

Forschungsberichte  
aus dem



**Institut für Werkstofftechnik  
Metallische Werkstoffe**

der **U N I K A S S E L  
V E R S I T Ä T**

Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. B. Scholtes

kassel  
university   
press

Band 12

Anis Cherif

**Analyse und Beurteilung  
gekoppelter thermisch-mechanischer Prozesse  
zur Randschichtverfestigung**

Forschungsberichte  
aus dem



**Institut für Werkstofftechnik  
Metallische Werkstoffe**

der

**U N I K A S S E L  
V E R S I T Ä T**

Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. B. Scholtes

---

Band 12

Anis Cherif

**Analyse und Beurteilung  
gekoppelter thermisch-mechanischer Prozesse  
zur Randschichtverfestigung**

kassel  
university

press

Forschungsberichte aus dem Institut für Werkstofftechnik - Metallische Werkstoffe  
der Universität Kassel  
Band 12

Herausgeber:

Prof. Dr.-Ing. B. Scholtes  
Institut für Werkstofftechnik  
Metallische Werkstoffe  
Universität Kassel  
Mönchebergstr. 3  
34109 Kassel

Die vorliegende Arbeit wurde vom Fachbereich Maschinenbau der Universität Kassel  
als Dissertation zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktors der  
Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.) angenommen.

Erster Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Berthold Scholtes  
Zweiter Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Volker Schulze  
Tag der mündlichen Prüfung: 30. Mai 2011

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek  
Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen  
Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über  
<http://dnb.ddb.de> abrufbar

Zugl.: Kassel, Univ., Diss. 2011  
ISBN print: 978-3-86219-188-8  
ISBN online: 978-3-86219-189-5  
URN: <http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:0002-31890>

© 2011, kassel university press GmbH, Kassel  
[www.upress.uni-kassel.de](http://www.upress.uni-kassel.de)

Printed in Germany

## **Vorwort des Herausgebers**

Bei einer zunehmenden Verbreitung elektronischer Medien kommt dem gedruckten Fachbericht auch weiterhin eine große Bedeutung zu. In der vorliegenden Reihe werden deshalb wichtige Forschungsarbeiten präsentiert, die am Institut für Werkstofftechnik – Metallische Werkstoffe der Universität Kassel gewonnen wurden. Das Institut kommt damit auch – neben der Publikationstätigkeit in Fachzeitschriften – seiner Verpflichtung nach, über seine Forschungsaktivitäten Rechenschaft abzulegen und die Resultate der interessierten Öffentlichkeit kenntlich und nutzbar zu machen.

Allen Institutionen, die durch Sach- und Personalmittel die durchgeführten Forschungsarbeiten unterstützen, sei an dieser Stelle verbindlich gedankt.

Kassel, im Mai 2011

**Prof. Dr.-Ing. habil. B. Scholtes**



*Für meine Eltern,*

*meine Frau Nadine*

*und meinen Sohn Elias*



## Inhaltsverzeichnis

<b>Symbole und Abkürzungen.....</b>	<b>VIII</b>
<b>1 Einleitung.....</b>	<b>1</b>
<b>2 Kenntnisstand .....</b>	<b>3</b>
2.1 Ermüdung metallischer Werkstoffe .....	3
2.1.1 Schwingfestigkeit.....	3
2.1.2 Wechselverformung .....	3
2.1.3 Mikrostrukturelle Veränderungen während der zyklischen Belastung .....	6
2.1.4 Einflussgrößen auf die Schwingfestigkeit .....	8
2.2 Mechanische Oberflächenbehandlungen .....	11
2.2.1 Konventionelle Verfahren .....	12
2.2.2 Kombinierte Verfahren zur Randschichtverfestigung .....	16
2.2.3 Auswirkungen der mechanischen Oberflächenbehandlungen auf die Mikrostruktur .....	19
2.2.4 Mechanischer Eigenspannungsabbau .....	27
2.2.5 Thermischer Eigenspannungsabbau .....	29
2.3 Thermisch aktivierte Prozesse und ihre Auswirkungen .....	31
2.3.1 Alterung .....	31
2.3.2 Cottrell-Wolken.....	32
2.3.3 Statische Reckalterung .....	33
2.3.4 Dynamische Reckalterung .....	34
2.4 Prozessintegration .....	36
<b>3 Versuchswerkstoff, Wärmebehandlung und Probengeometrie..</b>	<b>38</b>
3.1 Wärmebehandlungszustände .....	38
3.2 Probengeometrie .....	41
<b>4 Versuchseinrichtungen und Versuchsdurchführung .....</b>	<b>43</b>
4.1 Mechanische Oberflächenbehandlungen .....	43
4.1.1 Festwalzen bei Raumtemperatur (FRT-Zustand) .....	43
4.1.2 Simultane Festwalzbehandlung: Festwalzen bei erhöhter Temperatur... ..	45
4.1.3 Simultane Festwalzbehandlung mit Ausnutzung der Anlasswärme .....	47
4.2 Auslagerungsbehandlung .....	48



4.3	Statische Prüfung und Auslagerungsbehandlungen .....	48
4.4	Schwingfestigkeitsuntersuchungen .....	48
4.4.1	Zug-Druck-Wechselversuche.....	48
4.4.2	Biegeversuche .....	49
4.5	Röntgenographische Untersuchungen .....	50
4.6	Mikrohärteprüfung .....	51
4.7	Mikroskopische Untersuchungen .....	52
<b>5</b>	<b>Versuchsergebnisse.....</b>	<b>53</b>
5.1	Konventionelle Festwalzbehandlung (FRT) (V400-Zustand).....	53
5.1.1	Randschichtzustand .....	53
5.1.2	Schwingfestigkeit .....	55
5.1.3	Wechselverformung .....	57
5.1.4	Eigenspannungsstabilität.....	58
5.1.5	Mikroskopische Untersuchung.....	60
5.2	Simultane Festwalzbehandlung (FHT) (V400-Zustand) .....	61
5.2.1	Randschichtzustand .....	61
5.2.2	Schwingfestigkeit .....	63
5.2.3	Wechselverformung .....	65
5.2.4	Eigenspannungsstabilität.....	65
5.2.5	Mikroskopische Untersuchung.....	67
5.3	Integrierte Festwalzbehandlung (VI) (V400-Zustand).....	68
5.3.1	Randschichtzustand .....	68
5.3.2	Schwingfestigkeit .....	70
5.3.3	Wechselverformung .....	71
5.3.4	Eigenspannungsstabilität .....	72
5.3.5	Mikroskopische Untersuchung .....	73
5.4	Konventionelle Festwalzbehandlung (FRT) (V530-Zustand).....	74
5.4.1	Randschichtzustand .....	74
5.4.2	Schwingfestigkeit .....	76
5.4.3	Wechselverformung .....	77
5.4.4	Eigenspannungsstabilität .....	78
5.4.5	Mikroskopische Untersuchung .....	79
5.5	Simultane Festwalzbehandlung (FHT) (V530-Zustand) .....	81
5.5.1	Randschichtzustand .....	81
5.5.2	Schwingfestigkeit .....	82
5.5.3	Wechselverformung .....	84

5.5.4	Eigenspannungsstabilität .....	84
5.5.5	Mikroskopische Untersuchung .....	86
5.6	Integrierte Festwalzbehandlung (VI) (V530-Zustand) .....	87
5.6.1	Randschichtzustand .....	87
5.6.2	Schwingfestigkeit .....	88
5.6.3	Wechselverformung .....	90
5.6.4	Eigenspannungsstabilität .....	90
5.6.5	Mikroskopische Untersuchung .....	92
5.7	Konventionelle Festwalzbehandlung (FRT) (Gehärteter-Zustand) .....	93
5.7.1	Randschichtzustand .....	93
5.7.2	Schwingfestigkeit .....	94
5.7.3	Eigenspannungsstabilität .....	95
5.8	Simultane Festwalzbehandlung (FHT) (Gehärteter-Zustand) .....	95
5.8.1	Randschichtzustand .....	95
5.8.2	Schwingfestigkeit .....	97
5.8.3	Eigenspannungsstabilität .....	97
5.9	Untersuchungen zum Einfluss der statischen Reckalterung .....	98
5.9.1	Quasistatische Versuche .....	98
5.9.2	Dynamische Versuche .....	100
<b>6</b>	<b>Diskussion .....</b>	<b>102</b>
6.1	Randschichtzustand .....	102
6.1.1	Gekerbte Proben .....	102
6.1.2	Glatte Proben .....	107
6.2	Schwingfestigkeit .....	108
6.2.1	Gekerbte Proben .....	108
6.2.2	Glatte Proben .....	110
6.3	Wechselverformungsverhalten .....	112
6.4	Eigenspannungsstabilität .....	115
6.5	Rissstoppeffekte .....	118
6.6	Statische Reckalterung .....	120
<b>7</b>	<b>Zusammenfassung .....</b>	<b>121</b>
	<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>X</b>

**Symbole und Abkürzungen**

V400	Vergüteter Zustand bei 400 °C angelassen
V530	Vergüteter Zustand bei 530 °C angelassen
FRT	Festgewalzt bei Raumtemperatur
FHT	Festgewalzt bei erhöhter Temperatur
VI	Festgewalzt mit Ausnutzung der Restwärme aus der Anlassbehandlung
T	Temperatur [°C]
t	Zeit [s bzw. min]
T <sub>A</sub>	Auslagerungstemperatur [°C]
t <sub>A</sub>	Auslagerungszeit [s bzw. min]
RT	Raumtemperatur [°C]
f	Frequenz [Hz]
R	Spannungsverhältnis
A	Fläche [mm <sup>2</sup> ]
F	Kraft [N]
σ	Spannung [N/mm <sup>2</sup> ]

---

$\varepsilon$	Dehnung [%]
$\alpha_k$	Formzahl
$\beta_k$	Kerbwirkungszahl
$R_{p0,08 \text{ zykl.}}$	Spannungsamplitude bei einer plastischen Dehnungsamplitude von 0,08 %
$R_{p0,2 (RT)}$	Spannung bei einer plastischen Dehnungsamplitude von 0,2 % der vorverformten und wiederbelasteten Probe ohne Auslagerung
$R_{p0,2}$	Spannung bei einer plastischen Dehnungsamplitude von 0,2 % der vorverformten und wiederbelasteten Probe mit zusätzlicher Auslagerung



## 1 Einleitung

Die Randschichtoptimierung metallischer Bauteile hat in den vergangenen Jahren an Bedeutung gewonnen. In der industriellen Praxis kommen verschiedenartige mechanische Oberflächenverfestigungsverfahren zum Einsatz, welche das Ziel haben, die Beanspruchbarkeit, die Lebensdauer und/oder die Sicherheit gegen Versagen der behandelten Bauteile zu erhöhen. In den weitaus häufigsten Anwendungsfällen handelt es sich dabei um schwingend beanspruchte Komponenten, aber auch bei Gefahr von Spannungsrisskorrosion oder Reibkorrosion haben sich mechanische Oberflächenbehandlungen als die Methoden der Wahl erwiesen.

