

Graduate School of Production
Engineering and Logistics

**Experimentelle Untersuchung des inhomogenen
Verformungsverhaltens bei Scher- und PLC-Bandbildung**

Von der Fakultät Maschinenbau
der Universität Dortmund
zur Erlangung des Grades eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)
genehmigte Dissertation

vorgelegt von
Dipl.-Ing. Aleksandar Ognjenovic
aus Niksic, Serbien & Montenegro

Berichter:	Prof. Dr.-Ing. H.-A. Crostack
Mitberichter:	Prof. Dr. rer. nat. B. Svendsen
Tag der mündlichen Prüfung:	20.10.2005

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	4
2	Stand der Technik	5
2.1	Versetzungsbewegung, plastische Verformung und Verformungsinhomogenitäten	5
2.2	Inhomogene Verformung durch die Bildung und Ausbreitung von PLC-Bändern	7
2.2.1	Der Portevin - LeChatelier –(PLC)-Effekt	7
2.2.2	Dynamische Reckalterung (DRA)	9
2.2.3	Dehnratenempfindlichkeit der Fließspannung	13
2.2.4	Bedingungen für die instabile Verformung nach Estrin und Kubin	14
2.2.5	Bedingungen für die instabile Verformung nach Hähner und Zaiser	16
2.2.6	Wartezeitmodelle für den PLC-Effekt	18
2.2.7	Das PLC-Modell von Hähner	18
2.2.8	Methoden zur Analyse des inhomogenen Verformungsverhaltens in PLC-Bändern	21
2.2.9	Klassifizierung und Eigenschaften der PLC-Instabilitäten (PLC-Typen)	22
2.3	Inhomogene Verformung durch die Bildung von Scherbändern	25
2.3.1	Was sind Scherbänder ?	25
2.3.2	Das Prinzip des Rasterelektronenmikroskops (REM)	25
2.3.3	Probenpräparation	26
2.3.4	Verformung und Bildaufnahme im REM	27
2.3.5	Bildauswertung zur Ermittlung der Dehnungsverteilung	27
3	Versuchsaufbau	29
3.1	Flächenhafte statische Dehnungsfeldanalyse im Rasterelektronenmikroskop	29
3.1.1	Werkstoffe, Proben und Probenpräparation	29
3.1.2	Verformungseinrichtung	31
3.1.3	Aufnahme, Zusammenfügen und Binarisierung der Limi-Bilder der Messfelder	32
3.1.4	Aufnahme der REM-Bilder	33
3.1.5	Zuordnung der REM-Bilder zu den binarisierten Limi Bildern	33
3.1.6	Ermittlung der Dehnungsverteilung auf Basis der REM-Bilder	34
3.2	PLC-Band-Analyse mittels Thermokamera und DMS	34
3.2.1	Werkstoff und Probenpräparation	35
3.2.2	Probenbelastung	36
3.2.3	Auswerteprogramm	40
3.2.4	Messung von Dehnrate, Dehnungssprung und Bandgeschwindigkeit mittels DMS	43
4	Durchführung der Versuche	46

4.1	Flächenhafte statische Dehnungsanalyse am MMC AA5754 /Al ₂ O ₃	46
4.1.1	Experimentelle Ergebnisse	46
4.1.2	Vergleich der experimentellen Ergebnisse mit einer FE-Simulation	55
4.2	Flächenhafte statische Dehnungsanalyse an der Legierung AA5754	61
4.2.1	Flächenhafte statische Dehnungsanalyse in Probenmitte	61
4.2.2	Flächenhafte statische Dehnungsanalyse am Übergang zum Probenkopf	63
4.2.3	Flächenhafte statische Dehnungsanalyse bei erhöhter Dehnrage	65
4.2.4	Bewertung der Ergebnisse	67
4.3	PLC-Band-Analyse mittels Thermokamera	68
4.3.1	Dehnungsschwellwert für den Nachweis der PLC-Bänder mittels Thermokamera	68
4.3.2	Verhalten der Last bei der PLC-Band-Initiierung	69
4.3.3	Bildung eines zweiten Bands	71
4.3.4	Bandinitiierung im Probensteg	74
4.3.5	Oszillation der Bandgeschwindigkeit	76
4.3.6	Mittlere Bandgeschwindigkeit im Verlauf eines Experiments	78
4.3.7	Einfluss der Dehnrage auf den Bandgeschwindigkeitsverlauf	79
4.3.8	Untersuchung an Proben mit modifizierter Geometrie	82
4.4	PLC-Band-Analyse mittels DMS	84
4.4.1	Dehnungs-Zeit- und Spannungs-Dehnungs-Kurven	84
4.4.2	Dehnungs-Zeit-Kurven und Dehnrage	86
4.4.3	Dehnungssprung	90
4.4.4	Mittels DMS gemessene Bandgeschwindigkeit	93
5	Diskussion der Ergebnisse und Ausblick	95
5.1	Bandbildung	95
5.2	Bandausbreitung	96
5.3	Klassifizierung der Bänder nach Typen	97
5.4	Ortsfeste Scherbänder, PLC-Bandinitiierung und –ausbreitung	100
6	Zusammenfassung	101
7	Literatur	104
8	Liste der verwendeten Zeichen und Symbole	108
9	Danksagung	110
10	Lebenslauf	111

1 Einleitung

Die Metalle sind nach wie vor die wichtigsten Konstruktionswerkstoffe, da bei ihnen zwei wichtige Merkmale - eine hohe Festigkeit und hohe Verformungsfähigkeit – wie bei keinem anderen Werkstofftyp miteinander kombiniert sind. Diese Eigenschaften beruhen auf einem linienhaften Kristallgitterfehler (Versetzung), dessen Bewegung eine plastische Verformung bewirkt. Die plastische Verformung findet allerdings nicht gleichmäßig über den Werkstoff verteilt statt, sondern konzentriert sich auf bestimmte Volumenbereiche.

Diese Verformungskonzentration hat eine große praktische Bedeutung, da sie das äußere Erscheinungsbild des aus dem Werkstoff hergestellten Bauteils schrittweise verändert (i.allg. verschlechtert), den späteren Bruch einleitet und fördert. Ideal wäre ein Werkstoff, der die Fähigkeit besitzt, sich bis zu großen Dehnungen gleichmäßig zu verformen.

Die zunehmende Konzentration der Verformung manifestiert sich bei allen metallischen Werkstoffen in der Herausbildung von Scherbändern. Gemeint sind hier Scherbänder, die bei ‚normalen‘ Dehnraten entstehen und abzugrenzen sind von den sogenannten adiabatischen Scherbändern, deren Entstehung an sehr hohen Dehnraten geknüpft ist. Ein charakteristisches Merkmal der Scherbänder besteht darin, dass sie ihr Einflussgebiet im Verlauf der Belastung zwar ständig vergrößern, ihre Position dabei aber nicht wesentlich verändern. Im Unterschied dazu können die nach ihren Entdeckern Portevin und LeChatelier benannten PLC-Bänder mit hoher Geschwindigkeit im Werkstoff propagieren, nachdem sie lokal entstanden sind. Sie kommen allerdings nur in bestimmten metallischen Werkstoffen vor.

Wenn PLC-Bänder auftreten, erweisen sie sich als äußerst störend, weil die Oberflächengüte unter den lokalen Verformungsinhomogenitäten leidet. Bei der Auswahl von Al-Blechen in der Flugzeug- und Autoindustrie, die umgeformt werden müssen, ist man deshalb gezwungen, auf relativ teure Al-Legierungen auszuweichen, die den PLC-Effekt nicht zeigen. Es ist daher von erheblichem praktischem Interesse, auch bei preisgünstigeren Al-Legierungen Wege für die Unterdrückung des PLC-Effekts zu finden. Um dies zu erreichen, sind noch erhebliche Forschungsanstrengungen erforderlich.

In der Vergangenheit wurden die ortsfesten Scher- und die propagierenden PLC-Bänder stets getrennt untersucht. Deshalb ist wenig über Wechselwirkungen zwischen diesen beiden Formen der Verformungskonzentration bekannt. Dies ist erwähnenswert, weil PLC-Bänder stets gemeinsam mit Scherbändern auftreten und weil mit Sicherheit von einer Wechselwirkung der beiden Bandtypen ausgegangen werden kann. Aus dieser Wechselwirkung könnten sich Möglichkeiten einer gezielten Unterdrückung des PLC-Effekts ergeben, die bisher nicht genutzt werden.

Ein zweiter Nachteil des bisherigen Wissenstandes bezieht sich auf den Einfluss von Einlagerungspartikeln auf die PLC-Bandbildung. Während die Scherbandbildung in der Vergangenheit sowohl für reine Metalllegierungen als auch einlagerungsverstärkte Metalllegierungen betrachtet wurde, konzentrierte sich die Erforschung des PLC-Effekts nahezu ausschließlich auf unverstärkte Legierungen. Deshalb kann noch keine Aussage darüber getroffen werden, ob eine Unterdrückung des PLC-Effekts durch die Einlagerung von Partikeln erreichbar ist. Die vorliegende Arbeit versucht einen Beitrag zur Schließung dieser beiden Kenntnislücken zu leisten.

In die Untersuchungen werden deshalb neben den Matrixlegierungen AA5754 und Al6061, die beide den PLC-Effekt zeigen, auch Metallmatrixverbundwerkstoffe mit 5, 10 und 20 Vol-% Al_2O_3 -Partikel einbezogen. Und obwohl das Hauptanliegen dieser Arbeit die Analyse der PLC-Bandbildung und -ausbreitung ist, werden die aus diesen Werkstoffen hergestellten

Zugproben auch zur Untersuchung der Scherbandbildung verwendet. Dies geschieht unter dem Gesichtspunkt, dass ein besseres Verständnis der Wechselwirkung von Scher- und PLC-Bändern Möglichkeiten zur Unterdrückung des PLC-Effekts eröffnen kann.

Um die Konzentration der Verformung auf PLC- und Scherbänder empfindlich und lateral hoch aufgelöst zu analysieren, kommen in dieser Arbeit zwei neuartige Messverfahren zum Einsatz. Eine auf rasterelektronenmikroskopischen Bildern basierende Verformungsmessung liefert Dehnungsfelder des Untersuchungsgebiets mit einer hohen Ortsauflösung. Die Dehnungsfelder stellen ein unmittelbares Abbild der vorliegenden Verformungsinhomogenitäten dar. Da sie im Rahmen einer statischen Messung entstehen, die eine Unterbrechung des Probenvorschubs erfordert, können sie allerdings nur Informationen über bleibende Verformungsinhomogenitäten enthalten. Daneben werden Messungen mit einer schnellen Thermokamera durchgeführt. Mit diesem Verfahren sind die transienten Temperaturverteilungen nachweisbar, die durch die Freisetzung von Wärme an den von propagierenden PLC-Bänder berührten Orten verursacht werden und gemeinsam mit den Bändern über die Probe wandern. Die Verformungskonzentrationen werden auf diese Weise zwar nur mittelbar, dafür aber dynamisch erfasst.

2 Stand der Technik

Wie bereits in der Einleitung ausgeführt, soll die PLC-Bandbildung und –ausbreitung in dieser Arbeit nicht isoliert von den stets vorhandenen, körperfesten Scherbändern betrachtet werden. Deshalb wird bei der Darstellung des Wissensstands zum PLC-Effekt (Abschnitt 2.2) auch auf die Scherbandbildung (Abschnitt 2.3) eingegangen. Der Basisprozess beider Varianten der Bandbildung ist die plastische Verformung, die wiederum auf Versetzungsbewegung beruht (Abschnitt 2.1).

2.1 Versetzungsbewegung, plastische Verformung und Verformungsinhomogenitäten

Die Entstehung und Ausbreitung verschiedenartiger Bänder ist eine Folge von Fehlern in den realen kristallinen Festkörpern, deren Struktur sich vom Idealzustand erheblich unterscheidet [9]. Sie enthält Kristallbaufehler, die nach geometrischen Gesichtspunkten eingeteilt werden können in

- nulldimensionale Defekte (die als Punktfehler bezeichnet werden): Leerstellen, Substitutionsatome, Zwischengitteratome,
- eindimensionale (linienförmige) Defekte: Versetzungen und
- zweidimensionale (flächenhafte) Defekte: Grenzflächen, Stapelfehler

Die Versetzungen entstehen entweder direkt beim Kristallisationsprozess infolge stets vorhandener Spannungs- oder Temperaturgradienten oder werden unter der Wirkung von Schubspannungen an Korn- und Phasengrenzen gebildet. In der Umgebung einer Versetzung ist das Gitter verzerrt. Es bildet ein Verzerrungs- und damit auch ein Spannungsfeld aus. Die ortsabhängige Größe der Verzerrung wird durch den Schubmodul G und den Burgersvektor \mathbf{b} festgelegt [9]. Es gibt zwei Arten von Versetzungen, die sich in ihrer Struktur voneinander unterscheiden - die Stufenversetzungen (Abb.1) und die Schraubenversetzungen (Abb.2, [9]).

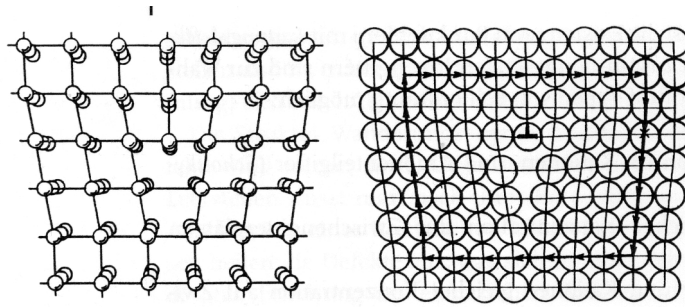


Abb.1: Stufenversetzung in einem kubisch primitiven Gitter [9]

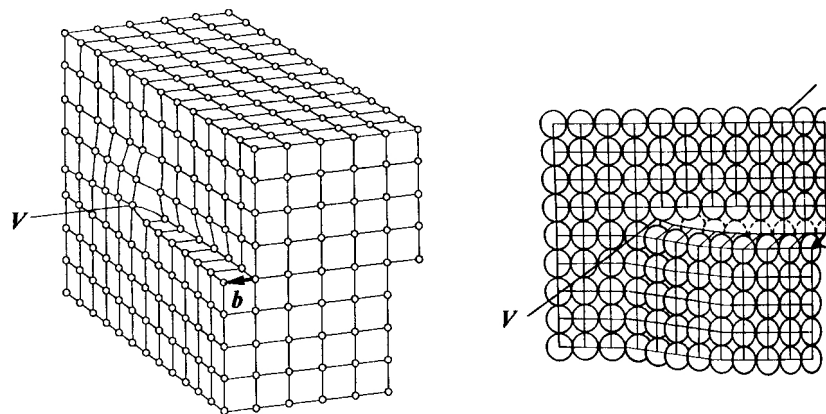


Abb.2: Schraubenversetzung im kubisch primitiven Gitter und die Darstellung des Verlaufes der Versetzungslinie V und des Burgersvektors b [9]

Unter der Wirkung einer genügend hohen Schubspannung kann sich die Versetzung bewegen, die Versetzung gleitet. Ein Beispiel für die Bewegung der Versetzung ist in Abb.3 dargestellt

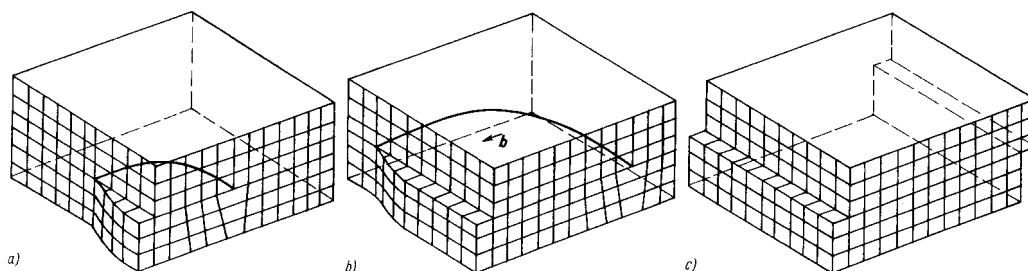


Abb.3: Bewegung einer Versetzung durch das kubisch primitive Gitter [9]

Das Entstehen neuer Versetzungen führt zu einer zunehmenden gegenseitigen Behinderung der Versetzungsbewegung. Eine erschwerte Versetzungsbewegung liegt auch dann vor, wenn die Fremdatome infolge ihrer abweichenden Größe eine symmetrische Verzerrung ihrer Umgebung verursachen und es entsteht ein Normalspannungsfeld. Gelangt eine sich bewegende Stufenversetzung, die ebenfalls von einem Normalspannungsfeld umgeben ist, in die Nähe der Fremdatome, werden sich die Spannungsfelder gegenseitig beeinflussen. Bei höheren Temperaturen entspricht die Diffusionsgeschwindigkeit der Fremdatome etwa der Geschwindigkeit der bewegten Versetzungen, so dass sie von den Fremdatomen zeitweilig blockiert werden. In diesem Fall muss ein zusätzlicher Spannungsbetrag aufgebracht werden, um die Versetzung wieder von den Fremdatomen zu lösen [9].

Das Phänomen ist für die Entstehung und Ausbreitung von PLC-Bändern von grundlegender Bedeutung (vgl. Abschnitt 2.2.2). Die inhomogene plastische Verformung in metallischen Werkstoffen ist mit der Entstehung verschiedener Typen von Verformungsbändern verbunden – ruhende Scherbänder sowie sich bewegende Lüders- und PLC-Bänder.

2.2 Inhomogene Verformung durch die Bildung und Ausbreitung von PLC-Bändern

2.2.1 Der Portevin - LeChatelier –(PLC)-Effekt

Die Bewegungen der linienförmigen Gitterfehler (Versetzungen) haben den größten Einfluss auf die Metallplastizität im mittleren Temperaturbereich. Aufgrund der Wechselwirkungen zwischen den Fehlern im Kristallgitter und den gelösten Fremdatomen können Deformationswellen entstehen, die mit einer bestimmten Geschwindigkeit durch die Probe laufen. Ein solches Verhalten wurde erstmalig von Portevin und Le Chatelier beobachtet und wurde deshalb als Portevin - LeChatelier -Effekt (PLC-Effekt) bezeichnet. Dieser Effekt ist seit Jahren Gegenstand sowohl experimenteller als auch theoretischer Arbeiten [24]. In bestimmten Temperaturbereichen und Dehnraten äußert sich dieser Effekt durch die Bildung und Ausbreitung von Verformungsinhomogenitäten - den sogenannten PLC-Bändern. In der Spannungs-Dehnungs-Kurve äußert er sich in plötzlichen Lastabfällen, den sogenannten Serrations (Abb.4).

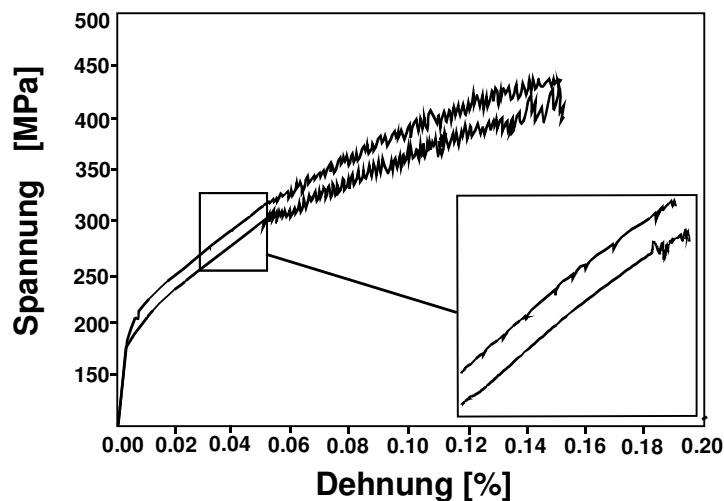


Abb.4: Spannungs-Dehnungs-Kurve mit Lastabfällen (Serrations) als Hinweis für die Entstehung und Ausbreitung von PLC-Bändern [32]

Diese Bänder hinterlassen in den betreffenden Proben oder Bauteilen eine Oberflächenrauheit, die unerwünscht ist. Um sie z.B. beim Umformen von Aluminiumblechen, die zunehmend in der Autoindustrie eingesetzt werden sollen, zu vermeiden, ist man gezwungen, relativ teure Legierungen einzusetzen, die diesen Effekt nicht zeigen. Es besteht deshalb ein großes Interesse daran, diese Variante der lokalen inhomogenen Verformung vollständig zu unterdrücken bzw. technologische Fenster zu ermitteln, bei denen der PLC-Effekt nicht auftritt [24], [25], [26]. Dafür ist es notwendig, die physikalischen Prozesse besser zu verstehen, die für die Entstehung und Ausbreitung dieser Bänder maßgeblich sind.

Über den mikroskopischen Mechanismus der PLC-Bandbildung ist bekannt, dass die PLC-Bänder durch die Wechselwirkung der Versetzungen mit Atomagglomerationen verursacht werden. Die Versetzungsbewegung wird durch die in „Wolken“ angelagerten gelösten Atome behindert. Erst durch eine erhöhte äußere Spannung können die Versetzungen von diesen „Wolken“ losgerissen werden. Dabei bilden sich viele gleitfähige Versetzungen mit großen Laufwegen. Diese Erscheinung führt zur Entstehung der propagierenden PLC-Bänder [40]. Eine weitere notwendige Bedingung für die Bildung von PLC-Bändern ist die negative Dehnratenempfindlichkeit der Fließspannung in einem bestimmten Intervall der plastischen Dehnrates. Außerhalb dieses Intervalls nimmt die Fließspannung mit der Dehnrates zu.

Aus der Literatur geht hervor, dass PLC-Bänder vor allem an solchen Stellen zu entstehen, an denen ein starker Dehnungsgradient vorliegt. Im Anfangsstadium der Verformung von Zugproben ist dies am Übergang zwischen dem geraden Probensteg und dem Probenkopf der Fall. Die Bildung und Ausbreitung von PLC-Bändern lässt sich als ein aus drei Phasen bestehender Prozess verstehen (Abb.5).

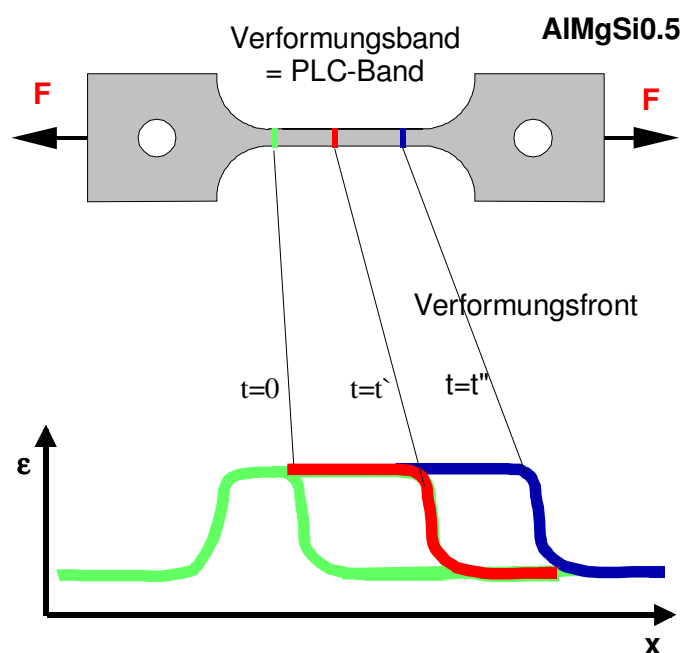


Abb.5: Schematische Darstellung der PLC-Bandausbreitung als Ausbreitung der Front einer Zone erhöhter Dehnung

Nach Auffassung des Autors spielt sich dieser Prozess folgendermaßen ab. Zunächst bildet sich eine lokal begrenzte Zone erhöhter Dehnung (grüne Phase), die durch zwei Verformungsfronten begrenzt wird. Anschließend erweitert sich diese Zone, indem sich entweder eine der beiden Fronten oder beide in entgegengesetzter Richtung (Probenlängsrichtung) ausbreiten. Dadurch kommt es zur Zonenverbreiterung. In diesem Stadium versteht man unter einem PLC-Band die sich ausbreitende Verformungsfront (rote Phase). Schließlich stoppt die Verformungsfront und hinterlässt einen bleibenden Dehnungsgradienten (blaue Phase).

Allerdings besteht noch erheblicher Forschungsbedarf für die weiteren Untersuchungen, da in den bisher durchgeführten experimentellen und theoretischen Untersuchungen nicht abschließend geklärt werden konnte, durch welche physikalischen Prozesse die Bildung und Ausbreitung der PLC-Bänder bestimmt werden.

Es besteht ein enger Zusammenhang zwischen dem PLC-Effekt und verschiedenen anderen Erscheinung plastischer Verformung wie der ‚Dynamischen Rekalterung‘, der ‚Dehnratenempfindlichkeit‘ und der ‚Verformungsinstabilität‘ [8], [35]. In Anlehnung an diese Arbeiten wird nachfolgend kurz auf die genannten Phänomene eingegangen.

2.2.2 Dynamische Rekalterung (DRA)

Die diffundierenden Legierungsfremdatome erschweren die Mobilität der Versetzungen, während sie vor Gleithindernissen auf eine thermische Aktivierung warten. Ist die Driftgeschwindigkeit der Fremdatome vergleichbar mit der Gleitgeschwindigkeit der Versetzungen, findet eine wiederholte Versetzungsverankerung statt, die als dynamische Rekalterung bezeichnet wird (DRA) [16]. Diese Vorstellung viskoser Alterung wurde von McCormick [31],[32],[34] modifiziert. Er schlug „Wartezeitmodell“ vor, das auf der Vorstellung beruht, dass Fremdatome die Versetzung blockieren, während sie vor einem Hindernis auf thermische Aktivierung warten. Die thermisch aktivierte Versetzungsbewegung kann durch die Arrheniusgleichung beschrieben werden [54]:

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \cdot \exp\left(-\frac{G}{kT}\right) \quad (1)$$

In Gleichung (1) bezeichnet T die absolute Temperatur, G die Freie Enthalpie des Aktivierungsprozesses. Sie repräsentiert das mittlere Hindernispotential, das sich aus einem Spektrum von Hindernissen unterschiedlicher Stärke ergibt [8]. k ist die Boltzmann-Konstante. Der präexponentielle Faktor $\dot{\epsilon}_0$ lässt sich durch den folgenden Ausdruck definieren:

$$\dot{\epsilon}_0 = v_0 \cdot \Omega \quad (2)$$

v_0 ist die Anlauffrequenz der Versetzung gegen das Hindernis. Die Elementardehnung Ω ist durch die folgende Formel bestimmt [27],[28]:

$$\Omega = b \cdot \rho_m \cdot L \quad (3)$$

ρ_m bezeichnet die mobile Versetzungsdichte, L den mittleren Laufweg der Versetzung und b den Burgersvektor.

Bei einer vernachlässigbaren „Flugzeit“, der Versetzungen zwischen den Hindernissen berechnet Orowan [60] die Dehnrates $\dot{\epsilon}$ aus der Elementardehnung Ω und der mittleren Wartezeit t_w der Versetzungen an der Hindernissen gemäß Gleichung (4):

$$\dot{\epsilon} = \frac{\Omega}{t_w} \quad (4)$$

Auf der anderen Seite wird die Bewegung von Stufen- und Schraubenversetzungen (Abschnitt 2.1) mit dem wachsenden Aufbau von Versetzungsknäulen verzögert. Die Wartezeit

beweglicher Versetzungen ist an den Knäueln bei Raumtemperatur merklich verlängert, so dass sich Versetzungen gegen die Knäuel aufstauen. Wenn die angelegte Spannung erhöht wird, führen diese aufgestauten Versetzungen als Gruppe eine ruckweise Bewegung aus und bilden plötzlich ein grobes Gleitband [55] Die heterogene Verformung, die dem ruckweisen Fließen entspricht, wird durch diese plötzlichen Versetzungsbewegungen verstärkt.

Die Wirkung der Dynamischen Reckalterung wird phänomenologisch durch eine Erhöhung der Hindernisenthalpie ΔG beschrieben [20],[39]:

$$G = G_0 + \Delta G - V \cdot (\sigma - \sigma_a) \quad (5)$$

G_0 ist die Hindernisenthalpie ohne Vorhandensein der dynamischen Reckalterung, V das sogenannte Aktivierungsvolumen, σ die äußere Spannung und σ_a die athermische Spannung.

Durch Verwendung der effektiven Spannung $(\sigma - \sigma_a)$ wird berücksichtigt, dass auf die Versetzungen im Kristallinneren auch weitreichende und damit athermische Spannungen σ_a einwirken. Diese werden durch Eigenspannungsfelder anderer Versetzungen und in Legierungen durch Fremdatomcluster hervorgerufen. Sie sind der äußeren Spannung σ entgegengerichtet. Der Faktor $\dot{\epsilon}_0$ der Arrhenius-Gleichung wird bei der thermischen Aktivierungsanalyse unabhängig von der aufgeprägten Dehnrates $\dot{\epsilon}$ angesehen. Die mobile Versetzungsdichte ρ_m hängt auch von der Dehnrates $\dot{\epsilon}$ ab. Das ist eine Folge der Konzentration der mobilen Versetzungen im aktiven Kristallvolumen V_a , das nur einen Bruchteil des gesamten Kristallvolumens V_0 einnimmt, aber allein die momentane plastische Verformung trägt. Die lokale mobile Versetzungsdichte ρ_m^{lok} ist im aktiven Kristallvolumen V_a konstant. Die Größe des aktiven Gleitvolumens hängt aber von der aufgeprägten (äußeren) Dehnrates $\dot{\epsilon}$ ab. Die äußere Dehnrates verhält sich zur wahren lokalen Abgleitrates \dot{a} wie das aktive Volumen zum Gesamtvolumen und es gilt nach [22],[23]:

$$\rho_m(\dot{\epsilon}) = \rho_m^{lok} \cdot \frac{V_a(\dot{\epsilon})}{V_0} = \rho_m^{lok} \cdot \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{a}} \quad (6)$$

Durch den Einsatz von einem Parameter β_a kann das Verhältnis zwischen der Änderung der Dehnrates ($\dot{\epsilon}_1 \rightarrow \dot{\epsilon}_2$) und Änderung der lokalen Abgleitrates $\dot{a}_1 \rightarrow \dot{a}_2$ beschrieben werden[22]:

$$\frac{\dot{a}_2}{\dot{a}_1} = 1 - \beta_a + \beta_a \cdot \frac{\dot{\epsilon}_2}{\dot{\epsilon}_1} \quad \text{mit: } 0 < \beta_a < 1 \quad (7)$$

Das führt für kleine Änderungen der Dehnrates zu einer Beschreibung der Dehnratesabhängigkeit des präexponentiellen Vorfaktors in Gleichung (2):

$$\left(\frac{d \ln \dot{\epsilon}_0(\Omega)}{d \ln \dot{\epsilon}} \right)_T = \left(\frac{d \ln \Omega(\rho_m)}{d \ln \dot{\epsilon}} \right)_T = \left(\frac{d \ln \rho_m}{d \ln \dot{\epsilon}} \right)_T \approx 1 - \beta_a \quad (8)$$

Die Größe des aktiven Gleitvolumens V_a hängt in gewissen Fällen erheblich von der Dehnrage ab. Die zusätzliche Verankerung der Versetzungen durch herandiffundierende Fremdatome während der Verformung wird als Reckalterung bezeichnet. Sie führt zu einer reckalterungsbedingten Erhöhung der Fließspannung σ um den Betrag $\Delta\sigma_{\text{DRA}}$. Die Wirkung der Reckalterung auf die Fließspannung $\Delta\sigma_{\text{DRA}}$ wird durch verschiedene Modelle beschrieben. Da die Fremdatome mit einer endlichen Diffusionsrate η zu den Versetzungen gelangen, ist die Zusatzenthalpie von der Wartezeit t_w der Versetzung vor dem Hindernis abhängig [43],[64]. Man nimmt gewöhnlich an, dass der Reckalterungsbetrag $\Delta\sigma_{\text{DRA}}$ proportional zur Zunahme ΔC der Linienkonzentration C von Gleithindernissen wächst. Die Erhöhung der Linienkonzentration um ΔC ist eine Funktion der Diffusionskonstante $D(T)$ und der Alterungszeit t_a , welche bei stationärer Verformung mit der Wartezeit t_w identisch ist [31],[51]. Wird mit ΔG_∞ die maximale Zusatzenthalpie für ein vollständig gealtertes Versetzungssegment bezeichnet, ergibt sich die Wartezeitabhängigkeit der Zusatzenthalpie zu

$$\Delta G(t_w) = \Delta G_\infty (1 - \exp[-(\eta t_w)^n]), \quad (9)$$

Die Gleichung (9) weist darauf hin, dass die Aktivierungsenthalpie im Fall dynamischer Reckalterung für die Versetzung umso größer wird, je länger die Wartezeit t_w andauert, weil immer mehr Fremdatome die Versetzung erreichen. Die Wartezeit t_w ist gemäß [27], [29] umgekehrt proportional zur der Dehnrage:

$$t_w = \frac{\Omega}{\dot{\epsilon}} \quad (10)$$

Daraus lässt sich schließen, dass bei höherer Dehnrage eine kleinere Aktivierungsenthalpie zur Hindernisüberwindung benötigt wird, wenn dynamische Reckalterung auftritt. Die Stärke der dynamischen Reckalterung hängt in wesentlichen von der Wartezeit t_w der Versetzungen und der Zahl der Diffusionswege N ab.

Die Größe des Exponenten n in Gleichung (9) ist abhängig vom Diffusionsmechanismus, über den die Fremdatome zu den Versetzungen gelangen. Allgemein lässt sich für die Zunahme der Linienkonzentration schreiben [38], [39]:

$$\Delta C \sim N(D \cdot t_a)^n$$

und mit

$$t_a = t_w = \Omega / \dot{\epsilon}$$

wird daraus

$$\Delta C \rightarrow N \cdot \left(\frac{\Omega \cdot D}{\dot{\epsilon}} \right)^n \quad (11)$$

Für den Fall dreidimensionaler Volumendiffusion ergibt sich $n = 2/3$ [8]. Falls eindimensionale Diffusion entlang der Versetzungskerne stattfindet (Pipe-Diffusion), folgt $n = 1/3$. Die Wirkung der Reckalterung auf die Fließspannung $\Delta\sigma_{DRA}$ wird durch zwei verschiedene Modelle beschrieben. Van den Beukel [44], [45] betrachtet die Verankerung der wartenden Versetzung durch die Erhöhung der Fremdatomkonzentration längs der gesamten Versetzungslinie. Diese wird durch Volumendiffusion hervorgerufen. Es steht aber der Annahme nichts im Wege, dass eine solche Verankerung entlang der gesamten Versetzungslinie auch durch „Pipe-Diffusion“ hervorgerufen werden kann, und zwar sowohl durch „Umordnen“ der bereits auf der mobilen Versetzung vorhandenen Atome ($N=1$) als auch durch Aufnahme weiterer Fremdatome von bereits gealterten Waldversetzungen.

Das Modell von Mulford und Kocks [52] geht von einer Verstärkung der Knotenpunkte zwischen Waldversetzungen und mobilen Versetzungen durch Reckalterung aus. Die Verstärkung der Versetzungsknoten erfolgt allein durch „Pipe-Diffusion“. Die Knotenverstärkung bewirkt einen Anstieg der Versetzungshärtung σ_d d.h. $\Delta\sigma_{DRA} \sim \sigma_d$. Mit zunehmender Spannung wächst die Anzahl der Diffusionswege. Anhand dieser Betrachtung wird deutlich, dass die Erhöhung der Fließspannung durch Reckalterung $\Delta\sigma_{DRA}$ von der Zahl der Diffusionswege und der Alterungskinetik abhängt [38].

Mit zunehmender Wartezeit t_w kommt es aber bei hinreichend starker Reckalterung zur Sättigung der Versetzungen mit Fremdatomen. Nach der Fermi-Statistik (jeder Platz an der Versetzung kann nur von einem Fremdatom besetzt werden), ergibt sich die Sättigungskonzentration c_{max} [53], [59]:

$$c_{max} = c_0 \cdot \frac{\exp(-W / \kappa T)}{1 + c_0 \cdot (\exp(-W / \kappa T) - 1)} \quad \text{mit: } W < 0, \quad (12)$$

$$c_{max} \approx c_0 \cdot \exp\left(\frac{-W}{\kappa T}\right) \quad \text{für große } T \quad (13)$$

Hierbei repräsentiert W die Bindungsenergie. Die Sättigungskonzentration c_{max} nimmt Gleichung (13) zufolge mit steigender Temperatur ab und das umso stärker, je kleiner die effektive Bindungsenergie W ist.

Neben der Wechselwirkung zwischen Fremdatomen und Versetzungen treten noch eine Reihe weiterer Wechselwirkungsmechanismen auf. Genannt seien die dielastische (Moduländerungen) und die elektronische (Änderung der lokalen elektronischen Struktur) Wechselwirkung sowie chemische Effekte. Ein Beispiel für eine chemische Wechselwirkung ist der Suzuki-Effekt [41]. Dies ist genau der Fall, wenn die Stapelfehlerenergie γ_{SFE} mit zunehmender Fremdatomkonzentration abnimmt. Für die Spannungserhöhung aufgrund des Suzuki-Effekts gilt:

$$\Delta\sigma_{DRA} (\text{Suzuki}) \propto \gamma_{SFE}(c_0) - \gamma_{SFE}(c_{SFE}) \quad (14)$$

Die c_0 ist die Matrixkonzentration und c_{SFE} ist die Konzentration im Stapelfehlerband. Aus der Gleichung (14) lässt sich ableiten, dass der Suzuki-Effekt nur auftreten kann, wenn die Stapelfehlerenergie γ_{SFE} mit zunehmender Fremdatomkonzentration abfällt.

2.2.3 Dehnratenempfindlichkeit der Fließspannung

Die Arrhenius-Gleichung (1) erlaubt die Ermittlung der sogenannten Dehnratenempfindlichkeit S aus der Änderung der Spannung bei einer Variation der Dehnraten. Die Dehnratenempfindlichkeit S ist als dimensionslose Größe definiert [38], [47], [48]:

$$S = \frac{b^3}{kT} \cdot \left(\frac{d\sigma}{d \ln \dot{\epsilon}} \right)_T \quad (15)$$

Sie ergibt sich aus der Spannung, welche durch die Gleichungen (1) und (5) festgelegt ist:

$$\sigma = \sigma_a + \frac{kT}{V} \cdot \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) + \frac{G_0}{V} + \frac{\Delta G}{V} \quad (16)$$

Bei der Dehnratenempfindlichkeit ist zwischen der instantanen (sofortigen) S_i und der stationären Dehnratenempfindlichkeit S_s zu unterscheiden. Die instantane Dehnratenempfindlichkeit wird aus der Spannungsänderung $\Delta\sigma_i$ unmittelbar nach einem Dehnratenwechsel ($\dot{\epsilon} \rightarrow \dot{\epsilon}_2$) (Abb.6) berechnet. Da sich hier die Zusatzenthalpie noch nicht geändert hat, gilt:

$$S_i = \frac{b^3}{kT} \cdot \frac{\Delta\sigma_i}{\Delta \ln \dot{\epsilon}} = \frac{b^3}{V} \quad (17)$$

Die instantane Dehnratenempfindlichkeit S_i ist immer positiv. Dies folgt aus dem Modell der thermisch aktivierten Versetzungsbewegung (2.2.2). Die Dehnratenempfindlichkeit erreicht nach dem Dehnratenwechsel einen stationären Wert S_s (Abb.6), wenn die Dehnung um einen gewissen Betrag zugenommen hat.

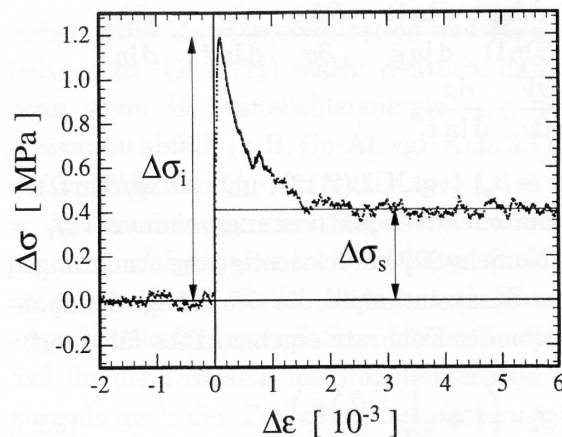


Abb.6: Die Spannungsänderung $\Delta\sigma_i$ nach einem Wechsel zu einer höheren Dehnraten [8]

Dann hat sich eine Spannungsänderung $\Delta\sigma_s$ eingestellt, die als stationäre Spannungsänderung bezeichnet wird:

$$S_s = \frac{b^3}{kT} \cdot \frac{\Delta\sigma_s}{\Delta \ln \dot{\epsilon}} = S_i + \frac{b^3}{V} \cdot \frac{1}{kT} \cdot \frac{\Delta(\Delta G)}{\Delta \ln \dot{\epsilon}} \quad (18)$$

Mit der Einführung der rekalterungsbedingten Spannungsdifferenz $\Delta\sigma_{DRA}$

$$\Delta\sigma_{DRA} = \Delta\sigma_s - \Delta\sigma_i$$

erhält man aus Gl. (18) die rekalterungsbedingte Dehnratenempfindlichkeit S_{DRA} [21]:

$$S_{DRA} = S_s - S_i = \frac{b^3}{kT} \cdot \frac{d(\Delta\sigma_{DRA})}{d \ln \dot{\epsilon}} = \frac{b^3}{V \cdot kT} \cdot \frac{d(\Delta g)}{d \ln \dot{\epsilon}} < 0. \quad (19)$$

In Abb.7 ist der Verlauf der beiden Dehnratenempfindlichkeiten als Funktion der reduzierten Fließspannung $\sigma - \sigma_0$ dargestellt.

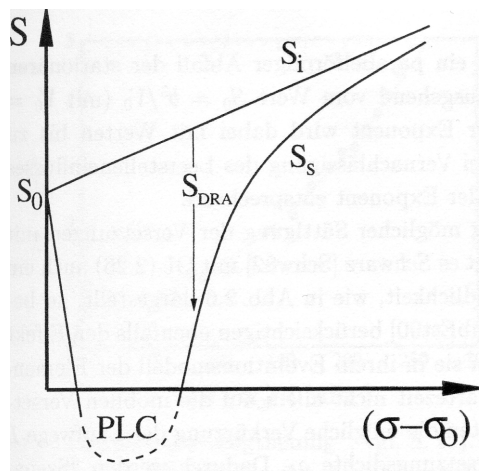


Abb.7: Die instantane und die stationäre Dehnratenempfindlichkeit S_i bzw. S_s als Funktion der reduzierten Fließspannung $\sigma - \sigma_0$ [8]

2.2.4 Bedingungen für die instabile Verformung nach Estrin und Kubin

Der Portevin – LeChatelier - Effekt (PLC) beschreibt nach [61, [62]. ein räumlich und zeitlich instabiles Verformungsverhalten bei Metallegierungen. Ein vollständiges PLC-Modell muss sowohl die zeitlichen Instabilitäten als auch das gleichzeitige Einsetzen von räumlichen Verformungsinhomogenitäten erklären.

Um ein Kriterium für das Auftreten einer Verformungsinstabilität zu finden, führen Estrin und Kubin [27], [28] eine lineare Stabilitätsanalyse durch. Sie gehen dabei von einer konstitutiven Verknüpfung zwischen Fließspannung σ , Dehnung ϵ , und Dehnrade $\dot{\epsilon}$ aus:

$$d\sigma = h \cdot d\epsilon + s \cdot d \ln \dot{\epsilon} \quad (20)$$

wobei das $h = \partial\sigma / \partial\epsilon$ der Verfestigungskoeffizient und $s = \partial\sigma / \partial \ln \dot{\epsilon} = S \cdot kT / b^3$ die Dehnratenempfindlichkeit sind.

Im Rahmen einer Stabilitätsanalyse verfolgen Estrin und Kubin [30] die zeitliche Entwicklung einer Störung $(\delta\epsilon)_0$:

$$\delta\epsilon = (\delta\epsilon)_0 \cdot \exp(\lambda \cdot t). \quad (21)$$

Aus der Gleichung (20) und (21) erhält man den maßeinheitenlosen Stabilitätsparameter λ ,

$$\lambda = \frac{\sigma - h}{s} \cdot \dot{\epsilon}, \quad (22)$$

der für $\lambda > 0$ eine instabile und für $\lambda \leq 0$ eine stabile Verformung anzeigt. Das führt auf zwei verschiedene Instabilitätsbedingungen:

$$\text{(Typ 1):} \quad h < \sigma \quad \text{mit: } s > 0, \quad (23)$$

$$\text{(Typ 2):} \quad s < 0 \quad \text{mit: } h > \sigma,$$

Instabilitäten vom Typ 1 treten auf, wenn es keine (oder nur geringe) Verfestigung gibt. Ein Beispiel solcher Instabilitäten stellt die Lüdersbandbildung am Beginn plastischer Verformung dar. Die Instabilitäten des zweiten Typs treten bei negativen Dehnratenempfindlichkeiten auf und verursachen die Lasteinbrüche des PLC-Effekts. Das Auftreten dieser Instabilitäten ist am besten in Spannungs-Dehnungs-Diagrammen erkennbar.

Aus der Verformungsabhängigkeit der Dehnratenempfindlichkeit und aus dem Kriterium $s < 0$ ergeben sich die Grenzen stabiler (bzw. instabiler) Verformung. Die Grenzen werden im sogenannten Stabilitätsdiagramm [21] als Funktion der Temperatur T oder der Dehnrates $\dot{\epsilon}$ dargestellt. Abb.8 zeigt eine Spannungs-Dehnungs-Kurve mit Abschnitten stabiler (glatter) und instabiler (gezackter) Verformung.

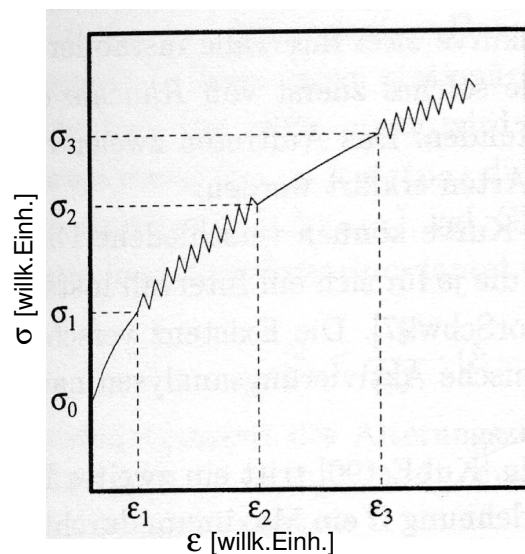


Abb.8: Schematische Spannungs-Dehnungs-Kurve mit Bereichen stabiler und instabiler Verformung [8]

In Abb.9 ist das Stabilitätsdiagramm einer Legierung dargestellt, deren Dehnratenempfindlichkeit dem $S(\sigma - \sigma_0)$ -Verlauf von Abb.7 bei einer Temperatur $T_A < T < T_B$ entspricht.

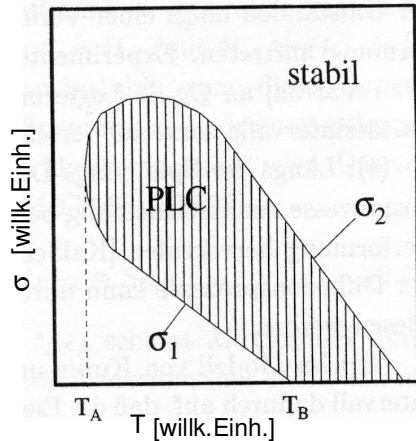


Abb.9:

Schematisches Stabilitätsdiagramm nach [8]
 $\sigma_1 = \sigma_1(T)$ = Grenzlinie für Antritts des PLC-Gebiets;
 $\sigma_2 = \sigma_2(T)$ = Grenzlinie für Austritt aus dem PLC-Gebiets

Wird im Laufe der Verformung die Spannung σ_1 erreicht, nachdem die Dehnratenempfindlichkeit negativ geworden ist, so wird die Verformung instabil. Bei einer Spannung $\geq \sigma_2$ zeigt die Probe - bei jetzt ansteigender Dehnratenempfindlichkeit- wieder stabiles Verformungsverhalten. Die Stabilitätsgrenze und die Instabilitätsgrenze σ_2 fallen mit zunehmender Temperatur zu kleineren Spannungswerten hin ab. Dieses Verhalten ist auf die thermische Abhängigkeit der Diffusionsprozesse zurückzuführen und wird daher als normal bezeichnet. Demgegenüber stehen Erscheinungsformen des PLC-Effekts, bei denen eine Grenze mit zunehmender Temperatur ansteigt. Hierbei handelt es sich um eine anomale PLC-Grenze [17]. Hier spricht man von einem Übergang von instabiler zu stabiler Verformung.

2.2.5 Bedingungen für die instabile Verformung nach Hähner und Zaiser

Hähner und Zaiser [26] sind der Auffassung, dass Änderungen der externen Spannung σ nicht nur auf Änderungen der Verfestigung und der Dehnraten zurückzuführen sind, sondern auch auf Änderungen des Reckalterungszustands. Sie erweitern deshalb Gleichung (20) um eine dynamische Fließspannungskomponente $d\sigma_\phi$

$$d\sigma = h \cdot d\varepsilon + s \cdot d \ln \dot{\varepsilon} + d\sigma_\phi \quad (24)$$

Der Einfluss der Änderung des Reckalterungszustandes $\Phi \equiv \Delta G$ beim Dehnratenwechsel auf die Fließspannung wird also bei der Berechnung der stationären Dehnratenempfindlichkeit S_S folgendermaßen berücksichtigt:

$$S_S = S_i + \underbrace{\frac{\partial \sigma}{\partial \Phi} \Big|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}} \frac{d\Phi}{d \ln \dot{\varepsilon}}}_{S_{DRA} < 0} \quad (25)$$

Der Einfluss der Reckalterung (durch die Variable Φ dargestellt) nimmt mit steigender Dehnraten $\dot{\varepsilon}$ und damit sinkender Wartezeit t_w ab [($d\Phi/d \ln \dot{\varepsilon}$) < 0]. Der Beitrag des Reckalterungsanteils S_{DRA} kann bei bestimmten Temperaturen, Dehnraten und Verformungszuständen so groß werden, dass er die instantane Dehnratenänderung übersteigt und damit die stationäre Dehnratenempfindlichkeit insgesamt negativ wird. Diese Erscheinung führt zu PLC-Instabilitäten.

Bei der Änderung des Rekalterungszustandes bei einem Dehnratenwechsel in der Zeit t_Φ ändert sich die Spannungskomponente σ_Φ entsprechend. Die Dynamik von σ_Φ kann durch folgende Formel beschrieben werden [26], [59], [60]:

$$\Delta \dot{\sigma}_\Phi = + \frac{1}{t_\Phi} \left[(S_s - S_i) \frac{\Delta \dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}} - \Delta \sigma_\Phi \right] \quad (25)$$

Diese Gleichung modelliert das relaxationsartige Fließspannungsverhalten. Die Änderung der Rekalterungszustände ist nach einem Dehnratenwechsel zunächst Null, weil sie sich nicht instantan den neuen Bedingungen anpassen können. Nachdem sich die neuen Rekalterungszustände in der Zeit t_Φ relaxationsartig eingestellt haben, beträgt die Änderung der Fließspannung:

$$d\sigma_\Phi = (S_s - S_i) \cdot d(\ln \dot{\epsilon}) \quad (26)$$

Hähner und Zeiser [26],[59],[60] haben untersucht, ob Fluktuationen nach dem Ansatz:

$$(\Delta \sigma, \Delta \Phi) = (\Delta \sigma^*, \Delta \Phi^*) \cdot \exp[\lambda t] \quad (27)$$

exponentiell anwachsen oder abklingen. Aus den Gleichungen (27) und (25) leitet sich das folgende Gleichungssystem ab:

$$\frac{\partial}{\partial t} \begin{bmatrix} \Delta \epsilon \\ \Delta \sigma_\Phi \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} -1/t_\sigma & -1/(\Theta - \sigma)t_\sigma \\ (\Theta - \sigma)/t_{\sigma\Phi} & 1/t_{\sigma\Phi} - 1/t_\Phi \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \Delta \epsilon \\ \Delta \sigma_\Phi \end{bmatrix} \quad (28)$$

Die in Gleichung (28) vorkommenden Zeiten t_σ und $t_{\sigma\Phi}$ sind gegeben durch:

$$t_\sigma = \frac{S_i}{\dot{\epsilon}(\Theta - \sigma)}, \quad t_{\sigma\Phi} = \frac{S_i}{S_i - S_s} \cdot t_\Phi \quad (29)$$

Die charakteristische Relaxationszeit einer Spannungsfuktuation wird durch t_σ beschrieben. Auf der anderen Seite ist $t_{\sigma\Phi}$ die Zeit für das Wachstum einer Fließspannungsstörung infolge einer Änderung des Rekalterungszustandes.

Die Instabilitäten treten dann auf, wenn gilt

$$\frac{1}{t_{\sigma\Phi}} > \frac{1}{t_\sigma} + \frac{1}{t_\Phi} \quad (30)$$

Das Instabilitätskriterium zeigt auf, dass das System so lange stabil bleibt, wie die Rate $1/t_{\sigma\Phi}$, mit der das System durch eine Änderung des Rekalterungszustandes Φ destabilisiert wird, kleiner bleibt als die Summe der Raten der stabilisierenden Prozesse, also dem Relaxationsverhalten von Φ und der Verfestigung.

2.2.6 Wartezeitmodelle für den PLC-Effekt

In diesem Kapitel werden die Modelle, die für das Verständnis des PLC-Effekts und der experimentellen Ergebnisse wichtig sind, vorgestellt und diskutiert. In der letzten Zeit wurde der PLC-Effekt als ein Typ lokaler Verformungserscheinungen theoretisch und experimentell untersucht. Es besteht allerdings noch erheblicher Forschungsbedarf, die dem PLC-Effekt zugrunde liegenden physikalischen Prozesse so umfassend zu verstehen, dass gezielt auf die Bildung und Propagation der PLC-Bänder Einfluss genommen werden kann.

Im Abschnitt 2.2.1 wurde bereits erwähnt, dass eine mögliche Ursache für die Entstehung des PLC-Effekts die dynamische Reckalterung (DRA) ist. In der Literatur wurde das Phänomen durch die Blockierung der Versetzungsbewegung durch diffundierende Legierungsfremdatome erklärt [40]. Diese Deutung der DRA wurde von einigen Autoren stark modifiziert [31],[32]. McCormick nahm an, dass Fremdatome die Versetzung behindern, während sie vor einem Hindernis auf thermische Aktivierung warten. Das "Wartezeitmodell" beruht somit auf der Vorstellung sprunghafter, thermisch aktivierter Versetzungsbewegung. Nach dem Wartezeitenmodell erfolgt die Bewegung der Versetzungen durch ein Kristallgitter, welches ein Spektrum von Hindernissen enthält (Waldversetzungen, Fremdatome, Fremdatomkluster Ausscheidungen, etc.) diskontinuierlich. Die klassischen Reckalterungsmodelle schreiben die Verformungsabhängigkeit der Reckalterung und der Dehnratenempfindlichkeit im Wesentlichen der Änderung der Wartezeit im Laufe der Verformung zu [21],[45]. Alle Wartezeitmodelle beruhen auf der Erklärung, dass sich die Wartezeit mit zunehmender Verformung stark ändert. Die Messungen der Wartezeit von Springer und Schwink [39], die auf einer Kombination von Dehnratenwechseln und Spannungsrelaxationen beruhen, zeigen, dass die Elementardehnung mit der Spannung um höchstens eine Größenordnung ansteigt.

Das Modell von Schwarz [56] zeigt, dass die Beschreibung eines Minimums der Dehnratenempfindlichkeit gelingt, wenn die Sättigung der Versetzungen mit Fremdatomen einbezogen wird. Kubin und Estrin [27] berücksichtigen ebenfalls den Effekt der Sättigung. Zusätzlich führen sie in ihrem Modell der Elementardehnung Ω die Wartezeit nicht allein auf die mobilen Versetzungen zurück, sondern betrachten die mögliche Verkürzung der Laufwege L durch den Anstieg der Waldversetzungsdichte. Dadurch wird gezeigt, dass die Wartezeit zunächst aufgrund der wachsenden mobilen Versetzungsdichte ansteigt, dann am Ende der Verformung aber durch die steigende Waldversetzungsdichte wieder abfällt.

