgegeben. Bei dieser Temperierungsmethode werden in die zu beheizenden Werkzeugelemente Nuten eingefräst, in welche die Heizelemente eingepasst werden. Die Temperaturregelung wird über konventionelle elektronische Regler in Kombination mit PT100 Widerstandsthermometern gewährleistet.

4.2.5.1 Berechnung der Heizleistung

Die Berechnung der Heizleistung ist hier exemplarisch für den Ziehring angeführt und ist ebenso gültig für die anderen Werkzeugelemente.

Auslegung der Heizleistung zur Beheizung des Ziehrings:

Maximaltemperatur $T_{\max} = 200^{\circ}\text{C}$

Raumtemperatur $T_{\text{Raum}} = 20^{\circ}\text{C}$

Dichte für Stahl $\rho = 7,85 \frac{\text{kg}}{\text{dm}^3}$

Spezifische Wärmekapazität für Stahl $c = 0,481 \left[\frac{\text{kJ}}{\text{kg} \times \text{K}} \right]$

Aufheizzeit $t = 3600 \text{ s (60min)}$

Volumen Ziehring:

$$V = b \times h \times t$$

$$V = 40.200.000 \text{ mm}^3 = 40,2 \text{ dm}^3$$

Masse der Seitenwand:

$$m_{\text{sw}} = \rho \times V$$

$$m_{\text{sw}} = 7,85 \frac{\text{kg}}{\text{dm}^3} \times 40,2 \text{ dm}^3$$

$$m_{\text{sw}} = 315,57 \text{ kg}$$

Ermittlung der Heizleistung

$$P = \frac{m \times c \times \Delta T}{t} \text{ [kW]}$$

$$\Delta T = T_{\max} - T_{\text{Raum}}$$

$$P = \frac{315,57 \times 0,481 \times 180}{3600}$$

$$P = 7,6 \text{ kW}$$

Nachfolgende Tabelle 5 zeigt eine Übersicht über die verwendeten Heizstäbe inklusive deren Heizleistungen und beheizten Längen. Das Werkzeug wurde in fünf einzelne Heizbereiche unterteilt. Die maximale Heizleistung beträgt 14kW. Mit dieser Heizleistung kann das Werkzeug auf Temperaturen von bis zu 200°C erwärmt werden.

Regelkreis	Bauteil	Beheizte Länge [mm]	Leistung [W]
Nr.1	Stempel Seitenwand	1242	500
	Stempel Seitenwand	1242	500
	Stempel Seitenwand	1242	500
	Stempel Seitenwand	1242	500
Nr.2	Stempel Deckel	1424	700
	Stempel Deckel	1424	700
Nr.3	Matrize Seitenwand	1374	500
	Matrize Seitenwand	1374	500
	Matrize Seitenwand	1374	500
	Matrize Seitenwand	1374	500
Nr.4	Matrize Deckel	1483	700
	Matrize Deckel	1483	700
Nr.5	Ziehring	2276	1800
	Ziehring	2416	1800
	Ziehring	2581	1800
	Ziehring	2746	1800
	Gesamtheizleistung	Summe	14000 Watt

Tabelle 5 Übersicht des Leistungsbedarfs der einzelnen Rohrheizkörper

Zur Bereitstellung der nötigen elektrischen Leistung wurde ein speziell für diese Anwendung angepasster Schaltschrank (400V / 16A) verwendet. Jeder Werkzeugteilbereich (Nr.1-5) ist separat einstellbar und daher getrennt von den anderen zu regeln. Über die im Schaltschrank verbauten PID-Regler wird eine bestimmte einstellbare Soll-Temperatur vorgegeben. Diese wird mit Hilfe von im Werkzeug verbauten Widerstandsthermometern des Typs PT100 überprüft und über den Regler nachgeregelt.

4.2.5.2 Messung der Temperaturverteilung mittels Infrarotkamera

Für die Bestimmung der Temperaturverteilung an der Oberfläche von Ziehring und Stempel wurden Thermografiebilder mittels Wärmebildkamera der Firma InfraTec aufgenommen.

Die Temperaturmessungen wurden bei Werkzeugtemperaturen von 80°C durchgeführt. Gemessen wurde mit einem Emissionskoeffizienten gleich 1, da nur eine qualitative Bewertung der Oberflächentemperatur gewünscht war. Das Wärmebild des Ziehrings (Abbildung 28) zeigt eine homogene Temperaturverteilung an der Oberfläche. Unterschiede in der Oberflächentemperatur sind durch lokal unterschiedliche Emissionskoeffizienten zu erklären. An verschmutzten Stellen, an Stellen mit Ziehölrückständen oder an durch Lichteinstrahlung entstehenden Glanzstellen, ändert sich lokal der Emissionskoeffizient, was wiederum zu unterschiedlichen Messgrößen führt. Daher werden in einigen Bereichen höhere Temperaturen als die tatsächlichen Ist-Temperaturen angezeigt. Deutlich zu erkennen ist die lokale Überhitzung in jenem Bereich, in dem die Rohrheizkörper aus dem Werkzeug herausgeführt sind (vergleiche Abbildung 27 rechts). Die lokale Überhitzung entsteht durch die dichte

Positionierung der Rohrheizkörper zueinander und durch die Überhitzungsneigung in der Anfangszone. Mit einem Kontaktwärmefühler (Thermofühler Typ K) wurden diese Stellen überprüft und zeigen eine Temperaturerhöhung zum Rest der Ziehringfläche von etwa 90°C. Des Weiteren lässt sich am Wärmebild ein Unterschied zwischen dem mit Cu85 beschichteten Bereich und dem unbeschichteten Bereich erkennen. Dies ist auf die unterschiedlichen Emissionskoeffizienten dieser beiden Oberflächen zurückzuführen. Die Überprüfung mittels Kontaktwärmefühler zeigt keine Unterschiede in den Oberflächentemperaturen. Positiv zu erwähnen ist, dass der Ziehringradius dieselben Temperaturen aufweist, wie der Rest der Ziehringfläche.

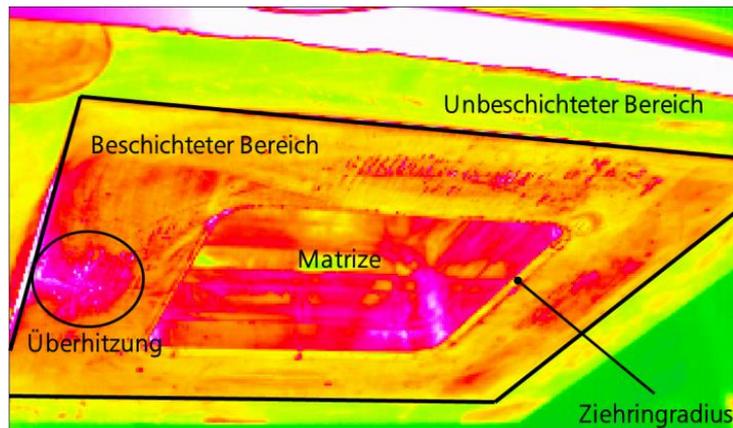


Abbildung 28 Qualitative Temperaturverteilung im Ziehring

Abbildung 29 zeigt die Temperaturverteilung an der Stempeloberfläche. Diese ist über alle fünf Flächen als homogen zu bewerten.

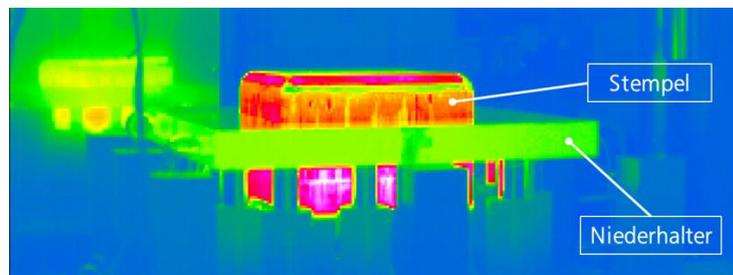


Abbildung 29 Temperaturverteilung im Stempel

4.2.5.3 Geometrievergleich des Ziehrings bei Raumtemperatur und 80°C

Zur Bestimmung des Temperatureinflusses auf eine mögliche Geometrieänderung im Werkzeug wurde der Ziehring mittels des GOM ATOS-Systems einmal bei Raumtemperatur und einmal bei 80°C Ziehringtemperatur digitalisiert. Um die beiden Flächen miteinander vergleichen zu können, wurde eine künstliche Referenzfläche außerhalb des Werkzeugzeugs positioniert und während der Digitalisierung mitgescannt. Über diese Referenzfläche wurden die beiden Flächen anschließend gegeneinander auf Geometrieunterschiede verglichen. Abbildung 30 zeigt den Vergleich der beiden Flächen. Es kommt zu keiner

Geometrieänderung zwischen unbeheiztem und beheiztem (80°C) Ziehring. Somit kann festgehalten werden, dass die Beheizung keinen Einfluss auf die Geometrie dieser Werkzeugkonstruktion hat.

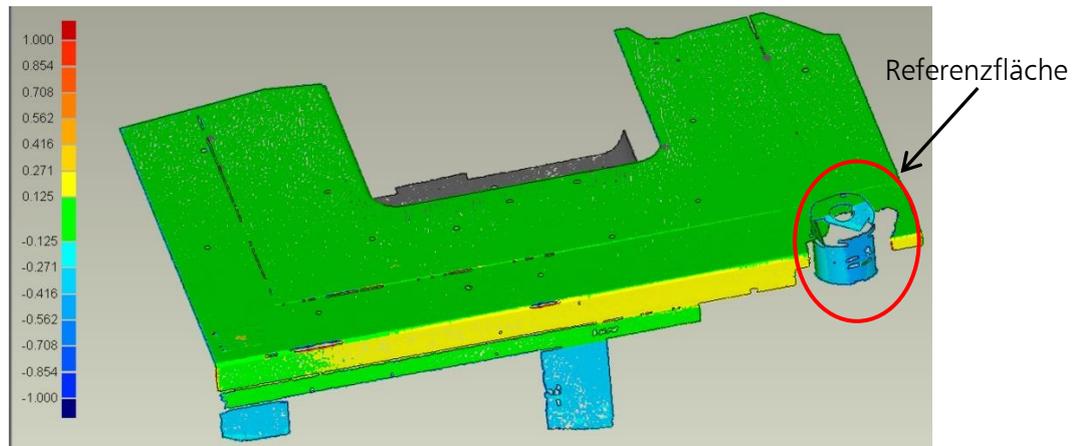


Abbildung 30 Geometrievergleich des Ziehrings bei Raumtemperatur und 80°C

4.2.6 Werkzeugisolierung

Zur thermischen Trennung der beheizten von den unbeheizten Werkzeugbereichen wurde eine isolierende Zwischenschicht (Isolierplatte) vorgesehen. Der Werkstoff dieser Isolierplatte soll eine geringe Wärmeleitfähigkeit, eine gute Standfestigkeit gegenüber hohen kurzzeitigen Anwendungstemperaturen, eine hohe Druckfestigkeit und eine gute Zerspanbarkeit aufweisen.

Daher wurde für die Isolierplatte der Isolationswerkstoff DOTHERM 800M (Plattenstärke=20mm) gewählt. Dieser besitzt folgende Eigenschaften:

- Anwendungstemperatur: 800°C
- Druckfestigkeit: 330 N/mm²
- Wärmeleitfähigkeit 0,26 (W/mK)

Abbildung 31 zeigt das Wärmebild des Oberwerkzeugs nach einer Betriebsdauer von 7 Stunden. Zur erkennen ist, dass sich das unbeheizte Oberwerkzeug im Vergleich zum beheizten Ziehring nicht erwärmt hat und somit die Funktion der Isolierplatte nachgewiesen werden konnte.

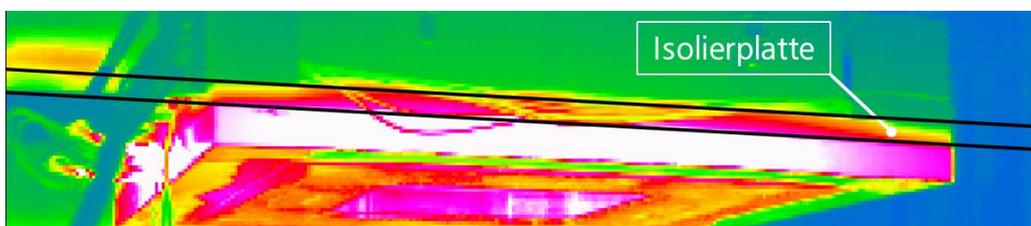


Abbildung 31 Werkzeugisolierung

4.2.8 Werkzeugwirkfläche / LMD-Beschichtung

Für dieses Versuchswerkzeug wurde ein alternativer Ansatz hinsichtlich Werkzeugwerkstoff gewählt. Ziel war es, das gesamte Werkzeug aus einem kostengünstigen Werkzeugstahl aufzubauen und nur jene Bereiche mit hohen Relativbewegungen und Flächenpressungen der Werkzeugwirkflächen mit dem Blech, mit einer Verschleißschicht zu versehen. Dazu wurde das LMD-Verfahren eingesetzt. Als Referenz für die aufzuschweißende Beschichtung diente der Werkstoff AMPCO22. Dieser wird sehr häufig bei der Verarbeitung von nichtrostendem Edelstahl als Werkzeugwerkstoff eingesetzt.

- Cu85 als Werkzeugbeschichtung

Als Schweißzusatz wurde ein Metallpulver gewählt, welches ähnliche mechanische Eigenschaften (Härte, Reibzahl) wie AMPCO22 besitzt. Das aufgeschweißte Metallpulver Cu85Al10Ni5 (Cu85) ist ebenfalls eine Kupfer-Aluminium-Bronze-Legierung und wurde mit einer Korngröße zwischen 45 μm und 125 μm geliefert. Zur Absicherung des Beschichtungsprozesses für das Werkzeug wurden anhand von Flachproben die notwendigen Beschichtungsparameter wie Laserleistung, Fokusbildung, Brennweite, Schweißgeschwindigkeit und Pulvermenge in einer Parameterstudie bestimmt. Für die Flachproben wurden die Werkzeugwerkstoffe 1.0570 (S355JN+2) und 1.2379 (K110) verwendet. Die mechanischen Eigenschaften der aufgeschweißten Proben wurden anschließend hinsichtlich Härte und Reibzahl mit dem Referenzwerkstoff AMPCO22 verglichen. Ebenso wurde die Anbindung des Schweißguts an das Substrat innerhalb der Parameterstudie mikroskopisch untersucht.

Der Referenzwerkstoff AMPCO22 hat laut Herstellerangaben eine Vickershärte von 350HV. In Abbildung 32 (links) ist der Härteverlauf einer einlagigen Cu85-Beschichtung mit einer mittleren Vickershärte von 330HV dargestellt. Bereits diese Ergebnisse zeigten eine Vergleichbarkeit zum Referenzwerkstoff hinsichtlich der gemessenen Härtewerte.

Im nächsten Schritt, zur Steigerung der Oberflächenhärte an der Beschichtung, wurde ein zweilagiger Beschichtungsprozess durchgeführt. In Abbildung 32 (rechts) ist der Härteverlauf der zweilagigen Cu85-Beschichtung mit einem erzielten Härtemaximum von 500HV dargestellt [Schmidt, 2010]. Die zweilagige Beschichtung aus Cu85 zeigt eine deutliche Zunahme in der gemessenen Maximalhärte um 50% (knapp unter der Oberfläche) und wurde in weiterer Folge als Beschichtung bzw. Beschichtungskonzept für das Werkzeug gewählt.

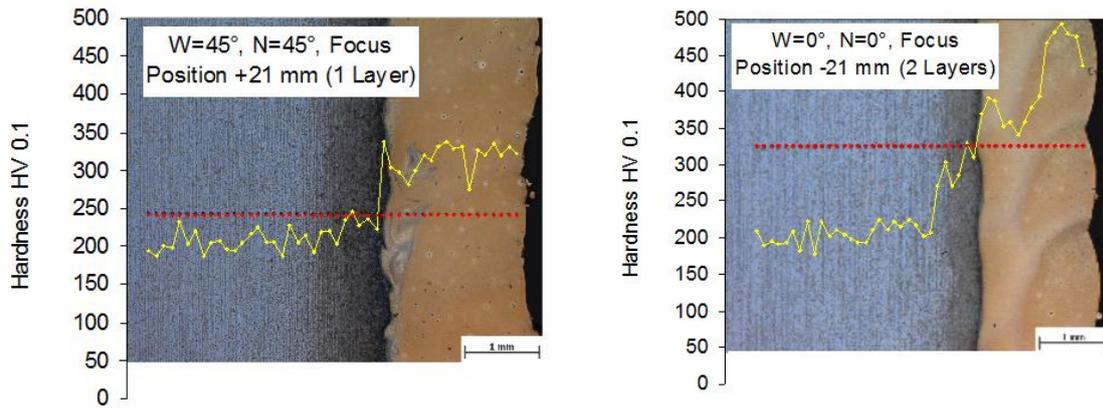


Abbildung 32 Härteverlauf - einlagige Cu85-Beschichtung (links), Härteverlauf – zweilagige Cu85-Beschichtung (rechts), [Schmidt, 2010]

In Bezug auf deren Eignung als Substrat, konnte zwischen den beiden Werkstoffen 1.0570 und 1.2379 kein großer Unterschied festgestellt werden. Für das Werkzeug wurde der 1.0570 als Basiswerkstoff verwendet.

- Ermittlung der Reibzahl

Im nächsten Schritt wurde der Vergleich hinsichtlich der Reibzahlen zwischen Referenzwerkstoff AMPCO22 und der Cu85-Beschichtung durchgeführt. Die Reibzahlen wurden mittels Streifenziehversuch bei der VOESTalpine AG in Linz ermittelt. Abbildung 33 zeigt die Versuchsanlage.

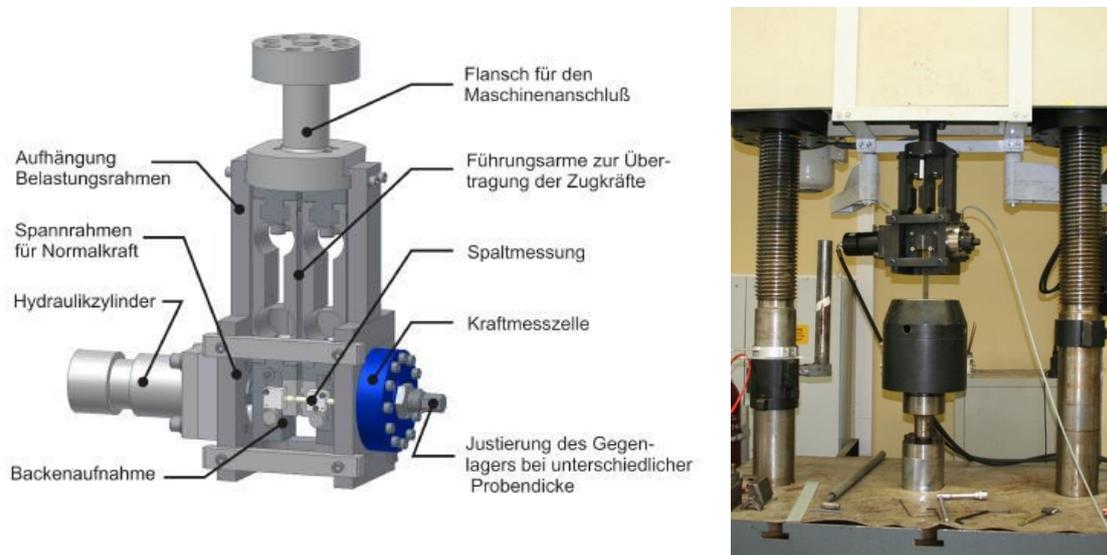


Abbildung 33 Streifenziehmaschine der VOESTalpine AG Linz

Reibpartner für den Streifenziehversuch waren Blechplatten aus 1.4301 und Werkzeugbacken aus Cu85 und AMPCO22. Ziel war es, die beiden Oberflächen hinsichtlich deren Reibzahlen miteinander vergleichen zu können. Sämtliche Versuche wurden mit beölten Platten durchgeführt. Hierfür wurden auf jede Platine 2 g/m² Ziehöl PL 61 aufgetragen. Das nur für

den Streifenziehversuch verwendete Ziehöl PL61 ist ein Ziehöl welches in der Industrie nicht für die Verarbeitung von Edelstahl eingesetzt wird. Vielmehr wird es für die Verarbeitung von niedriglegierten Stählen in der Automobilindustrie verwendet. Für den direkten Vergleich der Reibzahlen der beiden Backenwerkstoffe hat das Ziehöl jedoch keinen Einfluss. Die Backenkräfte wurden zwischen 5 und 10kN variiert und sind im Vergleich zu realen Ziehprozessen relativ gering. Die Ziehgeschwindigkeit wurde für alle Versuche konstant mit 50 mm/sek. gewählt.

Für die Reibzahlenermittlung wurden jeweils drei Versuche von jeder Material bzw. Normalkraftkombination herangezogen und daraus die Mittelwerte ermittelt. Für die Auswertung der Ergebnisse wurde nur jener Bereich zwischen 75 und 150 mm betrachtet, um die sogenannte Anlauf- bzw. Nachlaufphase des Streifenziehversuches nicht einfließen zu lassen.

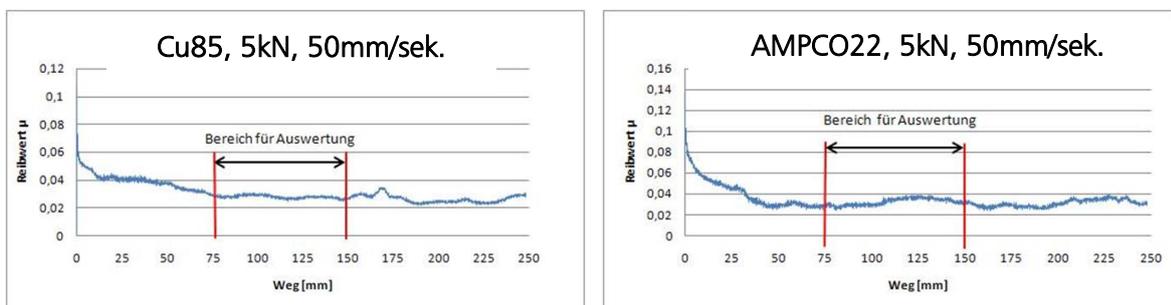


Abbildung 34 Cu85 im Vergleich zu AMPCO22, 5kN, 50 mm/sek.

Abbildung 34 zeigt bei einer Backenkraft von 5kN eine durchschnittliche Reibzahl für die mit Cu85 beschichtete Backe von $\mu=0,029$ und für die AMPCO22 Backe von $\mu=0,035$.

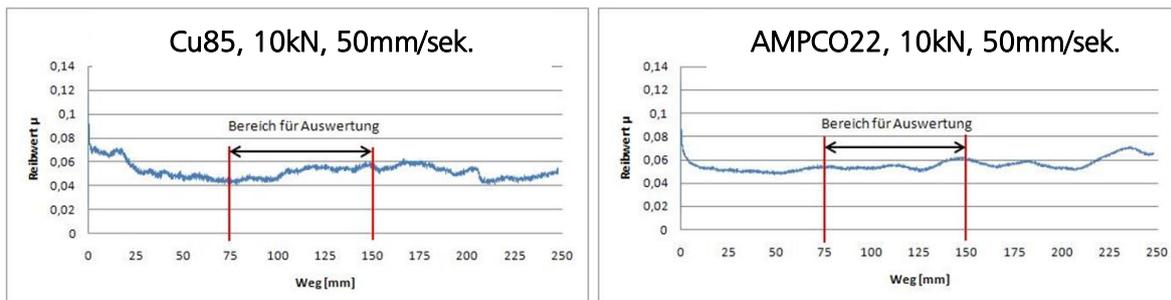


Abbildung 35 Cu85 im Vergleich zu AMPCO22, 10kN, 50 mm/sek.

Abbildung 35 zeigt bei einer Backenkraft von 10kN eine durchschnittliche Reibzahl für die mit Cu85 beschichtete Backe von $\mu=0,050$ und für die AMPCO22 Backe von $\mu=0,045$. Die beiden Reibbeiwerte sind auf Grund des edelstahluntypischen Ziehöls ungewohnt hoch, jedoch zeigen die mittels Streifenziehversuch ermittelten Reibungskoeffizienten für den Werkstoff AMPCO22 und die Beschichtung Cu85 eine gute Vergleichbarkeit der Werte.

- 3D-Werkzeugbeschichtung

Auf Grund der im Vergleich zum Referenzwerkstoff AMPCO22 erzielten Steigerung in den Härtewerten mit der laserauftraggeschweißten Beschichtung Cu85, sowie der vergleichbaren Ergebnisse hinsichtlich der Reibungskoeffizienten wurde folgendes Beschichtungssystem für das Werkzeug gewählt: zweilagige Beschichtung Cu85 auf dem Basiswerkstoff 1.0570. Beschichtet wurden die Werkzeugelemente Niederhalter, Stempel (partiell), Ziehring (inkl. Ziehringradius) und die Matrize (partiell) (Abbildung 36).

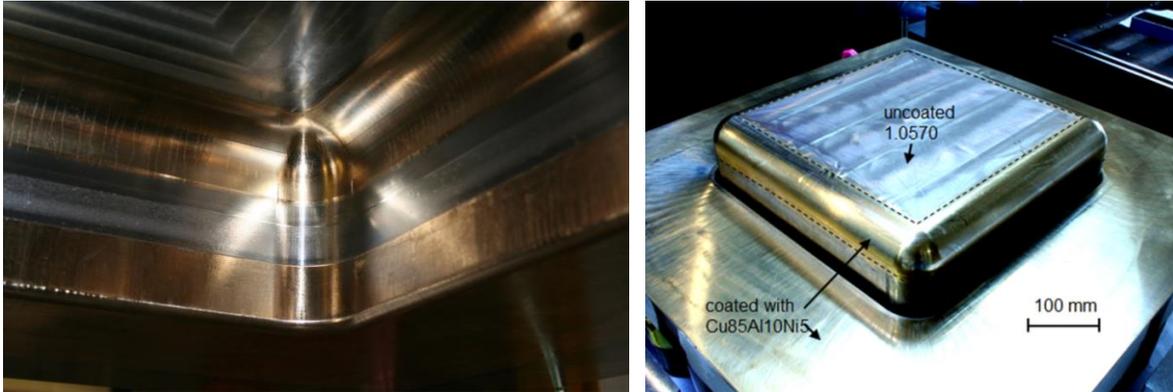


Abbildung 36 Lokal beschichteter Ziehring und lokal beschichtete Matrize (links), lokal beschichteter Werkzeugstempel, homogen beschichteter Blechhalter (rechts)

Abbildung 37 zeigt den Niederhalter nach dem Schweißprozess, noch vor der spanenden Bearbeitung. Sämtliche Werkzeugelemente wurden auf einem 6-Achs-CNC-Bearbeitungszentrum angefertigt.

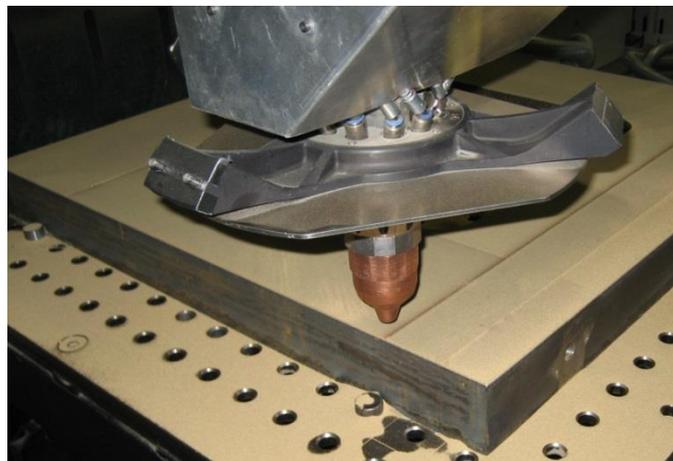


Abbildung 37 Laserauftraggeschweißter Niederhalter vor der spanenden Bearbeitung

- Beurteilung der Stützwirkung des Basismaterials

Während der Einarbeitung des Werkzeugs wurde nach optimalen Ziehparametern gesucht. Dabei wurden unter anderem die Niederhalterkräfte variiert. Bei zu gering gewählten Niederhalterkräften bildeten sich Falten 1.Ordnung im Bauteilflansch und Falten 2. Ordnung in der Zarge aus. Die Falten 2.Ordnung prägten sich stark im Grundwerkstoff des Stempels ab

(Abbildung 38). Dies lässt auf eine ausreichende Härte der Beschichtung und in weiterer Folge auf eine ausreichende Stützwirkung des Grundwerkstoffs schließen. Ähnliches zeigte sich am vollständig beschichteten Niederhalter und Ziehring. Auch an diesen Werkzeugelementen kam es zu keinem Versagen der Cu85 Beschichtung durch Falteneinprägung.

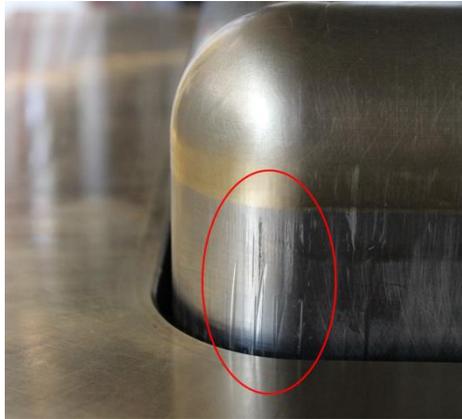


Abbildung 38 Falteneinprägung Stempel

4.3 Messmethodik

4.3.1 Temperaturmessung während der Umformung

Das von Hänsel entwickelte Materialmodell, sowie dessen Weiterentwicklungen, beschäftigen sich damit, die Temperaturentwicklung am umgeformten Bauteil, sowie die Martensitevolution während der FE-Simulation vorherzusagen. Für den Vergleich zwischen FE-Simulationsergebnissen und realen Tiefziehergebnissen sind daher exakte Messergebnisse sowohl von der Temperatur, als auch der Bestimmung des Martensits eine wichtige Voraussetzung.

Zur Bestimmung der Temperaturentwicklung an der Ziehteiloberfläche und der Werkzeugoberfläche wurden unterschiedliche Temperatursensoren im Werkzeug verbaut. Um das Aufheizverhalten des Werkzeugs aufzeichnen zu können, wurden Mantelthermoelemente des Typ K in den Stempel, die Matrize und den Ziehring integriert. Diese wurden ca. 1-2 mm unterhalb der Werkzeugoberfläche positioniert, um möglichst oberflächennah die Temperaturwerte aufzeichnen zu können. Die gemessenen Temperaturen sind die Summe aus Reibungswärme, der Temperatureinbringung auf Grund der Martensitumwandlung und der vorgegebenen Systemtemperaturen. Da es sich bei den geplanten Versuchen um Einzelversuche handelt und nicht um Serienversuche, ist zu erwarten, dass die entstehende Reibungs- und Verformungswärme zu keiner nennenswerten Erwärmung des Werkzeugs führen wird. Daher dienen die Thermolemente nur zu Überwachung der Werkzeugtemperaturen während der Versuche mit dem beheizten Werkzeug.