Allen Verfahren ist gemeinsam, dass ihre Wirkungen auf inhomogenen randnahen Plastizierungen und den damit verbundenen Veränderungen der randnahen Werkstoffzustände beruhen. Aufgrund der beträchtlichen Festigkeits- bzw. Lebensdauersteigerungen, die erzielt werden können, liefern diese Verfahren wichtige Beiträge zum ressourceneffizienten Leichtbau.

Die bekanntesten Verfahren sind das Kugelstrahlen und das Festwalzen. In jüngster Zeit sind als weitere Verfahrensvarianten Kombinationen aus thermischen und mechanischen Verfahren bekannt geworden, die im Vergleich mit konventionellen Verfahren zu weiter verbesserten randnahen Werkstoffeigenschaften und als Folge davon auch zu erhöhten Festigkeiten bzw. Lebensdauern führen. Die Verfahren sind zu unterscheiden von bereits seit langem im Einsatz befindlichen Kombinationsverfahren aus thermischer oder thermochemischer Randschichthärtung, an die noch eine mechanische Oberflächenbehandlung angeschlossen wird. Es wird zwischen simultanen und konsekutiven Verfahren differenziert. Bei den simultanen Verfahren werden die mechanischen Oberflächenbehandlungen, beispielsweise das Kugelstrahlen oder das Festwalzen, bei erhöhter Temperatur, also unter gleichzeitiger Zufuhr thermischer Energie, durchgeführt. Deshalb wirken sich sowohl das temperaturabhängige Verformungsverhalten als auch während des Prozesses ablaufende temperatur- und zeitabhängige mikrostrukturelle Veränderungen auf das Prozessergebnis aus. Bei den konsekutiven Verfahren erfolgt eine Auslagerung bei erhöhter Temperatur im Anschluss an die bei Raumtemperatur durchgeführte mechanische Oberflächenbehandlung. Die Zufuhr thermischer Energie erfolgt also ohne Wirkung einer äußeren Beanspruchung nach Abschluss der randnahen Plastizierungen. Als Folge laufen spezifische temperatur- und zeitabhängige Prozesse ab, wobei ggf. die Wirkung vorliegender Eigenspannungszustände noch zu berücksichtigen ist.

Ziel dieser Arbeit ist es die Auswirkungen kombinierter thermischer und mechanischer Festwalzbehandlungen am Beispiel von C45E in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen zu studieren. Dabei handelt es sich um das Festwalzen bei erhöhten

Temperaturen sowie um das integrierte Festwalzen in die Wärmebehandlung. In beiden Fällen werden im Vergleich zu konventionellen Festwalzbehandlungen Steigerungen der Schwingfestigkeit beobachtet. Ein besonderes Augenmerk wird auf die erzeugten randnahen Eigenspannungszustände sowie Mikrostrukturen und ihre Stabilität bei Ermüdungsbeanspruchung gelegt. Die versagensrelevanten oberflächennahen Werkstoffregionen werden durch Eigenspannungstiefenverläufe, Halbwertsbreitenbestimmung von Interferenzlinien und Härtemessungen charakterisiert.

Neben glatten Proben wurden auch gekerbte Proben als Modell für reale Bauteilgeometrien untersucht.

## 2 Kenntnisstand

### 2.1 Ermüdung metallischer Werkstoffe

Viele Bauteile unterliegen während ihres Einsatzes sehr hohen zyklischen Belastungen, die mit der Zeit zum Versagen führen können [1]. Es ist daher von großem Interesse, eine Vorhersage über die Lebensdauer zu treffen. Schäden durch Schwingbeanspruchung gehören nach wie vor zu den häufigsten Schadensursachen der in der Praxis auftretenden Brüche [2]. Schon seit Ende des 19. Jahrhunderts ist bekannt, dass Wechselbeanspruchungen zum Versagen des Bauteils führen können, auch wenn die Spannungsamplitude kleiner als die Streckgrenze des Werkstoffes ist. Auch unterhalb des Dauerfestigkeits- und Zeitfestigkeitsbereich führt die Schwingbeanspruchung zu kleinen plastischen Verformungen. Der Grund für das Versagen des Bauteils beruht auf den mikrostrukturellen Vorgängen im Werkstoff. Diese Vorgänge können langfristig zur Rissbildung und letztendlich zum Bruch führen [3].

#### 2.1.1 Schwingfestigkeit

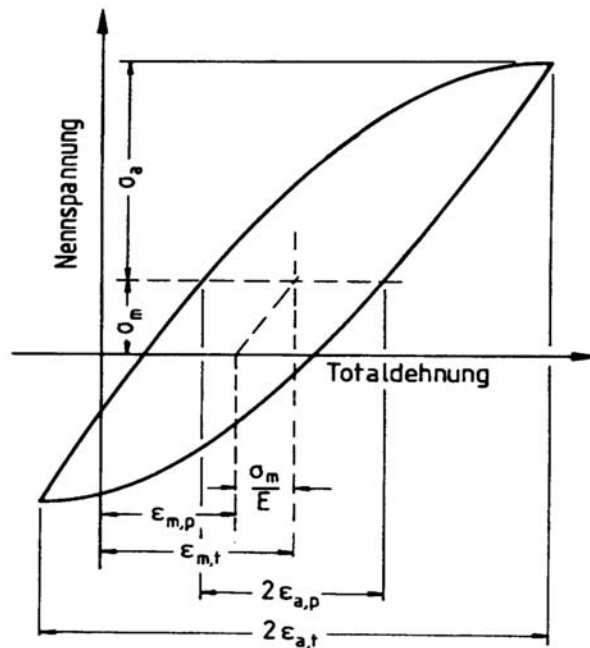
Für die Dimensionierung zyklisch belasteter Bauteile wird am häufigsten ein Wöhlerdiagramm verwendet. Zur Erstellung des Wöhlerschaubildes sind einige Ermüdungsversuche mit konstanter Mittellast und variierender Spannungs- oder Dehnungsamplitude nötig. Unter dem Begriff Dauerfestigkeit eines Werkstoffes versteht man die Spannungsamplitude, welche auch bei beliebig vielen Belastungszyklen nicht zum Bruch des Bauteils führt. Das Wöhlerdiagramm gibt jedoch keine Informationen über das zyklische Deformationsverhalten des Werkstoffes, da es nur das Endergebnis beschreibt. Die mikrostrukturellen Werkstoffveränderungen in der anrissfreien Phase können durch unterschiedliche Methoden ermittelt werden, wie z.B. durch Messung des elektrischen Widerstandes [4], röntgenographisch [5] oder Ermittlung des zyklischen Deformationsverhaltens in Form von Hystereseschleifen (Abb.2.1).

#### 2.1.2 Wechselverformung

Um das Wechselverformungsverhalten eines Werkstoffes untersuchen zu können, müssen die auftretenden plastischen Deformationen während des Ermüdungsversuchs registriert werden. Die Wechselverformungsuntersuchungen können spannungskontrolliert, totaldehnungskontrolliert oder plastischdehnungskontrolliert erfolgen. Hierbei werden Spannungs- oder Dehnungsverläufe mit wechselnder Beanspruchung von einer meist servohydraulischen Prüfmaschine nachgefahren. Die Werkstoffreaktion auf die zyklische Belastung während eines spannungskontrollierten Versuches ( $\sigma_a = \text{konst.}$ ) äußert sich in Form von Dehnung der Hysterese. Trägt man die aufgeprägte Spannung und die resultierende Dehnung übereinander in einem-



Spannung-Dehnung-Diagramm auf, so erhält man eine so genannte Hystereseschleife (Abb.2.1).

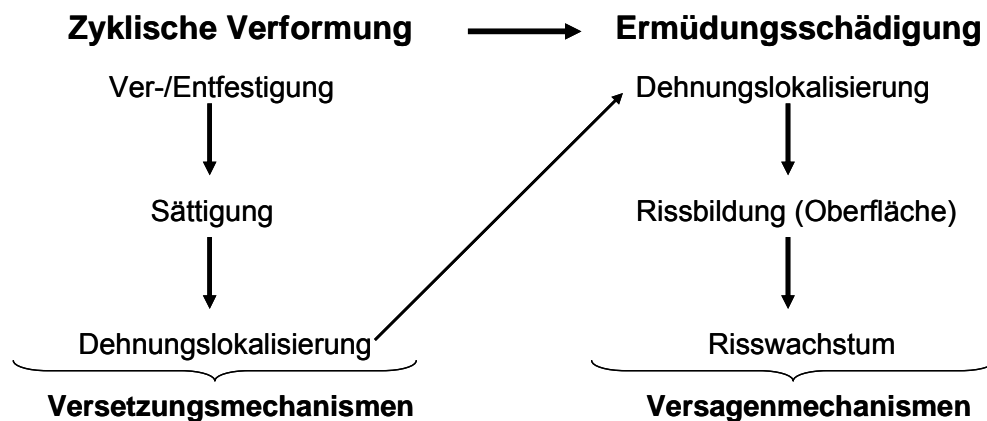


**Abb.2.1** Spannung-Totaldehnung-Zusammenhang bei elastisch-plastischer zyklischer Beanspruchung [6]

Die angegebenen Kennwerte in Abb.1 beschreiben die Hystereseschleife und können direkt entnommen werden [7], dazu gehören die plastische Dehnungsschwingweite  $\epsilon_{a,p}$ , die Totaldehnungsschwingweite  $\epsilon_{a,t}$ , Mittelspannung  $\sigma_m$ , die Mitteldehnung  $\epsilon_{m,t}$  sowie die Spannungsschwingweite  $\sigma_a$ . Dabei ist die plastische Dehnungsschwingweite  $\epsilon_{a,p}$  ein Maß für die Schädigung im Werkstoff.

Während eines Lastspiels steht die geschlossene Fläche der Hystereseschleife im Zusammenhang mit der in der Probe umgesetzten Arbeit, die größtenteils in Wärme umgesetzt wird und außerdem auch in Form von Gitterstörungen in der Probe gespeichert wird [8].

