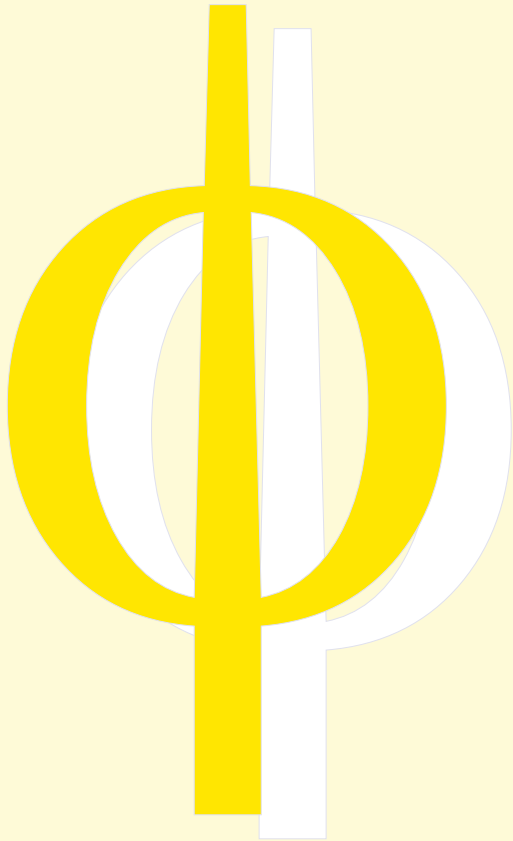


FAT 283



Verformungs- und Versagensverhalten von Stählen für den Automobilbau unter crashartiger mehrachsiger Belastung



Verformungs- und Versagensverhalten von Stählen für den Automobilbau unter crashartiger mehrachsiger Belastung

Forschungsstelle

Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik IWM

Autoren

Dr.-Ing. Andreas Trondl, Dipl.-Ing. Silke Klitschke

Dr. Wolfgang Böhme, Dr.-Ing. Dong-Zhi Sun

Das im Folgenden dargestellte Forschungsprojekt

**VERFORMUNGS- UND VERSAGENSVERHALTEN VON STÄHLEN FÜR DEN AUTOMOBILBAU UNTER
CRASHARTIGER MEHRACHSIGER BELASTUNG**

wurde gefördert von der gemeinnützigen Stiftung Stahlanwendungsforschung im Stifterverband für die Deutsche Wissenschaft e.V.. Zweck der Stiftung ist die Förderung der Forschung auf dem Gebiet der Stahlverarbeitung und -anwendung in der Bundesrepublik Deutschland. Geprüft wurde das Forschungsvorhaben von einem Gutachtergremium der Forschungsvereinigung der Arbeitsgemeinschaft der Eisen und Metall verarbeitenden Industrie e.V. (AVIF), das sich aus Sachverständigen der Stahl anwendenden Industrie und der Wissenschaft zusammensetzt.

Begleitet wurde das Projekt von einem Arbeitskreis der Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. (FAT).

Der nachstehende Bericht fasst Zielsetzung und wichtigste Ergebnisse des Forschungsprojektes zusammen.

Kurzfassung

Die in Crashszenarien auftretenden Belastungen sind lokal sehr unterschiedlich und komplex. Grundsätzlich liegen an den mechanisch belasteten Strukturen sehr unterschiedliche Spannungszustände und Belastungsgeschwindigkeiten vor. Diese verschiedenen Belastungsmuster wirken sich unterschiedlich auf das Deformations- und Versagensverhalten der verwendeten Werkstoffe aus. Da das Deformationsverhalten das Versagen beeinflusst, ist es zur realitätsnahen Simulation komplexer Strukturen nötig, beide zuvor genannten Eigenschaften genau zu kennen, was wiederum detaillierte systematische Untersuchungen erfordert. Deshalb ist ein Hauptziel dieses Projekts, bestimmte anwendungsrelevante Stähle experimentell detailliert zu charakterisieren und entsprechende Vorschläge für die effiziente Modellierung des Deformations- und Versagensverhaltens in Abhängigkeit der eingangs erwähnten Haupteinflussgrößen Mehrachsigkeit und Dehnrate vorzuschlagen bzw. bereitzustellen.

Zudem treten in realen Crashsituationen sowohl aufgrund von hohen Dehnraten als auch wegen der verschiedenen mehrachsigen Belastungen thermische Effekte auf, die wiederum aus der partiell in Wärme umgesetzten Verformungsenergie sowie durch transiente Wärmeleitungsvorgänge erklärbar sind. Daher kommt es lokal im Einschnürbereich zu adiabatischen Temperaturerhöhungen, die das Verformungs- und Versagensverhalten beeinflussen und ebenfalls berücksichtigt werden müssen. Das Ziel des Vorhabens war daher auch die systematische Erforschung des Verformungs- und Versagensverhaltens von Stählen für den Automobilbau unter crashartiger mehrachsiger Belastung durch experimentelle und numerische Untersuchungen.

Für die drei Leichtbaustähle HX340LAD, HCT980X+Z110MB und 22MnB5 AS mit unterschiedlichen Festigkeiten wurden sowohl statische als auch dynamische Versuche an Flachzug-, 0°-Schrägkerb-Scherzug-, Kerbzug-, Lochzug- und Nakajimaproben durchgeführt. Die im Prüfteil auftretenden Verformungen unter dynamischer Last wurden mit modernsten Hochgeschwindigkeits-Videokameras aufgezeichnet, wobei für die Nakajimaversuche 3D-Videoaufnahmen durchgeführt wurden. Mit dem optischen Verfahren der Grauwertkorrelationsanalyse wurden lokale Dehnungen bis zum Versagensbeginn ausgewertet. Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen dienten zur Dokumentation der bei Crashbelastungen in den hochverformten Zonen auftretenden adiabatischen Temperaturerhöhungen. Der genaue Versagensort und der Versagensmodus (Scher-/Zugbruch) wurden durch Videoanalyse und Fraktografie bestimmt. Die am Versagensort gemessenen maximalen Dehnungen unmittelbar vor dem Bruch wurden in Abhängigkeit von der mit FE berechneten Spannungsmehrachsigkeit sowohl für statische als auch für crashartige Belastungen als Versagenskurven in Versagensdiagramme eingetragen.

Insgesamt zeigen die Ergebnisse für die untersuchten Werkstoffe vom Scherzug- bis zum Kerbzugbereich fallende Versagenskurven. Im biaxialen Zugbereich liegen die Werte für die Versagensdehnung dann wieder deutlich höher. Dies ist bedingt durch unterschiedliche Spannungszustände bei biaxialer Zugbelastung (ebener Spannungszustand) verglichen mit Kerbzugbelastung (dreiachsiger Spannungszustand), die sich auch in deutlich verschiedenen Lodeparametern zeigen. Mit zunehmender Dehnrate treten für die Flachzugversuche für HX340LAD und HCT980X+Z110MB moderat höhere Versagensdehnungen, für 22MnB5 AS gab es erste Hinweise auf deutlich niedrigere Versagensdehnungen. Im Scherbereich liegt die Versagensdehnung mit zunehmender Dehnrate generell niedriger. Dies ist wahrscheinlich bedingt durch die unter Scherung auftretenden sehr großen Dehnungen in einer schmalen, hochverformten Scherzone. Die dort umgesetzte hohe lokale Verformungsarbeit führt zu einer großen adiabatischen Erwärmung, die bei crashartiger Prüfgeschwindigkeit für den mikrolegierten Stahl HX340LAD auf über 200 K gemessen wurde und offenbar das Abgleiten fördert.

Hochgeschwindigkeits-Zugversuche reichen damit nicht aus, um eine Versagenskurve unter dynamischer Belastung zu kalibrieren, weil sich die Form der Versagenskurve dehnratenabhängig ändert und die bei crashartiger im Vergleich zu statischer Belastung niedrigeren Scherdehnungswerte bei Crashsimulationen besonders zu berücksichtigen sind. Auch die Festigkeitsklasse des Stahls spielt eine entscheidende Rolle in dem Einfluss der Dehnrate auf die Versagenskurve. Der höchstfeste Stahl 22MnB5 zeigt im Gegensatz zu den beiden anderen Werkstoffen bereits im Zugbereich mit zunehmender Dehnrate niedrigere Versagensdehnungen.

Da zur genauen Beschreibung des Deformationsverhaltens unter dynamischen crashartigen Belastungen adiabatische Effekte eine wichtige Rolle spielen, sind thermomechanisch gekoppelte Materialmodelle getestet und in Ihrem Verhalten untersucht worden. Aufgrund der Vorgabe der beteiligten Industrieunternehmen musste auf eine vollgekoppelte thermomechanische Modellierung verzichtet werden, da eine effiziente Beschreibung des Deformationsverhaltens ohne zeitintensivere Mitführung der Wärmeleitungsgleichung wichtig ist. Deshalb wurde ein „pseudo-thermomechanisches“ Modell ohne Wärmeleitung mit einem dehnratenabhängigen Taylor-Quinney Koeffizienten vorgeschlagen und mit einem am Projekt beteiligten Partner (KMU) implementiert und ausführlich getestet.

Das Deformationsverhalten konnte mit dem „pseudo-thermomechanischen“ Modell gut an die globalen Kraft-Verschiebungskurven der unterschiedlichen Werkstoffe angepasst werden. Auch die lokalen Dehnungsverteilungen zeigen in den meisten Fällen gute Übereinstimmungen mit den lokalen Dehnungsmessungen aus ARAMIS. Einzig die biege- und biaxialdominanten Simulationen der Nakajimaversuche zeigen partiell größere Abweichungen zu den experimentell ermittelten lokalen Dehnungsmessungen, wohingegen die globalen Kraft Verschiebungskurven dieser Berechnungen gleichzeitig aber sehr geringe Abweichungen aufweisen. Insgesamt konnte das Deformationsverhalten für alle untersuchten Werkstoffe bei sämtlichen geprüften Dehnraten und Mehrachsigkeiten zufriedenstellend simuliert werden.

Das Versagensverhalten wurde mit einem dehnungsbasierten Modell beschrieben, welches auf einer Schädigungsentwicklung basiert, die wiederum vom aktuellen Spannungszustand abhängig ist. Die Schädigungsevolution wurde nicht mit der Entwicklung des aktuellen Spannungszustandes gekoppelt, um dadurch separate sich nicht gegenseitig beeinflussende Anpassungen des Deformations- und Versagensverhaltens zu ermöglichen. Trotz dieser vereinfachenden Annahme konnte das globale Versagensverhalten gut an den Großteil der Versuche angepasst werden. Es wurde für jede untersuchte Dehnrate innerhalb eines Werkstoffs jeweils eine Versagenskurve ermittelt, die bei der Kalibrierung des Schädigungsmodells notwendig ist. Die Abweichungen der simulierten lokalen Versagensdehnungen zu den Experimenten sind in den überwiegenden Fällen akzeptabel, wobei für biaxialdominante Belastungen die Differenz zu den ARAMIS Messungen im Vergleich zu den anderen Triaxialitätsbereichen etwas größer sind.

Insgesamt konnte das experimentell erfasste Materialverhalten der untersuchten Werkstoffe mit den vorgeschlagenen und verwendeten Modellen gut beschrieben werden, obwohl die Duktilität der Leichtbaustähle sehr unterschiedlich ist. Auch das thermische Verhalten ist mit dem vereinfachten „pseudo-thermomechanischen“ Modell für die Mehrzahl der untersuchten Belastungszustände gut beschreibbar, wobei schubdominante Mehrachsigkeiten aufgrund der starken Lokalisation partiell problematisch sein können.

Oktober 2015

Inhalt

1	Einleitung und Aufgabenstellung	1
2	Stand der Technik	5
2.1	Einflüsse der Mehrachsigkeit und Dehnrate auf Verformung und Versagen	5
2.2	Realisierung mehrachsiger statischer und crashartiger Belastung	8
2.3	Werkstoffmodelle zur Beschreibung der Einflüsse der Dehnrate und Mehrachsigkeit auf Verformung	10
2.4	Versagensmodelle für die Crashsimulation	11
3	Ziele und Vorgehensweise	15
4	Versuchsplan	17
4.1	Werkstoffe	17
4.2	Probenentnahme und Probenbezeichnung	19
5	Statische Charakterisierung	21
5.1	Zugversuche	21
5.1.1	Probengeometrien	21
5.1.2	Versuchsmatrix	23
5.1.3	Versuchs- und Messaufbau	24
5.2	Ergebnisse der Zugversuche für HCT980X+Z110MB	26
5.2.1	Flachzugversuch	26
5.2.2	Kerbzugversuch	37
5.2.3	Scherzugversuche	39
5.2.4	Lochzugversuch	48
5.3	Ergebnisse der Zugversuche für HX340LAD	50
5.3.1	Flachzugversuch	50
5.3.2	Kerbzugversuch	56
5.3.3	Scherzugversuche	57
5.3.4	Lochzugversuch	60
5.4	Ergebnisse der Zugversuche für 22MnB5 AS bzw. 22MnB5 Z	61
5.4.1	Flachzugversuch	62
5.4.2	Kerbzugversuch	65
5.4.3	Scherzugversuch	66
5.4.4	Lochzugversuch	68
5.5	Vergleich der Zugversuche aller Werkstoffe	70
5.6	Kahnversuche	73
5.6.1	Messaufbau und Versuchsdurchführung	73
5.6.2	V Versuchsergebnisse	75
5.7	Nakajima Versuche	77
5.7.1	Versuchsdurchführung und Probengeometrien	77
5.7.2	Untersuchungen für HCT980X+Z110MB	79
5.7.3	Untersuchungen für HX340LAD	80
6	Crashartige Charakterisierung	83
6.1	Werkstoffe und Versuchsplan	83
6.2	Hochgeschwindigkeitsversuche	84
6.2.1	Verwendete Probengeometrien	84
6.2.2	Versuchsmatrix	84
6.2.3	Prüf- und Messtechnik	85
6.3	Ergebnisse von Hochgeschwindigkeitsversuchen für HCT980X+Z110MB	86
6.3.1	Flachzugversuche	86
6.3.2	Kerbzug-, 0°-Schrägkerb-Scherzug- und Lochzugversuche	93

6.3.3	Bestimmung von Initiierungsort und -modus.....	97
6.3.4	Bestimmung der Versagensdehnung.....	98
6.3.5	Versagenskurven	103
6.3.6	Lokale Dehnraten	104
6.4	Ergebnisse von Hochgeschwindigkeitsversuchen für HX340LAD	106
6.4.1	Flachzugversuche.....	106
6.4.2	Kerbzug-, 0°-Scherzug- und Lochzugversuche	114
6.4.3	Bestimmung von Initiierungsort und -modus.....	117
6.4.4	Bestimmung der Versagensdehnung.....	119
6.4.5	Versagenskurven	123
6.4.6	Lokale Dehnraten	124
6.5	Ergebnisse von Hochgeschwindigkeits-Zugversuchen für 22MnB5 AS.....	125
6.5.1	Flachzugversuche.....	125
6.5.2	Kerbzug-, 0°-Scherzug- und Lochzugversuche	126
6.5.3	Versagenskurven	128
6.6	Dynamische Kahlversuche	130
6.6.1	Versuchsdurchführung und Messaufbau	130
6.6.2	V Versuchsergebnisse.....	131
6.7	Crashartige Nakajimaversuche	134
6.7.1	Untersuchungen für HCT980X+Z110MB	134
6.7.2	Untersuchungen für HX340LAD	139
6.7.3	Vergleich 3D-ARAMIS-Messungen mit Dickenmessung nach dem Versuch	142
7	Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen.....	145
7.1.1	Versuchsdurchführung und Kalibrierung.....	145
7.1.2	V Versuchsergebnisse.....	146
7.1.3	Berechnung der Temperaturerhöhung aus dem Dehnungsfeld	151
8	Experimentell ermittelte Versagenskurven.....	153
9	Modellierung und Simulation.....	157
9.1	Deformationsverhalten	157
9.1.1	Dehnratenabhängiges Plastizitätsmodell, thermomechanische Beschreibung	157
9.1.2	Numerische Implementierung und Materialmodelladaptation	160
9.2	Versagensverhalten.....	163
9.2.1	Versagensmodell	163
9.2.2	Versagenskurve	165
9.3	Vergleich: Experiment-Simulation	166
9.3.1	Werkstoff HX340LAD	167
9.3.2	Werkstoff HCT980X	186
9.3.3	Werkstoff 22MnB5	203
1 0	Zusammenfassung.....	215
1 1	Literatur.....	223
	Danksagung	227

1

Einleitung und Aufgabenstellung

Aufgrund der steigenden Anforderungen an die Vorhersagegenauigkeit von Crashsimulationen wird es immer wichtiger, dass nicht nur Deformationen sondern auch Versagen oder Bruch von Strukturkomponenten vorausberechnet werden können. Der Einsatz von neuen Leichtbauwerkstoffen wie z. B. hochfesten Stählen bringt die Schwierigkeit mit sich, dass sie eine höhere Festigkeit, aber eine deutlich geringere Verformbarkeit im Vergleich mit herkömmlichen Tiefziehstählen zeigen. Das Verformungs- und insbesondere das Versagensverhalten eines Werkstoffs hängen stark vom Belastungstyp (Zug, Druck, Scherung) und der Dehnrate ab. Dabei spielen lokale Temperaturänderungen, die bei stoßartiger Belastung durch adiabatische Effekte verursacht werden, für die Dehnunglokalisation und die damit verbundene Schädigungsentwicklung auch eine wichtige Rolle. Zu Projektbeginn lagen zahlreiche Untersuchungsergebnisse über den Einfluss der Mehrachsigkeit auf das Versagen unter statischer Belastung vor (Bao, et al., 2004; Wierzbicki, et al., 2005; Sun, et al., 2009). Zu den Einflüssen sowohl der Dehnrate als auch der Mehrachsigkeit auf Verformung und Versagen waren jedoch nur einzelne Untersuchungen vorhanden (Authenrieth, et al., 2009; Berg, et al., 2007). Sie zeigen, dass der Einfluss der Dehnrate auf die Bruchdehnung für verschiedene Mehrachsichtigkeitsgrade unterschiedlich ist. Insbesondere bei Scherversuchen nimmt die Bruchdehnung mit zunehmender Dehnrate ab (Böhme, et al., 2011; El-Magd, et al., 2001). Deshalb sind einachsige Hochgeschwindigkeitszugversuche nicht ausreichend zur Bestimmung der Versagensdehnung bei crashartiger mehrachsiger Belastung. Es werden vor allem crashartige Versuche bei verschiedenen Mehrachsichtigkeitsgraden benötigt, die außerdem hinsichtlich der Bruchinitiierung, der am Initiierungsort lokal auftretenden Dehnungen kurz vor Versagen und der damit verbundenen lokalen Temperaturerhöhungen analysiert werden, um zuverlässige Eingangsdaten für die Crashsimulation bereitzustellen.

Die zentralen Fragen für die Crashsimulation mit Berücksichtigung des Materialversagens sind, welches Werkstoff- und Versagensmodell die Einflüsse von Mehrachsichtigkeit und Dehnrate auf das Materialverhalten beschreibt und wie die entsprechenden Materialparameter bestimmt werden können. In den letzten Jahren sind einige neue Versagensmodelle mit Berücksichtigung von Scher- und Wabenbruch auf Basis von mikromechanischen oder phänomenologischen Ansätzen (Nahshon, et al., 2008; Andrieux, et al., 2010; Wierzbicki, et al., 2005; Neukamm, et al., 2008; Bai, et al., 2010) aufgestellt und zum Teil unter statischer Belastung verifiziert worden. Da keine ausreichenden experimentellen Ergebnisse über die Dehnraten- und Mehrachsichtigkeitseffekte vorliegen, können solche Versagensmodelle nicht mit großer Zuverlässigkeit für die Crashsimulation kalibriert und validiert werden. Ziel dieses Projekts ist daher die systematische Untersuchung dieser gekoppelten Einflüsse von Dehnrate, Mehrachsichtigkeit und adiabatischer Temperaturerhöhung für im Automobilbereich eingesetzte hochfeste und ultrahochfeste Stähle mit experimentellen und numerischen Methoden.

Für die experimentellen Untersuchungen wurde die Prüf- und Messtechnik sowohl bei statischer als auch dynamischer und mehrachsiger Belastung durch Dehnungsfeldmessungen mit zwei Hochgeschwindigkeits-Kameras zur 3D-Dehnungsfeldanalyse und zur Analyse lokaler Dehnungen bei Versagen erweitert. Zusätzlich wurde die Versuchstechnik bei crashartiger und mehrachsiger Belastung durch Hochgeschwindigkeits-Temperaturfeld-Messungen mit einer Infrarot-Hochgeschwindigkeitskamera neuester Generation zur Analyse adiabatischer Temperaturerhöhungen insbesondere lokal am Ort des Versagens ergänzt. Mit Hilfe dieser erweiterten Messtechniken wurden, wie in der FAT-Richtlinie „Dynamische Werkstoffkennwerte für die Crashsimulation“ (Böhme, 2008) empfohlen, Hochgeschwindigkeitsversuche mit Zugproben für einachsige Zugbe-

lastung bei der nominellen Mehrachsigkeit $\eta = 1/3$ durchgeführt. Die Mehrachsigkeit oder Triaxialität $\eta = \sigma_m/\sigma_e$ ist dabei definiert als Quotient aus hydrostatischer Mittelspannung σ_m und der Vergleichsspannung nach Mises σ_e . Für mehrachsige Zugbelastung bis $\eta \approx 0.6$ wurden Kerbzugproben und für Scherbelastung mit $\eta \approx 0$ wurden 0°-Schrägkerb-Scherzugproben quasistatisch und crashartig geprüft. Zusätzlich wurden für biaxiale Zugbelastung statische und bisher noch selten durchgeführte dynamische Nakajima-Versuche (Berg, et al., 2007; Weiß, et al., 2014) mit unterschiedlichen Probengeometrien durchgeführt, mit Mehrachsigkeiten zwischen 1/3 und 2/3. Die adiabatischen Temperaturerhöhungen wurden mit einer Infrarot-Hochgeschwindigkeitskamera (IR-HGK) gemessen. Ergänzend wurden für die Validierung eines numerisch entwickelten Versagensmodells spezielle dynamische Versuche an Proben in einem komplexen Spannungszustand wie Zugproben mit einem Loch in der Mitte und Kahnproben, die eine lange Risswachstumsphase zeigen, durchgeführt. Zusätzliche fraktografische Untersuchungen dienten der Bestimmung von Versagensort und -modus. Am Versagensort wurden die maximal ertragenen lokalen Dehnungen aus dem optisch ermittelten Dehnungsfeld als Versagensdehnungen bestimmt und in Abhängigkeit von der aus FE-Rechnung bestimmten Mehrachsigkeit als Versagenskurve in ein Versagensdiagramm eingetragen. Auf Basis dieser Ergebnisse wurde der Einfluss der Dehnrate auf die Versagenskurve diskutiert.

Damit das Versagensverhalten in Simulationen gut abbildet werden kann, ist es wesentlich, die Spannungszustände, welche das Material bis zum finalen Versagen unterworfen ist, ausreichend genau zu berechnen. Dafür ist ein geeignetes Plastizitätsmodell erforderlich, das das Deformationsverhalten ohne zu aufwändige Ansätze beschreiben kann, da geometrisch detaillierte und komplexe Crashsimulationen ohnehin die Rechenzeiten schon stark verlängern. Aus diesem Grund sind industrielle Anwender stark an effizienten und schnellen Materialmodellen interessiert, welche die zentralen Mechanismen beschreiben können ohne dabei die Rechenzeiten zu erhöhen. Thermomechanisch vollgekoppelte Modelle werden aus genau diesem Grund in Crashsimulationen der Automobilindustrie vermieden.

Aus den zuvor genannten Gründen ist ein effizient auszuwertendes Plastizitätsmodell verwendet worden, das sowohl die Verfestigung durch die plastische Dehnung und der Dehnrate als auch die thermische Entfestigung infolge dissipierter plastischer Arbeit in Wärme darstellen kann. Dafür wurde eine Modellierung verwendet, welche die Wärmeleitung nicht berücksichtigt jedoch den nicht berechneten Wärmetransport durch einen alternativen Ansatz beschreibt. Dieser alternative Ansatz reduziert die lokal dissipierte plastische Arbeit in Abhängigkeit der Deformationsgeschwindigkeit durch Einführung eines dehnratenabhängigen Taylor-Quinney Koeffizienten $\beta(\dot{\epsilon})$ (Hodowany, et al., 2000). Damit können durch eine geeignete Wahl des dehnratenabhängigen Verlaufs des Taylor-Quinney Koeffizienten lokal adiabate, nichtadiabate oder dazwischenliegende Zustände dargestellt werden, da je nach lokalem Belastungszustand mehr oder weniger Deformationsarbeit dissipiert wird. Bei dem üblicherweise verwendeten Ansatz eines konstanten Taylor-Quinney Koeffizienten ist für ein untersuchtes Metall bei einer vorgegebenen Dehnung die plastisch dissipierte Arbeit im Wesentlichen durch die Dehnratenverfestigung bestimmt. Da aber die Dehnratenverfestigung bereits die Erhöhung der Fließspannung mit steigender Belastungsgeschwindigkeit beschreibt, ist eine gleichzeitige Anpassung an die Temperaturerhöhung in Abhängigkeit der Dehnrate mit Hilfe eines konstanten Taylor-Quinney Koeffizienten β_1 bei Vernachlässigung der Wärmeleitung nicht möglich. Damit ist die Einführung eines dehnratenabhängigen Taylor-Quinney Koeffizienten in das Plastizitätsmodell motiviert, obwohl dieser Faktor an sich eine physikalische Konstante darstellt, jedoch in dem hier verwendeten Ansatz die nicht explizit berechnete Wärmeleitung durch einen geringen Anteil der plastisch dissipierten Arbeit kompensiert werden soll.

Es sei an dieser Stelle noch explizit darauf verwiesen, dass in der Literatur (Roth, et al., 2014) auch der an sich konstante Taylor-Quinney Koeffizient β_1 durch eine von der

Dehnraten abhängigen sogenannten Gewichtungsfunktion $\omega(\dot{\epsilon})$ skaliert wird. Dies entspricht im Kern allerdings nur wiederum dem Ansatz eines dehnratenabhängigen Taylor-Quinney Koeffizienten $\beta(\dot{\epsilon})$, der im weiteren Bericht auch als solcher bezeichnet wird.

Da die thermische Entwicklung von den sich im Laufe der Deformation lokal einstellenden Dehnraten abhängt, ist die Berechnung der Temperaturen entsprechend zu modifizieren, da der Taylor-Quinney Koeffizient die Temperaturentwicklung stark beeinflusst. Deshalb muss im verwendeten expliziten FEM Code die Evolutionsgleichung der Temperatur entsprechend modifiziert und implementiert werden.

Die Anpassung des verwendeten Plastizitätsmodells ist relativ aufwendig, da sich die Dehnratenverfestigung, die thermische Entfestigung und der dehnratenabhängige Verlauf des Taylor-Quinney Koeffizienten gegenseitig beeinflussen. Zudem würde bei der Modellierung des Versagensverhaltens eine Rückkopplung der Schädigungsentwicklung auf den aktuellen Spannungszustand die Anpassung weiter in seiner Komplexität erhöhen, weshalb auf eine Kopplung der Schädigung mit der Spannung verzichtet wurde.

Durch diese Entkopplung von Schädigung und Spannung kann konzeptionell in einem ersten Schritt das Deformationsverhalten isoliert angepasst und dann in einem zweiten Schritt die Parameter des Versagensmodells (Versagenskurve) separat bestimmt werden. Die Anpassung des Versagensverhaltens erfolgte primär an dem globalen Deformationsverhalten der unterschiedlichen Versuche, aus deren Probengeometrien verschiedene Spannungszustände, und damit Mehrachsigkeiten, resultieren. Zusätzlich wurde simultan versucht die lokalen Dehnungsfelder an die gemessenen ARAMIS Auswertungen anzupassen, wobei die Gewichtung dieser Zielgröße ein geringerer Stellenwert im Vergleich zur globalen Deformationscharakteristik eingeräumt wurde. Aufgrund der komplexen Interaktionen der zu bestimmenden Funktionen und Parameter ist die Anpassung mit Hilfe eines Optimierungstools (LS-Opt) durchgeführt worden, wobei der hierfür erstellte Framework einerseits sowohl eine isolierte, andererseits aber auch (voll)gekoppelte Bestimmung der gesuchten Größen ermöglicht.

Das Versagensverhalten wurde für jede untersuchte Dehnraten einzeln und werkstoffspezifisch angepasst. Daraus resultieren für jeden geprüften Werkstoff mehrere Versagenskurven, die mittels einer Spline Approximation beschrieben sind. Damit kann das dehnratenabhängige Versagensverhalten dargestellt und gegenübergestellt werden, was systematisch an für den Automotive-Bereich relevanten Leichtbaustählen in dem hier dargestellten Umfang noch nicht durchgeführt worden ist.

Die wesentlichen Ergebnisse aus dem hier dokumentierten Projekt wurden auf fachspezifischen Konferenzen (Klitschke, et al., 2013; Klitschke, et al., 2014; Sun, et al., 2015; Trondl, et al., 2015) publiziert und werden in Zeitschriften wie bspw. (Klitschke, et al., 2016; Trondl, et al., 2016) derzeit veröffentlicht.

2 Stand der Technik

2.1 Einflüsse der Mehrachsigkeit und Dehnrates auf Verformung und Versagen

Da bei Crashbelastungen insbesondere in den hochbeanspruchten, letztlich versagenden Zonen meist komplexe Beanspruchungen vorliegen, sind für genaue Crashesimulationen auch Ergebnisse zum Werkstoffverhalten unter mehrachsiger Beanspruchung erforderlich, die mit unterschiedlichen Probenformen und unter unterschiedlichen Belastungsarten ermittelt werden können. In der FAT-Richtlinie „Dynamische Werkstoffkennwerte für die Crashesimulation“ (Böhme, et al., 2008) wurde auf die Notwendigkeit der Werkstoffcharakterisierung und der Bestimmung von Versagenskurven auch bei anderen Belastungsarten als beim einachsigen Zugversuch mit der nominellen Mehrachsigkeit von $\eta = 1/3$ hingewiesen. Für andere Mehrachsigkeitsgrade werden dort z.B. Versuche mit unterschiedlich scharf gekerbten Kerbzugproben bis etwa $\eta = 2/3$ oder Scherversuche für $\eta = 0$ sowie Druckversuche bei $\eta = -1/3$ vorgeschlagen.

Für statische Belastungssituationen wurden die Einflüsse der Mehrachsigkeit auf das Versagen bereits durch mehrachsige Versuche an verschiedenen Werkstoffen z.B. Aluminiumprofilen (Bao, et al., 2004) und Hochfeststählen (Sun, et al., 2009; Bai, et al., 2010) durchgeführt und damit eine Versagenskurve wie z.B. in Bild 2-1 und Bild 2-2 mit einem erkennbaren Minimum der Versagensdehnung im Scherbereich bestimmt. Die Versagensdehnungen und die entsprechenden Werte der Mehrachsigkeit in der Versagenskurve wurden in der Regel durch Simulation der unterschiedlichen Probenversuche und Auswertung der lokalen Größen bei der jeweiligen gemessenen Bruchverschiebung ermittelt. Die Versagensdehnungen können auch durch lokale optische Dehnungsmessungen direkt aus Experimenten ermittelt werden.

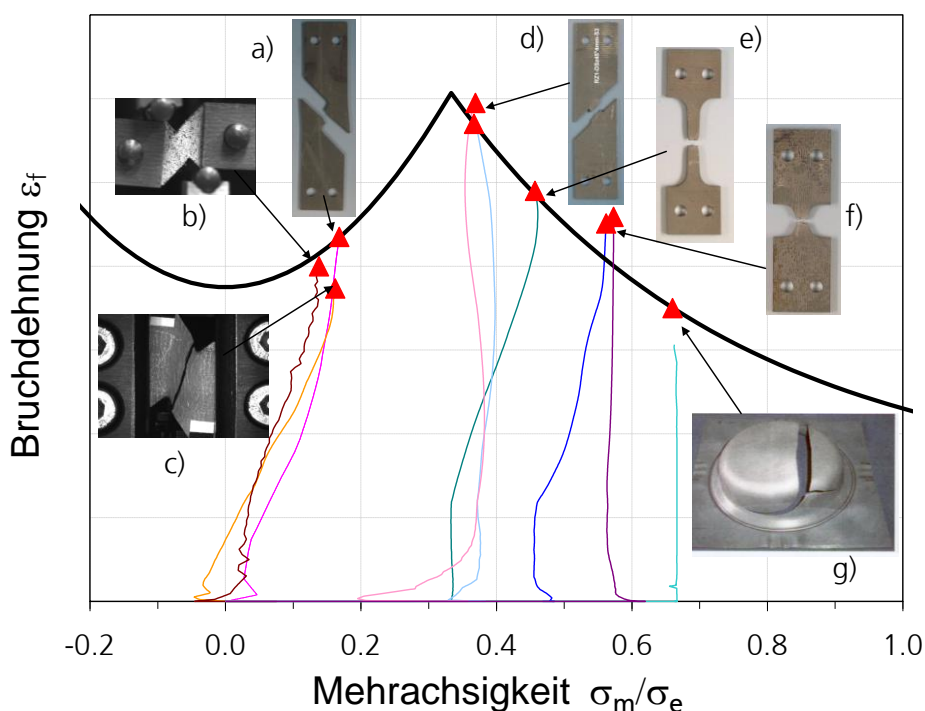


Bild 2-1
Bruchdehnung eines hochfesten Stahls als Funktion der Mehrachsigkeit mit Belastungspfaden für unterschiedliche Proben (Sun, et al., 2009)

Abweichend von den konventionellen Vorstellungen zeigen die Untersuchungen (Bao, et al., 2004; Sun, et al., 2009; Bai, et al., 2010), dass die Versagensdehnung unter Scherung ($\eta = 0$) deutlich niedriger als die unter einachsigen Zug ($\eta = 1/3$) ist. Bei anderen Untersuchungen zum Teil an anderen Werkstoffen konnte ein derartiges Minimum z.B. unter Scherbelastung mit Torsionsproben (Authenrieth, et al., 2009) oder mit gekerbten Scherproben (Böhme, et al., 2011) weder statisch noch bei teilweise hohen Belastungsraten gefunden werden. Eine mögliche und noch nachzuweisende Ursache könnte in unterschiedlichen Belastungssituationen liegen, die nicht allein mit der Mehrachsigkeit eindeutig zu charakterisieren sind. In den Arbeiten von (Bao, et al., 2004; Bai, et al., 2010) wurde vorgeschlagen, die Mehrachsigkeit zusammen mit dem Lode-Parameter, der eine Funktion der zweiten und dritten Spannungsinvarianten ist, für die Beschreibung des Spannungszustands zu verwenden.

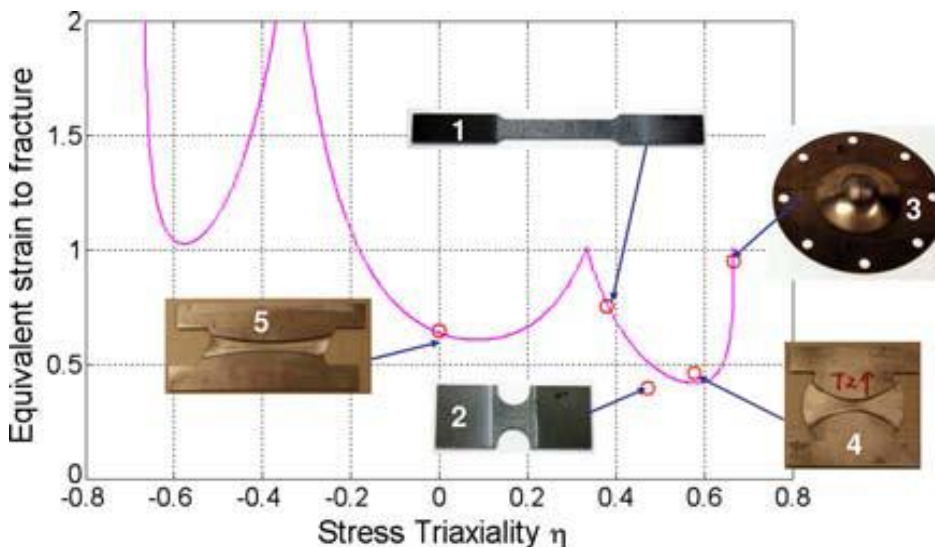


Bild 2-2
Versagensdehnung
eines TRIP-Stahls als
Funktion der Mehrach-
sigkeit mit den ver-
wendeten Proben (Bai,
et al., 2010)

Im Bereich von Mehrachsigkeiten zwischen einachsigen Zug ($\eta = 1/3$) und Biaxialzug ($\eta = 2/3$) nimmt die Versagensdehnung mit zunehmender Mehrachsigkeit tendenziell ab. Allerdings wurde ein weiteres lokales Minimum der Versagensdehnung beim ebenen Dehnungszustand ($\eta = 0,577$) bei der Untersuchung von unterschiedlichen Werkstoffen gefunden Bild 2-2 (Bao, et al., 2004). Da die meisten durchgeführten Untersuchungen zur Werkstoffcharakterisierung keine Versuche an ebenen Dehnungsproben aus dünnwandigen Strukturen beinhalten, gibt es keine ausreichenden experimentellen Befunde über das Bruchverhalten von Blechen unter dieser Belastungssituation. In (Bai, et al., 2008; Basaran, 2011) wurden zum Erreichen eines ebenen Dehnungszustands breite Flachzugproben mit beidseitigen Kerben in der Dickenrichtung verwendet. Dabei wurden große Einflüsse der Verhältnisse von Probenbreite und Kerbtiefe zu Probendicke im Kerbgrund auf den lokalen Spannungszustand festgestellt. Angesichts der großen Relevanz des ebenen Dehnungszustands für die Blechverformung nach Einschnürung sind weitere gezielte Untersuchungen dafür erforderlich.

Bei hohen Belastungsraten sind derartige mehrachsige Versuche nur vereinzelt durchgeführt worden. Insbesondere fehlen systematische crashartige Versuche im Scherbereich und bei hohen Mehrachsichtigkeitsgraden, wie sie mit Kerbzugproben oder auch mit Stempel-Durchstoßversuchen erzielt werden können. Erste Untersuchungen zu zweiachsigen crashartigen Belastungen von Berg und Tröster (Berg, et al., 2007) haben gezeigt, dass der Aufwand bei crashartigen Nakajima-ähnlichen Versuchen und 3D-Dehnungsfeldanalyse mit 2 HG-Videokameras hoch und die erzielbare Genauigkeit gering ist. Die inzwischen verfügbaren Hochgeschwindigkeits-Videokameras neuester Generation mit einer zeitlichen Auflösung bis zu 1.000.000 Bilder/s lassen hier bessere Resultate erwarten.

In den Crashsimulationsprogrammen wurden bisher die bei Crashvorgängen in hochbeanspruchten und stark verformten Bereichen auftretenden adiabatischen Temperaturerhöhungen und deren Einfluss auf die Spannungs-Dehnungskurven (Bild 2-3) und den tatsächlichen Schädigungsbeginn meist vernachlässigt. Oft werden quasi-isotherme Spannungs-Dehnungskurven konstruiert und verwendet, bei denen der Entfestigungseffekt durch die Temperaturerhöhung ausgenommen und nur die Dehnratenverfestigung berücksichtigt wird (Bild 2-4).

Dies ist für die Berechnung des Globalverhaltens in einer Crashsimulation sicher eine akzeptable, näherungsweise Vorgehensweise. Wenn es aber um detaillierte Simulationen zur Identifikation kritischer Bereiche mit möglichem Schädigungsbeginn geht, dann war zu Projektbeginn offen, welchen Einfluss lokale adiabatische Temperaturerhöhungen auf die Dehnungslokalisation und damit auf das Versagen haben, wie sie sich bei verschiedenen Probenotypen und Mehrachsigeitsgraden auswirken und wie sie insbesondere den Verlauf der Versagenskurve bei crashartiger im Vergleich zu statischer Belastung beeinflussen. Dafür müssen die Einflüsse von Temperatur und Dehnraten getrennt betrachtet werden.

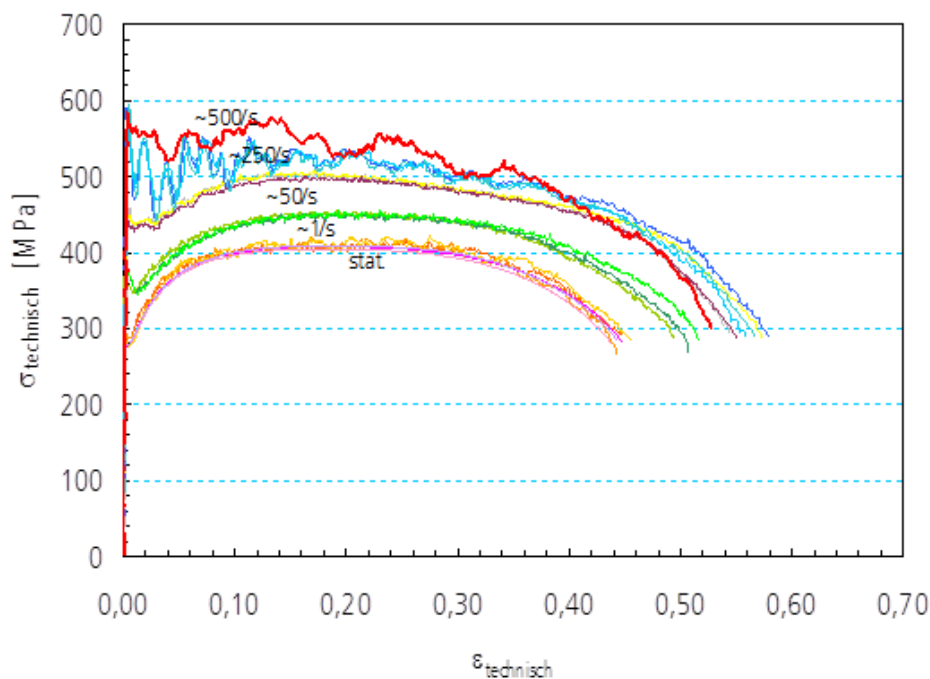


Bild 2-3
Technische Spannungs-Dehnungskurven unter statischer und dynamischer Belastung, siehe (Böhme, 2008)

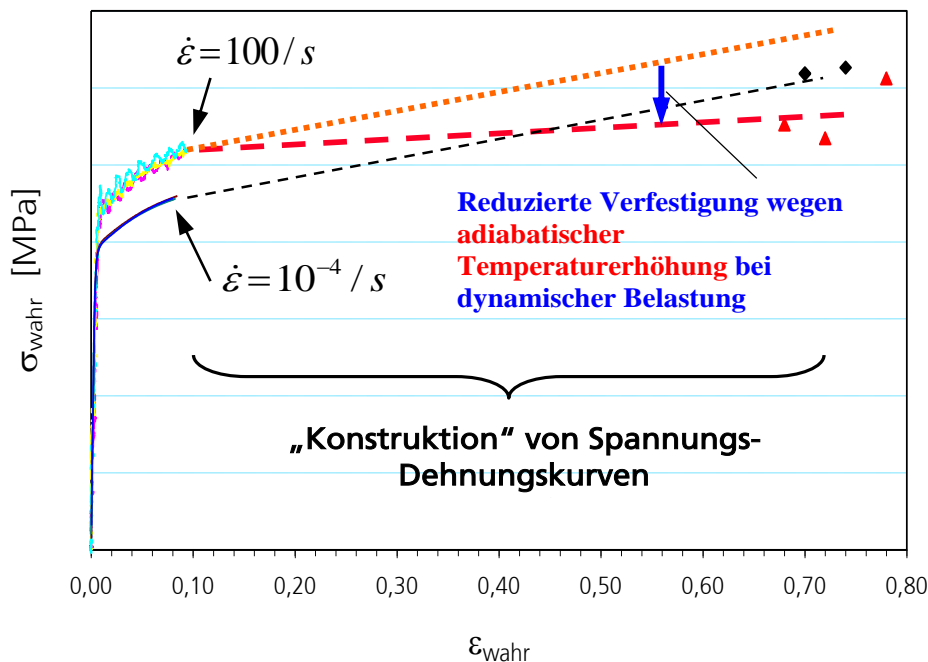


Bild 2-4
Ermittlung vollständiger wahrer Spannungs-Dehnungskurven unter statischer und dynamischer Belastung, siehe (Böhme, et al., 2008)

Für einige Stähle wurden die Temperaturerhöhungen bei Hochgeschwindigkeitsversuchen durch adiabatische Erwärmung in jüngster Zeit mit schnellen Thermokameras gemessen (Schneider, et al., 2009; Bäumer, 2009; Berg, et al., 2007; Larour, 2010), bis Gleichmassdehnung wurden Temperaturerhöhungen von etwa 10 K festgestellt, bis Bruch wurden je nach Werkstoff bis zu 100 K gemessen (Bäumer, 2009). Da die adiabatische Erwärmung mit der plastischen Dehnung proportional zunimmt, ist die Abschätzung einer Temperaturerhöhung von 70 °C im Einschnürbereich beim Bruch eines duktilen Werkstoffs realistisch (Sun, et al., 2009; Böhme, et al., 1992). Die Lokalisierung und adiabatische Temperaturerhöhung ist bei unterschiedlichen Probenformen und bei Bauteilen durchaus sehr unterschiedlich und bisher nicht untersucht. Bei Scherversuchen mit schräggekerbten Scherzugproben lokalisiert der hochverformte Bereich in einer ganz schmalen Scherzone und insbesondere bei Scherversuchen mit extrem hohen Belastungsgeschwindigkeiten ist das Auftreten von adiabatischen Scherbändern mit Temperaturerhöhungen von deutlich über 100 K bis hin zum Aufschmelzen des Werkstoffs bekannt (Rittel, 1999; El-Magd, 2006). In jüngsten Untersuchungen bei crashrelevanten Belastungsgeschwindigkeiten (Böhme, et al., 2011) ist aber auch festgestellt worden, dass bei crashartigen Scherzugversuchen der Versagensbeginn deutlich früher einsetzt, als dies aufgrund von Ergebnissen von Zugversuchen zu erwarten ist. Als mögliche Ursache wurde eine starke adiabatische Temperaturerhöhung in der stark lokalisierten Scherzone vermutet (Böhme, et al., 2011). Mit neuesten HG-Video-Kameras und schnellen HG-Thermokameras eröffnete sich hier die Möglichkeit, dies mit weit höherer Genauigkeit als noch vor wenigen Jahren zu quantifizieren.

2.2

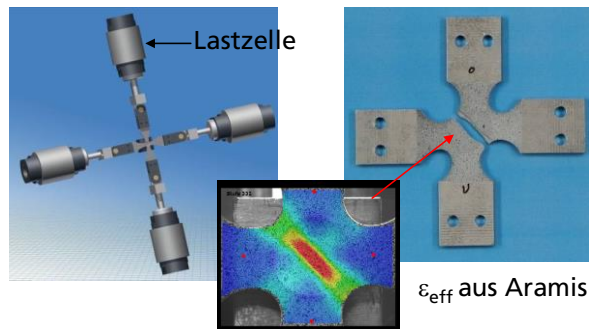
Realisierung mehrachsiger statischer und crashartiger Belastung

Es ist eine große Anforderung, verschiedene Mehrachsigkeiten und Dehnraten durch Versuche an einfachen Proben für die Werkstoffcharakterisierung mit klar definierten Lastbedingungen zu realisieren. Neben den Standardzugversuchen wurden in letzter Zeit häufig Zugversuche an Rund- und Flachproben mit verschiedenen Kerbradien und Nakajimaversuche an Proben mit unterschiedlichen Geometrien zur Variation der

Mehrachsigkeit verwendet. Problematisch ist die Realisierung der reinen Scherbelastung, weil bei duktilen Werkstoffen mit zunehmender Belastung der Anteil der überlagerten Zugspannung in Scher-, Iosipescu- und Arcan-Proben stark zunimmt (Bild 2-1). Alternativ dazu bieten sich Torsionsversuche mit Hohlproben an (Authenrieth, et al., 2009). Allerdings ist es nicht möglich, Hohlproben aus dünnen Blechen für die Automobilanwendung mit einem begrenzten Aufwand herzustellen und zuverlässig zu prüfen. Als Alternative wurden im IWM kleine gekerbte Torsionsproben verwendet (Bild 2-5b) und die Ergebnisse sind aufgrund der in der Probe vorliegenden reinen Schubbelastung für die Bestimmung der Versagenskurve eines Werkstoffs optimal (Sun, et al., 2012). Eine Einschränkung für die Anwendung der Torsionsversuche ist die begrenzte Möglichkeit der Dehnratenvariation.

a) Biaxialzugversuch

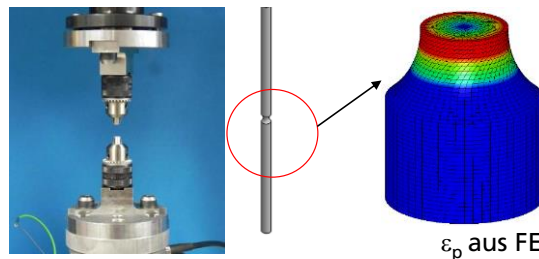
- Mehrachsigkeit $T=2/3$
- Lode-Parameter $\zeta = -1$



ϵ_{eff} aus Aramis

b) Torsionsversuch an kleiner Rundprobe

- Mehrachsigkeit $T=0$
- Lode-Parameter $\zeta = 0$



ϵ_p aus FE

Bild 2-5

a) optimierter Biaxialzugversuch mit lokalen Dehnungsmessungen

b) optimierter Torsionsversuch an kleiner gekerbter Rundprobe und berechnete Verteilung der plastischen Vergleichsdehnung
(Sun, et al., 2012)

Zur Realisierung einer biaxialen Zugbelastung können Bulge-, Nakajima- und Marcinak-Versuche sowie Biaxialzugversuche an Kreuzproben verwendet werden (Quaak, 2008; Bai, et al., 2010; Sun, et al., 2009). Jeder vorhandene Versuchstyp für biaxiale Belastung hat Vor- und Nachteile. Für langsame Belastungsgeschwindigkeit ist der Biaxialzugversuch an einer optimierten Kreuzzugprobe aufgrund der klar definierten Beanspruchungssituation z.B. ohne Reibung und ohne Biegung für die Werkstoffcharakterisierung besser geeignet. Bild 2-5a zeigt den Versuchsaufbau und die optimierte Biaxialzugprobe vom IWM (Sun, et al., 2012) und die Versagensstelle, wo die Mehrachsigkeit exakt $2/3$ ist. Für stoßartige Belastung sind die Nakajima-Versuche oder die Durchstoßversuche leicht zu realisieren. Zur Analyse der Reibeffekte ist ein Vergleich der Ergebnisse zwischen den Biaxialzugversuchen an Kreuzproben und Nakajima- oder Durchstoßversuchen bei einer langsamen Belastungsgeschwindigkeit wünschenswert.

Grundlage heutiger Crashsimulationen sind experimentell bestimmte Werkstoff-Kennwerte und -Kennkurven, die in der Regel komplett bis zum Versagensbeginn mit Hochgeschwindigkeitsversuchen bei Belastungsgeschwindigkeiten bis 20 m/s bzw. bei lokalen Dehnraten bis etwa 500 /s möglichst zuverlässig zu bestimmen sind. An erster Stelle steht dabei der Hochgeschwindigkeits-Zugversuch, für den mit Unterstützung der Automobilindustrie im VDA unter Federführung des IWM inzwischen eine FAT-Richtlinie (Böhme, 2008; Böhme, et al., 2008) erarbeitet wurde. Diese Festlegungen wurden auch in das VDEh-Prüfblatt SEP1230 (SEP 1230, 2007) sowie in die darauf aufbauende und die seit 2011 verfügbare Norm für Hochgeschwindigkeits-Zugversuche ISO 26203-2 (ISO 26203-2, 2011) eingebracht.

Zur Ermittlung von zuverlässigen Messdaten bei dynamischen Versuchen werden spezielle Messtechniken z.B. Anwendung von schwingungsarmen Kraftmesszellen und trägheitskraftarmen Einspannungen sowie Einsatz von Hochgeschwindigkeitskameras zur lokalen Dehnungsmessung und schnellen Thermokameras für die Temperaturmessung benötigt. Im IWM wurde eine spezielle schwingungsarme Kraftmesszelle entwickelt und patentiert (Böhme, et al., 2002). Zur Untersuchung des Mehrachsigkeitseinflusses bei hohen Belastungsgeschwindigkeiten stehen im IWM Kerbzug-, Scherzug-, Scherdruck- und Durchstoßversuche zur Verfügung (Böhme, 2008; Sun, et al., 2009; Böhme, et al., 2011). Bei Projektbeginn gab es allerdings keine Publikationen über den Einsatz von lokalen 3D-Dehnungsfeldmessungen und Hochgeschwindigkeits-Thermomessungen bei mehrachsiger crashartiger Belastung.

2.3

Werkstoffmodelle zur Beschreibung der Einflüsse der Dehnrates und Mehrachsigkeit auf Verformung

Zur Modellierung des Verformungs- und Versagensverhaltens von metallischen Werkstoffen unter Crashbelastung sind Anwendungen von Werkstoffmodellen mit Berücksichtigung von Dehnraten-, Temperatur- und Anisotropieeffekten von großer Bedeutung. Da die plastischen Dehnungen und Mehrachsigkeit für die meisten Versagensmodelle die maßgebenden Größen sind und von der Dehnrates, Temperatur und Probenorientierung stark beeinflusst werden, ist eine realistische Beschreibung des Materialverhaltens Voraussetzung für eine zuverlässige Versagensmodellierung.

Eine Reihe von Stoffgesetzen zur Beschreibung der Dehnratenverfestigung steht in Crashcodes zur Verfügung. Die beiden phänomenologischen Modelle von Cowper-Symonds (Cowper, et al., 1957) und Johnson-Cook (Johnson, et al., 1985) werden wegen der relativ einfachen Ansätze bei der Crashesimulation häufig verwendet. Allerdings geben sie bei vielen Werkstoffen die Dehnratenabhängigkeit der Spannungs-Dehnungskurve aufgrund der verwendeten multiplikativen Ansätze für die Dehnratenverfestigung nicht exakt wieder. Als Alternative bietet sich das theoretische Modell nach Macherauch und Vöhringer (Macherauch, et al., 1978) für eine genauere Beschreibung der Dehnraten- und Temperatureffekte an (Sun, et al., 2009; Authenrieth, et al., 2009). Die Fließspannung nach (Macherauch, et al., 1978) besteht aus einem thermischen und einen athermischen Beitrag. Der thermische Beitrag wird zur Überwindung von kurzreichenden Hindernissen von Versetzungen durch thermische Aktivierungsprozesse benötigt. Der athermische Beitrag beschreibt den Einfluss der weiterreichenden Hindernisse auf die Versetzungsmobilität. In einigen Untersuchungen (Authenrieth, et al., 2009) wurde festgestellt, dass auch der athermische Beitrag in bestimmten Temperaturbereichen von der Dehnrates abhängig ist.

Zur Berechnung der Temperaturerhöhung während eines Zugversuchs unter einer hohen Dehngeschwindigkeit stehen verschiedene Ansätze zur Verfügung (Needleman, et al., 1991; Banerjee, et al., 2008). Unter adiabatischer Bedingung kann die Temperaturerhöhung einfach aus einer Beziehung zur plastischen Arbeit ermittelt werden (Needleman, et al., 1991). Da die Dehnrates in einer Automobilkomponente bei einer Crashbelastung örtlich stark variieren und die adiabatische Bedingung nicht immer erreicht wird, wird die Anwendung einer pauschalen adiabatischen Annahme bei Modellierung der gesamten Komponente zu einem unrealistischen Ergebnis führen. Aus diesem Grund kann ein von der Dehnrates abhängiger Faktor (Taylor-Quinney Coefficient) in die Formel zur Berechnung der Temperaturerhöhung eingeführt werden (Hodowany, et al., 2000). Offen ist, wie der Faktor von der Probengeometrie und vor allem vom Dehnungsgradienten beeinflusst wird.

Die Einflüsse des Spannungszustands auf die Fließspannung werden konventionell für isotropes Verhalten durch Werkstoffmodelle nach von Mises oder Tresca und für anisotropes Verhalten nach Hill (Hill, 1990) und Barlat (Barlat, et al., 1989) behandelt. Ein Nachteil der oben beschriebenen Fließkriterien ist, dass die Fließfläche bei zunehmender plastischer Deformation unverändert bleibt. Zahlreiche experimentelle Untersuchungen zeigen jedoch eine deutliche Formänderung der Fließfläche mit zunehmender Verformung. Texturmodellierungen haben denselben Effekt bestätigt (Kowalsky, et al., 1999; Kowalczyk, et al., 2004; Ortiz, et al., 1983). Für proportionale Belastungen haben Hill und Hutchinson (Hill, et al., 1992) ein phänomenologisches Modell mit differentialer Verfestigung vorgeschlagen. Ebenfalls zeigen neue Untersuchungen (Stoughton, et al., 2009), dass nicht nur das anisotrope Fließen am Anfang der plastischen Verformung sondern auch die anisotrope Verfestigung berücksichtigt werden müssen. Zusätzlich wurde darauf hingewiesen, dass neben der Fließfläche auch die Fließregel bei der Beschreibung des Verformungsverhaltens eine große Rolle spielt. In den Arbeiten von (Stoughton, et al., 2009; Mohr, et al., 2010) wurden Vorteile eines nicht-assoziierten Modells mit anisotroper oder isotroper Verfestigung darstellt.

2.4 Versagensmodelle für die Crashsimulation

Die bereits für die Crashsimulation verwendeten Versagensmodelle lassen sich in zwei Gruppen aufteilen: phänomenologische Modelle wie z.B. Johnson-Cook, Wilkins, Grenzformänderungsschaubild (FLD), Xue-Wierzbicki, CrachFEM, GISSMO oder Bi-Failure und mikromechanische Modelle, wie z.B. Gurson, Gurson+Shear und Gologanu. Während die phänomenologischen Versagensmodelle viele Versuche zur Bestimmung der Modellparameter benötigen, brauchen die mikromechanischen Modelle aufgrund der physikalischen Beschreibung von Versagensmechanismen wenig Versuche. Zum Beispiel können die Schädigungsparameter des Gurson-Modells durch Anpassung an die Bruchverlängerung einer Flachzugprobe ermittelt werden. Eine Schwäche des Gurson-Modells ist, dass es kein Scherversagen beschreiben kann. Zur Erweiterung des Gurson-Modells (Gurson, 1977) bzgl. Scherversagen wurde beim Versagensmodell Gurson+Shear von (Nahshon, et al., 2008) eine von der dritten Spannungsinvariante abhängige Porenentwicklung eingefügt. Die Erweiterung des Modells beruht auf einem phänomenologischen Ansatz. Der Nachteil dieses Ansatzes ist, dass die Erweiterung nicht nur im Scherbereich sondern auch im Bereich mit großer Mehrachsigkeit eine Rolle spielt, in dem das Gurson Modell eigentlich sinnvolle Ergebnisse liefert. Als Alternative berücksichtigt das mikromechanische Schädigungsmodell nach (Gologanu, et al., 1997) sowohl die Porosität als auch die Porenform und bietet damit eine gute Basis für die Bildung eines Versagenskriteriums. Das Werkstoffmodell nach Gologanu wurde auf Basis mikromechanischer Betrachtung um eine Versagensbeschreibung erweitert (Pardoen, 1998; Pardoen, et al., 2000; Andrieux, et al., 2004). In (Andrieux, et al., 2010) wurde gezeigt, dass das Modell in der Lage ist, die beiden Versagenstypen Duktil- und Scherbruch zu beschreiben.

Die meisten phänomenologischen Modelle beruhen auf einer Versagensdehnung, die vom Spannungszustand abhängt. Im ebenen Spannungszustand wird eine Beanspruchungssituation mit der Mehrachsigkeit η eindeutig beschrieben. Ein allgemeiner dreidimensionaler Spannungszustand kann nicht mit einem Parameter wie der Mehrachsigkeit charakterisiert werden. Nach Bao und Wierzbicki (Bao, et al., 2004) können die Mehrachsigkeit und der Lode-Parameter zusammen zur Beschreibung eines beliebigen Spannungszustands verwendet werden. Der Lode-Parameter ist eine Funktion der zweiten und dritten Spannungsinvarianten. Zur Bestimmung der entsprechenden Versagensparameter müssen Probenversuche im gesamten dreidimensionalen Spannungsraum z.B. im ebenen Dehnungs- und axialsymmetrischen Spannungszustand durchgeführt werden. Ein offener Punkt ist, welches Versagensmodell für die Modellierung des

Crashverhaltens von Stahlkomponenten im Automobilbau zuverlässig und leicht zu kalibrieren ist. Bild 2-6 und Bild 2-7 zeigen die Anwendbarkeit des Bi-Failure-Modells für die Modellierung des Versagensverhaltens eines mikrolegierten Tiefziehstahls (Sun, et al., 2010) und eines TRIP-Stahls unter quasistatischer Belastung (Sun, et al., 2009). Es ist klar zu erkennen, dass bei der Modellierung des Tiefziehstahls der anisotrope Effekt bzgl. der plastischen Verformung berücksichtigt werden muss.

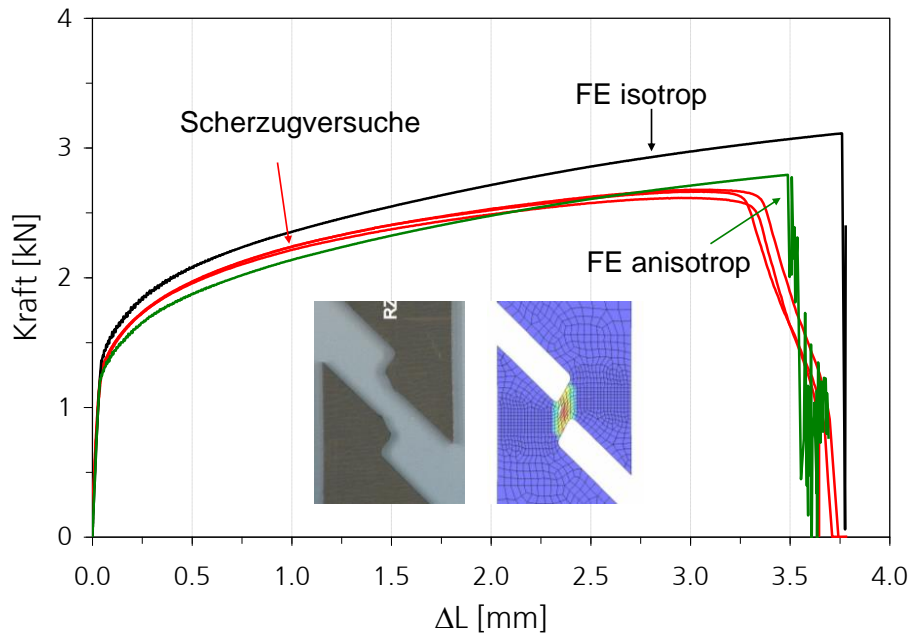


Bild 2-6
Gemessene und berechnete Kraft-Verschiebungskurven von Scherzugversuchen an einem Tiefziehstahl (Sun, et al., 2010)

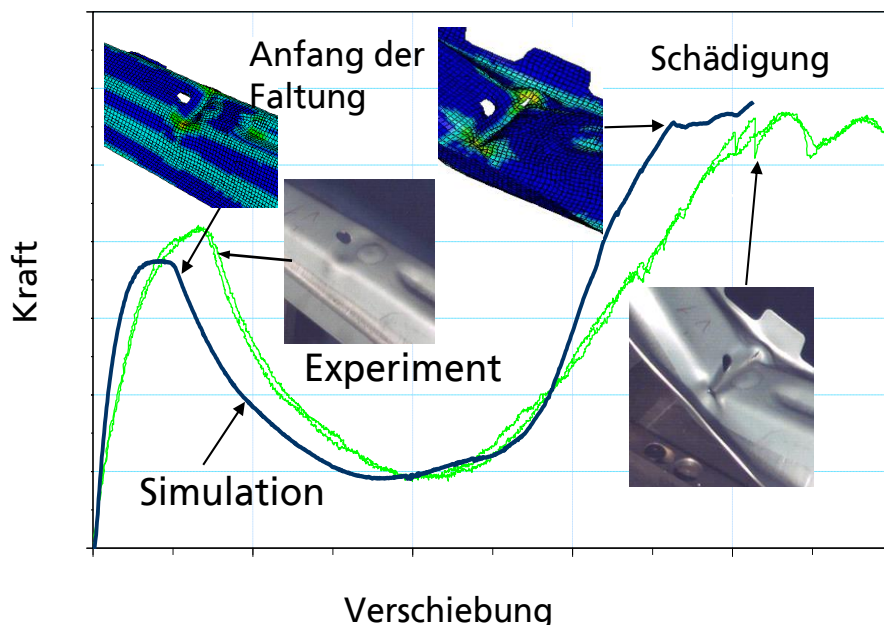
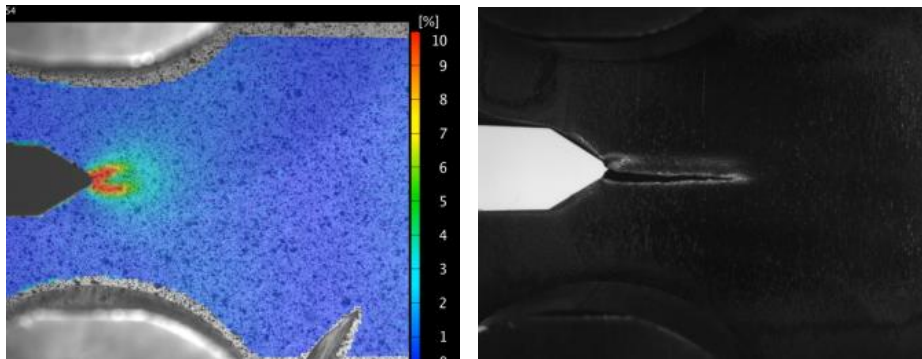


Bild 2-7
Gemessene und berechnete Kraft-Verschiebungskurven von Biegeversuchen mit überlagertem Zug an einer Automobilkomponente (Sun, et al., 2009)

Eine komplexe Fragestellung bei der Versagensmodellierung von hochfesten und ultrahochfesten Stählen ist, wie die Rissempfindlichkeit solcher Stähle experimentell und numerisch behandelt werden kann. Es ist bekannt, dass Erweichungszonen um Schweißverbindungen einen kleinen Riss auslösen und damit zu Risswachstum im Blech des Grundwerkstoffs führen können. Da die meisten für die Materialcharakterisierung eingesetzten Probengeometrien kein langes und stabiles Risswachstum erlauben, liegen

auch kaum Kenntnisse vor, ob die vorhandenen Versagensmodelle das Verhalten von Rissbildung und -wachstum ohne Modellerweiterung oder zusätzliche Kalibrierung abbilden können. Im IWM wurden Kahn-Versuche an Proben mit Kerbe zur Charakterisierung eines ultrahochfesten Stahls (22MnB5) durchgeführt und die Rissverlängerung neben den Kraft-Verschiebungskurven und lokalen Dehnungen ermittelt (Bild 2-8). Bild 2-9 zeigt, dass das erweiterte mikromechanische Schädigungsmodell (Gologanu) die gemessene Kraft-Aufweitungskurve genau vorausrechnen kann. Das phänomenologische Versagensmodell (Bi-Failure) unterschätzt die Rissverlängerung und überschätzt damit die Kräfte (Burget, et al., 2010).



a) kurz nach F_{max}

b) $\Delta a = 10,2 \text{ mm}$

Bild 2-8
Kahn-Probe aus 22MnB5 a) bei der Rissinitiation kurz nach Maximalkraft mit lokaler Dehnung aus ARAMIS und b) bei einem Risswachstum von 10,2mm

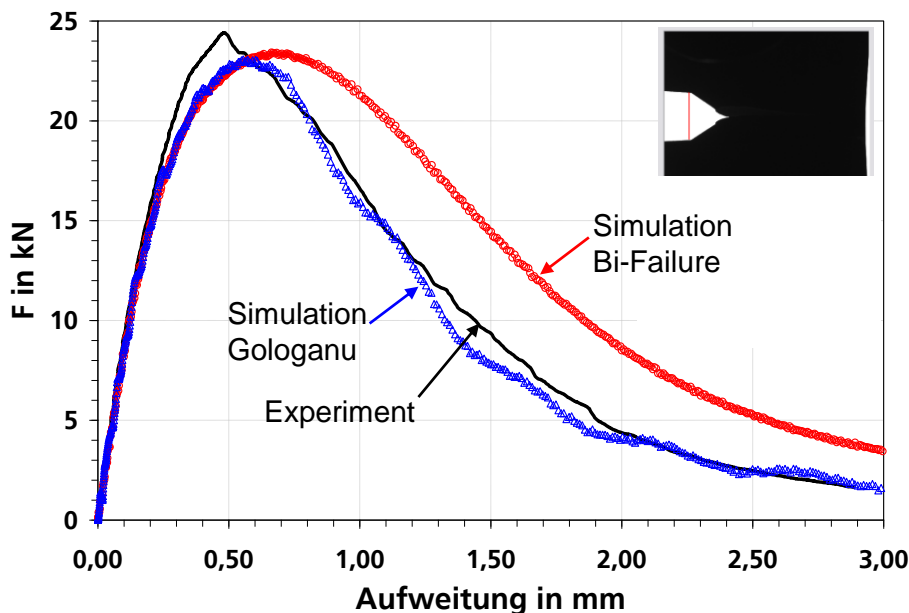


Bild 2-9
Gemessene und berechnete Kraft-Aufweitungskurven eines Kahn-Versuchs an 22MnB5 (Burget, et al., 2010)

Bisher liegen nur einzelne experimentelle Ergebnisse über die Einflüsse der Dehnrates auf das Verformungs- und Versagensverhalten von verschiedenen Stahlblechen vor. Aufgrund von fehlenden Messdaten wird derzeit bei der Crashsimulation angenommen, dass die Versagensparameter von der Dehnrates unabhängig sind. Da die Dehnungslokalisation von Dehnrates und Belastungstyp stark beeinflusst wird, ist diese Annahme nicht realistisch.

3 Ziele und Vorgehensweise

Das Hauptziel des Projekts besteht darin, den Einfluss der Dehnrates und des Spannungszustandes (Triaxialität) auf das Materialverhalten von gegenwärtig oft im Automobilbau verwendeten Stählen zu untersuchen. Der Fokus ist dabei primär auf das von der Belastungsgeschwindigkeit abhängige Versagensverhalten gerichtet, was zu detaillierten Untersuchungen von Änderungen der Versagensdehnungen in Abhängigkeit der Spannungszustände (Scherung, uniaxiale- oder biaxiale Belastung, usw.) und Dehnraten sowie anderer möglicher Einflussgrößen wie bspw. adiabatischer Erwärmung führt. Die dazu notwendigen Untersuchungen gliedern sich in einen experimentellen Teil und in darauf aufbauende Ansätze sowie Vorschläge zur Modellierung. Diese sollen das beobachtete Materialverhalten in effizienter Weise beschreiben, um dadurch in praxisrelevanten Crashsimulationen komplexer Fahrzeugstrukturen Möglichkeiten aufzuzeigen, genauere Vorhersagen zu erzielen ohne die dabei erforderliche Rechenzeiten zu erhöhen.

Da das Versagen signifikant von der Belastungsgeschichte und somit von der Dehnrates sowie den vorliegenden Spannungszuständen, welche durch die Mehrachsigkeit η näherungsweise quantifizierbar ist, abhängt, hat das verwendete Materialmodell zur Beschreibung des Deformationsverhaltens einen entscheidenden Einfluss bei der Simulation des Versagens. Ein weiterer daraus resultierender Aspekt ist in der adiabatischen Erwärmung des deformierten Materials gegeben, deren Einfluss bei Belastungen mit steigender Dehnrates zu- und fallender Dehnrates abnimmt. Da die daraus resultierenden thermischen Effekte je nach vorliegender Belastungsgeschwindigkeit einen entfestigenden Einfluss auf das Materialverhalten haben können, ist ein thermomechanisch gekoppeltes Problem gegeben, das aufgrund der Komplexität und des daraus erforderlichen Rechenaufwandes nicht praktikabel in praxisrelevanten Crashsimulation einsetzbar ist. Deshalb ist ein alternatives pseudo-thermomechanisches Modell (siehe Abschnitt 9.1) vorgeschlagen und von dem am Projekt beteiligten Softwarehersteller DynaMore in das FEM System LS-Dyna implementiert worden, welches am IWM im Rahmen des vorliegenden Projekts für verschiedene Werkstoffklassen kalibriert und unter unterschiedlichen repräsentativen Belastungszuständen getestet wurde.

Damit steht zur Untersuchung und Beschreibung des dehnratesabhängigen Deformations- und Versagensverhaltens ein genaues sowie effizientes Plastizitätsmodell zur Verfügung, welches die wichtigsten Einflussgrößen wie Temperatur und Dehnrates auf den resultierenden Spannungszustand abbilden kann.

Zur Kalibrierung und Verifikation des Simulationsmodells sind experimentelle Untersuchungen sowohl unter quasistatischen als auch dynamischen Belastungen an drei im Automobilbau gegenwärtig oft verwendeten Stählen (siehe Tabelle 4-1) durchgeführt worden. Die verschiedenen charakteristischen Spannungszustände wurden mittels Flach-, Rund-, Kerb-, Scher- und Lochzugproben sowie mit Nakajima-Tests für unterschiedliche Stegbreiten untersucht. Bei den Experimenten wurden sowohl auf globaler als auch lokaler Ebene die Deformations- und Versagenscharakteristik messtechnisch erfasst. Dabei wurde auf globaler Ebene die integrale Verschiebung zweier die Messlänge determinierende Referenzpunkte zusammen mit der auftretenden Kraft aufgezeichnet. Um die lokalen Deformationen zu messen kam das System ARAMIS (GOM, 2010) zum Einsatz, welches mit einem Kamerasystem punktuelle Bewegungen an der Oberfläche eines Probenbereichs erfassen kann, woraus die lokalen Deformationen ermittelbar sind. Ein weiterer Teil der Untersuchungen zum lokalen Versagen umfasst Hochgeschwindigkeitsvideoanalysen und fraktografische Untersuchungen, um den Mechanismus und genauen Ort des Versagens bei Bruchinitiierung zu bestimmen. Dafür wurden Analysen am Rasterelektronenmikroskop (REM) durchgeführt.

Zusätzlich wurden an ausgewählten Proben die lokalen Temperaturentwicklungen bei crashartigen Belastungen für unterschiedliche Dehnraten und Spannungszustände mit einer Infrarot- Hochgeschwindigkeitskamera gemessen.

Das vorgeschlagene Materialmodell wurde an die experimentellen Ergebnisse so angepasst, dass sowohl die globale als auch die lokale Deformations- und Versagenscharakteristik sowie die Erwärmung für alle gemessenen Belastungszustände (Mehrachsigkeiten) bestmöglich berechnet wird. Mit diesen Ergebnissen kann die Vorhersagegenauigkeit von Crashsimulationen deutlich gesteigert werden.

4 Versuchsplan

Es wurden die drei im Automobilbau häufig eingesetzte Leichtbaustähle verschiedener Festigkeitsklassen HX340LAD, HCT980X+Z110MB und 22MnB5 untersucht (siehe Tabelle 4-1). Der höchstfeste Stahl 22MnB5 wurde überwiegend mit feueraluminierter Oberfläche (AS) charakterisiert, punktuell wurde zum Vergleich eine zinkbeschichtete Variante untersucht (Z). Für die Untersuchungen wurden Stahlbleche mit einer Blechdicke von 1,5 mm von den in Tabelle 4-1 angeführten Mitgliedern des projektbegleitenden Ausschusses zur Verfügung gestellt. Die Versuchsmatrix ist im Abschnitt 5.1.2 für die statischen Experimente und im Abschnitt 6.1 für die dynamische crashartige Charakterisierung beschrieben.

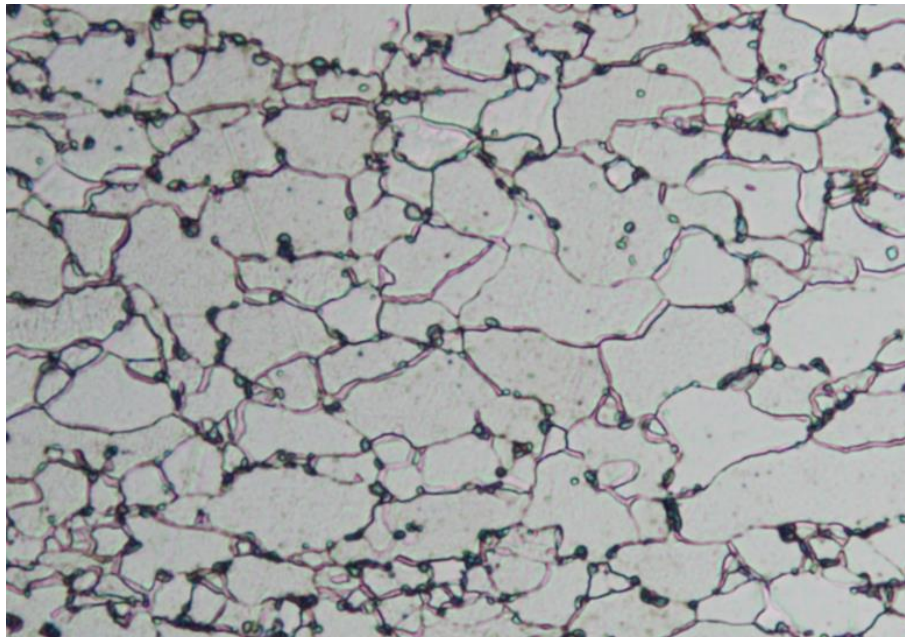
Werkstoffbezeichnung	IWM Bezeichnung	Werkstoff	Zugfestigkeit MPa	Werkstofflieferant	Tabelle 4-1 Untersuchte Werkstoffe
HX340LAD	YS1	ZStE340, mikrolegierter Stahl	400 - 500	Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH	
HCT980X+Z110MB	YS2	DP1000, Dualphasenstahl	ca. 1000	Voestalpine Stahl GmbH	
22MnB5/AS	YS3	pressgehärteter Stahl; feueralu.	ca. 1500	Benteler Automotive	
22MnB5/Z	YS4	pressgehärteter Stahl; zinkbeschichtet	ca. 1500	Voestalpine Stahl GmbH	

Der Versuchsplan wurde aufgrund der erzielten Ergebnisse nach Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschusses so angepasst, sodass schwerpunktmäßig signifikante Effekte im statischen (wie bspw. Anisotropie bzgl. Walzrichtung) und im dynamischen (wie bspw. Dehnrateneinfluss) Bereich untersucht werden konnten.

4.1 Werkstoffe

Die untersuchten Werkstoffe wurden aus drei unterschiedlichen Festigkeitsklassen ausgewählt. Da das Ausgangsmaterial in Form gewalzter Bleche vorlag, war ein gewisse Vorzugsrichtung in der Werkstoffmikrostruktur vorhanden, die zu einer Richtungsabhängigkeit der Materialeigenschaften führen kann.

Beim Werkstoff mit der geringsten Zugfestigkeit handelte es sich um einen duktilen mikrolegierten Stahl vom Typ HX340LAD, dessen Mikrostruktur an einem Längsschliff in Bild 4-1 zu sehen ist. Darin ist eine etwas grobe Gefügestruktur aus Ferrit und etwas Perlit an den Korngrenzen zu sehen, was für Werkstoffe dieses Typs charakteristisch ist.



104986

1000x

10 μm

Für die Werkstoffklasse mit einer mittleren Zugfestigkeit wurde der im Automobilbau oft verwendete hochfeste Stahl vom Typ HCT980X (oft auch als DP1000 bezeichnet) untersucht. Bei diesem Material handelt es sich um einen Dualphasenstahl dessen Mikrostruktur an einem Längsschliff in Bild 4-2 zu sehen ist. Darin ist ein charakteristisches feinkörniges Mikrogefüge aus Ferrit und Martensit zu erkennen.

Bild 4-1
Mikrostruktur des
Werkstoffs HX340LAD



105010

1000x

10 μm

Als Werkstoff mit der größten Zugfestigkeit ist der höchstfeste Stahl vom Typ 22MnB5 untersucht worden. Dabei handelt es sich um einen pressgehärteten Stahl, der die Mikrostruktur eines Vergütungsgefüges zeigt und an einem Längsschliff in Bild 4-3 dargestellt ist.

Bild 4-2
Mikrostruktur des
Werkstoffs HCT980X

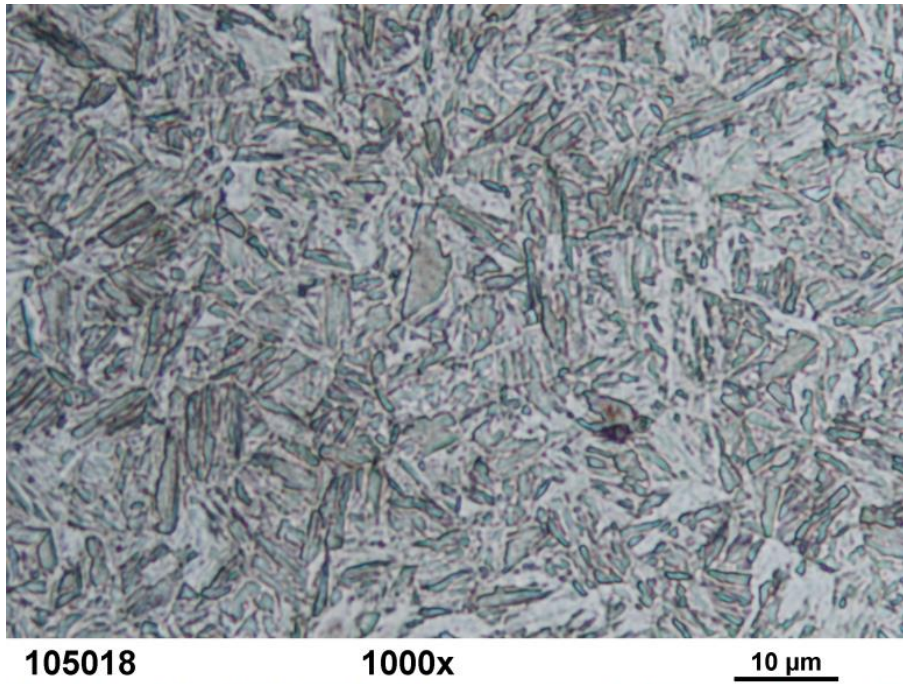


Bild 4-3
Mikrostruktur des
Werkstoffs 22MnB5

4.2

Probenentnahme und Probenbezeichnung

Alle Proben wurden aus den zur Verfügung gestellten gewalzten Blechen entnommen. Die Nakajimaproben wurden durch Laserschneiden entnommen, alle anderen in diesem Projekt untersuchten Proben sind mit Hilfe von Drahterosion entnommen worden. Die Drahterosion wurde für die Probenentnahme gewählt, um die thermischen Einflüsse bei der Probenfertigung, welche unmittelbare Auswirkungen auf die Mikrostruktur und damit auf das Materialverhalten haben, so gering wie möglich zu halten. Für die Untersuchungen sind längs und quer sowie diagonal zur Walzrichtung Flachzugproben aus dem Blech entnommen worden, um den Einfluss der Anisotropie auf das Werkstoffverhalten zu untersuchen.

Zudem wurden auch spezielle Doppelscherzugproben (auch als große Scherzugproben bezeichnet) geprüft, deren Geometrie in der Scherzone geringere Dicken als das Ausgangsblech aufweist. Diese verdünnten Bereiche sind mittels Senkerodieren erzeugt worden. Dabei wird mit Hilfe einer speziellen Kupferelektrode, welche die Geometrie der herzustellenden Verdünnung aufweist, eine Reduzierung der Probendicke erzeugt, d.h., die Form der Elektrode überträgt sich auf die zu fertigende Probe. Um für die in diesem Projekt weit über 200 geprüften Proben eine rasche Zuordnung zu gewährleisten, wurde eine Nomenklatur bei der Probenbezeichnung eingeführt dessen Systematik Bild 4-4 zu entnehmen ist.

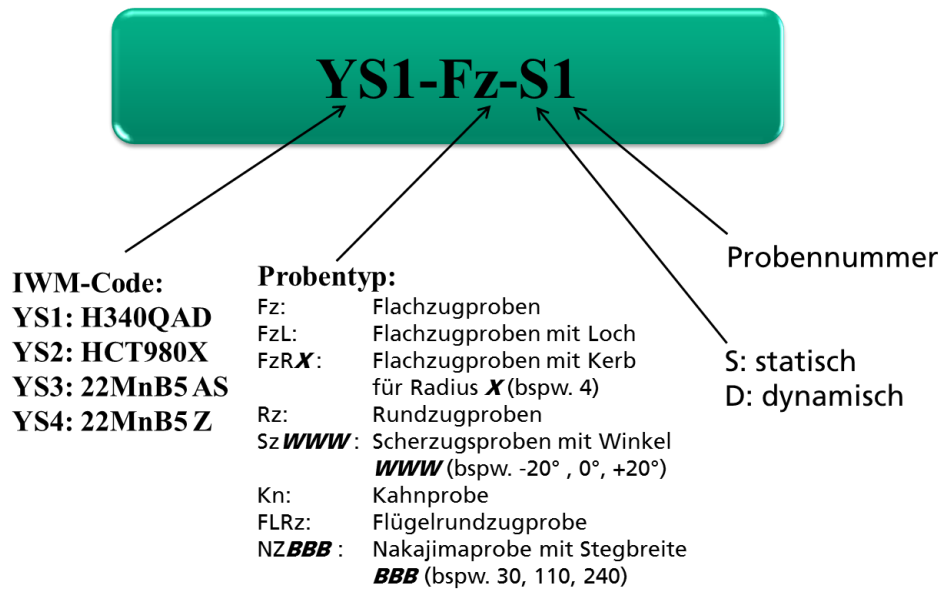


Bild 4-4
Nomenklatur bei der
Probenbezeichnung

5 Statische Charakterisierung

5.1 Zugversuche

5.1.1 Probengeometrien

Zur Erzeugung der verschiedenen Mehrachsigkeiten wurden für die statischen Zugversuche unterschiedliche Probengeometrien zur Werkstoffcharakterisierung verwendet. In Bild 5-1 sind die Probengeometrien für die verschiedenen Mehrachsigkeiten schematisch dargestellt. In Bild 5-2 sind die gefertigten Abmessungen gezeigt.

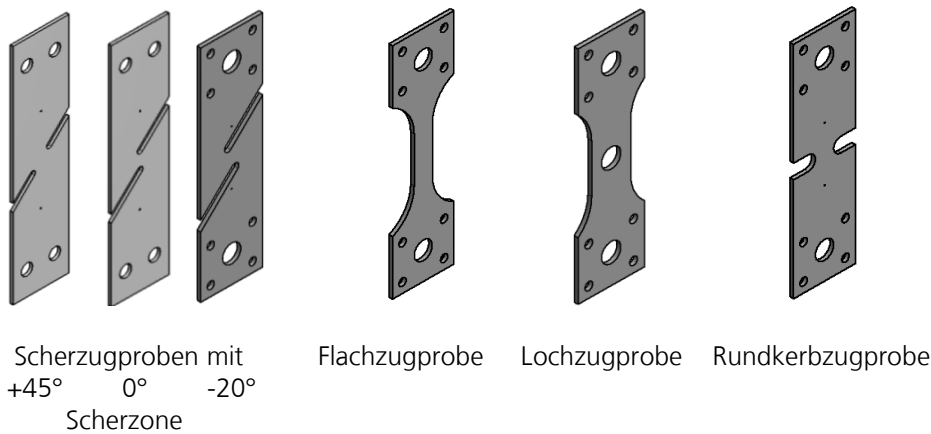


Bild 5-1
Verwendete Probengeometrien für quasi-statische Zugversuche bei verschiedenen Mehrachsigkeiten

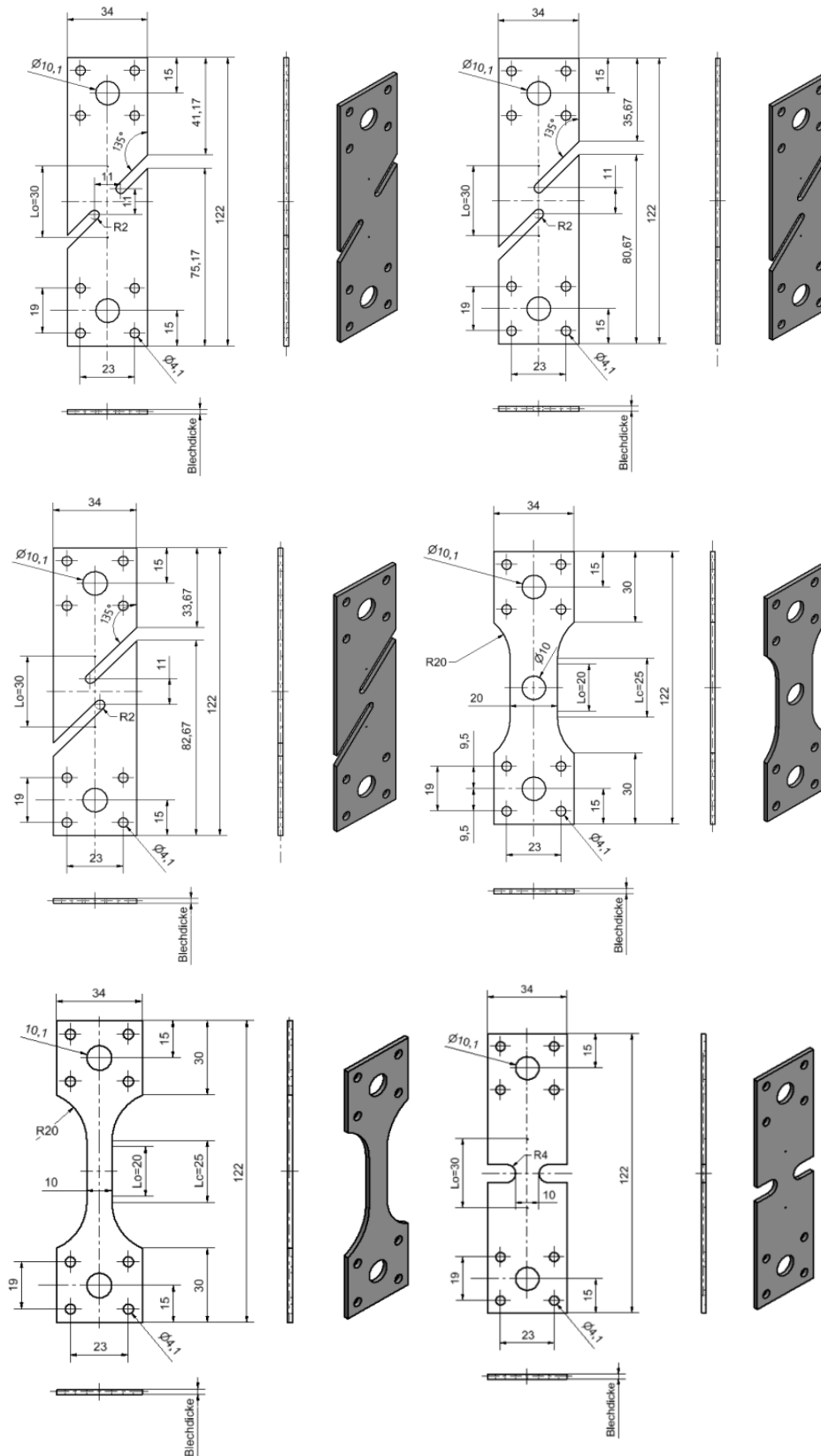


Bild 5-2
Probengeometrien mit
Abmessungen für qua-
statische Zugversu-
che

oben links:
 +45°-Schrägkerb-
 Scherzugprobe (Sz45°)
 oben rechts:
 0°-Schrägkerb-
 Scherzugprobe (Sz0°)

mitte links:
 -20°-Schrägkerb-
 Scherzugprobe (Sz-20°)
 mitte rechts:
 Lochzugprobe (FzL)

unten links:
 Flachzugprobe (Fz)
 unten rechts:
 Kerbzugprobe (FzR4)

5.1.2 Versuchsmatrix

Die Art und Anzahl der durchgeführten Experimente ist in Tabelle 5-1 für die unterschiedlichen Werkstoffe angegeben.

Versuchstyp	HX340LAD	HCT980X + Z110MB	22MnB5 AS + 22MnB5 Z	Σ
Flachzugversuche (quer zur WR)	4 Temp. + 3 = 7	4 Temp. + 3 rund + 3 = 10	3 (AS) + 3 (Z) = 6	23
Flachzugversuche (längs zur WR)	3	3	0	6
Flachzugversuche (diagonal zur WR)	3	3	0	6
Kerbzugversuche (quer)	3	3	3 (AS)	9
Scherzugversuche 0°	3 quer + 4 längs = 7	3 quer + 3 längs = 6	3 quer (AS) + 3 quer (Z) = 6	19
Große Scherzug- versuche 0°	0	3 längs (V3) + 1 längs (V4)	0	4
Scherzugversuche -20° (quer)	3	3	3 (AS)	9
Scherzugversuche +45° (quer)	3	3	3 (AS)	9
Lochzugversuche (quer)	3	3	3 (AS) + 3 (Z) = 6	12
Kahnversuche (quer)	3	3	3	9
Nakajimaversuche (quer)	5 Geometrien x 2 = 10	5 Geometrien x 2 = 10	0	20
Σ	45	51	30	126

Tabelle 5-1
Versuchsplan für die
quasistatische Cha-
rakterisierung und
für Nakajimaversu-
che

Voruntersuchungen zur Entwicklung und Optimierung von Prüf- und Messtechnik für 3D-ARAMIS

Für den höchstfesten Werkstoff 22MnB5 wurde aufgrund der ähnlichen Versuchsergebnisse der beiden Varianten AS und Z in Abstimmung mit dem projektbegleitenden Ausschuss nur der in der Anwendung öfter verwendete Typ AS bezüglich mehrachsiger Belastung detaillierter untersucht.

5.1.3

Versuchs- und Messaufbau

Alle durch Zugkräfte realisierbaren quasistatischen Versuche wurden mit einer Zugprüfmaschine vom Typ INSTRON 5985 durchgeführt. Der Messaufbau ist in Bild 5-3 exemplarisch für einen Flachzugversuch abgebildet. Sämtliche Prüfkörper sind dabei zwischen zwei drehbar gelagerten Spannvorrichtungen befestigt, um so einen bestmöglichen einachsigen Kraftfluss innerhalb der Proben sicherzustellen.

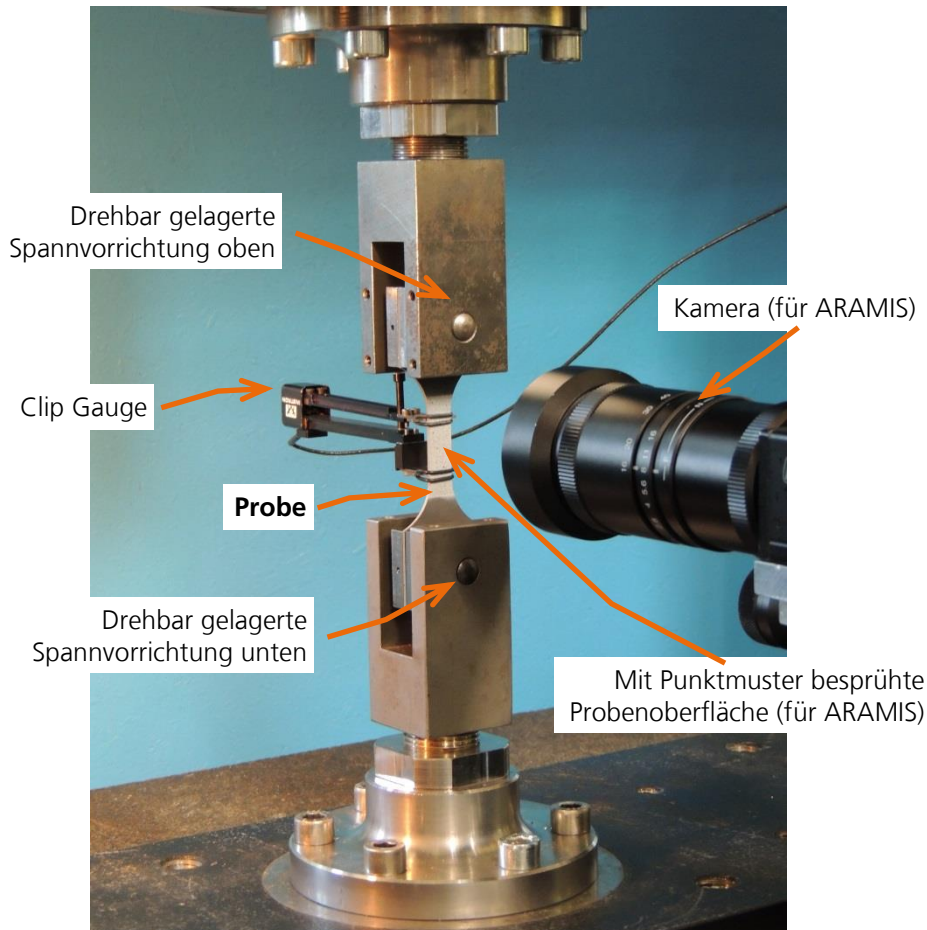


Bild 5-3
Versuchs- bzw.
Messaufbau für quasi-
statische Zugversuche

Die Kraftmessung erfolgte je nach Höhe der erforderlichen Bruchlast mit geeichten und kalibrierten Kraftmesszellen für 20kN bzw. 250kN mit einer Genauigkeitsklasse von 0,1%.

Alle Versuche sind weggesteuert mit einer konstanten Geschwindigkeit von $v=0,02\text{mm/s}$ durchgeführt worden. Die dabei im interessierenden Messbereich auftretende axiale Längsverformung wurde mittels eines Clip Gauge Extensometers von INSTRON (Typ 2620-604, -2.5-12.5mm) gemessen, wobei der Messbereich durch eine probenformspezifische Messlänge L_0 festgelegt ist (vgl. Abschnitt 5.1.1).

Zur lokalen Dehnungsmessung wurde die optische Verformungsmessung ARAMIS (GOM, 2010) verwendet. Damit können lokale Dehnungen in oberflächennahen Bereichen der Probe durch ein zuvor aufgesprühtes Specklemuster gemessen werden. Das Messprinzip beruht auf der optischen Aufzeichnung von Relativbewegungen der aufgesprühten Punkte, die mit einem Kamerasystem während der Deformation erfasst und mittels Grauwertkorrelation ausgewertet werden. Die verwendete Kamera vom Typ JAI CM-200 GE, hat eine Auflösung von 1624x1236 Pixel bei einer maximal möglichen Bildrate von 25 Bilder/sec.

Die tatsächliche Bildrate lag je nach verwendeter Probenform und geprüften Werkstoff zwischen 1 und 3 Bilder/sec. Die Versuchsdauer hängt stark von der Duktilität des geprüften Werkstoffs ab.

Die gemessenen und über einen Messverstärker verfügbaren Kraft-, Maschinenweg- und Extensometersignale wurden gemeinsam mit dem aufgezeichneten Bildsignal des Kamerasystems über eine spezielle Software in einem PC-System zusammengeführt und so bezüglich der Messzeit synchronisiert bzw. getriggert, womit eine eindeutige Zuordnung der einzelnen Messgrößen untereinander gegeben ist.

Aus den gemessenen Größen wurden die entsprechenden charakteristischen Kraft-Verschiebungs- bzw. Spannungs-Dehnungskurven ermittelt. Die Auswertung der lokalen Dehnungsfelder erfolgte aus den aufgezeichneten Bildern unter Verwendung der Auswertsoftware von ARAMIS (GOM, 2010).

5.1.3.1 Warmzugversuche

Um thermische Einflüsse auf das Materialverhalten experimentell zu erfassen wurden Flachzugversuche bei Temperaturen von 100°C, 150°C, 200°C und 250°C durchgeführt.

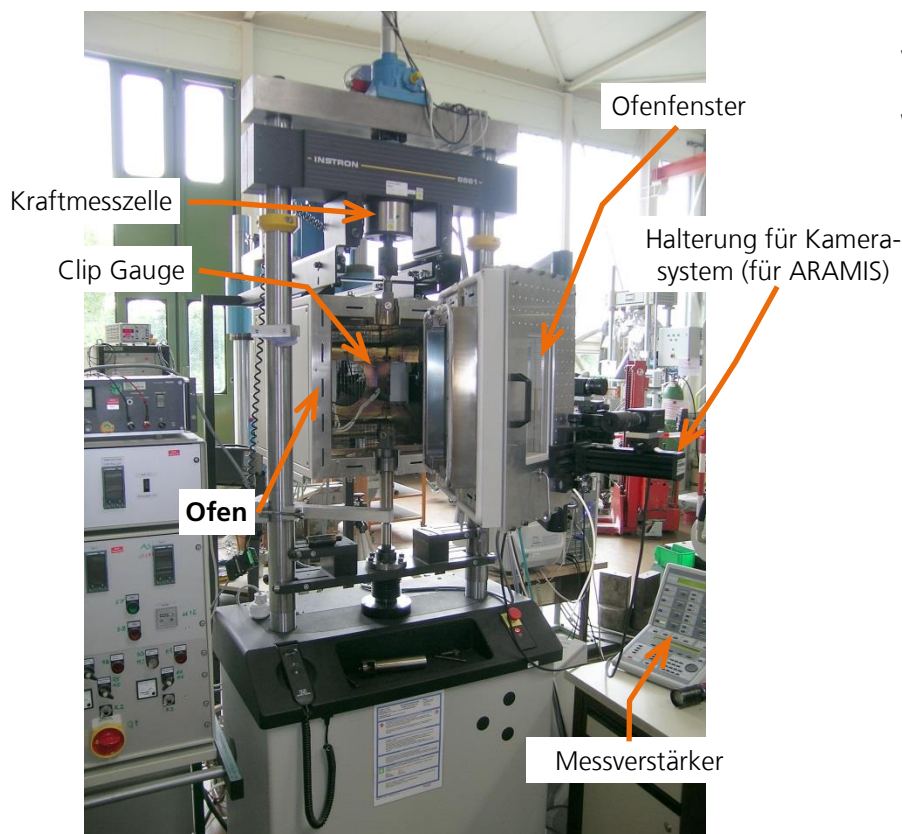


Bild 5-4
Versuchs- bzw.
Messaufbau für
Warmzugversuche

Der Versuchsaufbau ist in Bild 5-4 zu sehen. Der dort abgebildete Ofen ist mit einer elektrischen Widerstandsheizung ausgestattet, wobei die Temperatur im Ofeninnenraum durch ein Gebläse homogen verteilt und auf einem konstanten Niveau gehalten wird. Mit dieser Temperierkammer vom Typ INSTRON EC/666 können Temperaturniveaus von -170°C bis +550°C erzeugt werden.

Die Warmzugversuche wurden mit demselben Clip Gauge Extensometer wie bei Raumtemperatur durchgeführt. Das Extensometer wurde durch Schlitze auf der Rückseite des Ofens an die Flachzugprobe appliziert. An der Vorderseite ist die Tür zur Temperierkammer vorhanden, in der sich ein Fenster befindet unter dem eine Halterung für ein Kamerasystem vorhanden ist. Damit wären lokale Dehnungsmessungen mittels

ARAMIS grundsätzlich möglich, welche jedoch in dem hier dargestellten thermischen Versuchsprogramm nicht durchgeführt wurden.

5.2

Ergebnisse der Zugversuche für HCT980X+Z110MB

Die einzelnen Proben wurden aus einer Blechplatte mittels Drahterosionsverfahren entnommen. Die relative Lage der Probe innerhalb des Blechs sowie bezüglich der Walzrichtung sind Bild 5-5 zu entnehmen.

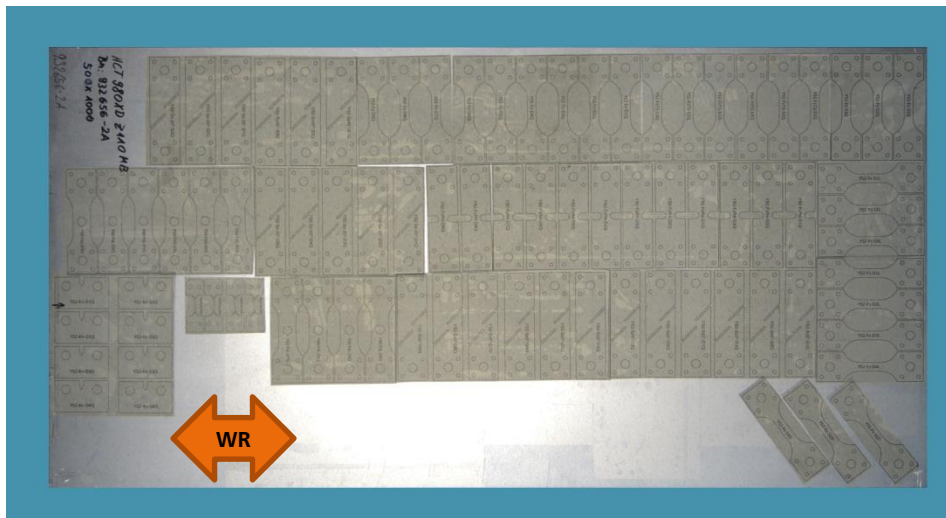


Bild 5-5
Entnahmeplan der
Proben für HCT980X
(WR...Walzrichtung)

5.2.1

Flachzugversuch

Um das anisotrope Verhalten bezüglich des Herstellungsverfahrens (Walzen) zu untersuchen wurden Flachzugversuche sowohl längs als auch quer sowie diagonal zur Walzrichtung durchgeführt.

5.2.1.1

Geprüfte Proben

Es wurden jeweils 3 Proben für die 3 unterschiedlichen Richtungen untersucht. Bei alle untersuchten Proben fand die Einschnürung bzw. Lokalisation der Verformung und somit das Versagen innerhalb des Messlängenbereichs statt, was in Bild 5-6 dokumentiert ist. Sämtliche Flachzugproben wurden mit einer Prüfgeschwindigkeit von 0.020mm/s getestet.

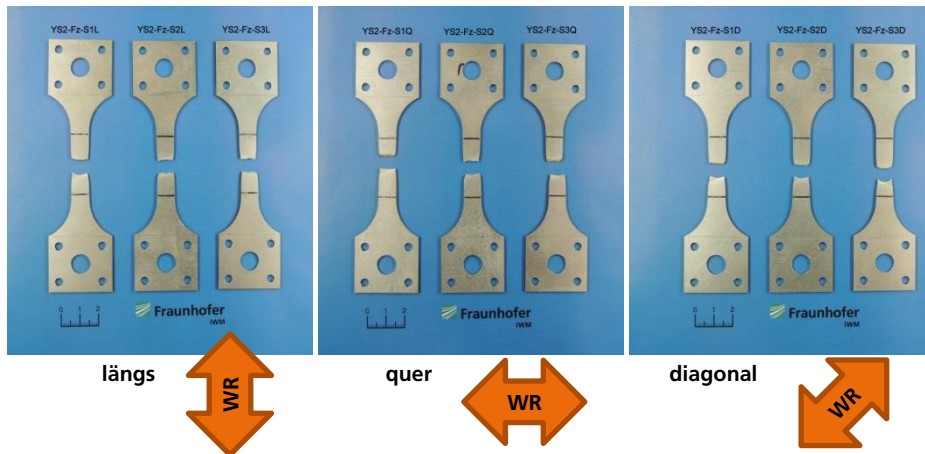


Bild 5-6
Geprüfte Flachzugproben für HCT980X

Zur weiteren Verifikation wurden noch 3 weitere Zugversuche mit Flügelrundzugproben durchgeführt. Die geprüften Proben sind in Bild 5-7 abgebildet, wobei alle Prüfkörper ausschließlich quer zur Walzrichtung entnommen wurden.

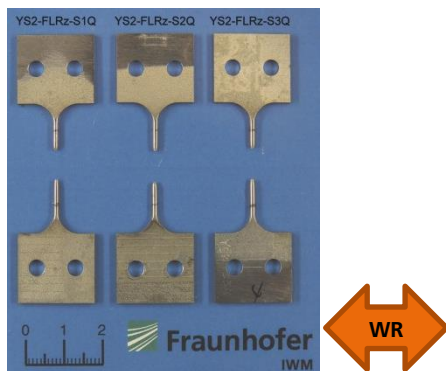


Bild 5-7
Geprüfte Flügelrundzugproben für HCT980X

Alle Proben sind innerhalb des Messlängenbereichs versagt und können somit zur Auswertung sowie zum Vergleich mit den Flachzugproben verwendet werden. Für alle Versuche verlaufen die Bruchlinien nahezu horizontal. Die Prüfgeschwindigkeit bei den Rundzugproben lag bei 0.01mm/s, woraus die gleichniedrige Dehnrage wie bei den Falchzugproben resultiert.

5.2.1.2 Technische Spannungs-Dehnungskurven

Die technische Spannung $\sigma_{tech} = F/A_0$ ist durch die auf den Ausgangsquerschnitt A_0 bezogene (gemessene) Kraft F und die technische Dehnung $\epsilon_{tech} = \Delta l/l_0$ durch jene auf die Ausgangsmesslänge l_0 bezogene (gemessene) Verlängerung Δl definiert. Somit stellen σ_{tech} und ϵ_{tech} über einen Messbereich der Probe integrale Größen dar.

Die technischen Spannungs-Dehnungskurven sind für die unterschiedlichen Orientierungen in Bild 5-8 dargestellt. Daraus ist gut ersichtlich, dass die Deformationscharakteristik ein ausgeprägtes breites Plateau nahe an der Zugfestigkeit aufweist, wobei diese Eigenschaft nahezu unabhängig von der Werkstofforientierung ist.

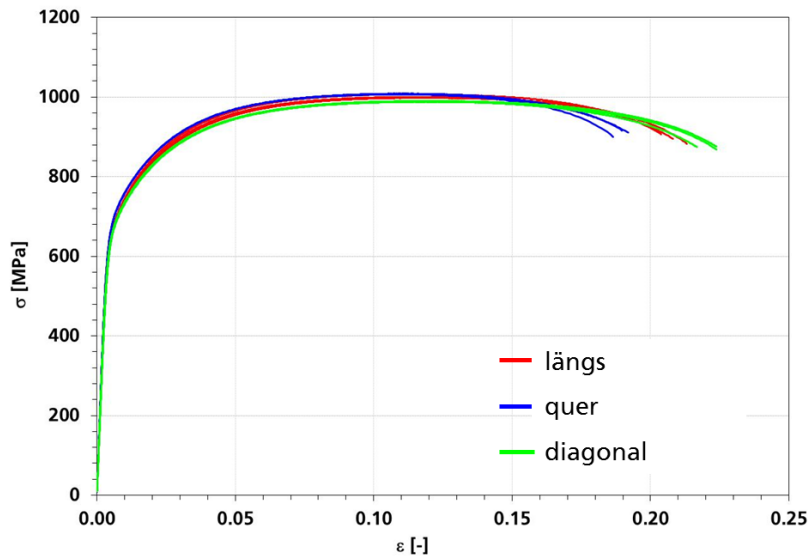


Bild 5-8
Technische Spannungs-
Dehnungskurven
für HCT980X (längs,
quer und diagonal zur
WR)

Im Gegensatz dazu zeigen die Bruchdehnungen eine moderate Abhängigkeit von der Werkstofforientierung, welche im Wesentlichen durch die Walzrichtung gegeben ist. Zusätzlich wurden die Messungen für die quer zur Walzrichtung geprüften Flachzugproben mit den Auswertungen der entsprechenden Flügelrundzugproben verglichen, was in Bild 5-9 zu sehen ist.

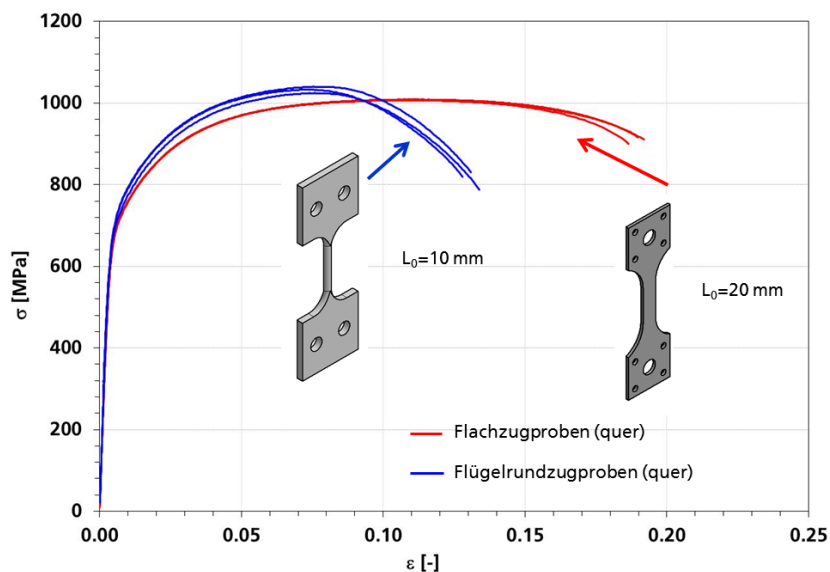


Bild 5-9
Vergleich der geprüf-
ten Flügelrundzugpro-
ben mit Flachzugpro-
ben anhand der tech-
nischen Spannungs-
Dehnungskurven für
HCT980X

Die ermittelten Zugfestigkeiten für beide Probentypen sind ähnlich groß, wobei die Bruchdehnungen der Flügelrundzugproben kleiner sind als jene der Flachzugproben, was mit den unterschiedlichen Spannungszuständen bedingt durch die verschiedenen Probengeometrien erklärt werden kann.

5.2.1.3 Wahre Spannungs-Dehnungskurven

Die wahren Spannungs- und Dehnungswerte können unter der zulässigen und üblichen Annahme der Inkompressibilität bei Metallen durch die Gleichungen (5-1) und (5-2) bis Kraftmaximum bestimmt werden.

$$\varepsilon_{wahr} = \ln(1 + \varepsilon_{tech}) \quad (5-1)$$

Dabei können die technische Dehnung ε_{tech} und die technische Spannung σ_{tech} durch elementare Beziehungen (vgl. 5.2.1.2) aus den Messwerten ermittelt werden.

$$\sigma_{wahr} = \sigma_{tech} (1 + \varepsilon_{tech}) \quad (5-2)$$

Die wahre Spannungs-Dehnungskurve ist somit aus der technischen Spannungs-Dehnungskurve bis zur maximal gemessenen Kraft durch die Gleichungen (5-1) und (5-2) ermittelbar.

Die wahre Spannung $\sigma_{w,Bruch}$ sowie die wahre Dehnung $\varepsilon_{w,Bruch}$ beim Versagenszeitpunkt (Bruch) werden noch zusätzlich durch die optische Vermessung der Bruchfläche S_{min} unter Zuhilfenahme der Spannungsdefinition (5-3) und der Definitionsgleichung der wahren logarithmischen Dehnung (5-4) über die initiale Probenausgangsfläche S_0 bestimmt.

Der Bereich der wahren Spannungs-Dehnungswerte zwischen gemessenem Kraftmaximum und gemessener Bruchkraft ist für Flachzugproben nur schwer und mit entsprechend hohem Aufwand bestimmbar.

$$\sigma_{w,Bruch} := \frac{F_{Bruch}}{S_{min}} \quad (5-3)$$

Die in (5-3) beim Versagenszeitpunkt auftretende Bruchkraft F_{Bruch} ist elementar aus den Messwerten des Versuchs ermittelbar.

$$\varepsilon_{wahr} := \ln \frac{S_0}{S_{min}} \quad (5-4)$$

In Bild 5-10 ist exemplarisch eine Aufnahme der Bruchfläche zur Ermittlung des Probenquerschnitts beim Versagen (Bruch) dargestellt.



Bild 5-10
Bruchfläche einer
Flachzugprobe (YS2-Fz-
S1Q) für HCT980X

Zusammenfassend ist die Auswertung der gemessenen Kraft-Verlängerungskurven zur Bestimmung der technischen und wahren Spannungs-Dehnungskurve sowie des Bruchs- bzw. Versagenspunkts (Endpunkt) in Bild 5-11 dargestellt.