Die anderen Autoren, wie Koks und Mitarbeiter [50],[52] betrachten statt der Entwicklung der Wartezeit t_w die Verstärkung der Versetzungshindernisse. Die Reckalterungsverstärkung der Waldversetzungen wächst somit proportional zur Spannung.

2.2.7 Das PLC-Modell von Hähner

Das Modell von Hähner [24], [25] zeigt auf, dass die Charakteristika des PLC-Effekts nicht zu entkoppeln sind, sondern einander bedingen. Hähner berücksichtigt eine Wartezeitenverteilung für die mobile Versetzungspopulation und Versetzungswechselwirkungen, die bei verschwindender stationärer Dehnratenempfindlichkeit zu weitreichenden Versetzungskorrelationen führen. Das Modell begründet die Verzögerung beim Übergang von einem Verformungszustand in den anderen mit der Umverteilung des Wartezeitenspektrums der Versetzung während der Relaxationszeit t_ϕ . In Abb.10 ist die Relaxation der Fließspannung gut zu erkennen.

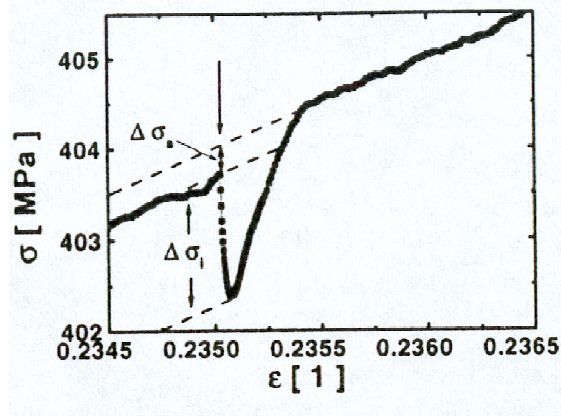


Abb.10: Relaxation der Fließspannung [35]

Das Modell von Hähner zeigt, dass dynamische Reckalterung allein nicht ausreicht, den PLC-Effekt herbeizuführen. Erst eine gleichzeitige Berücksichtigung der Versetzungskorrelation aufgrund weitreichender Wechselwirkungen führt zu einem instabilen Verformungsverhalten. Solche Korrelationen bilden sich aus, wenn die weitreichende Spannung, die zwei mobile Versetzungen auf parallelen Gleitebenen über eine Distanz ξ aufeinander ausüben, größer ist, als die statistischen Schwankungen der Spannung $\delta\sigma_{eff}$ des die Versetzungen umgebenden Mediums aller anderen Versetzungen

$$\xi \approx \frac{\mu b}{\sqrt[4]{\langle (\delta\sigma_{eff})^2 \rangle}} \approx \frac{\mu b}{\sqrt[4]{S_s \langle \sigma_{int} \rangle}} \quad (31)$$

wobei $\delta\sigma_{eff} = -\delta\sigma_{int}$ gilt und μ der Schermodul sowie $S_s = \delta\langle\sigma_{eff}\rangle / \delta\ln\langle\dot{\epsilon}\rangle$ die lokale stationäre Dehnratenempfindlichkeit ist.

Aus der Gleichung (31) lässt sich ableiten, dass die Korrelationslänge größer wird, wenn die Dehnratenempfindlichkeit S_s abnimmt, und im Grenzfall $S_s \rightarrow 0$ divergiert. Die Korrelationszeit t_{corr} wird nach folgender Gleichung berechnet:

$$t_{corr} = \frac{b\rho_m L}{\dot{\epsilon}}, \quad (32)$$

Hierbei bezeichnet L die freie Weglänge der Versetzungen bis zur Immobilisierung. Neben der Korrelationszeit t_{corr} muss man die charakteristische Zeit t_{cond} betrachten, die zunächst unkorrelierte Versetzungen benötigen, um in einen korrelierten Bewegungszustand überzugehen.

$$t_{cond} = (8\pi)^2 \frac{S_\infty \langle \sigma_{int} \rangle \Omega}{\mu^2 \dot{\epsilon}^3} \{\delta\tau_w^2\}^{-1} \quad (33)$$

Die Effizienz der Versetzungswechselwirkung lässt sich durch den Korrelationsparameter A beschreiben:

$$A = \frac{t_{corr}}{t_{cond}} \quad (34)$$

Der Korrelationsparameter A wird bei starker Wechselwirkung, wenn die Korrelationszeit t_{corr} lang und die „Kondensationszeit“ t_{cond} kurz ist, sehr groß und divergiert für den Fall $S_S \rightarrow 0$.

Dieses PLC-Modell lässt sich gut anhand von Abb.11 beschreiben. Ist die Wechselwirkung schwach, tendiert A gegen Null und die Verteilungsfunktion $f_1(t_w)$ nähert sich der breiten Verteilungsfunktion $f_0(t_w)$ an, die unter Vernachlässigung der Versetzungskorrelation abgeleitet wurde (Abb.11a). Mit zunehmender Versetzungskorrelation (wachsendem A) wird die Verteilungsfunktion $f_1(t_w)$ immer schmaler (Abb.11b-c)

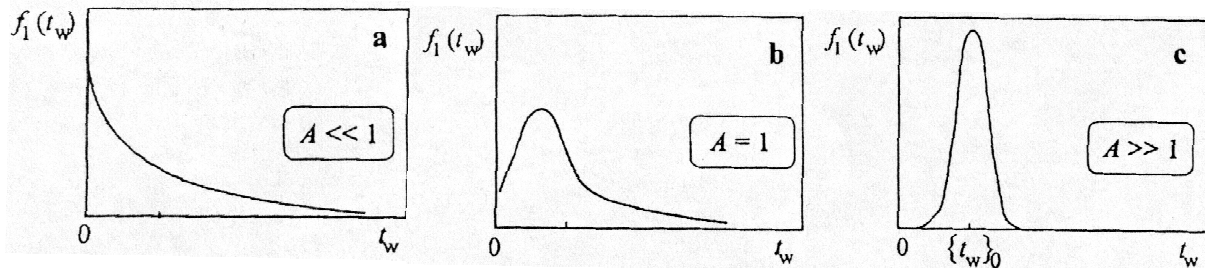


Abb.11: Änderung der Wartezeitenverteilung mit der Stärke der Versetzungswchselwirkung, ausgedrückt durch den Wechselwirkungsparameter A [35]

Hähner entwirft ein Modell zur Beschreibung der PLC-Grenzen, in dem der PLC-Effekt nicht bei $S = 0$, sondern erst bei deutlich negativer Dehnratenempfindlichkeit S_{krit} einsetzt. In Abb.12 ist dargestellt, wie man bei Anwendung seines Stabilitätskriteriums unter Umständen zwei PLC-Intervalle längs einer Spannungs-Dehnungs-Kurve auch ohne einen erneuten Abfall der Dehnratenempfindlichkeit durch einen weiteren Reckalterungsprozess erhält.

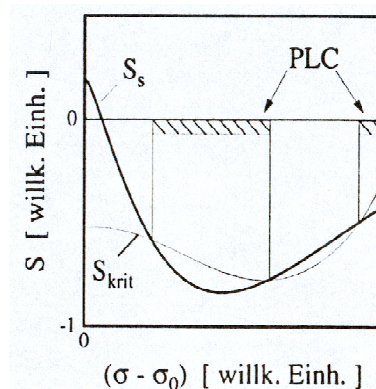


Abb.12: Schematische Darstellung zur Entstehung von Instabilitätsintervallen nach dem Hähnerschen Stabilitätskriterium [8]

2.2.8 Methoden zur Analyse des inhomogenen Verformungsverhaltens in PLC-Bändern

In diesem Abschnitt werden verschiedene experimentelle Methoden zur Untersuchung des PLC-Effekts vorgestellt, die aus der Literatur bekannt sind.

Aufnahme der Spannungs-Dehnungs-Kurve

Die einfachste Methode zur Untersuchung des PLC-Effekts besteht in der Aufnahme der Spannungs-Dehnungs-Kurve unter Variation des Regelungsparameters (Weg, Kraft, Dehnung), der Verformungsgeschwindigkeit, der Temperatur, der Probendicke sowie der Korngröße und des Wärmebehandlungszustands des Werkstoffs. Die Messung der Dehnung erfolgt mit einem oder zwei Clip - on - Extensometern [18],[31],[57],[58].

Die Spannungs-Dehnungs-Kurve liefert die wichtigsten elastischen und plastischen Eigenschaften der Probe. Aus der Spannungs-Dehnungs-Kurve lässt sich feststellen, in welchem Bereich der Verformung die PLC-Bänder aufgetreten sind, wie stark die lokale Dehnung in den propagierenden Bändern ansteigt und wie groß der Spannungsabfall bzw. die kritische Spannung ist. Die Instabilität der Verformung ist das augenfälligste Merkmal der Spannungs-Dehnungs-Kurve.

Allerdings lässt die Spannungs-Dehnungs-Kurve allein noch keine zuverlässige Zuordnung der Bänder zu den PLC-Bandtypen zu. Die bisher durchgeführten experimentellen Untersuchungen haben vielmehr gezeigt, dass das Verformungsverhalten im Bereich von PLC-Bändern sowohl lokal als auch global erfasst werden muss, um eine sichere PLC-Band-Klassifizierung zu gewährleisten. In der Arbeit [35] wird das lokale inhomogene Verformungsverhalten in Zusammenhang mit den entsprechenden Spannungs-Dehnungs-Kurven gebracht. Dadurch ist es dem Autor gelungen, die PLC-Banddynamik mit den Spannungs-Instabilitäten zu korrelieren und es war möglich, die PLC-Typen dem inhomogenen Verformungsverhalten zuzuordnen.

Laser-Extensometrie

Die Laserextensometrie wurde erstmalig von einer Gruppe in Braunschweig zur Untersuchung der PLC-Bildung und –Ausbreitung eingesetzt [35],[67]. Das Prinzip dieser Methode besteht darin, dass ein Laserstrahl während der Verformung in Längsrichtung über den parallelen Steg einer Zugprobe geführt wird (Abb.13).

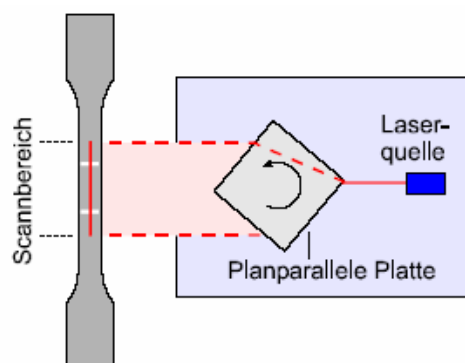


Abb.13: Schematische Darstellung des Laserextensometers

Der Messbereich auf der Probe (50 mm lang) wurde zuvor mit einem Gitter von 20-30 weißen Linien (Breite 1mm) versehen [35]. Wenn der Laserstrahl die weißen Linien trifft, wird das Laserlicht reflektiert und gelangt, gebündelt durch eine Linse, auf einen Detektor. Ein Scan über die Länge von 50 mm dauert ungefähr 5ms. Das von den weißen Linien reflektierte Licht erscheint als ein Peak des Photospannungs-Zeit-Signals. Im Laufe der Verformung ändert sich der zeitliche Abstand zwischen benachbarten Peaks, woraus der örtliche Linienabstand und damit die lokalen Dehnungen bestimmt werden können. Dadurch kann die Inhomogenität der Verformung analysiert werden.

Flächenhafte Beobachtung mit Videokameras

Diese Methode beruht auf der Aufnahme der Probeoberfläche während der Verformung mittels Videokamera, um die PLC-Oberflächeninhomogenitäten längs der Probe sichtbar zu machen. Durch die Video-Registrierung werden die PLC-Bänder mit den lokalen Verformungen in Korrelation gebracht. Daher ist es möglich, eine Verbindung zwischen dem Typ der PLC-Bänder und der inhomogenen Verformung herzustellen [19].

Schallemissionsanalyse

Neben den Informationen, die mit der Hilfe Laser-Extensometers gewonnen wurden, sind zusätzliche Messungen erforderlich, um Aussagen über das mikrostrukturelle Verhalten auf Versetzungsebene zu erhalten. Eine hierfür geeignete Methode ist die Messung der akustischen Emission [AE] während der Verformung, die durch die diskontinuierliche Bewegung der Versetzungen im Kristallgitter verursacht wird [13]. Die Bewegung einer einzelnen Versetzung reicht allerdings nicht aus, um eine messbare akustische Emission zu erzeugen. Es kann jedoch ein kollektives Versetzungsverhalten beobachtet werden, das für den PLC-Effekt charakteristisch ist. Dadurch wird es möglich, die mikrostrukturellen Ereignisse mit den makroskopischen Spannungs- und den laserextensometrischen Messdaten im Bereich des PLC-Effekts zu verknüpfen

2.2.9 Klassifizierung und Eigenschaften der PLC-Instabilitäten (PLC-Typen)

Die PLC-Bänder zeigen verschiedene charakteristische Verhaltensweisen, die zur unterschiedlichen Ausprägungen des PLC-Effekts führen. Diese sind von der Stärke der Reckalterung und dem jeweiligen Verformungszustand der Probe abhängig. In der Literatur gibt es bisher keine einheitliche Einteilung der PLC-Typen. In den letzten Jahren hat sich aber die Klassifizierung in die Typen A, B und C sehr weit durchgesetzt. Diese Klassifizierung wurde von McCormick [34] (vgl. auch [49]) übernommen und weiter entwickelt. Abb.14 zeigt die Beispiele der PLC-Typen, die von verschiedenen Autoren klassifiziert worden sind.

Die Klassifizierung wurde in der Literatur auf Basis der Erscheinungsform der Spannungs-Dehnungs-Kurve und nach der Ausprägung, der Form und den Korrelationen der Verformungsinhomogenitäten durchgeführt.

Die nachfolgend vorgenommene, an die Arbeiten [8] und [35] angelehnte PLC-Typ-Klassifizierung geht ebenfalls sowohl von der Erscheinungsform der Spannungs-Dehnungs-Kurve als auch den auftretenden lokalen Verformungsinhomogenitäten aus.

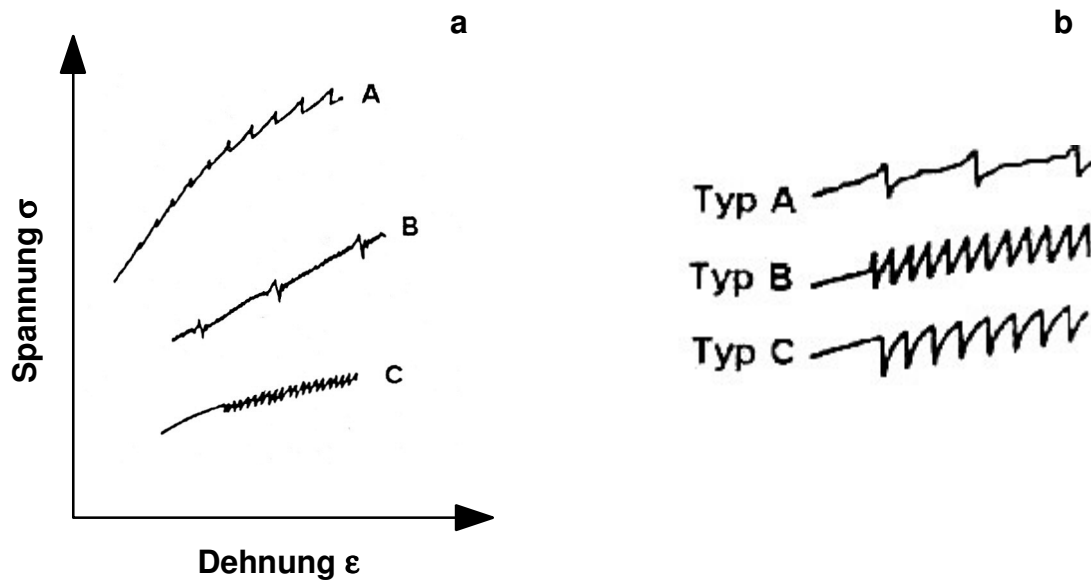


Abb.14: Klassifizierung der PLC-Typen nach McCormick (a) [39] sowie Brindley und Worthington (b) [21]

PLC-Instabilität vom Typ A:

Spannungs-Dehnungs-Kurve: Die Verformungskurve ist meist glatt und der Abstand der Instabilitäten ist groß. Die Instabilitäten werden mit Streckgrenzen in Verbindung gebracht.

Lokale Verformungsanalyse: Bei der PLC-Instabilität vom Typ A äußern sich die lokalen Verformungsinhomogenitäten durch Verformungsbänder, die ohne Unterbrechung entlang der Probe propagieren. Deshalb ist die Verformungskurve meist „glatt“ [34], [58]. Die propagierenden Bänder werden entweder am Beginn oder am Ende der Probe initiiert. Sie laufen mit nahezu gleichmäßiger Geschwindigkeit von einem Ende der Probe zum anderen. Die „glatten“ Abschnitte der Verformungskurve sind mit der Propagation der Bänder verknüpft und die regelmäßig auftretenden Lastzacken mit der Initiierung dieser Bänder [58].

Bei Messungen an CuAl wurden im Dehnungsbereich zwischen 5 und 15 % PLC- Bänder vom Typ A mit einem gleichbleibenden (stationären) Dehnungssprung $\Delta\varepsilon$ (auch als Dehnungskonzentration bezeichnet) beobachtet. Das stationäre Verhalten des Dehnungssprungs ist bei erhöhter Temperatur ($T > 110^\circ\text{C}$) besonderes ausgeprägt [35].

Um die Bandgeschwindigkeit zu berechnen, haben Hähner und Ziegenbein [35] die PLC-Bänder vom Typ A als solitäre plastische Welle aufgefasst und folgende Gleichungen für die Bandgeschwindigkeit v und die Bandbreite w_b abgeleitet:

$$v = \left(\frac{D}{\eta}\right)^{1/4} \frac{\sqrt{(1+g_{\min})/2}}{g_{\max} - g_{\min}} \sqrt{\Theta} \frac{i}{\sqrt{w_b}}; \quad w_b = 2\sqrt{\frac{D}{\eta}} + \frac{g_{\min}}{g_{\infty} - g_{\min}} \frac{i}{\eta\Omega} \quad (35)$$

Der durch diese beiden Gleichungen beschriebene Zusammenhang zwischen v und i wird in dieser Arbeit mit Messergebnissen verglichen (Abschnitt 4.3.7).

PLC-Instabilität vom Typ-B:

Spannungs-Dehnungs-Kurve: Im Gegensatz zum PLC-Typ A führen die Instabilitäten vom Typ B zu einem höherfrequenten sägezahnartigen Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurve [34]. Diese Erscheinung ist das typische Merkmal des PLC-Bands-Typ B. PLC-Zacken vom Typ B treten – entsprechend dem kleineren Laufweg der Bänder - in relativ kleinen zeitlichen Abständen auf [19]. Häufig findet man, dass sich der Typ B bei höheren Dehnungen aus einem Typ A entwickelt.

Lokale Verformungsanalyse: Die propagierenden Bänder vom Typ B bewegen sich diskontinuierlich und sprunghaft über die Probe. Die durchgeführten Experimente ergaben, dass jeder schnelle Spannungseinbruch mit dem Entstehen eines Verformungsbandes verbunden ist. Das neue Band entsteht in der Nachbarschaft des vorangegangenen Bands. Die Streckgrenzeneffekte werden von der Initiierung eines neuen Bands verursacht. Einige Autoren schreiben diese instabile Bandpropagation der Relaxation zu [37]. Nach Schwarz [56] treten diese Bänder auf, wenn die Versetzungen, die an der Front des PLC-Bands zuletzt aktiviert worden sind, im Vergleich zu anderen Probenbereichen noch am wenigsten gealtert sind. Aufgrund der geringeren Aktivierungsenthalpie werden die PLC-Bänder in diesem Bereich bei ausreichender Spannung am wahrscheinlichsten wieder aktiviert.

Es wird von einigen Autoren darauf hingewiesen, dass der Dehnungssprung $\Delta\varepsilon$ im PLC-Band beim Typ B im Laufe der Verformung zunimmt. Um derartige Befunde zu erhalten, wurde z.B. ein Laserextensometer eingesetzt [35]. Der Übergang von Typ B zum Typ A wird in der Arbeit [35] dadurch erklärt, dass sich die Fremdatome mit zunehmender Verformung auf immer mehr Segmente der mobilen Versetzung verteilen. Das ist möglich, weil mit der Verformung auch die mobile Versetzungsdichte ansteigt. Wegen der Erschöpfung verfügbarer Fremdatome wird die Reckalterung für die mobile Versetzung schwächer, so dass eine vollständige Blockierung der Versetzung wie beim Typ B unterbleibt und immer mehr mobile Versetzungen sich im PLC-Band in einem Zustand zwischen Aktivierung und Reckalterung quasi frei bewegen können [35].

PLC-Instabilität vom Typ - C:

Spannungs-Dehnungs-Kurve: Bei Instabilitäten vom Typ C treten einzelne, nicht propagierende PLC-Bänder auf. Diese Bänder sind räumlich entlang der ganzen Probe statistisch verteilt. Deshalb verursachen die PLC-Bänder des Typ C ausschließlich einen Spannungsabfall unterhalb des allgemeinen Spannungsniveaus. Die Klassifizierung des Typ - C ist über die Charakteristik der Spannungs-Dehnungs-Kurve sehr schwer. Das liegt daran, weil die Spannungs-Dehnungs-Kurven keine Information über die räumliche Verteilung der Bänder enthalten.

Lokale Verformungsanalyse: Die PLC-Bänder vom Typ C entstehen diskontinuierlich über die aktive Probenlänge und propagieren nur kurze Wege. Bisher ist nur Chihab [19] der experimentelle Nachweis von Inhomogenitäten des Typs C mit Videoaufzeichnungen gelungen.

2.3 Inhomogene Verformung durch die Bildung von Scherbändern

Nach einer kurzen Charakterisierung der Scherbänder (Abschnitt 2.3.1) wird die Methode der REM - basierten Dehnungsfeldmessung beschrieben (Abschnitt 2.3.2-2.3.5), die im Rahmen dieser Arbeit zur Analyse von Scherbändern zum Einsatz kam.

2.3.1 Was sind Scherbänder ?

Die Bildung von Scherbändern ist eine lokale Verformung, die eine entscheidende Rolle beim Versagen von Werkstoffen und Bauteilen spielt. Der Begriff „lokal“ beschreibt hierbei eine starke Konzentration der plastischen Verformung, die sich in einem – im Verhältnis zum Gesamtsystem – eng begrenzten Teilvolumen herausbildet. Die Ausbildung der Zonen konzentrierter Verformung erfolgt in aller Regel plötzlich. In der Folge findet der weitere Verformungsanstieg vorwiegend in dieser Zone statt. Dadurch entstehen bereits in einphasigen homogenen Werkstoffen stark inhomogene Deformationsmuster, die – im Unterschied zu den PLC-Bändern – ihre Lage i.allg. nicht verändern. Die Scherbandstruktur ist abhängig von der Struktur des Matrixmaterials, der Temperatur und der Beanspruchungsgeschwindigkeit. In partikelverstärkten Verbundwerkstoffen wird die Herausbildung dieser Deformationsmuster zusätzlich durch den Volumenanteil, die Größe, die Morphologie und die Ausrichtung der eingelagerten Partikel sowie die unterschiedliche Verformungsfähigkeit von Partikel- und Matrixphase beeinflusst. In Zugproben sind die Scherbänder gegenüber der Richtung der äußeren Belastung um ca.45° geneigt.

Bei der Untersuchung der Bildung und Ausbreitung von PLC-Bändern muss die vorhandene Scherbandstruktur wegen der bestehenden Wechselwirkungen ebenfalls betrachtet werden.

Für die Analyse der Scherbandbildung werden Dehnungsfeldmessverfahren benötigt. Seit mehreren Jahren wird das Rasterelektronenmikroskop zur Messung von Dehnungsfeldern im Mikrobereich von ein- und mehrphasigen Werkstoffen eingesetzt [2],[4],[5],[6]. Für die in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen zum PLC-Effekt hat die Dehnungsfeldmessung mittels Rasterelektronenmikroskop ebenfalls eine zentrale Bedeutung.

2.3.2 Das Prinzip des Rasterelektronenmikroskops (REM)

Das REM ist ein modernes Analysegerät, mit dem auf einfache und schnelle Weise Aussagen über Zusammensetzung und Morphologie der Oberflächen bis in den Sub-Mikrometerbereich hinein gewonnen werden können [5]. Aufgrund seines weiten Vergrößerungsbereichs (von 10- bis 200.000-fach) ist sowohl eine Untersuchung von Makro- als auch von Mikrostrukturen möglich. Durch spezielle Zusätze kann der Anwendungsbereich noch erheblich ausgeweitet werden, beispielsweise für eine chemische Analyse in Mikrobereichen. In Abb.15 ist das Grundprinzip eines REM schematisch dargestellt.

Im REM wird ein fein gebündelter Elektronenstrahl in einem Raster Punkt für Punkt über das Präparat geführt und löst an jedem Punkt (Pixel) auf der Präparatoberfläche verschiedene Signale aus, die mit geeigneten Detektoren empfangen und ausgewertet werden können [14]. Die Gesamtheit aller Signalwerte der abgetasteten Punkte erzeugt ein Bild des abgerasterten Feldes, das entweder auf einem Bildschirm dargestellt oder in einer Datei gespeichert wird. Je nach Art des Detektors können unterschiedliche Signale zur Bildentstehung verwandt werden. Die wichtigsten Signalquellen sind die Sekundärelektronen (SE), die Rückstreuielektronen (RE), die Röntgenstrahlung (X) und die Augenelektronen (AE). Zur Abbildung von Präparatoberfläche werden vornehmlich Sekundärelektronen benutzt. In jedes REM ist ein Detektor für diese Elektronen eingebaut.

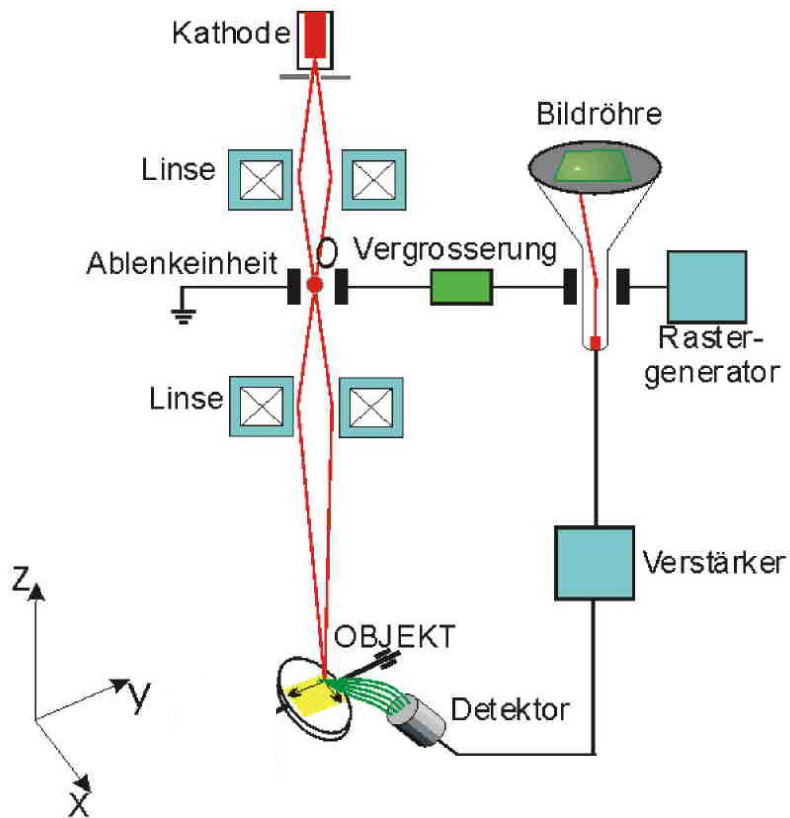


Abb.15: Grundprinzip eines Rasterelektronenmikroskops

Für die rasterelektronenmikroskopische Abbildung ist in erster Linie das örtliche Auflösungsvermögen von Interesse. Auflösung heißt in diesem Falle, ob zwei räumlich voneinander getrennte Präparatdetails noch als getrennt sichtbar gemacht werden können.

2.3.3 Probenpräparation

Vor der Verformung und der Messung des Dehnungsfelds werden die Proben auf unterschiedliche Weise präpariert. Im Allgemeinen werden sie geschliffen und poliert. Teilweise folgt eine Ätzung, um das Gefüge besser sichtbar zu machen.

Da das Bildauswerteverfahren (Abschnitt 2.3.5) auf der Analyse von Abstandsänderungen zwischen Grauwertkanten beruht, müssen die Bilder entsprechend strukturiert sein. Teilweise ist bereits gefügebedingt eine natürliche Struktur vorhanden. Meist reicht diese jedoch nicht aus und es wird zusätzlich künstlich strukturiert. Dies erfolgt entweder stochastisch (z.B. durch Aufsprühen einer TiO_2 -Dispersion) oder regelmäßig durch Aufbringen von Gittern. Hierbei handelt es sich um Punkt- oder Liniengitter, die lithographisch (Photo oder Elektronenstrahlolithographie), durch Ätzen oder durch Einkratzen erzeugt werden.

In den Arbeiten [2],[4] und [10] wurden bei Untersuchungen an einphasigen und partikelverstärkten Metallmatrix-Verbundwerkstoffen Goldpunkte als Marken verwendet. Der minimale Gitterabstand bei den einphasigen Werkstoffen betrug $1.5 \mu\text{m}$. Bei kleineren Gitterabständen traten Gitterunregelmäßigkeiten auf (fehlende Gitterpunkte, Grauwertunterschiede), die die Bildauswertung beeinträchtigten. Diese Unregelmäßigkeiten wurden durch Unebenheiten der Oberfläche hervorgerufen. Sie entstehen beim Schleifen und Polieren aufgrund von Härteunterschieden zwischen den Phasen.

2.3.4 Verformung und Bildaufnahme im REM

Um Dehnungsfelder zu erhalten, müssen Bilder des betrachteten Gefügeausschnitts in verschiedenen Verformungsstufen zur Verfügung stehen. Die Bildaufnahme erfolgt deshalb am Beginn und im Verlauf des Experiments. Zur Aufnahme dieser Bilder werden CCD-Kameras, Licht- und Rasterelektronenmikroskope eingesetzt. Das Rasterelektronenmikroskop hat den Vorteil, dass es die größte Ortsauflösung besitzt und deshalb die am höchsten aufgelösten Dehnungsverteilungen liefert [5].

Da es sehr zeitaufwendig wäre, die Proben zwischen den Bildaufnahmen aus dem REM herauszunehmen und extern zu verformen, werden schon seit vielen Jahren Verformungseinrichtungen in das REM eingesetzt.

Für die sich anschließende Bildauswertung werden Bilder in digitaler Form benötigt. Um digitale REM-Bilder zu erhalten, werden die Rasterelektronenmikroskope mit Zusatzeinrichtungen ausgerüstet. Die damit gewonnenen Bilder haben eine Pixelauflösung zwischen 512x512 und 4096x4096 und eine Grauwerttiefe zwischen 8 und 12 Bit.

Alternativ zu den REM-Bildern werden auch lichtmikroskopische Bilder und Bilder verwendet, die direkt mit CCD-Kameras aufgenommen werden.

2.3.5 Bildauswertung zur Ermittlung der Dehnungsverteilung

Bei der Bildauswertung wird das Referenzbild in Teilbilder eingeteilt. Die Größe der Bilder beträgt beispielsweise 128^2 Pixel oder unter Berücksichtigung der unterschiedlichen Vergrößerung und Digitalisierung $11^2, 5^2, \dots, 40^2 \mu\text{m}^2$. Für jedes Teilbild wird eine Funktion ermittelt, die dessen Grauwertverteilung bestmöglich auf den entsprechenden Bereich im Bild eines verformten Zustandes abbildet. Diese Abbildung umfasst eine Orts- und eine Grauwerttransformation. Die Ortstransformation wird durch die folgende 6-parametrische affine Abbildung beschrieben [4].

$$x' = a_0 + a_1x + a_2y$$

$$y' = b_0 + b_1x + b_2y$$

Die Koordinaten (x, y) sind die Koordinaten eines Punktes im unverformten Bild und (x', y') die Koordinaten des entsprechenden Punktes im Raum des verformten Bildes. Die Transformation der Grauwerte g erfolgt nach einem linearen Ansatz (radiometrische Transformation):

$$g' = c_0 + c_1g$$

Am Anfang der Auswertung eines Bildpaares werden im Bereich eines frei wählbaren Teilbilds vier einander entsprechende, markante Punkte im Referenz- und im Vergleichsbild interaktiv markiert. Auf Basis der Koordinaten der vier Punkte werden die sechs Startparameter für die Ortstransformation berechnet, während die Parameter für die radiometrische Transformation mit $c_0 = 0$ und $c_1 = 1$ vorgegeben werden. Anschließend wird der Grauwertverlauf des Teilbilds in den Raum des verformten Bildes abgebildet. Anhand der Unterschiede im Grauwertverlauf zwischen dem transformierten Teilbild und dem entsprechenden Bereich im verformten Bild werden 8 Parameter iterativ verbessert, bis eine

bestmögliche Übereinstimmung erzielt ist. Nach der Auswertung des ersten Teilbilds folgen entsprechende Rechnungen für angrenzende Teilbilder, bis das gesamte Bild abgearbeitet ist. Im Unterschied zum ersten Teilbild können benötigte Startparameter aus den bereits vorliegenden Daten benachbarter Teilbilder abgeleitet werden. Die Rechnung läuft automatisch ab, weil es nicht erforderlich ist, weitere Punktkoordinaten bereitzustellen. Am Ende werden die Parameter der affinen Abbildung aller Teilbilder ausgewertet. Während a_0 und b_0 die Starrkörperverschiebung des Teilbilds angeben, können aus den Parametern a_1, a_2, b_1 und b_2 die Starrkörperrotation sowie der Tensor ε_{ij} der ebenen Dehnung ermittelt werden.

Dieser gemäß

$$(ds^*)^2 - (ds)^2 = 2\varepsilon_{ij} dx^i dx^j$$

definierte Tensor beschreibt im Unterschied zum Verzerrungstensor

$$e_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right)$$

auch bei großen Dehnungen die Längenänderung eines Linienelements ds . Dessen Länge ist hier vor der Verformung mit ds und nach der Verformung mit ds^* bezeichnet. Die u_i ($i = 1, 2$) sind die Komponenten des Verschiebungsvektors und die x_i die Komponenten des Ortsvektors.

Legt man die affine Abbildung als Ortstransformation zugrunde, ergibt sich für die drei Dehnungskomponenten $\varepsilon_{xx}, \varepsilon_{yy}$ und ε_{xy}

$$\varepsilon_{xx} = \frac{1}{2}(a_1^2 + b_1^2 - 1) \quad \varepsilon_{yy} = \frac{1}{2}(a_2^2 + b_2^2 - 1) \quad \varepsilon_{xy} = \frac{1}{2}(a_1 b_1 + a_2 b_2)$$

Daraus können die Hauptdehnungen ε_1 und ε_2 sowie die äquivalente Dehnung $\varepsilon_{\bar{a}qu}$ gemäß der Gleichung

$$\varepsilon_{\bar{a}qu} = \frac{2}{3} \left(\frac{\sqrt{2\varepsilon_1 + 1}}{\sqrt{2\varepsilon_2 + 1}} - 1 \right)$$

berechnet werden.

Unter der Bedingung kleiner Hauptdehnungen $\varepsilon_1 \ll 1$ und $\varepsilon_2 \ll 1$ gilt näherungsweise

$$\varepsilon_{\bar{a}qu} = \frac{2}{3}(\varepsilon_1 + \varepsilon_2)$$

Mit diesem Verfahren wird jedes Teilbild ausgewertet und dann die Dehnung aller Teilbilder zu einem Dehnungsfeld zusammengesetzt. Werden alle im Verlauf eines Verformungsexperiments aufgenommenen Bilder in dieser Weise ausgewertet, erhält man die zeitliche Veränderung der Dehnungsverteilung [4].

Es steht somit eine Methode zur Verfügung, mit der die örtliche Verteilung der Verformung mit hoher Auflösung ermittelt werden kann. Bisher wurde die Methode allerdings nicht für die Analyse der durch PLC-Bänder verursachten Verformung eingesetzt.

3 Versuchsaufbau

Gegenstand der vorliegenden Arbeit ist eine Analyse des inhomogenen Verformungsverhaltens sowohl bei Scher- als auch bei PLC-Bandbildung. Für diese Untersuchungen waren entsprechende Untersuchungsmethoden zu entwickeln bzw. anzupassen.

Für die Untersuchung der inhomogenen Verformung, die durch Scherbandbildung verursacht war, kam die REM-basierte statische Dehnungsfeldmessung zum Einsatz. Die Weiterentwicklung dieses Verfahrens für die hier durchgeführten Arbeiten wird in Abschnitt 3.1) vorgestellt. Die PLC-Bandbildung und -ausbreitung wurde dynamisch unter Verwendung einer Thermokamera bzw. mit Dehnungsmessstreifen durchgeführt. Die Entwicklung und die Anwendung dieser beiden Verfahren wird im Abschnitt 3.2 beschrieben.

3.1 Flächenhafte statische Dehnungsfeldanalyse im Rasterelektronenmikroskop

Die Methode der flächenhaften statischen Dehnungsanalyse im Rasterelektronenmikroskop ist in allgemeiner Form bereits im Stand der Technik beschrieben worden (Abschnitt 2.3). In diesem Abschnitt wird auf die Besonderheiten der in dieser Arbeit gewählten Vorgehensweise eingegangen, bevor in den sich anschließenden Abschnitten 4.1 und 4.2 experimentelle Ergebnisse vorgestellt und diese mit Ergebnissen von FE-Modellrechnungen verglichen werden.

3.1.1 Werkstoffe, Proben und Probenpräparation

Gegenstand der flächenhaften, statischen Dehnungsanalyse im REM waren sowohl der reine Matrixwerkstoff Al6061 als auch die partikelverstärkten Metallmatrix-Verbundwerkstoffe Al6061/Al₂O₃ und AA5754 /Al₂O₃. Aus diesen Werkstoffen wurden Zugproben mit den in Abb.16 angegebenen Abmessungen gefertigt.

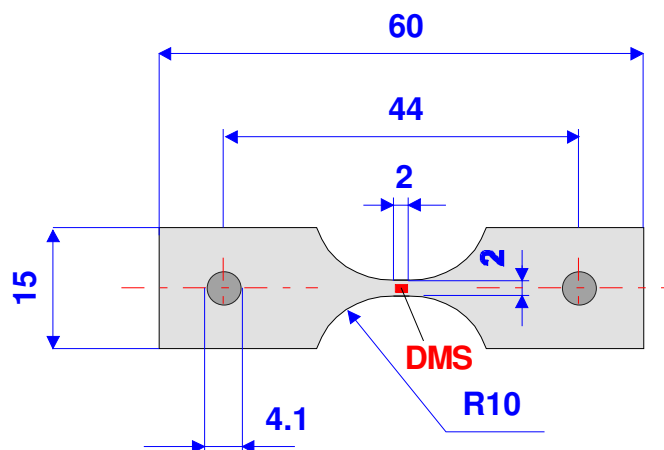


Abb.16: Geometrie der für die Dehnungsfeldmessung verwendeten Proben (ca. 1 mm dick)

Die Proben wurden stets einer 2-stündigen Lösungsglühbehandlung bei der in Tab.1 angegebenen Temperatur unterzogen und anschließend in Wasser abgeschreckt.

Tab.1: Übersicht über die untersuchten Werkstoffe, die Lösungsglüh-temperatur sowie die erwartete Ursache der Verformungsinhomogenität (neben Scherbandbildung)

Proben-Nr.	Werkstoff	Lösungsglüh-temperatur	Verformungs-inhomogenität
126	AA5754 / 5Vol-%Al ₂ O ₃	400	Partikeleinlagerung
132	Al6061 / 20Vol-%Al ₂ O ₃	500	Partikeleinlagerung
127	AA5754	400	PLC-Effekt
128	AA5754	400	PLC-Effekt
131	AA5754	400	PLC-Effekt

Danach folgt das Schleifen und Polieren der Probenoberfläche. In der Tab.2 sind alle Einzelschritte dieser Prozedur beschrieben.

Tab.2 : Schleif- und Polierprozess für die untersuchten Proben

Werkstoff AA5754	Stufe 1 Schleifen	Stufe 2 Schleifen	Stufe 1 Polieren	Stufe 2 Polieren
Unterlage	MD-Fuga	MD-Largo	MD-Dac	MD-Chem
S/P-Mittel	SiC-Papier	DP-Susp.P	DP-Susp.P	OP-S
Korngröße	#220	9 µm	3 µm	0,04 µm
Schmiermittel	Wasser	DP-Blau	DP-Blau	-
Umdrehung	300	150	150	150
Druck	20 N	25 N	25 N	10 N
Zeit	Bis plan	3-5 Minuten	3-5 Minuten	1 Minute

Um die Oberflächen dieser Proben gleichmäßig mit kontrastreichen Strukturen zu versehen, wurden Punktgitter aus Gold mittels Photolithographie aufgebracht. Die Goldpunkte, deren Abstand zwischen 1,5 und 10 µm liegt, stellen Erhebungen von ca. 200nm über der Probenoberfläche dar. Daraus ergibt sich ein Topographiekontrast, der – bei Verwendung von Sekundärelektronen – zu gut auswertbaren Bildern führt [4, 5]. Zum Aufbringen derartiger Punktgitter mit einem Gitterabstand > 1,5µm ist das photolithografische Verfahren in den meisten Fällen gut geeignet. Um die Dehnungsgradienten in Werkstoffen messen zu können, deren Gefügestrukturlängen (Korngröße) bei < 10 µm liegt, sind Messgitter mit Gitterabständen <1,5 µm erforderlich. Da sie photolithografisch nicht realisiert werden können, muss für die Auswertungen der Verformungsexperimente das Elektronenstrahl-Lithographie-Verfahren verwendet werden [5]. In Abb.17 ist ein photolithographisch hergestelltes Gitter einer bereits stark verformten Probe dargestellt.

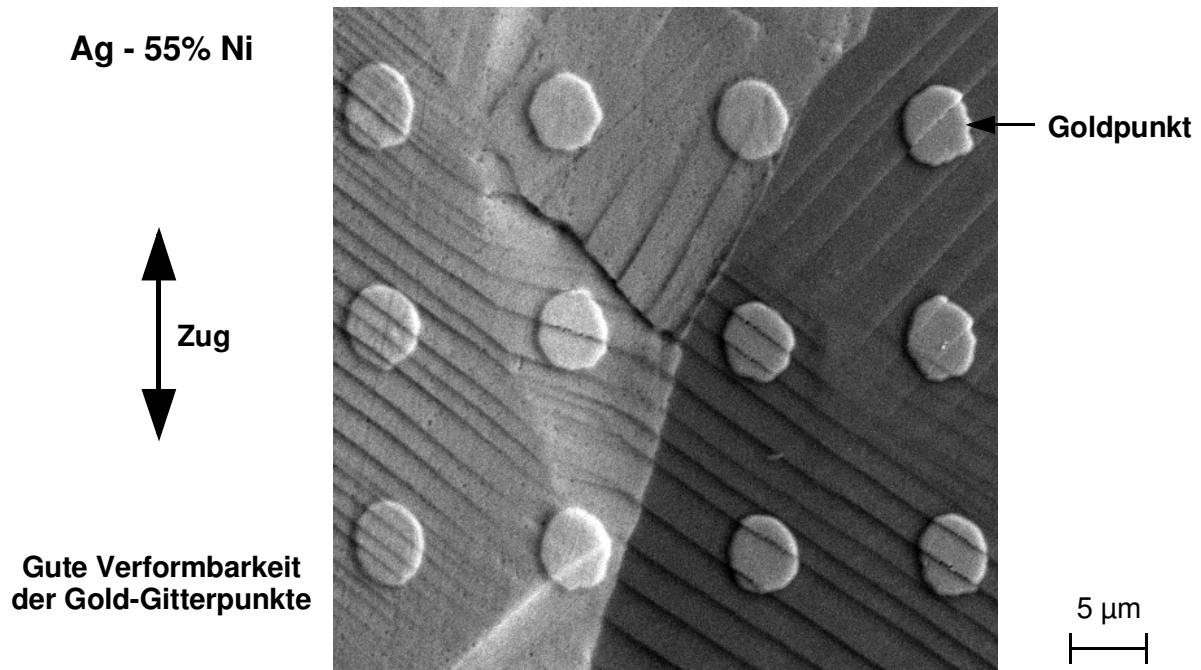


Abb.17: Photolithographisch hergestelltes Punktgitter auf einer stark verformten Probe

3.1.2 Verformungseinrichtung

Die bei allen Verformungsanalysen verwendete Zugverformungseinrichtung ist in Abb.18 dargestellt. Bei der Konstruktion der Zugverformungseinrichtung wurde berücksichtigt, dass:

- die Möglichkeit der Wahl eines kleinen Arbeitsabstands im REM besteht.
- in der Probenkammer des REM nur wenig Raum zur Verfügung steht.
- elektronische Störungen vermieden werden.
- die Dehnrage über mehr als zwei Größenordnungen variiert werden kann.

Darüber hinaus ist so ausgelegt, dass sie nicht nur im Rasterelektronenmikroskop sondern auch an der Thermokamera eingesetzt werden kann.

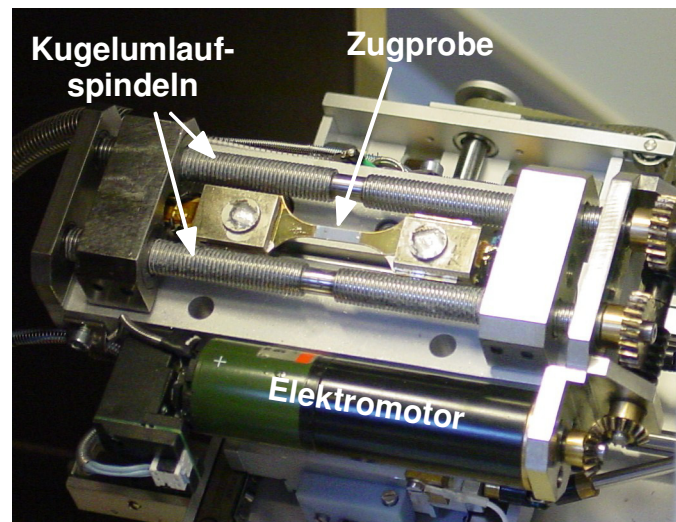


Abb.18: Zugverformungseinrichtung für Verformungsmessungen im REM und an der Thermokamera

Die Zugprobe ist in zwei Gabeln eingehängt und mit diesen verstiftet. Jede der beiden Gabeln ist über einen Federkörper mit einem Querloch verbunden. Die beiden Federkörper F1 und F2 sind mit Dehnungsmessstreifen bestückt und werden zur Kraftmessung verwendet. Das analoge Kraft- und Weg- sowie das Dehnungssignal von einem DMS auf der Probe werden digitalisiert, auf einem PC gespeichert und simultan auf einem Monitor dargestellt. Die maximale Verfahrlänge beträgt 10 mm und die maximale Verformungsgeschwindigkeit kann durch den Einsatz verschiedener Elektromotoren und die Motorspeisespannung verändert werden.

3.1.3 Aufnahme, Zusammenfügen und Binarisierung der Limi-Bilder der Messfelder

Für die parallel durchgeführten FE-Simulationen (Universität Stuttgart, Prof. Schmauder) war es notwendig, das Realgefüge in FE-Netze abzubilden. Dafür wurden binäre Bilder der Analysebereiche benötigt. Zuerst war geplant, die binären Bilder auf Basis der Grauwert-REM-Bilder zu erstellen. Weil der Kontrast zwischen den Al_2O_3 -Partikeln und der Al-Matrix in den REM-Bildern zu gering war, wurden stattdessen lichtmikroskopische Bilder 500-facher Vergrößerung für die Bereitstellung der Binärbilder verwendet. In Abb.19 ist am Beispiel von Probe 132 erkennbar, dass der Kontrast zwischen der Al- und der Al_2O_3 -Phase des Verbundwerkstoffs in den lichtmikroskopischen (Limi-) Bildern deutlich größer als in den REM-Bildern ist. Die Limi-Bilder sind deshalb besser für die Auswahl des Messfelds geeignet und vermitteln eine bessere Übersicht über das Gesamtbild.

Das Messgebiet wurde im unverformten Zustand nicht in einem Einzelbild sondern in einer Serie wechselseitig überlappender Limi-Bilder abgebildet, um sie anschließend mit dem am Lehrstuhl für Qualitätswesen entwickelten Programm "Stitching" zu einem Gesamtbild zusammenzufügen. In das Gesamtbild wurden dann – als erster Schritt zur Binarisierung - die Partikelkonturlinien von Hand eingezeichnet (in Abb.20 dargestellt für Probe 132). Die von den Konturlinien eingeschlossenen Flächen wurden anschließend schwarz gefüllt. Die verbleibenden Matrixflächen behielten die Farbe weiß.

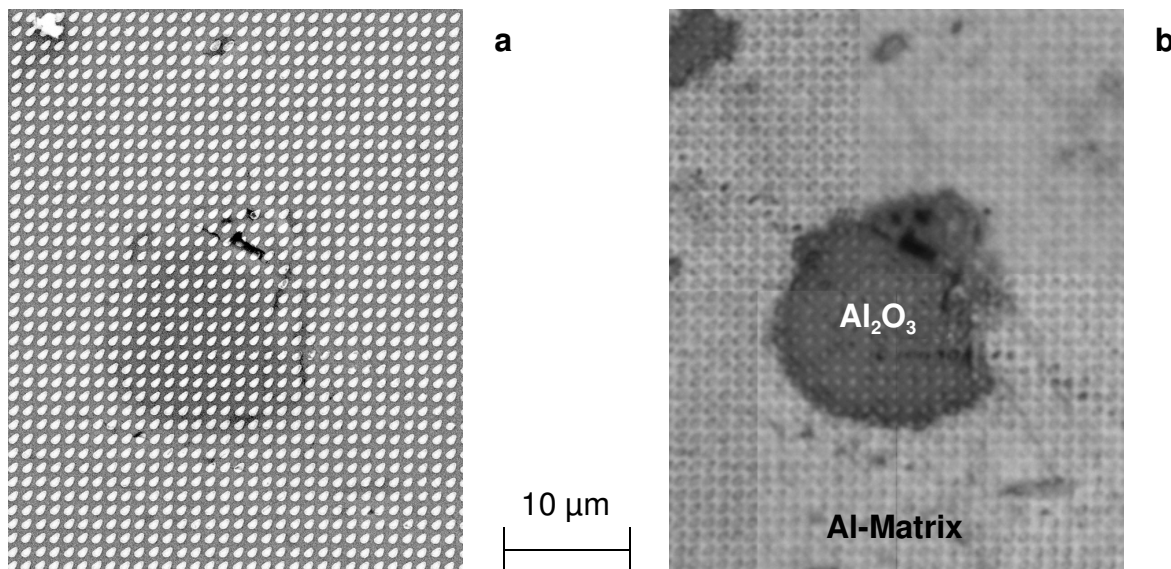


Abb.19: Vergleich eines rasterelektronen- (a) und eines lichtmikroskopischen- (b) Bildes ein- und desselben Gefügebereichs am Beispiel von Probe 132

3.1.4 Aufnahme der REM-Bilder

Die REM-Bildaufnahme erfolgte meist mit 1000-facher Vergrößerung und zusätzlich mit 200-facher Vergrößerung, um eine Übersicht über das gesamte Analysegebiet zu erhalten. Die gewonnenen Bilder haben eine Pixelauflösung von 2048 x 2048 und eine Grauwerttiefe von 8 Bit.

Nach der Aufnahme der Bilder im unverformten Zustand wurden die Proben schrittweise verformt, um nach jeder Vorschubunterbrechung eine neue Serie der Bilder des gleichen Gebiets aufzunehmen. Die REM-Bilder des unverformten Zustands wurden ebenfalls mit dem Programm „Stitching“ zu einem Gesamtbild zusammengesetzt.

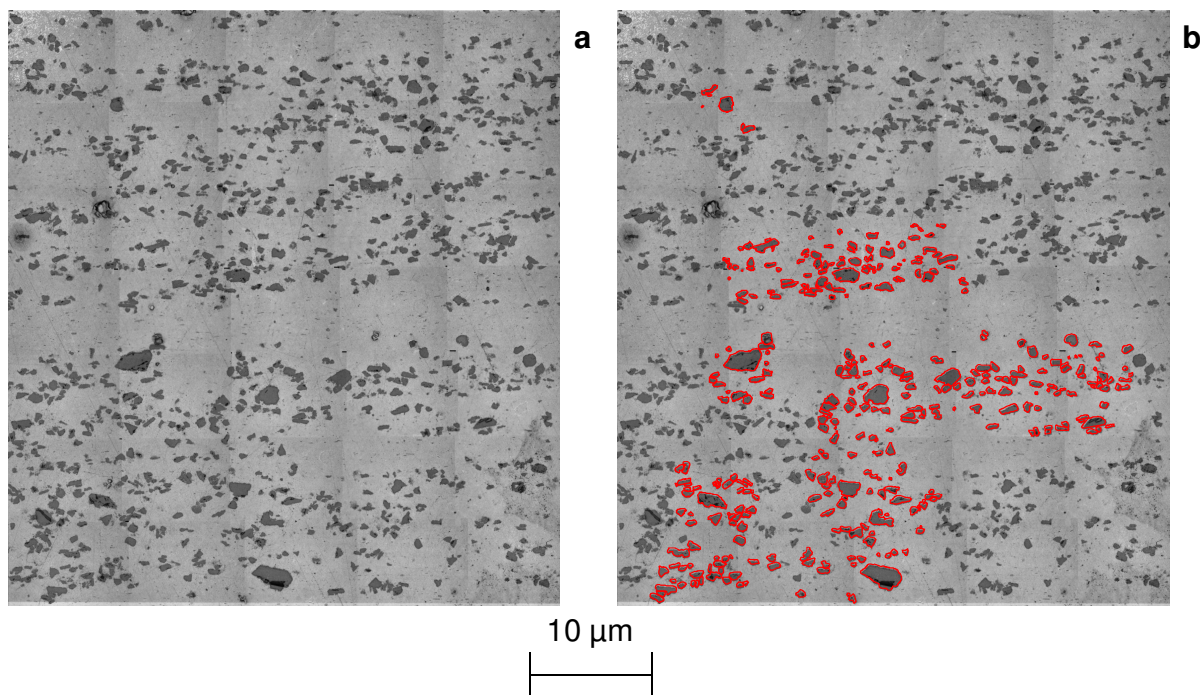


Abb.20: 5x7-Matrix überlappend aufgenommener lichtmikroskopischer Bilder des Analysegebiets auf Probe 132 nach dem Zusammenfügen zu einem Gesamtbild (a) und dem Nachzeichnen der Partikelkontur (b) für die Binarisierung

3.1.5 Zuordnung der REM-Bilder zu den binarisierten Limi Bildern

Da die Proben für die Bildaufnahme im REM und im Lichtmikroskop nicht identisch ausgerichtet werden können und die Vergrößerung bei beiden Aufnahmen unterschiedlich ist, konnte die Anpassung nicht durch einfaches Ausschneiden erfolgen. Deshalb musste zunächst ein neues Programm entwickelt werden, das die binären REM-Bildausschnitte aus den zusammengesetzten binarisierten lichtmikroskopischen Bildern entnimmt.

Um eine mögliche Rotation der Bilder gegeneinander und Vergrößerungsunterschiede auszugleichen, wird mit Hilfe korrespondierender Passpunkte, die in beiden Bildern gesetzt werden, eine Transformationsmatrix berechnet. Auf Basis dieser Matrix können aus den binarisierten Limibildern die Grauwerte entnommen werden, die erforderlich sind, um ein mit dem REM-Grauwertbild deckungsgleiches binäres Bild aufzubauen. Ein Beispiel dafür ist in Abb.21 dargestellt.