Abb.2.2 zeigt die Stadien sowie die Schädigung, die während der Ermüdung auftreten [9]. Die Mikrostrukturellen Veränderung äußern sich in erster Linie durch Ver-/Entfestigungsvorgänge. Es folgt eine Dehnungslokalisierung, die oft zu transkristallinen Mikrorissen führt. Die Mikrorisse wachsen zu Makrorissen, was letztendlich zum Versagen des Bauteils führt.

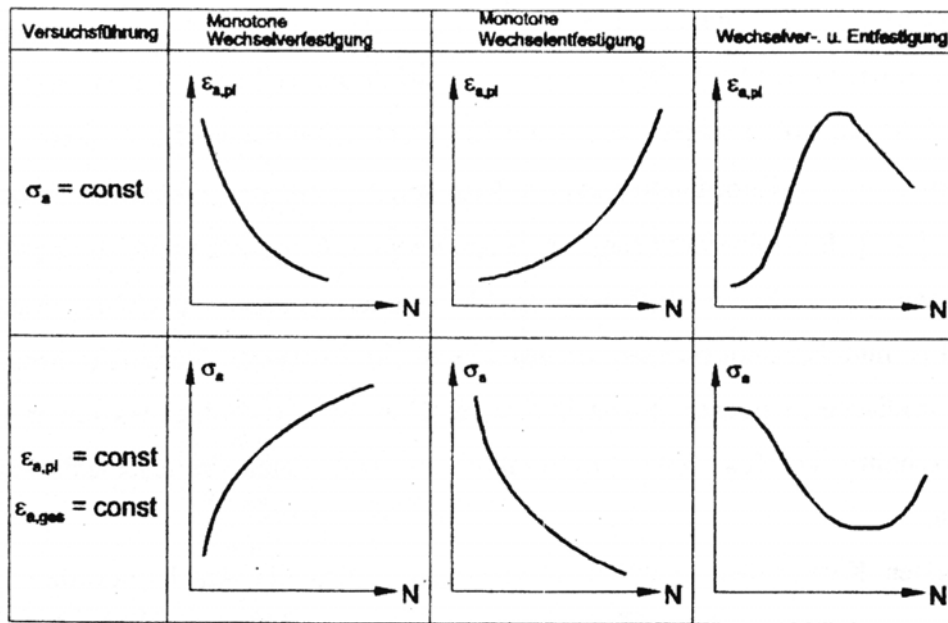


**Abb.2.2** Abläufe bei einer zyklischen Verformung und Ermüdung [9]

Die Wechselverformungskurve stellt das Werkstoffverhalten bei zyklischer Beanspruchung als Funktion der Lastspielzahlen dar. Bei Ermüdungsversuchen mit konstanter Spannungsamplitude beschreibt die zu jedem Lastwechsel gehörige plastische Dehnungsamplitude  $\varepsilon_{a,p}$  als halbe Breite der Hystereseschleife den Verfestigungszustand.

Dabei hängt die Form der Wechselverformungskurve (Abb.2.3) von dem Werkstoff und den Beanspruchungsbedingungen (Spannungskontrolle, Dehnungskontrolle) ab.

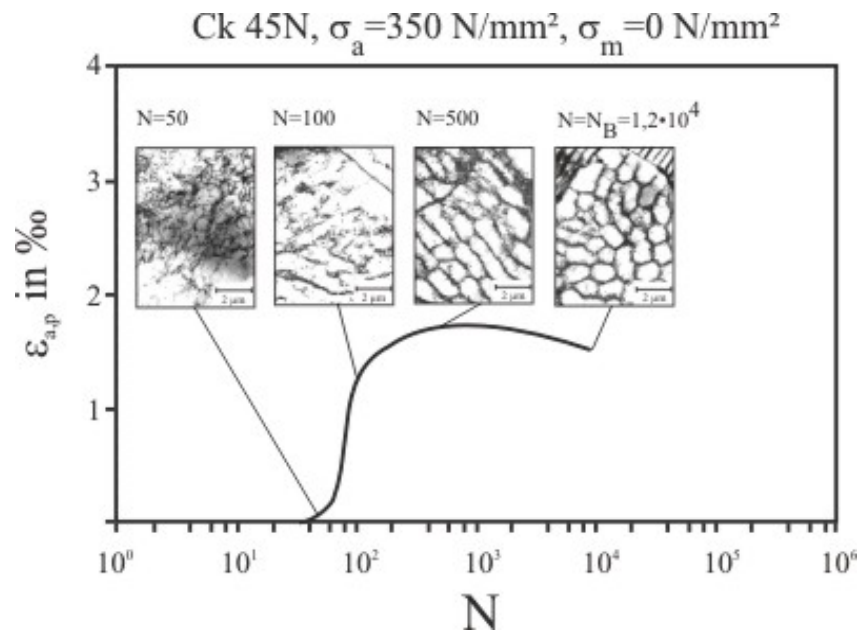
Ein monotoner Verlauf der Wechselverfestigung ergibt sich, wenn ein rekristallisierter, gitterstörungenarmer Werkstoff bei Beanspruchungen mit  $\sigma_a > R_{es}$  zyklisch belastet wird. Wenn kaltverformte oder hochfeste Werkstoffe (vergütet, gehärtet) bei Amplituden mit  $\sigma_a < R_{es}$  belastet werden, so tritt ein monoton wechsellentfestigendes Verhalten auf [7]. Häufig treten in der Wechselverformungskurve sowohl Wechselver- als auch Entfestigung auf.



**Abb.2.3** Verläufe von Wechselverformungskurven für spannungs- und dehnungskontrollierte Versuchsführung [10]

### 2.1.3 Mikrostrukturelle Veränderungen während der zyklischen Belastung

Die Ermüdung metallischer Werkstoffe basiert auf der Bildung und dem Wandern von Versetzungen entlang kristallographischer Gleitebenen. Die entstandenen Gleitbänder bilden eine unregelmäßige Oberflächenstruktur aus. Die einsetzende Konzentration der plastischen Vorgänge auf einzelne Gleitbänder führt zur Verschärfung des Oberflächenprofils. Diese Ermüdungsgleitbänder führen zur Bildung von Intrusionen und Extrusionen, was eine starke Mikrokerbung der Oberflächen zur Folge hat. Dies führt zur Entstehung von Mikrorissen. Während der Rissausbreitungsphase wächst der mikroskopische Anriss in Richtung Korninneres zu einem Makroriss. Der Makroriss breitet sich aus bis schließlich ein kritischer Zustand erreicht wird, der zum Versagen des Bauteils durch Gewaltbruch führt [11]. Abb. 2.4 stellt am Beispiel des normalisierten Ck45 die charakteristischen Versetzungsstrukturen als Funktion der Lastspielzahlen dar. In den ersten Zyklen der Ermüdung können die auftretenden Gleitungen reversibel verlaufen, infolge stark zunehmender Versetzungswechselwirkungen wird die Reversibilität der Gleitungen schnell verringert. Es kommt zu einer Versetzungsmultiplikation, was zu einer Werkstoffverfestigung führt. Schließlich kommt es zum Versagen. Dieses Verhalten ist typisch für normalisierte unlegierte Stähle [11].



**Abb.2.4** Charakteristische Versetzungsstrukturen von Ck45 (normalisiert) als Funktion der Lastspielzahl [11]

In jedem kristallinen Werkstoff liegen Gitterdefekte und Fehlstellen vor. Mit zunehmender Belastung entstehen immer neue Versetzungen, die sich durch das Kristallgitter bewegen. Bei der Versetzungsbewegung müssen diverse „Hindernisse“ überwunden werden. Zur Überwindung weitreichender Hindernisse (wie andere Versetzungen, gelöste Fremdatome, Korngrenzen), kommt es zu einer Behinderung der Versetzungsbewegung, so nimmt die Versetzungsdichte wegen einer Aufstauung zu und man spricht von Werkstoffverfestigung. Die plastische Deformation ist hier erst bei einer erhöhten Einsatzspannung möglich.

Die Versetzungsanordnung hängt sehr stark von der Stapelfehlerenergie, Gitterstruktur, Belastungsamplitude und der Lastspielzahl ab [12-14]. Hat das Material eine höhere Stapelfehlerenergie, so können die Versetzungen leichter quergleiten. Wird das Quergleiten der Versetzungen durch niedrige Stapelfehlerenergie behindert, so findet bevorzugt planares Gleiten statt.

### 2.1.4 Einflussgrößen auf die Schwingfestigkeit

Das Ermüdungsverhalten und die Lebensdauer metallischer Werkstoffe bei schwingender Beanspruchung werden durch viele Faktoren beeinflusst. Dabei sind nicht nur die äußeren Einflüsse wie angreifende Beanspruchungen, Medieneinfluss, Zeit und Temperatur zu unterscheiden, sondern auch Einflüsse durch den Werkstoff selbst, wie z.B. sein Gefügebau, Versetzungsdichte oder seine Oberflächengestalt.

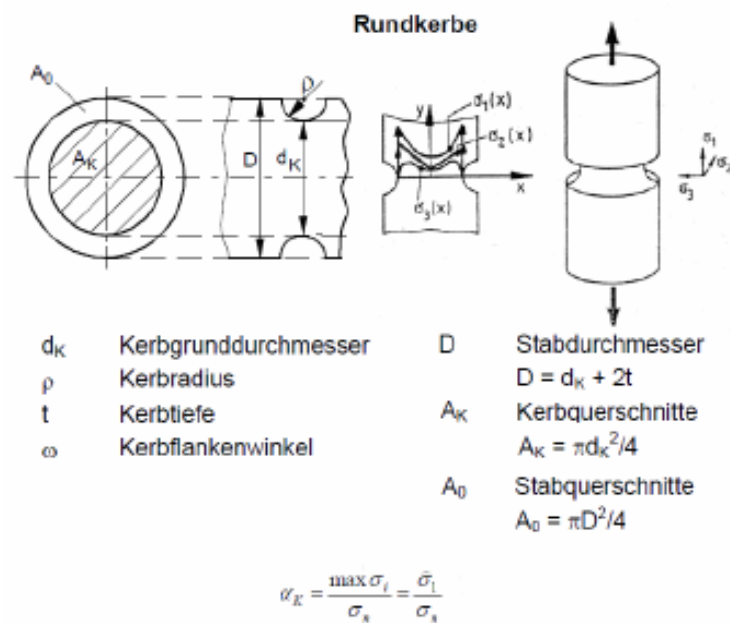
#### 2.1.4.1 Einfluss von Oberflächengüte und Kerben

Die Oberflächentopographie metallischer Werkstoffe hat einen wichtigen Einfluss auf die Schwingfestigkeit. Hohe Rauigkeitswerte wirken sich negativ auf die Schwingfestigkeit aus, niedrige Werte erhöhen sie. Dabei spielt die Werkstoffhärte eine sehr große Rolle, da die Kerbempfindlichkeit von der Härte abhängt [1,15]. Aus diesem Grund wird bei harten und kerbempfindlichen Werkstoffen darauf geachtet, bei mechanischen Oberflächenbehandlungen die Oberflächenrauigkeiten so niedrig wie möglich zu halten.