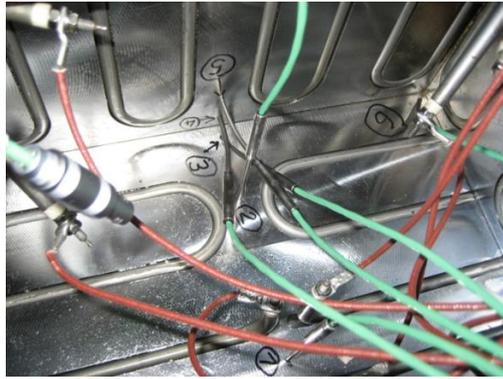


Abbildung 39 Thermoelemente im Stempel zur Aufnahme der Temperaturveränderung

Die adiabatische Erwärmung des Ziehteils während der Verformung durch Versetzungsbewegungen und innerer Reibung ist für die Gefügeumwandlung zu Martensit bei metastabilen Austeniten von großer Bedeutung. Daher wurde im Werkzeug ein Infrarot-Pyrometer (Temperaturbereich: $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ bis $+400\text{ }^{\circ}\text{C}$) installiert, um die Temperaturentwicklung an der Bauteiloberfläche erfassen zu können. Die Position des Pyrometers wurde so gewählt, dass die Temperaturentwicklung in der Ecke des Spülenbodens aufgenommen werden kann (Position 1, Abbildung 41). Um das Messergebnis auf Grund der hohen Werkzeugsystemtemperaturen nicht zu verfälschen, wurde das Pyrometer in einem Temperaturkompensationsgehäuse verbaut. Mit steigender Werkzeugtemperatur ändert sich der einzustellende Emissionskoeffizient. Prinzipiell kann bei einer 2R Edelstahloberfläche von einem Emissionskoeffizienten von 20% ausgegangen werden. Dieser niedrige Wert erschwert die Temperaturerfassung deutlich. So wird das Ergebnis stark von den vorherrschenden Lichtzuständen und Reflexion beeinflusst. Um dieses Problem zu umgehen wurde die Spülenecke vor Ziehbeginn mit konventionellem mattschwarzem Ofenlack geschwärzt. Dies hat den großen Vorteil, dass die gesamte Messung (auch bei höheren Systemtemperaturen) mit einem Emissionskoeffizienten von 100% durchgeführt werden konnte.

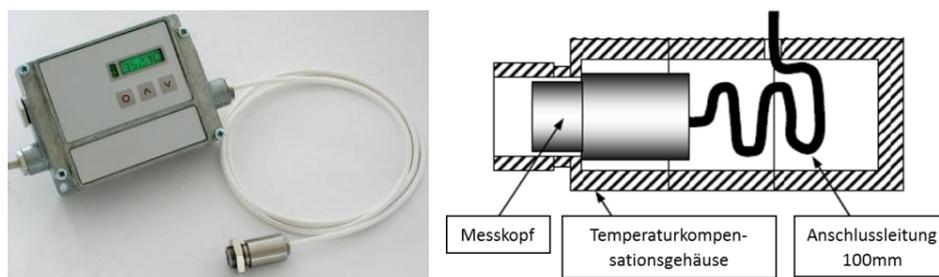


Abbildung 40 Infrarotpyrometer (links), Infrarotpyrometer innerhalb des Temperaturkompensationsgehäuse (rechts)

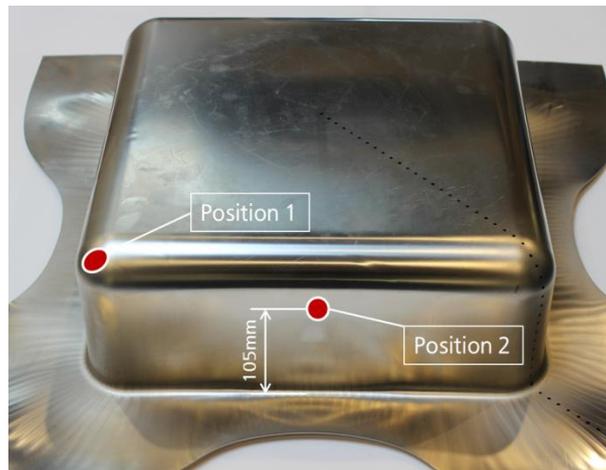


Abbildung 41 Positionen Temperaturmessung

Für die zweite Position zur Temperaturerfassung (Position 2, Abbildung 41) wurde die sogenannte „Anhaumarke“ gewählt. Dies ist jener Bereich in einer Spüle an der die Platine den ersten vollständigen Kontakt mit dem Ziehring hat (in der Spülenwand). An dieser Stelle wurde der Temperaturanstieg über einen Kontaktwärmefühler (TC, Thermoelement Typ K) gemessen. Die Messung mittels Thermoelement ist zeitlich um ca. 2,5 Sekunden versetzt zu den Temperaturmessungen mittels Pyrometer. Dies ist auf den Umstand zurückzuführen, dass das Thermoelement erst dann Kontakt zur Blechoberfläche hat, wenn das Bauteil während des Ziehens die Messposition 2 passiert hat.

Die Temperaturmessergebnisse der ersten Ziehversuche zeigten nur eine geringe Zunahme der Oberflächentemperatur während der Umformung an den zwei Messstellen, sowohl bei Versuchen unter Raumtemperatur, als auch bei den Versuchen mit 80°C Werkzeugtemperatur. Dies kann folgendermaßen begründet werden:

- Versuche bei Raumtemperatur

Die an der Blechoberfläche durch die Verformung entstehende Wärmeenergie wird sofort an den „kalten“ Stempel abgegeben. Daher sind die entstehenden Temperaturen auf Grund der Verzögerung des Messsystems nicht erfassbar (Abbildung 42, Temperaturverlauf Spüle 054).

- Versuche bei 80°C Werkzeugtemperatur

Während der Serienfertigung von Küchenspülen erwärmen sich die Bauteile lokal auf Temperaturen zwischen 60 und 80°C. Dadurch erwärmt sich in weiterer Folge auch das Werkzeug auf eine stationäre Temperatur, ebenfalls zwischen 60 und 80°C. In den Vorversuchen wurde das Werkzeug bereits auf die geplante Versuchstemperatur von 80°C erwärmt. Daher wurden auch während der Umformversuche nur Temperaturen um die 80°C von den Temperatursensoren erfasst (Abbildung 42, Temperaturverlauf Spüle 056).

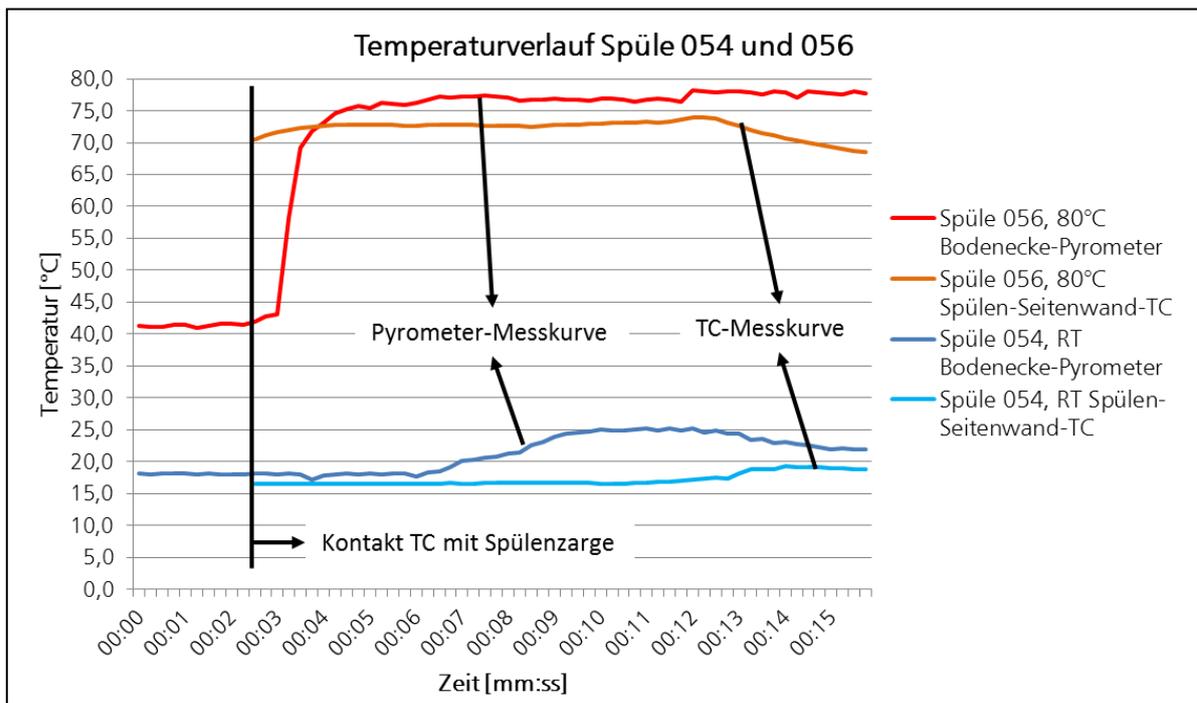


Abbildung 42 Temperaturverlauf Spüle 054 und 056

Für die weiteren Versuche wurde auf Grund dieser Umstände die Temperaturveränderung an der Blechoberfläche nicht weiter berücksichtigt. Die im Werkzeug verbauten Thermolemente dienen zur Temperaturüberwachung der einzelnen Werkzeugbereiche während der Umformversuche bei 80°C. Von Interesse könnte die Temperaturerfassung an der Blechoberfläche und in den unterschiedlichen Werkzeugbereichen erst bei Versuchen unter Produktionsbedingungen sein. In diesem Fall steigt nämlich die Werkzeugtemperatur auf Grund der kurzen Taktzeiten und nicht auf Grund einer aktiven Werkzeugbeheizung auf stationäre Temperaturen von ungefähr 80°C an.

4.3.2 Taktile Martensitvermessung zur Beurteilung der Umformergebnisse

Abbildung 44 zeigt eine mit dem Werkzeug symmetrisch gezogene Küchenspüle (Beckentiefe 150mm). Sämtliche laut Versuchsplan gezogenen Spülen wurden mit derselben Messmethodik auf den vorhandenen Anteil an Ferrit vermessen. Dazu wurde auf jeder Spüle ein Messraster (10mm Abstand) über die Diagonale aufgebracht. Gemessen wird ausgehend von der Spülenbodenmitte über den Bodenradius entlang der Spülenecke und über den Ziehradius bis zum Flanschlauf. Für die Messdiagonale wurde immer dieselbe Position gewählt, zwischen Blechhalterbereich 1 und 2. Gemessen wurde der Anteil an α' -Martensit mit einem Fischer Feritscope FMP30. Die Martensitvermessung soll einen qualitativen Vergleich zwischen den mit unterschiedlichen Parametern gezogenen Küchenspülen ermöglichen. Die Blechdicke des Versuchsmaterials wurde für alle gezogenen Spülen mit 0,8mm gewählt. Da die gezogenen Spülen nur untereinander verglichen wurden, wurde von einer Blechdickenkorrektur der gemessenen Ferritanteile mittels Korrekturfaktor Abstand genommen. Dasselbe gilt für die Messwerte in den Bauteilradien (Bodenradius, Ziehradius). Auch hier wurden

keine Korrekturfaktoren verwendet. Das Feritscope wurde zu Messbeginn mit einem Ferritnormalsatz geeicht und auch während der Messungen laufend mit unterschiedlichen Ferritnormalsätzen (100Fe%, 2,7Fe%, 10,4Fe% und 33,2Fe%) auf die Messgenauigkeit überprüft. Auf Grund der Vielzahl an mit unterschiedlichen Parametern gezogenen Spülen, wurde für die Darstellung und Vergleichbarkeit der Messergebnisse neben dem Martensitverlauf nur der gemessene Maximalmartensitwert für den Vergleich herangezogen. Dieser findet sich bei allen Spülen immer im Bereich des Ziehringradius wieder. Da Messwerte auch innerhalb eines klein gewählten Messbereichs um einige Prozent voneinander abweichen können, wurden am Ziehring immer mehrere Messpunkte abgetastet und nur der Maximalwert in das Messprotokoll aufgenommen.

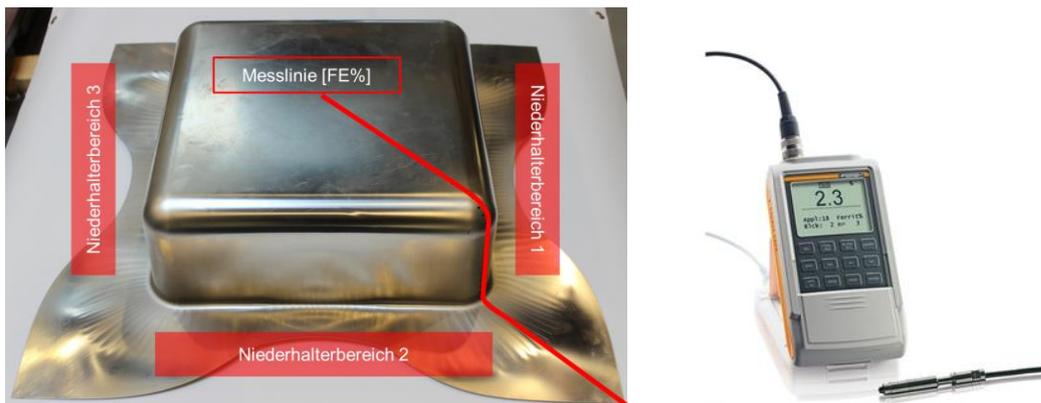


Abbildung 43 Messlinie Feritscope [FE%]

Abbildung 44 zeigt einen typischen Messverlauf an gemessenen α' -Martensitwerten entlang der Spülendiagonale. Messbeginn war die Spülenmitte. In diesem Bereich sind die Dehnungen am geringsten, da hier das Material wenig bis gar nicht verformt wird. Dies zeigt sich auch anhand der gemessenen Martensitwerte. Je weiter man in Richtung Bodenecke weitermisst, desto stärker steigen auch die gemessenen Martensitwerte an. Dies ist mit dem Anstieg der radialen und tangentialen Zugbeanspruchung zu begründen. Dieser zweiachsige Dehnungszustand (Streckziehbeanspruchung) wird auch in der Literatur als Martensit-Förderer bezeichnet. Das Martensitmaximum für diesen Dehnungszustand wird in der Mitte der Bodenecke erreicht. Danach kommt es wieder zu einem Abfall der Martensitwerte in Richtung der Anhaumarke. Diese unterliegt dem Dehnungszustand „Plane-Strain“. Dieser weist die geringste Neigung zur Bildung von verformungsinduzierten Martensit auf. Auf Grund der Überlagerung von Zug-, Druck- und Normalspannungen beim Nachfließen des Bleches über den Ziehring, wodurch die Bauteilzarge ausgebildet wird (Tiefziehen), kommt es zur höchsten verformungsinduzierten Martensitbildung. Das Maximum wird im Bereich des Ziehrings erreicht, da es hier zu den höchsten Haupt- und niedrigsten Nebenformänderungen kommt. Nach dem Ziehringbereich fallen die gemessenen Martensitwerte wieder kontinuierlich ab, da entlang des Flanschauslaufes die Formänderungen wieder in Richtung null gehen.

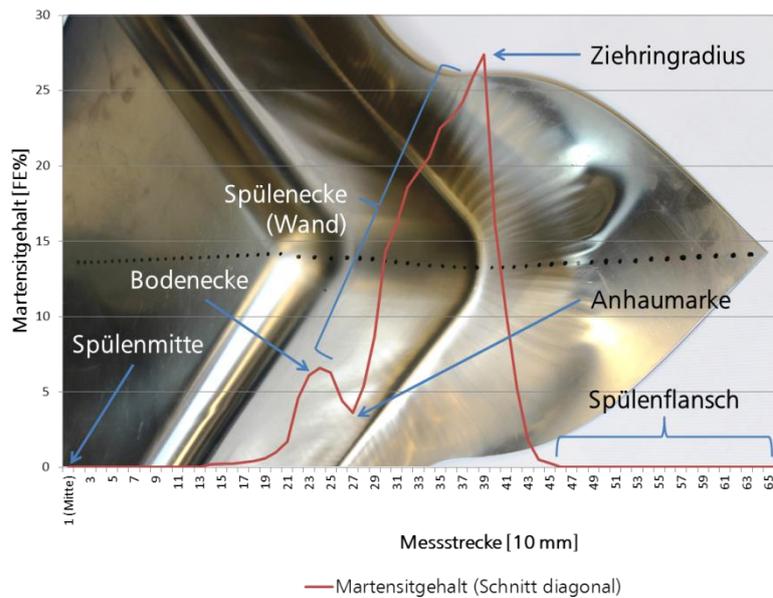


Abbildung 44 Martensitverlauf einer Küchenspüle, gemessen über die Spülendiagonale

4.4 Umformversuche mit beheiztem Werkzeug

4.4.1 Versuchsplan

Das Ziel dieser Untersuchungen ist es, den Einfluss des Werkstoffs (Stabilität), der Werkzeugtemperatur, der Umformgeschwindigkeit, des Umformgrads und der Tribologie auf das Umformergebnis zu analysieren. Zusätzlich wurde die Fertigung von Mehrbeckenspülen durch die lokale Veränderung von Niederhalterkräften simuliert. Obwohl der Einfluss dieser Parameter auf den Umformprozess bereits in einer Vielzahl an Studien untersucht wurde [Frehn, 2004] und [Kranz, 1999], sind diese Ergebnisse für industrielle, seriennahe Prozesse nur begrenzt gültig. Ein Grund für diese Begrenzung ist der Einfluss durch zunehmende Reibung, sowie unterschiedlicher Flächenpressungen in den durchgeführten Laborversuchen, welche das Fehlverhalten stark beeinflussen.

Für die Umformversuche wurde daher eine breite Variation der Parameter gewählt. Abbildung 45 zeigt die Vorgehensweise für den Versuchsplan.

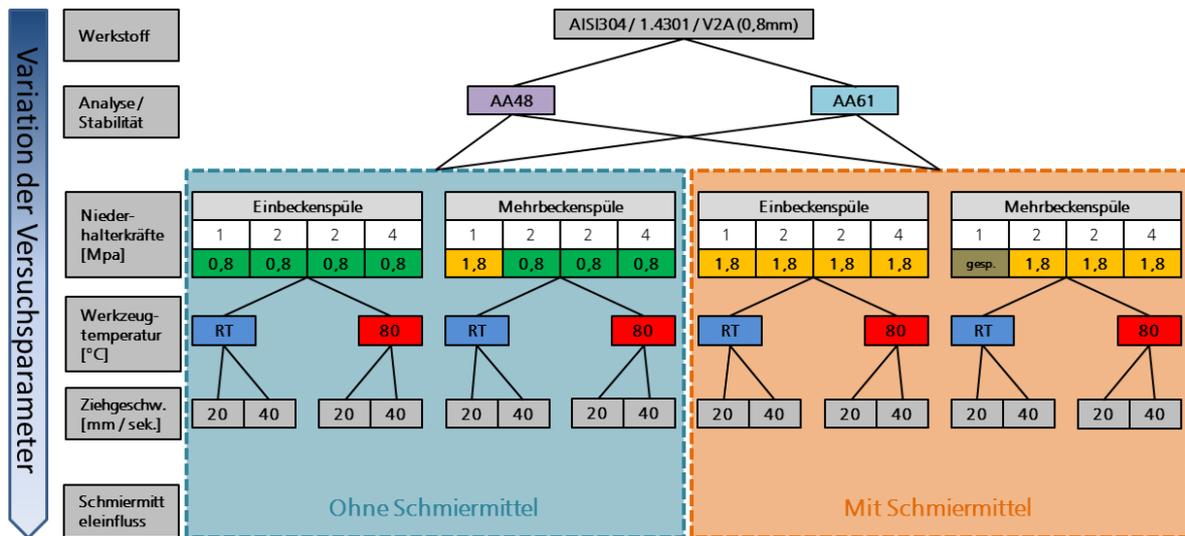


Abbildung 45 Versuchsplan

- Werkstoffvariation:

Für die Umformversuche wurden zwei unterschiedliche Werkstoffvarianten des Werkstoffs 1.4301 verwendet, die Abrufanalyse 48 und die Abrufanalyse AA61. Beide Varianten weisen den für den 1.4301 typischen Chromgehalt von 18% auf.

Die Stabilität eines Werkstoffs hat einen maßgeblichen Einfluss auf die Umformbarkeit und auf die Bildung von Umformmartensit. Die Stabilitätsunterschiede der zwei Werkstoffvarianten wurden hauptsächlich über die Legierungselemente Ni, Mn und Si eingestellt. Den größten Einfluss dürfte hier der Nickelgehalt haben. Die chemischen Zusammensetzungen, sowie die mechanischen Eigenschaften der zwei Werkstoffvarianten sind in den nachfolgenden Tabellen dargestellt.

Werkstoff: AISI304, 1.4301												
Abrufanalyse: AA48												
Chemische Zusammensetzung in Gewichts-%:												
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Ti	N	Cu	Co	
0,04	0,37	1,02	0,03	0	18,2	0,17	8,93	0,01	0,04	0,24	0,16	
Mechanische Eigenschaften:												
Dicke	Rp0,2	Rm	A80	MNA	MD30	Grain-size	r-Wert	Outokumpu Nirosta				
[mm]	[Mpa]	[Mpa]	[%]			[ASTME112]	90°					
0,84	272	620	59,8	-19	24,3	7,5	0,9					

Tabelle 6 Kennwerte 1.4301, Abrufanalyse AA48

Werkstoff: AISI304, 1.4301											
Abrufanalyse: AA61											
Chemische Zusammensetzung in Gewichts-%:											
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Ti	N	Cu	Co
0,04	0,74	1,39	0,03	0,01	18	0,02	8,09	0	0,05	0,23	0,16
Mechanische Eigenschaften:											
Dicke	Rp0,2	Rm	A80	MNA	MD30	Grain-size	r-Wert				
[mm]	[Mpa]	[Mpa]	[%]			[ASTME112]	90°	Outokumpu Nirosta			
0,8	285	648	60,5	-3	24,2	-	-				

Tabelle 7 Kennwerte 1.4301, Abrufanalyse AA61

Betrachtet man die im Stand der Technik diskutierte Stabilitätskriterien, lässt sich bei der M_{d30} -Temperatur nach Angel [Angel, 1954] kein Unterschied zwischen den beiden Abrufanalysen AA48 und AA61 erkennen. Berechnet man diese Temperatur nach der Weiterentwicklung von Nohara [Nohara, 1977] erkennt man, dass die AA61 die instabilere Variante der beiden ist. Für die AA61 errechnet sich eine MNA-Temperatur von -3°C , für die AA48 eine MNA-Temperatur von -19°C .

Eine weitere Möglichkeit zur Beschreibung der Stabilität ist die Stapelfehlerenergie. Die Stapelfehlerenergie, berechnet nach [Pickering, 1984], ergibt für die AA48 einen Wert von $35,5 \frac{\text{mJ}}{\text{m}^2}$ und für die AA61 einen Wert von $26,9 \frac{\text{mJ}}{\text{m}^2}$. Je geringer der Wert der Stapelfehlerenergie desto instabiler ist der Werkstoff. Somit ergibt die Beurteilung der Stabilität über die Stapelfehlerenergie, dass die AA61 die instabilere Variante der beiden Abrufanalysen des 1.4301 ist.

Auf Grund der Stabilitätsabschätzungen über die chemischen Zusammensetzungen und die errechneten Stapelfehlerenergien ist zu erwarten, dass die Abrufanalyse AA61 während der Umformversuche mehr verformungsinduzierten α' -Martensit bilden wird, als die Abrufanalyse AA48.

- Niederhalterkraftvariation:

Durch die einseitige, lokale Sperrung des Blechflusses im Niederhalter kann die Produktion von Mehrbeckenspülen auf einem Einbeckenwerkzeug simuliert werden. Die lokale Sperrung wird durch eine lokale Erhöhung der Niederhalterkräfte erreicht. Der Einfluss von unterschiedlichen Flächenpressungen im Blechhalterbereich auf das Umformergebnis hinsichtlich der umgewandelten Martensitmenge und der Ausfallscharakteristik soll dadurch analysiert werden. Dazu wurde der Niederhalter in vier Einzelbereiche unterteilt, in denen sich auf Grund der Konstruktion unterschiedliche Niederhalterkräfte einstellen lassen. Im Versuchsplan (Abbildung 45) sind die einzelnen Bereiche mit Bereich 1-4 gekennzeichnet. Abbildung 46 zeigt die Niederhalterbereiche im Werkzeug.

Es wurden zum einen symmetrische Spülen gezogen, aber auch unsymmetrische zur Simulation von z.B. einer Doppelspülbeckenfertigung. Die dargestellten Werte unterhalb der Blechhalterbereiche zeigen die eingestellte Flächenpressung. Bei den symmetrischen Spülen wurde die Flächenpressung umlaufend zwischen $0,8 \text{ N/mm}^2$ und $1,8 \text{ N/mm}^2$ variiert. Bei den

asymmetrischen Spülen wurde die Flächenpressung im Bereich 1 variiert. Erste Vorversuche zeigten, dass das Maximum der einstellbaren Flächenpressung von $1,8 \text{ N/mm}^2$ nicht ausreichend für eine einseitige Sperrung des Blechnachlaufs ist. Daher wurde bei den Versuchen mit einseitiger Sperrung des Blechnachlaufs im Bereich 1 ohne die Verwendung von Ziehöl gearbeitet. Zusätzlich wurde in diesem Bereich Glaspapier zwischen Platine und Ziehring eingelegt, um dadurch die Reibverhältnisse künstlich zu erhöhen. Somit war eine vollständige Sperrung des Blechnachlaufs gewährleistet.

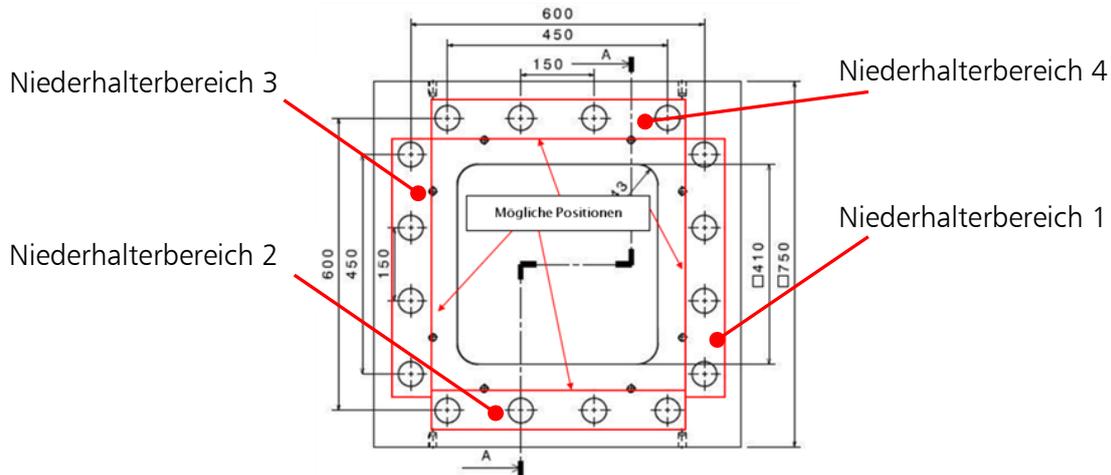


Abbildung 46 Einteilung der Niederhalterbereiche

- Werkzeugtemperatur:

In der Literatur wurde der positive Einfluss von erhöhten Umformtemperaturen bei austenitischen Edelmstählen, während werkstoffwissenschaftlicher Prüfverfahren hinreichend nachgewiesen. Die dafür relevanten Untersuchungen mittels Zug- oder Näpfzugversuchen bei erhöhten Umformtemperaturen wurden zwischen 60 und 80°C durchgeführt.

Auf Grund der Temperaturwerte aus der Literatur wurden daher in dieser Arbeit die Umformversuche mit dem Werkzeug bei Raumtemperatur und 80°C durchgeführt. Die zwei gewählten Temperaturen dienen zur Bestimmung des Einflusses der Umformtemperatur auf das Umwandlungsverhalten von Austenit in Martensit und in weiterer Folge auf das Formgebungsvermögen. Beheizt wurden der Ziehring, der Stempel und die Matrize. Die Erwärmung der Platine während des Tiefziehens durch die Beheizung des Werkzeugs erfolgt über Wärmeleitung bei Werkzeugkontakt, sowie über Wärmestrahlung, wenn die Platine nicht an den Werkzeugwirkflächen anliegt.

Mit Hilfe der Werkzeugtemperaturvariation wurde die Übertragbarkeit der Laborergebnisse, hinsichtlich der positiven Beeinflussung des Formänderungsvermögens bei höheren Temperaturen, auf ein reales Bauteil überprüft. Die aktive Unterdrückung von verformungsinduziertem Martensit soll dadurch gewährleistet sein.

- Ziehgeschwindigkeit:

Der aus zahlreichen Veröffentlichungen bekannte Einfluss der Ziehgeschwindigkeit hinsichtlich

der adiabatischen Erwärmung des Blechwerkstoffs wurde mit der Variation der Ziehgeschwindigkeit überprüft. Die Versuche wurden mit Ziehgeschwindigkeiten von 20 und 40 mm/sek. durchgeführt. Gerade für die Versuche bei Raumtemperatur wurden große Unterschiede hinsichtlich der verformungsinduzierten Martensitmenge erwartet.

Insgesamt ergab sich durch die Variation der vier Parameter eine Summe von 32 Einzelversuchen, ohne Berücksichtigung von Ziehtiefenvariationen (Tabelle 8).

Der Platineznuschnitt wurde für alle Umformversuche mit 750x750mm gleich gewählt. Die Anisotropie der umzuformenden Werkstoffe wurde insofern berücksichtigt, dass die Platinen bezogen auf ihre Walzrichtung immer gleich in das Werkzeug eingelegt wurden.

Sämtliche Versuche mit geringer Flächenpressung (0,8 N/mm²) wurden ohne Einsatz von Schmierstoff (Tiefziehöl) durchgeführt. Auf Grund der niedrigen resultierenden Reibzahlen wurde dadurch versucht eine gewollte, frühzeitige Rissbildung in der Bauteilzarge herbeizuführen. Das verwendete Ziehöl wurde von der Firma Zeller+Gmelin zur Verfügung gestellt. Hierbei handelte es sich um ein wasserlösliches Umformfluid auf vollsynthetischer Basis mit phosphorhaltigen EP-Zusätzen (Multidraw PG 100). Der Vorteil dieses Produkts liegt darin, dass es sich auch bei höheren Temperaturen stabil verhält und dadurch ein hohes Druckaufnahmevermögen gewährleistet.