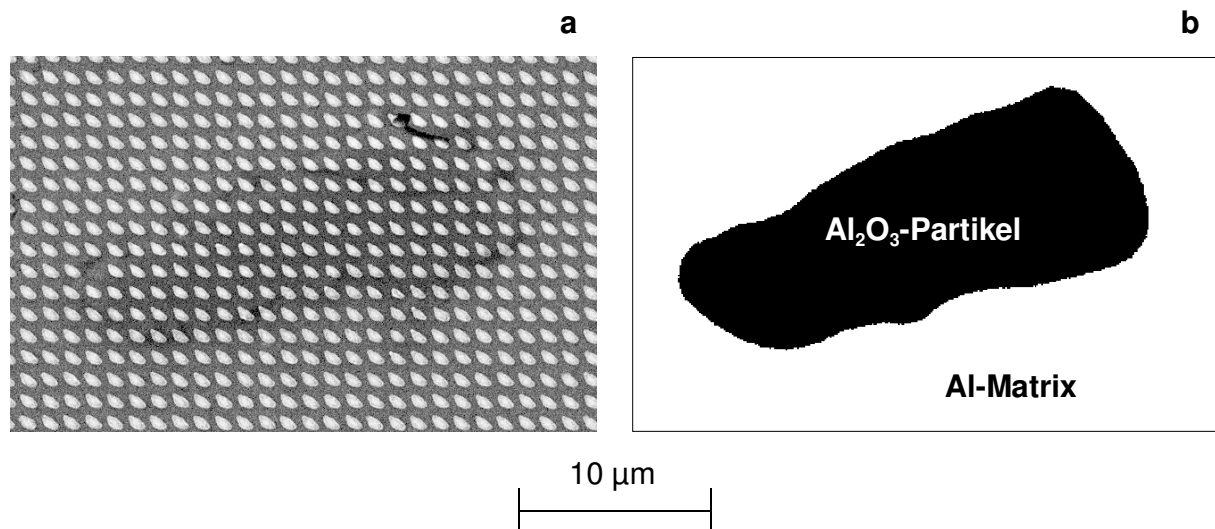


Abb.21: Probe 132, ein aus dem binären lichtmikroskopischen Bild entnommener nicht rechteckiger Ausschnitt (b) im Vergleich mit dem korrespondierenden REM-Bildausschnitt (a)

3.1.6 Ermittlung der Dehnungsverteilung auf Basis der REM-Bilder

Die Berechnung der Dehnungsverteilung erfolgt mit dem Programm „Map“, das ebenfalls am Lehrstuhl für Qualitätswesen entwickelt wurde (vgl. Abschnitt 2.3.5). Das Programm unterteilt das aufgenommene Bild in eine gleichmäßige Matrix rechteckiger Subbilder (Facetten), um dann für jede dieser Facetten eine Abbildung auf den korrespondierenden Bereich des jeweils verformten Bildes zu ermitteln. Aus der Abbildungsmatrix kann unmittelbar die mittlere Dehnung der Facette abgeleitet werden.

3.2 PLC-Band-Analyse mittels Thermokamera und DMS

Da die REM-basierte, statische Messung der Dehnungsverteilung bei der Untersuchung der AA5754 -Proben keine eindeutigen Hinweise auf die Propagation von PLC-Bändern erbracht hat, wurde eine neu entwickelte, schnelle und temperaturempfindliche Thermokamera für die PLC-Band-Analyse eingesetzt. Das Verfahren beruht auf dem Nachweis der Temperaturverteilung, die sich infolge der PLC-Bandausbreitung an der Probenoberfläche ausbilden sollte.

Die Thermokamera, die maximal 885 Bildern/s einer Größe von 256x256 Pixel aufzeichnen kann und eine Temperaturempfindlichkeit von 10 mK aufweist, wurde in Kombination mit einem Makroobjektiv bei 2,5-facher Vergrößerung eingesetzt.

3.2.1 Werkstoff und Probenpräparation

Für die PLC-Band-Analyse mittels Thermokamera wurden wiederum Zugproben aus der Al-Legierung AA5754 verwendet. Die Experimente sind an einem aus 14 Proben bestehenden Probensatz einheitlicher Geometrie (Abb.22) durchgeführt worden.

Alle Proben wurden einer 2-stündigen Wärmebehandlung bei 400°C unterzogen und in Wasser abgeschreckt. Wie in Abb.22b ersichtlich, lag die aktive Messlänge des anschließend auf der Probenrückseite applizierten Dehnungsmessstreifens (in den meisten Fällen 1,5 mm) unter der Länge des parallelen Teils des Probenstegs (2 mm). Der Übergang zum Kopf der Zugprobe erfolgt aufgrund des großen Krümmungsradius (10 mm) mit einem nur geringen, im Gesichtsfeld der Thermokamera kaum merklichen Anstieg. Die Probendicke betrug ca. 0,9 mm.

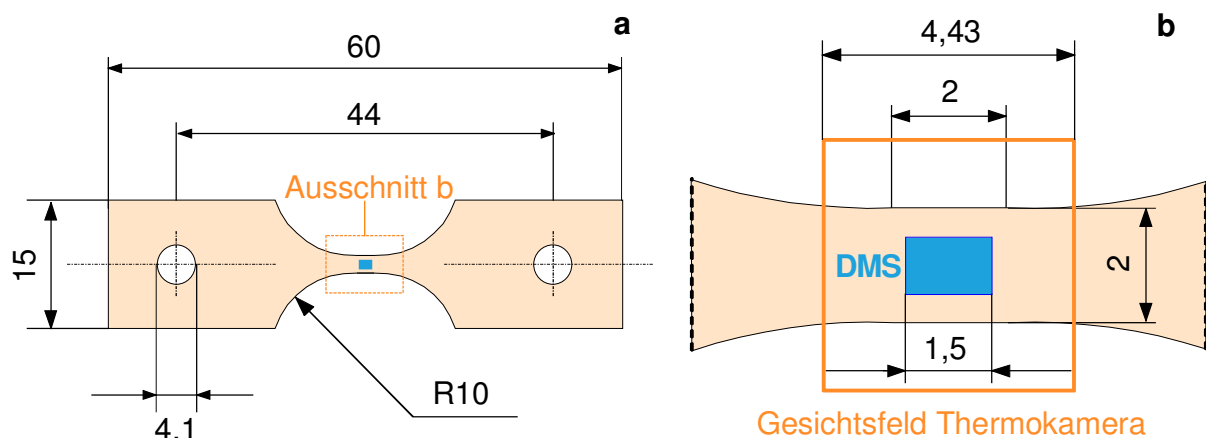


Abb.22: Geometrie der für die Untersuchung eingesetzten Zugproben (a) sowie Größe und Anordnung der auf der Probenrückseite applizierten Dehnungsmessstreifens (b) mit einer aktiven Messlänge von 1,5 mm

Die Probenvorderseite wurde für die Untersuchungen mit der Thermokamera immer geschliffen und in den meisten Fällen zusätzlich poliert. Sie wurde aber nur bei zwei Proben mit einer Oberflächenschicht versehen, die den Reflexionskoeffizienten herabzusetzen und das Abstrahlverhalten für Wärmestrahlung verbessern sollte.

In einem Fall wurde Photolack auf die Probenoberfläche aufgebracht. Dies führte zu keiner merklichen Verbesserung. Zudem traten mehrfach punktförmige Wärmequellen auf, die von einer lokalen Ablösung des Lacks herrühren könnten. Um solche nicht überschaubaren Einflüsse auszuschließen, wurde diese Form der Oberflächenbehandlung nicht weiter verfolgt. An einer mittels Graphitspray geschwärzten zweiten Probe konnten die PLC-Bänder nicht so empfindlich nachgewiesen werden. Eine Erklärung für diesen erstaunlichen Befund steht noch aus.

Die Oberfläche zweier Proben ist photolithographisch mit einem Punktgitter appliziert worden, um parallel Dehnungsfeldmessungen durchführen zu können. Eine Probe wurde mit einer zentralen Bohrung versehen, um im parallelen Probensteg einen Dehnungsgradienten hervorzurufen.

3.2.2 Probenbelastung

Für die Zugbelastung der Proben unter der Thermokamera wurde die Verformungseinrichtung verwendet, die bereits bei der REM-basierten Dehnungsfeldmessung zum Einsatz kam (vgl. Abschnitt 4.2).

Um die Proben mit einer über mehr als zwei Größenordnungen variierten Abzugsgeschwindigkeit dl/dt verformen zu können, wurde die Belastungseinrichtung mit drei Elektromotoren unterschiedlichen Drehmoments ausgestattet. In Tab.3 sind die eingestellten Abzugsgeschwindigkeiten und die dabei erzielten Dehnraten $\dot{\epsilon}$ aufgeführt.

Tab.3: Bedingungen der Probenbelastung und Datenaufzeichnung bei den Thermokameraexperimenten an einem aus 14 Proben bestehenden Probensatz, 1) = ohne DMS

Lfd. Nr.	Proben-Nr.	dl/dt [$\mu\text{m/s}$]	$\dot{\epsilon}$ [%/s]	Aktive Messlänge des DMS [mm]	Bildfrequenz [Hz]
1	19	0,954	0,00931	1,5	111
2	10	3,04	0,0239	1,5	14
3	5	5,23	- ¹⁾	- ¹⁾	14
4	3	5,24	0,0464	0,3	14
5	4	5,28	- ¹⁾	- ¹⁾	14
6	6	7,15	- ¹⁾	- ¹⁾	28
7	9	17,9	0,147	1,5	55
8	7	28,6	0,266	3,0	55
9	15	37,6	0,360	1,5	111
10	16	43,6	0,448	1,5	111
11	8	50,3	0,446	1,5	111
12	13	112	1,01	1,5	221
13	14	257	2,28	1,5	442
14	12	549	4,74	1,5	885

Die Belastungseinrichtung ist ausgestattet mit Sensoren für die Aufnahme der Last, der Probenverlängerung (induktiver Wegaufnehmer) und der Dehnung (DMS). Die elektrischen Signale dieser Sensoren werden verstärkt, digitalisiert und in einem separaten Messrechner (Computer 1) gespeichert. In Abb.23 ist der Messaufbau schematisch dargestellt.

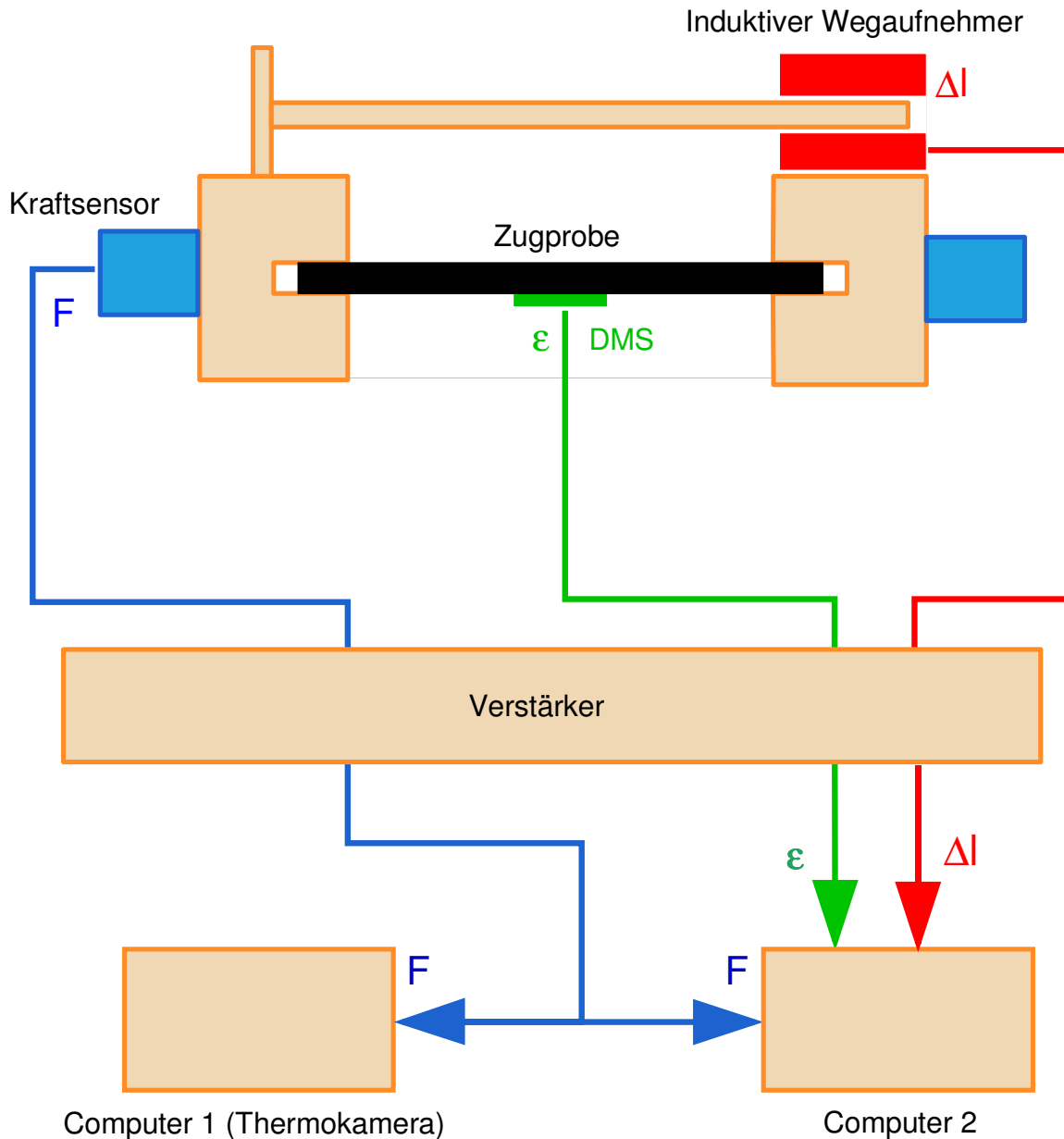


Abb.23: Schematische Darstellung des Messaufbaus bei den Thermokamera-Experimenten

Das Kraftsignal wurde zusätzlich auf dem Thermokamerarechner zeitsynchron mit den Thermobildern registriert (i.allg. geringere Messrate als bei der Speicherung auf Computer 1). Auf Basis des zweifach gespeicherten Kraftsignals konnten nachfolgend auch das Probenverlängerungs- und das Dehnungssignal mit der Thermobildserie synchronisiert werden.

In Abb.24 ist am Beispiel von Motor 2 gezeigt, dass die Abzugsgeschwindigkeit dl/dt eine lineare Funktion der angelegten elektrischen Spannung U ist. Die gewünschte Abzugsgeschwindigkeit kann somit gezielt über die Motorspannung eingestellt werden.

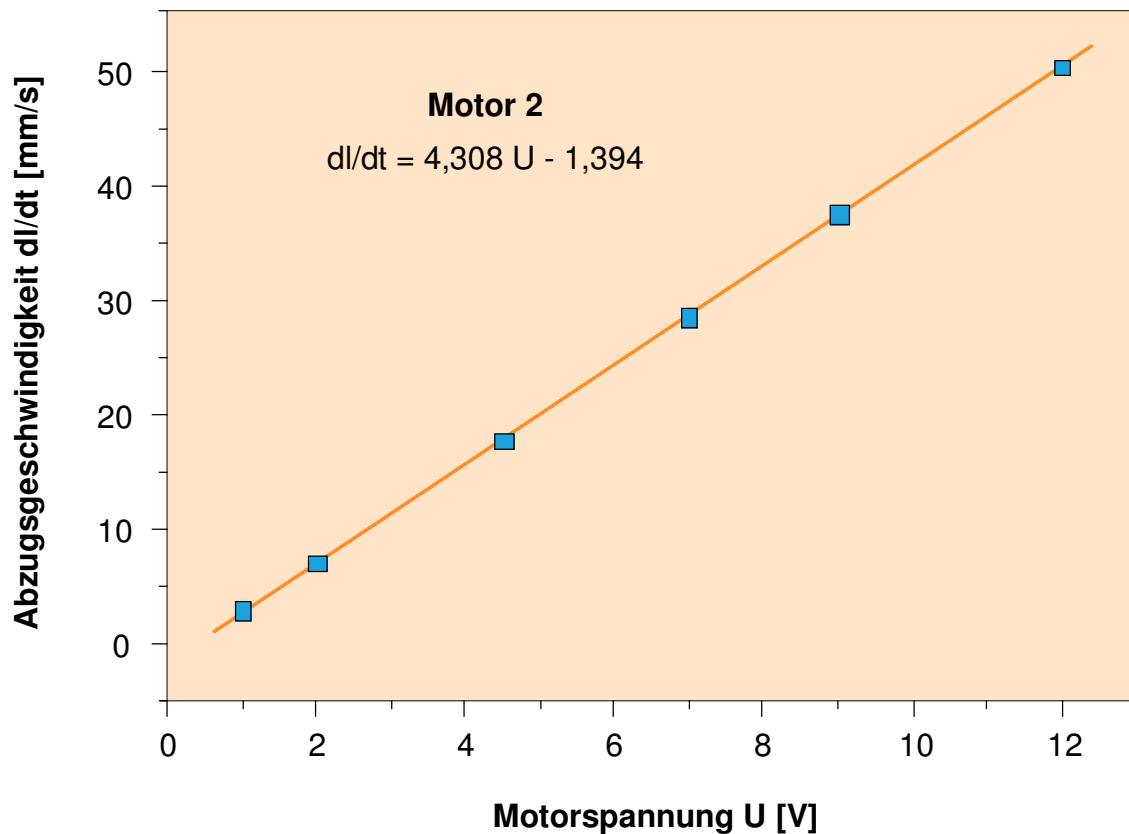


Abb.24: Zusammenhang zwischen der angelegten Motorspannung U in Volt und der Abzugsgeschwindigkeit dl/dt

Die in Abb.24 eingetragenen Werte der Abzugsgeschwindigkeit wurden durch Berechnung von Ausgleichsgeraden für die Probenverlängerungs-Zeit-Diagramme ermittelt. In Abb.25 ist am Beispiel von Probe 3 gezeigt, dass der Zusammenhang zwischen der Probenverlängerung und der Zeit streng linear und dem entsprechend durch einen sehr hohen Regressionskoeffizienten R gekennzeichnet ist.

Die Dehnung ist im Unterschied zur Probenverlängerung keine lineare Funktion der Zeit (vgl. Abb.26b). Aufgrund der zunächst rein elastischen Verformung und einer beim Einsetzen der plastischen Verformung höheren Verfestigung steigt die Dehnung in der Anfangsphase zunächst langsam an und schwankt dann um die in Abb.27a orange eingezeichnete Ausgleichsgerade. Der Anstieg dieser Ausgleichsgeraden entspricht der in Spalte 4 von

Tab.3 angegebenen Dehnrates $d\varepsilon/dt$. Hierbei handelt es sich um einen für den Dehnungsbereich von 0,1% bis 3 % gültigen Mittelwert. In diesem Bereich treten bereits PLC-Bänder auf. Sie sind die Ursache der Schwankung der Dehnrates um den Mittelwert. Dieser Mittelwert wird nachfolgend als globale Dehnrates bezeichnet, um eine klare Abgrenzung von der lokalen Dehnrates vorzunehmen, die in der Phase gemessen wird, in der ein PLC-Band den DMS passiert.

In Abb.27 ist der Zusammenhang zwischen der globalen Dehnrates $d\varepsilon/dt_{global}$ und der Abzugsgeschwindigkeit dl/dt dargestellt. Es ist erkennbar, dass die globale Dehnrates eine nahezu lineare Funktion der Abzugsgeschwindigkeit ist. Die Regressionsanalysen zwischen $lg(d\varepsilon/dt)$ und $lg(dl/dt)$ belegen dies übereinstimmend.

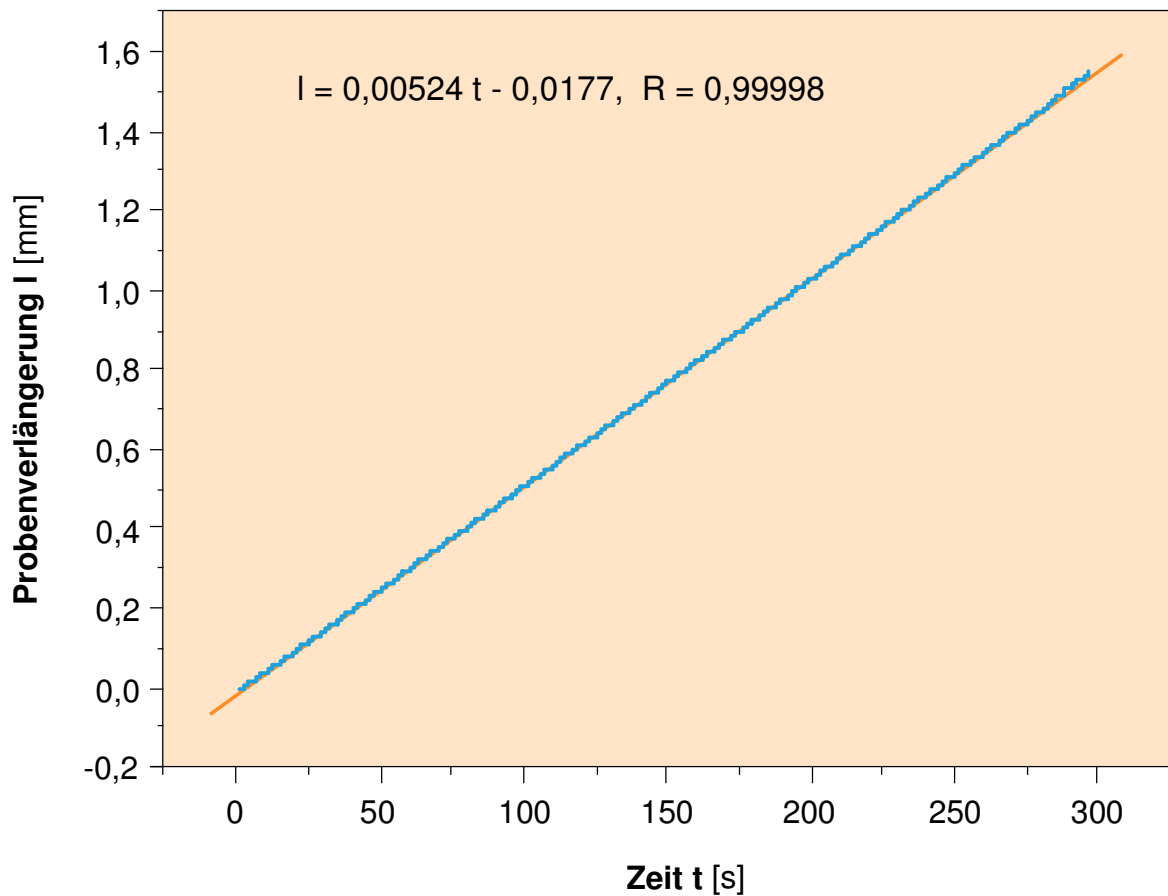


Abb.25: Probenverlängerungs-Zeit-Diagramm (blau) am Beispiel von Probe 3, das für die Ermittlung der Abzugsgeschwindigkeit dI/dt durch Regressionsanalyse verwendet wird, die Regressionsgerade ist mit Farbe Orange im Diagramm dargestellt

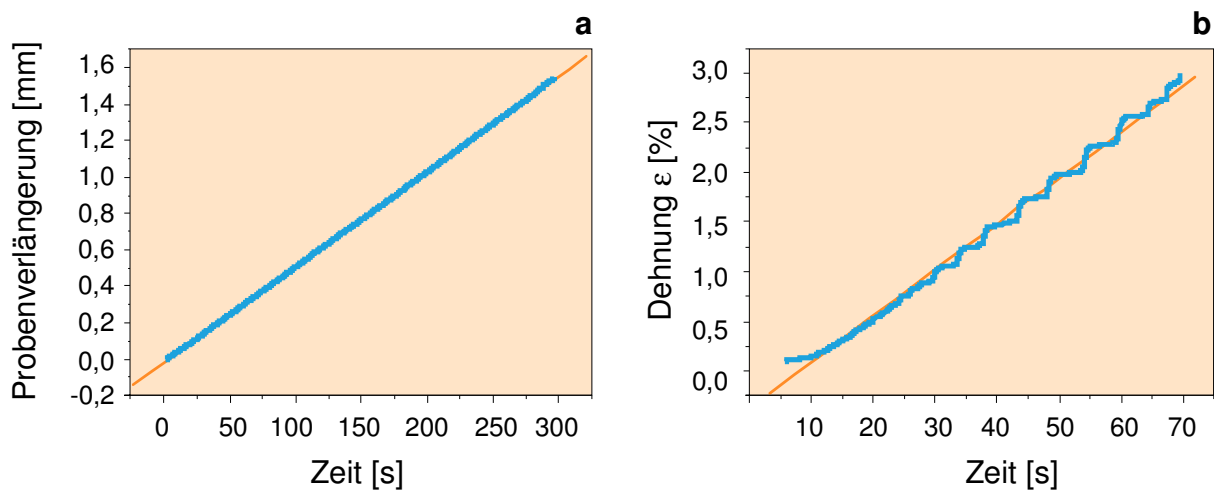


Abb.26: Gegenüberstellung von Probenverlängerung (a, vollständige Messzeit) und Dehnung (b) als Funktion der Zeit am Beispiel von Probe 3, blau - Messwerte, orange - Ausgleichgerade

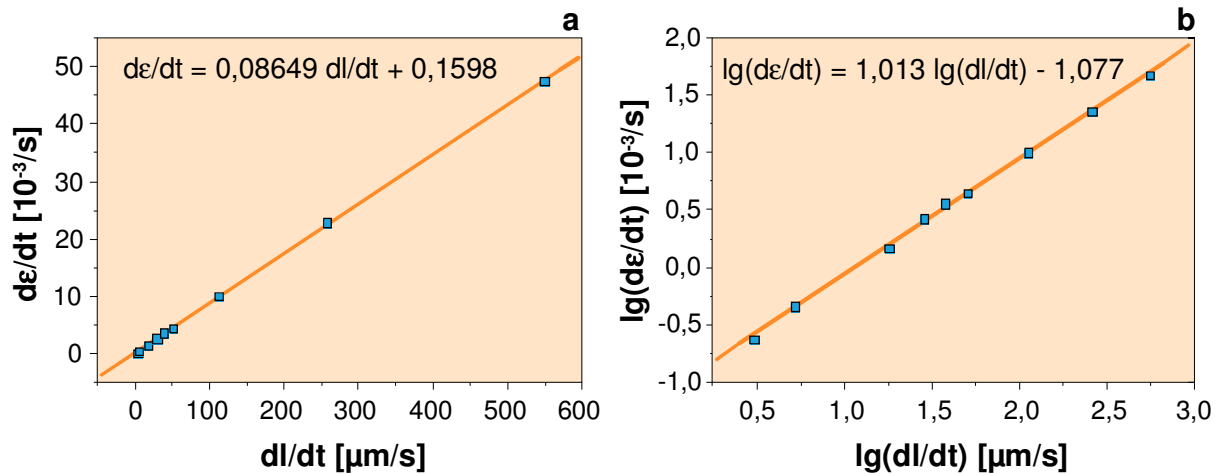


Abb.27: Regressionsanalyse zum Zusammenhang zwischen der globalen Dehnrates $d\epsilon/dt_{global}$ und der Abzugsgeschwindigkeit dl/dt (a) bzw. zwischen $lg(d\epsilon/dt)$ und $lg(dl/dt)$ (b)

In Spalte 6 von Tab.3 ist die für die Proben jeweils gewählte Bildfrequenz angegeben. Sie wächst mit der Abzugsgeschwindigkeit an. Bei der Festlegung der Bildfrequenz, die maximal bei 885 Hz liegt, war zu berücksichtigen, dass eine Erhöhung der Bildfrequenz eine verminderte Nachweisempfindlichkeit kleiner Temperaturunterschiede zur Folge hat und eine Verringerung der Bildfrequenz zu einer Verschmierung der PLC-Bänder in den Thermokamerabildern führt.

3.2.3 Auswerteprogramm

Im Verlauf eines Zugbelastungsexperiments wird mit der Thermokamera eine Serie von Thermobildern aufgezeichnet. Bei der Registrierung von Vollbildern kann eine solche Serie bis zu 13000 Einzelbilder umfassen. In Anbetracht dieser Datenmenge wird ein Werkzeug benötigt, das die Bilder gemeinsam mit den anderen Messdaten (Kraft-, Probeverlängerungs- und Dehnungssignal) visualisiert und auswertet. Da der Hersteller der Thermokamera kein entsprechendes Programm bereitgestellt hat, musste es im Rahmen dieser Arbeit entwickelt werden. Die Oberfläche des Programms besteht im Wesentlichen aus vier Teilbereichen (Abb.28).

Im unteren blau hinterlegten Diagramm sind die Spannung und Dehnung als Funktion der Zeit für das gesamte Experiment dargestellt. Anstelle der Zeit kann auch die Probenverlängerung auf der x-Achse abgetragen werden. Eine Darstellung als Funktion der Dehnung war nicht sinnvoll, da die Dehnungsmessstreifen meist weit vor Ende des Experiments ihren Maximalwert (3 %) erreichen. Aus diesem Grund geht die in Abb.28 ersichtliche Dehnungskurve (rot) bereits nach 16 s auf Null zurück, während die Spannungskurve (gelb) erst nach ca. 68 s bruchbedingt auf Null abfällt.

Das ebenfalls blau hinterlegte Diagramm links darüber zeigt einen Ausschnitt des unten dargestellten Gesamtdiagramms. Der Ausschnitt bezieht sich auf den Aufnahmezeitpunkt des rechts oben dargestellten sekundären Thermokamerabilds (auf schwarzem Hintergrund). Mit dem Adjektiv „sekundär“ soll angedeutet werden, dass es sich hier nicht mehr um ein Originalbild handelt, das von der Kamera aufgenommen worden ist. Ein sekundäres Bild entsteht, indem vom Originalbild der Mittelwert der Bilder der Umgebung (3 Bilder vor und 3 Bilder nach dem Originalbild) abgezogen wird. Zusätzlich erfolgt eine Kontrastanpassung.

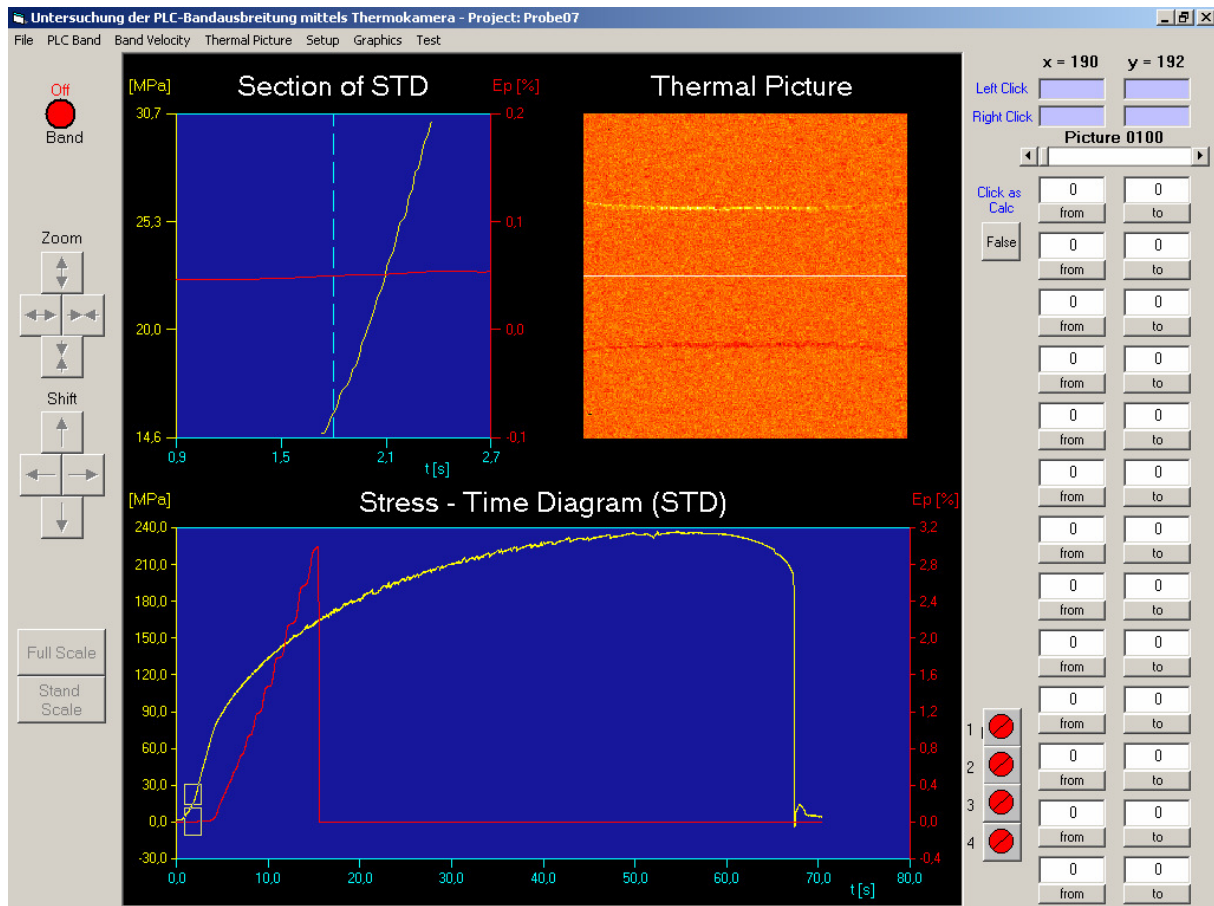


Abb.28: Oberfläche des Programms PLC zur Visualisierung und Auswertung der Thermokameradaten

Mit dem Schieberegler „Picture 0100“ kann das ganze Experiment vorwärts und rückwärts abgefahren werden. Die Veränderungen der Temperaturverteilung der Probenoberfläche laufen dann wie ein Film ab und können unmittelbar mit der Veränderung von Spannung, Probenverlängerung und Dehnung verglichen werden. Über die noch leeren Befehlsschaltflächen können einzelne Bildsequenzen aufgerufen und abgespielt werden.

Das Programm umfasst insgesamt sieben Hauptmenüpunkte. Davon sind in Abb.29 drei mit ihren Untermenüs als Blockdiagramm dargestellt. Auf die wichtigsten Menüpunkte wird nachfolgend kurz eingegangen.

Die ersten vier Untermenüpunkte des Hauptmenüs ‚File‘ beziehen sich auf ein Projekt. Ein Projekt umfasst die Gesamtheit aller Datenaufnahme und -auswerteparameter, die bei einem Zugversuch einer PLC-Probe anfallen. Das Untermenü „New Project“ wird dann ausgewählt, wenn ein neues Thermokameraexperiment ausgewertet werden soll. Im Rahmen dieses Untermenüs werden alle Primärbilder der Kamera und alle anderen Rohdaten eingelesen und aufbereitet sowie alle relevanten Parameter des Experiments abgefragt. Da der Datenumfang mehr als 1 Gbyte umfassen kann, nimmt diese Auswertephase mehrere Minuten in Anspruch. Dabei werden verschiedene projektspezifische Dateien angelegt, die bei einer späteren Projektbearbeitung einen schnellen Zugriff auf die Daten und eine schnelle Ergebnisvisualisierung ermöglichen. Die restlichen Untermenüpunkte des Menüs ‚File‘ beziehen sich auf das Einladen und Speichern der mechanischen Daten, die parallel zu den Thermokamerabildern registriert werden.

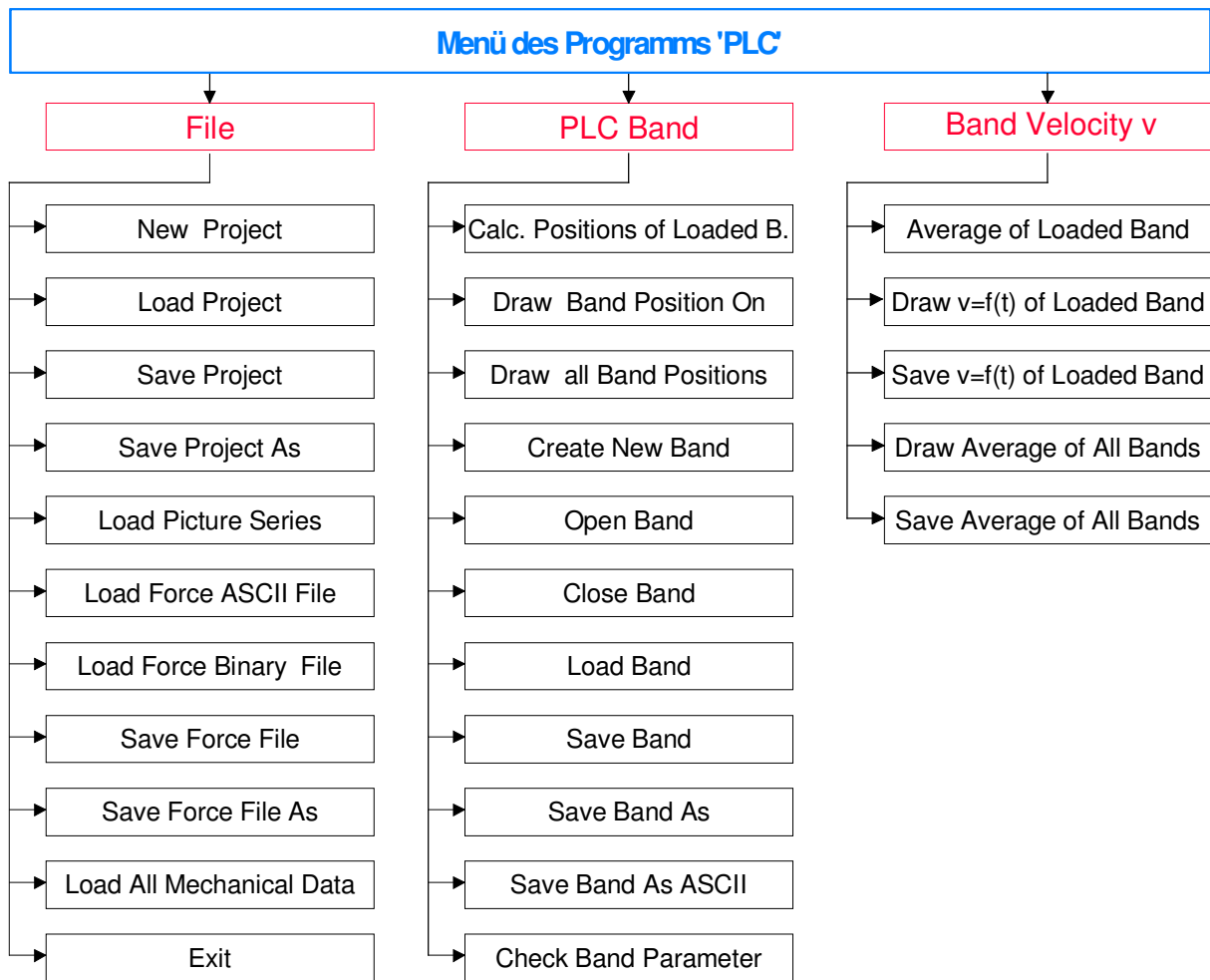


Abb.29: Blockdiagramm der wichtigsten drei Hauptmenüpunkte des Programms PLC

Der Begriff „PLC-Band“ des gleichnamigen zweiten Hauptmenüs ist in diesem Programm mit einer Verbundvariablen verknüpft, in der verschiedene Eigenschaften einzelner PLC-Bänder zusammengefasst sind. In diesem Menüpunkt werden z.B. die Positionen, die die PLC-Bänder während ihrer Propagation durchlaufen, ermittelt und daraus die momentane und die mittlere Geschwindigkeit des betreffenden Bands bestimmt.

Dazu wird im Untermenüpunkt ‚Create New Band‘ zunächst ein neues Band definiert. Die anschließende Ermittlung der Bandpositionen erfolgt noch nicht automatisch. Der Nutzer muss mit der Maus auf eine Position im Thermokamerabild in der Nähe des Bandes klicken. In den meisten Fällen heben sich die PLC-Bänder kontrastreich von ihrer Umgebung ab, so dass die Klickposition eindeutig auswählbar ist. Diese Auswahl wird durch das Einzeichnen eines Grauwertprofils in Probenlängsrichtung unterstützt.

Das Profil wird in einem horizontalen Band um die weiße, horizontale Linie berechnet. Die y-Position dieser Linie (auf der Höhe der Probenmitte) und die halbe Bandbreite sind vorgebar. Das Grauwertprofil wird dann in der Umgebung des x-Werts der angeklickten Position mit einem Peak-Suchalgorithmus ausgewertet, der eine berechnete Bandposition liefert. In Abb.30 sind das Grauwertprofil als blaue Linie und die berechnete Bandposition als vertikale blaue Gerade über das sekundäre Thermokamerabild gezeichnet.

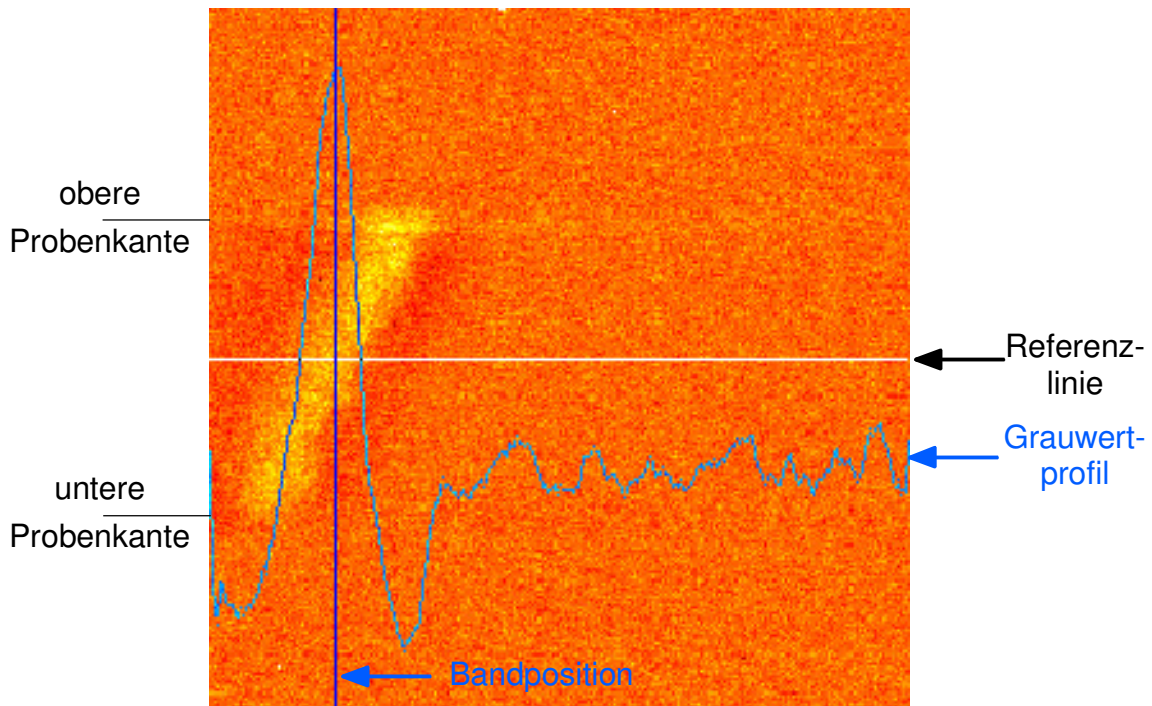


Abb.30: Thermokamerabild mit PLC-Band (gelb), Grauwertprofil (blau) und der auf Basis des Grauwertprofils berechneten Bandposition (vertikale Linie)

Im Hauptmenü ‚Band Velocity‘ hat der Nutzer Möglichkeit, Bandgeschwindigkeiten zu berechnen, als Funktion der Zeit darzustellen und zu speichern. Insgesamt wird zwischen drei verschiedenen Bandgeschwindigkeiten unterschieden – der momentanen und der mittleren Geschwindigkeit eines Bands sowie die mittlere Geschwindigkeit der ersten fünf Bänder eines Experiments. Die Bandgeschwindigkeitsberechnung erfolgt auf Basis aller Positionen, die für das Band detektiert wurden. Bei der Berechnung der mittleren Geschwindigkeit eines Bands wird für alle Bandposition – Zeit - Punktpaare eine lineare Ausgleichrechnung durchgeführt. Der Anstieg der dabei ermittelten Regressionsgeraden wird als mittlere Bandgeschwindigkeit angenommen.

3.2.4 Messung von Dehnrate, Dehnungssprung und Bandgeschwindigkeit mittels DMS

Zur Ermittlung von Dehnrate, Dehnungssprung und Bandgeschwindigkeit wurde die mit Hilfe des Dehnungsmessstreifens aufgenommene Dehnungs-Zeit-Kurve unter Verwendung eines weiteren Computerprogramms ausgewertet. Nachfolgend wird die dabei angewandte Auswerteprozedur beschrieben.

Bei der Auswertung wird von der Annahme ausgegangen, dass die Dehnung an der Bandposition sprunghaft vom Wert ε_1 zum Wert $\varepsilon_2 = \varepsilon_1 + \Delta\varepsilon$ übergeht. Die Größe $\Delta\varepsilon$ wird nachfolgend als Dehnungssprung bezeichnet. Im Moment des Eintritts dieser Sprungstelle in den DMS (Sprungstellenposition x_1 , Zeitpunkt $t = t_1$) befindet sich die Dehnung im Bereich des DMS noch vollständig auf dem geringeren Dehnungsniveau ε_1 (blauer gestrichelter Dehnungsverlauf links in Abb.31) – dem aktuellen Dehnungsmesswert.

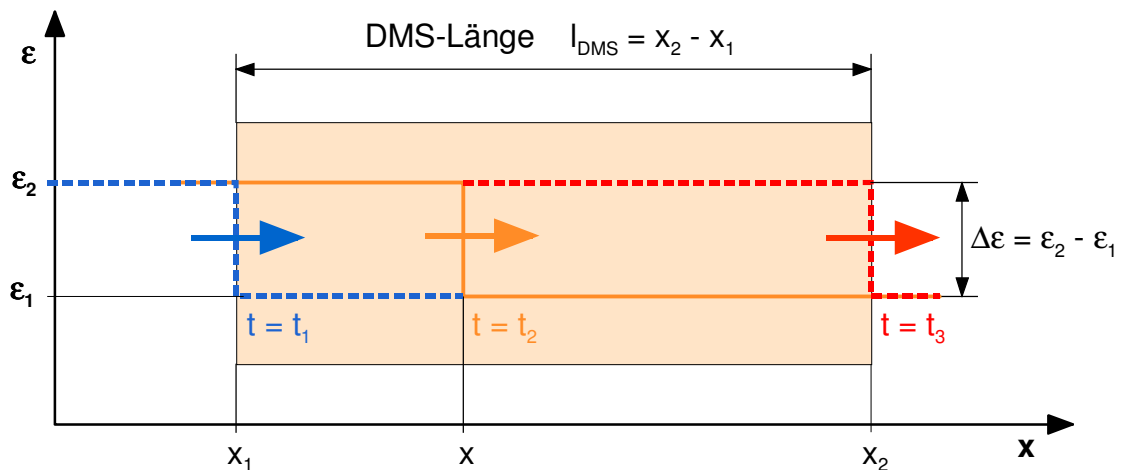


Abb.31: Schematische Darstellung des Durchlaufs eines PLC-Bands (dargestellt als Sprungstelle der Dehnung) von links nach rechts durch einen Dehnungsmessstreifen (DMS) in den Phasen $t = t_1$ (Eintritt in den DMS), $t = t_2$ (willkürlich gewählte Position innerhalb des DMS) und $t = t_3$ (Austritt aus dem DMS)

Nachdem die Sprungstelle ein Stück in den Bereich des DMS eingetreten ist (Position x , Zeitpunkt $t = t_2$, orangefarbener Dehnungsverlauf), wird ein gewichtetes Mittel der beiden Dehnungsniveaus ε_1 und ε_2 gemessen. Dieser Mittelwert ε berechnet sich gemäß der Gleichung:

$$\varepsilon = \frac{x - x_1}{l_{DMS}} \cdot \Delta\varepsilon + \varepsilon_1$$

Da die DMS-Messlänge l_{DMS} , der Dehnungssprung $\Delta\varepsilon$ und die Dehnung ε_1 zeitunabhängig sind, folgt für die Dehnrates $d\varepsilon/dt$

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{\dot{x}}{l_{DMS}} \cdot \Delta\varepsilon$$

Im Moment des Austritts der Sprungstelle aus dem Bereich des DMS (sie hat zum Zeitpunkt $t_2 = t_1 + \Delta t$ die Position x_2 erreicht, rote gestrichelte Kurve), gilt für die mittels DMS gemessene für die Bandgeschwindigkeit v_{DMS}

$$\dot{x} = v_{DMS} = \frac{l_{DMS}}{\Delta t}$$

und Dehnrates

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\Delta\varepsilon}{\Delta t}$$

Diese Form der Ermittlung der Dehnrates hat allerdings den Nachteil, dass sie zu einem von der DMS-Länge abhängigen Ergebnis führt. Da eine weitere Verringerung der aktiven DMS-Länge solange, wie die Bandbreite nicht unterschritten wird, zu noch höheren Dehnrates-Werten führt, ist das Ergebnis als eine untere Grenze der tatsächlichen Dehnrates aufzufassen.

Da die aktive Länge des DMS l_{DMS} bekannt ist, werden für die Messung von Bandgeschwindigkeit und Dehnrates der Dehnungssprung $\Delta\varepsilon$ und die Zeitdifferenz Δt benötigt. Dazu werden die Dehnungs-Zeit-Verläufe in den Zeitintervallen ausgewertet, in denen die Bänder den DMS passieren. Aus dem in Abb.32 dargestellten Beispielmessergebnis geht hervor, dass die Dehnrates in dieser Phase signifikant höher als vor ($t < t_1$) und nach dem Banddurchlauf ($t > t_2$) ist.

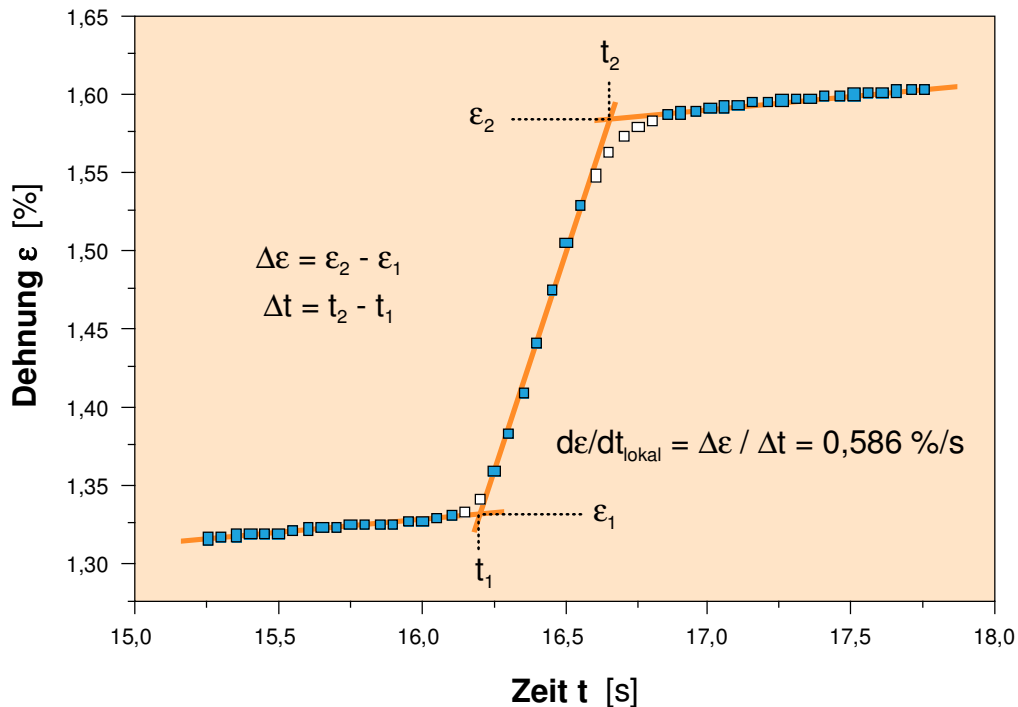


Abb.32: Probe 9, $\dot{\varepsilon}_{\text{global}} = 0,149 \text{ \% / s}$, Dehnungs-Zeit-Verlauf vor ($t < t_1$), in ($t_1 \leq t \leq t_2$) und nach ($t > t_2$) der Phase des Banddurchlaufs durch den DMS-Bereich

Zur Ermittlung der beiden gesuchten Größen werden zunächst die drei in Abb.32 orange gezeichneten Ausgleichsgeraden unter Verwendung der jeweils blauen Messpunkte berechnet. Die weißen Messpunkte an den Übergängen der drei Kurvenabschnitte bleiben unberücksichtigt, weil sie das Ergebnis verfälschen würden. Der Dehnungssprung $\Delta\varepsilon$ wird dann aus der Dehnungsdifferenz und Δt aus der Zeitdifferenz zwischen den beiden Geradenschnittpunkten ermittelt. Die Dehnrates $d\varepsilon/dt$ ist unter diesen Bedingungen identisch mit dem Anstieg der mittleren Ausgleichsgeraden.

Da die für Ausgleichsgeradenberechnung verwendeten blauen Punkte vom Nutzer ausgewählt werden, ist das Messergebnis zu einem bestimmten Grad subjektiv beeinflusst. Davon sind besonders die Zeitdifferenz Δt und in Folge dessen die Dehnrates $d\varepsilon/dt$ und die Bandgeschwindigkeit v_{DMS} betroffen. Dagegen verhält sich der Dehnungssprung $\Delta\varepsilon$ vergleichsweise robust gegenüber diesem subjektiven Einfluss.

Für diese Form der Messung von Dehnungssprung, Dehnrates und Bandgeschwindigkeit müssen verschiedene Voraussetzungen erfüllt sein. Dazu gehört ein unendlich schneller Dehnungssprung. Das PLC-Band muss den Bereich des DMS vollständig durchlaufen und es darf in der Phase des Banddurchlaufs kein zweites Band in der Probe existieren. Die spätere Auswertung der Dehnungs-Zeit-Kurven und der Vergleich mit den Ergebnissen Thermobildauswertung werden zeigen, dass diese Voraussetzungen nur für Typ-A-Bänder bei mittlerer und hoher Dehnrates gegeben sind.

4 Durchführung der Versuche

4.1 Flächenhafte statische Dehnungsanalyse am MMC AA5754 /Al₂O₃

Die flächenhafte Dehnungsanalyse an zwei Varianten des Verbundwerkstoffs AA5754 /Al₂O₃, deren Ergebnisse hier vorgestellt werden, wurde durchgeführt, um festzustellen, welchen Einfluss Größe, Morphologie und Anordnung der spröden Partikel auf die Verformung und Schädigungsinitiierung haben. Diese Information ist von Bedeutung, weil eine Wechselwirkung dieser Prozesse mit der Initiierung und Propagation von PLC-Bändern vermutet wird. Ein vertieftes Verständnis dieses Zusammenhangs könnte die Möglichkeit eröffnen, die PLC-Bandbildung in einer zum PLC-Effekt neigenden Matrixlegierung durch die Einlagerung spröder Partikel zu steuern bzw. zu unterdrücken.

In Abschnitt 4.1.1 werden zunächst die experimentellen Ergebnisse vorgestellt und anschließend mit FE-Simulationsergebnissen verglichen (Abschnitt 4.1.2). Dabei wird untersucht, ob Kriterien für die Schädigungsinitiierung - z.B. die kritische Spannung für die Partikelrissbildung und die Partikel-Matrix-Ablösung - abgeleitet werden können.

Für die FE-Simulation wurden vom Experiment binäre Bilder der Gefügausschnitte bereitgestellt, auf deren Basis die Finite-Element-Netze generiert werden konnten. Zur Formulierung der Randbedingungen bei der Simulation wurden die Verschiebungen am Rand dieser Gefügausschnitte berechnet und ebenfalls in digitaler Form zur Verfügung gestellt.

4.1.1 Experimentelle Ergebnisse

Am Beginn des Zugverformungsexperiments von Probe 126 sowie in 9 weiteren Verformungsstufen wurden jeweils 8 überlappende REM-Bilder aufgenommen (Abb.33).