Generell führen bei mechanisch beanspruchten Bauteilen alle lokalisierten Abmessungsänderungen und Querschnittsumlenkungen zu Kerbwirkungen. Die Kerben bewirken lokale, inhomogene, mehrachsige Spannungszustände mit bestimmten Spannungsspitzen. Diese sind nicht mehr einfach zu berechnen und werden oft als sog. Spannungskonzentrationen bezeichnet. Die Ausbildung von Ermüdungsbrüchen beginnt vorwiegend an diesen Spannungskonzentrationsstellen.

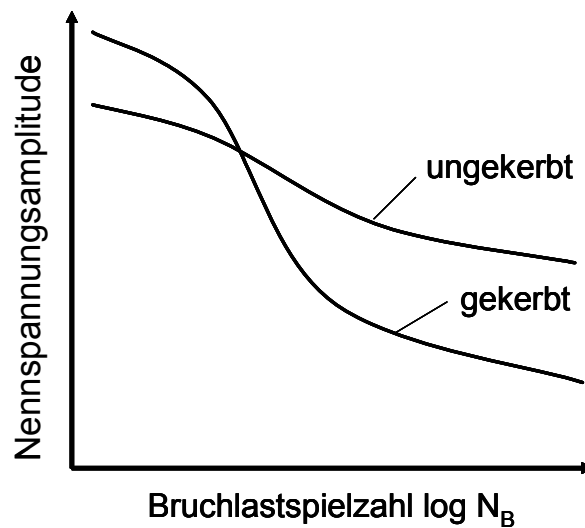
Die Kerbwirkung wird durch Formzahlen bzw. Kerbwirkungszahlen beschrieben. So steht  $\alpha_k$  für das Verhältnis der an der Kerbe auftretenden Spannungsspitze  $\sigma_{\max}$  zur Nennspannung  $\sigma_n$  bei statischer Beanspruchung. Bei zyklischen Beanspruchungen wird das Ausmaß der kerbbedingten Spannungserhöhung mit einer Formzahl  $\beta_k$  angegeben. Diese hängt wie  $\alpha_k$  von der Beanspruchung und der Kerbgeometrie ab und gibt die tatsächlich eintretende Dauerfestigkeitsminderung durch die Kerbwirkung an.

Abb. 2.5 zeigt eine Umlaufkerbe, sowie die dazugehörigen Kenngrößen. Unter Einwirkung einer einachsigen Zugbeanspruchung resultieren im Stabinneren ein dreiachsiger Spannungszustand im Kerbquerschnitt und ein zweiachsiger Spannungszustand im Kerbgrund.



**Abb.2.5** Spannungszustand im Inneren eines gekerbten Rundstabs [16]

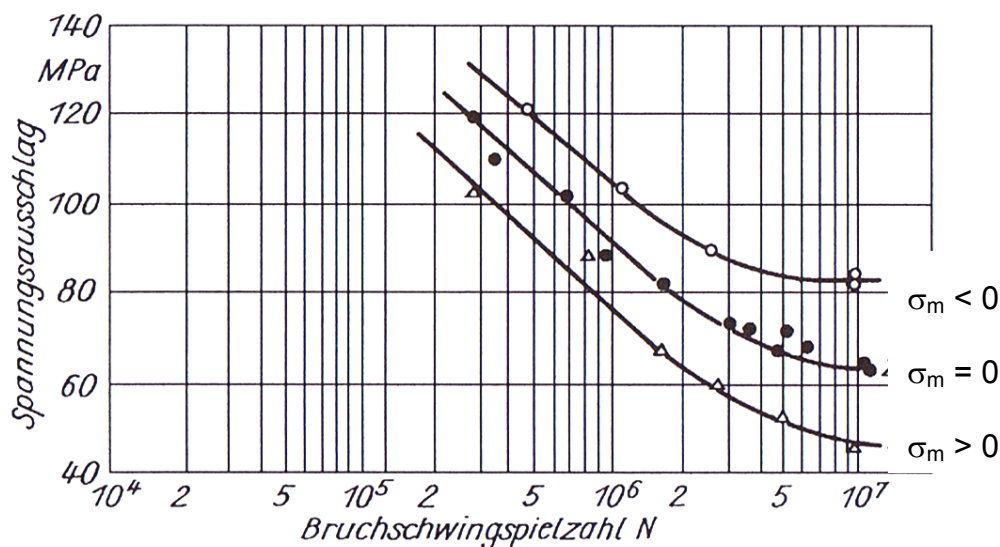
In rein statisch beanspruchten gekerbten Bauteilen kommt es bei Überschreiten der Fließgrenze im Bereich des Kerbgrundes zu lokalen Plastizierungen. In Folge dessen bauen sich die Spannungsspitzen der Mikro- und Makrostruktur im Kerbgrund durch Teilplastifizierungsvorgänge [16,17], hervorgerufen durch örtliches Fließen, ab. Eine dynamische Belastung führt dabei zur Rissbildung, wobei gekerbte Bauteile anschließend früher zu Bruch gehen als ähnliche ungekerbte (Abb. 2.6) [6]. Hierbei ist es zu beobachten, dass im Bereich der Zeitfestigkeit die gekerbten Proben eine höhere Lebensdauer als ungekerbte aufweisen. Dies hängt stark von der Nennspannung ab. Der mehrachsige Spannungszustand an der Kerbe verhindert bei hohen Nennspannungen das Fließen des Werkstoffes, so dass die gekerbten Proben in diesem Bereich eine höhere Lebensdauer aufweisen. Dies wird besonders bei duktilen Werkstoffen beobachtet. Bei niedrigen Nennspannungsamplituden versagt die gekerbte Probe früher als die glatte.



**Abb. 2.6** Schwingverhalten gekerbter und ungekerbter Proben [6]

#### 2.1.4.2 Mittelspannungseinfluss

Abb. 2.7 zeigt die Wirkung von Mittelspannungen auf die Lebensdauer am Beispiel einer Aluminiumlegierung. Bei Wechselbelastungen mit negativer Mittelspannung erhöht sich die Lebensdauer. Grund hierfür ist die unterschiedliche Rissausbreitungsgeschwindigkeit. Während bei positiven Mittelspannungen die Ermüdungsrisspitze ständig offen bleibt und es somit zu hohen Rissausbreitungsgeschwindigkeiten kommt, drücken die negativen Mittelspannungen die Risspitze wieder zusammen, was ein Erschweren des Risswachstums zur Folge hat und zu erhöhten Lebensdauern führt.



**Abb. 2.7** Einfluss von Mittelspannungen auf die Ermüdungsfestigkeit einer Aluminium – Legierung [18]

## 2.2 Mechanische Oberflächenbehandlungen

Die Randschicht ist der höchst beanspruchte Bauteilbereich. Sie ist nicht nur ein Ausgangsort von Ermüdungsrissen, sondern steht auch im direkten Kontakt mit dem Umgebungsmedium, welche korrosive, thermische und tribologische Belastung bewirken kann. Aus diesem Grund hat die Randzone, insbesondere für zyklisch belastete Bauteile eine enorme Bedeutung.

Eine gezielte Oberflächenbehandlung hat einen sehr großen Einfluss auf die Eigenschaften wie z.B. die Lebensdauer, die Rissausbreitung oder Korrosionsbeständigkeit [19,20]. Aufgrund dieser Tatsache gibt es viele Prozesse, die das Ziel haben, optimale Randschichteigenschaften für höchste Festigkeiten bzw. Lebensdauern zu erzielen.

Diese Verfahren lassen sich grob wie folgt einteilen:

- Thermische Verfahren: wie z.B. Flammhärten, Induktionshärten und Laserstrahlhärten [21].
- Thermochemische Verfahren: wie z.B. Einsatzhärten, Nitrieren, Borieren, Nitrocarborieren [22].
- Mechanische Verfahren: Kugelstrahlen [23], Festwalzen [23], Hämmern, Laserschockverfestigung [24], Wasserstrahlen [25].
- Oberflächenbeschichtungsverfahren: Nanobeschichtungen [26], physikalische Gasphasenabscheidung [27,28], chemische Gasphasenabscheidung [29], Sol-Gel-Verfahren [30,31].

Die wesentliche Wirkung der mechanischen Oberflächenbehandlungsverfahren auf das Dauerschwingverhalten liegt in der Erzeugung von Verfestigungen sowie in der Einbringung von Druckeigenspannungen, die zu einer Reduzierung der plastischen Dehnungsamplituden [66] sowie Glättung der Oberfläche führt. Grund dafür ist die Erhöhung der Versetzungsdichte im Vergleich zum unverfestigten Werkstoffzustand. Dies stellt ein Hindernis für die weitere Versetzungsbewegung während der Wechselbelastung dar.

Nachfolgend werden die Prozesse und Wirkungen mechanischer Verfahren detailliert erläutert.

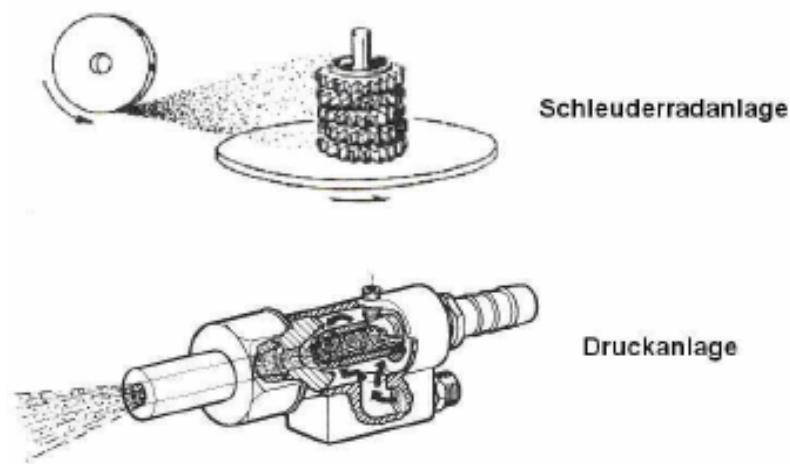
Das Prinzip der mechanischen Oberflächenverfestigung basiert grundsätzlich auf der Erzielung lokaler plastischer Verformungen in der Randschicht [23,33,34,35,36,37]. Die Verfestigung der Oberfläche ist charakterisiert durch einen bestimmten Eigenspannungszustand, dabei entstehen häufig Druckeigenspannungen als Folge von lokalen inhomogenen Dehnungen der Oberfläche [38].