Versuchsmatrix für Umformversuche auf temperiertem Forschungswerkzeug											
Werkstoff 1.4301 (Abrufanal.)	Bauteil [#]	Ziehtiefe [mm] (+/-)	Niederhalter-Pressung				Temperatur			Ziehgeschw. [mm/sek.]	Ziehöl
			Niederh. Bereich 1	Niederh. Bereich 2	Niederh. Bereich 3	Niederh. Bereich 4	T [°C] Stempel	T [°C] Ziehring	T [°C] Matrize		
AA 61	001	80 (-)	0,80N/mm ²	70bar	70bar	70bar	RT	RT	RT	20	ohne
AA 61	002	80 (-)	1,8N/mm ²	70bar	70bar	70bar	RT	RT	RT	20	ohne
AA 61	007	80 (-)	0,80N/mm ²	70bar	70bar	70bar	80°C	80°C	80°C	20	ohne
AA 61	008	80 (-)	1,8N/mm ²	70bar	70bar	70bar	80°C	80°C	80°C	20	ohne
AA 61	010	80 (-)	0,80N/mm ²	70bar	70bar	70bar	RT	RT	RT	40	ohne
AA 61	011	70 (-)	1,8N/mm ²	70bar	70bar	70bar	RT	RT	RT	40	ohne
AA 61	016	70 (+)	0,80N/mm ²	70bar	70bar	70bar	80°C	80°C	80°C	40	ohne
AA 61	017	70 (-)	1,8N/mm ²	70bar	70bar	70bar	80°C	80°C	80°C	40	ohne
AA 61	019	150 (+)	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	RT	RT	RT	20	mit
AA 61	020	150 (+)	ungeölt	150bar	150bar	150bar	RT	RT	RT	20	mit
AA 61	025	150 (+)	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	80°C	80°C	80°C	20	mit
AA 61	026	150 (-)	ungeölt	150bar	150bar	150bar	80°C	80°C	80°C	20	mit
AA 61	028	150 (+)	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	RT	RT	RT	40	mit
AA 61	029	150 (-)	ungeölt	150bar	150bar	150bar	RT	RT	RT	40	mit
AA 61	034	150 (+)	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	80°C	80°C	80°C	40	mit
AA 61	035	150 (-)	ungeölt	150bar	150bar	150bar	80°C	80°C	80°C	40	mit
AA 48	037	70 (-)	0,80N/mm ²	70bar	70bar	70bar	RT	RT	RT	20	ohne
AA 48	038	70 (-)	1,8N/mm ²	70bar	70bar	70bar	RT	RT	RT	20	ohne
AA 48	043	80 (-)	0,80N/mm ²	70bar	70bar	70bar	80°C	80°C	80°C	20	ohne
AA 48	044	70 (-)	1,8N/mm ²	70bar	70bar	70bar	80°C	80°C	80°C	20	ohne
AA 48	046	70 (-)	0,80N/mm ²	70bar	70bar	70bar	RT	RT	RT	40	ohne
AA 48	047	70 (-)	1,8N/mm ²	70bar	70bar	70bar	RT	RT	RT	40	ohne
AA 48	052	70 (-)	0,80N/mm ²	70bar	70bar	70bar	80°C	80°C	80°C	40	ohne
AA 48	053	70 (-)	1,8N/mm ²	70bar	70bar	70bar	80°C	80°C	80°C	40	ohne
AA 48	054	150 (+)	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	RT	RT	RT	20	mit
AA 48	055	150 (-)	ungeölt	150bar	150bar	150bar	RT	RT	RT	20	mit
AA 48	056	150 (+)	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	80°C	80°C	80°C	20	mit
AA 48	057	150 (-)	ungeölt	150bar	150bar	150bar	80°C	80°C	80°C	20	mit
AA 48	058	150 (+)	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	RT	RT	RT	40	mit
AA 48	059	150 (-)	ungeölt	150bar	150bar	150bar	RT	RT	RT	40	mit
AA 48	060	150 (+)	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	80°C	80°C	80°C	40	mit
AA 48	061	150 (-)	ungeölt	150bar	150bar	150bar	80°C	80°C	80°C	40	mit

Tabelle 8 Versuchsmatrix

4.4.2 Versuche zur statistischen Absicherung der Messergebnisse

Zur Überprüfung der Reproduzierbarkeit der Messergebnisse (gebildeten Menge an verformungsinduziertem Martensit), wurden eingangs für vier unterschiedliche Ziehparameter jeweils 3 Spülen gezogen (Spülen SP1 – SP12). Die Versuche zur statistischen Absicherung wurden mit der Abrufanalyse AA60 durchgeführt (Tabelle 9).

Werkstoff: AISI304, 1.4301											
Abrufanalyse: AA60											
Chemische Zusammensetzung in Gewichts-%:											
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Ti	N	Cu	Co
0,04	0,43	1,22	0,03	0,004	18,08	0,17	8,53	0,011	0,04	0,18	0,13
Mechanische Eigenschaften:											
Dicke	Rp0,2	Rm	A80	MNA	MD30	Grain-size	r-Wert				
[mm]	[Mpa]	[Mpa]	[%]			[ASTME112]	90°	Outokumpu Nirosta			
0,79	285	655	58,5	-4,4	29,9	-	-				

Tabelle 9 Kennwerte 1.4301, Abrufanalyse AA60

Der Vergleich der Abrufanalyse AA60 mit den Analysen AA48 und AA61 zeigt Unterschiede in den Legierungselementen Si, Mn, Mo, Ni und Cu. Der M_{d30} -Wert liegt mit 29,9 etwas höher als bei den Analysen 48 und 60, die beide einen M_{d30} -Wert von ungefähr 24 aufweisen. Der MNA-Wert der AA60 liegt hingegen mit -4,4 näher bei der AA61 (MNA=-3), als bei der AA48 (MNA=-19). Die Stapelfehlerenergie errechnet sich mit einem Wert von $32,8 \frac{mJ}{m^2}$ und liegt damit näher bei der AA48. Auf Grund dieser Werte kann daher davon ausgegangen werden, dass die AA60 im Vergleich zu den Abrufanalysen 48 und 61 eine mittlere Stabilität aufweist.

Bei den Versuchen zur statistischen Absicherung der Messergebnisse wurden die Ziehgeschwindigkeit (20 und 40mm/sek.) und die Temperatur des Ziehrings (Raumtemperatur und 80°C) variiert (Tabelle 10). Gemessen wurde der Martensitverlauf über die Bauteildiagonale, vergleiche Abbildung 44.

Versuche zur statistischen Absicherung der Messergebnisse											
Werkstoff 1.4301 (Abrufanal.)	Bauteil [#]	Ziehtiefe [mm] (+/-)	Niederhalter-Pressung				Temperatur			Ziehgeschw. [mm/sek.]	Ziehöl
			Niederh. Bereich 1	Niederh. Bereich 2	Niederh. Bereich 3	Niederh. Bereich 4	T [°C] Stempel	T [°C] Ziehring	T [°C] Matrize		
AA 60	SP1	150	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	RT	RT	RT	20	mit
AA 60	SP2	150	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	RT	RT	RT	20	mit
AA 60	SP3	150	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	RT	RT	RT	20	mit
AA 60	SP4	150	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	RT	RT	RT	40	mit
AA 60	SP5	150	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	RT	RT	RT	40	mit
AA 60	SP6	150	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	RT	RT	RT	40	mit
AA 60	SP7	150	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	RT	80°C	RT	20	mit
AA 60	SP8	150	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	RT	80°C	RT	20	mit
AA 60	SP9	150	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	RT	80°C	RT	20	mit
AA 60	SP10	150	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	RT	80°C	RT	40	mit
AA 60	SP11	150	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	RT	80°C	RT	40	mit
AA 60	SP12	150	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	RT	80°C	RT	40	mit

Tabelle 10 Versuchsmatrix zur statistischen Absicherung der Messergebnisse

Die maximal festgestellte Messwertabweichung innerhalb von drei mit gleichen Parametern gezogenen Spülen betrug 1,0 Fe%. Da es sich bei der Vermessung mittels Feritscope um eine taktile Messung handelt, sind die Messergebnisse als reproduzierbar einzustufen.

Abbildung 47 zeigt die gemessenen Martensitverläufe der 12 Spülen. Das an jeder Spüle

gemessene Martensitmaximum liegt im Ziehringradius und ist auf der Messstrecke im Diagramm mit ZR gekennzeichnet. Das jeweilige Minimum liegt im Bereich der Anhaumarke, in der vorwiegend ebener Dehnungszustand vorherrscht (Plane-Strain).

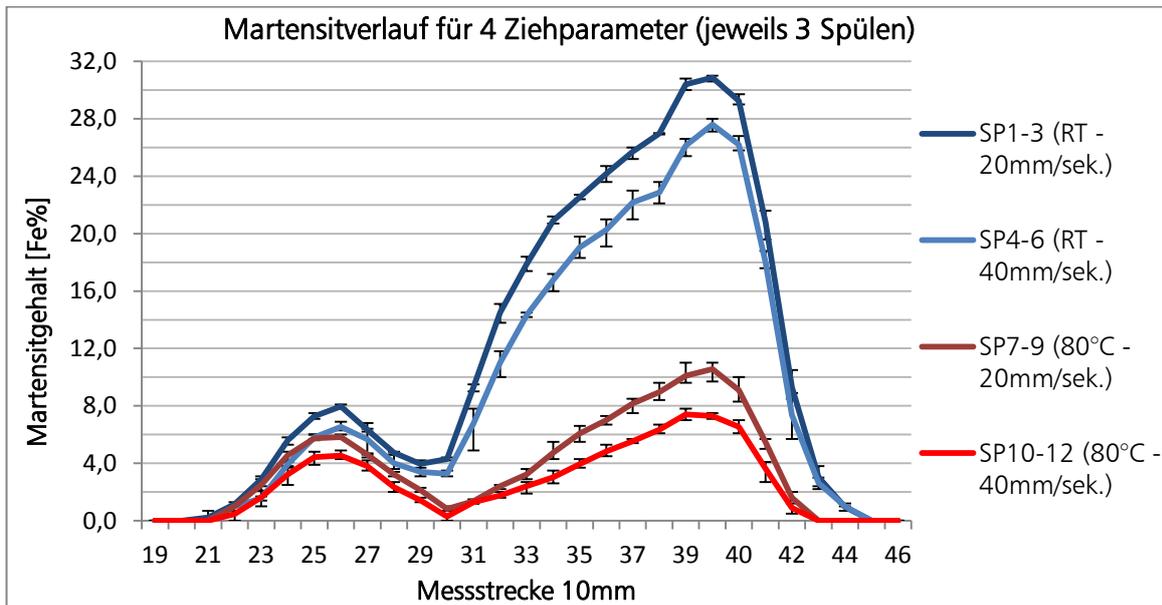


Abbildung 47 Diagonal gemessener Martensitverlauf für 4 Ziehparameter (jeweils 3 Spülen)

Die Messkurven zeigen einen starken Einfluss der Werkzeugtemperatur und der Ziehgeschwindigkeit auf das Umwandlungsverhalten von verformungsinduziertem Martensit deutlich im Ziehringradius. Im Beckenradius (Messposition 23 bis 28) ist die Streuung der Messergebnisse höher als der Effekt selbst. Die Erhöhung der Ziehgeschwindigkeit von 20 auf 40mm/sek. führt zu einer Reduktion der Martensitwerte. Dasselbe gilt für die Erhöhung der Werkzeugtemperatur von Raumtemperatur auf 80°C.

Betrachtet man die Martensitwerte im Ziehring lässt sich ein linearer Reduktionsverlauf erkennen. Die Erhöhung der Ziehgeschwindigkeit führt bei Raumtemperatur zu einer Martensitreduktion von 3 Fe%. Bei 80°C Ziehringtemperatur führt die Erhöhung der Ziehgeschwindigkeit ebenso zu einer Martensitreduktion um 3 Fe%. Die Erhöhung der Ziehringtemperatur führt bei gleicher Ziehgeschwindigkeit jeweils zu einer Martensitreduktion um 20 Fe%.

Auf Grund dieser ersten Ergebnisse kann davon ausgegangen werden, dass sowohl die adiabatische Erwärmung der Platine als Folge der Ziehgeschwindigkeitserhöhung und die aktive Erhöhung der Platinentemperatur durch erhöhte Werkzeugtemperatur im Ziehring, zu einer Unterdrückung von verformungsinduziertem Martensit führt.

4.5 Ergebnisse der Versuchsreihe

Nachfolgend werden die Ergebnisse aus dem zuvor beschriebenen Versuchsplan vorgestellt. Gezeigt werden die Einflüsse

- der Werkstoffvariation,
- der Niederhalterkraftvariation,
- der Werkzeugtemperatur und
- der Ziehgeschwindigkeit

auf das Umformverhalten von 1.4301.

Die Untersuchungen wurden mit der Werkstoffvariante AA48 und mit der AA61 durchgeführt.

4.5.1 Einfluss der Werkstoffvariation

Für eine erste Bewertung der Unterschiede der beiden Werkstoffvarianten AA48 / AA61 bezüglich ihrer Austenitstabilität, wurde der Martensitmittelwert im Ziehringradius von allen umgeformten Spülen bestimmt (Tabelle 11).

AA61																	
Spülen #	001	002	007	008	010	011	016	017	019	020	025	026	028	029	034	035	Mittelwert
Martensitgehalt Ziehring [FE%]	16,9	13,4	3,5	0,8	11,9	8,1	7,1	3,6	33	30,2	10,7	4	29,5	27	6,4	5,3	13,2
AA48																	
Spüle #	037	038	043	044	046	047	052	053	054	055	056	057	058	059	060	061	Mittelwert
Martensitgehalt Ziehring [FE%]	5,5	2,2	0,6	0,3	3,9	1	0,3	0,3	19,2	15,5	3	2	17,3	14	2,2	0,7	5,5

Tabelle 11 Martensitwerte im Ziehring

Vergleicht man den Mittelwert der AA61 (BT001 bis BT035) mit dem Mittelwert der AA48 (BT037 bis BT061) ergibt sich folgendes:

- AA61 (8,09 %Ni): $\bar{\varnothing}$ =13,2 FE%
- AA48 (8,93 %Ni): $\bar{\varnothing}$ =5,5 FE%

Der Mittelwert der AA61 Spülen liegt um 58% höher als bei den Spülen aus AA48. Somit ist eindeutig erkennbar, dass die AA61 die instabilere Variante des 1.4301 ist und daher eine höhere Affinität zur Bildung von verformungsinduziertem Martensit besitzt.

Betrachtet man im nächsten Schritt den Einfluss der Stabilität bei symmetrisch, sowie asymmetrisch gezogenen Spülen (**Niederhalterkraft**) lässt sich feststellen, dass bei symmetrisch gezogenen Spülen die stabilere AA48 um 56% weniger Martensit im Ziehring bildet, im Vergleich zur AA61. Abbildung 48 zeigt den Vergleich von zwei symmetrisch, bei Raumtemperatur gezogenen Spülen mit jeweils unterschiedlicher Abrufanalyse (Spüle 019: AA61-RT-20mm/sek., Spüle 054: AA48-RT-20mm/sek.).

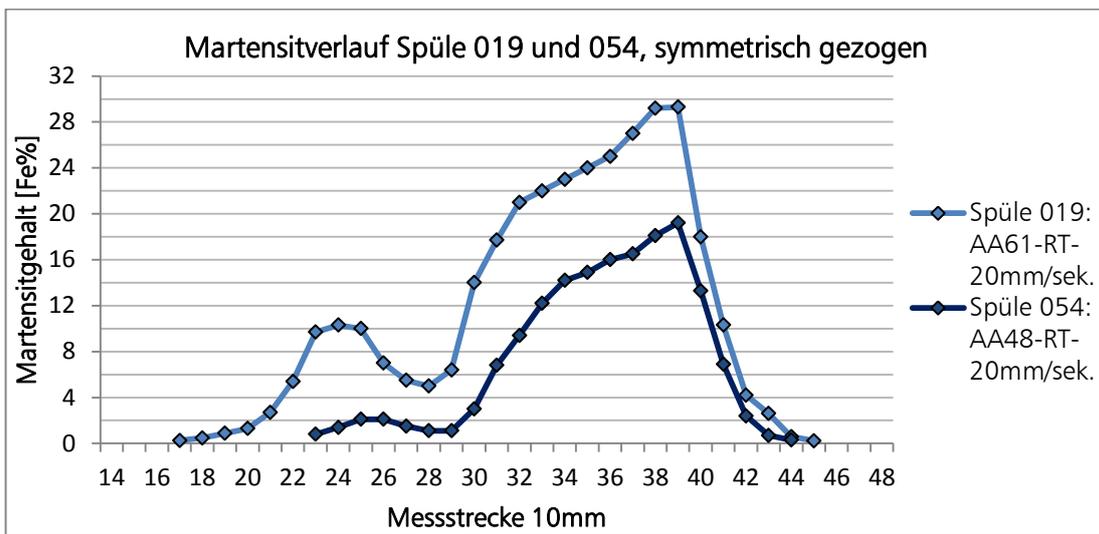


Abbildung 48 Vergleich des Martensitverlaufs von zwei symmetrisch gezogenen Spülen mit unterschiedlicher Abrufanalyse bei Raumtemperatur

Die Vermessung der asymmetrischen Spülen ergab, dass die AA48 61% weniger Martensit im Ziehring bildet. Somit kann im ersten Schritt festgehalten werden, dass sich die beiden Werkstoffe bei Veränderung der Niederhalterkräfte identisch hinsichtlich der verformungsinduzierten Martensitbildung verhalten.

Bei den Umformversuchen bei Raumtemperatur bildete sich bei der stabileren Variante AA48 um 54% weniger Umformmartensit als bei der AA61. Bei den Versuchen mit 80°C **Werkzeugtemperatur** bildete die Werkstoffvariante AA48 um 77% weniger Umformmartensit im Ziehring im Vergleich zur AA61. Abbildung 49 zeigt den Vergleich von zwei symmetrisch, bei 80°C gezogenen Spülen mit jeweils unterschiedlicher Abrufanalyse (Spüle 025: AA61-symm.-20mm/sek.), Spüle 056: AA48-symm.-20mm/sek.).

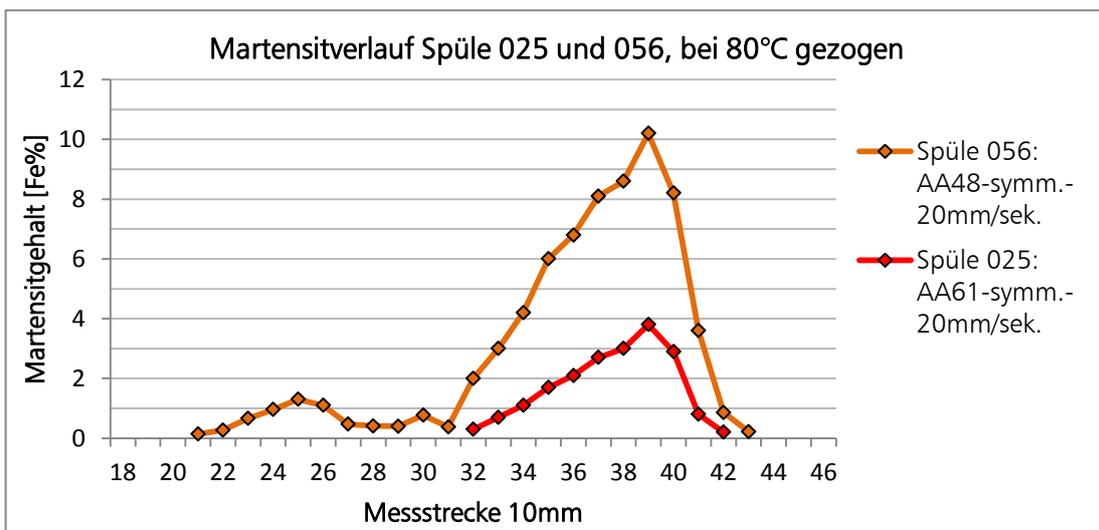


Abbildung 49 Vergleich des Martensitverlaufs von zwei symmetrisch gezogenen Spülen mit unterschiedlicher Abrufanalyse bei 80°C Werkzeugtemperatur

Vergleicht man die Durchschnittssumme der im Ziehring gemessenen Martensitwerte bei einer **Ziehgeschwindigkeit** von 20mm/sek., bildet die stabilere AA48 um 57% weniger Umformmartensit als die instabilere AA61. Bei Erhöhung der Ziehgeschwindigkeit auf 40mm/sek. wandelt die AA48 um 60% weniger um als die AA61.

Zusammenfassend zeigt sich, dass bei Veränderung der Parameter der Unterschied der unterschiedlichen Instabilitäten der beiden Werkstoffvarianten ungefähr bei 60% liegt. Der Einfluss der Legierungselemente des 1.4301 ist damit groß.

4.5.2 Einfluss der Niederhalterkraftvariation

Das vorige Kapitel zeigte bereits, dass die beiden Werkstoffvarianten bei Veränderung der Niederhalterkräfte hinsichtlich der Martensitevolution annähernd gleich reagieren.

Die unsymmetrischen Spülen wurden mit denselben Parametern wie die symmetrischen Spülen gezogen. Jedoch wurde hier der Niederhalterbereich 1 gesperrt. Damit wird die Fertigung einer Doppelbeckenspüle simuliert. Abbildung 50 zeigt den Unterschied im Blecheinzug zwischen einer symmetrisch gezogenen Spüle (links) und einer unsymmetrisch gezogenen Spüle (rechts). Bei der unsymmetrisch gezogenen Spüle fließt im gesperrten Bereich kein Material von außen nach innen nach. Bei der symmetrisch gezogenen Spüle kann der Werkstoff von allen Seiten gleichmäßig nachfließen.



Abbildung 50 Symmetrisch gezogene Spüle (links); unsymmetrisch gezogene Spüle (rechts)

- Versuche ohne Tiefziehöl

Vor allem bei jenen Spülen die ohne Tiefziehöl gezogen wurden, kam es bereits nach einer Ziehtiefe von nur 70 bis 80mm zur Rissbildung (BT001-017 und BT037-053). Zum frühzeitigen Versagen kam es sowohl bei den symmetrisch gezogenen Spülen, als auch bei den unsymmetrisch gezogenen Spülen. Kein nennenswerter Unterschied konnte zwischen den beiden Werkstoffvarianten, hinsichtlich der erreichten Ziehtiefen festgestellt werden. Beide Varianten erreichten annähernd dieselben Ziehtiefen bei gleichen Ziehparametern (Temperatur, Ziehgeschwindigkeit, Niederhalterkräfte). Ein Unterschied zwischen den beiden Werkstoff-

varianten, bei Vergleich zwischen unsymmetrisch und symmetrisch gezogenen Spülen, konnte hinsichtlich des Martensitmaximums in der Ziehringecke festgestellt werden. Bei den Versuchen, die ohne Tiefziehöl durchgeführt wurden, hatte die Stabilität der beiden Werkstoffe eine untergeordnete Rolle im Vergleich zu den vorherrschenden Dehnungszuständen im Bauteil. Auf Grund des hohen Reibungswiderstandes im Niederhalter konnte der Werkstoff nicht von außen nach innen nachfließen. Dadurch stieg im Zargenbereich die zu übertragende Umformkraft. Der Werkstoff beginnt aus der Dicke zu fließen. Der Riss entsteht anschließend in jenem Bereich, der die geringsten Kräfte auf Grund der fehlenden Verfestigung übertragen kann. Es ist festzuhalten, dass bei diesen Versuchen der vorherrschende Dehnungszustand einen größeren Einfluss auf das Umformergebnis hat als die Werkstoffstabilität. Daher wurde für die weiteren Untersuchungen nur die stabilere Werkstoffvariante AA48 näher betrachtet.

Der Einfluss des vorherrschenden Dehnungszustandes auf das Umformergebnis, unter Variation der Niederhalterkräfte und der Systemtemperatur, wird mittels Formänderungsanalysen von ausgewählten Spülen dargestellt. Abbildung 51 zeigt den typischen Formänderungszustand einer symmetrisch gezogenen Spüle. Dargestellt sind die Dickenabnahme, der Formänderungsverlauf über die Spülendiagonale und die Haupt- und Nebenformänderung im FLC-Diagramm. Entlang der Spülendiagonale (Schnittlinie) treten folgende Dehnungszustände auf: Zug/Druck (I), einachsiger Zug (II), ebener Dehnungszustand und zweiachsiger Zug (III).

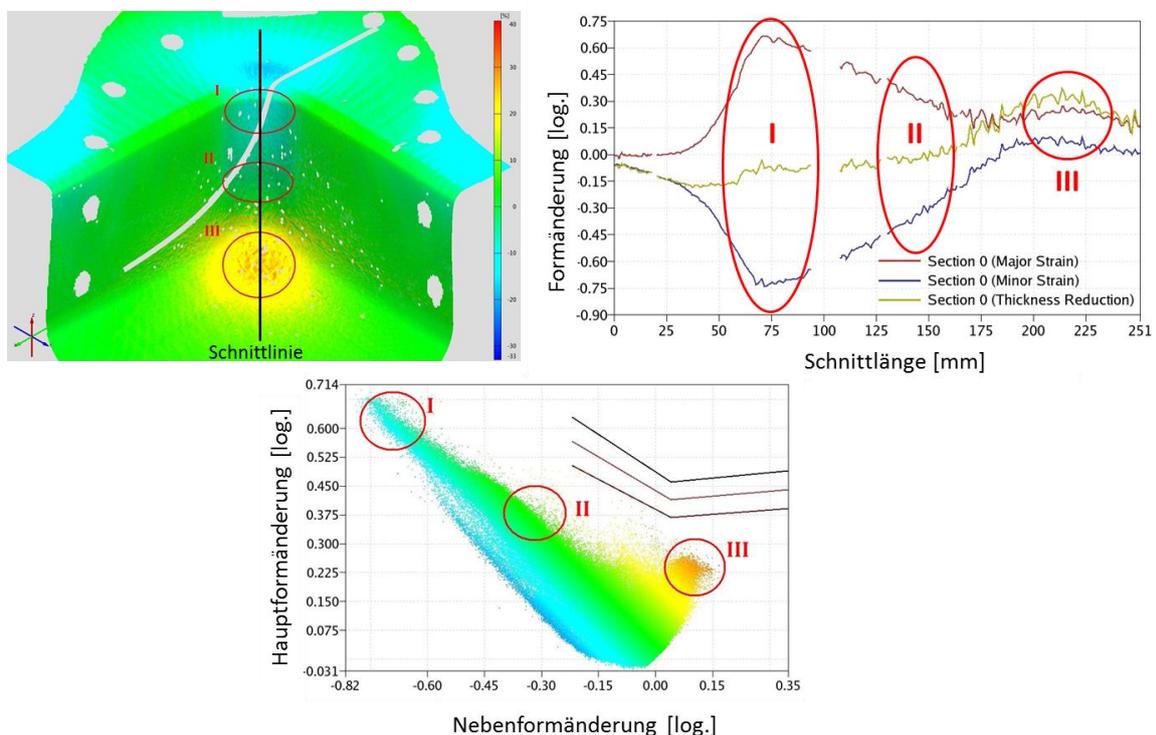


Abbildung 51 Formänderungsanalyse

Für die Beurteilung des Niederhalterkrafteinflusses (ohne Tiefziehöl) wurden Formänderungsanalysen von den Spülen 037, 038 und 044 aufgenommen. Die Tiefziehparameter sind in Tabelle 12 dargestellt.

Werkstoff 1.4301 (Abrufanal.)	Bauteil [#]	Ziehtiefe [mm] (+/-)	Niederhalter-Pressung				Temperatur			Ziehgeschw. [mm/sek.]	Ziehöl
			Niederh. Bereich 1	Niederh. Bereich 2	Niederh. Bereich 3	Niederh. Bereich 4	T [°C] Stempel	T [°C] Ziehring	T [°C] Matrize		
AA 48	037	70 (-)	0,80N/mm ²	70bar	70bar	70bar	RT	RT	RT	20	ohne
AA 48	038	70 (-)	1,8N/mm ²	70bar	70bar	70bar	RT	RT	RT	20	ohne
AA 48	044	70 (-)	1,8N/mm ²	70bar	70bar	70bar	80°C	80°C	80°C	20	ohne

Tabelle 12 Analysierte Spülen (ohne Tiefziehöl) zur Beurteilung des Niederhalterkrafteinflusses mittels Formänderungsanalyse

Abbildung 52 (links) zeigt die Blechdickenabnahme (Summe der Haupt- und Nebenformänderungen) in der Spülenecke der Spüle 037 kurz vor dem Versagen bei einer Ziehtiefe von 70mm und kurz nach dem Versagen bei einer Ziehtiefe von 80mm (rechts). Der Rissort bei dieser symmetrisch gezogenen Spüle liegt in der Spülenecke im Bereich der Anhaumarke, jener Bereich mit höherer Blechdickenabnahme.

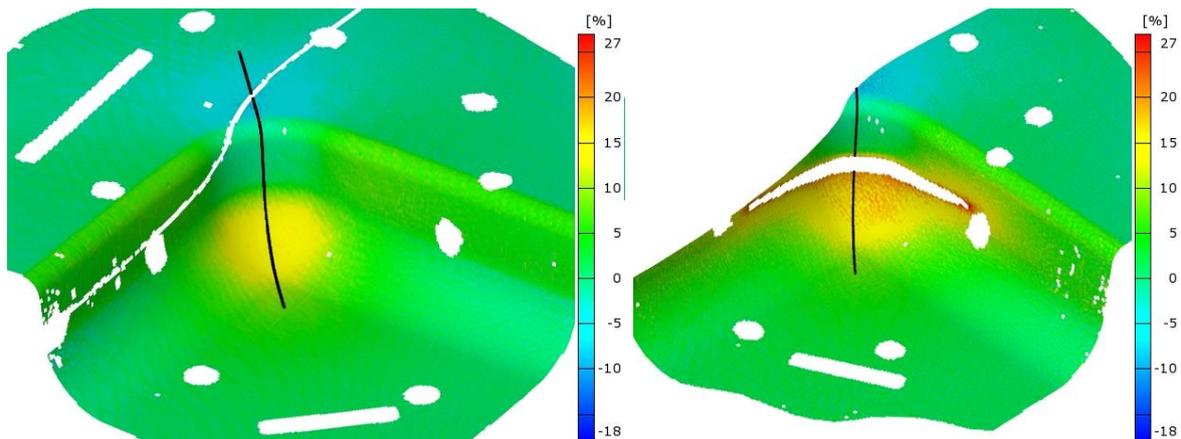


Abbildung 52 Spüle 037: AA48-symmetrisch-RT-20mm/sek., kurz vor dem Versagen (links); kurz nach dem Versagen (rechts)

Bei Beanspruchung unter ebenem Dehnungszustand kommt es bei austenitischen Edelstählen zur geringsten verformungsinduzierten Martensitumwandlung, da hier die Umformkräfte schlecht übertragen werden können. Daher ist dieser Bereich auch einer der Bereiche, in denen bevorzugt Rissbildung entsteht. Abbildung 53 zeigt die Punktwolke unter der FLC für die beiden vermessenen Spülen. Die rechte Abbildung zeigt eine lokale Dehnungszunahme im Bereich Plane-Strain und einachsigen Zug (siehe roter Kreis). Dies ist jener Bereich in dem der Riss entstanden ist. Bei den symmetrisch gezogenen Spülen lag der Rissort typischerweise in diesem Bereich.