Bis Kraftmaximum
(Volumenkonstanz):

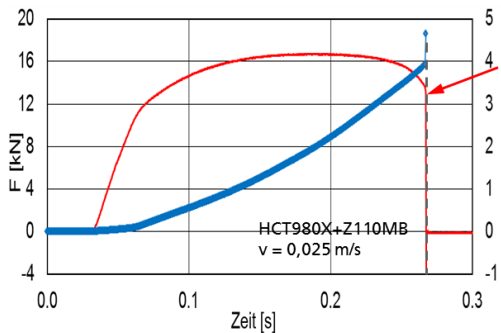
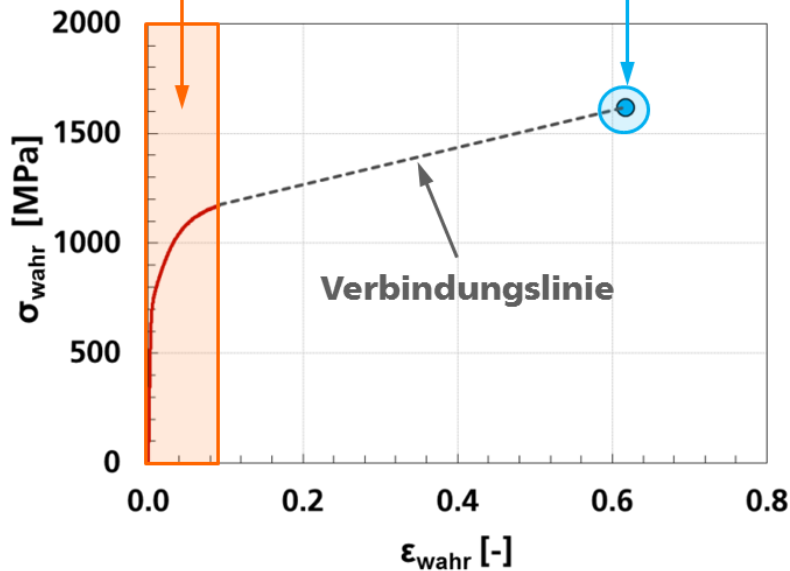
$$\sigma_{\text{wahr}} = \sigma_{\text{tech}} (1 + \epsilon_{\text{tech}})$$

$$\epsilon_{\text{wahr}} = \ln(1 + \epsilon_{\text{tech}})$$

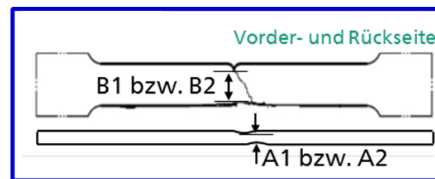
Endpunkt:

$$\sigma_{\text{wahr}} = F_{\text{Bruch}} / S_{\text{min}}$$

$$\epsilon_{\text{wahr}} = \ln(S_0 / S_{\text{min}})$$



Auswertung bis zu Beginn des Steilabfalls
des Kraftsignals → F_{Bruch}



$$S_{\text{min}} = \frac{1}{2} (A_1 + A_2) \cdot \frac{1}{2} (B_1 + B_2)$$

Die wahren Spannungs-Dehnungskurven zeigen bezüglich des Lastniveaus kaum anisotrope Eigenschaften, was in Bild 5-12 deutlich erkennbar ist.

Bild 5-11
Bestimmung der wahren Spannungs-Dehnungskurven nach FAT-Richtlinie (Böhme, 2008)

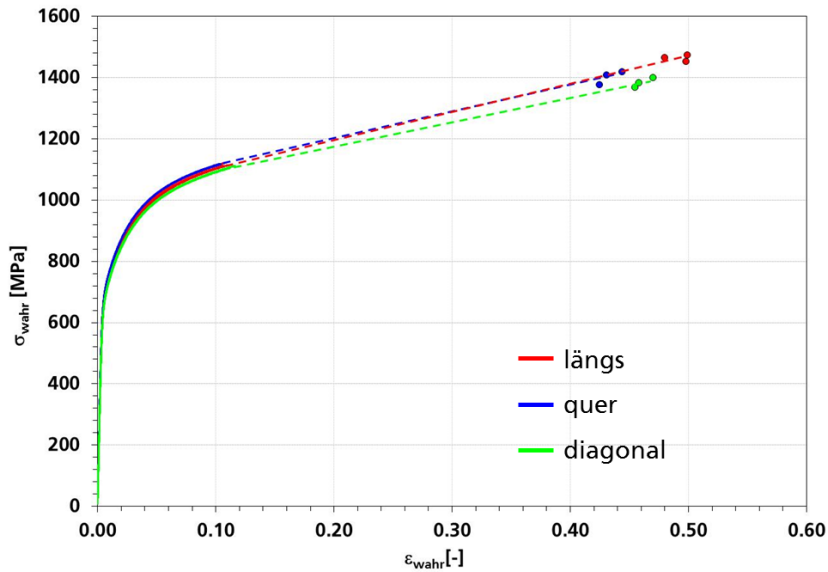


Bild 5-12
Wahre Spannungs-Dehnungskurven für HCT980X (längs, quer und diagonal zur WR)

Wie aus Bild 5-12 auch hervorgeht, sind die wahren Bruchdehnungen kaum richtungsabhängig. Der Vergleich der wahren Spannungs-Dehnungskurven zwischen den quer zur Walzrichtung entnommenen Flachzugproben und den entsprechenden Flügelrundzugproben ist in Bild 5-13 dargestellt.

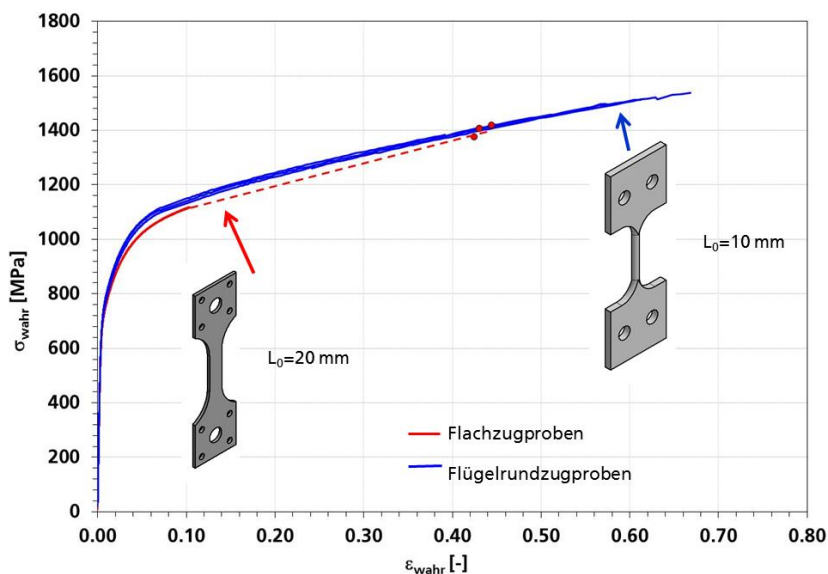


Bild 5-13
Vergleich der geprüften Flügelrundzugproben mit Flachzugproben anhand der wahren Spannungs-Dehnungskurven für HCT980X. Beider Proben wurden quer zur Walzrichtung entnommen siehe Versuchsmatrix in Tabelle 5-1

In Bild 5-13 ist gut zu erkennen, dass die wahren Spannungen kaum Abweichungen zwischen der Flachzug- und der Flügelrundzugprobe (blaue Kurve) aufweisen, wohingegen die wahren Versagensdehnungen signifikante Unterschiede zeigen, was in größeren Bruchdehnungen der Flügelrundzugprobe (blaue Kurve) zu erkennen ist.

5.2.1.4 Lokale Deformationen

Um die lokalen Deformationseigenschaften genauer zu analysieren wurden Auswertungen der Dehnungsentwicklung an der Probenoberfläche mittels ARAMIS (GOM, 2010) durchgeführt. Zur Auswertung wurde eine Facettengröße von 0.276mm x 0.276mm verwendet, womit die Diskretisierung mit der Elementgrößen von 0.25mm aus den Simulationen vergleichbar ist. Dafür wurde die lokale Dehnungsentwicklung an

verschiedenen Messpunkten (Punkte 1 bis 6) in Abhängigkeit der über die Messlänge ermittelten globalen Dehnung dargestellt, was in Bild 5-14 zu sehen ist.

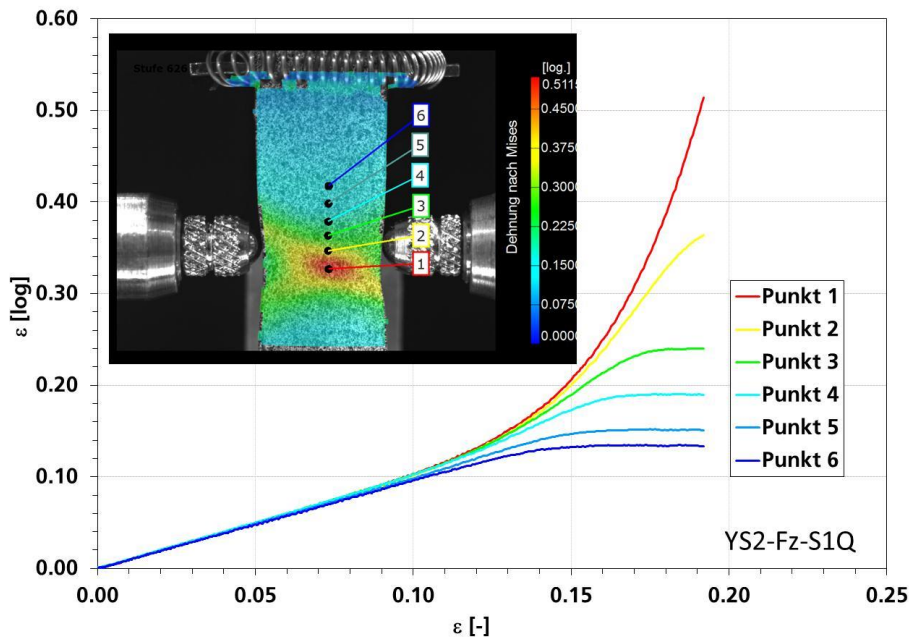


Bild 5-14
Lokale Dehnungsentwicklung einer Flachzugprobe für HCT980X

Zu Beginn der Deformation und bis zu globalen Dehnungen von etwa 0.1 liegt ein homogener Belastungszustand vor, was an den kongruenten linearen Dehnungsverläufen aller Bereiche zu sehen ist. Ab einer Dehnung von etwa 0.1 beginnt sich die Deformation mehr und mehr inhomogen zu entwickeln. Zudem ist in Bild 5-14 gut zu erkennen, dass die Dehnungen nur in einem sehr kleinen Bereich um den Punkt 1 weiter ansteigen und somit nur dort lokalisieren, wodurch ein sehr schmales Band höchster Dehnungen ausgebildet wird. In allen anderen Bereichen um die Punkte 2 bis 6 gehen die Dehnungen ab bzw. vor einer globalen nominellen Dehnung von etwa 0.19 in eine Sättigung über und bleiben ab hier nahezu konstant.

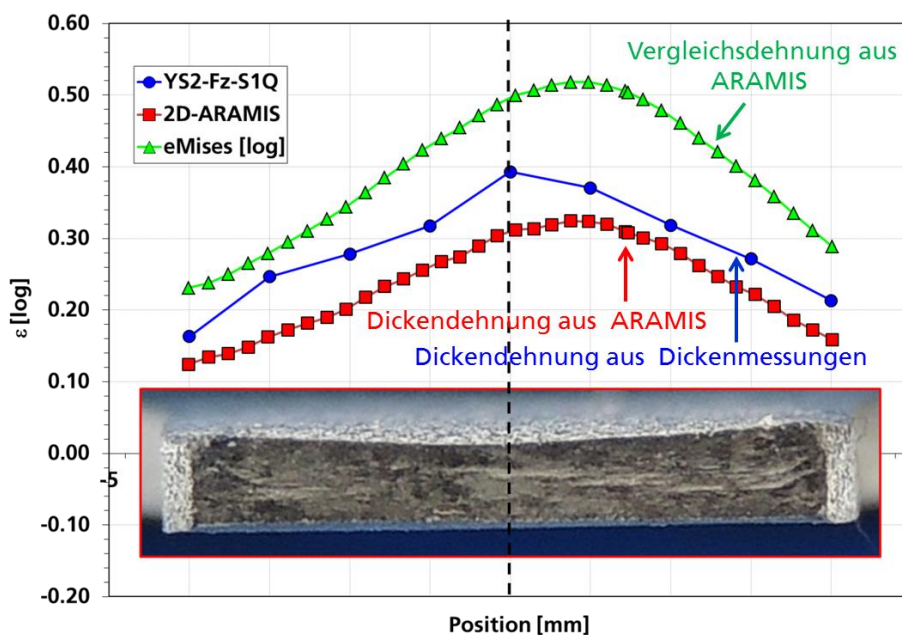


Bild 5-15
Lokale Dehnungsverteilungen in einer Flachzugprobe aus unterschiedlichen Auswertungsmethoden für HCT980X

Eine weitere Auswertung wurde bezüglich der lokalen Dehnungsverteilungen an einem Schnitt durch die Bruchfläche erstellt. Dabei wurden die lokalen Dehnungsverteilungen an der Bruchfläche, welche man durch 3 unterschiedliche Auswertungsmethoden ermitteln kann, verglichen, was in Bild 5-15 zu sehen ist. Dabei zeigen die Dehnungsverläufe resultierend aus

- der Vergleichsdehnung aus ARAMIS
- der Dickendehnung aus ARAMIS und
- der Dickendehnung aus der Messung der Dickenverteilung an der Bruchfläche qualitativ vergleichbare Verläufe jedoch auf unterschiedlichen, physikalisch sinnvoll erklärbaren Dehnungsniveaus.

Die Ermittlung der Versagensdehnung ε_f erfolgte durch Vermessung der Bruchfläche mit Gleichung (5-4), wobei die Einschnürung Z aus der so ermittelten Versagensdehnung elementar mit

$$\varepsilon_f = \varepsilon_{wahr} := -\ln(1 - Z) \quad (5-5)$$

bestimmbar ist. Daraus resultierend ergibt sich eine Versagensdehnungen ε_f von 44.0% und eine Einschnürung Z von 35.8%.

5.2.1.5 Technische Kennwerte

Die Ermittlung der technischen Kennwerte unter quasistatischer Belastung erfolgte im Wesentlichen nach der FAT-Richtlinie (Böhme, et al., 2008) sowie nach DIN EN ISO 6892-1 (DIN EN ISO, 2009), wobei die Ergebnisse dieser Auswertungen in Tabelle 5-2 (längs zur Walzrichtung) und in Tabelle 5-3 (quer zur Walzrichtung) sowie in Tabelle 5-4 (diagonal zur Walzrichtung) zusammengefasst sind. Die r-Werte, welche die Anisotropieeigenschaften beschreiben, wurden bei 5% plastischer Dehnung (r_5) näherungsweise über den Quotienten der Dehnungen in und senkrecht zur Zugrichtung ermittelt. Die Bruchdehnungen A_{20mm} sind nicht direkt mit Standardwerten wie z.B. A_5 vergleichbar, sondern sind grundsätzlich systematisch größer, da hier bewusst ein verkürzter Prüfteil mit $L_0 = 20$ mm entsprechend der FAT-Richtlinie gewählt wurde, um bei den Versuchen bei hohen Dehnraten die dynamischen Effekte etwas geringer zu halten (Böhme, et al., 2008).

Probennummer	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{20mm} [%]	Z [%]	r_5
YS2-Fz-S1L	664	1000	20.3	39.3	0.66
YS2-Fz-S2L	671	998	20.8	39.2	0.63
YS2-Fz-S3L	673	1007	19.9	38.1	0.64
Mittelwert	669	1002	20.3	38.9	0.64
Standardabweichung	5	5	0.5	0.7	0.01

Tabelle 5-2
Technische Kennwerte
für HCT980X+Z110MB
längs zur Walzrichtung

Die Festigkeit bei 0,2 % plastischer Deformation $R_{p0,2}$ (Dehngrenze) sowie die maximale Zugfestigkeiten R_m sind für die Proben welche quer zur Walzrichtung entnommenen wurden geringfügig höher als für jene längs zur Walzrichtung, wobei in diagonalen Richtung die geringsten Festigkeiten vorliegen.

Die Bruchdehnungen A_{20mm} und die Einschnürung Z weisen für die Proben quer zur Walzrichtung geringere Werte auf als für die Proben längs zur Walzrichtung, wobei in

diagonaler Richtung die höchsten Werte bezüglich des Dehnungsverhaltens (A_{20mm}) vorliegen.

Probennummer	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{20mm} [%]	Z [%]	r_5
YS2-Fz-S1Q	684	1006	18.7	35.8	0.84
YS2-Fz-S2Q	680	1006	18.2	34.6	0.78
YS2-Fz-S3Q	686	1009	18.5	35.0	0.70
Mittelwert	683	1007	18.5	35.1	0.78
Standardabweichung	3	2	0.3	0.6	0.07

Tabelle 5-3
Technische Kennwerte
für HCT980X+Z110MB
quer zur Walzrichtung

Die r-Werte bei 5% plastischer Dehnung (r_5) sind dabei quer zur Walzrichtung größer als jene längs zur Walzrichtung. Auffallend bei den r-Werten ist die signifikant größere Streuung bei den Proben, welche diagonal zur Walzrichtung entnommen worden sind (vgl. Tabelle 5-4).

Probennummer	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{20mm} [%]	Z [%]	r_5
YS2-Fz-S1D	659	988	21.9	36.5	0.86
YS2-Fz-S2D	661	990	21.9	37.5	0.60
YS2-Fz-S3D	666	989	21.1	36.7	0.92
Mittelwert	662	989	21.6	36.9	0.79
Standardabweichung	4	1	0.5	0.5	0.17

Tabelle 5-4
Technische Kennwerte
für HCT980X+Z110MB
diagonal zur Walzrichtung

Aus den ermittelten Parametern resultiert eine relativ geringe Anisotropie, weshalb es ausreichend ist, isotrope Plastizitätsmodelle zur Simulation des Werkstoffverhaltens zu verwenden.

5.2.1.6 Temperatureinfluss

Um den Einfluss erhöhter Temperaturen auf das Werkstoffverhalten zu verifizieren, wurden quasistatische Flachzugversuche bei den Temperaturen 25°C, 100°C, 150°C, 200°C und 250°C durchgeführt. Die dabei gemessenen technischen Spannungs-Dehnungskurven sind in Bild 5-16 dargestellt. Aufgrund der geringen Anisotropie wurden nur Versuche an Proben quer zur Walzrichtung durchgeführt.

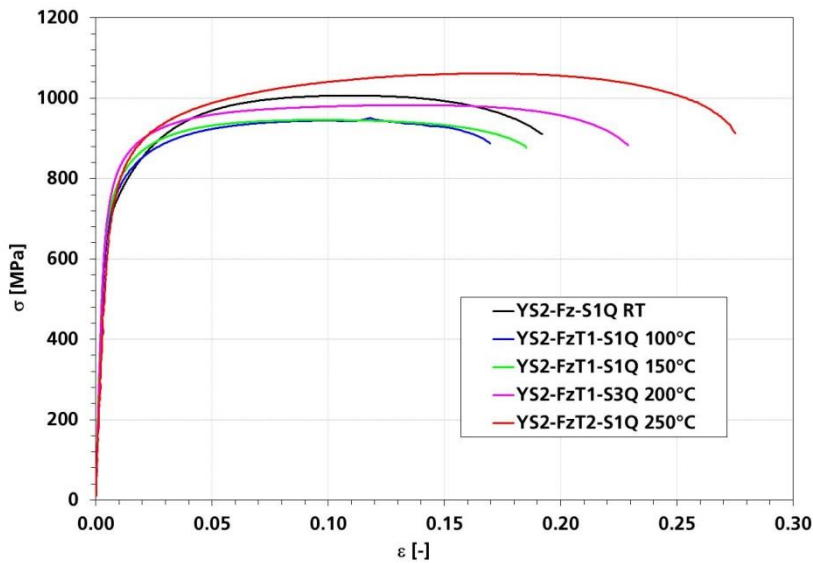


Bild 5-16
Vergleichende Gegenüberstellung der technischen Spannungs-Dehnungskurven bei unterschiedlichen Temperaturen für HCT980X

Dabei ist auffallend, dass die Zugfestigkeit R_m ausgehend von Raumtemperatur (25°C) bis etwa 150°C abfällt und danach wieder über das Ausgangsniveau bei einer Temperatur von 250°C ansteigt, was sich im Wesentlichen auch für die wahren Spannungswerte (vgl. Bild 5-17) jedoch in geringer Ausprägung widerspiegelt. Dieser Umstand ist mit Hilfe einer anderen Darstellungsform durch die rote Kurve in Bild 5-18 gut zu sehen.

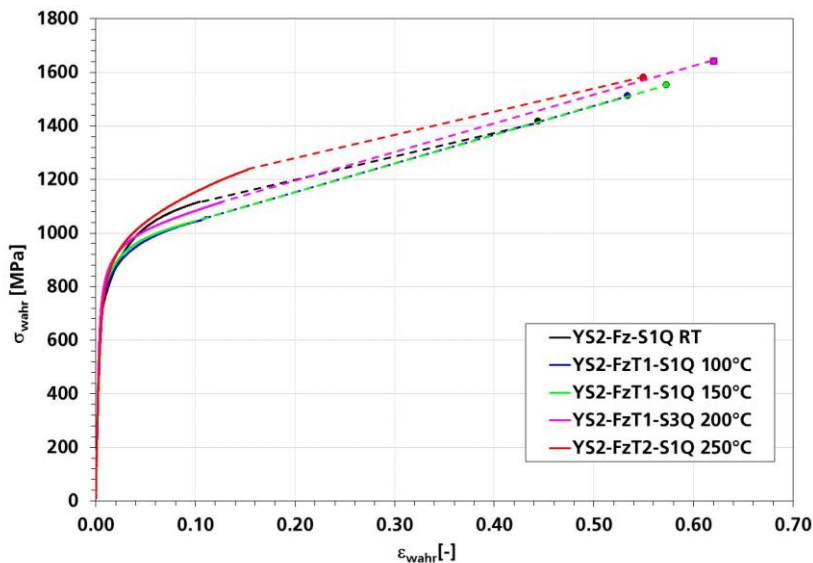


Bild 5-17
Vergleichende Gegenüberstellung der wahren Spannungs-Dehnungskurven bei unterschiedlichen Temperaturen für HCT980X

Ein ähnlicher Verlauf zeigt sich für die Festigkeiten an der Dehngrenze ($R_{p0,2}$) (blaue Kurve in Bild 5-18), wobei diese für die höchste Temperatur wiederum abfällt. Die aus den thermischen Flachzugversuchen ermittelten technischen Kennwerte sind Tabelle 5-5 zusammengefasst.

Probennummer	$R_{eL}/R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{20mm} [%]	Z [%]
YS2-Fz-S1Q RT	684	1006	18.7	35.8
YS2-FzT1-S1Q 100°C	677	950	16.5	41.4
YS2-FzT1-S2Q 150°C	687	946	18.1	43.6
YS2-FzT1-S3Q 200°C	730	983	22.4	46.2
YS2-FzT2-S1Q 250°C	695	1062	26.9	42.3

Tabelle 5-5
Technische Kennwerte
in Abhängigkeit der
Temperatur für
HCT980X+Z110MB
quer zur Walzrichtung

Das Dehnungsverhalten für unterschiedliche Temperaturen ist in Bild 5-19 dargestellt, wobei die Bruchdehnung (A_{20mm}) und das Einschnürverhalten bei Versagen (Z) tendenziell für steigende Temperaturen eher zunimmt (Ausnahme bei 25 und 250°C).

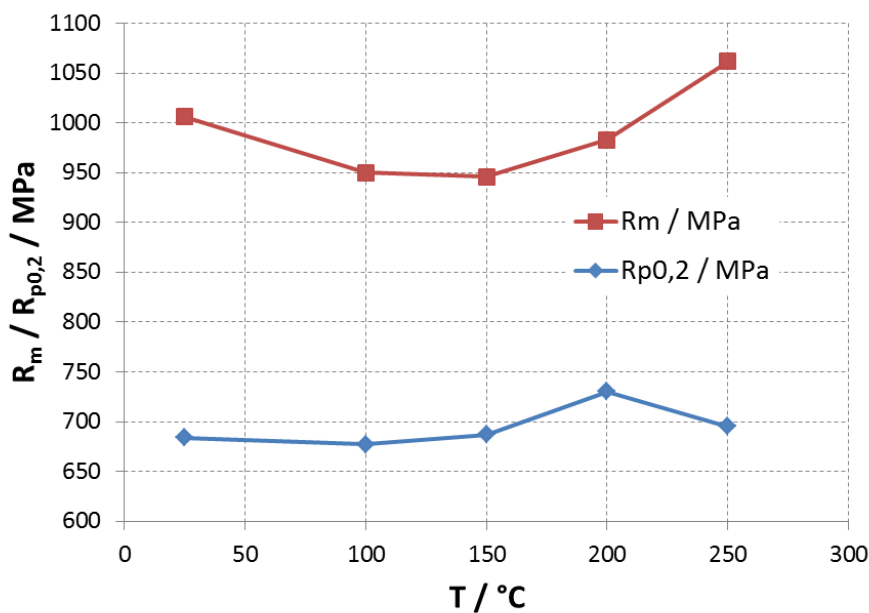


Bild 5-18
Entwicklung der Zugfestigkeit R_m und der Fließspannung an der 0,2% Dehngrenze $R_{p0,2}$ bei steigenden Temperaturen für HCT980X

Grundsätzlich kann festgehalten werden, dass die temperaturabhängigen Änderungen im Fließverhalten des Dualphasenstahls HCT980X mit der dynamischen Reckalterung (PLC-Effekt) prinzipiell erklärbar sind, wenngleich der Anstieg Bruchdehnung A_{20mm} bei 250°C nicht ganz damit begründbar sind (Queiroz, et al., 2012).

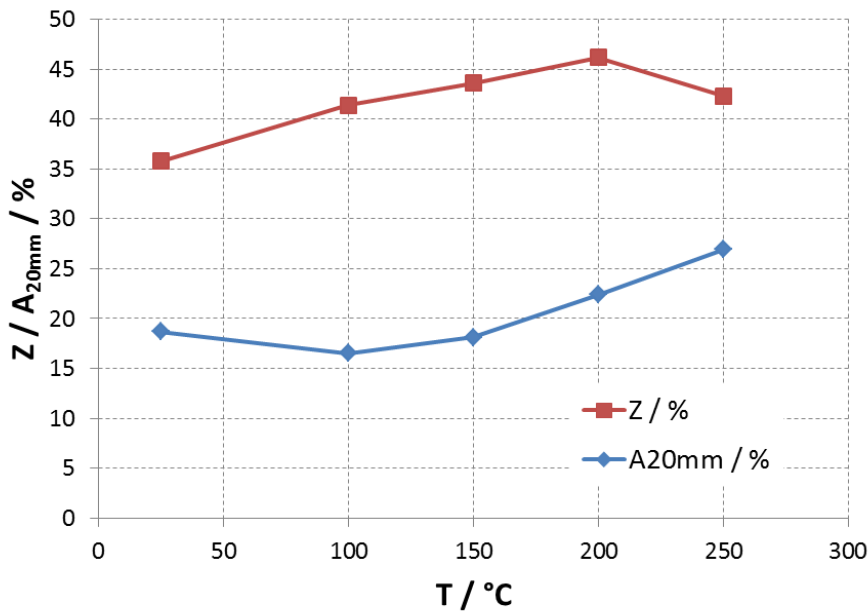


Bild 5-19
Entwicklung der Einschnürung Z und der Bruchdehnung A_{20mm} bei steigenden Temperaturen für HCT980X

5.2.2 Kerbzugversuch

Zur Messung der Versagensdehnungen bei höheren Mehrachsigkeiten (Triaxialitäten um 0.6) wurden Kerbzugversuche durchgeführt, die zudem auch die Kerbempfindlichkeit des Werkstoffs beschreiben.

5.2.2.1 Geprüfte Proben

Aufgrund der aus den Flachzugversuchen resultierenden geringen Anisotropie wurden nur Proben quer zur Walzrichtung geprüft (Bild 5-20). Alle geprüften Proben haben im oder sehr nahe am Kerbgrund versagt, womit die durchgeführten Versuche zur weiteren Auswertung herangezogen werden können.

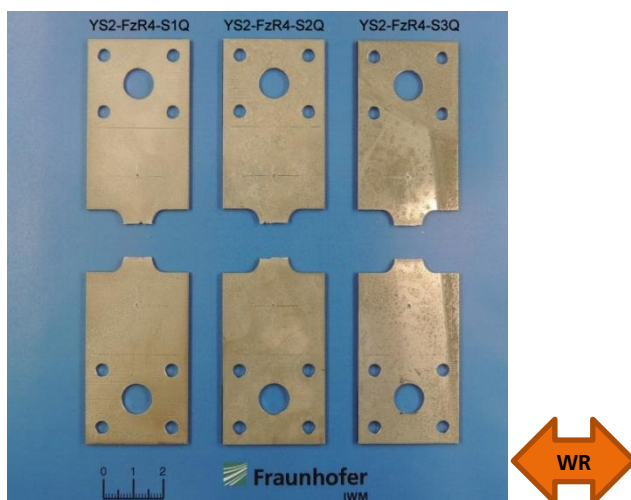


Bild 5-20
Geprüft Kerbzugproben quer zur Walzrichtung für HCT980X

Die Prüfgeschwindigkeit lag bei allen drei Versuchen bei 0.02mm/s.

5.2.2.2

Spannungs-Dehnungskurven

Um den Kerbeinfluss direkt auf das Verformungs- und Versagensverhalten grafisch zu veranschaulichen sind die Ergebnisse der 3 geprüften Kerbzugproben mit den Ergebnissen aus dem Flachzugversuch (quer zur Walzrichtung) zusammen in einem Diagramm abgebildet worden, das die technische Spannung in Abhängigkeit der technischen Dehnung zeigt (siehe Bild 5-21).

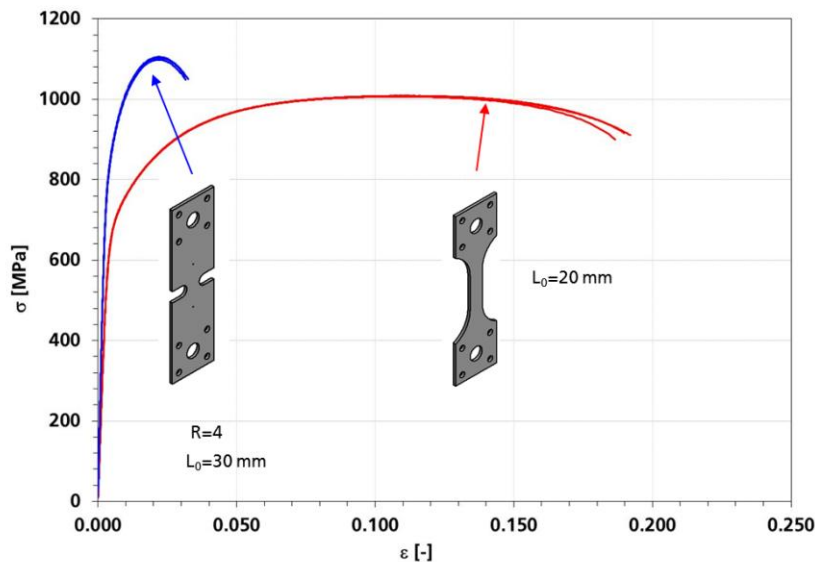


Bild 5-21
Vergleich der Verläufe von techn. Spannung und techn. Dehnung für Kerb- und Flachzugproben quer zur Walzrichtung für HCT980X

In Bild 5-21 ist eine Reduktion der technischen Bruchdehnung sowie eine Erhöhung der maximalen Zugfestigkeit zu sehen. Zudem ist der Bereich der Gleichmaßdehnung im Kerbzugversuch durch ein ausgeprägtes Spannungsmaximum charakterisiert, wohingegen sich beim Flachzugversuch der Bereich der Gleichmaßdehnung durch ein breites Plateau sehr verschmiert darstellt. Allerdings ist für die hier dargestellte Gegenüberstellung zu berücksichtigen, dass die Dehnungen beim Kerbzugversuch von Beginn an stärker lokalisieren und nicht homogen bis zur Gleichmaßdehnung sind, wie das beim Flachzugversuch der Fall ist. Zudem sind die festgelegten Messlängen nicht einheitlich.

5.2.2.3

Lokale Deformationen

Wie zu erwarten lokalisieren die Dehnungen in der Kerbzugprobe im Bereich der kleinsten Querschnittsfläche, nämlich am Kerbgrund, was in Bild 5-22 zu sehen ist. Trotz der Kerbe bildet sich eine relativ breite Lokalisationszone bezüglich der Dehnungsverteilung aus, was die letzte Aufnahme vor Bruch und vor allem die Steigung der roten Kurve in Bild 5-22 nahelegt, die im Vergleich zum Flachzugversuch (vgl. Bild 5-14 in Abschnitt 5.2.1.4) geringer ist.

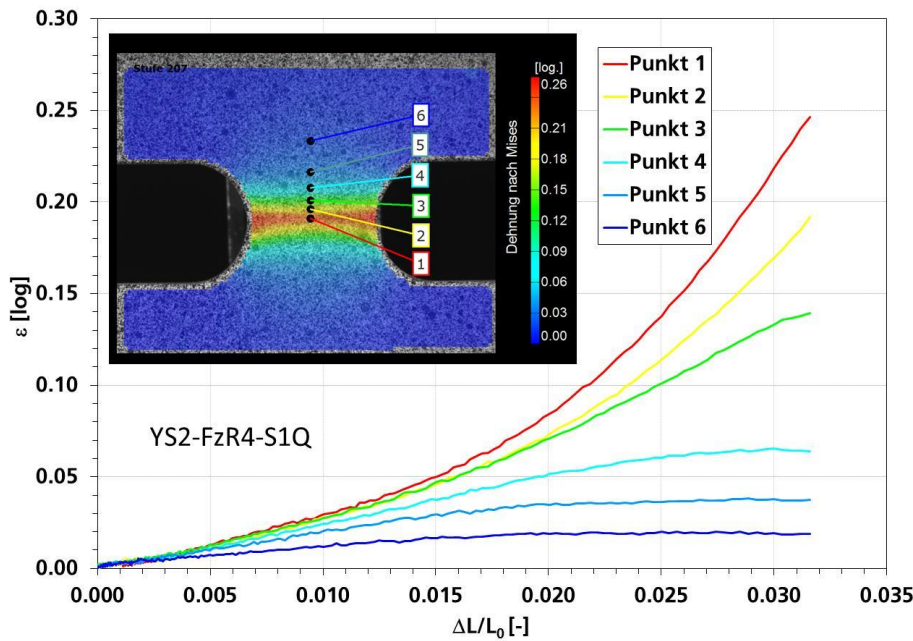


Bild 5-22
Lokale Entwicklung der Dehnung für Kerbzugproben quer zur Walzrichtung für HCT980X

Der Vergleich der 3 Auswertemethoden für die lokale Dehnungsverteilung an der Bruchfläche zeigt in Bild 5-23 hingegen ein etwas anderes Verhalten als bei den analogen Untersuchungen beim Flachzugversuch (vgl. Bild 5-15 in Abschnitt 5.2.1.4). Auffallend dabei ist, dass die Verteilung der Dehnung in Dickenrichtung über jener der Vergleichsdehnungsverteilung aus ARAMIS liegt, obwohl letztgenannte alle Dehnungskomponenten gemittelt beinhaltet.

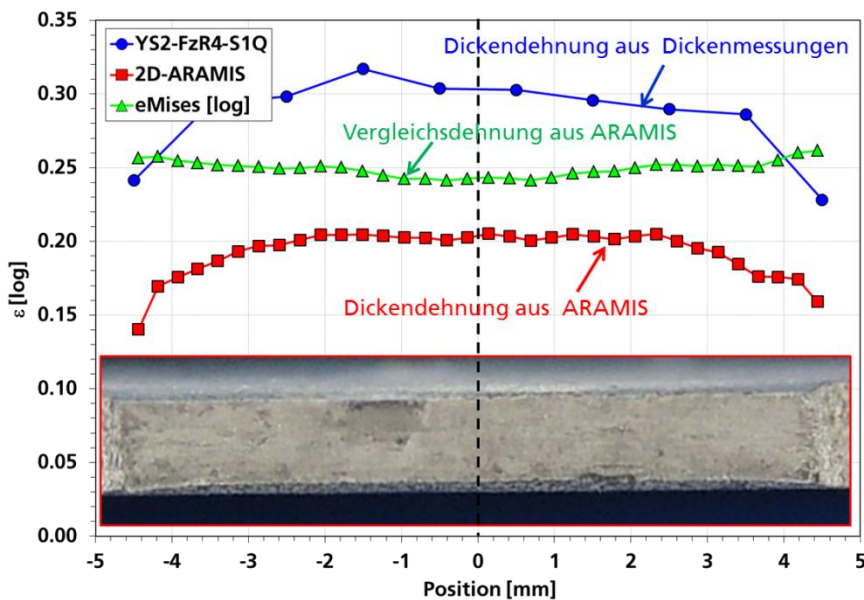
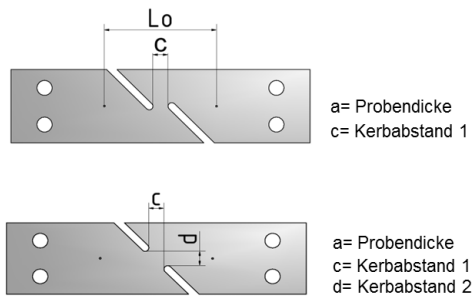


Bild 5-23
Lokale Dehnungsverteilungen in einer Kerbzugprobe aus unterschiedlichen Auswertungsmethoden für HCT980X

Abschließend sei an dieser Stelle noch erwähnt, dass alle in diesem Abschnitt 5.2.2.3 durchgeführten lokalen Dehnungsauswertungen mit einer Facettengröße von 0.279mm x 0.279mm mit ARAMIS durchgeführt worden sind

5.2.3 Scherzugversuche

Die Scherzugversuche sind für Scherzonenwinkel von -20° , 0° und $+45^\circ$ durchgeführt worden, wobei die Probengeometrie(n) in Bild 5-24 zu sehen sind.



Probennummer	a [mm]	c [mm]	d [mm]
YS2-Sz0°-S1Q	1.511	7.033	0
YS2-Sz0°-S2Q	1.513	7.029	0
YS2-Sz0°-S3Q	1.514	7.035	0

Probennummer	a [mm]	c [mm]	d [mm]
YS2-Sz45°-S1Q	1.513	7.048	7.012
YS2-Sz45°-S2Q	1.512	7.050	7.007
YS2-Sz45°-S3Q	1.513	6.805	7.274

Probennummer	a [mm]	c [mm]	d [mm]
YS2-Sz-20°-S1Q	1.514	7.032	2.636
YS2-Sz-20°-S2Q	1.514	7.043	2.636
YS2-Sz-20°-S3Q	1.512	7.053	2.636

Bild 5-24
Für Scherzugversuche verwendete Probengeometrie. Verschiedene Scherzonenwinkel durch unterschiedliche Kerbabstände c und d parametrisiert

5.2.3.1 Geprüfte Proben

Die quer zur Walzrichtung entnommenen und mit einer konstanten Prüfgeschwindigkeit von $v=0.01\text{mm/s}$ getesteten Proben sind in Bild 5-25 dargestellt. Auffallend in Bild 5-25 sind die aufgrund des negativen Scherzonenwinkels von -20° und des damit verbundenen ungünstigen Kraftflusses verdrehten Proben, welche in der Scherzone nicht eben geblieben sind und sich entsprechend aus der Blechebene verformt haben (vgl. Bild 5-25 rechts).

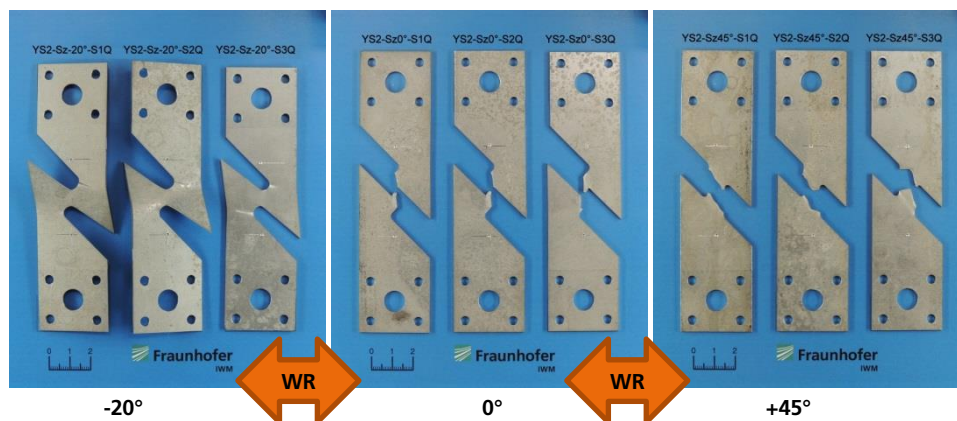


Bild 5-25
Getestete Proben mit unterschiedlichen Scherzonenwinkel (links: -20° , mitte: 0° , rechts: $+45^\circ$, WR: Walzrichtung) für HCT980X

5.2.3.2 Spannungs- Verlängerungskurven

Zu Beginn der Versuchsreihe wurden sowohl längs als auch quer zur Walzrichtung entnommene Proben für den 0° Scherzonenwinkel getestet und verglichen, um so den Einfluss der Anisotropie auf scherdominante Belastungszustände zu untersuchen. Dabei zeigten sich keine signifikanten Einflüsse der Belastungsrichtung auf das Deformations- und Versagensverhalten, was in Bild 5-26 gut erkennbar ist. Deshalb wurden in weiterer Folge nur Messungen quer zur Walzrichtung für die Scherzonenwinkel -20° bzw. $+45^\circ$ durchgeführt und auf Versuche längs zur Walzrichtung gänzlich verzichtet. Die in Bild 5-26 aufgetragene Spannung errechnet sich über den Quotienten aus der gemessenen Kraft und der aus dem 1. Kerbabstand c (vgl. Bild 5-24) sowie der Blechdi-

cke resultierenden Fläche. Die Größe Δl ist die mit dem Extensometer gemessene Verlängerung innerhalb der Messlänge l_0 (vgl. Bild 5-24).

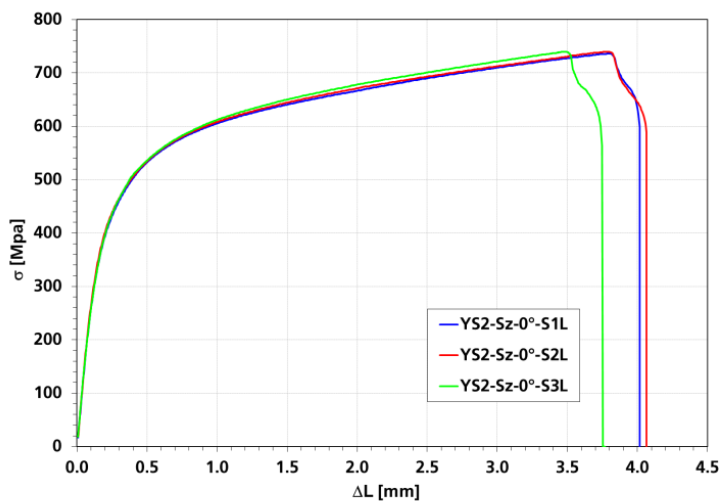
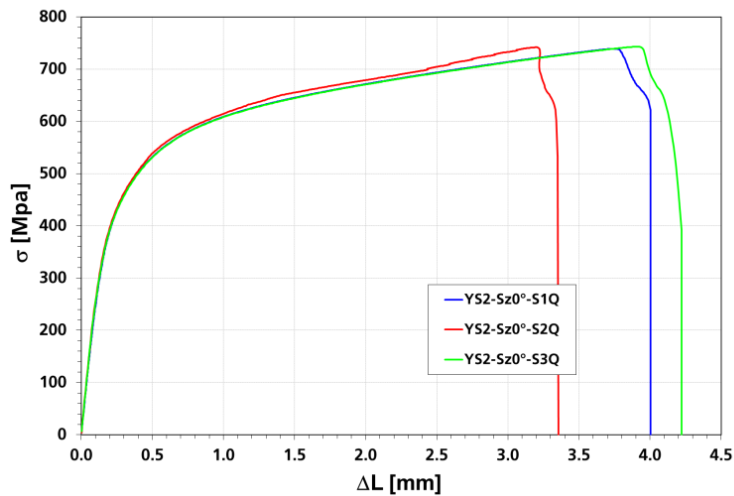


Bild 5-26
Einfluss der Belastungsrichtung auf das Verformungs- und Versagensverhalten getesteter 0° Scherzugproben (oben: quer und unten: längs zur Walzrichtung) für HCT980X

Die Spannungs-Verlängerungskurven für die verschiedenen Scherzonenwinkel -20° , 0° und $+45^\circ$ sind in Bild 5-27 dargestellt, wobei ein endgültiges Versagen aufgrund der bereits beschriebenen Umstände bzgl. des Kraftflusses für die -20° Scherzugprobe nicht bestimmt werden konnte. In Bild 5-27 ist zu erkennen, dass die gemessenen Spannungsniveaus mit steigendem Scherzonenwinkel zunehmen und die Verlängerung zum Versagenszeitpunkt tendenziell mit fallendem Scherzonenwinkel zunehmen.

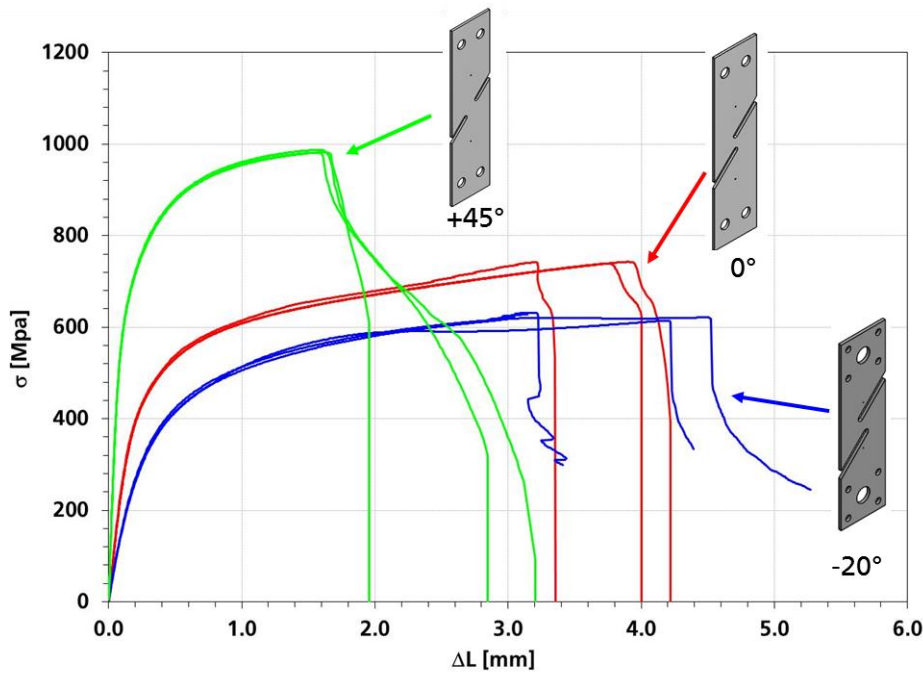


Bild 5-27
Vergleich der Spannungs-Verlängerungskurven für unterschiedliche Scherzonwinkel bei Belastungsrichtung quer zur Walzrichtung (-20°: blaue Linie 0°: rote Linie +45°: grüne Linie) für HCT980X

5.2.3.3 Lokale Deformationen

Um eine Vergleichbarkeit der Messungen mit den Simulationen zu gewährleisten, wurde eine Facettengröße von 0.2mm x 0.2mm für alle in diesem Abschnitt (5.2.3.3) vorgestellten Auswertungen gewählt. Wie zu erwarten, verlaufen die lokalen Dehnungsentwicklungen für die Scherzugproben von Beginn an signifikant inhomogener im Vergleich zum Flachzugversuch (vgl. Abschnitt 5.2.1.4), was aus Bild 5-28 für Scherzonwinkel von 0° und für Scherzonwinkel von +45° (Bild 5-29) hervorgeht.

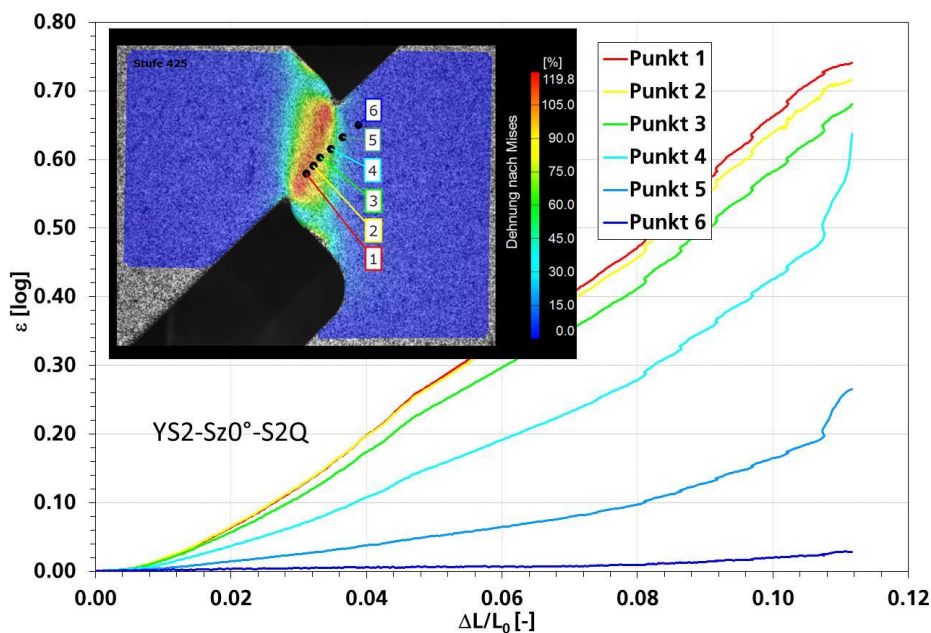


Bild 5-28
Lokale Dehnungsentwicklung für 0° Scherzugprobe

Die lokalen Dehnungsverläufe sind über die auf die Messlänge L_0 normierte Probenverlängerung ΔL aufgetragen. Bild 5-28 zeigt das letzte Bild vor dem Versagen und Bild 5-29 den einsetzenden Versagensbeginn, wobei für einen Scherzonenwinkel von 0° eine höhere Versagensdehnung nachgewiesen werden kann als für einen Scherzonenwinkel von $+045^\circ$, wobei letztgenannter Belastungsfall noch eine höhere Versagensdehnung aufweist als im Flachzugversuch (siehe Bild 5-14 im Abschnitt 5.2.1.4).

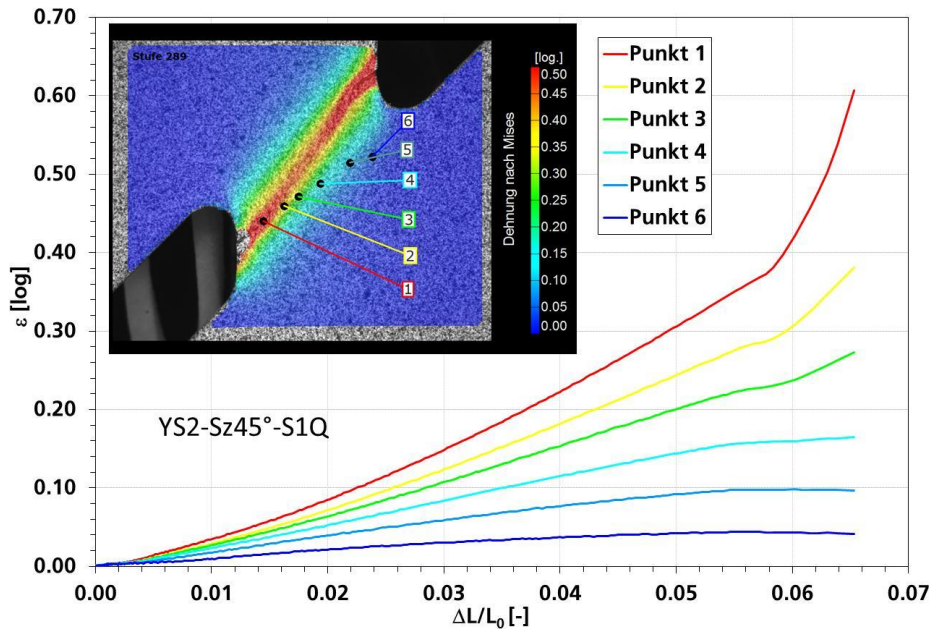


Bild 5-29
Lokale Dehnungsentwicklung für $+45^\circ$ Scherzugprobe

Zudem sei noch angemerkt, dass die 0° Scherzugprobe eine breiteres Band bzw. Plateau bei der Dehnungslokalisation ausbildet als die 45° Scherzugprobe. Einen signifikanten Unterschied im lokalen Deformationsverlauf zeigt die -20° Scherzugprobe im Vergleich zu den beiden zuvor gezeigten Varianten mit Scherzonenwinkeln von 0° bzw. 20° . Bild 5-30 zeigt für die -20° Scherzugprobe nämlich 2 räumlich voneinander getrennte Lokalisationszonen kurz vor dem Versagen, die jeweils im bzw. nahe am Kerbgrund vorliegen.

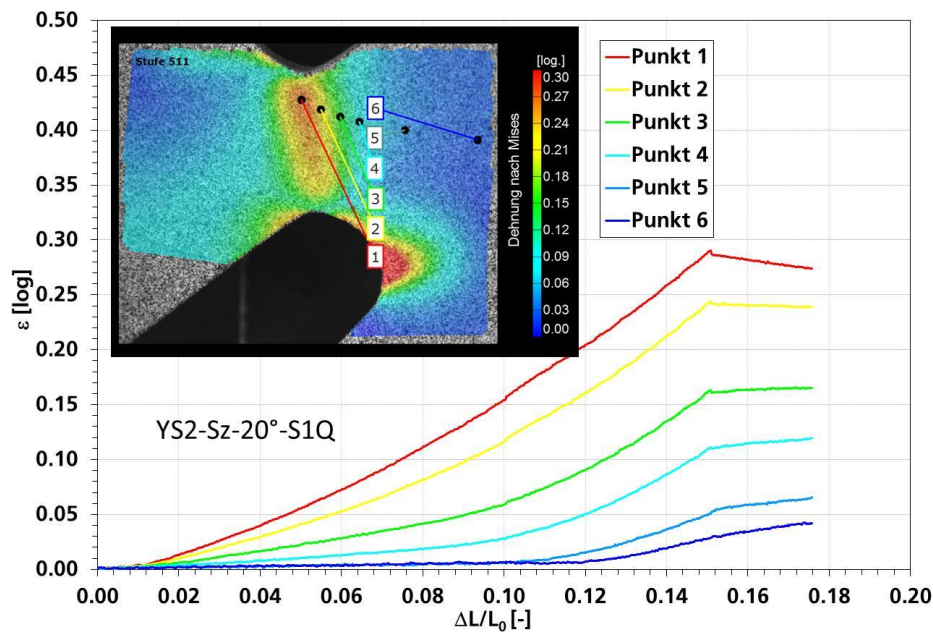


Bild 5-30
Lokale Dehnungsentwicklung für -20° Scherzugprobe

Damit kann die Probenvariante mit einem Scherzonenwinkel von -20° für den hier untersuchten Werkstoff HCT980X als eher ungeeignet eingestuft werden, da das lokale Deformationsverhalten sehr inhomogen ausgeprägt ist.

5.2.3.4 Probenkörpervariation (große „Doppel-“Scherzugprobe)

Aufgrund der Asymmetrie der üblicherweise verwendeten Scherzugprobengeometrie (siehe Abschnitt 5.1.1) und der im ganzen Probenbereich vorhandenen (elastischen) Deformationen liegt in den sogenannten Scherzonen keine reine Schubbelastung vor, was auch gut in Bild 5-25 an den Bruchbildern der geprüften Proben zu sehen ist. Zudem sind die Zonen inhomogener plastischer Verformung in Kerbnähe kaum zu vermeiden. Da für Triaxialitäten nahe bei 0 ein Deformationsbereich unter reinem Schub essentiell ist, wurden im Laufe der Zeit verschiedene alternative Scherzugprobengeometrien vorgeschlagen. Diese Proben haben allerdings meist den Nachteil, dass sie aufwendig herzustellen sind und oft nur geringe Verbesserungen zur Erzeugung reiner Schubspannungszustände bringen. Trotzdem wurden zwei Probenvarianten (Variante 3 und 4) mit symmetrischer Geometrie für einen 0°-Scherzonenwinkel getestet (siehe Bild 5-31),

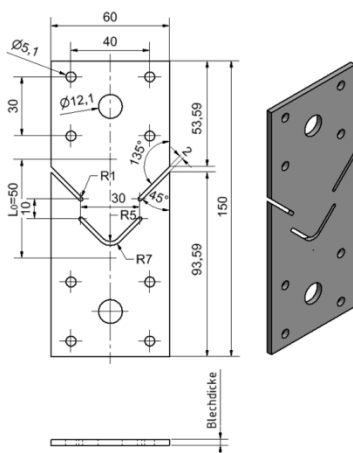
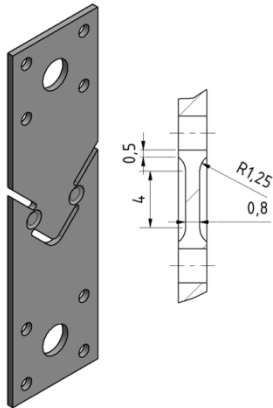


Bild 5-31
Geometrie der großen Scherzugprobe für 0° Scherzone

wobei beide Varianten Verdünnungen in Dickenrichtung im Scherbereich aufweisen, was in Bild 5-32 im Detail dargestellt ist. Die Probengeometrie wurde mittels Drahterosion und die Verdünnungen mit entsprechenden Werkzeugen durch Funkenerosion erzeugt, um so keine Einflüsse auf die Mikrostruktur des Grundwerkstoffes zu haben (vgl. Abschnitt 4.2).

Scherzugprobe Variante 3



Scherzugprobe Variante 4

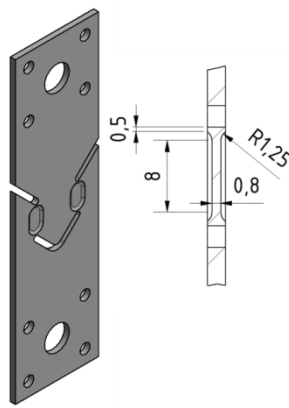


Bild 5-32
Varianten der großen 0° Scherzugprobe mit unterschiedlicher Geometrie der Verdünnungen im Scherzonenbereich

Sämtliche Proben wurden in Walzrichtung aus dem zur Verfügung gestellten Blech entnommen (siehe Bild 5-33 links) und anschließend geprüft, wobei die Proben nach den Versuchen in Bild 5-33 rechts dargestellt sind.

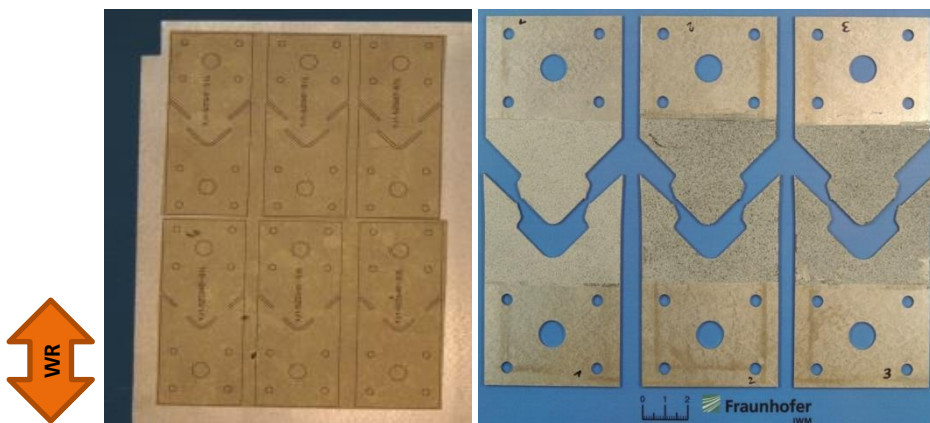


Bild 5-33
Probenentnahmeplan am Blech (links) und geprüfte große 0° Scherzugprobe (rechts)

Eine detailliertere Auswertung der Scherzone an der Variante 3 zeigt eine Verbesserung der Belastungssituation hinsichtlich eines Belastungszustandes mit reinen Schubspannungen in Belastungsrichtung, was in Bild 5-34 zu erkennen ist.

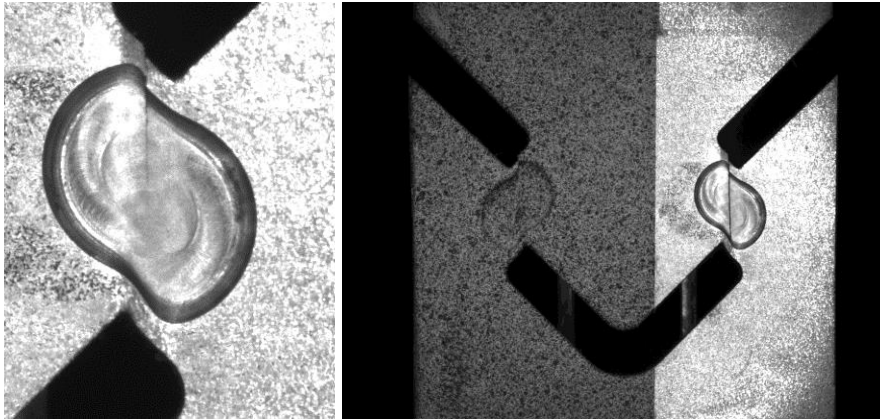


Bild 5-34
Variante 3 der großen
0° Scherzugprobe nach
Versuch

Ein Vergleich genauer der Ausrichtung des Scherbruchzonenbereichs in Relation zur axialen Belastungsrichtung, der Bild 5-35 in zu sehen ist, zeigt eine geringfügige Verbesserung in Bezug zur asymmetrischen einfachen 0° Scherzugprobe.

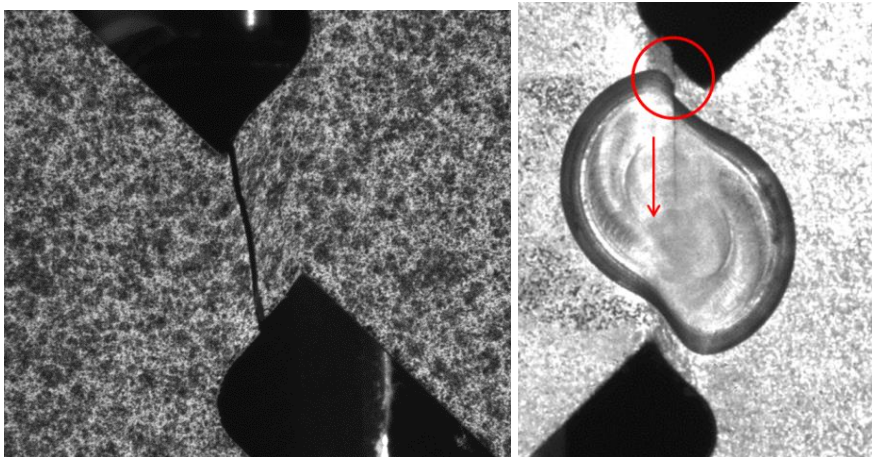


Bild 5-35
Vergleich der Ausrich-
tung der Scherbruch-
flächen für die übliche
asymmetrischen 0°
Scherzugprobe (links)
und Variante 3 der
großen 0° Scherzug-
probe (rechts)

Ein Vergleich zwischen der 3. und 4. Variante der großen Scherzugproben zeigt, dass die 4. Variante keine so geradlinige Scherbruchfläche aufweist als die 3. Variante, was durch den kürzeren Kerbabstand der 3. Variante erklärbar ist. Der größere Kerbabstand der 4. Variante führt nämlich zu einer inhomogeneren Spannungsverteilung, was letztendlich auch zu der leicht gebogenen scherdominanten Bruchfläche führt (siehe Bild 5-36 rechts), da ein höherer Normalspannungsanteil im stark belasteten Scherbereich vorhanden ist, den aber ursprünglich durch die spezielle Probengeometrie weitestgehend reduziert werden soll. Deshalb ist die 3. Variante der großen Scherzugprobe eher als vorteilhafter anzusehen.

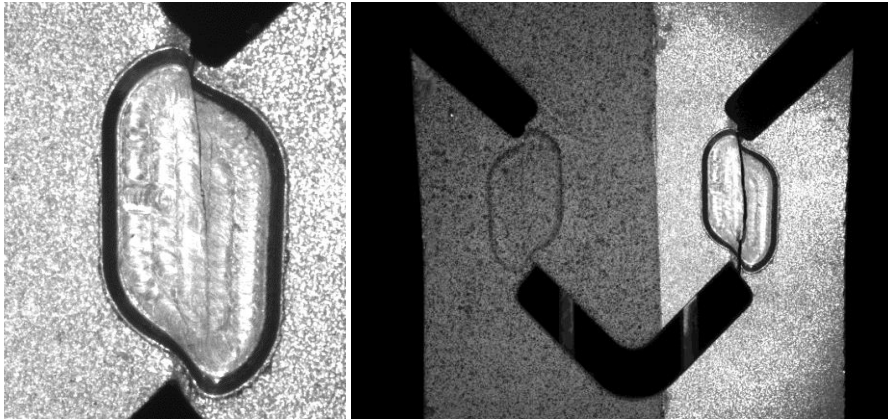


Bild 5-36
Variante 4 der großen
0° Scherzugprobe nach
Versuch

Der Vergleich der 4. Variante der 0° Scherzugprobe mit der üblichen asymmetrischen 0° Scherzugprobe zeigt praktisch keine Verbesserung bezüglich der Ausrichtung der Scherbruchfläche in Relation zur axialen Lastrichtung, weshalb die 4. Variante für den

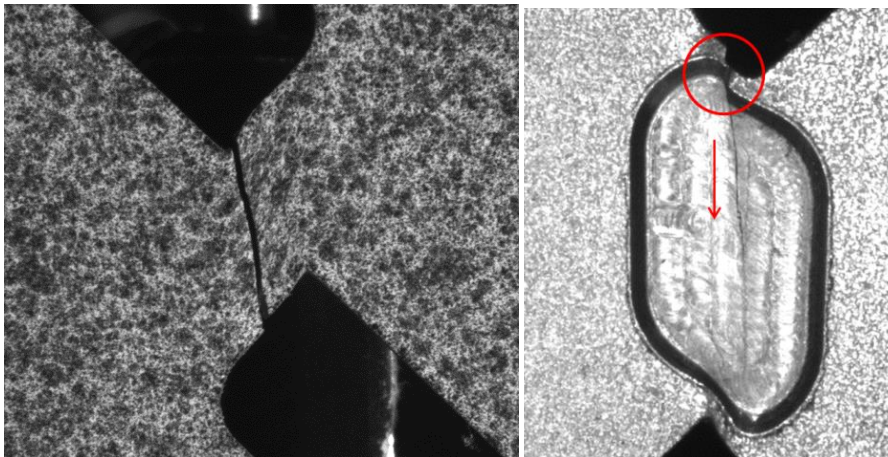


Bild 5-37
Vergleich der Ausrichtung
der Scherbruch-
flächen für die übliche
asymmetrischen 0°
Scherzugprobe (links)
und Variante 4 der
großen 0° Scherzug-
probe (rechts)

Werkstoff HCT980X als nicht zweckmäßig eingestuft werden kann. Zudem zeigt ein Vergleich der Kraft-Verlängerungskurven beider Varianten einen eher vorteilhafteren Verlauf beim Versagen der 3. Variante der 0° Scherzugprobe, da der Kraftabfall hier steiler ausgeprägt ist als bei der 4. Variante, was ein weiteres Argument für den Vorteil der 3. Variante darstellt (siehe Bild 5-38).

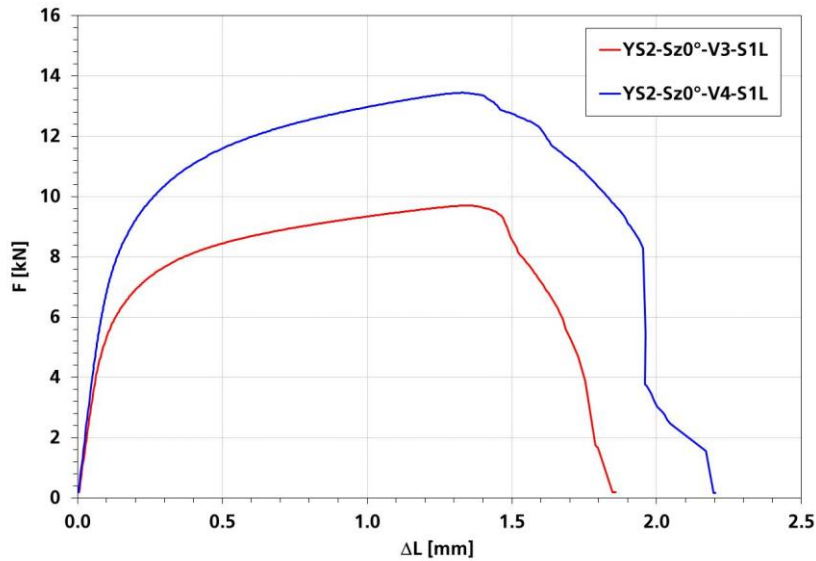


Bild 5-38
Vergleich der Kraft-Verlängerungskurven der 3. (rote Kurve) und 4. Variante (blaue Kurve) der großen 0° Scherzugprobe

An dieser Stelle soll allerdings auch erwähnt werden, dass die Duktilität des Werkstoffs sehr wahrscheinlich auch einen gewissen Einfluss auf das Scherbruchverhalten und damit auch auf die gewählte Scherzugprobegeometrie hat, womit die hier gezeigten Ergebnisse bezüglich des Dualphasenstahls HCT980X nicht unbedingt direkt auf den mikrolegierten duktileren Werkstoff HX340LAD übertragbar sind.

5.2.4 Lochzugversuch

Für duktilere Werkstoffe zeigt der Lochzugversuch auch für große plastische Dehnungen im Kerbgrundbereich Spannungszustände die reinen Zugbelastungen relativ nahe kommen, womit Triaxialitäten nahe bei 1/3 vorliegen. Dahingegen entfernen sich bei Flachzugproben für ausgeprägteres Einschnürverhalten die Triaxialitäten von 1/3 weiter und können Werte bis 1/2 erreichen. Da reine Zugspannungszustände für das Versagensverhalten sowie die Ermittlung der Versagenskurve wichtig sind, spielt der Lochzugversuch in diesem Zusammenhang eine wichtigere Rolle.

5.2.4.1 Geprüfte Proben

Alle geprüften Proben haben im Kerbgrund des Lochs im Bereich des geringsten Querschnitts versagt (siehe Bild 5-39),

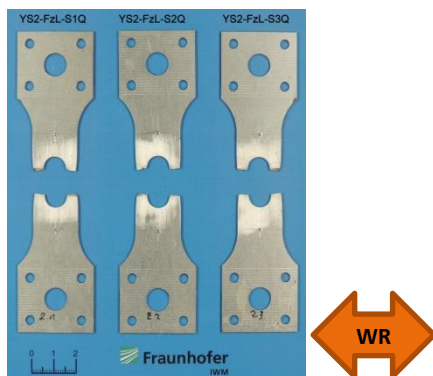


Bild 5-39
Geprüfte Lochzugproben für HCT980X (quer zur Walzrichtung)

womit die durchgeführten Versuche zur weiteren Auswertung herangezogen werden können. An 2 der 3 Proben zeigen sich zur Horizontalen leicht geneigte Bruchflächen. Sämtliche Versuche mit den Lochzugproben wurden mit einer Prüfgeschwindigkeit 0.010mm/s durchgeführt.

5.2.4.2

Spannungs- Verlängerungskurven

Die Deformationscharakteristik wurde durch die auf die Ausgangsflächen der beiden Stege bezogene und gemessene Kraft sowie durch die innerhalb der Messlänge aufgezeichnete Verlängerung grafisch dargestellt. Das daraus resultierende Diagramm mit der technischen Spannung und gemessenen Verlängerung ist in Bild 5-40 zu sehen.

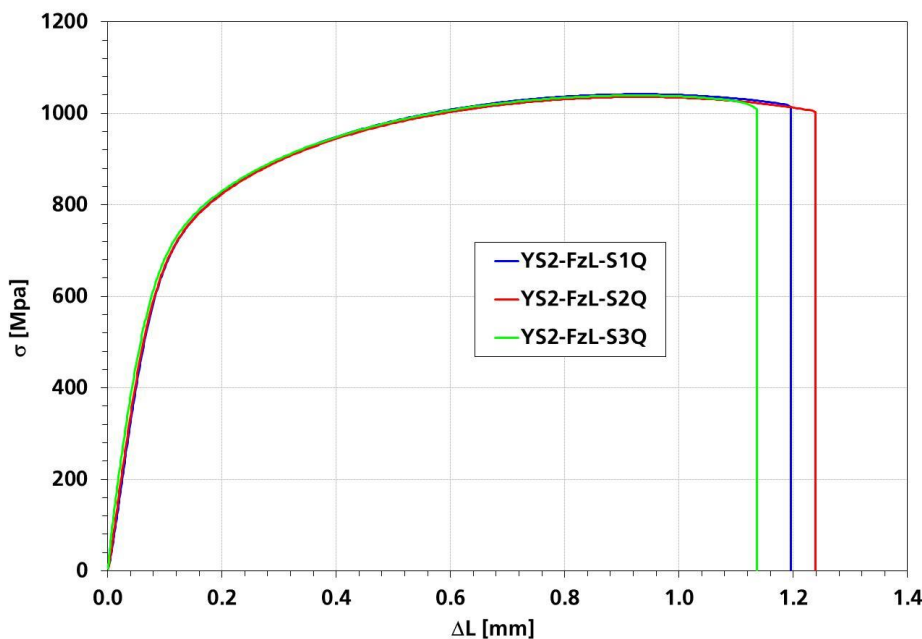


Bild 5-40
Technische Spannungs-Verlängerungsdiagramm der Lochzugproben für HCT980X

Das Spannungsniveau der Deformationscharakteristik zeigt sehr geringe Abweichungen zwischen den untersuchten Proben untereinander, wohingegen im Vergleich dazu die Versagensverlängerung eine etwas größere Streuung aufweist, wobei diese mit weniger als 10% noch immer relativ gering ausfällt. Das Versagen tritt bei allen untersuchten Proben schlagartig auf, was bei Lochzugproben meist zu beobachten ist.

5.2.4.3

Lokale Deformationen

Die in Bild 5-41 (links oben) dargestellte Dehnungsverteilung kurz vor Bruch zeigt die im Kerbgrund des Lochs zu erwartende Dehnungslokalisierung, von wo aus die Probe versagen wird. Eine weiter ausgeprägte Einschnürung im Kerbgrundinnenbereich ist nicht zu beobachten, was einen bereits zu Beginn dieses Abschnitts erwähnten näherungsweise reinen Zugspannungszustand mit der Triaxialität um 1/3 vermuten lässt. Dahingegen zeigt der dem Kerbgrund gegenüberliegende Außenbereich der Probe eine erkennbare Einschnürung, die mit der an den Flachzugproben vergleichbar ist (vgl. Bild 5-14 in Abschnitt 5.2.1.4), wodurch Mehrachsigeitswerte möglich sind, die sich signifikant von 1/3 unterscheiden.

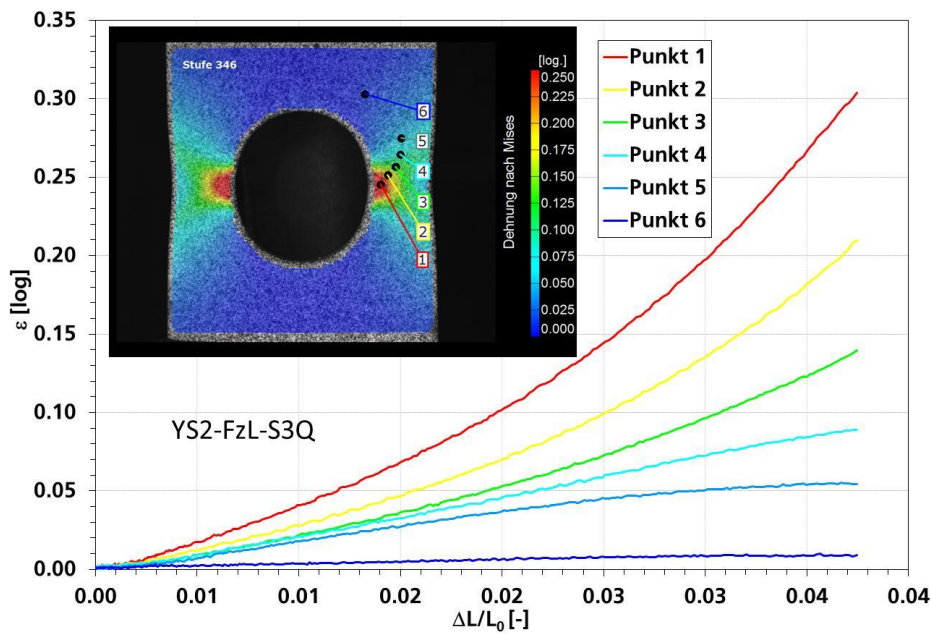


Bild 5-41
Lokale Dehnungsverteilung kurz vor Bruch und Dehnungsentwicklung an einer Lochzugprobe für HCT980X

Die kurz vor Versagen beidseitig vorhandenen Bereiche der Deformationslokalisierung reichen an den kreisförmigen Kerbgründen der Probe räumlich relativ tief in die belasteten Querschnitt hinein.

Zudem geht aus den Entwicklungen der Dehnungen an den untersuchten Punkten 1 bis 6 hervor, dass von Belastungsbeginn an ein relativ inhomogener Deformationszustand vorhanden ist.

5.3

Ergebnisse der Zugversuche für HX340LAD

Wie auch für den Werkstoff HCT980X wurden die einzelnen Proben aus einer Blechplatte mittels Drahterosionsverfahren entnommen, wobei die relative Lage der Probe innerhalb des Blechs sowie bezüglich der Walzrichtung Bild 5-42 zu entnehmen ist.

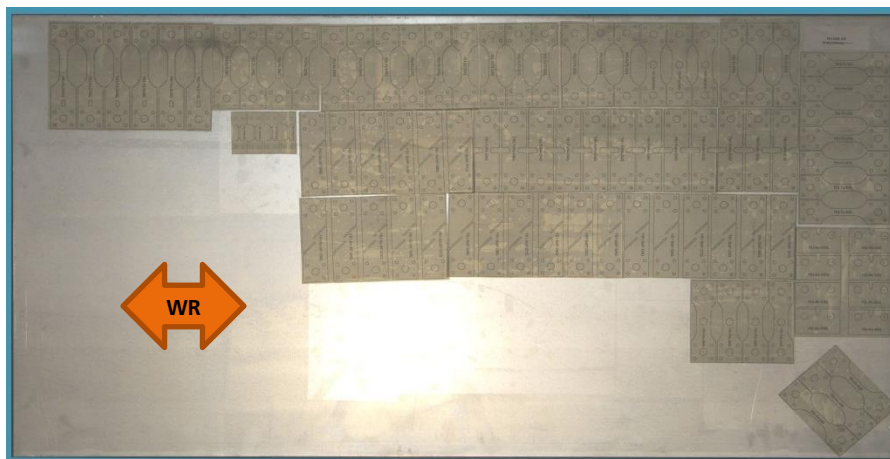


Bild 5-42
Entnahmeplan der Proben für HX340LAD (WR...Walzrichtung)

5.3.1

Flachzugversuch

Auch der mikrolegierte Stahl HX340LAD wurde auf richtungsabhängige Deformationseigenschaft hin untersucht, wofür jeweils 3 Proben längs, quer sowie diagonal zur Walzrichtung aus den zur Verfügung gestellten Blechen entnommen wurden.

5.3.1.1 Geprüfte Proben

Die geprüften Proben sind in Bild 5-43 dargestellt. Da alle geprüften Proben innerhalb des Messlängenbereichs gebrochen sind, kann für jeden Versuch eine entsprechende Auswertung für das Deformationsverhalten durchgeführt werden

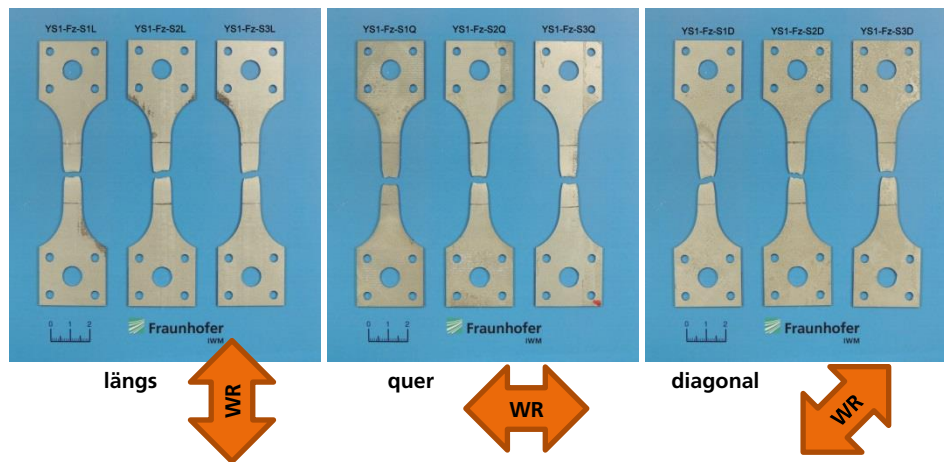


Bild 5-43
Geprüfte Flachzugproben für HX340LAD

Auffallend ist, dass unabhängig von der Walzrichtung für manche Proben die Bruchfläche gegenüber der Senkrechten zur Zugrichtung um etwa 15° geneigt ist. Die Prüfgeschwindigkeit lag für alle Proben bei 0.020mm/s.

5.3.1.2 Technische Spannungs-Dehnungskurven

Die aus den gemessenen Kraft und Probenverlängerung ermittelten technischen Spannungs-Dehnungskurven (siehe Abschnitt 5.2.1.2) sind in Bild 5-44 zu sehen.

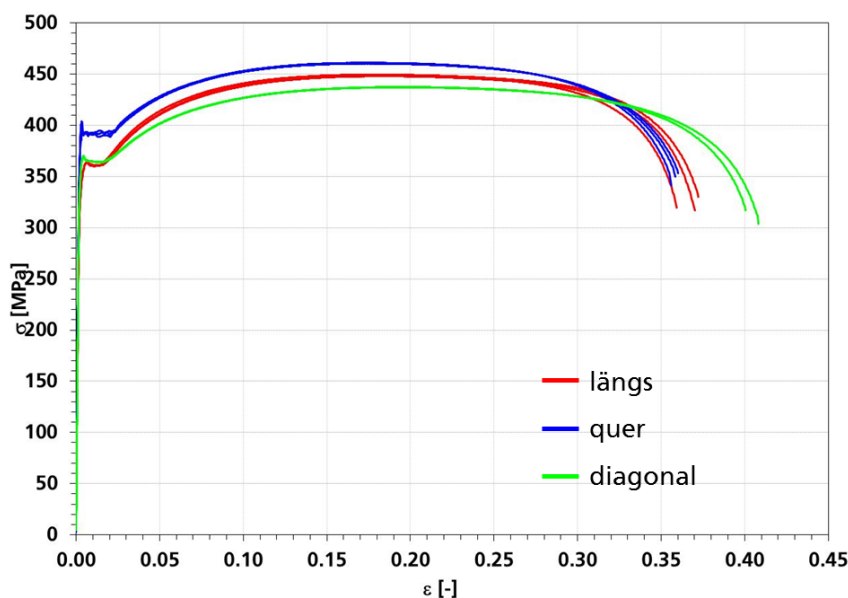


Bild 5-44
Technische Spannungs-Dehnungskurven für HX340LAD (längs, quer und diagonal zur WR...Walzrichtung)

In Bild 5-44 ist zu erkennen, dass die maximalen Zugfestigkeiten eine leichte Anisotropie aufweisen, die jedoch innerhalb eines Bandes von 30MPa liegen und somit für die Modellierung eine zu vernachlässigende Eigenschaft darstellen, da Spannungsdifferenzen von weniger als 8% kaum Auswirkungen in der Bauteilsimulation erwarten lassen. Zudem ist der Bereich der Lüdersdehnung quer zur Walzrichtung am größten, jener in diagonalen Richtung am geringsten ausgebildet, wobei der für die Längsrichtung zwischen den beiden zuvor genannten liegt. Die Bruchdehnungen quer und längs zur Walzrichtung sind mehr oder weniger identisch, wohingegen die Versagensdehnung diagonal zur Walzrichtung trotz der geringsten Zugfestigkeit am größten ist. Der relative Unterschied bei den Bruchdehnungen in Diagonal- sowie Quer- und Längsrichtung beträgt aber nur etwas mehr als 10%.

Aufgrund der eher geringen richtungsabhängigen Deformationseigenschaften, wurde der Großteil der nachfolgenden Versuche nur mehr mit Proben quer zur Walzrichtung durchgeführt.

5.3.1.3 Wahre Spannungs-Dehnungskurven

Die Ermittlung der wahren Spannungs-Dehnungskurve und der Versagenspunkte erfolgte wie in Abschnitt 5.2.1.3 für den Dualphasenstahl beschrieben ist. Die daraus resultierende Darstellungsform der Deformationscharakteristik ist in Bild 5-45 zu sehen.

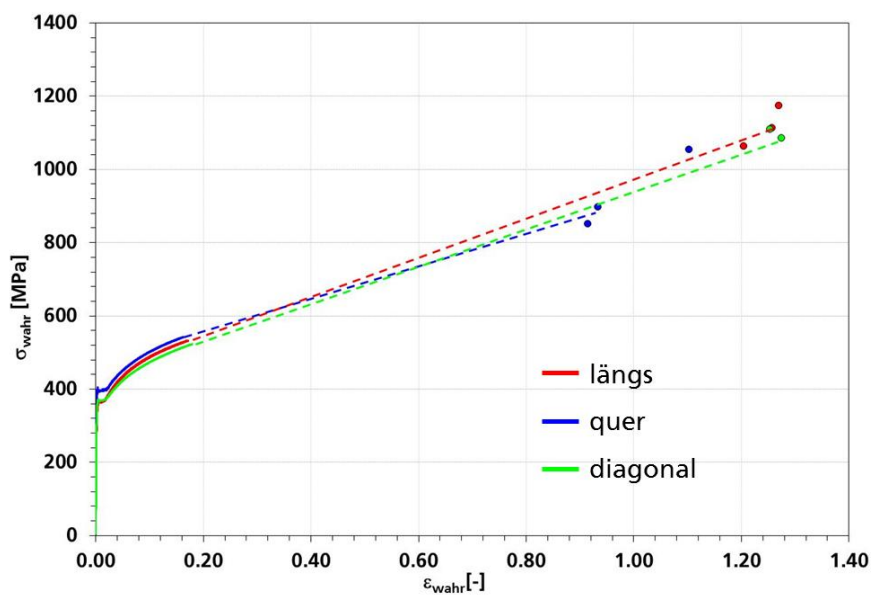


Bild 5-45
Wahre Spannungs-
Dehnungskurven
für HCT980X (längs,
quer und diagonal zur
WR...Walzrichtung)

Auffallend in Bild 5-45 sind die längs und diagonal zur Walzrichtung vergleichbar hohen Versagensdehnungen von über 110%. Auch die Versagensdehnung quer zur Walzrichtung liegt mit über 90% noch relativ hoch, wobei sich diese aber im Vergleich zur Längs- und Diagonalrichtung tendenziell unterscheidet.

5.3.1.4 Technische Kennwerte

Um alle Ergebnisse der verschiedenen untersuchten Werkstoffe vergleichbar zu machen erfolgte auch für den mikrolegierten Stahl HX340LAD die Ermittlung der technischen Kennwerte unter quasistatischer Belastung im Wesentlichen nach FAT-Richtlinie sowie nach DIN EN ISO 6892-1 (DIN EN ISO, 2009), wobei die Ergebnisse dieser Auswertungen in Tabelle 5-6 (längs zur Walzrichtung) und in Tabelle 5-7 (quer zur Walzrichtung) sowie in Tabelle 5-8 (diagonal zur Walzrichtung) zusammengefasst sind.

Probennummer	R_{eL} [MPa]	R_m [MPa]	A_{20mm} [%]	Z [%]	r_{10}
YS1-Fz-S1L	361	449	37.1	71.9	0.65
YS1-Fz-S2L	361	450	35.8	70.0	0.61
YS1-Fz-S3L	361	448	36.8	71.5	0.57
Mittelwert	361	449	36.6	71.1	0.61
Standardabweichung	0	1	0.7	1.0	0.04

Tabelle 5-6
Technische Kennwerte
für HX340LAD längs
zur Walzrichtung

Wie auch beim Dualphasenstahl ist die maximale Zugfestigkeit quer zur Walzrichtung geringfügig höher als jene längs zur Walzrichtung. Wie auch schon aus den wahren und technischen Spannungs-Dehnungskurven bereits sichtbar, sind die Bruchdehnungen längs- und quer zur Walzrichtung fast gleich. Einzig die Kennwerte diagonal zur Walzrichtung weichen von den zuvor genannten etwas ab, da die Bruchdehnung den größten und auch die maximale Zugfestigkeit den kleinsten Wert aufweist.

Probennummer	R_{eL} [MPa]	R_m [MPa]	A_{20mm} [%]	Z [%]	r_{10}
YS1-Fz-S1Q	391	461	35.4	59.9	0.75
YS1-Fz-S2Q	391	460	35.8	60.7	0.84
YS1-Fz-S3Q	389	461	35.7	66.8	0.81
Mittelwert	390	461	35.6	62.5	0.80
Standardabweichung	1	1	0.2	3.8	0.04

Tabelle 5-7
Technische Kennwerte
für HX340LAD quer zur
Walzrichtung

Die (senkrechte) Anisotropie bei 10% plastischer Dehnung r_{10} weist im Vergleich zur r_5 -Größe beim Dualphasenstahl ähnliche Werte auf, was aufgrund der signifikant größeren Duktilität auch plausibel ist.

Probennummer	R_{eL} [MPa]	R_m [MPa]	A_{20mm} [%]	Z [%]	r_{10}
YS1-Fz-S1D	-	-	-	-	-
YS1-Fz-S2D	369	437	40.7	72.0	0.93
YS1-Fz-S3D	364	438	39.9	71.4	1.02
Mittelwert	367	438	40.3	71.7	0.97
Standardabweichung	4	1	0.6	0.4	0.06

Tabelle 5-8
Technische Kennwerte
für HX340LAD diagonal
zur Walzrichtung

Grundsätzlich ist beim HX340LAD die Streuung der ermittelten Kennwerte im Vergleich zum Dualphasenstahl HCT980X gering. Allerdings ist bezüglich der Längs- und Quer- richtung die Abweichung der Kennwerte des HX340LAD diagonal zur Walzrichtung etwas stärker ausgeprägt als beim HCT980X.

5.3.1.5 Warmzugversuche

Aufgrund adiabatischer Erwärmung bei dynamischen Verformungen ist der thermische Einfluss auf das Deformationsverhalten unter quasistatischen Bedingungen untersucht worden. Dafür wurden Flachzugversuche bei Temperaturen von 100°C, 150°C, 200°C und 250°C durchgeführt und zusammen mit dem Verhalten bei Raumtemperatur untereinander verglichen. Dabei wurden nur Proben quer zur Walzrichtung untersucht.

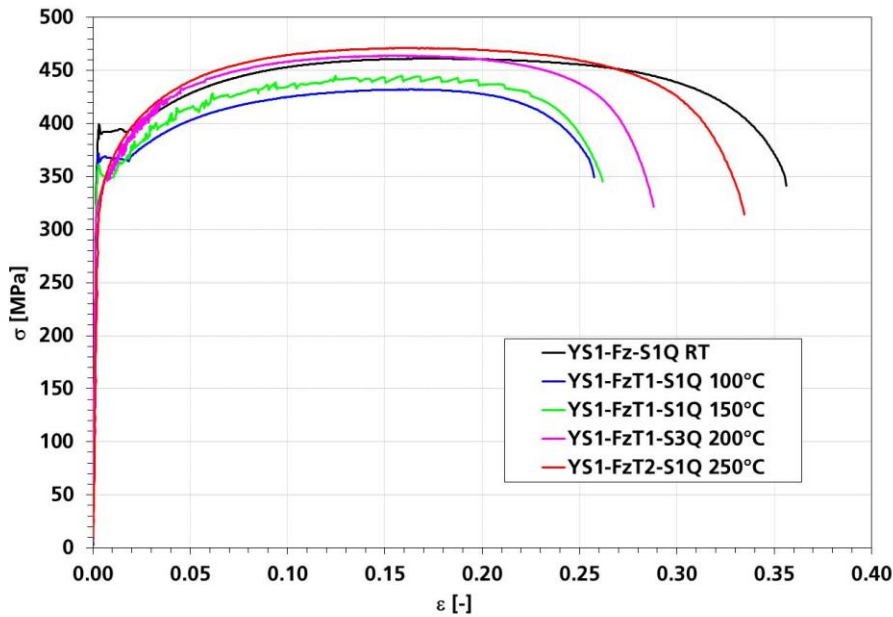


Bild 5-46
Vergleichende Gegenüberstellung der technischen Spannungs-Dehnungskurven bei unterschiedlichen Temperaturen für HX340LAD

In Bild 5-46 ist gut zu erkennen, dass die Lüdersdehnung mit steigender Temperatur signifikant abnimmt und ab einer Temperatur von 200°C ganz verschwindet, was durch die Erhöhung der Versetzungsmobilität bei thermischer Lasten erklärbar ist. Zudem ist die Streuung der maximalen Zugfestigkeiten deutlich geringer ausgeprägt als die der Bruchdehnungen, welche sich um fast 50% relativ zueinander unterscheiden. Bild 5-47 zeigt den Verlauf der wahren Spannung in Abhängigkeit der wahren Dehnung und das Versagen, die durch Punkte im Diagramm gekennzeichnet sind.

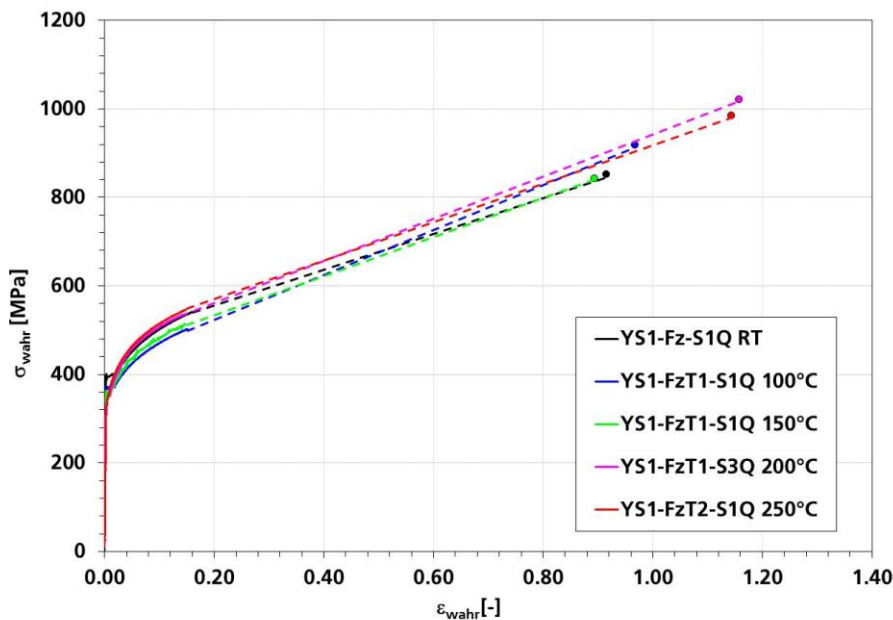


Bild 5-47
Vergleichende Gegenüberstellung der wahren Spannungs-Dehnungskurven bei unterschiedlichen Temperaturen für HX340LAD

Auch hier ergibt sich bezüglich der Lüdersdehnungen sowie der Streuung der Zugfestigkeiten und der Bruchdehnungen ein ähnliches Bild wie bei den technischen Kenngrößen, wobei sich die wahren Versagensdehnungen relativ etwas weniger voneinander unterscheiden (ca. 40%). Die punktierten Linien in Bild 5-47 repräsentieren den nicht ermittelbaren Verlauf zwischen Gleichmaßdehnung und Versagensdehnung und sind somit keine tatsächlich gemessenen bzw. errechneten Entwicklungen.

Tabelle 5-9 fasst die aus den thermischen Flachzugversuchen ermittelten technischen Kennwerte in Abhängigkeit der Temperatur zusammen.

Probennummer	$R_{eL}/R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{20mm} [%]	Z [%]
YS1-Fz-S1Q RT	391	461	35.4	59.9
YS1-FzT1-S1Q 100°C	365	432	25.6	62.0
YS1-FzT1-S2Q 150°C	349	445	26.0	59.1
YS1-FzT1-S3Q 200°C	331	464	28.7	68.6
YS1-FzT2-S1Q 250°C	334	471	33.2	68.1

Tabelle 5-9
Technische Kennwerte
in Abhängigkeit der
Temperatur für
HX340LAD quer zur
Walzrichtung

Stellt man die unterschiedlichen Eigenschaften wie maximale Zugfestigkeit R_m , elastische Dehngrenze R_{el} (bzw. $R_{p0,2}$) sowie Bruchdehnung A_{20mm} und Einschnürung Z in Abhängigkeit der Temperatur dar, so resultieren die Diagramme in Bild 5-48 und Bild 5-49.

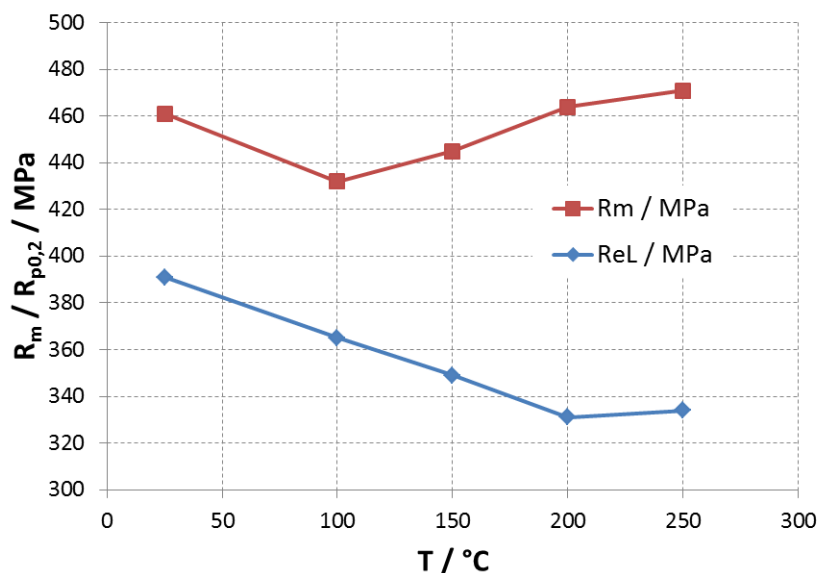


Bild 5-48
Entwicklung der Zugfestigkeit R_m und der Fließspannung an der elastischen Dehngrenze R_{el} (bzw. $R_{p0,2}$) bei steigenden Temperaturen für HX340LAD

Aus Bild 5-48 ist mit steigender Temperatur eine sinkende elastische Dehngrenze R_{el} (blaue Kurve) zu erkennen, was mit der zuvor erwähnten thermischen Entwicklung der Lüdersdehnungen konform ist. Zudem nimmt die maximale Zugfestigkeit R_m (rote Kurve) ab 100°C mit steigender Temperatur zu, jedoch von Raumtemperatur bis 100°C ab.

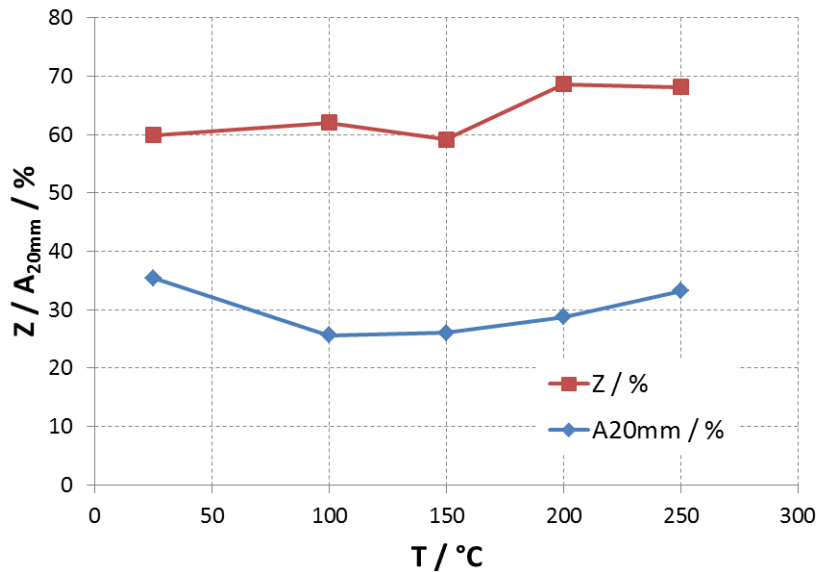


Bild 5-49
Entwicklung der Einschnürung Z und der Bruchdehnung A_{20mm} bei steigenden Temperaturen für HX340LAD

Die Entwicklung der Einschnürung Z gibt ein etwas uneinheitliches Bild, jedoch kann von einer leichten tendenziellen Zunahme der Größe ausgegangen werden. Der Verlauf der Bruchdehnung A_{20} ist analog zu jener der maximalen Zugfestigkeiten, was sich durch eine moderate Zunahme der Bruchdehnung von 100°C bis 250°C, jedoch mit einer Abnahme von Raumtemperatur auf 100°C darstellt.

5.3.2 Kerbzugversuch

Die werkstoffabhängige und für die Praxis wichtige Sensitivität gegenüber Kerben ist mit dem Kerbzugversuch in Relation zum Flachzugversuch quantifizierbar.

5.3.2.1 Geprüfte Proben

Dazu wurden Proben mit jeweils zwei halbkreisförmigen Kerben ($r=4\text{mm}$) verwendet (siehe Bild 5-2 im Abschnitt 5.1.1). Die 3 Proben wurden quer zur Walzrichtung entnommen und sind im geprüften Zustand im Bild 5-50 dargestellt. Die Prüfgeschwindigkeit lag für alle Proben bei 0.02mm/s.

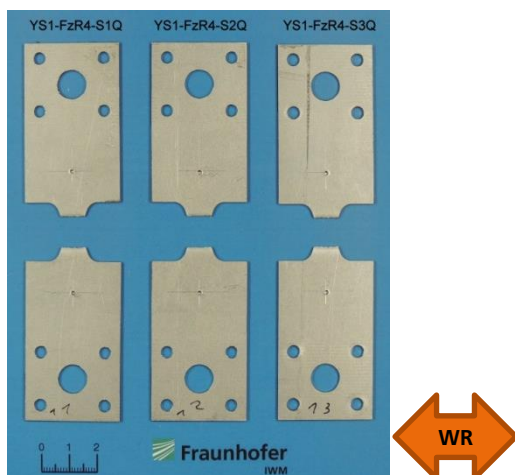


Bild 5-50
Geprüft Kerbzugproben quer zur Walzrichtung für HX340LAD

Alle Proben haben im Kerbgrund, an der Stelle des kleinsten Querschnittsbereichs, versagt. Damit können die aus den 3 Versuchen gewonnenen Messungen zur Ermittlung der

Charakteristik zum Kerbeinfluss herangezogen werden. Alle Bruchflächen verlaufen horizontal und zeigen makroskopisch keine signifikanten Auffälligkeiten.

5.3.2.2

Spannungs-Dehnungskurven

Bild 5-51 zeigt den Verlauf der technischen Spannung in Abhängigkeit von der technischen Dehnung für den Kerb- (blaue Line) und den Flachzugversuch (rote Line), worin eine Kerbsensitivität beobachtet werden kann, die eine Reduktion der absoluten Bruchdehnungen bewirkt. Zudem ist eine Erhöhung der Zugfestigkeit zu beobachten. Allerdings sei auch wieder an das unterschiedliche Lokalisationsverhalten vor Gleichmaßdehnung und auf die ungleichen Messlängen verwiesen, die eine Gegenüberstellung zwischen Flach- und Kerbzugversuch erschweren.

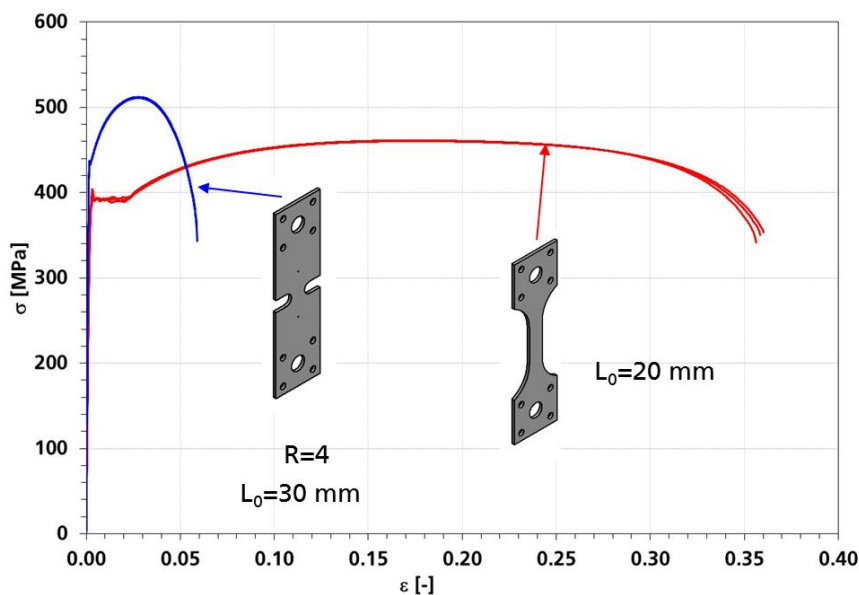


Bild 5-51
Vergleich der Verläufe von techn. Spannung und techn. Dehnung für Kerb- und Flachzugproben quer zur Walzrichtung für HX340LAD

Auffallend ist auch, dass sich bei der Kerbzugprobe ebenfalls ein kleiner Lüdersdehnungsbereich ausbildet, der aber nicht so stark ausgeprägt als bei der Glattzugprobe ist.

5.3.3

Scherzugversuche

Auch für den bei allen Belastungszuständen duktilsten Werkstoff HX340LAD ist das Verhalten für scherdominante Belastungen genauer untersucht worden. Dafür sind Scherzugproben mit unterschiedlicher Geometrie gefertigt worden, die Scherzonenwinkel von -20° , 0° und $+45^\circ$ aufweisen. Die geprüften Proben sind hauptsächlich quer, aber für den 0° Scherzonenwinkel zusätzlich längs zur Walzrichtung aus den zur Verfügung gestellten Blechen entnommen worden, wobei allerdings nur die 0° Scherzugprobe in beide Richtungen getestet wurde um den Anisotropieeinfluss unter Schubbelastung zu untersuchen.

5.3.3.1

Geprüfte Proben

Die Proben wurden mit einer konstanten Geschwindigkeit von 0.01 mm/s belastet und sind in Bild 5-52 zu sehen. Für den Scherzonenwinkel von -20° sind wie für den Dualphasenstahl HCT980X auch bei dem duktileren mikrolegierten Stahl HX340LAD starke Verdrillungen zu beobachten, die aufgrund des lokalen Kraftflusses entstehen und

dazu führen, dass die -20° Scherzugproben während der Deformation nicht eben bleiben, weshalb die Belastungszustände für fortgeschrittene Verformungen immer undefinierter sowie inhomogener werden.

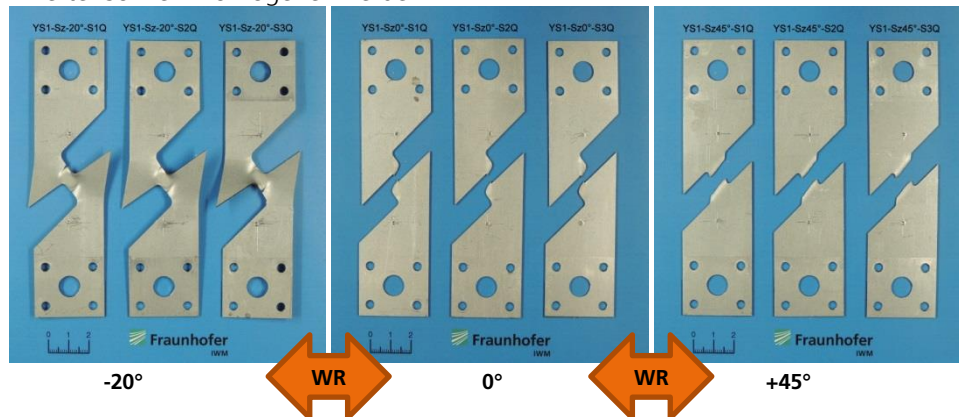


Bild 5-52
Getestete Proben mit unterschiedlichen Scherzonenwinkel quer zur WR (links: -20° , mitte: 0° , rechts: $+45^\circ$, WR: Walzrichtung) für HX340LAD

Zudem wurden noch weitere 0° -Scherzugproben längs zur Walzrichtung geprüft, deren deformierter Zustand nach dem Versagen in Bild 5-55 abgebildet ist.

YS1-Sz0°-S1L YS1-Sz0°-S2L YS1-Sz0°-S3L

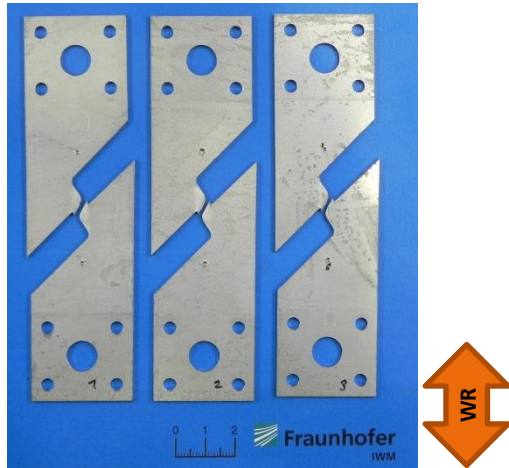


Bild 5-53
Getestete Proben mit 0° Scherzonenwinkel längs zur Walzrichtung für HX340LAD

Alle 0° und 45° Scherzugproben haben im entsprechenden Scherzonenbereich versagt und auch die kritischeren -20° Scherzugproben zeigen die Hauptschädigungsbereiche im dafür vorgesehenen Scherzonenbereich. Damit sind alle durchgeführten Test gültig und zur weiteren Verarbeitung verwendbar.

5.3.3.2 Spannungs-Verlängerungskurven

Die Ermittlung der modellhaft idealisierten (homogenen Schub-)Spannung erfolgt durch den Quotienten aus gemessener Kraft und den für die Proben charakteristischen Schubspannungsquerschnitt. Aus den so ermittelten Größen werden Spannungs-Verlängerungskurven erstellt, die das Deformationsverhalten unter schubdominanten Belastungen beschreiben. Bild 5-54 zeigt den Vergleich der Spannungs-Verlängerungskurven in Längs- und Querrichtung. Darin sind in den Spannungsniveaus kaum Unterschiede zu sehen, und auch die Verlängerung zum Versagenszeitpunkt liegen eng beieinander, sieht man von einem Ausreißer (YS1-Sz0°-S1Q, blaue Linie in Bild 5-54) bei 7 Versuchen ab. Daraus resultierend kann von einer zu vernachlässigen Richtungsabhängigkeit des Materialverhaltens unter scherdominanten Belastungen ausgegangen werden.

Auffallend ist jedoch, dass die Versuche in Querrichtung mehr streuen als in Längsrichtung.

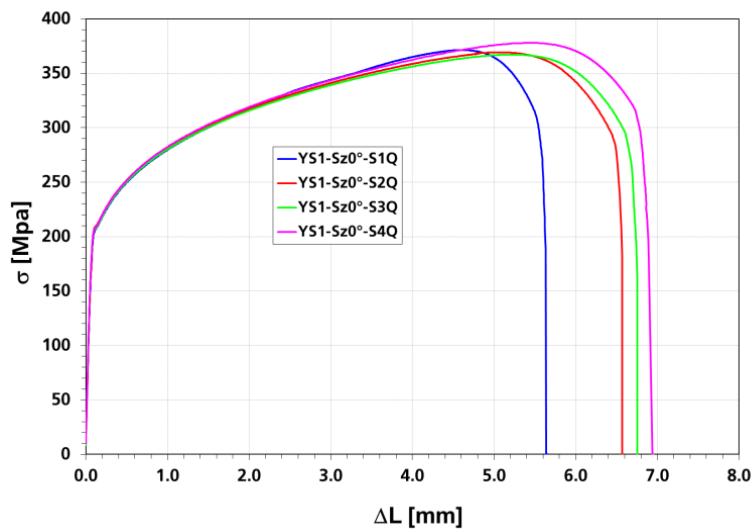
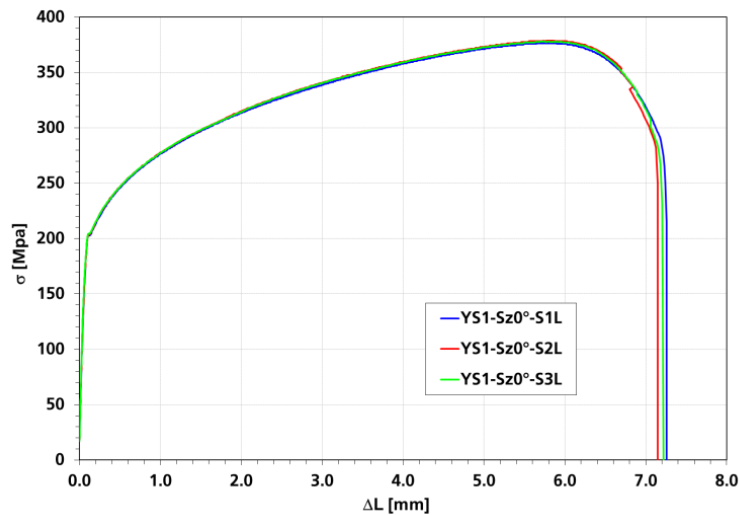


Bild 5-54
Einfluss der Belastungsrichtung auf das Verformungs- und Versagensverhalten getesteter 0° Scherzugproben (oben: quer und unten: längs zur Walzrichtung) für HX340LAD



Der in Bild 5-55 dargestellte Vergleich zeigt bei unterschiedlicher Probengeometrie für einen Scherzonwinkel von 45° die größte Spannungen verbunden mit der kleinsten Versagensverlängerung (grüne Kurve).

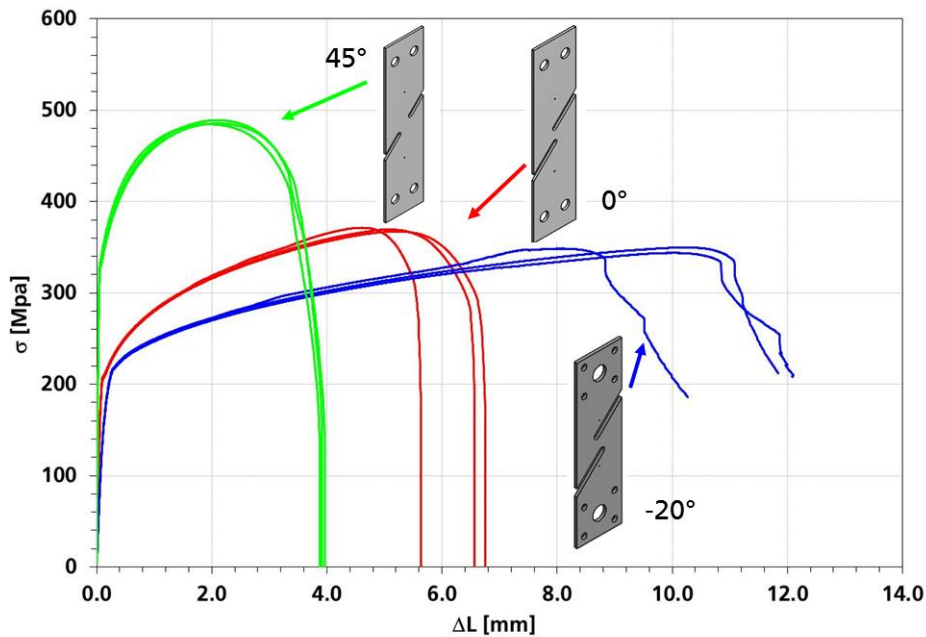


Bild 5-55
Vergleich der Spannungs-Verlängerungskurven für unterschiedliche Scherzonwinkel bei Belastungsrichtung quer zur Walzrichtung (-20°: blaue Linie 0°: rote Linie +45°: grüne Linie) für HX340LAD

Für einen Scherzonwinkel von -20° beobachtet man aufgrund der mit fortschreiten des Versuchs immer größer und dadurch undefinierter werdenden Deformationszustände (Proben bleiben nicht eben) die geringste Spannung und die größte Versagensverlängerung. Bei der 0° Scherzugprobe liegen das Spannungsniveau und die Versagensverlängerung zwischen den zwei zuvor genannten Geometrien.

5.3.4 Lochzugversuch

Um lokale Spannungszustände zu erzeugen aus welchen Mehrachsigkeiten von ca. 1/3 resultieren, wurden auch für den mikrolegierten Stahl HX340LAD Lochzugversuche quer zur Walzrichtung durchgeführt (vgl. Abschnitt 5.2.4).

5.3.4.1 Geprüfte Proben

Die drei mit einer Belastungsgeschwindigkeit von 0.01mm/s geprüften Proben sind in Bild 5-56 dargestellt. Alle Proben haben im Kerbgrund und somit im Bereich der kleinsten Querschnittsbereiche versagt, womit alle durchgeführten Experimente gültig sind und für weitere Auswertungen herangezogen werden können.