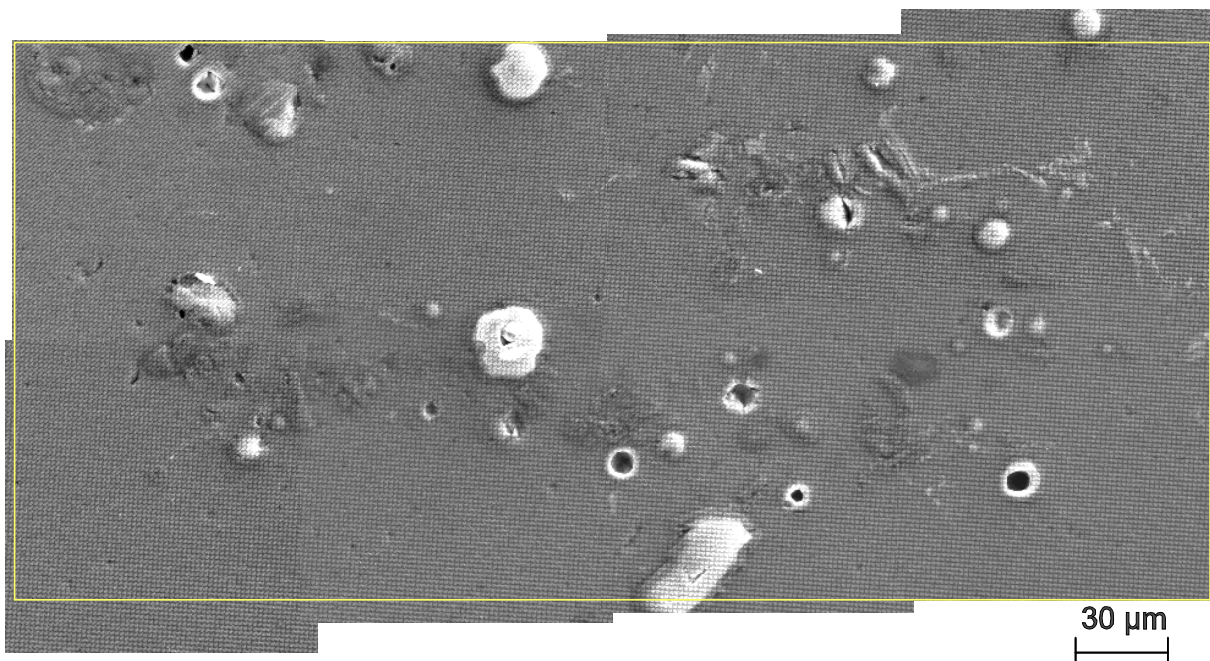


Abb.33: 8 der insgesamt 11 für die Dehnungsanalyse ausgewählten, sich wechselseitig überlappenden Bereiche des Verbundwerkstoffs Al Mg3 / 5 Vol-% Al₂O₃ im unverformten Ausgangszustand (Probe 126)

Bei den hellen Bereichen in Abb.33 handelt es sich um große Al_2O_3 -Partikel, an denen es zu Aufladungen kommt. Vorhandene Poren bzw. Risse in Partikeln erscheinen dunkel und die Al-Matrix mit dem Punktgitter mittelgrau. Aus diesen REM-Bildern wurden die Dehnungsverteilungen berechnet. In Abb.34 ist beispielhaft die Dehnungsverteilung der höchsten Verformungsstufe (9) dem Gesamtbild als Konturlinienplot (farbcodierte Darstellung der Dehnungsverteilung mit Linien konstanter Dehnung) überlagert.

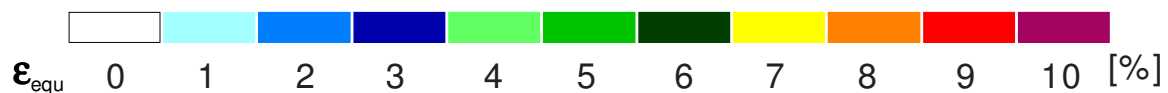
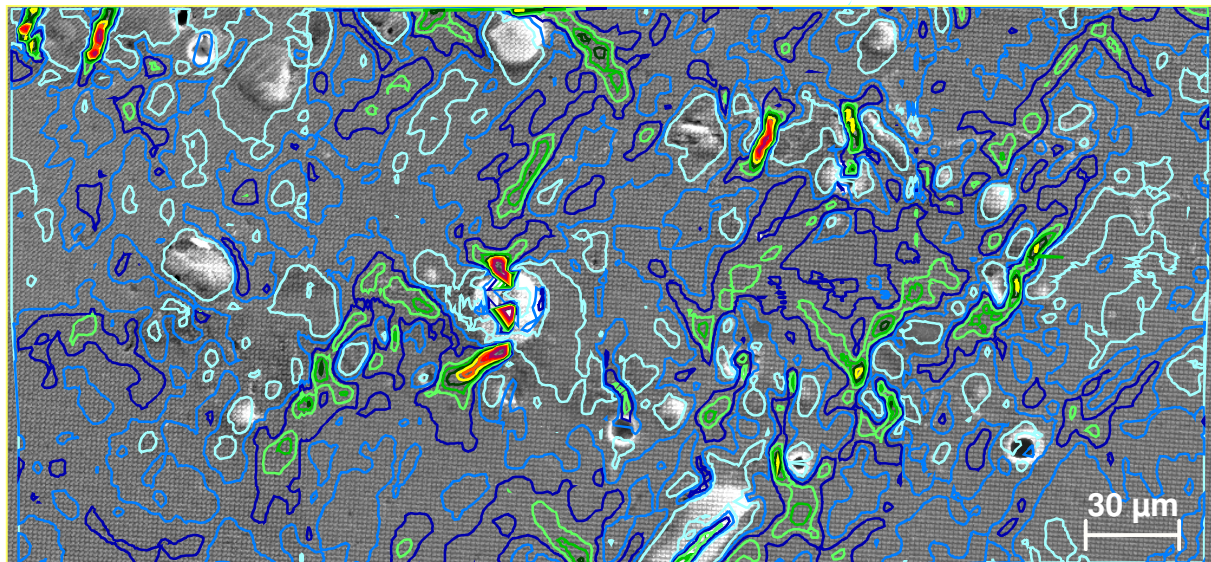


Abb.34: Probe 126, Konturlinienplot der äquivalenten Dehnung $\epsilon_{\text{äqu}}$ im Bereich eines aus 8 Bildern zusammengesetzten Oberflächenausschnitts in der 9. Verformungsstufe

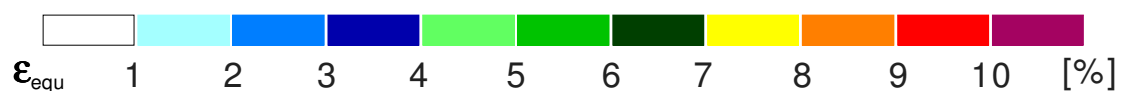
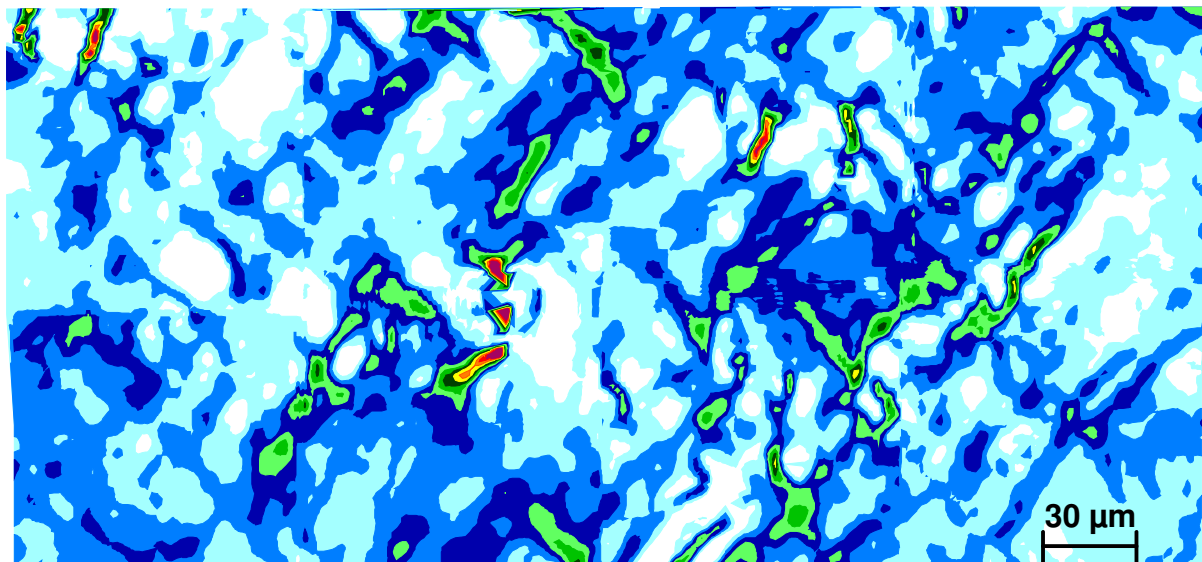


Abb.35: Probe 126, Flächenplot der äquivalenten Dehnung $\epsilon_{\text{äqu}}$ im Bereich eines aus 8 Bildern zusammengesetzten Oberflächenausschnitts in der 9. Verformungsstufe

Ergänzend zum Konturlinienplot wurde für die gleiche Verformungsstufe ein Dehnungsflächenplot erstellt (einem Dehnungsintervall zuzuordnende Bereiche erhalten eine Farbe, Abb.35).

Um die Entwicklung der Dehnung im Verlauf des Experiments zu demonstrieren, ist die Dehnungsverteilung in einem Teilbereich des in Abb.33 gezeigten Gefügeausschnitts für verschiedene Verformungsstufen in Abb.36 dargestellt.

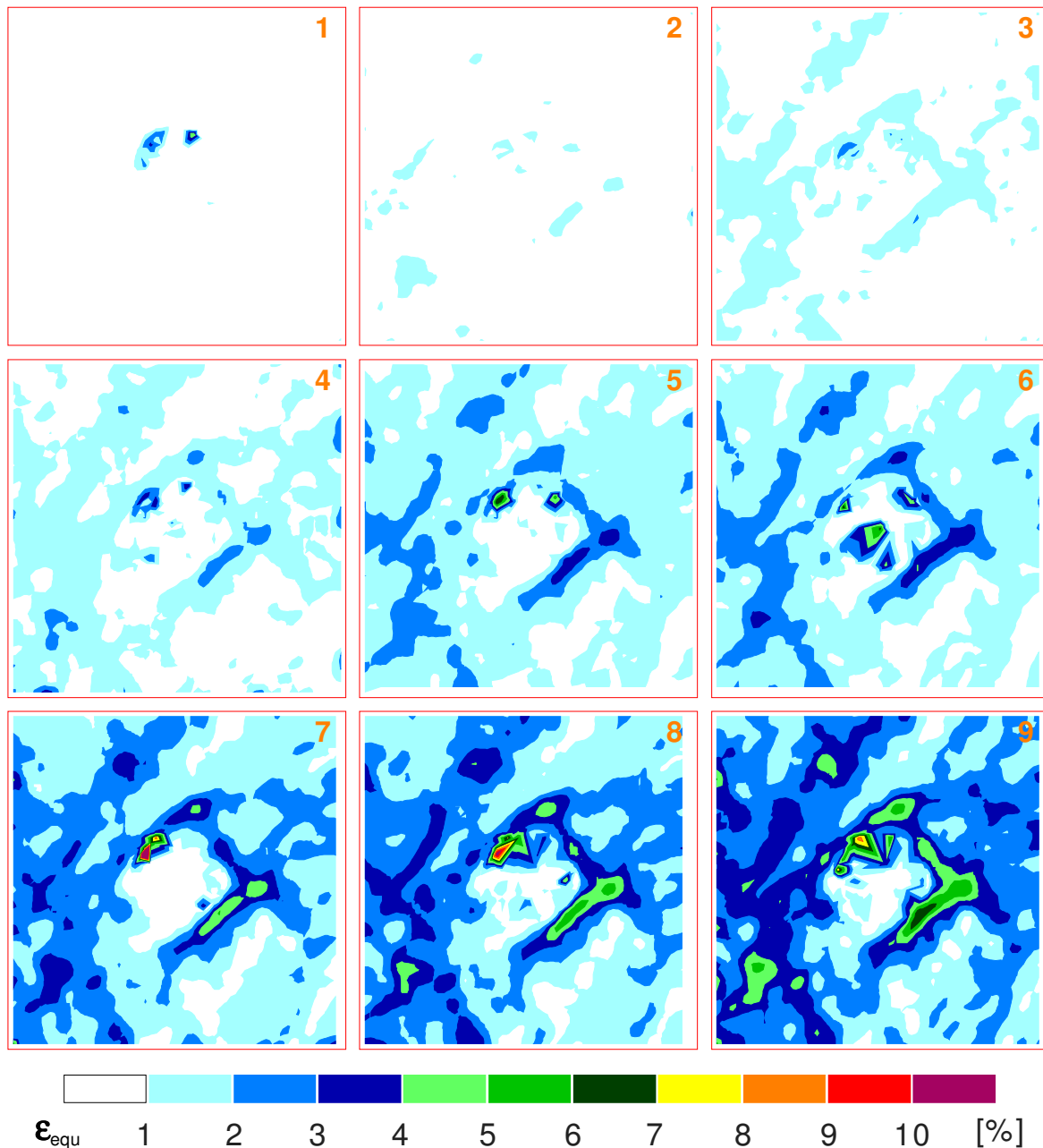


Abb.36: Dehnungsverteilung in Messfeld 9 in den Verformungsstufen 1 – 9

Dieser Abbildung ist zu entnehmen, dass bereits im Anfangsstadium der Verformung eine Konzentration der Dehnung in Scherbändern stattfindet. Breite und Intensität der Scherbänder nehmen im Verlauf des Verformungsexperiments zu. Das bedeutet, dass die Dehnung im Bereich der Bänder schneller ansteigt als die mittlere Dehnung der Probe. Wenn man davon ausgeht, dass der Dehnungsanstieg in der Probe vorrangig während der Bandpropagationen

erfolgt, müsste der von den Bändern hinterlassene Dehnungsanstieg (Dehnungssprung) im Bereich der Scherbänder höher ausfallen als in den weniger verformten Probenregionen.

Eine Entstehung zusätzlicher Scherbänder und Bandpropagationen, die auf den PLC-Effekt hindeuten, ist nicht erkennbar. Diese Beobachtung wurde für alle Messfelder von Probe 126 gemacht.

Für die Generierung eines FE-Netzes und zur Formulierung der Randbedingungen für die FE-Simulation wurde von Messfeld 9 ein binäres Gefügebild erstellt und die Verschiebungsvektoren am Rand dieses Messfelds berechnet (Abb.37). Die Richtung des Vektors gibt die Richtung der Verschiebung an. Die Vektorlänge steht für den Betrag der Verschiebung an. Die Berechnung der Randverschiebungsvektoren erfolgte mit dem bereits erwähnten Programm ‚Map‘, das auch zur Berechnung der Dehnungsverteilung im Innern der Messfelder eingesetzt wird.

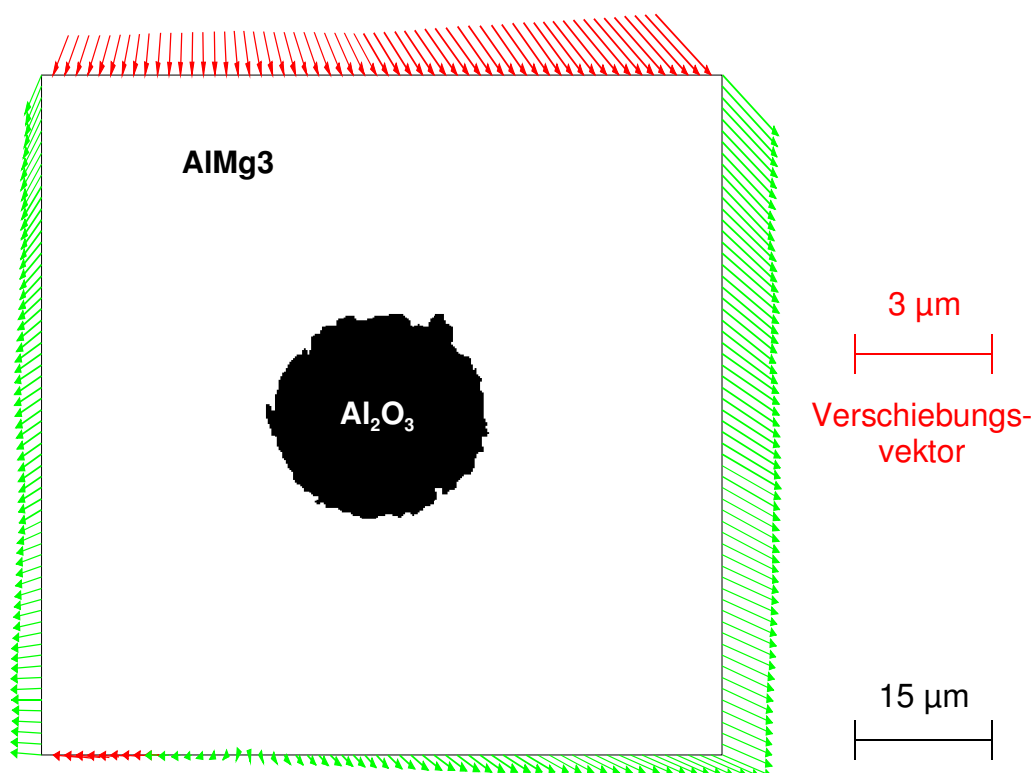


Abb.37: Für die Finite-Elemente-Rechnung erstelltes Gefügebild (zur Netzgenerierung) sowie berechnete Randverschiebungen (zur Formulierung der Randbedingungen für die Rechnung), rote Vektoren für Stauchung, grüne Vektoren für Streckung

Die nachfolgend dargestellten Ergebnisse beziehen sich auf Probe 132 (Al6061 / 20 Vol - % Al_2O_3). Im Verlaufe des Verformungsexperiments wurden an dieser Probe 20 REM-Bilder eines größeren Oberflächenbereichs sowohl im Ausgangszustand als auch in 6 weiteren Verformungsstufen aufgenommen. Einige der Bilder waren wiederum überlappend angeordnet. Deshalb konnte die Dehnungsverteilung dieser Bildbereiche zu einem größeren Dehnungsfeld zusammengefügt werden. Das Analysegebiet ist in Abb.38 dargestellt.

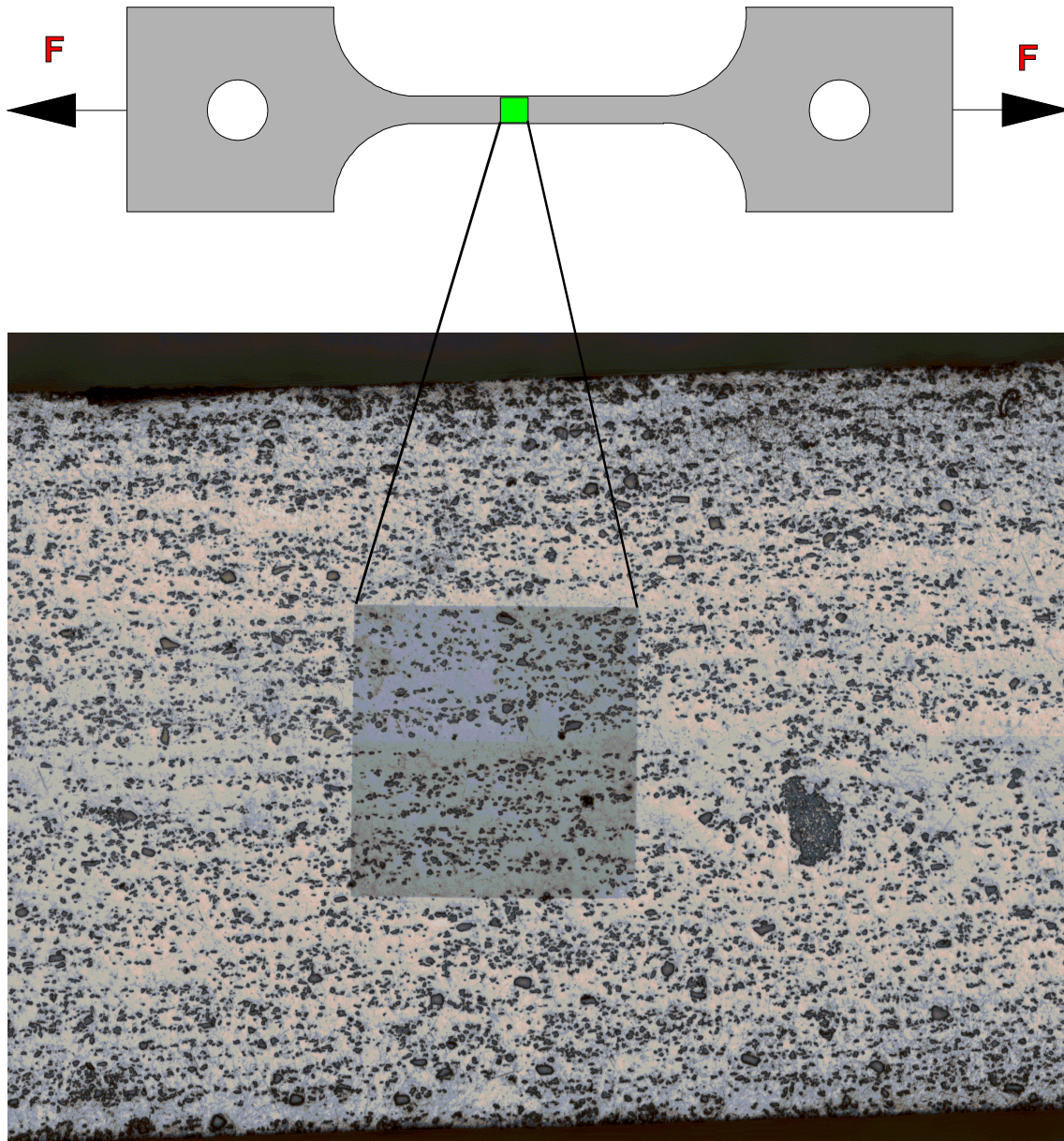


Abb.38: Probe 132, Al6061/20 Vol-% Al₂O₃, Analysegebiet im Ausgangszustand

In Abb.39 wird die Entwicklung der Dehnungsverteilung in einem Ausschnitt dieses Analysegebiets im Verlauf von 3 Verformungsstufen demonstriert. Die Verformung ist bis Verformungsstufe 2 auf das lange Scherband 1 und auf die zwei kurzen Bänder 2 und 3 konzentriert.

Hierbei handelt es sich tatsächlich um Scherbänder in der Al-Matrix. Das durch das zentrale Partikel verlaufende scheinbare Band 4, ist dagegen auf Rissbildung zurückzuführen. In Abb.39 ist auch sichtbar, dass die Verformung im langen Scherband (rechts unten, Verformungsstufe 2) im Verlauf des Experiments (Verformungsstufen 3 und 4) zugunsten zwei anderer Bänder (5 und 6) stark reduziert wird. Es ist auch bemerkbar, dass ein neues Band (7) aus dem Band rechts unten entstanden ist. Dies ist nach links geneigt.

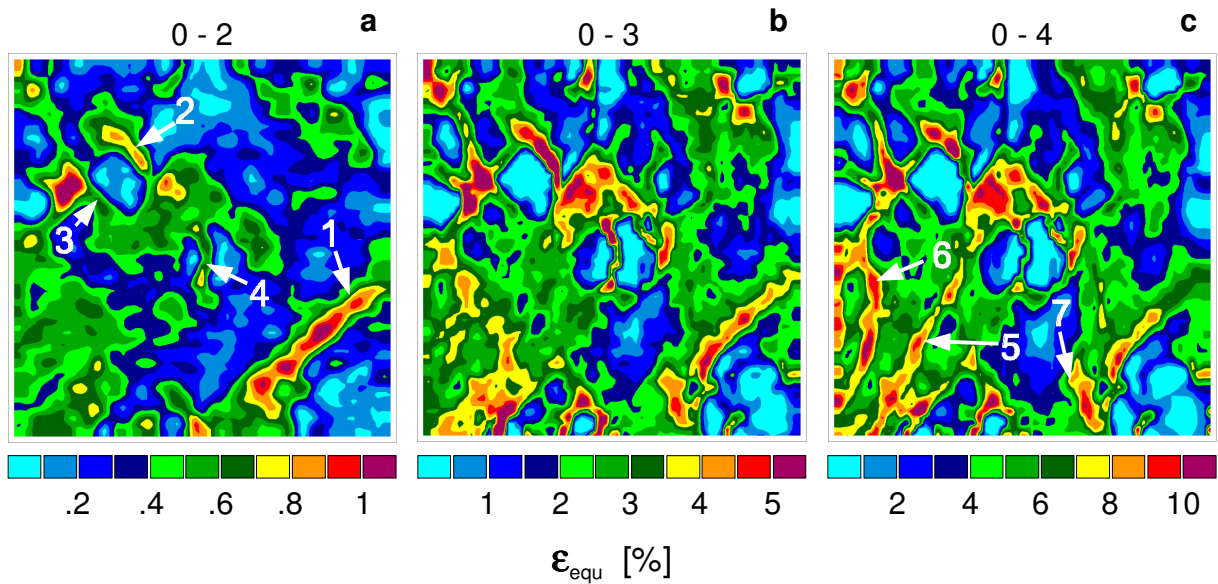


Abb.39: Probe 132, Al6061/20% Vol Al₂O₃ Verteilung der äquivalenten Dehnung in einem Gefügeausschnitt in den Verformungsstufen 2, 3 und 4

Diese Entwicklung der Scherbänder ist noch besser bei der Darstellung des Dehnungsincrements zu erkennen (Abb.40). Das Dehnungsincrement stellt die Änderung der Verformung zwischen zwei aufeinanderfolgenden Verformungsstufen dar. In Abb.40 ist deutlich erkennbar, dass die lokale Verformung oberhalb des zentralen Partikels durch die Partikelrissbildung verstärkt wird (1 in Teilbild c).

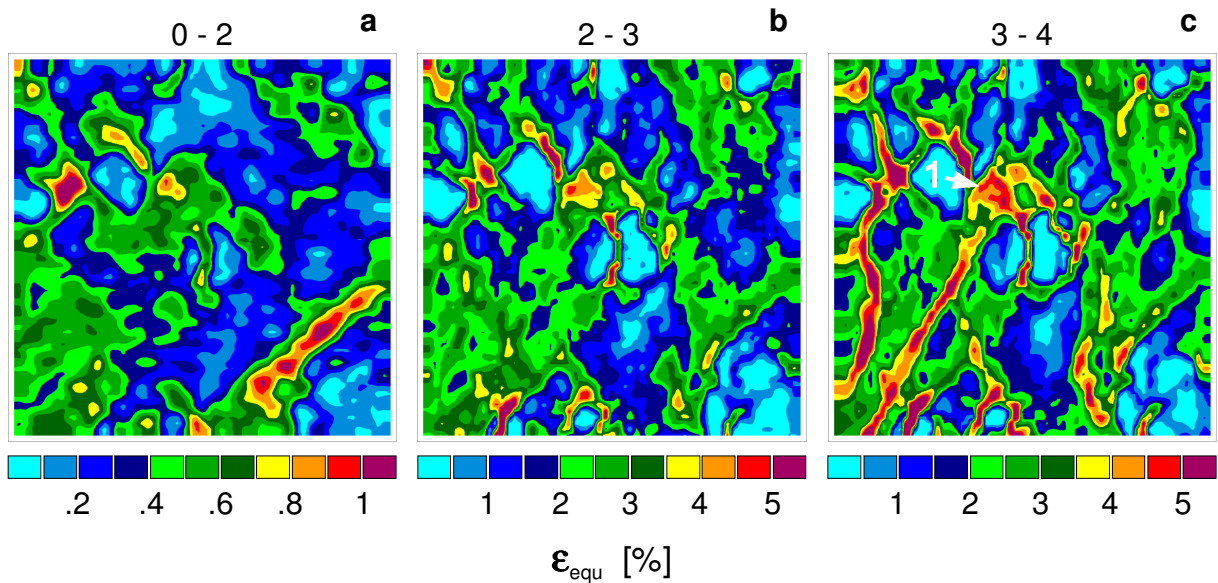


Abb.40: Probe 132 AA5754 / 20% Vol Al₂O₃, Verteilung des Dehnungsincrements im Gefügeausschnitt in der Verformungsstufen 2, 3 und 4

Die beobachtete Bandneubildung ist aber offensichtlich eine Folge der Schädigungsentwicklung. Hinweise auf eine Initiierung und Propagation von PLC-Bändern – zwei Prozesse, die bei dem hier untersuchten Verbundwerkstoff ebenfalls zu erwarten sind – wurden nicht festgestellt.

Um ein Kriterium für die Schädigungsinitiierung ableiten zu können, wurden zusätzlich zwei kleine Gefügeausschnitte von Probe 132 auf ihr lokales Verformungs- und Schädigungsverhalten untersucht. In einem dieser Ausschnitte ist es zur Partikelrissbildung gekommen (Abb.41).

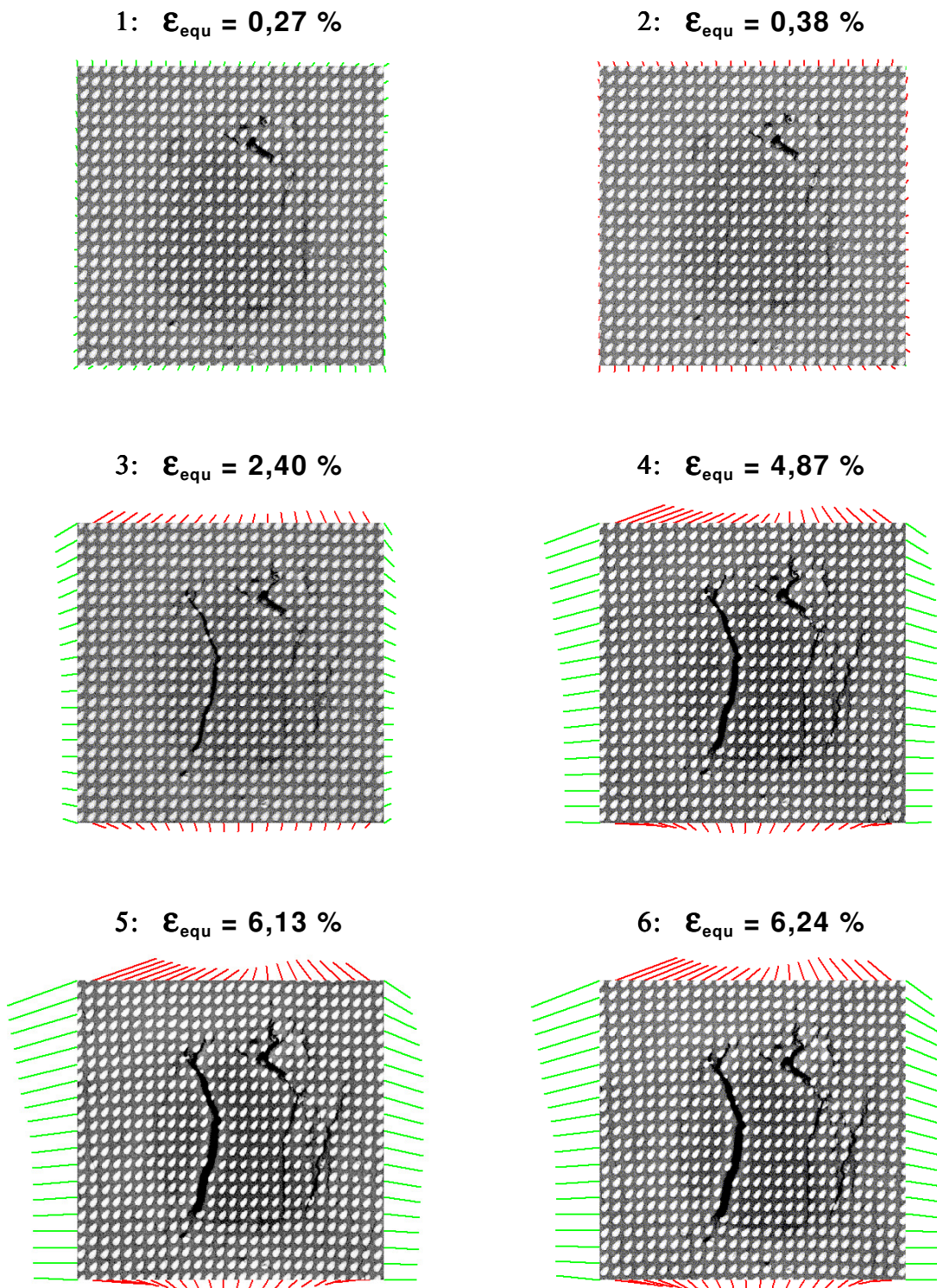


Abb.41: Entwicklung der mittleren äquivalenten Dehnung und der Randverschiebung (grün-Dehnung, rot-Stauchung) in einem Gefügebereich mit Partikelrissbildung

In dem zweiten Ausschnitt trat eine Trennung an der Partikel-Matrix-Phasengrenze ein („Debonding“, Abb.42).

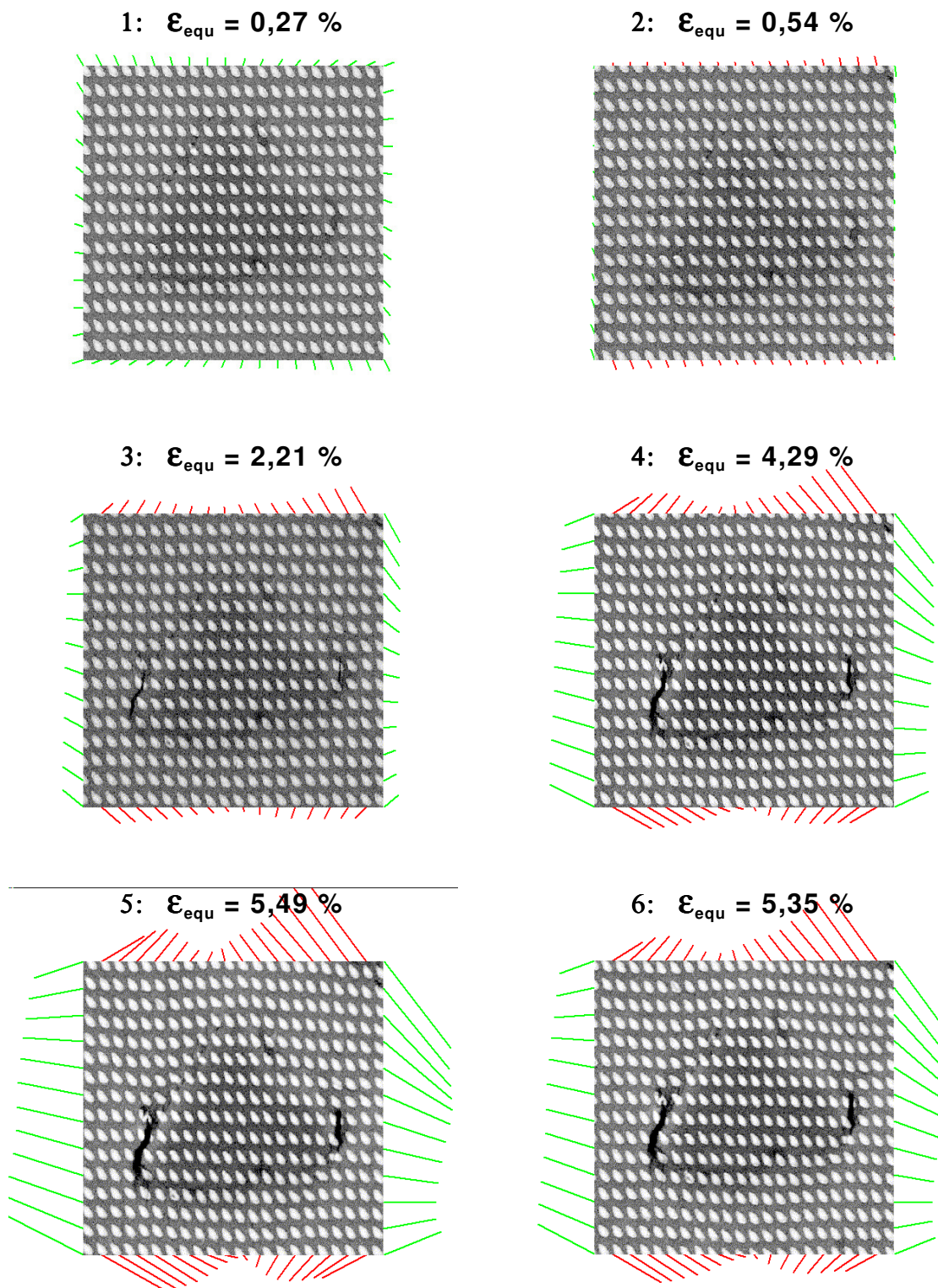


Abb.42: Entwicklung der mittleren äquivalenten Dehnung und der Randverschiebung (grün-Dehnung, rot-Stauchung) in einem Gefügebereich mit Partikel-Matrix-Ablösung.

Beide Ereignisse sind zwischen den Verformungsstufen 2 und 3 eingetreten. Dies lässt sich aus den in den einzelnen Verformungsstufen aufgenommenen Gefügebildern ableiten und anhand der Dehnungsverteilungen in Abb.41 und Abb.42 bestimmten Intervallen der mittleren äquivalenten Dehnung zuordnen. In Abb.43 und Abb.44 ist die mittlere Dehnung der Gefügausschnitte als Funktion der Probenverlängerung dargestellt.

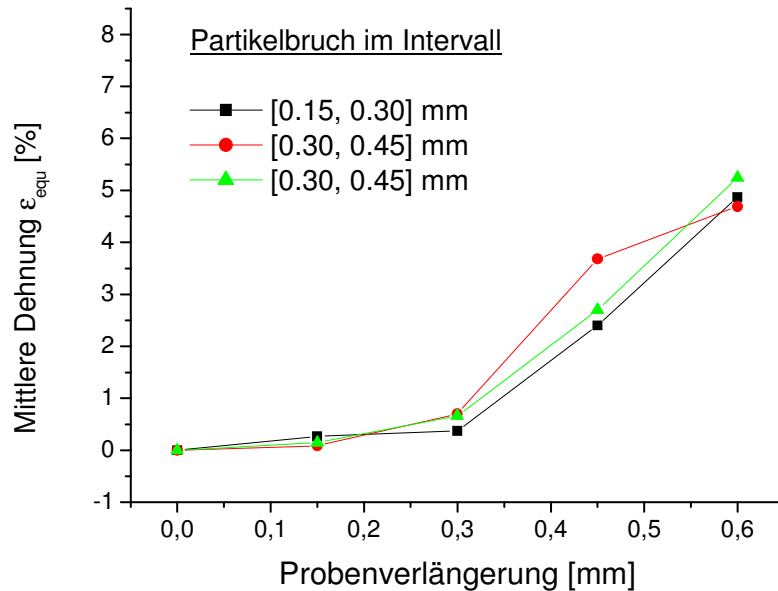


Abb.43: Mittlere äquivalente Dehnung in 3 Oberflächenausschnitten (vgl. z.B. Abb.41) mit Partikelrissbildung als Funktion der Verlängerung der Probe, das Intervall der Probenverlängerung, in dem die Partikelrissbildung eintrat, war unterschiedlich

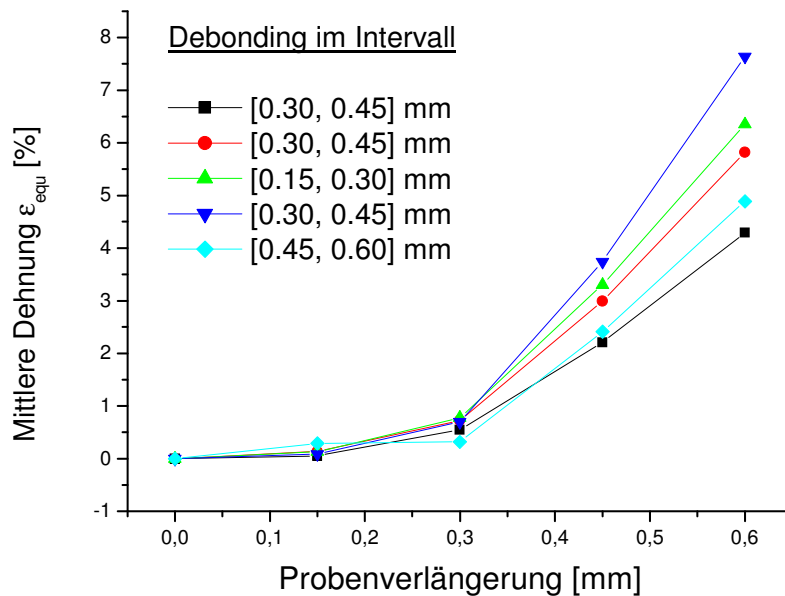


Abb.44: Mittlere äquivalente Dehnung in 5 Oberflächenausschnitten mit Partikel-Matrix-Ablösung (vgl. z.B. Abb.42) als Funktion der Verlängerung der Probe

Mit der Information, in welchen Verformungsstufen das erste Mal ein Schädigungsprozess festgestellt wurde und bis zu welcher er noch nicht feststellbar war, lässt sich ein Intervall für die schadenauslösende äquivalente Dehnung ableiten. Im Fall der hier untersuchten Gefügeausschnitte liegt das Intervall für die Rissbildung in den Partikeln zwischen 0,3 und 2,2 % (Abb.43) und für die Partikel-Matrix-Ablösung (Debonding) zwischen 0,5 und 3,6 % (Abb.44).

Weil es sich hier um die Dehnungsmittelwerte des Ausschnitts handelt, die nicht direkt am Schadensort gemessen wurden, können daraus noch keine zuverlässigen Kriterien für die Initiierung des Partikelbruchs und der Partikel-Matrix-Ablösung abgeleitet werden. Dies kann nur in Kombination mit einer FE-Simulation erfolgen.

4.1.2 Vergleich der experimentellen Ergebnisse mit einer FE-Simulation

Um das lokale Verformungs- und Versagensverhalten von Verbundwerkstoffen besser vorherzusagen zu können, wurden die flächenhaft gemessenen Dehnungsverteilungen mit FE-Simulationen der Spannungs- und Dehnungsverteilung für zwei Gefügeausschnitte von Probe 132 verglichen. Diese Simulation wurde unter Verwendung der in den binären Bildern erkennbaren Gefüegeometrie und der Verschiebungen am Rand dieser Gefügebereiche von Li [65] im Rahmen der Graduate School Dortmund durchgeführt.

Das binäre Bild des ersten dieser beiden Ausschnitte und die REM-Bilder in den Verformungsstufen 2, 3 und 4 sind in Abb.45 dargestellt.

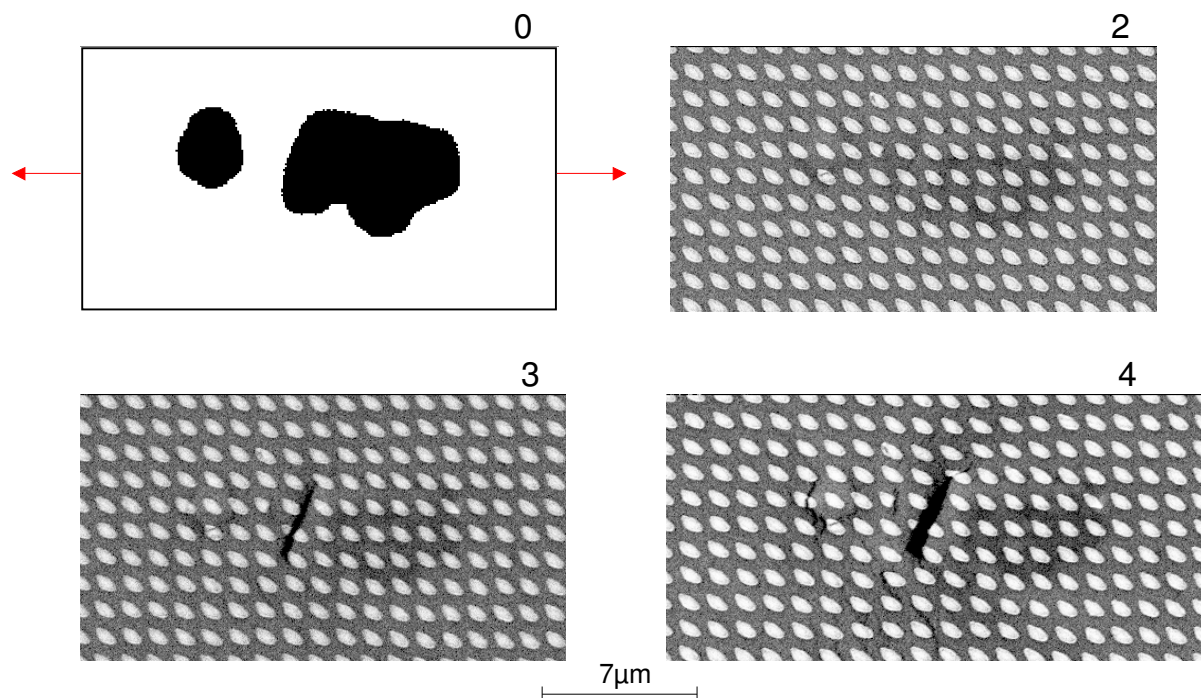


Abb.45: Binäres Bild (unverformter Zustand) bzw. Grauwert-REM-Bilder eines Gefügeausschnitts von Probe 132 in den Verformungsstufen 2, 3 und 4, in dem es zur Rissbildung gekommen ist

In den Grauwertbildern von Abb.45 ist erkennbar, dass sich zwischen Verformungsstufe 2 und 3 ein Riss gebildet hat.

Anhand der Serie von Dehnungsverteilungen in Abb.46 lässt sich feststellen, dass die äquivalente Dehnung bereits in Verformungsstufe 2 – also vor der Rissbildung - am Rand des

zentralen Al_2O_3 -Partikels besonders hoch ist. Die Breite und Intensität der Dehnungskonzentration nehmen im Verlauf der Verformung zu. Die noch höheren Dehnungswerte in den nachfolgenden Verformungsstufen sind allerdings auf eine Überlagerung aus tatsächlicher Dehnung (in der Matrix) und der Öffnung des Partikelrisses zurückzuführen.

Die Simulation wurde sowohl für den Fall des ebenen Dehnungs- als auch des ebenen Spannungszustands unter der Voraussetzung durchgeführt, dass es nicht zu einer Schädigung kommt. In Abb.47 und Abb.48 werden die Ergebnisse dieser Simulation vorgestellt.

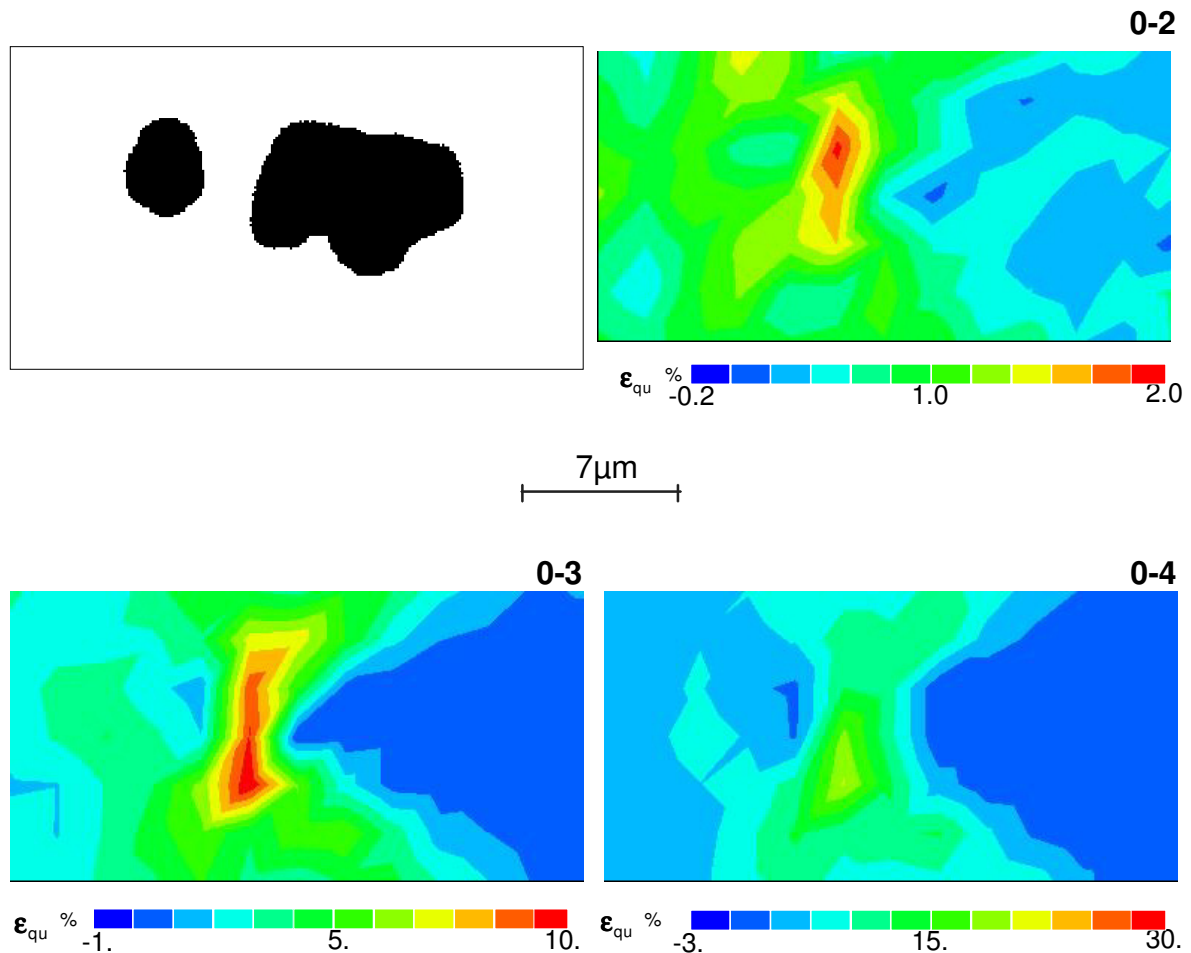


Abb.46: Experimentell bestimmte Verteilung der Dehnung des in Abb.45 dargestellten Gefügeausschnitts von Probe 132 in verschiedenen Verformungsstufen

Der Vergleich mit den in Abb.46 dargestellten experimentellen Ergebnissen zeigt, dass die Dehnung in beiden Fällen auf einen Bereich links vom zentralen Partikel konzentriert ist. Im Experiment verläuft das Band hoher Dehnung allerdings durch das Partikel, da es an den Partikelriss gebunden ist. In der Simulation muss das Band zwischen den beiden Partikeln durch die Matrix verlaufen, da nur die Matrix zu hoher Dehnung fähig ist und das Auftreten von Schädigungen (Partikelrissbildung, Debonding) ausgeschlossen wurde.

Ein weiterer Unterschied zwischen Experiment und Modellrechnung (Abb.47) betrifft den Grad der Verteilung der Dehnung. In den berechneten Dehnungsverteilungen ist die Dehnung stärker auf schmale Bänder konzentriert als im Experiment. Dies und die Tatsache, dass die mittlere Dehnung in beiden Fällen gleich ist, hat zur Folge, dass die Maximaldehnungen in den berechneten Dehnungsverteilungen bedeutend höher als in den gemessenen Verteilungen sind (vgl. Dehnungsskalen).

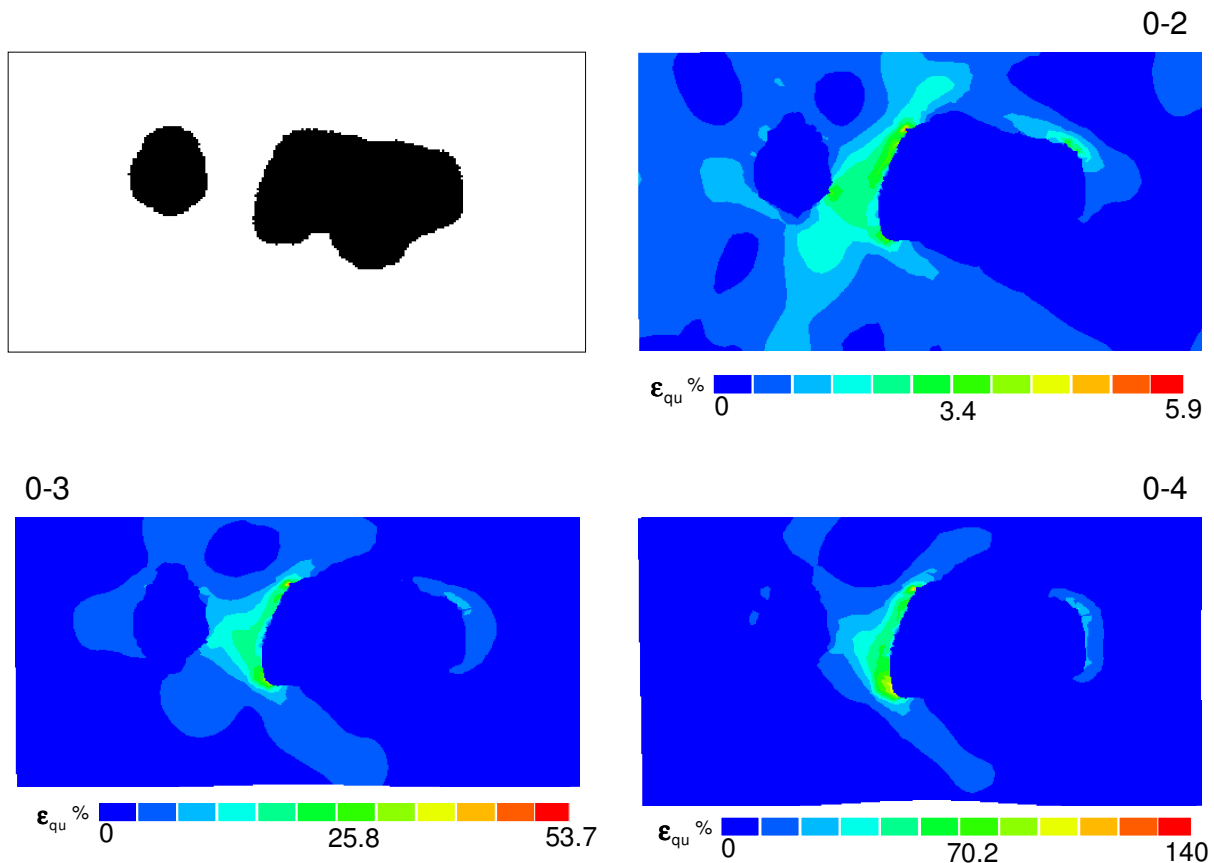


Abb.47: Unter der Annahme des ebenen Dehnungszustands (EDZ) simulierte Dehnungsverteilung für den in Abb.45 dargestellten Gefügeausschnitt von Probe 132

Neben der Dehnung wurde die Verteilung der Spannung simuliert (Abb.48).

Die Maximalspannung im zentralen Al_2O_3 - Partikel erreicht einen Wert von ca. 0,5 GPa. Dieser Wert liegt in der zu erwartenden Größenordnung.

Bei dem zweiten Beispiel handelt es sich um einen Gefügeausschnitt, bei dem im Experiment sowohl eine Partikelrissbildung als eine Ablösung an der Partikel-Matrix-Phasengrenze (Debonding) beobachtet wurde. Die in den Verformungsstufen 2, 3 und 4 aufgenommenen REM-Bilder dieses Ausschnitts belegen, dass es zwischen Verformungsstufe 2 und 3 zur Rissbildung gekommen ist (Abb.49). Die linke Ecke des Partikels wurde dadurch abgetrennt. In Verformungsstufe 4 kommt ein „Debonding“ am rechten Rand des Partikels hinzu.

Beide Schädigungsprozesse bewirken einen Dehnungsanstieg im Experiment. Die Dehnung ist besonders hoch am Ort der Partikelrissbildung. Bei der Simulation liegt das Dehnungsmaximum im angrenzenden Grenzflächenbereich (Abb.51). Das zweithöchste Dehnungsmaximum liegt bei Experiment und Modellrechnung übereinstimmend am unteren Partikelende.

In der unter der Annahme eines ebenen Spannungszustands berechneten Hauptspannungsverteilung (Abb.52) ist ein Spannungsmaximum am linken oberen Partikelrand zu erkennen. In der Nähe dieses Maximums wurde im Experiment der Partikelriss beobachtet.