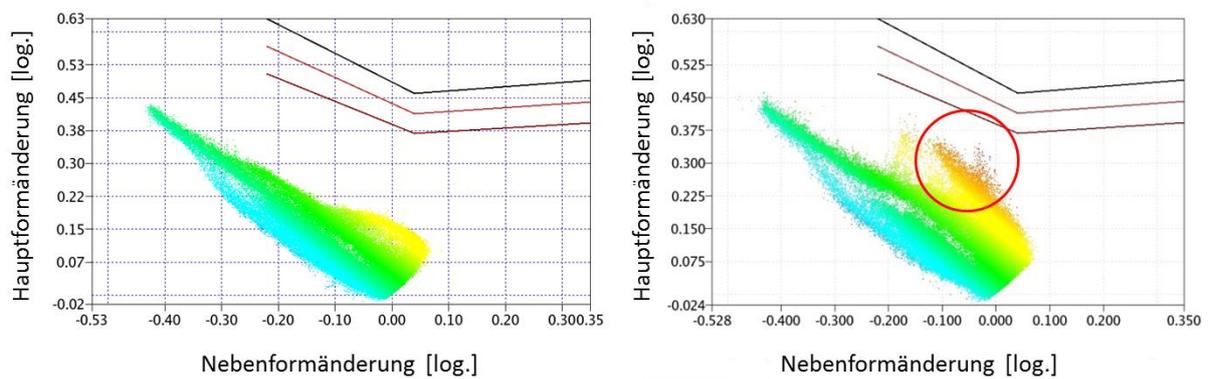


Abbildung 53 FLC Spüle 037: AA48-symmetrisch-RT-20mm/sek., kurz vor dem Versagen (links); kurz nach dem Versagen (rechts)

Abbildung 54 zeigt die Dickenabnahme der Spüle 038, bei der zusätzlich der Niederhalterbereich 1 gesperrt wurde. Das linke Bild zeigt wieder den Zustand kurz vor dem Versagen bei 60mm Ziehtiefe und das rechte Bild kurz nach dem Versagen bei 70mm Ziehtiefe. Die Dehnungszustände wurden auf der Bauteilseite des Niederhalterbereichs 1 aufgenommen. Im Bereich der Zarge bis hin zur Ecke ist eine deutliche Zunahme der Dickenabnahme zu erkennen. Auf der gesperrten Seite kann noch weniger Material von außen nach innen nachfließen. Dadurch kommt es zu noch höheren Ausdünnungen in der Zarge, als bei den symmetrischen Spülen. Dies erklärt das um 10mm frühere Versagen der unsymmetrischen Spüle. Bei den unsymmetrisch gezogenen Spülen lag der Rissort typischerweise im Bereich der Zarge und der Spülenecke des gesperrten Niederhalters.

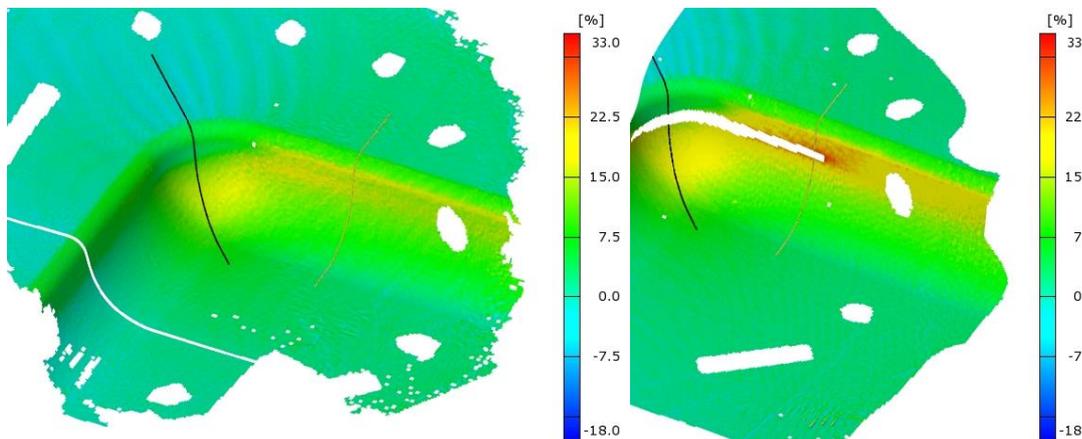


Abbildung 54 Spüle 038: AA48-unsymmetrisch-RT-20mm/sek., kurz vor dem Versagen (links); kurz nach dem Versagen (rechts)

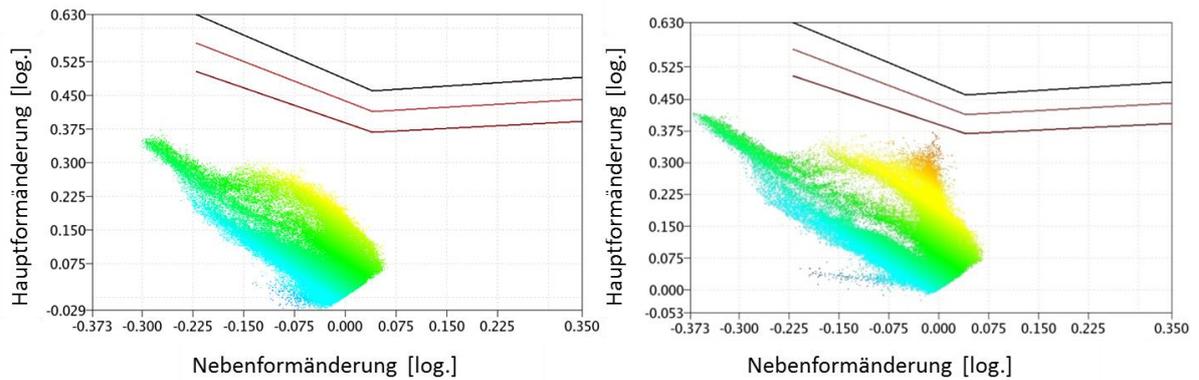


Abbildung 55 FLC Spüle 038: AA48-unsymmetrisch-RT-20mm/sek., kurz vor dem Versagen (links); kurz nach dem Versagen (rechts)

Die zuvor gezeigten Versuche wurden bei Raumtemperatur durchgeführt. Bei den Versuchen mit einer Werkzeugtemperatur von 80°C konnte eine Reduktion der Maximalmartensitwerte im Ziehringradius festgestellt werden. Hinsichtlich Rissbildung unterscheiden sich die Ergebnisse bei 80°C nicht zu den Versuchen bei Raumtemperatur, da dieselben Ziehtiefen erreicht wurden. Die einzelnen Dehnungszustände unter der FLC zeigen jedoch höhere Formänderungen bei der unter 80°C gezogenen Spüle 044 im Bereich Tiefziehen und einachsiger Zug. Abbildung 56 (links) zeigt die FLC der bei 80°C bis kurz vor Rissbildung gezogenen, unsymmetrischen Spüle 044. Auf der rechten Seite im Vergleich dazu die FLC der bei Raumtemperatur ebenfalls bis kurz vor Rissbildung gezogenen unsymmetrischen Spüle 038.

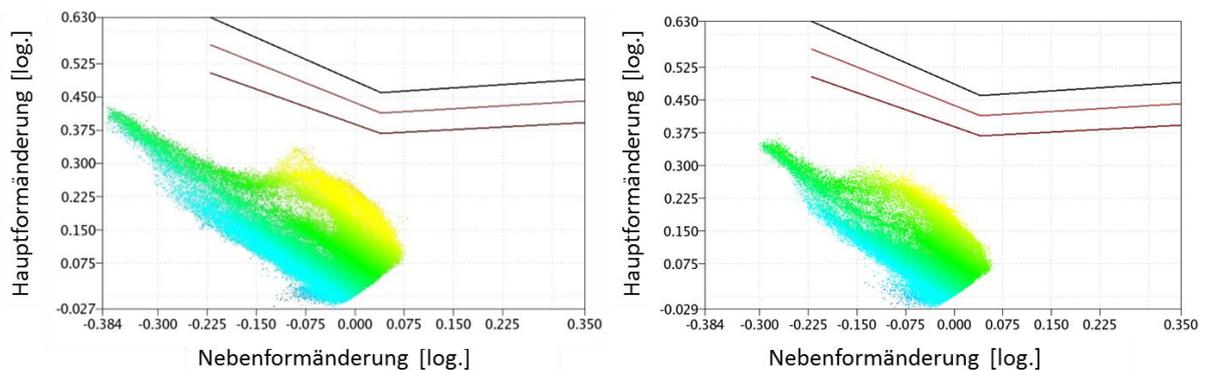


Abbildung 56 FLC Spüle 044: AA48-unsymmetrisch-80°C-20mm/sek.-60mm (links); FLC Spüle 038: AA48-unsymmetrisch-RT-20mm/sek.-60mm (rechts)

- Versuche mit Tiefziehöl

Bei den Versuchen mit Tiefziehöl wurden die Niederhalterbereiche 2,3 und 4 mit Schmiermittel beölt. Der Niederhalterbereich 1 wurde auf Grund der gewünschten Sperrung des Blecheinzuges nicht beölt. Für die Beurteilung des Niederhalterkrafteinflusses (ohne Tiefziehöl) wurden Formänderungsanalysen von den Spülen 054, 055 und 057 aufgenommen. Die Tiefziehparameter sind in Tabelle 13 dargestellt.

Werkstoff 1.4301 (Abrufanal.)	Bauteil [#]	Ziehtiefe [mm] (+/-)	Niederhalter-Pressung				Temperatur			Ziehgeschw. [mm/sek.]	Ziehöl
			Niederh. Bereich 1	Niederh. Bereich 2	Niederh. Bereich 3	Niederh. Bereich 4	T [°C] Stempel	T [°C] Ziehring	T [°C] Matrize		
AA 48	054	150 (+)	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	RT	RT	RT	20	mit
AA 48	055	150 (-)	ungeölt	150bar	150bar	150bar	RT	RT	RT	20	mit
AA 48	057	150 (-)	ungeölt	150bar	150bar	150bar	80°C	80°C	80°C	20	mit

Tabelle 13 Analysierte Spülen (mit Tiefziehöl) zur Beurteilung des Niederhalter-
krafeinflusses mittels Formänderungsanalyse

Nachfolgend sind die Ergebnisse der Umformversuche bei Raumtemperatur dargestellt. Abbildung 57 (links) zeigt die Dickenabnahme der Spüle 054, die symmetrisch auf die volle Tiefe von 150mm gezogen wurde. Das rechte Bild zeigt im Vergleich dazu die Spüle 055, welche unsymmetrisch bis kurz vor die Versagensgrenze auf eine Tiefe von 80mm gezogen wurde. Die beiden Spülen sind hinsichtlich der erreichten Ziehtiefe nicht direkt vergleichbar, jedoch soll der Vergleich dieser beiden Spülen Aufschluss über die Unterschiede der Dickenabnahme, sowie der Dehnungszustände, bei unsymmetrisch und symmetrisch gezogenen Spülen zeigen.

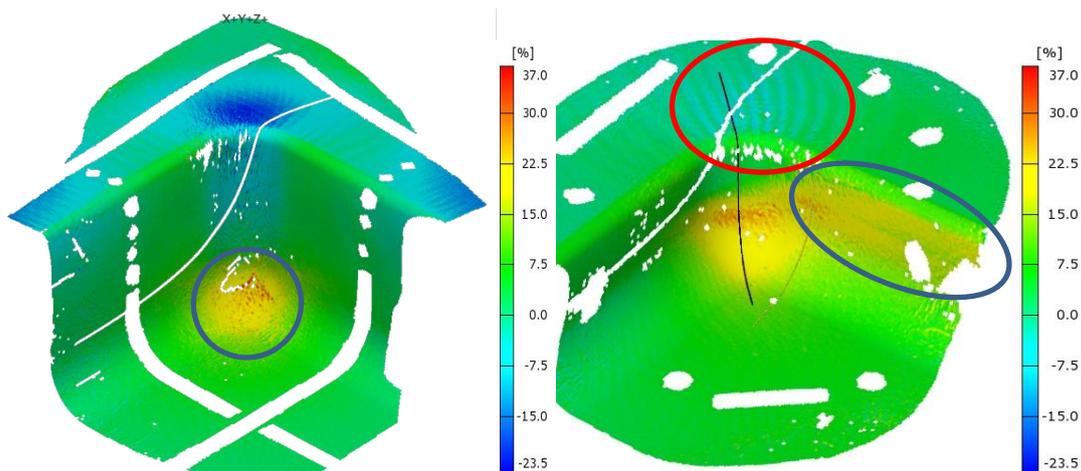


Abbildung 57 Dickenabnahme Spüle 054: AA48-symmetrisch-RT-20mm/sek.-150mm (links);
Dickenabnahme Spüle 055: AA48-unsymmetrisch-RT-20mm/sek.-80mm
(rechts)

Auf Grund der einseitigen Sperrung des Niederhalters zeigt die Spüle 055 deutlich stärkere Faltenbildung im Übergang vom gesperrten zum ungesperrten Flanschbereich (Abbildung 57 (rechts), roter Kreis). Des Weiteren dünnt die Spüle 055 im Zargenbereich stärker aus.

Abbildung 58 zeigt, dass bei der Spüle 054 höhere positive Hauptformänderungen sowie höhere negative Nebenformänderungen im Vergleich zur Spüle 055 erreicht wurden. Dies lässt sich auf Grund des optimalen Blechnachflusses unter dem Niederhalter erklären (Zug- / Druckbeanspruchung). Dies ist ebenso durch die blauen Bereiche (Materialaufdickung) in Abbildung 57 (links) zu erkennen. Umgekehrt zeigt die Spüle 055 höhere Haupt-

formänderungen im Bereich Plane-Strain (Abbildung 57 (rechts), blauer Kreis und Abbildung 58 (links), roter Kreis). Diese Formänderungen entstehen großteils in der Zarge des gesperrten Bereichs, da hier kein Material von außen nach innen nachfließen kann. Bei diesem Dehnungszustand werden nur geringe Anteile an verformungsinduziertem Martensit gebildet, wodurch es gerade in diesem Bereich zu höchsten Ausdünnungen und in weiterer Folge zu Rissbildung kommt.

Die Spüle 054 zeigt in Abbildung 57 ((links), blauer Kreis) hohe Dickenabnahmen im Bereich der Spülenecke. In Abbildung 58 ((links), roter Kreis) ist dies durch ausgeprägte positive Haupt- und Nebenformänderungen (Streckziehbeanspruchung) zu erkennen.

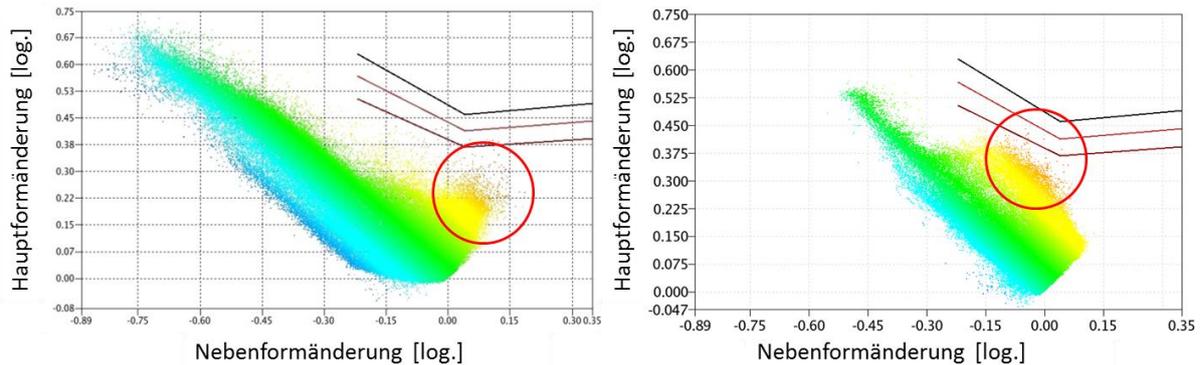


Abbildung 58 FLC Spüle 054: AA48-symmetrisch-RT-20mm/sek.-150mm (links); FLC Spüle 055: AA48-unsymmetrisch-RT-20mm/sek.-80mm (rechts)

In Abbildung 59 ist erkennbar, dass der über die Diagonale gemessene Martensitverlauf an der symmetrisch gezogenen Spüle 054 auf einem wesentlich höheren Niveau liegt, als bei der unsymmetrisch gezogenen Spüle (bei der unsymmetrischen Spüle liegt die Diagonale auf der gesperrten Seite und verläuft nicht durch die Plane-Strain Bereiche in der Seitenwand). Wie bereits erwähnt, dominiert hier ein Dehnungszustand der keine hohe Neigung zur Martensitumwandlung besitzt und dadurch die hohen Umformkräfte nicht übertragen kann.

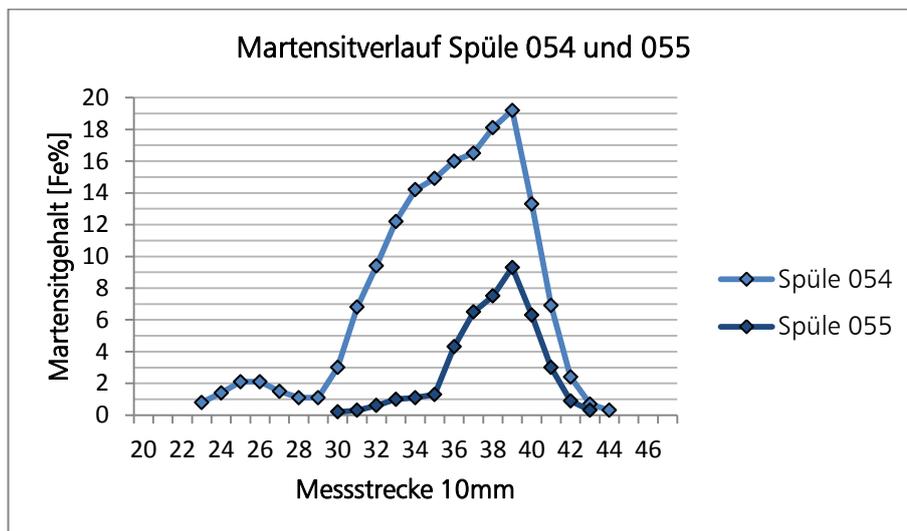


Abbildung 59 Diagonal gemessener Martensitverlaufs von zwei unsymmetrisch gezogenen Spülen: Spüle 054 (Raumtemperatur), Spüle 055 (Raumtemperatur)

Nachfolgend sind die Ergebnisse der Umformversuche bei 80°C dargestellt. Mit der Werkzeugbeheizung konnte bei den unsymmetrisch gezogenen Spülen eine Ziehtiefensteigerung von 30mm erreicht werden.

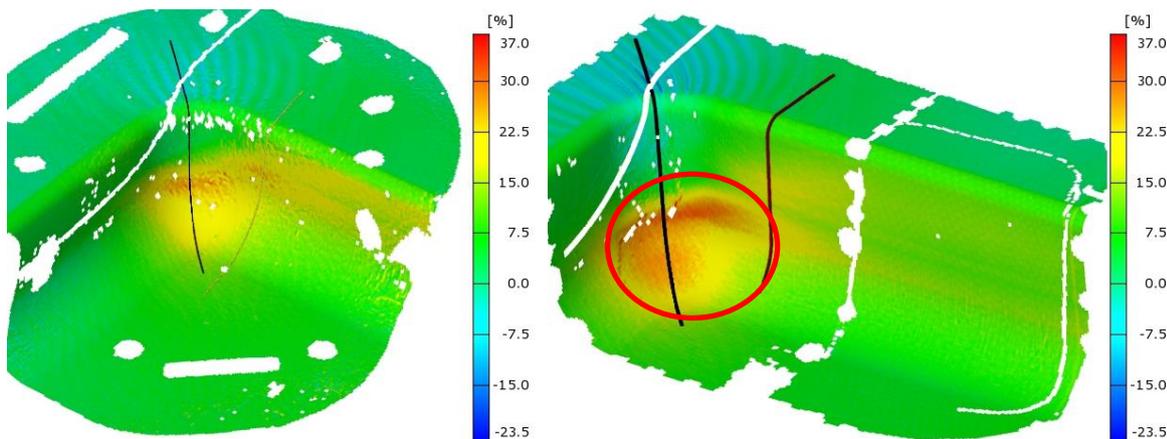


Abbildung 60 Dickenabnahme Spüle 055: AA48-unsymmetrisch-RT-20mm/sek.-80mm (links); Dickenabnahme Spüle 057: AA48-unsymmetrisch-80°C-20mm/sek.-110mm (rechts)

Abbildung 60 zeigt die Dickenabnahme der beiden Spülen. In der mit 80°C gezogenen Spüle (rechts) ist eine homogenere Dickenabnahme in der Zarge der gesperrten Seite zu erkennen. Dies ist durch die geringere Verfestigung auf Grund der aktiven Unterdrückung von verformungsinduziertem Martensit zu erklären (Abbildung 62). Die Unterdrückung der Martensitbildung zeigt sich auch durch die erhöhte Dickenabnahme in der Spülenecke (Abbildung 60 (rechts), roter Kreis). Dadurch steigen die Dehnungen unter der FLC im Bereich des zweiachsigen Zugs (Abbildung 61 (rechts), roter Kreis).

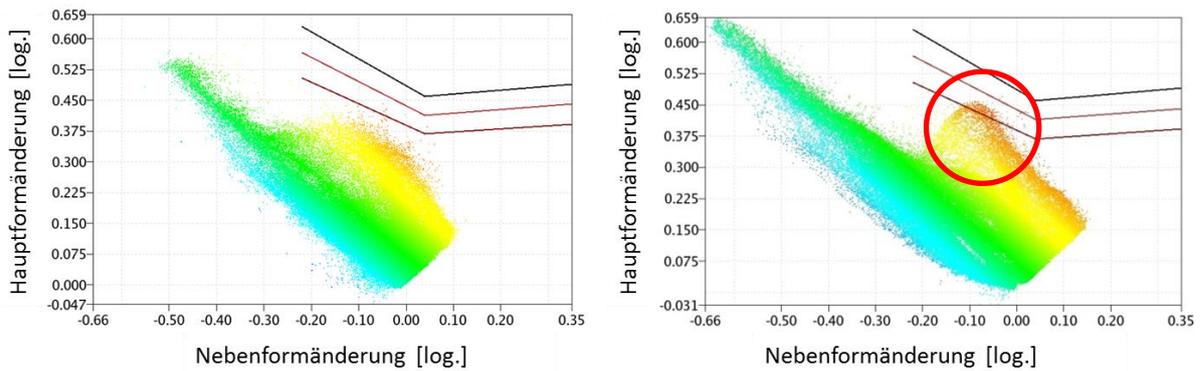


Abbildung 61 FLC Spüle 055: AA48-unsymmetrisch-RT-20mm/sek.-80mm (links); FLC Spüle 057: AA48-unsymmetrisch-80°C-20mm/sek.-110mm (rechts)

Die Umformung bei 80°C Werkzeugtemperatur führt zu einer Reduktion von verformungsinduziertem Martensit im Bereich der gesperrten Niederhalterseite (Abbildung 62).

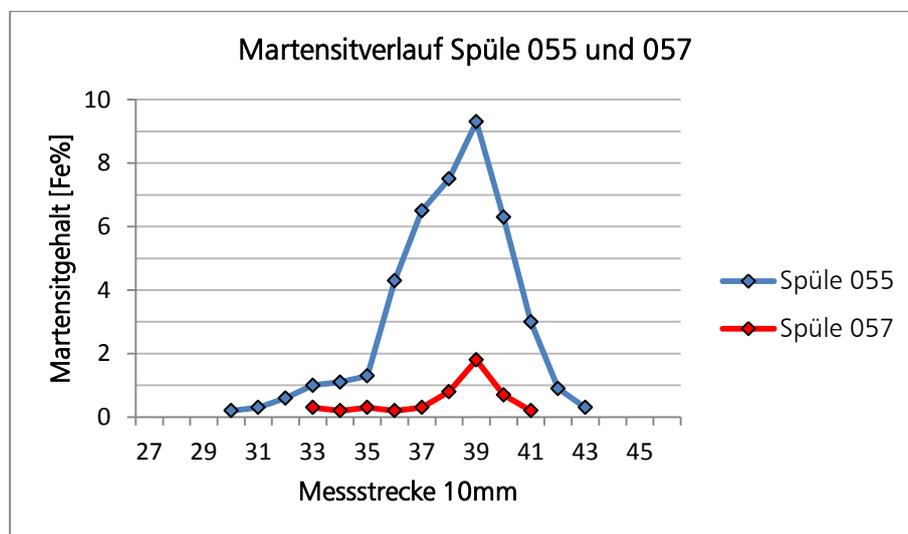


Abbildung 62 Diagonal gemessener Martensitverlaufs von zwei unsymmetrisch gezogenen Spülen: Spüle 055 (Raumtemperatur), Spüle 057 (80°C)

Beim Tiefziehen von unsymmetrischen Spülen kommt es in jenen Bereichen zur Rissbildung, in denen einachsiger Zug und ebener Dehnungszustand dominieren. Durch die Erwärmung des Tiefziehwerkzeuges auf 80°C können im Bereich des gesperrten Niederhalters durch eine homogenere Dehnungsverteilung höhere Ziehtiefen erreicht werden.

Bei dem Versuchsprogramm hinsichtlich der Variation der Niederhalterkräfte kam es bei sämtlichen, unsymmetrisch gezogenen Spülen zur frühzeitigen Rissbildung im Zargenbereich. Daher wurden die weiterführenden Untersuchungen hinsichtlich des Temperatur- und Geschwindigkeitseinflusses nur durchgezogene, symmetrische Spülen analysiert (Ziehtiefe 150mm).

4.5.3 Einfluss der Werkzeugtemperatur und Ziehgeschwindigkeit

Der Vergleich über die Martensitmittelwerte im Ziehringradius gibt einen ersten Aufschluss darüber, dass die Veränderung der Systemtemperatur einen entscheidenden Einfluss auf die Reduktion von verformungsinduziertem Martensit hat (siehe Kapitel 4.5.1). Bei Erhöhung der Systemtemperatur von Raumtemperatur auf 80°C konnte bei der stabileren Werkstoffvariante AA48 eine höhere Martensitreduktion im Vergleich zur AA61 festgestellt werden. Die Veränderung der Ziehgeschwindigkeit wirkte sich ebenso positiv auf die Martensitunterdrückung aus.

Der Einfluss der Werkzeugtemperatur und der Ziehgeschwindigkeit wurde anhand folgender Spülen analysiert (Ziehtiefe 150mm):

- AA61: 019, 025, 028, 034
- AA48: 054, 056, 058, 060

Diese acht Spülen wurden mit symmetrischen Niederhalterkräften und unter Verwendung von Tiefziehöl gezogen. Variiert wurde die Stabilität, in Form von zwei unterschiedlichen Werkstoffvarianten, die Werkzeugtemperatur und die Ziehgeschwindigkeit.

Abbildung 63 zeigt die gemessenen Martensitverläufe über die jeweilige Bauteildiagonale. Es wurde darauf geachtet, dass die Messverlaufsposition für alle Spülen gleich war. Das Martensitmaximum lag für alle Spülen immer in der Ecke des Ziehringradius. Ausgehend von der Spülenbodenmitte zeigen die Verläufe einen kontinuierlichen Anstieg der umgewandelten Martensitmenge in Richtung Spülenbodenecke, in der das erste Maximum gemessen werden konnte. Danach fielen die Werte auf ein Minimum im Bereich der Anhaumarke (Plane-Strain) und stiegen anschließend bis zum Maximalwert in der Ecke des Ziehringradius an und fielen anschließend im Flansch der Spülen auf 0Fe% ab.

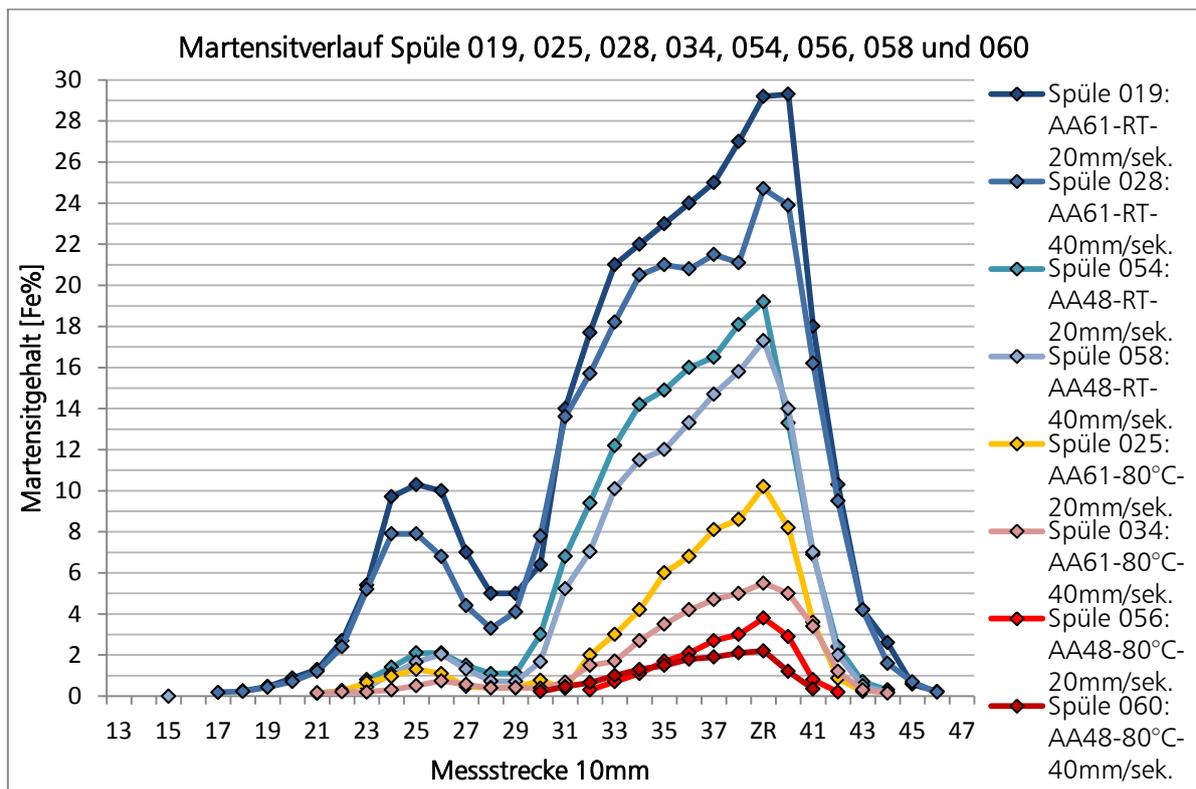


Abbildung 63 Martensitverlauf der Spülen 019, 025, 028, 034, 054, 056, 058 und 060

Die Martensitverläufe zeigen eine kontinuierliche Reduktion der Martensitmengen. Diese kontinuierliche Reduktion erklärt sich zum einen durch die Erhöhung der Ziehgeschwindigkeit von 20 auf 40 mm/sek., wodurch die verformungsinduzierte Martensitbildung in Folge der adiabatischen Erwärmung des Werkstoffs behindert wurde. Zum anderen erklärt sich die Reduktion durch die aktive Beheizung der Werkzeugelemente von Raumtemperatur auf 80°C, wodurch ebenfalls die verformungsinduzierte Martensitbildung behindert werden konnte. Des Weiteren sinkt die Martensitmenge durch die Verwendung einer stabileren Werkstoffvariante im Vergleich zur instabileren Variante. Die unterschiedlichen Einflüsse auf die Martensitmenge sind noch einmal in Abbildung 64 dargestellt.