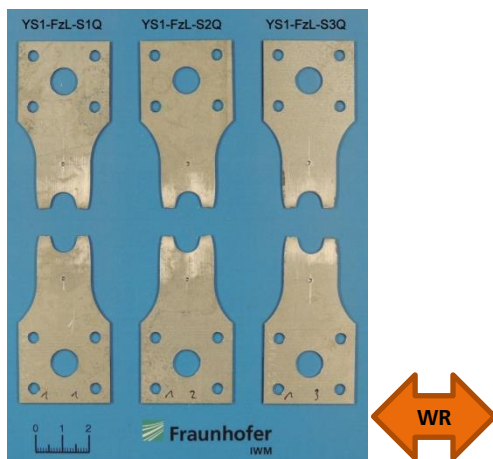


Bild 5-56
Geprüfte Lochzugproben für HX340LAD (quer zur Walzrichtung)

Auffallend in Bild 5-56 ist, dass am Lochinnenbereich im Kerbgrund aufgrund der hohen Duktilität eine deutliche Einschnürung auftritt, die eine Veränderung der Mehrachsigkeit von 1/3 bewirkt, was wiederum einer Abweichung von reiner Zugbelastung entspricht. Auch der Bereich an der Lochaußenseite zeigt eine deutliche Einschnürung.

5.3.4.2

Spannungs-Verlängerungskurven

Das am Lochinnen- und Lochaußenbereich der Probe beobachtete Einschnürverhalten wirkt sich auch auf den Verlauf der Technischen Spannungs-Verlängerungskurve aus (Bild 5-57). Dieser Umstand ist durch einen moderaten Spannungsabfall (nicht nahezu instantan) über einen größer ausgeprägten Bereich der Versagensverschiebung (hier von 2.1mm bis 2.55mm) zu erkennen, was zudem im Vergleich mit den anderen untersuchten Werkstoffen in Bild 5-72 besonders deutlich wird.

Die, bei den Flachzugversuchen bereits beobachteten Lüdersdehnungen, sind auch in den Lochzugversuchen beobachtbar, wobei diese aber weniger stark ausgeprägt jedoch eindeutig als solche identifizierbar sind.

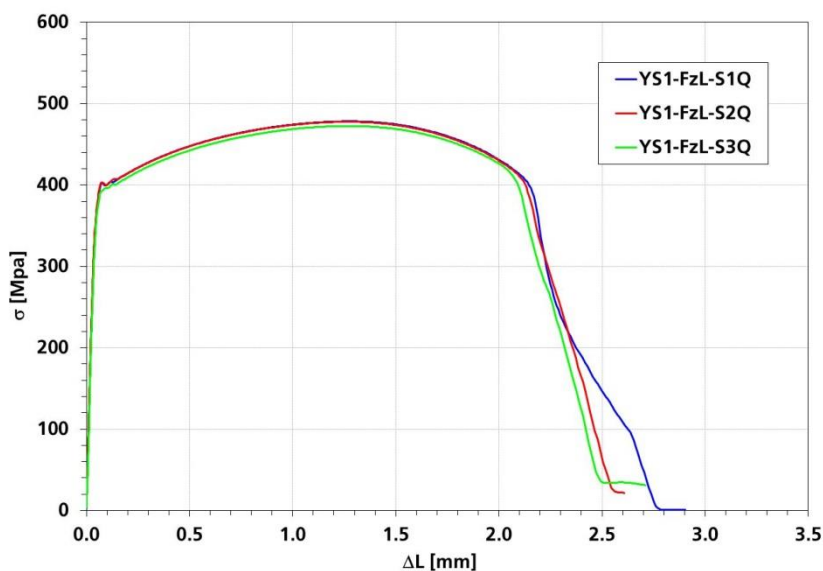


Bild 5-57
Technische Spannungs-Verlängerungsdiagramm der Lochzugproben für HX340LAD

Abschließend sei noch darauf verwiesen, dass man in Bild 5-57 eine geringe Streuung der drei Versuche erkennen kann.

5.4

Ergebnisse der Zugversuche für 22MnB5 AS bzw. 22MnB5 Z

Um die Einflüsse bei der Erstellung der Probenkörper so gering wie möglich zu halten, wurden auch für den pressgehärteten Stahl 22MnB5 die einzelnen Proben aus einer Blechplatte mittels Drahterosionsverfahren entnommen, wobei die relative Lage der Probe innerhalb der Bleche sowie bezüglich der Walzrichtung Bild 5-58 zu entnehmen ist.



Bild 5-58
Entnahmeplan der
Proben für 22MnB5 AS
sowie 22MnB5 Z
(WR...Walzrichtung)

5.4.1 Flachzugversuch

Aufgrund des sehr hohen Umfangs an Experimenten wurde aufgrund der bisherigen Ergebnisse bzw. Literaturrecherchen sowie nach Rücksprache und Zusage des projektbegleitenden Ausschusses auf richtungsabhängige Untersuchungen für den pressgehärteten Stahl 22MnB5 verzichtet. Dafür wurden die unterschiedlichen Deformationseigenschaften der beiden ähnlichen Materialien vom Typ 22MnB5 AS und 22MnB5 Z untersucht. Es wurden für beide Werkstoffe nur Proben quer zur Walzrichtung mit einer Belastungsgeschwindigkeit von 0.02mm/s untersucht.

5.4.1.1 Geprüfte Proben

Auffallend an den geprüften Proben und in Bild 5-59 dargestellten Werkstoffvarianten (links: Typ AS und rechts: Typ Z) ist die Ausbildung einer mit $\sim 45^\circ$ zur Horizontalen geneigten Scherbruchfläche.

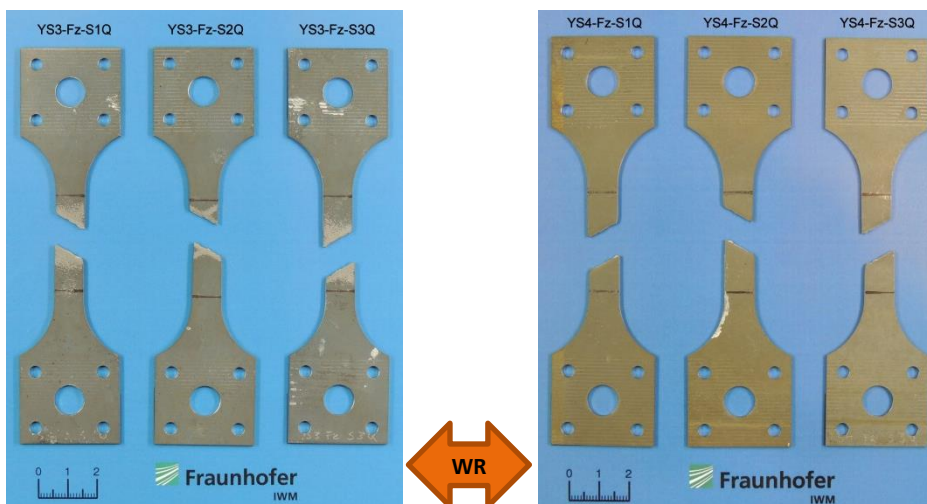


Bild 5-59
Geprüfte Flachzugproben für 22MnB5 AS (links) und 22MnB5 Z (rechts) quer zur Walzrichtung (WR)

Die Ausbildung von Scherbruchflächen ist für Werkstoffklassen mit hoher Zugfestigkeit typisch, wobei der pressgehärtete Stahl 22MnB5 in beiden Varianten sogar in die Klasse höchstfester Stähle einzuordnen ist.

Zudem haben alle Proben im vorgesehenen Messlängenbereich versagt und sind somit für weitere Versuchsauswertungen verwendbar.

5.4.1.2 Technische Spannungs-Dehnungskurven

In Bild 5-60 sind die technischen Spannungs-Dehnungskurven dargestellt. Darin ist gut zu erkennen, dass beide Werkstoffe (Typ AS und Typ Z) sowohl in der Zugfestigkeit als auch in der Bruchdehnung kaum Unterschiede aufweisen. Auch die Streuung der Versuche untereinander ist tendenziell gering, mit Ausnahme der Versagensdehnungen wo kleinere Differenzen auftreten. Der absolute Wert der Bruchdehnung ist mit 10% gering, was für die Simulation wiederum die Verwendung von genaueren Plastizitätsmodellen, welche die Deformationszustände vor dem Versagen quantitativ gut beschreiben können, notwendig macht.

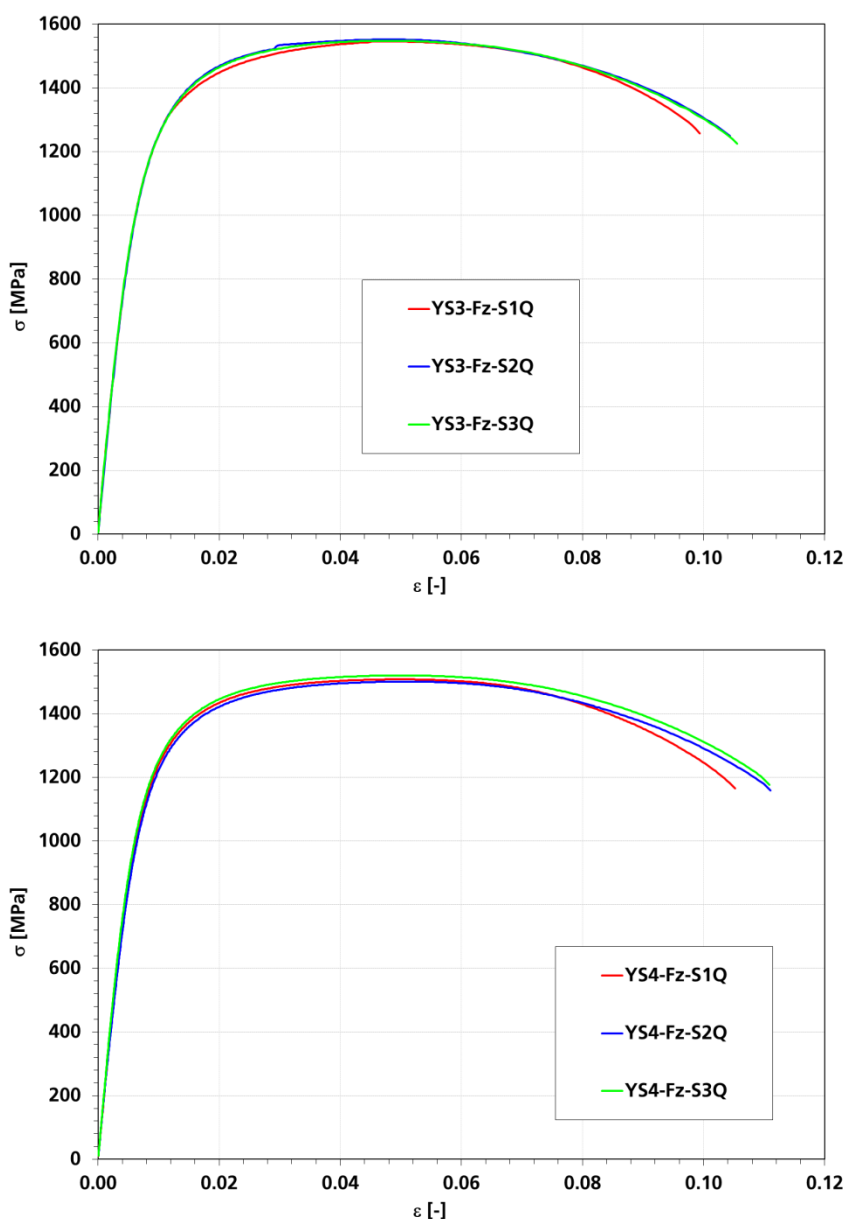


Bild 5-60
Technische Spannungs-
Dehnungskurven
für 22MnB5 AS (oben)
und 22MnB5 Z (unten)
quer zur Walzrichtung
(WR)

Abschließend sei noch trotz der Ähnlichkeit aller Messungen erwähnt, dass die Versagensdehnungen des 22MnB5 AS geringfügig kleiner sind als jene des 22MnB5 Z, was

sich im Falle der Bruchspannungen jedoch genau umgekehrt verhält, was explizit bedeutet, dass die Bruchspannungen des 22MnB5 AS etwas größere Werte als die des 22MnB5 Z aufweisen.

5.4.1.3 Wahre Spannungs-Dehnungskurven

Für das Deformationsverhalten vor der Gleichmaßdehnung zeigen die wahren Spannungs-Dehnungskurven der unterschiedlichen Werkstofftypen kaum Unterschiede, wohingegen im Versagensverhalten kleiner Differenzen festzustellen sind. Ähnlich wie bei den technischen Spannungs-Dehnungskurven ist die wahre Versagensspannung beim Werkstoff 22MnB5 AS geringfügig größer als die des 22MnB5 Z.

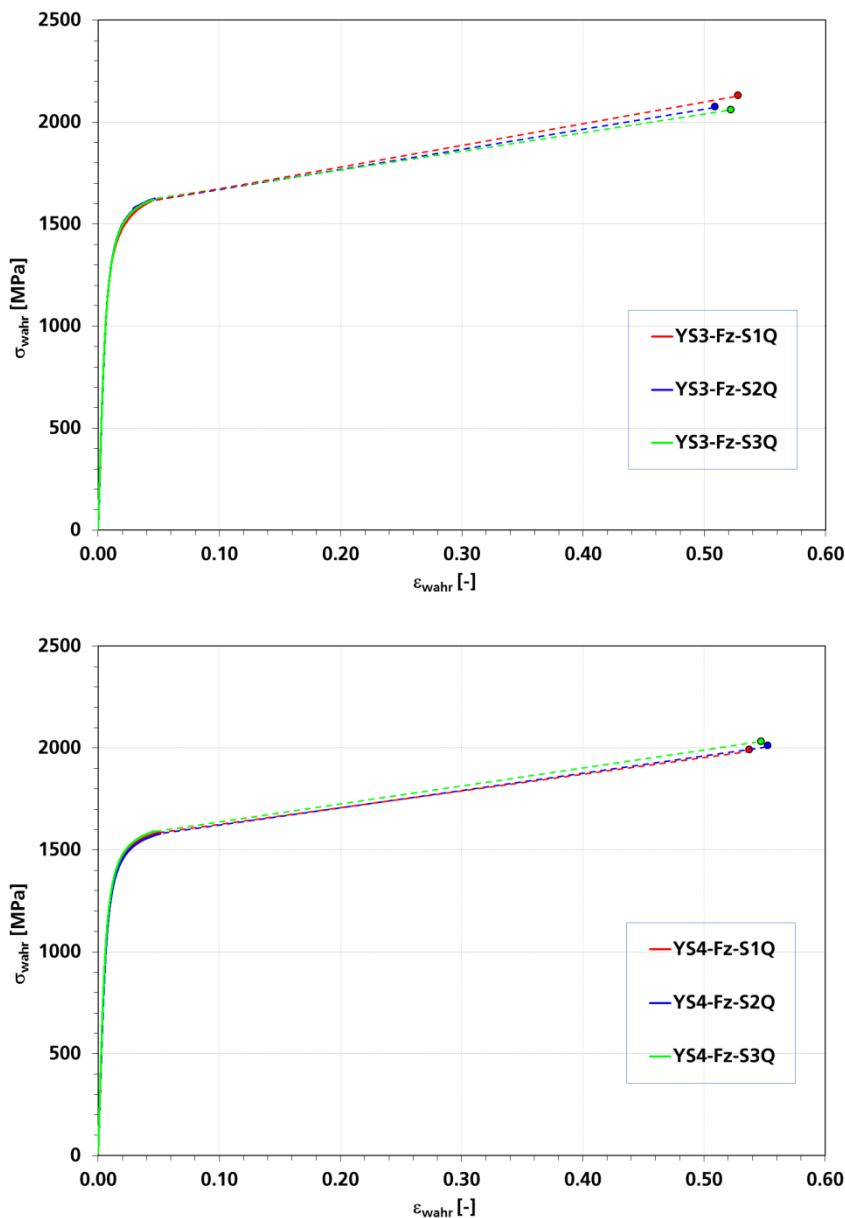


Bild 5-61
Wahre Spannungs-
Dehnungskurven
für 22MnB5 AS (oben)
und 22MnB5 Z (unten)
quer zur Walzrichtung
(WR)

Abschließend sei noch erwähnt, dass die Gleichmaßdehnungen beider Werkstoffe niedrig und in Ihrem Betrag von ca. 0.05 vergleichbar sind

5.4.1.4 Technische Kennwerte

Die für den praktischen Gebrauch relevanten technischen Kennwerte beider Werkstofftypen sind in Tabelle 5-10 und in Tabelle 5-11 zusammengefasst. Ein Vergleich der Spannungen R_m (Zugfestigkeit) und Dehnungen A_{20} bei Versagen zeigt das bereits erwähnte Verhalten, bei dem die Bruchspannungen für den 22MnB5 AS etwas höher jedoch die Bruchdehnung des 22MnB5 AS geringfügig niedriger als die des 22MnB5 Z sind.

Probennummer	R_{eL} [MPa]	R_m [MPa]	A_{20mm} [%]	Z [%]	r_3
YS3-Fz-S1Q	1119	1546	9.3	41.0	0.81
YS3-Fz-S2Q	1122	1552	9.8	39.9	0.84
YS3-Fz-S3Q	1118	1548	9.9	40.6	0.85
Mittelwert	1120	1549	9.7	40.5	0.83
Standardabweichung	2	3	0.3	0.6	0.02

Tabelle 5-10
Technische Kennwerte
für 22MnB5 AS quer
zur Walzrichtung

Die Spannungen R_{el} an der elastischen Dehngrenze beider Werkstoffe sind sehr ähnlich.

Probennummer	R_{eL} [MPa]	R_m [MPa]	A_{20mm} [%]	Z [%]	r_5
YS4-Fz-S1Q	1119	1508	9.9	41.6	0.84
YS4-Fz-S2Q	1114	1501	10.5	42.5	0.81
YS4-Fz-S3Q	1122	1520	10.5	42.1	0.95
Mittelwert	1118	1520	10.3	42.1	0.87
Standardabweichung	6	10	0.3	0.5	0.07

Tabelle 5-11
Technische Kennwerte
für 22MnB5 Z quer zur
Walzrichtung

Auch das (senkrechte) Anisotropieverhalten r_3 (bei 3% plastischer Dehnung) und r_5 (bei 5% plastischer Dehnung) sowie die Einschnürung Z weisen zu vernachlässigende Unterschiede auf.

5.4.2 Kerbzugversuch

Aufgrund der geringen Streuung und der sehr ähnlichen Werkstoffkennwerte wurde nach Rücksprache mit dem Projektbegleitenden Ausschuss der Einfluss von Kerben nur für Werkstoffe 22MnB5 AS untersucht. Dafür wurden Kerbzugversuche durchgeführt und mit den Ergebnissen der ungekerbten Flachzugproben verglichen.

5.4.2.1 Geprüfte Proben

Bild 5-62 zeigt die mit einer Prüfgeschwindigkeit von 0.02mm/s getesteten Proben, die alle im Kerbgrund sowie im Bereich des kleinsten Querschnitts versagt haben,

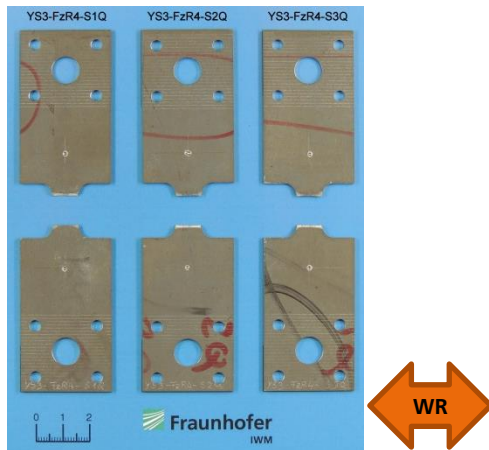


Bild 5-62
Geprüft Kerbzugproben quer zur Walzrichtung für 22MnB5 AS

womit alle Ergebnisse der Messungen für weitere Auswertungen verwendbar sind. Sämtliche Bruchflächen sind senkrecht zur Belastungsrichtung ausgerichtet.

5.4.2.2 Spannungs- Dehnungskurven

Der Kerbeinfluss auf den Werkstoff 22MnB5 AS ist in Bild 5-63 durch den Vergleich von technischen Spannungs- Dehnungskurven zwischen der Kerb- (blaue Kurve) und Flachzugprobe (rote Kurve) dargestellt.

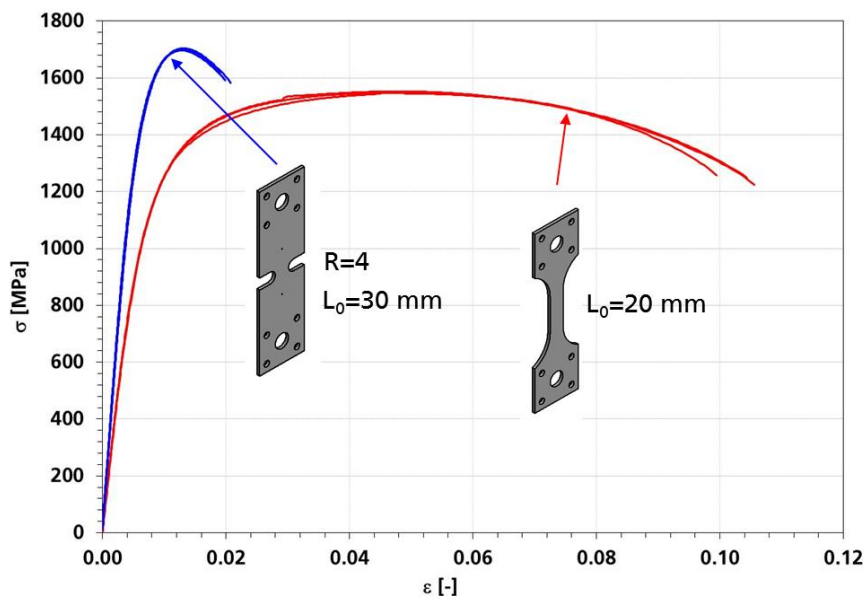


Bild 5-63
Vergleich der Verläufe von techn. Spannung und techn. Dehnung für Kerb- und Flachzugproben quer zur Walzrichtung für 22MnB5 AS

Der relative Anstieg der Zugfestigkeit und die relative Reduktion der Versagensdehnung (ca. 1/5 von A_{20} des Flachzugversuchs) sind mit denen des Dualphasenstahls HCT980X vergleichbar (vgl. Bild 5-21 in Abschnitt 5.2.2.2).

Auch an dieser Stelle sei wiederum auf das unterschiedliche Lokalisationsverhalten sowie die ungleichen Messlängen zwischen Kerb- und Flachzugprobe verwiesen, die einen direkten Vergleich problematisch erscheinen lassen, was allerdings in diesem Zusammenhang bezüglich der anderen beiden Werkstoffen zuvor wiederholt erwähnt worden ist.

5.4.3 Scherzugversuch

Um das Deformations- und Versagensverhalten für schubdominante Belastungen zu charakterisieren wurden für beide Varianten (AS und Z) des Werkstoffs 22MnB5 Schubversuche durchgeführt.

5.4.3.1 Geprüfte Proben

Alle Proben wurden mit einer Prüfgeschwindigkeit 0.01mm/s und quer zur Walzrichtung getestet, wobei Bild 5-64 exemplarisch 3 geprüfte Proben des Werkstoffs 22MnB5 AS für den 0° Scherzugwinkel zeigt. Für diesen Werkstoff wurden auch Untersuchungen an -20° und +45° Scherzugproben durchgeführt.

Zum Vergleich wurden für den Werkstoff 22MnB5 Z nur 0° Scherzugversuche quer zur Walzrichtung durchgeführt.

Zwei der drei in Bild 5-64 dargestellten Proben zeigen ein gültiges Versagensbild. Für die doppelt gebrochene Probe (Bild 5-64 ganz rechts) sind die gemessenen experimentellen Daten dennoch zur Auswertung herangezogen worden

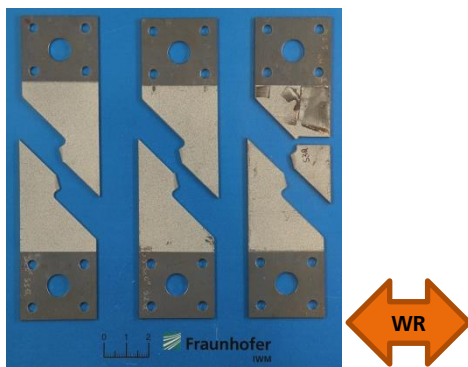


Bild 5-64
Geprüfte 0° Scherzugproben für 22MnB5 AS quer zur Walzrichtung (WR)

5.4.3.2 Spannungs- Verlängerungskurven

Ein Vergleich der technischen Spannungs- Verlängerungskurven zeigt zwischen den beiden Werkstofftypen kaum Unterschiede in der Entwicklung der Deformations- und Versagenscharakteristik, was in Bild 5-65 gut zu erkennen ist.

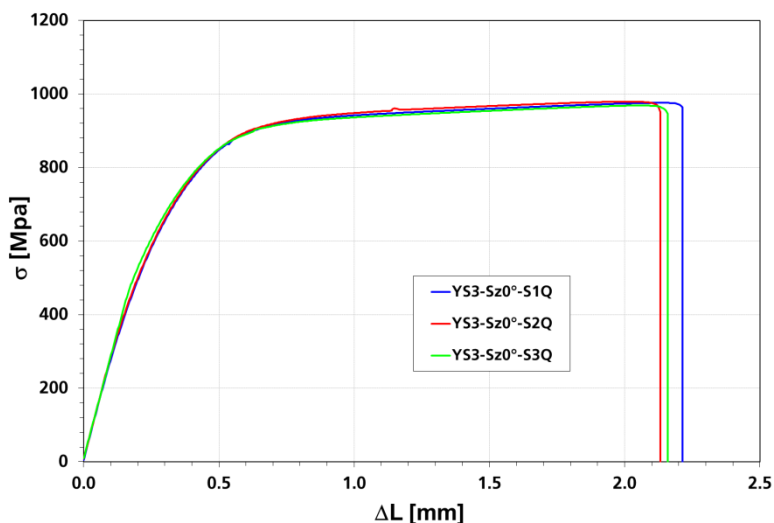
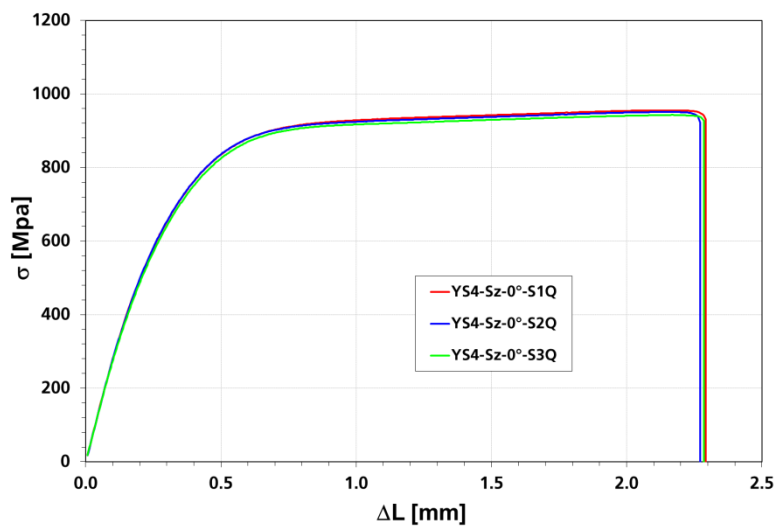


Bild 5-65
Technische Spannungs-Verlängerungskurven von 0° Scherzugtest für 22MnB5 AS (oben) und 22MnB5 Z (unten) quer zur Walzrichtung (WR)



Die technischen Spannungen wurden über die gemessene Kraft und der durch den Scherzonenwinkel festgelegten hauptsächlich belasteten Ausgangsquerschnittsfläche ermittelt.

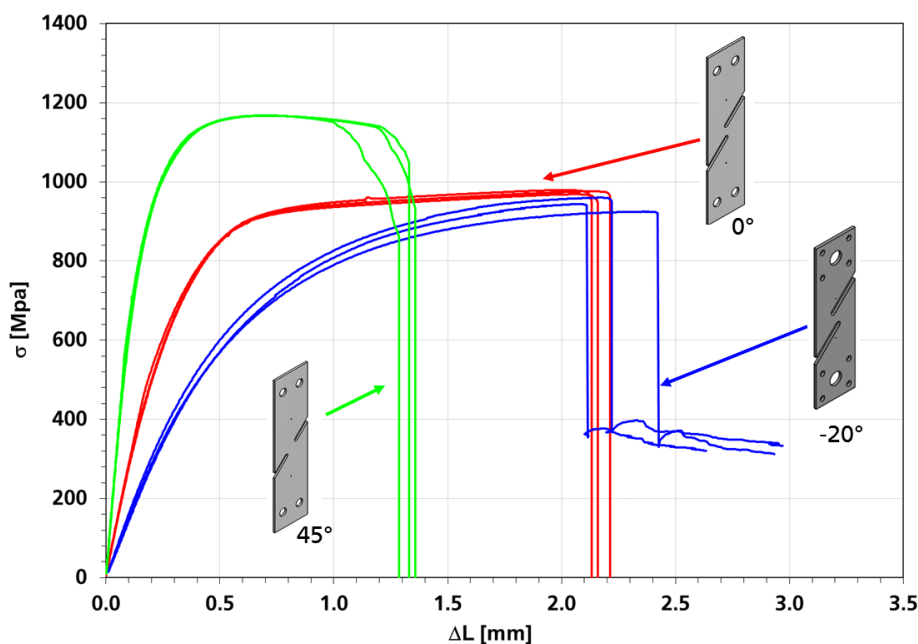


Bild 5-66
Vergleich der Spannungs-Verlängerungskurven für unterschiedliche Scherzonenwinkel bei Belastungsrichtung quer zur Walzrichtung (-20°: blaue Linie 0°: rote Linie +45°: grüne Linie) für 22MnB5 AS

Aus dem Vergleich in Bild 5-66 ist zu erkennen, dass das Versagen für die -20° und 0° Scherzugprobe bei ähnlich groß Verformungen eintritt, wenngleich die Streuung der Proben für die -20° Scherzugproben größer als für die 0° Probe ist. Auch das Deformationsverhalten ist für die zwei zuvor genannten Proben ähnlich, wenngleich die -20° Probe bei Verformungsbeginn ein weiches Verhalten zeigt.

Die +45° Scherzugprobe weist im Vergleich zu den anderen beiden Probenformen die höchsten Spannungen und das steifste Verformungsverhalten bei Belastungsbeginn auf. Allerdings tritt Versagen bei relativ geringen Verlängerungen auf.

Mit Ausnahme der -20° Scherzugprobe, streuen die Versuche für die einzelnen Scherzonenwinkel nur wenig.

5.4.4 Lochzugversuch

Um ein möglich vollständiges Bild der Verformungs- und Versagenseigenschaften des in der Praxis immer stärker verwendeten 22MnB5 zu erhalten, wurden zusätzlich noch Lochzugversuche für beide Werkstoffvarianten (Typ AS und Typ Z) durchgeführt.

5.4.4.1 Geprüfte Proben

Die mit einer Prüfgeschwindigkeit von 0.01mm/s getesteten Proben sind in Bild 5-67 dargestellt. Daraus ist zu erkennen, dass besonders beim Werkstofftyp AS (Bild 5-67 links) die Beschichtung in den plastisch stärker deformierten Zonen abgeblättert ist, was speziell für Untersuchungen mit dem ARAMIS Probleme bereitet, da hierfür die Probenoberfläche mit einer haltbaren punktierten Struktur besprüht werden muss, welche dann bei Beschichtungsabplatzungen die lokalen Deformationen nicht mehr abbilden kann.

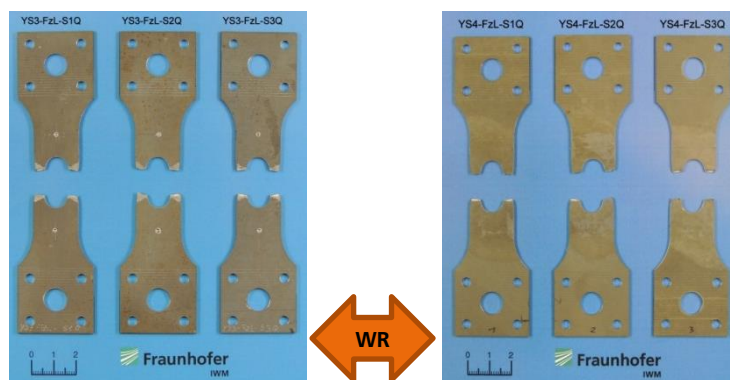


Bild 5-67
Geprüfte Lochzugproben für 22MnB5 AS (links) und 22MnB5 Z (rechts) quer zur Walzrichtung (WR)

Aus Bild 5-67 ist zudem ersichtlich, dass die Bruchflächen normal zu Belastungszugrichtung ausgerichtet sind, und keine Scherbruchflächen wie beim Zugversuch an Glattzugproben (vgl. Bild 5-59 Abschnitt 5.4.1.1) ausbilden. Alle Proben sind am Kerbgrund der kreisförmigen Bohrung im engsten Querschnittsbereich gebrochen, womit die aufgezeichneten Messwerte zur Weiteren Auswertung verwendet werden können. Einschnürungen sind aufgrund der geringen Duktilität am Innenbereich des Kerbgrundes nicht zu erkennen, wobei an dem Kerbgrund gegenüberliegenden Außenbereich der Probe leichte Einschnürbereiche vorhanden sind.

5.4.4.2 Spannungs- Verlängerungskurven

Bild 5-68 zeigt die Deformationscharakteristik in Form von technischen Spannungs-Verlängerungskurven der beiden Werkstofftypen 22MnB5 AS und Z. Darin sind kaum Unterschiede im Deformationsverhalten zu erkennen. Auch die Verlängerungen zum Versagenszeitpunkt weisen nur geringe Differenzen auf, wobei tendenziell eine leicht kleinere Versagensverlängerung des Werkstoffs 22MnB5 Z gegenüber den Typ AS erkennbar ist.

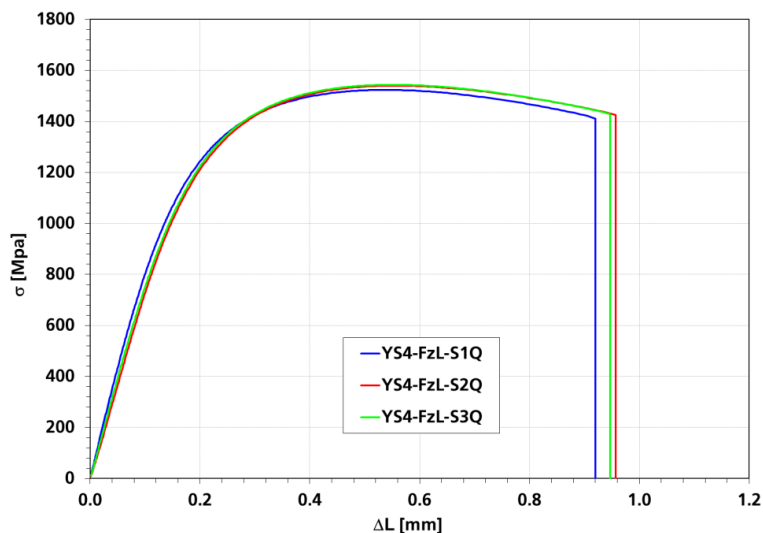
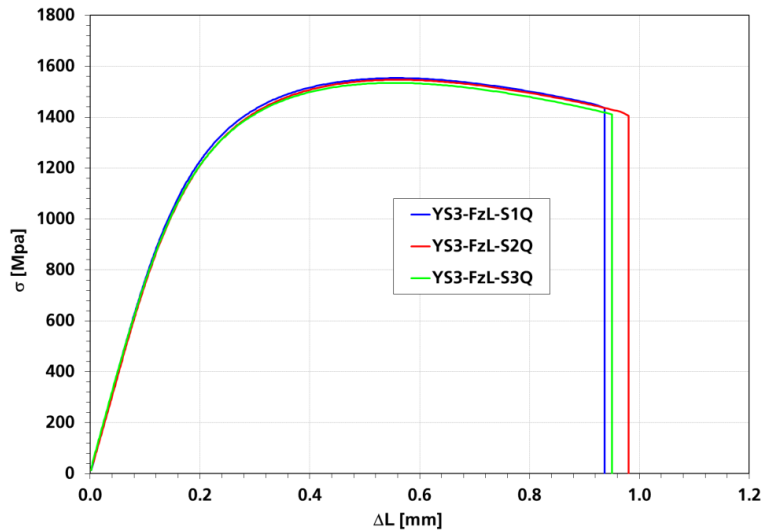


Bild 5-68
Technische Spannungs-Verlängerungskurven von Lochzugversuch für 22MnB5 AS (oben) und 22MnB5 Z (unten) quer zur Walzrichtung (WR)

Abschließend kann festgehalten werden, dass beide Werkstofftypen AS und Z sehr ähnliches Verformungs- und Versagensverhalten aufweisen, weshalb es bei den Simulationen völlig ausreichend ist nur ein angepasstes Werkstoffmodell für beide Varianten zu verwenden.

5.5 Vergleich der Zugversuche aller Werkstoffe

Um einen kurzen zusammenfassenden Überblick der statisch untersuchten Werkstoffe zu geben, werden für jeweils einen Versuch die Deformations- bzw. Versagenscharakteristika aller getesteten Stähle gegenübergestellt. Dabei wird auf die Unterscheidung der beiden Varianten des höchstfesten Stahls 22MnB5 AS bzw. Z verzichtet, da sich die Eigenschaften dieser Varianten nur geringfügig unterscheiden.

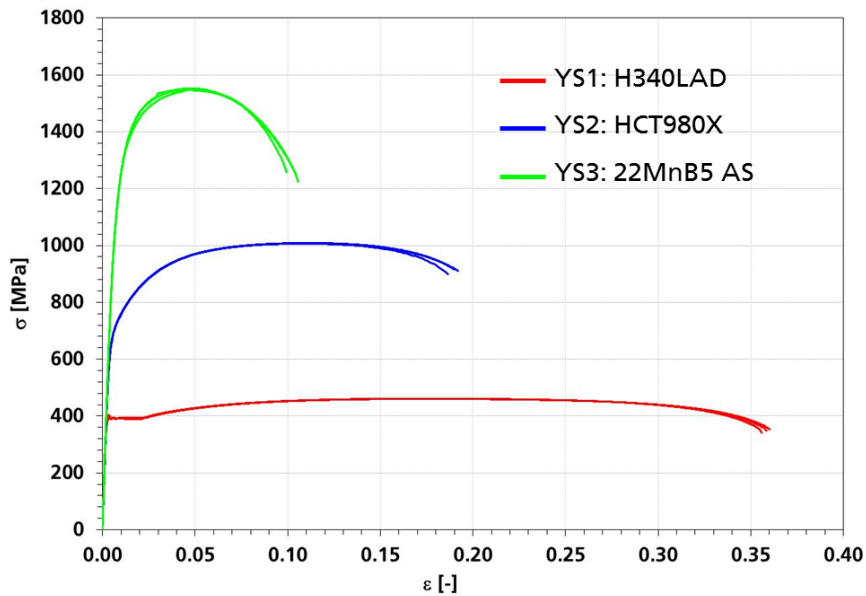


Bild 5-69
Vergleich von Deformations- und Versagenscharakteristik der untersuchten Werkstoffe für Flachzugproben

Für reine Zugbelastungen zeigt Bild 5-69 die Gegenüberstellung der technischen Spannungs-Dehnungskurven quer zur Walzrichtung. Die Zugfestigkeit des höchstfesten Stahls 22MnB5 ist dabei mehr als dreimal größer als für jene des duktilsten mikrolegierten Stahls vom Typ HX340LAD. Umgekehrt reduziert sich die Bruchdehnung bis auf ein 1/3 vom duktilsten bis zum höchstfesten Stahl.

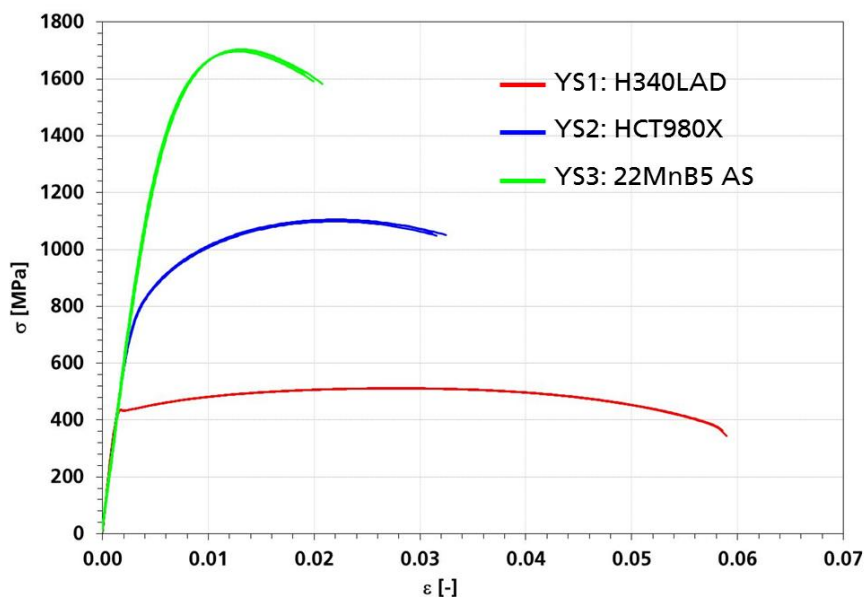


Bild 5-70
Vergleich von Deformations- und Versagenscharakteristik der untersuchten Werkstoffe für Kerbzugproben

Der Kerbeinfluss ist in Bild 5-71 dargestellt, wobei hier zu beobachten ist, dass die Reduktion der Bruchdehnung im Vergleich zum Flachzugversuch für den duktilsten Werkstoff HX340LAD am stärksten (ca. 1/6) und für den steifsten bzw. höchstfesten Werkstoff 22MnB5 (ca. 1/4) am wenigsten ausgeprägt ist. Auffallend ist auch die geringe Streuung der Versuche.

Es sei an dieser Stelle jedoch erwähnt, dass im Zusammenhang eines Vergleichs über die verschiedenen untersuchten Werkstoffe hinweg, die Gegenüberstellung von Kerb- und Flachzugversuch durchaus sinnvoll sein kann, da für jeden Werkstoff die gleiche

Problematik bezüglich unterschiedlicher Lokalisation und ungleicher Messlängen gegeben ist, was letzten Endes auch der Grund war einen Vergleich überhaupt anzugeben.

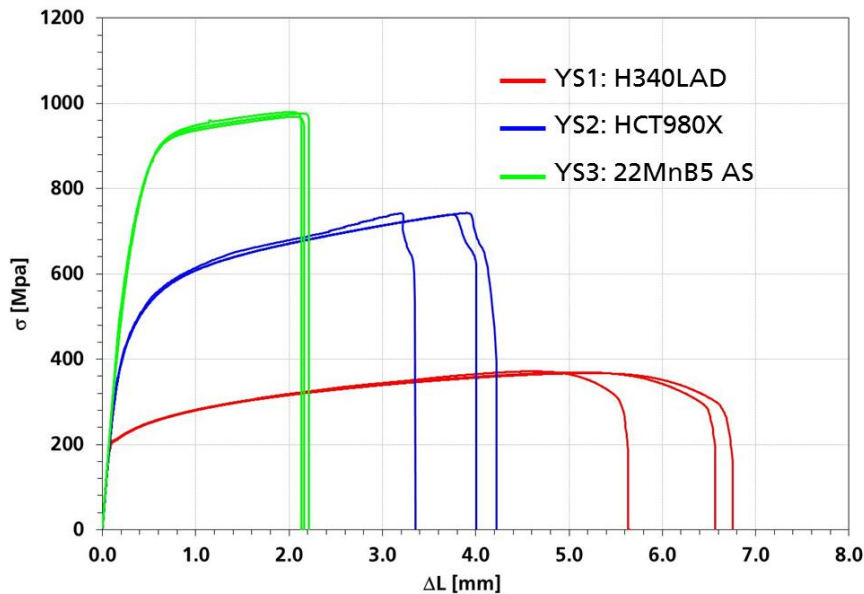


Bild 5-71
Vergleich von Deformations- und Versagenscharakteristik der untersuchten Werkstoffe für 0° Scherzugproben

Für den in Bild 5-71 dargestellten 0° Scherzugversuch ist auffallend, dass die Versagensverlängerungen für den duktilen Stahl HX340LAD stark und für den steifsten bzw. höchstfesten Stahl 22MnB5 kaum streuen.

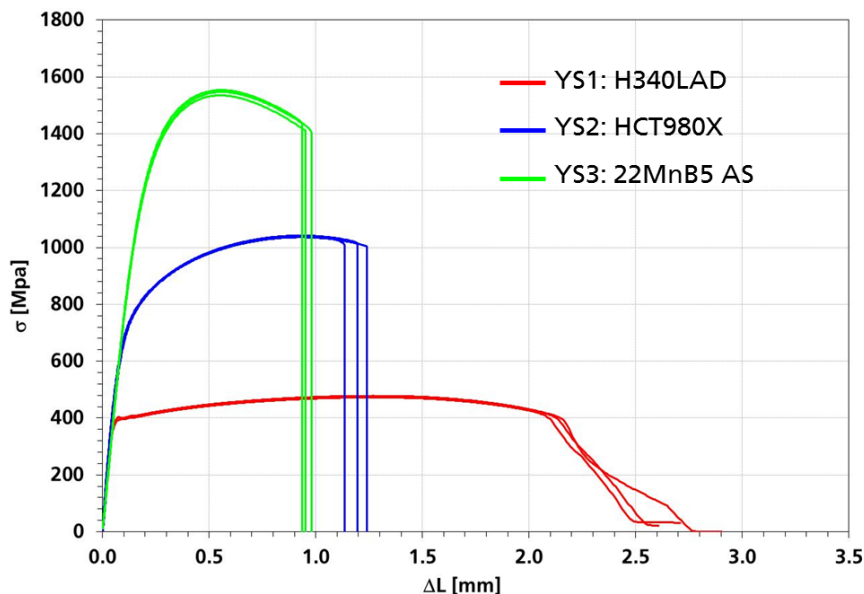


Bild 5-72
Vergleich von Deformations- und Versagenscharakteristik der untersuchten Werkstoff für Lochzugproben

Bezüglich der Lochzugversuche in Bild 5-72 ist im Vergleich zu den 0° Scherzugversuchen bemerkbar, dass der Werkstoff HX340LAD kein abruptes Versagen zeigt, was zwar aufgrund seiner Duktilität erklärbar ist, jedoch bei der 0° Scherzugprobe (vgl. Bild 5-71) offensichtlich nicht auftritt. Erklärbar ist dieses Verhalten mit verschiedenen mikromechanischen Versagensmechanismen die für unterschiedliche Spannungszustände aktiv bzw. dominant sind. Beim Lochzugversuch zeigt der duktilste (HX340LAD) und steifste (22MnB5) Werkstoff eine geringe Streuung bezüglich der Versagensverlängerung, wo-

hingegen beim Dualphasenstahl HCT980X deutlich rößere Unterschiede des Bruchverhaltens zwischen den einzelnen Versuchen zu beobachten sind.

5.6 Kahnversuche

Bei Kahnversuchen handelt es sich um eine Rissfortschrittsmessung an gekerbten Proben, die auch aus dünneren Blechwerkstoffen (durch Drahterosion) gefertigt sind. Bei dem Experiment wird die Rissöffnungsgeschwindigkeit durch eine Zugprüfmaschine vorgegeben und simultan die Kraft sowie die Risslänge aufgezeichnet, wobei der Rissfortschritt meist über ein Kamerasystem gemessen wird. Zudem kann auch die translatorische Öffnung nahe am initialen Kerbgrund, mittels eines Clip Gauge Extensometers während des Rissfortschritts gemessen werden.

5.6.1 Messaufbau und Versuchsdurchführung

Die Kahnversuche wurden ebenfalls mit einer Zugprüfmaschine vom Typ INSTRON 5985 durchgeführt, wobei der Messaufbau stark dem für Zugversuche ähnelt (vgl. Abschnitt 5.1.3). Unterschiede sind durch die Einspannung der Probe gegeben, wobei die Probengeometrie in Bild 5-73 dargestellt ist.

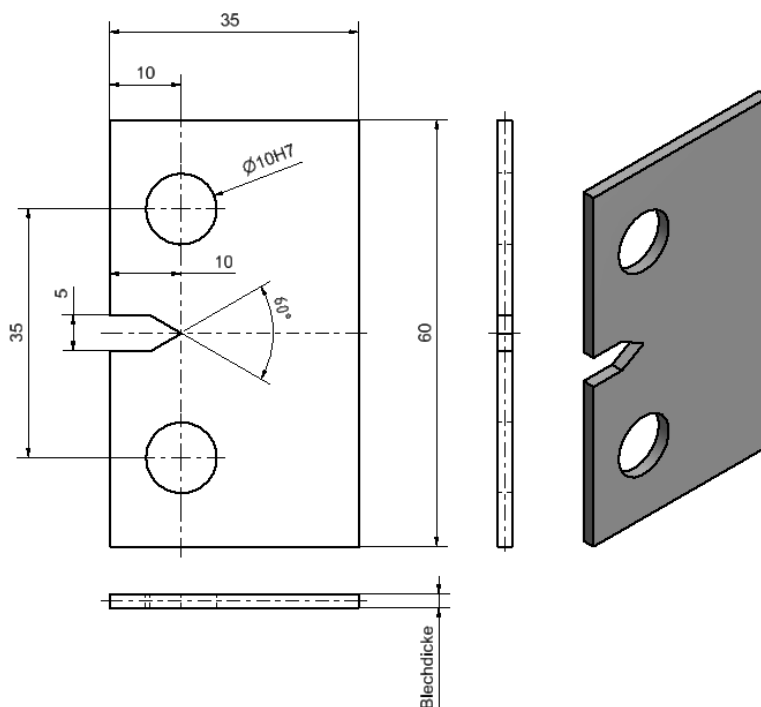


Bild 5-73
Probengeometrie für
Kahnversuche

Der schematische Aufbau für die Einspannung der Kahnproben ist in Bild 5-74 dargestellt. Die Krafteinleitung auf die Probe erfolgt über Bolzen, welche sich in den Löchern der Probe befinden. Die Bolzen werden in den Einspannbacken, die wiederum mit der Prüfmaschine verbunden sind, geführt. Die Einspannbacken selbst haben die Form einer Gabel, wobei die Probe mit Abstandshülsen auf den Bolzen mittig geführt wird, um so einen möglichst einachsigen Kraftfluss zu gewährleisten und eine Verdrillung der Probe für größere Rissöffnungen zu verhindern (vgl. Bild 5-74).

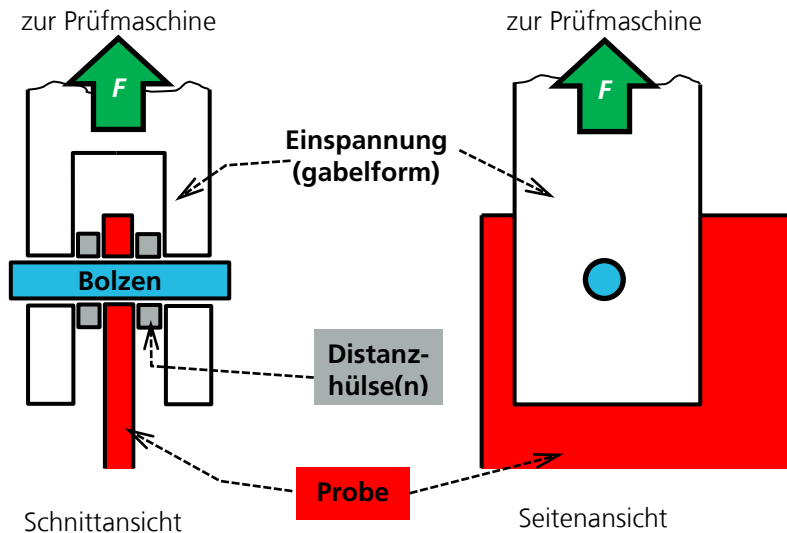


Bild 5-74
Schematische Darstellung der Einspannung für Kahnversuche

Die Risslänge wurde mittels zuvor auf die Proben eingezeichneter paralleler Linien von 0,5mm Abstand vermessen, wobei die dafür nötigen Bilder mit einer Frequenz von 1 bis 3 Aufnahmen pro Sekunde durch ein Kamerasystem aufgenommen wurden. Die dabei verwendete Kamera vom Typ JAI CM-200 GE, hat eine Auflösung von 1624x1236 Pixel bei einer maximal möglichen Aufnahme Frequenz von 25 Bilder/sec. Auf eine lokale Dehnungsauswertung mittels ARAMIS wurde bei den Kahnversuchen verzichtet. Die Geschwindigkeit mit der die Bolzen auseinandergezogen wurden betrug 0.005mm/s.

Analog zu den Zugversuchen werden die gemessenen und über einen Messverstärker verfügbaren Signale der Kraft und des Maschinenwegs gemeinsam mit dem aufgezeichneten Bildsignal des Kamerasystems über eine spezielle Software in einem PC-System zusammengeführt und so bezüglich der Messzeit synchronisiert bzw. getriggert, womit eine eindeutige Zuordnung der einzelnen Messgrößen untereinander gegeben ist.

Die Bestimmung der Risslänge erfolgt manuell mittels Auswertung der aufgezeichneten Bildsequenz. Dafür wird zu jedem Versuchszeitpunkt die relative Position der Risssspitze in Bezug auf das zuvor auf die Proben eingezeichnete Raster mit bekanntem Linienabstand ($d=0.5\text{mm}$) ermittelt, wodurch die Risslänge einfach bestimmbar ist. Exemplarisch ist in Bild 5-75 eine Bildsequenz zur Risslängenauswertung dargestellt.

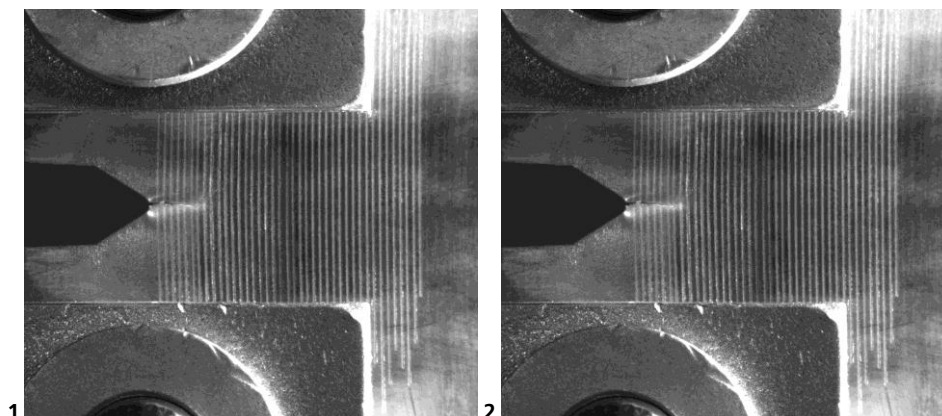
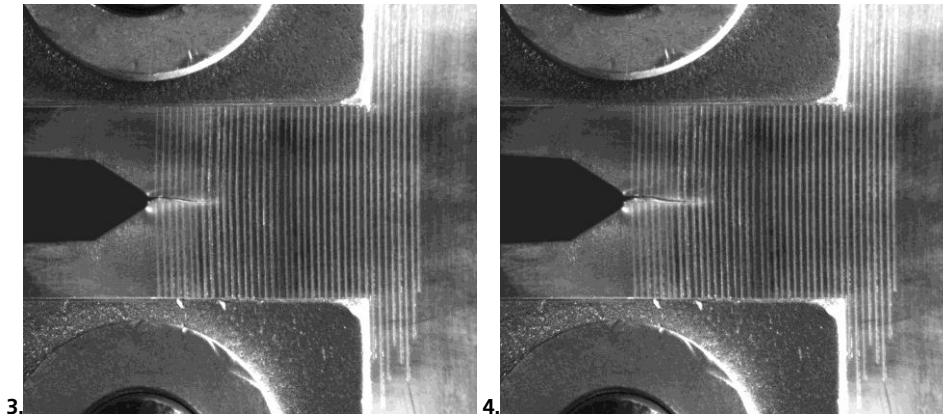


Bild 5-75
Exemplarische Darstellung (HCT980X, Probe YS2-Kn-S2Q) zur Risslängenermittlung bei Kahnproben



Für die weiteren Versuchsauswertungen wird auch mit der Größe des Maschinenwegs gearbeitet, worunter man im Wesentlichen die zurückgelegte Wegstrecke des maschinenintern bewegten (Haupt-)Antriebsteils (bspw. hydraulischer Zylinder, usw.) versteht. Somit stellt der Maschinenweg eine summarisch integrale Größe dar, welche neben den tatsächlich im Probenbereich erzeugten Weg auch die durch Maschinen- und Bauteilsteifigkeiten (bspw. Einspannung, etc.) sowie plastischen Deformationen an den Probenlöchern der Bolzen resultierenden Deformationen mitenthält.

5.6.2 Versuchsergebnisse

In Bild 5-76 sind die geprüften Proben für die verschiedenen Werkstoffe HX340LAD, HCT980X und 22MnB5 AS dargestellt. Alle Proben wurden quer zur Walzrichtung geprüft. Dabei ist auffallend, dass der duktilste Werkstoff HX340LAD eine gerade und horizontal entwickelnde Rissfortschrittsgeometrie aufweist. Dahingegen zeigt der härteste Werkstoff 22MnB5 AS einen unregelmäßig entwickelten Rissfortschritt auf. Der in Duktilität bzw. Zähigkeit zwischen den beiden zuvor genannten Materialien liegende Werkstoff HCT980X weist eine Rissfortschrittsgeometrie auf die einerseits nicht ganz so regelmäßig bzw. geradlinig wie die des duktilen HX340LAD, aber andererseits auch nicht so unregelmäßig wie die des 22MnB5 AS ist. Dieser Umstand steht im Zusammenhang mit der Homogenität der Mikrostruktur und dem Gefügeaufbau und kann damit erklärt werden.

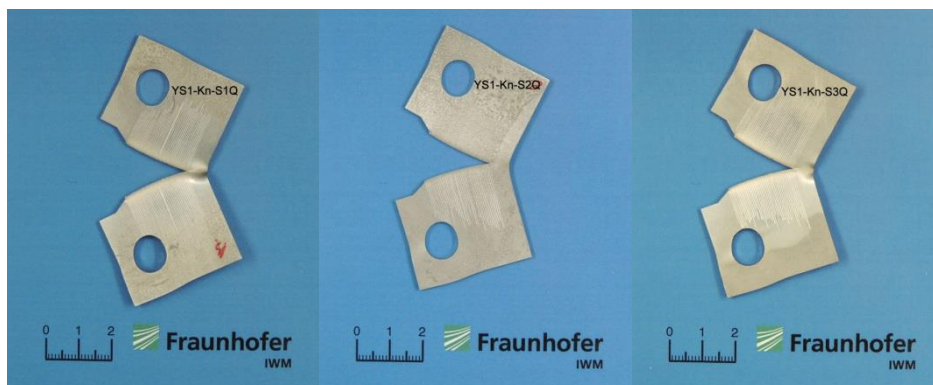
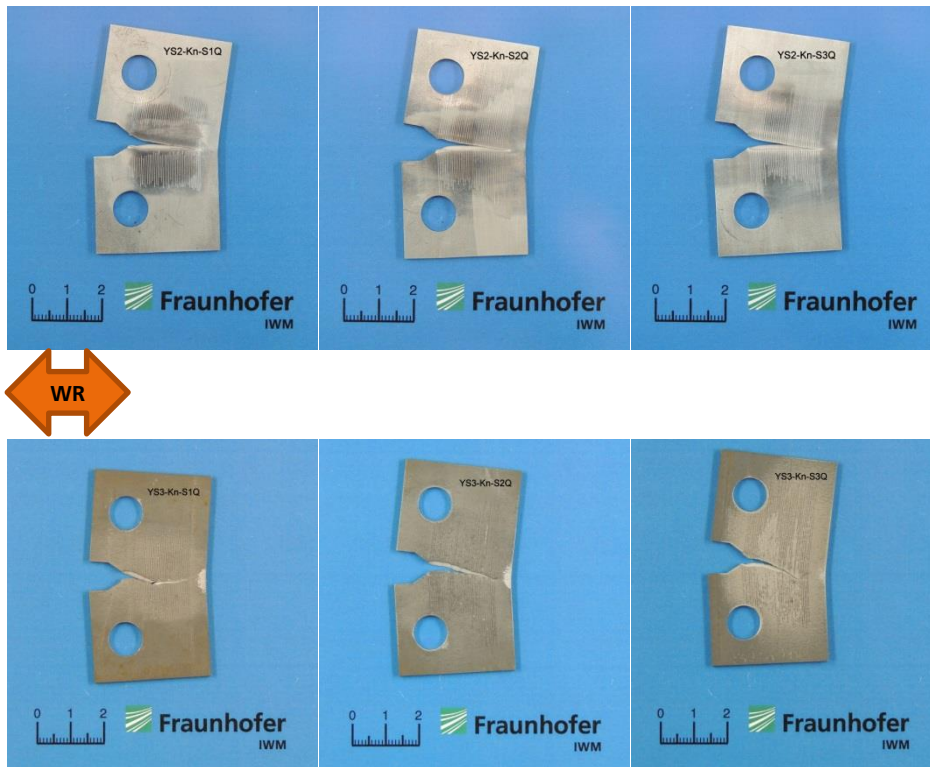


Bild 5-76
Quasistatisch geprüfte
Kahnproben:

a)
HX340LAD



b)
HCT980X+Z110MB

c)
22MnB5 AS

In Bild 5-77 ist Kraft über den vorgegebenen Maschinenweg dargestellt. Darin ist gut zu erkennen, dass für den duktilen Werkstoff HX340LAD (rote Linien) ein großer Anteil der eingebrachten Deformationen nicht nur für die Rissentstehung beiträgt sondern plastisches Fließen auch in anderen Probenzonen (bspw. Löcher für Einspannung) bewirkt, was letzten Endes auch an den geprüften Proben in Bild 5-76a gut erkennbar ist. Diese Eigenschaften zeigen sich in der sehr langgestreckten und verschmierten Form der Kraft-Maschinenweg-Kurve.

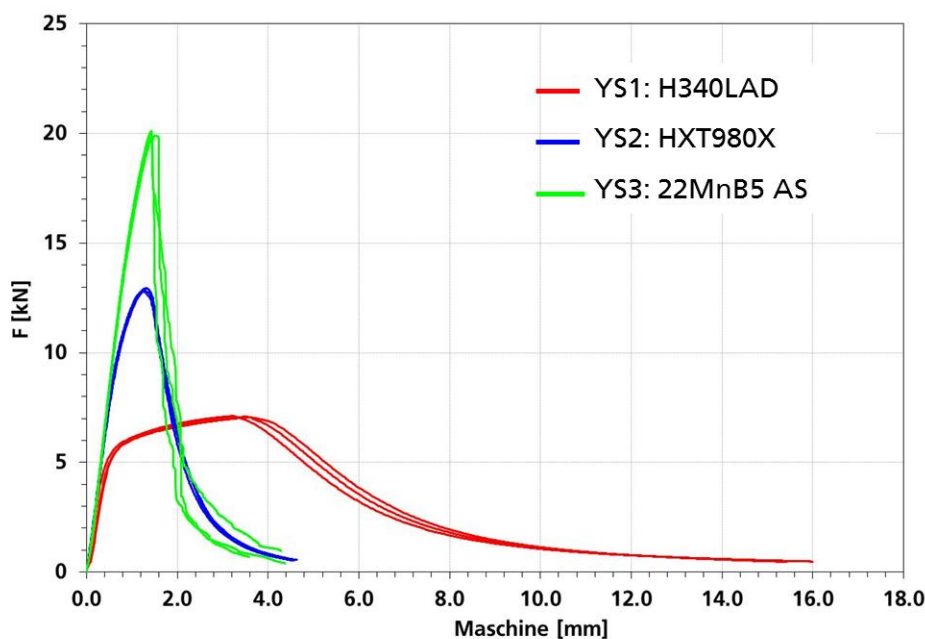


Bild 5-77
Vergleich der 3 Werkstoffcharakteristika HX340LAD, HCT980X und 22MnB5 AS bei Kahnversuchen (Kraftentwicklung in Abhängigkeit des Maschinenwegs)

Bei allen Proben wird das Kraftmaximum zu Beginn der Rissentstehung erreicht, was aus Bild 5-78 unmittelbar hervorgeht, wobei im Bild 5-78 die anliegende Kraft in Ab-

hängigkeit von der vorhandenen Risslänge dargestellt ist. Nach dem zu Beginn vorhandenen Kraftmaximum erfolgt für die weniger duktilen Werkstoffe HCT980X und 22MnB5 AS ein näherungsweise linearer Abfall der Kraft. Für den duktilen Werkstoff HX340LAD ist die Kraftentwicklung allerdings stärker nichtlinear, da neben der Rissfortschrittzone wesentlich größere Bereiche der Probe plastisch deformiert werden.

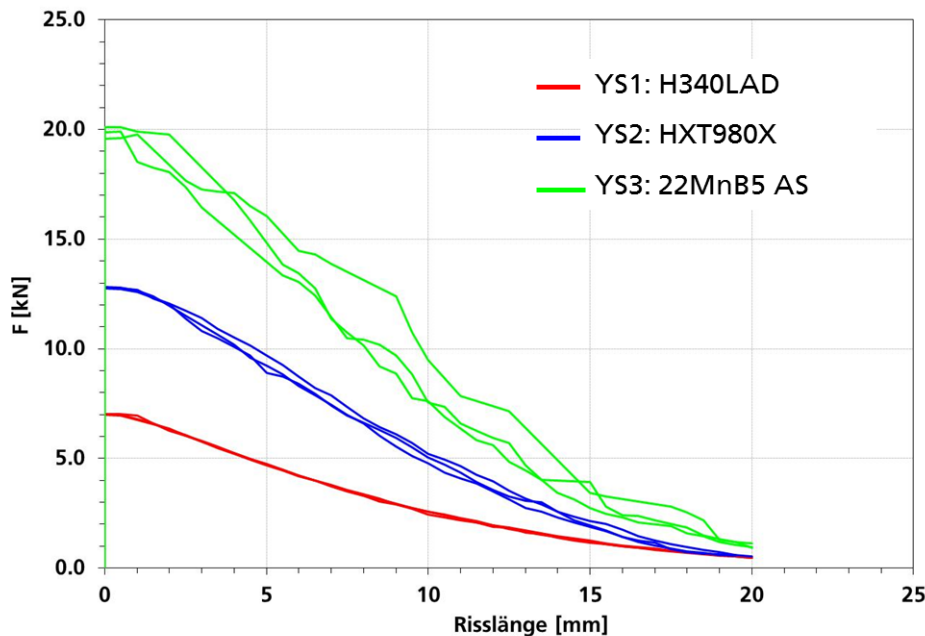


Bild 5-78
Vergleich der 3 Werkstoffcharakteristika HX34LAD, HCT980X und 22MnB5 AS bei Kahnversuchen (Kraftentwicklung in Abhängigkeit der Risslänge)

5.7

Nakajima Versuche

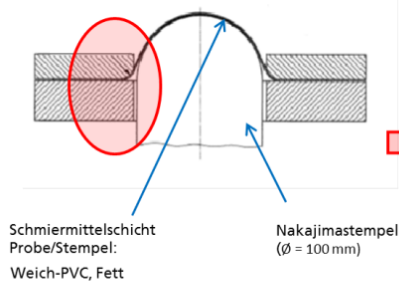
Um die experimentelle Datenbasis auch auf den biaxialen Zugbereich hin zu erweitern, wurden Nakajimaversuche mit verschiedenen Probengeometrien durchgeführt. Das Prinzip des Nakajimaversuches besteht darin, mit einem halbkugelförmigen Stempel Bleche bis zum Versagen umzuformen, wie dies in Bild 5-79 links schematisch dargestellt ist. Durch diese Variation der Probenbreite stellen sich verschiedene Tief- und Streckziehbedingungen ein, von der reinen Zugbelastung bis zur gleichmäßig biaxialen Verformung.

5.7.1

Versuchsdurchführung und Probengeometrien

Die Durchführung der Versuche erfolgte mit einer 500 kN Schnellzerreißmaschine mit einer speziellen, integrierten Umformeinrichtung für Nakajima-Versuche nach DIN EN ISO 12004-2 (DIN EN ISO, 2008), wie sie in Bild 5-80 gezeigt ist.

Schematische Darstellung:



Detailansicht:

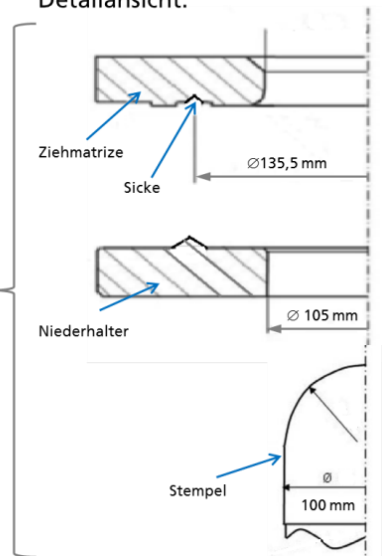


Bild 5-79

Links: Prinzip des Nakajimaversuchs

Rechts: Klemmung der Nakajimaproben

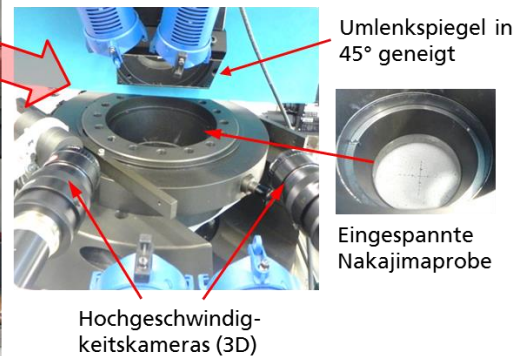


Bild 5-80

Links: 500 kN-Schnellzerreissmaschine mit integrierter Umformeinrichtung

Rechts: Messaufbau für Nakajimaversuche (DIN EN ISO, 2008; Klitschke, et al., 2014)

Die zu untersuchende Probe befindet sich zwischen der Ziehmatrize (Oberring) und dem Niederhalter (Unterring) und wird mit einer Spannkraft hydraulisch geklemmt. Am kreisförmigen Umfangsbereich mit dem Durchmesser von ca. 135,5 mm wird die Probe zwischen dem Ziehwalst in der Matrize und der Ziehsicke im Niederhalter eingepreßt. Die Spannkraft von ca. 360 kN wird während des Versuchs konstant gehalten. Während des Versuchs bleiben die Matrize, der Niederhalter und der Probenrand im massiven Querhaupt fest eingespannt, während der Stempel mit konstanter Geschwindigkeit die Probe verformt.

Um Versagensbeginn in Blechmitte zu erreichen, muss die Reibung zwischen Stempel und Probe minimiert werden. Dazu wurde als „Gleitmittel“ eine ca. 3 mm dicke, mehrlagige Folienschicht eingelegt. Die statischen Versuche wurden wie in DIN EN ISO 12004-2 (DIN EN ISO, 2008) empfohlen mit einer Prüfgeschwindigkeit von 0,0015 m/s durchgeführt.

Die Kraftmessung erfolgte mit einer 500 kN-Piezo-Kraftmesszelle. Die Verformung der Probenoberfläche wurde mit zwei Hochgeschwindigkeitskameras für 3D-Video-Aufnahmen dokumentiert und mit Grauwertkorrelationsanalyse ausgewertet. Auf-

grund des komplexen und hochliegenden Versuchsaufbaus wurden die Strahlengänge mit einem unter 45° angebrachten Spiegel umgelenkt, wie das in Bild 5-80 gezeigt ist. Die Durchbiegung der Probe in Blechmitte wurde anhand der Verschiebung in z-Richtung aus den ARAMIS-Messungen bestimmt.

Für die in dieser Arbeit durchgeführten statischen und dynamischen Nakajimaversuche wurden runde Bleche mit verschiedenen Ausparungen nach Empfehlungen in DIN EN ISO 12004-2 (DIN EN ISO, 2008) verwendet. Die Probengeometrien sind in Bild 5-81 dargestellt, mit Stegbreiten von 30 mm, 90 mm, 110 mm und 125 mm sowie Vollproben ohne Ausparung.

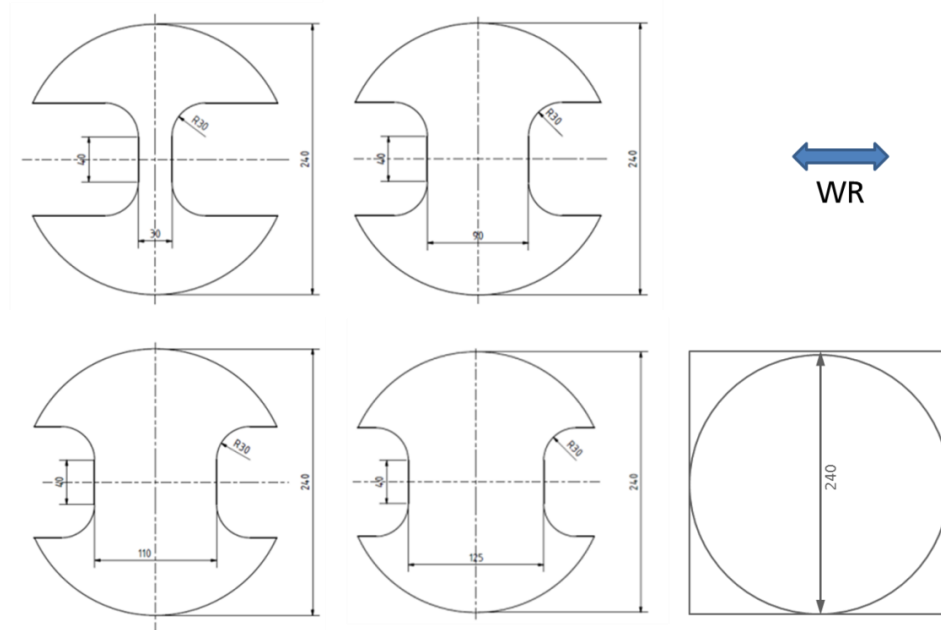


Bild 5-81
Verwendete Geometrien für statische und dynamische Nakajimaversuche

5.7.2 Untersuchungen für HCT980X+Z110MB

Bild 5-82 zeigt die statisch geprüften Nakajimaproben. Für sämtliche Proben liegt die Bruchlinie in Probenmitte und in Walzrichtung.

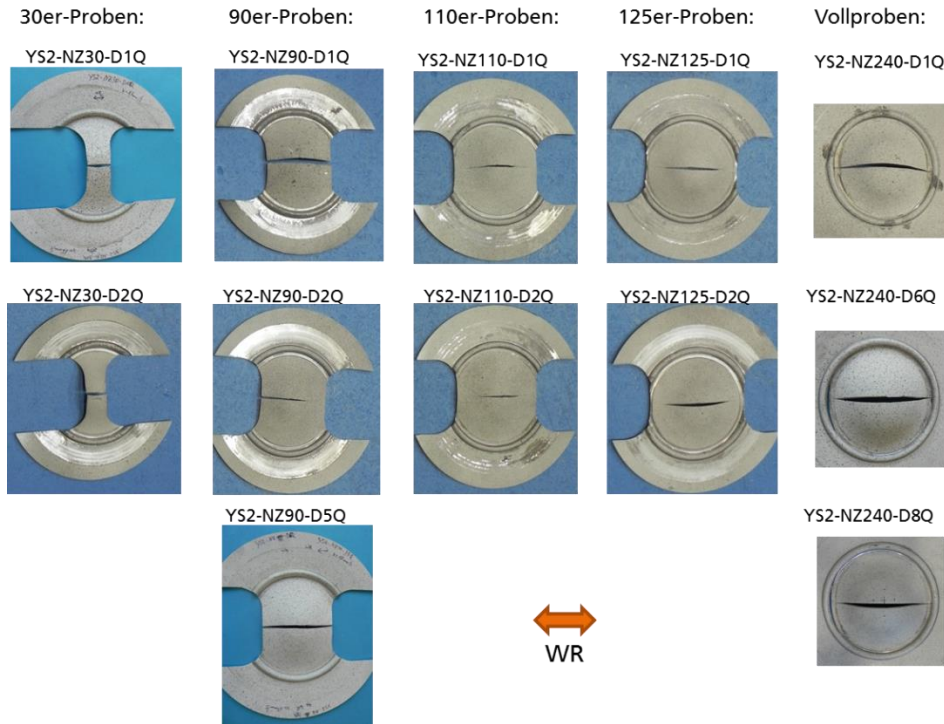


Bild 5-82
Statisch geprüfte
Nakajimaproben für
HCT980X+Z110MB

In Bild 5-83 sind die Kraft-Weg-Kurven abgebildet. Mit steigender Stegbreite ergeben sich höhere Kräfte. Die z-Verschiebung bei Bruch ist im Mittel bei der 90er-Probe am kleinsten und bei der Vollprobe am größten. Alle Probengeometrien wurden auch dynamisch bei einer Stempelgeschwindigkeit von 5 m/s geprüft (vgl. Kapitel 6.8).

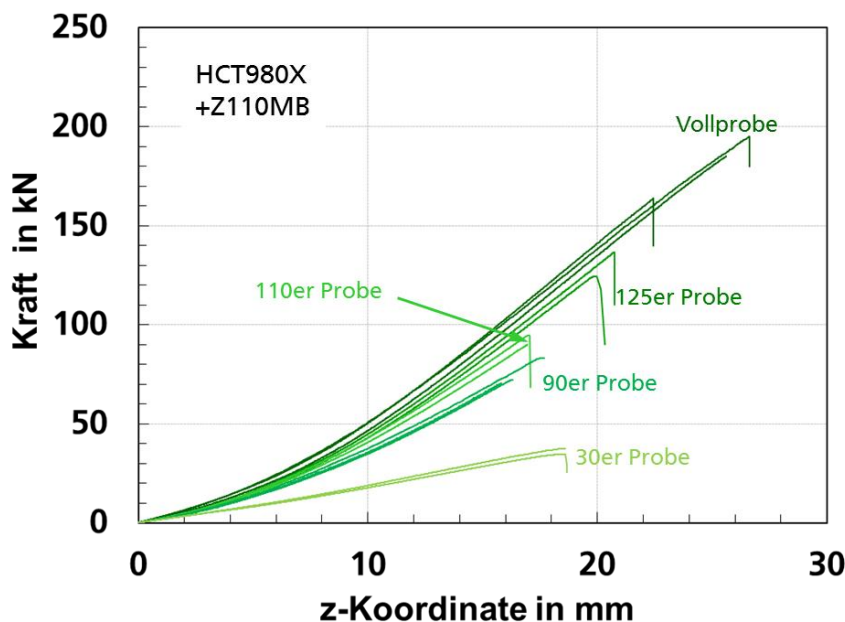


Bild 5-83
Kraft-Weg-Kurven
der statischen
Nakajimaversuche
für HCT980X+Z110MB

Die Auswertung lokaler Dehnungen ist für statische und dynamische Nakajimaversuche gemeinsam in Kapitel 6.7.1.1 beschrieben.

5.7.3 Untersuchungen für HX340LAD

Für den Werkstoff HX340LAD wurden statische Nakajimaversuche für alle fünf in Bild 5-81 gezeigten Probengeometrien durchgeführt. Bild 5-84 zeigt die geprüften Proben. Für sämtliche Proben liegt die Bruchlinie in Probenmitte und in Walzrichtung.

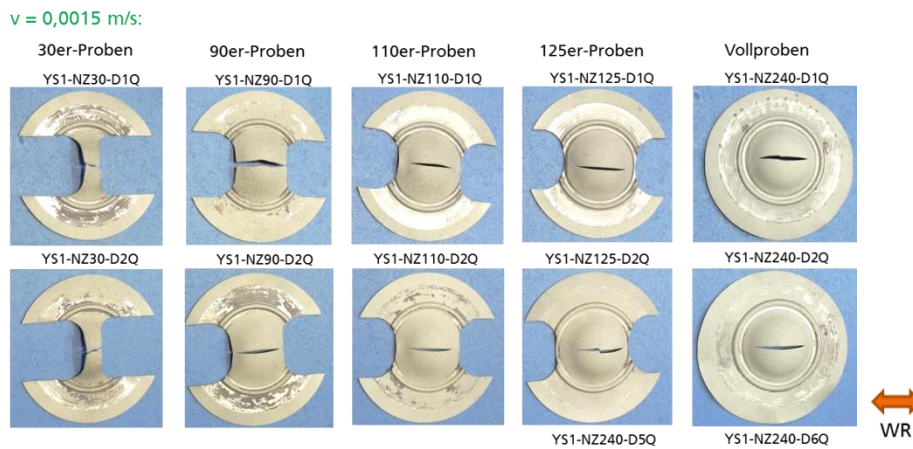


Bild 5-84
Quasistatisch geprüfte
Nakajimaproben
für HX340LAD

In Bild 5-85 sind die Kraft-Weg-Kurven für die statischen Nakajimaversuche dargestellt. Mit steigender Stegbreite treten höhere Kräfte auf. Die 30er-, 90er- und 110er-Probe zeigen etwa gleiche Stempelwege bis Bruch, ab der 110er-Probe ergeben sich mit steigender Stegbreite größere Stempelwege bis Bruch. Bei den Vollproben konnte nur eine der beiden geprüften Proben mit ARAMIS ausgewertet werden. Die Vollproben wurden auch dynamisch geprüft (vgl. Abschnitt 6.7.2).

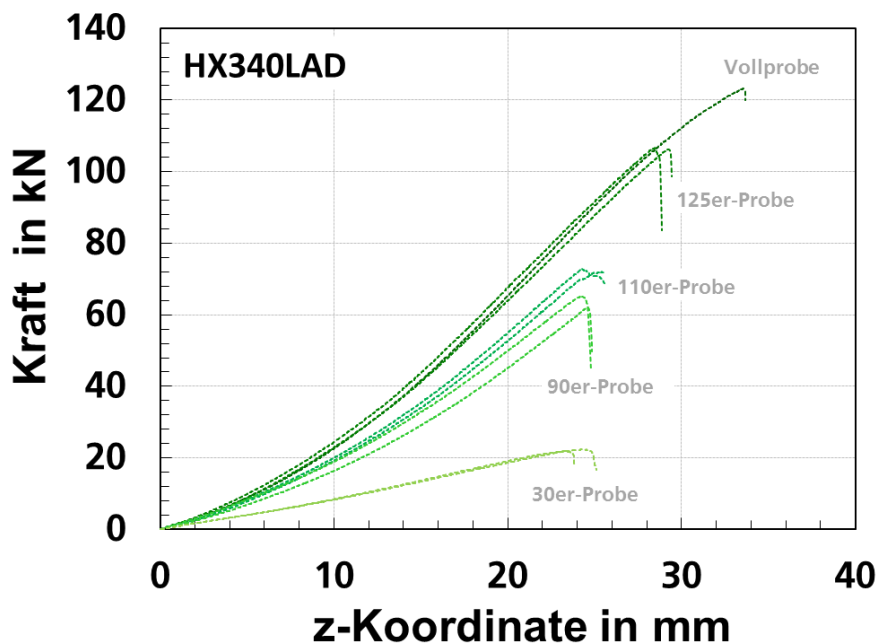


Bild 5-85
Kraft-Weg-Kurven
der statischen
Nakajimaversuche
für HX340LAD

Die Auswertung lokaler Dehnungen ist für statische und dynamische Nakajimaversuche gemeinsam in Kapitel 6.7.2 beschrieben.

6 Crashartige Charakterisierung

6.1 Werkstoffe und Versuchsplan

Die crashartige Charakterisierung wurde für die ersten 3 der in Tabelle 4-1 aufgelisteten Leichtbaustähle durchgeführt, da für den 4. Werkstoff 22MnB5 Z mit quasistatischen Versuchen nachgewiesen wurde, dass das Verformungs- und Versagensverhalten mit dem des 3. Werkstoffs 22MnB5 AS nahezu identisch ist (siehe Kapitel 5.4). Der Versuchsplan für die crashartige Charakterisierung ist in Tabelle 6-1 ersichtlich.

Versuchstyp	HX340LAD	HCT980X+ Z110MB	22MnB5 AS	Σ
Voruntersuchungen zur Entwicklung und Optimierung von Prüf- und Messtechnik, 3D-ARAMIS + Infrarot-Thermografie für die Hochgeschwindigkeitsversuche				
Flachzugversuche (quer zur WR)	3 Dehnraten x 3 = 9	2 Dehnraten x 3 = 6	2 Dehnraten x 3 = 6	21
Flachzugversuche (längs zur WR)	1 Dehnrate x 3 = 3	1 Dehnraten x 3 = 3		6
Kerbzugversuche	2 Dehnraten x 3 = 6	2 Dehnraten x 3 = 6	2 Dehnraten x 3 = 6	18
Scherzugversuche	2 Dehnraten x 3 = 6	2 Dehnraten x 3 = 6	2 Dehnraten x 3 = 6	18
Lochzugversuche	1 Dehnrate x 3 = 3	2 Dehnraten x 3 = 6	1 Dehnrate x 3 = 3	12
Kahnversuche	1 Dehnrate x 3 = 3	1 Dehnrate x 3 = 3	1 Dehnrate x 3 = 3	9
Nakajimaversuche	1 Dehnrate x 1 Geometrien x 2 = 2	1 Dehnraten x 5 Geometrien x 2 = 10		12
Σ	32	40	24	96

**Tabelle 6-1
Versuchsplan
für die crashartige
Charakterisierung**

Da die deutlichsten Dehnrateneffekte bei den beiden Werkstoffen HX340LAD und HCT980X+Z110MB auftraten, wurden diese Werkstoffe dynamisch umfangreicher untersucht als der Werkstoff 22MnB5.

6.2 Hochgeschwindigkeitsversuche

6.2.1 Verwendete Probengeometrien

Für die Hochgeschwindigkeitsversuche bei verschiedenen Mehrachsigsgraden wurden die gleichen Probengeometrien wie für die statische Charakterisierung verwendet (siehe Kapitel 5.1.1). In Bild 6-1 sind die für die crashartige Charakterisierung verwendeten Probengeometrien mit ansteigender Mehrachsigkeit schematisch dargestellt. Die crashartigen Nakajimaversuche werden separat in Kapitel 6.7 behandelt.

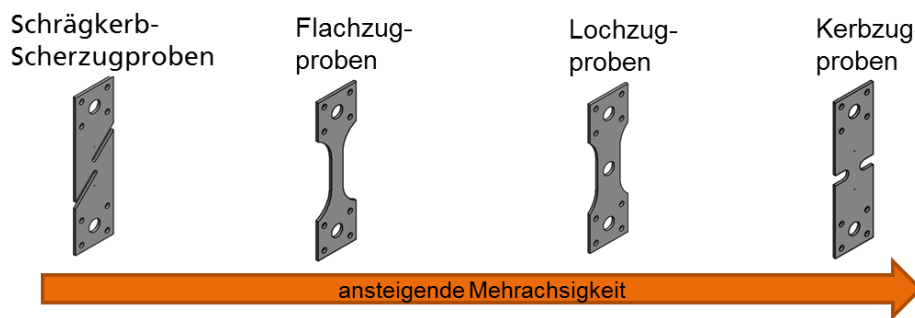


Bild 6-1
Verwendete Probengeometrien für Hochgeschwindigkeitszugversuche bei verschiedenen Mehrachsigsgraden

Als Hauptuntersuchungsrichtung wurde die Richtung quer zur WR geprüft (q). Zur Untersuchung der Anisotropie unter dynamischer Belastung wurden wie in Tabelle 6-1 gezeigt für die Flachzugversuche bei einigen Werkstoffen und Prüfgeschwindigkeiten auch Proben längs zur Walzrichtung geprüft (l).

6.2.2 Versuchsmatrix

In Tabelle 6-2 bis Tabelle 6-4 sind für jeden Werkstoff die Versuchsmatrizen für statische und Hochgeschwindigkeitszugversuche aufgeführt. Die dynamischen Flachzugversuche wurden bei den nominellen Dehnraten 1 s^{-1} und 100 s^{-1} und für den Werkstoff HX340LAD, der den größten Dehnrateneffekt zeigt, auch bei 250 s^{-1} mit Prüfgeschwindigkeiten von $0,025 \text{ m/s}$, $2,5 \text{ m/s}$ und $6,25 \text{ m/s}$ durchgeführt. Die Kerbzug-, 0° -Schrägkerb-Scherzug- und Lochzugproben wurden bei den gleichen Prüfgeschwindigkeiten geprüft.

nominelle Dehnrates [s ⁻¹]	v [m/s]	Probenform			
		q: quer zur Walzrichtung	l: längs zur Walzrichtung		
250	6.25	Flachzug (q)	-	-	-
100	2.5	Flachzug (q/l)	Kerbzug (q)	Scherzug (q)	Lochzug (q)
1	0.025	Flachzug (q)	Kerbzug (q)	Scherzug (q)	-
0.0008	$2 \cdot 10^{-5}$	Flachzug (q/l)	Kerbzug (q)	Scherzug (q)	Lochzug (q)

Tabelle 6-2
Versuchsmatrix für statische Versuche und Hochgeschwindigkeitszugversuche für HX340LAD

nominelle Dehnrade [s ⁻¹]	v [m/s]	Probenform			
		q: quer zur Walzrichtung l: längs zur Walzrichtung			
100	2.5	Flachzug (q/l)	Kerbzug (q)	Scherzug (q)	Lochzug (q)
1	0.025	Flachzug (q)	Kerbzug (q)	Scherzug (q)	Lochzug (q)
0.0008	2*10 ⁻⁵	Flachzug (q/l)	Kerbzug (q)	Scherzug (q)	Lochzug (q)

Tabelle 6-3
Versuchsmatrix für statische Versuche und Hochgeschwindigkeitszugversuche für HCT980X

nominelle Dehnrade [s ⁻¹]	v [m/s]	Probenform			
		q: quer zur Walzrichtung l: längs zur Walzrichtung			
100	2.5	Flachzug (q/l)	Kerbzug (q)	Scherzug (q)	Lochzug (q)
1	0.025	Flachzug (q)	Kerbzug (q)	Scherzug (q)	-
0.0008	2*10 ⁻⁵	Flachzug (q/l)	Kerbzug (q)	Scherzug (q)	Lochzug (q)

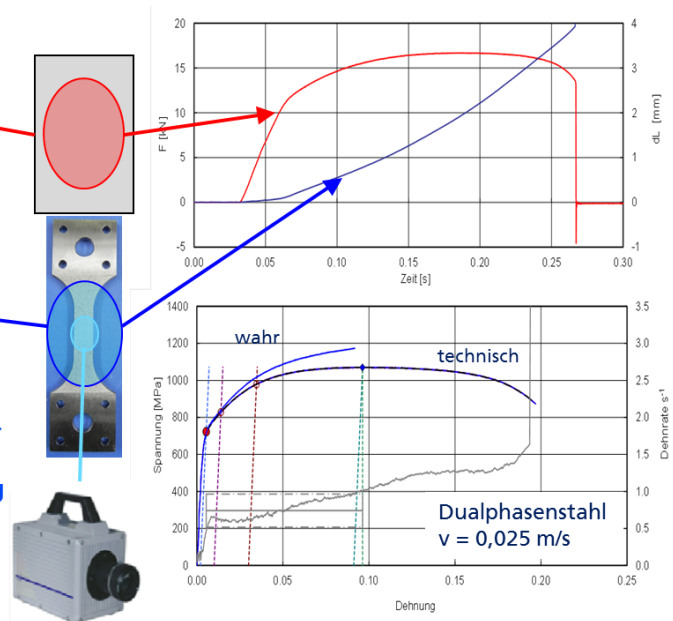
Tabelle 6-4
Versuchsmatrix für statische Versuche und Hochgeschwindigkeitszugversuche für 22MnB5 AS

6.2.3 Prüf- und Messtechnik

Die Versuchsserien wurden mit Hochgeschwindigkeits-Prüfmaschinen mit einem Kraftbereich bis 500 kN bei Raumtemperatur durchgeführt. Die Kraftmessung erfolgte in Anlehnung an die FAT-Richtlinie (Böhme, 2008) mit einer schwingungsarmen IWM-Kraftmesszelle (Böhme, et al., 2002) als »quasi-lokale« Kraftmessung (siehe Bild 6-2). Zur Erzielung zuverlässiger Werte auch bei der höchsten Dehnrade von 250 s⁻¹ wurde die »lokale« Kraftmessung mit Instrumentierung der Proben mit Dehnungsmessstreifen (DMS) im Dynamometerteil verwendet. Die Messung der Prüfteilverlängerung bis zum Bruch erfolgte durch lokale Messung von im Prüfteil applizierten Speckle-Mustern mit einer schnellen, hochauflösenden Hochgeschwindigkeits-Videokamera neuester Generation (bis zu 1.000.000 Bilder/s) und anschließender Auswertung mit Grauwertkorrelationsanalyse (ARAMIS). Die Messung lokaler Dehnungen im Einschnürbereich erfolgte mit einer zweiten Hochgeschwindigkeits-Videokamera, mit der der hochverformte Bereich mit hoher Ortsauflösendung aufgezeichnet und mit Grauwertkorrelationsanalyse ausgewertet wurde, wie dies in Bild 6-2 schematisch gezeigt ist.

Kraft:
Patentierte IWM-
Kraftmesszelle
(quasilokal)

Verformung:
Hochgeschwindigkeits-
Videokamera zur
Verlängerungsmessung



z.T. zweite HG-Video-Kamera zur
 lokalen Dehnungsmessung

Bild 6-2
Versuchsaufbau Hoch-
geschwindigkeits-
Zugversuche

6.3

Ergebnisse von Hochgeschwindigkeitsversuchen für HCT980X+Z110MB

6.3.1 Flachzugversuche

6.3.1.1 Geprüfte Proben

In Bild 6-3 und Bild 6-4 sind die geprüften Flachzugproben für alle Dehnraten einschließlich der statisch geprüften Proben für beide Walzrichtungen dargestellt. Die Proben, bei denen zusätzlich eine lokale Dehnungsauswertung im Einschnürbereich vorgenommen wurde, sind ebenfalls markiert. Die bei Dehnratese 1 s^{-1} geprüfte Probe YS2-Fz-4Q wurde ausschließlich dazu verwendet, Hochgeschwindigkeits-Videoaufnahmen im Versagensbereich mit sehr hoher Zeitaufösung (Bildrate $90.000/\text{s}$) durchzuführen, um wie in Kapitel 6.3.3 beschrieben den Initiierungsort detektieren zu können.

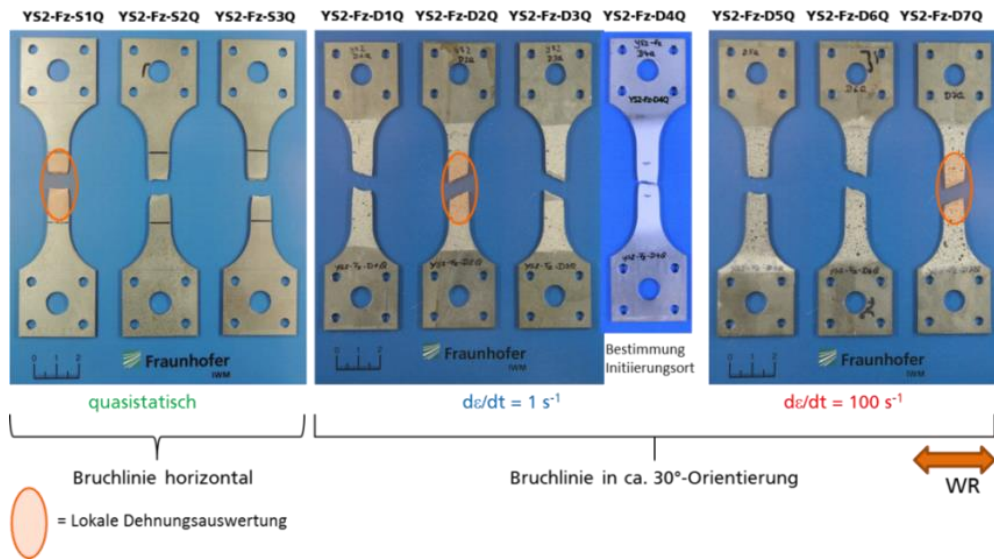


Bild 6-3
Geprüfte
Flachzugproben
für HCT980X+Z110MB
(quer zur WR)

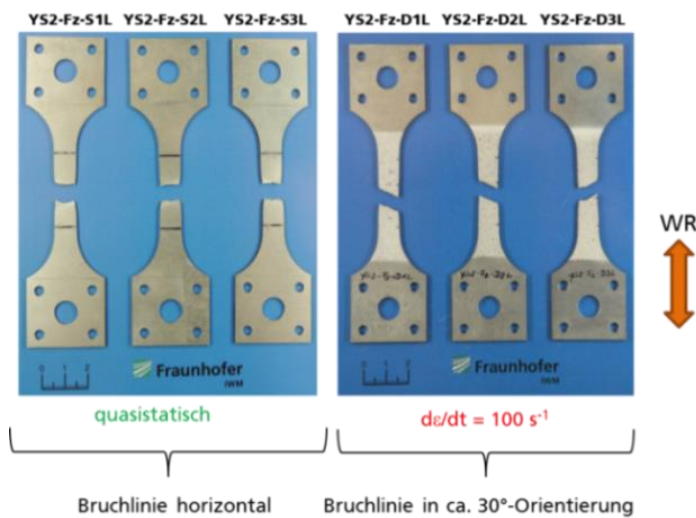


Bild 6-4
Geprüfte
Flachzugproben
für HCT980X+Z110MB
(längs zur WR)

Bei allen Proben ist Versagen innerhalb der Messlänge eingetreten. Während die statisch geprüften Proben eine horizontale Bruchlinie aufweisen, liegt die Bruchlinie der dynamisch geprüften Proben in einer 30°-Orientierung zur Horizontalen. Fraktografische Untersuchungen der Bruchfläche je einer statisch und einer bei Dehnrates 100 s^{-1} geprüften Probe haben jeweils eine Bruchfläche mit Zugwaben gezeigt.

6.3.1.2 Technische Spannungs-Dehnungskurven

Bild 6-5 und Bild 6-6 zeigen die technischen Spannungs-Dehnungskurven für beide Orientierungen und die verschiedenen Dehnrates.

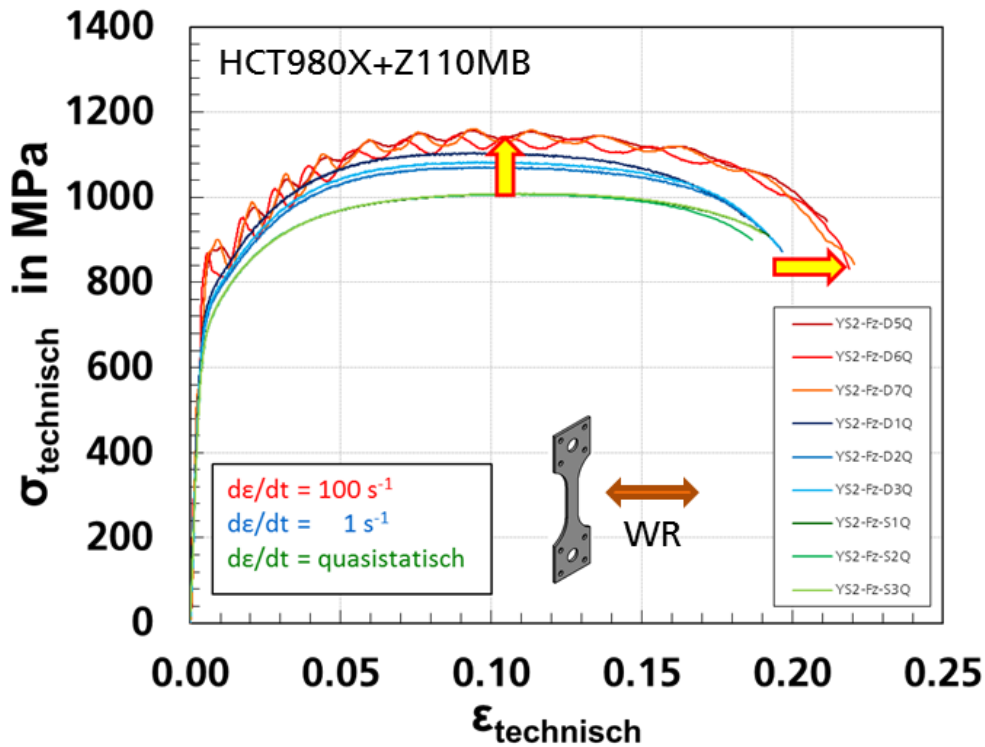


Bild 6-5
Technische Spannungs-
Dehnungskurven
für HCT980X+Z110MB
(quer zur WR)

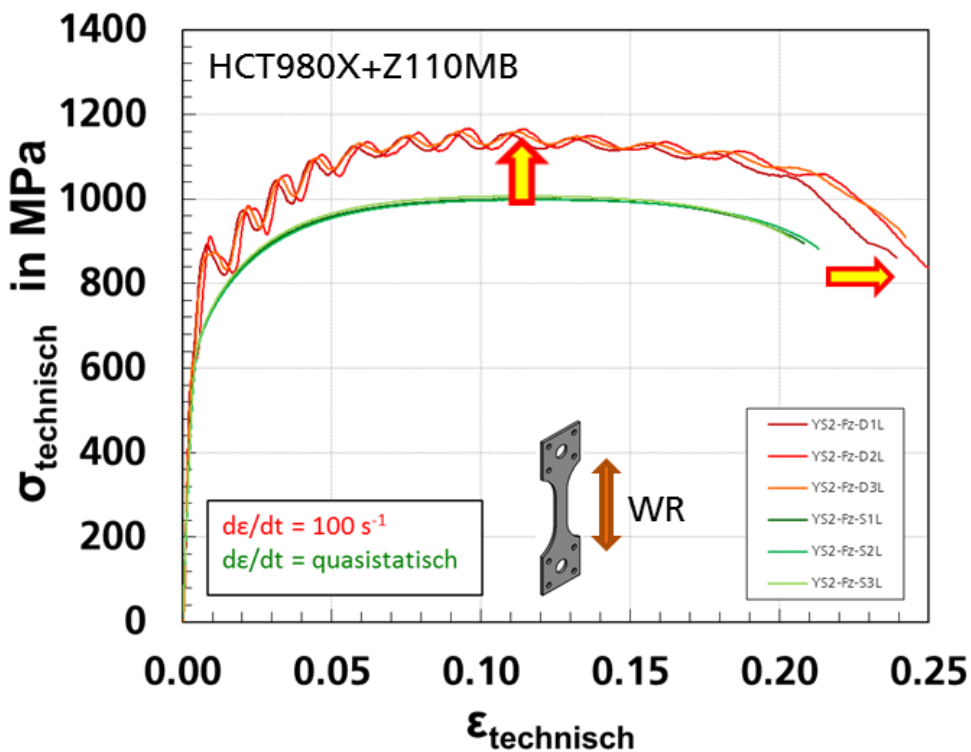


Bild 6-6
Technische Spannungs-
Dehnungskurven
für HCT980X+Z110MB
(längs zur WR)

Fließgrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung liegen für die Versuche mit hoher Dehnrates über denen bei niedriger Dehnrates. Während für beide Orientierungen die Spannungen auf dem gleichen Niveau liegen, sind die Bruchdehnungen bei den Versuchen längs zur Walzrichtung im unteren Bild moderat höher als bei den Versuchen quer zur Walzrichtung im oberen Bild.

6.3.1.3 Wahre Spannungs-Dehnungskurven

Die wahren Spannungs-Dehnungskurven wurden für die dynamischen Versuche in gleicher Weise bestimmt wie für die statischen Versuche (siehe Kapitel 5.2.1.3). In Bild 6-7 und Bild 6-8 sind die Ergebnisse für die wahren Spannungs-Dehnungskurven quer und längs zur Walzrichtung gezeigt. Bei beiden Orientierungen verlaufen die Kurven für die höchste Dehnrates von 100 s^{-1} ab Kraftmaximum moderat flacher als die Kurven bei niedrigeren Dehnrates. Ursache dafür ist adiabatische Erwärmung im Einschnürbereich (Böhme, et al., 1992; El-Magd, et al., 2001; Böhme, 2008).

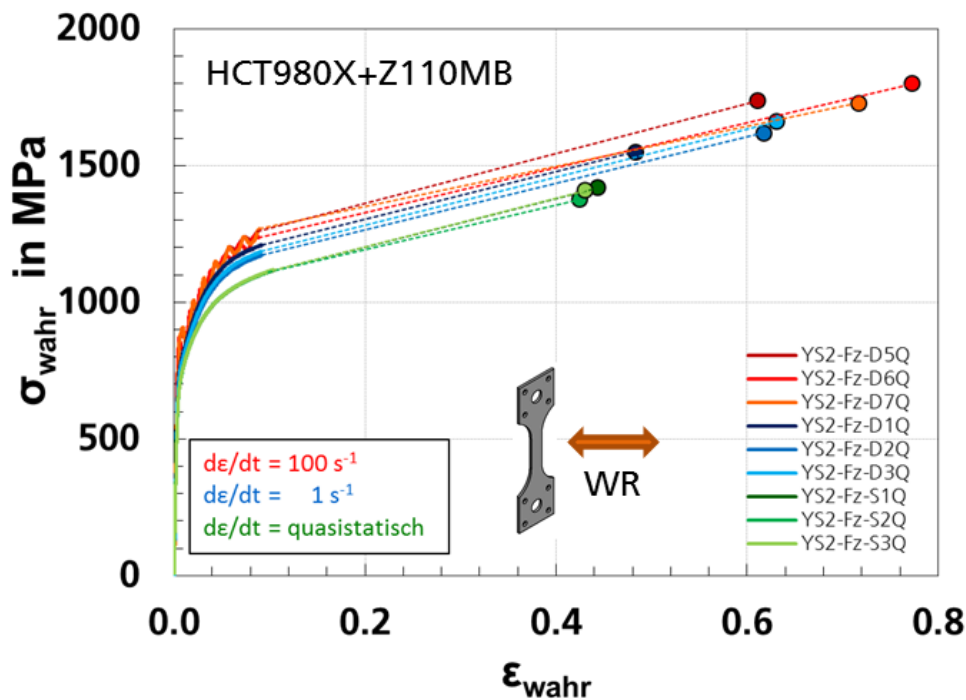


Bild 6-7
Einfluss der Dehnrates auf die wahren Spannungs-Dehnungskurven für HCT980X+Z110MB (quer zur WR)

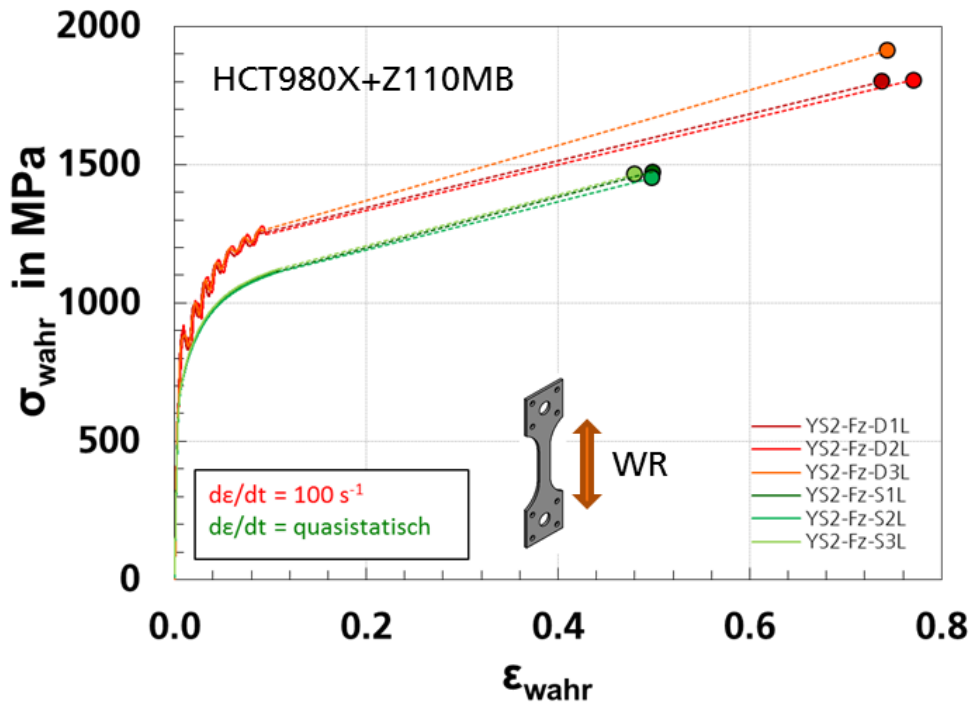


Bild 6-8
Einfluss der Dehnrates auf die wahren Spannungs-Dehnungs-kurven für HCT980X+Z110MB (längs zur WR)

6.3.1.4 Technische Kennwerte

Die Bestimmung der technischen Kennwerte erfolgte in Anlehnung an die FAT-Richtlinie (Böhme, 2008). Für die Ermittlung der technischen Festigkeitskennwerte $R_{p0,2}$ und R_m diente ein Polynomfit, wie in Bild 6-9 ersichtlich. Für die Bruchdehnung A_{20mm} wurde die plastische Dehnung bei F_{Bruch} ausgewertet. A_{20mm} ist bei dieser Probengeometrie und Blechdicke vergleichbar mit dem Standardwert A_5 (DIN EN ISO, 2009). Die Einschnürung Z wurde nach DIN EN ISO 6892-1 (DIN EN ISO, 2009) als größte während des Versuchs aufgetretene Querschnittsänderung bezogen auf den Ausgangsquerschnitt in Prozent bestimmt. Die Ergebnisse der technischen Kennwerte sind in Tabelle 6-5 aufgelistet.

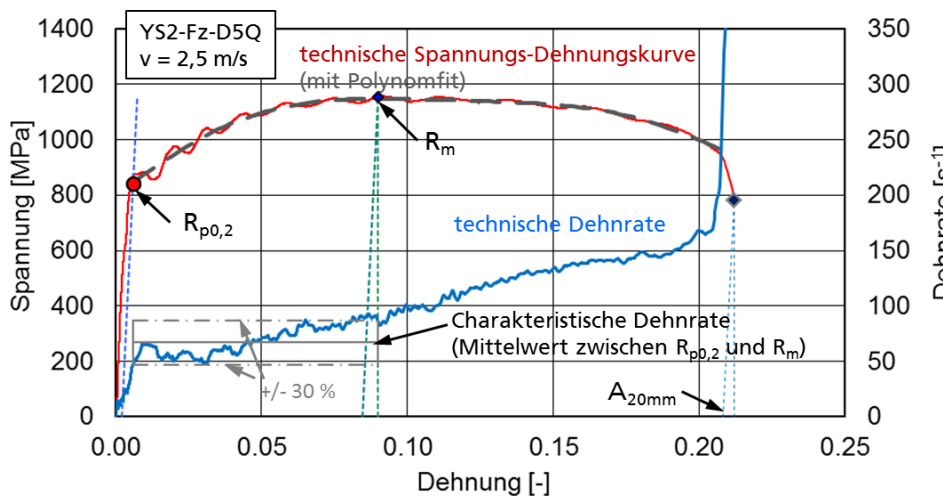


Bild 6-9
Bestimmung der Technischen Festigkeitskennwerte mit Hilfe eines Polynomfits nach FAT-Richtlinie (Böhme, 2008) beispielhaft für einen Flachzugversuch bei $v = 2,5 \text{ m/s}$

Proben quer zur Walzrichtung:

Probennummer	v ₀	Dehnrage			R _{p0,2}	R _m	A _{20mm} online	Z
		nominell	mittlere	R _{p0,2} ... R _m				
		[s ⁻¹]	[s ⁻¹]	[s ⁻¹]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]
YS2-Fz-D5Q	2.5 m/s	100	83	67	841	1147	20.7	45.7
YS2-Fz-D6Q	2.5 m/s	100	82	67	818	1129	21.5	53.8
YS2-Fz-D7Q	2.5 m/s	100	84	68	835	1142	21.6	51.2
Mittelwert:	2.5 m/s	100	83	67	831	1139	21.3	50.2
Standardabweichung:			1	1	12	9	0.5	4.1
YS2-Fz-D1Q	0.025 m/s	1	0.82	0.74	748	1103	18.0	38.3
YS2-Fz-D2Q	0.025 m/s	1	0.84	0.74	722	1070	19.3	46.1
YS2-Fz-D3Q	0.025 m/s	1	0.81	0.74	731	1081	19.1	46.8
Mittelwert:	0.025 m/s	1	0.82	0.74	734	1085	18.8	43.7
Standardabweichung:			0.01	0.00	13	17	0.7	4.7
YS2-Fz-S1Q	0.02 mm/s	0.0008			684	1006	18.7	35.8
YS2-Fz-S2Q	0.02 mm/s	0.0008			680	1006	18.2	34.6
YS2-Fz-S3Q	0.02 mm/s	0.0008			686	1009	18.5	35.0
Mittelwert:	0.02 mm/s	0.0008			686	1009	18.5	35.0
Standardabweichung:					3	1	0.3	0.6

Proben längs zur Walzrichtung:

Probennummer	v ₀	Dehnrage			R _{p0,2}	R _m	A _{20mm} online	Z
		nominell	mittlere	R _{p0,2} ... R _m				
		[s ⁻¹]	[s ⁻¹]	[s ⁻¹]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]
YS2-Fz-D1L	2.5 m/s	100	84	65	815	1138	23.5	52.2
YS2-Fz-D2L	2.5 m/s	100	88	67	784	1143	24.7	53.7
YS2-Fz-D3L	2.5 m/s	100	84	66	816	1146	23.8	52.4
Mittelwert:	2.5 m/s	100			805	1142	24.0	52.8
Standardabweichung:					18	4	0.6	0.8
YS2-Fz-S1L	0.02 mm/s	0.0008			664	1000	20.3	39.3
YS2-Fz-S2L	0.02 mm/s	0.0008			671	998	20.8	39.2
YS2-Fz-S3L	0.02 mm/s	0.0008			673	1007	19.9	38.1
Mittelwert:	0.02 mm/s	0.0008			669	1002	20.3	38.9
Standardabweichung:					5	5	0.5	0.7

Die technischen Festigkeitskennwerte sind in Bild 6-10 und Bild 6-11, die technischen Verformungskennwerte in Bild 6-12 und Bild 6-13 über der logarithmischen Dehnrage aufgetragen. In den Diagrammen für die technischen Festigkeitskennwerte wurde der Nullpunkt unterdrückt.