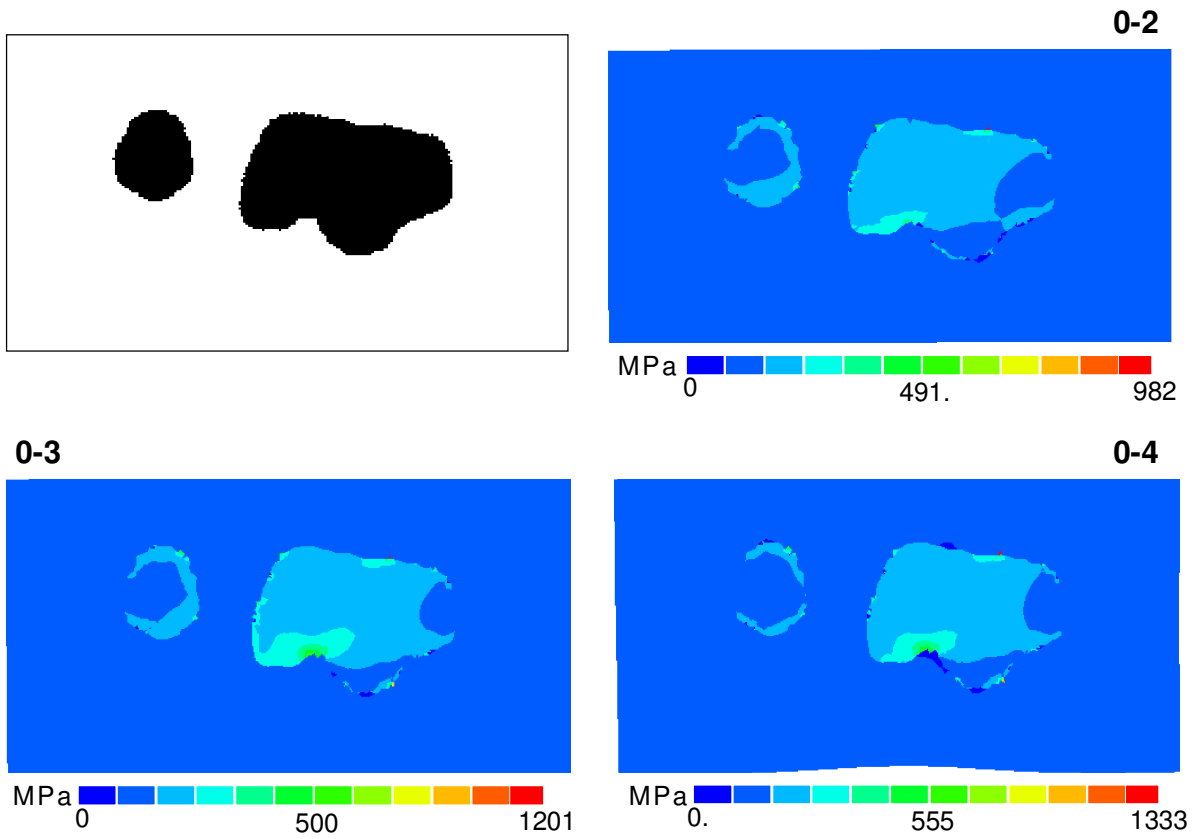


Abb.48: Unter der Annahme des ebenen Spannungszustands (ESZ) simulierte Spannungsverteilung für den in Abb.45 dargestellten Gefügeausschnitt von Probe 132

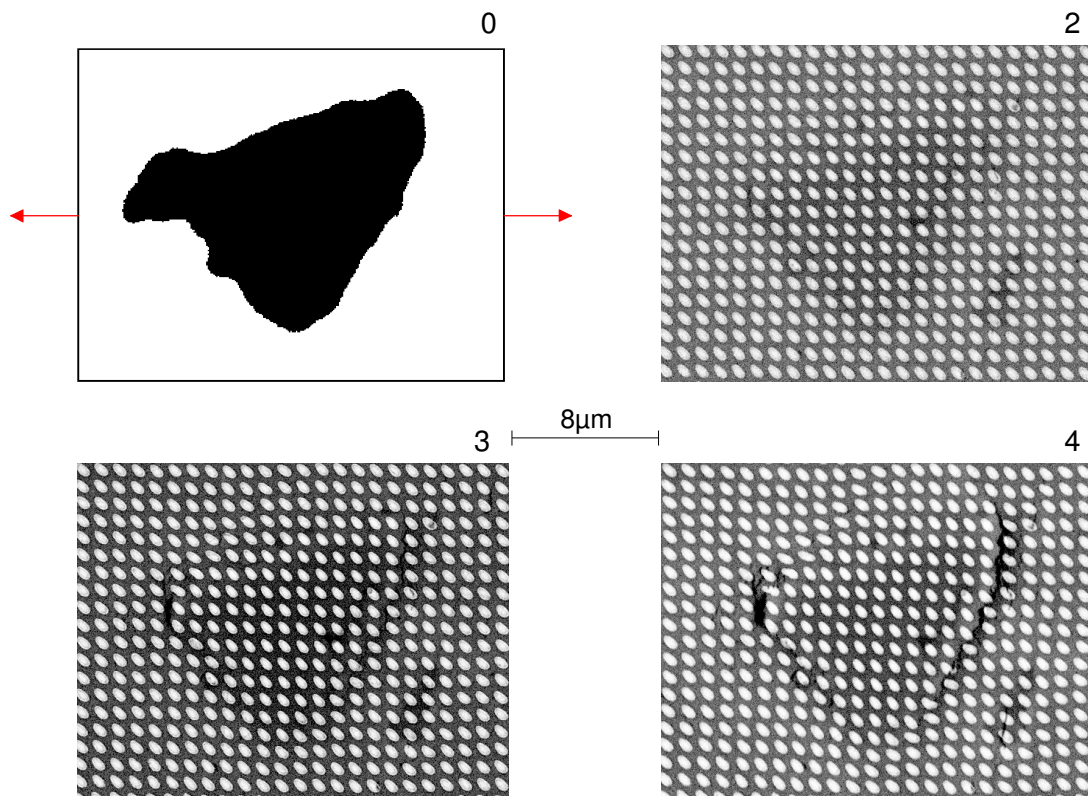


Abb.49: Binäres Bild und REM-Bilder eines Gefügeausschnitts in Verformungsstufen 2, 3, 4, in denen es zur Rissbildung und zum Debonding gekommen ist

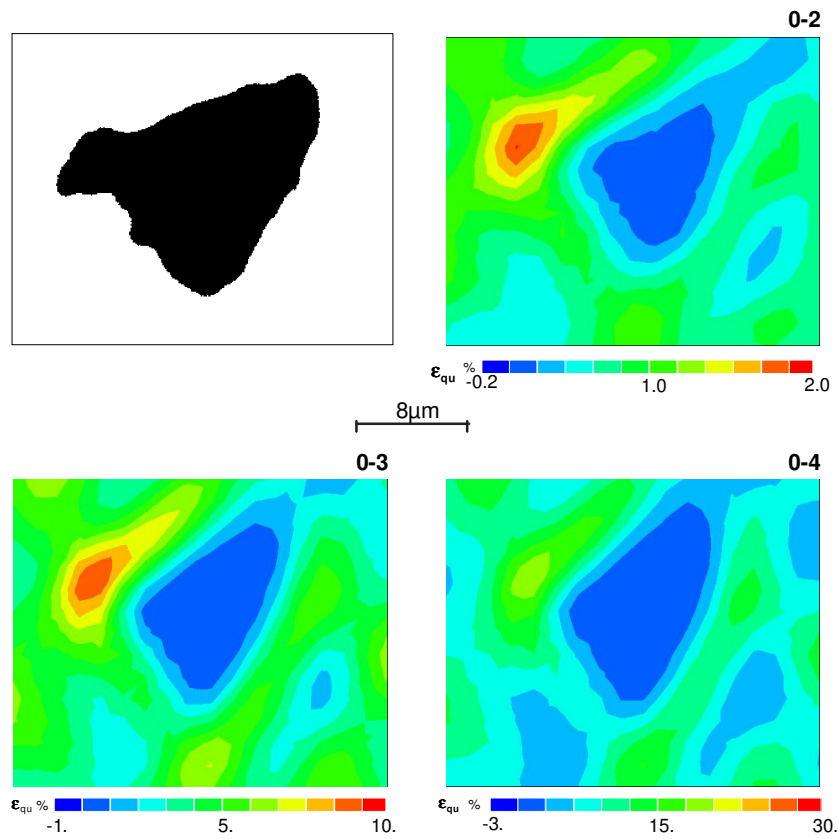


Abb.50: Verteilung der experimentell gemessenen Dehnung des in Abb.49 dargestellten Gefügeausschnitts in drei Verformungsstufen

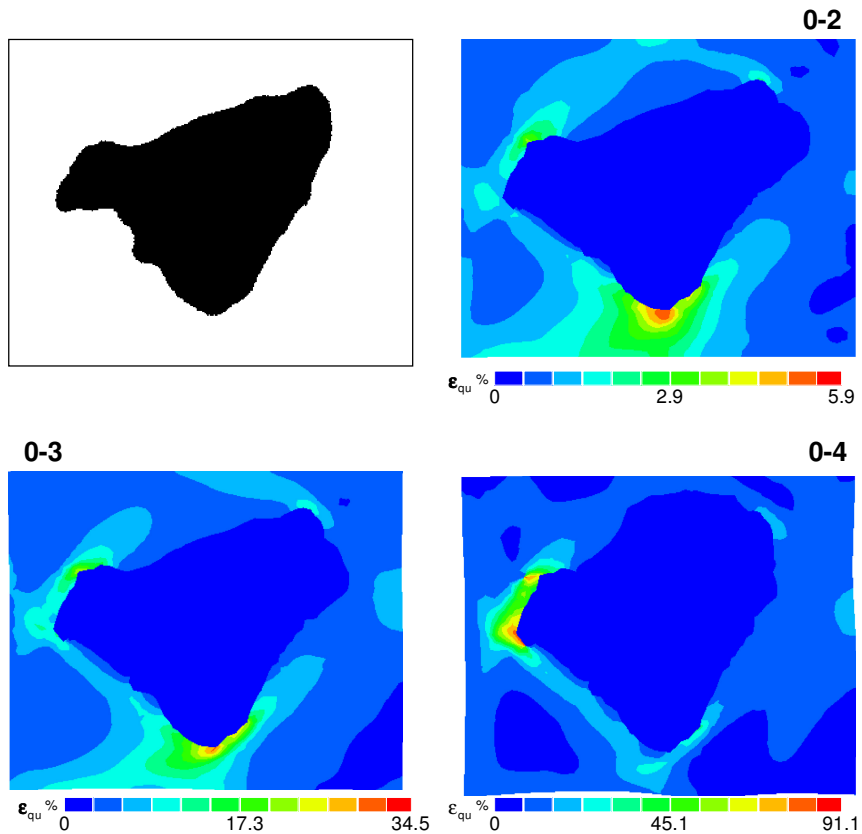


Abb.51: Unter der Annahme des ebenen Dehnungszustands (EDZ) simulierte Dehnungsverteilung für den in Abb.49 dargestellten Gefügeausschnitt

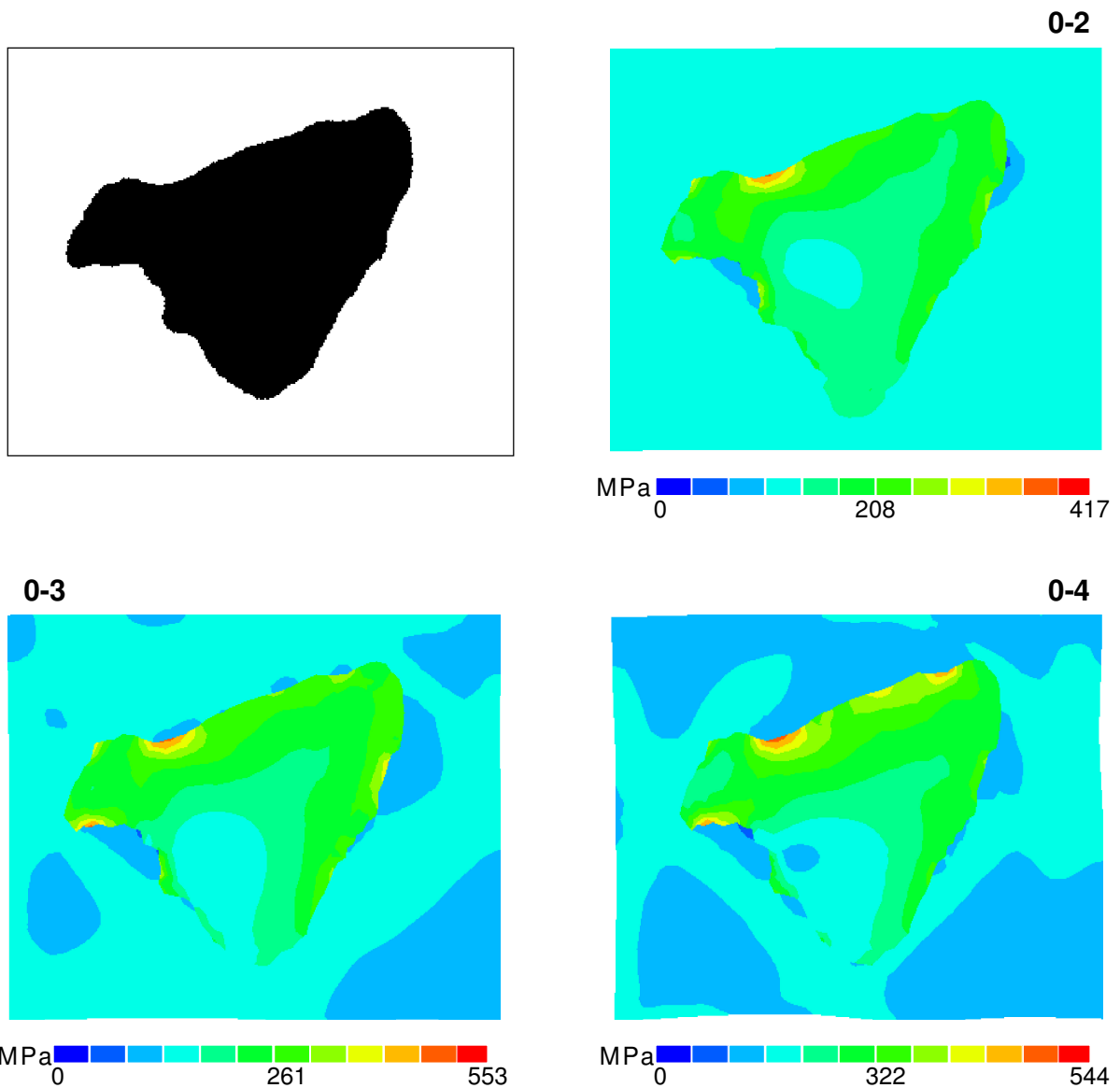


Abb.52: Unter der Annahme des ebenen Spannungszustands (ESZ) simulierte Verteilung der maximalen Hauptspannung für den in Abb.49 dargestellten Gefügeausschnitt von Probe 132

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass noch beträchtlich Unterschiede zwischen Modellrechnung und Experiment bestehen. Sie sind auf Schädigungsprozesse zurückzuführen, die im Experiment erkennbar sind, aber noch keinen Eingang in der Modellrechnung gefunden haben. Um die Unterschiede zu minimieren, ist es erforderlich, die früh einsetzenden Schädigungsprozesse in zukünftigen Arbeiten bei der FE-Simulation zu berücksichtigen.

4.2 Flächenhafte statische Dehnungsanalyse an der Legierung AA5754

Aufgrund der chemischen Zusammensetzung der hier untersuchten Legierung (AA5754) und der Wärmebehandlung, die sie erfahren hatte, war davon auszugehen, dass während der Verformung der Proben die PLC-Bänder entstehen und sich ausbreiten. Unklar war, ob dieser dynamische Prozess bleibende Verformungen in den Proben hinterlässt, die durch eine statische Verformungsanalyse nachweisbar sind.

Die Ermittlung der Dehnungsverteilung beruhte auf REM- und Lini-Bildern. Die Analysegebiete für die Bildaufnahme und Dehnungsmessung werden bei den drei Proben nach unterschiedlichen Gesichtspunkten ausgewählt.

4.2.1 Flächenhafte statische Dehnungsanalyse in Probenmitte

Bei der Probe 127 (Al-Legierung-AA5754) lag das Analysegebiet in der Mitte der Zugprobe. Es war mit feinen Punktgittern strukturiert (Gitterabstand $5\ \mu\text{m}$).

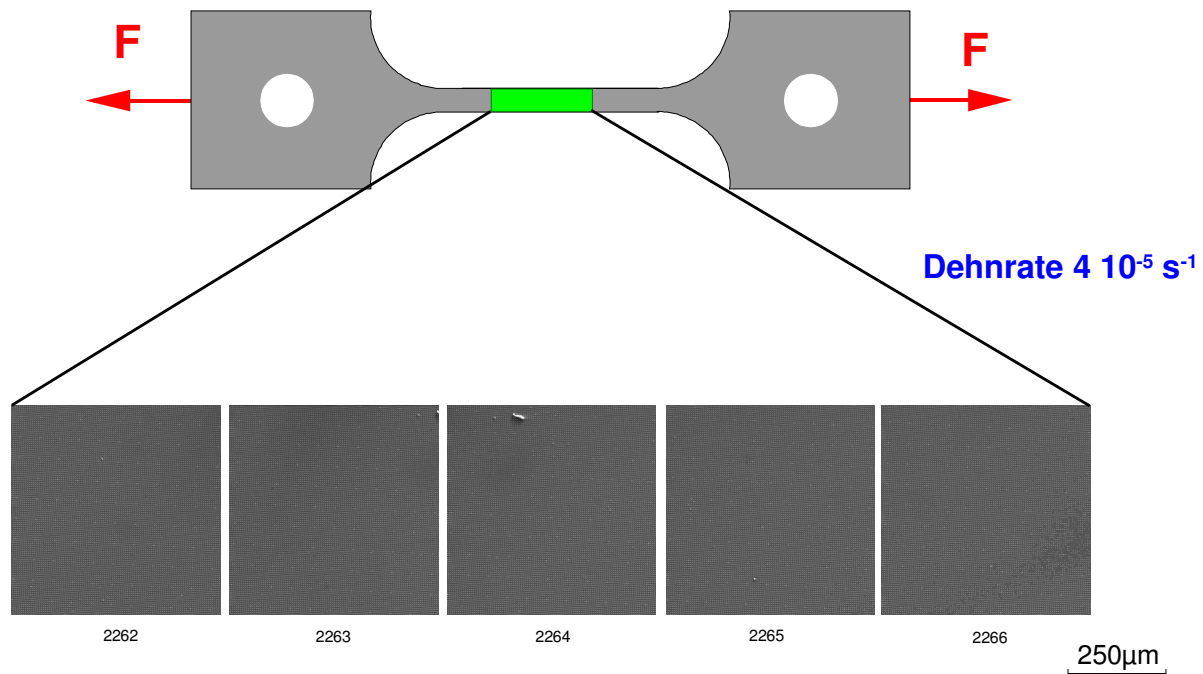


Abb.53. Al-Matrix, Probe127, Auswahl des Analysegebiets

Am Beginn des Experiments und in 7 Verformungsstufen wurden von 5 Gefügeausschnitten digitale REM-Bilder aufgenommen (vgl. Abb.53). Diese 5 Ausschnitte waren diesmal in Probenlängsrichtung überlappend angeordnet. Die Dehnrate betrug $d\epsilon/dt = 4,2 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. In der während des Experiments aufgenommenen Spannungs-Weg-Kurve sind die durch den PLC-Effekt bedingten Spannungsabfälle (Serrations) und die einzelnen Unterbrechung des Vorschubs für die Bildaufnahme gut zu erkennen (Abb.54).

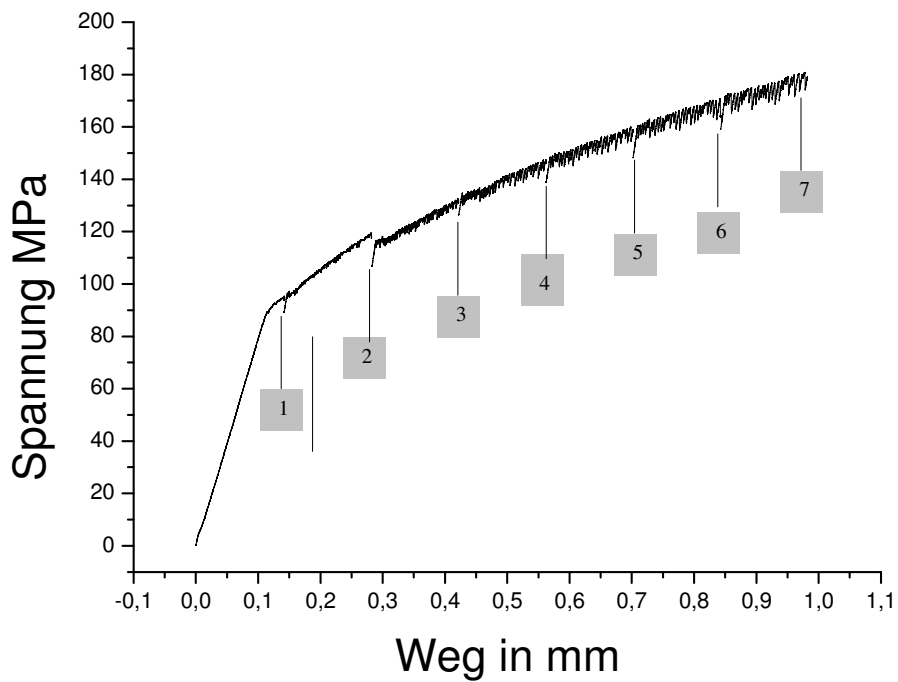


Abb.54: Spannungs-Dehnungs-Kurve mit Serrations von Probe 127

Um die Entwicklung der Verformungsstruktur im Verlaufe des Experiments besser erkennen zu können, wurde nicht die Verteilung der Dehnung sondern die Verteilung des Dehnungsinkrements dargestellt (Abb.55).

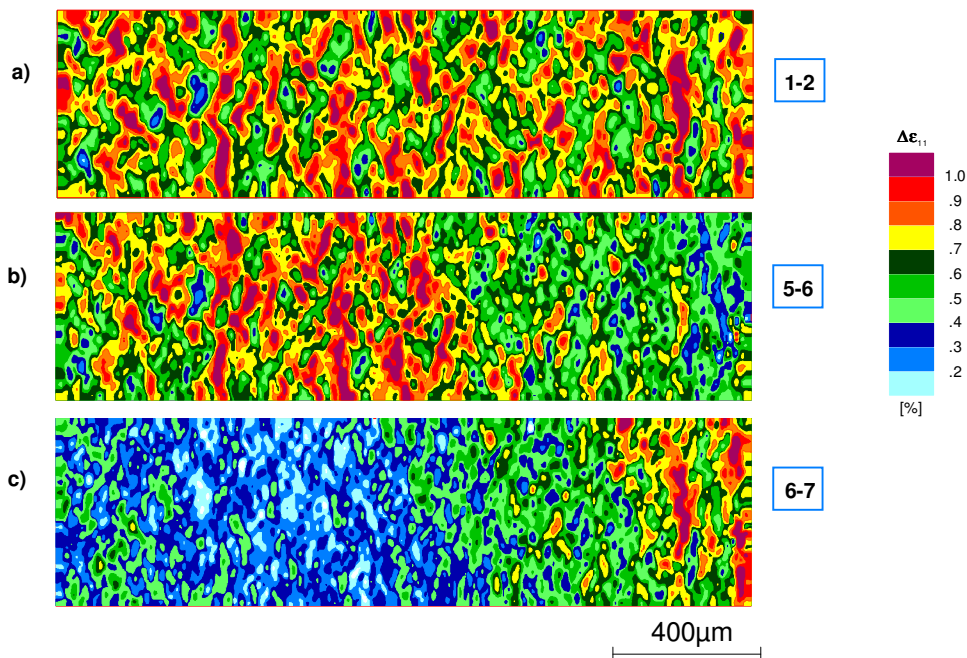


Abb.55: Verteilung des Dehnungsinkrements $\Delta\epsilon_{11}$ zwischen Verformungsstufen 1-2, 5-6 und 6-7 der Probe 127

Bei der Auswertung von Abb.55 ist festzustellen, dass die Verformung auf ortsfeste, schräg zur Zugbelastungsrichtung orientierte Scherbänder (Dehnungsmaxima) konzentriert ist, die man in jeder Verformungsstufe wiederfindet. Ein Beispiel dafür ist der rote Bereich in Abb.55c. Allerdings erhöht sich die Dehnung dieser Maxima zwischen zwei Verformungsstufen nicht einheitlich. Es gibt zusammenhängende Flächen, in denen der Dehnungsanstieg hoch ist und andere Flächen, in denen der Anstieg geringer ausfällt. Eine mögliche Interpretation für diese Erscheinung ist, dass die PLC-Bänder vor allem über die Flächen erhöhter Dehnung propagiert sind und weniger über die Flächen geringeren Dehnungsanstiegs. In der Anfangsphase der Verformung, in der die Bänder i.allg. über die gesamte Probenlänge propagieren, ist der Dehnungsanstieg noch gleichmäßig (Verformungsschritt 1-2 in Abb.55a). Bei höherer Verformungsstufe können die Bänder im Probensteg initiiert werden oder stoppen. Dann laufen sie bevorzugt in bestimmten, im Verlauf der Verformung wechselnden Bereichen (vgl. Verformungsschritte 5-6 und 6-7 in Abb.55b+c).

4.2.2 Flächenhafte statische Dehnungsanalyse am Übergang zum Probenkopf

Aufgrund der im vorangehenden Abschnitt dargestellten Ergebnisse wurde das Analysegebiet von Probe 128 an den Übergang zwischen dem Steg und dem Kopf der Probe gelegt (Abb.56), weil dort ein Stop der propagierenden Verformungsbänder zu erwarten ist. Ein solcher Stop mehrerer Bänder sollte einen nachweisbaren Dehnungsgradienten hinterlassen. Eine genauere Information zur Lage des Analysegebiets kann Abb.57 entnommen werden.

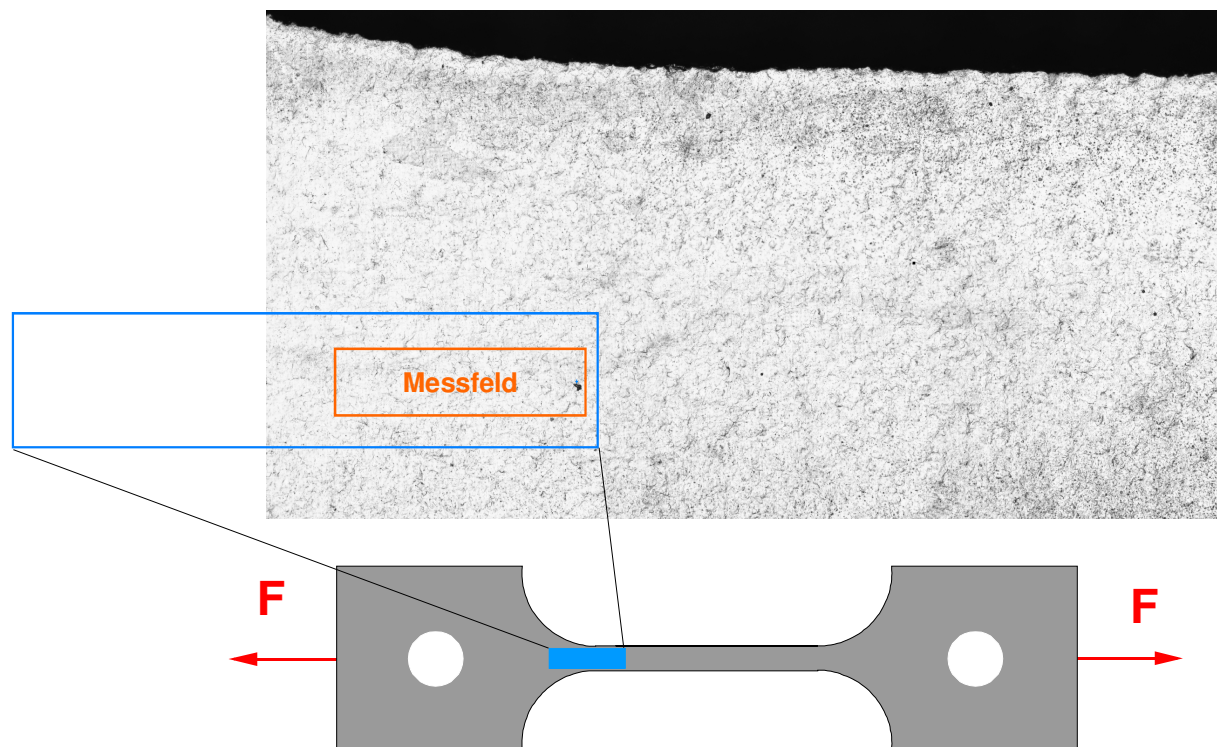


Abb.56: Probe 128, Lage des Analysegebiets auf der Probe (1)

Am Beginn des Experiments und in 6 Verformungsstufen wurden 5 überlappende REM-Bilder des in Abb.58a dargestellten Analysegebiets aufgenommen. Die Dehnrates betrug $d\epsilon/dt = 4,2 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$.

In diesem Fall wurde die Verteilung der Dehnung ϵ_{11} (Dehnung in Zugrichtung) berechnet und als Konturlinienplot dargestellt (Abb.58b).

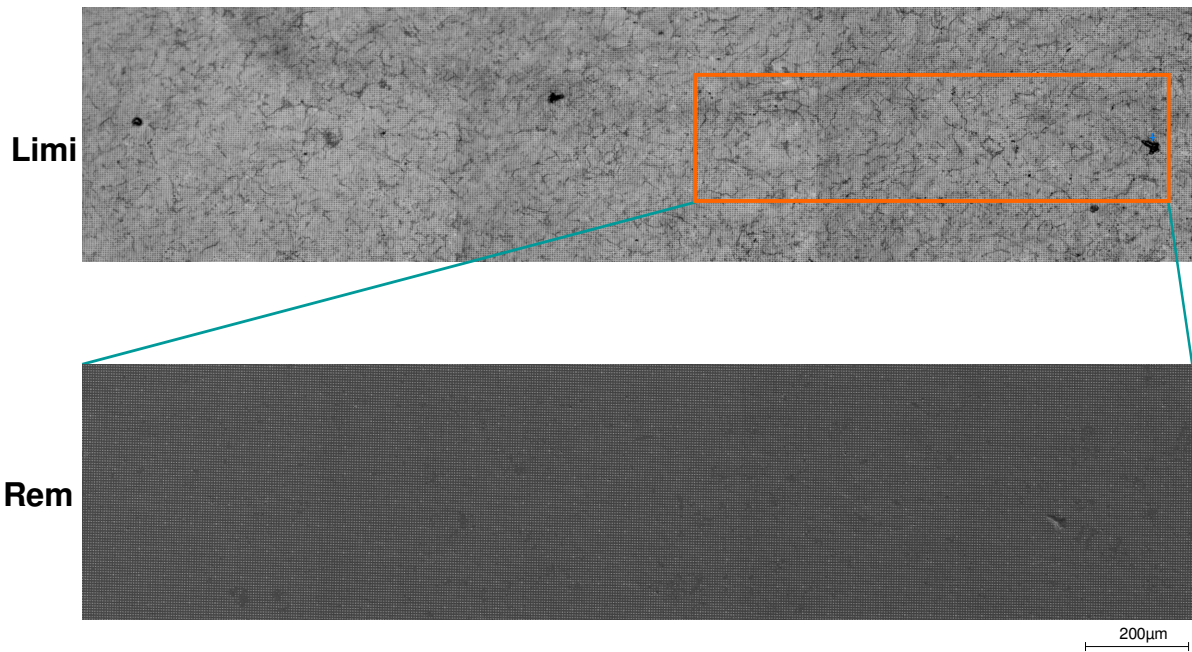


Abb.57: Probe 128, Lage des Analysegebiets auf der Probe (2)

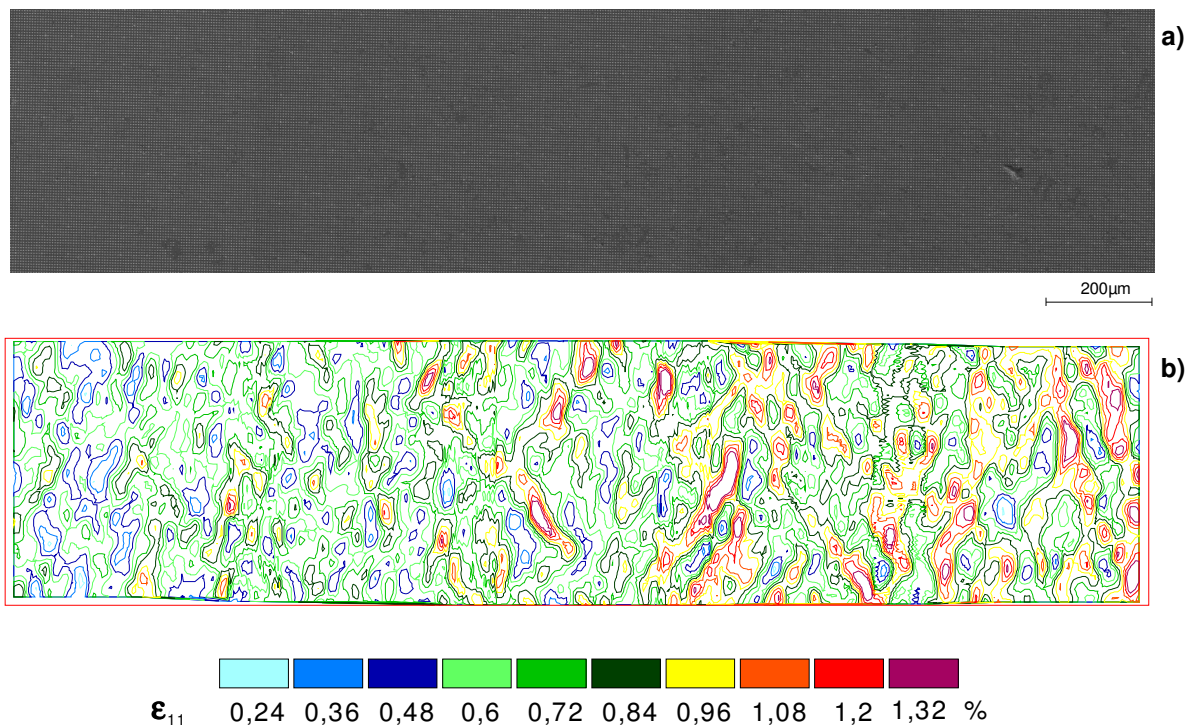


Abb.58: Aus 5 Teilbildern zusammengesetztes Gefügebild (a) und Verteilung der Dehnung ϵ_{11} im Gefügebrauch (b)

Wie bei der vorangehenden Probe 127 wurde zusätzlich die Verteilung des Dehnungsinkrements berechnet, um die schrittweise Veränderung der Verformungsstruktur zu verdeutlichen (Abb.59).

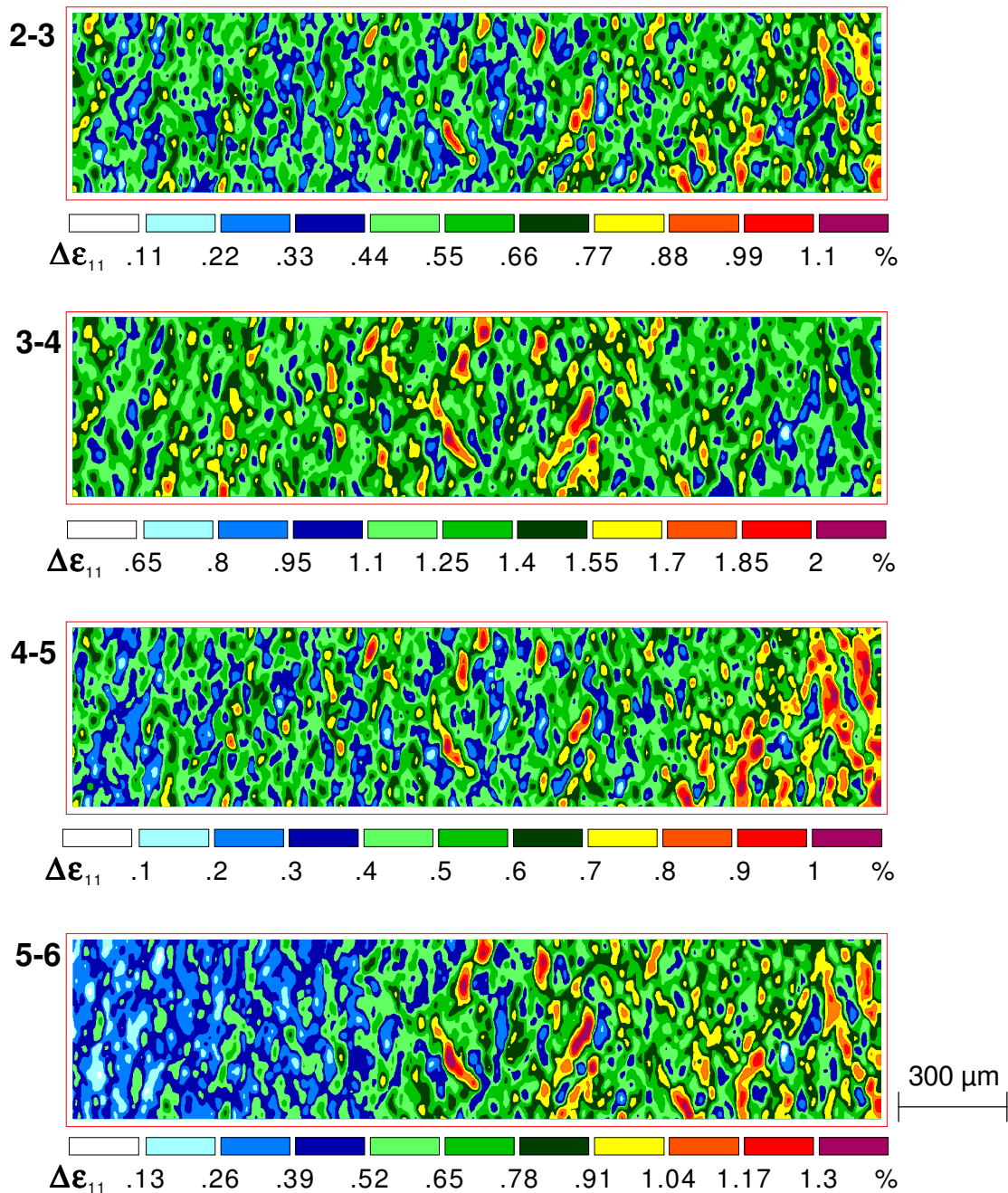


Abb.59: Verteilung des Dehnungsinkrements zwischen den Verformungspaaren 2-3, 3-4, 4-5 und 5-6

Abb.59 enthält jedoch keine zwingenden Hinweise auf propagierende PLC-Bänder im Analysegebiet. Wie bei der vorangehenden Probe fällt jedoch auf, dass die mittlere Dehnung in bestimmten, geschlossenen Bereichen im Verlauf eines Verformungsschritts stärker ansteigt als in anderen, angrenzenden. Es wird angenommen, dass die stärkere Erhöhung durch eine örtlich begrenzte PLC-Bandpropagation verursacht wird.

4.2.3 Flächenhafte statische Dehnungsanalyse bei erhöhter Dehnrte

Um die Wahrscheinlichkeit zu erhöhen, dass PLC-Band-bedingte Verformungsänderungen im Analysegebiet nachweisbar werden, wurde bei Probe 131 die Dehnrte auf $1,5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ erhöht (gegenüber $4,2 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ bei Probe 128) und das Analysegebiet verdoppelt. Es umfasste eine

Fläche, für die 10 überlappende, in Probenlängsrichtung angeordnete Einzelbilder aufgenommen wurden (vgl. Abb.60).

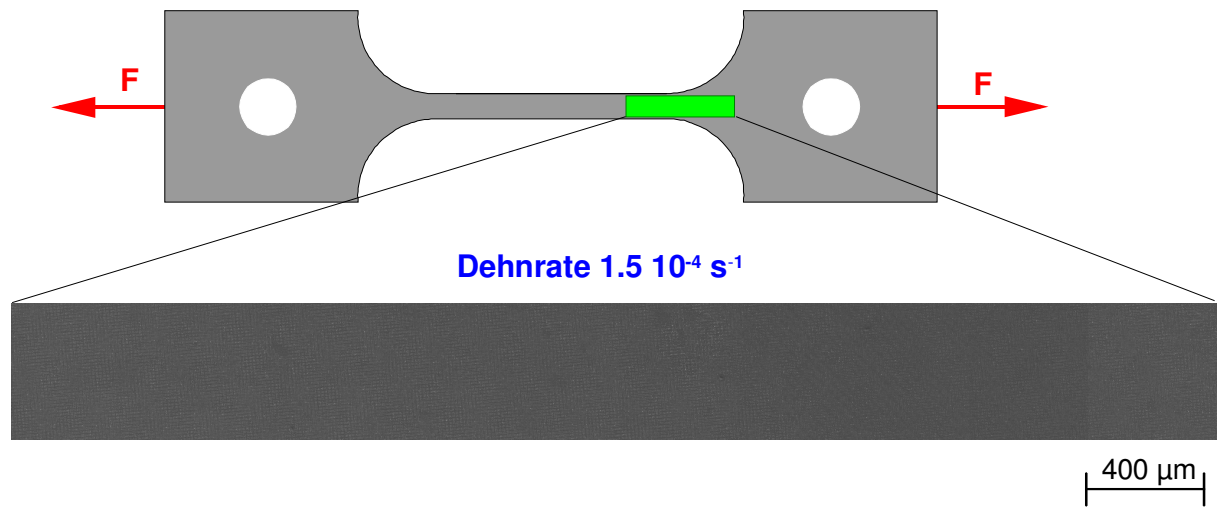


Abb.60: Probe 131, Auswahl des Messfelds für die Dehnungsmessung

In Abb.61 ist die aus den Bildern berechnete Verteilung des Dehnungszinkrements dargestellt.

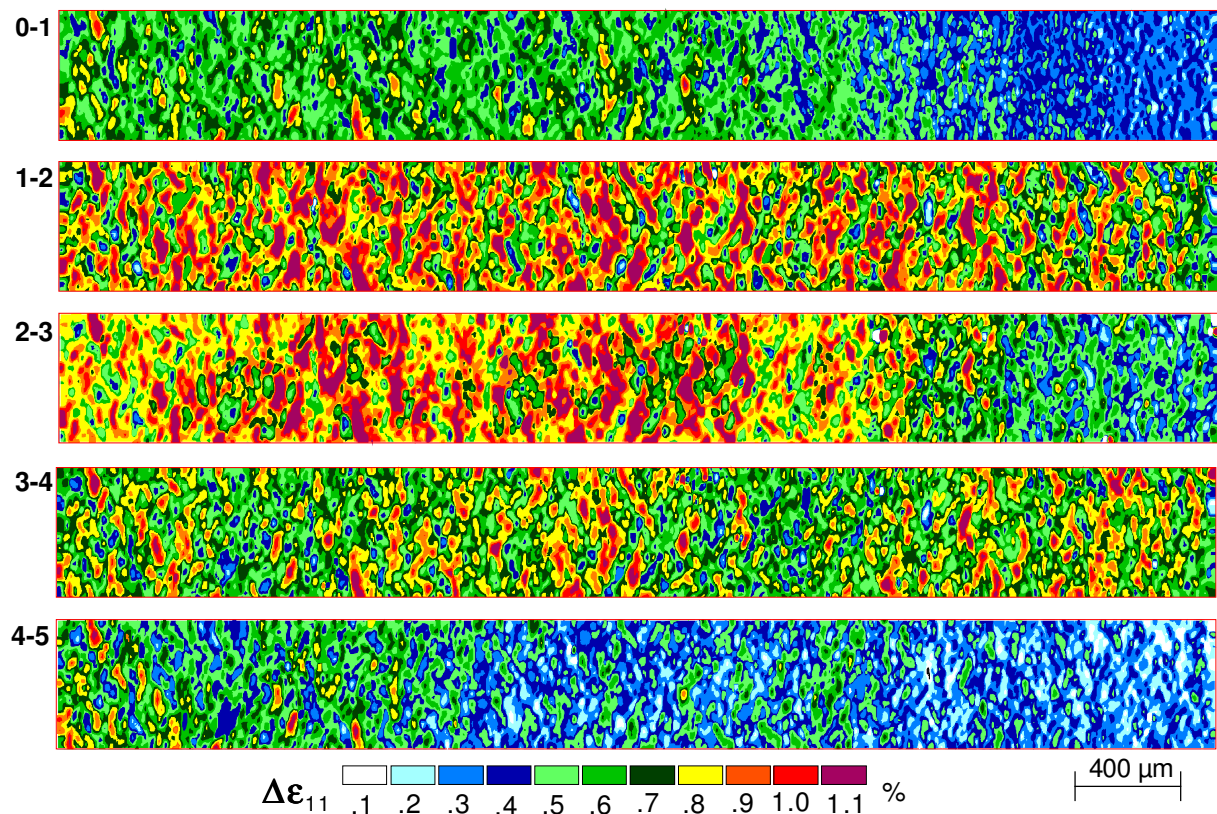


Abb.61: Verteilung des Dehnungszinkrements zwischen Verformungsstufenpaaren 0-1, 1-2, 2-3, 3-4, 4-5 von Probe 131

4.2.4 Bewertung der Ergebnisse

Die Ergebnisse der Untersuchung am reinen Matrixwerkstoff AA5754 (Probe 127, 128 und 131) und an den partikelverstärkten Verbundwerkstoffen können wie folgt zusammengefasst werden:

- Bei der flächenhaften Analyse der Verformung sind keine eindeutigen Hinweise auf propagierende PLC-Bänder feststellbar, obwohl die Spannungs-Dehnungs-Kurven, die bei der schrittweisen Verformung der Proben aufgenommen wurden, die für PLC-Bänder typischen Lastabfälle (Serrations) enthalten.
- Bereits im Anfangsstadium der Verformung findet eine Konzentration der Dehnung in Scherbändern statt (vgl. Abb.55a, Abb.59 2-3, Abb.61 0-1). Im Verlauf der Verformungsexperimente nehmen Breite und Intensität der Scherbänder zu.
- Wenn man davon ausgeht, dass der Dehnungsanstieg in der Probe vorrangig während der Bandpropagationen erfolgt, müsste der von den Bändern hinterlassene Dehnungsanstieg (Dehnungssprung) im Bereich der ortsfesten Scherbänder höher ausfallen als in den weniger verformten Probenregionen
- Von Verformungsstufe zu Verformungsstufe wird die Dehnung in den ortsfesten Scherbänder allerdings nicht gleichmäßig angehoben. Vor allem bei hohen Verformungen kommt es zu einem auf bestimmte Bereiche konzentrierten Dehnungsanstieg, der im Laufe der Zeit wechselt. Dies zeigt z.B. bei einem Vergleich der Teilbilder b und c von Abb.55 bzw. der Teilbilder 2-3 und 4-5 von Abb.61.
- Dies deutet darauf hin, dass die Bänder bei stärkerer Verformung nicht mehr durch den ganzen Probensteg laufen, sondern kürzere Distanzen zurücklegen. Entsprechende Beobachtungen werden tatsächlich bei den später folgenden Thermokamerauntersuchungen gemacht (Abschnitt 4.3).
- Aufgrund der Ausbildung der ortsfesten Scherbandstrukturen findet die Initiierung und Ausbreitung der PLC-Bänder somit in einem inhomogen verformten Medium statt.
- Da im Fall der partikelverstärkten Metallmatrix-Verbundwerkstoffe aufgrund von Partikelbrüchen und Partikel-Matrix-Trennungen zusätzlich Scherbänder ausgelöst werden, ist davon auszugehen, dass das Verhalten der PLC-Bänder auch über die Partikeleinlagerung beeinflusst werden kann.

4.3 PLC-Band-Analyse mittels Thermokamera

Das Verhalten der in den Thermokamera-Experimenten untersuchten PLC-Bänder äußert sich in drei verschiedenen experimentellen Befunden, die zunächst getrennt vorgestellt werden.

Im ersten Schritt werden Beobachtungen zum Ausbreitungsverhalten einzelner Bänder vorgestellt, die bei der Analyse der Thermokamerabildserien im Verlauf der Verformungsexperimente unterschiedlicher Abzugsgeschwindigkeit gemacht wurden (Abschnitte 4.3.1 - 4.3.4). Da derartige Experimente neuartig sind, werden bisher in der Literatur nicht beschriebene Aspekte des Phänomens ‚PLC-Band‘ sichtbar.

Die Abschnitte 4.3.5 -4.3.7 sind der mittels Thermokamera gemessenen PLC-Bandgeschwindigkeit gewidmet. Betrachtet werden Geschwindigkeitsoszillationen (Abschnitt 4.3.5), der Bandgeschwindigkeitsverlauf bei Verformungsexperimenten, die mit konstanter Abzugsgeschwindigkeit durchgeführten worden sind (Abschnitt 4.3.6) sowie der Einfluss der Abzugsgeschwindigkeit auf diesen Bandgeschwindigkeitsverlauf (Abschnitt 4.3.7).

In dem separaten Abschnitt 4.4 wird schließlich gezeigt, wie sich die Initiierung und Ausbreitung der PLC-Bänder auf die Dehnungsverläufe auswirkt, und es werden die Ergebnisse der Messung von Dehnungssprung, Dehnrate und Bandgeschwindigkeit mittels DMS vorgestellt.

4.3.1 Dehnungsschwellwert für den Nachweis der PLC-Bänder mittels Thermokamera

Die PLC-Bänder sind bei allen untersuchten Proben bereits deutlich unterhalb eine Dehnung von 3 %, der Obergrenze des verwendeten Dehnungsmessstreifens, nachweisbar (Tab.4). Allerdings steigt der Nachweisbarkeitsschwellwert ϵ_{th} im oberen Dehnratenbereich an. Dabei spielt die Bildrate, die stets parallel zur Dehnrate angehoben wurde, insofern eine Rolle, als bei einer hohen Bildrate weniger Zeit für die Registrierung von Wärmestrahlungsquanten auf dem IR-Detektor zur Verfügung steht.

Tab.4: Dehnungsschwellwert ϵ_{th} für den Nachweis der PLC-Bänder mittels Thermokamera, 1) kein Messwert

Lfd. Nr.	Proben-Nr.	dl / dt [$\mu\text{m/s}$]	$\dot{\epsilon}_{global}$ [%/s]	ϵ_{th} [%]	Bildfrequenz [Hz]
1	19	0,954	0,00931	0,46	111
2	10	3,04	0,0239	0,36	14
4	3	5,24	0,0464	0,33	14
7	9	17,9	0,147	0,53	55
8	7	28,6	0,266	0,48	55
9	15	37,6	0,360	- ¹⁾	111
10	16	43,6	0,448	- ¹⁾	111
11	8	50,3	0,446	0,77	111
12	13	112	1,01	1,40	221
13	14	257	2,28	2,60	442
14	12	549	4,74	- ¹⁾	885

4.3.2 Verhalten der Last bei der PLC-Band-Initiierung

Die Last-Zeit-Kurve von Probe 7 zeigt beispielhaft, dass es im Zusammenhang mit der Auslösung eines PLC-Bands nicht zu einem signifikanten Lastabfall kommen muss (Abb.62). Wie in Abb.62c deutlich erkennbar, tritt ein Lastabfall erst bei dem Band auf, das bei einer Dehnung von 2.6% initiiert wurde. Bei allen vorangehenden Bändern wurden keine plötzlichen Lastveränderungen festgestellt, die über das Rauschen in der Spannungs-Zeit-Kurve hinausgehen.

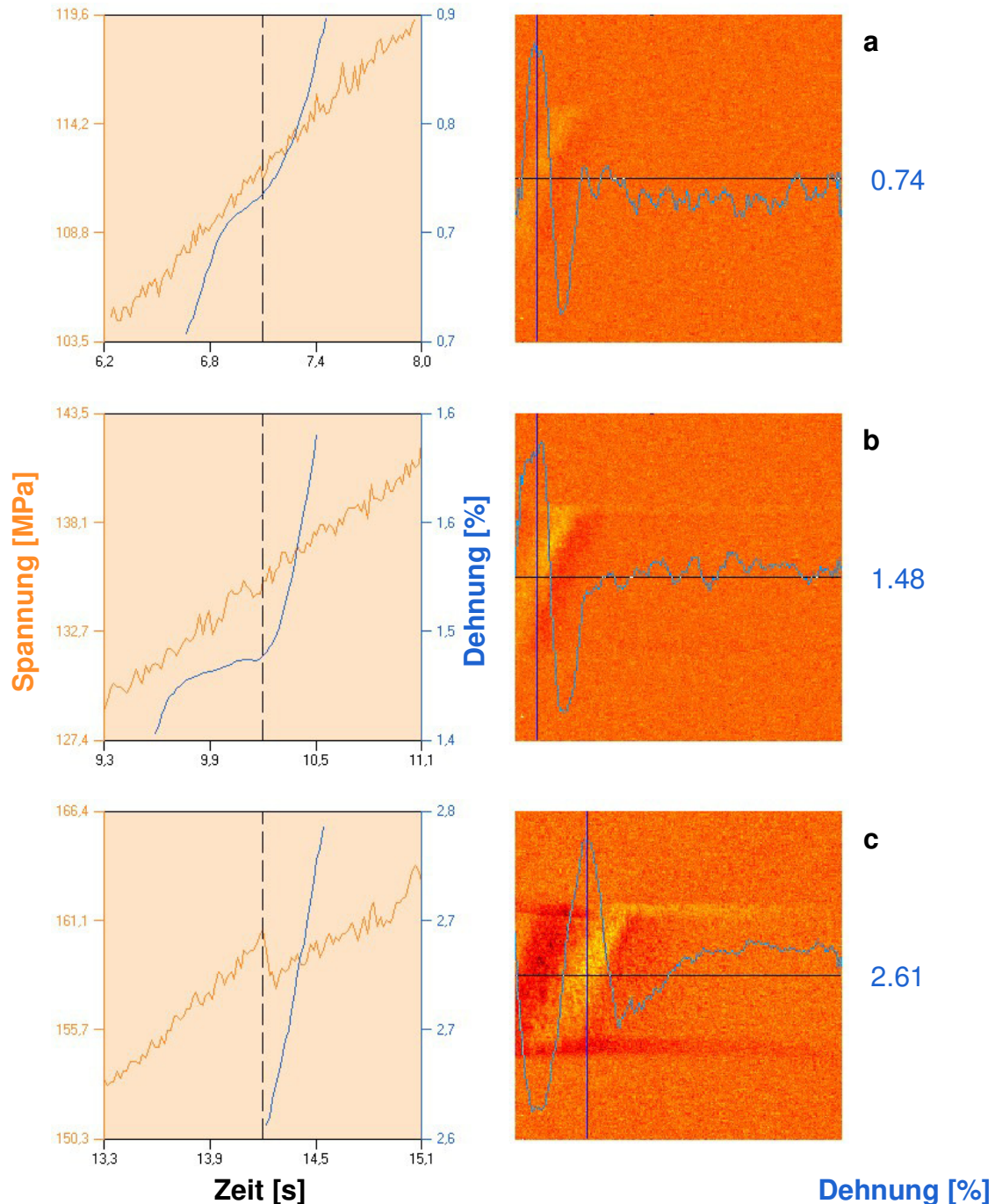


Abb.62: Probe 7, $d\varepsilon/dt_{\text{global}} = 0,266 \text{ %/s}$, Initiierung der ersten Bänder des Experiments ohne signifikanten Lastabfall (a, b), erst bei höherer Dehnung Lastabfall im Moment der Bandauslösung

Bei nahezu allen Proben und damit für eine über 2 Größenordnungen variierte Dehnrage wurde die ohne signifikanten Lastabfall verbundene Bandinitiierung bei den ersten PLC-Bändern beobachtet. Allerdings fand die Bandbildung außerhalb des Gesichtsfelds der Kamera statt, so dass die Bänder nicht in der Entstehungsphase beobachtet werden konnten, sondern erst mit einer Zeitverzögerung im Thermobild erschienen.