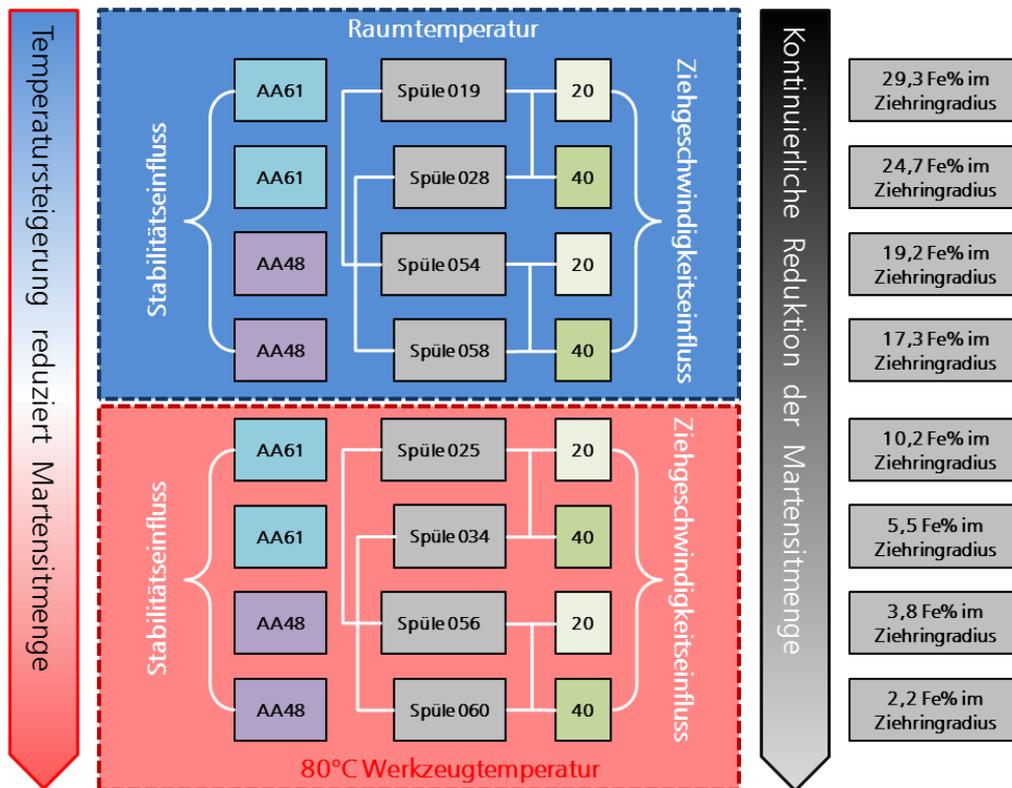


Abbildung 64 Zusammenhang zwischen Stabilität, Temperatur und Ziehgeschwindigkeit

Die Reduktion der gemessenen Martensitmenge in der Ziehringradiussecke zeigt bei Erhöhung der Ziehgeschwindigkeit für die Versuche bei Raumtemperatur und 80°C, für beide Werkstoffvarianten einen linearen Verlauf. Dies bestätigt die Ergebnisse aus den Vorversuchen, siehe Kapitel 4.4.2.

- Martensitreduktion Spüle 019 auf Spüle 028 $\Delta\text{Fe}\% = 4,5$ (AA61).....Raumtemperatur
- Martensitreduktion Spüle 025 auf Spüle 034 $\Delta\text{Fe}\% = 4,7$ (AA61).....80°C
- Martensitreduktion Spüle 054 auf Spüle 058 $\Delta\text{Fe}\% = 1,9$ (AA48).....Raumtemperatur
- Martensitreduktion Spüle 056 auf Spüle 060 $\Delta\text{Fe}\% = 1,6$ (AA48).....80°C

Somit kann festgehalten werden, dass der Einfluss der Geschwindigkeit unabhängig von der Umformtemperatur ist, zumindest für die zwei untersuchten Temperaturen und die zwei untersuchten Werkstoffe. Die adiabatische Erwärmung während der Umformung durch Erhöhung der Ziehgeschwindigkeit führt bei beiden Werkstoffvarianten zu einer Reduktion von verformungsinduziertem Martensit, auch bei Erhöhung der Systemtemperatur.

Im nächsten Schritt wurden die Ergebnisse bei Erhöhung der Systemtemperatur innerhalb einer Werkstoffvariante miteinander verglichen, d.h. Werkstoffvariante und Ziehgeschwindigkeit der verglichenen Spülen sind identisch.

- Martensitreduktion Spüle 019 auf Spüle 025 $\Delta\text{Fe}\%$ = 19,1 (AA61 - 20 mm/sek.):65%
- Martensitreduktion Spüle 028 auf Spüle 034 $\Delta\text{Fe}\%$ = 19,2 (AA61 - 40 mm/sek.):78%
- Martensitreduktion Spüle 054 auf Spüle 056 $\Delta\text{Fe}\%$ = 15,4 (AA48 - 20 mm/sek.):80%
- Martensitreduktion Spüle 058 auf Spüle 060 $\Delta\text{Fe}\%$ = 15,1 (AA48 - 40 mm/sek.):87%

Eine Erhöhung der Systemtemperatur von Raumtemperatur auf 80°C führt innerhalb der Werkstoffvarianten wieder zu einer linearen Reduktion des verformungsinduzierten Martensits, bei Erhöhung der Systemtemperatur innerhalb derselben Werkstoffvariante. Die höchste Martensitreduktion durch Erhöhung der Systemtemperatur konnte bei der stabilen AA48 mit erhöhter Ziehgeschwindigkeit (40mm/sek.) gemessen werden. Das heißt, dass eine Erhöhung der Systemtemperatur kombiniert mit einer hohen adiabatischen Erwärmung, in Folge höherer Ziehgeschwindigkeiten, bei austenitisch nichtrostenden Edeltählen mit hoher Stapelfehlerenergie, zu geringsten verformungsinduzierten Martensitmengen führt.

Nachfolgend wurden die zwei Werkstoffvarianten mit jeweils identischen Ziehparametern hinsichtlich Ziehgeschwindigkeit und Systemtemperatur miteinander verglichen.

- Martensitreduktion Spüle 019 auf Spüle 054 $\Delta\text{Fe}\%$ = 10,1 (AA61 / AA48): 34%
- Martensitreduktion Spüle 028 auf Spüle 058 $\Delta\text{Fe}\%$ = 7,40 (AA61 / AA48): 30%
- Martensitreduktion Spüle 025 auf Spüle 056 $\Delta\text{Fe}\%$ = 6,40 (AA61 / AA48): 63%
- Martensitreduktion Spüle 034 auf Spüle 060 $\Delta\text{Fe}\%$ = 3,30 (AA61 / AA48): 60%

Vergleicht man die Unterschiede hinsichtlich der Martensitevolution bei Raumtemperatur zwischen den beiden Werkstoffvarianten ist eindeutig erkennbar, dass die AA48 mit der höheren Stapelfehlerenergie um ungefähr 30% weniger Martensit ausbildet als die instabilere AA61. Dieser Zustand verstärkt sich bei Erhöhung der Systemtemperatur auf 80°C. Hier bildete die AA48 um bis zu 63% weniger Martensit im Ziehringradius.

Im nächsten Schritt wurden die zwei Werkstoffvarianten bei gleicher Ziehgeschwindigkeit aber unterschiedlichen Systemtemperaturen miteinander verglichen.

- Martensitreduktion Spüle 054 auf Spüle 025 $\Delta\text{Fe}\%$ = 9,00 (AA48 / AA61): 47%
- Martensitreduktion Spüle 058 auf Spüle 034 $\Delta\text{Fe}\%$ = 11,8 (AA48 / AA61): 70%
- Martensitreduktion Spüle 019 auf Spüle 056 $\Delta\text{Fe}\%$ = 25,5 (AA61 / AA48): 87%
- Martensitreduktion Spüle 028 auf Spüle 060 $\Delta\text{Fe}\%$ = 22,5 (AA61 / AA48): 91%

Dieser Vergleich zeigt, dass die stabilere AA48 bei einer Systemtemperatur von 80°C und einer Ziehgeschwindigkeit von 40mm/sek. um 91% weniger verformungsinduzierten Martensit bildet als die instabilere AA61 bei Raumtemperatur und derselben Ziehgeschwindigkeit. Auch in diesen Ergebnissen lässt sich der lineare Zusammenhang der Ziehgeschwindigkeit erkennen.

Die stabilere Werkstoffvariante AA48 zeigte die höchste Reduktion von verformungsinduziertem Martensit bei 80°C Werkzeugtemperatur. Für die weiterführende Analyse hinsichtlich der Auswirkungen des Temperatureinflusses auf die Formänderung dienten Formänderungsanalysen der Spülen 054 und 056 (Tabelle 14).

Werkstoff 1.4301 (Abrufanal.)	Bauteil [#]	Ziehtiefe [mm] (+/-)	Niederhalter-Pressung				Temperatur			Ziehgeschw. [mm/sek.]	Ziehöl
			Niederh. Bereich 1	Niederh. Bereich 2	Niederh. Bereich 3	Niederh. Bereich 4	T [°C] Stempel	T [°C] Ziehring	T [°C] Matrize		
AA 48	054	150 (+)	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	RT	RT	RT	20	mit
AA 48	056	150 (+)	1,8N/mm ²	150bar	150bar	150bar	80°C	80°C	80°C	20	mit

Tabelle 14 Analyisierte Spülen zur Beurteilung des Temperatureinflusses mittels Formänderungsanalyse

Dazu wurde in der Formänderungsanalyse ein Schnitt durch die Bauteildiagonale gelegt. Über diese Schnittlinie wurden die Haupt- und Nebenformänderung, sowie die Dickenabnahme angezeigt. Hier kann nach drei Bereichen unterschieden werden. Dem Bereich der Bodenecke, der Zarge und der Beckenecke im Ziehringradius (Abbildung 51).

Der erste Vergleich über die Dickenabnahme zwischen den zwei Spülen zeigt keine relevanten Unterschiede (Abbildung 65). Lediglich in der Spülenbodenecke kommt es bei der Umformung bei 80°C Systemtemperatur zu einer homogeneren Ausdünnung. Im Flanschbereich und im Ziehringradius der Spülenecke wird die verformungsinduzierte Martensitbildung dominiert durch die Bildung von sogenanntem Stauchmartensit. Dieser entsteht durch den hier vorherrschenden Dehnungszustand infolge einer Überlagerung von Zug-, Druck- und Normalspannungen (Tiefziehen). Bei Erhöhung der Systemtemperatur von Raumtemperatur auf 80°C konnte im Ziehringradius eine Martensitreduktion von 19,2Fe% bei Raumtemperatur (Spüle 054) auf 3,8Fe% bei 80°C (Spüle 056) gemessen werden. Dies entspricht einer Reduktion um 80%.

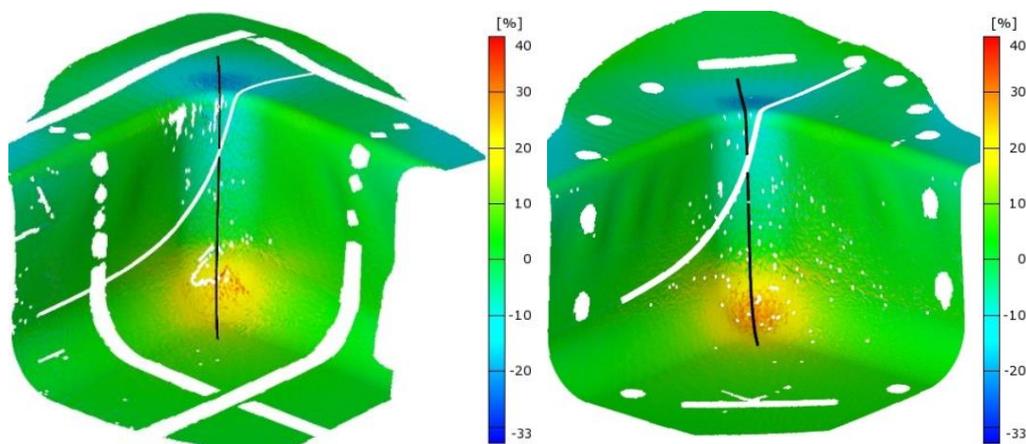


Abbildung 65 Dickenabnahme Spüle 054, 150mm, RT, symmetrisch gezogen (links); Dickenabnahme Spüle 056, 150mm, 80°C, symmetrisch gezogen (rechts)

Der Vergleich der Punktwolken unter den FLC's der beiden Spülen zeigt keine großen Unterschiede in den Formänderungen (Abbildung 66). Lediglich die Dehnungszunahme in der Bodenecke ist durch den Anstieg im Bereich des zweiachsigen Dehnungszustandes erkennbar (siehe rote Kreise in Abbildung 66).

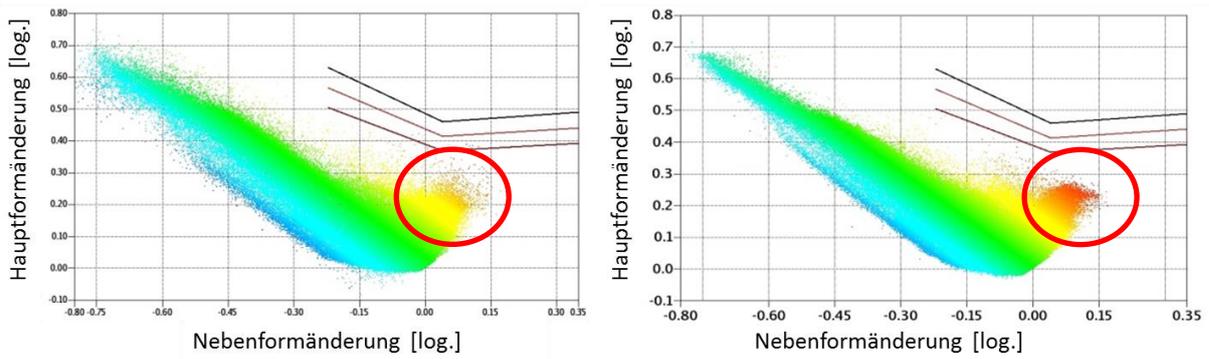


Abbildung 66 FLC Spüle 054: AA48-symmetrisch-RT-20mm/sek.-150mm (links); FLC Spüle 055: AA48- symmetrisch-80°C-20mm/sek.-150mm (rechts)

Die Formänderungsverläufe über die Beckendiagonale in Abbildung 67 zeigen den für Küchenspülen typischen Verlauf der Haupt- und Nebenformänderung. Im Bereich des Spülenflansches in Richtung des Ziehringradius entsteht eine Dickenzunahme durch die Überlagerung von Zug-, Druck- und Normalspannungen. In diesem Bereich entsteht Stauchmartensit, was in weiterer Folge zu den höchsten Werten an verformungsinduziertem Martensit führt. Die beiden Spülen zeigen nahezu identische Verläufe der Haupt- und Nebenformänderung mit der Ausnahme, dass die Kurven im linken Bild ein größeres Rauschen aufweisen, als die Kurven im rechten Bild. Dies ist eventuell auf die Entstehung von Martensitbändern zurückzuführen, was zu einer lokal unterschiedlichen Verformung führt. Diese lokal unterschiedlichen Formänderungen können zu lokal unterschiedlichen Verfestigungen führen.

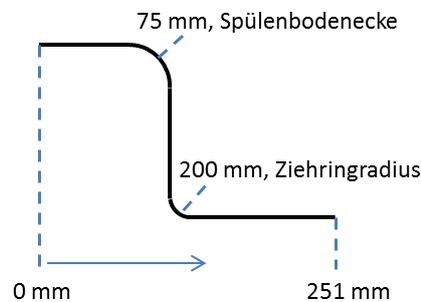
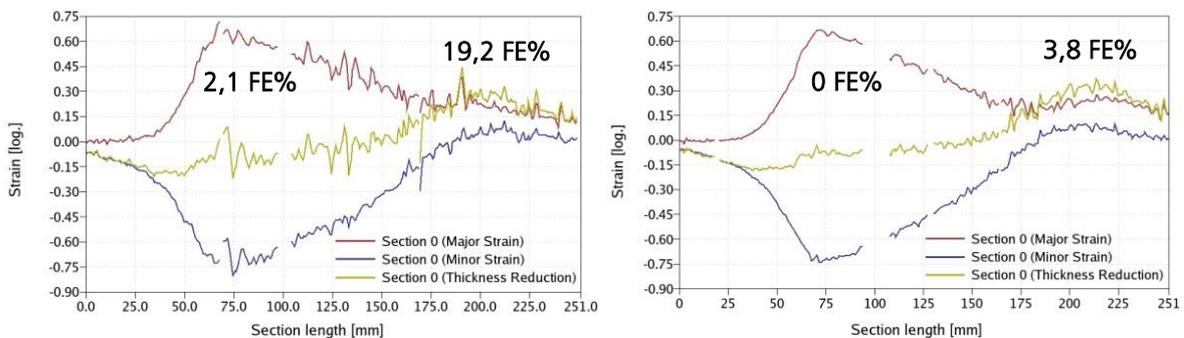


Abbildung 67 Formänderungsverlauf über die Spülendiagonale: Spüle 054 (links); Spüle 056 (rechts)

Abbildung 68 zeigt ebenfalls keine großen Unterschiede der beiden Spülen beim Vergleich der Nebenformänderungen φ_2 . Mit der Ausnahme der Spülenbodenecke ist die Höhe der Nebenformänderungen an allen Stellen nahezu gleich groß.

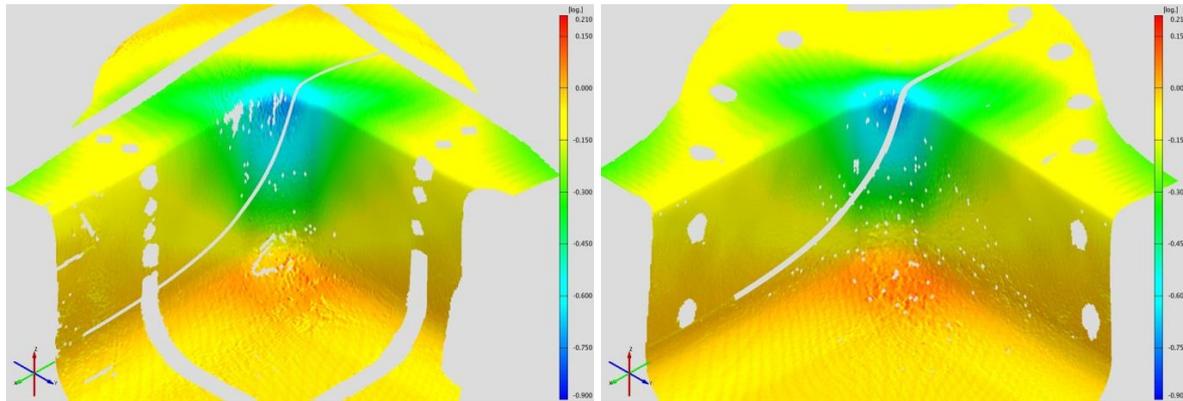


Abbildung 68 φ_2 (Nebenformänderung): Spüle 054 (links); Spüle 056 (rechts)

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass die gezielte Veränderung der Werkzeugsystemtemperatur und die daraus resultierende quantitative Reduktion von verformungsinduziertem Martensit, zu keiner wesentlichen Veränderung in den Formänderungen der beiden untersuchten Spülbecken führt.

4.6 Übertragung der Ergebnisse auf ein beheiztes Serienspülenwerkzeug

In diesem Kapitel wird die Übertragbarkeit der am beheizten Werkzeug erzielten Ergebnisse auf ein Serienwerkzeug dargestellt. Dazu wird der Ziehring einer Einbeckenspüle mittels Rohrheizkörpern beheizt. Durch die aktive Unterdrückung von verformungsinduziertem Martensit während des Tiefziehens von 1.4301 werden folgende Vorteile erwartet:

- Steigerung der maximalen Spülenkomplexität (Erhöhung der Ziehtiefe) durch Steigerung der Stapelfehlerenergie
- Ausschussreduktion während des Produktionsanlaufes, hinsichtlich verzögerter Rissbildung
- Einsparung von Zwischenglühprozessen

4.6.1 Konstruktion und Auslegung eines beheizten Ziehrings

Zur Beheizung des Ziehrings der Einbeckenspüle bis 150°C wurden in den Ziehring Nuten für die spätere Einbettung der Rohrheizkörper konstruiert. Um eine möglichst homogene Temperaturverteilung im Ziehring zu erreichen, wurde die Lage der Rohrheizkörper möglichst gleichmäßig angeordnet. Der für das Tiefziehen, hinsichtlich Wärmeübertragung, wichtigste beheizte Bereich ist der Ziehringradius. Daher wurde der hierfür vorgesehene Heizkreis unmittelbar neben dem Ziehringradius angeordnet. Anhand der abgewickelten Nutlängen konnten anschließend die für die Beheizung notwendigen Rohrheizkörper beschafft werden. Zur Erleichterung des manuellen Einbiegevorgangs in die gefrästen Nuten, wurde ein Biegeradius von größer/gleich 15mm gewählt. Als Ziehringwerkstoff war AMPCO25 vorgegeben.

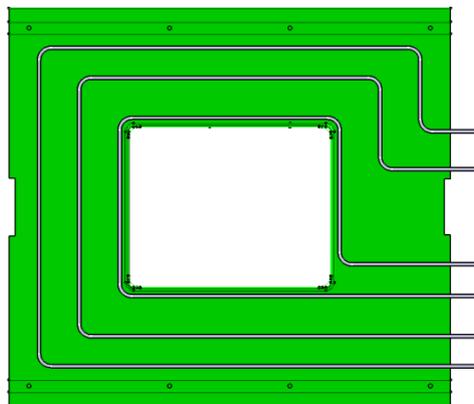


Abbildung 69 Konstruktion beheizter Ziehring, Rückseite des Ziehrings

- Auslegung Beheizung

Zur Berechnung der Heizleistung wurde anhand des Ziehringvolumens die zu beheizende Masse berechnet. Dazu wurde mit den werkstoffspezifischen Größen von AMPCO25 gerechnet (spez. Wärmekapazität).

Fixparameter:			
Volumen	48,4	dm³	
Masse	360,58	kg	
spez. Wä.kap. (AMPCO)	0,42	[kJ/(kg×K)]	
veränderliche Parameter:			
Aufheizzeit	3600	s	
T_{Raum}	18	°C	
T_{Soil}	150	°C	
Temp.diff.	132	K	
Heizleistung P:			
$P = \frac{m \times c \times \Delta T}{t}$	P=	5,55	kW
	P(inkl. 45% Verluste)=	8,05	kW

Tabelle 15 Berechnung der benötigten Heizleistung

Mittels der errechneten Gesamtheizleistung wurden im Anschluss, unter Berücksichtigung der benötigten beheizten Länge, die Rohrheizkörper ausgelegt. Wichtig zu beachten ist hierbei, dass alle verwendeten Rohrheizkörper eine ähnliche Oberflächenbelastung (W/cm²) aufweisen, um ein lokales Überhitzen vermeiden zu können.

Die Rohrheizkörper wurden von Hand in die eingefrästen Nuten eingebogen und anschließend für 12 Stunden bei circa 300°C im Kammerofen homogenisiert und anschließend montiert. Die Heizleiter wurden mittels einer Stern/Dreieck-Schaltung miteinander verbunden.

Für die thermische Trennung zwischen den beheizten und den unbeheizten Werkzeugbereichen wurde eine isolierende Zwischenschicht vorgesehen. Diese hatte folgende Anforderungen zu erfüllen: geringe Wärmeleitfähigkeit, Temperaturbeständigkeit gegenüber hohen, kurzzeitigen Anwendungstemperaturen, hohe Druckfestigkeit und gute Zerspanbarkeit.

Die Isolierwerkstoffe der Firma DOTHERM, erwiesen sich bereits im beheizten T&F/Outokumpu-Werkzeug als geeignete Isolationswerkstoffe. Daher wurde für die beheizten Ziehringversuche ebenfalls der Isolationswerkstoff DOTHERM 800M, mit einer Plattenstärke von 20mm, gewählt.

- Schaltschrank

Zur Bereitstellung der nötigen elektrischen Leistung wurde ein für die Beheizung von Werkzeugen ausgelegter Schaltschrank (400V / 16A) verwendet. Über die im Schaltschrank installierte Regeleinheit kann eine Soll-Temperatur vorgegeben werden, welche mit Hilfe eines im Ziehring verbauten Widerstandsthermometers des Typs PT100 überprüft und dementsprechend nachgeregelt wird.

4.6.2 Ergebnisse der Umformversuche

4.6.2.1 1.Versuchsreihe

Die Versuche wurden auf einer hydraulisch, einfach wirkenden Presse mit Tischkissen

durchgeführt. In der ersten Versuchsreihe wurden Spülen unter Variation der Ziehringtemperatur im Vorzugwerkzeug auf die Standardziehtiefe gezogen. Die Werkzeugtemperatur wurde von Raumtemperatur bis 100°C variiert. Für diese Versuche wurde der Standardplatinenzuschnitt von 800x 870mm verwendet. Zur statistischen Absicherung wurden jeweils drei Spülen gezogen.

Nach jedem Tiefziehvorgang wurde an der gezogenen Spüle der Martensitgehalt entlang der Spülenecke, ausgehend von der Bodenecke, mittels Feritscope FMP30 vermessen. Um reproduzierbare Messpunktorte zu erreichen, wurden die einzelnen Messpunkte mittels Stahllineal ausgemessen und markiert.

Die ersten Messergebnisse (Tabelle 17) zeigten eine deutliche Reduktion des magnetischen Anteils bei kontinuierlicher Steigerung der Ziehringtemperatur.

Bei den Spülen die unter Raumtemperatur gezogen wurden, kam es bereits nach 1-2 Stunden zu verzögerter Rissbildung im Eckenbereich. Die Erhöhung der Ziehringtemperatur auf 40°C bewirkte eine Verzögerung der Rissbildung auf 24 Stunden. Erst ab Ziehringtemperaturen größer 40°C konnte das Phänomen der verzögerten Rissbildung gänzlich vermieden werden.

Somit wurde das erste Ziel, die Vermeidung von verzögerter Rissbildung erreicht. Dies bedeutet für die Spülenfertigung die Einsparung des aufwendigen Zwischenglühens nach dem ersten Zug, vor allem in der Phase des Produktionsbeginns, da sich eine erhöhte Werkzeugtemperatur erst nach einer bestimmten Anzahl an gefertigten Spülen einstellt.

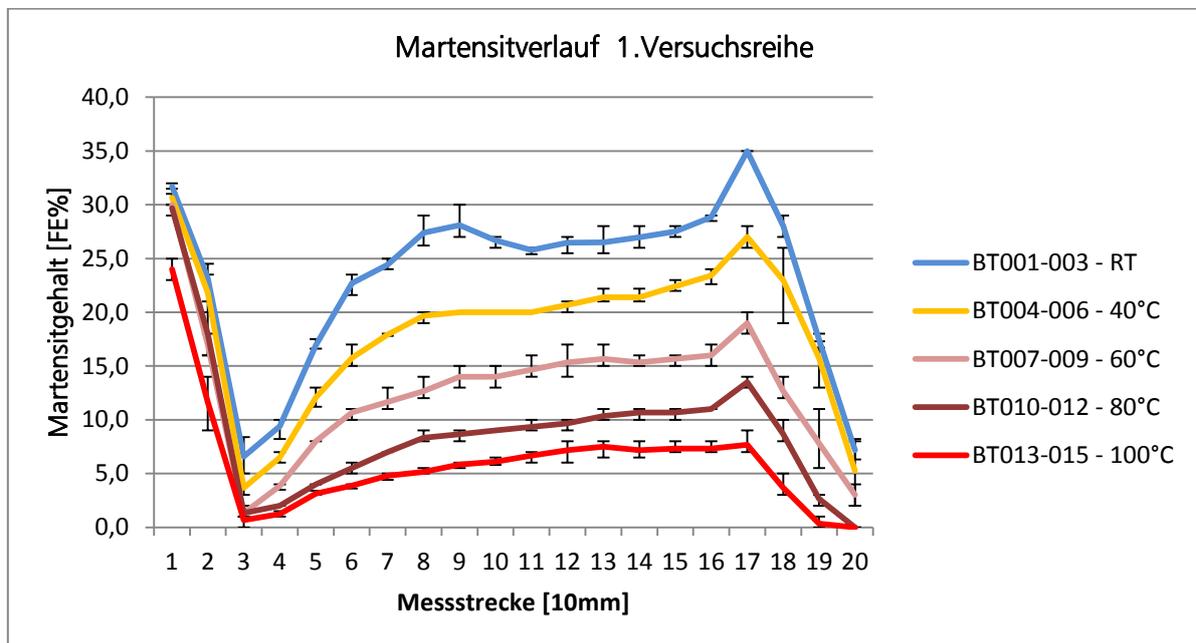


Abbildung 70 Martensitverlauf bei kontinuierlicher Erhöhung der Ziehringtemperatur

Abbildung 70 zeigt die Martensitverläufe über die Spülenecke für verschiedene Ziehringtemperaturen. Die Messverlaufscharakteristik deckt sich sehr gut mit dem in Abbildung 44 gezeigtem Messverlauf und ist typisch für Küchenspülen. Durch die Ziehringbeheizung

konnte eine Reduktion des Martensitgehalts, bei einer Ziehringtemperatur von 100°C im Vergleich zu Raumtemperatur, um 75% erreicht werden. Dies lässt darauf schließen, dass im nächsten Schritt eine Erhöhung der Ziehtiefe möglich ist. Ebenso wird überprüft, ob der Prozessschritt einer Zwischenglühung vor dem Fertigzug im Vakuumofen vermieden werden kann.

Die in der ersten Versuchsreihe gezogenen Bauteile zeigten im Flanschbereich starke Faltenbildung (Falten 1.Ordnung). Das verwendete Tiefziehwerkzeug ist mit dem Dieffenbacher Stainless Former-System (DFS) ausgestattet. Mit diesem System wurden in bestimmten Bereichen des Niederhalters lokal hohe Flächenpressungen auf die Platine übertragen um ein faltenfreies Ziehergebnis zu erhalten. Die Voraussetzung zur Verwendung dieses Systems ist eine steife Werkzeugkonstruktion, da ansonsten die Kräfte nicht übertragen werden können. Durch die Verwendung der Isolierplatte zwischen Ziehring und Oberwerkzeug wurde auf Grund der geringeren Druckfestigkeit der Isolierplatte die Steifigkeit des Werkzeugs reduziert. Daher konnten die mittels DSF aufgebrachten Niederhalterkräfte nicht einwandfrei übertragen werden. Die Folge waren Falten 1.Ordnung im Flanschbereich. Da diese Falten in weiterer Folge im Fertigbauteil sichtbar sind, mussten sie somit unbedingt vermieden werden. Dem Entstehen von Falten 1.Ordnung wurde im nächsten Schritt durch sogenanntes „Shimmen“ versucht entgegenzuwirken.

Beim „Shimmen“, was zur Erhöhung der lokalen Flächenpressung zwischen Ziehring und Niederhalter dient, wurden zwischen Ziehring und Oberwerkzeug Papierstreifen eingelegt. Die Position und Größe der Papierstreifen wurden auf die Position und Größe der Druckkissen unter dem Blechhalter im Unterwerkzeug kopiert. Bei der Auslegung der maximalen Druckbelastung der Isolierplatte wurde die lokale Flächenpressungserhöhung durch Shimmen nicht berücksichtigt. Daher prägten sich die eingelegten Papierstreifen bereits nach dem ersten Ziehversuch auf der Isolierplatte ab. Dies führte dazu, dass eine lokale Erhöhung der Flächenpressung nicht erreicht werden konnte. Aus diesem Grund wurde für die weiterführenden Versuche auf die Verwendung der Isolierplatte zwischen Ziehring und Oberwerkzeug verzichtet. Für den Zeitraum von einigen Stunden ist dies bedenkenlos machbar, sollte aber für den Serienprozess unbedingt vermieden werden, da sich ansonsten nicht nur das gesamte Oberwerkzeug aufheizen würde, sondern auch in weiterer Folge die gesamte Presse. Dies kann unter Umständen sogar bis zum Maschinenbruch führen, oder die Arbeitsgenauigkeit der Presse vermindern. Für den Serienbetrieb können auch wassergekühlte Stahlzwischenplatten, mit ausreichender Steifigkeit, als Isolationsschichten verwendet werden.