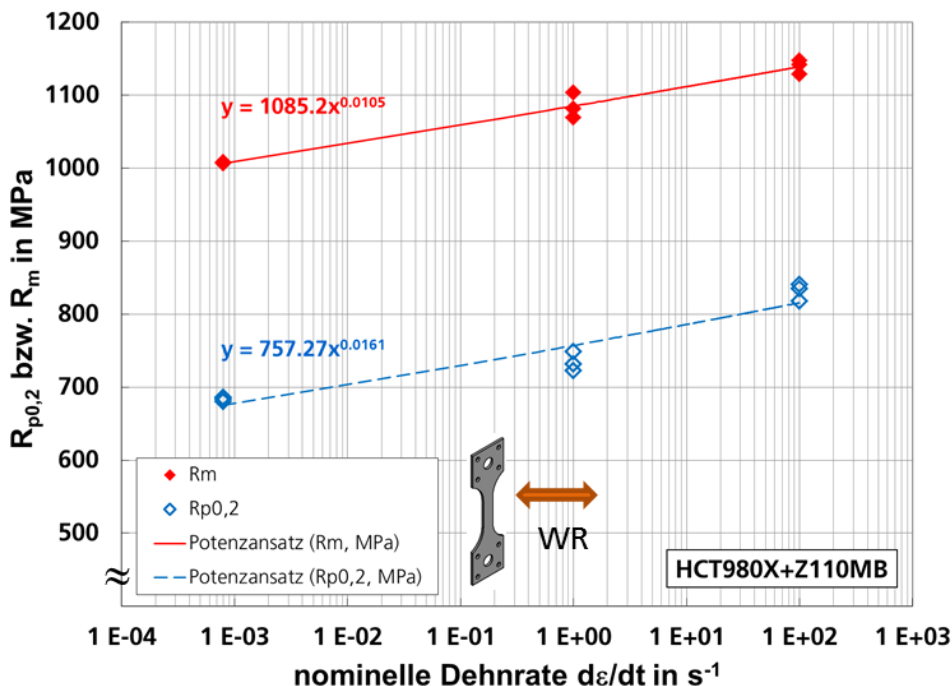


Bild 6-10
Technische Festigkeitskennwerte für HCT980X+Z110MB in Abhängigkeit von der Dehnrage (quer zur WR)

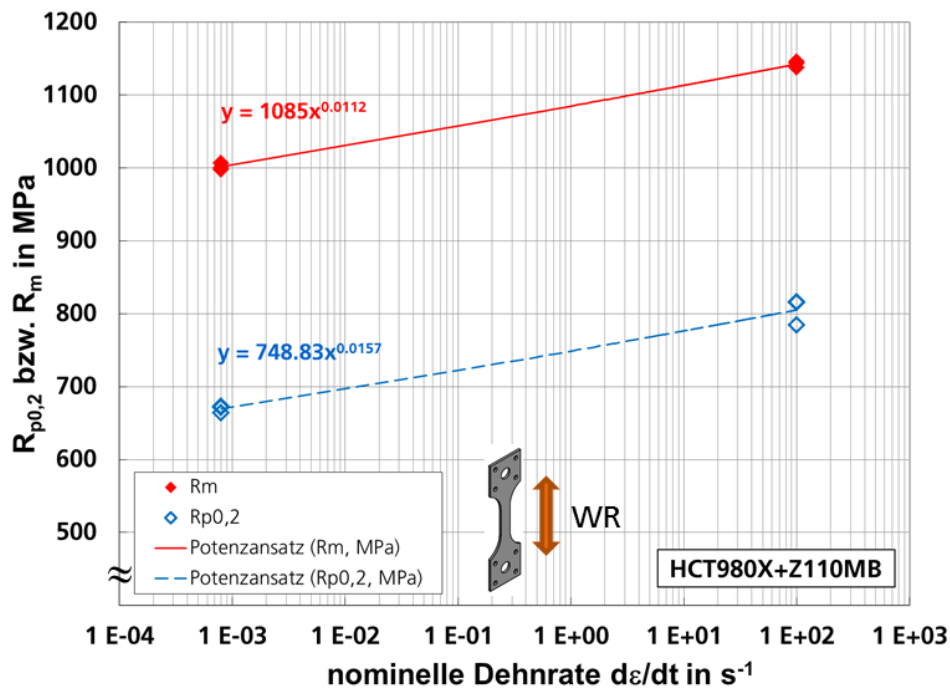


Bild 6-11
Technische Festigkeitskennwerte für HCT980X+Z110MB in Abhängigkeit von der Dehnrade (längs zur WR)

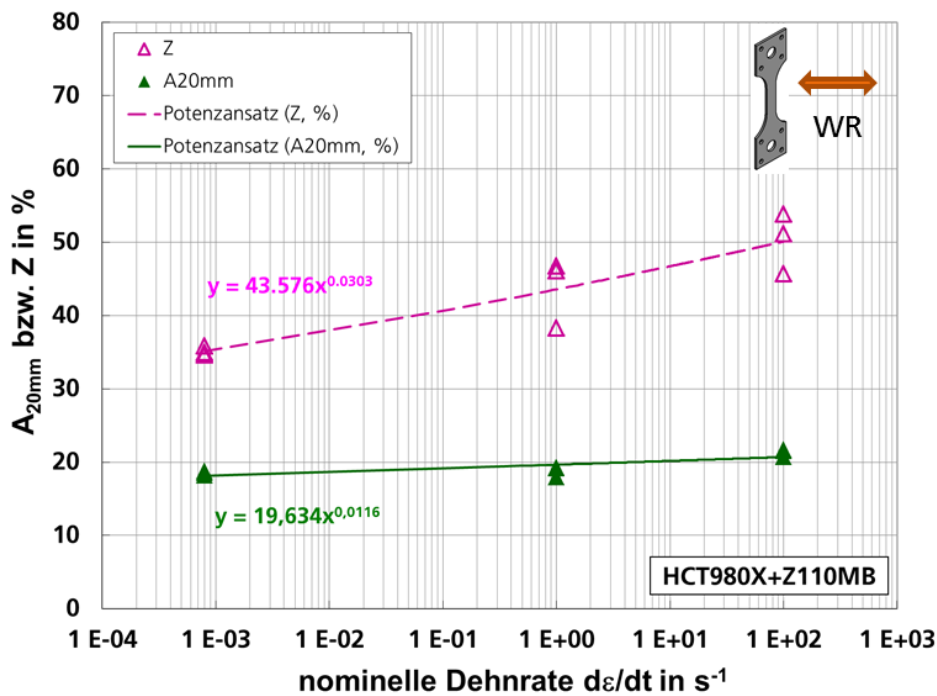


Bild 6-12
Technische Verformungskennwerte für HCT980X+Z110MB in Abhängigkeit von der Dehnrade (quer zur WR)

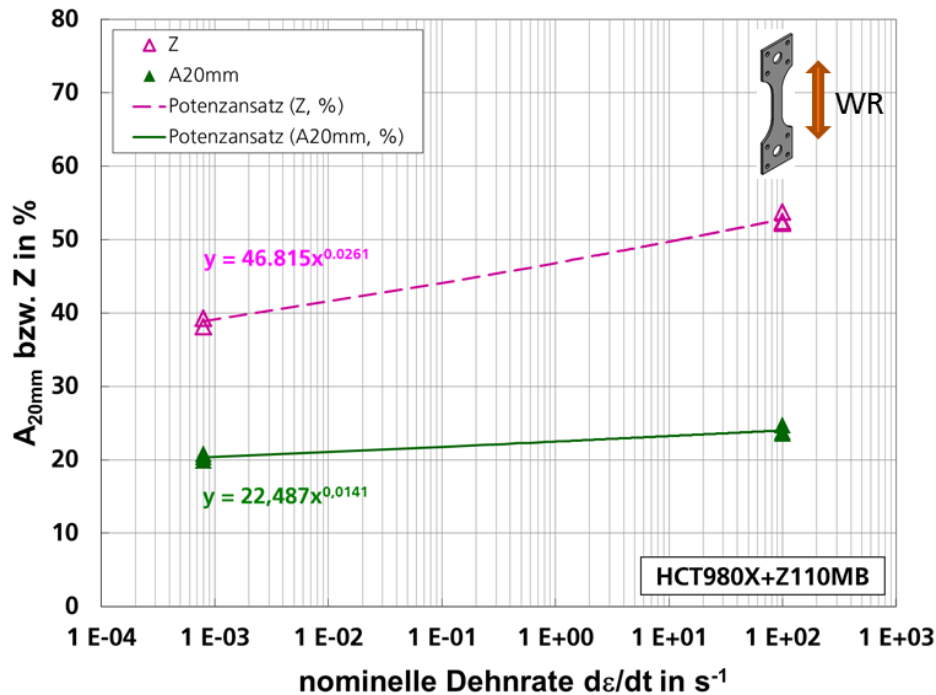


Bild 6-13
Technische Verformungskennwerte für HCT980X+Z110MB in Abhängigkeit von der Dehnrade (längs zur WR)

Mit zunehmender Dehnrade steigen alle technischen Kennwerte an. Die technischen Festigkeitskennwerte zeigen für die beiden Orientierungen keinen signifikanten Unterschied. Bei den technischen Verformungskennwerten liegen sowohl Bruchdehnung A_{20mm} als auch Einschnürung Z für die Versuche längs zur Walzrichtung moderat höher als für die Versuche quer zur Walzrichtung.

6.3.2 Kerbzug-, 0°-Schrägkerb-Scherzug- und Lochzugversuche

6.3.2.1 Geprüfte Proben

In Bild 6-14 bis Bild 6-16 sind die geprüften Proben für die drei Probengeometrien und alle Prüfgeschwindigkeiten gezeigt. Bei den Kerbzugproben wurde zusätzlich zu den drei quasistatisch geprüften Proben eine weitere Probe zur Detektion des Initiierungsortes quasistatisch geprüft und der Kerbgrund im Zeitraum um den Bruch mit Hochgeschwindigkeitsvideoaufnahmen mit hoher Zeitauflösung (Bildrate 90.000/s) aufgenommen. Bei den 0°-Schrägkerb-Scherzugproben wurde ein zusätzlicher Versuch bei $v = 0,025$ m/s mit Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessung durchgeführt.

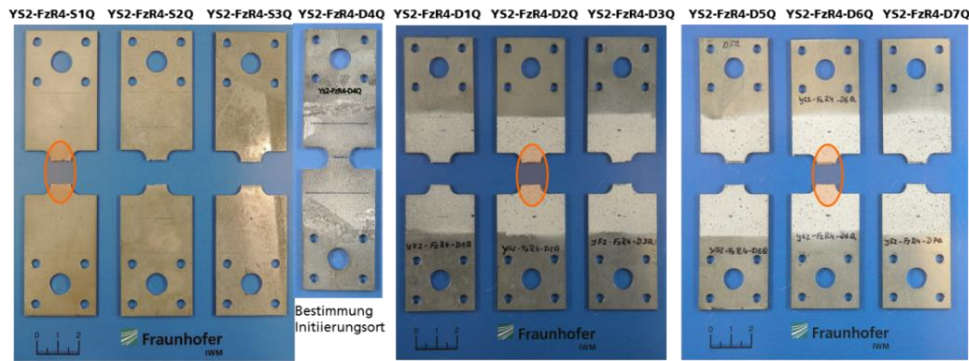


Bild 6-14
Geprüfte
Kerbzugproben
für HCT980X+Z110MB
für alle
Prüfgeschwindigkeiten

quasistatisch
= Lokale Dehnungsauswertung

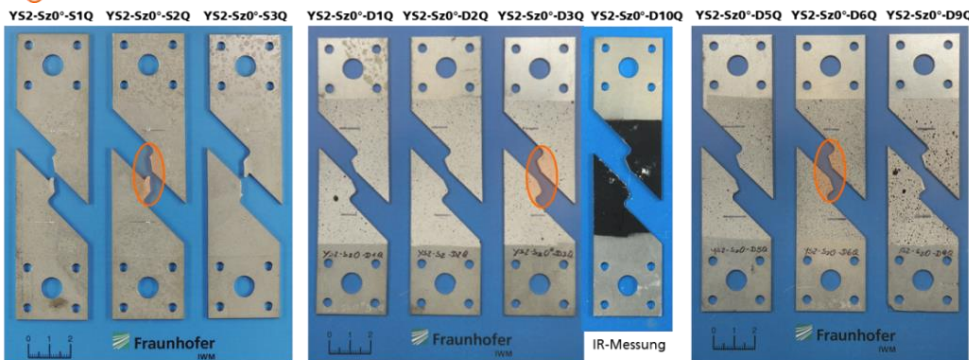


Bild 6-15
Geprüfte
0°-Schrägkerb-
Schervzugproben
für HCT980X+Z110MB
für alle
Prüfgeschwindigkeiten

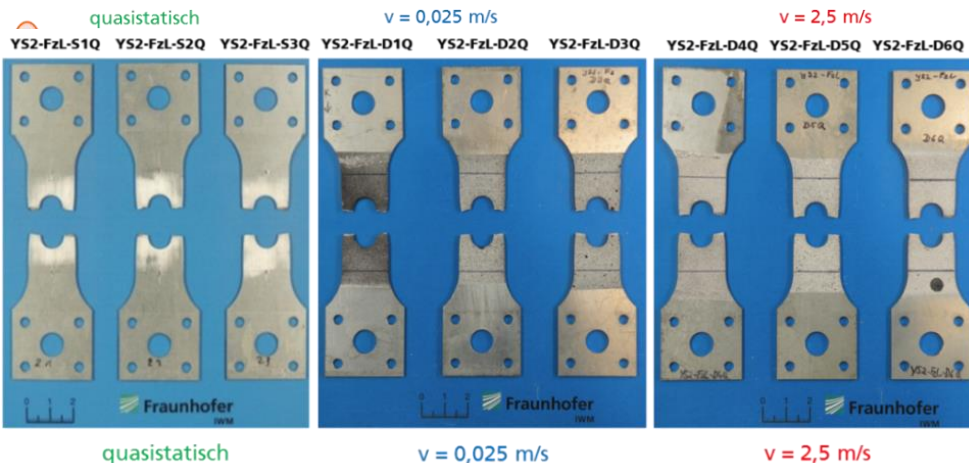
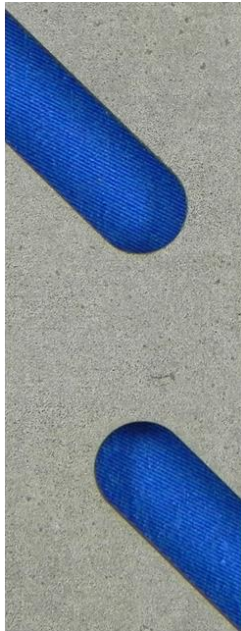


Bild 6-16
Geprüfte
Lochzugproben
für HCT980X+Z110MB
für alle
Prüfgeschwindigkeiten

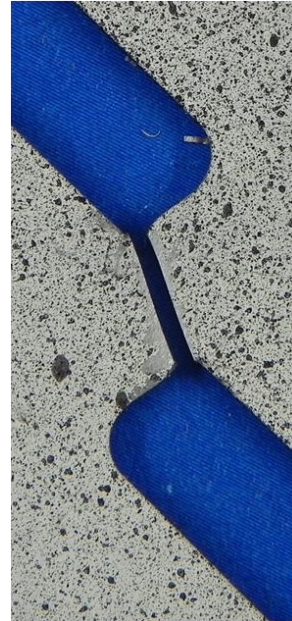
In Bild 6-17 sind die Scherbereiche einer ungeprüften 0°-Schrägkerb-Schervzugprobe (links), einer statisch geprüften 0°-Schrägkerb-Schervzugprobe (Mitte) und einer crashartig geprüften 0°-Schrägkerb-Schervzugprobe (rechts) dargestellt. Bei der statisch geprüften Probe verläuft die Bruchlinie von der Mitte der oberen Schrägkerbe zur oberen Ecke der unteren Schrägkerbe, wobei die Bruchlinie einen Knick im oberen Viertel enthält. Die Bruchlinie der dynamisch geprüften Probe verläuft von der unteren Ecke der oberen Schrägkerbe geradlinig zur oberen Ecke der unteren Schrägkerbe. Die 0°-Schrägkerb-Schervzugproben zeigen damit unter statischer und dynamischer Belastung eine andere Bruchlinie, und damit ein unterschiedliches Bruchverhalten.



Scherzone ungeprüfte 0°-Schrägkerb-Scherzugprobe



Scherzone nach Bruch YS2-Sz0°-S1Q
quasistatisch



Scherzone nach Bruch YS2-Sz0°-D5Q
 $v = 2,5 \text{ m/s}$

Bild 6-17
Links: Ungeprüfte 0°-Schrägkerb-Scherzugprobe

Mitte: Versagter Bereich einer statisch geprüften 0°-Schrägkerb-Scherzugprobe für HCT980X+Z110MB

Rechts: Versagter Bereich einer dynamisch geprüften 0°-Schrägkerb-Scherzugprobe für HCT980X+Z110MB

6.3.2.2 Kraft-Weg-Kurven

In Bild 6-18 bis Bild 6-20 sind die Kraft-Weg-Kurven für die statischen und dynamischen Versuche an Kerbzug-, Scherzug- und Lochzugproben gezeigt.

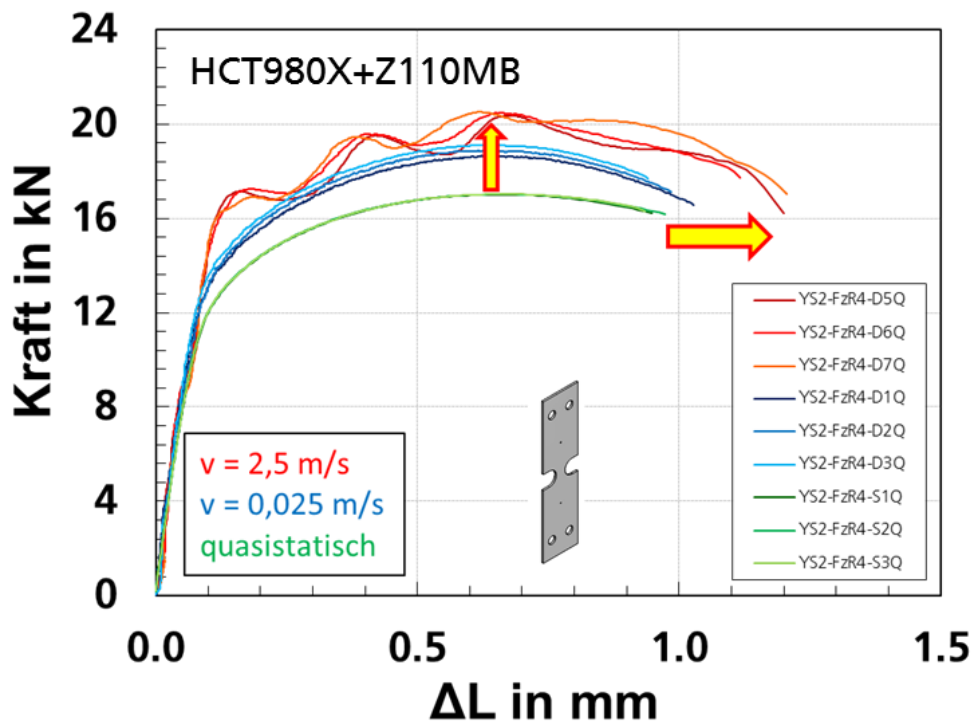


Bild 6-18
Kraft-Weg-Kurven für Kerbzugversuche für HCT980X+Z110MB

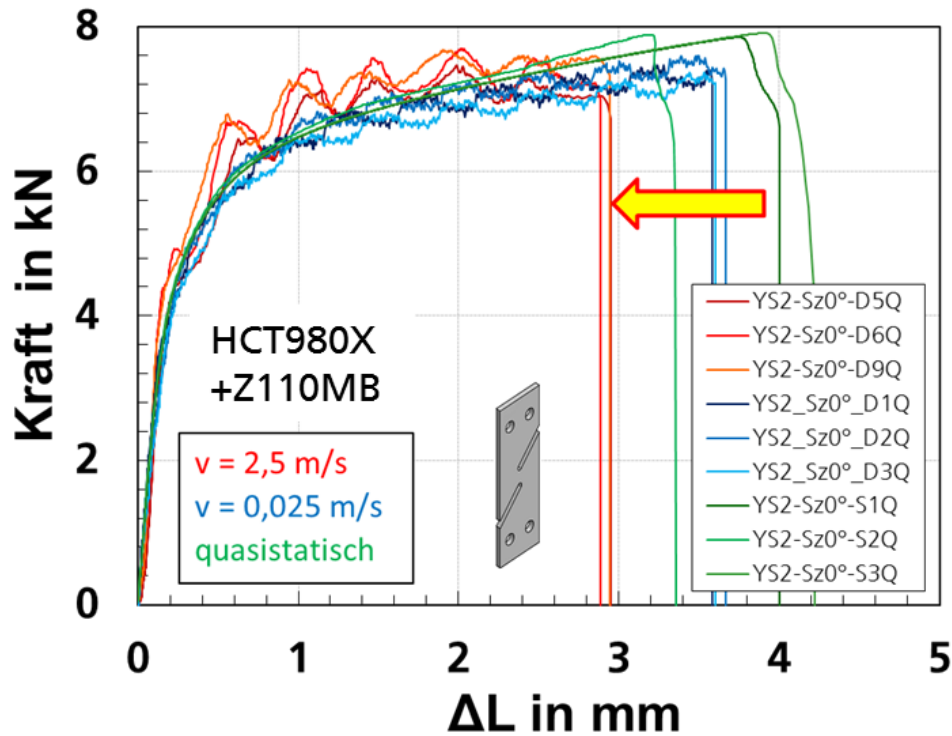


Bild 6-19
 Kraft-Weg-Kurven
 für Scherzugversuche
 für HCT980X+Z110MB

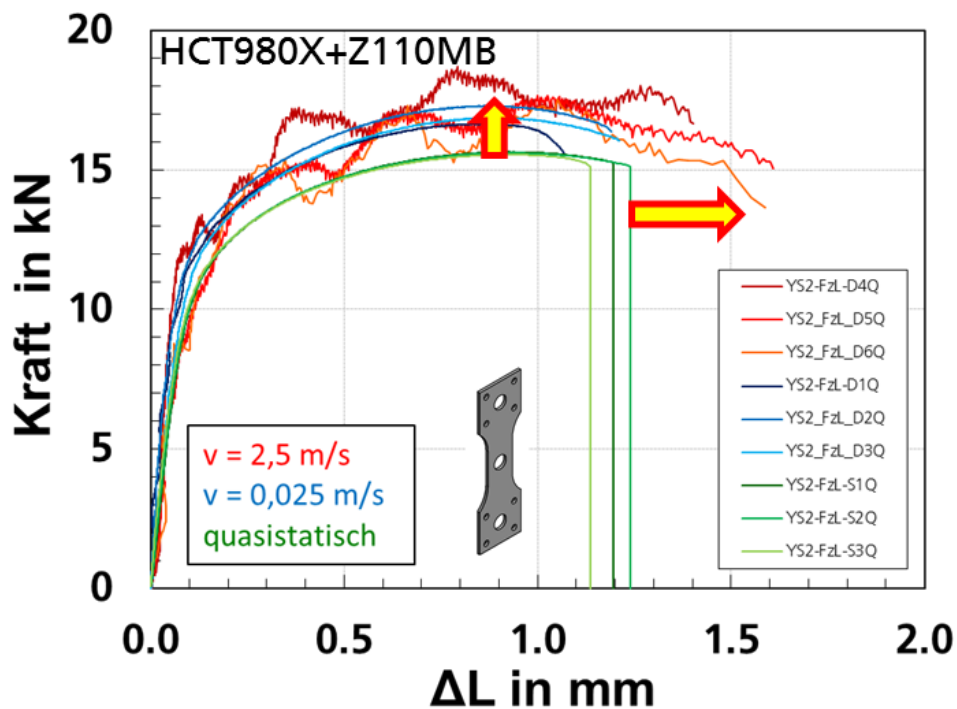


Bild 6-20
 Kraft-Weg-Kurven
 für Lochzugversuche
 für HCT980X+Z110MB

Für alle drei Belastungsarten liegen die dynamischen Kraft-Weg-Kurven über den statischen. Während bei den Kerbzug- und Lochzugversuchen die Kurven mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit länger werden, werden sie bei den Scherzugversuchen auffallend kürzer. Diese Besonderheit bei Scherzugversuchen wurde auch bei Aluminiumlegierungen (Böhme, et al., 2002) und bei Titanlegierungen (Peirs, et al., 2011) beobachtet.

6.3.3

Bestimmung von Initiierungsort und -modus

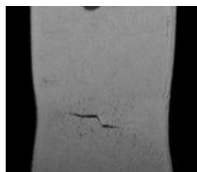
Um die Versagensdehnung am Versagensort zu bestimmen, musste zunächst der Initiierungsort ermittelt werden. Für einzelne Versuche wurden daher mit einer 2. Hochgeschwindigkeitskamera lokale Videoaufnahmen im Einschnürbereich mit hoher Orts- und Zeitauflösung durchgeführt. Für die Flachzug-, Kerbzug- und Lochzugversuche konnte der Initiierungsort durch die Analyse der Hochgeschwindigkeitsvideos bestimmt werden. Bei den Scherzugversuchen gleiten die Probenhälften bei Versagen übereinander ab, sodass der Initiierungsort mit Hilfe der Hochgeschwindigkeitsvideos nicht zu erkennen ist. Hier wurden fraktografische Untersuchungen durchgeführt, um Informationen zum Initiierungsort und -modus zu erhalten.

6.3.3.1

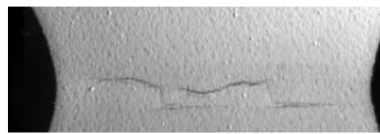
Hochgeschwindigkeitsvideoanalyse

In Bild 6-21 sind für jeweils einen Flachzug-, Kerbzug- und Lochzugversuch Hochgeschwindigkeitsbilder nach Initiierung für jeweils eine Prüfgeschwindigkeit dargestellt.

Bei dem Flachzug- und dem Kerbzugversuch ist in Bild 6-21 links und Mitte Initiierung in der Mitte der Probenbreite sichtbar. Für beide Probengeometrien wurde dieser Initiierungsort auch bei der crashartigen Prüfgeschwindigkeit von 2,5 m/s nachgewiesen. Bild 6-21 rechts zeigt, dass bei den dynamisch geprüften Lochzugproben Initiierung am Lochrand stattfindet. In allen Fällen ist davon auszugehen, dass Initiierung unter ein- bis mehrachsiger Zugbelastung und damit bei einer Mehrachsigkeit $\geq 1/3$ stattgefunden hat.



YS2-Fz-D4Q
Flachzugversuch
 $v = 0,025 \text{ m/s}$



YS2-FzR4-D4Q
Kerbzugversuch
quasistatisch



YS2-FzL-D5Q
Lochzugversuch
 $v = 2,5 \text{ m/s}$

Bild 6-21
Hochgeschwindigkeitsvideobilder für je einen Flachzug-, Kerbzug- und Lochzugversuch nach Initiierung.

6.3.3.2

Fraktografische Untersuchungen

An einer quasistatisch und einer crashartig geprüften 0° -Schrägkerb-Scherzugprobe wurden REM-Aufnahmen durchgeführt. In Bild 6-22 ist jeweils ein Ausschnitt der Bruchfläche gezeigt, links für die quasistatisch geprüfte Probe und rechts für die crashartig geprüfte Probe.

Bei der quasistatisch geprüften Probe zeigen sich Zugwaben im Bereich der oberen Kerbe, während die restliche Bruchfläche eine Scherbruchfläche aufweist. Hier ist davon auszugehen, dass Initiierung in der oberen Kerbe unter Zugbelastung stattgefunden hat. Damit kann die statisch geprüfte 0° -Schrägkerb-Scherzugprobe keinen Versagenspunkt im Scherbereich liefern. Die dynamisch geprüfte Probe zeigt eine Scherbruchfläche, die sich über die ganze Bruchfläche erstreckt. Hier hat Initiierung unter Scherung stattgefunden, möglicherweise an mehreren Stellen gleichzeitig bzw. auf der ganzen Scherfläche.

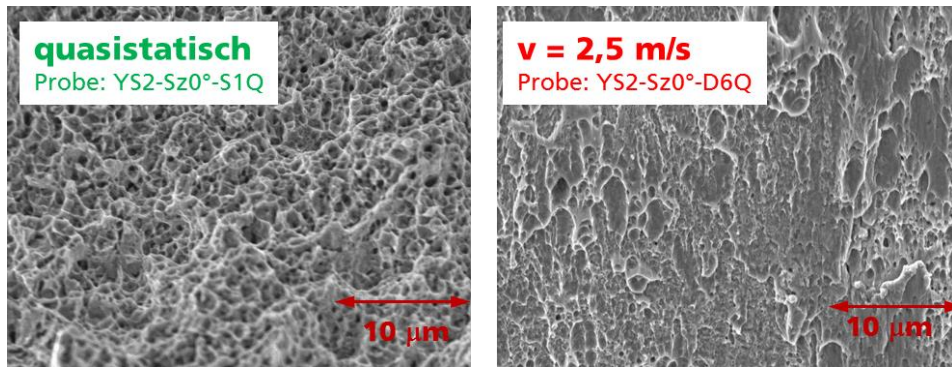


Bild 6-22
REM-Aufnahmen von
Bruchflächen bei
Scherzugversuchen

Links: : Zugwaben in
oberer Kerbe (quasi-
statisch)

Rechts:
Scherbruchfläche
(dynamisch)

6.3.4 Bestimmung der Versagensdehnung

Die lokale Versagensdehnung wurde am Initiierungsort aus der experimentell bestimmten Dehnungsverteilung mit Hilfe der Grauwertkorrelationsanalyse ARAMIS ausgewertet. Dazu wurde das letzte Bild vor Bruch im Hinblick auf die maximal ertragene Vergleichsdehnung nach Mises am Initiierungsort analysiert. Bild 6-23 links zeigt für je einen Flachzugversuch bei jeder Prüfgeschwindigkeit die lokale Vergleichsdehnung in der Einschnürzone kurz vor Bruch. Durch den hochverformten Bereich wurde in Hauptzugrichtung ein Längsschnitt gelegt und die lokale Vergleichsdehnung nach Mises über der Position auf der Schnittlinie in Bild 6-23 rechts aufgetragen. Die lokale Messlänge L_0 für die Dehnungsberechnung wurde mit $L_0 < 0.3$ mm jeweils so klein gewählt, dass das Maximum der entstandenen Glockenkurve hinreichend genau aufgelöst und damit zuverlässig bestimmt werden konnte. Dieses Maximum wurde als Versagensdehnung definiert. Bild 6-23 rechts zeigt, dass sich mit zunehmender Dehnrates bei den Flachzugversuchen höhere Versagensdehnungen ergeben.

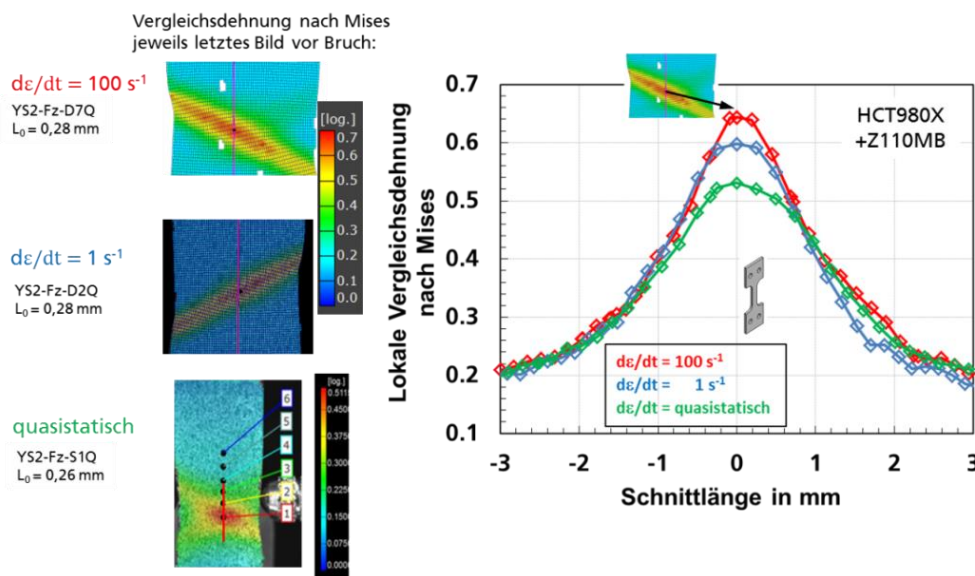


Bild 6-23
Lokale Vergleichsdehnung
im letzten Bild
vor Bruch ausgewertet
für Flachzugversuche
bei drei Prüfgeschwin-
digkeiten

In dieser Art wurde die Versagensdehnung ebenfalls für die Kerbzug- und für die Scherzugversuche am Versagensort ausgewertet. Für alle Probengeometrien wurde die Versagensdehnung als Vergleichsdehnung nach Mises angegeben, um die Ergebnisse für die verschiedenen Mehrachsigtgrade miteinander vergleichen zu können. Für alle ausgewerteten Versuche wurde eine lokale Messlänge L_0 zwischen 0,21 mm und 0,33 mm gewählt. Die Dehnungsberechnung wurde für einige Versuche, insbesondere

für die dynamischen Scherzugversuche, mit der „Spline-Funktion“ in ARAMIS durchgeführt, die zu einer höheren Ortsauflösung führt als die lineare Dehnungsberechnung (Behrens, et al., 2013). Da bei den Scherzugversuchen die Dehnungslokalisation in einem sehr schmalen Scherband erfolgt, ist zur zuverlässigen Bestimmung des Dehnungsmaximums eine höhere Ortsauflösung erforderlich als bei den anderen Versuchen. Die Art der Dehnungsberechnung (linear oder spline) hat im Vergleich zur lokalen Messlänge L_0 einen vernachlässigbaren Einfluss auf die Versagensdehnung, daher können Dehnungswerte aus Spline- und linearer Dehnungsberechnung direkt miteinander verglichen werden (Behrens, et al., 2013). In Bild 6-24 ist die Bestimmung der Versagensdehnung am Beispiel eines dynamischen Scherzugversuchs bei $v = 2,5 \text{ m/s}$ dargestellt. Diese Versagensdehnung beinhaltet einen hohen Anteil an Scherdehnung, da es sich bei der Bruchfläche, wie in Bild 6-22 ersichtlich, um eine Scherbruchfläche handelt.

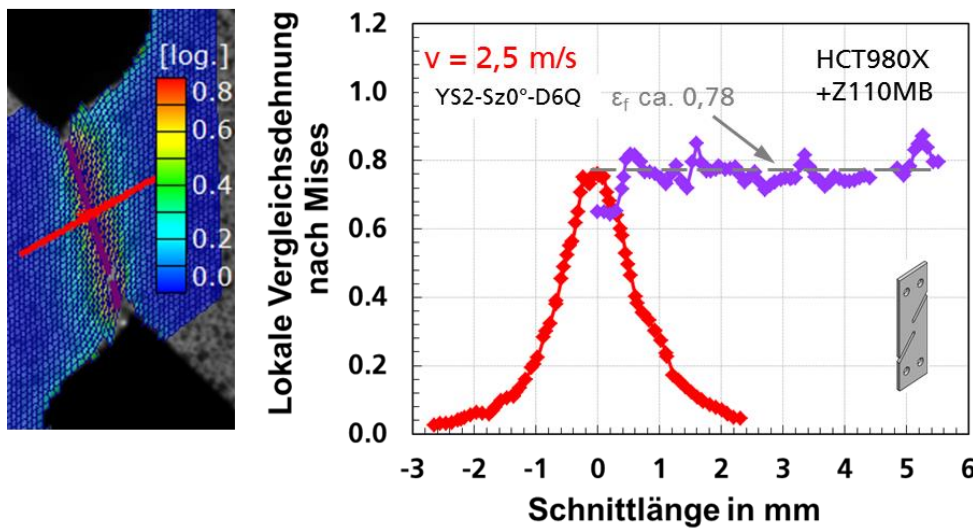


Bild 6-24
Bestimmung der Versagensdehnung bei Scherzugversuchen am Beispiel einer bei $v = 2,5 \text{ m/s}$ geprüften Probe

Da die Versagensdehnung am Ort des Versagens ermittelt wird, bedeutet dies für die statisch geprüfte 0°-Schrägkerb-Scherzugprobe, dass die Versagensdehnung im Bereich der oberen Kerbe zu ermitteln ist. Hier wurde ein Näherungswert für die Versagensdehnung am Versagensort in der oberen Kerbe bestimmt, wie in Bild 6-25 gezeigt.

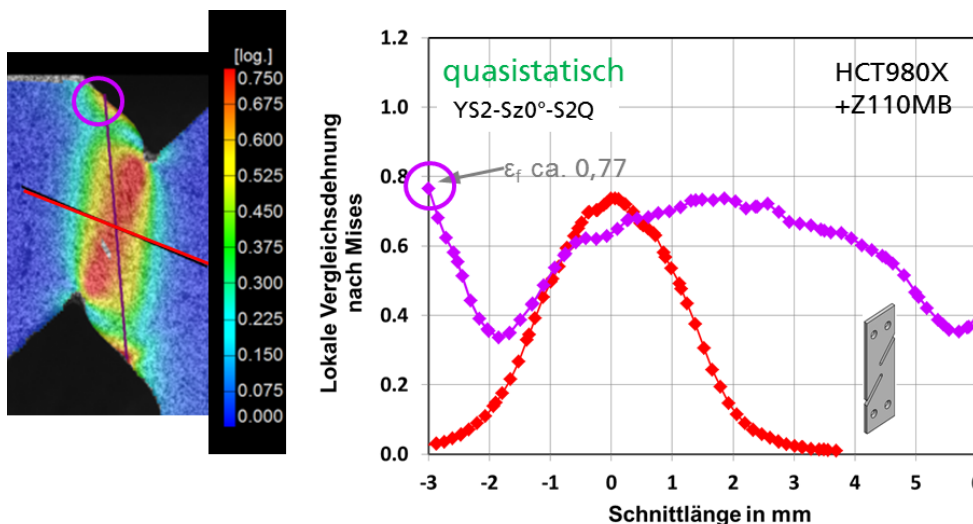


Bild 6-25
Lokale Vergleichsdehnung im letzten Bild vor Bruch aufgetragen über der Position auf der Schnittlinie für einen Scherzugversuch bei quasistatischer Belastung

Bild 6-26 zeigt für eine bei $v = 0,025 \text{ m/s}$ geprüfte Kerbzugprobe die Bestimmung der Versagensdehnung am Versagensort. Bei den Kerbzugversuchen wurde als Versagensort bei allen Prüfgeschwindigkeiten die Mitte der Probenbreite festgestellt.

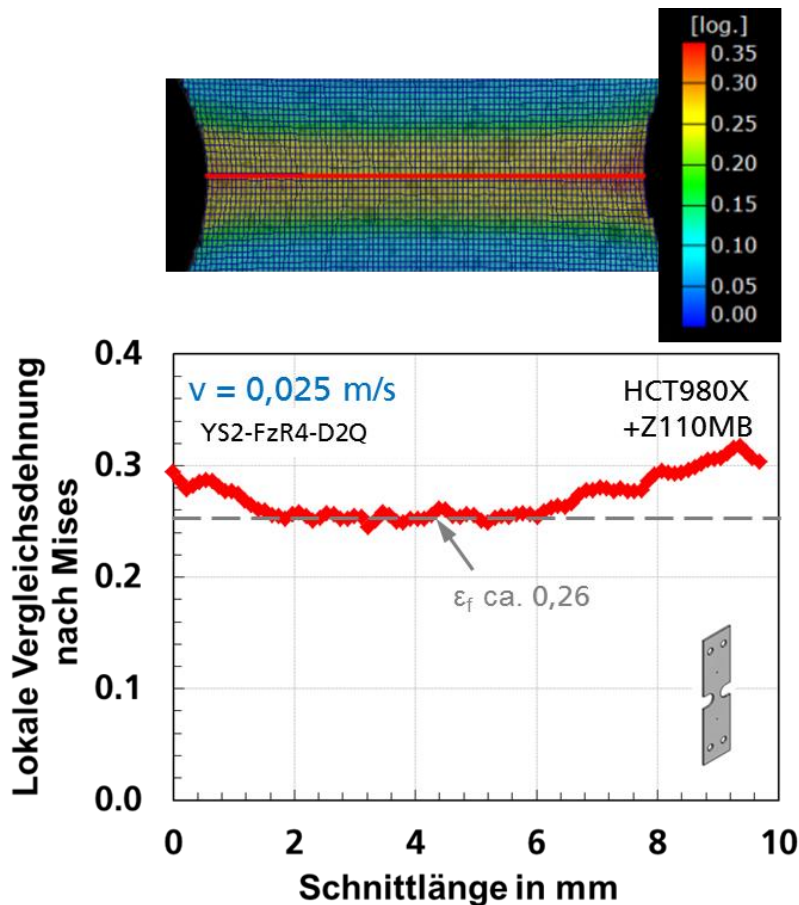


Bild 6-26
Bestimmung der Versagensdehnung bei Kerbzugversuchen am Beispiel einer bei $v = 0,025 \text{ m/s}$ geprüften Probe

In Tabelle 6-6 sind Angaben zur zeitlichen und örtlichen Auflösung der lokalen Dehnungsauswertung für die Flachzug-, Kerbzug- und Scherzugversuche bei allen Prüfungsgeschwindigkeiten aufgeführt. Für die Lochzugversuche wurde keine Versagensdehnung aus ARAMIS bestimmt, da Initiierung am Lochrand erfolgt und Dehnungen in Randbereichen der Probe mit Grauwertkorrelationsanalyse nicht zuverlässig erfasst werden können, insbesondere bei dynamischen Versuchen, die keine so hohe Ortsauflösung zeigen wie statische Versuche.

Versuchsart	Probennummer	$v \text{ [m/s]}$	Bildrate $[\text{s}^{-1}]$	Facettengröße	Facettenabstand	Dehnungsberechnung	$l_0 \text{ [mm]}$	Versagensdehnung aus ARAMIS
0°-Scherzug:	YS2-Sz0°-D6Q	$v = 2,5 \text{ m/s}$	50000	12 Pxl.	4 Pxl.	spline	0.21	0.78
	YS2-Sz0°-D3Q	$v = 0,025 \text{ m/s}$	2000	12 Pxl.	6 Pxl.	spline	0.22	0.88
	YS2-Sz0°-S2Q	quasistatisch	2	15 Pxl.	8 Pxl.	linear	0.25	0.68 (*)
Flachzug:	YS2-Fz-D7Q	$v = 2,5 \text{ m/s}$	50000	10 Pxl.	7 Pxl.	spline	0.28	0.63
	YS2-Fz-D2Q	$v = 0,025 \text{ m/s}$	2000	9 Pxl.	5 Pxl.	linear	0.27	0.60
	YS2-Fz-S1Q	quasistatisch	2	11 Pxl.	6 Pxl.	linear	0.26	0.53
Kerbzug:	YS2-FzR4-D6Q	$v = 2,5 \text{ m/s}$	70000	8 Pxl.	5 Pxl.	linear	0.33	0.26
	YS2-FzR4-D2Q	$v = 0,025 \text{ m/s}$	5000	12 Pxl.	7 Pxl.	linear	0.24	0.26
	YS2-FzR4-S1Q	quasistatisch	2	11 Pxl.	6 Pxl.	linear	0.26	0.26

Tabelle 6-6
Angaben zur lokalen optischen Dehnungsauswertung (HCT980X+Z110MB)

Die am letzten Bild vor Bruch ausgewertete Versagensdehnung ist eine konservative Bestimmung und als ein unterer Grenzwert anzusehen. Aufgrund weiterer Dehnungserhöhung in der Zeit zwischen dem letzten Bild vor Bruch und dem tatsächlichen Zeitpunkt des Versagensbeginns wird die tatsächliche Versagensdehnung etwas höher

liegen. In Bild 6-27 ist beispielhaft für den lokal ausgewerteten Flachzugversuch bei $v = 2,5 \text{ m/s}$ die lokale Vergleichsdehnung für den Stufenpunkt im Einschnürbereich, der zur maximalen Dehnung führt, über der Zeit aufgetragen. Nach dem letzten Bild vor Bruch wurde die $\varepsilon_{\text{lokal}}(t)$ – Kurve zu höheren Zeiten hin mit Hilfe eines Polynoms 6. Ordnung, angepasst an die Dehnungswerte für die letzten 20 Bilder vor Bruch, extrapoliert. Die extrapolierte lokale Dehnung für den Zeitpunkt des ersten Bildes nach Bruch, für den hier auch der Steilabfall der Kraft vorliegt, wird als obere Grenze für die Versagensdehnung definiert. Für die auf diese Art bestimmte untere und obere Grenze der Versagensdehnung wird ein Fehlerbalken festgelegt.

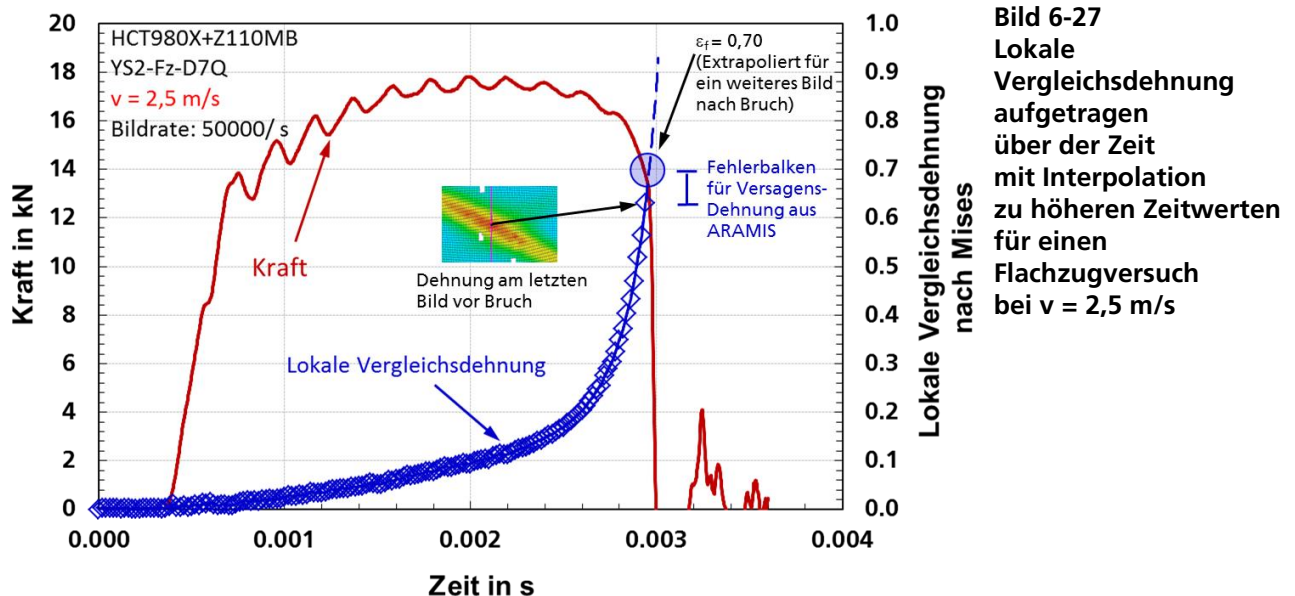


Bild 6-27
Lokale Vergleichsdehnung aufgetragen über der Zeit mit Interpolation zu höheren Zeitwerten für einen Flachzugversuch bei $v = 2,5 \text{ m/s}$

Zur Abschätzung des Bruchverhaltens eines Werkstoffs kann die Versagensdehnung auch aus dem Wert für die Einschnürung Z , der im Zugversuch bestimmt wird, nach $\varepsilon_f \approx -\ln(1-Z)$ berechnet werden (Böhme, 2008). Für die Flachzugversuche wurde der in Kapitel 5.2.1.5 dokumentierte Verformungskennwert Z anhand des kleinsten Querschnitts bei Bruch nach DIN EN ISO 6892-1 (DIN EN ISO, 2009) bestimmt. Die Abschätzung der Versagensdehnung aus der Einschnürung Z nach dieser Formel gilt unter den Voraussetzungen:

- Volumenkonstanz
- kein Dehnungsgradient kurz vor Bruch über die Blechdicke
- kein Dehnungsgradient kurz vor Bruch über die Probenbreite
- ausschließliche Berücksichtigung von Dehnungen in Zugrichtung

Diese Abschätzung ist als ein Näherungswert für die Versagensdehnung bei Flachzugversuchen zu betrachten, da ab Einschnürbeginn nicht mehr von Volumenkonstanz ausgegangen werden kann und die Dehnungen kurz vor Bruch vor allem über die Probenbreite nicht konstant sind, wie dies in den ARAMIS-Bildern in Bild 6-23 ersichtlich ist. In Tabelle 6-7 sind diese Näherungswerte für jeweils einen quasistatischen und einen crashartigen Flachzugversuch im Vergleich zu den Versagensdehnungen aus Grauwertkorrelationsanalyse angegeben.

Um auch für die Lochzugversuche, für die keine Versagensdehnung aus Grauwertkorrelationsanalyse vorliegt, eine Abschätzung der Versagensdehnung durchzuführen, wurde für jeweils eine quasistatisch und eine crashartig geprüfte Probe auch die Bruchfläche vermessen. Bei der quasistatisch geprüften Lochzugprobe hat sich gezeigt, dass die Blechdicke nach Bruch vom seitlichen Probenrand zum Loch deutlich abnimmt und

am Lochrand die größte Einschnürung vorliegt. Bei der dynamisch geprüften Lochzugprobe ist dieser Effekt nicht so deutlich erkennbar. Um vergleichbare Ergebnisse für die Abschätzung einer Versagensdehnung zu erhalten, wurde für beide Prüfgeschwindigkeiten auf die gleiche Art ein Wert für die lokale Einschnürung am Lochrand bestimmt. Dazu wurde nach Versuch aus der Probendicke am Lochrand und der mittleren Probenbreite eine Bruchfläche bestimmt, die zusammen mit dem Ausgangsquerschnitt zur Bestimmung des lokalen Einschnürwertes diente. Der so berechnete Wert wurde als Ersatz für den bei Lochzugversuchen nicht vorliegenden Verformungskennwert Z in die Näherungsformel für die Versagensdehnung eingesetzt. Auch hier wurden die näherungsweise erfüllten Voraussetzungen Volumenkonstanz und fehlender Dehnungsgradient über die Blechdicke direkt am Lochrand der Berechnung zugrunde gelegt und ausschließlich Dehnungen in Zugrichtung berücksichtigt. Die lokalen Einschnürwerte und die daraus abgeschätzte Versagensdehnung sind in Tabelle 6-7 angegeben.

Wenn Versagen unter reiner Scherung mit einer Spannungsmehrachsigkeit von $\eta = 0$ eintritt, so findet keine Einschnürung statt, da sich beim Auftreten von Einschnürung immer auch ein mehrachsiger Spannungszustand einstellt. Bei den Scherzugversuchen mit den hier eingesetzten 0°-Schrägkerb-Scherzugproben liegt jedoch bis Versagensbeginn durch die großen auftretenden Dehnungen keine reine Scherbelastung mehr vor, sodass je nach Anteil der überlagerten Zugspannungen auch eine moderate Einschnürung stattfindet. Um diesen Anteil abzuschätzen, wurde für die Scherzugversuche für eine geprüfte Probe pro Prüfgeschwindigkeit ebenfalls ein Wert für die Einschnürung bestimmt, der als Maß für den Anteil an Zugspannungen kurz vor Versagen angesehen werden kann. Von einer Bestimmung der Versagensdehnung aus diesem Einschnürwert wurde hier abgesehen, da Scherdehnungen ohne Einschnürung auftreten und damit nicht aus dem Einschnürwert berechnet werden können.

Bei Kerbzugversuchen liegen bei Versagen höhere Mehrachsigkeiten vor als bei Flachzugversuchen. Die Abschätzung der Versagensdehnung nach der angegebenen Formel mit einem Wert für Z würde zu großen Fehlern führen, sodass darauf verzichtet wurde.

Versuchsart	Proben- Nummer	v [m/s]	Z [%]	Ersatz- wert für Einschnü- rung [%]	ϵ_f (Näherungs- wert aus Einschnü- rung)	ϵ_f (ARAMIS)
Flachzug	YS2-Fz-D7Q	2,5	51,2	-	0,61	0,63
	YS2-Fz-S1Q	10 ⁻⁴	35,8	-	0,44	0,53
Lochzug	YS2-FzL-D4Q	2,5	-	45,6	0,61	-
	YS2-FzL-S1Q	10 ⁻⁴	-	42,8	0,56	-
Kerbzug	YS2-FzR4-D6Q	2,5	-	-	-	0,26
	YS2-FzR4-S1Q	10 ⁻⁴	-	-	-	0,26
0°-Scherzug	YS2-Sz0°-D6Q	2,5	-	10,9	-	0,78
	YS2-Sz0°-S2Q	10 ⁻⁴	-	29,3	-	0,68

Tabelle 6-7
Versagensdehnung
aus ARAMIS und
aus Vermessung der
Bruchfläche

Bei dem crashartigen Flachzugversuch wird das Ergebnis der Versagensdehnung aus Grauwertkorrelationsanalyse durch die aus der Einschnürung abgeschätzte Versagensdehnung sehr gut bestätigt. Da hier eine schräge Bruchlinie vorliegt, wurde für die

Bestimmung der Einschnürung die Größe der Bruchfläche genutzt, die sich aus der Projektionsfläche der kleinsten schrägen Querschnittsfläche bei Bruch auf eine Fläche senkrecht zur Zugrichtung ergibt, wie dies in Kapitel 5.2.1.3 beschrieben ist. Bei dem statischen Flachzugversuch liegt der abgeschätzte Wert für die Versagensdehnung unter dem Wert aus Grauwertkorrelationsanalyse. In Bild 6-23 ist erkennbar, dass die statisch geprüfte Flachzugprobe einen größeren Dehnungsgradienten über die Probenbreite zeigt als die crashartig geprüfte Probe und damit diese Voraussetzung für die Abschätzung der Versagensdehnung weniger erfüllt.

Die beiden Einschnürwerte für die Scherzugversuche zeigen, dass im quasistatischen Versuch eine deutlich höhere Einschnürung vorliegt als im crashartigen Scherzugversuch. Diese Ergebnisse bestätigen die fraktografischen Untersuchungen. Bei der quasistatisch geprüften 0°-Schrägkerb-Scherzugprobe wurden Zugwaben auf der Bruchfläche in der Mitte der oberen Kerbe gefunden und damit wurde von Versagensbeginn unter Zugbelastung ausgegangen, die durch Einschnürung hervorgerufen wird.

6.3.5 Versagenskurven

Die aus ARAMIS ausgewerteten unteren Grenzen der lokalen Versagensdehnungen wurden über den aus FE-Rechnung bestimmten mittleren Mehrachsigsigkeitsgraden am Versagensort (Kapitel 9) in ein Versagensdiagramm in Bild 6-28 eingetragen. Für die crashartigen Versuche bei $v = 2,5$ m/s wurde zusätzlich eine obere Grenze für die Versagensdehnung analog Bild 6-27 ermittelt. Die sich aus unterer und oberer Grenze für die Versagensdehnung ergebenden Fehlerbalken wurden ebenfalls in das Diagramm eingetragen. Für die quasistatischen Versuche und die Versuche bei der mittleren Geschwindigkeit von $v = 0,025$ m/s liegt der Fehlerbalken in der Symbolgröße, da dort die Bildanzahl bezogen auf die Verlängerung höher ist als bei den crashartigen Versuchen. Für die Lochzugversuche, für die aus Grauwertkorrelationsanalyse keine Versagensdehnung vorlag, wurde für quasistatische und crashartige Belastung die aus dem Wert für die lokale Einschnürung abgeschätzte Versagensdehnung über dem aus FE-Rechnung bestimmten Mehrachsigsigkeitswert als offene Symbole zusätzlich in Bild 6-28 eingetragen.

Insgesamt zeigen die Versagenskurven in Bild 6-28 für alle drei untersuchten Prüfgeschwindigkeiten eine abfallende Tendenz vom Scherzugbereich bis zum Kerbzugbereich (Papasidero, 2014) unter Vernachlässigung der Lochzugproben, für die die Versagensdehnung lediglich abgeschätzt ist und damit nur einen Näherungswert darstellt. Im Einzelnen ergibt sich für die Scherzugversuche mit Versagen bei Mehrachsigsigkeiten $\eta < 0,2$ mit zunehmender Dehnrates eine Abnahme der Versagensdehnung. Eine ähnliche, „negative“ Dehnratesabhängigkeit im Scherbereich ist auch für Aluminium- und Titanlegierungen experimentell mit Hut- und Schrägkerb-Scherzugproben nachgewiesen worden (Böhme, et al., 2011; El-Magd, et al., 2001; Peirs, et al., 2011). Bei den Flachzugversuchen mit Versagen im Mehrachsigsigkeitsbereich von etwa 0,5 steigt dagegen die Versagensdehnung mit zunehmender Dehnrates an. Für die Kerbzugversuche mit Versagen bei Mehrachsigsigkeiten von fast 0,6 ist kein Einfluss der Dehnrates auf die Versagensdehnung erkennbar. Diese Ergebnisse zeigen, dass der Einfluss der Dehnrates auf die Versagensdehnung bei verschiedenen Mehrachsigsigkeiten unterschiedlich ist. Dadurch ist die Form der Versagenskurve von der Dehnrates abhängig und statische und dynamische Versagenskurven können sich auch kreuzen.

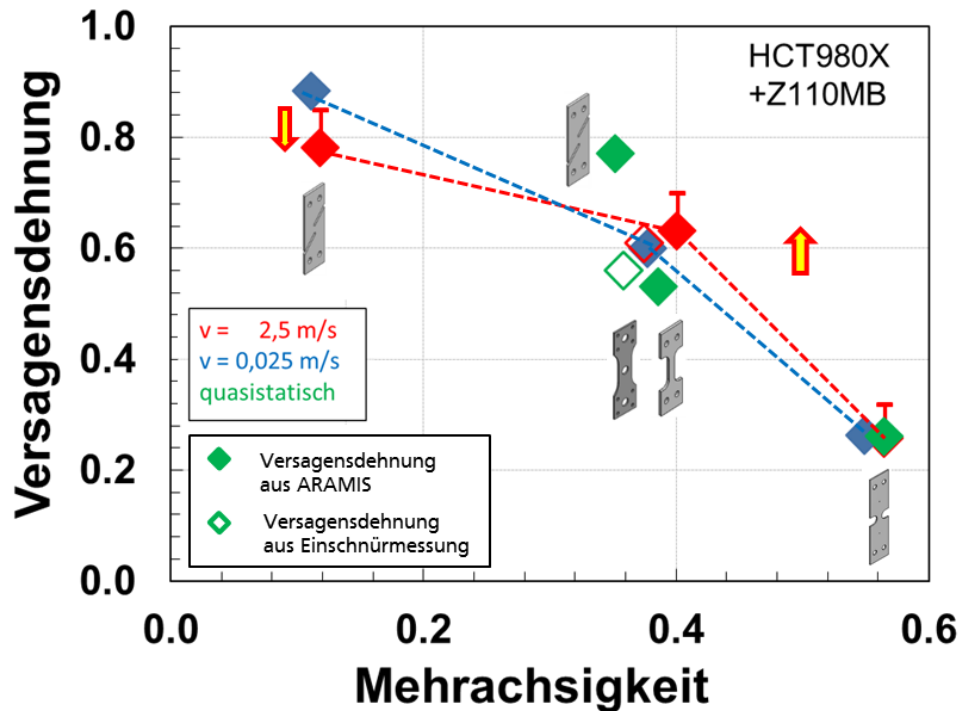


Bild 6-28
Versagensdehnung aus ARAMIS (für Lochzugversuche aus der Einschnürung) über der Mehrachsigkeit aus FE-Rechnung für statische und dynamische Zugversuche an HCT980X+Z110MB

6.3.6 Lokale Dehnraten

Alle Probengeometrien wurden bei den gleichen Prüfgeschwindigkeiten untersucht, da im realen Crash auch alle Bereiche die gleiche äußere Belastungsgeschwindigkeit erfahren unabhängig von der konstruktiven Form. Aufgrund der unterschiedlichen Ausdehnung hochbeanspruchter Zonen z.B. im Bereich von Kerben und unterschiedlicher Dehnungsgradienten in diesen Zonen stellen sich dann aber während des Versuchs bei den verschiedenen Probengeometrien im letztendlich versagenden Bereich unterschiedliche lokale Dehnraten ein. Um eine Vergleichbarkeit der lokalen Dehnraten für die verschiedenen Probengeometrien zu erreichen, wurden diese stets in gleicher Weise aus der lokalen Vergleichsdehnung nach Mises ermittelt. Dazu wurde für einen Stufenpunkt in der hochverformten Zone die zeitliche Entwicklung der Vergleichsdehnung nach Mises in ARAMIS ausgewertet und die lokale Dehnrates als zeitliche Änderung der Dehnung mit einer Kurvenglättung über 20 Messpunkte bestimmt.

In Bild 6-29 ist für einen crashartigen Flachzugversuch die lokale Dehnrates im Einschnürbereich logarithmisch über der technischen Dehnung aufgetragen. Zusätzlich ist die charakteristische Dehnrates nach FAT-Richtlinie als mittlere Dehnrates zwischen Fließbeginn und Kraftmaximum eingezeichnet (Böhme, 2008). Es zeigt sich, dass die im Versuch erzielte charakteristische Dehnrates etwas unter der nominellen Dehnrates von 100 s^{-1} liegt. Die lokale Dehnrates steigt ab Kraftmaximum wegen der beginnenden Probeneinschnürung erwartungsgemäß an und erreicht bis zum Versagen im Einschnürbereich Werte deutlich über 1000 s^{-1} . Diese Entwicklung der lokalen Dehnrates zeigt sich ebenfalls im statischen Flachzugversuch, bei dem der auch in Bild 6-29 dargestellte Dehnratesverlauf wegen der entsprechend kleineren Belastungsgeschwindigkeit allerdings um 5 Zehnerpotenzen niedriger liegt als im crashartigen Flachzugversuch.

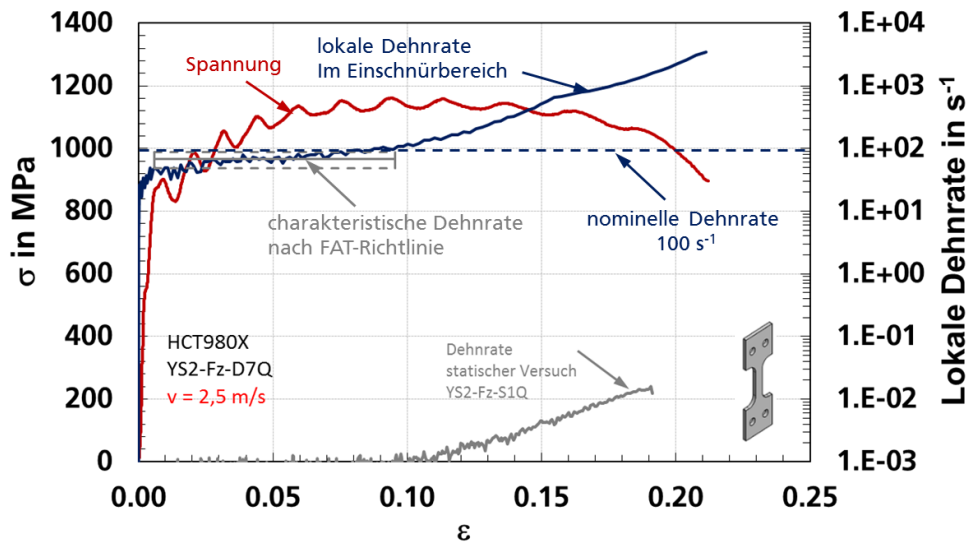


Bild 6-29
Spannungs-
Dehnungskurve und
lokale Dehnrate im
Einschnürbereich für
einen crashartigen
Flachzugversuch sowie
die lokale Dehnrate für
einen quasistatischen
Versuch

In Bild 6-30 sind für einen crashartigen Kerbzugversuch für den zentralen hochbeanspruchten Bereich, in dem Versagen auftritt, der Verlauf der lokalen Dehnrate logarithmisch sowie die auf die Ausgangsquerschnittfläche bezogene Kraft linear über der Prüfteilverlängerung aufgetragen. Nach dem elastischen Bereich liegt die lokale Dehnrate über der im Flachzugversuch eingestellten nominellen Dehnrate von 100 s^{-1} . Ursache dafür ist eine im Vergleich zum Flachzugversuch stärkere Lokalisation der Dehnungen im Kerbzugversuch schon von Versuchsbeginn an. Ab Kraftmaximum bis zum Versagen steigt die lokale Dehnrate im Kerbzugversuch bis über 1000 s^{-1} an, vergleichbar der lokalen Dehnrate im Flachzugversuch.

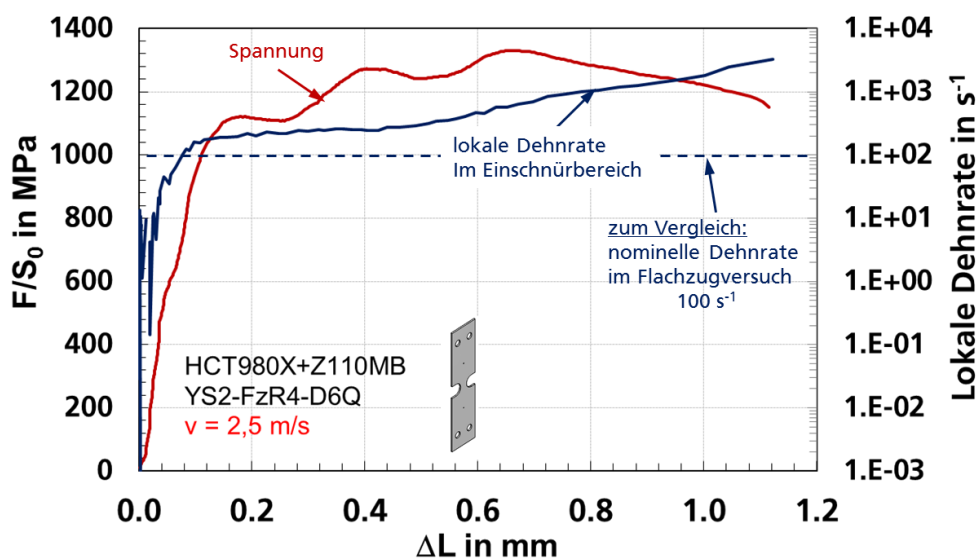
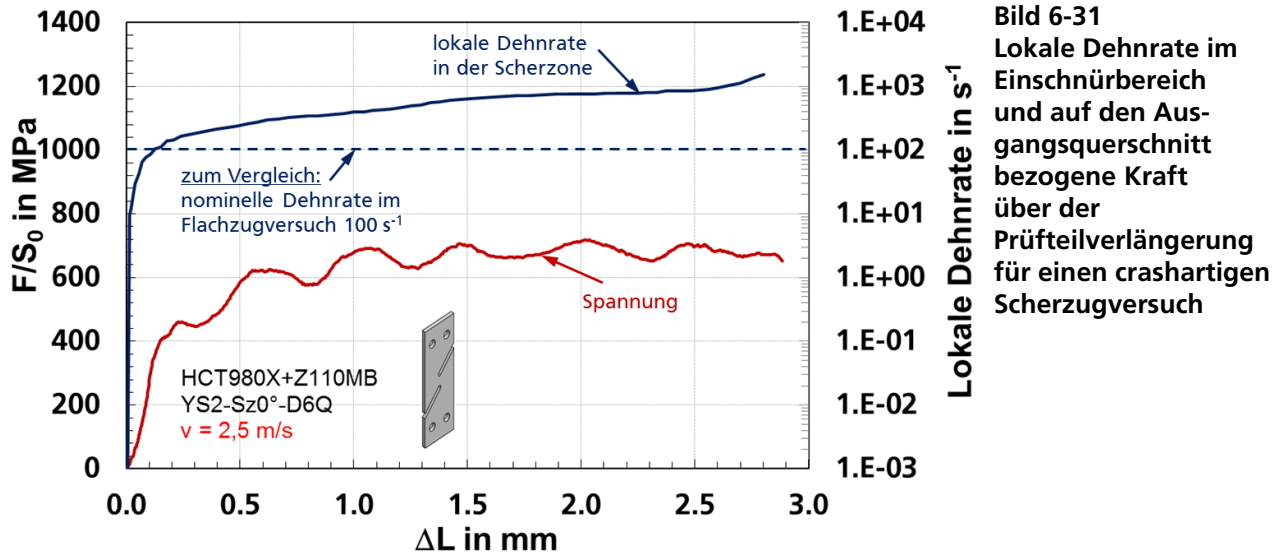


Bild 6-30
Lokale Dehnrate im
Einschnürbereich für
einen crashartigen
Kerbzugversuch
und auf den Aus-
gangsquerschnitt
bezogene Kraft
über der
Prüfteilverlängerung

Auch für einen Scherzugversuch wurde aus der zeitlichen Entwicklung der lokalen Vergleichsdehnung nach Mises in gleicher Weise wie für die beiden anderen Probengeometrien der Verlauf der lokalen Dehnrate im zentralen Bereich der Scherzone ermittelt. In Bild 6-31 sind für einen crashartigen Scherzugversuch dieser Dehnratenverlauf in der Scherzone logarithmisch und die auf die Ausgangsscherfläche bezogene Kraft linear über der Prüfteilverlängerung aufgetragen. Auch hier liegt die lokale Dehnrate nach dem elastischen Bereich über der nominellen Dehnrate von 100 s^{-1} und steigt bis Versuchsende über 1000 s^{-1} an.



Insgesamt kann festgestellt werden, dass im Kerbzug- und Scherzugversuch nach dem elastischen Bereich die lokalen Dehnraten über der nominellen Dehnraten im Flachzugversuch liegen. Bei Versagen jedoch liegen die lokalen Dehnraten wegen der Dehnungslokalisierung für alle Probengeometrien in der gleichen Größenordnung von etwa 1000 s^{-1} und damit etwa um den Faktor 10 über der nominellen Dehnraten. Da in hochbeanspruchten Zonen crashbelasteter Bauteile eine ähnliche Dehnraten-erhöhung stattfindet, ist die nominelle technische Dehnraten bzw. besser noch die charakteristische Dehnraten nach FAT-Richtlinie dennoch eine gute Maßzahl. Bei genaueren Betrachtungen und Analysen sollten aber diese lokale Dehnraten-erhöhung und damit einhergehende adiabatische Erwärmungen (siehe Kapitel 7) berücksichtigt werden.

6.4

Ergebnisse von Hochgeschwindigkeitsversuchen für HX340LAD

6.4.1

Flachzugversuche

Da für den Werkstoff HX340LAD mit der niedrigsten Festigkeit die größten Dehnraten-effekte zu erwarten sind, wurden die Flachzugversuche zusätzlich bei einer höheren Dehnraten von 250 s^{-1} durchgeführt. Da bei dieser hohen Dehnraten bei globalen und quasilokalen Kraftmessungen üblicherweise schon starke, durch Trägheitskräfte ange-regte Schwingungen im Kraftsignal auftreten, wurden entsprechend den Empfehlungen in der FAT-Richtlinie (Böhme, 2008) zusätzlich auch lokale Kraftmessungen mit im Schulterbereich der Probe beidseitig applizierten Dehnungsmessstreifen (DMS) eingesetzt. Als Kalibrierversuch diente ein Versuch bei mittlerer Dehnraten von 1 s^{-1} , bei dem parallel zur quasilokalen Kraftmessung die DMS-Signale aufgenommen wurden. In Bild 6-32 ist das mit der IWM-Messzelle aufgenommene Kraftsignal in kN über dem aus beiden DMS gemittelten Spannungssignal aufgetragen. Die Steigung der Geraden ergibt den Kalibrierfaktor, der im relevanten, kalibrierten Kraftbereich näherungsweise konstant ist.

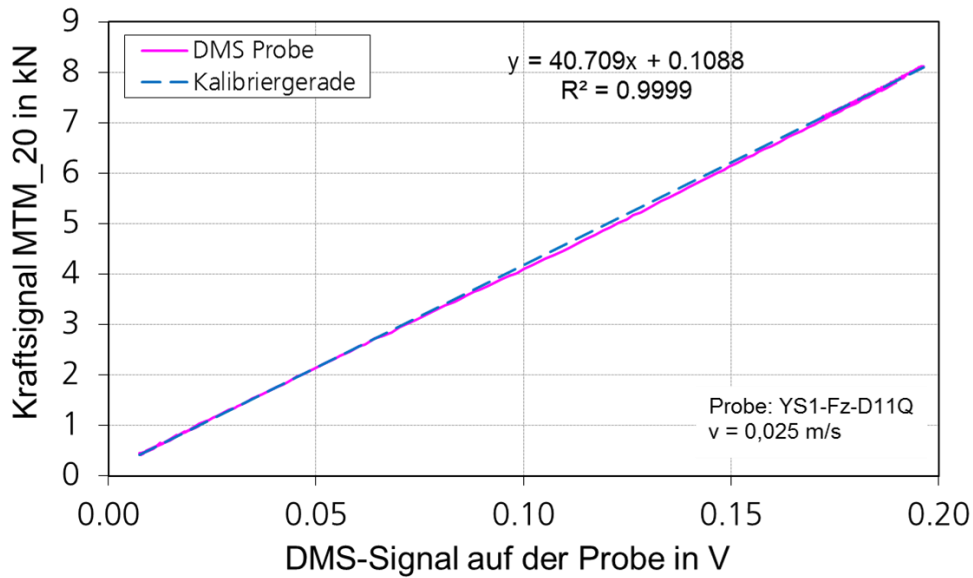


Bild 6-32
Kalibrierkurve für lokale Kraftmessung auf der Probe mittels Dehnmessstreifen

6.4.1.1 Geprüfte Proben

In Bild 6-33 und Bild 6-34 sind die geprüften Flachzugproben für alle Dehnraten einschließlich der statisch geprüften Proben für beide Walzrichtungen dargestellt. Die Proben, bei denen zusätzlich eine lokale Dehnungsauswertung im Einschnürbereich vorgenommen wurde, sind gekennzeichnet. Bei der statisch geprüften Probe YS1-Fz-4Q wurden zusätzlich Hochgeschwindigkeits-Videoaufnahmen im Versagensbereich mit hoher Zeitauflösung vorgenommen, um den Initiierungsort zu detektieren. Bei den im Prüfteil schwarz eingefärbten Proben wurden die Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen durchgeführt.

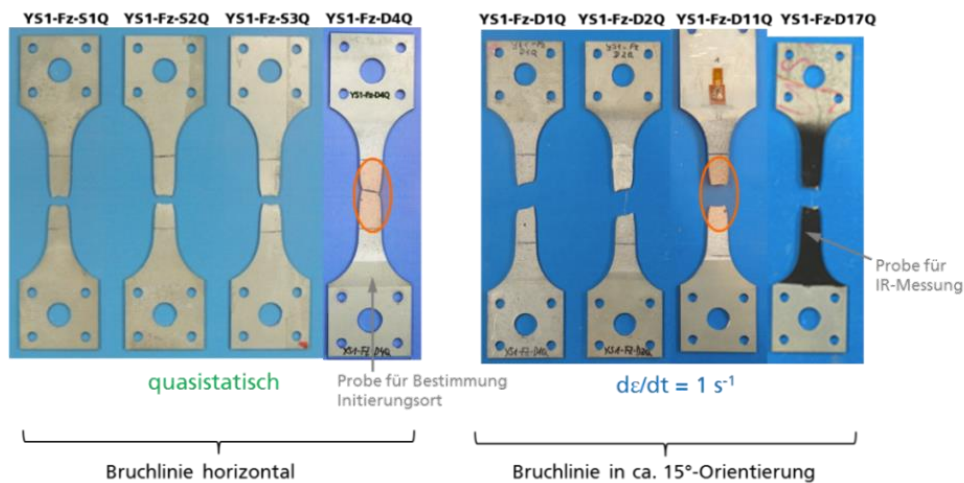


Bild 6-33
Geprüfte Flachzugproben für HX340LAD (quer zur WR)

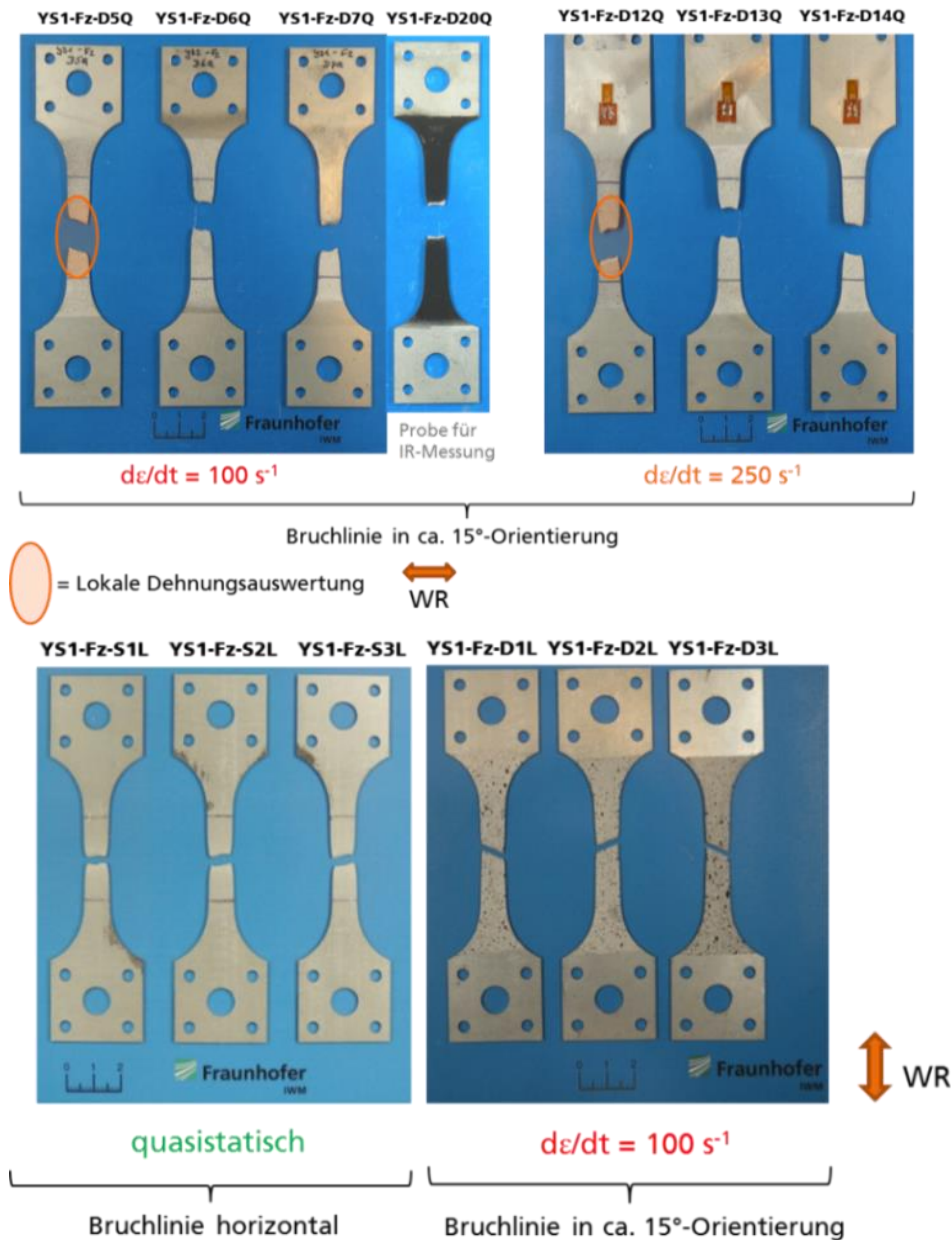


Bild 6-34
Geprüfte Flachzugproben für HX340LAD (längs zur WR)

Bei allen Proben ist Versagen innerhalb der Messlänge eingetreten. Während die statisch geprüften Proben eine horizontale Bruchlinie aufweisen, liegt die Bruchlinie der dynamisch geprüften Proben um 15° geneigt zur Horizontalen.

6.4.1.2 Technische Spannungs-Dehnungskurven

In Bild 6-35 und Bild 6-36 sind die technischen Spannungs-Dehnungskurven für beide Orientierungen und für die verschiedenen Dehnraten dargestellt. Diese Kurven liegen umso höher, je höher die Dehnrates ist. Für Dehnrates 250 s^{-1} ergeben sich nur moderat höhere Spannungen als für Dehnrates 100 s^{-1} , weil der Dehnratesunterschied nur einen Faktor 2,5 beträgt, im Gegensatz zu dem Faktor 100 zwischen 100 s^{-1} und 1 s^{-1} und dem Faktor von etwa 1000 zwischen 1 s^{-1} und quasistatischer Belastung. Dieser Werkstoff zeigt für alle Dehnrates eine ausgeprägte untere Streckgrenze, und bei den dynamischen Versuchen auch eine zunehmend ausgeprägte obere Streckgrenze. Obere und untere Streckgrenze liegen für die Versuche quer zur Walzrichtung höher als für

die Versuche längs zur Walzrichtung. Beide Orientierungen zeigen etwa gleiche Bruchdehnungen. Die Bruchdehnung nimmt mit zunehmender Dehnrates zu.

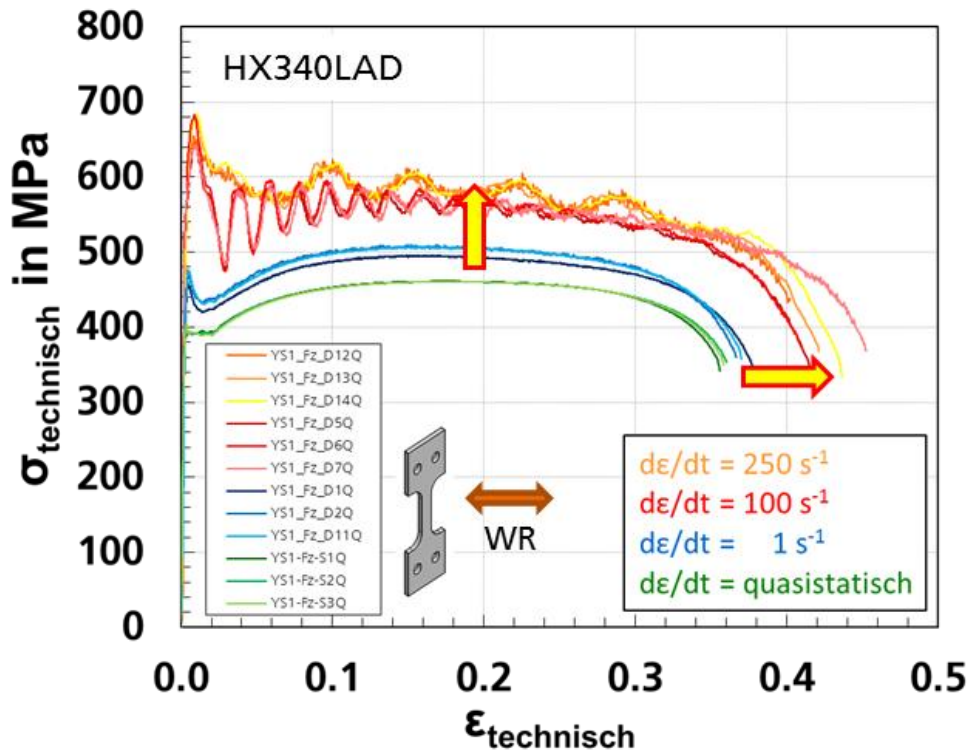


Bild 6-35
Technische Spannungs-Dehnungskurven für HX340LAD (quer zur WR)

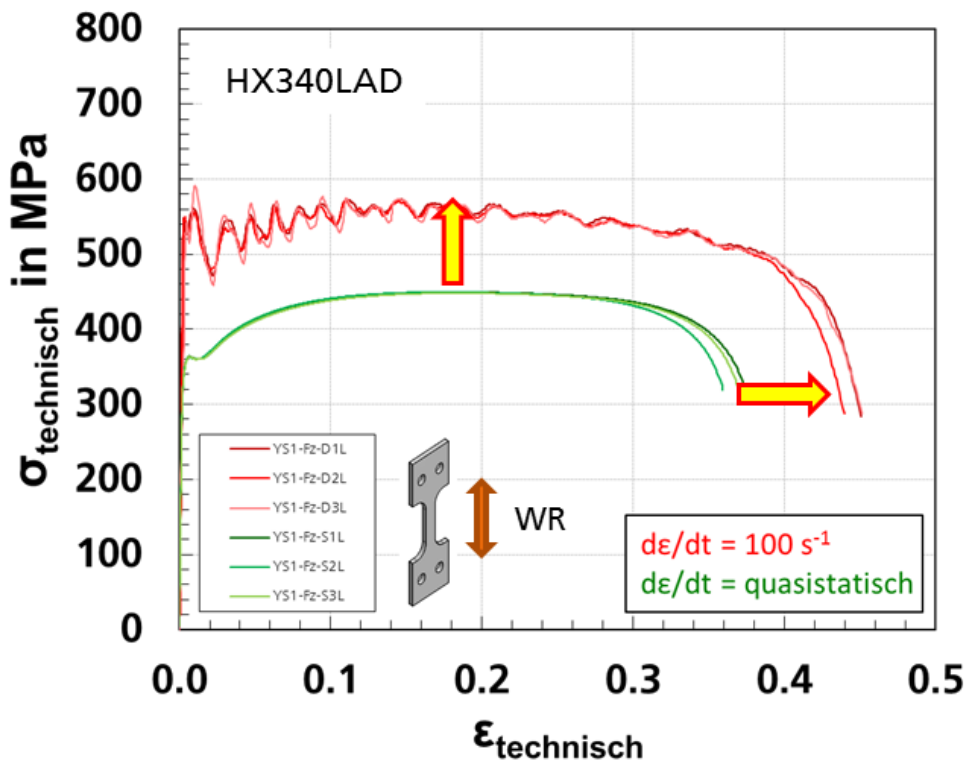


Bild 6-36
Technische Spannungs-Dehnungskurven für HX340LAD (längs zur WR)

6.4.1.3 Wahre Spannungs-Dehnungskurven

Die wahren Spannungs-Dehnungskurven wurden analog Kapitel 5.2.1.3 ermittelt. In Bild 6-37 und Bild 6-38 sind die Ergebnisse für die Proben quer und längs zur Walzrichtung gezeigt. Die Kurven für die höchsten Dehnraten von 100 s^{-1} und 250 s^{-1} verlaufen ab Kraftmaximum flacher als die anderen Kurven. Ursache dafür ist adiabatische Erwärmung im Einschnürbereich und die damit einhergehende reduzierte Verfestigung.

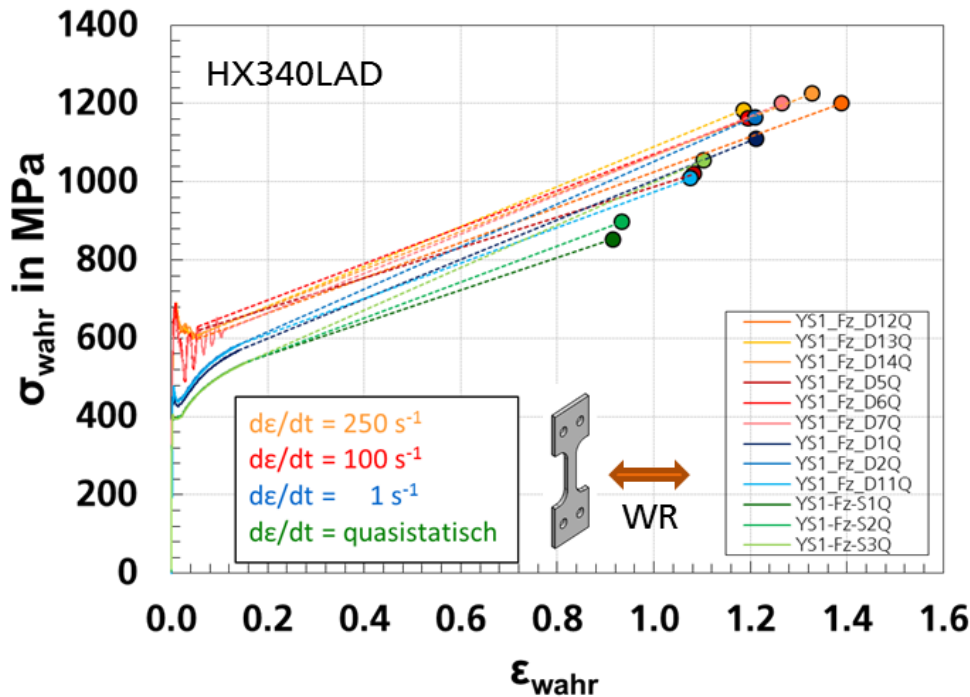


Bild 6-37
Einfluss der Dehnrates auf die wahren Spannungs-Dehnungskurven für HX340LAD (quer zur WR)

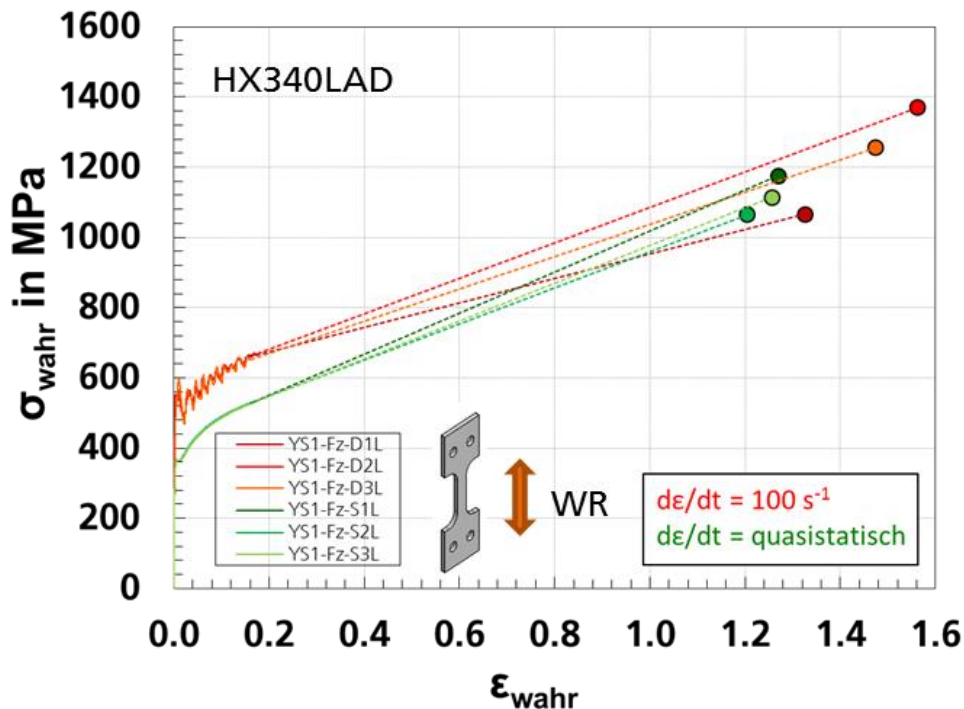


Bild 6-38
Einfluss der Dehnrates auf die wahren Spannungs-Dehnungskurven für HX340LAD (längs zur WR)

6.4.1.4 Technische Kennwerte

Die Ergebnisse der technischen Kennwerte sind in Tabelle 6-8 aufgelistet. R_{eL} wurde hier analog der FAT-Richtlinie (Böhme, 2008) als Mittelwert des von Schwingungen überlagerten Spannungsverlaufs im Bereich der Lüders-Dehnung ausgewertet. R_{eH} wird bei den dynamischen Versuchen bestimmt aus dem ersten Kraftmaximum, also bei dem plötzlichen Einsetzen der Lüdersdehnung, wodurch die Schwingungen der Probe ange-regt werden und sich im Kraftsignal widerspiegeln, wie dies in (Böhme, 2008) be-schrieben ist.

Proben quer zur Walzrichtung:

Probennummer	v_0	Dehnrates			R_{eL}	R_{eH}	R_m	A_{20mm} online	Z
		nominell	mittlere	$R_{p0.2} \dots R_m$					
		[s ⁻¹]	[s ⁻¹]	[s ⁻¹]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]
YS1_Fz_D12Q	6.25 m/s	250	274	353	588	644	591	40.0	75.0
YS1_Fz_D13Q	6.25 m/s	250	279	352	586	679	596	42.0	69.4
YS1_Fz_D14Q	6.25 m/s	250	283	347	592	684	598	43.5	73.7
Mittelwert:	6.25 m/s	250	279	351	589	669	595	41.8	72.7
Standardabweichung:					3	22	4	1.7	2.9
YS1_Fz_D5Q	2.5 m/s	100	106	101	530	640	573	41.3	66.1
YS1_Fz_D6Q	2.5 m/s	100	107	105	530	684	574	40.8	69.7
YS1_Fz_D7Q	2.5 m/s	100	111	98	534	640	574	45.1	72.1
Mittelwert:	2.5 m/s	100	108	102	531	655	573	42.4	69.3
Standardabweichung:					2	25	1	2.3	3.0
YS1_Fz_D1Q	0.025 m/s	1	0.95	0.85	420	457	496	37.8	70.2
YS1_Fz_D2Q	0.025 m/s	1	0.91	0.78	432	469	508	36.5	70.2
YS1_Fz_D11Q	0.025 m/s	1	0.98	0.88	431	476	507	36.9	65.9
Mittelwert:	0.025 m/s	1	0.95	0.83	428	467	504	37.1	68.8
Standardabweichung:					7	10	7	0.7	2.5
YS1-Fz-S1Q	0.02 mm/s	0.0008			391		461	35.4	59.9
YS1-Fz-S2Q	0.02 mm/s	0.0008			391		460	35.8	60.7
YS1-Fz-S3Q	0.02 mm/s	0.0008			389		461	35.7	66.8
Mittelwert:	0.02 mm/s	0.0008			390		461	35.7	62.5
Standardabweichung:					1		0	0.2	3.8

Proben längs zur Walzrichtung:

Probennummer	v_0	Dehnrates			R_{eL}	R_{eH}	R_m	A_{20mm} online	Z
		nominell	mittlere	$R_{p0.2} \dots R_m$					
		[s ⁻¹]	[s ⁻¹]	[s ⁻¹]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]
YS1-Fz-D1L	2.5 m/s	100	97	80	508	561	563	44.9	73.4
YS1-Fz-D2L	2.5 m/s	100	97	79	508	556	561	43.8	79.0
YS1-Fz-D3L	2.5 m/s	100	97	78	505	601	559	45.0	77.1
Mittelwert:	2.5 m/s	100	97	79	507	573	561	44.6	76.5
Standardabweichung:					2	25	2	0.7	2.8
YS1-Fz-S1L	0.02 mm/s	0.0008			361		449	37.1	71.9
YS1-Fz-S2L	0.02 mm/s	0.0008			361		450	35.8	70.0
YS1-Fz-S3L	0.02 mm/s	0.0008			361		448	36.8	71.5
Mittelwert:	0.02 mm/s	0.0008			361		449	36.6	71.1
Standardabweichung:					0		1	0.7	1.0

In Bild 6-39 bis Bild 6-41 sind die technischen Festigkeitskennwerte und in Bild 6-42 und Bild 6-43 die technischen Verformungskennwerte für beide Walzrichtungen über der logarithmisch skalierten nominellen Dehnrates aufgetragen. Mit zunehmender Dehnrates steigen alle Technischen Kennwerte an.

Bei den in Bild 6-39 dargestellten Festigkeitskennwerten für die bei 4 verschiedenen Dehnrates durchgeführten Versuche quer zur Walzrichtung geben in der FAT-Richtlinie (Böhme, 2008) vorgeschlagene Bi-Potenzansätze die Dehnratesabhängigkeit besser wieder als einfache Potenzansätze, wie dies in Bild 6-40 zu sehen ist. Für beide Walzrichtungen steigt mit zunehmender Dehnrates die obere Streckgrenze R_{eH} am stärksten an, da die Lüdersdehnung mit zunehmender Dehnrates zunehmend verzögert einsetzt. Bei der höchsten Dehnrates liegen die Werte für R_{eH} sogar über den Werten für die Zugfestigkeit R_m . Die Zugfestigkeit R_m steigt mit zunehmender Dehnrates am wenigsten stark an, was auf beginnende adiabatische Erwärmung im Bereich des Kraftmaximums hinweist. Untere Streckgrenze R_{eL} und obere Streckgrenze R_{eH} liegen für die Versuche quer zur Walzrichtung moderat höher als für die Versuche längs zur Walzrichtung.

Tabelle 6-8
Technische Kennwerte
für HX340LAD
quer und längs
zur Walzrichtung
für alle Dehnrates

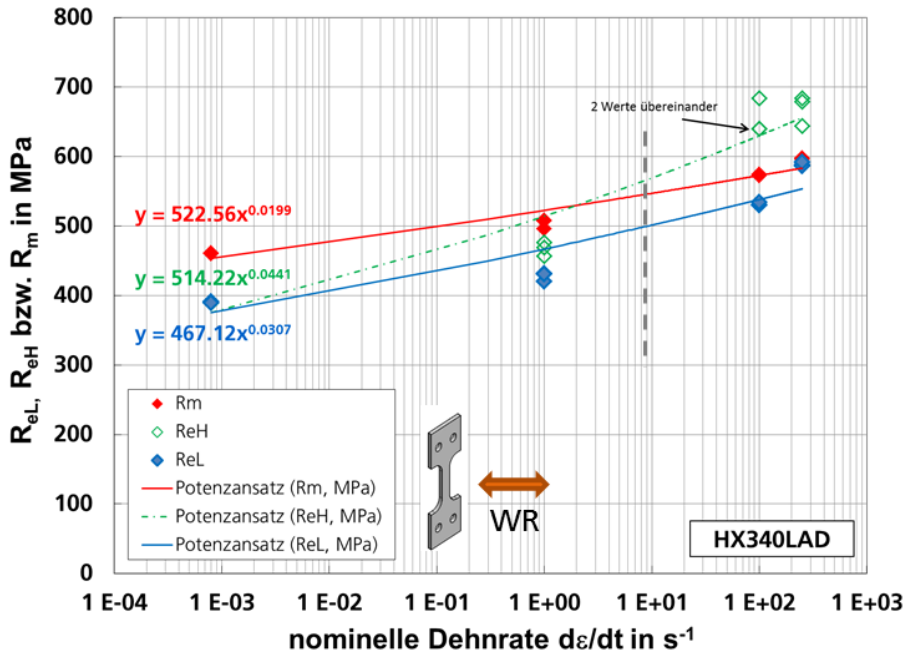


Bild 6-39
Technische Festigkeitskennwerte für HX340LAD in Abhängigkeit von der Dehnrage (quer zur WR)

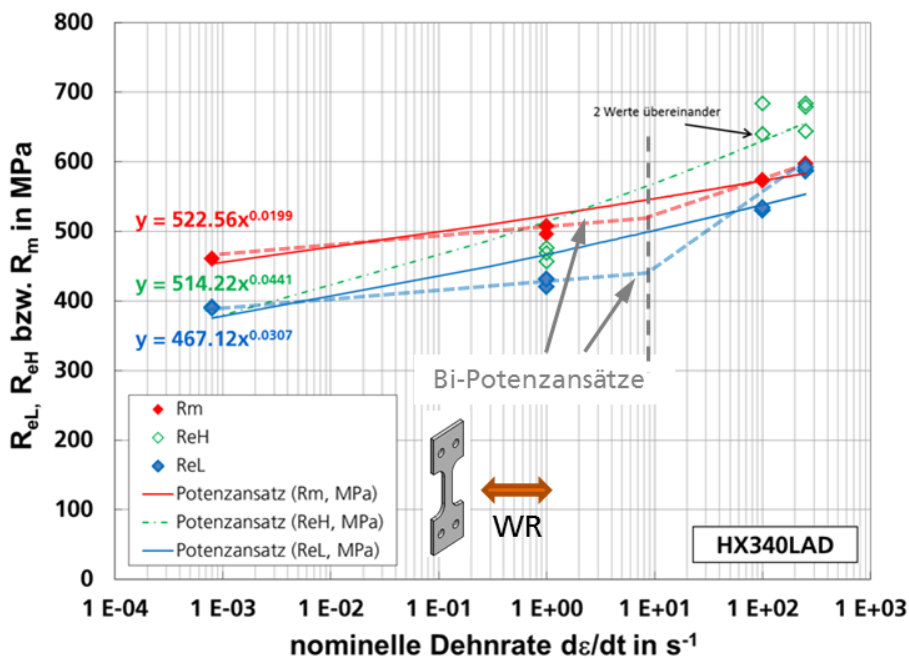


Bild 6-40
Technische Festigkeitskennwerte und Bi-Potenzansätze für HX340LAD in Abhängigkeit von der Dehnrage (quer zur WR)

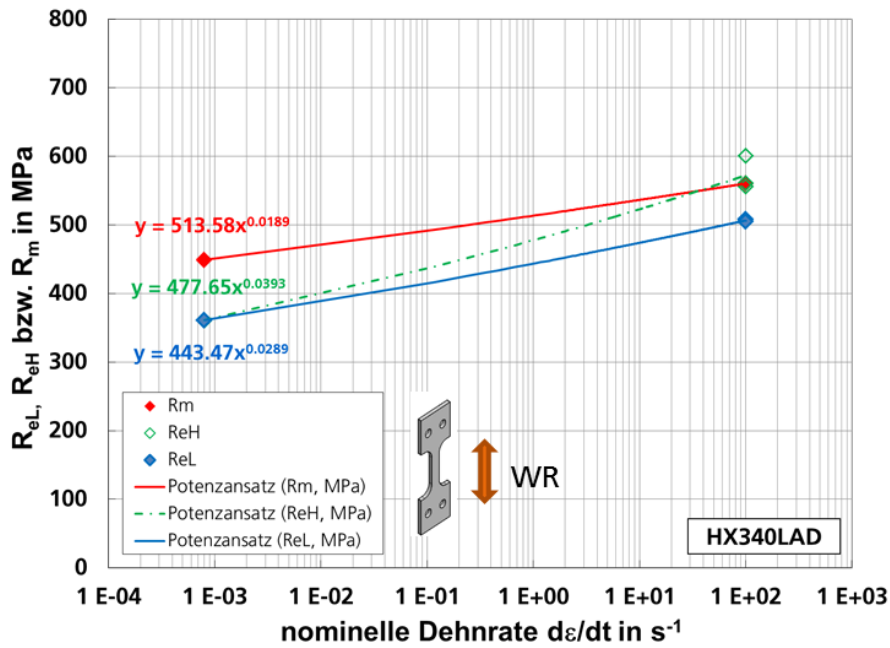


Bild 6-41
Technische Festigkeitskennwerte für HX340LAD in Abhängigkeit von der Dehnr. (längs zur WR)

Bei den Verformungskennwerten liegen sowohl Bruchdehnung A_{20mm} als auch Einschnürung Z für die Versuche längs zur Walzrichtung moderat höher als für die Versuche quer zur Walzrichtung. Beide Kennwerte nehmen mit zunehmender Dehnr. moderat zu.

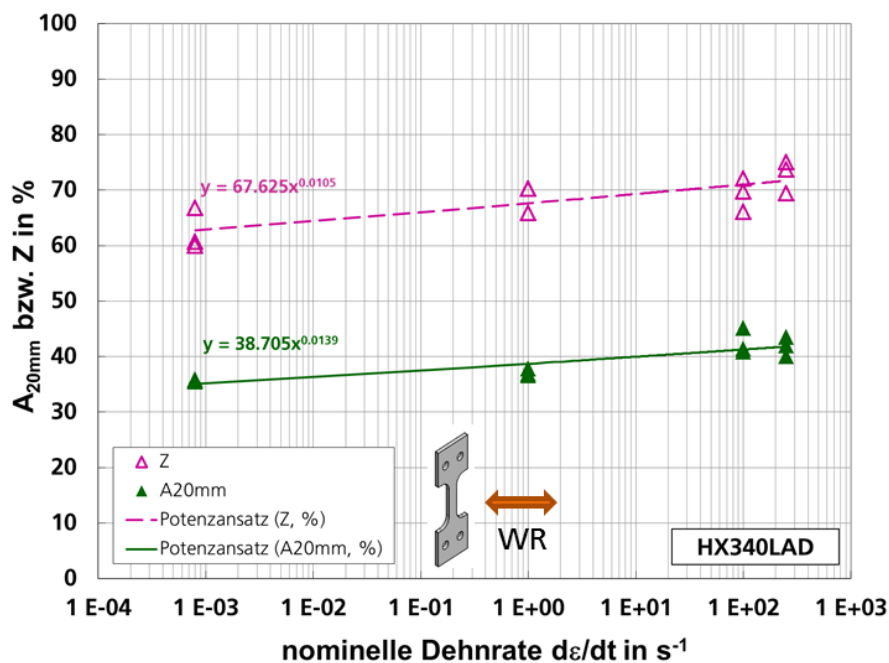


Bild 6-42
Technische Verformungskennwerte für HX340LAD in Abhängigkeit von der Dehnr. (quer zur WR)

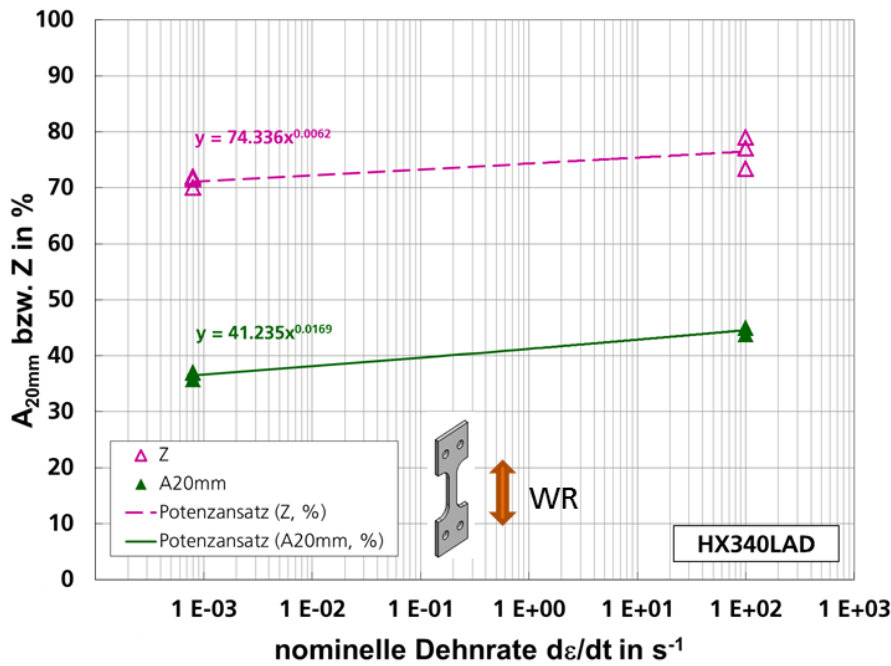


Bild 6-43
Technische Verformungskennwerte für HX340LAD in Abhängigkeit von der Dehnrade (längs zur WR)

6.4.2 Kerbzug-, 0°-Scherzug- und Lochzugversuche

6.4.2.1 Geprüfte Proben

In Bild 6-44 bis Bild 6-46 sind die geprüften Proben für die drei verschiedenen Probengeometrien einschließlich Proben für Infrarotmessungen und für lokale Dehnungsfeldmessungen dargestellt.

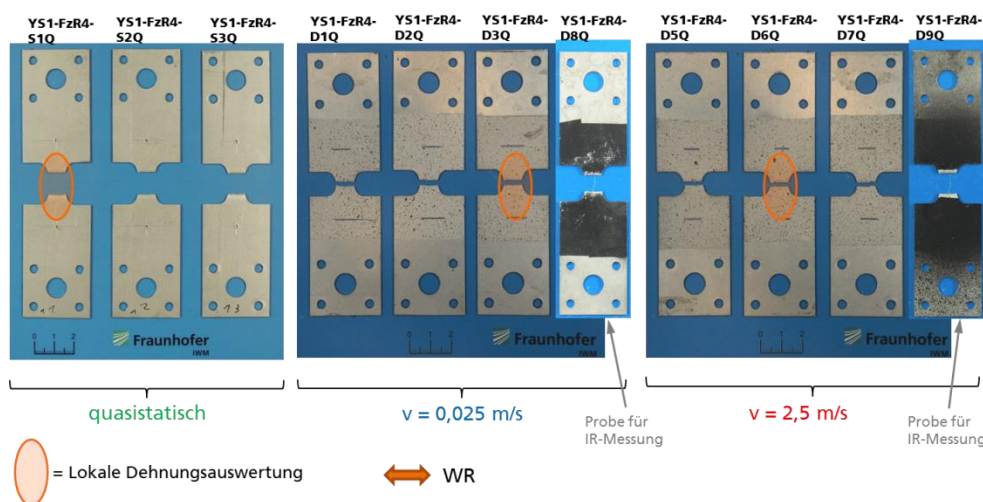


Bild 6-44
Geprüfte Kerbzugproben für HX340LAD für alle Prüfgeschwindigkeiten

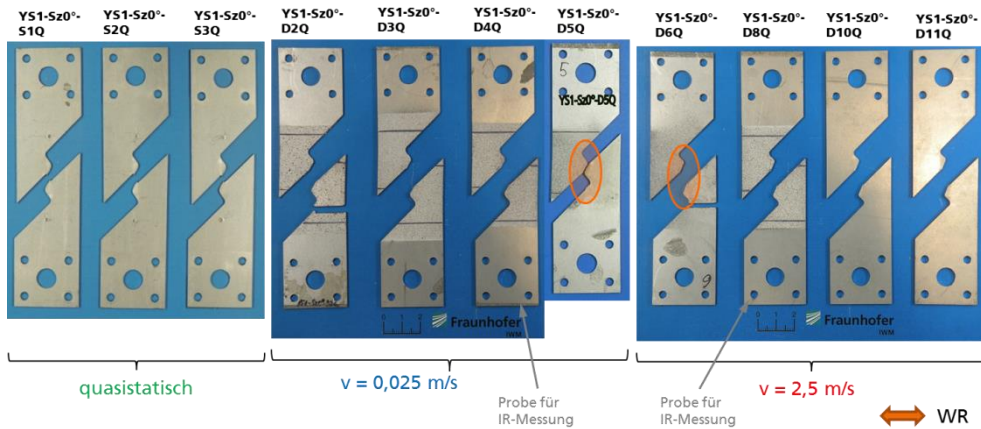


Bild 6-45
Geprüfte
0°-Schrägkerb-
Schervugproben
für HX340LAD
für alle
Prüfgeschwindigkeiten

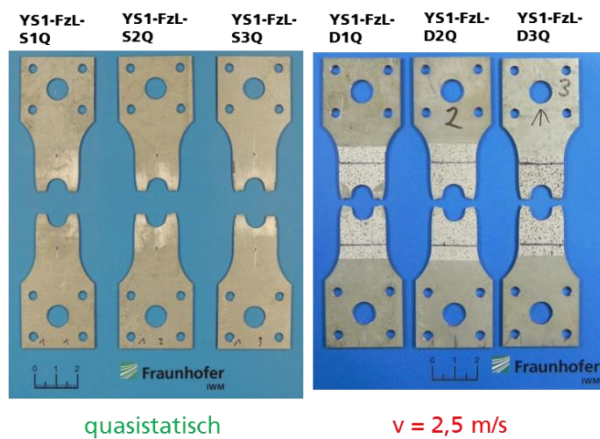


Bild 6-46
Geprüfte
Lochzugproben
für HX340LAD
für alle
Prüfgeschwindigkeiten

6.4.2.2 Kraft-Weg-Kurven

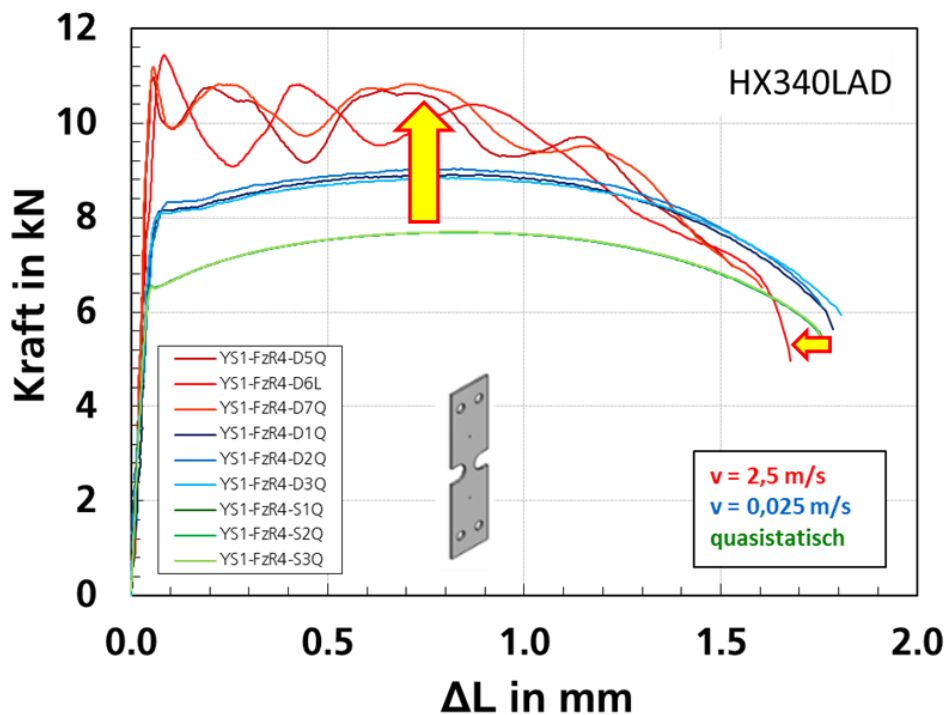


Bild 6-47
Kraft-Weg-Kurven
für Kerbzugversuche
für HX340LAD

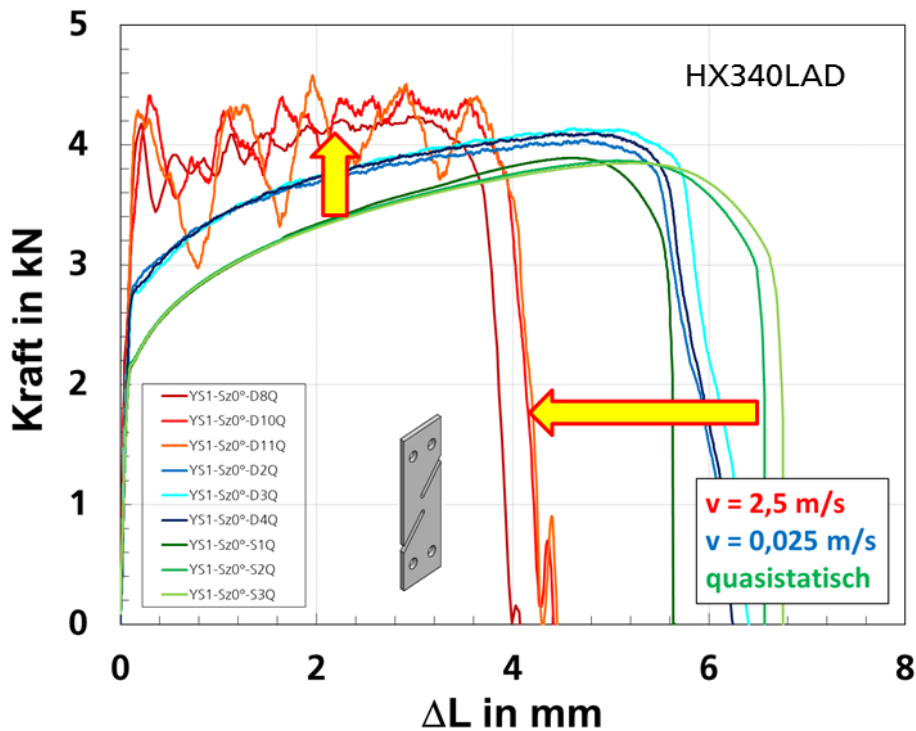


Bild 6-48
Kraft-Weg-Kurven
für Scherzugversuche
für HX340LAD

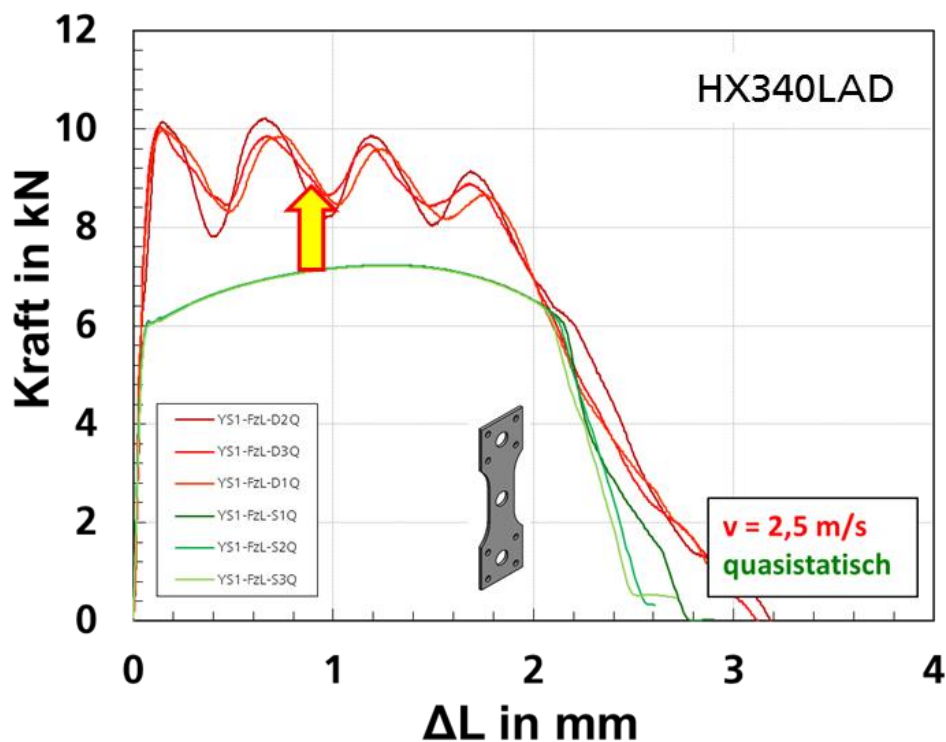


Bild 6-49
Kraft-Weg-Kurven
für Lochzugversuche
für HX340LAD

Für alle drei Belastungsarten liegen die dynamischen Kraft-Weg-Kurven über den statischen. Mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit werden die Kurven bei den Kerbzugversuchen und den Lochzugversuchen moderat kürzer, bei den Scherzugversuchen dagegen auffallend kürzer. Dieses Verhalten wurde auch bei Scherzugversuchen für den Werkstoff HCT980X+Z110MB beobachtet und bestätigt Ergebnisse für Aluminiumlegierungen (Böhme, et al., 2011; El-Magd, et al., 2001) und Titanlegierungen (Peirs, et al., 2011).

6.4.3 Bestimmung von Initiierungsort und -modus

Ebenso wie in Kapitel 6.3.3 für den Werkstoff HCT980X+Z110MB wurde auch für HX340LAD der Initiierungsort für Flachzug-, Kerbzug- und Lochzugversuche mit Hochgeschwindigkeits-Videoanalyse und für die Scherzugversuche mit Fraktografie ermittelt.

6.4.3.1 Hochgeschwindigkeitsvideoanalyse

In Bild 6-50 bis Bild 6-52 sind ausgewählte Einzelbilder von Hochgeschwindigkeitsvideoaufnahmen nach Initiierung für Flachzug-, Kerbzug- und Lochzugproben dargestellt. Für die Flachzug- und Kerbzugproben findet bei allen Prüfgeschwindigkeiten Initiierung in der Mitte der Probenbreite statt. Bei der dynamisch geprüften Lochzugprobe erfolgt Initiierung am Lochrand.