## 2.2.1 Konventionelle Verfahren

### 2.2.1.1 Festwalzen und Kugelstrahlen

Das Festwalzen und das Kugelstrahlen bei Raumtemperatur zählen zu den am häufigsten eingesetzten Verfahren in der Industrie. Beide Verfahren sind spanlose mechanische Oberflächenbehandlungen. Über die Auswirkungen beider Verfahren auf die Mikrostruktur wird in Kapitel 1.2.2 näher eingegangen.



**Abb. 2.8** Typen von Kugelstrahlanlagen

Prinzipiell funktioniert das Kugelstrahlen wie folgend: ein Strahlmittel mit definierter Form und hinreichend hoher Härte wird in bestimmten Strahlanlagen (Abb. 2.8) beschleunigt und tritt mit der Oberfläche eines Bauteils in Wechselwirkung. Je nach ihrer Zielsetzung sind folgende Verfahren zu unterscheiden:

- Verfestigungsstrahlen
- Reinigungsstrahlen
- Oberflächenveredelungsstrahlen
- Strahlspanen
- Umformstrahlen

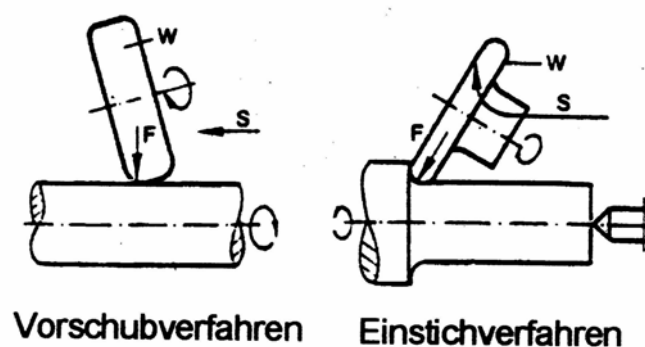
Die hohe Flexibilität, sowie die Möglichkeit, auch komplizierte Geometrien wie Bohrungen, Querschnittsübergängen und Kerbstellen zu bearbeiten, ermöglichen den Einsatz dieses Verfahrens über einen weit gestreckten Bereich. Häufig gestrahlte Bauteile sind u. a. Zahnräder, Ventile und Stoßdämpferfedern in der Automobilindust-

rie. Die Strahlbehandlungen werden meist mit Schleuderrad- oder Druckluftanlagen durchgeführt (vgl. Abb. 2.8).

Bei Druckluftanlagen wird die Geschwindigkeit des Strahlguts über Druckluft eingestellt, während bei Schleuderradanlagen rotierende Leitschaufeln dem Strahlgut eine Abwurfgeschwindigkeit aufprägen. Der Vorteil der Druckluftanlagen gegenüber den Schleuderradanlagen liegt in der Steuerbarkeit des Luftdrucks und der Düsenausrichtung. Somit können auch komplexe Geometrien unter definierten Randbedingungen behandelt werden. Eine negative Nebenwirkung des Kugelstrahlens liegt in der möglichen Verschlechterung der Oberflächenrauheit und somit in der Entstehung von Mikrokerben.

Das konventionelle Festwalzen wurde Ende der 20er Jahre erfunden und wird seit langem in der Praxis erfolgreich eingesetzt [39]. Nicht nur rotationssymmetrische Bauteile wie z.B. Achsen, Kurbelwellen, Zahnrädern, usw. werden bevorzugt festgewalzt [39,40] sondern auch Bauteile mit komplexer Geometrie wie z.B. Turbinenschaufeln [33,41]. Ein großer Vorteil des Festwalzens besteht darin, dass die Rauheit der Oberfläche verringert wird. Dies verbessert auch den Korrosionswiderstand gegen Reib- und Spannungsrisskorrosion [38].

Man unterscheidet je nach Bauteilgeometrie zwei Festwalzverfahren (Abb. 2.9). Für die Bearbeitung von größeren Bauteilen wird das Vorschubverfahren eingesetzt. Mit dem Einstichverfahren werden geometrische Kerben von Bauteilen festgewalzt.



**Abb. 2.9** Verschiedene Festwalzanwendungen [23]

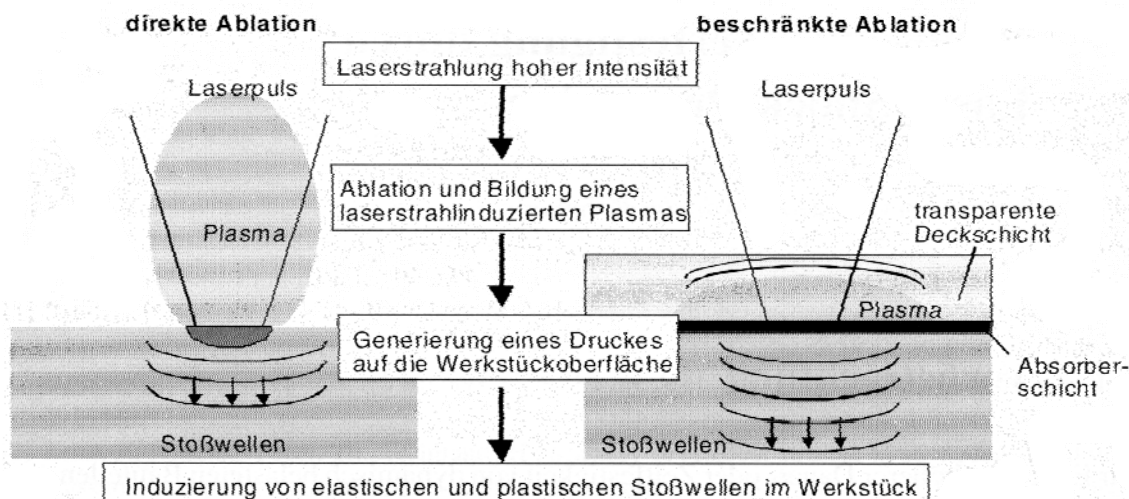
### 2.2.1.2 Laserschockverfestigungsverfahren

Die Laserschockverfestigung, auch „Laser Shock Peening“ genannt, ist ein alternatives Verfahren zur Schwingfestigkeitssteigerung durch Optimieren der Randschicht und hat sich in den letzten Jahren verbreitet [42]. Diese Methode wird häufig in speziellen Bereichen der Flugturbinenindustrie angewendet [43].

Die Uneingeschränktheit in der Geometrie des zu bearbeitenden Bauteils bringt der Methode größere Vorteile.

Wie beim Festwalzen werden durch Plastizierung randnaher Bereiche Verfestigungen und Eigenspannungen in die Werkstoffrandschicht eingebracht [44].

Abb. 2.10 stellt schematisch die Funktionsweise einer Laserschockoberflächenbehandlung (LSP) dar.



**Abb. 2.10** Funktionsweise der Laserschockbehandlung mittels direkter und beschränkter Ablation [38]

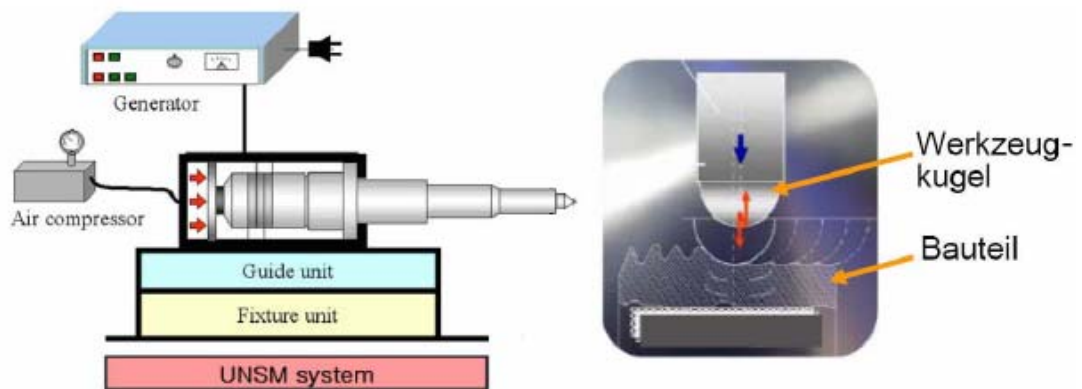
Prinzipiell wird mittels eines auf einen kleinen Oberflächenausschnitt gerichteter Laserimpuls von hoher Intensität eine lokale Ablation (verdampfen) des Materials erreicht, wodurch sich ein Plasma (Materialdampf) hoher Temperatur entwickelt. Das Plasma erzeugt durch seine rasche Ausdehnung eine Druckwelle auf die Werkstückoberfläche, welche dynamische Dehnungen des Materials zur Folge hat. Wird auf Grund des laserstrahlinduzierten Druckes die Streckgrenze des Werkstoffes überschritten, führt dies zu Materialmodifikationen in Form von Verfestigung und der Ausbildung von Eigenspannungen.

Man unterscheidet bei dem Laserschockverfestigungsverfahren zwischen direkter und beschränkter Ablation entsprechend Abb. 2.10. Trifft der Laserimpuls ohne eine Zwischenschicht ungehindert auf die Werkstoffoberfläche, sind nach dem Temperatur-

ausgleich Zug-Eigenspannungen im belichteten Bereich zu beobachten. Dies resultiert aus der mit der Abkühlung verbundenen Längenkontraktion und den im Werkstück vorliegenden inhomogenen Deformationen [42].

### 2.2.1.3 UNSM-Verfahren

UNSM steht für **Ultra Sonic Nanocrystal Surface Modification** (Ultraschall Hämmermethode). Die Funktionsweise dieser Methode basiert auf der Umwandlung von harmonischen Schwingungen durch einen Ultraschallwandler in mechanische Impulse und hochfrequente Ultraschallenergie [45]. Der Aufbau eines UNSM-Aggregates ist in der Abb. 2.11 dargestellt.



**Abb. 2.11** Die UNSM-Einheit und ihre Funktionsweise [40-42]

Ein großer Vorteil dieser Methode besteht darin, dass nur geringe Kräfte eingesetzt werden, was die Bearbeitung von sehr dünnen Bauteilen ermöglicht.

Prinzipiell funktioniert die Methode wie folgt: die Wolframkarbidkugel wird durch die hochfrequente Ultraschallenergie angeregt und trifft somit auf die Bauteiloberfläche. Es kommt dabei zu lokalen elastisch-plastischen Verformungen der Oberflächennahbereiche und zu den daraus resultierenden Druckeigenspannungen und Verfestigungen im Bereich der Randzone [49].