Später wurde die Bandbildung stets in einer Phase des Lastanstiegs beobachtet (vgl. Abb.63).

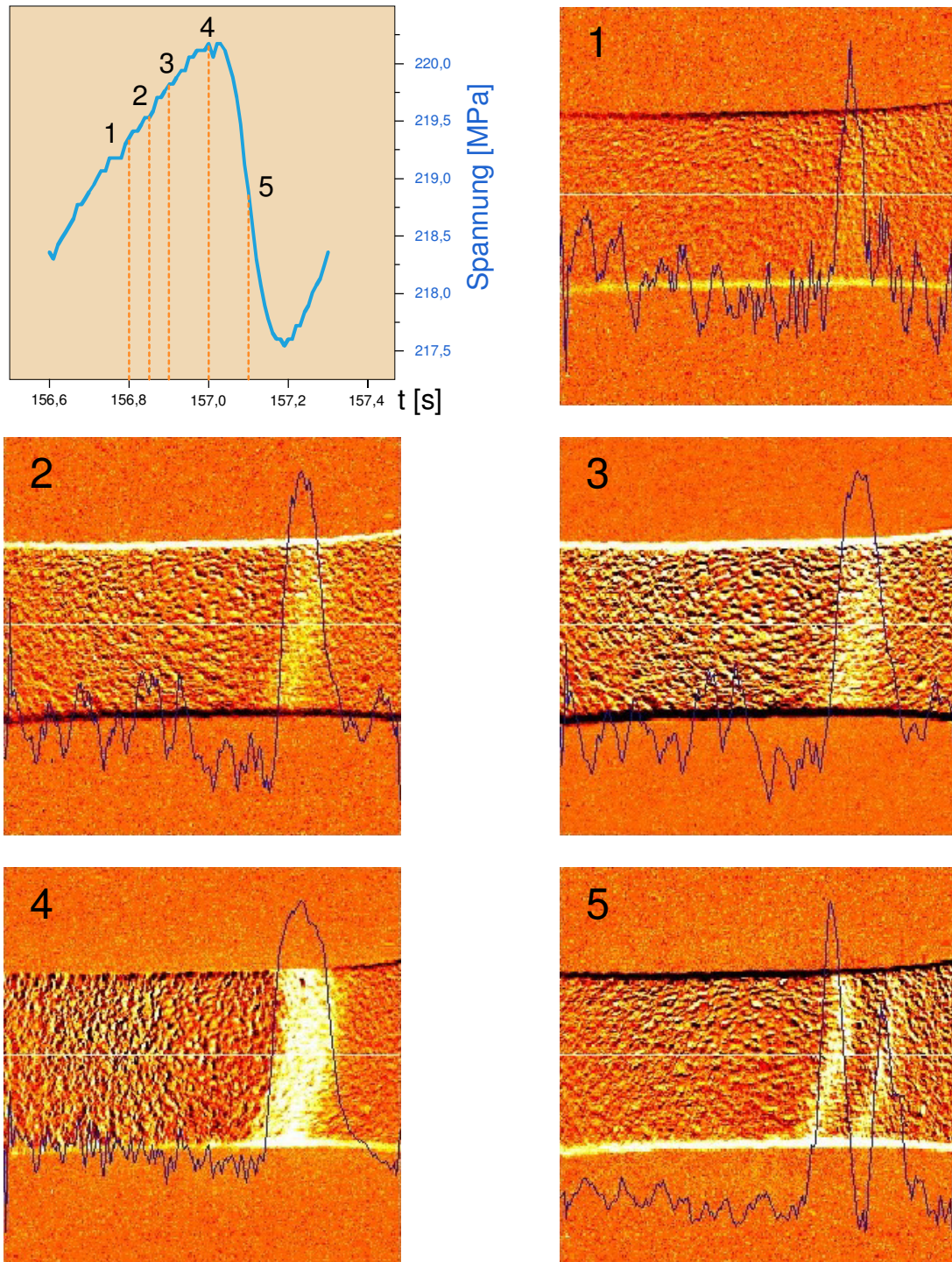


Abb.63: Probe 3, $d\varepsilon/dt_{\text{global}} = 0,0464 \text{ \%}/s$, Bildung eines Bands im Probensteg ohne anfängliche Bandpropagation (Teilbild 1-4), Bandausbreitung erst in Teilbild 5, Bandstop in Teilbild 6

Die in Abb.63 sichtbare Bandbildung ist zunächst durch einen ortsfesten lokalen Temperaturanstieg gekennzeichnet (Phase 1, Bild 1-4), der als eine Dehnungskonzentration interpretiert wird. Bis zum Erreichen des Spannungsmaximums nehmen Breite und Intensität der Dehnungskonzentration zu. Der Schwerpunkt verschiebt sich jedoch nicht, so dass von einem ruhenden Band ausgegangen werden könnte – einem Merkmal, das den Bändern des Typs B zugeschrieben wird. Andererseits kann man die Verbreiterung des Bandes auch als eine langsame und stabile Bandausbreitung in beide Richtungen auffassen.

Im Bereich des Lastmaximums setzt eine sehr schnelle Verschiebung der beiden Ränder der Dehnungskonzentration ein, die in eine Propagation zweier separater Bänder übergeht. Das ist die Phase instabilen Verhaltens (Phase 2, Bild 5), in der ein Lastabfall eintritt, der aber scheinbar so gering ausfallen kann, dass er sich nicht aus dem Rauschen der Last- bzw. Spannungs-Zeit-Kurve heraushebt. Eines der beiden Teilbänder überwiegt dabei. Bei dem in Abb.63 dargestellten Beispiel wird die Propagation durch den selbstverursachten Lastabfall wieder unterbrochen. Mehrfach wurden Lastabfälle beobachtet, ohne dass die Initiierung eines PLC-Bands zu erkennen war. In diesem Fall wurden die Bänder wahrscheinlich am Übergang zwischen dem Probensteg und dem Probenkopf initiiert, der nur partiell vom Gesichtsfeld der Thermokamera erfasst wird. Es ist aber auch vorstellbar, dass bei einigen Bändern die Menge der freigesetzten Wärme für einen Bandnachweis mittels Thermokamera nicht ausreicht.

Mit anwachsender Dehnung nehmen die Höhe des Lastabfalls und die Häufigkeit von Bandinitiierungen im Gesichtsfeld der Thermokamera zu. Deshalb kann der Prozess Bandbildung im Wärmebild analysiert werden.

4.3.3 Bildung eines zweiten Bands

Bei den experimentellen Untersuchungen wurden verschiedene Varianten der Bildung eines zweiten Bandes beobachtet. Trotz der Unterschiede zwischen diesen Varianten scheint zwischen dem bereits vorhandenen und dem neu entstehenden, zweiten Band ein Zusammenhang zu bestehen. Denn erst dann, wenn sich das zuerst vorhandene Band dem Entstehungsort des zweiten Bandes nähert, wird das zweite Band ausgelöst.

Bildung eines zweiten Bands bei Annäherung des ersten an den Probenkopf

In der Anfangsphase der Verformung kommt es vielfach zur Auslösung eines neuen Bands bei Annäherung des gerade propagierenden Bandes an den gegenüberliegende Probenkopf (Abb.64).

Das zweite Band entsteht hinter dem ursprünglichen Band und läuft mit diesem gleichzeitig in die gleiche Richtung. Im Verhältnis zum ersten Band wächst die Intensität des zweiten Bands an und kann es schließlich in der Intensität übertreffen. Die Auslösung eines zweiten propagierenden PLC-Bands wird dadurch gefördert, dass das erste Band bei Annäherung an das Probenende in einen Dehnungsgradienten hineinläuft, der den Dehnungsgradienten innerhalb des Bands weiter verstärkt. Zum Abbau des verstärkten Dehnungsgradienten reicht ein Band nicht mehr aus. Die Auslösung eines zweiten Bandes wurde sowohl bei Bändern beobachtet, die am gegenüberliegenden Probenende initiiert wurden, als auch solchen, die im Probensteg entstanden sind. Der Effekt der Bildung eines zweiten Bandes bei Annäherung an den Probenkopf wurde bei nahezu allen Dehnraten beobachtet (vgl.Tab.5).

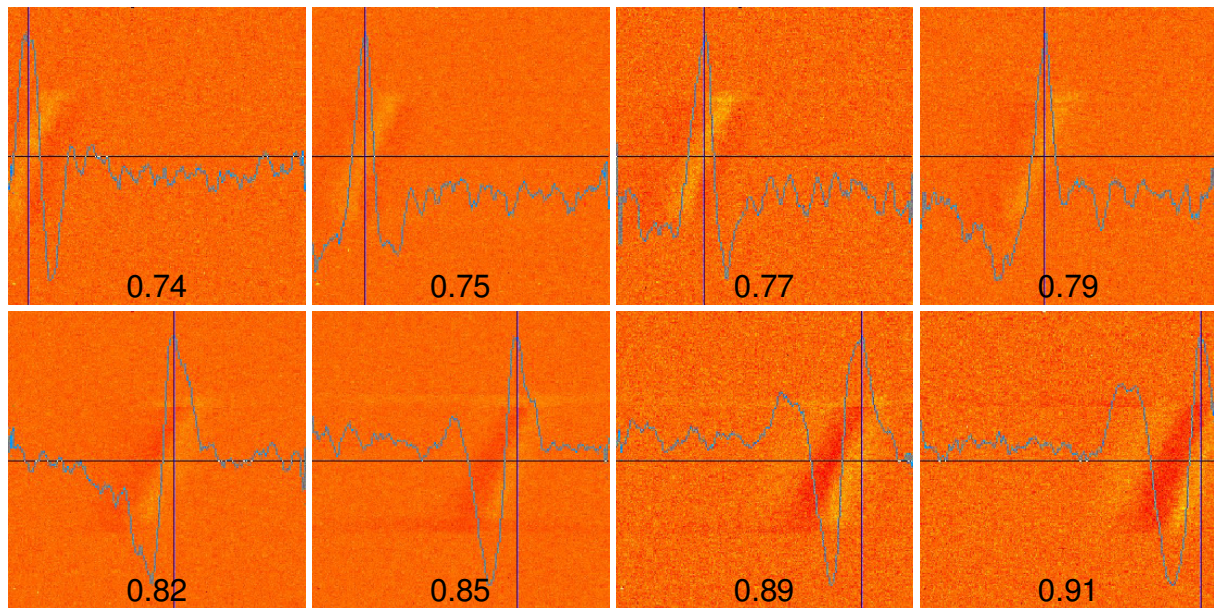


Abb.64: Probe 7, $d\varepsilon/dt = 0,266 \% / s$, Bildung eines zweiten Bands hinter dem des ersten Bands, wenn es sich dem Probenkopf nähert, Dehnungsintervall von 0.74 bis 0.91 %, Bildabstand 72,3ms

Tab.5: Proben mit bzw. ohne Bildung eines zweiten Bands bei Annäherung an den Probenkopf bzw. in Probenmitte, Dehnungsbereich bis 3 %

Lfd. Nr.	Proben-Nr.	dl/dt [$\mu\text{m/s}$]	$\dot{\varepsilon}$ [%/s]	Zweitband bei Annäherung Kopf	Zweitband in Probenmitte
1	19	0,954	0,00931	ja	ja
2	10	3,04	0,0239	ja	ja
3	5	5,23	- ¹⁾	ja	ja
4	3	5,24	0,0464	ja	ja
5	4	5,28	- ¹⁾	ja	ja
6	6	7,15	- ¹⁾	ja	ja
7	9	17,9	0,147	ja	ja
8	7	28,6	0,266	ja	nein
11	8	50,3	0,446	ja	selten
12	13	112	1,01	ja	ja
13	14	257	2,28	nein	nein
14	12	549	4,74	nein	nein

Bildung eines zweiten Band in Probenmitte

In Abb.65 ist die Propagation eines am Übergang zum Probenkopf initiierten PLC-Bandes (Band 1) dargestellt. Die Propagation begann wiederum in einer Phase recht gleichmäßigen Lastanstiegs (vgl. Spannungs-Zeit-Diagramm links oben). Kurz danach trat es in das Kameragesichtsfeld ein ($t = t_1$, der Index entspricht der Bildnummer in Abb.65) und breitete sich als Einzelband bis zum Zeitpunkt $t = t_4$ (Bild nicht dargestellt) aus. Bei $t = t_5$ entwickelte sich vor Band 1 ein zweites Band, dessen Intensität schrittweise im Vergleich mit der von Band 1 zunimmt und schließlich übersteigt ($t = t_{21}$). Bei Annäherung an den Probenkopf ist ein leichter Intensitätsanstieg im Bereich des ersten Bandes, das dem Band 2 in leicht zunehmendem Abstand gefolgt ist, auszumachen.

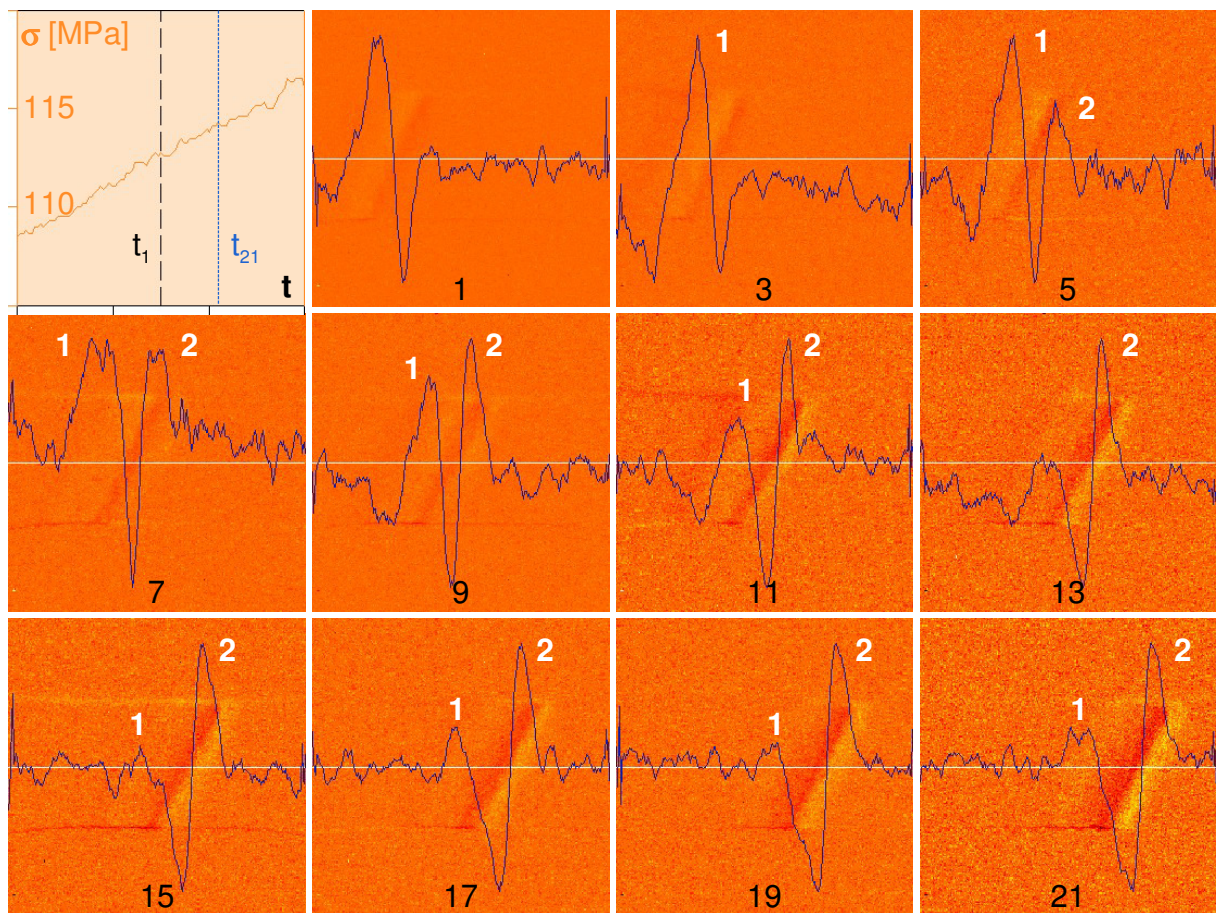


Abb.65: Probe 6, $dl/dt = 7,15 \mu\text{m/s}$, Bandinitiierung in Probenmitte vor einem propagierenden Band 1, das an einem Übergang zum Probenkopf initiiert wurde, gleiche Propagationsrichtung der Bänder, Bildabstand 27,7 ms, Parameter: Bildnummer

Da ein analoges Verhalten bei der viel schneller verformten Probe 13 als auch bei der sehr langsam verformten Probe 10 festzustellen ist (Tab.5, Abb.66), kann es nicht von der Abzugsgeschwindigkeit beeinflusst sein.

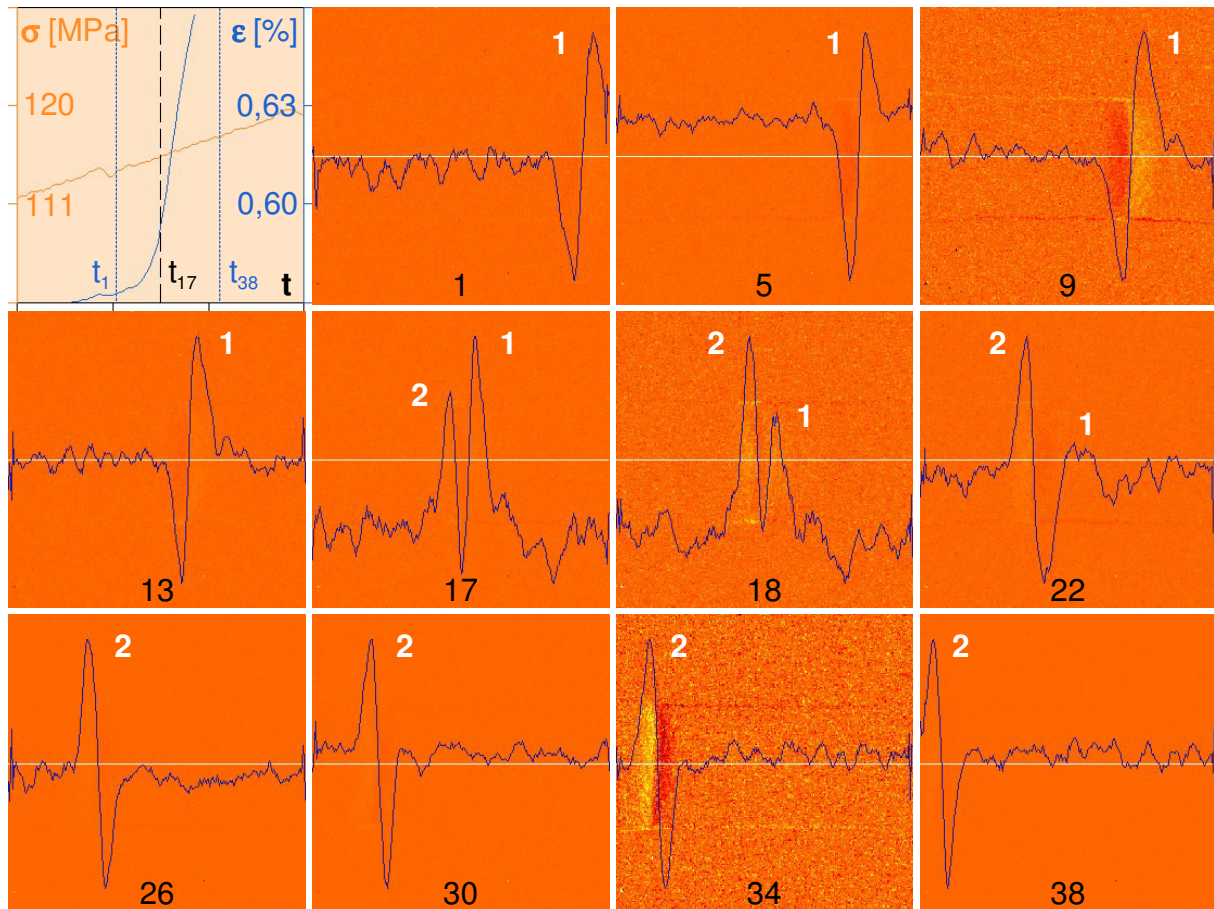


Abb.66: Probe 10, $dll/dt = 3,04 \mu\text{m/s}$, Bandinitiierung im Probensteg vor einem propagierenden Band 1, das am Übergang zum Probenkopf initiiert wurde, gleiche Propagationsrichtung der beiden Bänder 1 und 2, Bildabstand 13,8 ms,

4.3.4 Bandinitiierung im Probensteg

Wie bereits in Abb.63 an einem Beispiel gezeigt wurde, werden die PLC-Bänder in späteren Verformungsphasen immer häufiger im Probensteg initiiert. In dem entsprechenden Abschnitt (4.3.2) wurde bereits darauf hingewiesen, dass das im Probensteg entstehende Band zunächst ruht und sich dann in zwei Teilbänder aufspaltet. In dem oben beschriebenen Fall existierte eines der beiden Bänder nur eine sehr kurze Zeit. In diesem Abschnitt werden zwei weitere Beispiele vorgestellt, in denen die beiden Teilbänder längere Zeit nebeneinander existieren und sich in entgegengesetzte bzw. gleiche Richtung ausbreiteten.

In Abb.67 ist die Entstehung zwei Bänder in 11 Phasen dargestellt. Die Bildserie bezieht sich auf eine Periode, in der die Spannung zunächst ansteigt und dann auf Minimum abfällt (Teilbild links oben). Das Band, das zum Zeitpunkt t_1 (der Index entspricht der Bildnummer in Abb.67) in einer Phase des Spannungsanstiegs entstanden ist, nimmt zunächst in seiner Intensität ohne Propagation zu (bis t_3).

Im Bereich des Lastmaximums ($t = t_4$) geht diese ortsfeste Bandbildung in eine Propagation zweier separater Bänder über. Die Bänder laufen in entgegengesetzte Richtung, wobei das rechte Band schneller und intensiver ist.

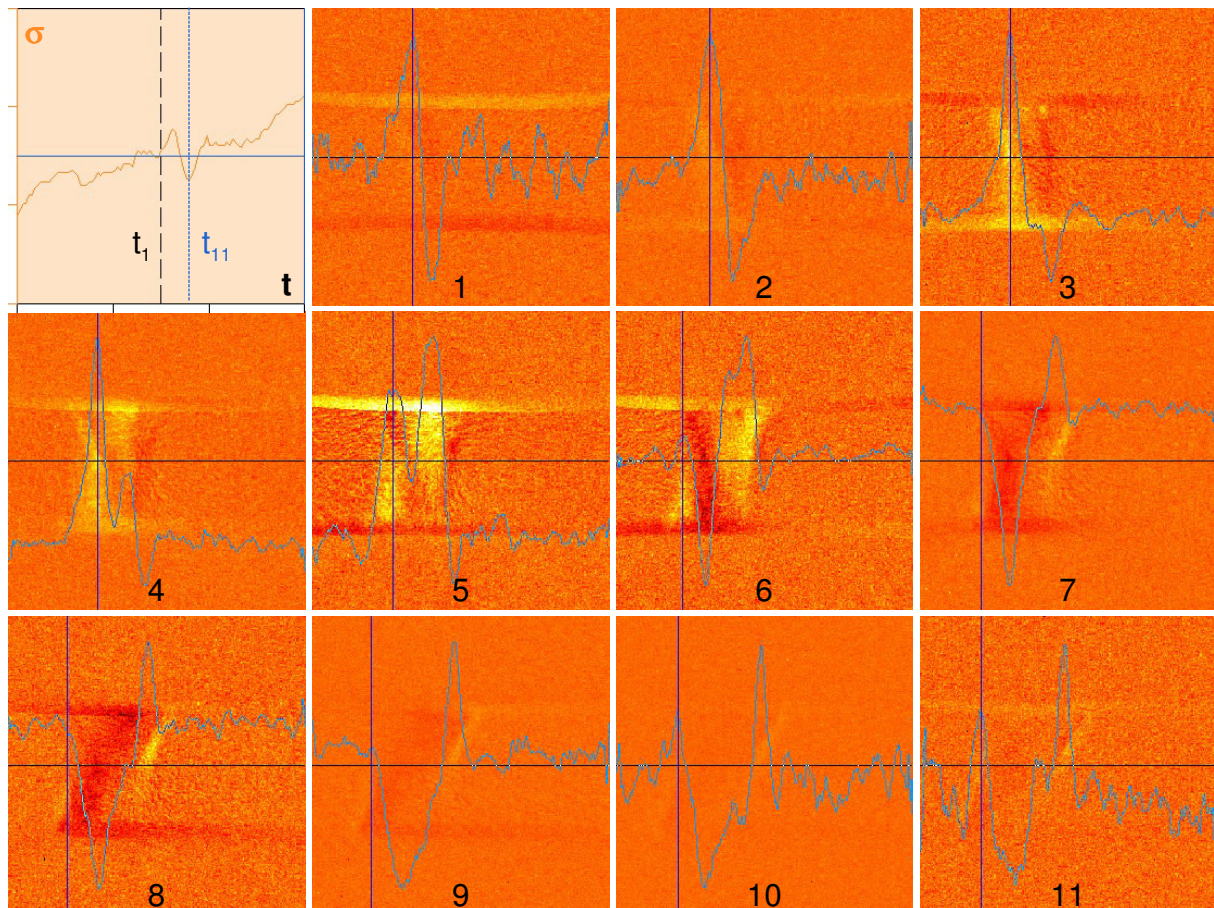


Abb.67. Probe 7, $d\varepsilon/dt=2,66 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, im Probensteg initiiertes Band spaltet sich in zwei Bänder entgegengesetzter Ausbreitungsrichtung, Bildabstand 18,1 ms

Ein ähnliches, aber nicht identisches Verhalten wird in Abb.68 präsentiert. Zunächst wird wiederum in Probenmitte ein Band ohne nennenswerte Propagation initiiert (Lastanstiegsphase t_1 bis t_5). Zum Zeitpunkt t_5 wird das Lastmaximum erreicht. In der ersten Phase des Lastabfalls (bis t_9) wird das Band stärker. Dann kommt zu einer Auslösung eines zweiten Bandes, wobei die Intensität des linken Band anfangs stärker ist. Anschließend wird das erste Band schneller und intensiver ($t = t_{13}$ bis $t = t_{15}$). Im Unterschied zum vorangehenden Beispiel breiten sich die beiden Bänder in die gleiche Richtung aus.

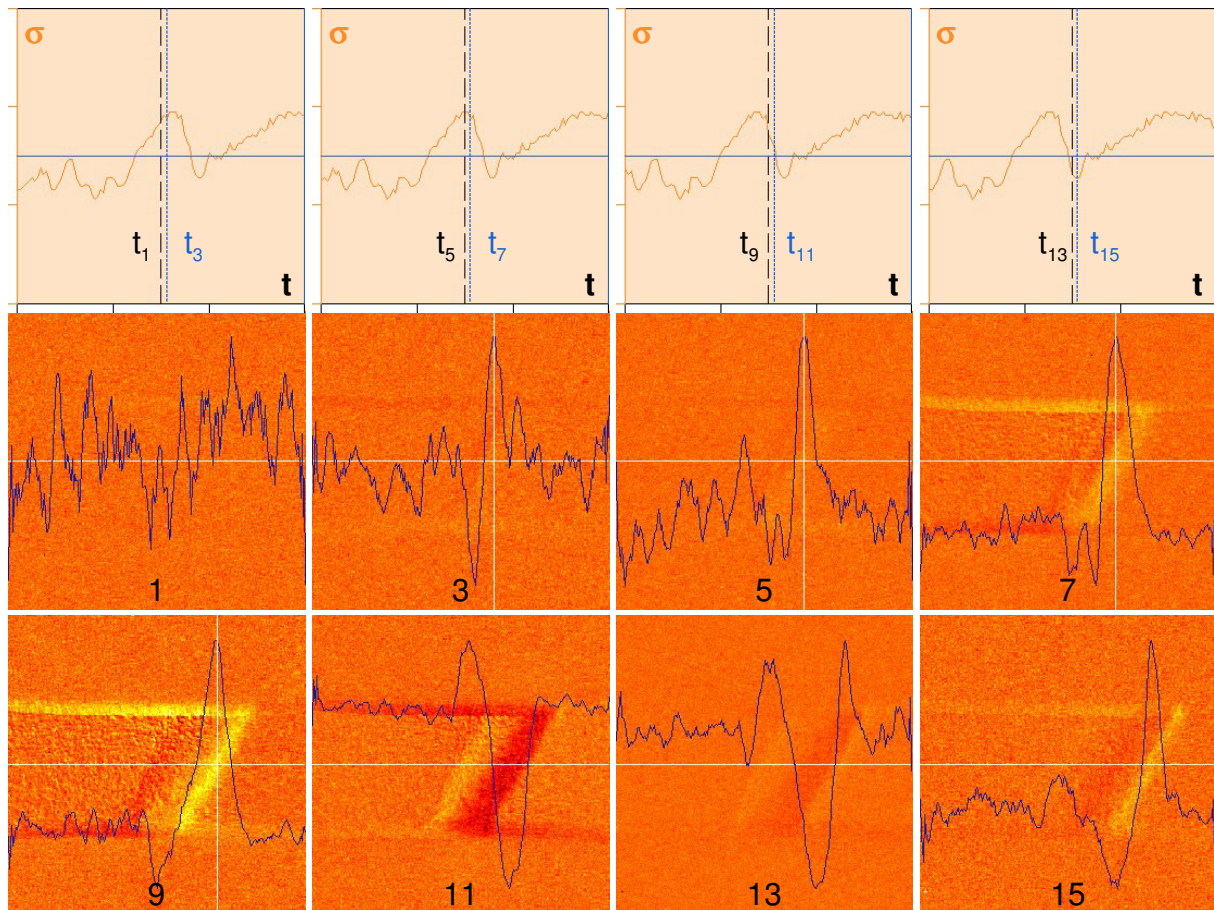


Abb.68: Probe 7, $de/dt=2,66 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$, Spannungs-Zeit-Kurven (oben) und Thermokamera-Bildserie (mittig, unten), Bildabstand 36,2ms, das im Probensteg initiiertes Band spaltet sich in zwei Bänder entgegengesetzter Propagationsrichtung

4.3.5 Oszillation der Bandgeschwindigkeit

Bei der Auswertung der mittels Thermokamera bestimmten Geschwindigkeit einzelner Bänder als Funktion der Zeit zeigten sich vielfach Geschwindigkeitsschwankungen. In einigen Fällen war klar erkennbar, dass diese Schwankungen mit Last- bzw. Spannungsschwankungen korrelieren. Dies trifft zu auf die Proben 5 und 6 (vgl. Tab.5) mit den Abzugsgeschwindigkeiten 5,23 (Abb.69) und 7,15 $\mu\text{m/s}$ (Abb.70).

Im Fall beider Proben weisen die Kraft- bzw. Spannungskurven einen sägezahnförmigen Verlauf auf, der für das Bandtyp-B-Verhalten charakteristisch ist. Die Bandgeschwindigkeit oszilliert mit einer gewissen Phasenverschiebung gegenüber der Last. Die Bandgeschwindigkeit erreicht in den meisten Fällen ihr Maximum in der Phase des Lastabfalls und ihr Minimum kurz nach dem Lastminimum. Die in (Abb.69) und (Abb.70) dargestellten Bandgeschwindigkeits-Zeit-Kurven unterscheiden sich in der Höhe des Geschwindigkeitsminimums. Bei Probe 5 liegt das Minimum der Bandgeschwindigkeit bei Null. Das Band unterbricht hier für eine kurze Zeitspanne seine Propagation. Die vier Bandgeschwindigkeits-Zeit-Kurven von Probe 6 weisen dagegen Minima der Geschwindigkeit auf, die oberhalb von Null liegen, wobei erkennbar ist, dass sich die Höhe des Geschwindigkeitsminimums mit zunehmender Verformung (Zeit) verringert. Am Ende liegt es nahe bei Null.

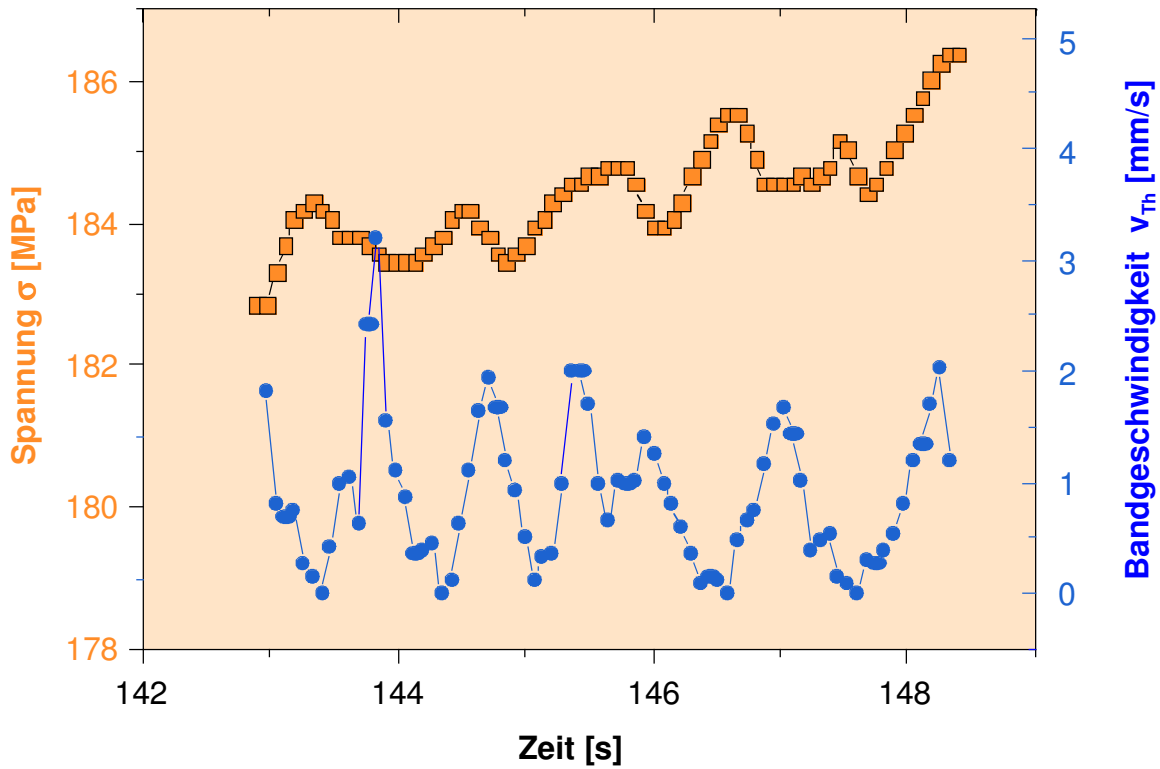


Abb.69: Korrelation der Last- und Bandgeschwindigkeitsoszillation bei Probe 5, Abzugsgeschwindigkeit $dl/dt = 5,23 \mu\text{m/s}$

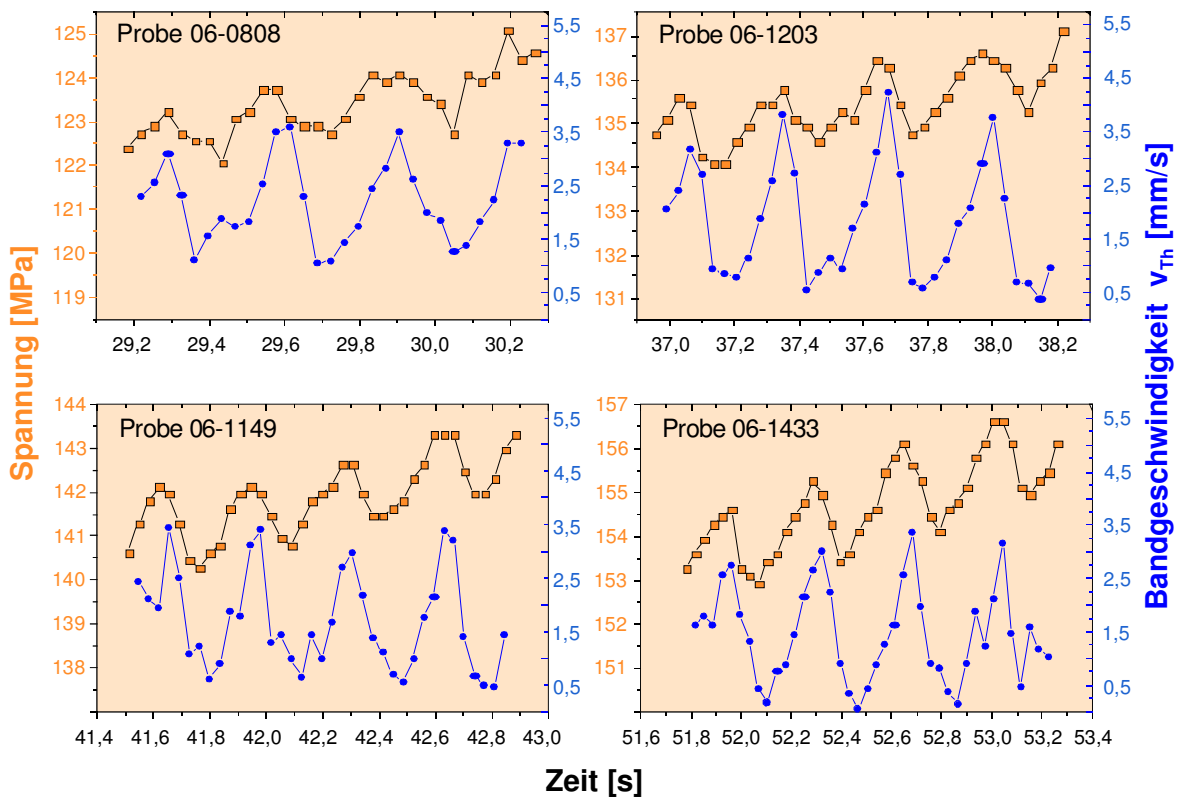


Abb.70: Korrelation der Last- und Bandgeschwindigkeitsoszillationen im Verlauf der Probenverlängerung bei Probe 6, Abzugsgeschwindigkeit $dl/dt = 7,15 \mu\text{m/s}$

4.3.6 Mittlere Bandgeschwindigkeit im Verlauf eines Experiments

Trotz der vorhandenen Streuung bei der Messung der Bandgeschwindigkeit und der in einigen Fällen beobachteten Geschwindigkeitsoszillation ist eine fast stetige Abnahme der mittleren Geschwindigkeit aufeinander folgender Bänder festzustellen. Diese Geschwindigkeitschwankungen der Einzelbänder werden wahrscheinlich ausgemittelt.

Diese Geschwindigkeitsabnahme ist am Anfang sehr steil, verringert sich dann im Verlauf der weiteren Verformung und scheint schließlich in eine Sättigung überzugehen. In Abb.71 ist dies am Beispiel eines nicht unterbrochenen Experiments demonstriert.

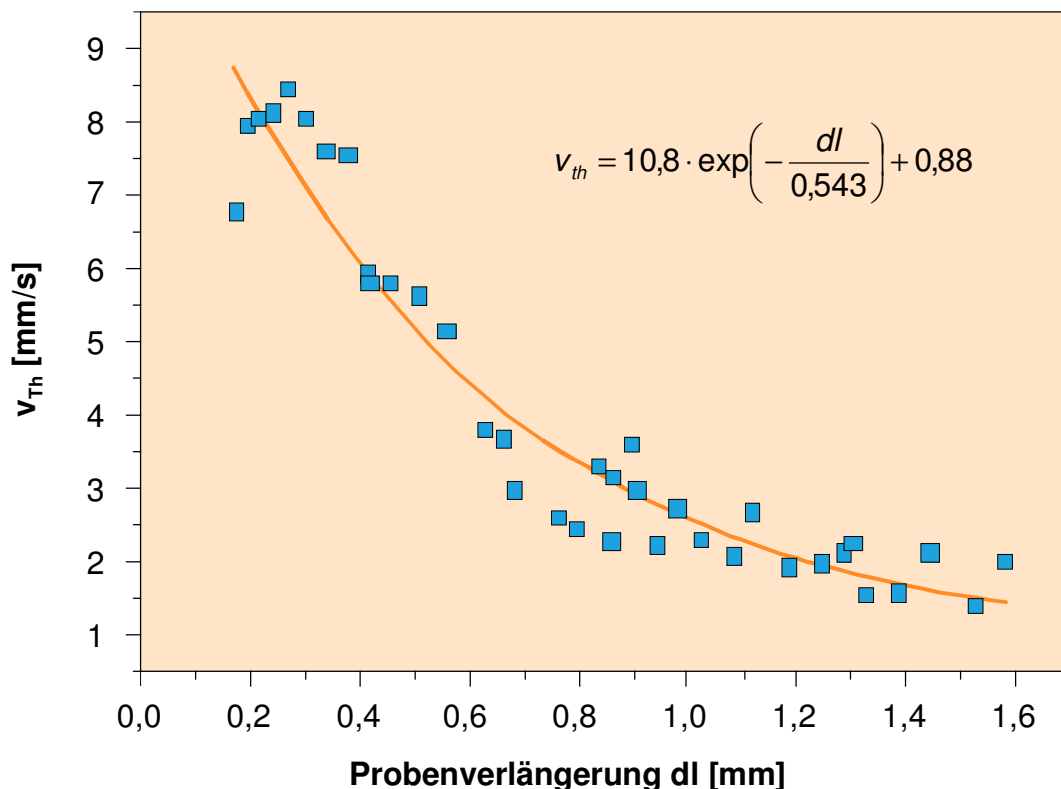


Abb.71: Abhängigkeit der mittleren Geschwindigkeit v_{Th} der einzelnen Bänder von der Probenverlängerung l am Beispiel von Probe 7, Abzugsgeschwindigkeit $dl/dt = 28,6 \mu\text{m/s}$ (nicht unterbrochenes Experiment)

Ein besonderes Merkmal der Geschwindigkeits-Probenverlängerungs-Kurve von Probe 7 (vgl.Tab.5) ist ein kurzer Geschwindigkeitsanstieg am Anfang. Ein analoges Verhalten wurde nur noch bei Probe 12 festgestellt, die mit einer deutlich höheren Abzugsgeschwindigkeit ($dl/dt = 549 \mu\text{m/s}$) verformt worden ist.

Abgesehen von diesem anfänglichen Geschwindigkeitsanstieg wurde die gleiche Abhängigkeit zwischen Bandgeschwindigkeit und Probenverlängerung bei allen untersuchten Proben beobachtet. In Abb.72 wird dafür ein zweites Beispiel gegeben, bei dem die Abzugsgeschwindigkeit geringer war und die Probenbelastung zwei Mal unterbrochen worden ist.

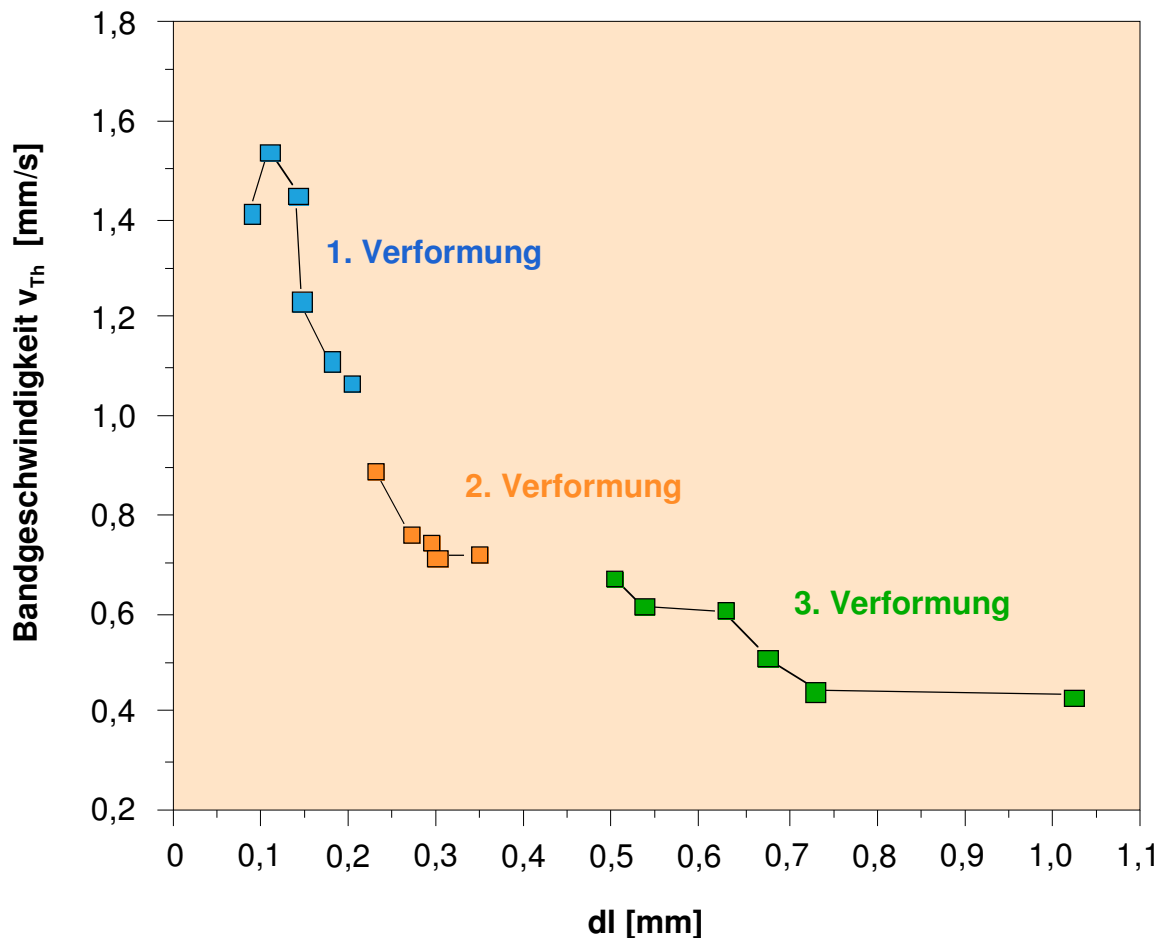


Abb.72: Abhängigkeit der mittleren Geschwindigkeit v_{Th} der einzelnen Bänder von der Probenverlängerung l am Beispiel von Probe 10, Abzugsgeschwindigkeit $dl/dt = 3,04 \mu\text{m/s}$ (unterbrochenes Experiment)

4.3.7 Einfluss der Dehnrates auf den Bandgeschwindigkeitsverlauf

In Abb.73 ist die Abhängigkeit der mittleren Bandgeschwindigkeit aller Bänder der untersuchten Proben von der Probenverlängerung dargestellt. Herausgenommen wurden nur die Proben 4 und 5 (fast gleiche Abzugsgeschwindigkeit wie Probe 3), die Proben 15, 16 und 19 (aus Gründen der Übersichtlichkeit) sowie Probe 12 (mit $dl/dt = 549 \mu\text{m/s}$ höchster Abzugsgeschwindigkeit). Bei Probe 12 erschien eine Messung der Bandgeschwindigkeit auf Basis der Thermokamerabilder als zu unsicher, da die Bandprofile nur noch schwach aus dem Rauschpegel herausragen.

Abb.73 bestätigt die im vorangehenden Abschnitt getroffene Feststellung, dass die mittlere Bandschwindigkeit generell im Verlauf der Probenverlängerung abnimmt. Dies findet allerdings auf einem unterschiedlichen, von der Abzugsgeschwindigkeit (Dehnrates) abhängigen Bandgeschwindigkeitsniveau statt.

Um diese Abhängigkeit der Bandgeschwindigkeit von der Dehnrates zu demonstrieren, wurde der Geschwindigkeitsmittelwert der ersten 5 nachweisbaren Bänder als Funktion der mittleren Dehnrates für alle Proben betrachtet, an denen die Dehnung mittels Dehnungsmessstreifen gemessen werden konnte.

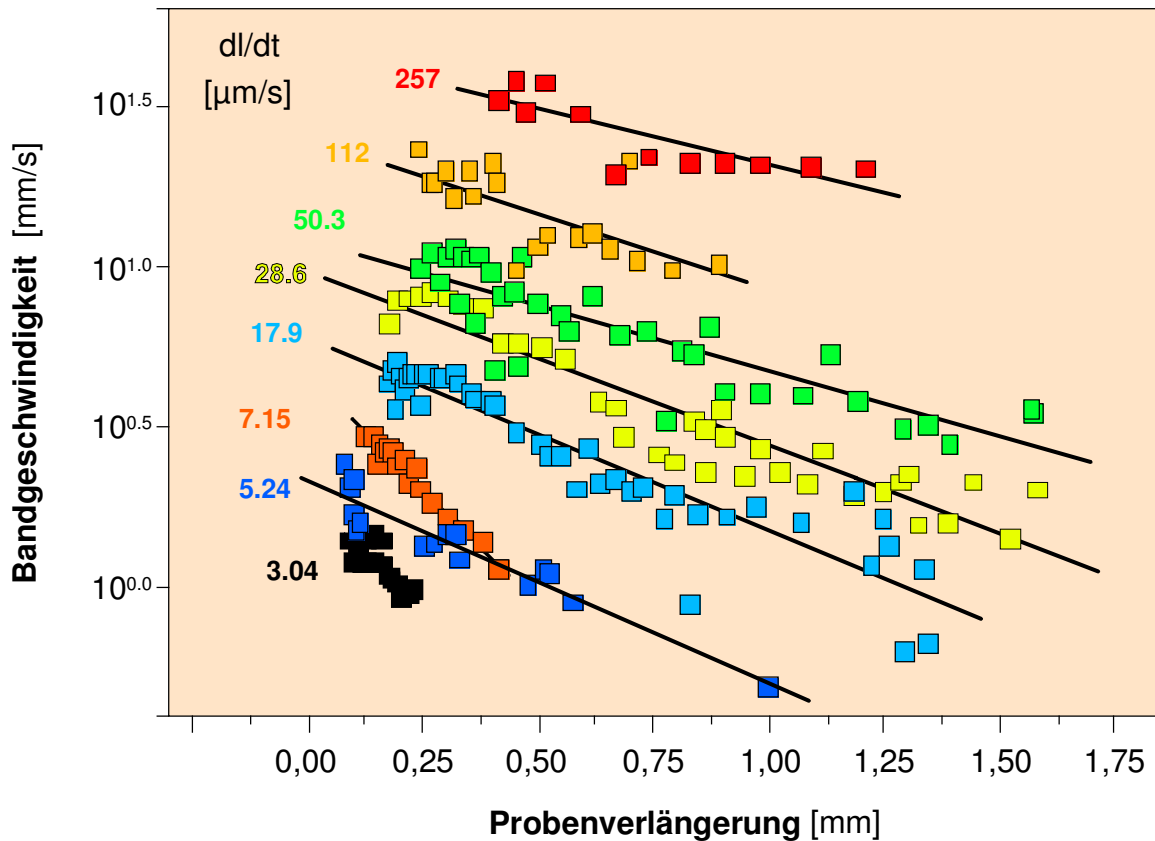


Abb.73: Abhängigkeit der mittleren Bandgeschwindigkeit der Bänder von der Probenverlängerung bei Experimenten unterschiedlicher Abzugszugsgeschwindigkeit (Kurvenparameter)

Dieser Zusammenhang zwischen Bandgeschwindigkeit und Dehnrate ist, wie Abb.74 zeigt, nicht linear. Er lässt sich recht gut durch eine Potenzfunktion mit dem Exponenten 0,719 beschreiben, wie erst die doppelt logarithmische Abtragung der gleichen Werte in Abb.75 zeigt. Da die auf der y-Achse von Abb.75 abgetragene Dehnrate eine lineare Funktion der Abzugsgeschwindigkeit ist (vgl. Abb.27), würde man bei einer Abtragung der Abzugsgeschwindigkeit ebenfalls einen linearen Zusammenhang zwischen dem Logarithmus der Geschwindigkeit und dem Logarithmus der Abzugsgeschwindigkeit erhalten.

Wird aus den beiden Gleichungen (35), die für PLC-Bänder des Typs A unter der Annahme abgeleitet wurden, dass diese als solitäre plastische Wellen aufgefasst werden können, die Bandbreite w_b eliminiert, so erhält man den folgenden nichtlinearen Zusammenhang zwischen der Abzugsgeschwindigkeit dl/dt und der Bandgeschwindigkeit v :

$$\left(\frac{\dot{l}}{v}\right)^2 = a + b \cdot \dot{l} \quad (\dot{l} = dl/dt) \quad (36)$$

In den Variablen a und b sind verschiedene Größen von Gleichung (35) zusammengefasst, die im Verlauf der hier durchgeführten Experimente unverändert geblieben sind.

Eine Abtragung der Größe $(\dot{l}/v)^2$ über der Abzugsgeschwindigkeit \dot{l} sollte deshalb einen linearen Zusammenhang ergeben. Wie Abb.76 zeigt, trifft dies für die in dieser Arbeit ermittelten Messdaten nicht zu.