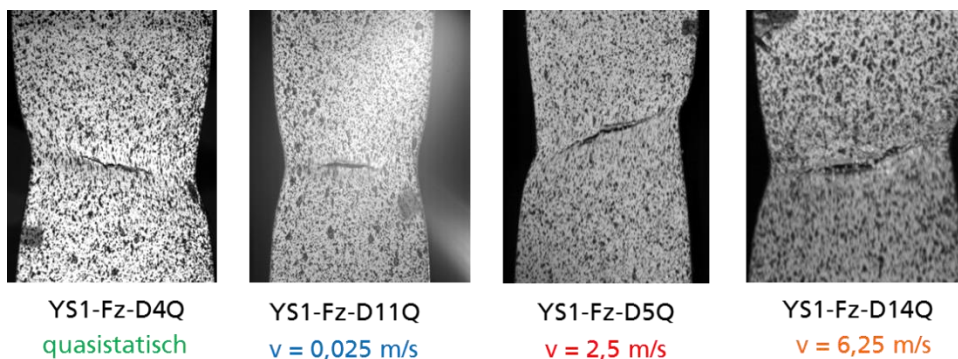


Bild 6-50
Hochgeschwindigkeitsvideobilder für je einen Flachzugversuch pro Prüfgeschwindigkeit nach Initiierung

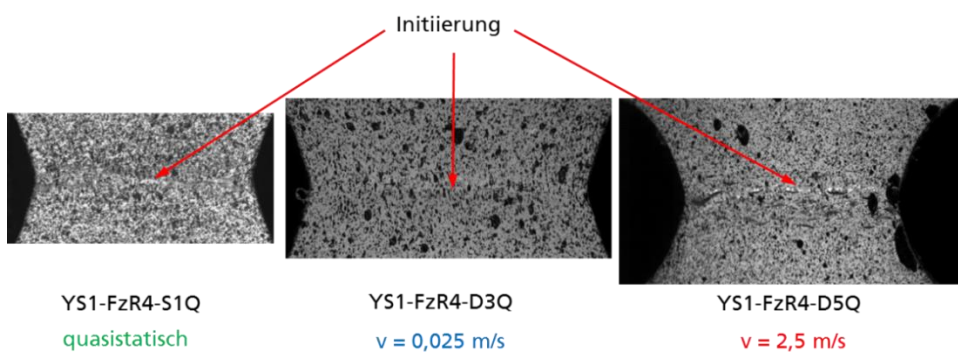


Bild 6-51
Hochgeschwindigkeitsvideobilder für je einen Kerbzugversuch pro Prüfgeschwindigkeit nach Initiierung

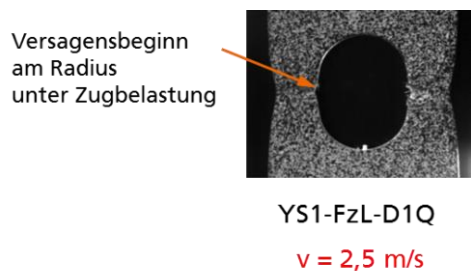


Bild 6-52
Hochgeschwindigkeitsvideobild für eine bei $v = 2,5 \text{ m/s}$ geprüfte Lochzugprobe

6.4.3.2 Fraktografische Untersuchungen

Um Initiierungsort und -modus bei Scherzugversuchen zu bestimmen, wurden fraktografische Untersuchungen an statisch und dynamisch geprüften Proben durchgeführt. In Bild 6-53 sind REM-Aufnahmen verschiedener Bruchflächenausschnitte einer statisch geprüften 0°-Schrägkerb-Scherzugprobe gezeigt. Im Bereich der oberen Kerbe zeigen

sich teilweise ausgezogene Waben, die sich über die komplette Probendicke und bis an den oberen Kerbrand erstrecken. Im Probenzentrum sind Zugwaben zu sehen, im unteren Bereich der Bruchfläche befinden sich stärker ausgezogene Waben. Diese Aufnahmen zeigen, dass es fließende Übergänge zwischen Zugversagen und Scherversagen gibt, je nachdem wie stark die Zugwaben ausgezogen sind. Da nach bisherigen Kenntnissen die Versagensdehnung unter Zugbelastung niedriger liegt als unter Scherbelastung, wie in Kapitel 6.3.5 für den Dualphasenstahl HCT980X+ Z110MB ersichtlich, wird bei dieser Probe Versagensbeginn unter Zugbelastung im oberen bis mittleren Bereich der Bruchfläche stattgefunden haben.

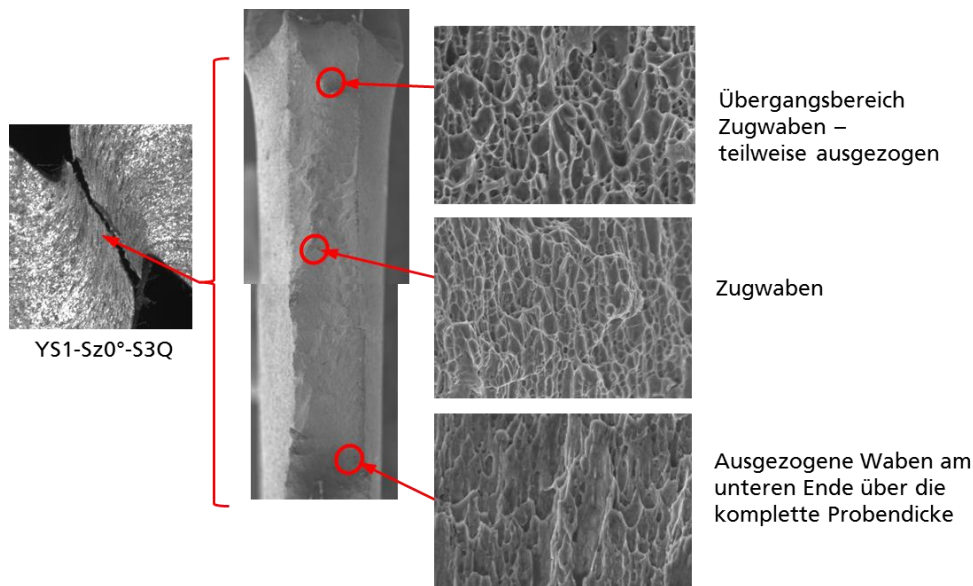


Bild 6-53
REM-Aufnahmen einer statisch geprüften 0°-Schrägkerb-Scherzugprobe (HX340LAD)

Zum Vergleich sind in Bild 6-54, zusätzlich zu der mittleren REM-Aufnahme aus Bild 6-53, REM-Aufnahmen jeweils eines Bruchflächenausschnitts von 0°-Schrägkerb-Scherzugproben geprüft bei mittlerer und crashartiger Prüfgeschwindigkeit gezeigt.

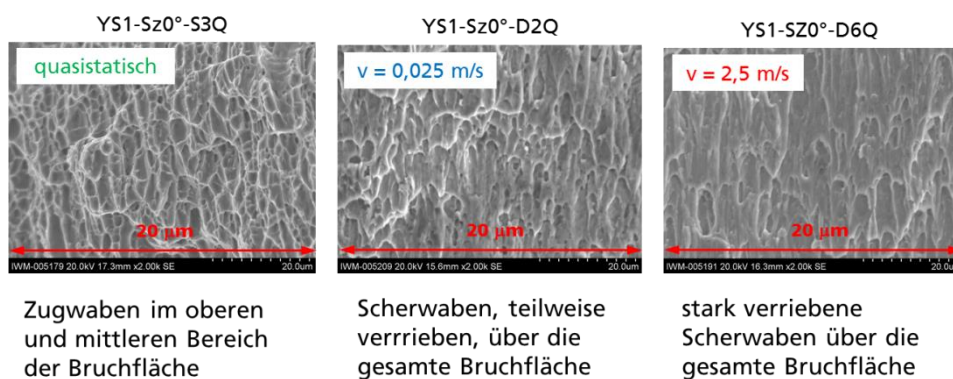


Bild 6-54
REM-Aufnahmen von geprüften 0°-Schrägkerb-Scherzugproben bei allen drei Prüfgeschwindigkeiten (HX340LAD)

Die REM-Aufnahme für die bei mittlerer Geschwindigkeit geprüfte 0°-Schrägkerb-Scherzugprobe in der Mitte von Bild 6-54 zeigt deutlich ausgezogene Scherwaben. Die REM-Aufnahme des Bruchflächenausschnitts der crashartig geprüften 0°-Schrägkerb-Scherzugprobe rechts zeigt eine reine Scherbruchfläche, die kaum noch Wabenstruktur erkennen lässt. Beide Bruchflächenausschnitte sind jeweils repräsentativ für die gesamte Bruchfläche, sodass bei mittlerer und crashartiger Prüfgeschwindigkeit von Initiierung unter Scherung ausgegangen werden kann. Da die gesamten Bruchflächen der bei mittlerer und hoher Prüfgeschwindigkeit geprüften 0°-Schrägkerb-Scherzugproben auf Scherversagen hinweisen, findet Initiierung wahrscheinlich an mehreren Stellen gleichzeitig bzw. auf der ganzen Scherfläche statt.

6.4.4 Bestimmung der Versagensdehnung

Die lokale Versagensdehnung wurde am Versagensort aus der experimentell ermittelten Dehnungsverteilung mit Hilfe der Grauwertkorrelationsanalyse ARAMIS für die Flachzug-, Kerbzug- und Scherzugversuche bei allen Prüfgeschwindigkeiten für jeweils einen Beispielversuch bestimmt, ebenso wie in Kapitel 6.3.4 für HCT980X+Z110MB. Da in der hochbeanspruchten Zone bei diesem Werkstoff deutlich höhere Dehnungen und Dehnungsgradienten auftreten als bei HCT980X+Z110MB, ist eine höhere Ortsauflösung erforderlich, um die lokale Versagensdehnung im letzten Bild vor Bruch zuverlässig zu bestimmen. Aus diesem Grund wurde hier die „Spline-Funktion“ in ARAMIS zur Dehnungsberechnung genutzt (Behrens, et al., 2013). In Bild 6-55 ist diese Vorgehensweise für die Flachzugversuche dargestellt. Die höchste Dehnrate von 250 s^{-1} führt zur höchsten Versagensdehnung.

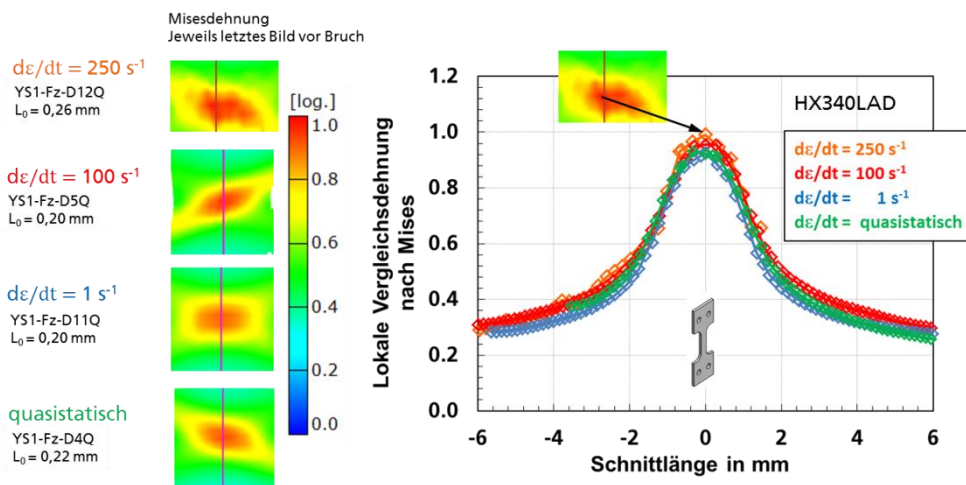


Bild 6-55
Lokale Vergleichsdehnung im letzten Bild vor Bruch, ausgewertet für Flachzugversuche bei vier Prüfgeschwindigkeiten

Bild 6-56 zeigt beispielhaft die Auswertung der Versagensdehnung für einen dynamischen Scherzugversuch bei $v = 2,5 \text{ m/s}$.

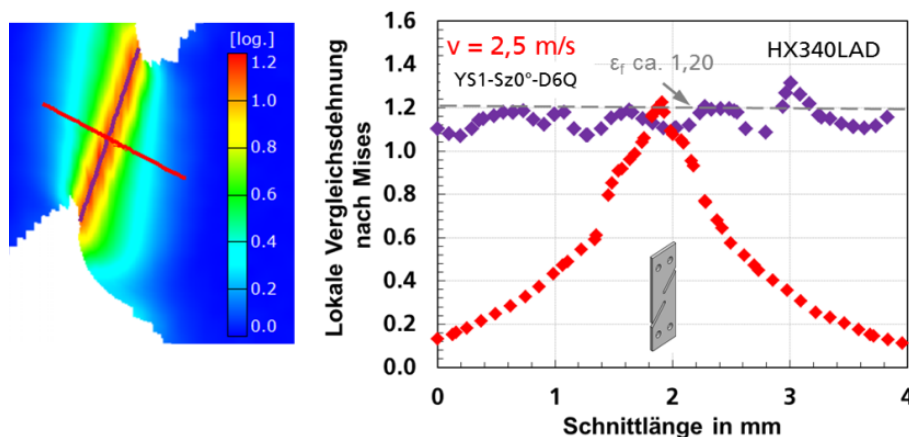


Bild 6-56
Bestimmung der Versagensdehnung für einen dynamischen Scherzugversuch

Der wellenförmige Verlauf der Vergleichsdehnung entlang des Scherbandes ist mit der leichten Zeiligkeit des gewalzten Werkstoffs zu erklären. Als Versagensdehnung wurde hier nicht der höchste Wert sondern in konservativer Weise die an mehreren Stellen auftretenden Maxima ausgewertet.

Bild 6-57 zeigt für jeweils einen mittelschnellen und einen crashartigen Scherzugversuch die Vergleichsdehnung kurz vor Bruch entlang der Position auf einer Schnittlinie

quer zur lokalisierten Scherzone. Bei der statisch geprüften 0°-Schrägkerb-Scherzugprobe konnte das Dehnungsfeld in der Scherzone nicht analysiert werden, da die für die Grauwertkorrelationsanalyse aufgetragene Lackschicht vor Bruchinitiation versagte. Das Maximum der Glockenkurve und damit die Versagensdehnung liegt bei den dynamischen Scherzugversuchen mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit niedriger, wie dies auch schon für HCT980X+Z110MB in Kapitel 4.5 festgestellt wurde.

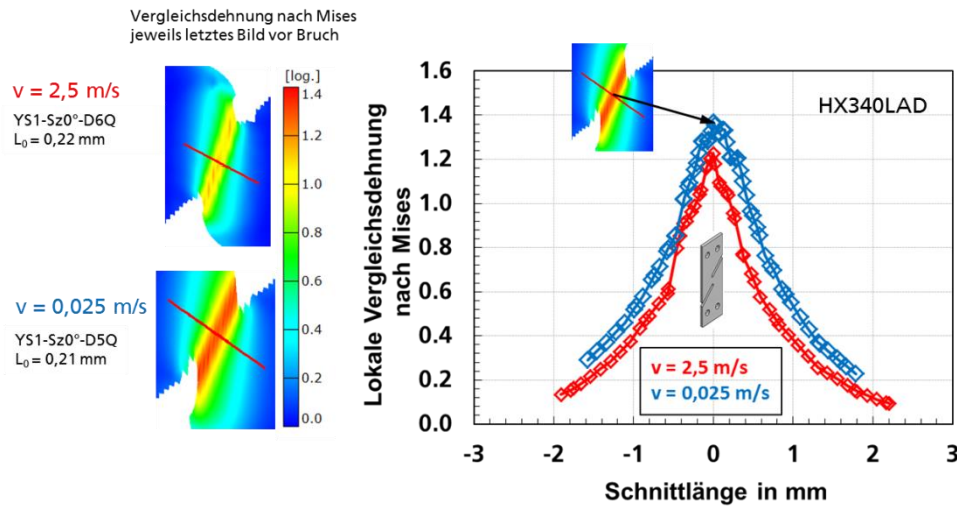


Bild 6-57
Lokale Vergleichsdehnung im letzten Bild vor Bruch, ausgewertet für Scherzugversuche bei zwei Prüfgeschwindigkeiten

Bild 6-58 zeigt beispielhaft die Auswertung der Versagensdehnung für einen dynamischen Kerbzugversuch bei $v = 0,025 \text{ m/s}$. Innerhalb des hochverformten Bereiches ist die lokale Vergleichsdehnung entlang der Position auf einer horizontalen Schnittlinie nahezu gleichbleibend, zu den Kerben hin nimmt sie moderat ab. Da Bruchinitiation in der Mitte der Probenbreite stattfindet, wurde dort auch die Versagensdehnung bestimmt.

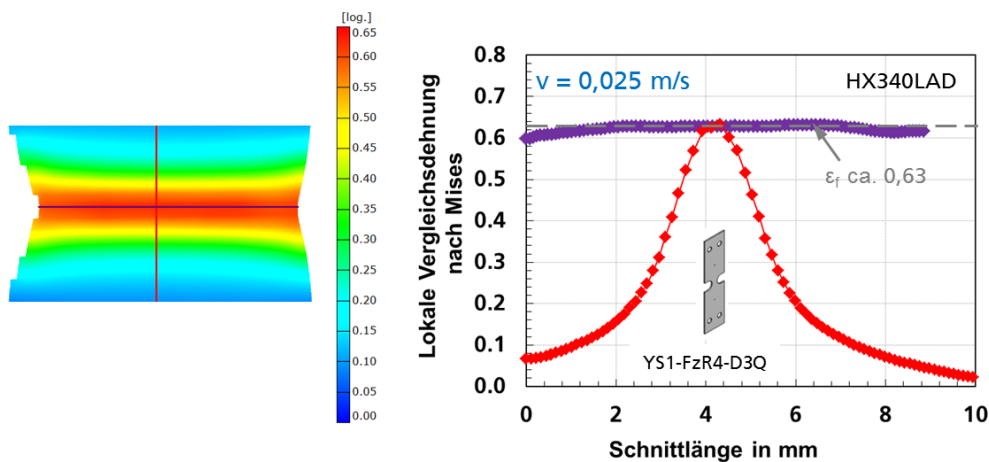


Bild 6-58
Bestimmung der Versagensdehnung für einen dynamischen Kerbzugversuch

In Bild 6-59 ist die Vergleichsdehnung kurz vor Bruch über der Position auf einer Schnittlinie senkrecht zur lokalisierten Zone für je einen Kerbzugversuch und für jede Prüfgeschwindigkeit aufgetragen. Auffallend ist bei diesem Werkstoff, dass bei dem statischen Kerbzugversuch das Maximum der Glockenkurve deutlich größer ist als bei den dynamischen Kerbzugversuchen und damit auch unter statischer Belastung eine höhere Versagensdehnung auftritt als unter dynamischer Belastung, ähnlich wie bei den Scherzugversuchen.

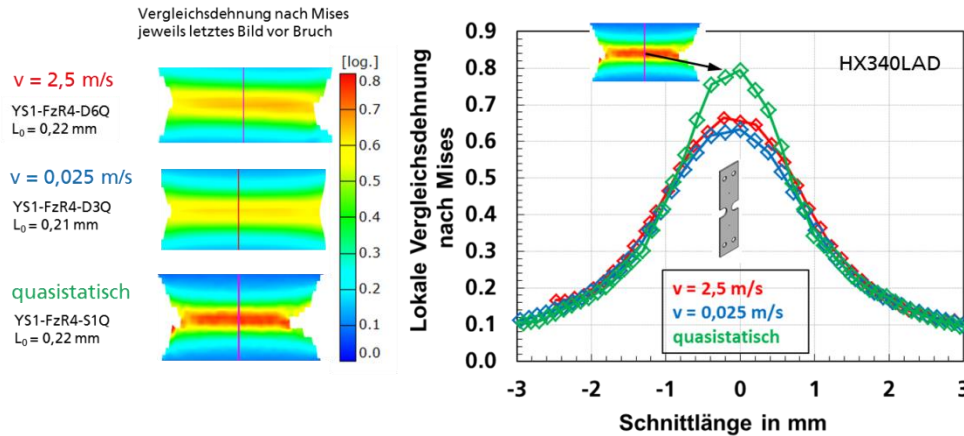


Bild 6-59
Lokale Vergleichsdehnung im letzten Bild vor Bruch, ausgewertet für Kerbzugversuche bei drei Prüfgeschwindigkeiten

Für die Lochzugversuche wurde auch bei diesem Werkstoff keine Versagensdehnung aus ARAMIS bestimmt, da die lokalen Dehnungen am Lochrand mit Grauwertkorrelationsanalyse nicht zuverlässig erfasst werden können.

In Tabelle 6-9 sind die Angaben zu den lokal ausgewerteten Versuchen mit der zugrunde liegenden zeitlichen und örtlichen ARAMIS-Auflösung aufgeführt.

Versuchsart	Probennummer	v [m/s]	Bildrate [s ⁻¹]	Facettengröße	Facettenabstand	Dehnungsberechnung	l ₀ [mm]	Versagensdehnung aus ARAMIS
0°-Scherzug:	YS1-Sz0°-D6Q	v = 2,5 m/s	42000	12 Pxl.	6 Pxl.	spline	0.22	1.20
	YS1-Sz0°-D5Q	v = 0,025 m/s	500	20 Pxl.	12 Pxl.	spline	0.21	1.36
Flachzug:	YS1-Fz-D12Q	v = 6,25 m/s	90000	8 Pxl.	4 Pxl.	spline	0.26	0.99
	YS1-Fz-D5Q	v = 2,5 m/s	25000	10 Pxl.	5 Pxl.	spline	0.20	0.96
	YS1-Fz-D11Q	v = 0,025 m/s	1000	16 Pxl.	14 Pxl.	spline	0.20	0.91
	YS1-Fz-D4Q	quasistatisch	1.25	13 Pxl.	8 Pxl.	spline	0.22	0.92
Kerbzug:	YS1-FzR4-D6Q	v = 2,5 m/s	50000	15 Pxl.	9 Pxl.	spline	0.22	0.67
	YS1-FzR4-D3Q	v = 0,025 m/s	2500	25 Pxl.	19 Pxl.	spline	0.21	0.63
	YS1-FzR4-S1Q	quasistatisch	2	13 Pxl.	9 Pxl.	spline	0.21	0.79

Tabelle 6-9
Angaben zur optischen Dehnungsauswertung für lokal ausgewertete Versuche (HX340LAD)

In Bild 6-60 sind zum direkten Vergleich für crashartige Scherzug-, Flachzug- und Kerbzugversuche die Ergebnisse der lokalen Dehnungen über der Position auf der Schnittlinie aufgetragen. Es ist deutlich erkennbar, dass der dynamische Scherzugversuch die höchsten lokalen Dehnungen bei kleinster Halbwertsbreite der Dehnungsverteilung im lokalisierten Bereich aufweist. Der dynamische Flachzugversuch zeigt dagegen die größte Halbwertsbreite während das Maximum der lokalen Dehnungen zwischen denen des Scherzugversuchs und des Kerbzugversuchs liegt. Der Kerbzugversuch liefert das niedrigste Maximum der lokalen Dehnungen.

In Bild 6-61 sind die gleichen Auftragungen für jeweils einen quasistatischen Flachzug- und Kerbzugversuch dargestellt. Auch hier zeigt der Flachzugversuch eine größere Halbwertsbreite und ein größeres Dehnungsmaximum als der Kerbzugversuch.

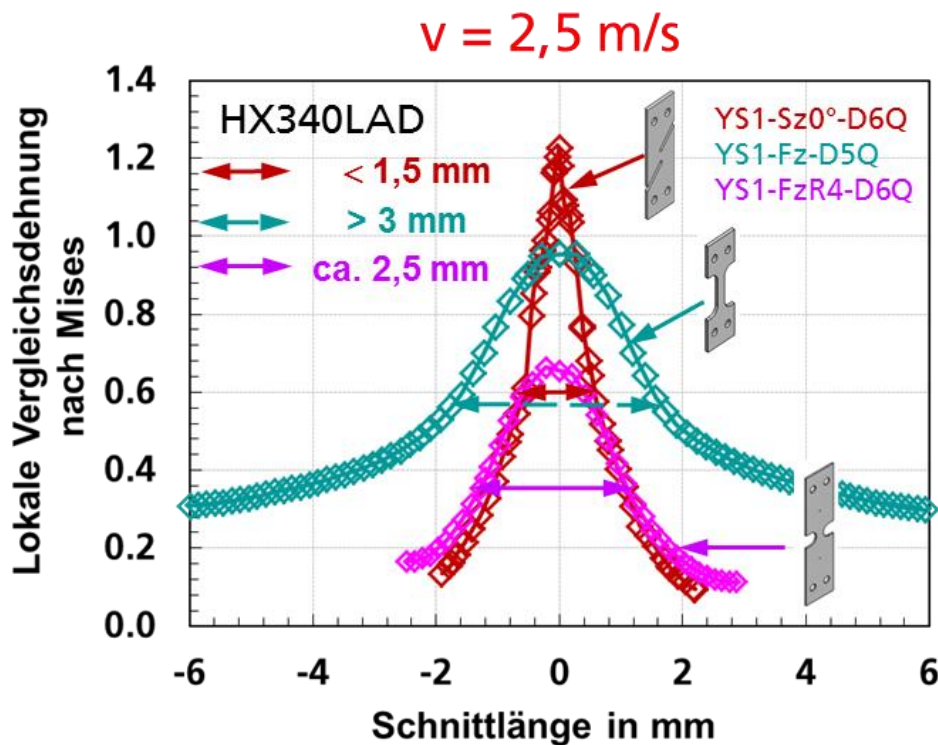


Bild 6-60
Lokale Vergleichsdehnung im letzten Bild vor Bruch, aufgetragen über der Position auf einer Schnittlinie für die verschiedenen Probengeometrien für Versuche bei $v = 2,5 \text{ m/s}$

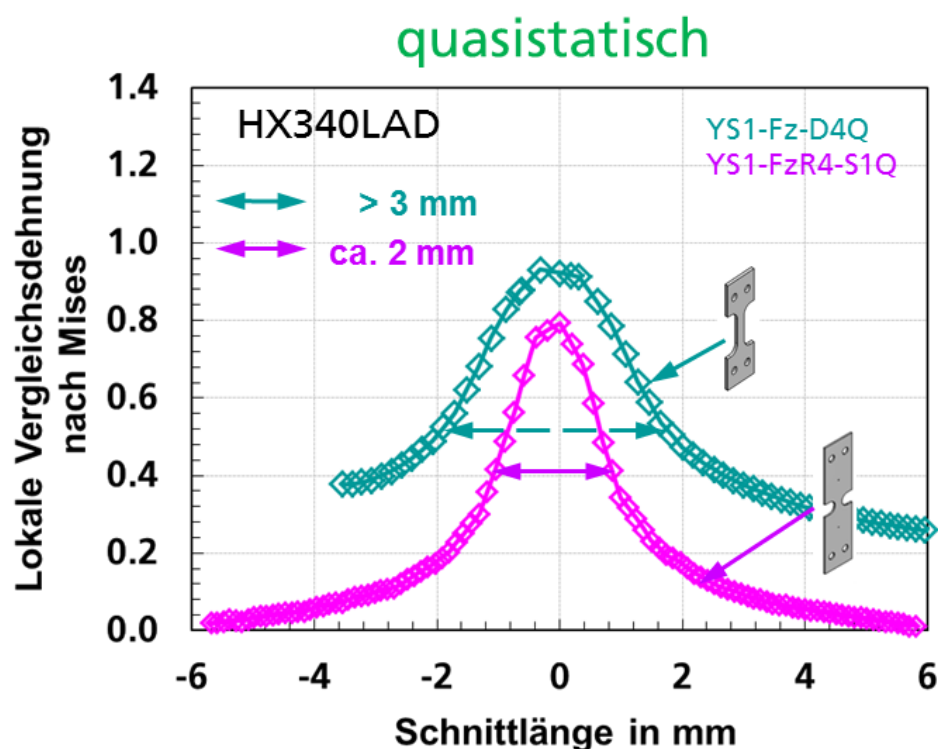


Bild 6-61
Lokale Vergleichsdehnungen im letzten Bild vor Bruch, aufgetragen über der Position auf einer Schnittlänge für die verschiedenen Probengeometrien bei quasistatischer Belastung

Bei den Flachzugversuchen fällt beim Vergleich der lokalen Versagensdehnungen der crashartigen Versuche in Bild 6-60 mit denen der statischen Versuche in Bild 6-61 auf, dass die lokale Versagensdehnung bei der höheren Dehnrage nur moderat über der bei quasistatischer Belastung liegt. Die technischen Spannungs-Dehnungskurven in Bild 6-35 zeigen dagegen, dass die technische Bruchdehnung mit zunehmender Dehnrage erkennbar zunimmt. Die Halbwertsbreiten der Glockenkurven in Bild 6-60 und Bild 6-61 sind für die Flachzugversuche nur mit großer Unsicherheit zu bestimmen, da bei

den ausgewerteten Bildausschnitten die Dehnungen nicht bis auf Null zurückgehen. In Bild 6-55 ist beispielsweise erkennbar, dass die lokalen Dehnungen außerhalb des lokalisierten Bereichs im crashartigen Flachzugversuch über denen bei statischer Belastung liegen. In der Summe führt dies offenbar dazu, dass die globale Bruchdehnung mit zunehmender Dehnrates zunimmt, obwohl die lokale Versagensdehnung nur wenig Einfluss der Dehnrates erkennen lässt.

Bei dem crashartigen Kerbzugversuch liegt eine signifikant niedrigere Glockenkurve und damit eine deutlich geringere lokale Versagensdehnung vor als beim statischen Kerbzugversuch. Dagegen deuten die Kraftverläufe in Bild 6-47 auf eine nur geringe Reduzierung der globalen Bruchdehnung mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit hin. Es fällt auch auf, dass die Glockenkurve dynamisch breiter ist, also eine größere Halbwertsbreite hat, verglichen mit dem statischen Fall. Wenn als Maß für die Lokalisierung das Verhältnis des Maximums der Glockenkurve zur Halbwertsbreite definiert wird, so ergibt sich für den crashartigen Kerbzugversuch ein Wert von etwa 0,3/mm und für den statischen Kerbzugversuch von etwa 0,4/mm. Im crashartigen Kerbzugversuch findet demnach eine geringere Lokalisierung statt als im statischen Kerbzugversuch. Bei lokaler Betrachtung der Dehnungen zeigt sich damit mit zunehmender Dehnrates eine Abnahme der lokalen Versagensdehnung bei gleichzeitiger Verbreiterung der lokalisierten Zone, sodass sich in der Summe die globale Bruchdehnung mit zunehmender Dehnrates nur wenig ändert.

6.4.5 Versagenskurven

Die aus ARAMIS ermittelten Versagensdehnungen aus Tabelle 6-9 sind in ein Versagensdiagramm in Bild 6-62 eingetragen. Dabei wurde die Versagensdehnung über der mittleren Mehrachsigkeit aus FE-Rechnung (siehe Kapitel 9) übernommen. Auch für diesen Werkstoff wurde analog zu Bild 6-27 eine obere Grenze für die Versagensdehnung durch Extrapolation der $\epsilon_{\text{lokal}}(t)$ – Kurven ermittelt und im Versagensdiagramm mit einem Fehlerbalken dokumentiert.

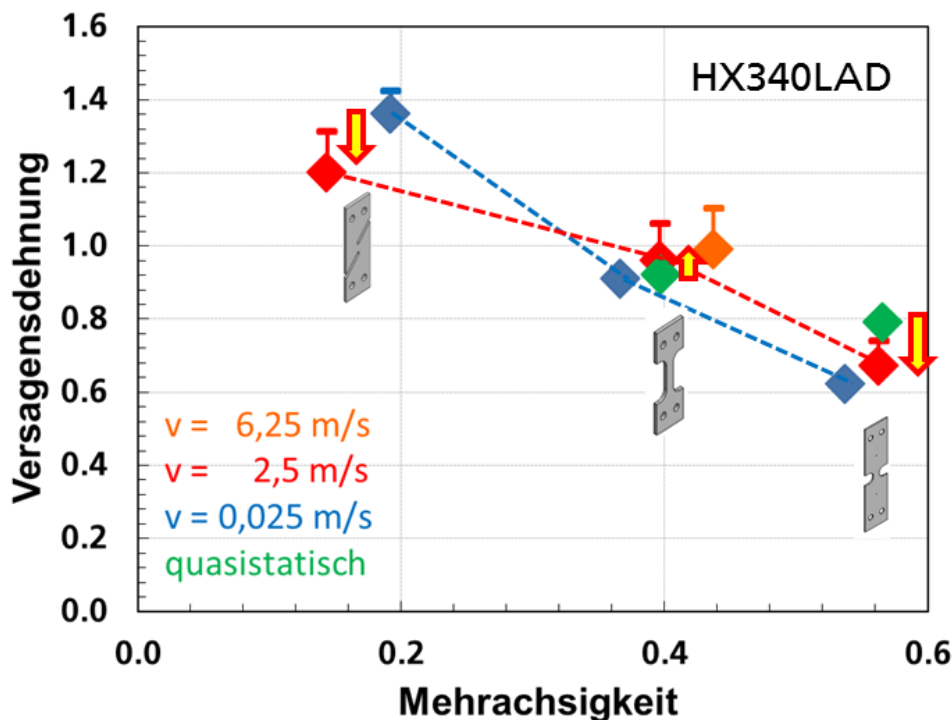
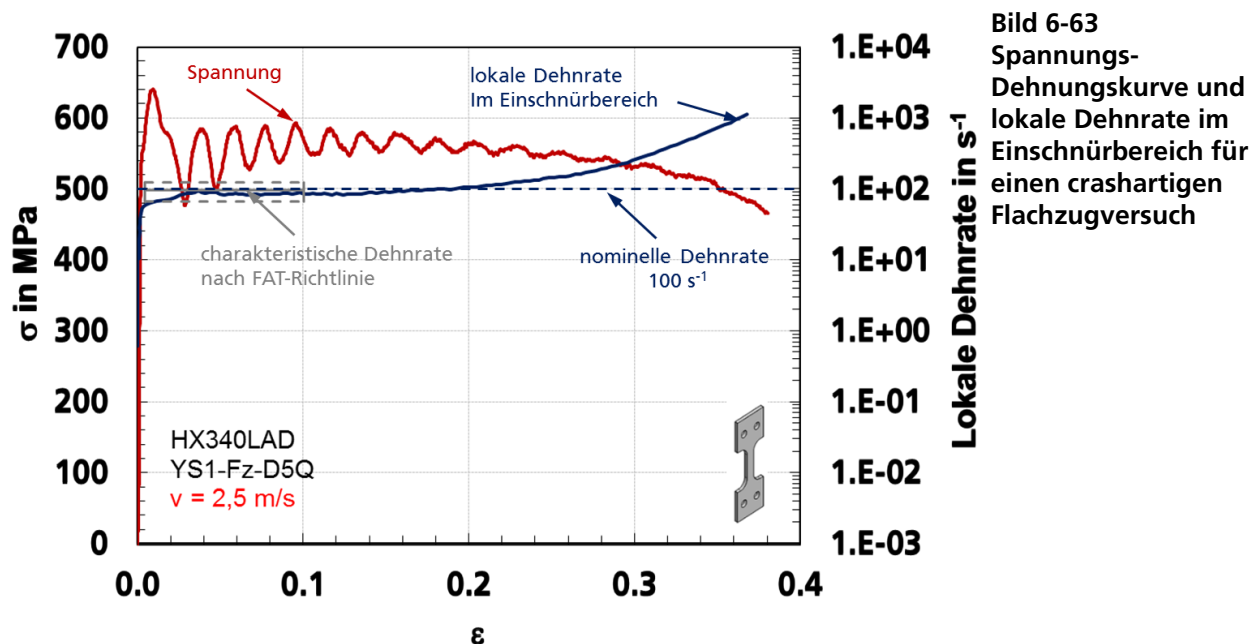


Bild 6-62
Versagensdehnung aus ARAMIS über der mittleren Mehrachsigkeit aus FE-Rechnung für statische und dynamische Zugversuche an HX340LAD

Ebenso wie bei dem Werkstoff HCT980X zeigt sich auch hier eine abfallende Versagenskurve vom Scherzugbereich bis zum Kerbzugbereich. Der Einfluss der Dehnrates auf die Versagenskurve kann leicht anhand der roten gestrichelten Linie für crashartige Belastungen und der blauen gestrichelten Linie für Belastungen bei mittlerer Geschwindigkeit erkannt werden. Für Flachzugversuche mit Mehrachsigkeiten bei Bruch von ca. 0,55 liegt die Versagensdehnung bei der höheren Dehnrates höher, während sie im Scherbereich bei der höheren Dehnrates niedriger liegt. Für statische Belastung im Scherbereich konnte mit der 0°-Schrägkerb-Scherzugprobe kein Versagenspunkt bestimmt werden, da die statisch geprüfte Scherzugprobe unter Zugbelastung versagte. Weiterhin konnte wie in Kapitel 6.4.4 beschrieben keine Dehnungsauswertung mit Grauwertkorrelationsanalyse durchgeführt werden. Die Abnahme der Versagensdehnung mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit im Scherbereich hängt vermutlich mit den hohen lokalen Dehnungen in einem schmalen lokalisierten Bereich zusammen, wie in Bild 6-60 aufgezeigt. Da der größte Teil der Verformungsarbeit in Wärme umgewandelt wird und diese in den kurzen Belastungszeiten nicht schnell genug abgeführt werden kann, führt das zu adiabatischer Erwärmung. Offenbar begünstigt diese Erwärmung im Scherbereich vorzeitiges Versagen. Die Quantifizierung der lokalen Temperaturerhöhungen ist in Kapitel 7 aufgezeigt.

6.4.6 Lokale Dehnrates

In Bild 6-63 ist für einen crashartigen Flachzugversuch die aus den lokal im Einschnürbereich gemessenen Dehnungen ermittelte lokale Dehnrates logarithmisch über der technischen Dehnung im direkten Vergleich zur Spannungs-Dehnungs-Kurve aufgetragen. Die zusätzlich eingezeichnete charakteristische Dehnrates nach FAT-Richtlinie liegt etwa bei dem Wert der nominellen Dehnrates von 100 s^{-1} . Die lokale Dehnrates steigt ab Kraftmaximum wegen lokaler Einschnürung an und erreicht bis zum Versagen Werte über 1000 s^{-1} . Dieser Verlauf der lokalen Dehnrates ist vergleichbar mit dem lokalen Dehnratesverlauf im crashartigen Flachzugversuch für HCT980X+Z110MB, wie dies in Kapitel 6.3.6 in Bild 6-29 bereits gezeigt wurde. Daher ist davon auszugehen, dass auch im Kerbzug- und im Scherzugversuch bei diesem Werkstoff ähnliche lokale Dehnratesverläufe vorliegen wie bei HCT980X+Z110MB.



6.5

Ergebnisse von Hochgeschwindigkeits-Zugversuchen für 22MnB5 AS

Für den höchstfesten Stahl 22MnB5 AS wurden Hochgeschwindigkeits-Zugversuche an Flachzug-, Kerbzug- und 0°-Schrägkerb-Scherzugproben durchgeführt. Aufgrund der geringeren Dehnrateneffekte verglichen mit HX340LAD und HCT980X+Z110MB wurden die Versuchsergebnisse nur punktuell analysiert und keine aufwendigen lokalen Dehnungsanalysen mit Bestimmung der Versagensdehnung durchgeführt.

6.5.1

Flachzugversuche

In Bild 6-64 sind die geprüften Flachzugproben für alle Dehnraten einschließlich der statisch geprüften Proben dargestellt.

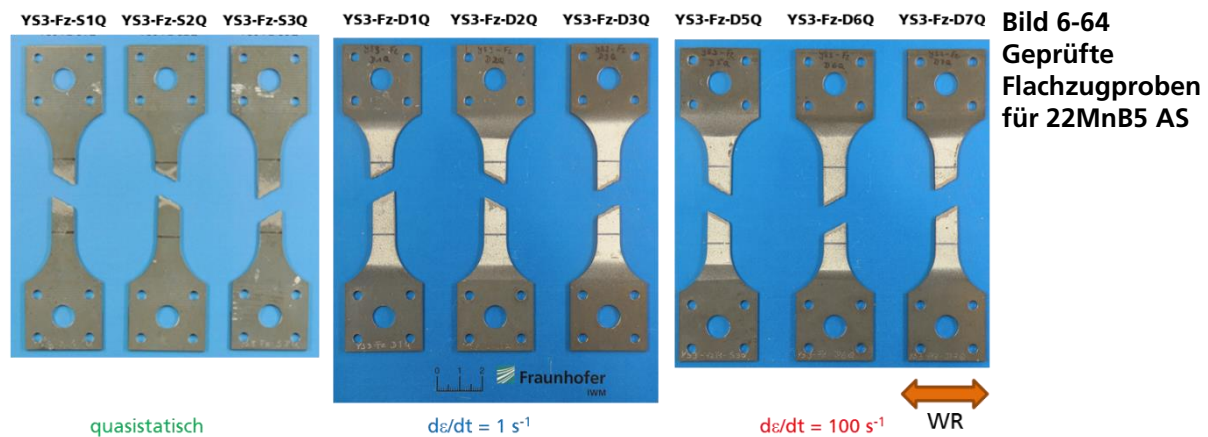


Bild 6-64
Geprüfte
Flachzugproben
für 22MnB5 AS

Bei allen Proben ist Versagen innerhalb der Messlänge eingetreten. Die Bruchlinie liegt für alle geprüften Proben in einer 30°-Orientierung zur Horizontalen.

In Bild 6-65 sind die technischen Spannungs-Dehnungskurven für die verschiedenen Dehnraten dargestellt. Diese Kurven liegen umso höher, je höher die Dehnrate ist. Die Bruchdehnung ist für die Versuche bei der höchsten Dehnrate moderat geringer als für die Versuche bei den beiden niedrigeren Dehnraten.

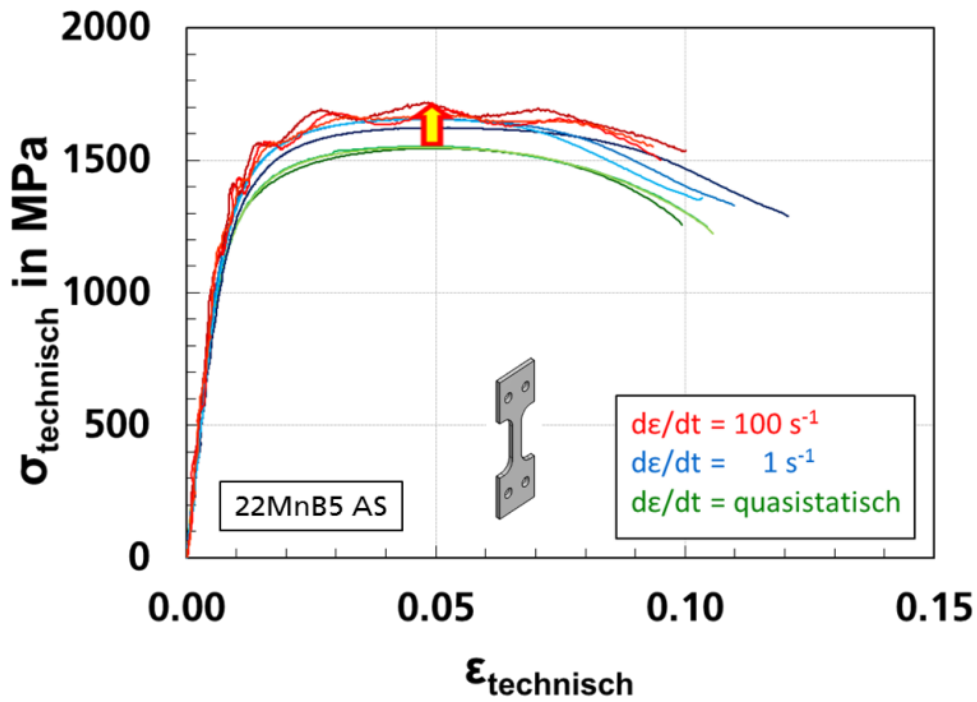


Bild 6-65
Technische Spannungs-
Dehnungskurven
für 22MnB5 AS

6.5.2 Kerbzug-, 0°-Scherzug- und Lochzugversuche

Bild 6-66, Bild 6-67 und Bild 6-68 zeigen die geprüften Proben für die Kerbzug-, Scherzug- und Lochzugversuche.

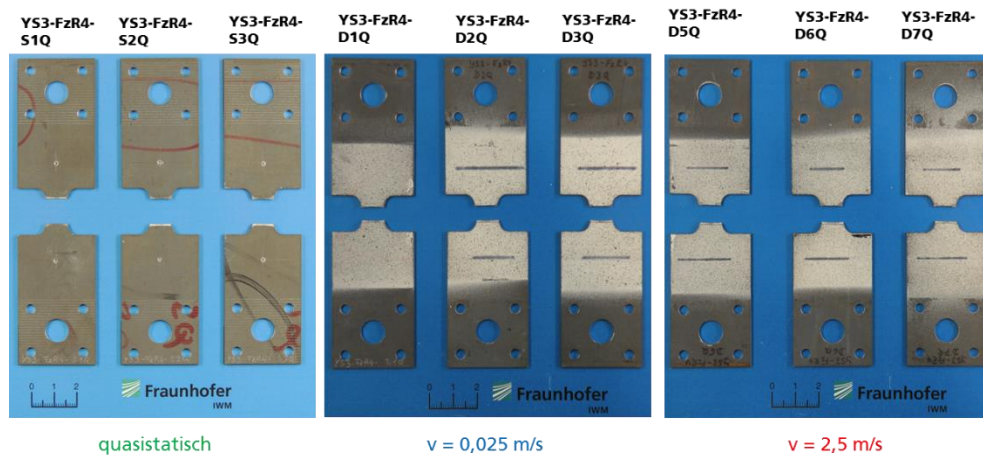


Bild 6-66
Geprüfte
Kerbzugproben für
22MnB5 AS für alle
Prüfgeschwindigkeiten

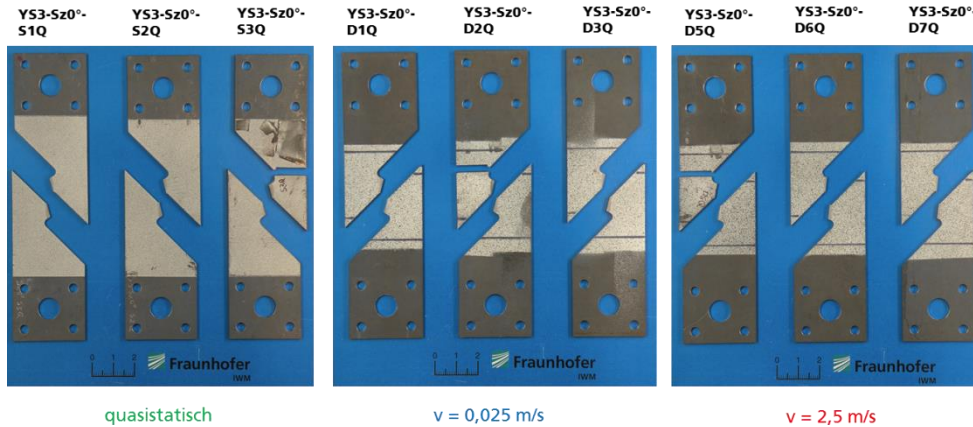


Bild 6-67
Geprüfte
0°-Schrägkerb-
Scherzugproben für
22MnB5 AS für alle
Prüfgeschwindigkeiten

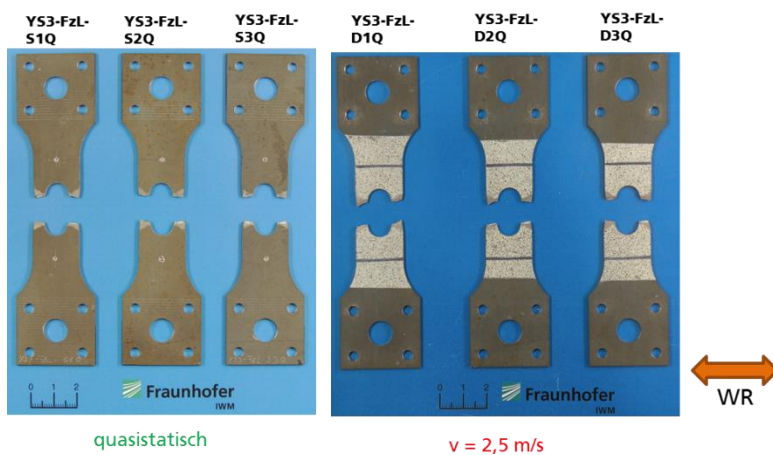


Bild 6-68
Geprüfte
Lochzugproben für
22MnB5 AS für alle
Prüfgeschwindigkeiten

In Bild 6-69 bis Bild 6-71 sind die Kraft-Verlängerungskurven für die Versuche mit den Kerbzug-, 0°-Schrägkerb-Scherzug- und Lochzug-Proben dargestellt.

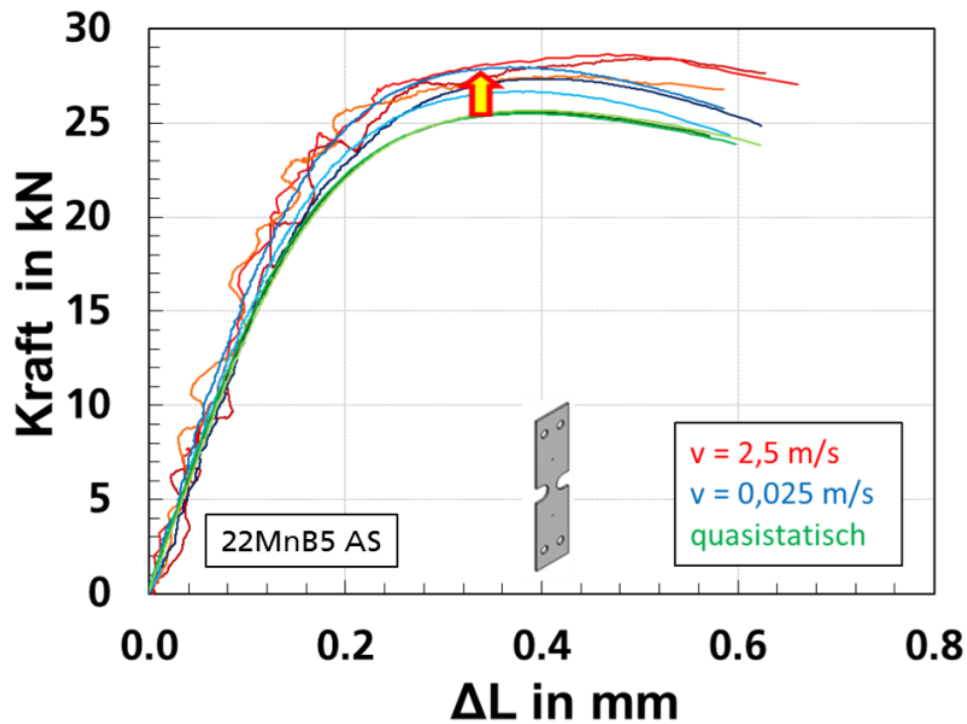


Bild 6-69
Kraft-Weg-Kurven
für Kerbzugversuche
für 22MnB5 AS

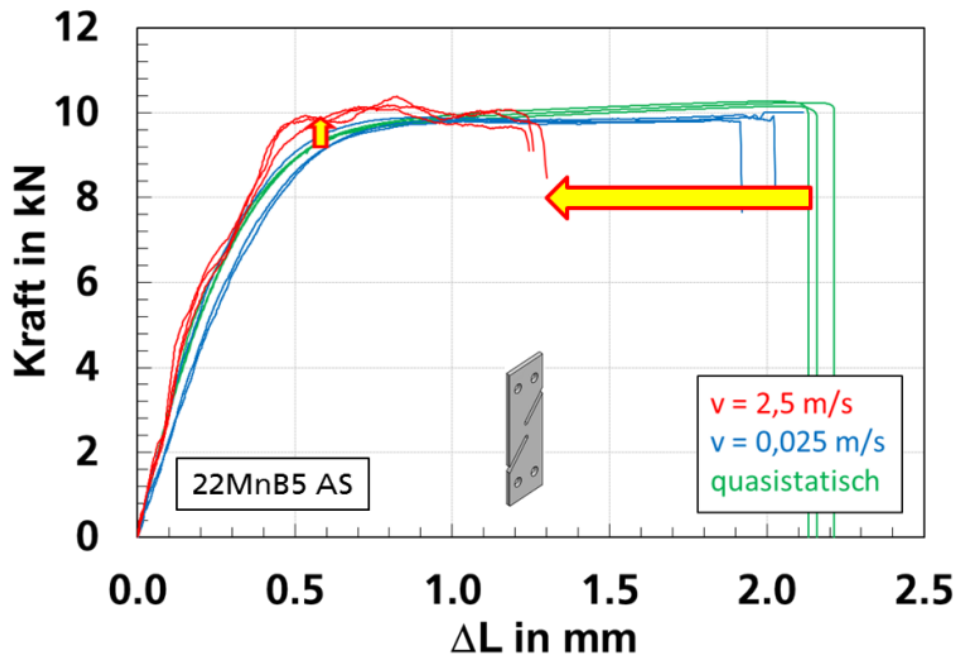


Bild 6-70
Kraft-Weg-Kurven
für Scherzugversuche
für 22MnB5 AS

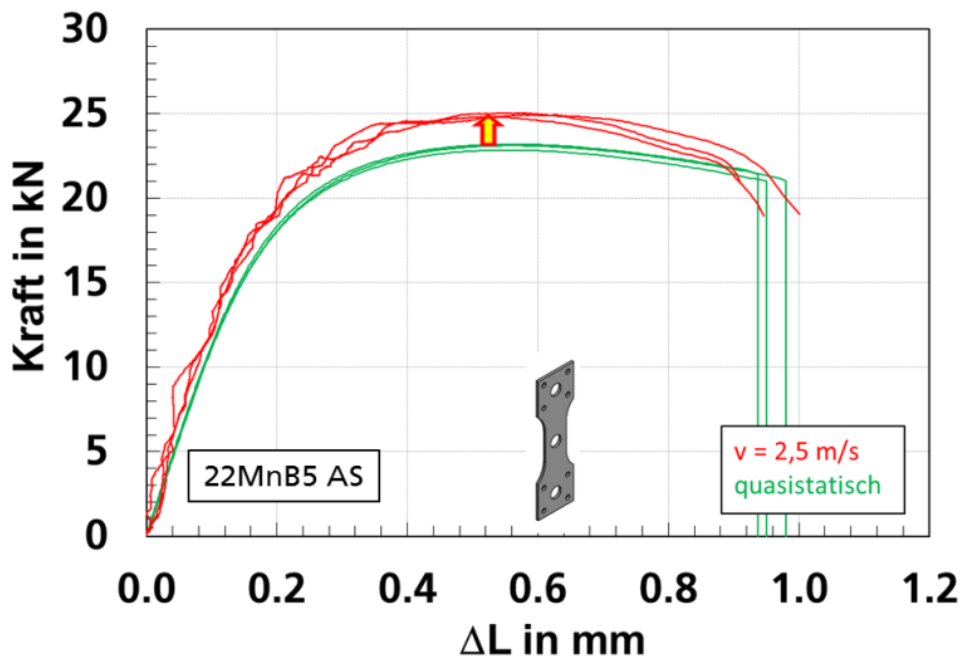


Bild 6-71
Kraft-Weg-Kurven
für Lochzugversuche
für 22MnB5 AS

Mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit ergeben sich für alle Probengeometrien moderat höhere Kräfte. Während bei den Kerbzug- und Lochzugversuchen die Bruchdehnung für alle Prüfgeschwindigkeiten etwa gleich bleibt, wird sie bei den Scherzugversuchen mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit deutlich geringer, siehe Bild 6-70. Dieses Verhalten wurde bereits für die beiden anderen Werkstoffe HCT980X+Z110MB und HX340LAD festgestellt.

6.5.3 Versagenskurven

Die Versagensdehnungen wurden am Versagensort bestimmt, ebenso wie bei den beiden anderen Werkstoffen. In den Hochgeschwindigkeitsvideos zeigte sich auch bei diesem Werkstoff für die Flachzug- und Kerbzugversuche die Mitte der Probenbreite als Versagensort. Die Bestimmung der Versagensdehnung erfolgte an dieser Stelle analog

Abschnitt 6.3.4 aus dem letzten Bild vor Bruch aus ARAMIS. Für diesen Werkstoff wurde auf die Bestimmung von Fehlerbalken verzichtet, da wegen den kurzen Versuchszeiten sehr hohe Bildraten verwendet wurden. Für die Scherzugversuche waren keine sinnvollen Werte für eine Versagensdehnung aus ARAMIS ermittelbar, da bei allen Prüfgeschwindigkeiten der Lack unter Scherverformung nicht haften konnte. Weitere Untersuchungen dazu wurden im Rahmen dieses Projektes nicht durchgeführt, da dieser Werkstoff weniger ausführlich untersucht wurde. Ebenso wurde Scher- oder Zugversagen hier nicht durch REM-Untersuchungen nachgewiesen.

In Tabelle 6-10 sind die Angaben zu den lokal ausgewerteten Versuchen mit der zugrunde liegenden zeitlichen und örtlichen ARAMIS-Auflösung aufgeführt.

Versuchsart	Probennummer	v [m/s]	Bildrate [s ⁻¹]	Facettengröße	Facettenabstand	Dehnungsberechnung	l_0 [mm]	Versagensdehnung aus ARAMIS
Flachzug:	YS3-Fz-D6Q	$v = 2,5$ m/s	72000	10 Pxl.	8 Pxl.	spline	0.51	0.23
	YS3-Fz-D2Q	$v = 0,025$ m/s	2500	20 Pxl.	15 Pxl.	linear	0.52	0.60
	YS3-Fz-S1Q	quasistatisch	2.2	15 Pxl.	13 Pxl.	linear	0.48	0.58
Kerbzug:	YS3-FzR4-D5Q	$v = 2,5$ m/s	90000	12 Pxl.	8 Pxl.	spline	0.24	0.16
	YS3-FzR4-D1Q	$v = 0,025$ m/s	5000	15 Pxl.	10 Pxl.	linear	0.24	0.23
	YS3-FzR4-S2Q	quasistatisch	2.2	15 Pxl.	9 Pxl.	spline	0.25	0.16

Tabelle 6-10
Angaben zur optischen Dehnungsauswertung für lokal ausgewertete Versuche (22MnB5)

Die in Tabelle 6-10 aufgeführten Versagensdehnungen sind in ein Versagensdiagramm in Bild 6-72 über der mittleren Mehrachsigkeit aus FE-Rechnung (siehe Kapitel 9) eingetragen.

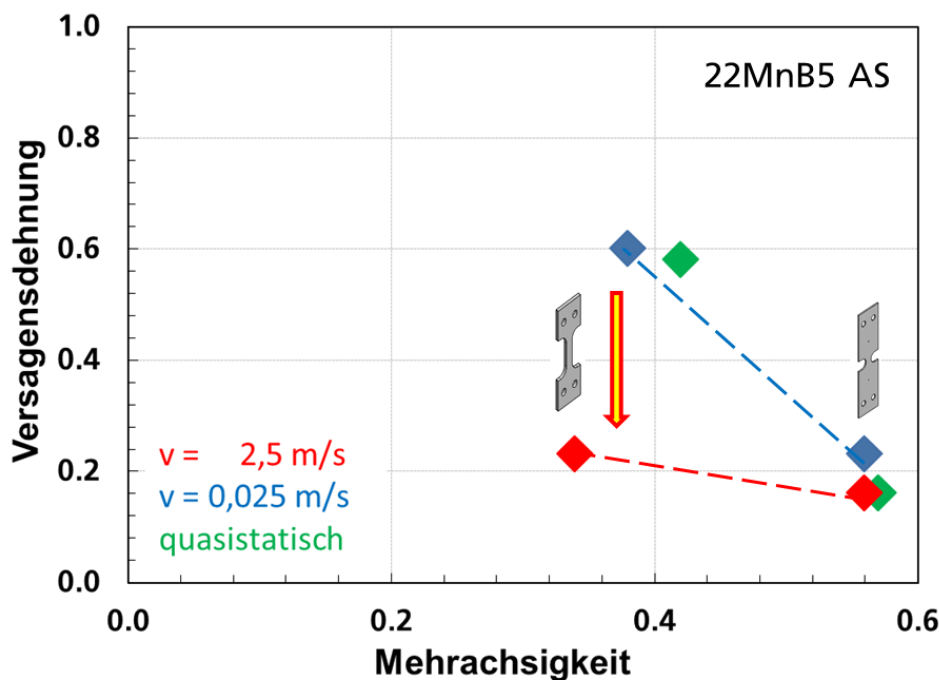


Bild 6-72
Versagensdehnung aus ARAMIS über der mittleren Mehrachsigkeit aus FE-Rechnung für Zugversuche an 22MnB5 für mittlere und hohe Prüfgeschwindigkeiten

Bei diesem Werkstoff ist auffällig, dass bereits im einachsigen Zugbereich die Versagensdehnung bei crashartiger Belastung deutlich niedriger liegt als bei den beiden anderen Prüfgeschwindigkeiten. Im Kerbzugbereich ist kein signifikanter Einfluss der Dehnrates auf die Versagensdehnung zu erkennen. Da die Untersuchungen mit 22MnB5 in Abstimmung mit dem PbA nur in reduziertem Umfang durchgeführt wur-

den, konnte dieses Ergebnis im Rahmen des Projekts nicht detaillierter untersucht und abgesichert werden.

6.6 Dynamische Kahnversuche

6.6.1 Versuchsdurchführung und Messaufbau

Zur Validierung von numerisch entwickelten Versagensmodellen wurden gekerbte Bruchmechanikproben (Kahnproben) wegen ihrer hohen Mehrachsigkeit im Kerbgrund auch dynamisch geprüft. In Bild 6-73 ist links die Probengeometrie und rechts der Versuchsaufbau für die dynamischen Prüfungen gezeigt. Die dynamischen Kahnversuche wurden mit einer servohydraulischen Hochgeschwindigkeits-Prüfmaschine mit einer Prüfgeschwindigkeit von 0,7 m/s durchgeführt. Dabei wurde die Vorlaufstrecke seitlich geführt, sodass ein Herausdrehen der Probe aus der Belastungsrichtung verhindert werden konnte. Die Kraft wurde mit einer Piezokraftmesszelle gemessen. Zur Messung der Verlängerung bis Bruch wurde während des Versuchs die Verschiebung eines ARAMIS-Messpunktes an der Einspannung der Krafteinleitungsseite direkt unterhalb der eingespannten Probe mit einer Hochgeschwindigkeitsvideokamera beobachtet.

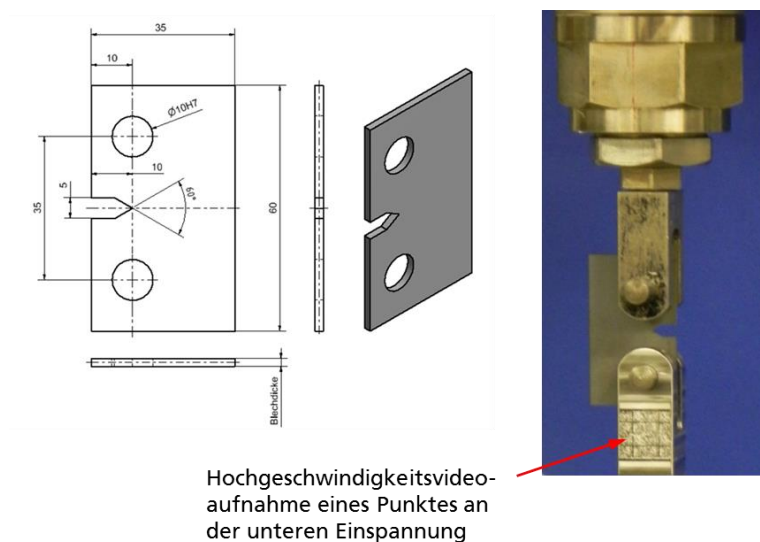
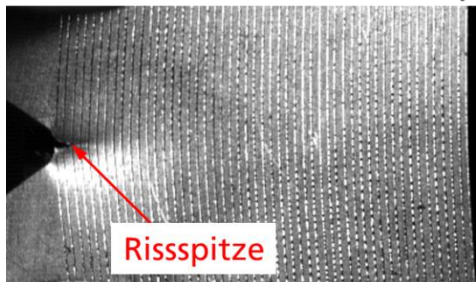


Bild 6-73
Versuchsaufbau
dynamische
Kahnversuche

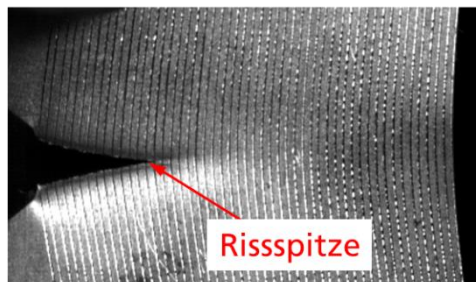
Zur Messung der Rissverlängerung wurden auf der anderen Probenseite im Abstand von jeweils 0,5 mm ab Rissspitze vertikale Linien auf der Probe markiert (Bild 6-74). Mit einer zweiten Hochgeschwindigkeitskamera wurden Videoaufnahmen des Rissfortschritts erstellt, die die zeitliche Entwicklung der Risslänge dokumentieren.

Ein Beispiel für Videoaufnahmen zur Messung der Risslänge ist in Bild 6-74 für den Werkstoff HX340LAD gezeigt. Die Auswertung der Videoaufnahmen wurde manuell durchgeführt. Wenn in den Videoaufnahmen erkennbar ist, dass die Rissspitze eine vertikale Linie erreicht hat, wurde der entsprechende Zeitpunkt der dieser Linie zugehörigen Risslänge zugeordnet.

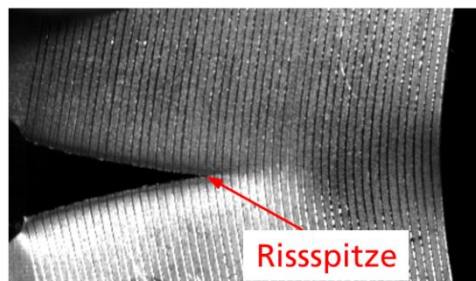
Probe: YS1-Kn-D3Q



Zeitpunkt der Videoaufnahme:
Risslänge:



Zeitpunkt der Videoaufnahme:
Risslänge:



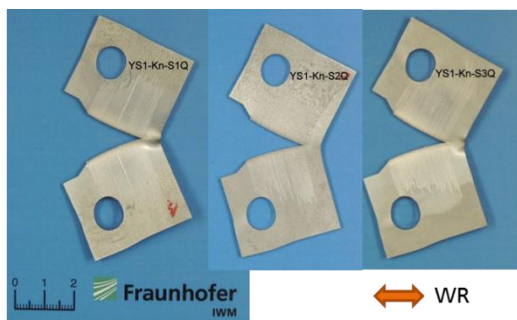
Zeitpunkt der Videoaufnahme:
Risslänge:

Bild 6-74
Hochgeschwindigkeitsvideoaufnahmen zur Messung der Risslänge bei Kahnversuchen (HX340LAD)

6.6.2 Versuchsergebnisse

In Bild 6-75 bis Bild 6-77 sind die statisch und dynamisch geprüften Proben für die drei untersuchten Werkstoffe dargestellt.

Die Rissausbreitung erfolgt in der Probenmitte. Bei zwei dynamisch geprüften Proben für HCT980X+Z110MB weicht der Riss um etwa 30 ° (Bild 6-76), bei zwei statisch geprüften Proben für 22MnB5 AS um etwa 20 ° seitlich aus (Bild 6-77).



quasistatisch



$v = 0,7 \text{ m/s}$

Bild 6-75
Geprüfte Kahnproben für HX340LAD

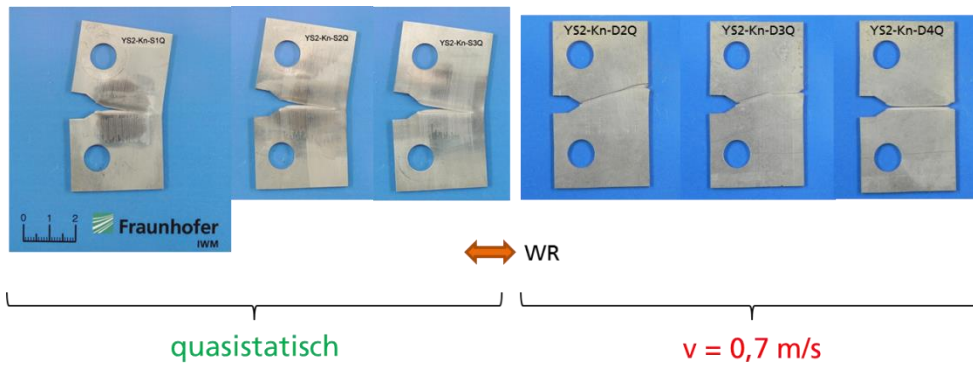


Bild 6-76
Geprüfte Kahnproben
für HCT980X+Z110MB

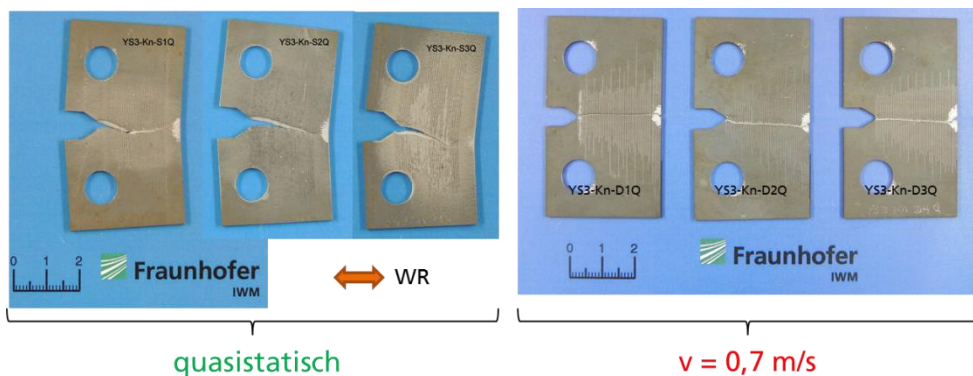


Bild 6-77
Geprüfte Kahnproben
für 22MnB5 AS

In Bild 6-78 sind im linken Diagramm die Kraft-Weg-Kurven und die Risslänge-Weg-Kurven für alle durchgeführten Kahn-Versuche an HX340LAD dargestellt. Die dynamischen Kraft-Weg-Kurven liegen über den statischen Kurven, was auf Dehnratenverfestigung hinweist. Das Kraftmaximum liegt für die dynamischen Versuche bei einer moderat niedrigeren Verschiebung als für die statischen Versuche. Rissinitiation beginnt etwa bei Kraftmaximum. Der weitere Rissverlauf in Abhängigkeit der Verschiebung führt statisch und dynamisch zu nahezu identischen Kurven. Im rechten Diagramm in Bild 6-78 ist für den gleichen Werkstoff die Kraft über der Risslänge aufgetragen. Während bei den dynamischen Versuchen Rissinitiation bei einer höheren Kraft einsetzt, gleichen sich mit zunehmender Risslänge die Kraft-Risslänge-Kurven für statische und dynamische Belastung an.

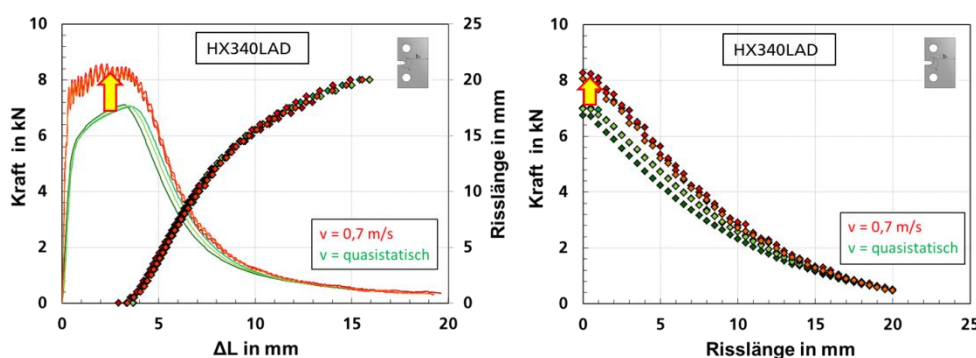


Bild 6-78
Versuchsergebnisse
der dynamischen
Kahnversuche
für HX340LAD

Links:
Kraft-Weg-Kurven und
Risslänge-Weg-Kurven
Rechts:
Kraft-Risslänge-Kurven

Bild 6-79 und Bild 6-80 zeigen die gleichen Auftragungen für die beiden Werkstoffe HCT980X+Z110MB und 22MnB5 AS. Bei beiden Werkstoffen zeigen sich in den Kraft-Weg-Kurven in den jeweils linken Diagrammen dynamisch höhere Kräfte als statisch, was auch bei diesen Werkstoffen auf dynamische Verfestigung hinweist, ebenso wie

bei HX340LAD. Der Anstieg der Kraft-Weg-Kurven bis Kraftmaximum ist für die dynamischen Versuche steiler als für die statischen Versuche. Offenbar setzt die Dehnratenverfestigung schon vor Kraftmaximum ein, was auf plastische Verformungen der Proben vor Rissinitiierung bei Kraftmaximum deutet. Diese plastischen Verformungen können durch das Aufbiegen der Probe entstehen und werden wahrscheinlich im Kerbbebereich lokalisiert sein. Für HX340LAD ist dieser unterschiedliche Anstieg der Kraft-Weg-Kurven unter statischer und dynamischer Belastung auch in Bild 6-78 links erkennbar, doch ist er aufgrund der viel längeren Kraft-Weg-Kurven als bei den anderen beiden Werkstoffen nicht so auffällig. Die Rissverlängerungswerte in den linken Diagrammen in Bild 6-79 und Bild 6-80 zeigen weiterhin, dass Rissinitiierung etwa bei Kraftmaximum einsetzt. Während dies für HCT980X+Z110MB in Bild 6-79 für die statischen und dynamischen Versuche bei etwa gleicher Verschiebung eintritt, findet bei dem Werkstoff 22MnB5 AS in Bild 6-80 Rissinitiierung für die dynamischen Versuche bei kleinerer Verschiebung statt als für die statischen Versuche. Für den Dualphasenstahl HCT980X+Z110MB in Bild 6-79 links verlaufen die Kurven für die Risslänge in Abhängigkeit von der Verschiebung für die dynamischen Versuche moderat flacher als für die statischen Versuche. Für den höchstfesten Stahl 22MnB5 AS in Bild 6-80 links sind die statischen und dynamischen Kurven aufgrund der unterschiedlichen Verlängerung bei Rissinitiierung verschoben, bei sonst etwa gleichem Kurvenverlauf. Der Einfluss der Belastungsgeschwindigkeit auf die Kraft-Risslänge-Kurven (Bild 6-79 und Bild 6-80 rechts) ist für diese beiden Werkstoffe der gleiche wie bei HX340LAD. Für 22MnB5 AS liegen diese Kurven in einem Streuband. Hier ist zu beachten, dass bei diesem höchstfesten Stahl der Riss schneller fortschreitet als bei den beiden anderen Werkstoffen und dadurch die Messung der Risslänge in Abhängigkeit von der Zeit, die wie oben beschrieben manuell durch optisches Auswerten der Videoaufnahmen durchgeführt wird, zu einer größeren Messunsicherheit führt.

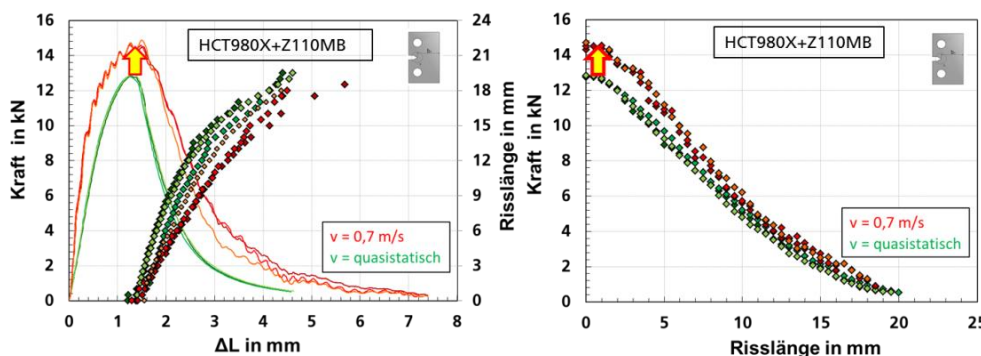


Bild 6-79
Versuchsergebnisse
der dynamischen
Kahnversuche
für HCT980X+Z110MB

Links:
Kraft-Weg-Kurven und
Risslänge-Weg-Kurven
Rechts:
Kraft-Risslänge-Kurven

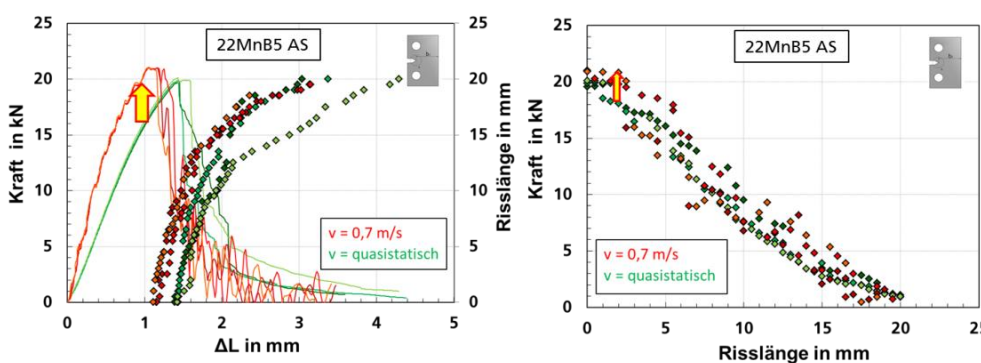


Bild 6-80
Versuchsergebnisse
der dynamischen
Kahnversuche
für 22MnB5 AS

Links:
Kraft-Weg-Kurven und
Risslänge-Weg-Kurven
Rechts:
Kraft-Risslänge-Kurven

6.7 Crashartige Nakajimaversuche

Die dynamischen Nakajimaversuche wurden mit dem gleichen Versuchsaufbau und den gleichen Probengeometrien (Bild 5-81) wie die statischen Nakajimaversuche durchgeführt (siehe Kapitel 5.7). Die Stempelgeschwindigkeit für die dynamischen Nakajimaversuche beträgt 5 m/s. Um den Einfluss der Dehnrates bzw. der Prüfgeschwindigkeit auf das Verformungs- und Versagensverhalten der untersuchten Werkstoffe zu dokumentieren, sind die Ergebnisse der statischen Nakajimaversuche in diesem Kapitel als Vergleich nochmals mit aufgeführt.

6.7.1 Untersuchungen für HCT980X+Z110MB

In Bild 6-81 ist für die verschiedenen Probengeometrien je ein Beispiel einer crashartig bei $v = 5$ m/s geprüften Nakajimaprobe dargestellt. Sämtliche Proben versagten in Probenmitte mit einer Bruchlinie in Walzrichtung, mit Ausnahme von drei von vier 90er-Proben, bei denen Versagen im Bereich der Sicke eingetreten ist. Mögliche Ursachen für den Klemmbruch können sein:

- Die Sicke verläuft bei der 90er-Probe über den Radius der Probe (zusätzliche Kerbwirkung).
- Es befindet sich weniger Probenmaterial in der Klemmung als bei der 110er-Probe, bei der die Sicke auch über den Radius verläuft.
- Wie sich später herausstellte, liegt bei der 90er-Probe eine höhere Versagensdehnung in Probenmitte vor als bei der 110er-Probe.
- Das Material hat bei dynamischer Prüfung weniger Zeit im Klemmbereich nachzufließen als bei statischer Prüfung.

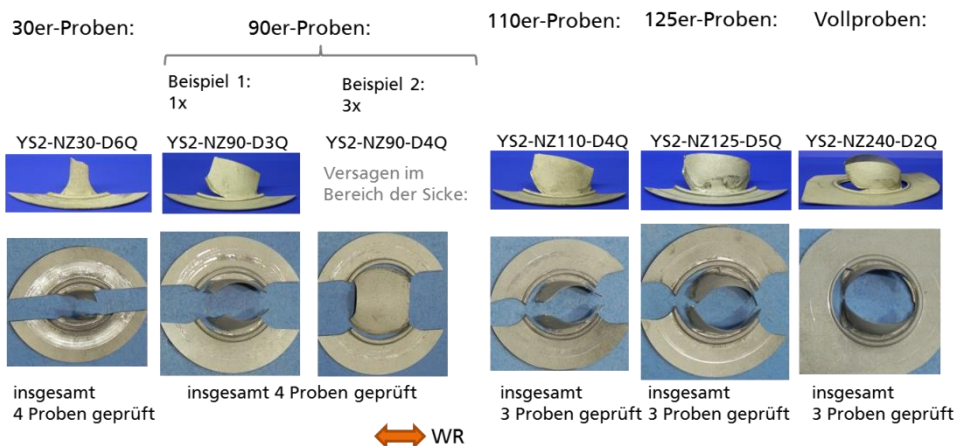


Bild 6-81
Beispiel für je eine
dynamisch geprüfte
Nakajimaprobe
für HCT980X+Z110MB

Zur Dokumentation der Prüfgeschwindigkeit während des Versuchs ist für einen dynamischen Nakajimaversuch mit Vollprobe in Bild 6-82 die aus der z-Koordinate aus ARAMIS ermittelte Tiefungsgeschwindigkeit im Zentrum der Probe über der Verschiebung aufgetragen. Sie ist nach einer anfänglichen Beschleunigungsphase während des Versuchs trotz hoher Kräfte von bis zu 200 kN ab etwa 1/3 der Gesamtverschiebung nahezu 5 m/s und fällt zum Versuchsende hin wieder leicht ab.

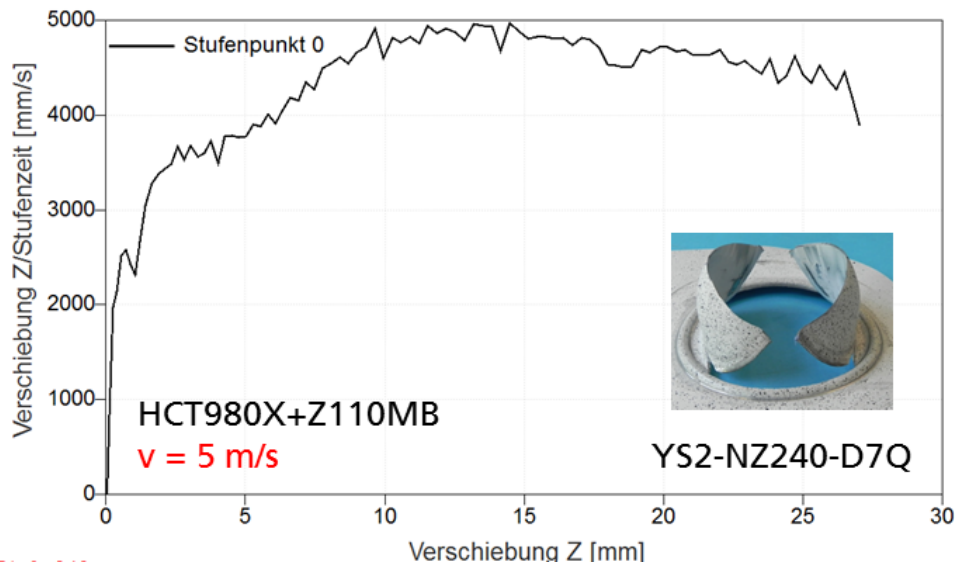


Bild 6-82
Tiefungsgeschwindigkeit im Probenzentrum über der Verschiebung für einen dynamischen Nakajimaversuch (Auswertung aus ARAMIS)

Für den crashartigen Nakajimaversuch aus Bild 6-82 ist in Bild 6-83 die aus der im lokalisierten Bereich gemessenen Vergleichsdehnung ermittelte lokale Dehnrates logarithmisch über der z-Koordinate im direkten Vergleich zur Kraft-Verschiebungs-Kurve aufgetragen. Im hochverformten Bereich ergibt sich daraus eine lokale Dehnrates in der Größenordnung von etwa 100 s^{-1} .

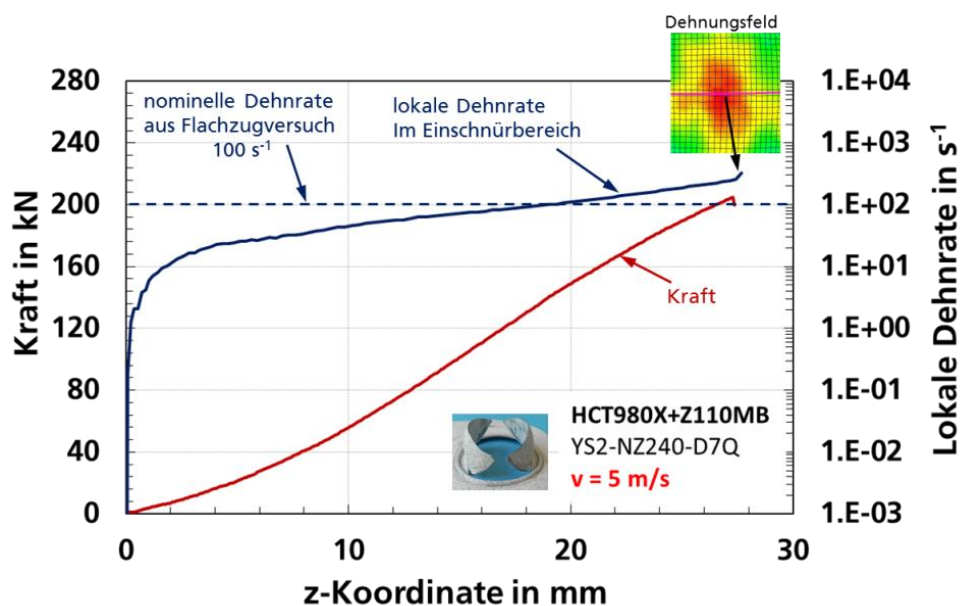


Bild 6-83
Lokale Dehnrates im Probenzentrum über der Versuchszeit für einen dynamischen Nakajimaversuch (berechnet aus lokaler Vergleichsdehnung nach Mises aus ARAMIS)

In Bild 6-84 sind die Kraft-Weg-Kurven für statische und dynamische Nakajimaversuche für alle Probengeometrien miteinander verglichen. Mit steigender Prüfgeschwindigkeit zeigen sich moderat höhere Kräfte mit Ausnahme der 125er-Probe, für die sich statisch und dynamisch praktisch gleiche Kraft-Weg-Kurven ergeben. Die 30er-, 110er- und Vollproben zeigen dynamisch moderat höhere z-Verschiebungen bei Bruch als statisch.

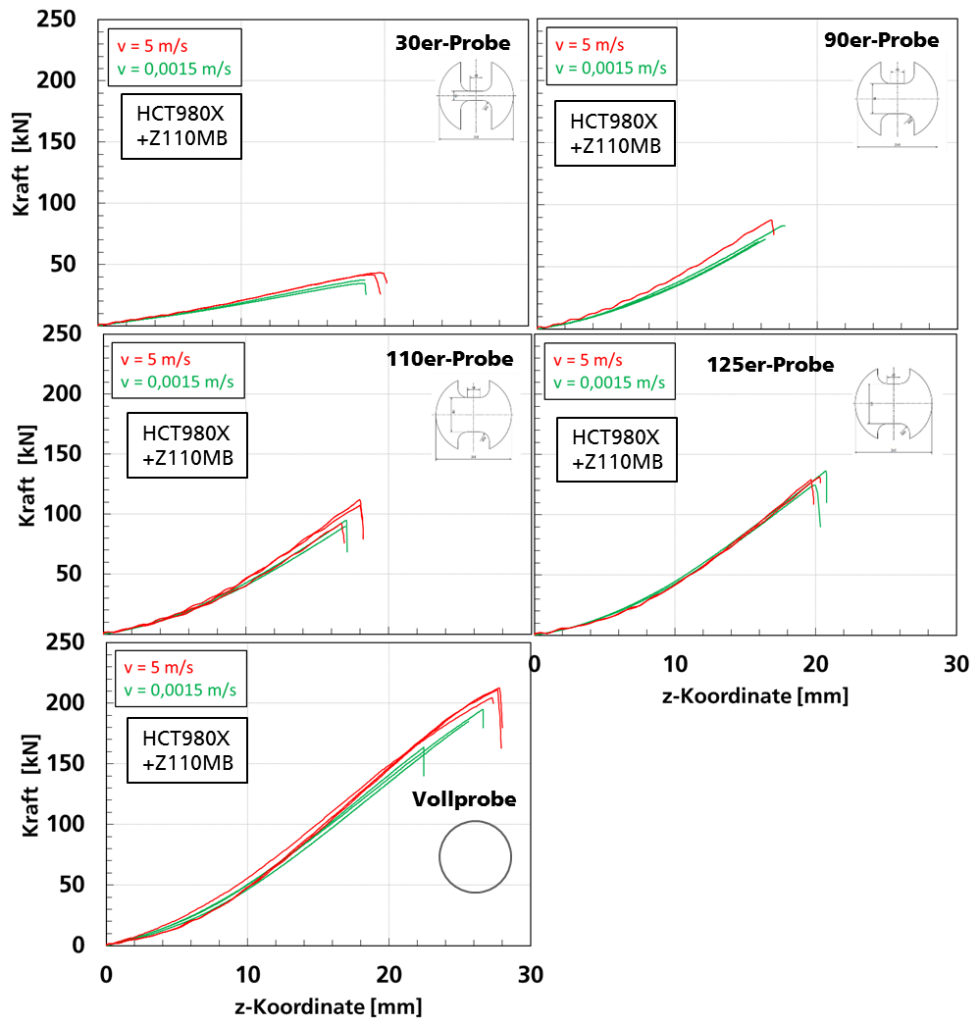


Bild 6-84
Kraft-Weg-Kurven
der statischen und
dynamischen
Nakajimaversuche
für HCT980X+Z110MB

6.7.1.1 Bestimmung der Versagensdehnung

Die Hochgeschwindigkeitsvideos der Nakajimaversuche zeigen, dass bei allen Proben Versagensbeginn in der Probenmitte erreicht wurde mit Ausnahme der im Sickenbereich versagten 90er-Proben. Daher kann als Versagensdehnung die maximal auftretende Dehnung kurz vor Bruch in Probenmitte ausgewertet werden. Analog der Dehnungsauswertung bei den Zugversuchen in Kapitel 6.3.4 wurde auch hier im letzten Bild vor Bruch das Dehnungsfeld mit ARAMIS ausgewertet, indem eine Schnittlinie senkrecht zum späteren Riss gelegt wurde und die lokale Vergleichsdehnung nach Mises über der Position auf der Schnittlinie aufgetragen wurde. Die optische Messlänge wurde mit 0,3 mm bis 0,4 mm so gewählt, dass das Dehnungsmaximum hinreichend genau ermittelt und damit als experimentell bestimmte Versagensdehnung verwendet werden konnte. Dieses Vorgehen ist beispielhaft für eine statisch und eine dynamisch geprüfte 30er-Probe in Bild 6-85 und Bild 6-86 ersichtlich und für jeweils eine statisch und eine dynamisch geprüfte Nakajimaprobe für jede der 5 Probengeometrien durchgeführt.

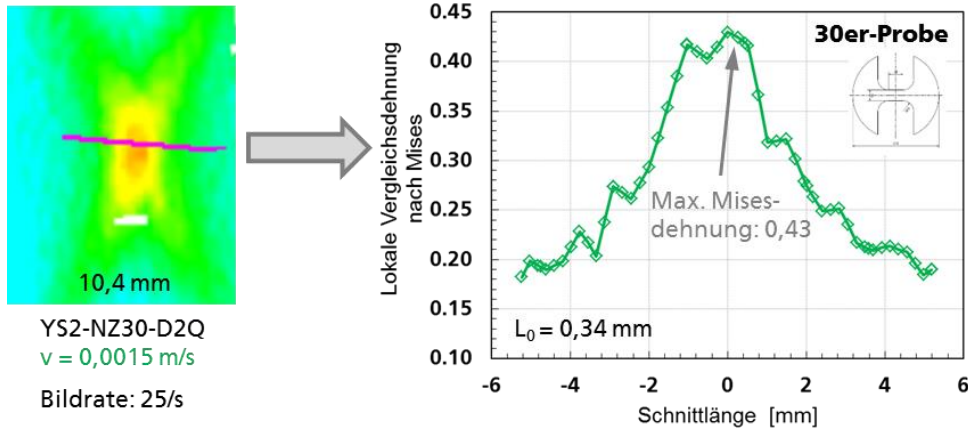


Bild 6-85
Lokale Vergleichsdehnung im letzten Bild vor Bruch, ausgewertet für einen statischen Nakajimaversuch (30er-Probe) für HCT980X+Z110MB

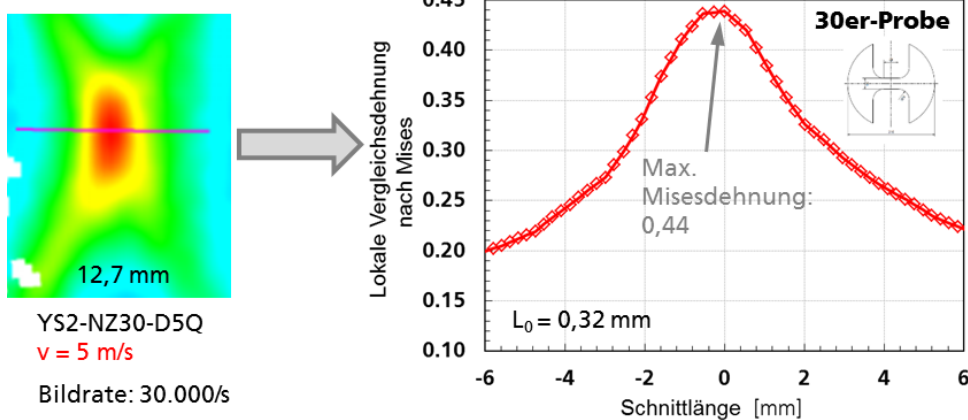


Bild 6-86
Lokale Vergleichsdehnung im letzten Bild vor Bruch, ausgewertet für einen crashartigen Nakajimaversuch (30er-Probe) für HCT980X+Z110MB

In Tabelle 6-11 sind Angaben zur zeitlichen und örtlichen Auflösung der lokalen Dehnungsauswertung für alle Probengeometrien und für beide Prüfgeschwindigkeiten aufgelistet.

Geometrie	Probennummer	v [m/s]	Bildrate [s ⁻¹]	Facettengröße	Facettenabstand	Dehnungsberechnung	l ₀ [mm]	Versagensdehnung aus ARAMIS
Vollprobe	YS2-NZ240-D1Q	v = 0,0015 m/s	25	10 Pxl.	5 Pxl.	spline	0,39	0,55
	YS2-NZ240-D3Q	v = 5 m/s	30000	15 Pxl.	5 Pxl.	spline	0,39	0,75
125er-Probe	YS2-NZ125-D1Q	v = 0,0015 m/s	25	15 Pxl.	5 Pxl.	spline	0,39	0,36
	YS2-NZ125-D3Q	v = 5 m/s	30000	15 Pxl.	5 Pxl.	spline	0,32	0,34
110er-Probe	YS2-NZ110-D2Q	v = 0,0015 m/s	25	10 Pxl.	4 Pxl.	spline	0,31	0,30
	YS2-NZ110-D3Q	v = 5 m/s	30000	15 Pxl.	5 Pxl.	spline	0,32	0,30
90er-Probe	YS2-NZ90-D2Q	v = 0,0015 m/s	25	15 Pxl.	5 Pxl.	spline	0,39	0,34
	YS2-NZ90-D3Q	v = 5 m/s	30000	15 Pxl.	5 Pxl.	spline	0,32	0,39
30er-Probe	YS2-NZ30-D2Q	v = 0,0015 m/s	25	15 Pxl.	3 Pxl.	spline	0,34	0,43
	YS2-NZ30-D5Q	v = 5 m/s	30000	15 Pxl.	5 Pxl.	spline	0,32	0,44

Tabelle 6-11
Angaben zur lokalen optischen Dehnungsauswertung bei Nakajimaversuchen (HCT980X+Z110MB)

In Bild 6-87 sind die Ergebnisse der Versagensdehnungen für alle Probengeometrien sowohl bei quasistatischer als auch bei dynamischer Belastung über der mittleren Mehrachsigkeit (Kapitel 9) am Versagensort aufgetragen. Da für die 90er- und 125er-Probe wegen keinem weiteren Informationsgewinn keine FE-Simulationen durchgeführt wurden, sind hier die entsprechenden Mehrachsigkeiten geschätzt worden.

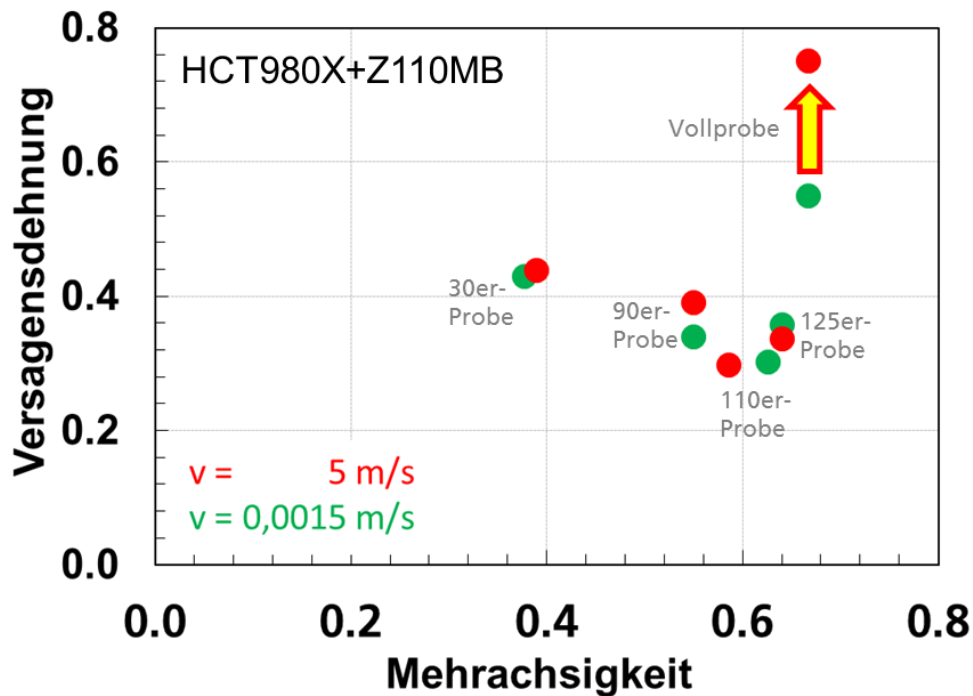


Bild 6-87
Versagensdehnung
statischer und
dynamischer
Nakajimaversuche,
aufgetragen über der
Mehrachsigkeit
für HCT980X+Z110MB

Das Minimum der Versagensdehnung wird sowohl quasistatisch als auch dynamisch von der 110er-Probe erreicht. Während die 30er-, 110er- und 125er-Proben quasistatisch und dynamisch praktisch gleiche Versagensdehnungen zeigen, liegt bei der 90er-Probe ein moderater und bei der Vollprobe ein deutlicher Dehnrateneffekt vor. Die Versagensdehnung der dynamisch geprüften Probe liegt um ca. 30 % höher als die der quasistatisch geprüften Probe.

Die Versagensdehnung beinhaltet die Dehnungen bei Versagen im Hauptachsensystem in alle drei Raumrichtungen. Um mehr Informationen über Dehnungspfade und den tatsächlichen Dehnungszustand bei Versagen zu erhalten, wurden die Versagenspunkte aus Bild 6-87 als Hauptformänderung über der Nebenformänderung in Bild 6-88 aufgetragen. Diese Auftragung ist üblich in Grenzformänderungsdiagrammen (Forming Limit Diagram FLD), in denen die aus Nakajimaversuchen nach DIN EN ISO 12004-2 (DIN EN ISO, 2008) ermittelten Umformgrenzen dargestellt werden.

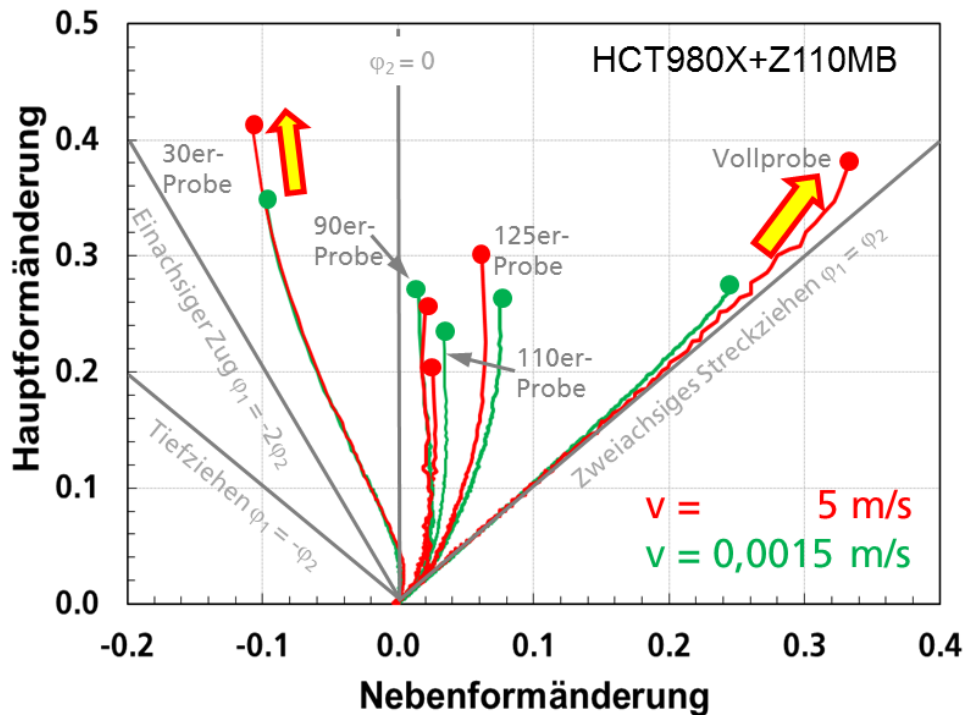


Bild 6-88
Darstellung des Versagensbeginns im FLD

Sowohl statisch als auch dynamisch liegen folgende Dehnpfade vor:

- Vollprobe: linearer Dehnpfad und nahezu biaxialer Zug
- 90er-, 110er- und 125er-Probe: nach anfänglich biaxialem Zug Übergang in den „plane strain“-Bereich
- 30er-Probe: zwischen einachsigem Zug und „plane strain“-Bereich.

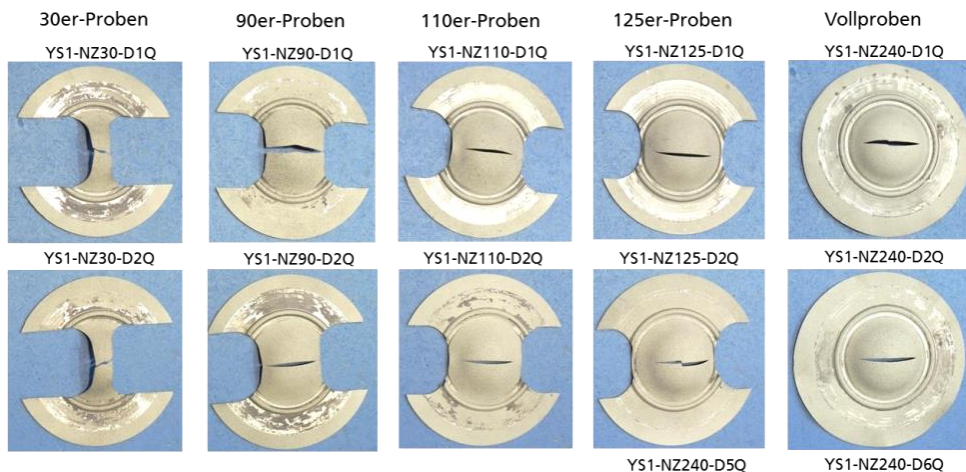
Bei Versagen liegen bei der 30er-Probe und bei der Vollprobe unter quasistatischer und dynamischer Belastung andere Dehnungszustände vor. Quasistatischer und dynamischer Dehnpfad liegen bis zum Versagensbeginn der quasistatisch geprüften Probe etwa zusammen. Danach läuft der Dehnpfad der dynamisch geprüften Probe in der gleichen Richtung weiter bis zum Versagen. Im Falle der 30er-Probe ergibt sich aufgrund der dadurch abnehmenden Nebenformänderung quasistatisch und dynamisch dennoch etwa die gleiche Vergleichsdehnung bei Versagen. Im Versagensdiagramm in Bild 6-87 ist dieser Dehnrateneffekt damit nicht auflösbar. Bei der Vollprobe liegt der gleiche Dehnrateneffekt vor. Aufgrund der zunehmenden Nebenformänderung verstärkt sich dieser Effekt jedoch, sodass sich im Versagensdiagramm dynamisch eine deutlich höhere Versagensdehnung ergibt als quasistatisch.

6.7.2

Untersuchungen für HX340LAD

Für den Werkstoff HX340LAD wurden dynamische Nakajimaversuche nur mit Vollproben (vgl. Bild 5-81) durchgeführt. Bild 6-89 zeigt statisch und dynamisch geprüfte Nakajimaproben in einem gemeinsamen Bild. Für sämtliche Proben liegt die Bruchlinie in Probenmitte und in Walzrichtung.

$v = 0,0015 \text{ m/s}$:



$v = 5 \text{ m/s}$:

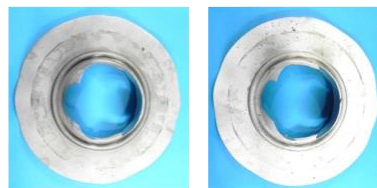


Bild 6-89
Statisch und dynamisch geprüfte Nakajimaproben für HX340LAD

In Bild 6-90 sind die Kraft-Weg-Kurven für die quasistatischen und dynamischen Nakajimaversuche dargestellt. Bei den quasistatischen Nakajimaversuchen zeigen sich mit steigender Stegbreite höhere Kräfte. Die 30er-, 90er- und 110er-Probe zeigen etwa gleiche Stempelwege bis Bruch, ab der 110er-Probe ergeben sich mit steigender Stegbreite größere Stempelwege bis Bruch. Bei den quasistatisch geprüften Vollproben konnte nur eine der beiden geprüften Proben mit ARAMIS ausgewertet werden. Die Vollproben wurden auch dynamisch geprüft und weisen unter dynamischer Prüfung höhere Kräfte auf als unter quasistatischer Prüfung, während der Tiefungsweg bis Bruch dynamisch moderat geringere Werte annimmt als quasistatisch.

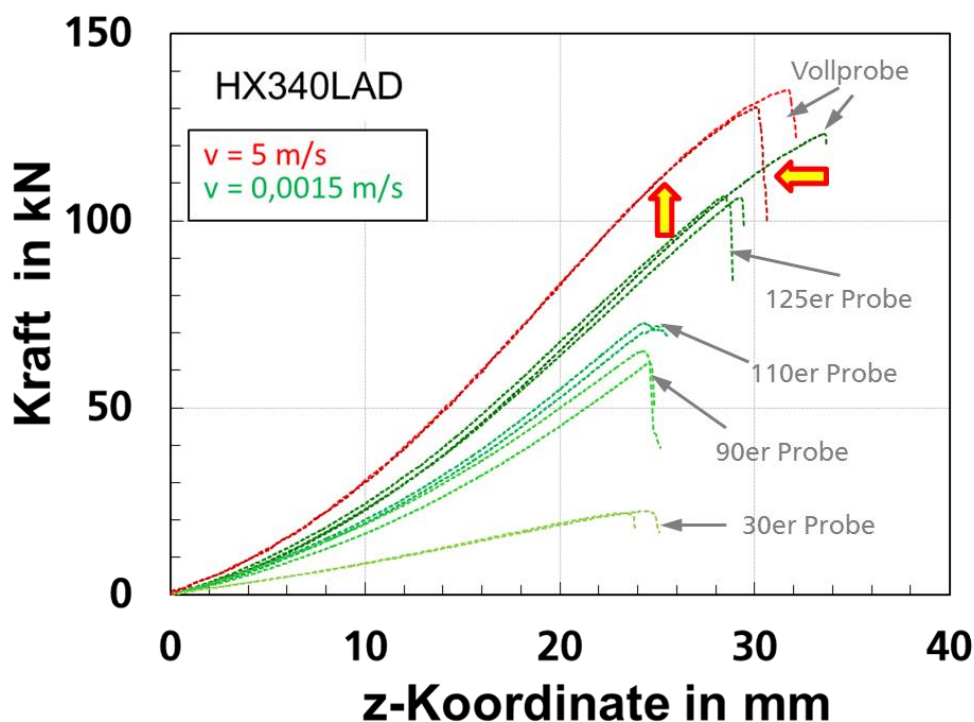


Bild 6-90
Kraft-Weg-Kurven der statischen und dynamischen Nakajimaversuche für HX340LAD

Die lokalen Versagensdehnungen wurden analog Kapitel 6.3.4 mit ARAMIS ausgewertet. In Tabelle 6-12 sind Angaben zur zeitlichen und örtlichen Auflösung der lokalen Dehnungsauswertung für alle geprüften Probengeometrien bei den beiden Prüfgeschwindigkeiten aufgeführt.

Geometrie	Probennummer	v [m/s]	Bildrate [s ⁻¹]	Facettengröße	Facettenabstand	Dehnungsberechnung	l ₀ [mm]	Versagensdehnung aus ARAMIS
Vollprobe	YS1-NZ240-D2Q	v = 0,0015 m/s	12,5	10 Pxl.	7 Pxl.	spline	0.24	0.95
	YS1-NZ240-D5Q	v = 5 m/s	30000	15 Pxl.	5 Pxl.	spline	0.33	0.97
125er-Probe	YS1-NZ125-D2Q	v = 0,0015 m/s	25	10 Pxl.	7 Pxl.	spline	0.24	0.71
110er-Probe	YS1-NZ110-D2Q	v = 0,0015 m/s	12,5	10 Pxl.	7 Pxl.	spline	0.24	0.66
90er-Probe	YS1-NZ90-D2Q	v = 0,0015 m/s	25	10 Pxl.	4 Pxl.	spline	0.24	0.80
30er-Probe	YS1-NZ30-D2Q	v = 0,0015 m/s	25	12 Pxl.	5 Pxl.	spline	0.24	0.84

Tabelle 6-12
Angaben zur lokalen optischen Dehnungsauswertung bei Nakajimaversuchen (HX340LAD)

In Bild 6-91 sind die Versagensdehnungen aus Tabelle 6-12 über der mittleren Mehrachsigkeit (siehe Kapitel 9) am Versagensort aufgetragen. Da für die 90er- und 125er-Probe wegen keinem weiteren Informationsgewinn auch bei diesem Werkstoff keine FE-Simulationen durchgeführt wurden, sind hier die entsprechenden Mehrachsigkeiten geschätzt worden. Das Minimum der Versagensdehnung wird auch hier von der 110er-Probe erreicht. Für die Vollprobe liegt die Versagensdehnung unter dynamischer Belastung moderat höher als unter quasistatischer Belastung.

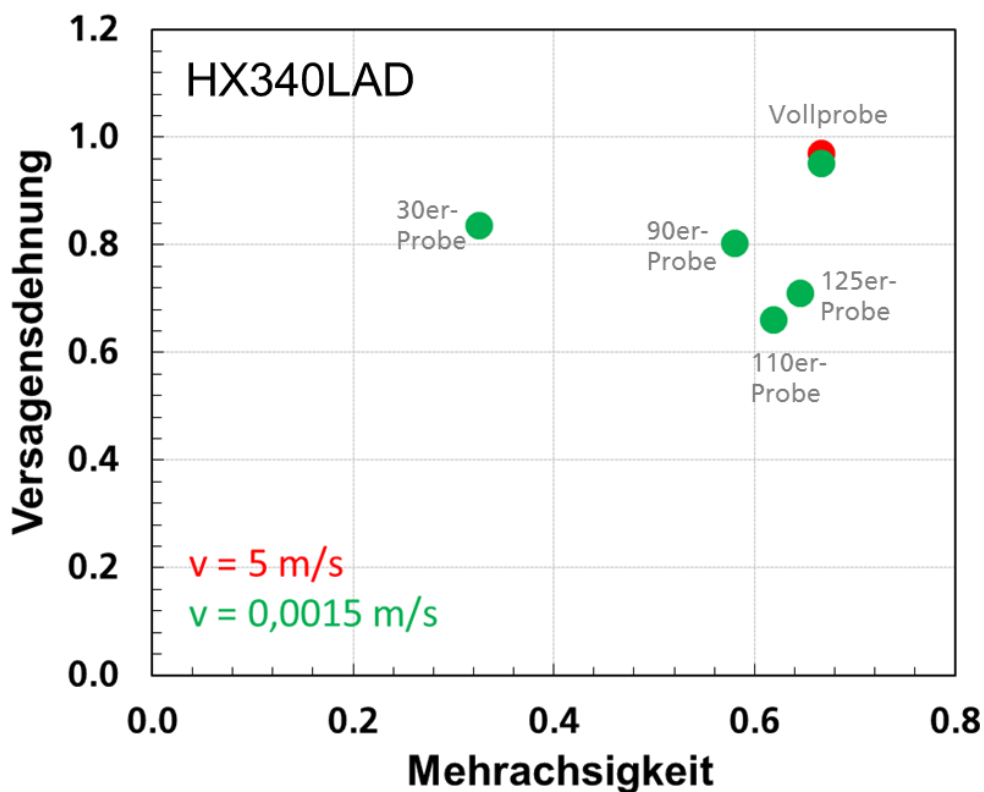


Bild 6-91
Versagensdehnung in Abhängigkeit der aus ARAMIS-Daten berechneten Mehrachsigkeit für HX340LAD

6.7.3

Vergleich 3D-ARAMIS-Messungen mit Dickenmessung nach dem Versuch

Die Qualität der 2D-Dehnungsmessung wurde in Kapitel 5.2.1.4 untersucht. Um die Qualität auch der 3D-Dehnungsmessung mit ARAMIS im Einschnürbereich zu überprüfen, wurde eine statisch geprüfte 125er-Nakajimaprobe von HCT980X+Z110MB nach dem Versuch senkrecht zum Riss aufgeschnitten und kalt eingebettet. Anschließend wurde die Probendicke entlang des Schnittes mit einem Lichtmikroskop ausgemessen. In Bild 6-92 oben sind die dazugehörigen Lichtmikroskop-Bilder gezeigt.

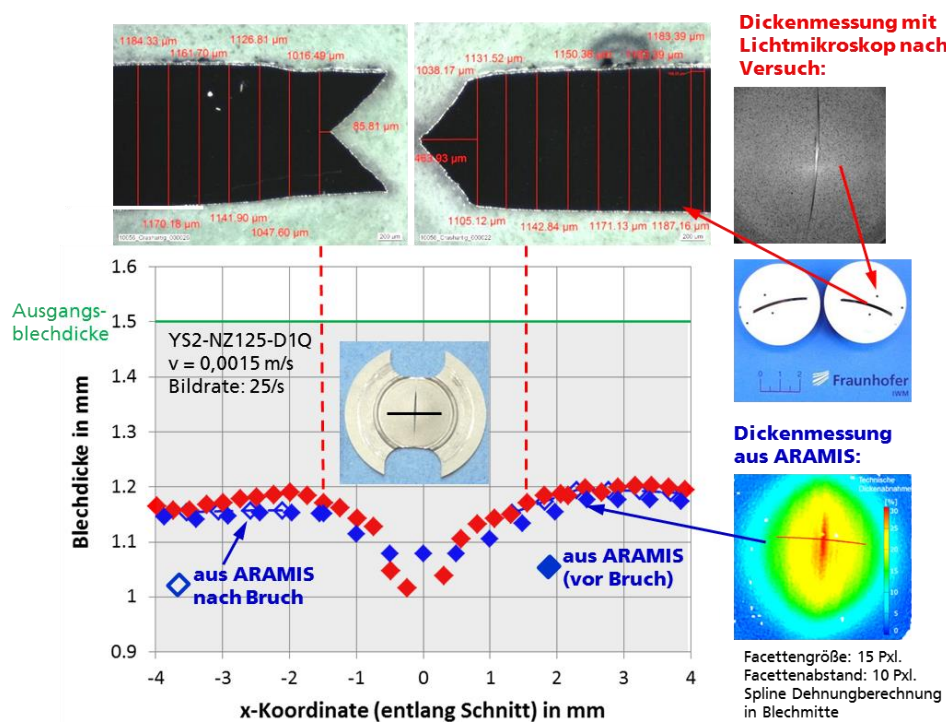


Bild 6-92
Dickenmessung einer geprüften 125er-Nakajimaprobe von HCT980X+Z110MB nach Versuch und Auswertung der Blechdicke vor und nach Versuch aus ARAMIS

Die gemessene Blechdicke ist in dem Diagramm in Bild 6-92 unten über der Position auf der Schnittlinie in rot aufgetragen. Zum Vergleich ist in blau die aus der Dickenmessung aus ARAMIS berechnete Blechdicke ebenfalls über der Position auf der Schnittlinie aufgetragen, sowohl für das letzte Bild vor Bruch (geschlossene Symbole) als auch für das erste Bild nach Bruch (offene Symbole). Außerhalb des direkten Einschnürbereichs ergibt sich aus der Lichtmikroskop- und der ARAMIS-Messung eine gute Übereinstimmung für die Blechdicke, insbesondere wenn in ARAMIS das erste Bild nach Bruch und damit nach Entlastung berücksichtigt wird. Im direkten Einschnürbereich wird mit dem Lichtmikroskop eine kleinere Blechdicke gemessen als mit der ARAMIS-Messung. Ein Grund dafür ist, dass die letzte ARAMIS-Messung vor Bruch die darauf folgende Ausdünnung im lokalisierten Bereich bis Bruch nicht mehr berücksichtigt. Damit ergibt die ARAMIS-Messung eine konservative Abschätzung der Versagensdehnung. Die Lichtmikroskopmessung dagegen liefert tendenziell zu hohe und damit nicht konservative Werte für die Ausdünnung, da zwischen Versagensbeginn und finalem Versagen noch weitere Ausdünnung erfolgt und für die Crashesicherheit aber der Zustand bei Versagensbeginn relevant ist.