4.6.2.2 2.Versuchsreihe

In der zweiten Versuchsreihe wurde die Erhöhung der Ziehtiefe und die Vermeidung einer Zwischenglühung im Vakuumofen angestrebt. Dazu wurde im ersten Schritt der Tiefziehprozess mittels „shimming“ soweit optimiert, dass das Auftreten von Falten 1.Ordnung im Flanschbereich gänzlich vermieden werden konnte. Anschließend wurden, wie auch schon in der 1.Versuchsreihe, Versuche bei unterschiedlichen Ziehringtemperaturen (RT, 40°C, 60°C, 80°C, 100°C) durchgeführt (Tabelle 18).

Im direkten Vergleich zwischen der 1. und der 2. Versuchsreihe ist eine eindeutige Reduktion der Martensitmenge erkennbar. Dies ist auf die Vermeidung von Stauchmartensit im Flansch und Eckenbereich zurückzuführen. Der Vergleich zwischen der 1. und 2. Versuchsreihe ist im nachfolgenden Diagramm (Abbildung 71) bei einer Ziehringtemperatur von 80°C dargestellt.

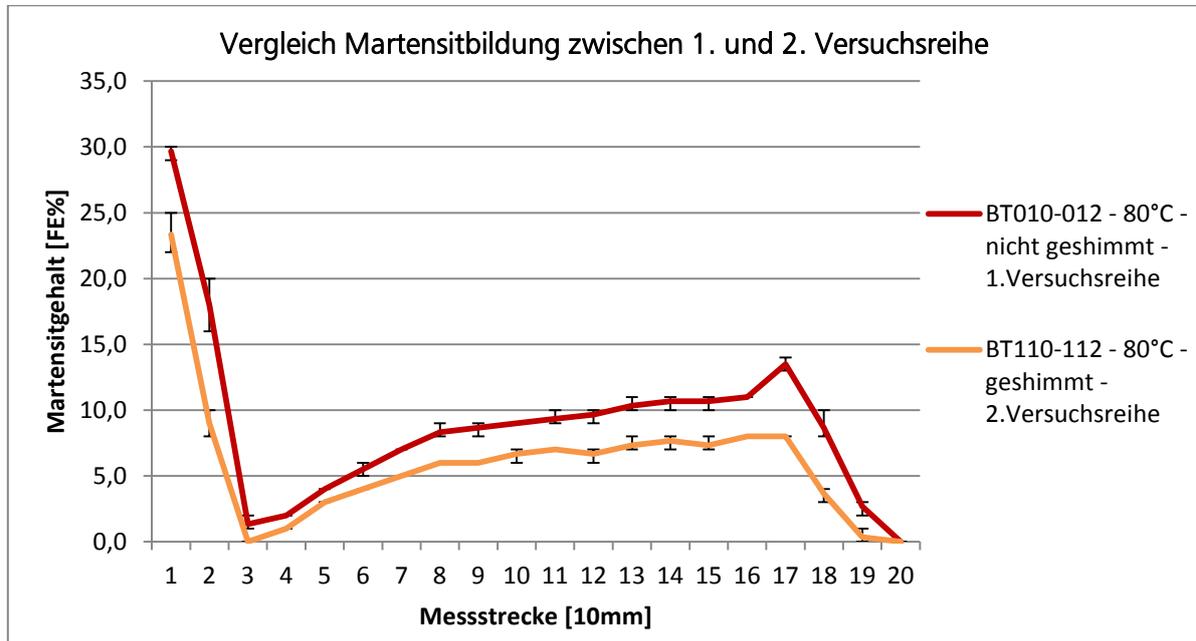


Abbildung 71 Vergleich der Martensitbildung zwischen 1. und 2. Versuchsreihe bei 80°C Ziehringtemperatur

Im nächsten Schritt wurde versucht jene Spülen mit dem niedrigsten Martensitgehalt im Eckenbereich (Spülen gezogen bei 100°C Ziehringtemperatur) direkt nach dem Vorzug in das Fertigzugwerkzeug überzuführen, um diese fertig zu ziehen. Das gewünschte Ergebnis, eine mögliche Vermeidung einer Zwischenglühung im Vakuumofen, konnte nicht erreicht werden. Sämtliche im Fertigzug gefertigten Spülen sind gerissen. Auch eine Variation der Einlegetemperaturen (Variation der Transferzeiten) war nicht zielführend. Daraus lässt sich erkennen, dass sich zwar eine lokale Zwischenglühung nach dem Vorzug vermeiden lässt (Vermeidung von verzögerter Rissbildung), jedoch auf eine Rekristallisationsglüfung im Vakuumofen, in Vorbereitung für den Fertigzug, nicht verzichtet werden kann.

In den nächsten Versuchen wurde die Erhöhung der maximal erreichbaren Ziehtiefe bei einer Ziehringtemperatur von 80°C angestrebt. Dazu wurde im ersten Schritt der Platinezuschnitt umlaufend um 5% vergrößert und die Ziehtiefe ausgehend von der Standardziehtiefe kontinuierlich um 10mm erhöht. Nach einer erfolgreichen Steigerung der Ziehtiefe um 20mm musste der Platinezuschnitt im Vergleich zum Standardzuschnitt um 10% vergrößert werden. Mit diesem Platinezuschnitt konnte eine Steigerung der Ziehtiefe um 50mm im Vergleich zur Standardziehtiefe erreicht werden. Im letzten Schritt wurde der Zuschnitt im Vergleich zum Standardzuschnitt um 13% erhöht. Dies führte im Vorzug zu einer endgültigen Steigerung der maximal erreichbaren Ziehtiefe um 60mm i.V. zur Standardziehtiefe. In Tabelle 18 sind die

Martensitmesswerte der einzelnen Versuche abgebildet.

Deutlich zu erkennen ist, dass es zu keiner Erhöhung des Martensitgehalts im Eckenbereich des Spülenbodens gekommen ist. Die gemessenen Werte blieben über die gesamte Versuchsreihe annähernd konstant.

Im Nachgang an die Vorzugversuche wurden die umgeformten Spülen im Vakuumofen rekristallisiert und im Fertigzugwerkzeug auf die Endgeometrie ausgestreckt.

Die im Fertigzug hergestellten Spülen wurden als in Ordnung und für den Verkauf tauglich beurteilt. Es kam zu keiner Rissbildung während des Fertigzugs und zu keiner verzögerten Rissbildung im Nachgang.

Im Rahmen dieser Versuche wurde nachgewiesen, dass die lokale Beheizung eines Spülenwerkzeugs mittels Rohrheizkörpern wesentliche Vorteile für das Tiefziehen von metastabilen Austeniten mit sich bringt. Es wurden Versuche mit beheiztem Ziehring durchgeführt, um zum einen zeitverzögerte Rissbildung vermeiden zu können und zum anderen komplexere Spüengeometrien herstellen zu können. Die Funktion der Martensitunterdrückung mittels geeigneter Temperaturführung wurde in praktischen Versuchen ausreichend nachgewiesen. Eine Steigerung der maximalen Ziehtiefe, auch im Fertigzug, konnte in den Versuchen mit 60mm quantifiziert werden. Durch diese Tatsache besteht für den Kunden die Möglichkeit neue Produkte zu generieren oder andererseits eventuell Werkstoffkosten durch den Einsatz von instabileren Austenitgüten einzusparen.

Für das Ziel die Rekristallisationsglühung im Vakuumofen als Prozesszwischenschritt vermeiden zu können, müssen für weiterführende Versuche unterschiedliche Maßnahmen getroffen werden mit denen sich eine weitere Reduktion des Martensitgehalts in den für das Tiefziehen kritischen Bereichen erreichen lässt. Ein möglicher Ansatz zur Erhöhung der Ziehtiefe wäre z.B. die Integration einer kontrollierten Kühlung und Beheizung in unterschiedliche Bereiche des Tiefziehwerkzeugs. Die Machbarkeit muss auch hier wieder empirisch nachgewiesen werden.

5 Ergebnisdiskussion – Martensitunterdrückung

Hänsel führte für die Entwicklung seines Materialmodells Praxisversuche mit einem symmetrischen Einbecken-Serien-Spülenwerkzeug durch. Bei einer Versuchsserie von 50 Spülbecken (Taktzeit=15 sek., Ziehzeit=1,4sek.) konnte er einen Temperaturanstieg des Tiefziehwerkzeuges von Raumtemperatur auf 70°C messen. Dabei stellte er fest, dass die Werkzeugtemperatur einen deutlichen Einfluss auf die lokale Martensitbildung hat. Je tiefer die gemessene Werkzeugtemperatur, desto höher waren die gemessenen Martensitwerte. Des Weiteren stellte er fest, dass je mehr Martensit im Flansch und der Zarge gebildet wird, umso weniger Material kann vom Flansch in die Zarge nachfließen. Die hohe Verfestigung des Werkstoffs durch die Bildung von verformungsinduziertem Martensit behindert somit das Nachfließen. Dadurch steigen die Umformkräfte an und in jenen Bereichen die auf Grund der vorliegenden Dehnungssituation träge bei der Martensitausbildung (z.B. Plane-Strain) sind, kommt es zusätzlich verstärkt zur Materialausdünnung. Dies führt in weiterer Folge zum Versagen durch Rissbildung [Hänsel, 1998].

Bei den Versuchen zur Herstellung von rotationssymmetrischen Näpfen konnte innerhalb von 12 Bauteilen ein Temperaturanstieg am Stempel und am Ziehring der letzten Ziehstufe von Raumtemperatur auf ca. 80°C quantifiziert werden. Der rasche Anstieg auf 80°C Werkzeugtemperatur kann auf Grund des geringen Werkzeugvolumens (Napf im Vergleich zu Einbeckenspüle) und der kurzen Taktzeit (15sek. bei den Versuchen von Hänsel und 8-10sek. bei der Herstellung der Näpfe) im Vergleich zu den Versuchen von Hänsel erklärt werden. In den durchgeführten Versuchen konnte ebenfalls nachgewiesen werden, dass eine Werkzeugtemperatur von ca.80°C zu einer Reduktion von verformungsinduziertem Martensit in der Bauteilzarge führt. Der Werkzeugtemperaturanstieg bedeutet einer Erhöhung der Stapelfehlerenergie im Werkstoff, was sich in weiterer Folge in einer Martensitunterdrückung während der Umformung zeigt. Dies ist ebenso vergleichbar mit den Ergebnissen aus folgenden Arbeiten [Krauer, 2010], [Krauer, 2007], [Krauer, 2008], [Krupp, 2008], [Ratte, 2007], [Schmitz, 1974], [Krauer, 2009], [Voges-Schwieger, 2010], [Voges-Schwieger, 2009]. Die Vermessung der Bauteile auf verformungsinduzierten Martensit zeigte, dass in jenen Bereichen mit hohen Zug / Druck Beanspruchung die höchsten Martensitwerte auftraten. Dies korreliert mit den gemessenen Dicken, denn der meiste Martensit wurde an den Stellen mit hohem Anteil an Stauchmartensit gemessen, also an den Stellen mit höchster Werkstoffaufdünnung. An jenen Stellen an denen der Werkstoff ausdünnte, nämlich in den Bereichen des einachsigen Zugs und Plane-Strain, wurden die niedrigsten Martensitwerte gemessen. Derselbe Effekt konnte auch bei den Versuchen mit dem beheiztem Werkzeug anhand der gezogenen Spülen festgestellt werden. Im Bereich von Zug / Druck Überlagerungen konnten die höchsten Martensitwerte gemessen werden.

Vor Beginn der Umformversuche mit dem beheiztem Werkzeug wurde für die zwei verwendeten Werkstoffvarianten des 1.4301 die Stabilität, d.h. die Neigung zur Bildung von verformungsinduziertem Martensit, mittels empirischer Formeln ermittelt. So zeigte sich bei

der Berechnung der M_{d30} -Temperatur nach Angel [Angel, 1954] kein Unterschied zwischen den beiden Abrufanalysen AA48 und AA61. Der Vergleich der M_{d30} -Temperatur nach [Nohara, 1977] zeigte allerdings einen deutlichen Unterschied zwischen den beiden Varianten. Nach Nohara ist die Variante AA61 deutlich instabiler als die AA48. Die Bewertung der Stabilität der beiden Werkstoffvarianten über die Stapelfehlerenergie zeigte dasselbe Ergebnis. Somit sollte die Variante AA48 eine geringere Neigung zur Bildung von α' -Martensit aufweisen. Dies konnte durch die durchgeführten Martensitvermessung an den gezogenen Spülen validiert werden. Bei sämtlichen Umformversuchen (Variation der Niederhalterkräfte, der Ziehgeschwindigkeit und der Werkzeugtemperatur) bildete die Werkstoffvarianten AA48 im Durchschnitt um ca 60% weniger verformungsinduzierten Martensit im Vergleich zur AA61. Bei Veränderung der Niederhalterkräfte verhielten sich die beiden Werkstoffvarianten identisch. Die stabilere AA48 bildete bei den unsymmetrisch gezogenen Spülen genauso um ca.60% weniger verformungsinduzierten Martensit wie bei den symmetrisch gezogenen Spülen. Der größte Unterschied zwischen den Werkstoffvarianten hinsichtlich Martensitbildung konnte bei Veränderung der Werkzeugtemperatur festgestellt werden. Hier bildet die AA48 bei Raumtemperatur um 54% und bei 80°C um 77% weniger Umformmartensit als die AA61. Dies deckt sich auch mit den Ergebnissen von Ratte [Ratte, 2007]. Mit zunehmender Werkzeugtemperatur steigt die Stapelfehlerenergie, wodurch die Unterdrückung von verformungsinduziertem Martensit positiv beeinflusst wird. Das bedeutet dass bei Werkstoffen mit einer hohen Stapelfehlerenergie, die an sich schon wenig verformungsinduzierten Martensit bilden, die Martensitreduktion durch eine Werkzeugbeheizung zusätzlich gesteigert werden kann. Dies deckt sich ebenfalls mit den Ergebnissen von [Kranz, 1999], [Vogeschwieger, 2010] und [Frehn, 2004]. Dies bedeutet für den Endverarbeiter, dass er unter der Verwendung von beheizten Werkzeugen auf eine deutlich instabilere Werkstoffvariante zurückgreifen kann und trotzdem ein positives Umformergebnis erzielen kann. Bei Erhöhung der Ziehgeschwindigkeit von 20mm/sek. auf 40mm/sek. zeigte sich, dass die stabilere Werkstoffvariante AA48 um ca. 60% weniger verformungsinduzierten Martensit bildete als die instabilere AA61. Dies deckt sich mit dem in Kapitel 2.2.4 beschriebenen positiven Einfluss auf die Stapelfehlerenergie bei Erhöhung der Ziehgeschwindigkeit. Eine Erhöhung des Nickelgehalts, sowie die durch die höhere Umformgeschwindigkeit entstehende adiabatische Erwärmung erhöhen die Stapelfehlerenergie [Ratte, 2007].

Bei den Versuchen mit Tiefziehöl und einseitiger Sperrung wurden die Niederhalterbereiche 2, 3 und 4 mit Schmiermittel beölt. Der Niederhalterbereich 1 wurde auf Grund der gewünschten Sperrung des Blecheinzuges nicht beölt. Die Ergebnisse der so durchgeführten Versuche zeigen Unterschiede zwischen den bei Raumtemperatur und bei 80°C gezogenen Spülen. So konnte bei den Versuchen mit 80°C Werkzeugtemperatur höhere Ziehtiefen erreicht werden. Auf Grund der temperaturunterstützten Unterdrückung von verformungsinduzierten Martensit im Zargenbereich kommt es im gesperrten Bereich zu einer homogeneren Dehnungsverteilung als bei den Versuchen unter Raumtemperatur. Der Werkstoff konnte auf Grund der niedrigen Verfestigung aus den nicht gesperrten Bereichen besser nachfließen, wodurch sich in der Zarge der Tiefziehanteil erhöhte und dadurch höhere Ziehtiefen erreicht werden konnten. Die

höheren Temperaturen führen allerdings in der Spülenecke zu hohen Formänderungen und in weiterer Folge zur Rissbildung in der Anhaumarke, da hier die hohen Umformkräfte nicht mehr übertragen werden konnten. Bei den einseitig gesperrten Versuchen unter Raumtemperatur kam es auf Grund der dominierenden Plane-Strain Beanspruchung in der Zarge nur zu niedrigen Martensitwerten und in den nicht gesperrten Bereichen zu hohen Martensitwerten, wodurch ein Nachfließen von außen in den gesperrten Bereich unterdrückt wurde. Dadurch konnten die Umformkräfte im Zargenbereich nicht übertragen werden, was in weiterer Folge zu frühzeitiger Rissbildung führte.

Der Vergleich zwischen geölten symmetrisch und geölten unsymmetrisch gezogenen Spülen zeigt einen hohen Einfluss des Blechnachflusses auf das Umformergebnis. Die niedrigeren Umformgrade der mit einseitiger Sperrung gezogenen Spüle 055 z.B. in der Spülenecke ($\varphi_1/\varphi_2=0,15/0,1$) sind ausschlaggebend für das niedrige gemessene Martensitniveau. Im Vergleich dazu weist die symmetrisch gezogene Spüle 054 in der Spülenecke höhere Formänderungen auf ($\varphi_1/\varphi_2=0,3/0,1$). Zur Bildung von verformungsinduziertem Martensit und in weiterer Folge zur Übertragung von hohen Umformkräften aus dem Boden in die Zarge, muss also Material nachfließen können. Ohne ein Nachfließen besteht gerade bei einseitiger Blechnachflusssperrung die Gefahr für Reißer im Plane-Strain Bereich.

Bei den Versuchen zur Bestimmung des Temperatureinflusses auf das Formänderungsvermögen wurden nur symmetrische Spülen mit 150mm Ziehtiefe untersucht. Dabei konnte festgestellt werden, dass im Vergleich zu den unsymmetrisch gezogenen Spülen die gezielte Veränderung der Werkzeugsystemtemperatur und die daraus resultierende quantitative Reduktion von verformungsinduziertem Martensit, zu keiner wesentlichen Veränderung in den Formänderungen der untersuchten Spülbecken führte. Es konnte jedoch beim Vergleich der Formänderungsverläufe der Spülen 054 und 056 beim Verlauf der Spüle 054 ein Rauschen in den Kurven festgestellt werden. Dies ist eventuell auf die Entstehung von Martensitbändern zurückzuführen, was zu einer lokal unterschiedlichen Verformung führt. Diese lokal unterschiedlichen Formänderungen können zu lokal unterschiedlichen Verfestigungen führen. Genauere Untersuchungen zu diesem Phänomen müssen noch durchgeführt werden.

Die Erhöhung der Werkzeugtemperatur von Raumtemperatur auf 80°C und die Ziehgeschwindigkeitserhöhung von 20 mm/sek. auf 40 mm/sek. führte zu einer kontinuierlichen Reduktion von verformungsinduziertem Martensit der untersuchten Spülen. Der Einfluss der Geschwindigkeit ist unabhängig vom Einfluss der Werkzeugtemperatur. Die Martensitunterdrückung nimmt zu, bei gleichzeitiger Erhöhung der beiden Parameter. Durch die Kombination der stabileren Werkstoffvariante mit einer Umformung bei 80°C und einer Ziehgeschwindigkeit von 40mm/sek. konnte die höchste Martensitreduktion erreicht werden. Der gemessene Martensitunterschied zwischen den beiden Werkstoffvarianten beim Vergleich jener Spülen mit denselben Ziehparametern (Temperatur und Geschwindigkeit) war konstant.

Die Versuche mit einem Serienwerkzeug mit beheiztem Ziehring zeigten einen deutlichen Einfluss der Prozessführung auf das Umformergebnis. Durch die schlechte Übertragung der

Niederhalterkräfte auf Grund des Einsatzes einer Isolationsplatte zwischen Niederhalter und Oberwerkzeug kam es zur Bildung von Falten 1.Ordnung und in weiterer Folge zur Bildung von Stauchmartensit im Flanschbereich der gezogenen Spülen. Durch die Beheizung des Ziehrings konnte ein bestimmtes Maß an verformungsinduziertem Martensit unterdrückt werden. Die Bildung von Stauchmartensit im Flansch hatte ein schlechtes Nachfließen des Werkstoffs zur Folge, wodurch eine Steigerung der Ziehtiefe nicht erreicht werden konnte. Durch die Vermeidung von Stauchmartensit auf Grund einer Optimierung des Niederhalters, konnte das Martensitniveau gesenkt werden und in weiterer Folge die Ziehtiefe um 60mm gesteigert werden. Die Anhebung der Stapelfehlerenergie des Werkstoffs, auf Grund der Beheizung des Ziehrings auf 80°C, führte dazu, dass das Phänomen „verzögerte Rissbildung“ gänzlich vermieden werden konnte. Die Vermeidung einer Zwischenglühung im Vakuumofen vor dem Fertigzug konnte trotz der Beheizung, auf Grund des verbleibenden Anteils an verformungsinduziertem Martensit, nicht erreicht werden.

6 Induktives Rekristallisieren

6.1 Einleitung

Der bei der Umformung von austenitisch nichtrostenden Edelstählen entstehende verformungsinduzierte Martensit wirkt sich negativ auf z.B. Folgeziehoperationen (Fertigzug bei der Spülenherstellung) aus, da diese auf Grund der hohen Werkstoffverfestigung nicht mehr darstellbar sind. Dieser Effekt kann entweder durch gezielte Unterdrückung von Umformmartensit mittels aktiver Beheizung bestimmter Werkzeugbereiche während des Tiefziehens erfolgen, oder durch Rekristallisationsglühen nach dem Ziehprozess bzw. zwischen den Ziehstufen [Ratte, 2007].

Die Untersuchungen von Küppers und Salvatori gaben Anstoß dazu, die Anwendbarkeit der induktiven Rekristallisation von verformungsinduzierten Martensit auf dreidimensionale Bauteile zu überprüfen [Küppers, 1986b], [Salvatori, 2000]. Ziel ist es, die Einstellbarkeit der für Folgetiefziehoperationen optimalen Korngröße in umgeformten Bauteilen durch induktive Rekristallisation zu realisieren. Dieses Ziel soll mittels Variation von unterschiedlichen Induktionstechnologien und Prozessparametern realisiert werden.

6.2 Experimenteller Aufbau und Methode

6.2.1 Experimenteller Aufbau

Für die Erwärmung von dreidimensionalen Bauteilen (z.B. Küchenspülen) bietet sich die Verwendung einer Längsfeldinduktionsspule an (Abbildung 72). Das elektromagnetische Wechselfeld kann im gesamten von der Spule eingeschlossenen Innenraum erzeugt werden. Dies bietet einen besonderen Vorteil vor allem für die Erwärmung von tiefgezogenen Bauteilen. Durch die Umformung von austenitisch nichtrostenden Edelstählen entstehen Bereiche mit hohen Anteilen an verformungsinduziertem Martensit, der ferromagnetische Eigenschaften aufweist. Das induzierte elektromagnetische Wechselfeld konzentriert sich auf Grund der hohen Permeabilität besonders in diesen Bereichen. In den nichtmagnetischen Bereichen ist die Erwärmung hingegen gering. Werden ferromagnetische Werkstoffe auf diese Art erwärmt, können Temperaturen bis zur Schmelztemperatur erreicht werden. Dadurch ist eine sehr lokale Rekristallisation von verformungsinduziertem Martensit möglich.

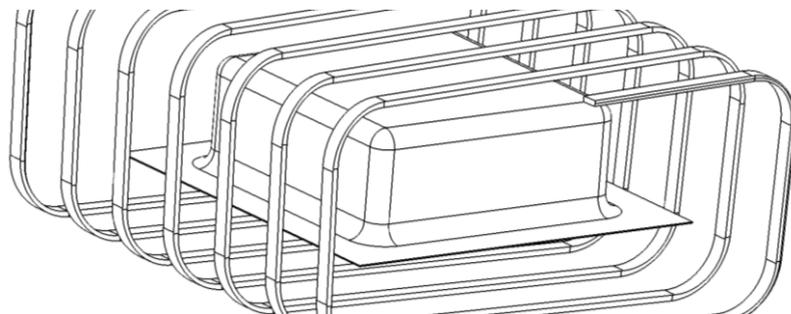


Abbildung 72 Längsfeldinduktionsspule

Bei der Flächeninduktion hat der Abstand zwischen Spule und dem zu erwärmenden Bauteil den größten Einfluss auf den Prozesswirkungsgrad. Somit ist es nicht möglich jede beliebige Form eines Bauteils mit nur einem Induktor zu erwärmen. Abbildung 73 zeigt eine Möglichkeit zur Anordnung der Induktionsspulen um nur jene Bereiche, in denen eine hohe Temperatur zur Rekristallisation von verformungsinduzierten Martensit notwendig ist, zu erwärmen. Die Realisierung von schnellen Aufheizzeiten wird durch die Verwendung dieser Induktor-Technologie ebenfalls ermöglicht.

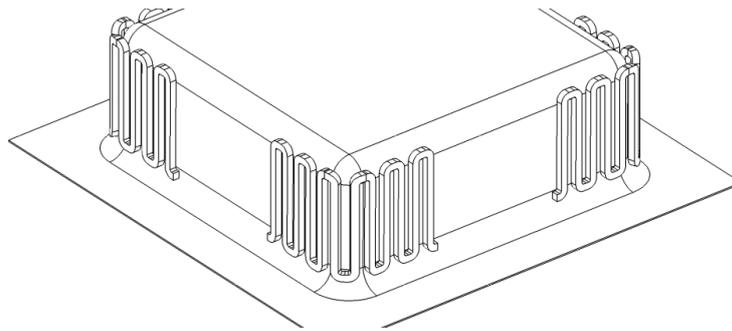


Abbildung 73 Längsfeldinduktionsspule

Am Institut für Werkzeugtechnik und Spanlose Produktion steht eine Versuchsanlage mit einem 10kHz und einem 100kHz Umrichter mit einer jeweiligen Nennleistung von 160kW und 120 kW zur Verfügung. Ebenso stehen Längsfeld- sowie Flächenspulen in unterschiedlichen Geometrien zur Verfügung. In Abhängigkeit der Werkstoffzusammensetzung können so sowohl rotationssymmetrische, flache und dreidimensional konturierte Bauteile auf weit über 1000°C erwärmt werden [Kolleck, 2009].

6.2.2 Methode

Zur Überprüfung der Induktionstechnologie als mögliche Erwärmungstechnologie für die Erwärmung von Bauteilen aus austenitisch nichtrostenden Edelstählen und in weiterer Folge zur Rekristallisation von lokal erhöhtem verformungsinduzierten Martensit, wurden die ermittelten Dehnungszustände an der mit dem beheizten Werkzeug hergestellten Küchenspülen aus 1.4301 auf eine geometrisch kleinere Geometrie übertragen (Abbildung 74). Zu einer vermehrten Bildung von α' -Martensit kommt es in der Spülenzarge. In dieser sind dieselben Dehnungen wie in der Zylinderwand von durchgezogenen rotationssymmetrischen Näpfen wiederzufinden [Frehn, 2004], [Voges-Schwieger, 2010]. Daher wurden an den in Kapitel 4.1 gezogenen rotationssymmetrischen Näpfen die Parameter zur Einstellung einer optimalen Korngröße für eine induktive Rekristallisation mittels Längsfeldspule erarbeitet. Diese Erwärmungsparameter wurden anschließend auf vorgestreckte Flachzugproben übertragen, um im Fertigungszug auf mögliche Umformgradsteigerungen durch diese Art der Wärmebehandlung schließen zu können. Nach diesen Untersuchungen ist es möglich die Ergebnisse auf Großbauteile wie z.B. eine Küchenspüle zu übertragen, um so eine Alternative zu konventionellen Prozessen zu ermöglichen.

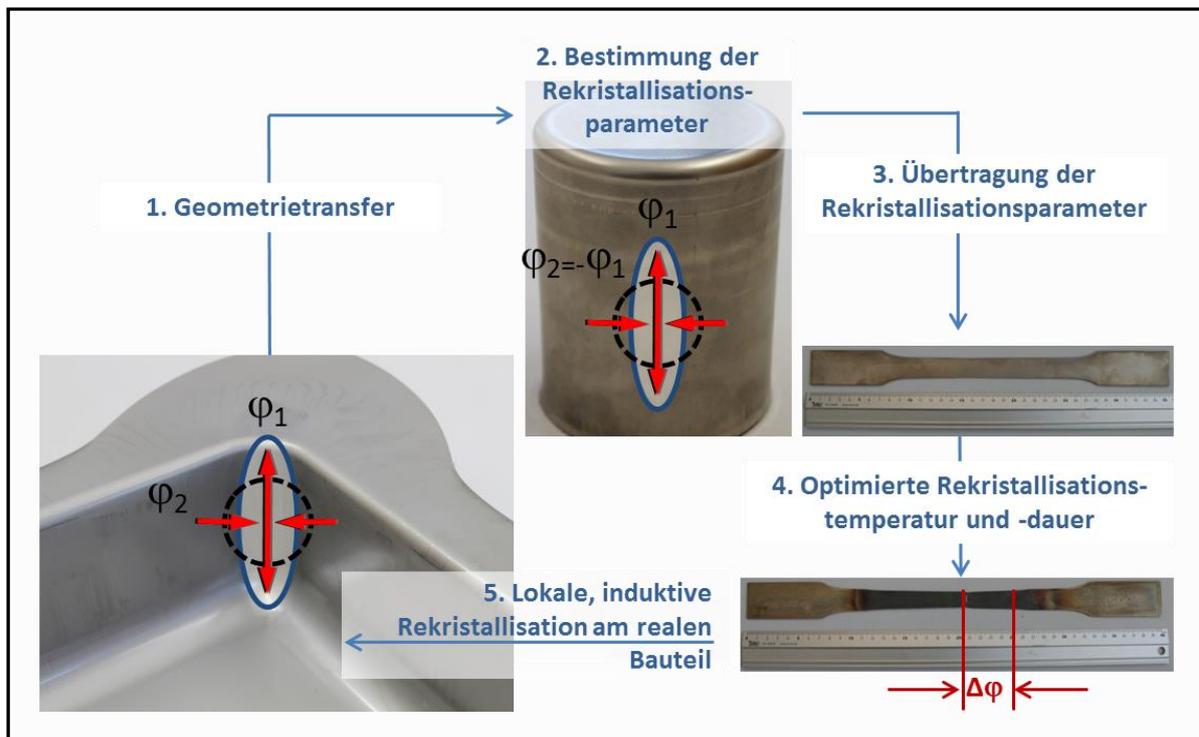


Abbildung 74 Experimentelle Vorgehensweise

Sämtliche Versuche, sowohl mit den rotationssymmetrischen Näpfen, wie auch mit den Flachzugproben, wurden mit dem in Tabelle 2 dargestellten Werkstoff durchgeführt.