Eine ähnliche Methode, die UIT (Ultrasonic Impact Treatment) genannt wird, wurde von der Firma MTU Aero Engines entwickelt [50].

## 2.2.2 Kombinierte Verfahren zur Randschichtverfestigung

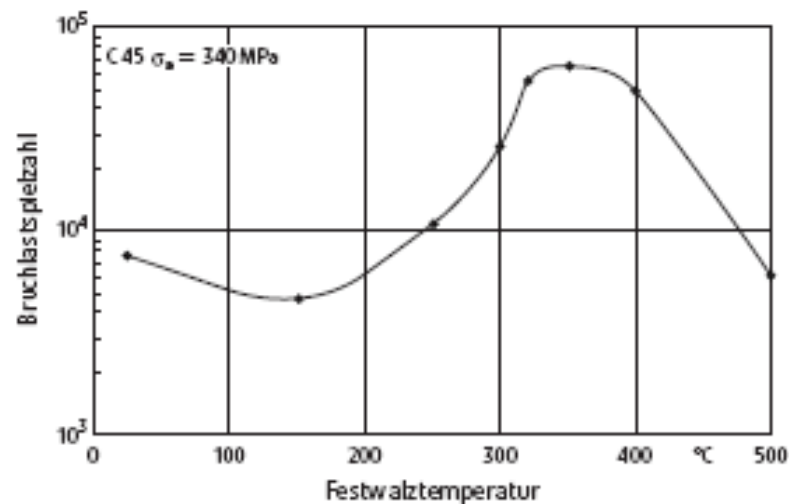
Das Kombinieren von verschiedenen Verfahren, wie z.B. das Nitrieren mit anschließender Festwalzbehandlung [77] verbessert die Schwingfestigkeit in Vergleich zu den konventionellen Methoden. Es soll aber unterschieden werden, ob die Kombination aus zwei Verfahren besteht, die im Einzelnen auch einsetzbar sind d.h. das Nitrieren und das Festwalzen oder es handelt sich, wie in Rahmen dieser Arbeit, um eine Erhöhung der Wirkung des Festwalzens durch das Nutzen zusätzliche thermische Energie.

Man unterscheidet zwischen simultanen, wenn die zwei Prozesse gleichzeitig ablaufen und konsekutiven Verfahren, wenn sie nacheinander durchgeführt werden. Zu den kombinierten Methoden zählen: Warmstrahlen, Festwalzen bei erhöhten Temperaturen, Spannungsstrahlen, Kugelstrahlen bzw. Festwalzen mit anschließendem Auslagern.

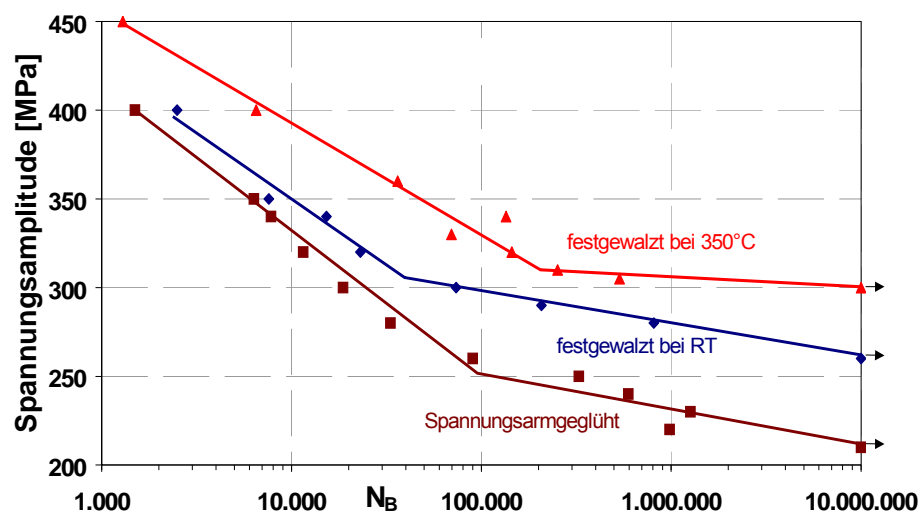
### 2.2.2.1 Simultane Verfahren

Der Begriff „Simultane Verfahren“ gilt beispielsweise für mechanische Oberflächenbehandlungen, wie das Kugelstählen oder das Festwalzen, die bei erhöhter Temperatur, also unter gleichzeitiger Zufuhr thermischer Energie, durchgeführt werden. Deshalb wirken sich sowohl das temperaturabhängige Verformungsverhalten als auch die während des Prozesses ablaufenden temperatur- und zeitabhängigen mikrostrukturellen Veränderungen auf das Prozessergebnis aus [53-56].

Das Festwalzen von erwärmten Bauteilen bzw. Proben ist ein simultanes Oberflächenverfestigungsverfahren und wird als Festwalzen bei erhöhter Temperatur bezeichnet. Lebensdaueruntersuchungen [56,57] an normalisiertem C45E zeigen, dass eine Prozesstemperatur zwischen 300°C und 400°C optimal für diese Anwendung ist (Abb.2.12). Im Vergleich zum Festwalzen bei Raumtemperatur liegen die Wechselfestigkeiten der bei 350°C festgewalzten Proben deutlich höher (Abb.2.13). Grund für die Steigerung der Lebensdauer ist die Erzeugung stabilerer Randschichtmikrostrukturen.

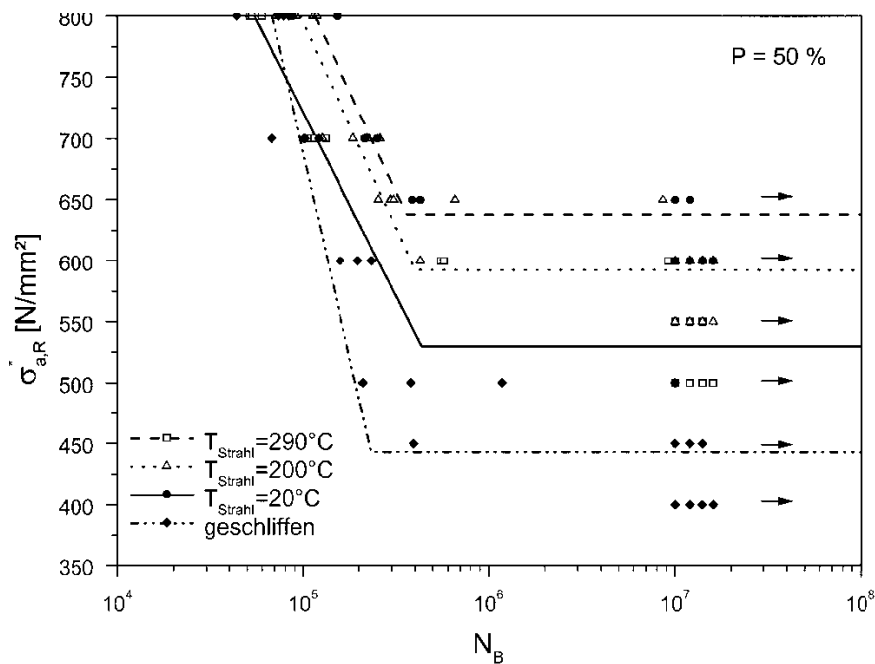


**Abb. 2.12** Einfluss der Festwalztemperatur auf die Lebensdauer beim normalisierten C45E [56]



**Abb. 2.13** Wöhlerkurven von normalisierten Ck45 [58]

Analog zum Festwalzen bei erhöhten Temperaturen nutzt das Warmstrahlen die Effekte der dynamischen Reckalterung (vgl. Abschnitt 2.3.4) für eine Stabilisierung der Mikrostruktur. Bei dieser Methode wird das Strahlgut z.B. mittels eines Heißluftofens auf eine bestimmte Temperatur erwärmt und anschließend kugelgestrahlt. Zahlreiche Untersuchungen über das Warmstrahlen haben gezeigt, dass diese Methode höhere Lebensdauern [59-65] im Vergleich zum konventionellen Kugelstrahlen erzielt. Die Wöhlerkurven in Abb. 2.14 weisen eine Steigerung der Wechselfestigkeit von 450MPa auf ca. 650MPa nach einer Warmstrahlbehandlung bei 290 °C auf.



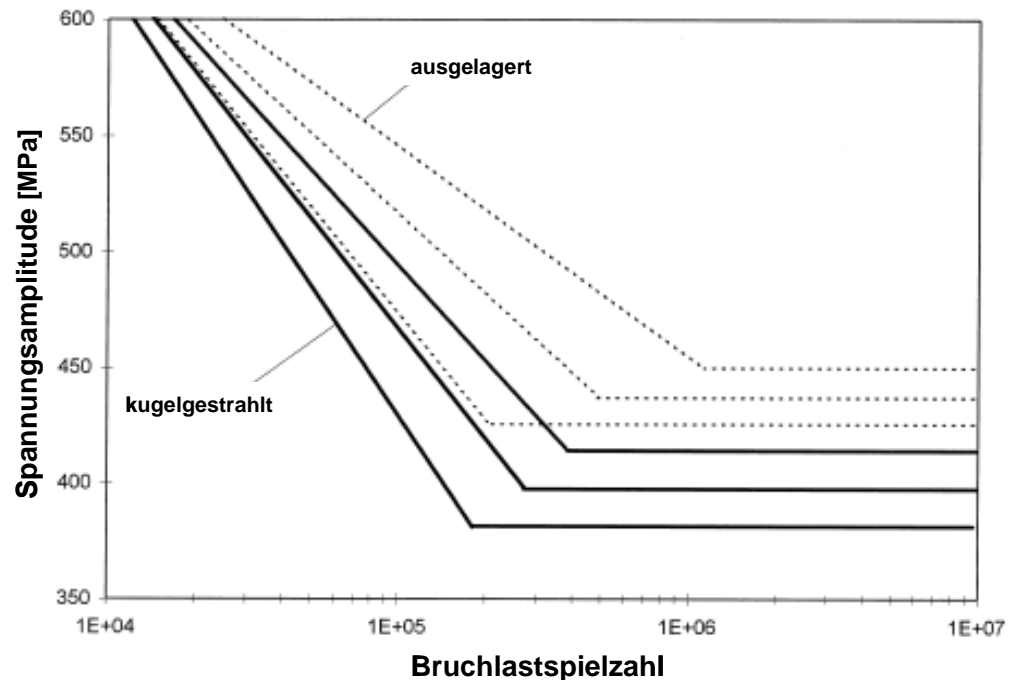
**Abb. 2.14** Wöhlerkurven von geschliffenen und bei unterschiedlichen Temperaturen kugelgestrahlten 42CrMo4 Proben für eine Bruchwahrscheinlichkeit von 50% [68]

### 2.2.2.2 Konsekutive Verfahren

Bei einer konsekutiven Behandlung werden nacheinander eine mechanische Oberflächenbehandlung sowie eine thermische Nachbehandlung durchgeführt. Am Anfang stehen die entsprechenden Oberflächenbehandlungen wie das Festwalzen oder Kugelstrahlen mit den daraus resultierenden elastisch-plastischen Deformationen. Dann erfolgt eine definierte Wärmebehandlung. Dabei werden verschiedene Wirkprinzipien unterschieden. Erstens die verfestigende Wirkung statischer Reckalterungsprozesse im unteren Temperaturbereich bei verschiedenen Werkstoffen. Zweitens wird bei ausscheidungshärtbaren Legierungen eine bevorzugte und schnellere Ausscheidungshärtung aufgrund der keimbildenden Wirkung der Gitterstörungen in den verformten Bereichen erreicht. Drittens können verformte Oberflächenschichten bei einer nachfolgenden Rekristallisation durch Kornverfeinerung verfestigt werden [66].