Um eine obere Grenze für die aus ARAMIS ermittelte Versagensdehnung abzuschätzen, ist wie bei den Zugversuchen analog Bild 6-27 die aus ARAMIS exportierte Dickenabnahme zu höheren Zeiten extrapoliert, für ein weiteres Bild bestimmt und in Bild 6-93 über der Zeit aufgetragen.

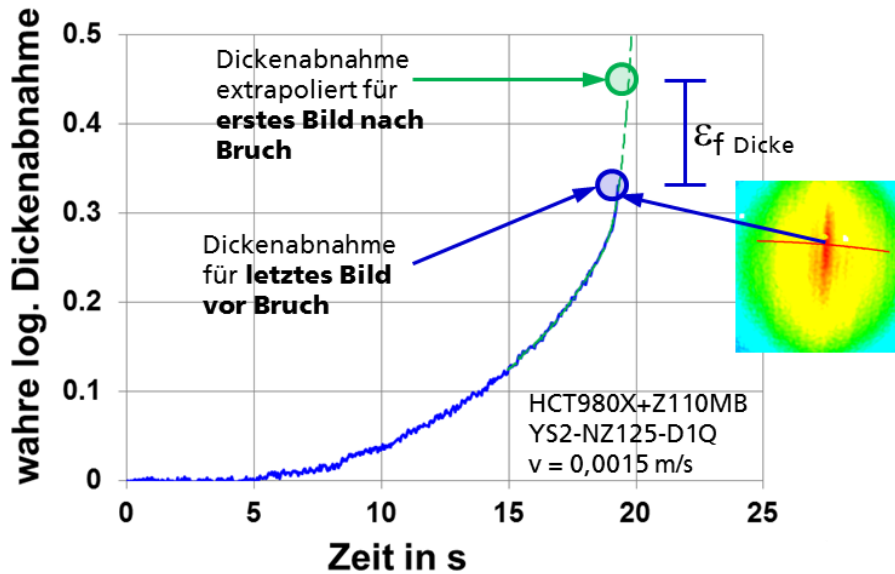


Bild 6-93
Zeitliche Entwicklung der Dickenabnahme in Blechmitte mit Extrapolation bis zum ersten Bild nach Bruch

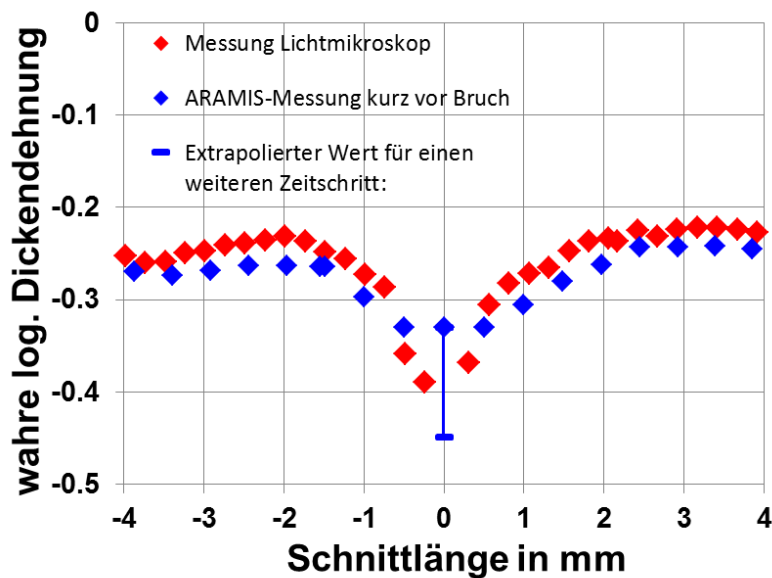


Bild 6-94
Dickendehnung über der Position auf der Schnittlinie kurz vor Bruch aus Dickenmessung und aus ARAMIS mit Fehlerbalken für maximale Dickendehnung am Versagensort

Die zwei Werte der Dickendehnung am Versagensort, im letzten Bild vor Bruch und extrapoliert für ein Bild nach Bruch, ergeben einen Fehlerbalken, der in Bild 6-94 eingetragen wurde. Die aus der Lichtmikroskopmessung errechnete Dickendehnung im Einschnürbereich liegt innerhalb dieses Fehlerbalkens. Da die ARAMIS-Messung kurz vor Bruch zu einer konservativ bestimmten Dehnung bei Versagensbeginn führt und die Lichtmikroskopmessung tendenziell zu nicht konservativen Dehnungswerten, ist der in Bild 6-94 eingetragene Fehlerbalken zu groß. Damit ist die aus dem letzten Bild vor Bruch aus ARAMIS ausgewertete Versagensdehnung für eine konservative Fahrzeugauslegung geeignet.

7 Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen

Bei schnellen, crashartigen Verformungsvorgängen kann in den kurzen Zeiten bis Versagensbeginn die in Wärme umgesetzte Verformungsarbeit nicht durch Wärmeleitung abgeführt werden. So kommt es lokal im Einschnürbereich zu adiabatischen Temperaturerhöhungen, die das Verformungs- und Versagensverhalten beeinflussen. Bei Stählen wurden bereits bei einachsigen Zugversuchen bei mittleren Dehnraten von bis zu 10 s^{-1} Temperaturerhöhungen in der Größenordnung von 100 K bis Versagen gemessen (Bäumer, 2009). Um auch bei crashartigen und mehrachsigen Belastungen diese adiabatischen Effekte zu quantifizieren, wurden für einzelne Versuche Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen mit einer Hochgeschwindigkeits-Infrarotkamera neuester Generation mit bis zu 15.000/s durchgeführt.

7.1.1 Versuchsdurchführung und Kalibrierung

Die Temperaturmessung mit der Hochgeschwindigkeits-Infrarotkamera erfolgt durch Messung der Strahlungsintensität auf der Probenoberfläche während des Versuchs. Die zu prüfenden Proben wurden dabei vor dem Versuch schwarz lackiert, um einen möglichst hohen und reproduzierbaren Emissionsgrad für die Strahlungsintensität zu erreichen. Die Zuordnung der gemessenen Strahlungsintensität zur Probentemperatur erfolgte durch eine Insitu-Kalibrierung vor jeder Versuchsserie mit einer ebenfalls schwarz lackierten und in der Maschine eingebauten Kalibrierprobe. Dabei wurde diese Probe schrittweise von Raumtemperatur auf die maximal erwartete Temperatur von in der Regel ca. 200 °C erwärmt und dabei für acht Stützstellen sowohl die Temperatur mit einem Thermoelement als auch die Strahlungsintensität mit der IR-Kamera gemessen. Die Auftragung der mit dem Thermoelement gemessenen Temperatur über der Strahlungsintensität ist in Bild 7-1 beispielhaft für eine Kalibrierprobe von HX340LAD für Messungen an Flachzugproben bei mittelschneller Prüfgeschwindigkeit gezeigt. Zwischen den einzelnen Kalibrier-Messpunkten wurde linear interpoliert und diese Kurve dann als Kalibrierkurve zur Berechnung der Temperatur aus der Strahlungsintensität verwendet. Diese Kalibrierung muss für jede Probengeometrie und Prüfgeschwindigkeit wegen unterschiedlicher Kameraeinstellungen (Objektiv, Zwischenringe, Bildausschnitt, Bildrate) neu durchgeführt werden.

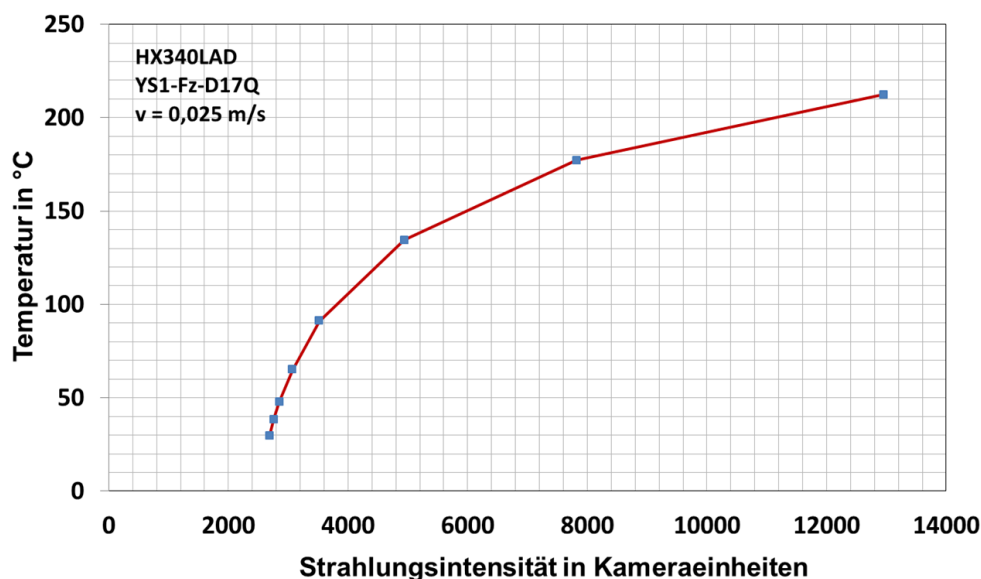


Bild 7-1
Kalibrierkurve für einen Flachzugversuch bei $v = 0,025 \text{ m/s}$ (HX340LAD)

7.1.2 Versuchsergebnisse

Für den Werkstoff HX340LAD wurden Hochgeschwindigkeits-Infrarotversuche für Flachzug-, Kerbzug- und 0°-Schrägkerb-Scherzugproben bei $v = 0,025 \text{ m/s}$ und $v = 2,5 \text{ m/s}$ durchgeführt. Bild 7-2 zeigt für den Flachzugversuch bei $v = 0,025 \text{ m/s}$ die zeitliche Entwicklung der gemessenen lokalen Temperaturerhöhung im Einschnürbereich. Dabei ist jeweils der in der hochverformten, erwärmten Zone ermittelte maximale Temperaturwert angegeben. Bis zum Steilabfall der Kraft wurde eine Temperaturerhöhung von ca. 100 K gemessen. In Bild 7-3 sind vergleichbare Ergebnisse für einen crashartigen Flachzugversuch bei $v = 2,5 \text{ m/s}$ dargestellt und dabei zeigt sich eine deutlich höhere maximale Temperaturerhöhung von ca. 165 K.

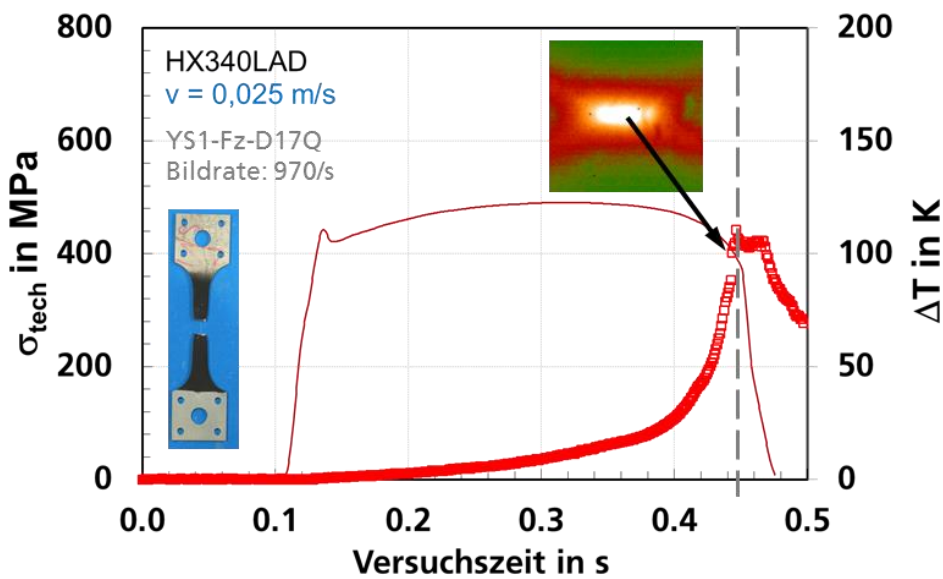


Bild 7-2
Temperaturentwicklung während eines Flachzugversuches bei $v = 0,025 \text{ m/s}$ für HX340LAD

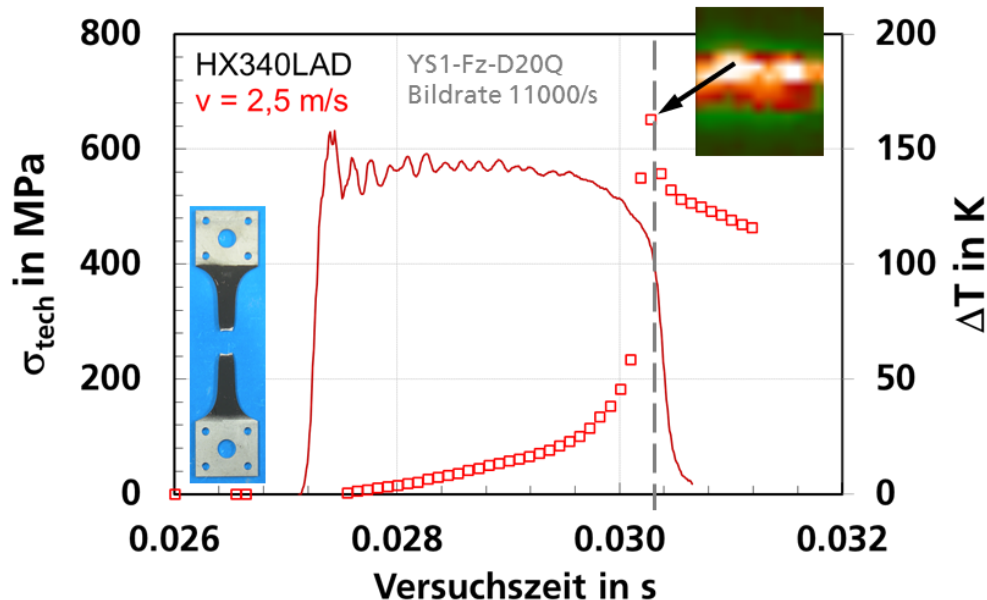


Bild 7-3
Temperaturentwicklung während eines Flachzugversuches bei $v = 2,5 \text{ m/s}$ für HX340LAD

In Bild 7-4 und Bild 7-5 sind die im Kerbzugversuch gemessenen maximalen lokalen Temperaturerhöhungen über der Versuchszeit aufgetragen, jeweils für einen mittelschnellen und einen schnellen, crashartigen Versuch. Für den mittelschnellen Versuch in Bild 7-4 beträgt die maximal gemessene Temperaturerhöhung ca. 120 K. Das dieser

Temperaturerhöhung zugehörige Hochgeschwindigkeits-Infrarotbild ist ebenfalls gezeigt. Hier könnte bereits ein makroskopisch erkennbarer Riss vorliegen. Ein Bild zuvor zeigt das Temperaturfeld vor der Initiierung mit einer maximal gemessenen Temperaturerhöhung von ca. 65 K. Versagensbeginn ist voraussichtlich zwischen diesen beiden Bildern erfolgt, sodass die tatsächliche maximale Temperaturerhöhung bei Initiierung zwischen 65 K und 120 K liegen wird. Im crashartigen Versuch stehen aufgrund der sehr kurzen Versuchszeit bei Kerbzugversuchen und aufgrund der hohen, aber doch begrenzten Bildrate der Thermokamera ab Einschnürbeginn nur noch wenige Bilder und damit Temperaturmesspunkte zur Verfügung. In Bild 7-5 wurden daher die Temperaturkurven vor und nach Versagensbeginn zum Versagensbeginn hin extrapoliert. Der Schnittpunkt der beiden Kurven ergibt eine maximale Temperaturerhöhung bis zum Versagensbeginn von ungefähr 175 K.

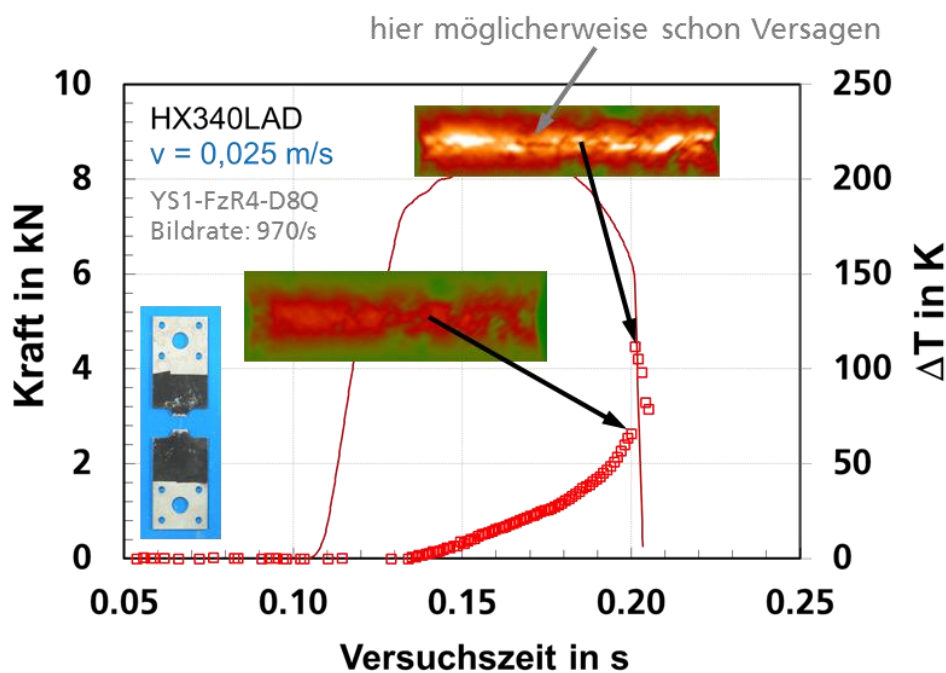


Bild 7-4
Temperaturentwicklung während eines Kerbzugversuches bei v = 0,025 m/s für HX340LAD

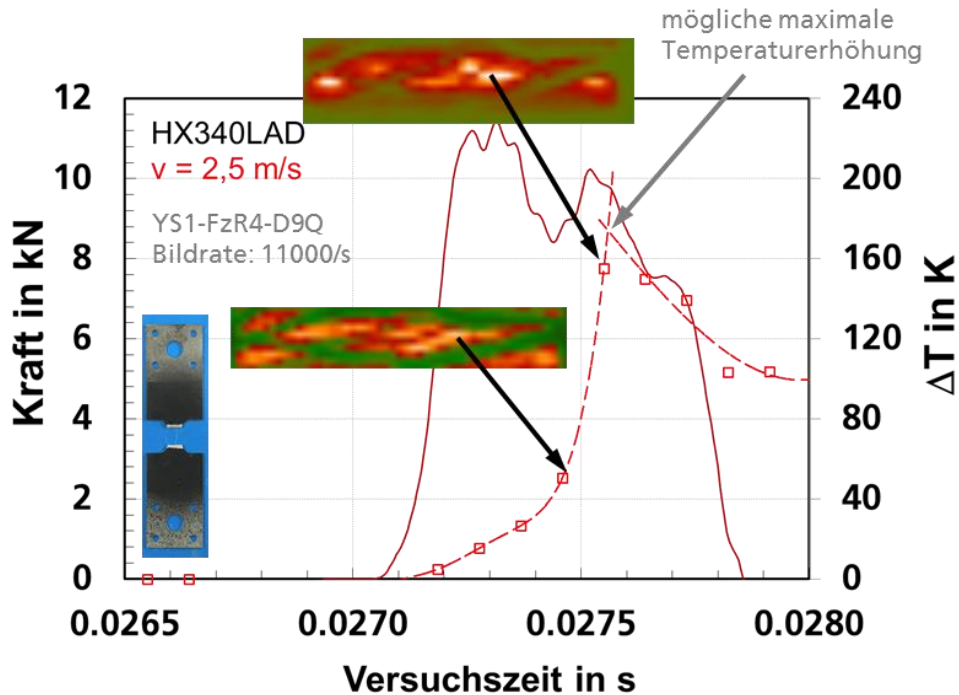


Bild 7-5
 Temperaturentwicklung während eines Kerbzugversuches bei $v = 2,5 \text{ m/s}$ für HX340LAD

In Bild 7-6 und Bild 7-7 sind die im Scherzugversuch gemessenen lokalen Temperaturerhöhungen über der Versuchszeit aufgetragen, jeweils für einen mittelschnellen und einen schnellen, crashartigen Versuch. Für den mittelschnellen Versuch in Bild 7-6 beträgt die maximal gemessene Temperaturerhöhung bei Kraftabfall ca. 100 K. Bei dem crashartigen Versuch (Bild 7-7) ist zwischen dem letzten Bild vor Bruch und dem ersten Bild nach Bruch eine weitere Temperaturerhöhung möglich, sodass der Schnittpunkt der extrapolierten Kurven eine maximale Temperaturerhöhung von etwa 220 K ergibt.

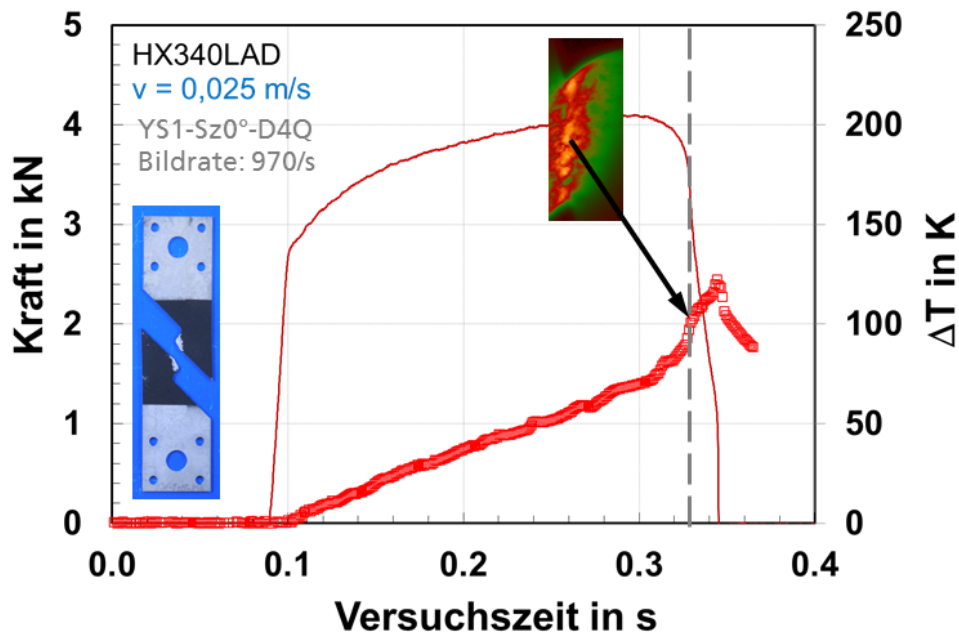


Bild 7-6
 Temperaturentwicklung während eines Scherzugversuches bei $v = 0,025 \text{ m/s}$ für HX340LAD

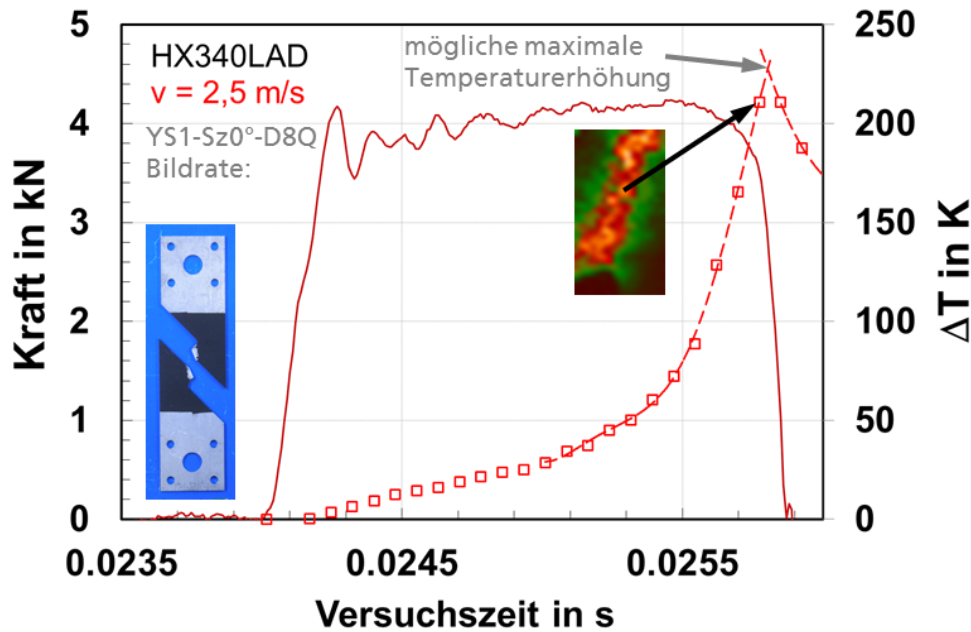


Bild 7-7
 Temperaturentwick-
 lung während eines
 Scherzugversuches
 bei $v = 2,5 \text{ m/s}$
 für HX340LAD

Diese Ergebnisse zeigen, dass die größte Temperaturerhöhung bei crashartigen Scherzugversuchen auftritt. Dort liegen auch die höchsten lokalen Dehnungen und die kleinste Halbwertsbreite vor, wie das in Kapitel 6.4.4 in Bild 6-60 gezeigt wurde. Möglicherweise führen diese hohen adiabatischen Temperaturerhöhungen im crashartigen Scherzugversuch dazu, dass Abscheren begünstigt wird und dadurch die Versagensdehnung mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit sinkt, wie dies für die beiden Werkstoffe HCT980X+Z110MB und HX340LAD in den Versagensdiagrammen in Bild 6-28 und Bild 6-62 ersichtlich ist.

Zum Vergleich wurden auch Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen für die beiden Werkstoffe HCT980X +Z110MB und 22MnB5 AS durchgeführt. Die Ergebnisse für mittelschnelle Scherzugversuche sind für HCT980X+Z110MB in Bild 7-8 und für 22MnB5 AS in Bild 7-9 dargestellt.

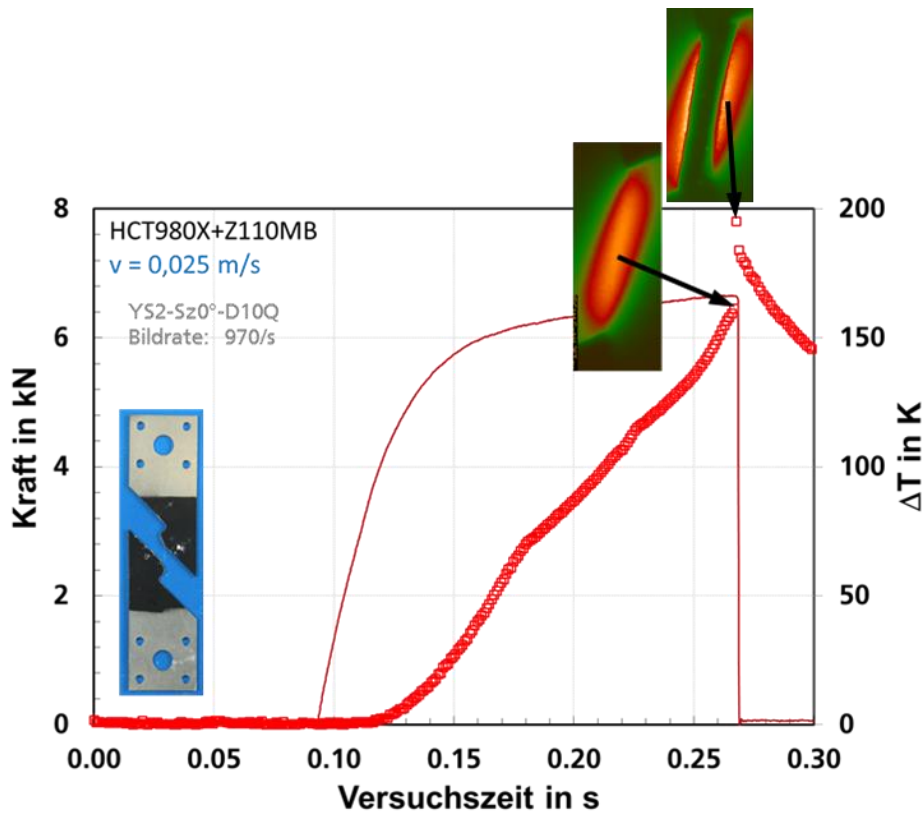


Bild 7-8
Temperaturentwicklung während eines Scherzugversuches bei $v = 0,025 \text{ m/s}$ für HCT980X+Z110MB

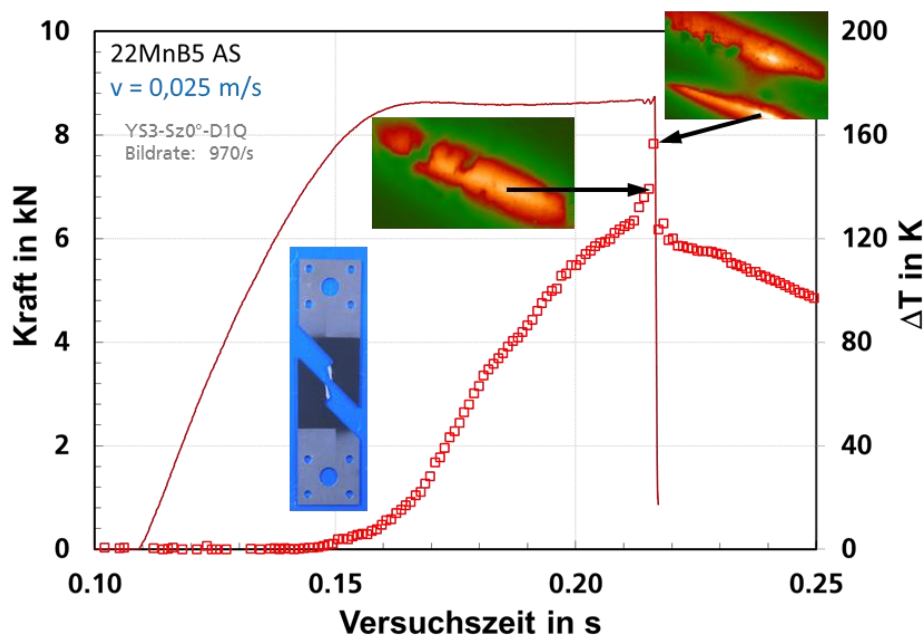


Bild 7-9
Temperaturentwicklung während eines Scherzugversuches bei $v = 0,025 \text{ m/s}$ für 22MnB5 AS

Während bei HCT980X+Z110MB die maximale Temperaturerhöhung bis vor Bruch ca. 165 K beträgt, beträgt sie für 22MnB5 AS ca. 140 K. Damit werden die größten Temperaturerhöhungen für den mittelschnellen Scherzugversuch bei dem Dualphasenstahl HCT980X+Z110MB mit bis zu ca. 165 K gemessen, während die geringsten Temperaturerhöhungen bei HX340LAD mit bis zu ca. 100 K gemessen werden.

In Bild 7-10 sind die Ergebnisse der Temperaturmessungen für die Scherzugversuche bei mittlerer Geschwindigkeit für die drei Werkstoffe mit ansteigender Festigkeit gezeigt. Dabei sind sowohl die auf den Ausgangsquerschnitt bezogene Kraft als auch die Temperaturerhöhung über der Verlängerung aufgetragen. Der Dualphasenstahl zeigt

den größten Umsatz an Verformungsarbeit bis zum Versagensbeginn, gekennzeichnet durch die Fläche unter der Kraft-Verlängerungskurve bis zum Kraftabfall. Dies erklärt plausibel, dass gerade bei dem Dualphasenstahl die höchste adiabatische Temperaturerhöhung festgestellt wird und sich bei dem Werkstoff HX340LAD die geringste Temperaturerhöhung ergibt.

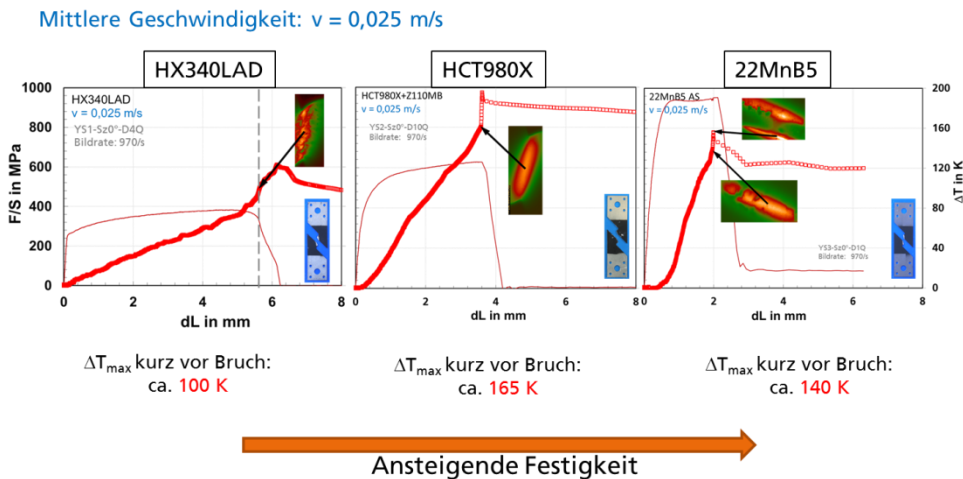


Bild 7-10
 Temperaturentwicklung für Scherzugversuche bei $v = 0,025 \text{ m/s}$ für 3 Werkstoffe mit ansteigender Festigkeit

7.1.3 Berechnung der Temperaturerhöhung aus dem Dehnungsfeld

Die lokale Temperaturerhöhung kann auch unter Annahme adiabatischer Bedingungen aus experimentellen Größen berechnet werden. Dabei wird die in Wärme umgesetzte Verformungsarbeit aus den aus ARAMIS ermittelten lokalen Vergleichsdehnungen im Einschnürbereich und der zugehörigen Spannung näherungsweise bestimmt. Die zugehörige Spannung im Einschnürbereich wurde dabei als wahre Spannung aus der aus der Kraftmessung und dem Anfangsquerschnitt ermittelten technischen Spannung berechnet. Bei dieser Berechnung wird vorausgesetzt, dass im für die Dehnungsauswertung betrachteten Flächenelement (l_0^2) über die Dicke Volumenkonstanz vorliegt und die Spannungen über die Dicke konstant sind.

$$\sigma_{\text{wahr}} = \sigma_{\text{technisch}} e^{\epsilon_{\text{lokal}}} \quad (7-1)$$

Damit kann die Temperaturerhöhung näherungsweise berechnet werden unter der Voraussetzung, dass 90 % der Verformungsarbeit in Wärme umgewandelt wird (Taylor, et al., 1934; Rosakis, et al., 1992), und der Wärmeabfluss vernachlässigt wird.

$$\Delta T [K] = \frac{(0,9 \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon)}{\rho c} \quad (7-2)$$

Für die Berechnungen wurde eine Wärmekapazität für Stahl von $c = 0,47 \text{ J/gK}$ und eine Dichte für Stahl von $\rho = 7,86 \text{ g/cm}^3$ verwendet.

Am Beispiel der dynamischen Scherzugversuche für HX340LAD wurden die gemessene und berechnete Temperaturerhöhung miteinander verglichen. Bild 7-11 zeigt für

Scherzugversuche bei $v = 0,025 \text{ m/s}$ die zeitliche Entwicklung der gemessenen und berechneten lokalen Temperaturerhöhungen im Einschnürbereich. Die berechnete Temperatur-Zeit-Kurve liegt etwa ab Versuchshälfte über der gemessenen Kurve. Bei dieser mittelschnellen Prüfgeschwindigkeit kann also davon ausgegangen werden, dass noch teilweise Wärmeabfluss stattfindet und noch keine vollständig adiabatischen Verhältnisse vorliegen.

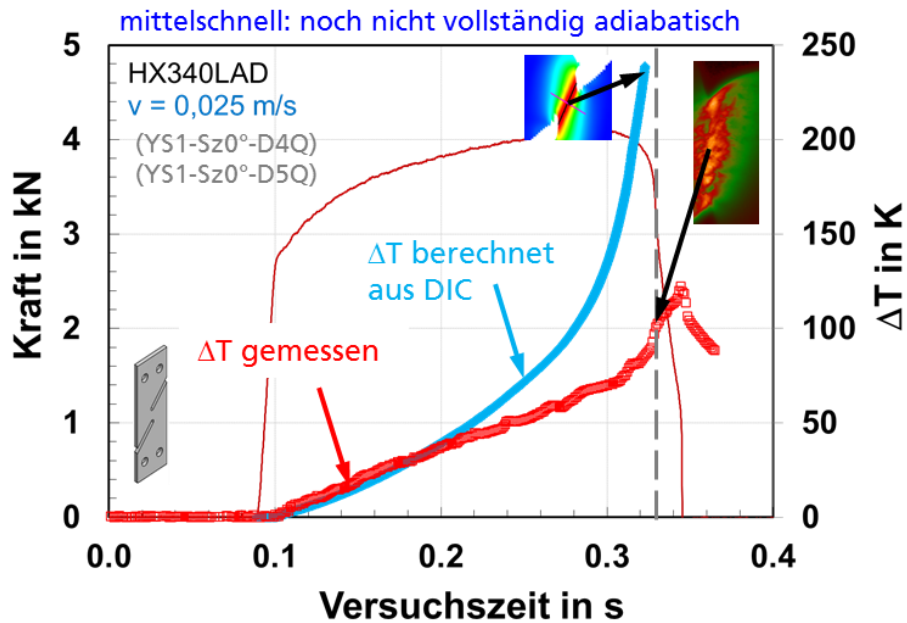


Bild 7-11
Temperaturentwicklung während eines Scherzugversuches bei $v = 0,025 \text{ m/s}$ für HX340LAD

In Bild 7-12 sind die gemessene und berechnete maximale lokale Temperaturerhöhung für Scherzugversuche bei $v = 2,5 \text{ m/s}$ über der Zeit aufgetragen. Die berechnete Temperatur-Zeit-Kurve liegt nahe bei der gemessenen, sodass hier, unter crashartiger Belastung, von nahezu vollständig adiabatischen Verhältnissen ausgegangen werden kann.

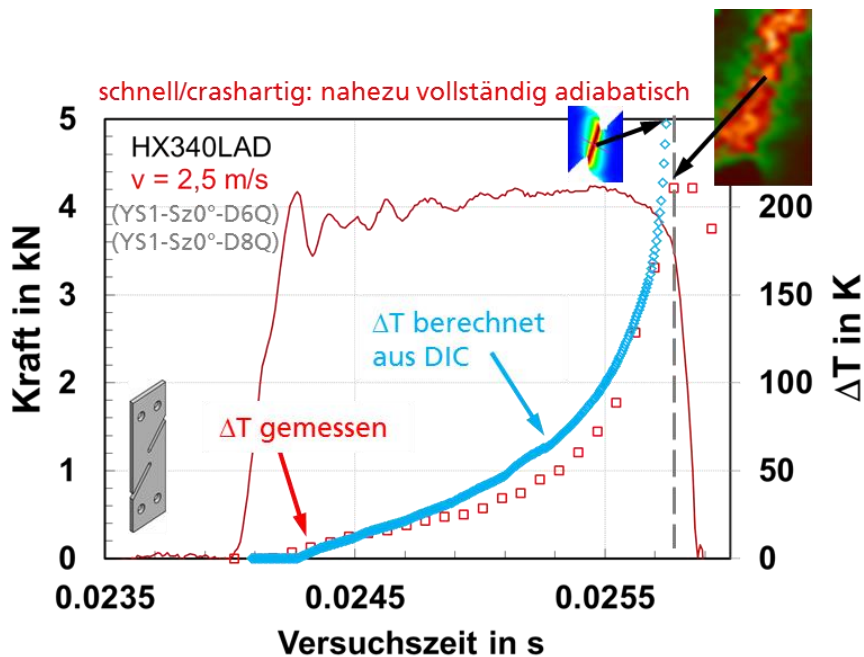


Bild 7-12
Temperaturentwicklung während eines Scherzugversuches bei $v = 2,5 \text{ m/s}$ für HX340LAD

8 Experimentell ermittelte Versagenskurven

Die Versagenskurven für die beiden Werkstoffe HCT980X+Z110MB und HX340LAD wurden durch Ergebnisse für die Nakajima-Vollproben sowie die 30er- und 110er-Proben ergänzt. Die so erweiterten Diagramme sind in Bild 8-1 und Bild 8-2 dargestellt. Die gestrichelten Verbindungslinien dienen vor allem dem Aufzeigen des tendenziellen Verlaufs der Versagenskurven bei gleichen Belastungsgeschwindigkeiten und sind in den Zwischenbereichen nicht abgesichert. Für den Werkstoff 22MnB5 AS wurden keine Nakajimaversuche durchgeführt, sodass hier das Versagensdiagramm aus Bild 6-72 lediglich zum Vergleich nochmals in Bild 8-3 aufgeführt wurde.

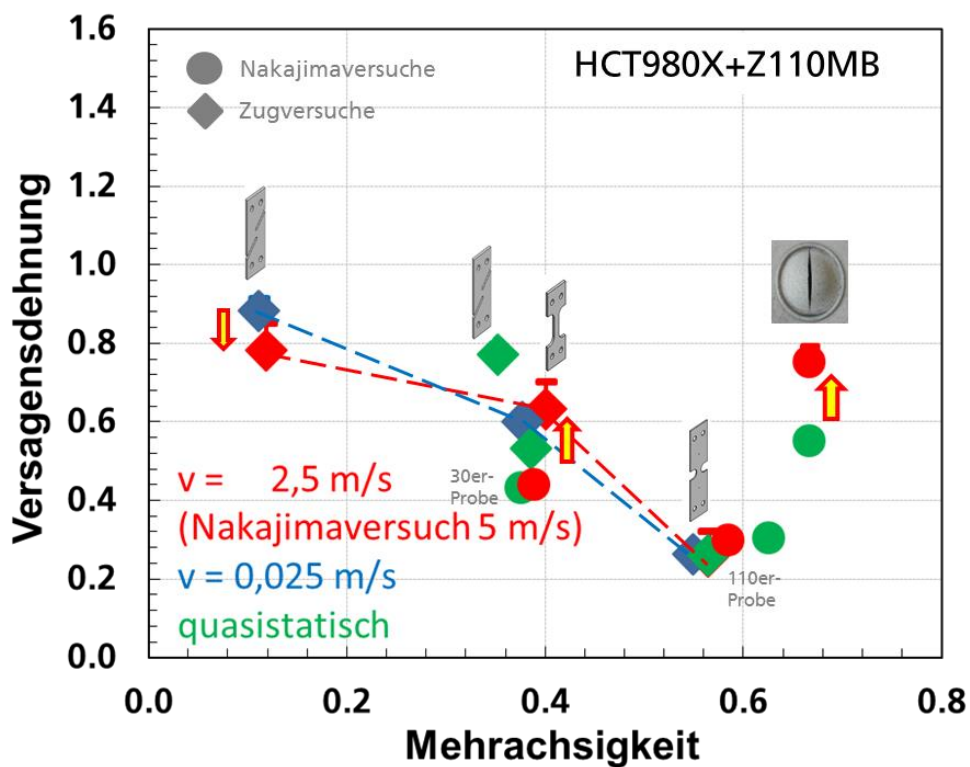


Bild 8-1
Versagenskurven für
HCT980X+Z110MB für
verschiedene Belas-
tungsgeschwindigkei-
ten

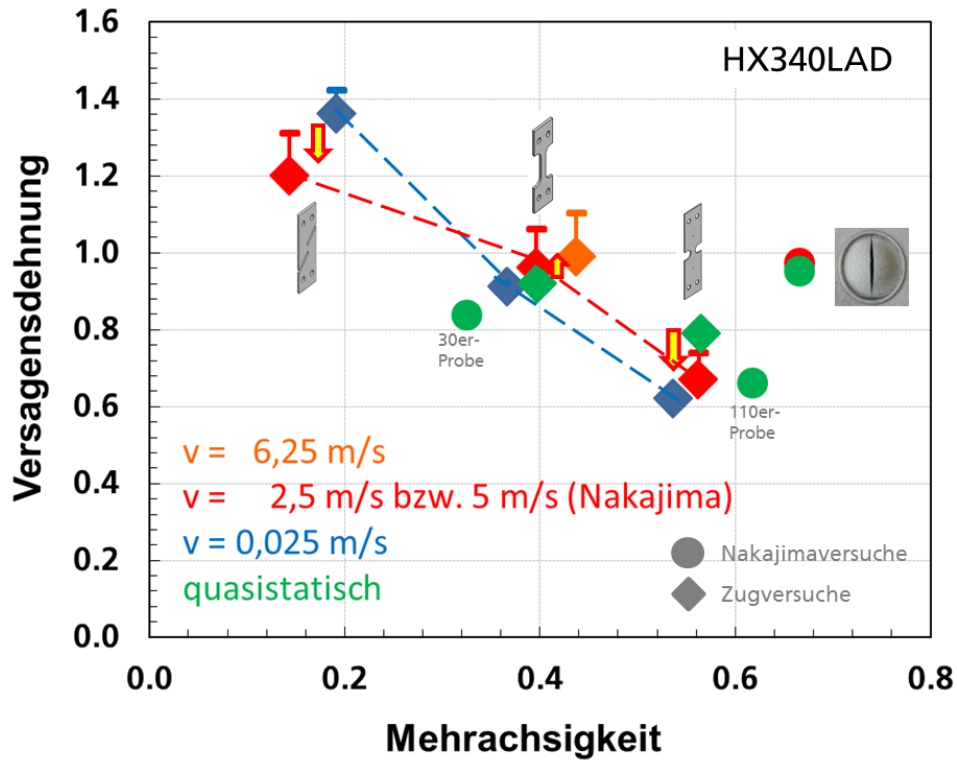


Bild 8-2
Versagenskurven für
HX340LAD für ver-
schiedene Belastungs-
geschwindigkeiten

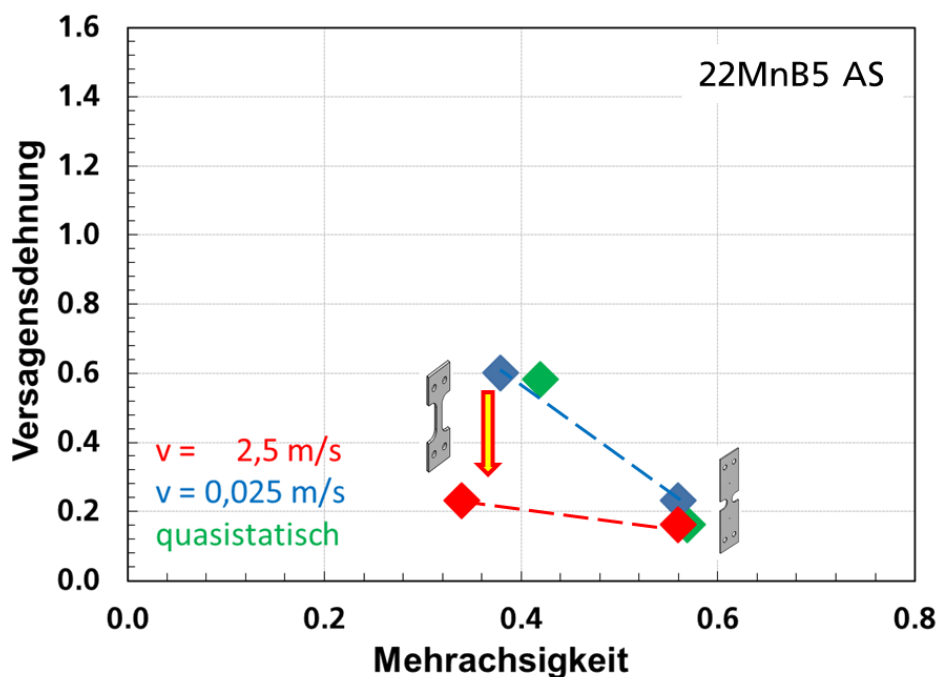


Bild 8-3
Versagenskurven für
22MnB5 für verschie-
dene Belastungsge-
schwindigkeiten

Für alle Werkstoffe fallen die Versagenskurven mit zunehmender Mehrachsigkeit bis zum Kerbzugbereich ab. Für die Nakajima-Vollproben ergeben sich bei HCT980X+Z110MB und HX340LAD wieder höhere Versagenspunkte, die auf einen zweiachsigen Spannungszustand im Gegensatz zu Kerbzugproben zurückzuführen sind. Dies drückt sich nach Bao und Wierzbicki (Bao, et al., 2004) (Basaran, 2011) auch in einem anderen Lode-Parameter aus. Im Bereich ein- und zweiachsiger Zugbelastung

liegen die dynamischen Versagenspunkte für HCT980X+Z110MB und für HX340LAD tendenziell etwas höher als die statischen. Für 22MnB5 deuten sich in diesen orientierenden Auswertungen im einachsigen Zugbereich und unter crashartiger Belastung niedrigere Versagensdehnungen an als bei den beiden anderen Prüfgeschwindigkeiten. Im Scherbereich führt die crashartige Belastung bei den beiden im Scherbereich untersuchten Werkstoffen HCT980X+Z110MB und HX340LAD zu niedrigeren Versagensdehnungen. Die experimentellen Ergebnisse zeigen damit, dass der Einfluss der Dehnrates auf die Versagenskurve für die verschiedenen Leichtbaustähle sehr unterschiedlich aussieht.

9 Modellierung und Simulation

Zur ausreichend genauen Beschreibung des Materialverhaltens wurde zur Modellierung der Deformation ein Plastizitätsmodell weiterentwickelt und zusätzlich ein Schädigungs- bzw. Versagensmodell verwendet, um das Bruchverhalten abzubilden. Beide Modelle sind koppelbar, was zu einer mehr stetigen oder abrupten Abfall der Fließspannung führt und in Bild 9-1 dargestellt ist.

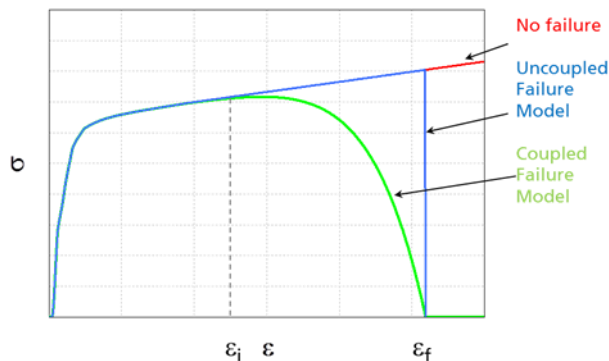


Bild 9-1
Spannungs-
Dehnungskurve für
verschiedene Möglich-
keiten der Kopplung
zwischen Plastizitäts-,
Schädigungs- und Ver-
sagensmodell

Die Notwendigkeit einer Kopplung zwischen dem Plastizitäts- und dem Versagensmodell hängt stark von den Eigenschaften des Materials ab. So zeigen beispielsweise ultrahochfeste Stähle eine geringe Duktilität und Versagen schlagartig, was keine Kopplung benötigt. Auf der anderen Seite gibt es auch sehr duktile Stähle, die ein verzögertes und langsames Bruchverhalten aufweisen, was eine Kopplung zwischen Plastizitäts- und Schädigungsmodell nahelegt. Jedoch hat die Kopplung einen entscheidenden praktischen Nachteil, da die berechnete Schädigungsevolution den Deformationszustand vor dem Versagen stark beeinflusst, weshalb die Anpassung des Materialverhaltens aufwändiger und deshalb auch schwieriger wird. Deshalb ist es zweckmäßig nach Möglichkeit auf die Kopplung weitestgehend zu verzichten, außer für den Fall das es für die gemessene Materialcharakteristik wirklich notwendig ist. In dem hier bearbeiteten Projekt wurde deshalb sowohl für die hochfesten als auch für die ultrahochfesten Stähle sowie für den wesentlich duktileren mikrolegierten Stahl auf eine Kopplung zwischen Plastizitäts- und Schädigungsmodell verzichtet.

Die Simulationen wurden mit LS-Dyna durchgeführt, wobei zur Anpassung der Materialparameter das Optimierungstool LS-Opt partiell eingesetzt wurde.

9.1 Deformationsverhalten

Um das Versagen eines (hier duktilen) Werkstoffs gut beschreiben zu können, ist es essenziell das Deformationsverhalten ausreichend genau abzubilden. Daher ist die Wahl eines geeigneten Plastizitätsmodell wesentlich, da bei der Verwendung eines nicht passenden Materialmodells die Anpassung der Materialparameter auf die experimentellen Messungen zwar prinzipiell möglich ist, jedoch nicht mit ausreichender Genauigkeit für alle relevanten Spannungszustände (Triaxialitäten für z.B. Flach-, Scher-, Kerb- und Lochzugversuch). Dies hat wiederum unmittelbare Auswirkungen auf die Beschreibung des Versagensverhaltens.

9.1.1 Dehnratenabhängiges Plastizitätsmodell, thermomechanische Beschreibung

Es ist allgemein bekannt, dass es im Werkstoff zu lokalen Erwärmungen bei entsprechend hohen Deformationsgeschwindigkeiten kommt, was bei Crash-Relevanten Szenarios meist der Fall ist. Die lokale Materialerwärmung ist signifikant mehr ausgeprägt für höhere Deformationsgeschwindigkeiten bzw. Dehnraten. Der Grund für diese Tatsache liegt in der Umwandlung von plastischer Deformationsarbeit

$$\dot{W}_{pl} = \sigma \cdot \dot{\varepsilon}_{pl} \Rightarrow dW_{pl} = \sigma(\varepsilon_{pl}, \dot{\varepsilon}_{pl}, T) \cdot \dot{\varepsilon}_{pl} \cdot dt \quad (9-1)$$

in thermische Energie

$$\dot{q} = \beta \cdot \dot{W}_{pl} \Rightarrow dq = \beta \cdot \sigma(\varepsilon_{pl}, \dot{\varepsilon}_{pl}, T) \cdot \dot{\varepsilon}_{pl} \cdot dt \quad (9-2)$$

was mit Hilfe des Taylor-Quinney-Koeffizienten (Taylor, et al., 1934) beschrieben werden kann. Aus Definition in der Gleichung (9-2) ist der Taylor-Quinney-Koeffizient β ein konstanter Materialparameter mit dem für Stahl typischen Wert von 0.9.

Wie stark die Erwärmung ist, hängt im Wesentlichen von der zur Verfügung stehenden Zeit ab um die entstehende Wärme (9-2) in andere Bereiche weiterzuleiten und auch von der Wärmeleitung (9-3) selbst, die stark vom Wärmeleitkoeffizienten λ bestimmt wird.

$$\dot{q} = \frac{\partial q}{\partial t} = -\lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \quad (9-3)$$

Es ist offensichtlich, dass die zur Verfügung stehende Zeit zur Wärmeabfuhr mit steigenden Dehnraten sinkt, was zu lokal höheren Temperaturen führt. Für diesen Fall spielt die Wärmeleitung eine zu vernachlässigende Rolle und die lokalen Deformationen laufen hauptsächlich adiabatisch ab, was so viel bedeutet, dass kein oder nur ein geringer Wärmetransport nach außen möglich ist, wegen der kurzen Deformationszeiten. Andererseits steigt bei geringen Dehnraten die verfügbare Zeit zur Wärmeabfuhr, was zu einer niedrigeren Temperaturerhöhung und zu nicht-adiabaten lokalen Deformationen führt.

Diese Mechanismen zeigen die Bedeutung der Wärmeleitung bei crashartigen Deformationsvorgängen. Für komplexe Szenarien in Crash-Simulationen von Automotive Anwendungen ist es nicht möglich die Wärmeleitung mit zu berücksichtigen, da vollgekoppelte thermomechanische Modelle signifikant mehr Rechenzeit erfordern und deshalb den Rahmen der zur Verfügung stehenden Simulationszeiten (<12h) übersteigen. Aus diesem Grund sind alternative Modelle von Interesse um die eben beschriebene Problematik trotzdem ausreichend exakt beschreiben zu können.

Erste Ansätze die thermomechanischen Effekt in einfacher Weise miteinzubeziehen sind Modelle vom Johnson-Cook Typ (Johnson, et al., 1985)

$$\sigma = \sigma_0(\varepsilon_p) \cdot f(\dot{\varepsilon}_p) \cdot g(T) \quad (9-4)$$

die auf eine multiplikativen Verknüpfung der Einflüsse von Dehnungsverfestigung $\sigma_0(\varepsilon_p)$, Dehnratenverfestigung $f(\dot{\varepsilon}_p)$ und thermischer Entfestigung $g(T)$ basiert. Die simultane Berechnung der Temperaturverteilung verwendet den Ansatz nach Taylor-Quinney β (9-2) und die spezifische Wärmekapazität c_p (9-5).

Nachteile der Modelle vom Typ (9-4) sind oft die analytischen Ansätze für $\sigma_0(\varepsilon_p)$, $f(\dot{\varepsilon}_p)$ und $g(T)$, welche etwas unflexibel und meist nur für wenige Werkstoffklassen anwendbar sind. Zudem führt die multiplikative Verknüpfung zwischen $\sigma_0(\varepsilon_p)$, $f(\dot{\varepsilon}_p)$ und $g(T)$ aus (9-4) zu selbstähnlichen Fließkurven, wohingegen Dehnratenverfestigung bei unterschiedlichen Temperaturniveaus komplexer zu beschreiben ist (Queiroz, et al., 2012).

Die Erwärmung kann aus (9-2) unter Verwendung der spezifischen Wärmekapazität c_p mit (9-5)

$$dq = \rho \cdot c_p \cdot dT \Rightarrow dT = \frac{\beta}{\rho \cdot c_p} \sigma \cdot d\varepsilon_{pl} = \frac{\beta}{\rho \cdot c_p} dW_{pl} \quad (9-5)$$

Aufgrund der Tatsache dass die Dichte ρ , die spezifische Wärmekapazität c_p und der Taylor-Quinney Koeffizient β konstant sind, ist es offensichtlich dass die Temperaturerhöhung dT nur durch das Inkrement der plastischen Arbeit dW_{pl} bestimmt wird. Deshalb steigt unter nicht adiabatischen Bedingungen die Temperatur in der Modellierung unrealistisch an, weil keine Wärmeleitung im Ansatz des Modells berücksichtigt wird. Aus diesem unrealistischen Temperaturanstieg resultiert in der Berechnung eine zu starke thermische Entfestigung des Materials bei niedrigen Dehnraten, weil unter diesen Bedingungen die Wärmeleitung eine starke Bedeutung hat, da nicht adiabatische lokale Deformationen stattfinden. Um diese Problem zu beseitigen wird ein dehnratenabhängiger Taylor-Quinney Koeffizient eingeführt. Die Intention für diesen Ansatz ist in der Reduktion der Erwärmung bei niedrigen Dehnraten, welche die unberücksichtigte Wärmeleitung kompensieren soll. Daraus folgen unmittelbar die notwendigen Bedingungen für einen von der Dehnraten abhängigen und somit veränderlichen Taylor-Quinney Koeffizienten, die nachfolgend angeführt sind:

- Die Reduktion der Wärmeentwicklung für niedrige Dehnraten kompensiert die nichtberücksichtigte Wärmeleitung im Modell, was niedrige Werte des Taylor-Quinney Koeffizient erfordert und zu nicht adiabatischen (in diesem Fall isothermen) Bedingungen führt.
- Übliche Werte von β (wie 0.9 für plastisch inkompressible Materialien) beschreiben die adiabatischen Bedingungen bei hohen Dehnraten.
- Für mittlere Dehnraten beschreibt ein passend sich ändernder Taylor-Quinney Koeffizient den Übergang von adiabatischen zu nicht adiabatischen Bedingungen

Resultierend aus den drei zuletzt genannten erforderlichen Bedingungen kann ein möglicher Ansatz zum variablen dehnratenabhängigen Taylor-Quinney Koeffizient (9-6) abgeleitet werden, der nachfolgend gegeben ist.

$$\beta = \beta_0 \cdot \left[\frac{1}{2} + \arctan \left(b_\omega \cdot \ln \frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_{p,\omega}} \right) \cdot \frac{1}{\pi} \right] \quad (9-6)$$

In (9-6) beschreibt β_0 den Taylor-Quinney Koeffizienten für adiabatische Bedingungen, der üblicherweise mit 0.9 einen Wert aus der Literatur entspricht. $\dot{\varepsilon}_{p,\omega}$ legt die Dehnraten für den Übergangsbereich von nicht adiabatischen zu adiabatischen Bedingungen

fest. Mit b_ω wird die Breite des Übergansbereichs von nicht adiabatischen zu adiabatischen Bedingungen determiniert. Einen exemplarischen Verlauf des eben beschriebenen Ansatzes (9-6) ist in Bild 9-2 zu sehen. Es kann erwartet werden, dass unrealistische thermische Entfestigungseffekte für kleine Dehnraten nicht mehr auftreten, weil die Temperaturentwicklung aufgrund eines signifikant geringeren Taylor-Quinney Koeffizient β sinkt, im Vergleich zu einem Modell, welches nur ein konstantes β verwendet (schwarz und violett gestrichene Linien in Bild 9-3).

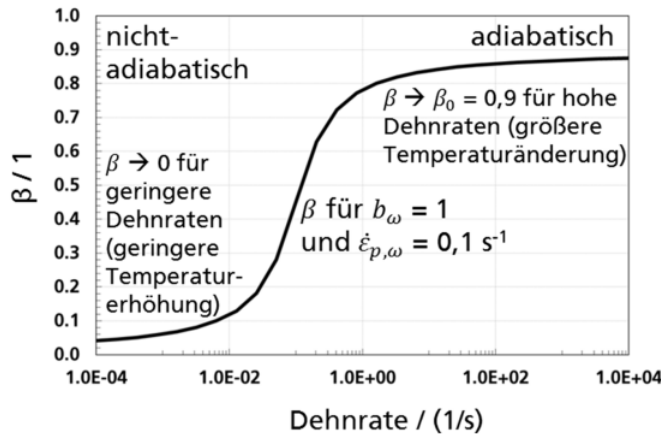


Bild 9-2
Variabler dehnratenabhängiger Taylor-Quinney Koeffizient

Die Annahme eines dehnratenabhängigen Taylor-Quinney Koeffizienten (9-6) in das Johnson-Cook Modell (9-4) führt zu signifikant realistischeren Wärmeentwicklungen bei kleineren Deformationsgeschwindigkeiten.

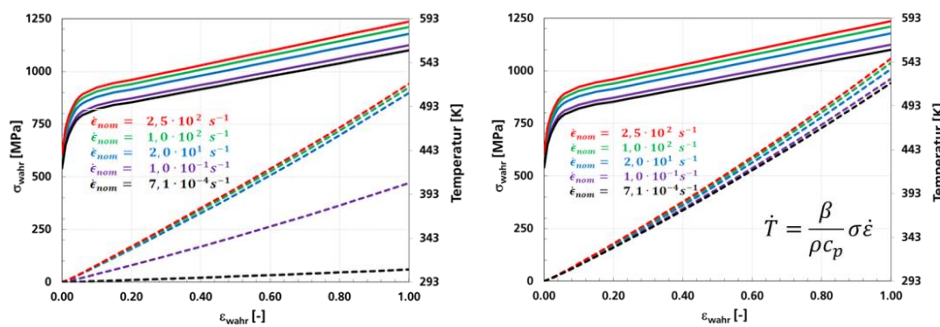


Bild 9-3
Temperaturentwicklung für unterschiedliche Dehnraten mit variablen (links) und konstanten (rechts) Taylor-Quinney Koeffizient (farbig volle Linien: dehnratenabhängige Fließspannungen, gestrichelt: Temperatur)

Für hohe Dehnraten zeigt das Modell adiabatische Deformationseigenschaften, was sich in den entsprechend größeren Temperaturerhöhungen in Bild 9-3 gut erkennbar ist.

An dieser Stelle sei noch darauf verwiesen, dass die in Bild 9-3 eingezeichneten Fließkurven nur die Dehnratenverfestigung beinhalten und keine thermischen Einflüsse berücksichtigen, somit also nur isotherme Zustände beschreiben.

9.1.2 Numerische Implementierung und Materialmodelladaptation

Ein wesentlicher Bestandteil der Implementierung für das numerische Modell ist die Modifikation der Temperaturentwicklung für einen dehnratenabhängigen Taylor-Quinney Koeffizienten. Für einen expliziten FEM Code wird dies durch eine Modifikation des inkrementellen Updates für die Temperatur durchgeführt. Aus den Gleichungen (9-2) und (9-5) folgt:

$$c_p \rho dT = \beta(\dot{\varepsilon}_{pl}(t)) \sigma(\varepsilon_{pl}, \dot{\varepsilon}_{pl}, T) \dot{\varepsilon}_{pl} dt \quad (9-7)$$

Eine Diskretisierung der Gleichung (9-7) vom Zustand i zum Zustand $i + 1$ führt zu

$$c_p \cdot \rho \cdot (T_{i+1} - T_i) = \beta(\dot{\varepsilon}_{pl,i}) \cdot \sigma(\varepsilon_{pl,i}, \dot{\varepsilon}_{pl,i}, T_i) \cdot \Delta\varepsilon_{pl,i} \quad (9-8)$$

aus dem der Update (9-9) für die Temperatur abgeleitet werden kann

$$T_{i+1} = T_i + \frac{\beta(\dot{\varepsilon}_{pl,i})}{c_p \rho} \sigma_{pl,i} \Delta\varepsilon_{pl,i} \quad (9-9)$$

Mit Gleichung (9-9) wurde die Temperaturentwicklung zusammen mit einem tabellarisch parametrisierbaren dehnratenabhängigen Taylor-Quinney Koeffizienten $\beta(\dot{\varepsilon}_{pl})$ in das Plastizitätsmodell MAT_TABULATED_JOHNSON_COOK (Mat_224) von DynaMore in den FEM Code von LS-Dyna modifizierend implementiert.

Zur Anpassung des Plastizitätsmodells wurde ein allgemeinerer Ansatz des Johnson-Cook Modells verwendet.

$$\sigma = s(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p) \cdot g(T) \quad (9-10)$$

Mit Hilfe des Ansatzes (9-10) können durch Verzicht der dehnratenabhängigen multiplikativen Verknüpfung Selbstähnlichkeiten der Fließkurven für unterschiedliche Deformationsgeschwindigkeiten (Dehnraten) vermieden werden, was zu qualitativ besseren Anpassungen der Fließfläche und auf die darauf aufbauenden gemessenen Versagensdehnungen führt.

Zudem ist die physikalisch sinnvolle Wahl einer thermischen Entfestigung $g(T)$ und eines dehnratenabhängigen Taylor-Quinney Koeffizienten $\beta(\dot{\varepsilon}_{pl})$ notwendig um die unbekannte Funktion $s(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p)$ an die gemessenen Versuchsdaten anzupassen. Deshalb wurde die Anpassung von $s(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p)$ für jeden vorhandenen Messdatensatz (Index k) innerhalb einer gegebenen Dehnrate $\dot{\varepsilon}_{p,k}$ mit den zuvor genannten Annahmen für $g(T)$ und $\beta(\dot{\varepsilon}_{pl})$ durchgeführt. Dies führt zur Anpassung von jeweils einer Fließkurve $s(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_{p,k}) = s_k(\varepsilon_p)$ innerhalb der Messungen der betrachteten Dehnrate $\dot{\varepsilon}_{p,k}$. Für die Anpassungen der dehnratenbezogenen Fließkurven $s_k(\varepsilon_p)$ wurde eine verallgemeinerte Voce Approximation der Form

$$s_k(\varepsilon_p) = \sum_{j=1}^n a_{k,j} (1 - e^{-b_{k,j} \varepsilon_p}) \quad (9-11)$$

verwendet, worin $a_{k,j}$ und $b_{k,j}$ Fit-Parameter darstellen und nur die ersten beiden Summanden ($n = 2$) verwendet werden.

Da die Lage jeder dehnratenabhängigen Fließkurve $s_k(\epsilon_p)$ sowie die thermische Entfestigung $g(T)$ als auch der dehnratenabhängige Taylor-Quinney Koeffizienten $\beta(\dot{\epsilon}_{pl})$ sich gegenseitig beeinflussen, wurde die Anpassung mittels des Optimierungstools LS-Opt durchgeführt, mit der eine simultane Anpassung der freien Modellparameter möglich ist, was exemplarisch in Bild 9-4 durch das Ablaufdiagramm der Optimierungsiteration dargestellt ist.

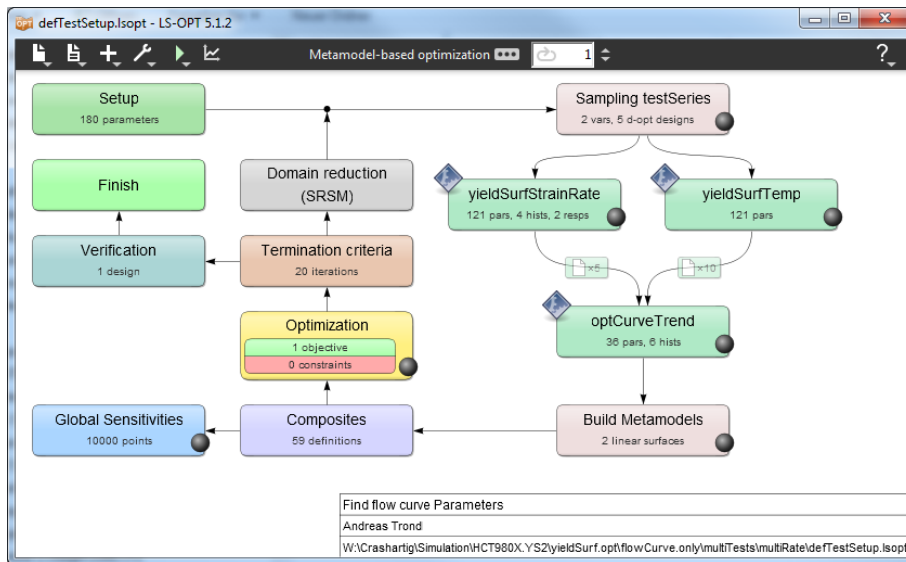


Bild 9-4
Iterationsablaufdiagramm im Optimierungstool LS-Opt zur Bestimmung der Materialmodellparameter

Für die Wahl einer physikalisch sinnvollen thermischen Entfestigung $g(T)$ führt der allgemein bekannte Ansatz nach Johnson-Cook besonders bei scherdominanten Spannungszuständen zu keinen befriedigenden Ergebnissen, da die thermische Reduktion der Fließspannungen besonders für höhere Temperaturen zu stark ist (blaue Kurve in Bild 9-5). Dieser Umstand hängt direkt mit der stärkeren Lokalisation beim Scherzugtest zusammen.

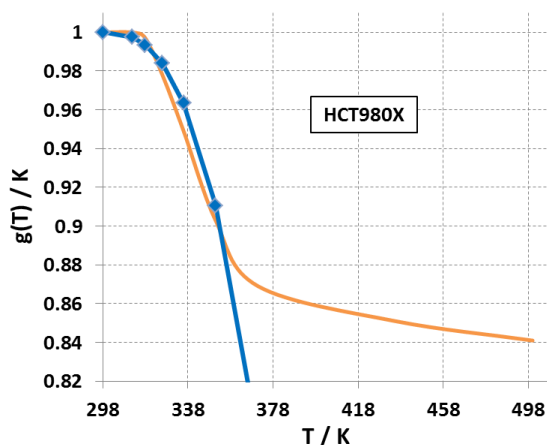


Bild 9-5
Thermische Entfestigung für den Dualphasenstahl HCT980X (blau: analytisch nach Johnson-Cook; orange: physikalisch sinnvolle Wahl)

Deshalb ist eine mehr realistische Wahl von $g(T)$ erforderlich, welche die thermische Entfestigung für höhere Temperaturen reduziert (orange Kurve in Bild 9-5). Mit Hilfe dieser Wahl der thermischen Entfestigung konnte eine gute Anpassung für alle durchgeführten Belastungstests mit dem hier vorgeschlagenen Modell erreicht werden. Die mathematische Darstellung zur Anpassung der Kurve $g(T)$ (orange Kurve in Bild 9-5) erfolgte mit Hilfe von 3 bzw. 4 Stützpunkten (werkstoffabhängig) und einer Akima-Spline Interpolation (Akima, 1970).

9.2 Versagensverhalten

Um das Materialverhalten gesamtheitlich beschreiben zu können ist neben einem Plastizitätsmodell zur Beschreibung des Deformationsverhaltens auch ein Versagensmodell erforderlich, welches den gesamten Bruchvorgang des Werkstoffs darstellen kann. Die Modellierung des Versagens basiert jedoch wesentlich auf der exakten Beschreibung der Spannungs- und Dehnungszustände während der Deformation. Deshalb kann ein Versagensmodell nur dann gute Voraussagen prognostizieren, wenn das verwendete Plastizitätsmodell die Deformationszustände exakt genug beschreiben kann, womit die Wahl eines brauchbaren Plastizitätsmodells entscheidend zur Simulation des gesamten Deformationsvorganges inklusive Versagen ist.

Grundsätzlich soll einleitend auch noch darauf verwiesen werden, dass verschiedene Ansätze zur Modellierung des Versagens entwickelt wurden, die grundsätzlich auf verschiedenen Größen basieren, welche das Materialversagen hauptsächlich beeinflussen. Eine mögliche Einteilung der Konzepte zur Versagensmodellierung kann bezüglich der in den meisten kommerziellen FEM Systemen (LS-Dyna, ABAQUS, PamCrash, ...) zur Verfügung stehenden Ansätze folgendermaßen vorgenommen werden:

- Dehnungsbasierte Modellierung von Versagen
- Spannungsbasierte Modellierung von Versagen
- Zeitbasierte Modellierung von Versagen
- Eine Kombination aus den drei zuvor genannten Möglichkeiten der Versagensmodellierung

Grundsätzlich kann auch noch zwischen Versagensmodellierung bei spröden und duktilen Materialien unterschieden werden, wobei sich die zuvor gewählte Einteilung eher auf duktile Materialien bezieht, da spröde Materialien eher statistische Ansätze benötigen (bspw. Weibull Verteilung).

Das in diesem Projekt verwendete Versagensmodell basiert auf einem dehnungsbasierten Ansatz, der die Schädigungsentwicklung und damit letztendlich das finale Versagen im Wesentlichen beschreibt. Durch diese Formulierung ist es aber zusätzlich möglich Versagensabhängigkeiten die durch den Spannungszustand beeinflusst werden zu berücksichtigen. Die Beschreibung des Versagensverhaltens wurde mit GISSMO (Generalized Incremental Stress State dependent damage MOdel) durchgeführt, das im expliziten FEM Code LS-Dyna implementiert ist. Im folgenden Abschnitt 9.2.1 wird dieses Modell in seinen wesentlichen Ansätzen kurz beschrieben und Zusammenhänge erläutert.

9.2.1 Versagensmodell

Der verwendete Ansatz zur Beschreibung des Versagens basiert auf einen skalaren Schädigungsparameter D , der mit dem aktuellen Spannungszustand des Plastizitätsmodells gekoppelt oder nicht gekoppelt werden kann. Versagen tritt dann ein, wenn der kumulative skalare Schädigungsparameter D in (9-12) den Wert 1 erreicht.

$$\tilde{\sigma}_{ij} = \frac{\sigma_{ij}}{1 - D} \quad (9-12)$$

In Definition (9-12) ist σ_{ij} der Cauchy'sche Spannungstensor für den ungeschädigten und $\tilde{\sigma}_{ij}$ der Cauchy'sche Spannungstensor für den geschädigten Zustand. Johnson-Cook (Johnson, et al., 1985) schlugen eine lineare Akkumulation der Schädigung vor.

Eine mehr verallgemeinerte Schädigungsakkumulation ist durch folgenden Ansatz (9-13) gegeben

$$\frac{dD}{dt} = \frac{n}{\varepsilon_{pl,f}} \cdot D^{1-\frac{1}{n}} \cdot \frac{d\varepsilon_{pl}}{dt} \quad (9-13)$$

wobei ε_{pl} die äquivalente plastische Dehnung beschreibt und der Exponent n einen Parameter darstellt, der den Verlauf des Schädigungswachstums determiniert.

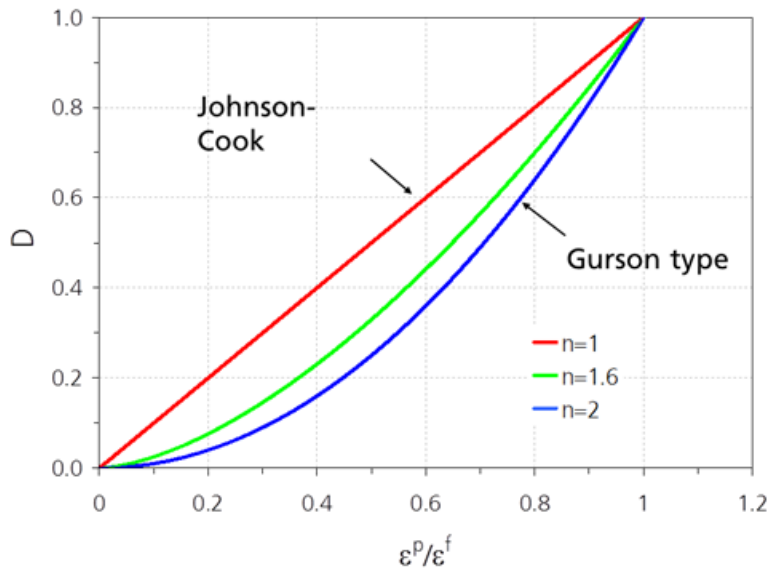


Bild 9-6
Evolution des skalaren Schädigungsparameters für unterschiedliche Exponenten

$\varepsilon_{pl,f}$ legt die Versagensdehnung fest, welche wiederum von der Triaxialität abhängt und deren funktionaler Verlauf durch eine sogenannte Versagenskurve $\varepsilon_{pl,f} := \hat{\varepsilon}_{pl,f}(\eta)$ gegeben ist.

Aus der Definition der Triaxialität (Mehrachsigkeit)

$$\eta = \frac{\sigma_h}{\sigma_{vm}} \quad \sigma_h := \frac{1}{3} \sigma_{ii} \quad \sigma_{vm} := \sqrt{\frac{3}{2} \sigma_{ij} \sigma_{ij}} \quad (9-14)$$

resultiert das die lokale Versagensdehnung vom Spannungszustand (hydrostatische Spannung σ_h , äquivalente von Mises Vergleichsspannung σ_{vm}) abhängig ist, der wiederum sowohl durch die lokalen Dehnungen als auch durch die Dehnraten gegeben ist $\varepsilon_{p,f} := \hat{\varepsilon}_{p,f}(\eta, \dot{\varepsilon}_{pl})$. Deshalb ist es offensichtlich, dass die Entwicklung der skalaren Schädigungsvariablen D (9-13) stark vom lokalen Deformationszustand abhängt (kleinere Versagensdehnungen führen zu schneller fortschreitender Schädigung und große Versagensdehnungen resultieren in langsamerer Schädigungsevolution). Die Anpassung der meisten Versagensmodelle basiert gegenwärtig auf dem Versagensverhalten unter quasistatischen Bedingungen, was für unterschiedliche Dehnraten keine Änderung der Versagensdehnungen nach sich zieht. Zusätzlich gibt es noch Ansätze zur selbstähnlichen Skalierung der Versagensdehnungen durch einen von der Dehnraten abhängigen Multiplikator. Andere Ansätze schlagen eine lokale von der Triaxialität abhängige Skalierung der quasistatischen Versagenskurve für biaxial- oder scherdominante Belastungen vor (LS-DYNA, 2014). Aber es ist davon auszugehen, dass Form und Höhe der Versagenskurve sich nach allgemeineren Ansätzen in Abhängigkeit der Dehnraten ändern.

dert, als mit den bisher vorgesehenen Beschreibungen. Die Untersuchung dieser Problematik ist ein Teil des hier dokumentierten Projekts.

Für proportionale Belastungen führt die Integration von (9-13) unter der Bedingung einer nach von Johnson-Cook vorgeschlagenen Schädigung ($n = 1$) zu $D = \varepsilon_p / \varepsilon_{p,f}$. Jedoch ist eine nichtlineare Evolution der Schädigung physikalisch begründbar, wobei die experimentelle Bestimmung des Exponenten n schwierig ist. Aus diesem Grund wurde $n = 1.5$ in diesem Projekt benutzt (grüne Kurve in Bild 9-6), da dies einen Kompromiss aus linearer Schädigung nach Johnson-Cook (Johnson, et al., 1985) (rote Kurve in Bild 9-6) und dem mikromechanisch motivierten Modell nach Gurson (Gurson, 1977) (blaue Kurve in Bild 9-6) darstellt. Zudem wurde wegen der in diesem Bericht untersuchten Werkstoffe auf eine Kopplung zwischen Schädigungs- und Plastizitätsmodell verzichtet (zwei der drei untersuchten Werkstoffe sind hochfeste Stähle mit nur geringer bis sehr niedriger Duktilität). Die Berechnung der Evolution des skalaren Schädigungsparameters D erfolgt in Abhängigkeit von der plastischen Dehnung und der Triaxialität, wobei Elementversagen (Löschung des Elements) dann auftritt, wenn D den Wert 1 erreicht.

9.2.2

Versagenskurve

Wie in den vorigen Abschnitten beschrieben, ist es bei der in diesem Projekt gewählten Modellierung des Versagens (GISSMO) notwendig eine Versagenskurve zu definieren. Da, wie bereits zuvor erwähnt wurde, auf eine Kopplung zwischen Versagens- (Schädigung) und Plastizitätsmodell verzichtet wird, ist eine Festlegung der Instabilitätskurve bzw. Schädigungsinitiierung nicht erforderlich, da diese mit der Versagenskurve identisch ist. D. h., das Elementversagen tritt schlagartig beim Erreichen des skalaren Schädigungsparameters von 1 ein.

Die Versagenskurve ist in Abhängigkeit des Spannungszustandes, der vereinfachend durch die Triaxialität η (9-14) festgelegt werden kann, definiert. Zur Form der Versagenskurve gibt es unterschiedliche Ansätze und Modelle, die teilweise physikalisch aber auch rein phänomenologisch begründet werden (Bao, et al., 2004; Sun, et al., 2009) können. Grundsätzlich zeigt sich aus experimentellen Beobachtungen, dass unabhängig vom gewählten Ansatz die Versagenskurven im Bereich des ebenen Dehnungszustandes, also für Triaxialitäten um 0.57 ($\approx 1/\sqrt{3}$), sowie für scherdominante Belastungen, also bei Mehrachsigkeiten kleiner als 0.25 , lokale Minima aufweisen. Außerdem zeigt die Versagenskurve für Belastungen welche Spannungszustände für reinen axialen Zug nahe kommen, was Triaxialität um ca. 0.35 entspricht, tendenziell ein lokales Maximum.

Aufgrund der zuvor erwähnten Sachverhalte ist deshalb die numerische Ermittlung der Versagenskurve auf Basis von Akima-Splines (Akima, 1970) festgelegt worden, die durch mehrere Stützpunkte determiniert sind, deren Positionen wiederum aus den zuvor genannten Kriterien eingeschränkt werden. Für die Festlegung der Versagenskurve wurden folgende Restriktionen verwendet:

- Ein Stützpunkt bezüglich zugdominanter Belastungen liegt im Bereich:
 $0.35 - \Delta\eta_{0.35} \leq \eta \leq 0.35 + \Delta\eta_{0.35}$ und $0 < \varepsilon_{f,0.35}$
 was einem lokalen Maximum für Zugwabenbruch entspricht.
- Ein Stützpunkt bezüglich des ebenen Dehnungszustandes liegt im Bereich:
 $0.55 - \Delta\eta_{0.55} \leq \eta \leq 0.55 + \Delta\eta_{0.55}$ und $0 < \varepsilon_{f,0.55} < \varepsilon_{f,0.35}$
 woraus ein lokales Minimum für Wabenbruch resultiert. Dieses lokale Minimum kann aus der kritischen Belastung (Instabilität) des Forming-Limit-Diagrams (FLD) abgeleitet werden, der in diesem Fall durch für einen ebenen Dehnungszustand gegeben ist.
- Ein Stützpunkt bezüglich scherdominanter Belastungen liegt im Bereich:
 $0 \leq \eta \leq 0.25$ und $0 < \varepsilon_{f,0.25} < \varepsilon_{f,0.35}$
 was einem lokalen Minimum für Scherbruch entspricht.

- Zusätzlich wurden je nach Notwendigkeit und werkstoffabhängig partiell weitere Stützpunkte eingefügt, um so die lokalen Gradienten der Versagenskurve beeinflussen zu können.

Die so formulierte Versagenskurve wurde zu Beginn teilweise manuell und anschließend mit der Optimierungssoftware LS-Opt ermittelt.

9.3 Vergleich: Experiment-Simulation

Die Anpassung des Materialmodells wurde für unterschiedliche Triaxialitäten durchgeführt. Dabei wurden für Scherzug-, Lochzug-, Glattzug- und Kerbzugproben sowie an Nakajimaproben Simulationen durchgeführt, wobei die daraus resultierenden Kraft-Verschiebungskurven an die gemessenen Deformations- und Versagenscharakteristika für quasistatische als auch dynamische Belastungen angepasst wurden.

In den folgenden Kapiteln werden zu Beginn für jeden Werkstoff die thermische Entfestigung sowie der Verlauf des Taylor-Quinney Koeffizienten dargestellt und in den anschließenden Unterabschnitten der Vergleich zwischen Simulation und Experiment gegenübergestellt.

Als FEM-Code kam aufgrund der speziell neu entwickelten Modellansätze (für *MAT_TABULATED_JOHNSON_COOK bzw. *MAT_224) eine Developer Release der Software LS-Dyna (Version 8.0-96441) mit MPP und Double Precision zum Einsatz, die unter Redhat LINUX 5.4 mit dem Intel FORTRAN Compiler 13.1 (SSE2) übersetzt wurde und mit Plattform MPI arbeitet.

In allen Simulationen wurden unterintegrierte 4 Knoten Schalenelemente vom Typ Belytschko-Tsay (ELFORM=2) verwendet. Dabei sind belastungsspezifisch 1, 3 oder 5 Integrationspunkten über die Dicke definiert worden. Zudem kam bei allen Simulationen ein Hourglass-Control des Typs Flanagan-Belytschko zum Einsatz.

Zudem wurde für sämtliche Simulationen auf eine Kopplung zwischen Schädigungs- bzw. Versagensmodell und dem Plastizitätsmodell vollständig verzichtet.

Die Bezeichnung für die unterschiedlichen Belastungsgeschwindigkeiten erfolgt im Simulationsteil (Abschnitt 9.3) dieses Berichts ausschließlich mit der nominellen Dehnrates eines zugeordneten Flachzugversuchs (vgl. Abschnitt 6).

Bezeichnung der Belastung	Nominelle Dehnrates für zugeordneten Flachzugversuch	Prüfgeschwindigkeit der Einspannung	Tabelle 9-1 Bezeichnung der Belastungsgeschwindigkeiten
Quasistatische Belastung	0.001/s	0.01mm/s bzw. 0.02mm/s	
Belastung bei mittlerer Dehnrates	1/s	0.025m/s	
Belastung bei hoher (crashartiger) Dehnrates	100/s	2.5m/s	

Beide Bezeichnungsweisen sind zueinander äquivalent und in Tabelle 9-1 einander gegenübergestellt. Die Angabe der (fiktiven) zugeordneten (nominellen) Dehnrates gibt natürlich nur die Größenordnung der im Versuch vorhandenen Belastungsgeschwindigkeiten an. Diese Belastungsgeschwindigkeiten liegen zudem auch nicht für einen reinen Flachzugversuch bei einer der in Tabelle 9-1 gegebenen Prüfgeschwindigkeit der Einspannung vor, da sich stets inhomogene Verteilungen der Deformationen im Prüfkörper ausbilden, die sich im Verlauf des Experiments immer stärker bis zum Versagen ausprägen (Lokalisation), siehe Abschnitt 6.3.6 und 6.4.6.

9.3.1 Werkstoff HX340LAD

Für den duktilen mikrolegierten Stahl vom Typ HX340LAD resultieren aus der Anpassung nach Gleichung (9-11) die in Bild 9-7 dargestellten Fließkurven, bezüglich der unterschiedlichen Dehnraten.

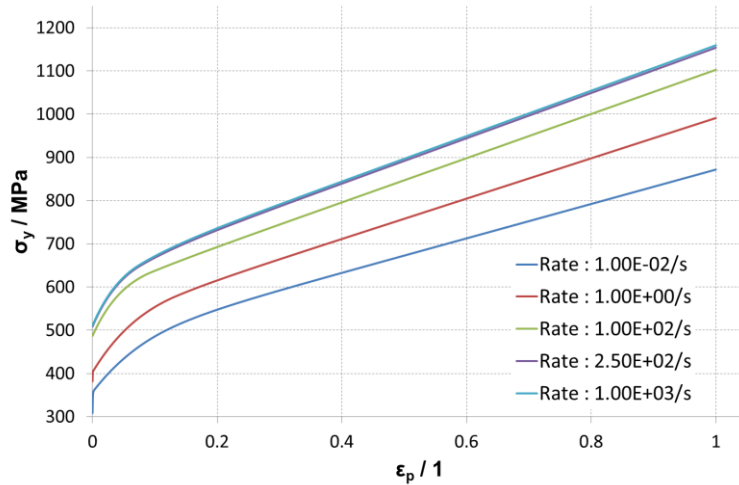


Bild 9-7
Fließkurven bei unterschiedlichen Dehnraten für HX340LAD

Zudem sind aus den Anpassungen an unterschiedliche Versuchsergebnisse sowohl die thermische Entfestigung $g(T)$, welche in Bild 9-8 zu sehen ist,

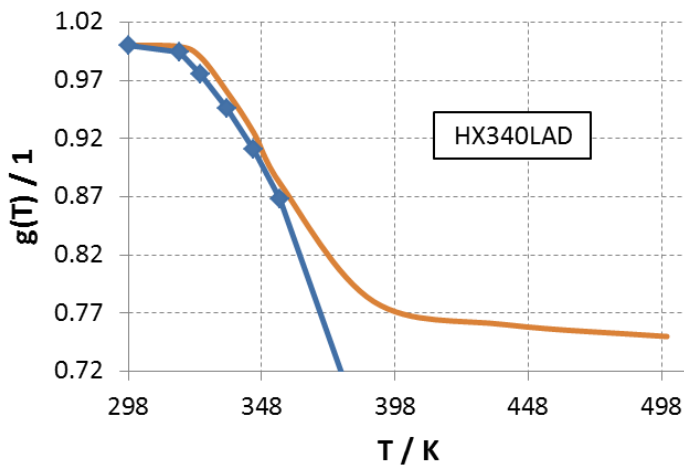


Bild 9-8
Thermische Entfestigung für HX340LAD

als auch der in Bild 9-9 abgebildete variable dehnratenabhängige Taylor-Quinney Koeffizient ermittelt worden.

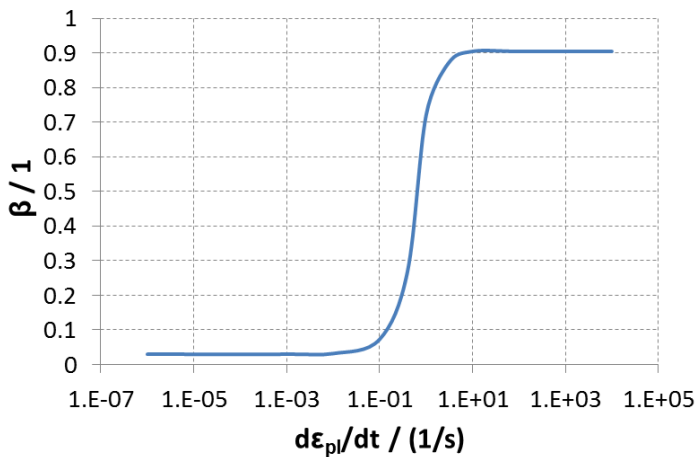


Bild 9-9
Variabler dehnraten-
abhängiger Taylor-
Quinney Koeffizient
für HX340LAD

Mit den hier dargestellten Anpassungen bezüglich des Deformationsverhaltens ist das Plastizitätsmodell vollständig festgelegt.

9.3.1.1 Schädigungs- und Versagensverhalten

Aus der Anpassung bezüglich des Deformationsverhaltens kann aufgrund der nicht vorhandenen Schädigungs-Spannungsrückkopplung in einem zweiten Schritt das Versagensverhalten unabhängig angepasst werden. In einem ersten Schritt wurde das Versagensverhalten für den quasistatischen Fall an die experimentellen Daten für die unterschiedlichen Spannungszustände, die vereinfacht mit Hilfe der Triaxialität (Mehrachsigkeit) beschrieben (9-14) wird, bestimmt. Dazu wurde die Versagenskurve so verändert, dass der Bruch für die Scher-, Loch-, Flach- und Kerbzugversuche sowie für die Nakajima-Tests bei unterschiedlichen Breiten (hier angeführt in aufsteigendem η) mit der gemessenen Charakteristik übereinstimmt. Die dabei auftretenden lokalen Dehnungen des zuerst versagenden Elements sind als Funktion der Mehrachsigkeit (Belastungspfad) zusammen mit der Versagenskurve für die quasistatischen Belastungsfälle in Bild 9-10 dargestellt.

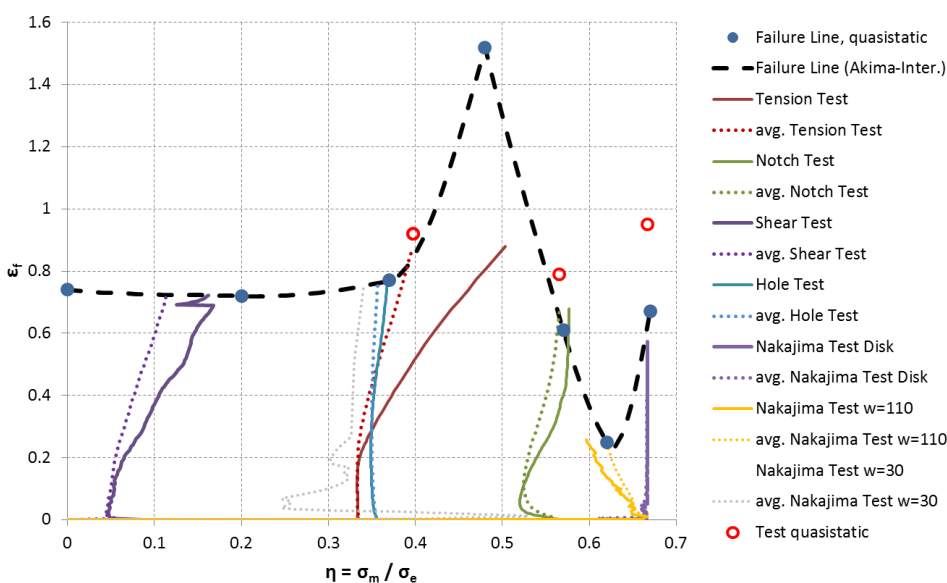


Bild 9-10
Versagenskurve mit
Belastungspfaden un-
terschiedlicher Versu-
che unter quasistati-
schen Bedingungen für
HX340LAD

Auffallend bei der in Bild 9-10 dargestellten „numerisch ermittelten“ Versagenskurve ist das lokale Maximum für $\eta = 0.48$ sowie das signifikante lokale Minimum für $\eta = 0.63$. Dieser Verlauf für den quasistatischen Lastfall ist aus folgenden Gründen erforderlich:

- Da für den Zugversuch (rote Line in Bild 9-10) die Mehrachsigkeiten von $\eta = 1/3$ bis zu $\eta = 1/2$ ansteigen, ist es notwendig die Versagensdehnung in diesem Bereich entsprechend zu erhöhen, um so ein verfrühtes Versagen zu verhindern, weil hiermit die Schädigungsentwicklung verringert wird, da die Versagensdehnung im Nenner der entsprechenden Evolutionsgleichung (9-13) angesetzt ist.
- Das integrale Versagen in der Simulation des Nakajima Tests erfordert für eine Stegbreite von $w = 110\text{mm}$ eine deutliche Reduktion der Versagensdehnung im Vergleich zum Nakajima-Test der Vollprobe sowie der Kerbzugprobe, was zu dem erwähnten lokalen Minimum in der Versagenskurve für die Mehrachsigkeit von $\eta = 0.63$ führt. Dieser Sachverhalt ist zudem konsistent mit den experimentellen Untersuchungen, bei denen ebenfalls ein Minimum der Versagensdehnung im Rahmen der Nakajima-Versuche für eine Stegbreite von 110mm gemessen wurde (vgl. Abschnitt 6.7.2 in Tabelle 6-12). Allerdings stimmen die lokalen Dehnungen in der Simulation der Nakajima-Versuche mit den gemessenen Versagensdehnungen nicht gut überein, wohingegen für die anderen Probenformen wie Flach-, Kerb-, Loch- und Scherzugversuch durchgehend eine gute Übereinstimmung der lokalen Dehnungsfeldgrößen zwischen Experiment und Simulation zu finden ist.

Die „numerisch ermittelte“ Versagenskurve für höhere Dehnraten (1/s und 100/s) sind mit den entsprechenden Lastpfaden im Bild 9-11 sowie Bild 9-12 dargestellt, wobei der Versagenskurvenverlauf für die mittlere Dehnrate (1/s) im Bereich biaxialer Zugbelastungen an die Form der quasistatischen und dynamischen (100/s) Versagenskurven angeglichen wurde, da für diesen Fall keine Messdaten aus Nakajima-Vollproben vorhanden waren.

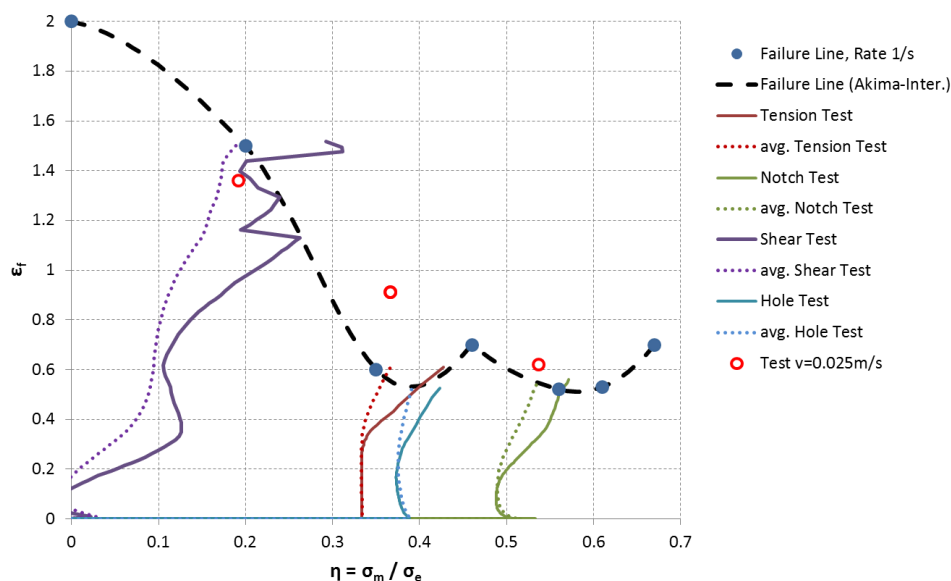


Bild 9-11
Versagenskurve mit
Belastungspfaden un-
terschiedlicher Versu-
che unter dynamischen
Bedingungen der mitt-
leren Dehnrate von 1/s
für HX340LAD

Für die Versagenskurve der mittleren Dehnrate ist die höhere Versagensdehnung bei scherdominanten Belastungen auffallend.

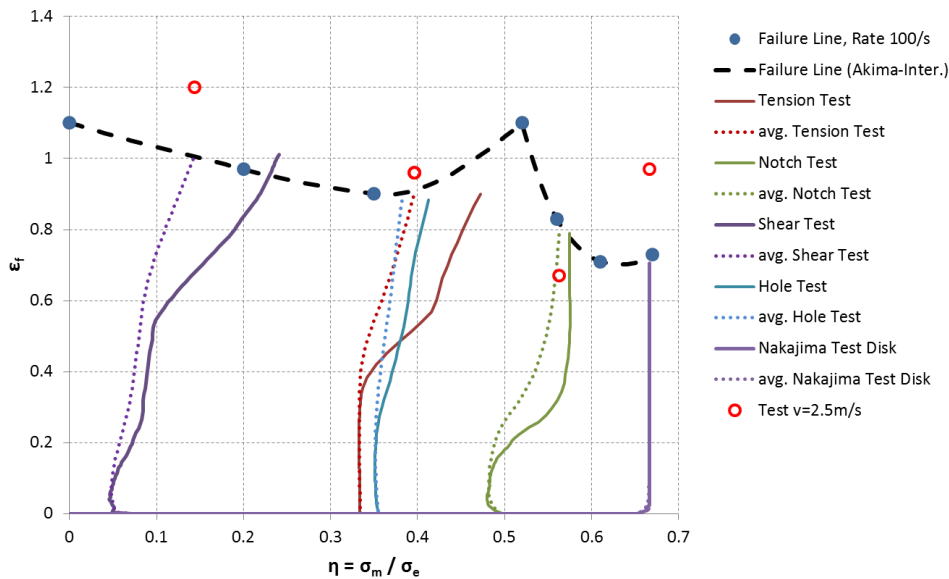


Bild 9-12
Versagenskurve mit Belastungspfaden unterschiedlicher Versuche unter dynamischen Bedingungen der hohen Dehnrates von 100/s für HX340LAD

Für die hohe Dehnrates ist ein lokales Minimum im Bereich biaxialer Zugbelastungen aufgrund fehlender Messdaten der Nakajima-Versuche nicht eindeutig nachweisbar, jedoch aufgrund des Versagensdehnungsverlaufs für quasistatische Belastungen und des Bruchverhaltens der Nakajima-Vollprobe sowie der Kerbzugprobe naheliegend (vgl. rechter Bereich im Bild 9-12), was zusätzlich noch durch die Gegenüberstellung der „numerisch ermittelten“ Versagenskurven für die verschiedenen Belastungsgeschwindigkeiten im Bild 9-13 bekräftigt werden kann.

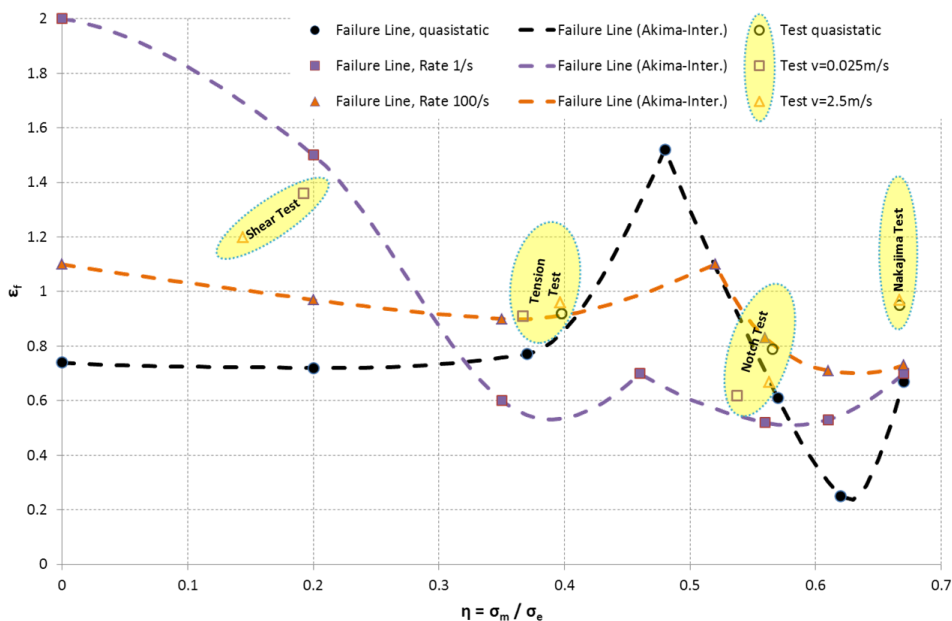


Bild 9-13
Versagenskurven für unterschiedliche Dehnrates von quasistatisch (schwarz) über Dehnrates 1/s (violett) bis Dehnrates 100/s (orange) für den Werkstoff HX340LAD

In den Bildern Bild 9-10 bis Bild 9-13 repräsentieren die Punkte die Stützstellen der Akima-Splines (Akima, 1970) (siehe Abschnitt 9.2.2) welche mit gestrichelten Linien eingezeichnet sind und die Versagenskurven darstellen. Grundsätzlich kann für das aus den Simulationen gewonnene Versagensverhalten für unterschiedliche Dehnrates folgendes festgehalten werden:

- Für reine biaxiale Zugbelastungen bei $\eta = 2/3$ ändert sich die Versagensdehnung bei den unterschiedlichen Dehnrates kaum.

- Für Belastungen deren Mehrachsigkeiten dem Bereich ebener Dehnungszustände nahe kommt ($\eta = \sim 0.6$) steigt die Versagensdehnung von niedrigen zu hohen Dehnraten.
- Für zugdominante Belastungen in Mehrachsigenbereichen um $\eta = \sim 0.3$ nehmen die Versagensdehnungen von der quasistatischen Belastung zur mittleren Dehnraten hin (1/s) ab und von dieser wiederum bis zur hohen Dehnraten (100/s) zu.
- Für scherdominante Belastungen in Mehrachsigenbereichen um $\eta \leq \sim 0.1$ nehmen die Versagensdehnungen von der quasistatischen Belastung zur mittleren Dehnraten hin (1/s) stark zu und von dieser wiederum bis zur hohen Dehnraten (100/s) ab. Eine mögliche Begründungen für den relativ niedrigen Verlauf der numerisch ermittelten Versagenskurve im scherdominanten Bereich bei quasistatischen Belastungen könnte in der Tatsache liegen, dass die Initiierung des Versagens unter Zugbelastung erfolgt ist (vgl. Abschnitt 6.4.3.2 in Bild 6-53 und Bild 6-54), woraus wiederum Spannungszustände resultieren die zu einem früheren globalen Versagen der Scherzugprobe führt. Da aber die Modelle sowohl auf das lokale als auch auf das globale Materialverhalten angepasst sind, mussten die Versagensdehnungen im scherdominanten Bereich entsprechend reduziert werden um gute Übereinstimmungen mit den Experimenten zu erzielen. Bei einem reinem Scherversagen (d.h. ohne Initiierung im Zugbereich) würde die globale Kraft-Verschiebungskurve sich hin zu größeren Probenverlängerungen und Lastniveaus erweitern, was wiederum eine entsprechende Erhöhung der numerisch ermittelten Versagenskurve im Scherbereich zur Folge hätte, womit der quasistatische Versagensverlauf sich mehr an den dynamischen annähern würde.

Damit sind alle wesentlichen Größen des Materialmodells für den duktilen Werkstoff HX340LAD dargestellt. In den folgenden Unterabschnitten werden die unterschiedlichen Versuche anhand derer die Anpassung des Modells erfolgt worden ist mit den Versuchsergebnissen gegenübergestellt.

9.3.1.2

Flach- und Kerbzugversuche

Die Flachzugversuche zeigen trotz der starken Dehnratenverfestigung gute Übereinstimmungen im integralen Verhalten der technischen Spannungs-Dehnungskurven für alle erfassten Deformationsgeschwindigkeiten.

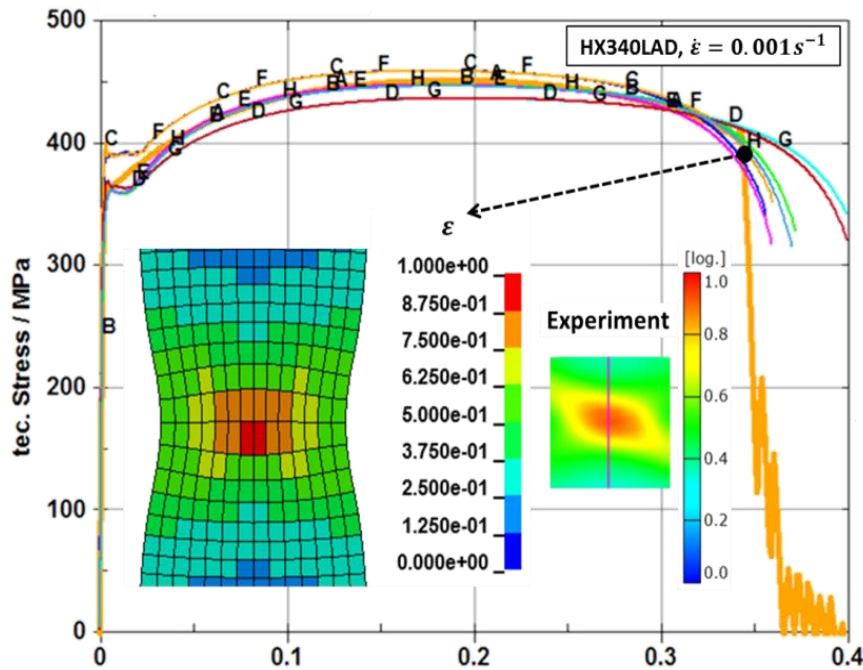


Bild 9-14
Vergleich Experiment
(dünne andersfarbige
Kurven) und Simulation
(dicke orange Kurve)
an Flachzugversuch
bei quasistatischer
Belastung für den
Werkstoff HX340LAD

Bild 9-14 bis Bild 9-17 zeigen den Vergleich zwischen Experiment und Simulation für alle erfassten Dehnraten, wobei die in den Bildern dargestellte Größe ε_f die aus der Simulation ermittelte Versagensdehnung kurz vor Bruch repräsentiert. Grundsätzlich stimmen auch alle lokal simulierten Dehnungsfeldverteilungen gut mit den experimentellen Messungen aus ARAMIS überein.

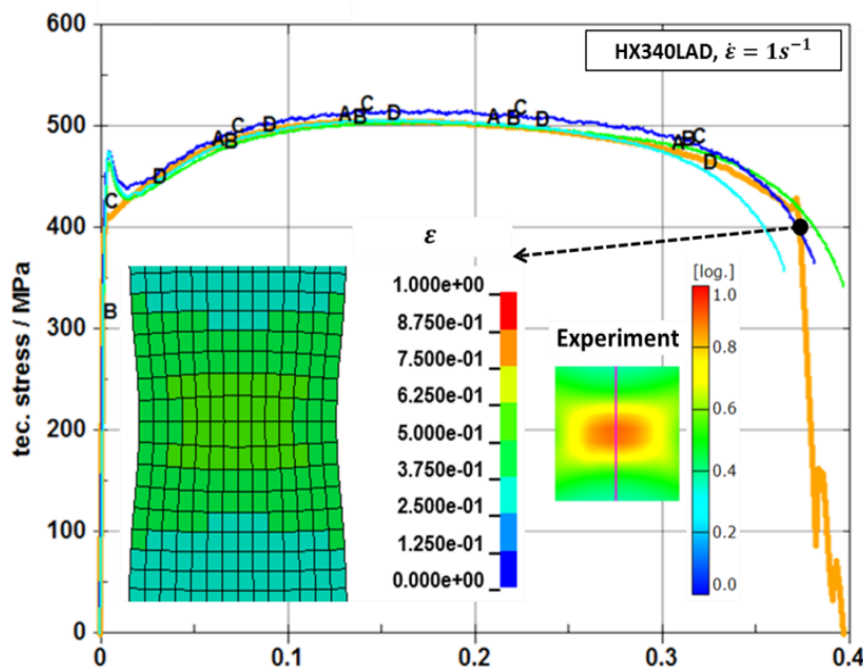


Bild 9-15
Vergleich Experiment
(dünne andersfarbige
Kurven) und Simulation
(dicke orange Kurve)
an Flachzugversuch
bei einer Dehnrates von
1/s für den Werkstoff
HX340LAD

Einzige Ausnahme stellt hierbei die lokale Dehnungsfeldverteilung bei der mittleren nominellen Dehnrates von 1/s dar, da die simulierten Ergebnisse um etwa 30% niedriger als in den ARAMIS Messungen sind (vgl. Bild 9-15). Die wenig stark ausgeprägte Lokalisation der örtlichen Dehnung führt auch zu einer geringeren Einschnürung in der Simulation.

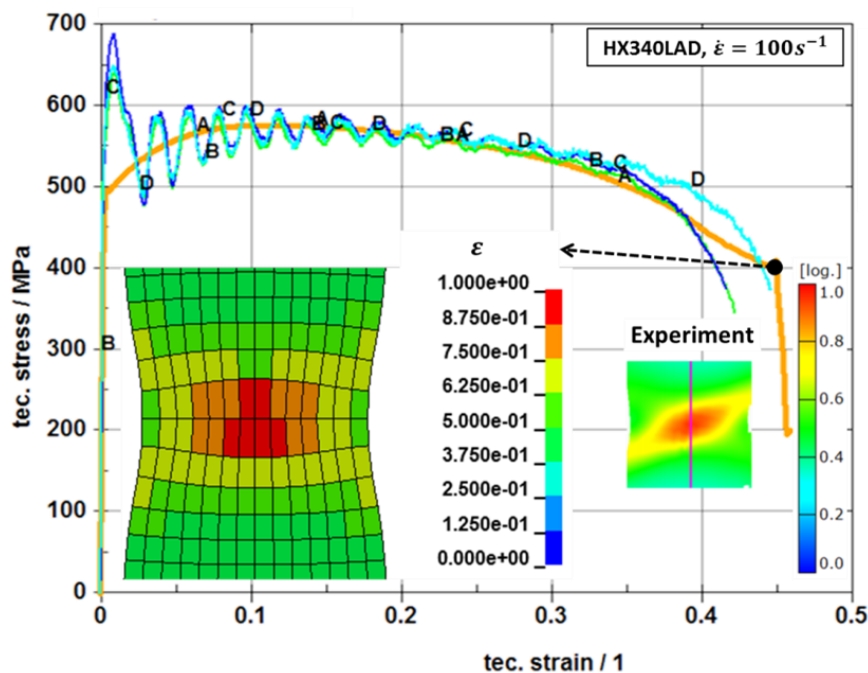


Bild 9-16
Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Flachzugversuch bei einer Dehnrates von 100/s für den Werkstoff HX340LAD

Die lokalen Dehnungsfelder der beiden hohen Dehnrates bei 100/s und 250/s zeigen hingegen wie beim quasistatischen Lastfall eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Befunden.

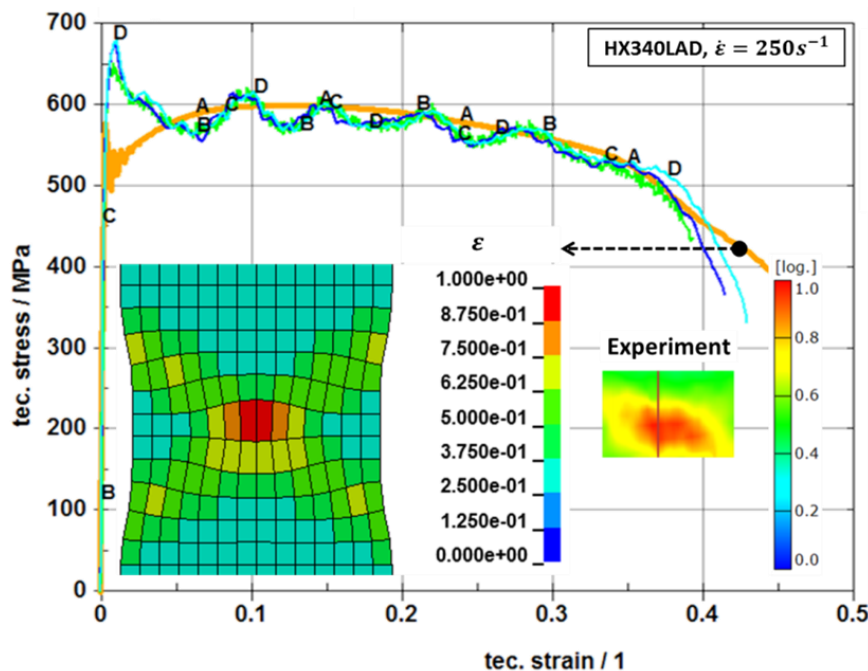


Bild 9-17
Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Flachzugversuch bei einer Dehnrates von 250/s für den Werkstoff HX340LAD

Für das Versagensverhalten beim integralen Spannungs-Dehnungsverlauf sind durchwegs für alle Belastungsgeschwindigkeiten gute Übereinstimmungen mit den Messungen vorhanden.

Ein weiterer Aspekt ist die Temperaturentwicklung während crashartiger Belastungen, die auf das Deformationsverhalten aufgrund der thermischen Entfestigung einen nicht zu vernachlässigenden Einfluss hat. Dafür wurden Infrarotmessungen während der Deformation durchgeführt, um über die emittierte elektromagnetische Strahlung die

Temperaturentwicklung zu erfassen (siehe Kapitel 7 und (Klitschke, et al., 2014)). Die so gewonnen Temperaturfelder wurden mit den Simulationen aus dem vorgeschlagenen quasi-thermomechanischen Modell in Abschnitt 9.1.1 verglichen, woraus für den Flachzugversuch gute Übereinstimmungen mit den Messungen erzielt werden konnten.