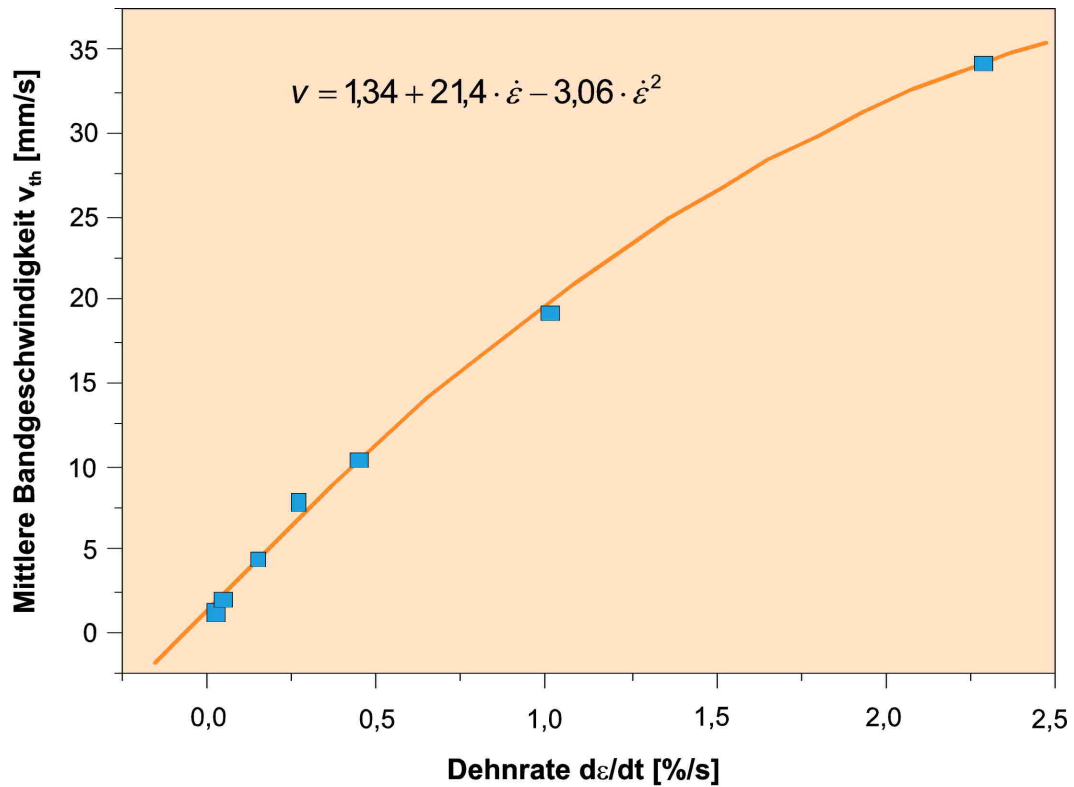


Abb.74: Mittelwert der Geschwindigkeit v_{Th} der ersten fünf Bänder jeder Probe als Funktion der globalen Dehnrate

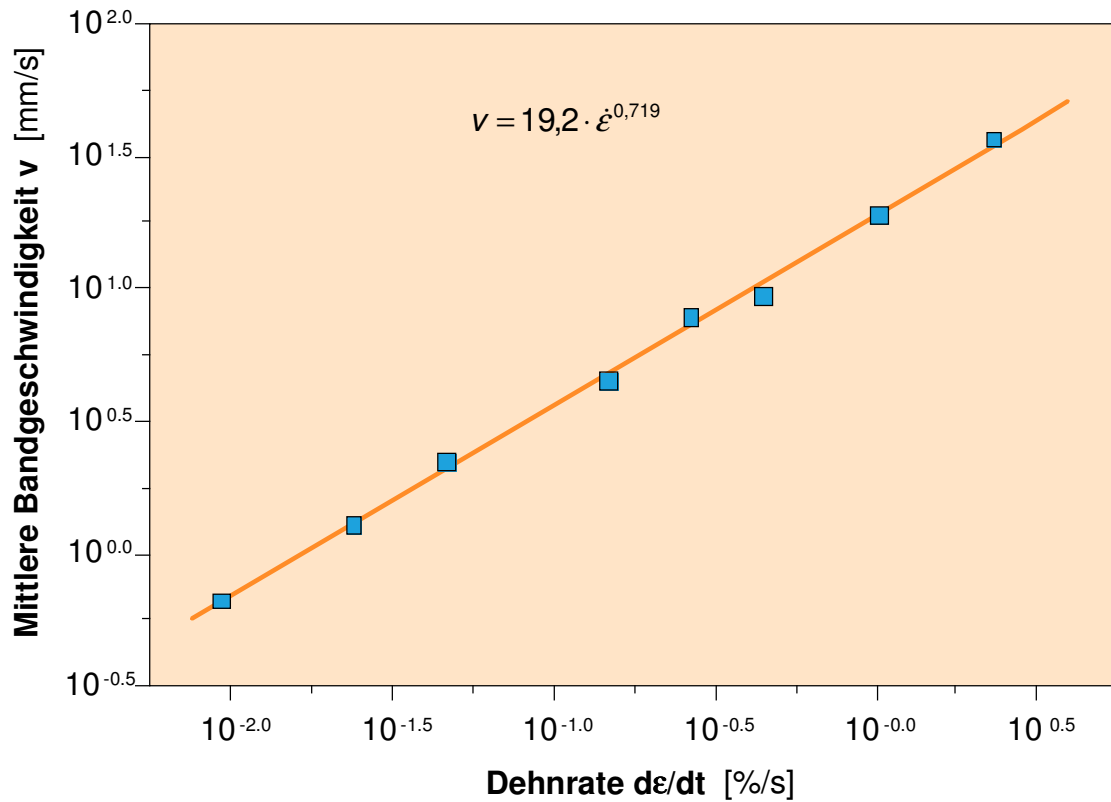


Abb.75: Mittelwert der Geschwindigkeit v_{Th} der ersten fünf Bänder jeder Probe als Funktion der Dehnrate, Dehnungsintervall 0,1 - 3 %, doppelt logarithmische Abtragung

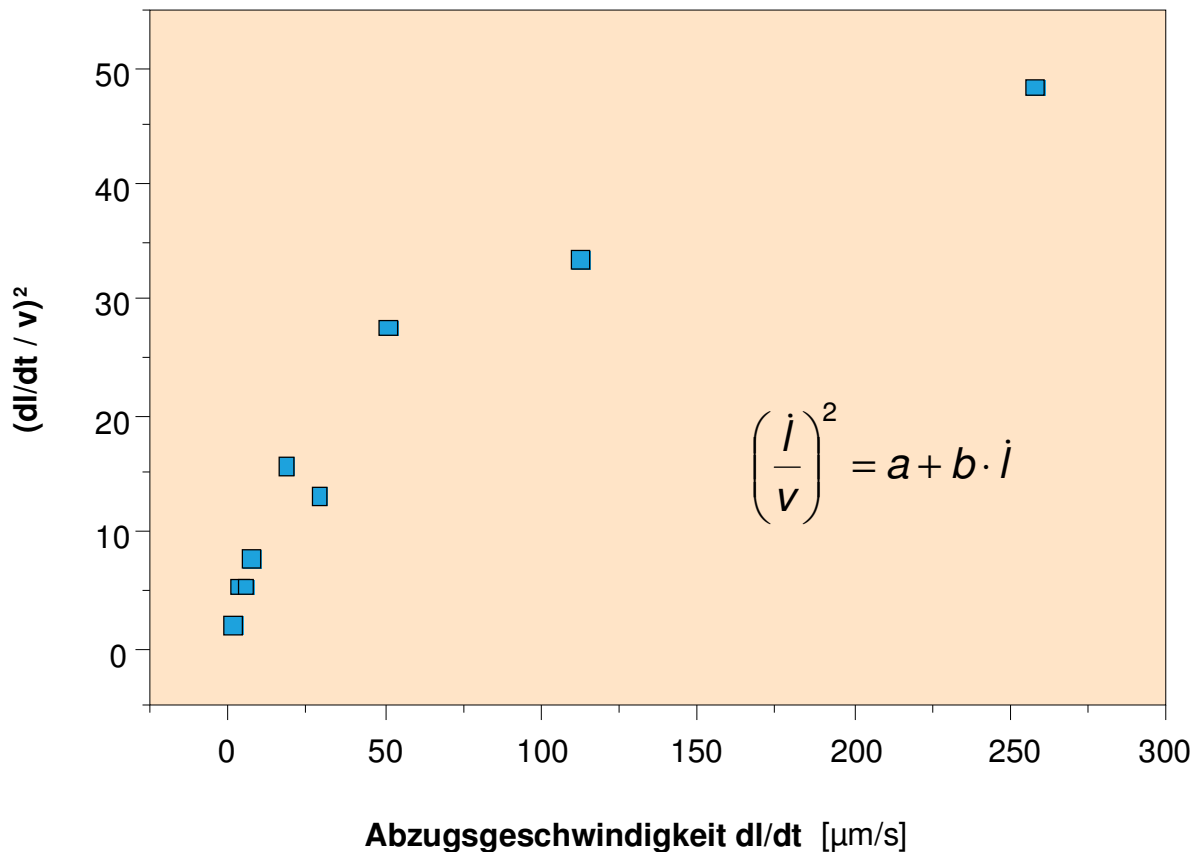


Abb.76: Abtragung der $(dl/dt/v)^2$ - dl/dt -Messwerte ($dl/dt = \dot{l}$) für den Vergleich mit dem aus dem Modell von Hähner abgeleiteten Gleichung (36)

4.3.8 Untersuchung an Proben mit modifizierter Geometrie

Bei den üblichen Zugproben werden die PLC-Bänder im Anfangsstadium der Verformung stets am Übergang zwischen dem geraden Probensteg und dem Probenkopf initiiert. Nur dort liegt der Dehnungsgradient vor, der für die Bandinitialisierung zwingend erforderlich ist. Die in höheren Verformungsstadien beobachtete Bandinitiierung im Probensteg, wird darauf zurückgeführt, dass dort mittlerweile ortsfeste Scherbänder und somit Dehnungsgradienten entstanden sind (vgl. Abschnitt 4.3.4).

Zur gezielten Untersuchung dieses Vorgangs wurde eine Probe mittig mit einer Bohrung versehen, die auch im Probensteg Dehnungsgradienten hervorrufen sollte. Bei der Belastung dieser Probe zeigte sich, dass die Bänder trotz dieser Dehnungsgradienten zunächst am Übergang zum Probenkopf ausgelöst wurden (Abb.77). In weiteren Verformungsprozess werden die Bänder dann auch an der Bohrung initiiert (Abb.78).

Die beiden Abbildungen lassen erkennen, dass sowohl die Form der propagierenden als auch die der an der Bohrung entstehenden PLC-Bänder durch die ortsfesten Scherbandstruktur der Bohrung (Abb.79) modifiziert wird. Jedes Band teilt sich in zwei Teilbänder, die in entgegengesetzte Richtung propagieren. Daran wird deutlich, dass eine starke Wechselwirkung zwischen den ortsfesten Scherbändern und den PLC-Bändern besteht.

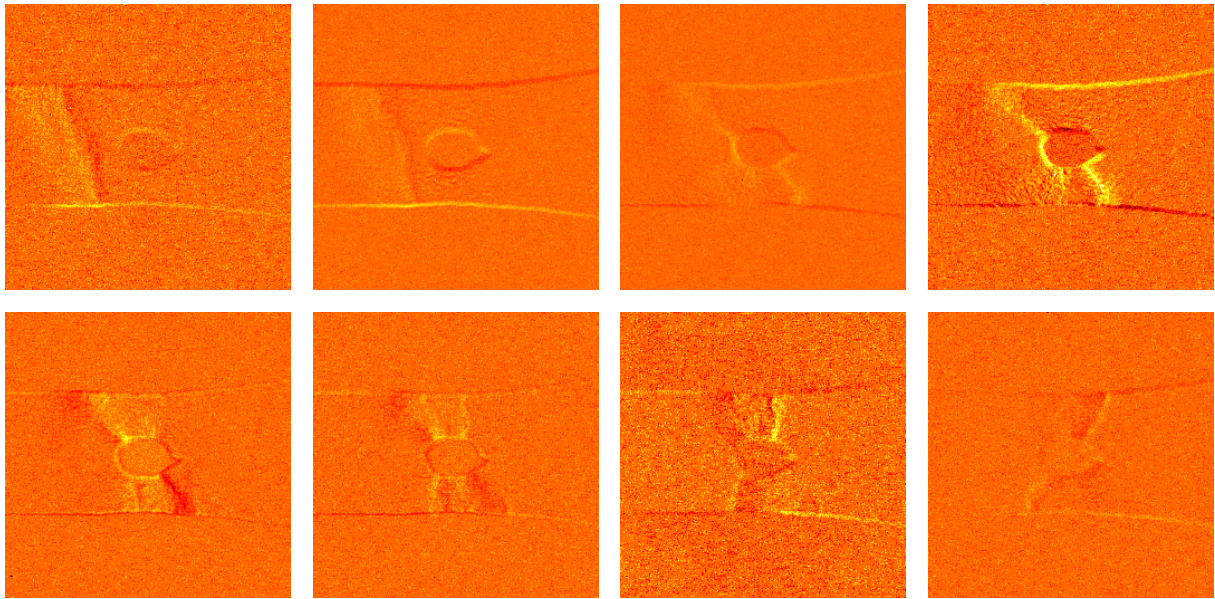


Abb.77: Probe mit zentraler Bohrung, Bandinitiierung am Übergang zum Probenkopf

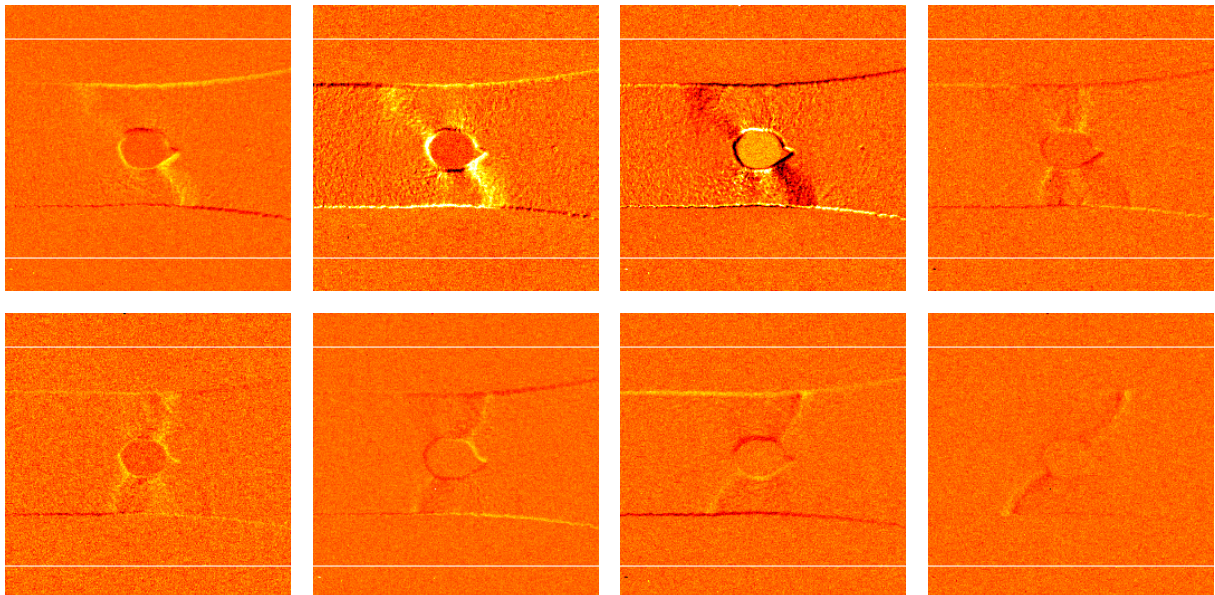


Abb.78: Probe mit zentraler Bohrung, Bandinitiierung an der Bohrung

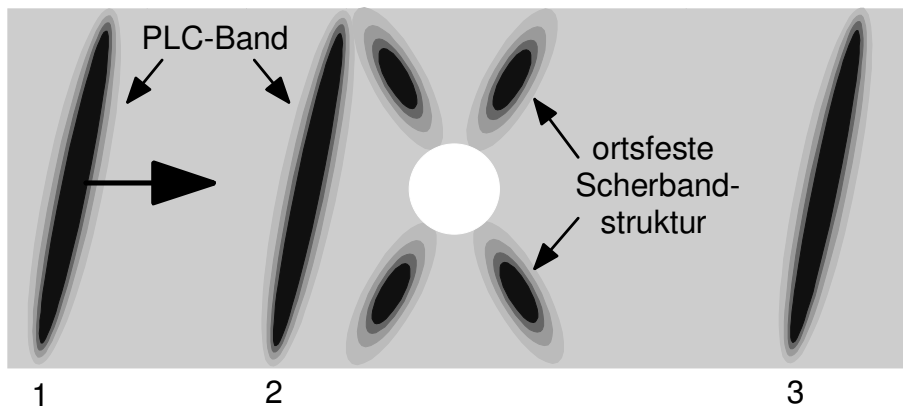


Abb.79: Schematische Darstellung der ortsfesten Scherbandstruktur im Bereich einer Bohrung und Darstellung eines propagierenden PLC-Bandes in 3 Positionen

4.4 PLC-Band-Analyse mittels DMS

In diesem Abschnitt wird zunächst untersucht, wie sich Initiierung und Ausbreitung einzelner PLC-Bänder auf die Spannungs- und Dehnungsverläufe auswirken. Des Weiteren werden Ergebnisse der DMS-basierten Messung des Dehnungssprungs $\Delta\varepsilon$, der Dehnrates $d\varepsilon/dt$ und der Bandgeschwindigkeit v_{DMS} vorgestellt.

4.4.1 Dehnungs-Zeit- und Spannungs-Dehnungs-Kurven

In Abb.80 ist das Spannungs - Probenverlängerungs-Diagramm von Probe 7 dem Dehnungs-Probenverlängerungs-Diagramm gegenübergestellt. Sie zeigen den für alle Proben typischen Verlauf.

Die Spannungskurve ist bis zu einer Dehnung von 3 % vergleichsweise glatt. Die Intensität der Spannungsabfälle nimmt langsam aber stetig zu. Die Dehnungskurve ist dagegen bereits unterhalb von 1% durch starke Dehnratenänderungen gekennzeichnet. Es wechseln sich permanent Bereiche geringer und hohe Dehnrates ab. In der Phase hoher Dehnrates durchläuft ein kurz zuvor initiiertes PLC-Band den Bereich des DMS.

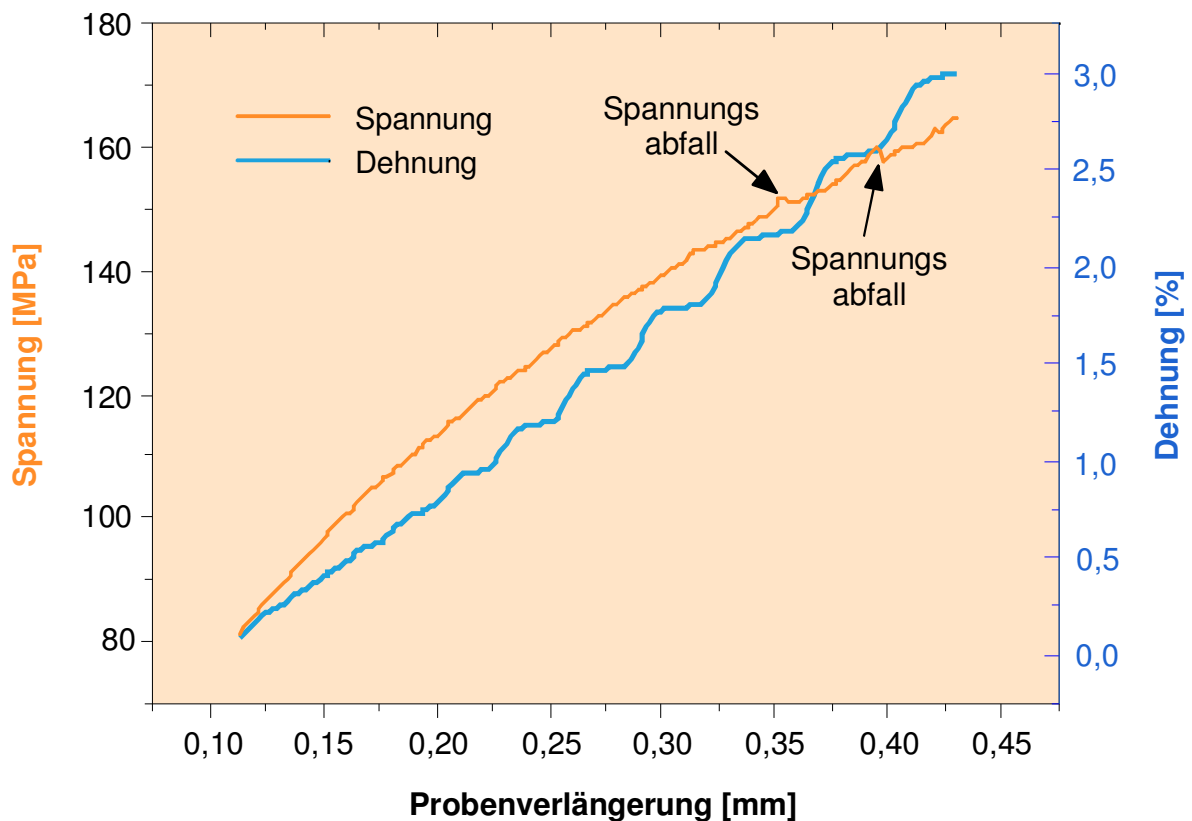


Abb.80. Gegenüberstellung von Spannungs- und Dehnungsverlauf als Funktion der Probenverlängerung im Dehnungsbereich von 0,1- 3 % am Beispiel von Probe 7

In der Spannungs-Dehnungs-Kurve derselben Probe 7 ist erkennbar, dass der Bandinitiierung eine Phase starken Spannungsanstiegs vorausgeht (Abb.81). Dieser Anstieg verringert sich drastisch in der Bandausbreitungsphase. Erst am Ende des Diagramms wird der Spannungsanstieg vor der Bandausbreitung durch einen Spannungsabfall unterbrochen. Der in Abb.80 sichtbare, stufige Dehnungsverlauf wurde nicht nur bei Probe 7 beobachtet. Das Ergebnis einer visuellen Beurteilung ergab, dass nahezu alle anderen Proben davon betroffen sind (vgl.Tab.6).

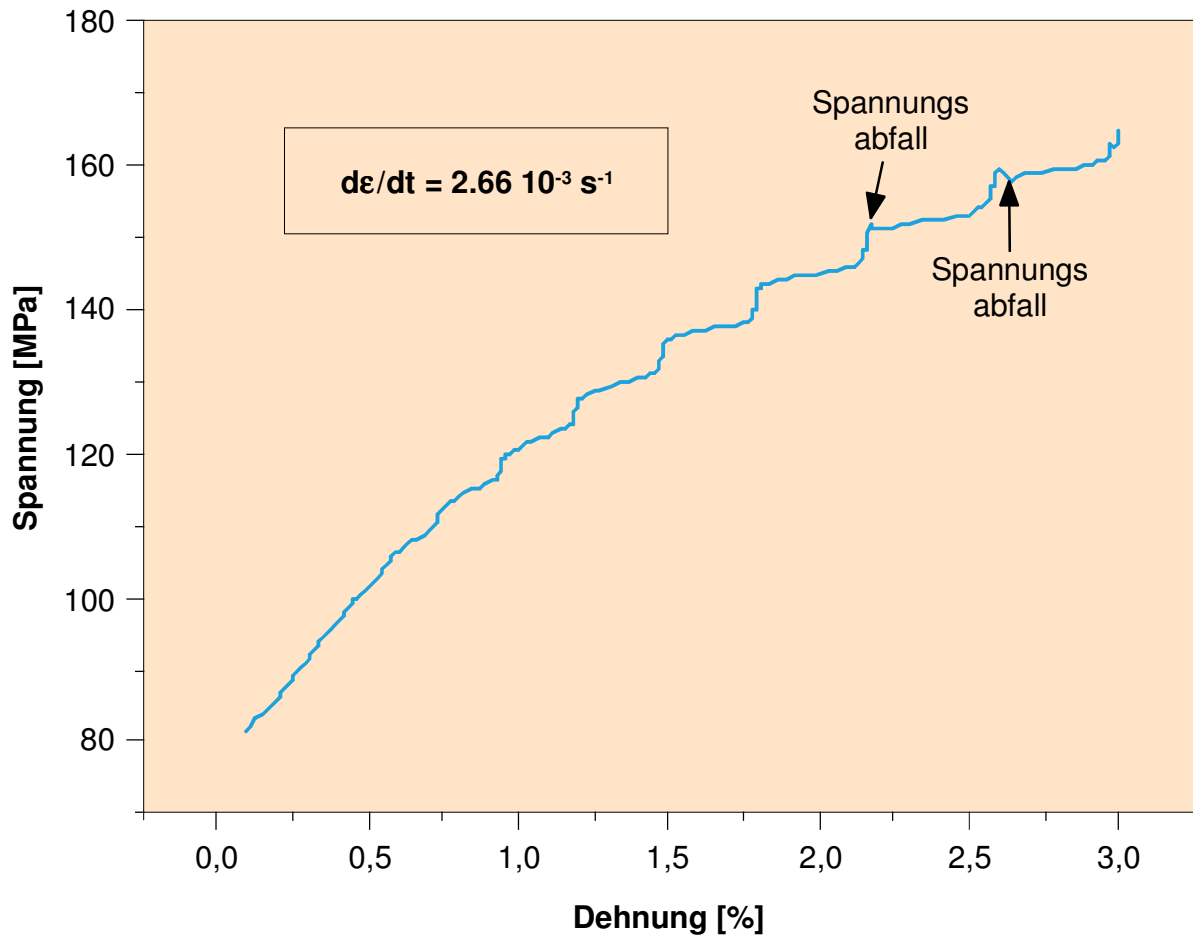


Abb.81: Spannungs-Dehnungs-Diagramm von Probe 7 im Dehnungsintervall von 0,1-3%

Tab.6: Auftreten des stufigen Dehnungsverlaufs im Dehnungsbereich bis 3 %

Lfd. Nr.	Proben-Nr.	dl / dt [µm/s]	$\dot{\epsilon}$ [$10^{-3}/s$]	Stufiger Dehnungsverlauf bis $\epsilon = 3 \%$ ja/nein
1	19	0,954	0,0931	ja
2	10	3,04	0,239	ja
3	5	5,23	*)	-
4	3	5,24	0,464	ja
7	9	17,9	1,47	ja
8	7	28,6	2,66	ja
11	8	50,3	4,45	ja
12	13	112	10,1	ja
13	14	257	22,8	ja
14	12	549	47,4	nein

Lediglich Probe 12, bei der bis zu einer Dehnung von 3 % keine PLC-Bänder nachweisbar waren, zeigt kein solches Verhalten.

4.4.2 Dehnungs-Zeit-Kurven und Dehnrates

Die Dehnrates, der Dehnungssprung und die Bandgeschwindigkeit wurden für alle Proben, mit stufigem Dehnungs-Zeit- bzw. Spannungs-Dehnungsanstieg ermittelt. In Tab.7 ist das Ergebnis dieser Messung für das jeweils erste nachweisbare Band angegeben.

Tab.7: Ergebnisse der Messung der lokalen Dehnrates $\dot{\epsilon}_{1,\text{lokal}}$ des Dehnungssprung $\Delta\epsilon_1$ und Bandgeschwindigkeit v_{DMS} für das erste mittels DMS festgestellte Band (gekennzeichnet durch erhöhte Dehnrates) jeder Probe, ϵ_1 = mittlere Dehnung dieses Bands

Lfd. Nr.	Proben-Nr.	dl/dt [$\mu\text{m/s}$]	$\dot{\epsilon}_{0,1-3\%}$ [%/s]	$\dot{\epsilon}_{1,\text{lokal}}$ [%/s]	$\Delta\epsilon_1$ [%]	v_{DMS} [$\mu\text{m/s}$]	ϵ_1 [%]
1	19	0,954	0,0093	0,010	0,020	766	0,46
2	10	3,04	0,0239	0,027	0,047	881	0,31
4	3	5,24	0,0464	0,053	0,037	2169	0,23
7	9	17,9	0,147	0,184	0,073	3743	0,54
8	7	28,6	0,266	0,286	0,095	4534	0,49
9	15	37,6	0,360	0,465	0,118	5917	0,82
10	16	43,6	0,448	0,532	0,108	7332	0,69
11	8	50,3	0,445	0,708	0,116	8034	0,83
12	13	112	1,007	1,711	0,166	15414	1,19
13	14	257	2,281	3,518	0,263	20054	2,13

Die lokale Dehnrates und die Geschwindigkeit des ersten nachweisbaren Bands nehmen stetig mit der externen (globalen) Dehnrates zu. Hinsichtlich des Dehnungssprung $\Delta\epsilon_1$ scheint es bei den Übergängen von Probe 10 zu Probe 3 und von Probe 15 zu Probe 16 eine Abweichung vom stetigen Anstieg zu geben. Zieht man jedoch zusätzlich die Dehnung heran, bei der das betreffende Band propagierte, so zeigt sich, dass die abweichend geringen Dehnungssprungwerte der Proben 3 und 16 darauf zurückzuführen sind, dass die Bänder bei geringeren Dehnungen initiiert wurden.

Zusammenfassend ist somit festzustellen, dass die Erhöhung der externen Dehnrates i.allg. zu einem Anstieg der Schwellendehnung für die Bandinitiiierung führt. Abweichungen davon könnten auf kleine Unterschiede der Probengeometrie zurückzuführen sein. Die Höhe des Dehnungsschwellwerts legt dann die Höhe des mit dem Band verbundenen Dehnungssprung fest. Die lokale Dehnrates und die Bandgeschwindigkeit folgen eher der externen Dehnrates.

Bei geringer externer Dehnrates liegt die lokale Dehnrates im Bereich des ersten nachweisbaren Bands nur geringfügig über der externen Dehnrates. Die Differenz dieser beiden Dehnrates nimmt mit der externen Dehnrates sowie im Verlauf der Verformung zu.

Nachfolgend werden zwei Dehnungs-Zeit-Kurven, die bei sehr unterschiedlichen globalen Dehnrates aufgenommen worden sind, gegenübergestellt und analysiert.

Probe 13, hohe globale Dehnrage (1,01 %/s)

Die Dehnungs-Zeit-Kurve von Probe 13 (Abb.82) enthält fünf Abschnitte erhöhter Dehnrage, die eindeutig der Propagation von Bändern zugeordnet werden können. Die Anzahl der Bänder bis zu einer globalen Dehnung von 3 % ist somit vergleichsweise gering.

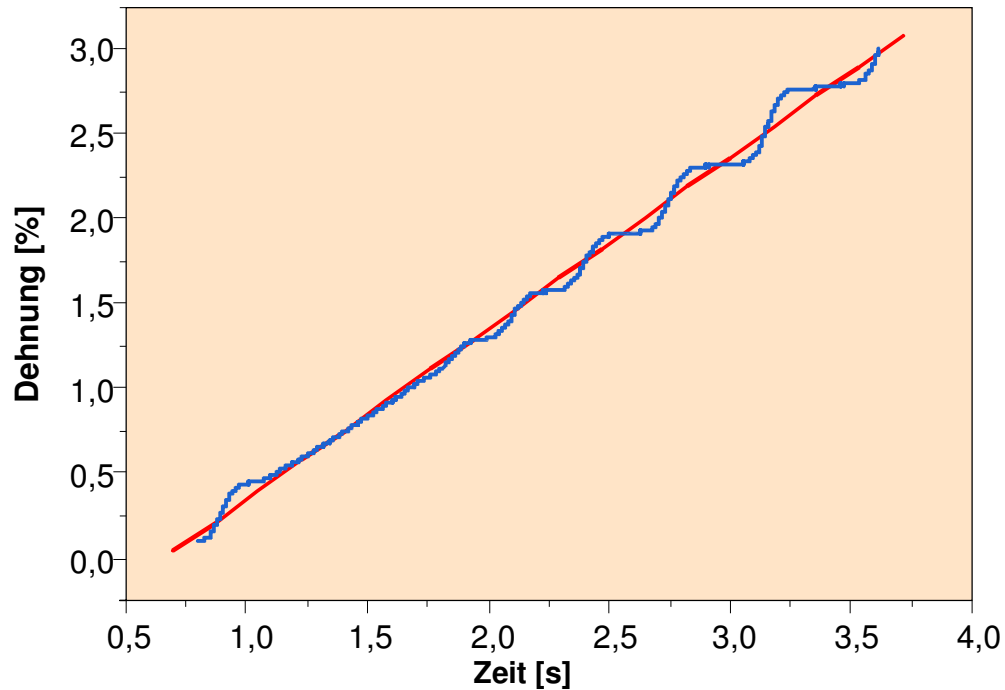


Abb.82: Dehnungs-Zeit-Kurve von Probe 13 (Dehnrage 1,01 %/s)

Der Bereich erhöhter Dehnrage am Anfang der Kurve ist auf ein Lüdersband zurückzuführen. Dies äußert sich an dem Plateau am Anfang der Spannungs-Dehnungs-Kurve (Abb.83).

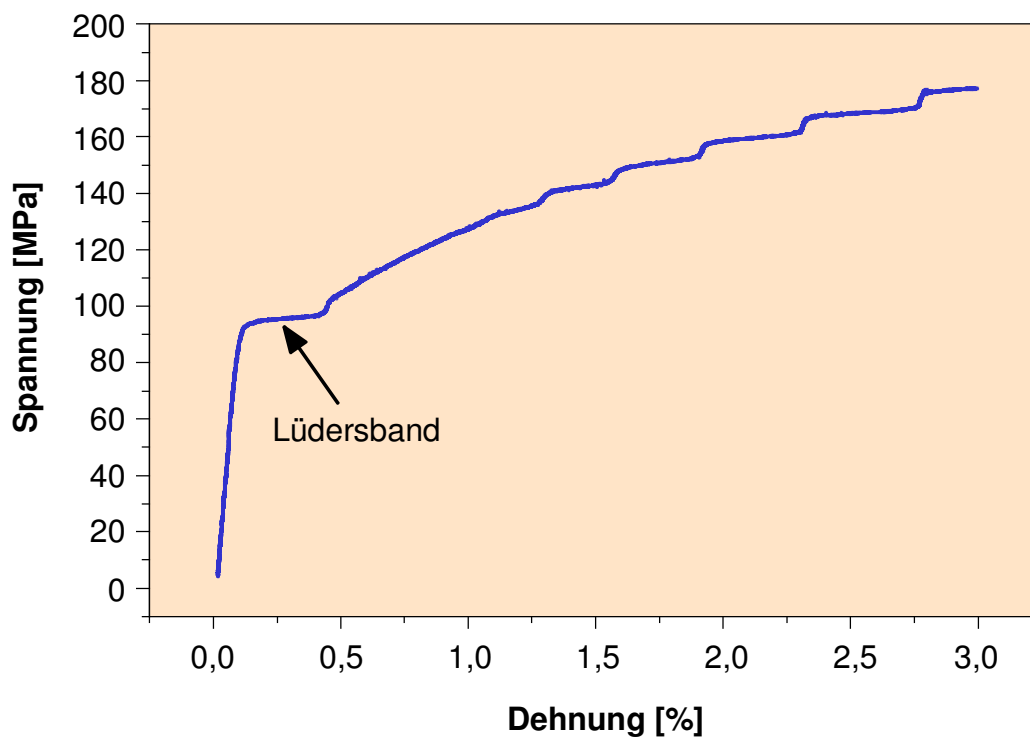


Abb.83: Spannungs-Dehnungs-Kurve von Probe 13 mit Lüdersband

Probe 19, minimale globale Dehnrates (0,00931 %/s)

Abb.84 zeigt, dass auch bei geringer Dehnrates ein stufiger Dehnungs-Zeit-Verlauf auftritt.

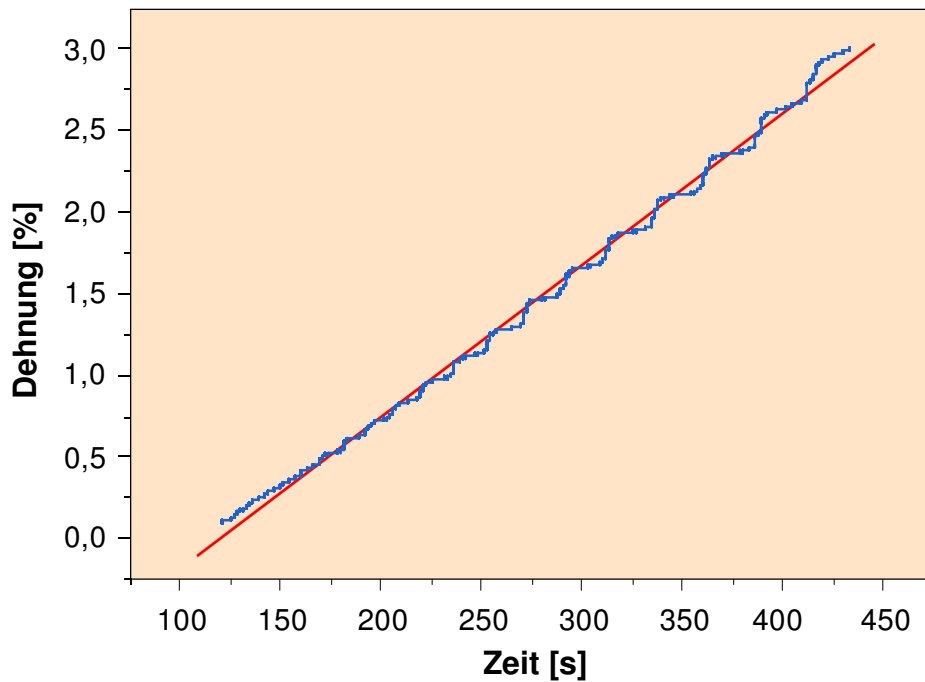


Abb.84: Dehnungs-Zeit-Kurve von Probe 19 (minimale Dehnrates 0,00931 %/s)

Bei einer zeitlich höher aufgelösten Analyse dieser Kurve wird darüber hinaus sichtbar, dass die einzelnen Stufen nicht glatt sind, sondern selbst eine Struktur besitzen (Abb.85, Abb.86).

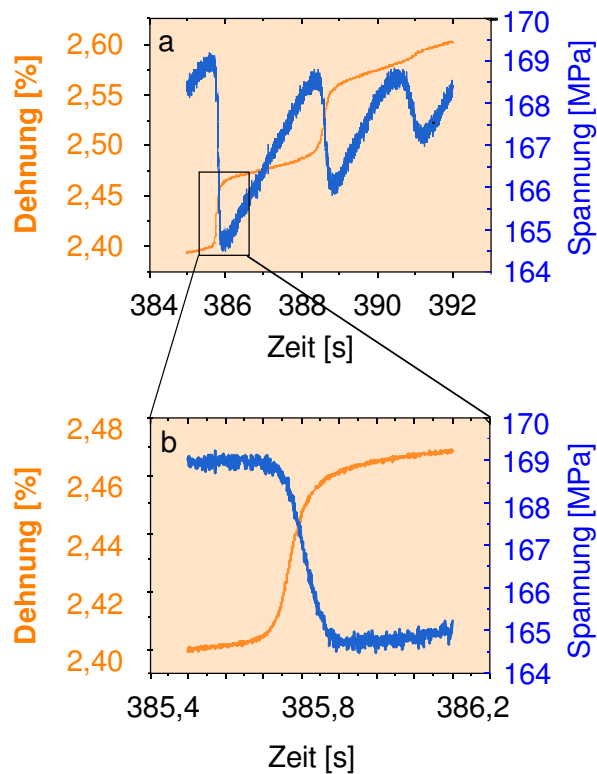


Abb.85: Ausschnitt 1 von Abb.84 in einem Bereich starken Dehnungsanstiegs

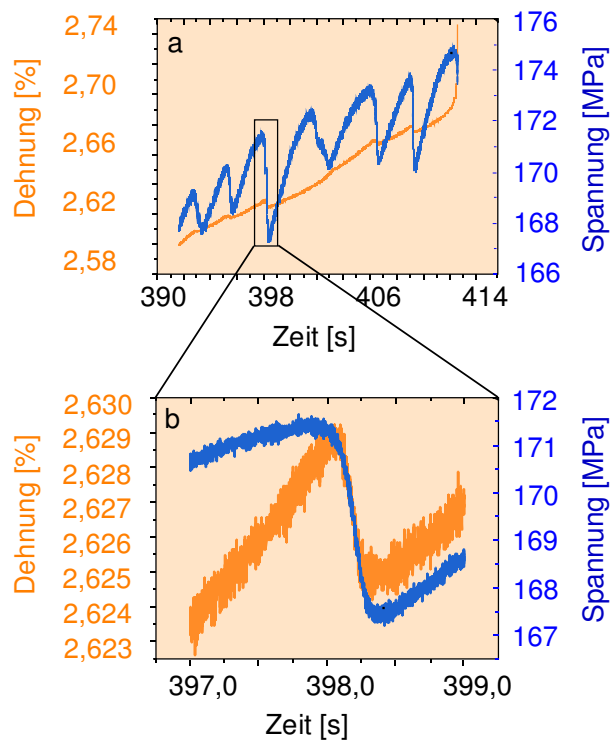


Abb.86: Ausschnitt 2 von Abb.84 in einem Bereich schwachen Dehnungsanstiegs

In beiden Abbildungen wird deutlich, dass die Struktur in der Dehnungs-Zeit-Kurve (orange) aus kleineren Dehnungsstufen besteht, die von einer dichten Folge schneller Spannungsabfälle mit einem anschließenden langsamen Lastanstieg begleitet ist (blaue Kurven).

In Phasen, denen der Dehnungsanstieg im Mittel hoch ist (Abb.85) ist der plötzliche Spannungsabfall mit einem starken Dehnungsanstieg verbunden (siehe orangefarbene Kurve). In Teilbild b ist ein Beispiel mit einem besonders steilen Spannungsabfall zeitlich höher aufgelöst dargestellt. Das Zusammentreffen von Spannungsabfall und Dehnungsanstieg deutet darauf hin, dass im Gebiet des DMS ein PLC-Band entstanden ist. Das Zusammentreffen von Dehnungsanstieg und Spannungsabfall wurde bei höheren Dehnraten nicht immer beobachtet. Es gab auch den Fall (besonders im Anfangsbereich der Verformung), dass zwar ein Dehnungsanstieg messbar war, nicht jedoch ein Spannungsabfall am Beginn dieses Anstiegs. Es muss davon ausgegangen werden, dass die Auflösung bei der Kraftmessung nicht ausreichte, um den tatsächlich vorhandenen, sehr geringen Spannungsabfall nachzuweisen.

In einem Bereich der Dehnungs-Zeit-Kurve, in der der Dehnungsanstieg im Mittel gering ist (Abb.86), ist der plötzliche Spannungsabfall dagegen von einem Dehnungsabfall begleitet. Dies deutet darauf hin, dass im Moment des Lastabfalls ein Band außerhalb des DMS-Bereichs entstanden ist. Der am Ort der Bandentstehung eingetretene, lokale Dehnungsanstieg konnte demzufolge nicht direkt mit dem DMS nachgewiesen werden. Er führt jedoch zu einer Verringerung des elastischen Dehnungsanteils in der gesamten Probe und somit auch am DMS. Auf diese Weise wird das entstehende Band dennoch mittels DMS nachweisbar, sofern dessen Empfindlichkeit hoch genug ist. Die Beobachtung, dass außerhalb des DMS entstehende Bänder nicht bis zum DMS gelangen oder in andere Richtung verlaufen, deutet darauf hin, dass sie keine oder nur sehr kurze Laufwege besitzen. Dies entspricht den Ergebnissen der Thermokamerabildauswertung an Probe 19 und 20.

4.4.3 Dehnungssprung

Mit der in Abb.31 und Abb.32 demonstrierten Methode der Auswertung der Dehnungs-Zeit-Kurven wurden der Dehnungssprung $\Delta\varepsilon$, die lokale Dehnungsrate $d\varepsilon/dt_{\text{lokal}}$ und die Bandgeschwindigkeit v_{DMS} ermittelt. Dieser Auswertung liegt die Annahme zugrunde, dass die entstehenden Bänder durch den Bereich des DMS propagieren. Sie war nicht für alle untersuchten Bänder erfüllt. In Abb.87 ist zunächst der Dehnungssprung als Funktion der Dehnung für vier Proben unterschiedlicher Dehnrate dargestellt.

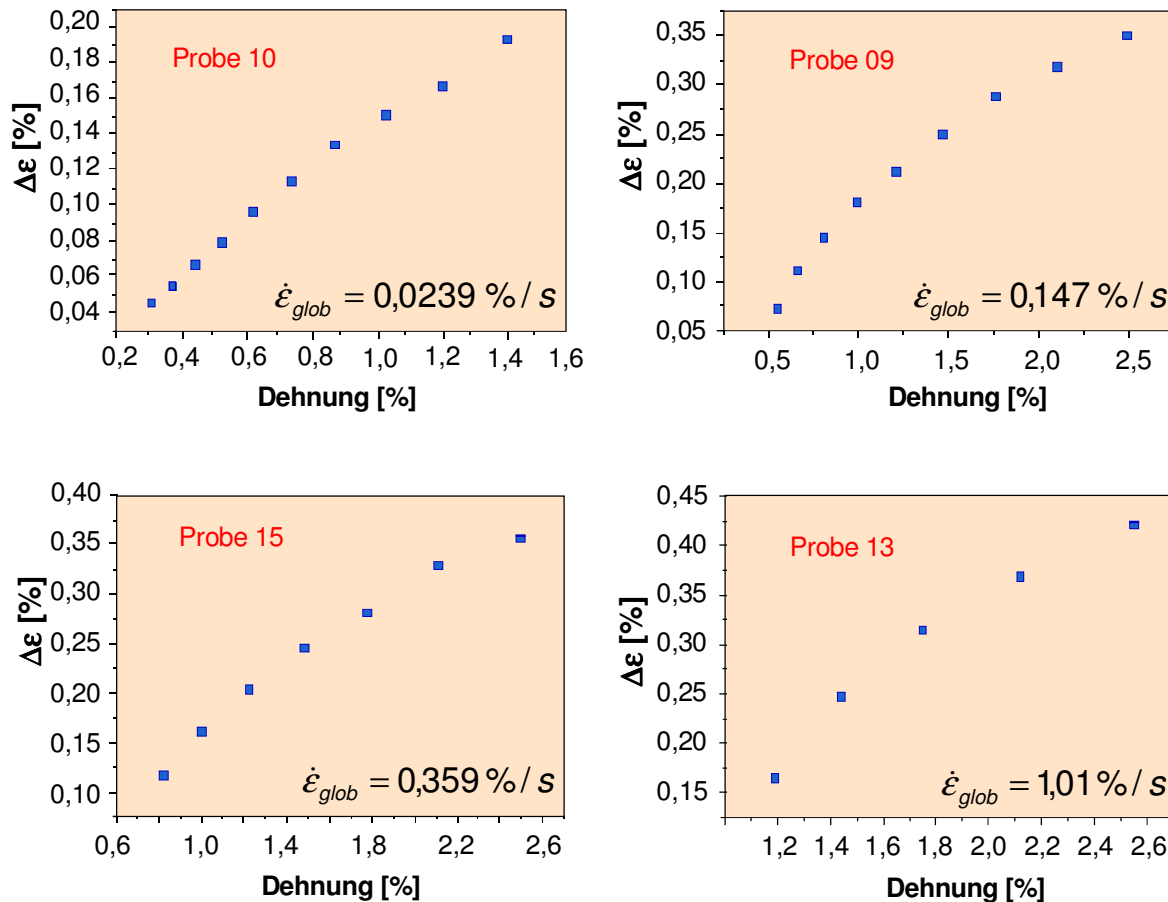


Abb.87: Vier für den untersuchten Bereich der globalen Dehnrate repräsentative Dehnungssprung-Dehnungs-Kurven

Der Dehnungssprung nimmt stetig mit der Dehnung zu, wobei die Kurven eine leicht konkave Krümmung zeigen. Die Anzahl der Messpunkte verringert sich bei ansteigender globaler Dehnrate. Dies ist auf eine Reduzierung der Zahl der entstehenden (nachweisbaren) Bänder zurückzuführen. Erkennbar ist auch eine Verschiebung des Dehnungssprungintervalls nach höheren Werten bei Zunahme der Dehnrate.

Bei der Bewertung dieser vier Kurven ist zu berücksichtigen, dass die einzelnen Messpunkte in den meisten Fällen nicht zu einem Band sondern zu zwei Bändern gehören. Dies ergibt sich aus der Analyse mit der Thermokamera (vgl. Abschnitt 4.3). Dort hat sich nämlich gezeigt, dass die an den Probenenden initiierten Typ-A-Bänder in vielen Fällen nur bis zur Probenmitte laufen und dort ein zweites Band auslösen, dass sich statt des ersten Bandes oder zeitweilig gleichzeitig mit diesem in die gleiche Richtung weiterbewegt. In den mittels DMS aufgezeichneten Dehnungs-Zeit-Kurven ist dieser Übergang bei hoher Dehnrate nicht erkennbar, so dass das Band-Paar wie ein Band erscheint.

Mit abnehmender Dehnrage zeigt sich die Tendenz, dass die Abschnitte starken Dehnungsanstiegs nicht mehr glatt, sondern stufig sind, was auf eine Unterbrechung der Bandpropagation innerhalb des Messbereiches des DMS oder das Fehlen jeglicher Bandausbreitung (Bandtyp B) hindeutet. Daraus ergibt sich ein abweichender Kurvenverlauf, wie in Abb.88 dargestellt.

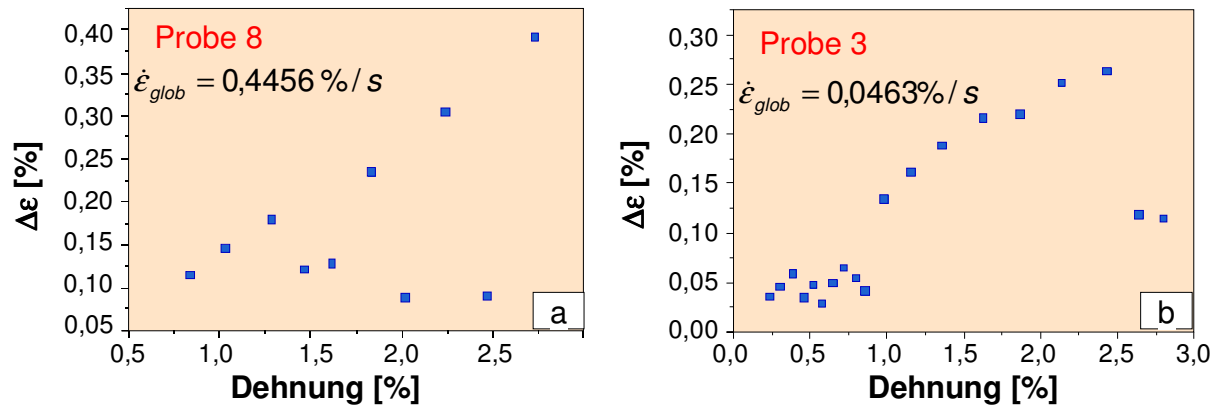


Abb.88: Zwei Dehnungssprung-Dehnungs-Kurven mit einem von Abb.87 abweichenden Verlauf

In Abb.88a bilden 6 Punkte eine Kurve mit einem Verlauf, der dem in Abb.87 dargestellten entspricht, während 4 Punkte deutlich davon abweichen (geringer $\Delta\epsilon$ -Wert). Bei diesen 4 abweichenden Punkten ergab die Analyse der Thermokamera-Bilder übereinstimmend, dass die Bänder den DMS-Bereich nicht vollständig durchlaufen haben. Entweder endeten die am Probenkopf initiierten Bänder in Probenmitte oder die Bänder wurden in Probenmitte initiiert. In beiden Fällen berühren sie auf ihrem Weg nur den halben Dehnungsmessstreifen. Entsprechendes gilt für Probe 3 (Abb.88b).

Abb.89 zeigt, dass ein klarer Zusammenhang zwischen Dehnungssprung und Spannung besteht, wobei die Dehnungssprung-Spannungs-Kurve schwächer als die Dehnungssprung-Dehnungs-Kurve (Abb.87) gekrümmt ist. Zum gegenwärtigen Zeitpunkt ist nicht ersichtlich, ob die Spannung, die Dehnung oder eine Kombination dieser beiden Größen den Dehnungssprung entscheidend beeinflussen, da zwischen Spannung und Dehnung ebenfalls ein Zusammenhang besteht.

In der Arbeit von Ziegenbein [35] wurde die Höhe des Dehnungssprungs im stationären Bereich als Funktion der globalen Dehnrage untersucht. Hierzu ist zu bemerken, dass der Autor zwischen drei verschiedenen Bereichen des Dehnungssprungs (er bezeichnet ihn als Dehnungskonzentration) unterscheidet. Bei zunehmender Dehnung steigt der Dehnungssprung zunächst an, bleibt dann für einen gewissen Dehnungsbereich konstant (stationärer Bereich) und fällt dann wieder ab. Der stationäre Bereich liegt bei Dehnungen $>3\%$ und damit in einer Region, in der in dieser Arbeit keine Dehnungsmessung durchgeführt werden konnte.

Um in dieser Arbeit eine analoge Untersuchung durchzuführen, wurde der Dehnungssprung bei einer festen Dehnung von $2,13 \text{ \%}$ betrachtet. Hierbei handelt es sich um die mittlere Dehnung des ersten Bands von Probe 14 (Experiment mit der zweithöchsten Dehnrage). Um auch bei allen anderen Proben zu einem Wert für den Dehnungssprung und die Dehnrage bei einer Dehnung von $2,13 \text{ \%}$ zu gelangen, mussten die jeweiligen Dehnungssprung-Dehnungs- bzw. Dehnrage-Dehnungs-Kurve interpoliert werden. Das Ergebnis ist nach der lokalen, dann globalen Dehnrage geordnet und in Tab.8 dargestellt.

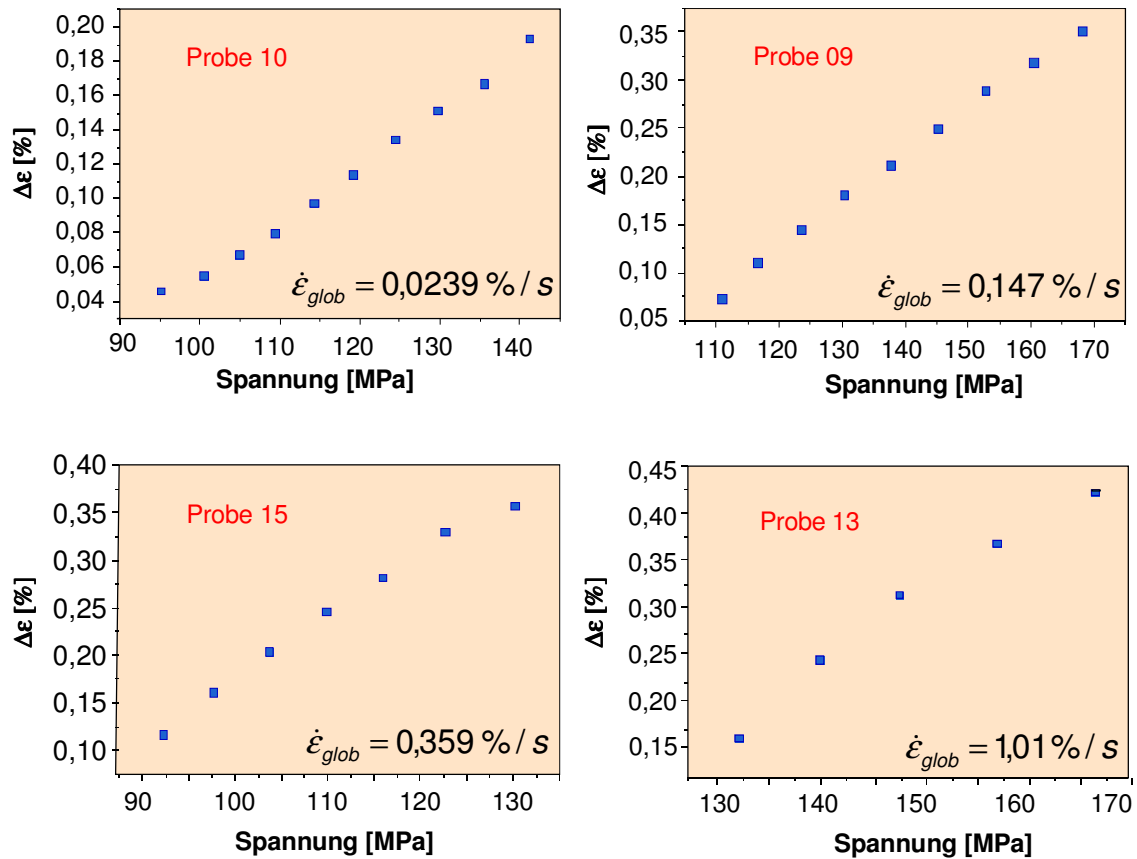


Abb.89: Vier für den untersuchten Bereich der globalen Dehnrates repräsentative Dehnungssprung-Spannungs-Kurven

Tab.8: Dehnungssprung und lokale Dehnrates bei einer Dehnung von 2,13 %

Probe	Δε [%]	dε/dt _{lokal} [%/s]	dε/dt _{global} [%/s]
10	0,274	0,080	0,024
9	0,322	0,582	0,147
7	0,342	0,656	0,266
15	0,332	1,325	0,360
8	0,287	0,986	0,446
16	0,318	1,687	0,448
13	0,369	3,032	1,010
14	0,266	3,485	2,280

Die Tabelle sowie Abb.90 zeigen im Vergleich mit den Ergebnissen von Ziegenbein eine geringe Abhängigkeit des Dehnungssprungs von der Dehnrates. Bei Ziegenbein nimmt der Dehnungssprung im Dehnratesintervall von $7 \cdot 10^{-4}$ bis $7 \cdot 10^{-2} \text{ %/s}$ um 0,35% zu. Die in dieser Arbeit durchgeführten Messungen haben ebenfalls eine Zunahme des Dehnungssprungs mit

der Dehnrates ergeben. Dieser Dehnungssprunganstieg ist bei einer Variation der Dehnrates um ebenfalls 2 Größenordnungen geringer als bei Ziegenbein. Eine mögliche Erklärung ist, dass Ziegenbein bei geringeren Dehnrates und an einem anderen Werkstoff (CuAl) gemessen hat.

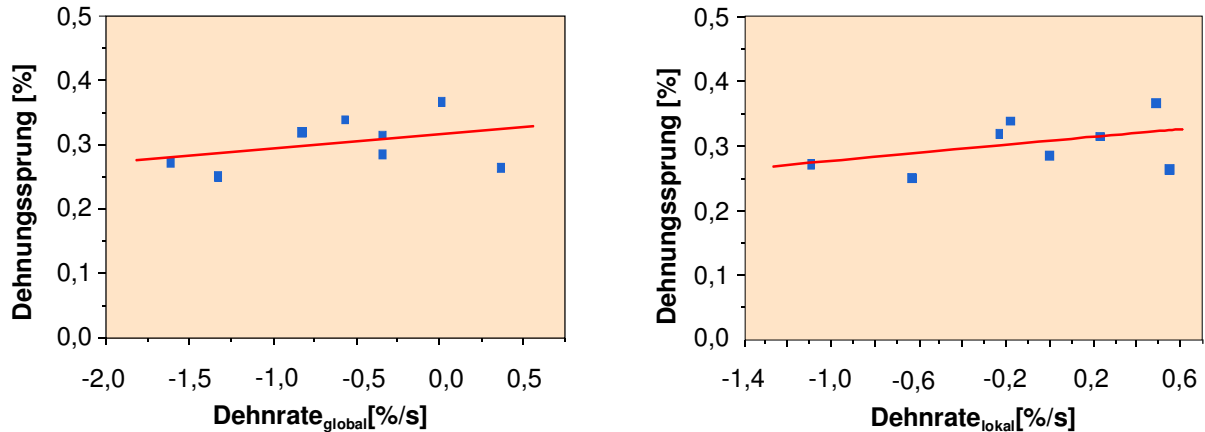


Abb.90: Dehnungssprung als Funktion der globalen und der lokalen Dehnrates bei einer Dehnung von 2,13 %

4.4.4 Mittels DMS gemessene Bandgeschwindigkeit

In Abb.91 ist der Verlauf der Bandgeschwindigkeit als Funktion der Dehnung dargestellt.