In den Untersuchungen wurden drei unterschiedliche Bauteilgeometrien mit jeweils unterschiedlichen Induktoren erwärmt. Für die Erwärmung mittels Längsfeldinduktion wurde die Geometrie des rotationssymmetrischen Napfes gewählt. Da eine Varianz von prozessbestimmenden Größen einen hohen Einfluss auf die Bildung von α' -Martensit während der Umformung hat, wurde sehr genau darauf geachtet, dass sämtliche Bauteile unter konstanten Bedingungen gezogen wurden [Frehn, 2004]. Zur Quantifizierung des α' -Martensits wurden lokale Messungen an den rotationssymmetrischen Näpfen mit einem Fischer Feritscope FMP30 entlang der Zylinderwand in regelmäßigen Abständen durchgeführt (Abbildung 18).

Während der Umformversuche wurden die Prozessparameter so variiert, dass gezielt α' -Werte an den Napfseitenwänden zwischen 30 und 35 Fe% eingestellt werden konnten. Für den Funktionsnachweis des induktiven Rekrystallisierens in einer Längsfeldspule wurden dieselben Feritscope Messungen nach der Wärmebehandlung wiederholt. Die vermessenen Bauteile wurden auf 600°C, 700°C, 800°C, 900°C, 1000°C und 1100°C bei unterschiedlichen Haltezeiten von 0sec., 30sec. und 60sec gegläht (Abbildung 75). Die Temperaturmessung an der Bauteiloberfläche erfolgte über aufgeschweißte Thermoelemente des Typs N.

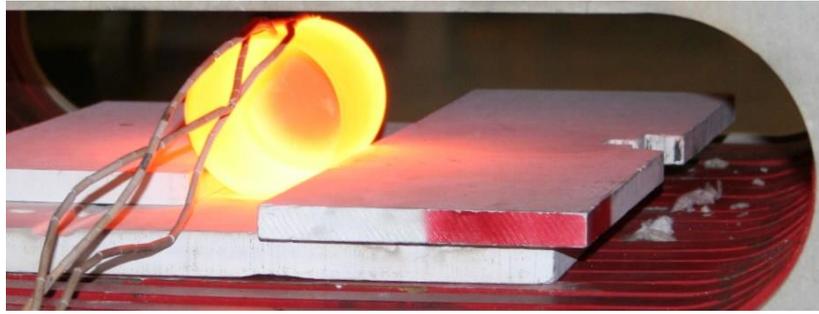
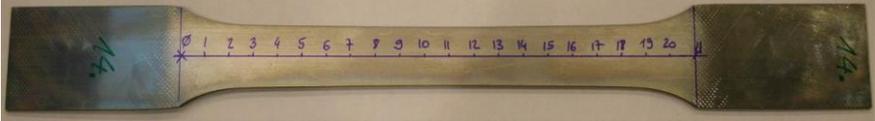


Abbildung 75 Induktive Erwärmung des rotationssymmetrischen Napfes

Voraussetzung für den prinzipiellen Funktionsnachweis eines induktiven Rekrystallisationsprozesses war im ersten Schritt eine Reduktion des Martensitgehalts auf unter 1%. An jenen Bauteilen an denen eine Martensitreduktion festgestellt werden konnte, wurde am rekrystallisierten Austenitgefüge eine metallographische Korngrößenbestimmung nach ASTM E112-Methode durchgeführt. Für den Abgleich mit der Referenz, dem Glühen in konventionellen Öfen, hinsichtlich der einstellbaren Korngröße, wurden Bauteile bei 1100°C jeweils 5 und 15 Minuten in einem elektrisch beheizten Strahlungsofen ohne Schutzatmosphäre geglüht [Küppers, 1986b].

Für die Überprüfung der Anwendbarkeit der Flächeninduktion zur Rekrystallisation von α' -Umformmartensit wurden Flachzugproben nach DIN EN ISO 6892-1 auf einer Standardzugprüfmaschine bis zum Kraftmaximum mit einer Ziehgeschwindigkeit von 2,5mm/min gezogen. Die Zugrichtung lag bei diesen Versuchen in Richtung der Walzrichtung. An diesen Proben wurde anschließend ebenso eine lokale Martensitvermessung durchgeführt (Abbildung 76). Die Übertragbarkeit der verformungsinduzierten Martensitbildung und der daraus resultierenden Martensitmenge von den rotationssymmetrischen Näpfen auf die Flachzugproben ist trotz der unterschiedlichen Herstellverfahren und den daraus resultierenden Haupt- und Nebenformänderungen annähernd gegeben [Behrens, 2010]. Bei der Durchführung der Zugversuche wurde daher darauf geachtet ein α' -Niveau einzustellen, welches annähernd den Martensitwerten der rotationssymmetrischen Näpfe entlang der Zylinderwand entspricht. Durch die Variation der Ziehgeschwindigkeit können aufgrund der unterschiedlichen Temperaturverteilungen bestimmte Martensitgehalte eingestellt werden. Durch geringe Verformungsgeschwindigkeiten kann ausreichend viel Umwandlungs- und Verformungsenergie an die Umgebung abgegeben werden, um dadurch die gewünschten Martensitniveaus einstellen zu können [Frehn, 2004].



Flachzugprobe, BT11, v = 2,5mm/min											
Messpunkte [10 mm]	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
Martensitgehalt [FE%]	14,3	14,6	16,1	16,4	18,2	23	22,3	17,7	15,6	14,6	14,2

Abbildung 76 Flachzugprobe (oben); gemessener Martensitgehalt (unten)

Die gezogenen Proben wurden anschließend mit den aus den Voruntersuchungen bestimmten optimalen Glühparametern zur Erreichung einer Korngröße zwischen 8,0 und 8,5 ASTM geglüht und auf der Zugprüfmaschine bis zum Versagen weitergezogen. Für den Vergleich zwischen den einzelnen Glühparametern dienten die Kraft-Verlängerungs Kurven.



Abbildung 77 Induktive Erwärmung der Flachzugprobe

6.3 Ergebnisse

6.3.1 Ergebnisse Längsfeldinduktion

Die Glühversuche der rotationssymmetrischen Nöpfe in einer Längsfeldspule zeigten eine mittels Feritscope gemessene Reduktion von 35 auf 28-Fe% bereits ab einer Temperatur von 600°C, ohne Haltezeit. In diesem Temperaturbereiche ist diese Reduktion laut Padilha auf die sogenannten Martensite Reversion zurückzuführen [Padilha, 2003]. Eine Steigerung der Temperatur und der Haltezeit in 100 Gradschritten bis auf 1100°C und 60 Sekunden Haltezeit resultierte in einer kontinuierlichen Abnahme der α' -Werte. Erst im Temperaturbereich von 800 - 1100°C war eine vollständige Reduktion von α' bei Haltezeiten von 0, 30 und 60 Sekunden messbar, was wiederum laut Padilha auf den Beginn von Rekristallisationsprozessen schließen lässt.

Rotationssymmetrischer Napf 1.4301, induktiv erwärmt					
Martensitgehalt vor Erwärmung 30 - 35 FE%	Temperatur	Bauteil #	Haltezeit	Temperaturerreichung	ASTM E112
	[°C]		[s]	[s]	
	800	13	0	29,4	n.a.
4		30	28,3	10	
14		60	28,3	10	
900	22	0	37,1	9,5 - 10	
	5	30	34,3	10	
	15	60	35,4	9,5 - 10	
1000	25	0	50,3	9,5	
	20	30	58,3	8,0 - 8,5	
Rotationssymmetrischer Napf 1.4301, konventionell erwärmt					
1100	8	900	-	4 - 4,5	
1100	21	300	-	5,5 - 6	

Tabelle 16 Erwärmungsparameter und Korngröße des rotationssymmetrischen Napfes

Tabelle 16 zeigt den Einfluss der verschiedenen Glühtemperaturen und unterschiedlichen Haltezeiten auf die resultierende Korngröße. Deutlich zu erkennen ist, dass es bei Temperaturen oberhalb von 900°C zu Kornwachstum innerhalb des rekristallisierten austenitischen Gefüges kommt. Die Glühergebnisse bei 900°C und darunter weisen eine sehr feine Korngröße von ASTM 10 auf (Abbildung 78 (Mitte)). Die angestrebte Korngröße zwischen 8,0 und 8,5 ASTM konnte mit einer Haltezeit von 30 Sekunden und einer Gesamtheizdauer von 88,3 Sekunden bei einer Temperatur von 1000°C erzielt werden (Abbildung 78 (rechts)). Im Vergleich dazu bildete sich bei der konventionellen Glühung im Kammerofen, bei einer Temperatur von 1100°C und einer Haltezeit von 900 Sekunden, eine resultierende Korngröße von ASTM 4 aus (Abbildung 78 (links)). Für die Weiterverarbeitung (z.B. Fertigung bei der Spülenfertigung) ist die Korngröße ASTM 4 allerdings zu groß.

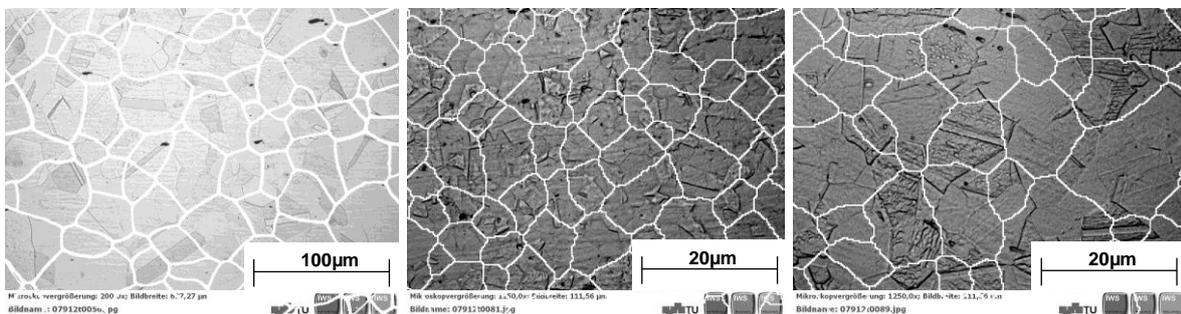


Abbildung 78 Gefüge nach Rekrystallisation: konventionelle Erwärmung 1100°C – 900sek., ASTM 4,5 (links); induktive Erwärmung 900°C – 30 sek., ASTM 10 (Mitte); induktive Erwärmung 1000°C – 30sek., ASTM 8,5 (rechts)

Bei der Produktion der rotationssymmetrischen Näpfe wurden unterschiedliche Martensitwerte in der Zylinderwand durch eine gezielte Variation der Prozessparameter eingestellt. Bei der anschließenden Erwärmung der Näpfe mit unterschiedlichen Martensitwerten, zeigte sich ein ausgeprägter Einfluss der α' -Martensitwerte auf die Heizrate. So konnte beim Erwärmen eines Napfes, mit einem Martensitmaximalwert von 32,7 FE% in der Seitenwand, auf 1000°C eine Heizrate von 20 K/sek. erreicht werden. Hingegen wurde bei der Erwärmung eines Napfes mit einem Martensitmaximalwert von nur 20 FE% nur eine Heizrate von 11 K/sek. erreicht.

6.3.2 Ergebnisse Flächeninduktion

Für die Erwärmung mittels Flächeninduktion, wurden jene Parameter verwendet, die bei der Erwärmung der Näpfe mittels Längsfeldinduktion zu den optimalen Korngrößen von 8-8,5 ASTM führten. Im Vorzug der Flachzugproben bis zum Kraftmaximum erreichten sämtliche Proben eine maximale Dehnung von 88 mm. Zur Herstellung einer Referenz wurde eine Probe nach dem Vorzug bis zum Kraftmaximum fertig gezogen. Ohne eine zwischengelagerte Wärmebehandlung konnte dadurch eine zusätzliche Ausstreckung bis kurz vor dem Versagen von 13,5mm erreicht werden. Nach der Erwärmung der Flachzugproben aus dem Vorzug mit den optimalen Parametern zur Erreichung einer Korngröße zwischen 8 und 8,5 ASTM (1273K, 30 sek.), konnte eine zusätzliche Ausstreckung der Probe bis kurz vor dem Versagen von 45,1mm erreicht werden. Im Vergleich zu der Referenzprobe entspricht dies einer zusätzlichen Verlängerung von 31,6 mm (Abbildung 79).

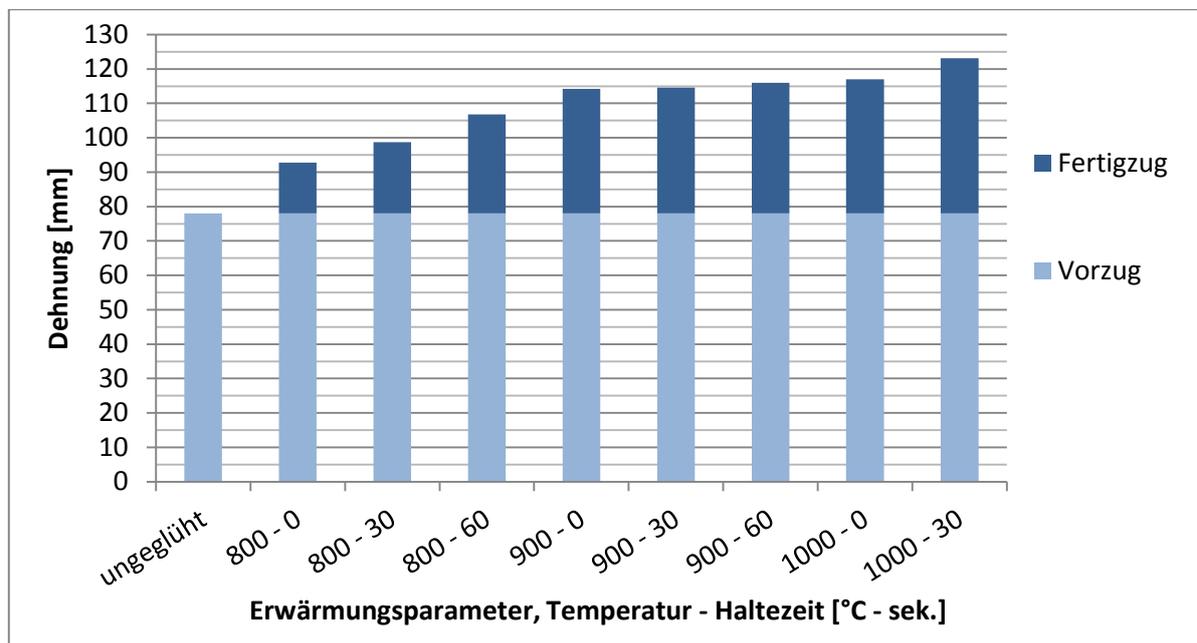


Abbildung 79 Erhöhung des Formänderungsvermögens durch induktive Rekristallisation

Mit diesen Versuchen konnte nachgewiesen werden, dass auch die Flächeninduktion eine Möglichkeit zur Rekristallisation von verformungsinduziertem Martensit darstellt.

6.3.3 Übertragung der Ergebnisse auf Realgeometrie

Die Ergebnisse der Versuche mittels Längsfeld- und Flächeninduktion wurden nun auf die Spülengeometrie des beheizten Werkzeugs übertragen (450 x 450 x 150mm, BxTxH). Die Spüle wurde in einer Längsfeldspule mit drei Windungen lokal geblüht (Abbildung 80).

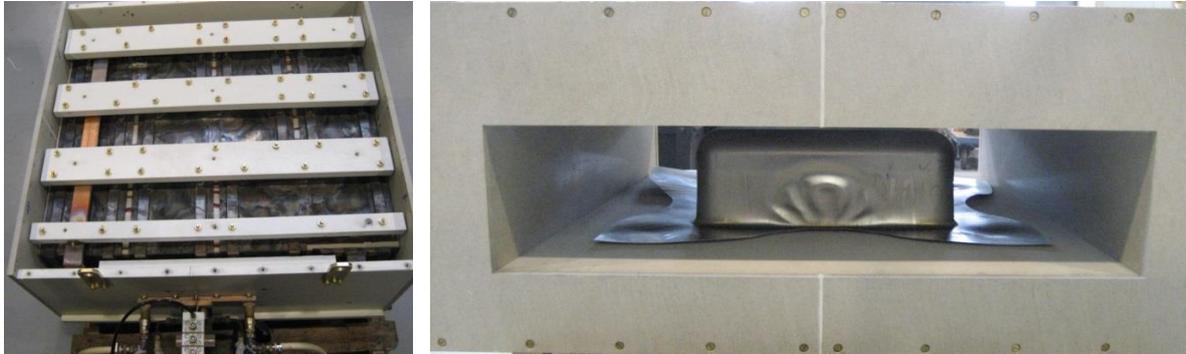


Abbildung 80 Längsfeldspule zur Glühung einer Küchenspüle

Die Martensitmessungen vor der Erwärmung mittels Feritscope zeigte Maximalwerte von 25 bis 30FE%. Nach dem Glühen bei 1000°C mit einer Verweilzeit von 30 sek. (Abbildung 81), konnten die Martensitwerte in den kritischen Bereichen (Ziehradius und Beckenecke) auf 0FE% reduziert werden. Somit konnte nachgewiesen werden, dass eine schnelle induktive Erwärmung von Bauteilen mit lokal hohen Werten an verformungsinduzierten Martensit eine mögliche Alternative zu konventionellen Erwärmungstechnologien darstellt.



Abbildung 81 Lokale, induktive Erwärmung einer Küchenspüle in einer Längsfeldspule

6.3.4 Zusammenfassung induktive Rekristallisation

Die Bildung von verformungsinduzierten Martensit ist besonders häufig bei der Verarbeitung von austenitisch nichtrostenden Edelstählen zu komplexen Geometrien. Dies ist auf das Vorhandensein unterschiedlicher Dehnungszustände in den Bauteilen während der Umformung zurückzuführen. α' -Martensit kann Tiefziehprozesse in Bereichen hoher Kraftübertragung positiv beeinflussen, kann aber auch negative Effekte wie zum Beispiel verzögerte Rissbildung oder Wasserstoffversprödung hervorrufen. Gerade bei mehrstufigen Ziehprozessen können einzelne Ziehstufen ohne eine zwischengelagerte Rekristallisationsglühung nicht dargestellt werden und es kommt zu Bauteilversagen. Die Untersuchungen zum partiellen Rekristallisationsglühen von umgeformten, austenitisch nichtrostenden Edelstahl mit

lokal stark ausgeprägtem α' -Martensit zeigen einen deutlichen Unterschied zu herkömmlichen Rekristallisationsverfahren auf. Die Vorteile durch den Einsatz der Induktionstechnologie liegen in der gezielten Einstellmöglichkeit der Korngröße, welche entscheidend für weitere Umformstufen und die Oberflächenqualität ist, und in den realisierbaren niedrigen Prozesszeiten [Kolleck, 2012], [Kolleck, 2013].

7 Zusammenfassung und Ausblick

Mit der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen konnten zwei Möglichkeiten zur Steigerung der umformtechnischen Grenzen bei der Verarbeitung von austenitisch nichtrostendem Edelstahl aufgezeigt werden.

Durch die Beheizung von Umformwerkzeugen auf 80°C ist es möglich die Stapelfehlerenergie des austenitisch nichtrostenden Edelstahls während der Umformung anzuheben und dadurch die verformungsinduzierte Martensitbildung zu unterdrücken. Demzufolge lassen sich zum einen komplexere Geometrien (Erhöhung der Ziehtiefe) herstellen und zum anderen kann das Phänomen der verzögerten Rissbildung im Produktionsanlauf vermieden werden. Bei Werkstoffen mit einer hohen Stapelfehlerenergie, die an sich schon wenig verformungsinduzierten Martensit bilden, kann die Martensitreduktion durch eine Werkzeugbeheizung zusätzlich gesteigert werden kann. Dies bedeutet für den Endverarbeiter, dass er unter der Verwendung von beheizten Werkzeugen auf eine instabilere Werkstoffvariante zurückgreifen und trotzdem ein positives Umformergebnis erzielen kann. Hierfür ist eine prozessichere Auslegung von Tiefziehwerkzeugen von großer Wichtigkeit. Eine Kombination aus gekühlten und beheizten Werkzeugbereichen ist zielführend. Die Übertragung der erzielten Ergebnisse auf Bereiche außerhalb der „weißen Ware“ ist möglich und eröffnet neue Chancen hinsichtlich Bauteilkomplexität und Werkstoffauswahl.

Die verformungsinduzierte Martensitunterdrückung während der Umformung ist für bestimmte Prozesse nicht ausreichend um komplexe Bauteile herstellen zu können. So sind teilweise Zwischenglühoperationen unbedingt notwendig, um den Werkstoff nach der Umformung wieder umformfähig zu machen. Nachteilig hier sind die hohen Prozesskosten und –zeiten, sowie die inhomogene Korngrößenverteilung innerhalb der Bauteile. Eine in dieser Arbeit erarbeitete Alternative dazu stellt das induktive Glühen von Bauteilen mit lokal hohen Anteilen an verformungsinduziertem Martensit dar. Mit diesem Verfahren ist es möglich nur jene Bereiche zu rekristallisieren die in weiteren Umformoperationen hohen Formänderungen unterliegen. Gleichzeitig ist es möglich innerhalb kurzer Prozesszeiten jene Bereiche auf Korngrößen zwischen 8-8,5 ASTM einzustellen. Dadurch kann eine weitere Formgebung nach der Glühung garantiert werden, ohne den zusätzlichen Nachteil von Grobkornbildung in den nicht geglühten Bereichen. Weiterführende Untersuchungen müssen den Aufbau einer stabilen Prozesskette ermöglichen. Ebenso muss die Verwendung von Schutzgas zur Verhinderung von Oberflächenoxidation während der Erwärmung integriert werden.

Anhang

1. Versuchsreihe - Ferritprozent [%Fe]																
Raumtemperatur			40°C				60°C				80°C				100°C	
Messp.	BT001	BT002	BT003	BT004	BT005	BT006	BT007	BT008	BT009	BT010	BT011	BT012	BT013	BT014	BT015	
16	31,5	32,0	31,6	30,0	31,0	31,0	30,0	30,0	30,0	30,0	30,0	29,0	25,0	23,0	24	
15	24,0	21,0	24,5	23,5	22,0	20,0	18,0	17,0	16,0	20,0	16,0	18,0	14,0	9,0	12	
14	6,3	5,0	8,4	4,0	4,0	3,0	1,0	2,0	1,0	2,0	1,0	1,0	0,0	1,0	1	
13	10,0	10,0	8,2	6,5	6,0	7,0	3,5	4,0	4,0	2,0	2,0	2,0	1,2	1,5	1	
12	17,5	16,6	16,7	11,2	12,0	13,0	8,0	8,0	8,0	4,0	4,0	4,0	3,0	3,4	3	
11	23,0	23,5	21,6	15,3	17,0	15,0	11,0	11,0	10,0	6,0	5,5	5,0	4,0	4,0	3,6	
10	25,0	24,0	24,3	17,8	18,0	18,0	11,0	13,0	11,0	7,0	7,0	7,0	5,0	5,0	4,4	
9	29,0	27,0	26,2	20,0	19,0	20,0	12,0	14,0	12,0	9,0	8,0	8,0	5,5	5,0	5	
8	30,0	27,0	27,3	20,0	20,0	20,0	14,0	15,0	13,0	9,0	9	8,0	6,0	6,0	5,5	
7	27,0	26,0	27,0	20,0	20,0	20,0	14,0	15,0	13,0	9,0	9	9,0	6,5	6,0	5,8	
6	26,0	26,0	25,4	20,0	20,0	20,0	14,0	16,0	14,0	10,0	9	9,0	7,0	7,0	6	
5	27,0	25,5	26,9	20,0	21,0	21,0	14,0	17,0	15,0	10,0	9	10,0	7,5	8,0	6	
4	28,0	25,5	26,0	22,2	21,0	21,0	15,0	17,0	15,0	11,0	10	10,0	8,0	8,0	6,5	
3	28,0	26,0	26,9	22,2	21,0	21,0	15,0	16,0	15,0	11,0	11	10,0	7,0	8,0	6,5	
2	28,0	27,5	27,0	22,2	22,0	23,0	15,0	16,0	16,0	11,0	11	10,0	7,0	8,0	7	
1	29,0	29,0	28,5	23,6	22,6	24,0	15,0	17,0	16,0	11,0	11	11,0	8,0	7,0	7	
0	35,0	35,0	35,0	28,0	26,0	27,0	18,0	20,0	19,0	13,5	13	14,0	9,0	7,0	7	
-1	29,0	27,0	28,0	23,9	19,0	26,0	12,0	12,0	14,0	10,0	8	8,0	5,0	3,0	3	
-2	18,0	17,7	16,7	17,3	13,0	17,0	5,5	11,0	7,0	3,0	2	3,0	1,0	0,0	0	
-3	8,0	7,2	6,3	8,2	2,0	5,5	2,0	4,0	3,0							
-4	1,5			2,0												

Tabelle 17 Martensitgehalt in der Spülenecke bei Variation der Ziehringtemperatur, 1. Versuchsreihe

		2.Versuchsreihe - Ferritprozent [%Fe]															Standardplatinen- zuschnitt +5%			+10%			+13%																
		Raumtemperatur					40°C					60°C					80°C					100°C					90°C, Stand. ZT	80°C, 10mm tiefer	80°C, 20mm tiefer	80°C, 30mm tiefer	80°C, 40mm tiefer	80°C, 50mm tiefer	80°C, 60mm tiefer						
Messp.	BT101	BT102	BT104x	BT104	BT105	BT106	BT107	BT108	BT109	BT110	BT111	BT112	BT113	BT114	BT115	BT116	BT117	BT118	BT119	BT120	BT121	BT122	BT123	BT124															
22																									30														
21																									30	20													
20																									30	20	3												
19																										29	21	4	0										
18																											21	27	30	21	4	1	1						
17																											29	8	19	20	7	0	2	3					
16	34	32		28	31	30	25	25	28	25	22	23	26	25	22	28	21	0	2	5	0	1	3	4															
15	27	27		15	21	14	10	10	11	9	10	8	10	10	10	17	8	1	1	1	1	1	1	3	4														
14	8	7		1,4	1	1	0,8	0	0	0	0	0	1	0	0	0	0	2	3	2	3	2	3	4	5	5													
13	9	7		4,5	6	9	2	2	3	1	1	1	1	1	1	0	1	4	4	3	4	3	4	5	6	6													
12	19	18		10	12	15	5	4	7	3	3	3	2	2	1	2	3	5	5	4	5	4	5	6	6														
11	24	23		13	16	18	7	6	9	4	4	4	3	3	2	3	4	6	6	5	5	5	6	7	6														
10	28	27		16	18	21	9	8	11	5	5	5	4	4	3	4	5	6	7	6	7	6	6	8	7														
9	30	30		18	21	22	10	9	12	6	6	6	5	5	3	5	7	6	7	6	7	6	7	8	7														
8	29	31		19	22	23	10	10	13	6	6	6	6	5	3	6	6	7	7	7	7	7	7	8	7														
7	29	32		18	21	22	11	10	13	7	7	7	6	5	4	6	8	7	8	7	8	7	7	8	7														
6	28	30		18	21	22	12	10	13	7	7	7	7	6	4	7	8	7	8	7	8	7	8	8	7														
5	30	28		19	22	24	12	11	14	6	7	7	6	6	4	7	8	7	8	7	8	8	8	9	8														
4	30	28		20	21	24	13	12	14	7	8	7	7	6	5	7	9	7	8	8	8	8	8	9	8														
3	31	28		20	22	23	13	12	15	8	8	8	7	6	5	7	9	7	8	8	8	8	8	9	8														
2	31	29		20	23	23	13	13	15	7	7	8	7	6	5	7	9	7	8	8	8	8	8	9	8														
1	32	32		22	25	26	14	13	16	8	8	8	7	6	5	7	9	7	8	8	8	8	8	9	8														
0	34	34		23	26	28	15	14	17	8	8	8	7	6	5	9	10	7	9	9	9	9	9	9	8														
-1	25	27		15	18	20	8	8	7	4	4	3	2	2	2	3	5	3	3	3	3	3	3	4	4														
-2	13	17		3	8	7	1	2	2	1	0	0	0	0	0	0	1	0	0	1	1	1	1	2	1														
-3	2	3																																					

Tabelle 18 2.Versuchsreihe – Steigerung der Ziehtiefe, optimierter Prozess

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1	Schaeffler-Diagramm [Schäffler, 1949]	4
Abbildung 2	Beispiel für verzögerte Rissbildung	7
Abbildung 3	Korrekturfaktor (Dicke des Messobjekts) [Fischer]	8
Abbildung 4	Beispiel einer Korngrößenvergleichsmaske (links), Korngrößeneigenschaften (rechts) [ASTM International, 2010]	9
Abbildung 5	Schematische Darstellung des Tiefziehens mit starrem Werkzeug	10
Abbildung 6	Dehnungszustände im Tiefziehbauteil [Doege, 2010]	11
Abbildung 7	Martensitbildung in Abhängigkeit des Umformgrades und der Temperatur [Angel, 1954]	13
Abbildung 8	Grenzformänderungsschaubild (links) [Doege, 2010], Dehnungszustände an einer Küchenspüle (rechts)	15
Abbildung 9	Gebildeter Volumenanteil an verformungsinduziertem Martensit im einachsigen Zug bei Raumtemperatur und unterschiedlichen Dehnraten (103/sek. und 10 – 3/sek.) [Hecker, 1982]	16
Abbildung 10	Erhöhung des Grenzziehverhältnisses durch Temperierung einzelner Werkzeugsegmente [Hänsel, 1998]	17
Abbildung 11	Schematische Darstellung – Lasercladding Prozess (links), Beschichtungsoptik (rechts oben), beschichtete Fläche mit Cu85 (rechts unten)	22
Abbildung 12	Niederhalterkraftprofil [Pahl, 1997]	23
Abbildung 13	Profiliertes Niederhaltesystem [Elend, 2001]	24
Abbildung 14	Segmentierter Niederhalter [Doege, 2010]	24
Abbildung 15	Werkzeugsystem mit aktiv elastischem Niederhalter	25
Abbildung 16	Längsfeldinduktion (links), Flächeninduktion (rechts)	29
Abbildung 17	3-stufiges Folgeverbundwerkzeug	33
Abbildung 18	Bauteile der einzelnen Ziehstufen: Stufe 1 (links), Stufe 2 (mitte), Stufe 3 (rechts)	34
Abbildung 19	Temperaturentwicklung an Werkzeug und Napf: BT01, BT06, BT12, BT19	35
Abbildung 20	Gemessener maximal Martensitgehalt der Bauteile BT01 bis BT19	36
Abbildung 21	Martensitverlauf in der Zarge: BT01, BT06, BT12, BT19	38
Abbildung 22	Dickenverlauf in der Zarge: BT01, BT06, BT12, BT19	39
Abbildung 23	Werkzeugkonstruktion (links), Spülenwerkzeug (rechts)	41
Abbildung 24	Werkzeugkinematik	41
Abbildung 25	Mögliche Positionen zur Anordnung der Gasdruckfedern	42