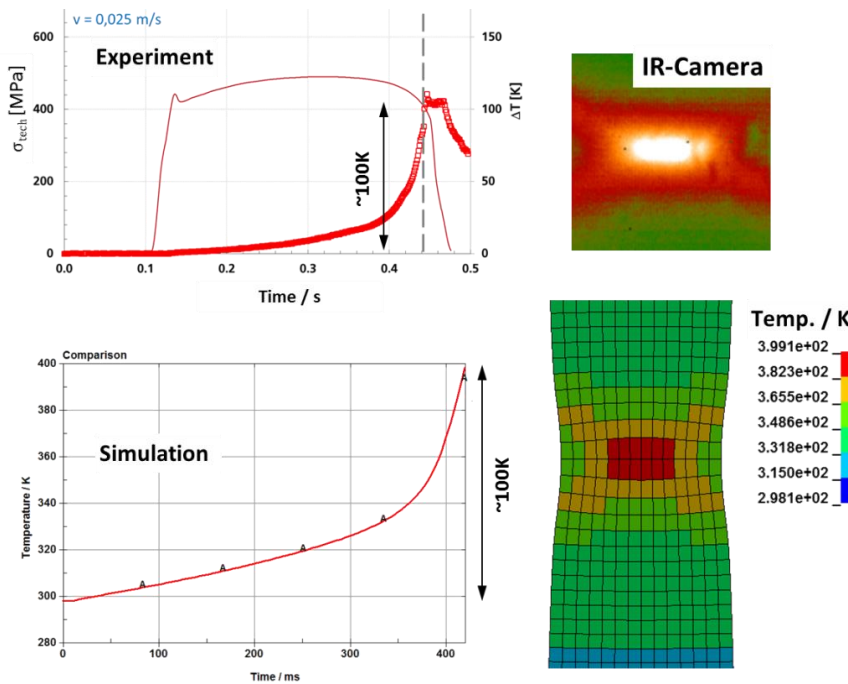


Bild 9-18
Vergleich der thermischen Eigenschaften zwischen Experiment (oben) und Simulation (unten) an Flachzugversuch bei einer Dehnrates von 1/s für den Werkstoff HX340LAD

Der Vergleich der Temperaturverteilung für die mittlere Dehnrates von 1/s (Bild 9-18) lässt auch den Rückschluss zu, dass die simulierte lokale Dehnungsverteilungen in Bild 9-15 für eben diese Belastungsgeschwindigkeit grundsätzlich in einer richtigen Größenordnung liegen müssen, da die lokale Verzerrungen einen unmittelbaren Einfluss auf die Temperaturentwicklung aufgrund der daraus resultierenden plastischen Arbeit haben.

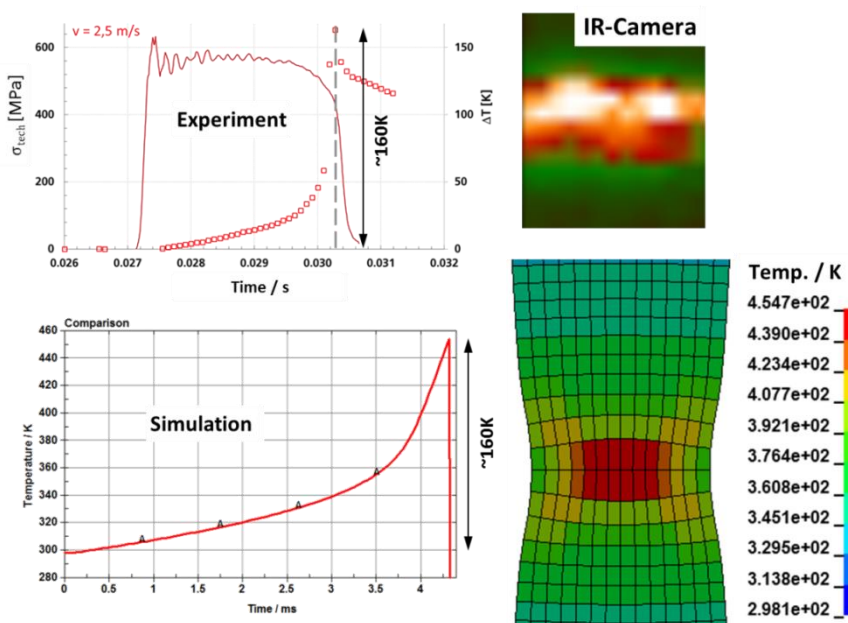


Bild 9-19
Vergleich der thermischen Eigenschaften zwischen Experiment (oben) und Simulation (unten) an Flachzugversuch bei einer Dehnrates von 100/s für den Werkstoff HX340LAD

Die simulierte und gemessene Erwärmungsdauer (Versuchszeit), während derer die Temperaturentwicklungen stattfinden, betragen für die mittlere Dehnrates (vgl. Bild

9-18) ca. 400ms ($=0.05s-0.45s=0.4s$) und für die hohe Dehnrates (vgl. Bild 9-19) ca. 4ms ($=0.0265s-0.0305s=0.004s$), womit eine gute Übereinstimmung gegeben ist. Für die Kerbzugversuche zeigen sich im Vergleich zu den Experimenten bezüglich des integralen Deformationsverhaltens der Spannungs-Dehnungsverlaufs ähnliche gute Ergebnisse wie im Flachzugversuch.

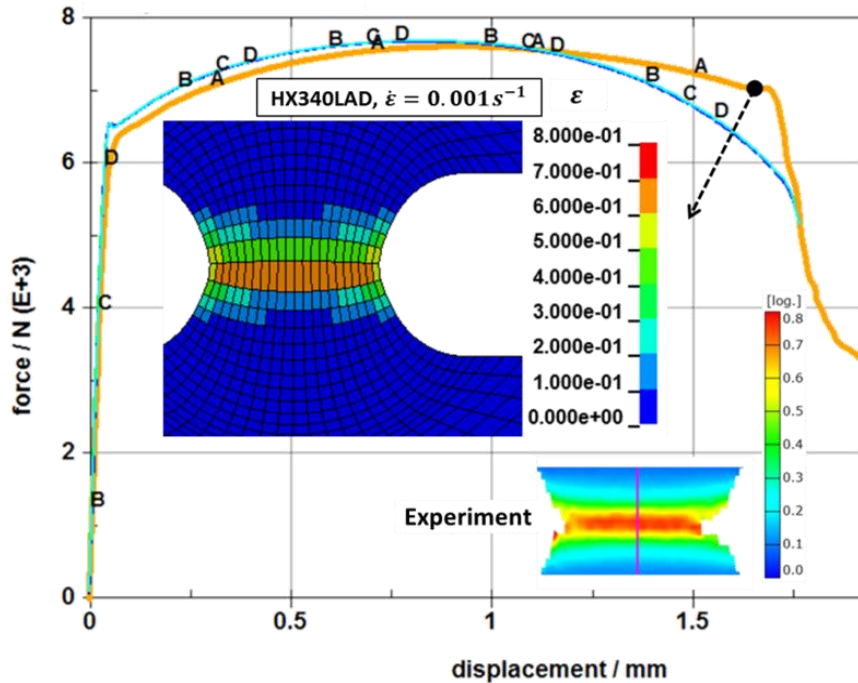


Bild 9-20
Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Kerbzugversuch bei quasistatischer Belastung für den Werkstoff HX340LAD

Die lokalen Dehnungsverteilungen zeigen für den quasistatischen (Bild 9-20) und auch für die mittlere Dehnrates (Bild 9-21) sehr gute Übereinstimmungen mit den Experimenten, obwohl die Elementgröße von etwa 0.5mm mehr als doppelt so groß ist als die Facettengröße der ARAMIS Auswertung.

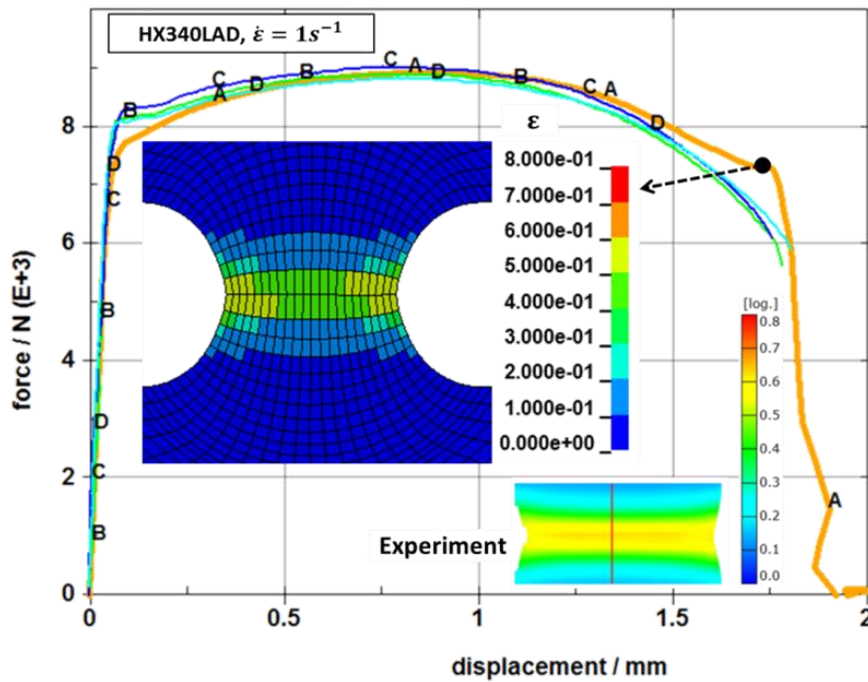


Bild 9-21
Vergleich Experiment
(dünne andersfarbige
Kurven) und Simulati-
on (dicke orange Kur-
ve) an Kerbzugversuch
bei der mittleren
Dehnrade für den
Werkstoff HX340LAD

Das aus der Simulation ermittelte örtliche Niveau des Dehnungsfeldes bezüglich der größten Deformationsgeschwindigkeit (100/s) liegt im Vergleich zum Experiment etwas höher obwohl der integrale Kraft-Verschiebungsverlauf sehr gut mit den Versuchen übereinstimmt. Allerdings lässt sich auch im Experiment in der Mitte des Kerbgrunds ein schmales Dehnungslokalisationsband in vergleichbarer Ausprägung wie in der Simulation erkennen, das aufgrund der Diskretisierung lokal nicht aufgelöst wurde. Deshalb erfolgt im Rahmen der Simulation ein Großteil der plastischen Deformation in nur einer Elementreihe, wodurch die Lokalisation in einem entsprechend größeren Bereich als im Experiment abbildet wird.

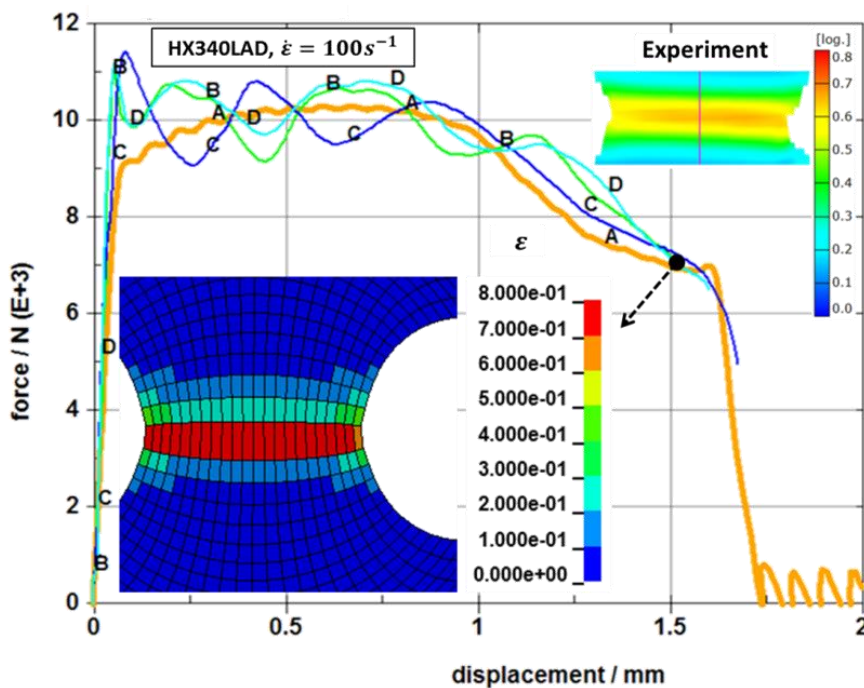


Bild 9-22
Vergleich Experiment
(dünne andersfarbige
Kurven) und Simulati-
on (dicke orange Kur-
ve) an Kerbzugversuch
bei der hohen Dehn-
rade für den Werkstoff
HX340LAD

Die zeitliche Temperaturentwicklung in Bild 9-23 zeigt für die mittlere Dehnrade eine akzeptable Übereinstimmung. Die simuliert maximale Temperaturerhöhung von ~95K entspricht dem mittleren gemessenen Wert von ca. 90K ($= (115+65)/2$), was in Abschnitt 7.1.2 detailliert erläutert und dargestellt ist.

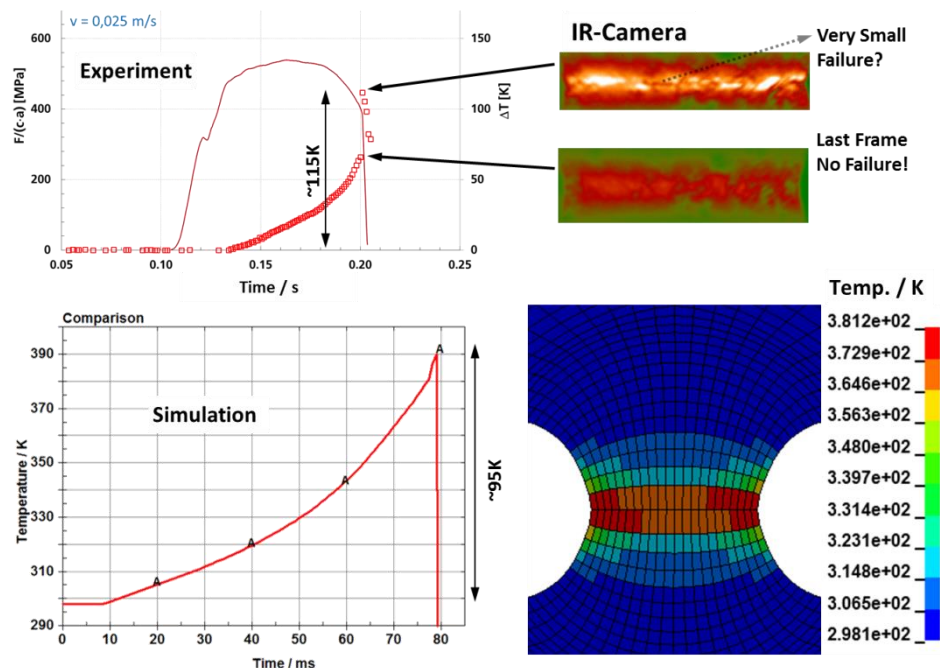


Bild 9-23
Vergleich der thermischen Eigenschaften zwischen Experiment (oben) und Simulation (unten) an Kerbzugversuch bei der mittleren Dehnrade für den Werkstoff HX340LAD

Die lokale Verteilung sowie Entwicklung der Temperatur für die höchst Dehnrade ist wie zu erwarten örtlich stark konzentriert und zeigt die größte Erwärmung. Die Simulationen bilden die Experimente auch für diesen Lastfall gut ab (siehe Bild 9-24).

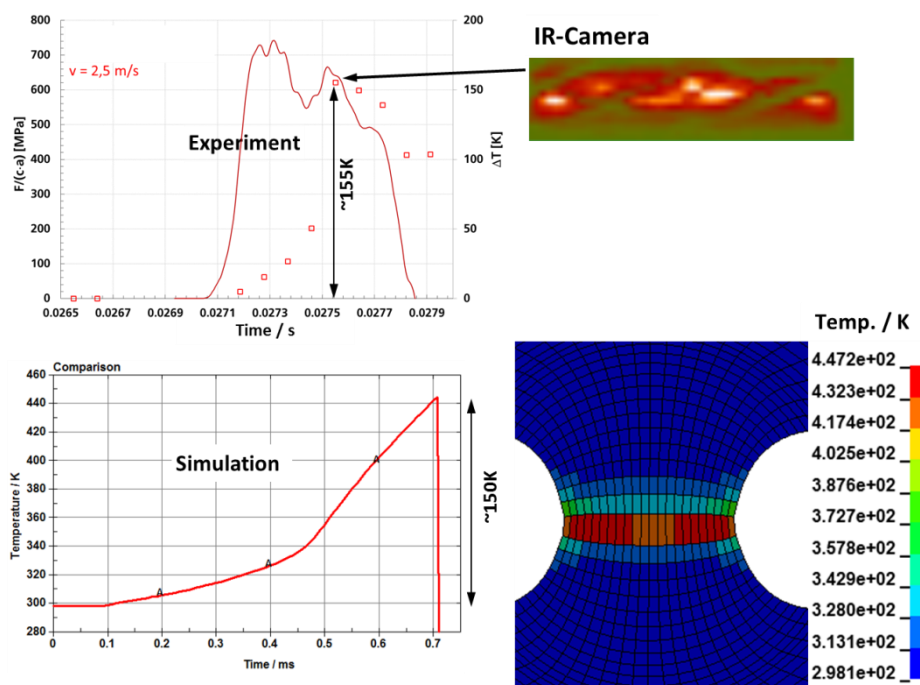


Bild 9-24
Vergleich der thermischen Eigenschaften zwischen Experiment (oben) und Simulation (unten) an Kerbzugversuch bei der hohen Dehnrade für den Werkstoff HX340LAD

Abschließend bleibt noch zu erwähnen, dass die Versuchsdauer innerhalb derer sich die Temperaturen entwickeln, welche bei der mittleren Dehnrade (vgl. Bild 9-23) ca. 80ms ($= 0.12s - 0.20s = 0.080s$) und bei der hohen Dehnrade (vgl. Bild 9-24) ca. 0.7ms

($\approx 0.0269\text{s} - 0.0276\text{s} \approx 0.0007\text{s}$) betragen, ebenfalls gut mit den Simulationsergebnissen übereinstimmen.

9.3.1.3 Scher- und Lochzugversuche

Die 0° Scherzugversuche können im integralen Kraft-Verschiebungsverlauf für alle Dehnraten gut angepasst werden, was aus Bild 9-25, Bild 9-26 und Bild 9-27 hervorgeht. Das gilt sowohl für das Deformationsverhalten vor dem Bruch als auch für die Verschiebung bei Versagen.

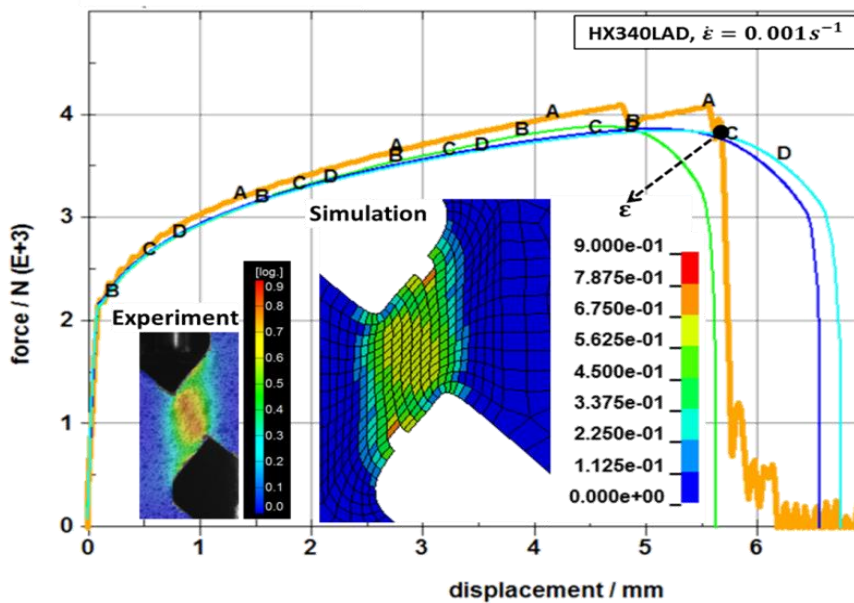


Bild 9-25
Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Scherzugversuch bei quasistatischer Belastung für den Werkstoff HX340LAD

Auch die berechneten lokalen Dehnungsfelder in Bild 9-25 bis Bild 9-27 zeigen im Vergleich zu den Experimenten eine durchwegs akzeptable Übereinstimmung. Der bei quasistatischer Belastung und mittlerer Dehnratesymbol (vgl. Bild 9-25 bzw. Bild 9-26) stufenförmige, berechnete Verlauf vor dem eigentlichen Bruch ist auf das schlagartige Versagen der Elemente im Kerbgrundradius zurückzuführen, die primär unter Zug belastet werden und vor dem in der Mitte der Probe stattfindenden Scherbruch ausfallen. Dies ist auch in quasistatischen Versuchen jedoch nicht bei Experimenten mittlerer Dehnratesymbol zu beobachten und ist einer der Gründe, weshalb die Versagenscharakteristik eher kontinuierlich als schlagartig erfolgt, was seine eigentliche Ursache in der Duktilität des Werkstoffs hat. Dadurch sind größere Deformationen vor dem Versagen möglich, welche wiederum die Ausgangsgeometrie der Probe stark beeinflussen, wodurch sich die lokalen Belastungen und damit die Triaxialitäten stärker verändern können als dies eigentlich der Fall sein sollte.

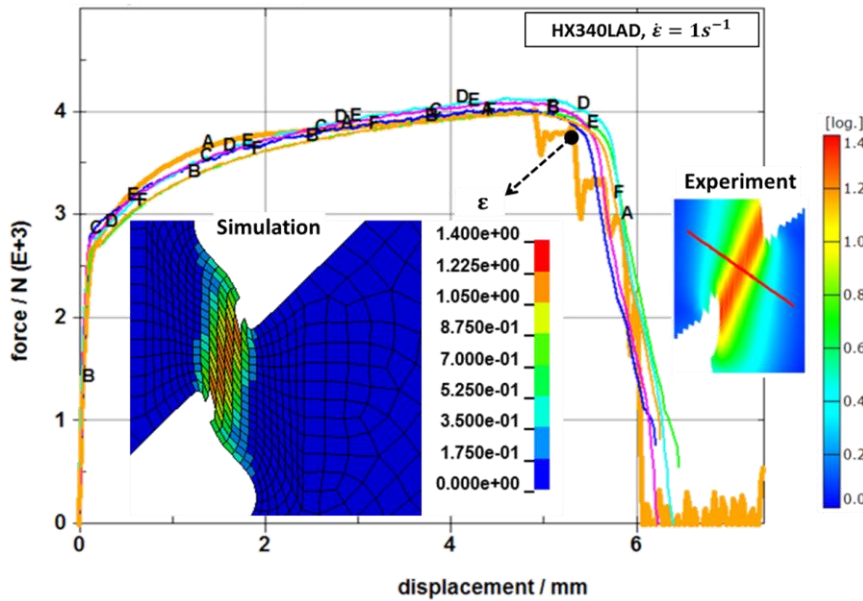


Bild 9-26
 Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Scherzugversuch bei der mittleren Dehnrade für den Werkstoff HX340LAD

Für den crashartigen Versuch bei der hohen Dehnrade tritt in der Simulation das Verhalten des teilweise Vorversagens im Kerbgrundradius nicht mehr auf (vgl. Bild 9-27), was die REM-Ergebnisse in Kapitel 6.4.3.2 auch zeigen, da hier eine Scherbruchfläche vorliegt.

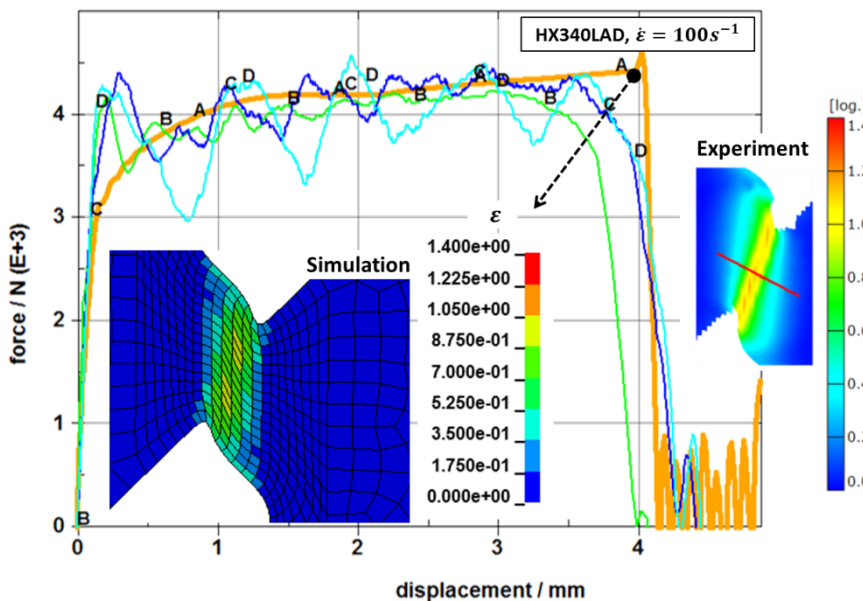


Bild 9-27
 Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Scherzugversuch bei der hohen Dehnrade für den Werkstoff HX340LAD

Die beim Scherzugversuch in Bild 9-28 dargestellte simulierte Temperaturentwicklung zeigt für die mittlere Dehnrade eine im Vergleich zum Experiment zu hohe Erwärmung, die jedoch mit einer Abweichung von ca. 34% ($= [190^{\circ}\text{C} - 125^{\circ}\text{C}] / 190^{\circ}\text{C}$) noch an der Grenze des akzeptablen Bereichs liegt.

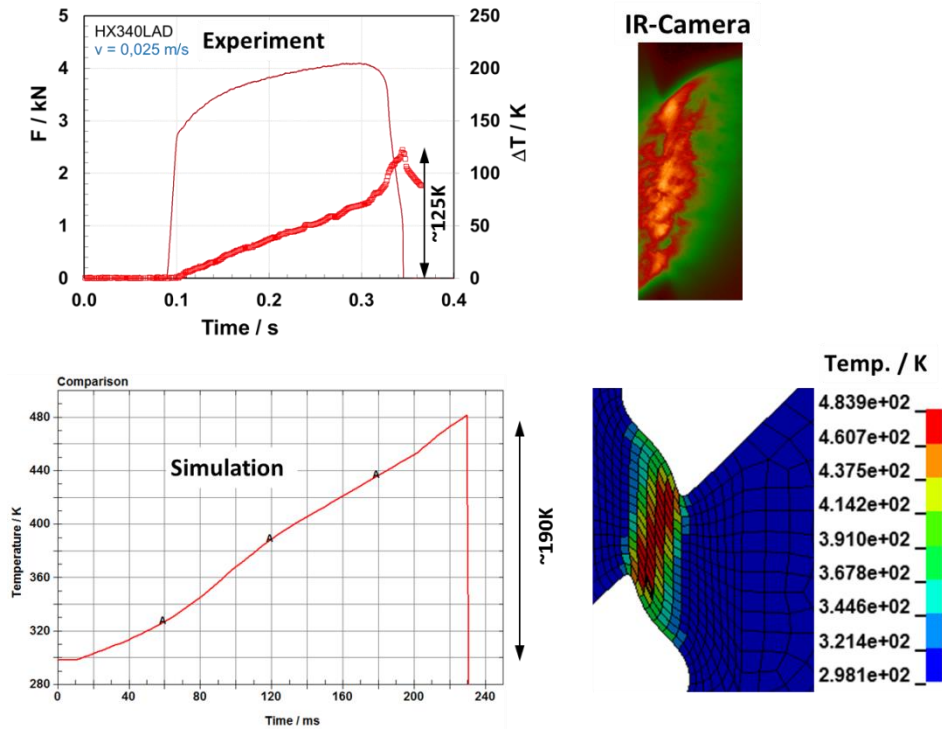


Bild 9-28
Vergleich der Wärmeentwicklung in Experiment (oben) und Simulation (unten) an einem Scherzugversuch bei der mittleren Dehnrate für den Werkstoff HX340LAD

Die Gegenüberstellung der Versuchszeiten von Belastungsbeginn bis zum Versagen zeigen jedoch eine gute Übereinstimmung zwischen dem Experiment (Bild 9-28 oben) und der Simulation (Bild 9-28 unten). Die Versuchsdauer beträgt für das Experiment ca. 0,24s (=0,325s-0,085s) und für die Simulation ca. 230ms.

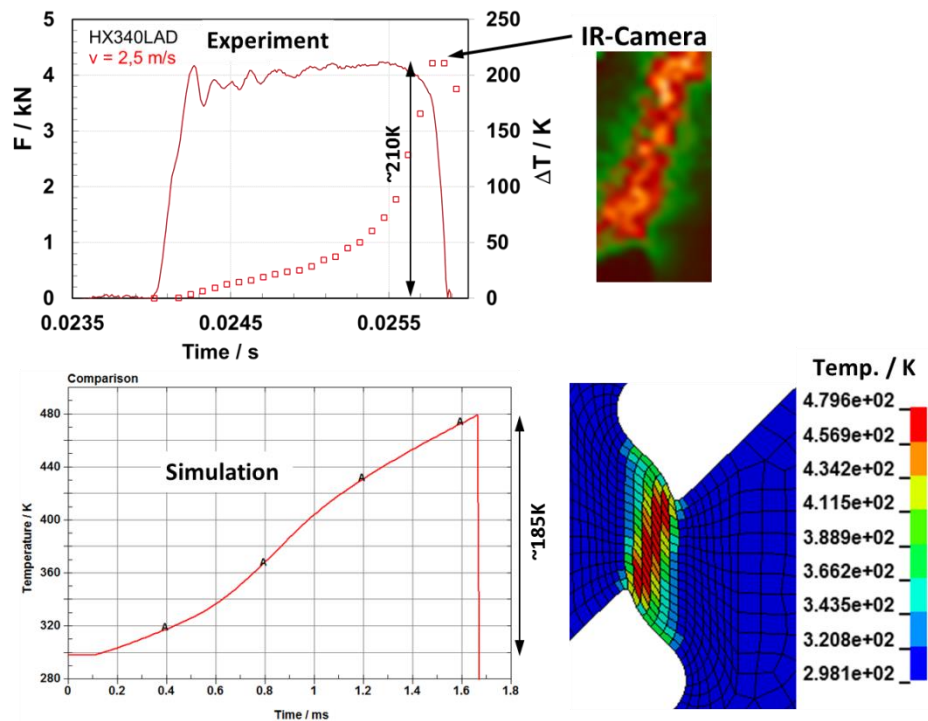


Bild 9-29
Vergleich der Wärmeentwicklung in Experiment (oben) und Simulation (unten) an einem Scherzugversuch bei der hohen Dehnrate für den Werkstoff HX340LAD

Die Erwärmung der Scherzugprobe bezüglich der hohen Dehnrate zeigt eine tolerierbare Abweichung mit den IR-Messungen, was aus der deutlich besseren Übereinstimmung mit den experimentellen Befunden im Vergleich zur mittleren Dehnrate resultiert und in Bild 9-29 gut erkennbar ist.

Auch die im Versuch gemessene Erwärmungsdauer (vgl. Bild 9-29 oben links) von ca. 0.0018s (=0.0257-0.0239) stimmt mit der Simulation gut überein, aus der ein Wert (vgl. Bild 9-29 unten links) von 1.8ms resultiert.

Für den Lochzugversuch wurde keine lokale Dehnungsverteilung aus dem Experiment ermittelt, da Initiierung am Radius erfolgt und mit Grauwertkorrelationsanalyse an Probenrändern keine zuverlässigen Auswertungen durchgeführt werden können. Die Versagensdehnungen aus dem Experiment wurden anhand der lokalen Einschnürung am Versagensort abgeschätzt (siehe Kapitel 6.3.4). Das integrale Deformations- und Versagensverhalten aus der Simulation ist in Bild 8-30 mit den experimentellen Ergebnissen verglichen.

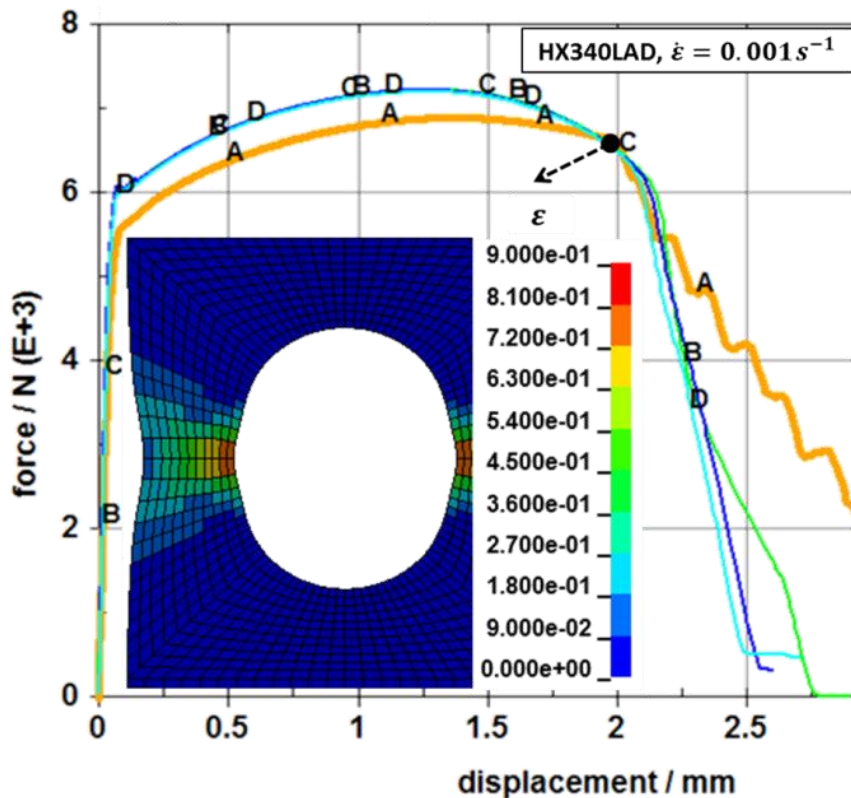


Bild 9-30
Vergleich Experiment
(dünne andersfarbige
Kurven) und Simulati-
on (dicke orange Kur-
ve) an Lochzugversuch
bei quasistatischer
Belastung für den
Werkstoff HX340LAD

Die Kraft Verschiebungskurven für den quasistatischen Belastungsfall in Bild 7 30 und für die höchste Dehnrage in Bild 7 31 weisen nur geringe Abweichungen zwischen Experiment und Simulation auf.

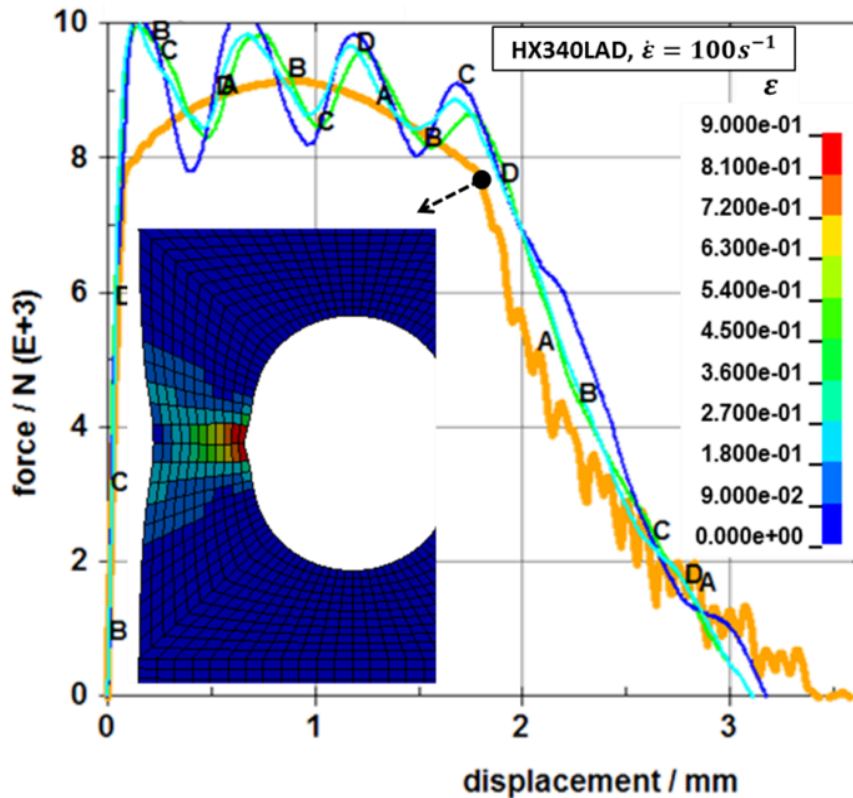
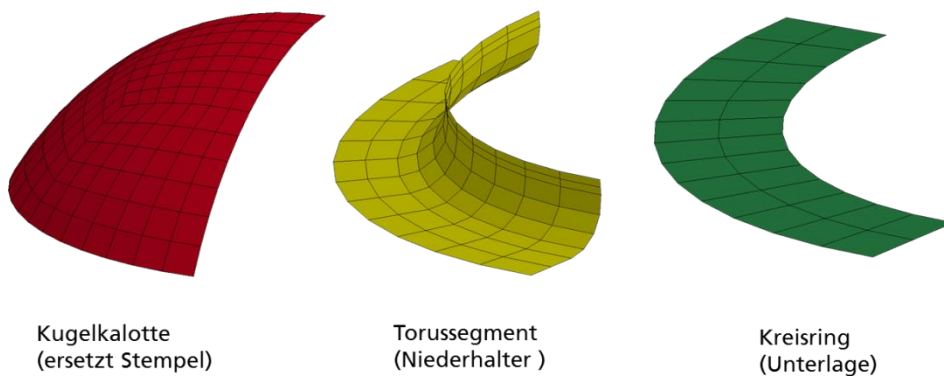


Bild 9-31
Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Lochzugversuch bei der hohen Dehnratte für den Werkstoff HX340LAD

Trotz guter Übereinstimmung für beide Belastungsgeschwindigkeiten konnte das Verhalten nach Versagensbeginn für den dynamischen besser als für die quasistatische Lastfall modelliert werden, wobei der zuletzt genannte ebenfalls akzeptabel beschrieben werden kann.

9.3.1.4 Nakajimaversuche

Bei den Nakajima-Durchstoßversuchen wird ein kugelförmiger Prüfkörper von 100mm Durchmesser durch ein kreisförmig eingespanntes Blech bis zum Versagen gedrückt. Für den genauen Versuchsaufbau sei auf Abschnitt 5.7 und 6.7 verwiesen. Da es sich um ein bezüglich zweier Achsen doppelt symmetrischen Problem handelt, wurde nur ein Viertel des Versuchsaufbaus modelliert, wodurch die Rechenzeiten entsprechend verkürzt werden können. Bei der Modellierung wurden die Werkzeuge als starre Körper angenommen, deren Geometrie in Bild 9-32 zu sehen ist.



Kugelkalotte
(ersetzt Stempel)

Torussegment
(Niederhalter)

Kreisring
(Unterlage)

Bild 9-32
Modellierung der Werkzeuge beim Nakajima Versuch als Starrkörper

Es wurden drei repräsentative Stegbreiten (schmale und mittlere Stegbreite sowie Vollprobe) simuliert und mit den Experimenten verglichen, wobei die Probengeometrien in Bild 9-33 dargestellt sind. Für das geprüfte Blech wurden unterintegrierte Schalenele-

mente mit drei Integrationspunkten über die Dicke verwendet. Numerische Untersuchungen mit 5 Dickenintegrationspunkten ergaben keine signifikante Verbesserung, weshalb nur 3 Punkte verwendet wurden. Die Elementkantenlängen sind in den Haupteinflussbereichen an der Kontaktfläche zum Stempel (in der Mitte) ca. 0.5mm bis 0.6mm.

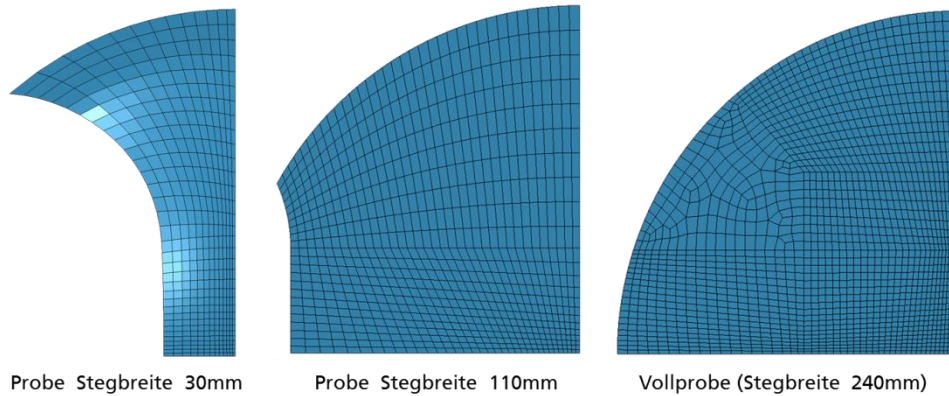


Bild 9-33
Modellierung der geprüften Bleche mittels unterintegrierte Schalelemente Nakajima Versuch

Der gesamte modellierte Versuchsaufbau ist in Bild 9-34 zu sehen. Dabei wurden reibungsbehaftete Kontakte zwischen den Einspannteilen (Niederhalter und Unterlage, vgl. Bild 9-32) und den kugelförmigen Durchstoßkörper verwendet. Die Reibungskoeffizienten zwischen den Einspannteilen und dem Prüfkörper wurden mit 0.2 und für den Stempel mit 0.02 (Schmierung) angenommen. Zusätzlich wurde zur Anpresskraft von 90kN (=360kN/4) der Rand des Probenkörpers fixiert ($u_x = u_y = u_z = 0$), um so die formschlüssige Verbindung zwischen Blech und Sicke näherungsweise abzubilden.

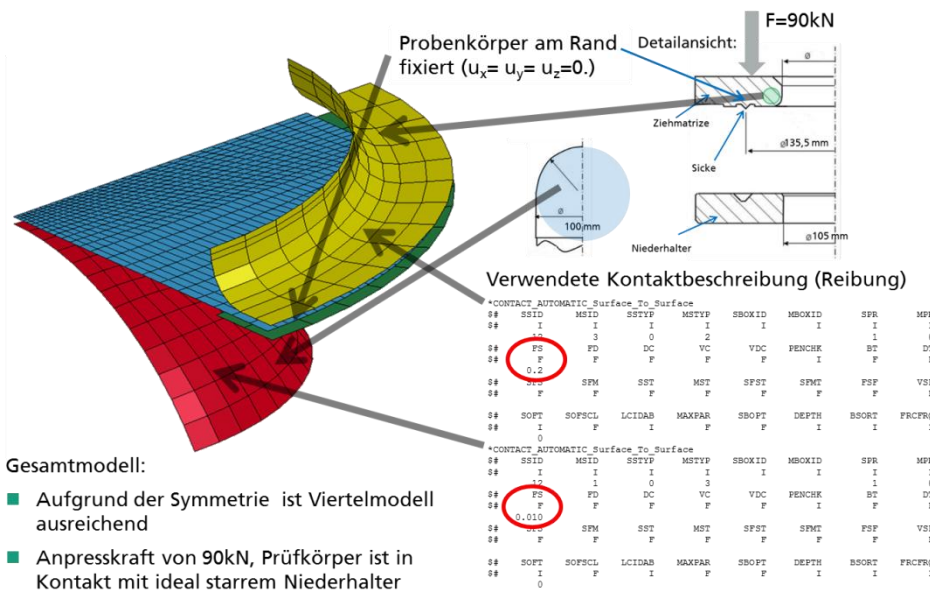


Bild 9-34
Modellierung des gesamten Versuchsaufbaus für Nakajima Test

- Gesamtmodell:**
- Aufgrund der Symmetrie ist Viertelmodell ausreichend
 - Anpresskraft von 90kN, Prüfkörper ist in Kontakt mit ideal starrem Niederhalter

Die Krafteinleitung des Niederhalters erfolgte in einem ersten Simulationsschritt und erst danach wurde die Stempelbewegung mit konstanter Geschwindigkeit gestartet. Damit sind die wesentlichen Eigenschaften des Modells zu den Nakajima Versuchen beschrieben und es kann zur Darstellung der Ergebnisse übergegangen werden. Grundsätzlich haben in den durchgeführten Simulationen alle Proben an oder nahe zur Symmetrieebene versagt, was einem Bruch in der Probenmitte entspricht und konsistent zu den experimentellen Ergebnissen ist.

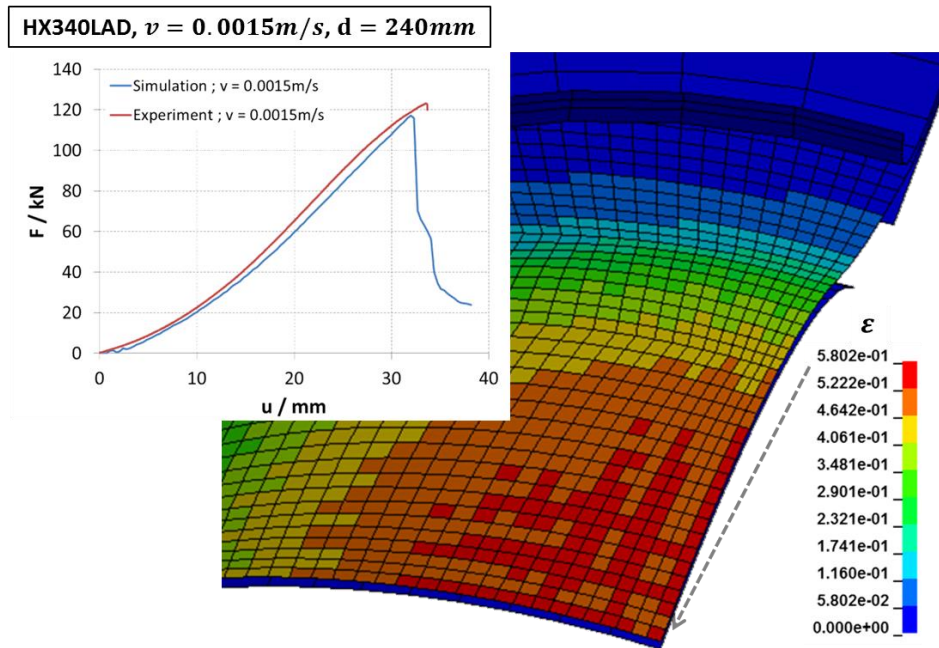


Bild 9-35
Kraft-
Verschiebungskurve
und lokale Verteilung
der äquivalenten Ge-
samtvergleichsdehn-
ung kurz vor Versa-
gen bei Nakajima Test
einer Vollprobe unter
quasistatischer Belas-
tung für den
HX340LAD

Die simulierte integrale Kraft-Verschiebungskurve des Stempels (blaue Kurve in Bild 9-35) stimmt für die Vollprobe beim quasistatischen Lastfall gut mit dem experimentellen Ergebnis (rote Kurve in Bild 9-35) überein. Das gilt sowohl für das Versagen als auch für die Deformation vor Bruch, was in Bild 9-35 gut erkennbar ist. Zudem liegen bei der Simulation die Werte der Triaxialität schon bald nach Versuchsbeginn sehr nahe an $2/3$ und ändern sich danach kaum. Die lokalen Versagensdehnungen liegen um 0.6 was im Wesentlichen den Werten in der Versagenskurve aus Bild 9-10 entspricht. Damit unterscheiden sich jedoch die simulierten maximalen lokalen Versagensdehnungen von den örtlich mit ARAMIS bestimmten Werten etwas stärker (vgl. Tabelle 6-12).

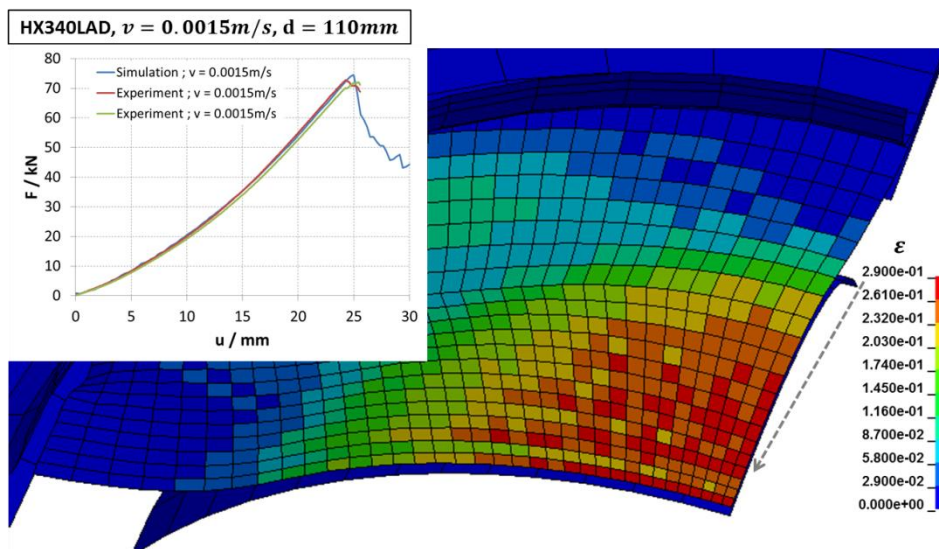


Bild 9-36
Kraft-
Verschiebungskurve
und lokale Verteilung
der äquivalenten Ge-
samtvergleichsdehn-
ung kurz vor Versa-
gen bei Nakajima Test
einer Probe mit 110mm
Stegbreite unter qua-
sistatischer Belastung
für den HX340LAD

Auch für die Probe mit der mittleren Stegbreite von 110mm zeigt die simulierte integrale Kraft-Verschiebungskurve des Stempels eine gute Übereinstimmung mit den Experimenten, was in Bild 9-36 dargestellt ist. Auffallend ist auch, dass die lokalen Versagensdehnungen kleiner als bei der Vollprobe sind, was jedoch konsistent mit den experimentellen Ergebnissen ist, welche ein Minimum der Versagensdehnungen für die Stegbreite von 110mm feststellen (siehe Tabelle 6-12). Allerdings zeigen die berechneten lokalen Versagensdehnungen der Proben mit mittlerer Stegbreite auffallende Ab-

weichungen zu den Experimenten, wie das auch schon bei der Vollprobe feststellbar war, obwohl das integrale Verhalten außerordentlich gute Übereinstimmungen zeigt.

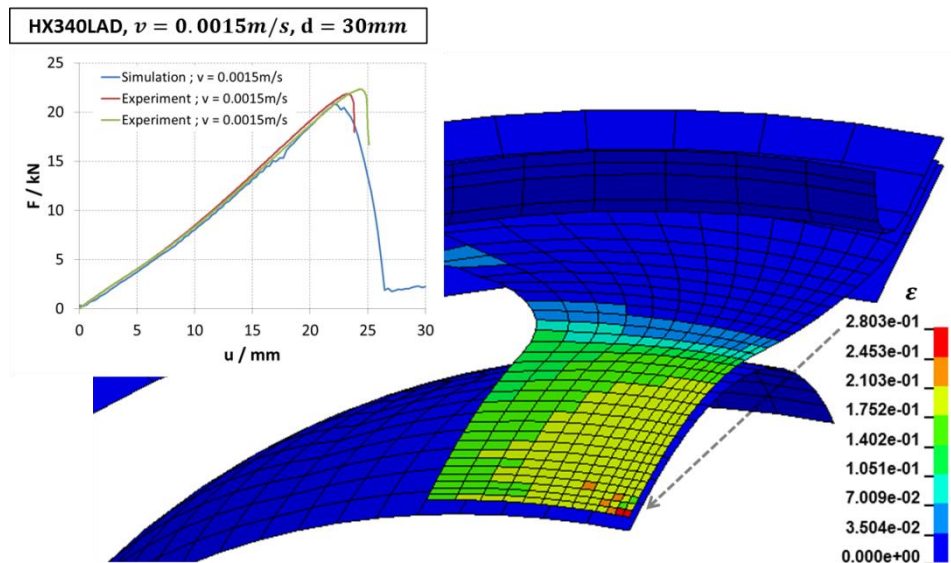


Bild 9-37
Kraft-Verschiebungskurve und lokale Verteilung der äquivalenten Gesamtvergleichsdehnung kurz vor Versagen bei Nakajima Test einer Probe mit 30mm Stegbreite unter quasi-statischer Belastung für den HX340LAD

Für die kleinste Stegbreite von 30mm ist die simulierte integrale Kraft-Verschiebungskurve des Stempels ebenfalls gut mit den experimentellen Ergebnissen vergleichbar. Simulierte und gemessene Kraft-Verschiebungskurven für die Stegbreite von 30mm sind in Bild 9-37 dargestellt. Wie für die Vollprobe und den Prüfkörper mit einer Stegbreite von 110mm weichen auch hier die lokalen Versagensdehnungen auffallend von den Versuchen ab.

Damit kann festgehalten werden, das beim quasistatischen Lastfall für alle simulierten Geometrien die lokalen Versagensdehnungen auffallende Unterschiede zum Experiment zeigen, obwohl die integrale Charakteristik für sämtliche Simulationen der Nakajima-Tests bemerkenswert gute Übereinstimmung zu den Versuchen aufweisen. Eine mögliche Ursache in den lokalen Abweichungen kann in der recht kleinen Facettengröße liegen, die mit 0.2mm deutlich geringer als die Elementgröße ist, welche in den wichtigen Bereichen am Stempelkontakt ca. zwischen 0.5 und 0.6mm beträgt. Damit können stärkere Lokalisationen in der Simulation nicht mehr genau genug abgebildet werden und es erfolgt eine Mittelung der Dehnungen über einen größeren geometrischen Bereich, der wiederum eventuelle Dehnungsspitzen glättet.

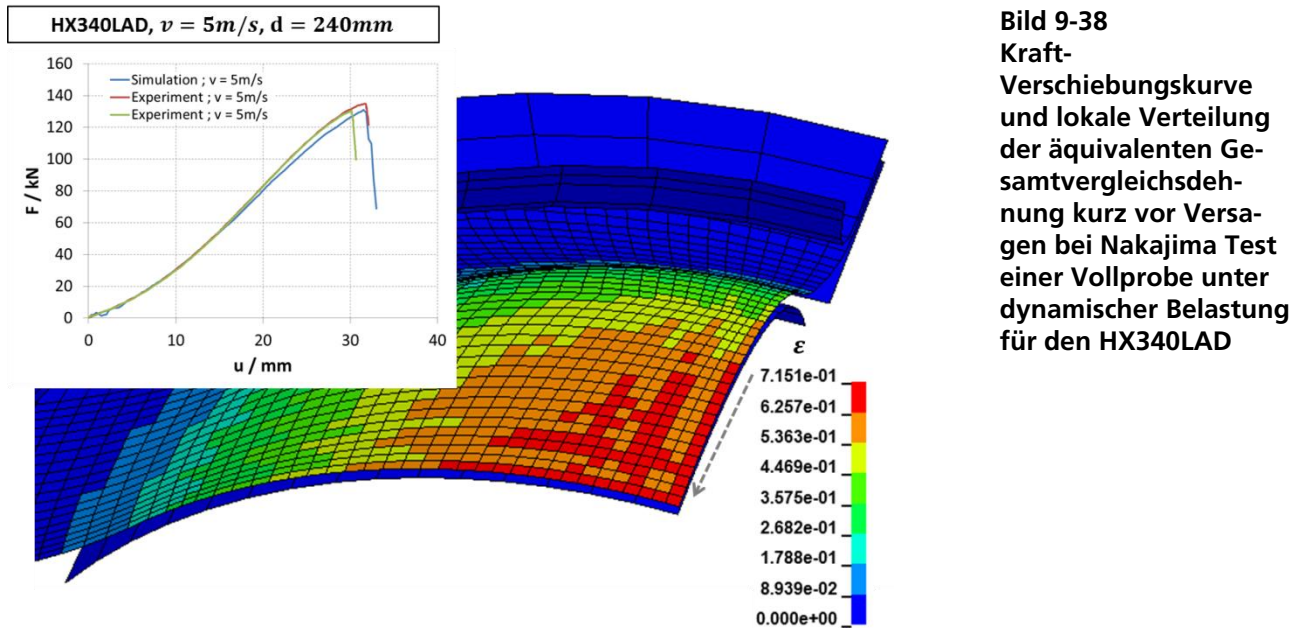


Bild 9-38
Kraft-
Verschiebungskurve
und lokale Verteilung
der äquivalenten Ge-
samtvergleichsdeh-
nung kurz vor Versa-
gen bei Nakajima Test
einer Vollprobe unter
dynamischer Belastung
für den HX340LAD

Der simulierte dynamische crashartige Nakajima-Versuch für die Vollprobe zeigt allerdings im Vergleich zu den quasistatischen Belastungen sowohl im integralen als auch im lokalen Verhalten gute Übereinstimmungen mit den Experimenten, wenngleich die Abweichungen der berechneten lokalen Versagensdehnungen in Relation zu den Versuchen etwas größer sind als im Vergleich zum globalen Verhalten. Bild 9-38 zeigt die integrale Kraft-Verschiebungskurve des Stempels sowie das lokale Dehnungsfeld kurz vor Versagen.

Damit sind die wesentlichen Ergebnisse zu den Simulationen für den Werkstoff HX340LAD dokumentiert.

9.3.2

Werkstoff HCT980X

Für den wesentlich weniger duktilen Dualphasenstahl HCT980X konnten aus den Anpassungen an die Versuchsdaten die in Bild 9-39 dargestellten Fließkurven ermittelt werden, wobei die Anpassung in zwei Stufen durchgeführt wurde:

In einem ersten Schritt wurden die Anpassungen an die jeweils vorliegende Versuchsreihe innerhalb einer einzelnen Dehnrates mit Hilfe des Optimierungstools LS-Opt durchgeführt.

Da jedoch aufgrund der Dehnrateninterpolation der Fließkurven (hier logarithmisch) die Anpassungen innerhalb einer Versuchsreihe bei gegebener Belastungsgeschwindigkeit sich gegenseitig beeinflussen, wurde in einem zweiten Schritt eine simultane Anpassung über alle Dehnraten hinweg durchgeführt. Diese Anpassung wurden ebenfalls mit dem Optimierungstool LS-Opt durchgeführt und verwendet als Startwerte jene Parameter, die in den ersten separaten (entkoppelten) Anpassungen ermittelt wurden.

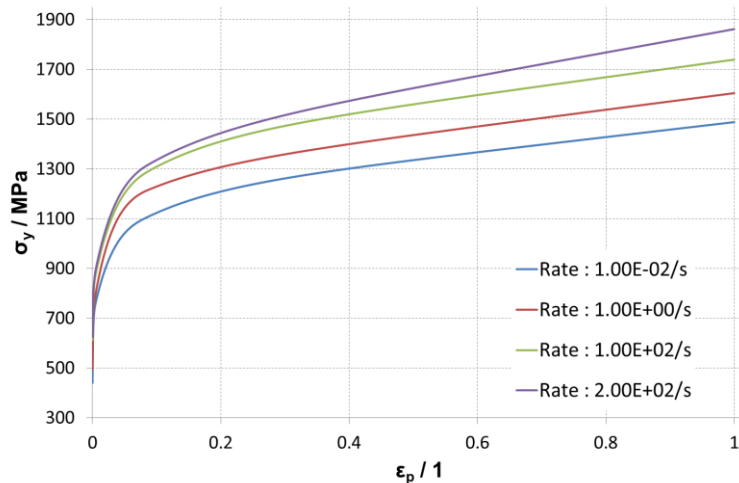


Bild 9-39
Fließkurven bei unterschiedlichen Dehnraten für HCT980X

Die so ermittelten und in Bild 9-39 dargestellten Fließkurven für den Dualphasenstahl HCT980X zeigen eine ähnlich ausgeprägte Dehnratenverfestigung wie die des Mikrolegierten Stahls HX340LAD (vgl. Bild 9-7), jedoch auf einem deutlich höheren Spannungsniveau.

Aus der zuvor beschriebenen Vorgehensweise zur Materialanpassung wurde auch die bei höheren Dehnraten relevante thermische Entfestigung ermittelt, welche in Bild 9-40 zu sehen ist.

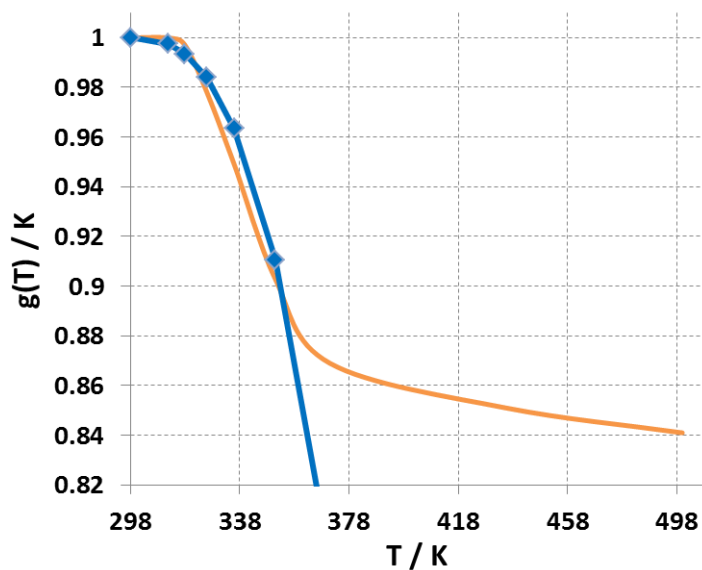


Bild 9-40
Thermische Entfestigung für HCT980X

Bild 9-41 zeigt den dehnratenabhängigen Taylor-Quinney Koeffizienten der natürlich ebenso einen Einfluss auf das Entfestigungsverhalten in Bild 9-40 hat, da dieser ja die Wärmeentwicklung steuert, was wiederum unmittelbare Auswirkungen auf die Temperaturentwicklung und somit auf das Softening hat. Deshalb wurde der Verlauf dieser Größe ebenfalls im zweiten Anpassungsschritt simultan bestimmt (Details siehe Abschnitt 9.1). Ein Vergleich beider dehnratenabhängigen Taylor-Quinney Koeffizienten für die zwei Werkstoffe HX340LAD (Bild 9-9) und HCT980X (Bild 9-41) zeigen nur moderate Unterschiede im Dehnratenübergangsbereich zwischen 0.1/s und 10/s, die allerdings einen signifikanten Einfluss auf die Temperaturentwicklung für diese Belastungsgeschwindigkeiten haben.

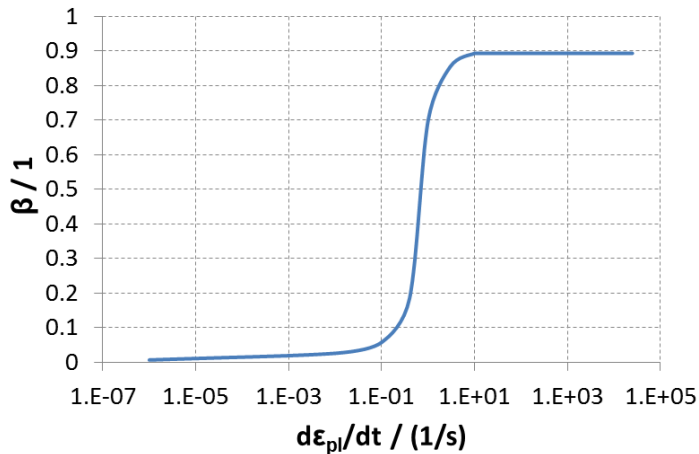


Bild 9-41
Variabler dehnraten-
abhängiger Taylor-
Quinney Koeffizient
für HCT980X

Damit sind alle wesentlichen Einflussgrößen, die das Deformationsverhalten bestimmen, dargestellt worden und es kann zur Beschreibung der Größen für das Versagensverhalten im nachfolgenden Abschnitt übergegangen werden.

9.3.2.1
Schädigungs- und Versagensverhalten

Um eine gute Übereinstimmung des berechneten und gemessenen Versagensverhaltens zu gewährleisten, ist eine ausreichend genaue Anpassung des Deformationsverhaltens Voraussetzung, welche mit den im vorigen Abschnitt 9.3.2 vorgestellten Ergebnissen für den Dualphasenstahl HCT980X gegeben ist.

Da keine Kopplung zwischen Deformations- und Schädigungsentwicklung verwendet wurde, ist eine separate Anpassung der Versagenskurve ohne Rückwirkung auf bereits ermittelte Größen möglich.

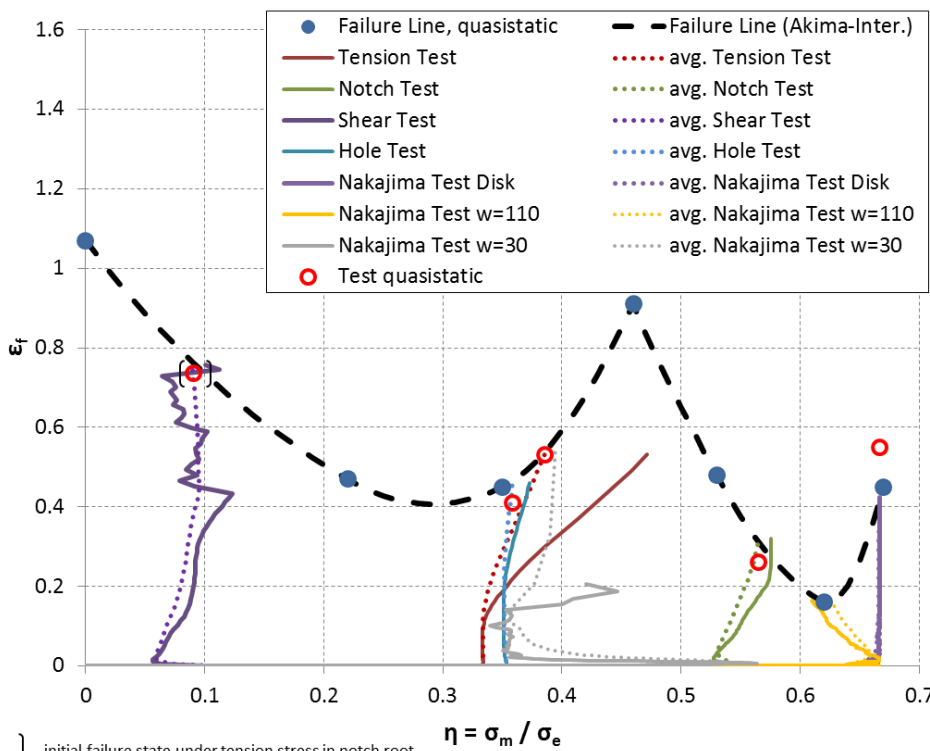


Bild 9-42
Versagenskurve mit
Belastungspfaden un-
terschiedlicher Versu-
che unter quasistati-
sche Bedingungen für
HCT980X

Die zur Anpassung verwendete Vorgehensweise ist mit der in Abschnitt 9.3.1.1 beschriebenen Methode identisch, und basiert im Wesentlichen auf der Bestimmung der

Position von Stützpunkten für Akima-Splines (Akima, 1970), die letztendlich die Versagenskurve repräsentieren, unter Einhaltung verschiedener Restriktionen, welche genauer im Abschnitt 9.3.1.1 bereits angegeben wurden.

Daraus können mit den gemessenen Versuchsdaten der verschiedenen Probengeometrien die Versagenskurven durch Anpassung an das Bruchverhalten ermittelt werden. Für quasistatische Belastungen resultiert daraus eine Versagenskurve die in Bild 9-42 dargestellt ist. Auffallend in Bild 9-42 ist das lokale Minimum im Bereich des ebenen Dehnungszustandes bei Mehrachsigkeiten um ca. $\eta = \sim 0.6$, das allerdings im Experiment für die Nakajimprobe mit einer Stegbreite von 110mm nachgewiesen werden kann, womit das aus der Simulation ermittelte Versagensverhalten verifiziert ist. Außerdem ist für die schmalste Nakajimprobe mit einer Stegbreite von 30mm eine Änderung des Spannungszustandes von biaxialdominanten Zug ($\eta = \sim 0.6$) zu mehr einachsiger Belastung ($\eta = \sim 1/3$) beobachtbar, was wiederum die Versagensdehnung für diese Probengeometrie entsprechend vergrößert.

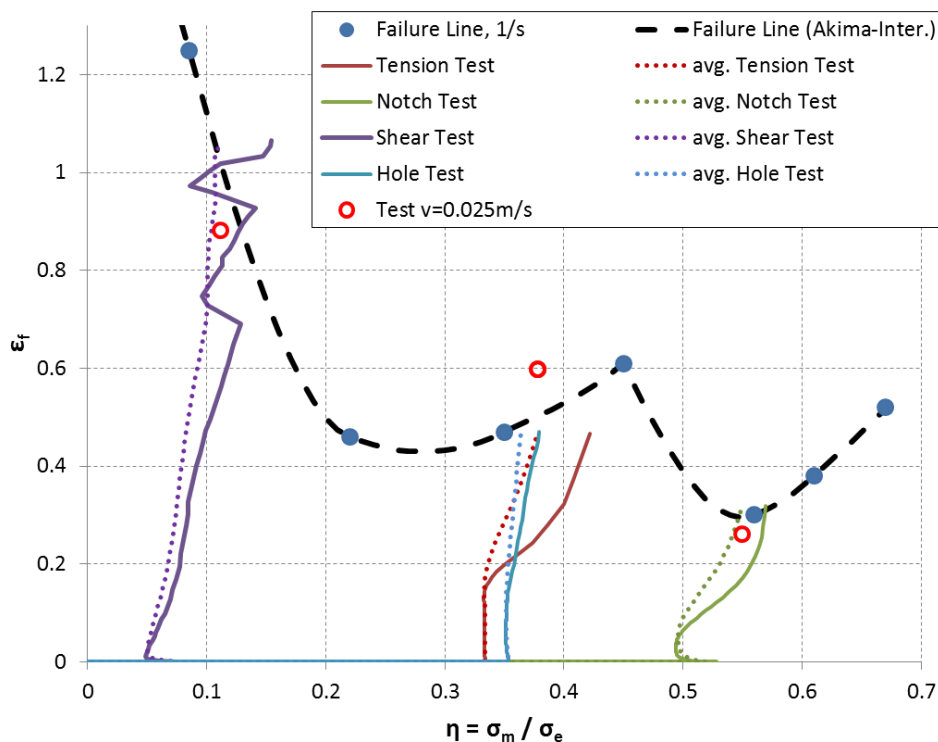


Bild 9-43
Versagenskurve mit Belastungspfaden unterschiedlicher Versuche unter dynamischen Bedingungen der mittleren Dehnrates von 1/s für HCT980X

Für die mittlere Dehnrates konnte ein Versagensverhalten entwickelt werden, das in Bild 9-43 dargestellt ist. Der Verlauf der Versagenskurve für Mehrachsigkeiten größer als 0.6 wurde auf das Niveau der Versagensdehnungen bei quasistatischer (Bild 9-42) und dynamischer (Bild 9-44) Belastung angepasst (vgl. Bild 9-45), da Nakajimaversuche bei den beiden Stempelgeschwindigkeiten 0,0015m/s (quasistatische Belastung) und 5 m/s (crashartige Belastung) durchgeführt wurden (siehe Kapitel 6.7). Damit ist dieses Mehrachsigenintervall für beide Belastungsgeschwindigkeiten experimentell abgesichert.

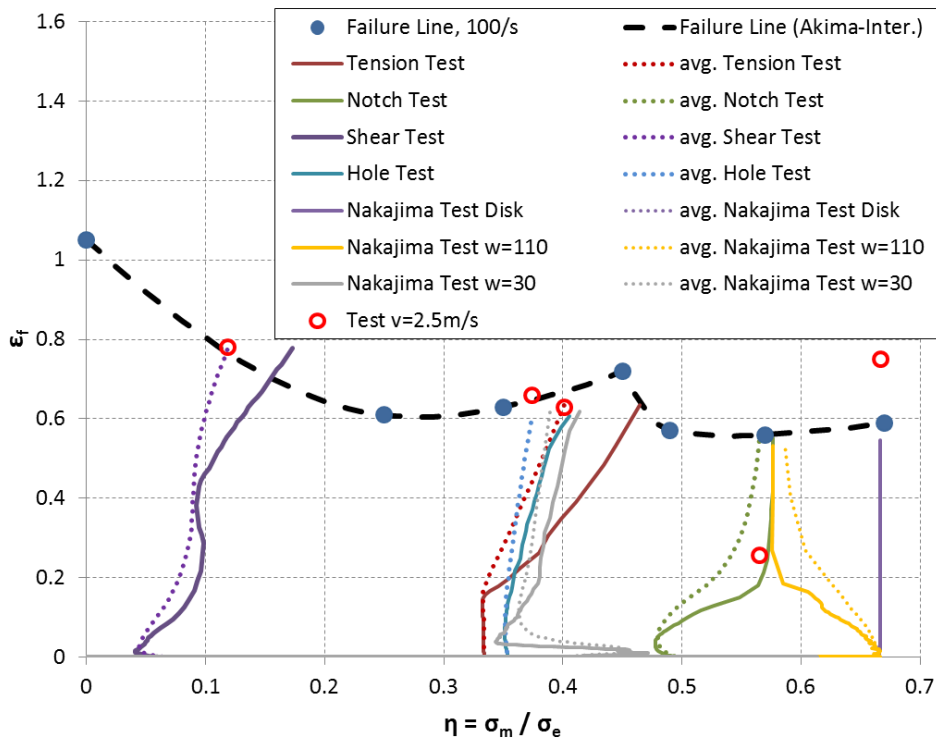


Bild 9-44
Versagenskurve mit Belastungspfaden unterschiedlicher Versuche unter dynamischen Bedingungen der mittleren Dehnrates von 100/s für HCT980X

Für die hohe crashartige Dehnrates ist der Bereich für biaxialdominante Belastungen durch entsprechende Nakajimaversuche abgesichert. Der durch Versuche verifizierter und mittels Simulation ermittelter Verlauf der Versagenskurve weist auch für hohe Dehnrates eine leicht konvexe Form mit einem Minimum im Bereich des ebenen Dehnungszustandes bei $\eta = \sim 0.6$ nach.

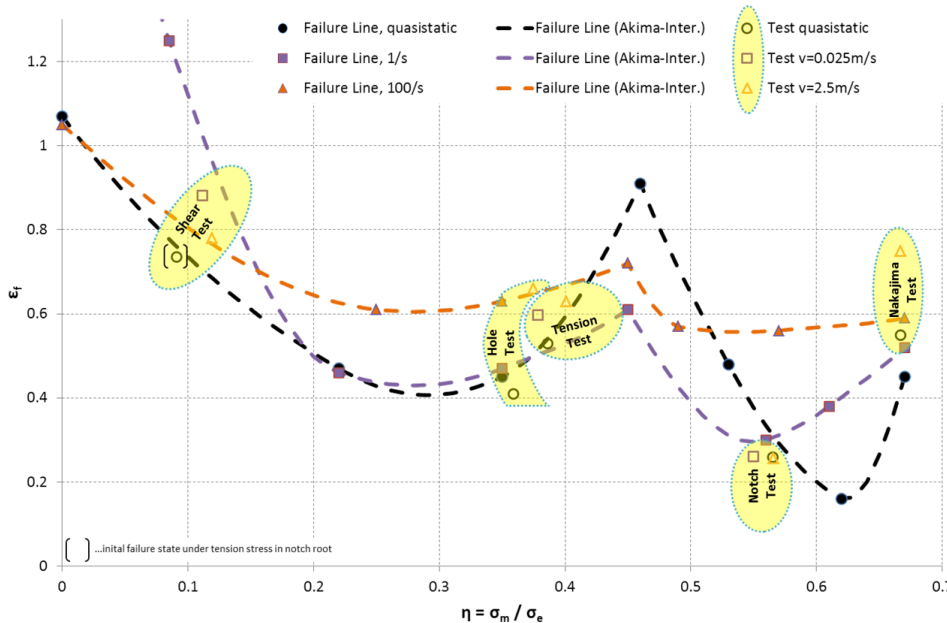


Bild 9-45
Versagenskurven für unterschiedliche Dehnrates von quasistatisch (schwarz) über Dehnrates 1/s (violett) bis Dehnrates 100/s (orange) für den Werkstoff HCT980X

Eine Gegenüberstellung der numerisch ermittelten Versagenskurven für alle drei untersuchten Dehnrates (quasistatisch sowie 1/s und 100/s) ist in Bild 9-45 zu sehen. Auffallend dabei ist im Scherbereich ($\eta < 0.15$) ein Anstieg der Versagensdehnungen für die mittlere Dehnrates, wohingegen für uniaxial- ($\eta = \sim 1/3$) und biaxialdominante ($\eta = \sim 2/3$) Belastung nur geringe Unterschiede feststellbar sind. Für alle Belastungsgeschwindigkeiten ergab sich aus den Simulationen und Anpassungen ein lokales Maximum der Versagensdehnungen bei Mehrachsigkeiten von ca. $\eta = 0.45$, wobei in diesem

Bereich ein Absinken der Versagensdehnungen von niedrigen (schwarze Kurve in Bild 9-45) zu mittleren (violette Kurve in Bild 9-45) Dehnraten und ein Ansteigen von mittleren zu hohen (orange Kurve in Bild 9-45) Dehnraten ermittelt wurde. Damit sind alle wesentlichen Einflussgrößen dargestellt und es folgt in den nächsten Abschnitten die Gegenüberstellung zwischen Simulation und Experiment anhand derer die in diesem Abschnitt präsentierten Anpassungen durchgeführt wurden. Die Anpassung stellt allerdings einen Kompromiss für alle durchgeführten Spannungszustände (Triaxialitäten) und Dehnraten dar, weshalb für einige wenige Simulationen die experimentell gemessenen Ergebnisse nicht optimal abgebildet werden können, wobei die Abweichungen der zuletzt erwähnten Belastungsfälle jedoch stets im Rahmen eines akzeptablen Bereichs liegt. Grundsätzlich wurde bei der Anpassung mehr Gewicht auf die globale Belastungscharakteristik gelegt als bezüglich der lokalen Dehnungsverteilungen, die jedoch in den meisten Fällen tolerierbare Abweichungen zwischen Simulation und ARAMIS Messung aufweisen.

9.3.2.2

Flach- und Kerbzugversuche

Die Simulation des Flachzugversuchs zeigt für den quasistatischen Lastfall sowohl in der integralen Spannungs-Dehnungskurve als auch für die lokale Dehnungsverteilung gute Übereinstimmung mit den Messungen, was in Bild 9-46 gut erkennbar ist.

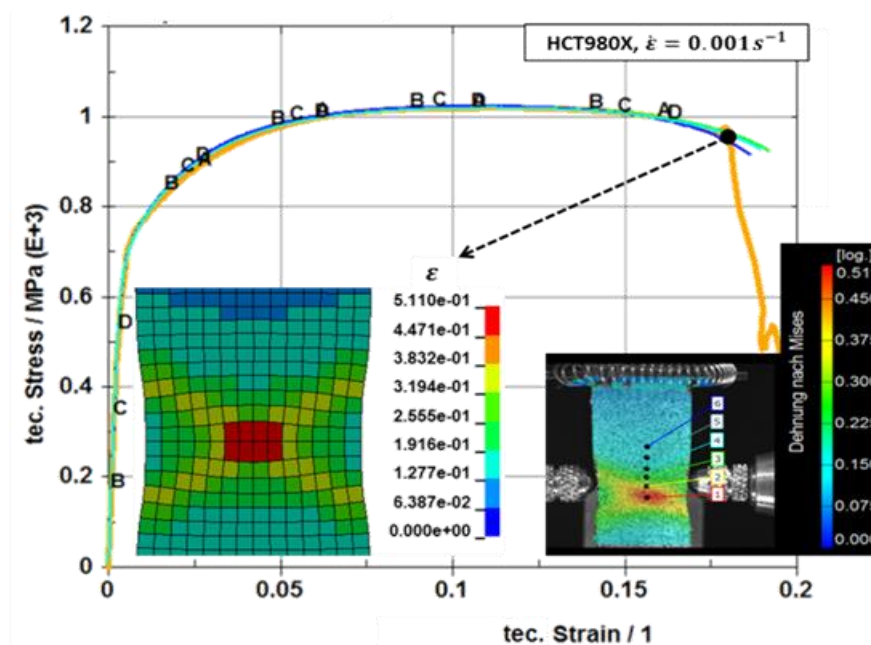


Bild 9-46
Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Flachzugversuch bei quasistatischer Belastung für den Werkstoff HCT980X

Für die in Bild 9-47 dargestellten Ergebnisse der mittleren nominellen Dehnraten von $1/s$ konnte das globale Deformationsverhalten zwar gut simuliert werden, jedoch zeigen die lokalen Dehnungen geringere Werte als die Messungen in ARAMIS. Allerdings sind die Abweichungen mit $\sim 20\%$ (simulierte Dehnung von 0.47 im Vergleich zu 0.6 in den Versuchen) noch im akzeptablen Bereich. Zudem ist die simulierte Struktur des ausgebildeten Scherbands mit der experimentell ermittelten Form gut vergleichbar, was ein weiteres Argument ist, die Abweichungen in dem lokalen Dehnungsverlauf nicht zu stark zu bewerten.

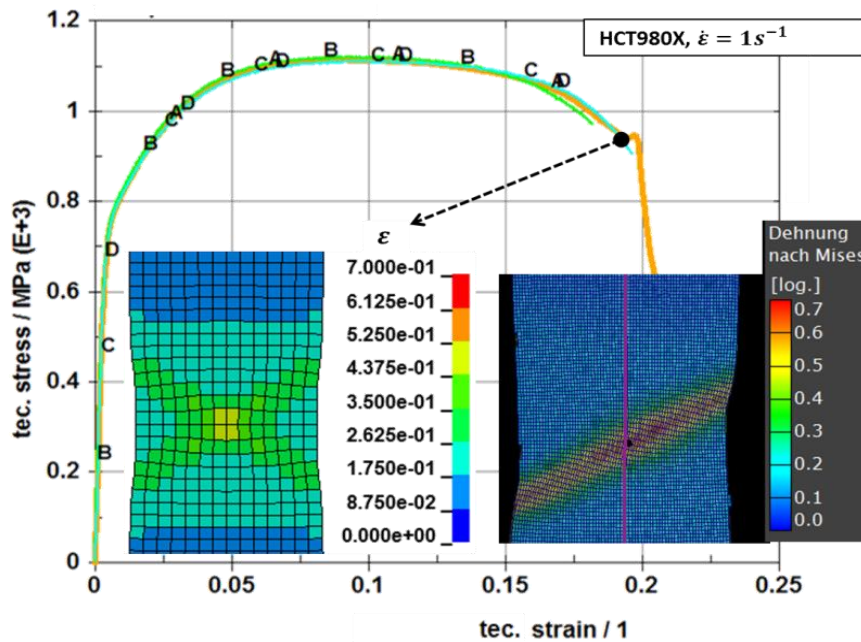


Bild 9-47
Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Flachzugversuch bei einer Dehnrates von 1/s für den Werkstoff HCT980X

Ein Vergleich zwischen Simulation und Experiment bei der hohen crashartigen Belastung für die nominelle Dehnrates von 100/s zeigt sowohl in der globalen als auch lokalen Deformationscharakteristik gute Übereinstimmungen.

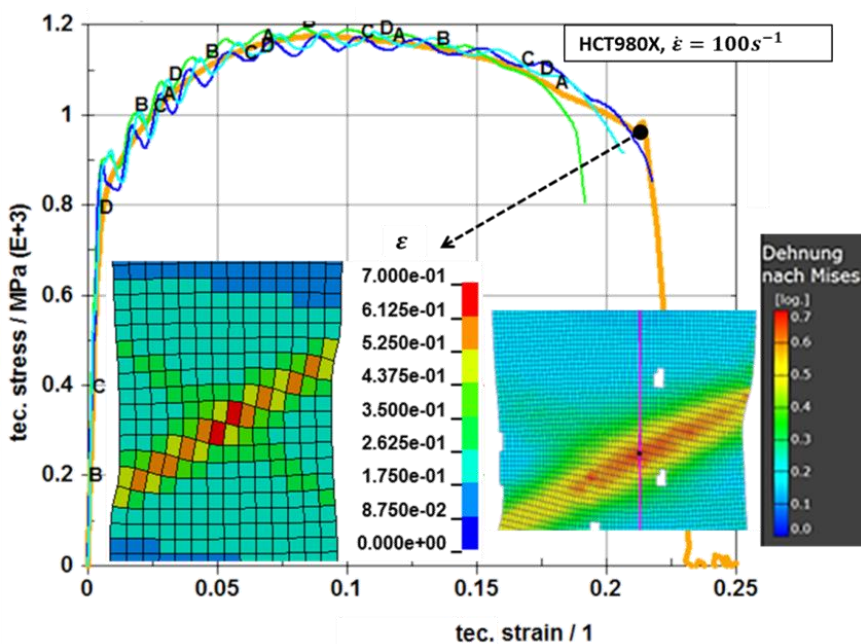


Bild 9-48
Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Flachzugversuch bei einer Dehnrates von 100/s für den Werkstoff HCT980X

Die integral gemessenen Versagens- und Gleichmaßdehnungen konnten für alle drei Dehnrates des Flachzugversuchs im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen mit nur geringen Abweichungen modelliert werden.

Zusätzlich wurden sowohl für die mittlere als auch hohe Dehnrates die thermischen Eigenschaften mit Hilfe von IR-Messungen experimentell erfasst (siehe Abschnitt 7) und mit den Simulationen verglichen.

Während für den Werkstoff HX340LAD umfangreiche Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen für die Simulation vorlagen, wurden für den Dualphasenstahl HCT980X orientierende Vorversuche verwendet, die in Kapitel 7 nicht separat aufgeführt sind. Als Vergleich zwischen experimentellen und numerischen Ergebnisse dienten die lokalen Temperaturverteilungen entlang eines in Zugrichtung axial verlaufenden und in der Mitte der Probe befindlichen Schnitts kurz vor dem Versagen. Die so aus den

IR-Messungen und Simulationen erhaltenen Temperatur-Positionskurven wurden einander gegenübergestellt.

Für die mittlere nominelle Dehnrates von $1/s$ ergaben sich Temperaturverläufe die in Bild 9-49 dargestellt sind. Darin ist zu erkennen, dass die lokalen Temperaturverteilungen in einem noch tolerierbaren Bereich simuliert werden können.

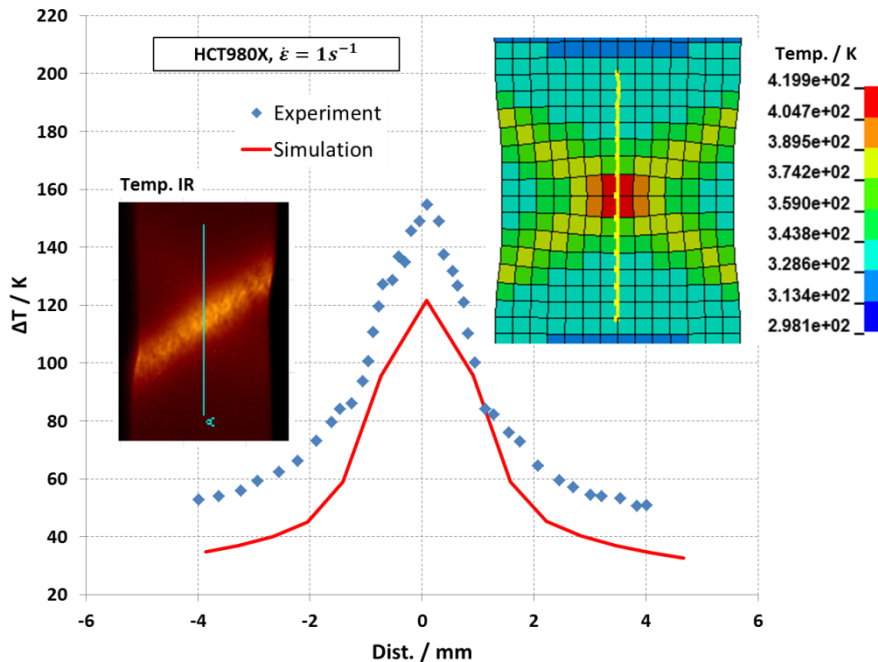


Bild 9-49
Vergleich der thermischen Eigenschaften zwischen Experiment und Simulation am Flachzugversuch bei einer Dehnrates von $1/s$ für den Werkstoff HCT980X

Betrachtet man die maximalen Temperaturerhöhungen, so zeigen diese $160K$ für das Experiment und $120K$ für die Simulation, was einer Abweichung von ca. 25% entspricht. Die auch wegen der groben Diskretisierung (Elementkantenlänge ca. $0.5mm$) moderate Abweichung relativiert sich zudem aufgrund der Tatsache, dass die lokalen Dehnungen etwas geringere Werte erreichen als im Experiment, was in Bild 9-47 zu sehen ist und zuvor erwähnt wurde. Dadurch kann weniger plastische Arbeit dissipiert werden, wodurch eine geringere Wärmemenge zur Verfügung steht, die letztendlich eine kleinere Temperaturentwicklung zur Folge hat.

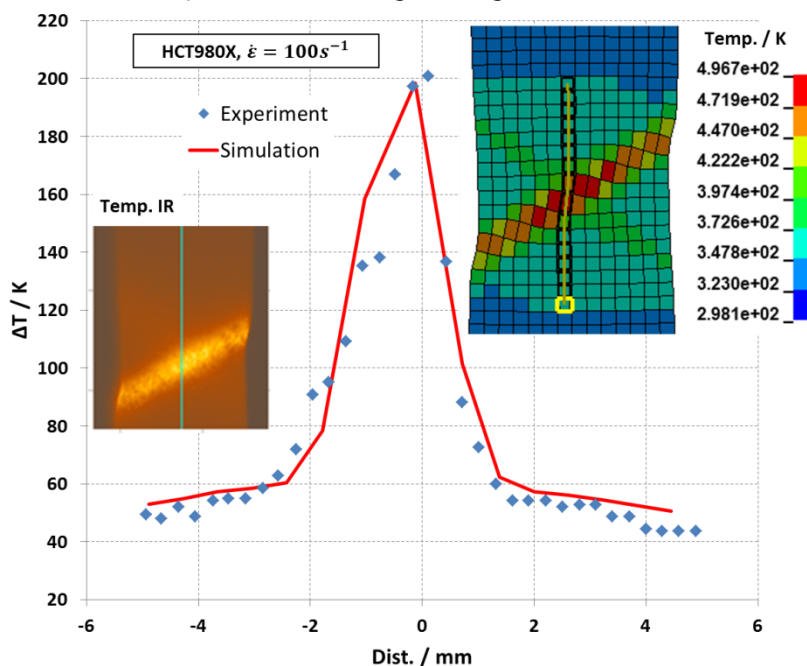


Bild 9-50
Vergleich der thermischen Eigenschaften zwischen Experiment und Simulation am Flachzugversuch bei einer Dehnrates von $100/s$ für den Werkstoff HCT980X

Für die höchste crashartige nominelle Dehnrates von 100/s stimmt die lokale berechnete Temperaturverteilung in Bild 9-50 wiederum gut mit dem Ergebnis aus der orientierenden IR-Messung überein, da die lokale Dehnungsentwicklung aus der Simulation (vgl. Bild 9-48) nur geringe Abweichungen zu der aus dem Experiment zeigt, die letztendlich aufgrund der plastischen Arbeit die Voraussetzung für eine konsistente Erwärmung darstellt.

Die experimentellen Messungen der Kerbzugversuche für den quasistatischen Belastungsfall stimmen mit der Simulation gut überein, was in Bild 9-51 dargestellt ist. Die simulierte lokale Dehnungsverteilung ist im Vergleich zur ARAMIS Messung leicht erhöht, womit die etwas zu geringe globale Verschiebung beim Versagen erklärbar ist. Allerdings sind die erwähnten Abweichungen in einen vernachlässigbaren Bereich einzuordnen.

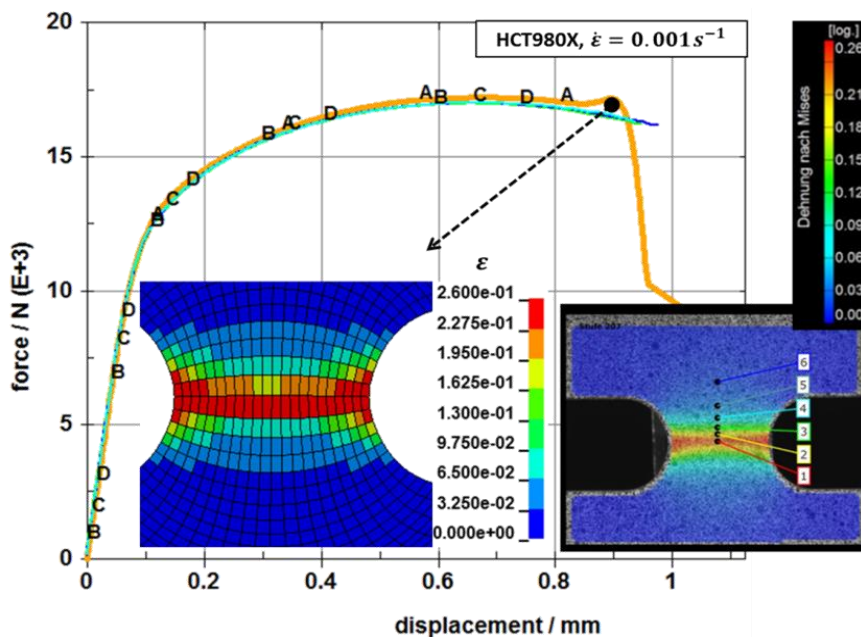


Bild 9-51
Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Kerbzugversuch bei quasistatischer Belastung für den Werkstoff HCT980X

Bild 9-52 zeigt das globale und lokale Deformationsverhalten für die mittlere Belastungsgeschwindigkeit, die nur geringe Abweichungen zwischen Simulation und Experiment erkennen lassen.

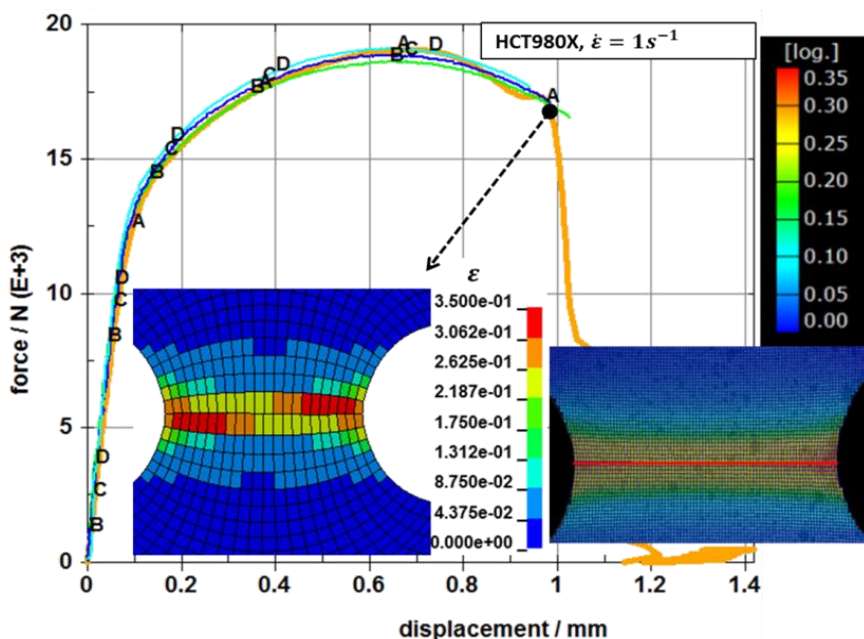


Bild 9-52
Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Kerbzugversuch bei der mittleren Dehnrates für den Werkstoff HCT980X

Interessant ist es in diesem Zusammenhang auf den Flachzugversuch zu verweisen (vgl. Bild 9-47), wo die Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment nicht die Güte erreicht wie beim hier dargestellten Kerbzugversuch. Insofern sollte die Anpassung immer in Ihrer Gesamtheit bewertet werden, wo einige wenige Versuche moderate aber tolerierbare Abweichungen zu den experimentellen Ergebnissen aufweisen können.

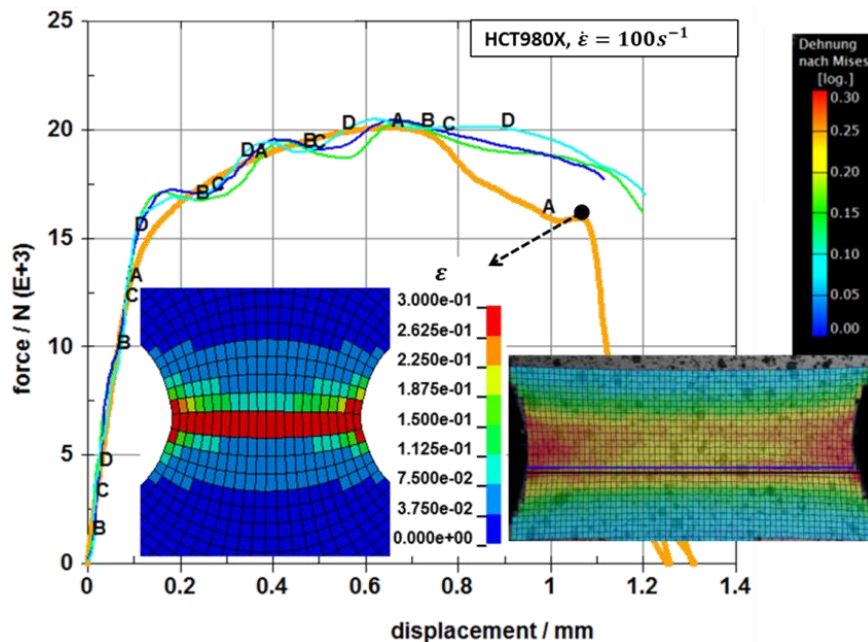


Bild 9-53
Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Kerbzugversuch bei der hohen Dehnrate für den Werkstoff HCT980X

In diesem Zusammenhang ist auch die Gegenüberstellung der simulierten globalen Kraft-Verschiebungskurve sowie die lokale Dehnungsverteilung des Kerbzugversuchs bei hoher crashartigen Belastungsgeschwindigkeit bezüglich der Messungen zu sehen. Die integrale Verschiebung beim Versagen sowie das globale Deformationsverhalten in der Kraft-Verschiebungskurve zeigen eine gute Übereinstimmung zu den Experimenten, wenngleich der Kraftabfall nach dem Erreichen des Maximalwerts etwas zu stark in der Simulation ausgeprägt ist. Darin ist auch die Hauptursache begründet, dass die simulierten lokalen Dehnungen über denen der ARAMIS Messungen liegen. Allerdings soll an dieser Stelle erwähnt werden, dass die Facettengröße in der ARAMIS Auswertung mit 0,2mm kleiner als die Elementkantenlänge (0,5mm) in der Simulation ist. Dadurch können Dehnungsgradienten in der ARAMIS Messung deutlich besser aufgelöst werden, als dies in der hier vorliegenden Simulation möglich ist, weil die Lokalisation über einen größeren Bereich nur verschmiert abgebildet werden kann.

9.3.2.3 Scher- und Lochzugversuche

Der in Bild 9-54 dargestellte Scherzugversuch unter quasistatischer Belastung zeigt sowohl im globalen Deformations- und Versagensverhalten als auch im lokalen Dehnungsfeld gute Übereinstimmungen mit den experimentellen Ergebnissen. Einzig der etwas verfrühte Ausfall von wenigen unter Zugbelastung stehenden Elementen im Kerbgrund der Probe, welche den stufenweisen Abfall in der integralen Kraft-Verschiebungskurve verursachen, bewirken moderate Abweichungen zu den Messungen. Die simulierte lokale Versagensdehnung beträgt 0,61 und ist somit mit jener aus der ARAMIS Messung ermittelten Versagensdehnung von 0,68 konsistent.

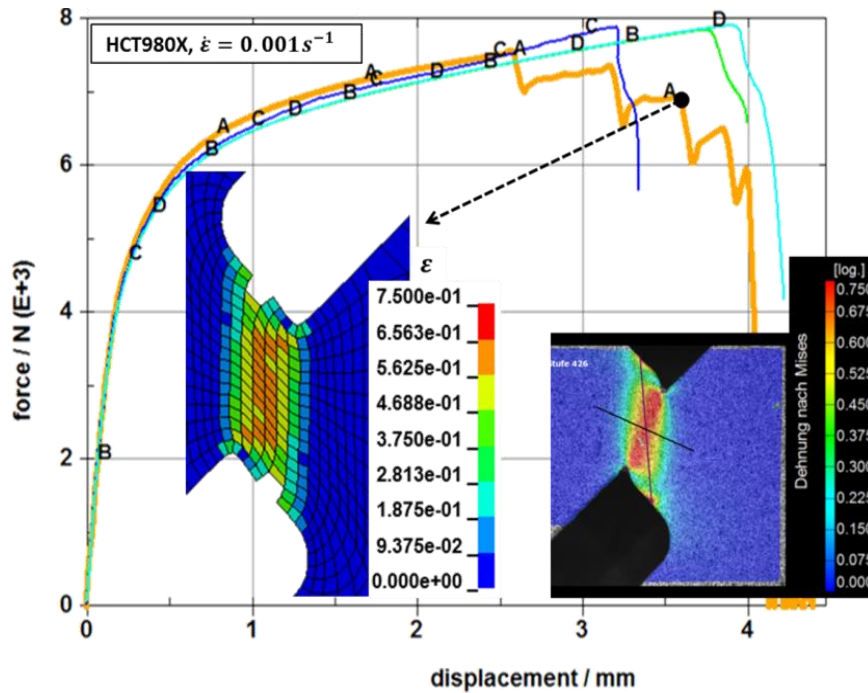


Bild 9-54
Vergleich Experiment
(dünne andersfarbige
Kurven) und Simulati-
on (dicke orange Kur-
ve) an Scherzugver-
such bei quasistati-
scher Belastung für
den Werkstoff
HCT980X

Für den simulierten Scherzugversuch bei mittlerer Belastungsgeschwindigkeit ergibt sich im Vergleich zu den Experimenten ein ähnliches Verhalten wie für den quasistatischen Lastfall, was aus Bild 9-55 in Relation zu Bild 9-54 hervorgeht; d.h., die Abweichungen zwischen Simulation und Experiment fallen relativ gering aus und auch der durch die Zugbelastungen im Kerbgrund verursachte stufenweise Kraftabfall tritt in der Simulation für die mittlere Belastungsgeschwindigkeit ebenfalls wieder auf.

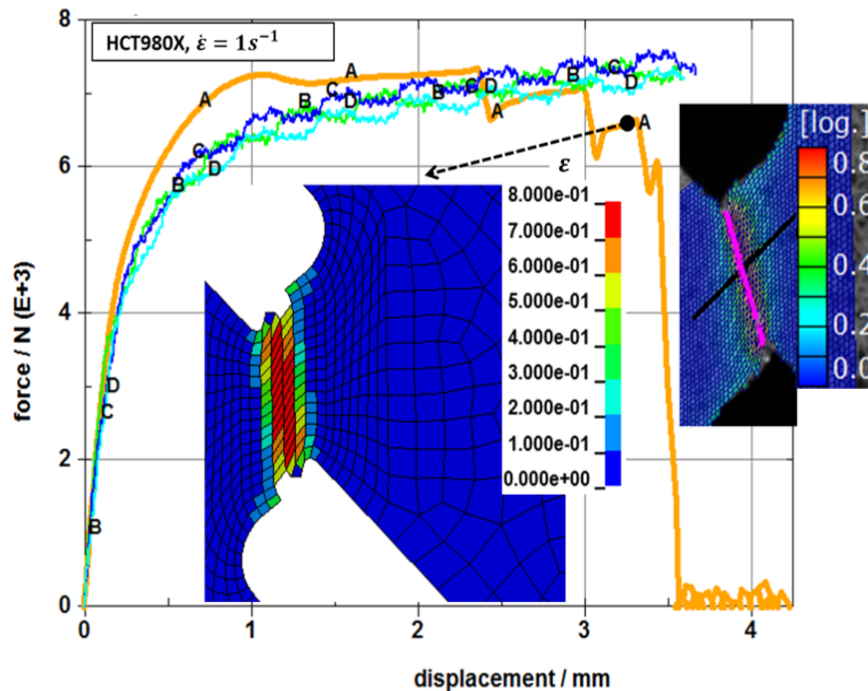


Bild 9-55
Vergleich Experiment
(dünne andersfarbige
Kurven) und Simulati-
on (dicke orange Kur-
ve) an Scherzugver-
such bei der mittleren
Dehnrates für den
Werkstoff HCT980X

Die Simulation des Scherzugversuchs für die hohe crashartige Belastungsgeschwindigkeit zeigt kaum Unterschiede zu den experimentellen Ergebnissen, was in Bild 9-56 gut erkennbar ist. Auch das verfrühte Versagen von einigen wenigen unter Zugbelastung stehenden Elementen im Kerbgrund der Probe tritt für die hohe Dehnrates nicht auf. Die simulierte lokale Versagensdehnung beträgt 0.71 und unterscheidet sich somit von der

experimentell bestimmten Versagensdehnung von 0.78 nur wenig, da die Abweichung deutlich unter 10% liegt.

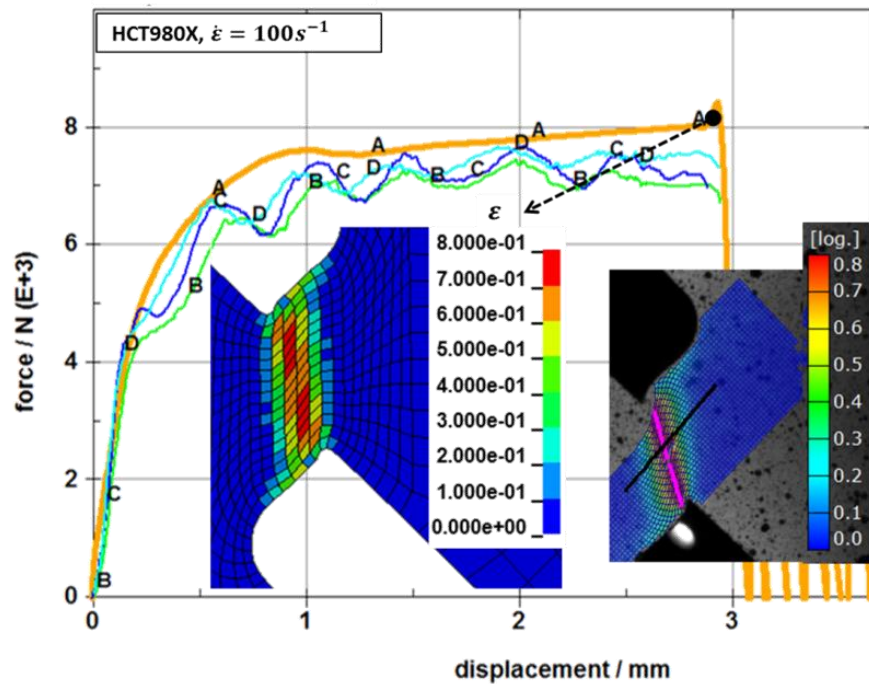


Bild 9-56
Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Scherzugversuch bei der hohen crashartigen Dehnrates für den Werkstoff HCT980X

Abschließend kann für die Simulationen des Dualphasenstahls HCT980X beim 0°-Scherzugversuch festgehalten werden, dass die über alle Dehnrates hinweg guten Übereinstimmungen in der integralen Kraft-Verschiebungskurve und im lokalen Dehnungsfeld zu den Experimenten feststellbar sind, wobei darüber hinaus auch das thermische Verhalten gut simulierbar ist.

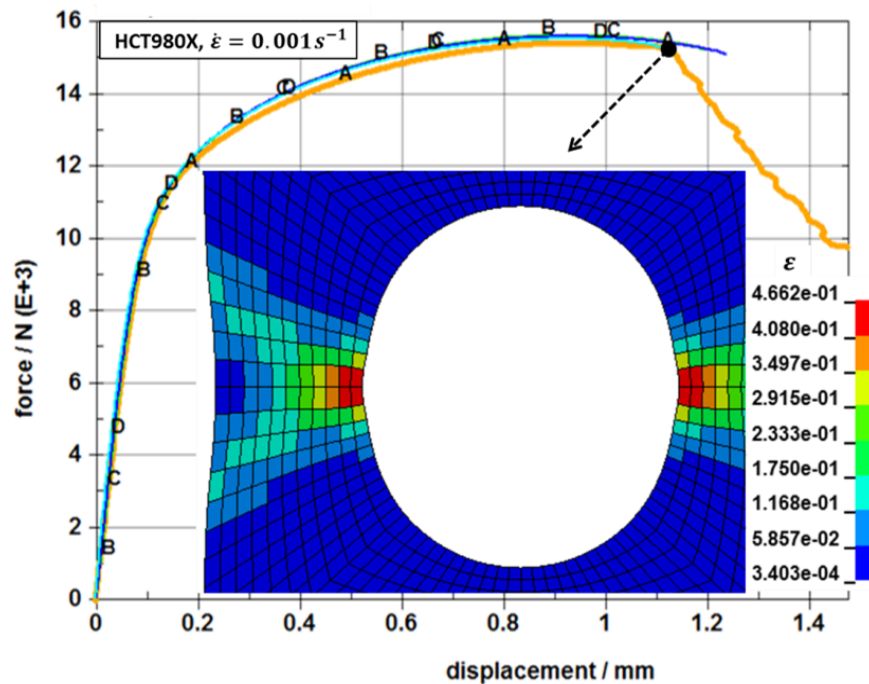


Bild 9-57
Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Lochzugversuch bei quasistatischer Belastung für den Werkstoff HCT980X

In Bild 9-57 ist eine gute Übereinstimmung der Kraft- Verschiebungskurven zwischen der Simulation und den Experimenten erkennbar, wobei sich die maximalen lokalen

Dehnungen wie zu erwarten an den Stellen der geringsten Querschnittsfläche im Kerbgrund befinden.

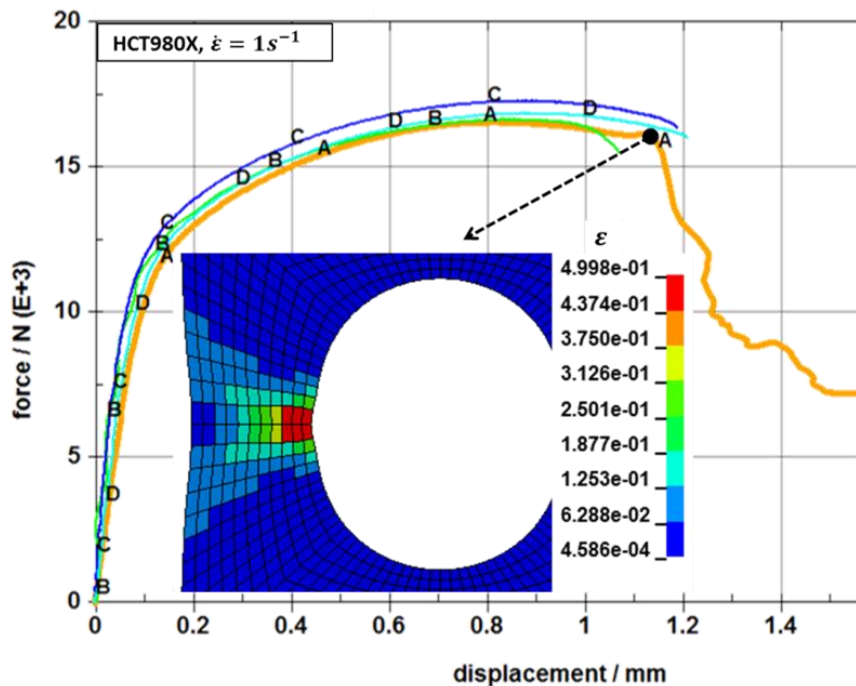


Bild 9-58
Vergleich Experiment
(dünne andersfarbige
Kurven) und Simulati-
on (dicke orange Kur-
ve) an Lochzugversuch
bei der mittleren
Dehnrage für den
Werkstoff HCT980X

Die globale Verschiebung zum Versagensbeginn ist für den quasistatischen Lastfall ebenfalls mit den Messungen konsistent, allerdings ist kein abruptes Versagen in der Simulation zu beobachten, wobei die Versuchsdaten darüber auch keine weiteren Informationen beinhalten.

Für die mittlere und hohe Belastungsgeschwindigkeit in Bild 9-58 und Bild 9-59 zeigen die Simulationen nach Versagensbeginn einen fast abrupten Ausfall der Elemente im Bereich des geringsten Probenquerschnitts, wo die lokalen Dehnungen auch ihr Maximum aufweisen. Der Versagensbeginn kann allerdings für die Belastung bei mittlerer Dehnrage (siehe Bild 9-58) besser simuliert werden als dies für den Lastfall mit hoher crashartig Dehnrage (siehe Bild 9-59) der Fall ist, wobei die Abweichung für das zuletzt genannte Szenario noch in einem tolerierbaren Rahmen liegen, da die Anpassung bezüglich der Gesamtheit aller Versuche durchgeführt wurde.

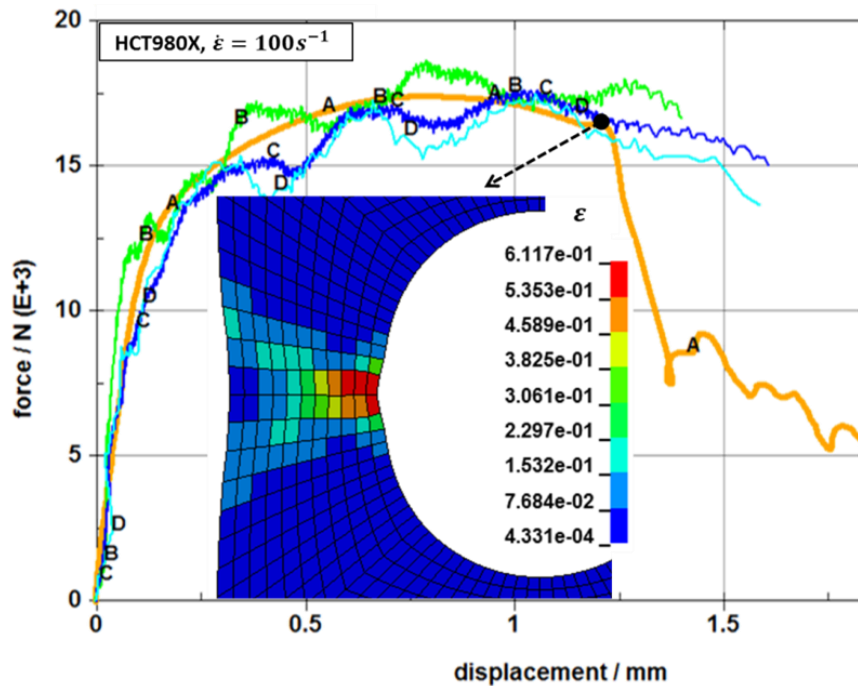


Bild 9-59
Vergleich Experiment
(dünne andersfarbige
Kurven) und Simulati-
on (dicke orange Kur-
ve) an Lochzugversuch
bei der hohen crash-
artigen Dehnrates für den
Werkstoff HCT980X

Für den Lochzugversuch kann kurz zusammenfassend festgehalten werden, dass das simulierte globale Deformationsverhalten vor Versagensbeginn gut mit den Messergebnissen für alle Dehnrates übereinstimmt. Die lokalen Dehnungen im Kerbgrund steigen mit zunehmender Dehnrates an.

9.3.2.4 Nakajimaversuche

Für die Simulationen der Nakajima Durchstoßversuche wurden dieselben Modellierungsansätze verwendet, wie bereits im Abschnitt 9.3.1.4 beschrieben; d.h., es wurden der Stempel, die Unterlage und der Niederhalter als Starrkörper modelliert. Der mit 0.01 relativ geringe Reibungskoeffizient soll die Schmierung zwischen Stempel und Blech entsprechend abbilden. Zudem wurde der kreisrunde Blechrand in der Ebene fixiert, um so die feste Einspannung an der Sicke näherungsweise darzustellen. Der Reibungskoeffizient zwischen Unterlage bzw. Niederhalter und Blech wurde mit 0.1 angenommen.

Für den quasistatischen Lastfall sind die resultierenden Ergebnisse der Vollprobe in Bild 9-60 dargestellt. Die Simulationen zeigen eine gute Übereinstimmung der globalen Kraft Verschiebungskurve mit den zur Verfügung stehenden Messungen, und auch der Versagensbeginn kann gut berechnet werden.

Allerdings sind die simulierten lokalen Dehnungen (0.39) im Vergleich zu den örtlichen ARAMIS Auswertungen (0.55) zu gering, was ein Vergleich zwischen der Farbskalierung in Bild 9-60 mit Tabelle 6-11 zeigt.