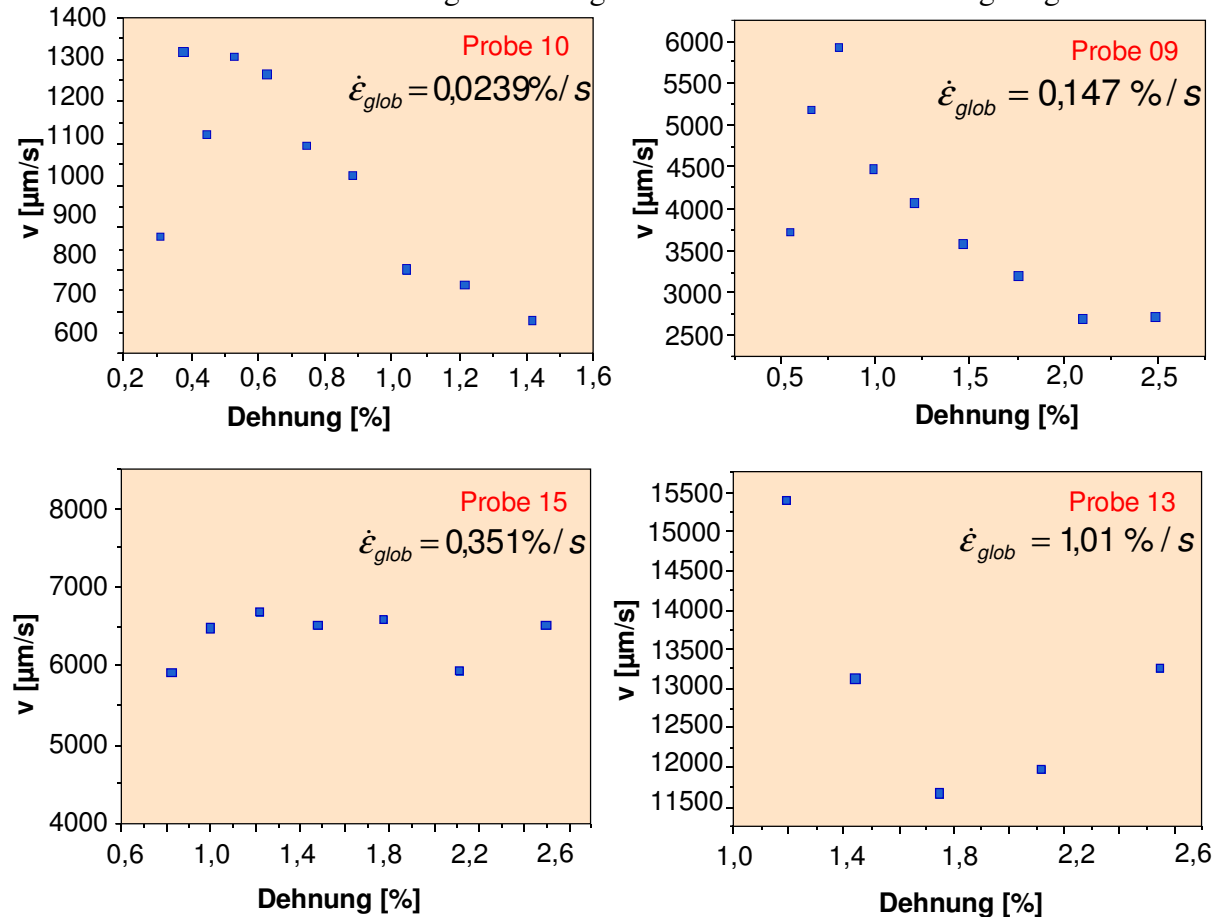


Abb.91: Vier für den untersuchten Bereich der globalen Dehnrates repräsentative Bandgeschwindigkeits-Dehnungs-Kurven

Bei Probe 9 und 10 ist ein anfänglicher Bandgeschwindigkeitsanstieg aufgetreten, der sich bereits in einigen Fällen der Thermokamerabildauswertung gezeigt hatte (Abb.71 u. Abb.72).

Die bei der Bandgeschwindigkeitsmessung auf Basis der Thermokamerabilder festgestellte Tendenz der Abnahme bei ansteigender Probendehnung ist nicht bei allen Proben festzustellen. Das ist u.a. darauf zurückzuführen, dass die DMS-basierte Bandgeschwindigkeitsmessung nur bis einer Dehnung von maximal 3 % möglich war, während die Geschwindigkeitsmessungen auf Basis der Thermokamerabilder i.allg. bis in die Nähe des Probenbruchs durchgeführt wurden. Die Bandgeschwindigkeits-Probenvorläufer-Kurven (Abb.73) weisen nach ihrem Geschwindigkeitsmaximum im Anfangsbereich ebenfalls keine streng fallende Tendenz auf.

Grundsätzlich ist davon auszugehen, dass die Bandgeschwindigkeitsmessung auf Basis der Dehnungsmessstreifen weniger zuverlässig ist als die Messung auf Basis der Thermokamerabilder. Dies hat mehrere Ursachen:

Bei der Ermittlung der Bandgeschwindigkeit werden für Ausschnitte der Dehnungs-Zeit-Kurve Ausgleichsgeraden berechnet (vgl. Abb.32). Die hierfür verwendeten Messpunkte müssen vom Nutzer ausgewählt werden. Subjektiv beeinflusste Unterschiede bei der Punktauswahl wirken sich recht empfindlich auf die Zeitdifferenz Δt aus, die neben der fixen DMS-Länge für die Geschwindigkeitsberechnung verwendet wird. Einen so starken subjektiven Einfluss gibt es bei der Thermokamerabildauswertung nicht.

In vielen Fällen stoppen die am Übergang zum Probenkopf startenden PLC-Bänder in Probenmitte. Nach einer mehr oder weniger langen Unterbrechung wird die Bandpropagation ausgehend von der Probenmitte in Richtung des zweiten Probenkopfes fortgesetzt. Bei der Thermokameraauswertung können beide Bänder getrennt und mit unterschiedlichen Geschwindigkeiten identifiziert werden. Bei der DMS-Auswertung ist eine solche Trennung häufig nicht möglich und man erhält eine Geschwindigkeit, die unter dem Mittel der beiden Thermokamerageschwindigkeiten liegt. Dies ist einer der Gründe, warum die Bandgeschwindigkeit bei der DMS-basierten Messung systematisch geringer als bei der Thermokameramessung ist (Tab.9).

Tab.9: Vergleich der mittleren Geschwindigkeit der ersten Bänder ausgewählter Proben bei einer DMS-basierten Messung (v_{DMS}) und einer Messung auf Basis der Thermokamerabilder (v_{Th})

Probe	$d\epsilon/dt_{global}$ [%/s]	v_{Th} [$\mu\text{m/s}$]	v_{DMS} [$\mu\text{m/s}$]	Probe	$d\epsilon/dt_{global}$ [%/s]	v_{Th} [$\mu\text{m/s}$]	v_{DMS} [$\mu\text{m/s}$]
19	0,009	680	438	8	0,446	9 835	8 590
10	0,024	1 323	1 224	13	1,007	20 372	12 319
9	0,147	4 480	4 402	14	2.281	46 001	17 926
7	0,266	7 864	7 354	-	-	-	-

Bei der mittleren Dehnrage ist die Übereinstimmung am besten. Die große Differenz bei der geringsten Dehnrage ist darauf zurückzuführen, dass bei der DMS-Messung über bis zu vier Bänder und die dazwischen liegenden Ausbreitungspausen gemittelt wird. Die extremen Unterschiede bei den großen Dehnraten (Probe 13 und 14) sind durch die begrenzte Zeitauf-lösung bei der DMS-Messung bedingt.

5 Diskussion der Ergebnisse und Ausblick

5.1 Bandbildung

Ort der Bandbildung

In der Anfangsphase der Verformung werden die PLC-Bänder stets an einem Übergang zum Probenkopf initiiert. In späteren Verformungsphasen entstehen die Bänder sowohl am Übergang zum Probenkopf als auch im Probensteg (Abb.63, Abb.67, Abb.68).

Beide Ergebnisse lassen sich interpretieren, wenn man davon ausgeht, dass Dehnungs- bzw. Spannungsgradienten für die Bandinitiierung verantwortlich sind. In der Anfangsphase der Verformung liegen solche Gradienten nur am Übergang zwischen Probensteg und Probenkopf vor. Mit zunehmender Verformung entstehen im gesamten parallelen Probensteg körperfeste Scherbänder, die mit makroskopischen Dehnungsgradienten verbunden sind. Diese führen dann ebenfalls zur Bandinitiierung.

Dieser Tatbestand konnte zwar im Rahmen dieser Arbeit nicht durch einen Vergleich zwischen den REM-basiert gemessenen, ortsfesten Scherbändern und den mittels Thermokamera ermittelten Ort der Bandinitiierung nachgewiesen werden. In der Verformungsphase der Probeneinschnürung zeigte sich anhand der Thermokamerabilder jedoch eindeutig, dass die Bänder nahezu ausschließlich am Rand solcher Zonen erhöhter Dehnung initiiert werden.

Lastabfall bei Bandbildung

- Am Anfang der Verformung findet die Bandbildung in einer Phase allgemeinen Lastanstiegs statt, der durch geringe, nicht vom Signalrauschen zu unterscheidende Lastoszillationen überlagert ist. Ein durch die Bandinitiierung verursachter kurzzeitiger Lastabfall war deshalb nicht im Lastsignal identifizierbar. Für zukünftige Experimente wäre deshalb eine Kraftmessung mit einem besseren Signal-Rausch-Verhältnis empfehlenswert.
- Erst nachdem mehrere Bänder am Übergang zum Probenkopf entstanden sind, wird die Bandinitiierung dort von einem signifikanten Lastabfall eingeleitet. Die Höhe des Lastabfalls steigert sich im Verlauf der weiteren Verformung.
- Bei stärkerer Verformung wurde eindeutig die Initiierung von Bändern in einer Phase des Lastanstiegs beobachtet. Diese Form der Bandbildung ist zunächst gekennzeichnet durch einen ortsfesten lokalen Temperaturanstieg, von dem anzunehmen ist, dass er von einem Dehnungsanstieg verursacht ist. Bis zum Erreichen des Spannungsmaximums nehmen Breite und Intensität der Temperatur- bzw. Dehnungskonzentration zu. Der Schwerpunkt verschiebt sich jedoch nicht. Nach Überschreiten des Lastmaximums setzt an beiden Rändern der Dehnungskonzentration eine Bandproagation in entgegengesetzter Richtung ein.

Initiierung weiterer Bänder

- Bei Annäherung des gerade propagierenden Bandes an den Übergang zum Probenkopf wird häufig die Bildung eines zweiten Bandes beobachtet. Es entsteht hinter dem ersten Band und hat die gleiche Propagationsrichtung wie das erste.

- Im Probensteg kann vor dem propagierenden Band ein zweites Band gleicher Propagationsrichtung entstehen. Nach einer Phase paralleler Propagation verschwindet das erste Band. Das zweite Band läuft weiter bis zum Probenkopf. Seine mittlere Geschwindigkeit ist in den meisten Fällen geringer als die des ersten Bandes. Die Initiierung des zweiten Bandes ist meist nicht mit einem Lastabfall verbunden. Das trifft auch dann zu, wenn am Beginn des ersten Bands (am Übergang zu einem Probenkopf) ein Lastabfall stand.

Dehnungssprung der PLC-Bänder

Neben der Geschwindigkeit und der Breite werden die PLC-Bänder durch ihren Dehnungssprung charakterisiert. In dieser Arbeit wurde der Dehnungssprung mittels Dehnungsmessstreifen ermittelt. Die Ergebnisse lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- In Übereinstimmung mit den Ergebnissen von Ziegenbein wurde festgestellt, dass der Dehnungssprung im Verlauf der Verformung zunimmt (Abb.87).
- Der Dehnungssprung ist bei der hier untersuchten AA5754 -Legierung in geringerem Maße von der Dehnrate abhängig als bei der Legierung CuAl (nach Messungen von Ziegenbein in einem Bereich geringerer Dehnrate).
- Die Dehnungssprungmessung mittels DMS ist nicht immer zuverlässig. Denn sie setzt voraus, dass die entsprechenden Bänder vollständig den Dehnungsmessstreifen passieren. Dies ist nicht immer der Fall und hat zur Folge, dass ein zu kleiner Wert ermittelt wird (Abb.88). Bei den von Ziegenbein durchgeführten Extensometermessungen tritt das gleiche Problem auf, wenn ein Band den Bereich zwischen zwei benachbarten Streifen nicht vollständig durchläuft ([35]).

5.2 Bandausbreitung

Bandgeschwindigkeit im Verlaufe eines Experiments

- Die Geschwindigkeit der einzelnen, im Verlauf eines Experiments auftretenden Bänder ist nicht konstant. Vorwiegend wurde als Funktion der Zeit eine fallende Geschwindigkeit festgestellt. Es gab aber auch einen Geschwindigkeitsanstieg und ein periodisches Verhalten (Abb.69, Abb.70).
- Die Einzelbandgeschwindigkeit wechselt periodisch, wenn in der Bandlebenszeit mehrere Lastabfälle auftreten. Es muss also bei einem Lastabfall kein neues Band initiiert werden. Möglich ist auch die wiederholte Aktivierung eines gerade gestoppten Bandes oder die Beschleunigung eines Bandes, dessen Geschwindigkeit sich zuvor verringert hatte.
- In einem Intervall der Dehnrate von 0,024 bis 2,3 %/s wurde eine Abnahme der mittleren Geschwindigkeit der Bänder im Verlaufe der Verformung beobachtet. Dies gilt sowohl für die Geschwindigkeitsmessung auf Basis der Thermokamerabilder als auch für die mittels Dehnungsmessstreifen.

Bandgeschwindigkeit bei Variation der Dehnrage

Der Zusammenhang zwischen Bandgeschwindigkeit und Dehnrage ist nicht linear und lässt sich durch eine Potenzfunktion beschreiben (Abb.75). Bei entsprechenden Untersuchungen von Ziegenbein ist diese Nichtlinearität nicht erkennbar, weil er einen kleineren Dehnragebereich untersucht hat.

Es wurde bisher allerdings kein Modell vorgeschlagen, das einen potenzartigen Zusammenhang physikalisch begründet.

Das von Ziegenbein und Hähner abgeleitete Gleichungssystem für die Parameter Bandbreite, Bandgeschwindigkeit und Abzugsgeschwindigkeit, bei dem die PLC-Bänder des Typs A als solitäre plastische Wellen aufgefasst werden, beschreibt den in dieser Arbeit gemessenen Zusammenhang zwischen Bandgeschwindigkeit und Dehnrage nicht richtig.

5.3 Klassifizierung der Bänder nach Typen

In der Literatur spielt die Einteilung der PLC-Bänder in die Typen A, B und C eine große Rolle. In Anbetracht der Tatsache, dass in dieser Arbeit ein neues Untersuchungsverfahren – die Analyse mittels Thermokamera – zum Einsatz kam, erscheint es sinnvoll, die bisher vorgenommene Einteilung einer Bewertung zu unterziehen.

PLC-Instabilität vom Typ A:

Das für Bänder des Typs A genannte Erscheinungsbild - glatte Spannungs-Dehnungskurven mit großen Abständen zwischen den Spannungsabfällen und kontinuierlich entlang der Probe propagierenden Verformungsbändern konnte in dieser Arbeit eindeutig identifiziert werden. Die als Merkmal der TypA-Bänder genannten Lastzacken im Moment der Bandentstehung wurden in dieser Arbeit ebenfalls beobachtet. Sie sind in der Anfangsphase der Verformung, wenn die ersten Bänder auftreten, allerdings so gering, dass sie nur bei einer empfindlichen Kraftmessung nachweisbar sind. Die Bandpropagation ist überwiegend der Phase zuzuordnen, in der die Spannung nach dem Lastabfall wieder ansteigt.

Die mit diesem Erscheinungsbild identifizierten Bänder sind aber nicht unbedingt durch eine konstante Geschwindigkeit gekennzeichnet, einem Merkmal das ebenfalls den Bändern vom Typ A zugeordnet wird. Auch propagieren die Bänder nicht unbedingt von einem Probenende zum anderen. Vielfach wurde die Initiierung eines zweiten Bandes beobachtet, wenn das zuerst vorhandene Band die Probenmitte erreicht. Die beiden Bänder koexistieren für eine gewisse Zeit oder treten in einem gewissen zeitlichen Abstand zueinander auf. In jedem Fall besteht eine Wechselwirkung zwischen den beiden Bändern.

Die von Ziegenbein gemachte Beobachtung, dass PLC-Typ-A-Bänder bei der Legierung CuAl nur im Bereich des stationären Dehnungssprungs auftreten, lässt sich nach den Beobachtungen der vorliegenden Arbeit nicht verallgemeinern. Für den Werkstoff AA5754 wurden diese Bänder auch in der Phase des Dehnungssprungs festgestellt.

Der Autor ist des Weiteren der Auffassung, dass PLC-Type-A-Bänder bei der Legierung AA5754 unter Raumtemperatur nur bei Dehnrage $>0,5 \text{ %/s}$ zu beobachten sind. ([35] S.35). In der vorliegenden Arbeit wurden PLC-TypA-Bänder aber auch bei einer um eine Größenordnung geringeren Dehnrage unter Raumtemperatur beobachtet.

PLC-Instabilität vom Typ-B:

Bei Spannungs-Dehnungs-Kurven mit dem für Typ-B-Bänder typischen sägezahnartigen Verlauf mit starken Lastabfällen – sie wurden bei mittleren und geringer Dehnraten und einer Dehnung ($>1\%$) beobachtet – sind die Bänder durch kurze Laufwege und einen geringen zeitlichen Abstand gekennzeichnet. Dies entspricht dem in der Literatur beschriebenen Erscheinungsbild von Bändern des Typs B.

Bei der geringsten Dehnraten, die in dieser Arbeit zur Anwendung kam, findet die Bandpropagation ausschließlich in der Phase des Lastabfalls statt. Dies bestätigt die Annahme verschiedener Autoren [37], wonach das Ausbreitungsverhalten dieser Bänder von der Spannungsrelaxation beeinflusst wird, die durch die Bandbildung bedingt ist. Das Band stoppt sich durch eine selbstverursachte Entlastung. Die Bandpropagation entlang der Probe teilt sich in eine Abfolge von Einzelpropagationen auf. Der zeitliche Abstand zwischen den Propagationen ist größer als die Dauer der Propagationen (des Lastabfalls). In Übereinstimmung mit den Beobachtungen in der Literatur und der von Schwarz [56] gegebenen Erklärung (an der Position, an der die Propagation des vorangehenden Bands endete, sind die Versetzungen am wenigsten gealtert) wurde festgestellt, dass das neue Band in der Nachbarschaft des vorangegangenen Bands entsteht.

Dieses für sehr geringe Dehnraten beobachtete typische Band-B-Verhalten verändert sich graduell, wenn die Dehnraten erhöht wird. Bei Zunahme der Dehnraten verringert sich die Höhe des Lastabfalls, was schließlich dazu führt, dass im Lastminimum kein Bandstop mehr eintritt. Die Bandpropagation setzt sich, durch den Lastanstieg scheinbar angetrieben weiter fort. Zwischen den beiden Grenzfällen – Bandpropagation ausschließlich in der Phase des Lastabfalls (B) und Bandpropagation hoher Geschwindigkeit sowohl in der Phase des Lastabfalls als auch in der anschließenden Lastanstiegsphase (A) – scheint es kontinuierliche Zwischenstufen zu geben, in denen die Bandgeschwindigkeit in der Nähe des Lastminimums mehr oder weniger stark abfällt. Beispiele für derartige Zwischenstufen sind in Abb.69 und Abb.70 dargestellt. Im Fall von Probe 5 (Abb.69), bei der die Abzugsgeschwindigkeit kleiner war, unterbricht das Band seine Propagation im Bereich des Lastminimums sogar kurzzeitig, um sie in der anschließenden Lastanstiegsphase fortzusetzen. Bei der etwas schneller verformten Probe 6 (Abb.70) liegt das Geschwindigkeitsminimum zunächst bei etwa 1 mm/s , fällt aber im Verlauf der weiteren Verformung bis auf einen Wert nahe Null ab.

In diesem Zusammenhang soll noch einmal auf das für Bänder des Typs A genannte Merkmal der „kontinuierliche Bandausbreitung“ eingegangen werden. Legt dieses Merkmal für die Charakterisierung des Bandverhaltens von Probe 5 zugrunde, wäre es dem Typ B zuzuordnen, da es eine, wenn auch nur sehr kurze Unterbrechung der Propagation gegeben hat. Dagegen ist das Bandverhalten der Probe 6 dem Typ A zuzurechnen, da die Bandgeschwindigkeit zwar nahe Null war, Null aber nicht ganz erreicht hat. Trotz dieser unterschiedlichen Typisierung liegt das für Probe 5 und 6 dargestellte Bandverhalten sehr nahe beieinander. Viel gravierender ist der Unterschied zwischen dem Verhalten von Probe 6 und Probe 19, die beide dem Typ B zuzuordnen wären. Bei Probe 19 wird die Bandausbreitung für eine Zeitdauer unterbrochen, die viel größer ist als die Bandausbreitungsphase. Die Bandausbreitung setzt erst am Ende des Lastanstiegs erneut ein.

Eine alternative Definition von Bändern des Typs B wird von Tong gegeben. Derzufolge ist ein Band vom Typ B ein ruhendes Band, das sich in der Phase eines Spannungsabfalls bildet. Wenn im Verlauf oder am Ende des Spannungsabfalls eine Bandpropagation einsetzt, sieht er darin die Bildung eines neuen Bands vom Typ A. Das Typ-A-Band geht es dem zuvor entstandenen Typ-B-Band hervor. Insofern geht Tong von einer Wechselwirkung der beiden Bänder aus.

PLC-Instabilität vom Typ - C:

Bänder mit den in der Literatur genannten Merkmalen des Typs C konnten in dieser Arbeit nicht eindeutig identifiziert werden. Dennoch sollen deren Merkmale einer kurzen Bewertung unterzogen werden.

Ein aus der Spannungs-Dehnungs-Kurve abgeleitetes Merkmal besagt, dass die PLC-Bänder des Typs C ausschließlich einen Spannungsabfall unterhalb des allgemeinen Spannungsniveaus bewirken. Eine Anwendung dieses Merkmals setzt allerdings voraus, dass das allgemeine Spannungsniveau eindeutig definierbar ist. Den Messbeispielen aus der Literatur ist zu entnehmen, dass sich das allgemeine Spannungsniveau aus dem glatten Verlauf der Spannungskurve vor und nach dem Auftreten eines solchen Bandes ergibt. In dieser Arbeit wurden derartige glatte Bereiche der Spannungs-Dehnungs-Kurve nicht festgestellt.

Laut Literatur seien die Bänder des Typs C auch dadurch gekennzeichnet, dass sie nicht oder nur sehr kurze Weg propagieren. Ein solches Merkmal trifft auch auf die Bänder des Typs B zu und reicht somit nicht allein zur Identifizierung von Typ-C-Bändern aus.

Ein weiteres Merkmal besagt, dass diese Bänder räumlich entlang der ganzen Probe statistisch verteilt auftreten. In diesem Zusammenhang ist die Frage zu diskutieren, wodurch der Ort der Bandinitiierung festgelegt wird. Die in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen kommen diesbezüglich zum folgenden Ergebnis:

- Am Beginn der Verformung liegt der Ort der Bandbildung nahezu ausschließlich an den Übergängen vom Probensteg zum Probenkopf, ist also determiniert und nicht statistisch verteilt. Dies gilt für den gesamten hier untersuchten Dehnratenbereich.
- Wenn die Bänder bei stärkerer Verformung zunehmend im Bereich des Probenstegs initiiert werden, erscheint dies nicht zufällig zu geschehen. In den meisten Fällen befand sich der Ort der Bandbildung an oder nahe einem Ort, an dem kurz zuvor die Propagation eines vorangehenden Bandes endete. Dies deutet darauf hin, dass das Band zuvor eine Verformungs- bzw. Versetzungsstruktur hinterlassen hat, die die Bandneubildung begünstigt.
- Mit zunehmender Verformung ist diese Verformungs- und Versetzungsstruktur durch immer mehr Bänder geprägt, da immer mehr Bänder über die Probe laufen. In Folge dessen geht der starke Bezug des neu entstehenden Bands zum letzten Band zunehmend verloren. Dadurch könnte der Eindruck der statistisch verteilten Bandneubildung bei Bändern des Typs C entstanden sein. In Wirklichkeit ist die Bandneubildung durch eine komplexe gewordene Verformungs- und Versetzungsstruktur determiniert, die zum gegenwärtigen Zeitpunkt noch nicht aufgeklärt ist.

Fazit

Im Ergebnis der in dieser Arbeit festgestellten Befunde erscheint eine Einteilung der PLC-Bänder in drei Typen als recht willkürlich. Sie wird der Tatsache nicht gerecht, dass die Übergänge fließend sind und durch die schrittweise Änderung mehrerer Einflussgrößen bestimmt wird.

5.4 Ortsfeste Scherbänder, PLC-Bandinitiierung und –ausbreitung

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden an Proben, die PLC-Effekt zeigen, auch die ortsfesten Scherbänder ausführlich analysiert (Abschnitt 3.1-4.2). Bei diesen Untersuchungen wurden allerdings keine unmittelbaren Hinweise auf das Vorhandensein von PLC-Bändern festgestellt, obwohl diese nachweislich aufgetreten sind. Somit war es nicht möglich, die Wechselwirkungen zwischen den PLC-Bändern und der ortsfesten Scherbandstruktur zu bewerten. Dennoch gibt es Hinweise dafür, dass diese Wechselwirkung tatsächlich existiert:

Die Verlagerung des Orts der Bandbildung im Verlauf der Verformung (ausschließlich am Übergang zum Probenkopf am Anfang der Verformung, später auch im Probensteg, vgl. Abschnitt 5.1) kann interpretiert werden, wenn man generell Dehnungs- bzw. Spannungsgradienten für die Bandinitiierung verantwortlich macht. Die zunehmende Verformung ist dadurch gekennzeichnet, dass im parallelen Probensteg körperfeste Scherbänder mit einem stetig anwachsenden Dehnungsgradienten entstehen. Somit ist davon auszugehen, dass dieser ortsfesten Scherbänder in zunehmenden Maße die Auslöser der Bänder sind. Besonders deutlich wird dieser Zusammenhang in dem Verformungsstadium, in dem bereits eine Probeneinschnürung erkennbar ist. Die Thermobildserien zeigen in diesem Stadium sehr klar, dass die Bänder fast ausschließlich am Rand dieses Einschnürbereiches entstehen und kaum noch am Probenende.

Einen weiteren Hinweis für die These eines engen Zusammenhangs zwischen den PLC-Bändern und der ortsfesten Scherbandstruktur lieferte die Untersuchung der Probe mit zentraler Bohrung. Bei dieser Probe war bereits am Anfang der Verformung eine ausgeprägte Scherbandstruktur im Bereich der Bohrung entstanden, an der sich die Wechselwirkung gut beobachten lässt (Abb.79). Bei Annäherung des propagierenden PLC-Bands an die ortsfeste Scherbandstruktur ändern die PLC-Bänder stetig ihre Orientierung, um dem Verlauf der ortsfesten Scherbandstruktur stets optimal anpasst zu sein. Es entsteht der Eindruck, als würde das PLC-Band die ortsfeste Scherbandstruktur dafür verwenden, den entsprechenden Probenbereich mit minimalem Energieaufwand zu durchlaufen. Der daraus resultierende Zwang zur Anpassung erklärt die deutlich sichtbaren Orientierungsänderungen.

Des Weiteren ist feststellbar, dass die PLC-Bänder in dieser Wechselwirkungsphase besonders intensiv sind. Dies lässt vermuten, dass der mit der PLC-Bandausbreitung verbundene Dehnungssprung größer als außerhalb des Wechselwirkungsbereichs ist. Eine solche Interpretation würde auch erklären, warum die Dehnung im Bereich der ortsfesten Scherbänder schneller anwächst als außerhalb dieses Bereichs. Ein solches Verhalten wurde bei REM-basierten, statischen Dehnungsfeldmessung stets beobachtet.

Da sowohl geometrisch als auch verformungsbedingte Spannungs- und Dehnungsgradienten für die Initiierung der PLC-Bänder verantwortlich sind, besteht eine Möglichkeit der Unterdrückung der PLC-Bänder darin, diese Spannungs- und Dehnungsspitzen weitgehend zu umgehen. Dies kann durch eine geeignete Bauteilkonstruktion (Geometrie) oder Werkstoffentwicklung geschehen. Werkstoffseitig sollte ein Ziel darin bestehen, neben dem Ausschluss einer negativen Dehnratenempfindlichkeit eine möglichst gleichmäßige Verteilung der Verformung auf das Volumen des belasteten Werkstoffs zu erreichen und eine ausgeprägte Konzentration auf wenige, intensive Scherbänder zu vermeiden.

Für eine mehr aussagekräftige Analyse der Wechselwirkung zwischen der ortsfesten Scherbandstruktur und den propagierenden PLC-Bändern ist eine verbesserte Analysetechnik erforderlich. Wünschenswert wäre eine dynamische Dehnungsfeldmessung auf Basis von Bildern, die parallel zu den Thermokamerabildern mit einer Hochgeschwindigkeitskamera aufgezeichnet werden.

6 Zusammenfassung

In dieser Arbeit wird das durch PLC- und Scherbandbildung inhomogene Verformungsverhalten der Matrixlegierungen AA5754 und Al6061 mit und ohne eingelagerte Al₂O₃-Partikel untersucht. Die Untersuchungen haben das Ziel, zu einem vertieften Verständnis dieser noch nicht vollständig verstandenen physikalischen Prozesse und ihrer Wechselwirkungen beizutragen.

Um die PLC- und Scherbandbildung empfindlich und lateral hoch aufgelöst zu analysieren, werden zwei neuartige Messverfahren eingesetzt. Eine auf rasterelektronenmikroskopischen Bildern basierende Verformungsmessung liefert Dehnungsfelder des Untersuchungsgebiets mit einer hohen Ortsauflösung. Die Dehnungsfelder stellen ein unmittelbares Abbild der vorliegenden Verformungsinhomogenitäten dar. Da sie im Rahmen einer statischen Messung entstehen, die eine Unterbrechung des Probenvorschubs erfordert, enthalten sie allerdings nur Informationen über bleibende Verformungsinhomogenitäten.

Daneben werden Messungen mit einer schnellen Thermokamera durchgeführt. Sie liefern transiente Temperaturverteilungen, die durch Wärmefreisetzung an den von den propagierenden PLC-Bändern berührten Orten verursacht werden und gemeinsam mit den Bändern über die Probe wandern. Die Verformungskonzentrationen werden auf diese Weise zwar nur mittelbar, dafür aber dynamisch und flächenhaft erfasst. Die Auswertung der Thermokamerabilder liefert darüber hinaus den Geschwindigkeits-Zeit-Verlauf einzelner Bänder, der mittleren Geschwindigkeit dieser Bänder als Funktion der Probenverlängerung bzw. -dehnung und als Funktion der Dehnrates. Die Dehnrates wurde dazu um mehr als zwei Größenordnungen variiert. Alle Messungen finden bei Raumtemperatur statt.

Parallel zu den Thermokameraexperimenten wurde die lokale Dehnung mit einem in Probenmitte applizierten Dehnungsmessstreifen aufgezeichnet. Die Auswertung des Dehnungs-Zeit-Verlaufs liefert den im Bereich eines PLC-Bands auftretenden Dehnungssprung und einen zweiten Wert der Bandgeschwindigkeit.

Bei den REM-basierten, statischen Dehnungsfeldmessungen hoher Ortsauflösung wurde sichtbar, dass die Initiierung und Propagation der PLC-Bänder von der Herausbildung einer nahezu ortsfesten Scherbandstruktur begleitet ist. Die Initiierung und Ausbreitung der PLC-Bänder findet somit in einem inhomogen verformten Medium statt. Ausgehend von der allgemein anerkannten Auffassung, dass die PLC-Bandinitiierung vorrangig im Bereich von Dehnungs- und Spannungsgradienten stattfindet, ist davon auszugehen, dass die mit anwachsender Verformung immer stärker ausgeprägte Scherbandstruktur zunehmend die PLC-Bänder beeinflusst. Bei der Untersuchung der partikelverstärkten Metallmatrix-Verbundwerkstoffe zeigte sich, dass die Scherbandstruktur der reinen Matrixlegierung durch freizeilig einsetzende Schädigungsprozesse modifiziert wird. Durch Partikelbruch und die Trennung zwischen Partikel und Matrix werden zusätzliche lokale Scherbänder ausgelöst. Bei der Beurteilung der Frage, welcher Einfluss die eingelagerten keramischen Partikel auf die PLC-Bänder ausüben, hat man mindestens zwei Aspekte zu berücksichtigen - eine zusätzliche Behinderung der Versetzungs- und Bandbewegung und eine Begünstigung der PLC-Bandbildung durch zusätzliche Dehnungsgradienten.

Die Analyse des Ausbreitungsverhaltens einzelner Bänder mittels Thermokamera konzentrierte sich auf den Ort der Bandentstehung als Funktion von Dehnung und Dehnrates, den im Moment der Bandentstehung auftretenden Lastabfall, die Initiierung von Zweitbändern und das Geschwindigkeits-Zeit-Verhalten. Die PLC-Bänder waren bei allen untersuchten Proben bereits deutlich unter einer Dehnung von 3 % nachweisbar. Die frühe

Bandbildung ist allerdings mit einem so geringen Lastabfall verbunden, dass sie nur bei einer sehr empfindlichen Kraftmessung anhand von Lastabfällen identifizierbar sind. Im Unterschied dazu sind die ersten Bänder anhand der Thermokamerabilder und der mittels DMS aufgezeichneten Dehnungs-Zeit-Kurve bereits gut erkennbar. Die ersten Bänder entstehen stets am Übergang zum Probenkopf. Bei höherer Verformung entstehen die Bänder unter dem Einfluss der sich immer stärker ausbildenden Scherbandstruktur auch im Probensteg. Die Geschwindigkeiten einzelner Bänder schwankt vielfach ohne erkennbaren Grund während in anderen Fällen eine Korrelation mit den Spannungsschwankungen nachweisbar ist. Wahrscheinlich ist diese Korrelation auf einen bestimmten Bereich der Dehnrates beschränkt, in dem der Lastabfall zu einer signifikanten Verringerung der Bandgeschwindigkeit führt.

Die mittlere Geschwindigkeit der einzelnen Bänder der mit konstanter Abzugsgeschwindigkeit belasteten Proben nimmt zunächst stetig ab und läuft dann in einen stationären Bereich hinein. Eine Abweichung von diesem Verhalten wurde nur bei einer sehr geringen Dehnrates (0,01 %/s) beobachtet.

Die mittlere Geschwindigkeit der ersten Bänder der Proben wächst mit der Abzugsgeschwindigkeit bzw. mit der globalen (externen) Dehnrates an. Dieser nichtlineare Zusammenhang wird durch ein Potenzgesetz mit einem Exponenten < 1 (0,72) richtig beschrieben. Die Messwerte lassen sich aber nicht an einen nichtlinearen Zusammenhang zwischen Bandgeschwindigkeit und Abzugsgeschwindigkeit anfügen, der sich aus einem von Ziegenbein und Hähner abgeleiteten Gleichungssystem ergibt.

Im Ergebnis der in dieser Arbeit festgestellten Befunde erscheint eine Einteilung der PLC-Bänder in drei Typen als recht willkürlich. Sie wird der Tatsache nicht gerecht, dass die Übergänge fließend sind und durch die schrittweise Änderung mehrerer Einflussgrößen bestimmt wird.

Experimental study of inhomogeneous deformation at shear- and PLC-band formation

Dipl.-Ing. Aleksandar Ognjenovic

Subject of this work is the inhomogeneity of deformation in the metal-matrix composites (MMC) Al6061 / Al₂O₃ and in the Al alloys 6061 and AA5754 as well. The first aim of the study is to explore the influence of morphology and arrangement of brittle particles (particle volume fraction $\geq 10\%$) on the initiation of shear bands at the length scales between 50 μm and 1 mm and the relation between this localised deformation and the initiation of damage. The second part of the study concerns the localised deformation in PLC-bands and the propagation of these bands (particle volume fraction $< 10\%$).

The investigations were carried out with a SEM-based strain field measurement method and with a high speed infrared camera system. The first method is based on the comparison of pairs of SEM images taken from surface areas at different stages of deformation of tensile specimens. For taking these images the tensile loading has to be interrupted. Due to the high lateral resolution (about 3 μm) this method is well suited to analyse the development of fixed (non-moving) shear bands that are initiated in MMCs and in alloys like Al6061 and AA5754. The shear bands are declined by about 45° to the tensile loading direction. The experimental results were used as input data for FE simulations carried out by other authors. Therefore, it was possible to compare the results of experiment and simulation. The SEM-based strain field measurement method was inappropriate to detect the moving PLC bands that are initiated in the Al alloy AA5754. The results, however, show that propagating bands lead to higher local strain concentrations on some definite sites.

In order to study the propagation behaviour of the PLC bands the infrared camera was used. With full frame rates up to 885 Hz thermal pictures could be recorded during the tensile loading experiments. The PLC bands become visible in the thermal pictures when the plastic strain rate within the band areas is high. A high plastic strain rate is leading to an increased energy dissipation and a higher local temperature. The experiments were carried on tensile specimens deformed at various external strain rates. The initiation of the first PLC band detected by infrared camera is associated with small stress drop at low strain rate. No stress drops were found at high strain rate. The band analyses focussed on the band detectibility and the band formation sites depending on strain and strain rate, on the stress drop at the moment of band formation and on the band velocity.

The velocity of single bands determined on base of the band position in the thermal pictures has proved be to depending on time. Mostly, this velocity is decreasing. In some cases the velocity oscillates with a certain phase shift relative to the oscillating stress signal. The average velocity of the bands that are initiated during an experiment is decreasing, too. Finally, a power law was found between the average velocity of the first bands of an experiment and the applied strain rate.

The infrared camera does not allow to determinate the width and the inherent local strain of PLC bands and the strain rate. To get the inherent local strain and the strain rate, a strain gauge was used. The inherent local strain increases up to 3% strain. The number of PLC bands in this strain interval is decreasing with strain rate. In this evaluation was assumed that the bands are propagating through the strain gauge region continuously.

7 Literatur

- [1] D. Thevenet, M. Miha-Touati, A. Zeghloul, The effect of precipitation on the Portevin-Le Chatelier effect in Al-Zn-Mg-Cu alloy, *Mat. Sci and Eng. A266* (1999), 175-182
- [2] H.-A. Crostack, G. Fischer, Dehnungsanalyse im Mikrobereich mittels REM-basiertem Objektgitterverfahren, *DVM Werkstoffprüfung*, (1997), 159-165
- [3] H.-A. Crostack, G. Fischer, E. Soppa, S. Schmauder, Y.-L. Liu Localization of strain in metal-matrix composites ICCE76, Sixth Annual International Conference on Composites Engineering, June 27-July 3, 1999, Orlando, Florida, p.223-224
- [4] H.-A. Crostack, G. Fischer, H.-D. Steffens und L. Reisch, Messung der Dehnungsverteilung im Mikrobereich von Metallmatrix-Verbundwerkstoffen, *Beitr. Elektronenmikroskop. Direktabb. u. Analyse v. Oberfläche* 29 (1996), 75-86
- [5] H.-A. Crostack, G. Fischer, 6. Vortragsveranstaltung des Arbeitskreises „Raster-elektronenmikroskopie in der Materialprüfung“, Dresden, 13.-15.04.1994, 307-312
- [6] H.-A. Crostack, G. Fischer, E. Soppa, S. Schmauder, Y.-L. Liu, Eingereichter und positiv begutachteter Beitrag für eine Sonderausgabe des „Journal of Microscopy“ anlässlich der Tagung „Microscopy of Composite Materials 5“, Oxford, April 2000, (1997) 159-165
- [7] H.-A. Crostack, G. Fischer, Fr.-W. Bach, Kolloquium im DFG-Schwerpunktprogramm „Mechanismenorientierte Lebensdauervorhersage für zyklisch beanspruchte metallische Werkstoffe“, Bremen 24.-25.02.00, 107-114
- [8] A. Nortmann, Mechanismen dynamischer Reckalterung und diffusionskontrollierter Versetzungsbewegung, Dissertation, Technische Universität Braunschweig (1998)
- [9] W. Schatt und H. Worch, Werkstoffwissenschaft, Technische Universität Dresden, 2002
- [10] Y. L. Liu, G. Fischer, In situ measurement of local strain in a metal matrix composite by the object grating technique, *Scripta Mat.* 36 (1997) 10, 1187-1194
- [11] J. Balik und P. Lukac, Portevin-LeChatelier Instabilities in Al-3Mg Conditioned by Strain Rate and Strain, *Acta Metall. Mater.* 41 (1993), 1447-1454
- [12] J. Balik, P. Lukac und L.P. Kubin, Inverse Critical Strains for Jerky Flow in Al-Mg Alloys, *Scripta Mat.* 42 (2000), 465-471
- [13] F. Chmelik, Z. Trojanova et al., The Portevin-LeChatelier Effect in Al-2.92%Mg-0.38%Mn Alloy and Linear Location of Acoustic Emission, *Mat. Sci. Eng. A*, 164 (1993), 260-265
- [14] L. Reimer und G. Pfefferkorn, *Rasterelektronenmikroskopie*, 1997
- [15] A. Nortmann und H. Neuhäuser, Investigations on the transition from jerky to viscous glide in CuAl at elevated temperatures, *Mat. Sci. Eng. (A)* 234-236 (1997), 548
- [16] A. Nortmann und H. Neuhäuser, Deformation Behaviour of Copper Based Solid Solutions at Elevated Temperatures, *Phys. Stat. Sol. (a)* 168 (1998), 87

- [17] A. Nortmann und Ch. Schwink, On the Superposition of the Effects of Dynamic Strain Ageing and a Varying Mobile Dislocation Density-Strain Rate Change Experiments on CuMn Single Crystals, *Scripta Metall. Mater.* 33 (1995), 369
- [18] B. J. Brindley und P. J. Worthington, Yield Point Phenomena in Substitutional Alloys, *Metall.Rev.*15 (1970), 101-114
- [19] K Chibab, Y. Estrin, L. P. Kubin und J. Vergnol, The Kinetics of the Portevin-Lechatelier Bands in an Al-5a% Mg Alloy, *Scripta Metall.*21 (1987), 203-208
- [20] H. Flor und H. Neuhäuser, Quantitative Analysis of Stress Relaxation in Cu-30%Zn Single Crystals, *Acta Metall.* 28 (1980), 939
- [21] Ch. Schwink, Über den Begriff Aktives Gleitvolumen und dessen Bedeutung, *Phys.Stat.Sol.*18 (1966), 557-567
- [22] Ch. Schwink und H. Neuhäuser, Über Definition und Messung der aktiven Kristalllänge-Eine Erwiderung, *Z. Metallkde.* 61 (1970), 972
- [23] Ch. Schwink und A. Nortmann, Characteristics of Dynamic Strain Ageing in Binary f. c.c Copper Alloys-I. Results on Solid Solutions of CuAl, *Acta Met. Mat.* 45 (1997), 2034-2350
- [24] P. Hähner, On the Physics of the Portevin-Lechatelier Effect Part 1: The Statistics of Dynamic Strain Aging, *Mat Sci. Engng. (A)* 207 (1997), 208-215
- [25] P. Hähner, On the Critical Conditions of the Portevin-LeChatelier Effect, *Acta Metall. Mater.* 45 (1997), 3695-3707
- [26] P. Hähner und M. Zeiser, From mesoscopic heterogeneity of slip to macroscopic fluctuations of stress and strain, *Acta Mater.* 45 (1997)
- [27] L. P. Kubin und Y. Estrin, Local strain hardening and nonuniformity of plastic deformation, *Acta Metall.* 33 (1986), 397
- [28] L. P. Kubin und Y. Estrin, Local strain hardening and nonuniformity of plastic deformation, *Acta Metall. Mater.* 38 (1990), 697
- [29] L. P. Kubin und Y. Estrin, The Critical Conditions for Jerky Flow, *Phys. Stat. Sol (b)* 172 (1992), 173
- [30] L. P. Kubin und Y. Estrin und C. Perrier, On static strain ageing. Statische Reckalterung, *Acta Metall.Mater.* 40 (1992), 1037
- [31] P. G. McCormick, The Portevin LeChatelier Effect in an Al-Mg-Si Alloy, *Acta Metall.* 19 (1971), 463-471
- [32] P. G. McCormick, A Model for the Portevin-LeChatelier Effect in Substitutional Alloys, *Acta Metall.* 20 (1972), 351-354
- [33] P. G. McCormick, Dynamic Strain Ageing, *Trans. Indian Inst. Met.* .39 (1986), 98
- [34] P. G. McCormick, Theory of Flow Localization due to Dynamic Strain Ageing, *Acta Metall.* 36 (1988), 3061-3067
- [35] A. Ziegenbein, Laserextensometrische Untersuchung des PLC-Effekts an einer CuAl-Legierung, Dissertation, Technische Universität Braunschweig, 2000
- [36] M.Zeiser und P.Hähner, Oscillatory Models of Plastic Deformation: Theoretical Concepts, *Phys.stat.sol. (b)* 199 (1997), 267

- [37] F. Springer, Ch. Schwink, Quantitative Investigations on Dynamic Strain Ageing in Polycrystalline CuMn Alloys, *Scripta Metall. Mater.* 25 (1991), 2739-2744
- [38] F. Springer, Ch. Schwink, On a Method to Determine Directly the Waiting Time of Arrested Dislocations and the Elementary Strain in Dynamic Strain Ageing, *Scripta Metall. Mater.* 32 (1995), 1771-1776
- [39] F. Springer und Ch. Schwink, A Study of Basic Processes Characterizing Dynamic Strain Ageing, *Phys.stat.sol A* (1998), 63-81
- [40] A. H. Cottrell, A Note on the Portevin-Lechatelier Effect, *Phil. Mag.* 44 (1953), 829-832
- [41] H. Suzuki, *Sci. Rep. Inst. Tohoku Univ.(A)* 4 (1952), 455
- [42] J. Weertman, *J. Appl. Phys.* 26 (1995), 1213
- [43] Winter E., The Geometry and Formation of Faulted Dipoles in Cu-Al Alloys, *Acta Metall.*, 26 (1997), 941-949
- [44] A. Van den Beukel, Theory of the Effect of Dynamic Strain Ageing on Mechanical Properties, *Phys. Stat. Sol. (a)* 30 (1975), 197-206
- [45] A. Van den Beukel, On the Mechanism of Serrated Yielding and dynamic Strain Ageing, *Acta Metall.* 28 (1980), 965-969
- [46] A. Van den Beukel und U. F. Kocks, The Strain Dependence of Static and Dynamic Strain Ageing, *Acta Metall.* 30 (1982), 1027-1034
- [47] A. Kalk und Ch. Schwink, On Sequences of Alternate Stable and Unstable Regions along Tensile Deformation Curves, *Phys. Stat. Sol (b)* 172 (1992), 133-144
- [48] A. Kalk und Ch. Schwink, On Dynamic Strain Ageing and the Boundaries of Stable Plastic Deformation Studied on Cu-Mn Polycrystals, *Phil. Mag. (A)* 72 (1995), 315-339
- [49] A. Kalk, A. Nortman und Ch. Schwink, On Dynamic Strain Ageing and Boundaries of Stable Plastic Deformation Studied on Cu-Mn Single Crystals, *Phil. Mag. (A)* 72 (1995), 1239-1259
- [50] U. F. Kocks, On dynamic and static strain ageing in substitutional and interstitial alloys, *Scripta Metall.*, 81 (1980),
- [51] U. F. Kocks, In *Strength of Metals and Alloys (ICSMA 5)*, P. Haasen, V. Gerold und G. Kostorz (Hrsg.), S.1661, Pergamon Press, Toronto (1980)
- [52] R. A. Mulford und U. F. Kocks, The effect of solute on the obstacle profiles for dislocation intersection and solution strengthening in Ni alloys, *Acta Metall.* 27 (1979), 1125
- [53] J. Schlipf, On the kinetics of Static and Dynamic Strain Ageing, *Scripta Metall. Mater.* 31 (1994), 909-914
- [54] G. Scheck., *Thermodynamics und Thermal Activation of Dislocations*, in F.R.N. Nabarro, Herausgeber, *Dislocations in Solids*, Band 3, Kapitel 10, North Holland Physics Publishing, Amsterdam, Oxford, New York, Tokyo 1980

- [55] T. Tabata, H. Fujita, Y. Nakajama, Behaviour of Dislocations in Al-Mg Single Crystals Observed by High Voltage Electron Microscopy, *Acta Metall.* 28 (1980), 795-805
- [56] B. Schönfeld, The Microstructure of Cu-Al, *Acta Metall.* 44 (1996), 335-342
- [57] A. Wijler und J. Schade van Westrum, On the Difference Between Lüders Bands and Portevin-Le Chatelier Bands, *Scripta Metall.* 5 (1971), 821-824
- [58] A. Wijler und J. Schade van Westrum, Serrated Yielding and Inhomogenous deformation in Au (14at%Cu), *Scripta Metall.* 5 (1971), 159-164
- [59] J. Friedel, *Dislocations*, Pergamon Press, Oxford (1964)
- [60] E. Orowan, Zur Kristallplastizität I, *Z. Phys.*, 89 (1934), 605-659
- [61] M. Zeiser und P. Hähner, A Unified Description of Strain-rate Softening Instabilities, *Mat. Sci. Eng. A* (1997), 399-406
- [62] M. Zeiser und P. Hähner, Oscillatory Modes of Plastic Deformation, *Phys. Stat. Sol. B* (1997), 267-330
- [63] H. M. Zbib und E. C. Aifantis, A Gradient Model for the Portevin-LeChatelier Effect, *Scripta Metall.* 22 (1988), 1331-1336
- [64] E. Pink und A. Grinberg, Stress Drops in Serrated Flow Curves of Al5Mg, *Acta Metall.*, 30 (1982), 2153-2160
- [65] Li, G.: Persönliche Mitteilung
- [66] Tong, W., Department of Mechanical Engineering, Yale University, USA: Persönliche Mitteilung
- [67] F.Klose, Experimental and numerical studies on the Portevin-LeChatelier effect in Cu-Al and Al-Mg in strain and stress controlled tensile tests, Dissertation, Technische Universität Braunschweig, 2004

8 Liste der verwendeten Zeichen und Symbole

A	Korrelationsparameter
C	Linienkonzentration
ΔC	Zunahme der Linienkonzentration
D	Diffusionskonstante
DMS	Dehnungsmessstreifen
DRA	Dynamische Reckalterung
W	Bindungsenergie
a,b	Variablen
dl	Probenverlängerung
v	mittlere Bandgeschwindigkeit
v_{Th}	Bandgeschwindigkeit mittels Thermokamera
v_{DMS}	Bandgeschwindigkeit mittels DMS
G	Freie Enthalpie
U	angelegte elektrische Spannung
S_{DRA}	reckalterungsbedingte Dehnratenempfindlichkeit
S	Dehnratenempfindlichkeit
S_i	instantane Dehnratenempfindlichkeit
S_S	stationäre Dehnratenempfindlichkeit
V	Kristallvolumen
c_{max}	Sättigungskonzentration
$dl/dt = \dot{i}$	Abzugsgeschwindigkeit
h	Verfestigungskoeffizient
k	Boltzmann-Konstante
t_{corr}	Korrelationszeit
t_φ	Relaxationszeit
t_ω	mittlere Wartezeit
w_b	Bandbreite
$\dot{\epsilon}$	Dehnratenrate
ϵ	Dehnung

$\varepsilon_{\text{äqu}}$	äquivalente Dehnung
$d\varepsilon/dt_{\text{global}}$	globale Dehnrage
$\dot{\varepsilon}_{\text{global}}$	globale Dehnrage
$d\varepsilon/dt_{\text{lokal}}$	lokale Dehnrage
$\dot{\varepsilon}_{\text{lokal}}$	lokale Dehnrage
ε_{th}	Dehnungsschwellwert
$\Delta\varepsilon$	Dehnungssprung
$\dot{\varepsilon}_0$	präexponentieller Faktor
v_0	Anlauffrequenz der Versetzung
σ	äußere Spannung
σ_a	athermische Spannung
ρ_m	Versetzungsdichte
η	Diffusionsrate
γ_{FE}	Stapelfehlerenergie
$\Delta\sigma$	Spannungsänderung
λ	Stabilitätsparameter
σ_ϕ	Fließspannung
$\delta\sigma_{\text{eff}}$	statische Schwankung der Spannung
μ	Schermodul
Ω	Elementardehnung
Φ	Änderung des Reckalterungszustands

9 Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meines Promotionsstudiums am Lehrstuhl für Qualitätswesen an der Universität Dortmund von November 2001 bis 2004 im Rahmen der „Graduate School of Production and Engineering and Logistics“ NRW.

Mein besonderer Dank gilt Prof. Dr.- Ing. H.-A. Crostack für die Anregung zu dieser Arbeit, für die Förderung und Motivation während der gesamten Zeit meiner Forschungstätigkeit am Lehrstuhl für Qualitätswesen für die Übernahme des Hauptreferats.

In gleicher Weise danke ich Dr. rer.nat. G. Fischer für die sorgfältige Durchsicht der Arbeit und die kompetente wissenschaftliche Unterstützung. Seine stets vorhandene Bereitschaft zur Diskussion hat mir immer wieder bei der Klärung von wichtigen Detailfragen geholfen.

Prof. Dr. rer. nat. B. Svendsen danke ich für die Übernahme des Koreferats und die wissenschaftliche Förderung während meines Promotionsstudiums.

Mein Dank gilt darüber hinaus allen Kolleginnen und Kollegen des Lehrstuhls für Qualitätswesen für gute Zusammenarbeit, die wertvollen fachlichen Gespräche und stets freundschaftliche Atmosphäre. Ich werde die Zeit am Lehrstuhl für Qualitätswesen immer in guter Erinnerung behalten.

Allen Kolleginnen und Kollegen der „Graduate School of Production and Engineering and Logistics“ NRW danke ich für drei Jahre der Zusammenarbeit

Nicht zuletzt bedanke ich mich bei meinen Eltern für die großzügige Förderung meiner Ausbildung.

Dortmund

Aleksandar Ognjenovic

10 Lebenslauf

Persönliche Daten

Name: Aleksandar Ognjenovic
Geburt: 22.Juni 1970 in Niksic, Serbien & Montenegro
Familienstand: ledig

Schulbildung

Sep. 1977 - Juni 1985 Grundschole in Niksic, Serbien & Montenegro
Sep. 1985 - Mai 1989 Gymnasium in Niksic, Serbien & Montenegro
Mai 1989 Abitur

Wehrdienst

Sep. 1989 - Sep.1990 Volksarmee der SFR Jugoslawien

Studium

Okt.1990 - Juli.1998 Maschinenbau (Diplom) an der Technischen Universität
Belgrad, Serbien & Montenegro

Beruf

Okt.1998 - Okt.1999 Angestellter bei der Firma "Pjastera", Niksic, S&M
Feb. 2001 - Juli.2001 Deutschkurs am „Heinrich- Heine-Institut“ in Düsseldorf
Nov.2001 – Okt.2005 Promotionsstudium am Lehrstuhl für Qualitätswesen
(Abteilung für die Werkstoffprüfung) Universität
Dortmund und Stipendiat der Graduate School of
Production Engineering and Logistics von NRW

Dortmund, im November 2005