Abbildung 26	Tuschieren des Niederhalters (links), Einarbeitung per Hand (rechts)	43
Abbildung 27	Rohrheizkörper (links), Ziehringbeheizung mittels Rohrheizkörpern (rechts)	43
Abbildung 28	Qualitative Temperaturverteilung im Ziehring	46
Abbildung 29	Temperaturverteilung im Stempel	46
Abbildung 30	Geometrievergleich des Ziehrings bei Raumtemperatur und 80°C	47
Abbildung 31	Werkzeugisolation	47
Abbildung 32	Härteverlauf - einlagige Cu85-Beschichtung (links), Härteverlauf – zweilagige Cu85-Beschichtung (rechts), [Schmidt, 2010]	49
Abbildung 33	Streifenziehanlage der VOESTalpine AG Linz	49
Abbildung 34	Cu85 im Vergleich zu AMPCO22, 5kN, 50 mm/sek.	50
Abbildung 35	Cu85 im Vergleich zu AMPCO22, 10kN, 50 mm/sek.	50
Abbildung 36	Lokal beschichteter Ziehring und lokal beschichtete Matrize (links), lokal beschichteter Werkzeugstempel, homogen beschichteter Blechhalter (rechts)	51
Abbildung 37	Laserauftraggeschweißter Niederhalter vor der spanenden Bearbeitung	51
Abbildung 38	Falteneinprägung Stempel	52
Abbildung 39	Thermoelemente im Stempel zur Aufnahme der Temperaturveränderung	53
Abbildung 40	Infrarotpyrometer (links), Infrarotpyrometer innerhalb des Temperatur-kompensationsgehäuse (rechts)	53
Abbildung 41	Positionen Temperaturmessung	54
Abbildung 42	Temperaturverlauf Spüle 054 und 056	55
Abbildung 43	Messlinie Feritscope [FE%]	56
Abbildung 44	Martensitverlauf einer Küchenspüle, gemessen über die Spülendiagonale	57
Abbildung 45	Versuchsplan	58
Abbildung 46	Einteilung der Niederhalterbereiche	60
Abbildung 47	Diagonal gemessener Martensitverlauf für 4 Ziehparameter (jeweils 3 Spülen)	64
Abbildung 48	Vergleich des Martensitverlaufs von zwei symmetrisch gezogenen Spülen mit unterschiedlicher Abrufanalyse bei Raumtemperatur	66
Abbildung 49	Vergleich des Martensitverlaufs von zwei symmetrisch gezogenen Spülen mit unterschiedlicher Abrufanalyse bei 80°C Werkzeugtemperatur	66

Abbildung 50	Symmetrisch gezogene Spüle (links); unsymmetrisch gezogene Spüle (rechts)	67
Abbildung 51	Formänderungsanalyse	68
Abbildung 52	Spüle 037: AA48-symmetrisch-RT-20mm/sek., kurz vor dem Versagen (links); kurz nach dem Versagen (rechts)	69
Abbildung 53	FLC Spüle 037: AA48-symmetrisch-RT-20mm/sek., kurz vor dem Versagen (links); kurz nach dem Versagen (rechts)	70
Abbildung 54	Spüle 038: AA48-unsymmetrisch-RT-20mm/sek., kurz vor dem Versagen (links); kurz nach dem Versagen (rechts)	70
Abbildung 55	FLC Spüle 038: AA48-unsymmetrisch-RT-20mm/sek., kurz vor dem Versagen (links); kurz nach dem Versagen (rechts)	71
Abbildung 56	FLC Spüle 044: AA48-unsymmetrisch-80°C-20mm/sek.-60mm (links); FLC Spüle 038: AA48-unsymmetrisch-RT-20mm/sek.-60mm (rechts)	71
Abbildung 57	Dickenabnahme Spüle 054: AA48-symmetrisch-RT-20mm/sek.-150mm (links); Dickenabnahme Spüle 055: AA48-unsymmetrisch-RT-20mm/sek.-80mm (rechts)	72
Abbildung 58	FLC Spüle 054: AA48-symmetrisch-RT-20mm/sek.-150mm (links); FLC Spüle 055: AA48-unsymmetrisch-RT-20mm/sek.-80mm (rechts)	73
Abbildung 59	Diagonal gemessener Martensitverlaufs von zwei unsymmetrisch gezogenen Spülen: Spüle 054 (Raumtemperatur), Spüle 055 (Raumtemperatur)	74
Abbildung 60	Dickenabnahme Spüle 055: AA48-unsymmetrisch-RT-20mm/sek.-80mm (links); Dickenabnahme Spüle 057: AA48-unsymmetrisch-80°C-20mm/sek.-110mm (rechts)	74
Abbildung 61	FLC Spüle 055: AA48-unsymmetrisch-RT-20mm/sek.-80mm (links); FLC Spüle 057: AA48-unsymmetrisch-80°C-20mm/sek.-110mm (rechts)	75
Abbildung 62	Diagonal gemessener Martensitverlaufs von zwei unsymmetrisch gezogenen Spülen: Spüle 055 (Raumtemperatur), Spüle 057 (80°C)	75
Abbildung 63	Martensitverlauf der Spülen 019, 025, 028, 034, 054, 056, 058 und 060	77
Abbildung 64	Zusammenhang zwischen Stabilität, Temperatur und Ziehgeschwindigkeit	78
Abbildung 65	Dickenabnahme Spüle 054, 150mm, RT, symmetrisch gezogen (links); Dicken-abnahme Spüle 056, 150mm, 80°C, symmetrisch gezogen (rechts)	80
Abbildung 66	FLC Spüle 054: AA48-symmetrisch-RT-20mm/sek.-150mm (links); FLC Spüle 055: AA48- symmetrisch-80°C-20mm/sek.-150mm (rechts)	81

Abbildung 67	Formänderungsverlauf über die Spülendiagonale: Spüle 054 (links); Spüle 056 (rechts)	81
Abbildung 68	$\varphi 2$ (Nebenformänderung): Spüle 054 (links); Spüle 056 (rechts)	82
Abbildung 69	Konstruktion beheizter Ziehring, Rückseite des Ziehrings	83
Abbildung 70	Martensitverlauf bei kontinuierlicher Erhöhung der Ziehringtemperatur	85
Abbildung 71	Vergleich der Martensitbildung zwischen 1. und 2. Versuchsreihe bei 80°C Ziehringtemperatur	87
Abbildung 72	Längsfeldinduktionsspule	93
Abbildung 73	Längsfeldinduktionsspule	94
Abbildung 74	Experimentelle Vorgehensweise	95
Abbildung 75	Induktive Erwärmung des rotationssymmetrischen Napfes	96
Abbildung 76	Flachzugprobe (oben); gemessener Martensitgehalt (unten)	97
Abbildung 77	Induktive Erwärmung der Flachzugprobe	97
Abbildung 78	Gefüge nach Rekrystallisation: konventionelle Erwärmung 1100°C – 900sek., ASTM 4,5 (links); induktive Erwärmung 900°C – 30 sek., ASTM 10 (Mitte); induktive Erwärmung 1000°C – 30sek., ASTM 8,5 (rechts)	98
Abbildung 79	Erhöhung des Formänderungsvermögens durch induktive Rekrystallisation	99
Abbildung 80	Längsfeldspule zur Glühung einer Küchenspüle	100
Abbildung 81	Lokale, induktive Erwärmung einer Küchenspüle in einer Längsfeldspule	100

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1	Richtanalyse AMPCO 22, AMPCO25 [Beyeler, 2011]	20
Tabelle 2	Kennwerte 1.4301, rotationssymmetrischer Napf	34
Tabelle 3	Temperaturmittelwerte der Werkzeugwirkflächen für den qualitativen Vergleich	36
Tabelle 4	Vermessung des magnetischen Anteils und der Materialstärke der Bauteile BT01, BT06, BT12 und BT19	37
Tabelle 5	Übersicht des Leistungsbedarfs der einzelnen Rohrheizkörper	45
Tabelle 6	Kennwerte 1.4301, Abrufanalyse AA48	58
Tabelle 7	Kennwerte 1.4301, Abrufanalyse AA61	59
Tabelle 8	Versuchsmatrix	62
Tabelle 9	Kennwerte 1.4301, Abrufanalyse AA60	63
Tabelle 10	Versuchsmatrix zur statistischen Absicherung der Messergebnisse	63
Tabelle 11	Martensitwerte im Ziehring	65
Tabelle 12	Analysierte Spülen (ohne Tiefziehöl) zur Beurteilung des Niederhalterkrafeinflusses mittels Formänderungsanalyse	69
Tabelle 13	Analysierte Spülen (mit Tiefziehöl) zur Beurteilung des Niederhalterkrafeinflusses mittels Formänderungsanalyse	72
Tabelle 14	Analysierte Spülen zur Beurteilung des Temperatureinflusses mittels Formänderungsanalyse	80
Tabelle 15	Berechnung der benötigten Heizleistung	84
Tabelle 16	Erwärmungsparameter und Korngröße des rotationssymmetrischen Napfes	98
Tabelle 17	Martensitgehalt in der Spülenecke bei Variation der Ziehringtemperatur, 1.Versuchsreihe	105
Tabelle 18	2.Versuchsreihe – Steigerung der Ziehtiefe, optimierter Prozess	106

Symbolverzeichnis

α	-	kubisch raumzentriert
α' -Martensit	-	verformungsinduzierter Martensit
AC3	°C	Austenitisierungstemperatur
A_{80}	%	Bruchdehnung
ASTM	-	Korngröße
$\beta_{0,max}$	-	Grenzziehverhältnis
c_p	$\frac{J}{kgK}$	spezifische Wärmekapazität
δ -Ferrit	-	Ferritform
d_0	mm	Stempeldurchmesser
$D_{0,max}$	mm	maximaler Rondendurchmesser
ε -Martensit	-	hexagonale Martensitform
ε	-	Emissionskoeffizient
F_{NH}	kN	Niederhalterkraft
Fe%	-	Ferritprozent
γ	-	Austenit (Kubisch flächenzentriert)
l	mm	Länge
μ	-	Reibzahl
m	kg	Masse
M_5	°C	Martensitstarttemperatur
M_{d30}	°C	verformungsabhängige Temperatur
MNA	°C	verformungsabhängige Temperatur
P	W	elektrische Leistung
ρ	$\frac{kg}{mm^3}$	Dichte
r-Wert	-	Anisotropie
$R_{p0,2}$	$\frac{N}{mm^2}$	Streckgenze
R_m	$\frac{N}{mm^2}$	Zugfestigkeit
RT	°C	Raumtemperatur

SFE	$\frac{mJ}{m^2}$	Stapelfehlerenergie
T_{\max}	°C	Maximaltemperatur
T_{Raum}	°C	Raumtemperatur
U_z	mm	Ziehspalt
v	$\frac{mm}{sek.}$	Ziehgeschwindigkeit
V	mm ³	Volumen
φ	-	Umformgrad
φ_1	-	Hauptformänderung
φ_2	-	Nebenformänderung

Literaturverzeichnis

- [Angel, 1954] Angel, T. (1954): Formation of martensite in austenitic stainless steels - effect of deformation, temperature and composition. Journal of the Iron and Steel Institute, 177, S. 165–174.
- [ASTM, 2010] ASTM International (2010): Standard test methods for determining average grain size. ASTM International, West Conshohocken, Pa, 26 S.
- [Becker, 1986] Becker, H., Brandis, H., Küppers, W. (1986): Zur Verfestigung instabil austenitischer nichtrostender Stähle und ihre Auswirkung auf das Umformverhalten von Feinblechen. Thyssen Edelstahl Technische Berichte, 12. Band, (1), S. 35–54.
- [Beese, 2011] Beese, A. M., Mohr, D. (2011): Identification of the Direction-Dependency of the Martensitic Transformation in Stainless Steel Using In Situ Magnetic Permeability Measurements. Experimental Mechanics, 51, (5), S. 667–676.
- [Behrens, 2010] Behrens, B. A., Hübner, S., Bouguecha, A., Knigge, J., Voges-Schwieger, K., Weilandt, K., Palkowski, H., Rudolph, K. M. (2010): Local strain hardening of metal components by means of martensite generation. Advanced Materials Research, 137, S. 1–33.
- [Benkowsky, 1972] Benkowsky, G. (1972): Induktionserwärmung. VEB Verlag Technik, Berlin.
- [Bernstein, 1972] Bernstein, I., Wagenblast, H. (1972): Observation of internal hydrogen-induced cracks in iron. Metallurgical Transactions, Vol. 3, S. 2533.
- [Beyeler, 2011] Beyeler, F. (2011): Application of AMPCO premium alloys in metal forming. Tools and Technologies for Processing Ultra High Strength Materials, TTP2011, S. 365.
- [Bielfeldt, 1991] Bielfeldt, F. B. (1991): Hydroelastische Tiefzieheinrichtung, (DE 4143683 B4 2006.03.09).
- [Bleck, 2001] Bleck, W. (2001): Bedeutung der Umformtemperatur und -geschwindigkeit bei der Blechumformung austenitischer Edelstähle. Ergebnisse eines Vorhabens der industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF). EFB, Hannover, 60 S.
- [Bleck, 2004] Bleck, W. (2004): Werkstoffkunde Stahl für Studium und Praxis. Mainz, Aachen, 374 S.
- [Böhm, 1968] Böhm, H. (1968): Einführung in die Metallkunde. Bibliogr. Inst, Mannheim, 236 S.
- [Bowe, 1979] Bowe, K. H., Hornbogen, E., Wittkamp, I. (1979): Determination of Cracks in Metastable Austenitic Alloys Using a Permeability Probe. Materialprüfung, 21, (3), S. 74–77.
- [Bressanelli, 1966] Bressanelli, J. P., Moskowitz, A. (1966): Effects of Strain Rate, Temperature, and Composition on Tensile Properties of Metastable Austenitic Stainless Steel. Transaction of the ASM, Vol. 59, S. 223–239.
- [Cina, 1954] Cina, B. Journal Iron Steel Institute, 1954, (177), S. 406.

- [Doege, 2010] Doege, E., Behrens, B. A. (2010): Handbuch Umformtechnik. Grundlagen, Technologien, Maschinen. Springer, Berlin u.a., 916 S.
- [Ehrentraut, 2009] Ehrentraut, F., Götz, M., Goller, M. (2009): Niederhalteroptimierung bei Tiefziehwerkzeugen. Bachelorarbeit, Graz, 34 S.
- [Eichelmann, 1953] Eichelmann, G. H. (1953): The Effect of Composition on the Temperature of Spontaneous Transformation of Austenite to Martensite in 18-8-Type Stainless Steel. Transaction of the ASM, Vol. 45, S. 77–104.
- [Elend, 2001] Elend, L. E. (2001): Einsatz elastischer Niederhaltesysteme zur Erweiterung der Prozeßgrenzen beim Tiefziehen. Dissertation, Hannover, 157 S.
- [EKfN] Europäisches Komitee für Normung: Nichtrostende Stähle - Teil 1: Verzeichnis der nichtrostenden Stähle, (EN 10088-1).
- [Feinle, 1986] Feinle, P., Habig, K. H. (1986): Versagenskriterien von Stahlgleitpaarungen unter Mischreibungsbedingungen. Einflüsse von Stahlzusammensetzung u. Wärmebehandlung. Wirtschaftsverl, Bremerhaven, 75 S.
- [Feuser, 2009] Feuser, P., Schweiker, T. (2009): Tailored Tempered Parts - Presshärtebauteile mit maßgeschneiderten Eigenschaften. 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung, S. 127–142.
- [Fischer] Fischer: Korrekturfaktoren Feritscope. Bedienungsanleitung FERITSCOPE FMP30.
- [Frehn, 2004] Frehn, A. (2004): Einfluss von Umformtemperatur und -geschwindigkeit auf das Umformvermögen von austenitischen nichtrostenden Stählen. Dissertation. Shaker, Aachen.
- [Grahmert, 1985] Grahmert, R. (1985): Die Reibungsverhältnisse im Flanschbereich beim Tiefziehen rechteckiger Teile. VDI Verlag, Düsseldorf, 141 S.
- [Gümpel, 2001] Gümpel, P. (2001): Rostfreie Stähle. Grundwissen, Konstruktions- und Verarbeitungshinweise ; mit 28 Tabellen. Expert-Verl., Renningen-Malmsheim, 264 S.
- [Haeßner, 2003] Haeßner, F., Plaut, R. L., Padilha, A. (2003): Separation of Static Recrystallization and Reverse Transformation of Deformation-induced Martensite in an Austenitic Stainless Steel by Calorimetric Measurements. ISIJ International, 43, (9), S. 1472–1474.
- [Hänsel, 1998] Hänsel, A. (1998): Nichtisothermes Werkstoffmodell für die FE-Simulation von Blechumformprozessen mit metastabilen austenitischen CrNi-Stählen. Umformverhalten metastabiler CrNi-Stähle. Dissertation, Zürich.
- [Hašek, 1973] Hašek, V. (1973): Über den Formänderungs- und Spannungszustand beim Ziehen von großen unregelmäßigen Blechteilen. Dissertation. Girardet, Stuttgart.
- [Hecker, 1982] Hecker, S. S., Stout, M. G., Staudhammer, K. P., Smith, J. L. (1982): Effects of Strain State and Strain Rate on Deformation-Induced Transformation in 304 Stainless Steel: Part I. Magnetic Measurements and Mechanical Behavior. Metallurgical Transactions A, 13, (4), S. 619–626.

- [Heinemann, 2004] Heinemann, G. (2004): Virtuelle Bestimmung des Verfestigungsverhaltens von Bändern und Blechen durch verformungsinduzierte Martensitbildung bei metastabilen rostfreien austenitischen Stählen. Dissertation, Zürich.
- [Hermida, 1998] Hermida, J. D., Roviglione, A. (1998): Stacking fault energy decrease in austenitic stainless steels induced by hydrogen pairs formation. *Scripta Materialia*, 39, (8), S. 1145–1149.
- [Hornbogen, 2012] Hornbogen, E., Eggeler, G., Werner, E. (2012): Werkstoffe. Aufbau und Eigenschaften von Keramik-, Metall-, Polymer- und Verbundwerkstoffen. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 596 S.
- [Hornbogen, 1986] Hornbogen, E., Thumann, M. (1986): Die Martensitische Phasenumwandlung und deren werkstofftechnische Anwendungen. DGM Informationsgesellschaft Verlag, Oberursel, 227 S.
- [Hornbogen, 2006] Hornbogen, E., Warlimont, H. (2006): Metalle. Struktur und Eigenschaften der Metalle und Legierungen. Springer, Berlin, New York, 383 S.
- [Huang, 1989] Huang, G. L., Matlock, D. K., Krauss, G. (1989): Martensite Formation, Strain Rate Sensitivity, and Deformation Behaviour of Type 304 Stainless Steel Sheet. *Metallurgical Transactions A*, Vol. 20A, S. 1239–1246.
- [InfraTec, 2010] InfraTec GmbH (2010): <http://www.infratec.de/de/thermografie/thermografie-wissen/theorie.html>.
- [Jestremski, 2010] Jestremski, M., Schülbe, H., Nikanorov, A., Nacke, B. (2010): Numerical Investigation of Transverse-Flux Induction Heating of Ferromagnetic Strip. *International Scientific Colloquium*, S. 189–194.
- [Karlsson, 2012] Karlsson, P., Gård, A., Krakhmalev, P., Bergström, J. (2012): Galling resistance and wear mechanisms for cold-work tool steels in lubricated sliding against high strength stainless steel sheets. *Wear* 286–287, S. 92–97.
- [Klocke, 2006a] Klocke, F., Maßmann, T., Bobzin, K., Lugscheider, E., Bagcivan, N. (2006a): Carbon based tool coatings as an approach for environmentally friendly metal forming processes. 2nd International Conference on Tribology in Manufacturing Processes, S. 287–295.
- [Klocke, 2006b] Klocke, F., Maßmann, T., Gerschwiler, K., Zeppenfeld, C. (2006b): Environmentally friendly metal forming and cutting of austenitic steels with innovative coating systems and lubricants. 2nd International Conference on Tribology in Manufacturing Processes, S. 94.
- [Kolleck, 2012] Kolleck, R. u. Koroschetz, C. (2012): Verfahren und Vorrichtung zum lokalen Erwärmen von Werkstücken aus nichtrostendem Stahl, (DE102012222670A1).

- [Kolleck, 2013] Kolleck, R., Koroschetz, C. (2013): Forming operation of metastable austenitic stainless steel and inductive recrystallization of strain induced martensite. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 62, (1), S. 259–262.
- [Kolleck, 2007] Kolleck, R., Veit, R., Löscher, H. (2007): Optimierung gekühlter Werkzeuge für das Presshärten borlegierter Stahlbleche. 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung, S. 93–102.
- [Kolleck, 2009] Kolleck, R., Veit, R., Merklein, M., Lechler, J., Geiger, M. (2009): Investigation on heating strategies for hot stamping of boron alloyed steels. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 58, (1), S. 275–278.
- [Koroschetz, 2011] Koroschetz, C., Kolleck, R., Weiß, G., Vollmer, R., Skrlec, J. (2011): Warmumformen von nichtrostenden Edelstahl: Eigenschaften und Potentiale. 6. Erlanger Workshop Warmblechumformung, S. 109–116.
- [Kranz, 1999] Kranz, S. W. (1999): Mechanisch-technologische Eigenschaften metastabiler austenitischer Edelstähle und deren Beeinflussung durch den TRIP-Effekt. Dissertation. Shaker, Aachen, 89 S.
- [Krauer, 2010] Krauer, J. (2010): Erweiterte Werkstoffmodelle zur Beschreibung des thermischen Umformverhaltens metastabiler Stähle. Dissertation, Zürich.
- [Krauer, 2007] Krauer, J., Hora, P., Tong, L., Berisha, B. (2007): Forming limit prediction of metastable materials with temperature and strain induced martensite transformation. *AIP Conference Proceedings*, 908.
- [Krauer, 2008] Krauer, J., Hora, P., Tong, L., Berisha, B. (2008): Temperature depending Forming Limit Prediction for Metastable Stainless Steels. *Proceedings of the Numisheet 2008*, Interlaken, Switzerland.
- [Krauer, 2009] Krauer, J., Hora, P., Tong, L., Berisha, B. (2009): Thermoactive process modeling of deep drawing with austenitic stainless steels. *Conference Proceedings IDDRG 2009*, S. 17–28.
- [Krupp, 2008] Krupp, U., Westb, C., Christ, H. J. (2008): Deformation-induced martensite formation during cyclic deformation of metastable austenitic steel: Influence of temperature and carbon content. *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 481-482, S. 713–717.
- [Kumar, 1988] Kumar, A., Singhal, L. K. (1988): Effect of Temperature and Strain Distribution on Martensitic Transformation during Uniaxial Testing of AISI-304 Stainless Steel. *Metallurgical Transactions A*, Vol. 19A, S. 1021–1026.
- [Küppers, 1969] Küppers, W. (1969): Beitrag zum Einfluß der Austenitstabilität auf das Verhalten nichtrostender Chrom-Nickel-Stähle bei der Kaltverformung, 28 S., [42] Bl.
- [Küppers, 1977] Küppers, W. (1977). Thyssen Edelstahl Technische Berichte, Band 3, (Heft 1), S. 28.
- [Küppers, 1982] Küppers, W. (1982): Zur Auswirkung der Korngröße auf die Bildung von Alpha'-Martensit und die Verfestigung nichtrostender austenitischer Edelstähle. Thyssen Edelstahl Technische Berichte, Band 6, (1).

- [Küppers, 1986a] Küppers, W. (1986a): Weitere Untersuchungen zum Verformren mit temperaturgesteuertem Werkzeugsatz. Thyssen Edelstahl Technische Berichte, Band 12, (Heft 1).
- [Küppers, 1986b] Küppers, W. (1986b): Zur Umformung und Oberflächenbehandlung nichtrostender Feinbleche. Thyssen Edelstahl Technische Berichte, Band 12, (Heft 1).
- [Kuwer, 2007] Kuwer, C. J. (2007): Verschleißreduktion beim Tiefziehn von X 5 CrNi 18-10. Dissertation, Aachen.
- [Lange, 1990] Lange, K. (1990): Umformtechnik. Handbuch für Industrie und Wirtschaft. Springer, Berlin, 629 S.
- [Mészáros, 2005] Mészáros, I., Prohászka, J. (2005): Magnetic investigation of the effect of α' -martensite on the properties of austenitic stainless steel. 3rd Japanese-Mediterranean Workshop on Applied Electromagnetic Engineering for Magnetic and Superconducting Materials and 3rd Workshop on Superconducting Flywheels, 161, (1–2), S. 162–168.
- [Murr, 1982] Murr, L. E., Staudhammer, K. P., Hecker, S. S. (1982): Effects of Strain State and Strain Rate on Deformation-Induced Transformation in 304 Stainless Steels. Acta Metallurgica Vol.21, Vol. 21, (5), S. 595–604.
- [Narutani, 1982] Narutani, T., Olson, G. B., Cohen, M. (1982): Constitutive Flow Relations for Austenitic Steels during straininduced martensitic transformation. Journal de Physique, Band 43, S. 429–434.
- [Nohara, 1977] Nohara, K., Ono, Y., Ohashi, N. (1977): Composition and Grain-Size Dependencies of Strain-Induced Martensitic Transformation in Metastable Austenitic Stainless Steels. Journal of the Iron and Steel Institute of Japan, Vol. 63, (5), S. 212–222.
- [Oehler, 2001] Oehler, G., Kaiser, F. (2001): Schnitt-, Stanz- und Ziehwerkzeuge. Springer, Berlin, 719 S.
- [Olson, 1975] Olson, G. B., Cohen, M. (1975): Kinetics of Strain- Induced Martensitic Nucleation. Metallurgical Transactions A, S. 791–795.
- [Paatsch, 1986] Paatsch, W. (1986): Scientific Knowledge and Practical Experiences with Measures for the Prevention of Hydrogen Embrittlement. Galvanotechnik, 77, (10), S. 2378–2386.
- [Padilha, 2003] Padilha, A. F., Plaut, R. L., Rios, P. R. (2003): Annealing of Cold-worked Austenitic Stainless Steels. ISIJ International, 43, (2), S. 135–143.
- [Pahl, 1997] Pahl, K. J. (1997): New developments in multi-point die-cushion technology. Journal of Materials Processing Technology, 71, (1), S. 168–173.
- [Peterson, 1997] Peterson, S. F., Mataya, M. C., Matlock, D. K. (1997): The Formability of Austenitic Stainless Steel. Journal of Metals, Vol. 49, (9), S. 54–58.
- [Pickering, 1984] Pickering, F. B. (1984): Physical metallurgical development of stainless steels. Conference Proceedings Stainless Steels 84, Gothenburg,
- [Pontini, 1997] Pontini, A. E., Hermida, J. D. (1997): X-ray diffraction measurement of the stacking fault energy reduction induced by hydrogen in an AISI 304 steel. Scripta Materialia, 37, (11), S. 1831–1837.

- [Powell, 1958] Powell, G., Marshall, E., Backofen, W. (1958): Strain Hardening of Austenitic Stainless Steel. Transaction of the ASM, (50), S. 478–497.
- [Pusch, 2009] Pusch, M. (2009): Auslegung eines Versuchswerzeuges zur Nachbildung des Serientiefziehprozesses beim Tiefziehen von Edelstahl - Spülen. Diplomarbeit, Graz.
- [Ratte, 2007] Ratte, E. (2007): Wasserstoffinduzierte verzögerte Rissbildung austenitischer Stähle auf CrNi(Mn)- und Mn-Basis. Dissertation. Shaker, Aachen, VIII, 207 S.
- [Ratte, 2010] Ratte, E., Koroschetz, C., Kolleck, R. (2010): Serial process simulation for deep drawing stainless steel kitchen sinks with a heated research tool. Confrence Proceedings IDDRG 2010, Graz, S. 235–243.
- [Rudnev, 2006] Rudnev, V. I. (2006): Systematic analysis of induction coil failures part 7: Fabrication of hardening inductors. Heat Treating Progress, 6, (1), S. 17–18.
- [Rudnev, 1995a] Rudnev, V. I., Loveless, D. L. (1995a): Longitudinal flux induction heating of slabs, bars and strips is no longer 'black magic:' I. Industrial Heating, 62, (1), S. 29–34.
- [Rudnev, 1995b] Rudnev, V. I., Loveless, D. L. (1995b): Longitudinal flux induction heating of slabs, bars and strips is no longer 'black magic:' II. Industrial Heating, 62, (2), S. 5.
- [Sachdev, 1985] Sachdev, A. K., Shea, M. M. (1985): Influence of Strain Rate and Temperature on Deformation Behaviour of a Metastable High Carbon Iron-Nickel Austenite. Metallurgical Transactions A, Vol. 16A, S. 445–452.
- [Salvatori, 2000] Salvatori, I., Moore, W. B. R. (2000): Ultra Rapid Annealing of Cold Rolled Stainless Steels. ISIJ International, 40, S. 179–183.
- [Schäffler, 1949] Schäffler, A. L. (1949): Constitution diagramm for stainless-steel. Metal.Progr. 55, S. 680–687.
- [Schmid, 2011] Schmid, P., Liewald, M. (2011): Determining Experimental Parameters for Thermal-Mechanical Forming Simulation considering Martensite Formation in Austenitic Stainless Steel. Proceedings of the Numisheet 2011, 1383, S. 446–452.
- [Schmidt, 2010] Schmidt, M., Kolleck, R., Grimm, A., Veit, R., Bartkowiak, K. (2010): Direct laser deposition of Cu alloy on forming tool surfaces— Process window and mechanical properties. CIRP Annals - Manufacturing Technology, 59, (1), S. 211–214.
- [Schmitz, 1974] Schmitz, K. W. (1974): Beitrag zum Tiefziehen von unterschiedlich stabil austenitischen Werkstoffen bei gezielter Temperaturführung. Dissertaion, Clausthal, 34 S.
- [Schramm, 1975] Schramm, R. E., Reed, R. P. (1975): Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels. Metallurgical Transactions A, 6, (7), S. 1345–1351.
- [Schuler, 1998] Schuler GmbH (1998): Metal forming handbook. Springer-Verlag, Berlin, New York, 563 S.

-
- [Shrinivas, 1995] Shrinivas, V. (1995): Deformation induced martensite characteristics in 304 and 316 stainless steels during room temperature rolling. *Metallurgical Transactions A*, Vol. 26, (3), S. 661–671.
- [Siegert, 1997] Siegert, K., Ziegler, M., Wagner, S. (1997): Closed loop control of the friction force. Deep drawing process. *Journal of Materials Processing Technology*, 71, (1), S. 126–133.
- [Thivillon, 2009] Thivillon, L., Bertrand, P., Laget, B., Smurov, I. (2009): Potential of direct metal deposition technology for manufacturing thick functionally graded coatings and parts for reactors components. *Nuclear Materials III Proceedings of the E-MRS 2008 Spring Meeting: Third Symposium on Nuclear Materials*, 385, (2), S. 236–241.
- [Toyserkani, 2005] Toyserkani, E., Khajepour, A., Corbin, S. F. (2005): *Laser Cladding*. CRC Press, Boca Raton, Fla.
- [van der Heide, 2006] van der Heide, E., Stam, E. D., Giraud, H., Lovato, G., Akdut, N., Clarysse, F., Caenen, P., Heikilla, I. (2006): Wear of aluminium bronze in sliding contact with lubricated stainless steel sheet material. *WEAR*, 261, (1), S. 68–73.
- [Voges-Schw., 2010] Voges-Schwieger, K. (2010): Lokale Festigkeitserhöhung metastabiler austenitischer Blechwerkstoffe durch verformungsinduzierte Alpha'-Martensitbildung. Dissertation, Hannover, 134 S.
- [Voges-Schw., 2009] Voges-Schwieger, K., Hübner, S., Behrens, B. A. (2009): Enhancing deep drawing processes by using a thermomechanical tool design. *Key Engineering Materials*, 410-411, S. 595–600.
- [Vollmer, 2012] Vollmer, R., Kolleck, R., Koroschetz, C. (2012): Entwicklung von laserauftraggeschweißten Werkzeugoberflächen für Presshärteprozesse. Internationale Konferenz "Neuere Entwicklungen in der Blechumformung", S. 109–120.