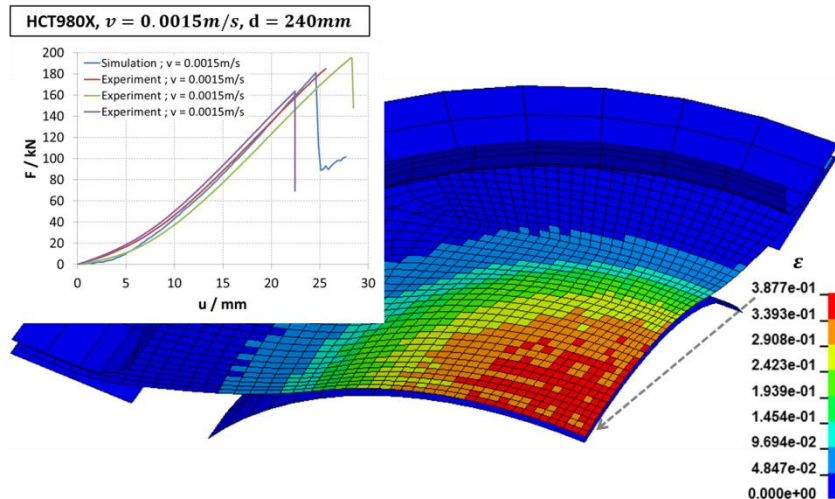


Bild 9-60
Kraft-
Verschiebungskurve
und lokale Verteilung
der äquivalenten Ge-
samtvergleichsdeh-
nung kurz vor Versa-
gen bei Nakajima Test
einer Vollprobe unter
quasistatischer Belas-
tung für den HCT980X

Für den Nakajima-Test mit der Stegbreite von 110mm zeigen die Experimente ein Minimum in den lokalen Versagensdehnungen. Das lässt sich auch in der Simulation bestätigen, wenn man den globalen Versagensbeginn an die Versuche genau genug anzupassen versucht (Bild 9-61). Auch das Deformationsverhalten stimmt mit den Messergebnissen gut überein. Jedoch sind die lokalen Versagensdehnungen mit 0.21 im Vergleich zu den ARAMIS Messungen, die ungefähr 0.3 betragen, zu gering.

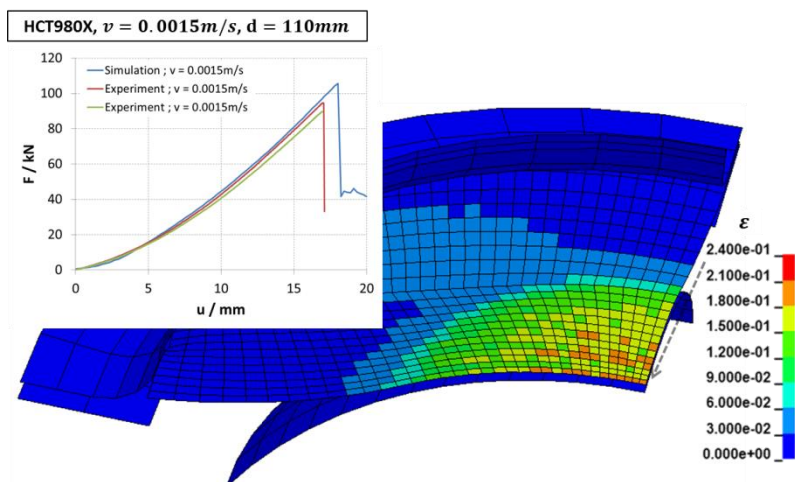


Bild 9-61
Kraft-
Verschiebungskurve
und lokale Verteilung
der äquivalenten Ge-
samtvergleichsdeh-
nung kurz vor Versa-
gen bei Nakajima Test
einer Probe mit 110mm
Stegbreite unter qua-
sistatischer Belastung
für den HCT980X

Bild 9-62 zeigt das Verhalten für die schmalste Stegbreite von 30mm. Wie auch für die anderen beiden Geometrien zeigt auch die Simulation dieses Versuchs nur geringe Abweichungen im integralen Deformationsverhalten und für den globalen Versagensbeginn. Leider sind auch für diese Probegeometrie die lokalen Versagensdehnungen zu gering, was aus dem Vergleich zwischen Bild 9-62 und Tabelle 6-11 hervorgeht.

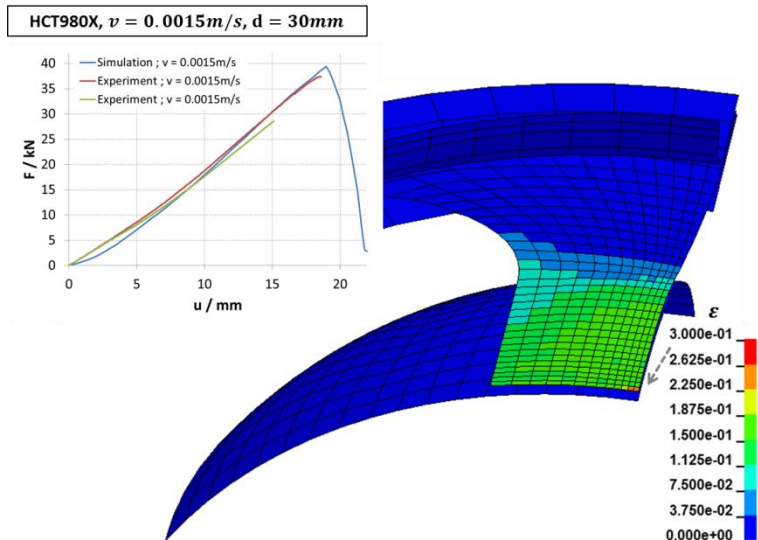


Bild 9-62
Kraft-
Verschiebungskurve
und lokale Verteilung
der äquivalenten Ge-
samtvergleichsdehn-
ung kurz vor Versa-
gen bei Nakajima Test
einer Probe mit 30mm
Stegbreite unter quasi-
statischer Belastung
für den HCT980X

Kurz resümierend kann festgehalten werden, dass die integralen Kraft-Verschiebungskurven sowie die globale Verschiebungen bei Versagensbeginn für alle quasistatisch simulierten Proben gute Übereinstimmungen mit den Messungen zeigen. Allerdings sind die aus den Simulationen resultierenden lokalen Versagensdehnungen im Vergleich zu den ARAMIS Messungen für alle Proben zu gering (vgl. Tabelle 6-11).

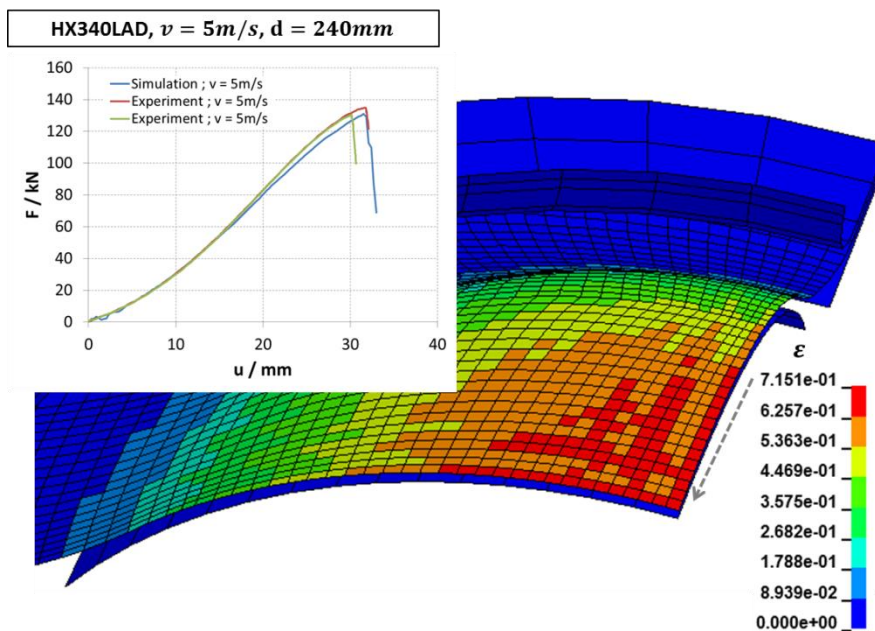


Bild 9-63
Kraft-
Verschiebungskurve
und lokale Verteilung
der äquivalenten Ge-
samtvergleichsdehn-
ung kurz vor Versa-
gen bei Nakajima Test
einer Vollprobe unter
dynamischer Belastung
für den HCT980X

Bei den Untersuchungen zu den dynamischen Lastfällen wurde eine Stempelgeschwindigkeit von 5m/s vorgegeben. Wie im Falle der quasistatischen Belastung zeigt die Simulation der Vollprobe sowohl im globalen Deformations- und Versagensverhalten als auch für das lokale Dehnungsfeld nur geringe Abweichungen zu den Experimenten. So weisen die simulierten maximalen lokalen Versagensdehnungen Werte um 0.72 auf, die wiederum sehr nahe an den ARAMIS-Messungen liegen, welche in Bereichen um 0.75 liegen.

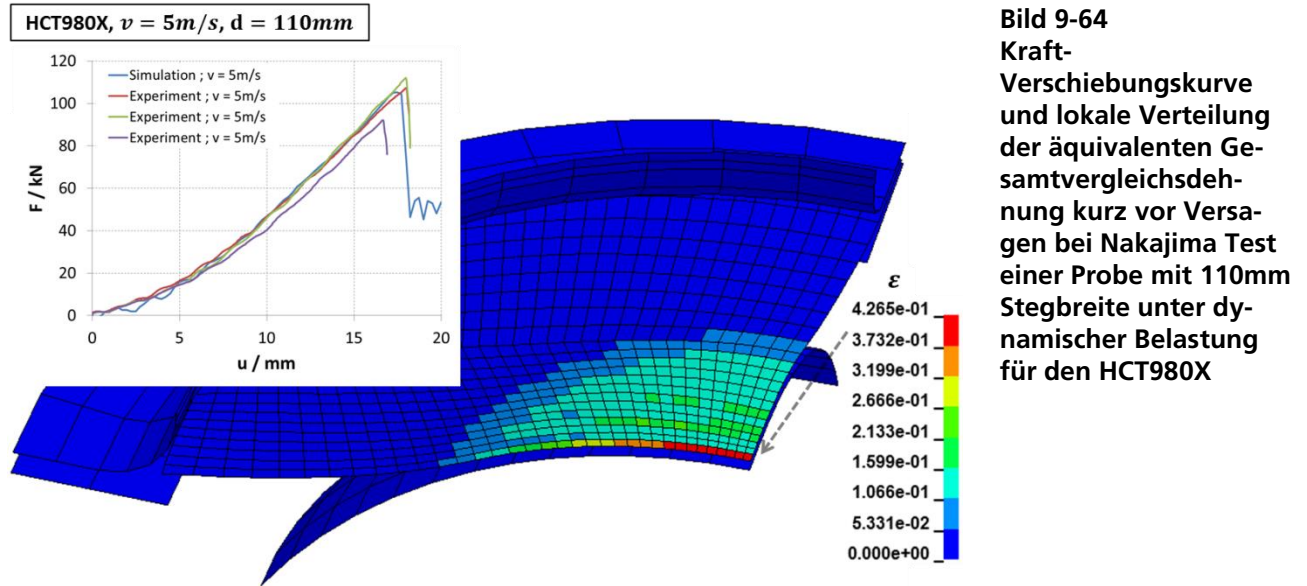


Bild 9-64
Kraft-
Verschiebungskurve
und lokale Verteilung
der äquivalenten Ge-
samtvergleichsdehn-
ung kurz vor Versa-
gen bei Nakajima Test
einer Probe mit 110mm
Stegbreite unter dy-
namischer Belastung
für den HCT980X

Auch für dynamische Belastungen weist die Nakajima-Probe mit einer Stegbreite von 110mm ein Minimum für die Versagensdehnungen in Relationen zu den anderen Nakajima-Probengeometrien auf, was in der Simulation ebenfalls nachgewiesen werden konnte, um dadurch einen globalen Versagensbeginn zu erzeugen, der wiederum konsistent mit den vorhandenen Messungen ist. Ein Vergleich der Ergebnisse zwischen Simulation und Experiment zeigt kaum Abweichungen, was in Bild 9-64 zu sehen ist. Einzige Ausnahme sind die zu hohen lokalen Versagensdehnungen im Vergleich zu den ARAMIS Auswertungen (vgl. Tabelle 6-11).

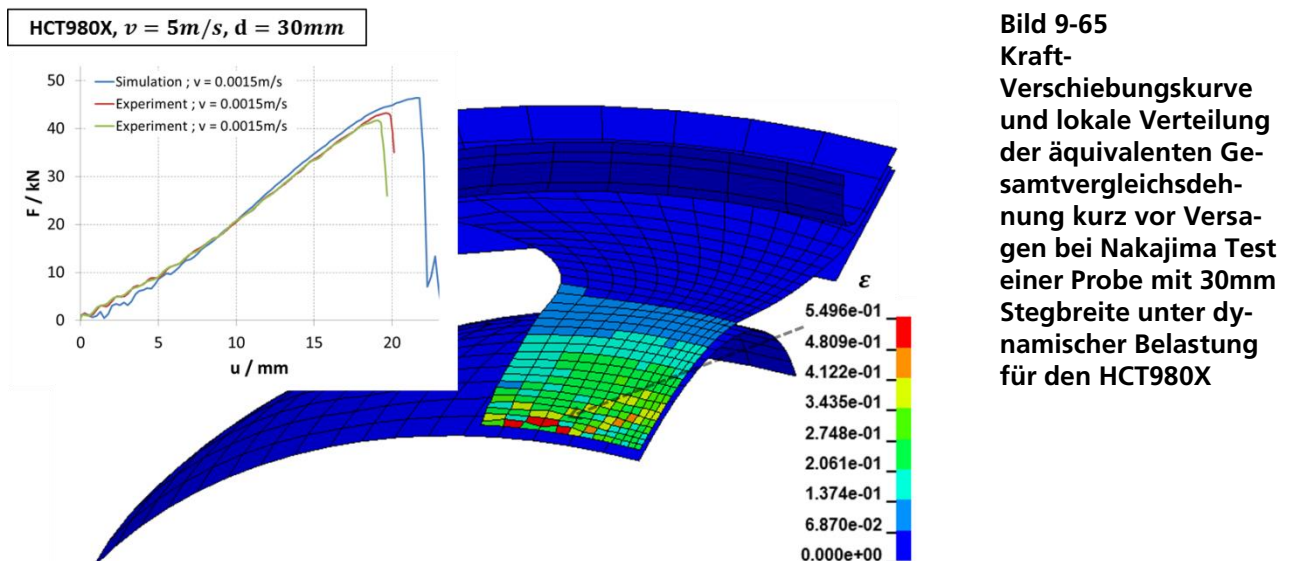


Bild 9-65
Kraft-
Verschiebungskurve
und lokale Verteilung
der äquivalenten Ge-
samtvergleichsdehn-
ung kurz vor Versa-
gen bei Nakajima Test
einer Probe mit 30mm
Stegbreite unter dy-
namischer Belastung
für den HCT980X

Bild 9-65 zeigt die Ergebnisse der Nakajima-Probe mit einer Stegbreite von 30mm, deren Deformationsverhalten gut mit den Messungen übereinstimmt, die allerdings einen etwas zu spät einsetzenden globalen Versagensbeginn aufweist. Jedoch liegt die Abweichung des Versagensbeginns noch in einem tolerierbaren Rahmen. Die lokalen maximalen Versagensdehnungen sind mit Werten um 0,55 auch für diese Probengeometrie im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen (0,44) etwas zu groß, wobei die Abweichung in Anbetracht der Vielzahl von anzupassenden Versuchen noch akzeptabel ist.

Abschließend kann festgehalten werden, dass die für alle quasistatischen und dynamischen Simulationen sowohl die integralen Versagen-Verschiebungskurve als auch der globale Versagensbeginn gut nachgebildet werden können. Die lokalen Dehnungsver-

teilungen stimmen für die Vollproben ebenfalls gut mit den ARAMIS Messungen überein, allerdings ergeben sich für die Nakajima-Proben mit einer Stegbreite von 110mm und 30mm etwas größere Abweichungen. Außerdem sind in den Simulationen sowohl im quasistatischen als auch dynamischen Lastfall die geringsten Versagensdehnungen für eine Stegbreite von 110mm nachweisbar, was durch die konsistente Anpassung an den globalen Versagensbeginn möglich ist. Diese Eigenschaft konnte auch in den experimentellen Untersuchungen gezeigt werden, was in den Abschnitten 5.7.2 und 6.7.1 bzw. Tabelle 6-11 zu sehen ist.

9.3.3 Werkstoff 22MnB5

Bezüglich des höchstfesten pressgehärteten Stahls 22MnB5 erfolgte die Anpassung der Fließkurven sowie der thermischen Entfestigung nach derselben Vorgehensweise wie dies bereits für den hochfesten Dualphasenstahl HCT980X in Abschnitt 9.3.2 beschrieben wurde. Dadurch konnte die in Bild 9-66 dargestellte Fließkurvenschar ermittelt werden.

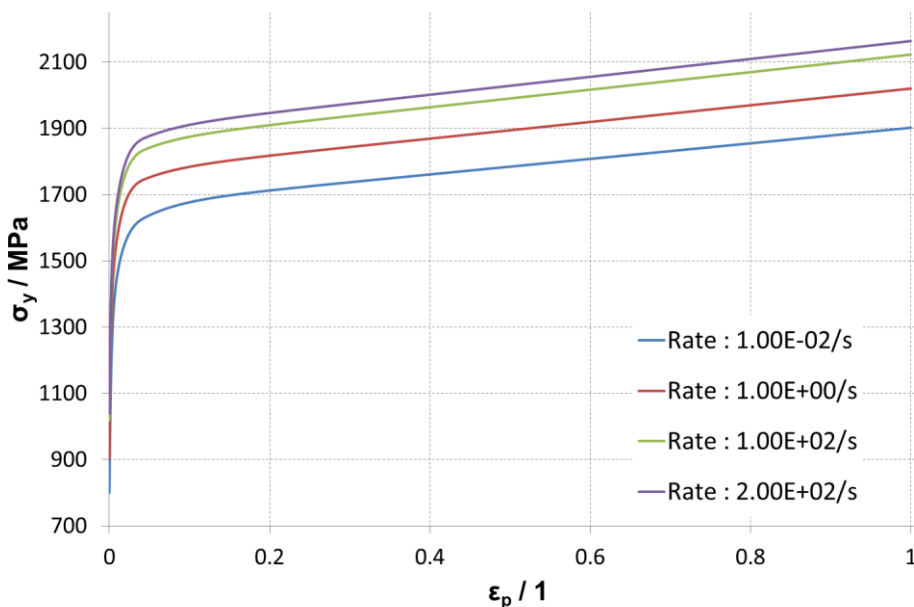


Bild 9-66
Fließkurven bei unterschiedlichen Dehnraten für 22MnB5

Aus Bild 9-66 ist ein für höhere plastische Dehnungen (ab ca. 0,1) fast linearer Verlauf der Fließspannungen erkennbar, wodurch sich die Charakteristik etwas vom hochfesten Dualphasenstahl HCT980X neben dem grundsätzlich höheren Spannungsniveau unterscheidet. Zudem steigen die Fließspannungen für kleine plastische Dehnungen (<3%) signifikant schneller an als beim hochfesten Dualphasenstahl HCT980X (vgl. Bild 9-39). Die simultan ermittelte thermische Entfestigung ist in Bild 9-67 zu sehen. Im Vergleich zum HCT980X (Bild 9-40) ist für noch relative geringe Temperaturerhöhungen bis ca. 310K ein stärkerer Abfall zu erkennen, d.h. der HCT980X verliert für kleine Temperaturerhöhungen noch kaum an Festigkeit. Das gilt auch für größere Temperaturerhöhungen ab ca. 380K, wo der höchstfeste Stahl 22MnB5 gegenüber dem Dualphasenstahl HCT980X etwas schneller zu geringeren Festigkeiten tendiert. Allerdings sind die Unterschiede in $g(T)$ zwischen beiden Stählen eher als gering einzustufen, wobei aber bereits kleine Änderungen im Verlauf des thermischen Softenings große Auswirkung für bestimmte Versuche haben können, d.h., die Sensitivität bei der Anpassung von $g(T)$ ist sehr stark ausgeprägt.

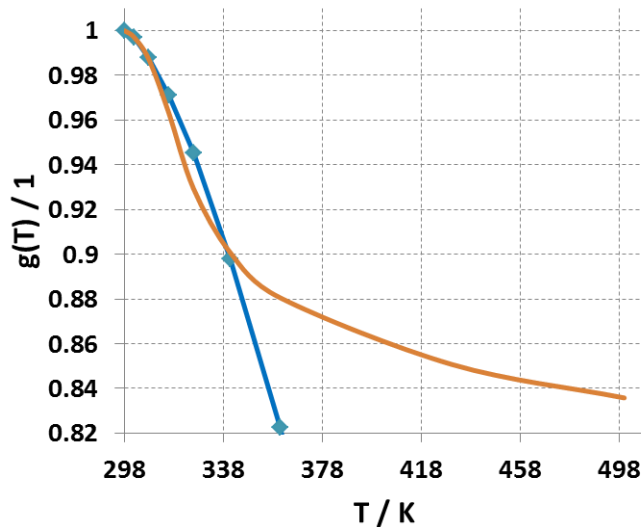


Bild 9-67
Thermische Entfestigung für 22MnB5

Für den Werkstoff 22MnB5 wurde eine Hochgeschwindigkeitsinfrarotmessung für den Scherzugversuch bei mittlerer Belastungsgeschwindigkeit durchgeführt, um eine Vergleichsmessung zu dem ausführlich untersuchten Werkstoff HX340LAD zu dokumentieren. Weitere Infrarotmessungen liegen für diesen Werkstoff nicht vor, weshalb eine Anpassung des dehnratenabhängigen Taylor-Quinney Koeffizienten kaum möglich ist, da die Simulation der Scherzugprobe aufgrund der starken Lokalisationen in Verbindung mit der Bezugselementkantenlänge von 0.5mm an die Grenzen des unter diesen Bedingungen erzielbaren Auflösungsvermögens stößt. Für den dehnratenabhängigen Taylor-Quinney Koeffizienten wurde daher der gleiche Verlauf wie für den Dualphasenstahl HCT980X angenommen und damit die zuvor beschriebene Anpassung der thermischen Entfestigung durchgeführt. Der Verlauf des dehnratenabhängigen Taylor-Quinney Koeffizienten ist im Abschnitt 9.3.2 in Bild 9-41 zu entnehmen. Lokale Dehnungsfeldmessungen wurden ausschließlich für die beiden Werkstoffe HX340LAD und HCT980X+Z1 10MB durchgeführt und liegen damit für den höchstfesten Stahl 22MnB5 nur partiell vor.

9.3.3.1 Schädigungs- und Versagensverhalten

Das Schädigungs- und Versagensverhalten kann aufgrund der nicht verwendeten Spannungsrückkopplung getrennt vom zuvor beschriebenen Deformationsverhalten an die Experimente angepasst werden. Dazu wurden für jede der drei untersuchten Dehnraten (quasistatisch, Dehnraten 1/s und 100/s) eine Versagenskurve ermittelt. Die Anpassung wurde so durchgeführt, dass diese einen Kompromiss zwischen allen zur Verfügung stehenden experimentellen Ergebnissen darstellt, wodurch sich im Einzelfall moderate Abweichungen ergeben können. Der tendenzielle Verlauf der Versagenskurve wurde für die untersuchten Dehnraten bei biaxialdominanten Belastungen in Anlehnung an die beiden anderen untersuchten Stähle (HX340LAD und HCT980X) leicht ansteigend gewählt, da diese Eigenschaft aus den zuvor dargestellten Ergebnissen naheliegender ist.

Bild 9-68 zeigt den Verlauf der „numerisch ermittelten“ Versagenskurve für quasistatische Belastungen, wobei der Verlauf des lokalen Maximums (Spitze) für Triaxialitäten um 0.42, durch den Flach- und Lochzugversuch notwendig und daher nachweisbar ist.

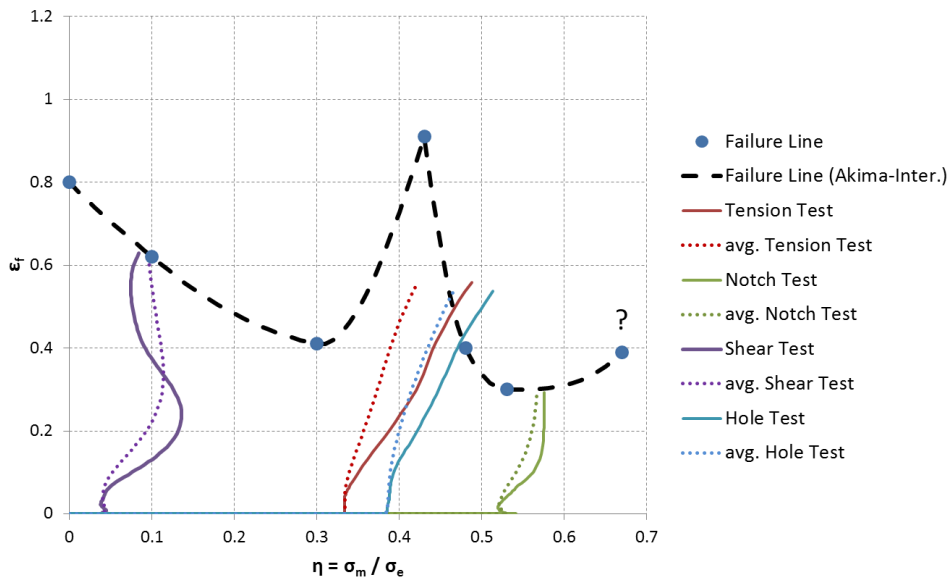


Bild 9-68
Versagenskurve mit
Belastungspfaden un-
terschiedlicher Versu-
che unter quasistati-
sche Bedingungen für
22MnB5

Für die mittlere Dehnrage in Bild 9-69 ist, wie für die anderen beiden Werkstoffe auch ein Anstieg der Versagensdehnungen im scherdominanten Bereich und eine Reduktion derselben für uniaxialdominante Zugbelastungen zu erkennen. Das Versagensverhalten im biaxialen Bereich zeigt keine signifikante Veränderung im Vergleich zur quasistatischen Belastungsgeschwindigkeit.

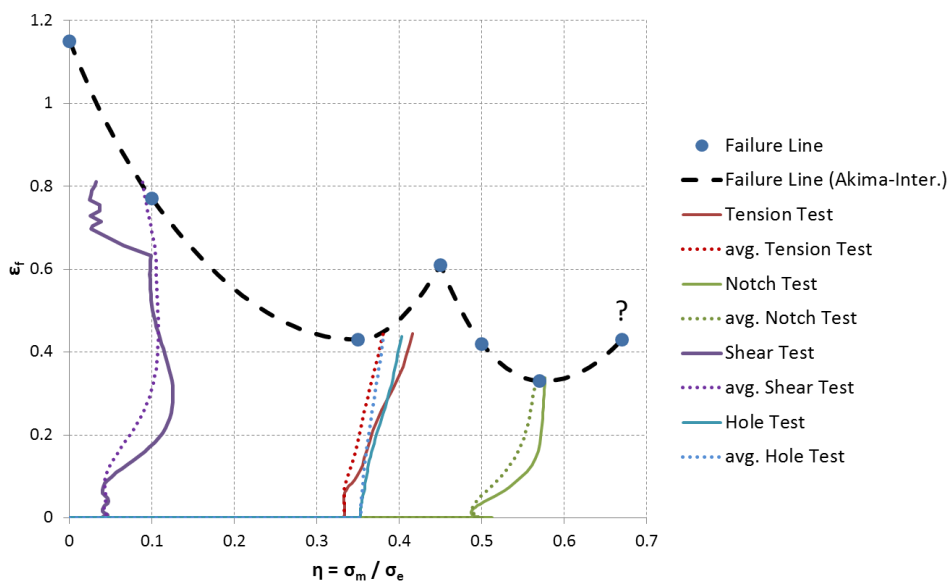


Bild 9-69
Versagenskurve mit
Belastungspfaden un-
terschiedlicher Versu-
che unter dynamischen
Bedingungen der mitt-
leren Dehnrage von 1/s
für 22MnB5

Auffallend an der in Bild 9-70 dargestellten Versagenskurve für den crashartigen Belastungsfall bei hoher Dehnrage ist die deutlich geringere Versagensdehnung bei uniaxialdominanten Belastungen (Triaxialitätsbereich um 0.3). Im scher- und biaxialdominanten Bereich sind keine signifikanten Veränderungen zur Versagenskurve bei mittlerer Dehnrage zu erkennen (vgl. Bild 9-69). Das lokale Maximum (Spitze) im Bereich von Triaxialitäten größer als 0.4 wurde ganz bewusst höher gesetzt, um die Schädigungsevolution für den Lochzugversuch zu verringern, um damit wiederum ein verfrühtes Versagen zu verhindern.

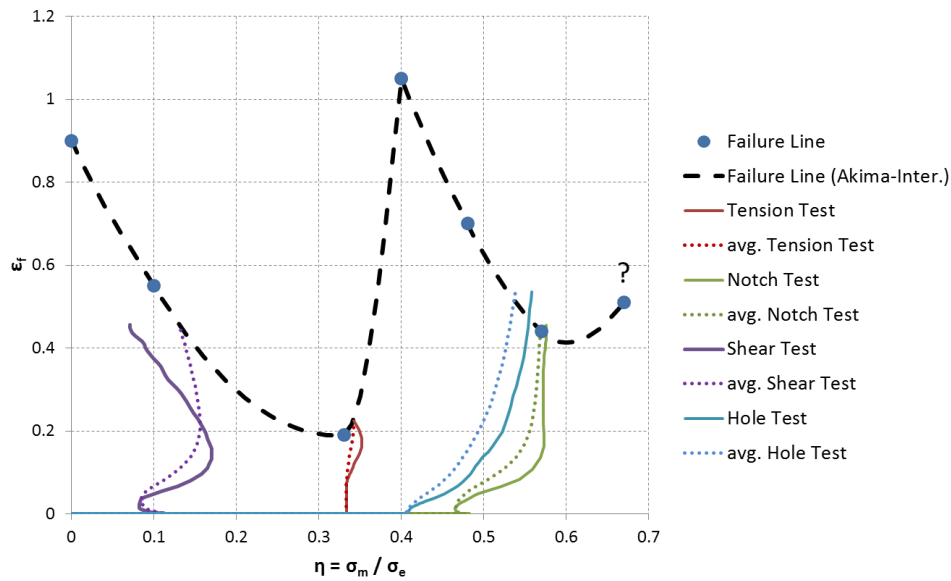


Bild 9-70
Versagenskurve mit Belastungspfaden unterschiedlicher Versuche unter dynamischen Bedingungen der mittleren Dehnrates von 100/s für 22MnB5

In Bild 9-71 ist eine Vergleich der Versagenskurven für die drei untersuchten Belastungsgeschwindigkeiten dargestellt. Aus Bild 9-71 kann festgehalten werden, dass die Unterschiede im Versagen für scher- ($\eta \leq 0.2$) und biaxialdominante ($\eta \geq 0.5$) Belastungen geringer sind als jene für uniaxialdominante Spannungszustände.

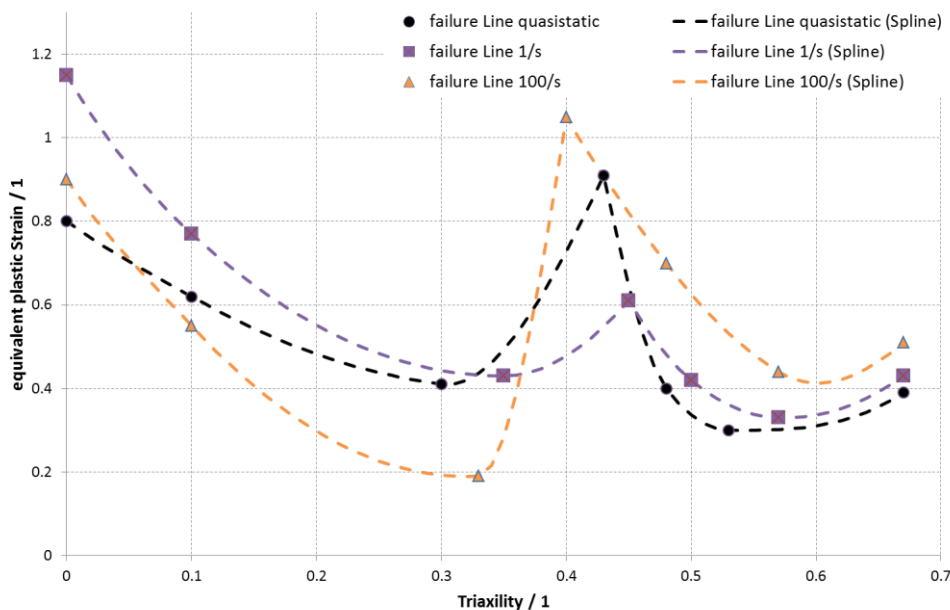


Bild 9-71
Versagenskurven für unterschiedliche Dehnrates von quasistatisch (schwarz) über Dehnrates 1/s (violett) bis Dehnrates 100/s (orange) für den Werkstoff 22MnB5

Damit ist sowohl das Versagens- als auch Deformationsverhalten beschrieben und es können in den folgenden Abschnitten die Gegenüberstellungen zwischen Simulationen und Experimenten dargestellt werden, auf Basis derer die Anpassungen erfolgt sind, wobei versucht wurde, einen guten Kompromiss bezüglich aller zur Verfügung stehenden Messungen zu finden.

Wie bereits begründend erwähnt worden ist, sind keine lokalen experimentellen Untersuchungen für den 22MnB5 durchgeführt worden, weshalb die in den folgenden Abschnitten angeführten Gegenüberstellungen der unterschiedlichen Versuche nur die globalen Deformations- und Versagenscharakteristika darstellen, wobei der Vollständigkeit halber noch die simulierte lokale Dehnungsverteilung kurz vor Bruch zu sehen ist.

9.3.3.2

Flach- und Kerbzugversuche

Für den quasistatischen Flachzugversuch ist das globale Deformations- und Versagensverhalten im Vergleich zu den Experimenten gut simulierbar, was man gut in Bild 9-72 erkennen kann. Zudem ist eine für wenig duktile Werkstoffe charakteristische Scherbandbildung zu beobachten, die vergleichbar zum HCT980X (vgl. Bild 9-46) ist. Allerdings ist ein etwas zu früh einsetzender Versagensbeginn in der Simulation zu beobachten, der allerdings gering ausfällt und tolerierbar ist, da dieser an der unteren Grenze (grüne Kurve in Bild 9-72) der gemessenen Spannungs-Dehnungskurve liegt.

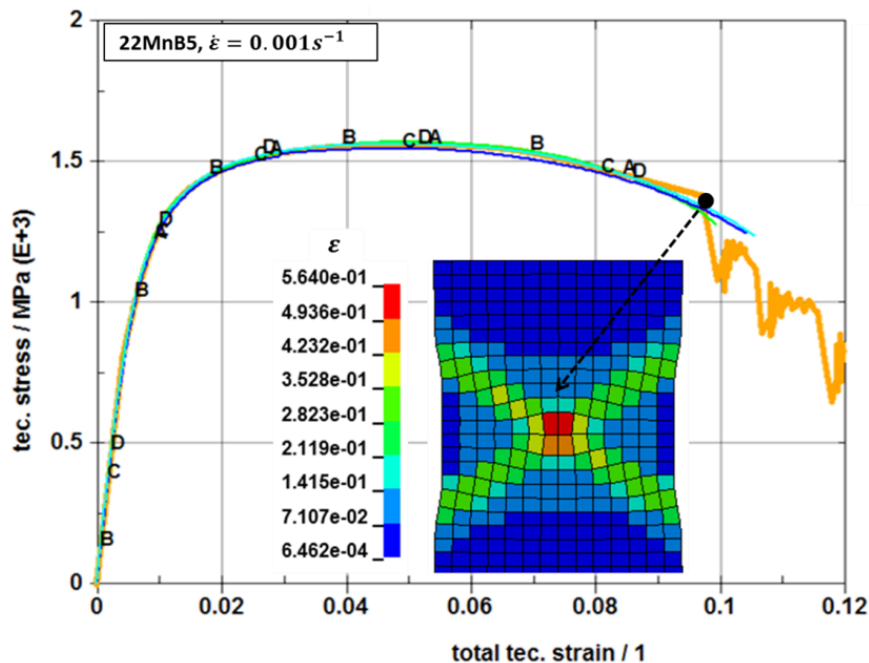


Bild 9-72
Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Flachzugversuch bei quasistatischer Belastung für den Werkstoff 22MnB5

Bild 9-73 zeigt die Spannungs-Dehnungskurve des Flachzugversuchs für die mittlere nominelle Dehnrates von $1/s$, welche mit den experimentell ermittelten globalen Verläufen ebenfalls gut übereinstimmt. Auch für die lokale Dehnungsverteilung befinden sich die Abweichungen zwischen Simulation und Experiment noch in einem akzeptablen Bereich.

In diesem Zusammenhang sei auf die gut mit den Experimenten übereinstimmende Entfestigung nach der Gleichmaßdehnung verwiesen (vgl. Bild 9-73 und Bild 9-74), welche letztendlich auch von dem nicht extra angepassten Taylor-Quinney Koeffizient abhängt, dessen Verlauf nur aus der Anpassung des HCT0980X übernommen wurde. Dieser Umstand lässt vermuten, dass der Verlauf des Taylor-Quinney Koeffizienten sich nicht stark von dem des Dualphasenstahls HCT980X unterscheiden könnte, wobei relativierend angefügt werden muss, dass die thermische Entfestigung $g(T)$ eine ungenügende Anpassung des Taylor-Quinney-Koeffizienten $\beta(\dot{\epsilon})$ kompensieren kann. Eine Klärung dieser Unsicherheiten könnten IR-Messungen bereitstellen, die allerdings für den Flachzugversuch für diesen Werkstoff leider nicht zur Verfügung stehen. Da der Dehnrateneffekt für den 22MnB5 eher gering ausgeprägt ist, kann eine Anpassung an die Experimente jedoch mit nicht so großem Aufwand durchgeführt werden, was einen weiteren Grund für die gute Übereinstimmung darstellt.

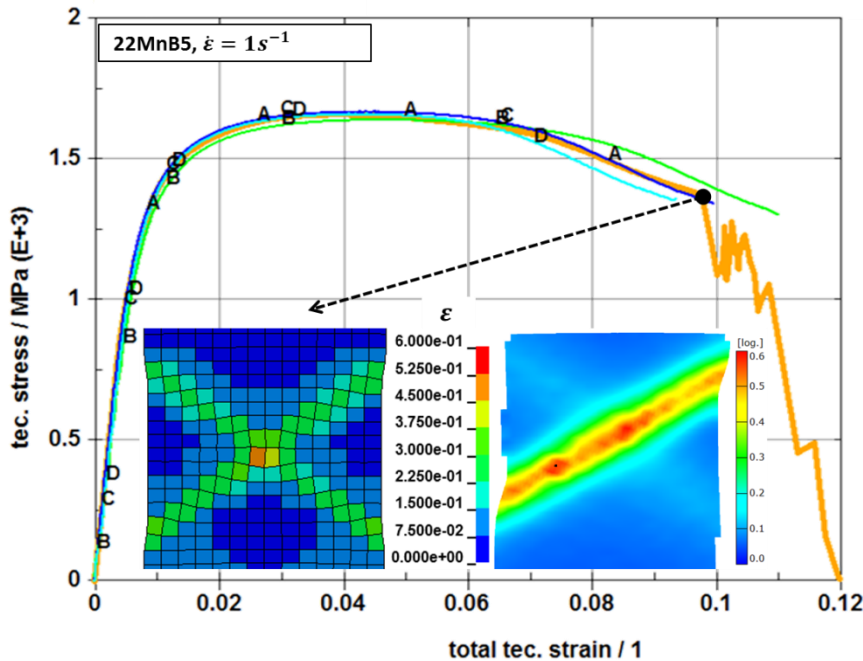


Bild 9-73
 Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Flachzugversuch bei einer Dehnrates von 1/s für den Werkstoff 22MnB5

Bei crashartiger Belastung mit einer nominellen Dehnrates von 100/s kann ebenfalls eine gute Anpassung an die Flachzugversuche für das globale und lokale Dehnungs- sowie Versagensverhalten gefunden werden, was in Bild 9-74 gut zu sehen ist. Auch hier gilt bezüglich der Anpassung an den Verlauf der Entfestigung was schon zuvor bezüglich der thermischen Einflussgrößen beim Flachzugversuch mittlerer Dehnrates erwähnt wurde.

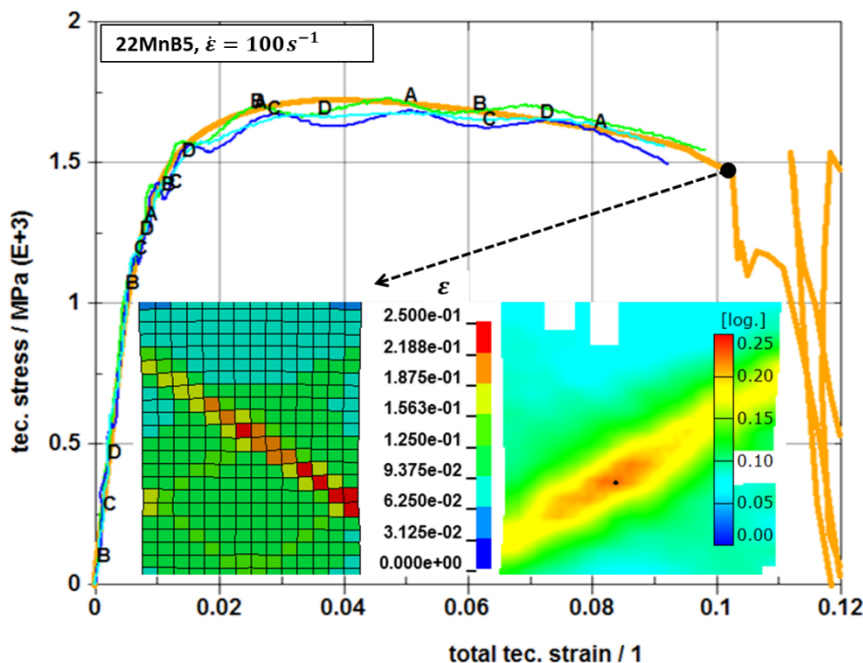


Bild 9-74
 Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Flachzugversuch bei einer Dehnrates von 100/s für den Werkstoff 22MnB5

Trotz der für uniaxialdominante Zugbelastungen ($\eta \sim 1/3$) sehr niedrig angesetzten Dehnungen in der Versagenskurve (vgl. Bild 9-70), setzt der global zu beobachtende Versagensbeginn etwas zu spät ein, wobei die Abweichung jedoch als gering einzustufen ist. Außerdem ist nur ein voll ausgeprägtes Scherband kurz vor Bruch zu beobachten, wodurch sich die lokale Dehnungsverteilung von jenen bei geringeren Dehnrates etwas unterscheidet.

Für den Flachzugversuch kann resümierend festgehalten werden, dass für alle drei untersuchten Belastungsgeschwindigkeiten gute Übereinstimmungen sowohl für das Deformations- als auch dem Versagensverhalten zwischen Simulation und Experiment erzielt werden konnten.

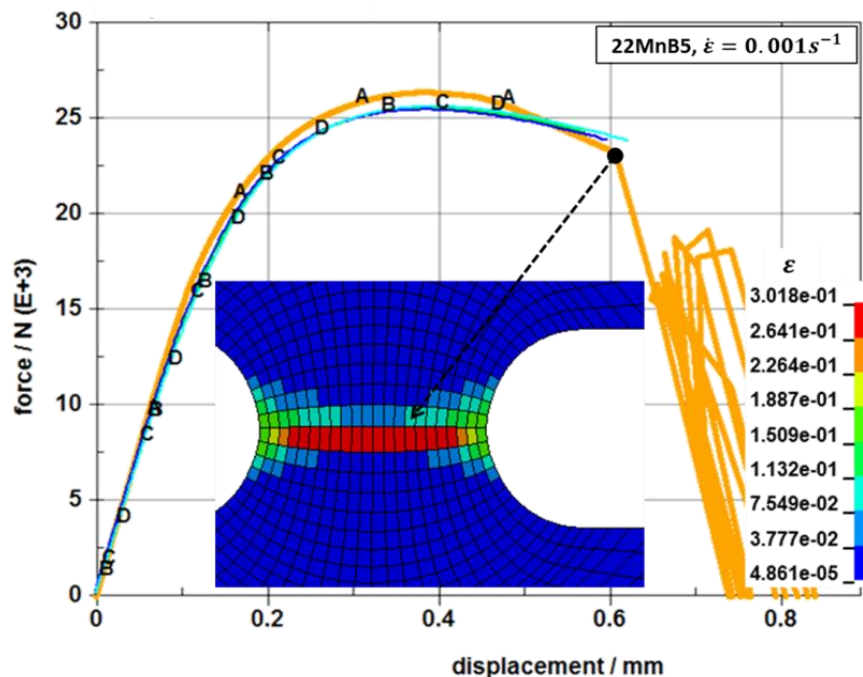


Bild 9-75
 Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Kerbzugversuch bei quasistatischer Belastung für den Werkstoff 22MnB5

Die integrale Deformations- und Versagenscharakteristik für den Kerbzugversuch kann sowohl für den quasistatischen Lastfall als auch für mittlere Dehnraten in Vergleich zu den Experiment gut simuliert werden, was in Bild 9-75 und Bild 9-76 dargestellt ist. Dabei stimmt der simulierte Versagensbeginn fast exakt mit den Messungen überein.

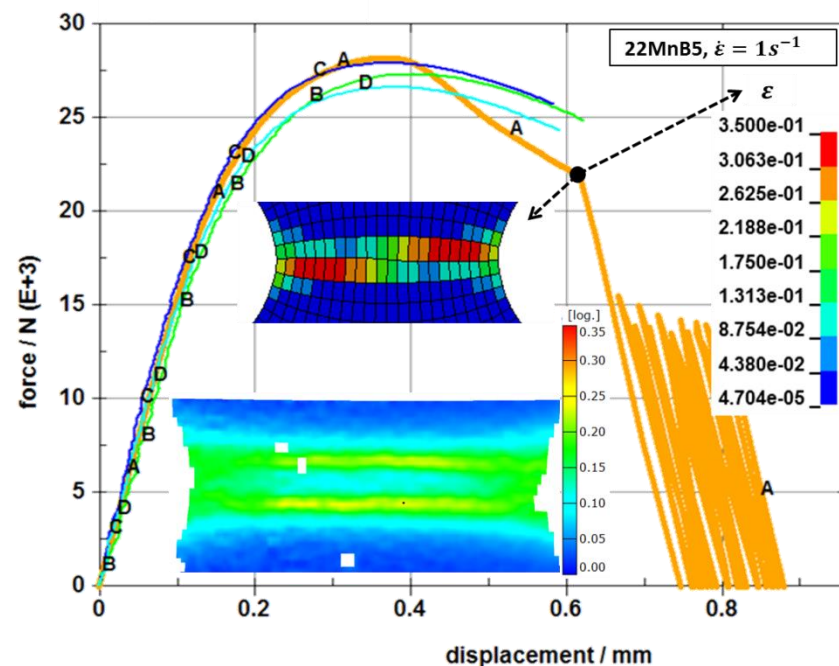


Bild 9-76
 Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Kerbzugversuch bei der mittleren Dehnrates für den Werkstoff 22MnB5

Allerdings ist die Entfestigung für die mittlere Belastungsgeschwindigkeit etwas zu stark ausgeprägt, was sich für den Kerbzugversuch bei hoher crashartiger Dehnrates in ähnlicher Weise zeigt und in Bild 9-77 zu sehen ist. Dieses Verhalten könnte auf die bereits zuvor im Zugversuch beschriebene Problematik in Zusammenhang mit der

thermischen Entfestigung und dem dehnratenabhängigen Taylor-Quinney Koeffizienten stehen, da die von Beginn an stärker ausgeprägte Dehnungslokalisation im Kerbzugversuch eine Ursache darstellt, dass sich die adiabatischen Softening-Effekte vermehrt auswirken können.

Umgekehrt würde ein nicht optimal angepasster dehnratenabhängiger Taylor-Quinney Koeffizient zu einer erhöhten thermischen Entfestigung führen, aus der wiederum stärkere Dehnungslokalisationen im Rahmen der Simulationen resultieren, welche schließlich die Abweichungen zu den örtlichen ARAMIS Auswertungen erklärbar machen könnten.

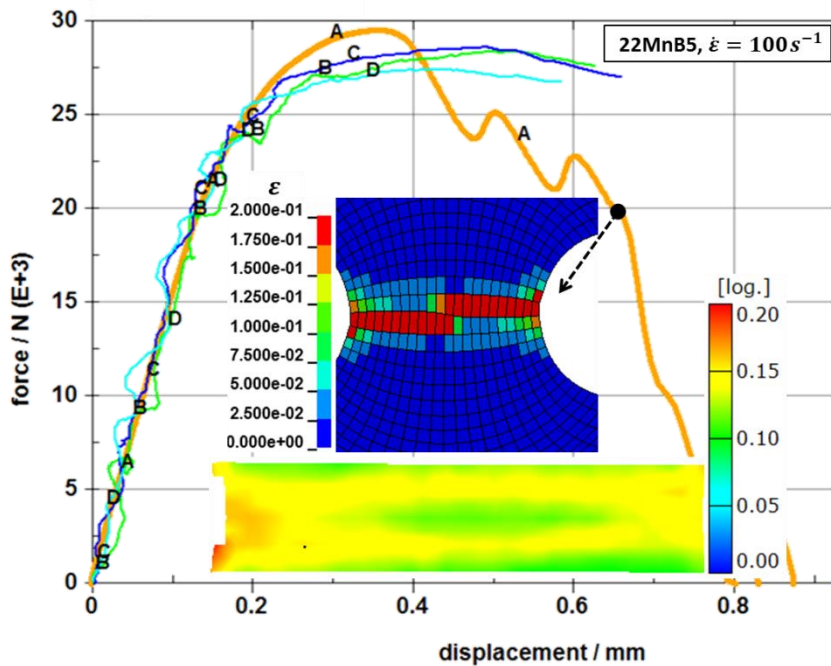


Bild 9-77
Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Kerbzugversuch bei der hohen Dehnrates für den Werkstoff 22MnB5

Grundsätzlich liegen jedoch für den Kerbzugversuch die Abweichungen im Deformations- und Versagensverhalten für alle untersuchten Dehnrates in einem akzeptablen Bereich, wenngleich das Lastniveau in der Kraft-Verschiebungskurve für die crashartige Belastung bei hoher Dehnrates als leicht kritisch angesehen werden kann. Allerdings stimmt der Versagensbeginn für diese Belastungsgeschwindigkeit gut mit den Experimenten überein (schwarzer Punkt in Bild 9-77), wodurch sich die Gesamtcharakteristik dieses dynamischen Versuchs als durchaus akzeptabel darstellt.

9.3.3.3 Scher- und Lochzugversuche

Der Scherzugversuch unter quasistatischer Belastung zeigt sowohl im Deformationsverhalten als auch beim Versagensbeginn kaum Abweichungen zu den Experimenten, was in Bild 9-78 gut zu erkennen ist. Zudem treten auch keine zu früh versagenden Elemente auf, die speziell im Kerbzug oft unter höheren Zugbelastungen stehen, da die geringe Duktilität des Werkstoffs größere Geometrieänderungen durch signifikante lokale plastische Deformationen nicht ermöglicht, wie dies bei den beiden anderen Werkstoffen zu beobachten ist (vgl. Bild 9-25 und Bild 9-54). Allerdings tritt dieses Verhalten bei der mittleren Dehnrates für den 22MnB5 erneut auf (siehe Bild 9-79), da die Versagensdehnungen im Bereich uniaxialdominanter Belastungen (vgl. Bild 9-69) relativ zur quasistatischen Belastungsgeschwindigkeit verringert wurden, weil dadurch verbesserte Anpassungen für den Flach- und Lochzugversuch möglich sind.

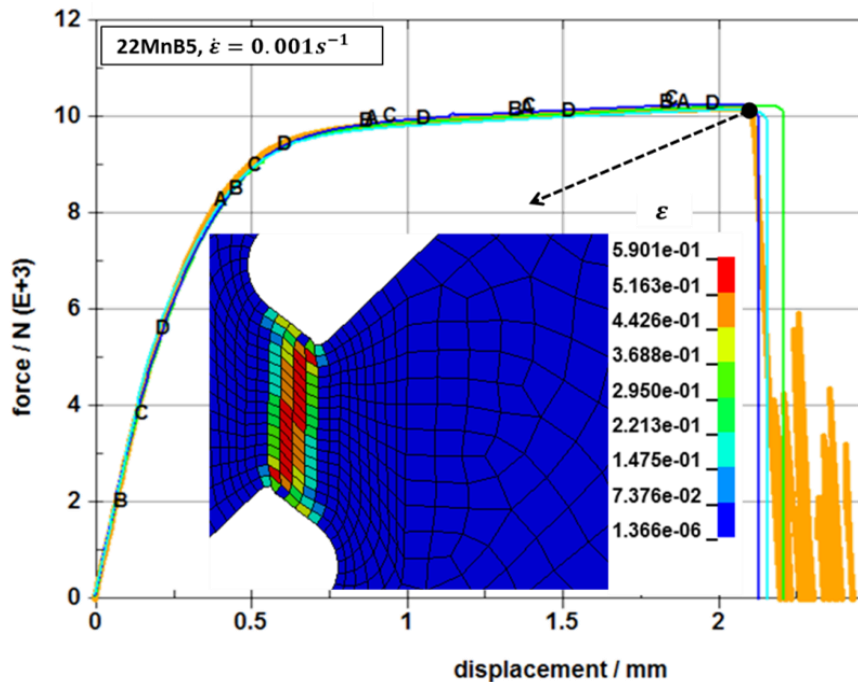


Bild 9-78
Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Scherzugversuch bei quasistatischer Belastung für den Werkstoff 22MnB5

Bild 9-79 zeigt eine akzeptable Übereinstimmung des Deformations- und Versagensverhaltens für den Scherzugversuch bei mittlerer Dehnrates im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen. Wie für die beiden anderen Werkstoffe ist auch beim 22MnB5 eine Erhöhung der Versagensdehnungen zu beobachten, um den Versagensbeginn in der globalen Kraft-Verformungskurve an die Versuche anzupassen, was zudem wegen der zu früh ausfallenden Elemente im zugbelastenden Kerbgrund nötig ist.

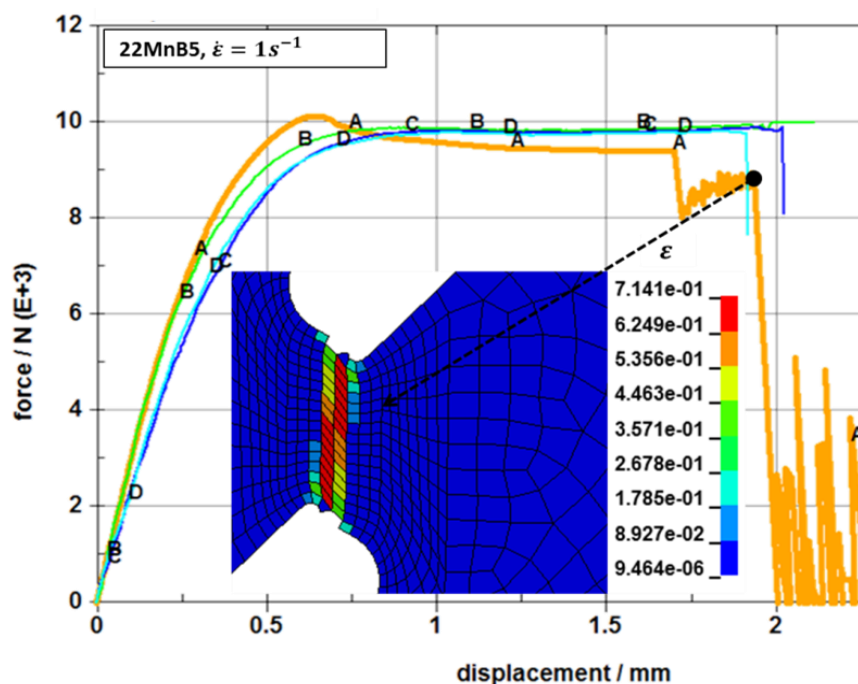


Bild 9-79
Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Scherzugversuch bei der mittleren Dehnrates für den Werkstoff 22MnB5

Für den in Bild 9-80 dargestellten Scherzugversuch bei hoher crashartiger Dehnrates, sind aufgrund der ausreichend hohen Versagensdehnung für uniaxialdominante Zugbelastungen (vgl. Bild 9-70 für $\eta > 0.35$) keine verfrüht ausgefallenen Elemente zu beobachten. Deshalb konnte auch der simulierte Versagensbeginn gut an die Experimente angepasst werden, was wiederum nur möglich ist wenn das Deformationsverhalten entsprechen entsprechend geringe Abweichung zu den Messungen aufweist, was für

diesen Belastungsfall ebenfalls erreicht werden konnte und in Bild 9-80 gut erkennbar ist.

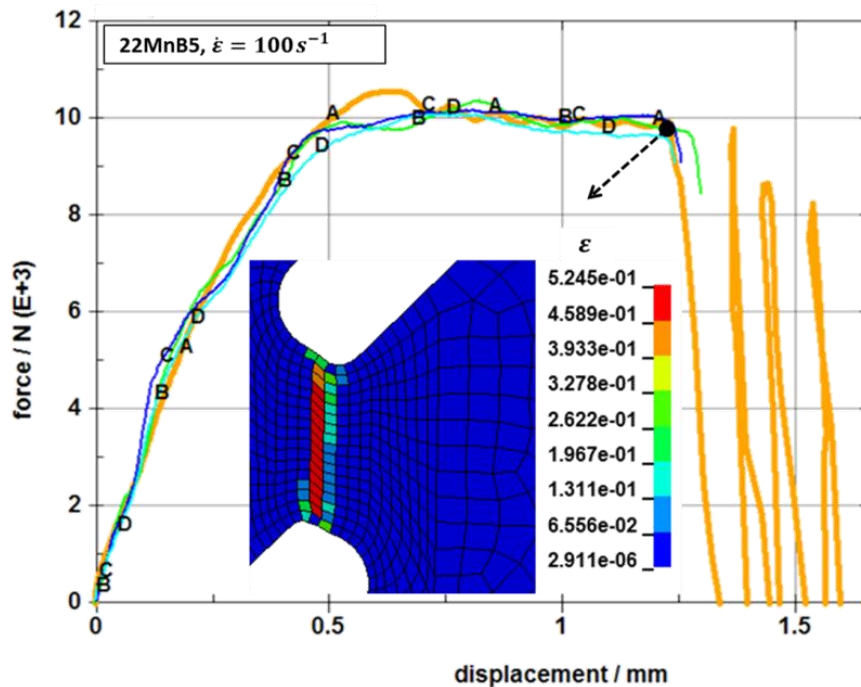


Bild 9-80
Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Scherzugversuch bei der hohen Dehnrates für den Werkstoff 22MnB5

Bezüglich der Scherzugversuche ist kurz zusammenfassend zu erwähnen, dass über alle Dehnrates hinweg eine gute Anpassung für das Verformungs- und Versagensverhalten zwischen Simulation und Experiment erzielt werden konnte.

Der in Bild 9-81 dargestellte Lochzugversuch für quasistatische Belastung zeigt im simulierten Verformungsverhalten sehr gute Übereinstimmungen mit den Experimenten, wobei auch der Versagensbeginn relativ genau prognostiziert werden kann.

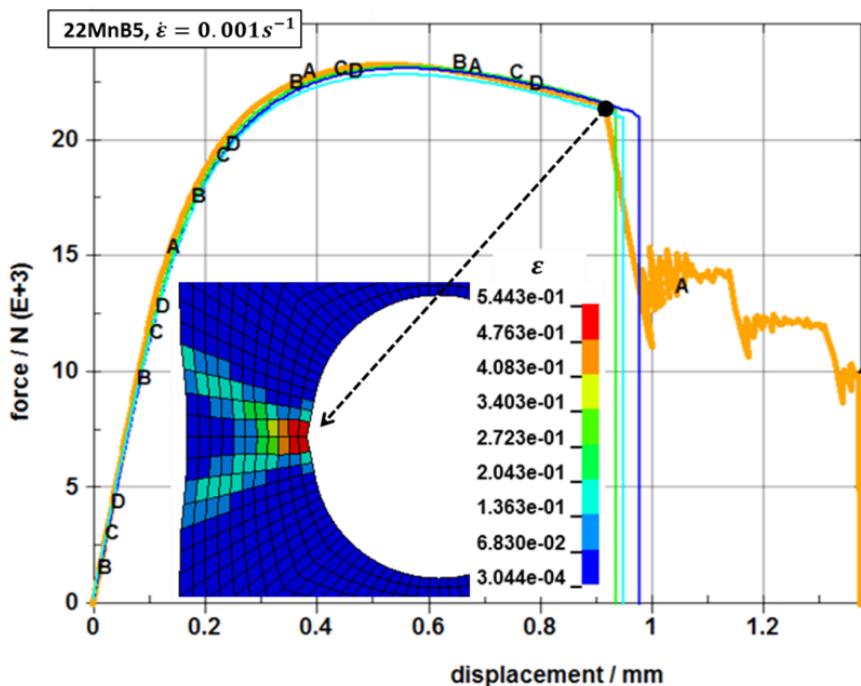


Bild 9-81
Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Lochzugversuch bei quasistatischer Belastung für den Werkstoff 22MnB5

Allerdings tritt bei der quasistatischen Simulation kein instantanes vollständiges Versagen ein, sondern erfolgt zu Beginn in einem ausgeprägten symmetrischen und im

Lochkerbgrund beginnenden Ausfall einiger Elemente, welcher zu einer Reduktion der Tragfähigkeit um ca. 50% führt, gefolgt von 2 weiteren Versagensstufen aus denen der vollständige Bruch resultiert.

Da für den Lochzugversuch keine Experimente bei mittlerer Dehnrates durchgeführt worden sind, ist ein sinnvoller Vergleich zur Simulation nicht durchführbar.

Bild 9-82 zeigt das Deformations- und Versagensverhalten des Lochzugversuchs bei crashartiger hoher Dehnrates. Das Verformungsverhalten kann bis zur Entfestigung gut simuliert werden, wobei allerdings das nachfolgende entfestigende Verhalten moderate Abweichungen zu den Experimenten zeigt, was wiederum die Ursache für einen signifikanten Anstieg der lokalen plastischen Dehnungen führt. Daraus resultiert wiederum zu frühes Versagen eines Elementes knapp unter der Oberfläche des Kerbgrunds, da dort extremale Dehnungen vorliegen, was auch durch analytischen Lösungen für das Dehnungsfeld bei elastisch-ideal plastischen Materialverhalten in entsprechender Literatur belegbar ist. Insgesamt führt das beschriebene Verhalten zu einem verfrühten Einbruch der Tragfähigkeit, welcher zwar nicht unmittelbar zum Totalversagen aber aufgrund der dynamischen Bedingungen zu unerwünschten Versagensverhalten (bspw. kurze Reduktion mit unmittelbarem Anstieg des Kraftverlaufs) führt. Allerdings ist die finale globale Versagensverschiebung trotz der beschriebenen Umstände mit einer akzeptablen Abweichung simulierbar. Ursache für das unbefriedigende Versagensverhalten ist wahrscheinlich durch den nicht angepassten dehnratenabhängigen Taylor-Quinney Koeffizienten gegeben, der sich wiederum auf die thermische Entfestigung und somit auf adiabatische Effekte bei hohen Dehnrates auswirkt.

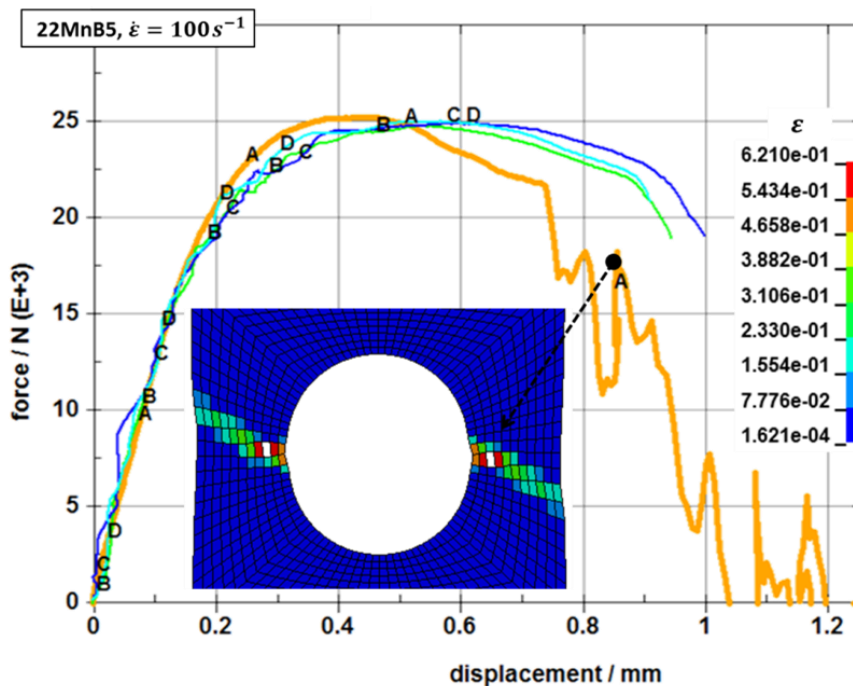


Bild 9-82
Vergleich Experiment (dünne andersfarbige Kurven) und Simulation (dicke orange Kurve) an Lochzugversuch bei der hohen crashartigen Dehnrates für den Werkstoff 22MnB5

Insgesamt kann jedoch für den Lochzugversuch trotz der beschriebenen Probleme bei hohen Dehnrates von einer akzeptablen Anpassung für die untersuchten Dehnrates ausgegangen werden.

1 0

Zusammenfassung

Das Projekt diente dem Ziel, die Prognosefähigkeit von Crashesimulationen durch experimentelle und numerische Untersuchungen bei verschiedenen Mehrachsigkeiten und Dehnraten zu erhöhen. Da im realen Crash hohe Dehnraten und unterschiedliche Mehrachsigkeiten auftreten, ist es notwendig, die gekoppelten Einflüsse von Dehnraten, Mehrachsigkeit und adiabatischer Temperaturerhöhung auf das Verformungs- und Versagensverhalten systematisch zu untersuchen.

Diese Untersuchungen wurden in diesem Projekt am Beispiel von im Automobilbau eingesetzten Stählen unterschiedlicher Festigkeit durchgeführt. Da die Eingangsdaten für die Crashesimulation meist auf statischen Versuchen und Hochgeschwindigkeits-Zugversuchen basierten, wurde die experimentelle Datenbasis auf crashartige mehrachsige Versuche vom Scherbereich bis in den biaxialen Zugbereich hinein erweitert. Da bei crashartigen Belastungen die in Wärme umgesetzte Verformungsarbeit in den kurzen Belastungszeiten bis zum Versagen nicht so schnell abgeführt werden kann, führt dies zu adiabatischen Temperaturerhöhungen im hochverformten Bereich, die das Verformungs- und Versagensverhalten beeinflussen und daher berücksichtigt werden müssen. Bei der Auswertung der Versuchsergebnisse wurde das Werkstoffverhalten bis zum Beginn des Versagens charakterisiert und der Einfluss der Dehnraten auf die Versagenskurve für die verschiedenen Werkstoffe bestimmt.

Für die crashartige Charakterisierung bei mehrachsigen Belastungen wurden Hochgeschwindigkeits-Versuche mit verschiedenen Probengeometrien für Zug-, Scher- und Kerbzugbelastungen sowie statische und dynamische Nakajimaversuche durchgeführt. Mit 2D- und 3D-Hochgeschwindigkeits-Videoaufnahmen während des Versuchs wurde das Verformungs- und Versagensverhalten dokumentiert. Der Initiierungsort des Versagens wurde durch Analyse der Hochgeschwindigkeits-Videos und mit fraktografischen Untersuchungen ermittelt. Die am Versagensort maximal ertragene lokale Dehnung wurde mit Grauwertkorrelationsanalyse der Hochgeschwindigkeits-Videoaufnahmen als Versagensdehnung ausgewertet und über dem aus FE-Rechnung bestimmten Mehrachsigen Grad am Versagensort in ein Versagensdiagramm eingetragen. Mit Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen wurden die adiabatischen Temperaturerhöhungen in der hochverformten Zone bis zum Bruch bestimmt.

Da Hochgeschwindigkeitsuntersuchungen bei mehrachsigen Belastungen bisher noch wenig durchgeführt wurden, mussten zunächst adäquate Hochgeschwindigkeits-Versuchsanordnungen und -messtechniken entwickelt und erprobt werden. So stand z.B. für statische und dynamische Nakajimaversuche eine Schnellzerreißmaschine mit integrierter Umformeinrichtung in Anlehnung an DIN EN ISO 12004-2 (DIN EN ISO, 2008) zur Verfügung und 3D-Hochgeschwindigkeitsvideokameras wurden insbesondere für die dynamischen Nakajimaversuche erfolgreich eingesetzt. Um zuverlässige Ergebnisse für die Temperaturmessung aus Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen zu erhalten, wurde mit umfangreichen Voruntersuchungen ein geeignetes Kalibrierverfahren entwickelt und dann ebenfalls erfolgreich eingesetzt.

Aus den Ergebnissen dieser durchgeführten Hochgeschwindigkeitsversuche bei den verschiedenen mehrachsigen Belastungen lassen sich folgende Schlussfolgerungen ableiten:

A) Experimentelle Ergebnisse

1.) Zugversuche an Scherzug-, Flachzug- und Kerbzugproben:

Kraft-Weg-Kurven:

- Für alle untersuchten Werkstoffe, Belastungsarten und Prüfgeschwindigkeiten wurden Spannungs-Dehnungs- bzw. Kraft-Weg-Kurven als Grundlage für die Simulation ermittelt.
- Bei allen drei Werkstoffen und den unterschiedlichen Belastungsarten liegen die Kraftniveaus umso höher, je höher die Belastungsgeschwindigkeit ist. Am stärksten ausgeprägt ist dieser Effekt bei dem mikrolegierten Stahl HX340LAD.
- Während sich bei den Zugversuchen bei höherer Dehnrates überwiegend größere Bruchdehnungen einstellen, liegt bei Scherzugversuchen die Bruchdehnung mit steigender Dehnrates für alle drei Werkstoffe bei niedrigeren Werten.

Initiierungsort:

- Hochgeschwindigkeitsvideoaufnahmen zeigen bei allen drei untersuchten Werkstoffen, dass bei Flachzug- und Kerbzugversuchen Versagensbeginn in der Mitte der Probenbreite und unter Zugbelastung stattfindet.
- Bei den Scherzugversuchen für die Werkstoffe HX340LAD und HCT980X+Z110MB zeigen REM-Untersuchungen einen Wechsel des Versagensmodus von statischer zu dynamischer Belastung. Die REM-Aufnahmen der Bruchfläche der statisch geprüften Proben zeigen Zugwaben, die der dynamisch geprüften Proben Scherwaben auf der gesamten Bruchfläche. Hier ist davon auszugehen, dass statisch Initiierung unter Zugbelastung stattgefunden hat und dynamisch unter Scherbelastung. Um dieses Ergebnis zu bestätigen wurde für HCT980X+Z110MB beispielhaft an einer statisch und einer dynamisch geprüften 0°-Schrägkerb-Scherzugprobe die Einschnürung durch Vermessen der Bruchfläche bestimmt. Für die statisch geprüfte Scherzugprobe ergibt sich ein deutlich höherer Wert für die Einschnürung als für die dynamisch geprüfte Scherzugprobe. Da Einschnürung immer auch mit einem mehrachsigen Spannungszustand einhergeht, deutet ein höherer Einschnürwert auf eine höhere Mehrachsigkeit bei Versagen hin. Mit den hier eingesetzten 0°-Schrägkerb-Scherzugproben wurde damit unter statischer Belastung kein Versagen unter Scherung erzielt.
- Bei den Nakajimaversuchen fand Initiierung auf der Blechoberseite im Zentrum der Probe statt. Die Bruchlinie lag in Walzrichtung.

Versagensdehnung:

- Am Initiierungsort wurde die Versagensdehnung mit Grauwertkorrelationsanalyse bestimmt, indem beim letzten Bild vor Bruch die maximale Dehnung ausgewertet wurde. Dieser Wert führt als untere Grenze für die Versagensdehnung zu einer konservativen Abschätzung. Durch Extrapolation der zeitlichen Dehnungsentwicklung nach oben für ein weiteres Bild wurde zusätzlich eine obere Grenze für die Versagensdehnung ermittelt.
- Mit zunehmender Mehrachsigkeit zeigen sich zunehmend niedrigere Versagensdehnungen vom Scherbereich mit Mehrachsigkeiten zwischen 0 und 1/3 bis zum Kerbzugbereich mit Mehrachsigkeiten von fast 0,6.
- Während für Flachzugproben die Versagensdehnung für HCT980X+Z110MB und HX340LAD mit zunehmender Dehnrates höher liegt, liegt sie für 22MnB5 AS tiefer. Für die 0°-Schrägkerb-Scherzugproben liegt die Versagensdehnung bei den beiden im Scherbereich untersuchten Werkstoffen tiefer. Bei den Kerbzugversuchen liegt für HX340LAD die Versagensdehnung für dynamische Belastung ebenfalls niedriger als für statische Belastung, während für HCT980X+Z110MB und für 22MnB5 AS kein Einfluss der Dehnrates auf die Versagensdehnung zu erkennen ist.
- Bei den Scherzugversuchen zeigen sich im Vergleich zu den anderen Probengeometrien kurz vor Versagen die höchsten lokalen Dehnungen bei der kleinsten Halbwertsbreite und damit die stärkste Dehnunglokalisation.

Adiabatische Temperaturerhöhungen:

- Quasistatische Versuche verlaufen nahezu isotherm, da die in Wärme umgewandelte Verformungsenergie durch Wärmeleitung abgeführt wird. Da bei crashartigen Versuchen nicht genügend Zeit für den Wärmeabtransport zur Verfügung steht, ergeben sich in der hochverformten Zone adiabatische Temperaturerhöhungen, die mit einer Hochgeschwindigkeitsinfrarotkamera für die verschiedenen Belastungsarten und für mittelschnelle und crashartige Versuche quantifiziert wurden.
- Für crashartige Scherzugversuche an HX340LAD wurden mit etwa 220 K die höchsten adiabatischen Temperaturerhöhungen kurz vor Versagen gemessen. Im Vergleich dazu wurde für den gleichen Werkstoff bei gleicher Belastungsgeschwindigkeit für Kerbzugversuche eine adiabatische Temperaturerhöhung von 175 K und für Flachzugversuche von 165 K gemessen.
- Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen für Versuche bei mittlerer Belastungsgeschwindigkeit an HX340LAD ergeben deutlich niedrigere Temperaturerhöhungen kurz vor Versagen in der Größenordnung von 100 K.
- Ein Vergleich der Temperaturerhöhungen für die drei untersuchten Werkstoffe, bei mittelschneller Belastungsgeschwindigkeit unter Scherzugbelastung zeigt für HCT980X+Z110MB die höchste Temperaturerhöhung von 165 K kurz vor Versagen, für 22MnB5 AS ergeben sich 140 K und für HX340LAD 100 K.
- Die adiabatische Temperaturerhöhung wurde auch näherungsweise berechnet aus den experimentell aus Grauwertkorrelationsanalyse ermittelten lokalen Dehnungswerten im hochverformten Bereich und der zugehörigen Spannung. Dabei wurde angenommen, dass 90% der Verformungsarbeit in Wärme umgesetzt wird. Für mittelschnelle Scherzugversuche liegt die gemessene Temperaturkurve unter der berechneten, was darauf hinweist, dass hier noch kein vollständig adiabatischer Zustand vorliegt. Bei den crashartigen Scherzugversuchen liegen die gemessenen und berechneten Temperaturverläufe nahe beieinander und damit sind in diesem Fall nahezu adiabatische Bedingungen erreicht.

2.) Statische und dynamische Hochgeschwindigkeits-Nakajimaversuche:

- Für die Werkstoffe HX340LAD und HCT980X+Z110MB wurden statische und crashartige Nakajimaversuche für verschiedene Probengeometrien und damit für verschiedene Spannungs- bzw. Dehnungszustände in Anlehnung an DIN EN ISO 12004-2 (DIN EN ISO, 2008) durchgeführt. Die Verformung der Probe wurde dabei mit zwei Hochgeschwindigkeits-Videokameras bis zum Versagen aufgenommen und mit 3D-ARAMIS ausgewertet.
- Die Kraft-Weg-Kurven zeigen für die meisten Probengeometrien dynamisch moderat höhere Kräfte als statisch.
- Analog der Hochgeschwindigkeits-Zugversuche wurde auch für die Nakajimaversuche die maximal ertragene Vergleichsdehnung als Versagensdehnung aus ARAMIS im letzten Bild vor Bruch bestimmt.
- Für die verschiedenen Probengeometrien wurden aufgrund der unterschiedlichen Mehrachsigsgrade bei Versagen unterschiedliche Versagensdehnungen mit einem Minimum für die 110er-Proben ermittelt. Die Vollproben, für die näherungsweise biaxialer Zug vorliegt, zeigen trotz höherer Mehrachsigkeit als bei den Kerbzugproben deutlich höhere Versagensdehnungen als die Kerbzugproben. Dies ist nach Bao und Wierzbicki (Bao, et al., 2004) auf einen anderen Lode-Parameter der Nakajima-Vollprobe gegenüber der Kerbzugprobe zurückzuführen.
- Für den Werkstoff HCT980X-Z110MB ergibt sich für biaxialen Zug unter dynamischer Belastung eine deutlich höhere Versagensdehnung als unter statischer Belastung, während für die anderen Probengeometrien kein deutlicher Einfluss der Dehnrate auf die Versagensdehnung zu erkennen ist. Bei einer

Auftragung der kurz vor Versagen auftretenden Hauptformänderung über der Nebenformänderung zeigen sich sowohl für den biaxialen Zugbereich auch für den einachsigen Zugbereich dynamisch längere Dehnungspfade als statisch. Die Versagensdehnung, die als Vergleichsdehnung aus den drei Hauptdehnungen berechnet wird, ist damit nur bedingt geeignet, unterschiedliche Dehnungszustände zu dokumentieren.

- Die Ergebnisse für die Dehnungsermittlung aus ARAMIS wurden für eine Nakajimaprobe verglichen mit einer Dickenmessung der geprüften Probe in Bruchnähe mittels Lichtmikroskop. Außerhalb des direkten Einschnürbereichs stimmen die zwei verschiedenen Messungen gut überein. Im direkten Einschnürbereich ergibt die Lichtmikroskopmessung eine größere Ausdünnung als die ARAMIS-Auswertung. Die Lichtmikroskopmessung führt zu einem nicht konservativen Wert für die Ausdünnung, da noch nach Versagensinitiierung Ausdünnung geschieht. Da die ARAMIS-Auswertung im letzten Bild vor Bruch die Dehnungen kurz vor Versagen betrachtet, ist damit eine konservative Bestimmung von Versagensdehnungen gewährleistet.

3.) Dehnratenabhängigkeit der Versagenskurven:

- Insgesamt zeigen die Ergebnisse eine von Scherzug- bis zum Kerbzugbereich fallende Versagenskurve. Im biaxialen Zugbereich bei einer Mehrachsigkeit von näherungsweise $2/3$ liegen die Werte für die Versagensdehnung dann wieder deutlich höher. Dies ist bedingt durch unterschiedliche Spannungszustände (zweiachsig bei biaxialer Zugbelastung und dreiachsig bei Kerbzugbelastung) und daraus resultierende verschiedene Lode-Parameter.
- Mit zunehmender Dehnraten ergeben sich für die Flachzugversuche bei HCT980X+Z110MB und HX340LAD moderat höhere Versagensdehnungen. Orientierende Auswertungen für den höchstfesten Stahl 22MnB5 AS weisen allerdings auf deutlich niedrigere Versagensdehnungen bei der höchsten Dehnraten hin. Im Scherbereich liegt die Versagensdehnung mit zunehmender Dehnraten niedriger. Dies ist wahrscheinlich bedingt durch die unter Scherung auftretenden sehr hohen Dehnungen in der schmalen, hochverformten Scherzone. Die dort umgesetzte, hohe lokale Verformungsarbeit führt zu einer hohen adiabatischen Erwärmung, die offenbar das Abgleiten fördert. Hochgeschwindigkeits-Zugversuche reichen damit nicht aus, um eine Versagenskurve unter dynamischer Belastung zu kalibrieren, weil sich die Form der Versagenskurve dehnratenabhängig ändert und die bei crashartiger im Vergleich zu statischer Belastung niedrigeren Scherdehnungswerte bei Crashsimulationen besonders zu berücksichtigen sind.

B) Simulation

Für die Simulationen wurde der explizite kommerzielle FEM Code LS-Dyna Version 8.0 verwendet, welcher in der Automotive Industrie bei Crashszenarien häufig Verwendung findet. Zusätzlich sei noch erwähnt, dass es sich bei der verwendeten Version um eine spezielle Developer Release handelt, um die im Projekt vorgeschlagenen Erweiterungen zu implementieren. Weitere detaillierte Informationen zur verwendeten Hardwareumgebung sind in der Einleitung zu Abschnitt 9.3 zu finden.

1.) Modellierung:

- Zur Modellierung des Deformationsverhaltens wurde ein pseudo-thermomechanischer Ansatz vorgeschlagen, der einen dehnratenabhängigen Taylor-Quinney Koeffizienten verwendet, wodurch die partiell adiabatischen

- Eigenschaften bei dehnratenabhängigen Deformationen ohne simultane Lösung der Wärmeleitung ausreichend exakt beschrieben werden können.
- Das Modell ist in Zusammenarbeit mit dem Projektpartner DynaMore in das vorhandene Materialmodell *MAT_TABULATED_JOHNSON_COOK (bzw. *MAT_224) implementiert, getestet und an den untersuchten Werkstoffen verifiziert worden.
 - Das Versagensverhalten ist durch einen dehnungsbasierten Ansatz mit Hilfe spannungsabhängiger Versagensdehnungen modelliert worden (GISSMO). Die dabei zu ermittelnden Versagenskurven sind für jede der untersuchten Dehnraten werkstoffabhängig ermittelt worden.
 - Für die Modellierung der Versagenskurve wurde aufgrund höherer Flexibilität bei der Anpassung eine Akima-Spline-Interpolation mit 5 bis max. 7 Punkten verwendet (Details siehe Abschnitt 9.2.2), wobei die Position der Stützstellen entsprechend angepasst werden muss, um eine gute Übereinstimmung mit den Messungen zu erzielen.
 - Die Anpassung des Deformations- und Versagensverhalten erfolgte für alle untersuchten Dehnraten und Werkstoffe ohne Rückkopplung der Schädigungsentwicklung auf den vorliegenden Spannungszustand.
 - Sämtliche Kalibrierungen für das Materialmodell sind an Schalenelementen durchgeführt worden, da Simulationsmodelle für industrielle Anwendungen bei Crashszenarien meist überwiegend aus dünnwandigen Strukturen bestehen.

2.) Anpassungen an experimentelle Ergebnisse:

- Da die anzupassenden Größen wie der dehnratenabhängige Taylor-Quinney Koeffizient, die thermische Entfestigung und Dehnratenverfestigung sich stark gegenseitig beeinflussen, wurde neben der manuellen Kalibrierung der Deformationseigenschaften auch das Optimierungstool LS-Opt unterstützend verwendet. Dafür wurde ein Framework entwickelt, das es ermöglicht, die zu bestimmenden Größen vollständig gekoppelt aber auch partiell entkoppelt zu ermitteln. Zudem ermöglicht das Framework auch die gemittelte oder gewichtete simultane Anpassung an verschiedene Versuche bei mehreren Dehnraten.
- Die globalen Anpassungen zeigen für alle Flachzugversuche bei den verschiedenen Dehnraten und untersuchten Werkstoffen durchwegs gute Übereinstimmungen im Vergleich zu den experimentellen Befunden.
- Auch die lokalen Dehnungsfelder zeigen beim Flachzugversuch für den quasi-statischen und crashartigen Lastfall bei hoher Dehnraten gute Übereinstimmungen mit den Experimenten für die Werkstoffe HX340LAD sowie HCT980X. Moderate Abweichungen zeigen sich bei der mittleren Dehnraten, da sich unter diesen Bedingungen eine geringe Lokalisation ausbildet.
- Der Scherzugversuch konnte ebenfalls für alle untersuchten Werkstoffe und Dehnraten im globalen Verhalten (Kraft-Verschiebungskurve) gut an die Versuche angepasst werden. Im lokalen Dehnungsverhalten ergeben sich für die Werkstoffe HX340LAD sowie HCT980X zu den ARAMIS Messungen moderate Abweichungen. Auffallend in diesem Zusammenhang sind die teilweise unter Zugbelastung stehenden Elemente im Kerbgrund, die bereits vor dem unter Scherbelastung stattfindenden finalen Hauptversagen partiell ausfallen und dadurch in Abhängigkeit der Belastungsgeschwindigkeit und des Werkstoffs ein stufenförmiges Absinken der Kraft-Verschiebungskurve bewirken, das allerdings mit Messungen gut übereinstimmt.
- Auch die Kerbzugversuche lassen sich im globalen Deformations- und Versagensverhalten gut an die Experimente anpassen, wobei sich aber für den duktilen Werkstoff HX340LAD bei niedrigen Dehnraten und für die beiden wenig duktilen Stähle HCT980X bzw. 22MnB5 bei höheren Dehnraten etwas stärkere Abweichungen zeigen, die allerdings alle in einem akzeptablen Rahmen liegen.

Die simulierten lokalen Dehnungsfelder für den hoch- und höchstfesten Stahl (HCT980X und 22MnB5) zeigen im Vergleich zum Experiment überwiegend gute Übereinstimmungen.

- Für die Lochzugversuche aller Werkstoffe stehen bezüglich sämtlicher Dehnraten nur globale Messungen zur Verfügung, die wiederum mit fast allen Simulationen gut übereinstimmen. Einzig der Versuch bei der höchsten Dehnrate des 22MnB5 zeigt etwas größere Abweichungen im entfestigenden Verhalten, die in Anbetracht der vielen abzubildenden Belastungszustände noch im tolerierbaren Rahmen eingestuft werden kann.
- Grundsätzlich zeigen der überwiegende Teil der lokalen ARAMIS Dehnungsmessungen nur geringe bis moderate Abweichungen zu den durchgeführten Simulationen, obwohl die Facettengröße mit 0.2 bis 0.3 mm geringer als die Elementgröße in den Modellen ist, welche in den versagenden Bereichen ca. 0.5 – 0.6 mm beträgt.

3.) Deformationsabhängige Erwärmung:

- Es wurden für die vorhandenen IR-Messungen vergleichende Simulationen durchgeführt. Dabei sind die Temperaturentwicklungen für den mikrolegierten Stahl HX340LAD an Flach-, Kerb- und Scherzugproben sowie für den hochfesten Stahl HCT980X an Flach- und Scherzugproben unter dynamischer Belastung (Dehnraten 1/s und 100/s) gemessen worden.
- Für den Werkstoff HX340LAD wurden die zeitlichen Entwicklungen der stärksten Erwärmungszonen mit den Versuchen verglichen. Dabei zeigten sich für (fast) alle Versuche gute Übereinstimmungen mit dem gemessenen Temperaturniveau und auch deren zugehörige zeitliche Entwicklung. Einzige Ausnahme stellt hierbei der Scherzugversuch bei mittlerer Dehnrate (1/s) dar, der in der Simulation einen zu hohen Temperaturanstieg aufgrund einer zu starken Dehnungslokalisation zeigt.
- Für den hochfesten Werkstoff HCT980X sind die simulierten örtlichen Temperaturverteilungen mit den entsprechenden IR-Messungen verglichen worden. Dabei zeigten sich für die durchgeführten Simulationen gute Übereinstimmungen mit den Versuchsauswertungen.
- Grundsätzlich kann festgehalten werden, dass das thermische Verhalten ausreichend simuliert werden kann. Dennoch ergeben sich für die beispielsweise stark lokalisierenden Scherzugproben speziell im Übergangsbereich der mittleren Dehnraten von 1/s Bedarf an weiterführenden Untersuchungen, welche sowohl die starken Änderungen im dehnratenabhängigen Taylor-Quinney Koeffizienten als auch den geometrischen Einfluss der unterschiedlichen Probenformen zum Inhalt haben sollten. Fragestellungen die zum tieferen Verständnis der eben genannten Punkte führen, wären aufgrund Ihres Umfangs jedoch Inhalt eines eigenständigen Projekts.

4.) Nakajima-Tests:

- Aufgrund der Vielzahl an Experimenten, wurden für die durchgeführten Nakajima-Versuche nur Simulationen der Vollprobe (240mm) sowie für die mittlere (110mm) und kleinste Stegbreite (30mm) ausgewertet. Die Proben mit den Stegbreiten 125mm und 90mm sind nicht verglichen worden, da für diese Geometrien in den Experimenten keine signifikante Änderung zu den Proben mit Stegbreiten von 240mm, 110mm sowie 30mm festzustellen sind.
- Die lokalen Dehnungsfelder der Nakajima-Proben wurden für die Werkstoffe HX340LAD sowie HCT980X bei quasistatischer und einer crashartigen Belastungsgeschwindigkeit mit den Simulationen verglichen.

- Grundsätzlich konnten alle simulierten Kraft-Verschiebungskurven gut an die Experimente angepasst werden, was auch speziell für den Versagensbeginn (abrunder Kraftabfall) möglich ist.
- Für die simulierten lokalen Dehnungsfelder ergaben sich allerdings für den mikrolegierten Stahl HX340LAD stärkere Abweichungen zu den ARAMIS Messungen. Die lokalen Dehnungsfelder des hochfesten Dualphasenstahls HCT980X konnten im Vergleich zum HX340LAD etwas besser berechnet werden, wobei sich trotz des allgemein niedrigeren Dehnungsniveaus des HCT980X moderate Abweichungen zu den Messungen ergaben. Die Gründe für das zu wenig stark ausgeprägte simulierte lokale Dehnungsfeldniveau des HX340LAD könnten einerseits in der größeren Elementkantenlänge im Vergleich zu der verwendeten Facettengröße und andererseits auch in einer unter Biaxiallast stärker ausgeprägten Anisotropie (R-Wert) liegen.

5.) Versagenskurven:

- Es wurden für jeden der drei untersuchten Werkstoffe jeweils 3 dehnratenabhängige Versagenskurven ermittelt. Die Anpassung der Versagenskurve erfolgte unter 2 wesentlichen Zielen. Einerseits soll der globale Versagensbeginn für die unterschiedlichen Mehrachsigkeiten mit den Experimenten bestmöglich übereinstimmen. Zudem sollen die lokal simulierten Dehnungsfelder am Versagensort mit den experimentellen Ergebnissen aus den ARAMIS Messungen übereinstimmen. Beide Ziele konnten für den Großteil der untersuchten Proben in akzeptabler Genauigkeit erreicht werden, wobei das globale Versagensverhalten exakter simulierbar ist als das lokale.
- Die numerisch ermittelten dehnratenabhängigen Versagenskurven haben für die beiden hoch und höchstfesten Stähle HCT980X und 22MnB5 ähnliche Formen und Verläufe. Einzig der Versagenskurvenverlauf bei der mittleren Dehnrate des mikrolegierten Stahls HX340LAD zeigt eine abweichende Kurvenform und Tendenz im Scherbereich.
- Die gemessene Punkte der Versagensdehnungen weisen im Vergleich zu den numerisch ermittelten Versagenskurven größtenteils geringe bis moderate Abweichungen für alle untersuchten Dehnraten und Werkstoffe auf. Einzig bei biaxialdominanten Belastungen sind die Abweichungen partiell größer.
- Generell muss aber erwähnt werden, dass der Verlauf der numerisch ermittelten Versagenskurven aus physikalischer Sicht schwierig zu interpretieren ist, obwohl die punktuellen Übereinstimmungen mit den gemessenen Versagensdehnungen über den untersuchten Triaxialitätsbereich durchaus vorhanden sind.
- Aus anwendungsorientierter Sicht für Crashsimulationen lassen sich durch eine dehnratenabhängige Modellierung der Versagenskurve(n) deutlich genauere Prognosen erzielen.
- Da aus praktischer Sicht eine experimentelle Bestimmung mehrerer belastungs- und dehnratenabhängiger Versagensdehnungen aufwendig ist, sollte bei Ermittlung nur einer Versagenskurve diese für die problembezogene relevante Dehnrate ermittelt werden.

1 1

Literatur

- Akima, H. 1970.** A new Method of Interpolation and Smooth Curve Fitting Based on Local Procedures. *Journal of the Association for Computing Machinery*. October 1970, Bd. 17, 4, S. 589-602.
- Andrieux, F. und Sun, D.-Z. 2010.** Damage modelling for simulation of process chain from forming to crash. *Int. J. Mat. Res.* 2010, Bd. 101, 8, S. 963-971.
- Andrieux, F., Sun, D.-Z. und Riedel, H. 2004.** Development and Application of a micromechanical model for the description of the growth and coalescence of spheroidal voids. *International Forum on Advanced Material Science and Technology*. 2004. Conference proceeding auf CD.
- Authenrieth, H., et al. 2009.** Ductile failure model for the description of AISI 1045 behavior under different loading conditions. *Mech. Time-Depend Mater.* 2009, Bd. 13, S. 215-231.
- Bai, Y. und Wierzbicki, T. 2008.** A new model of metal plasticity and fracture with pressure and lode dependence. *Int. J. Plast.* 2008, Bd. 24, 6, S. 1071-1096.
- . **2010.** Application of extended Mohr–Coulomb criterion to ductile fracture. *Int. J. Fract.* 2010, Bd. 161, S. 1-20.
- Banerjee, B. und Bhawalkar, A. S. 2008.** An extended mechanical threshold stress plasticity model, I. Modelling 6061-T6 Aluminum Alloy. *J. of Mechanics of Materials and Structures*. 2008, Bd. 3, 3, S. 391-424.
- Bao, Y. und Wierzbicki, T. 2004.** On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space. *Int. J. Mech. Sci.*, 46 (81). 2004, S. 81-98.
- Barlat, F. und Lian, J. 1989.** Plastic behaviour and stretchability of sheet metals. *Int. J. of Plasticity*. 1989, Bd. 5, S. 51-66.
- Basaran, M. 2011.** *Stress state dependent damage modeling with a focus on the Lode angle influence*. Fakultät für Maschinenwesen RWTH Aachen : Dissertation, 2011.
- Bäumer, A. 2009.** *Verfestigungsverhalten von hochmanganhaltigen Stählen mit TWIP-Effekt*. Dissertation : Shaker Verlage, ISBN 987-3-8322-8053-6, 2009.
- Behrens, B. A., et al. 2013.** An experimental-numerical method to characterize formability of sheet metals in a wide range of stress states with the help of a tensile-shear test on new butterfly specimens. *International Scientific and technical conference on advanced metallic materials and technologies*. 2013.
- Berg, J. und Tröster, T. 2007.** *Ermittlung dynamischer Grenzformänderungsdiagramme für Karosseriestähle*. Bericht der Forschungsvereinigung Stahlanwendung P727. Düsseldorf : Verlag- und Vertriebsgesellschaft, 2007. ISBN 3-937567-47-X.
- Böhme, W. 2008.** FAT-Richtlinie "Dynamische Werkstoffkennwerte für die Crashsimulation". *Zeitschrift Materialprüfung, Materials Testing, Carl Hanser Verlag, München, Vol. 50 (4)*. 2008, S. 199-205.
- Böhme, W. und Hug, M. 2002.** Vorrichtung zur schwingungsarmen Kraftmessung bei schnellen, dynamischen Zugversuchen an Werkstoffproben. *Deutsches Patent: DE 10 201 861, Anmeldetag: 18.01.2002; Europäisches Patent: EP 1 466 157 B1, Veröffentlichungstag: 03.08.2005, US-Patent no.: US 7, 131340 B2, date of patent: Nov. 7, 2006*. 2002.
- Böhme, W. und Klitschke, S. 2015.** *Verformungs- und Versagensverhalten von Stählen für den Automobilbau unter crashartiger mehrachsiger Belastung (dynamische Charakterisierung und Nakajima-Versuche)*. Fraunhofer IWM. 2015. Schlussbericht. Stiftungs-Nr. S24/10195/12. Nr.: 1289/2015.
- Böhme, W., et al. 1992.** Application of Micromechanical Material Models to the Evaluation of Charpy Tests. Scottsdale, Arizona : Eds.: J. H. Giovanola and A. J. Rosakis, AMD Vol. 137, Book No. H00741, 1992, S. 203-216.

- Böhme, W., et al. 2011.** *Experimentelle Untersuchungen und numerische Modellierung des Verformungs- und Versagensverhaltens crashrelevanter Aluminium-Schweißverbindungen*. Fraunhofer IWM. Freiburg : s.n., 2011. Bericht W9/2011.
- Böhme, W., et al. 2008.** *FAT-Richtlinie „Dynamische Werkstoffkennwerte für die Crashesimulation“*. Verband der Automobilindustrie (VDA), Forschungsvereinigung Automobiltechnik (FAT). Frankfurt : s.n., 2008. FAT-Bericht Nr. 211.
- Böhme, W., et al. 2011.** Versagensverhalten crashrelevanter Aluminium-Schweißverbindungen. *Zeitschrift "Schweißen und Schneiden"*, Vol. 63, Heft 12. 2011, S. 716 - 722.
- Burget, S. und Sommer, S. 2010.** *Charakterisierung und Ersatzmodellierung des Bruchverhaltens von Punktschweißverbindungen aus ultrahochfesten Stählen*. IWM-Freiburg. 2010. IWM-Präsentation bei Projekttreffen. 31. August. P806/A262.
- Cowper, G. und Symonds, P. S. 1957.** *Strain hardening and strain rate effects in the impact loading of cantilever beams*. Division of Applied Mathematics, Brown University. 1957. Report 28.
- DIN EN ISO, 12004-2. 2008.** Metallische Werkstoffe - Bleche und Bänder - Bestimmung der Grenzformänderungskurve - Teil 2: Bestimmung von Grenzformänderungskurven im Labor. 2008.
- DIN EN ISO, 6892-1. 2009.** Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur. 2009.
- El-Magd, E. 2006.** Beschreibung des Fließverhaltens und der Versagensgrenzen. *Tagungsband Werkstoffprüfung*. 2006, S. 1-6.
- El-Magd, E., et al. 2001.** Fracture criteria for Automobile Crashworthiness Simulation of Wrought Aluminium Alloy Components. *Mat.-wiss. und Werkstofftechnik* 32. 2001, S. 712-724.
- Gologanu, M., et al. 1997.** *Recent Extensions of Gurson's Model for Porous Ductile Metals, Continuum Micromechanics*. CISM Courses and Lectures. 1997. S. 61-130. eds. P. Suquet. No. 377.
- GOM. 2010.** Technische Dokumentationen. *Handbücher sowie verschiedene Artikel veröffentlicht durch GOM mbH*. Braunschweig, Germany : s.n., 2010. Weitere Infos www.gom.com.
- Gurson, A. L. 1977.** Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part I - Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media. *J. of Eng. Materials and Technology*. 1977, Bd. 99, S. 2-15.
- Hill, R. 1990.** Constitutive Modeling of Orthotropic Plasticity in Sheet Metals. *J. Mech. Phys. Solids*. 1990, Bd. 38, S. 405-417.
- Hill, R. und Hutchinson, J. W. 1992.** Differential hardening in sheet metal under biaxial loading: a theoretical framework. *J. Appl. Mech.* 1992, Bd. 59, S. 1-9.
- Hodowany, J., et al. 2000.** Partition Of Plastic Work Into Heat And Stored Energy In Metals. *Experimental Mechanics*. 2000, Bd. 40, 2, S. 113-123.
- ISO 26203-2. 2011.** Metallic materials tensile testing method at high strain rates. *Part 2: Servo-hydraulic and other test systems*. 2011.
- Johnson, G. R. und Cook, W. H. 1985.** Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engineering Fracture Mechanics*. 1985, Bd. 21, 1, S. 31-48.
- Klitschke, S. und Böhme, W. 2014.** Crashverhalten von Stählen im Automobilbau bei unterschiedlichen mehrachsigen Belastungen. *Tagung Werkstoffprüfung 2014*. Berlin : Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V. (DVM), 2014, S. 213 - 218.
- . 2016. in review (Deformation and damage behavior of lightweight steels under high rate and multiaxial loading). *Materials Testing*. 2016.
- Klitschke, S., Böhme, W. und Lienhard, J. 2013.** Charakterisierung eines Dualphasenstahls unter crashartiger Belastung und bei unterschiedlichen Mehrachsigeitsgraden. *Tagung Werkstoffprüfung 2013*. Ulm : Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 2013, S. 65-70.

- Kowalczyk, K. und Gambin, W. 2004.** Model of plastic anisotropy evolution with texture-dependent yield surface. *International Journal of Plasticity*. 2004, Bd. 20, S. 19-54.
- Kowalsky, U., Ahrens, H. und Dinkler, D. 1999.** Distorted yield surfaces - modelling by higher order anisotropic hardening tensors. *Computational Material Science*. 1999, Bd. 16, S. 81-88.
- Larour, P. 2010.** *Strain rate sensitivity of automotive sheet steels: influence of plastic strain, strain rate, temperature, microstructure, bake hardening and pre-strain*. RWTH. Aachen : s.n., 2010. PhD Thesis.
- LS-DYNA. 2014.** *Keyword User's Manual / Material Models*. Livermore : s.n., 2014. Bd. II.
- Macherauch, E. und Vöhringer, O. 1978.** Das Verhalten metallischer Werkstoffe unter mechanischer Beanspruchung. *Z. Werkstofftechnik*. 1978, S. 370-391.
- Mohr, D., Dunand, M. und Kim, K.-H. 2010.** Evaluation of associated and non-associated quadratic plasticity models for advanced high strength steel sheets under multi-axial loading. *Int. J. Plasticity*. 2010, S. 939-956.
- Nahshon, K. und Hutchinson, J. W. 2008.** Modification of the Gurson Model for shear failure. *Euro. J. Mech. and Solids*. 2008, Bd. 27, S. 1-17.
- Needleman, A. und Tvergaard, V. 1991.** An analysis of dynamic ductile crack growth in a double edge cracked specimen. *Int. J. Fract.* 1991, Bd. 49, S. 41-67.
- Neukamm, F., Feucht, M. und Haufe, A. 2008.** Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. 2008. (30. Sept.-1. Oct.).
- Ortiz, M. und Popov, E. P. 1983.** Distortional Hardening Rules for Metal Plasticity. *Journal of Engineering Mechanics*. 1983, Bd. 109, S. 1042-1057.
- Papasidero, J. 2014.** Experimental and numerical analysis of ductile fracture under multiaxial loading. *Dissertation*. Laboratoire de Mécanique des Solides, Ecole Polytechnique, France : s.n., 2014.
- Pardoen, T. 1998.** Experimental and numerical comparison of void growth models and void coalescence criteria for the prediction of ductile fracture in copper bars. *Acta Materialia*. 1998, Bd. 46, S. 541-552.
- Pardoen, T. und Hutchinson, J. W. 2000.** An extended model for void growth and coalescence. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2000, Bd. 48, S. 2467-2512.
- Peirs, J., Verleysen, P. und Degrieck, J. 2011.** Novel technique for static and dynamic shear testing of Ti6Al4V sheet. *Journal of Exp. Mech.* 2011.
- Quaak, G. 2008.** *Biaxial testing of sheet metal: An experimental-numerical analysis*. Eindhoven University of Technology. 2008. Master Thesis.
- Queiroz, R. R. U., Cunha, F. G. G. und Gonzalez, B. M. 2012.** Study of dynamic strain aging in dual phase steel. *Materials Science and Engineering A*. 2012, Bd. 543, S. 84-87.
- Rittel, D. 1999.** The conversion of plastic work to heat during high strain rate deformation of glassy polymers. *Mechanics of Materials*. 1999, Bd. 31, 2, S. 131-139.
- Rosakis, A. J., Mason, J. J. und Ravin Chandran, G. 1992.** *The Conversion of Plastic Work to Heat Around a Dynamically Propagating Crack in Metals*. s.l. : SM Report 92 - 17, 1992.
- Roth, C. C. und Mohr, D. 2014.** Effect of strain rate on ductile fracture initiation in advanced high strength steel sheets: Experiments and modeling. *International Journal of Plasticity*. 2014, 56, S. 19-44.
- Schneider, K. und Bleck, W. 2009.** Einfluss der Dissipationswärme auf die mechanischen Eigenschaften moderner Karosseriestähle. *Tagungsband Werkstoffprüfung*. 2009, S. 41-46.
- SEP 1230. 2007.** STAHL-EISEN-Prüfblatt 1230. *Ermittlung von mechanischen Eigenschaften an Blechwerkstoffen bei hohen Dehnraten im Hochgeschwindigkeitszugversuch*. Düsseldorf : Stahlinstitut VDEh, 2007.

- Stoughton, T. B. und Yoon, J. W. 2009.** Anisotropic hardening and non-associated flow in proportional loading of sheet metals. *Int. J. of Plasticity*. 2009, Bd. 25, S. 1777-1817.
- Sun, D.-Z., Andrieux, F. und Feucht, M. 2009.** Damage modelling of a TRIP steel for integrated simulation from deep drawing to crash. *7th European LS-DYNA Conference*. Salzburg : 14. - 15. Mai, 2009.
- . **2010.** Simulation of the process chain from forming to crash taking into account stochastic aspects. *9. LS-DYNA Anwenderforum*. 2010.
- Sun, D.-Z., et al. 2015.** Deformation and damage behavior of different steels for automotive application under multiaxial crash loading. *METEC & ESTAD*. 2015.
- Sun, D.-Z., Feucht, M. und Klamser, H. 2012.** Versagensverhalten von verschiedenen Werkstoffen unter mehrachsiger Belastung. *6. Freiburg Workshop crashMAT*. Freiburg : s.n., 2012. 24.-25.04.2012.
- Taylor, G. I. und Quinney, H. 1934.** The latent energy remain in a material after cold working. *Proceedings of the Royal Society of London*. 1934, Bd. 143, S. 307-326.
- Trondl, A. und Sun, D.-Z. 2015.** Modeling of Strain-Rate Dependence of Deformation and Damage Behavior of HSS- and UHSS at Different Loading States. *10th European LS-DYNA Conference 2015*. 2015.
- Trondl, A., Sun, D.-Z. und Andrieux, F. 2016.** Efficient Simulation of the Crash Behaviour of the Dual Phase Steel HCT980X. *Automobil- und Motor-Technische Zeitschrift (ATZ MTZ)*. 2016, in Press.
- Weiß, N., Marten, T. und Tröster, T. 2014.** Mehrachsige Werkstoffprüfung bei hoher Dehnrate im Hochgeschwindigkeits-Tiefungsversuch. *Tagung Werkstoffprüfung 2014*. Berlin : Deutscher Verband für Materialforschung (DVM), 2014, S. 163 - 168.
- Wierzbicki, T., et al. 2005.** Calibration and evaluation of seven fracture models. *Int. J. Mech. Sciences*. 2005, Bd. 45, 4-5, S. 719-743.

Danksagung

Wir bedanken uns bei Herrn Feucht, Daimler AG, für seine Unterstützung und Leitung der Sitzungen des projektbegleitenden Ausschusses.

Für die Betreuung des Projekts sei den Forschungsvereinigungen Automobiltechnik e.V. (FAT) und Stahlanwendung e.V. (FOSTA) und insbesondere den Herren Heise und Preiser für ihre engagierte Unterstützung herzlichst gedankt.

Ein weiterer Dank gilt den Stahlherstellerfirmen, die die Werkstoffe zur Verfügung gestellt haben.

Außerdem bedanken wir uns für die interessanten Diskussionen und Anregungen aus dem projektbegleitenden Ausschuss, dessen Mitglieder im Folgenden aufgeführt sind.

Dipl.-Ing.	Aleksandar	Bach	Ford Forschungszentrum Aachen GmbH
Dr.-Ing.	Markus	Feucht	Daimler AG
Dr.	Benjamin	Hackl	voestalpine Stahl GmbH
Dr.-Ing.	Andre´	Haufe	DYNAmore GmbH
Dipl.-Ing.	Herbert	Klamser	Dr. Ing. h.c. F. Porsche AG
Dr.-Ing.	Beate	Lauterbach	Adam Opel AG
Dr.	Helge	Liebertz	VOLKSWAGEN AG
Dipl.-Ing.	Jean-Daniel	Martinez	AUDI AG
Dr.-Ing.	Helmut	Richter	ThyssenKrupp Steel Europe AG
Dipl.-Ing.	Daniel	Riemensperger	Adam Opel AG
Dipl.-Ing.	Rolf Peter	Röttger	ThyssenKrupp Steel Europe AG
Dr.-Ing.	Robert	Schilling	Ford-Werke GmbH
Dipl.-Ing.	Matthias	Schneider	Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH
Dipl.-Ing.	Martin	Schröter	Benteler Automotive
Dipl.-Ing.	Rolf	Schwarzer	KIRCHHOFF Automotive Deutschland GmbH

Dank gilt ebenfalls den Technikerkollegen Josef Schüler, David Neumann und Johannes Sköries für die Durchführung der dynamischen Versuche und der Nakajimaversuche.

Ein weiterer Dank geht an Jörg Lienhard für die Entwicklungsarbeiten im Rahmen der Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen und an Johannes Preussner und Karin Hintz für die Erstellung der REM-Aufnahmen.

Bisher in der FAT-Schriftenreihe erschienen (ab 2010)

Nr.	Titel
227	Schwingfestigkeitsbewertung von Nahtenden MSG-geschweißter Dünnbleche aus Stahl, 2010
228	Systemmodellierung für Komponenten von Hybridfahrzeugen unter Berücksichtigung von Funktions- und EMV-Gesichtspunkten, 2010
229	Methodische und technische Aspekte einer Naturalistic Driving Study, 2010
230	Analyse der sekundären Gewichtseinsparung, 2010
231	Zuverlässigkeit von automotive embedded Systems, 2011
232	Erweiterung von Prozessgrenzen der Bonded Blank Technologie durch hydromechanische Umformung, 2011
233	Spezifische Anforderungen an das Heiz-Klimasystem elektromotorisch angetriebener Fahrzeuge, 2011
234	Konsistentes Materialmodell für Umwandlung und mechanische Eigenschaften beim Schweißen hochfester Mehrphasen-Stähle, 2011
235	Makrostrukturelle Änderungen des Straßenverkehrslärms, Auswirkung auf Lästigkeit und Leistung, 2011
236	Verbesserung der Crashsimulation von Kunststoffbauteilen durch Einbinden von Morphologiedaten aus der Spritzgießsimulation, 2011
237	Verbrauchsreduktion an Nutzfahrzeugkombinationen durch aerodynamische Maßnahmen, 2011
238	Wechselwirkungen zwischen Dieselmotortechnik und -emissionen mit dem Schwerpunkt auf Partikeln, 2012
239	Überlasten und ihre Auswirkungen auf die Betriebsfestigkeit widerstandspunktgeschweißter Feinblechstrukturen, 2012
240	Einsatz- und Marktpotenzial neuer verbrauchseffizienter Fahrzeugkonzepte, 2012
241	Aerodynamik von schweren Nutzfahrzeugen - Stand des Wissens, 2012
242	Nutzung des Leichtbaupotentials von höchstfesten Stahlfeinblechen durch die Berücksichtigung von Fertigungseinflüssen auf die Festigkeitseigenschaften, 2012
243	Aluminiumschaum für den Automobileinsatz, 2012
244	Beitrag zum Fortschritt im Automobilleichtbau durch belastungsgerechte Gestaltung und innovative Lösungen für lokale Verstärkungen von Fahrzeugstrukturen in Mischbauweise, 2012
245	Verkehrssicherheit von schwächeren Verkehrsteilnehmern im Zusammenhang mit dem geringen Geräuschniveau von Fahrzeugen mit alternativen Antrieben, 2012
246	Beitrag zum Fortschritt im Automobilleichtbau durch die Entwicklung von Crashabsorbern aus textilverstärkten Kunststoffen auf Basis geflochtener Preforms und deren Abbildung in der Simulation, 2013
247	Zuverlässige Wiederverwendung und abgesicherte Integration von Softwarekomponenten im Automobil, 2013
248	Modellierung des dynamischen Verhaltens von Komponenten im Bordnetz unter Berücksichtigung des EMV-Verhaltens im Hochvoltbereich, 2013
249	Hochspannungsverkopplung in elektronischen Komponenten und Steuergeräten, 2013
250	Schwingfestigkeitsbewertung von Nahtenden MSG-geschweißter Feinbleche aus Stahl unter Schubbeanspruchung, 2013

- 251 Parametrischer Bauraum – synchronisierter Fahrzeugentwurf, 2013
- 252 Reifenentwicklung unter aerodynamischen Aspekten, 2013
- 253 Einsatz- und Marktpotenzial neuer verbrauchseffizienter Fahrzeugkonzepte – Phase 2, 2013
- 254 Qualifizierung von Aluminiumwerkstoffen für korrosiv beanspruchte Fahrwerksbauteile unter zyklischer Belastung (Salzkorrosion), 2013
- 255 Untersuchung des Rollwiderstands von Nutzfahrzeugreifen auf echten Fahrbahnen, 2013
- 256 Naturalistic Driving Data, Re-Analyse von Daten aus dem EU-Projekt euroFOT, 2013
- 257 Ableitung eines messbaren Klimasummenmaßes für den Vergleich des Fahrzeugklimas konventioneller und elektrischer Fahrzeuge, 2013
- 258 Sensitivitätsanalyse rollwiderstandsrelevanter Einflussgrößen bei Nutzfahrzeugen, Teile 1 und 2, 2013
- 259 Erweiterung des Kerbspannungskonzepts auf Nahtübergänge von Linienschweißnähten an dünnen Blechen, 2013
- 260 Numerische Untersuchungen zur Aerodynamik von Nutzfahrzeugkombinationen bei realitätsnahen Fahrbedingungen unter Seitenwindeinfluss, 2013
- 261 Rechnerische und probandengestützte Untersuchung des Einflusses der Kontaktwärmeübertragung in Fahrzeugsitzen auf die thermische Behaglichkeit, 2013
- 262 Modellierung der Auswirkungen verkehrsbedingter Partikelanzahl-Emissionen auf die Luftqualität für eine typische Hauptverkehrsstraße, 2013
- 263 Laserstrahlschweißen von Stahl an Aluminium mittels spektroskopischer Kontrolle der Einschweißtiefe und erhöhter Anbindungsbreite durch zweidimensional ausgeprägte Schweißnähte, 2014
- 264 Entwicklung von Methoden zur zuverlässigen Metamodellierung von CAE Simulations-Modellen, 2014
- 265 Auswirkungen alternativer Antriebskonzepte auf die Fahrdynamik von PKW, 2014
- 266 Entwicklung einer numerischen Methode zur Berücksichtigung stochastischer Effekte für die Crashsimulation von Punktschweißverbindungen, 2014
- 267 Bewegungsverhalten von Fußgängern im Straßenverkehr - Teil 1, 2014
- 268 Bewegungsverhalten von Fußgängern im Straßenverkehr - Teil 2, 2014
- 269 Schwingfestigkeitsbewertung von Schweißnahtenden MSG-geschweißter Feinblechstrukturen aus Aluminium, 2014
- 270 Physiologische Effekte bei PWM-gesteuerter LED-Beleuchtung im Automobil, 2015
- 271 Auskunft über verfügbare Parkplätze in Städten, 2015
- 272 Zusammenhang zwischen lokalem und globalem Behaglichkeitsempfinden: Untersuchung des Kombinationseffektes von Sitzheizung und Strahlungswärmeübertragung zur energieeffizienten Fahrzeugklimatisierung, 2015
- 273 UmCra - Werkstoffmodelle und Kennwertermittlung für die industrielle Anwendung der Umform- und Crash-Simulation unter Berücksichtigung der mechanischen und thermischen Vorgeschichte bei hochfesten Stählen, 2015
- 274 Exemplary development & validation of a practical specification language for semantic interfaces of automotive software components, 2015
- 275 Hochrechnung von GIDAS auf das Unfallgeschehen in Deutschland, 2015
- 276 Literaturanalyse und Methodenauswahl zur Gestaltung von Systemen zum hochautomatisierten Fahren, 2015
- 277 Modellierung der Einflüsse von Porenmorphologie auf das Versagensverhalten von Al-Druckgussteilen mit stochastischem Aspekt für durchgängige Simulation von Gießen bis Crash, 2015

- 278 Wahrnehmung und Bewertung von Fahrzeugaußengeräuschen durch Fußgänger in verschiedenen Verkehrssituationen und unterschiedlichen Betriebszuständen, 2015
- 279 Sensitivitätsanalyse rollwiderstandsrelevanter Einflussgrößen bei Nutzfahrzeugen – Teil 3, 2015
- 280 PCM from iGLAD database, 2015
- 281 Schwere Nutzfahrzeugkonfigurationen unter Einfluss realitätsnaher Anströmbedingungen, 2015
- 282 Studie zur Wirkung niederfrequenter magnetischer Felder in der Umwelt auf medizinische Implantate, 2015
- 283 Verformungs- und Versagensverhalten von Stählen für den Automobilbau unter crashartiger mehrachsiger Belastung, 2016

Impressum

Herausgeber	FAT Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. Behrenstraße 35 10117 Berlin Telefon +49 30 897842-0 Fax +49 30 897842-600 www.vda-fat.de
ISSN	2192-7863
Copyright	Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. (FAT) 2016

VDA

Verband der
Automobilindustrie

FAT

Forschungsvereinigung
Automobiltechnik

Behrenstraße 35
10117 Berlin
www.vda.de
www.vda-fat.de