Die lebensdauersteigenden Effekte dieses Verfahrens wurden bereits in [67] für verschiedene kugelgestrahlte Werkstoffe, in [68] an festgewalzten Aluminiumlegierungen untersucht. Eine Auslagerung bei bestimmter Zeit und Temperatur eines kugelgestrahlten 42CrMo4 stabilisiert die eingebrachten Druckeigenspannungen, was zur Verbesserung der Zeit- und Wechselfestigkeit führt [53,64,69,70]. Abb. 2.15 stellt die Wechselfestigkeitssteigerung kugelgestrahlter und ausgelagerter C45E Proben im normalisierten Zustand gegenüber konventionell gestrahlten Proben dar. Auch in dem

Fall zeigt sich eine Verbesserung der Wechselfestigkeit gegenüber dem konventionellen Verfahren.



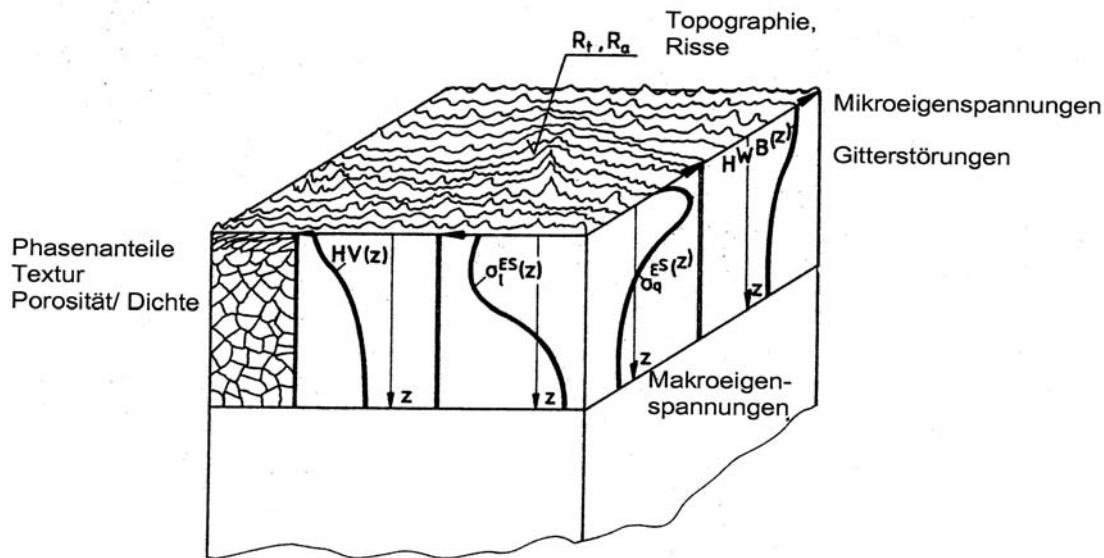
**Abb. 2.15** Wöhlerkurven mit 10 %, 50% und 90% Bruchwahrscheinlichkeit des kugelgestrahlten und anschließend ausgelagerten ( $T_A = 350^\circ\text{C}$ , 90 Sekunden) C45E normalisiert [67]

Wichtig ist bei den kombinierten konsekutiven Verfahren eine optimale Wahl der Prozessparameter insbesondere der Auslagerungszeit und -Temperatur. Ein wichtiger Punkt ist, dass während der Auslagerung zwei Prozesse stattfinden, eine statische Reckalterung begleitet durch eine thermische Relaxation der eingebrachten Druckeigenspannungen. Die thermische Eigenspannungsrelaxation wird im Abs. 2.2.5 separat diskutiert.

### 2.2.3 Auswirkungen der mechanischen Oberflächenbehandlungen auf die Mikrostruktur

Der Einfluss der Oberflächenbehandlungen auf die Randzone kann schematisch in Abb. 2.16 zusammengefasst werden. Eine Reihe von Eigenschaften wird bzw. kann verändert werden. Dazu zählen die Textur, Härte, Eigenspannungszustand und die Oberflächentopographie. Allgemein erzeugt jedes mechanische Oberflächenbehandlungsverfahren eine charakteristische Randschicht. Je nach Anwendung wird deshalb eine bestimmte mechanische Oberflächenbehandlung eingesetzt.

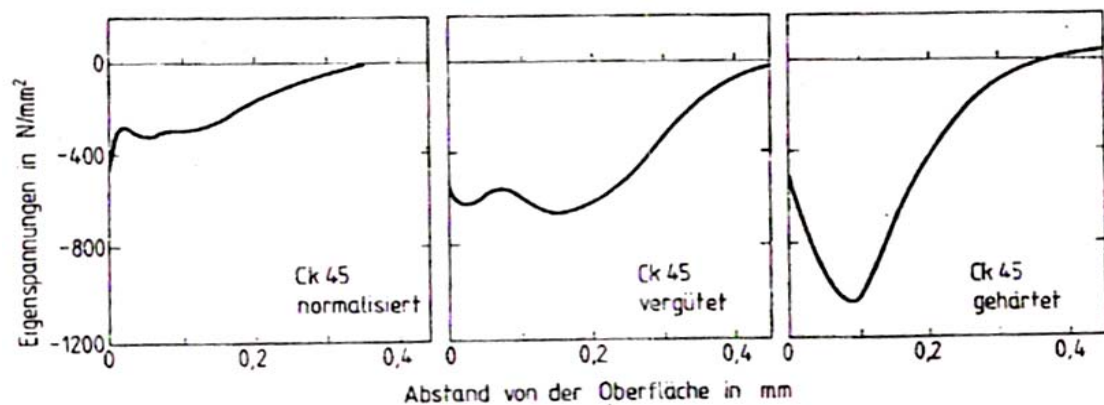




**Abb. 2.16** Mechanische Randschichtverfestigung mit entsprechenden Kenngrößen als Funktion des Oberflächenabstandes [71]

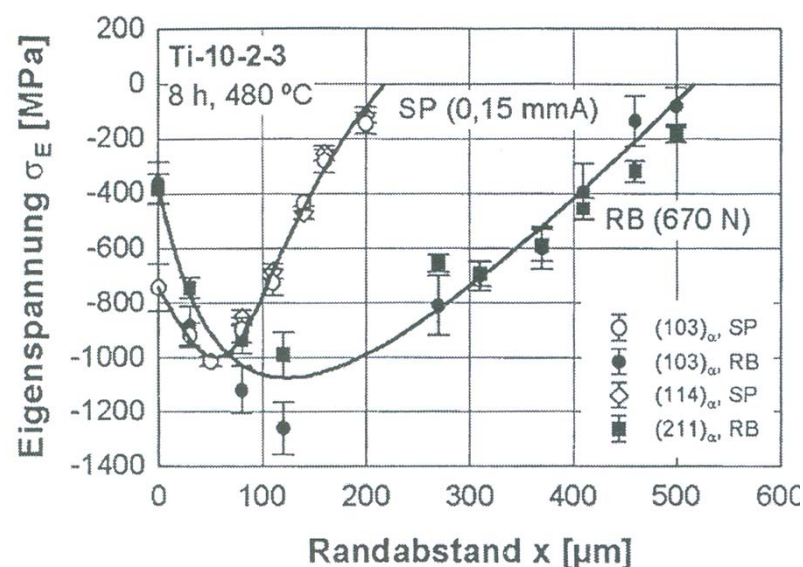
### 2.2.3.1 Auswirkung konventioneller Methoden

Das Einbringen von Druckeigenstressungen gehört zu den wichtigsten Auswirkungen der mechanischen Oberflächenbehandlungen in der Randschicht [72,73]. Es treten während des Festwalzens bzw. Kugelstrahlens örtlich Plastizierungen auf. Dadurch entstehen in der Regel Druckeigenstressungen. Diese Eigenstressungen entstehen aufgrund der Wechselwirkung zwischen der Randschicht und den darunterliegenden unbeeinflussten Bereichen. Da diese Werkstoffbereiche miteinander verbunden sind, kommt es zu keiner freien Streckung [38]. Allerdings ist zu beachten, dass die Entstehung von Druckeigenstressungen stark von der Härte des Werkstoffes abhängt (Abb. 2.17). Im normalisierten Zustand von unlegierten Stählen liegt das Maximum der Druckeigenstressungen direkt an der Oberfläche. Dagegen liegt es bei gehärteten und vergüteten Zuständen unter der Oberfläche [23]. Das liegt daran, dass bei weicheren Werkstoffzuständen eine direkte Streckung der Oberfläche überwiegt, bei harten Werkstoffen dominiert die Hertz'sche Pressung (vgl. Abb. 2.19).

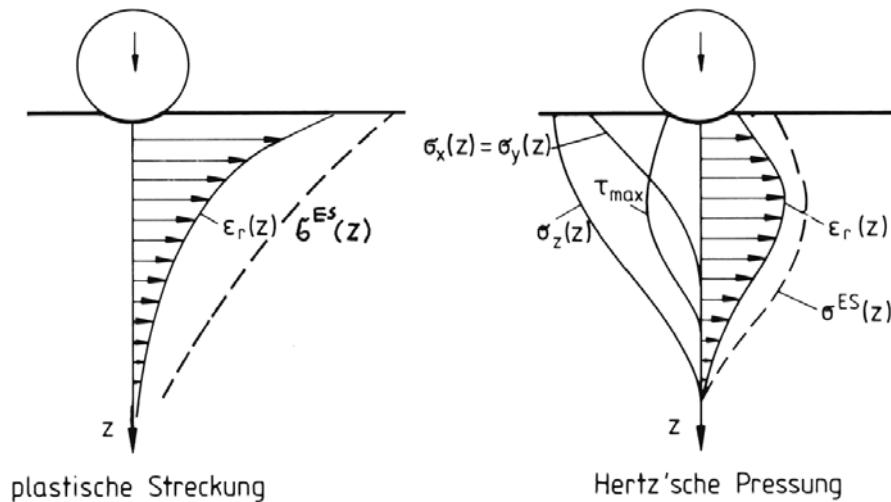


**Abb. 2.17** Eigenspannungstiefenverläufe von kugelgestrahltem Ck45 in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen [23]

Das Festwalzen sowie das Kugelstrahlen sind zwei konventionelle Verfahren, die sich nicht nur in der Oberflächenbeschaffenheit, Verfestigung und Flächenpressung unterscheiden, sondern auch in der Eindringtiefe [41] der eingebrachten Eigenspannungen. In [74] werden vergleichbaren Maximalbeträgen der Druckeigenspannungen unterschiedliche Tiefenwirkungen erreicht (Abb.2.18). Hier spiegeln sich die in vielen Fällen größeren Kontakt- bzw. Eindruckflächen beim Festwalzen gegenüber den kleineren Eindrücken der Einzelkugeln wider.

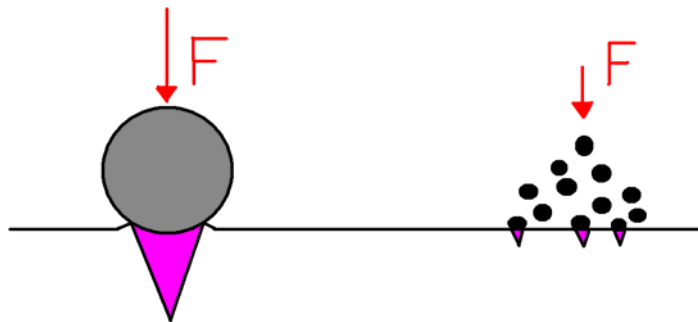


**Abb. 2.18** Eigenspannungstiefenverläufe einer Titanlegierung nach dem Festwalzen und Kugelstrahlen [74]



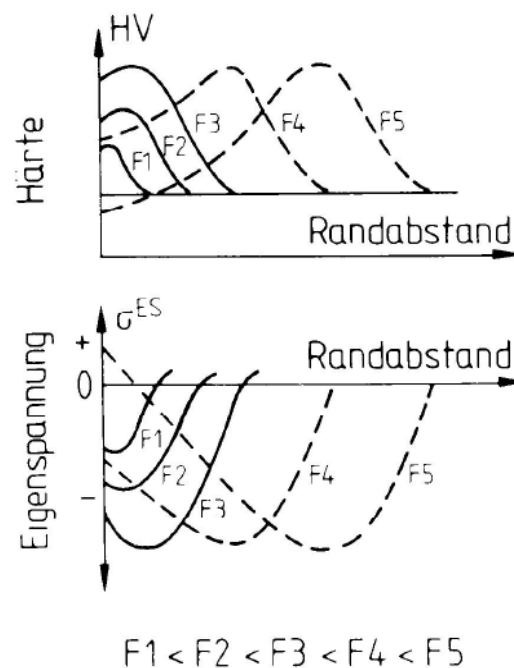
**Abb. 2.19** Resultierende Spannungsverhältnisse bei der Oberflächenbeanspruchung durch plastische Streckung und Hertz'sche Pressung [75]

Beim Festwalzen ist die Kraft, die auf das Werkstück ausgeübt wird, an einem Ort bzw. einer Kontaktfläche konzentriert. Im Gegensatz dazu ist die Kraft beim Kugelstrahlen über viele Kontaktflächen verteilt (Abb. 2.20). Während beim Festwalzen die Rauhtiefe deutlich verringert wird, nimmt die Rauheit nach dem Kugelstrahlen gegenüber dem Ausgangszustand in der Regel deutlich zu [38].



**Abb. 2.20** Flächenpressung beim Festwalzen und Kugelstrahlen bei duktilen Materialien (schematisch)

Bei den mechanischen Oberflächenbehandlungen spielen die Prozessparameter eine wesentliche Rolle um definierte Randzonen einzustellen [78-84]. Ausschlaggebend beim Festwalzen sind die Festwalzparameter Walzkraft, Überrollungszahl, Vorschub. Wie in Abb. 2.21 zu sehen ist, hat die Festwalzkraft einen direkten Einfluss auf den Eigenspannungszustand und die Härte [23] in der Randschicht.

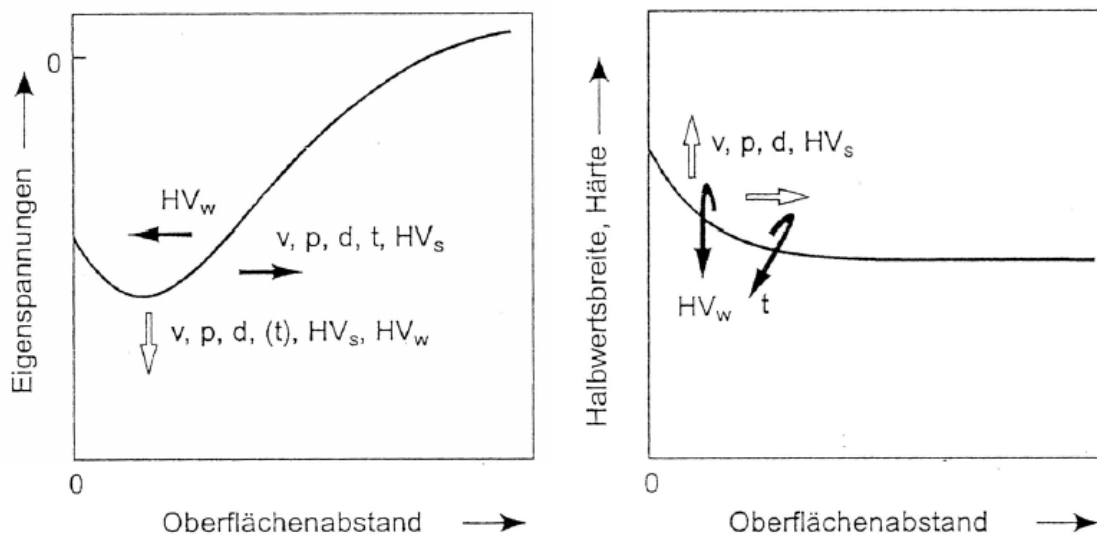


**Abb. 2.21** Einfluss der Festwalzkraft auf Härte und Eigenspannungszustand [76,77]

Im Falle des Kugelstrahlverfahrens stellt der Überdeckungsgrad einen weiteren entscheidenden Parameter dar. Er gibt an, wie oft im Mittel die Oberfläche von dem Strahlmittel (Partikeln, Kugeln) getroffen wurde.

Nachteilig wirken sich die Abweichungen im Überdeckungsgrad, Inhomogenitäten durch die Behandlung von komplizierten Geometrien (Übergängen) sowie die Erhöhung der Rauhtiefe aus. Diese Verschlechterung der Rauhtiefe führt zur Ausbildung von Mikrokerben, welche einen negativen Einfluss auf die Lebensdauer haben [39].

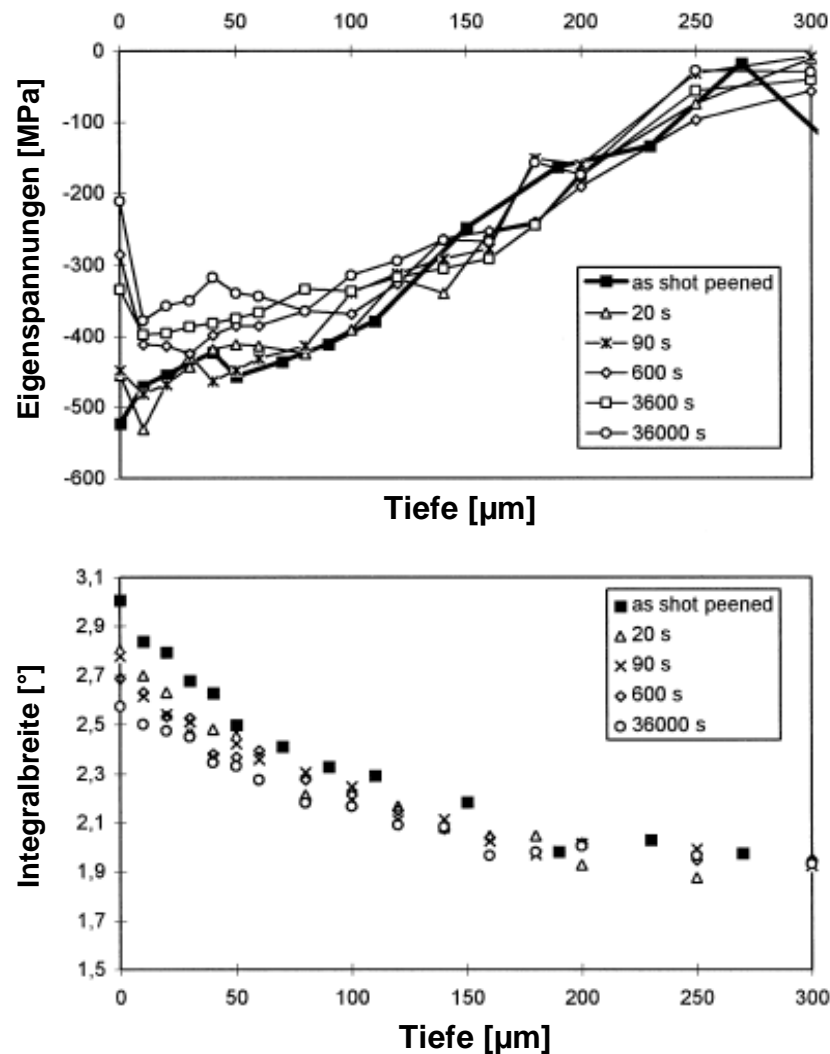
Eine Reihe von Prozessparametern beim Kugelstrahlen und ihre Auswirkungen lassen sich in der Abb. 2.22 zusammenfassen [5,81,83].



**Abb. 2.22** Einfluss der Kugelstrahlparameter auf die Eigenspannungen und Halbwertsbreite von Röntgeninterferenzlinien [81]

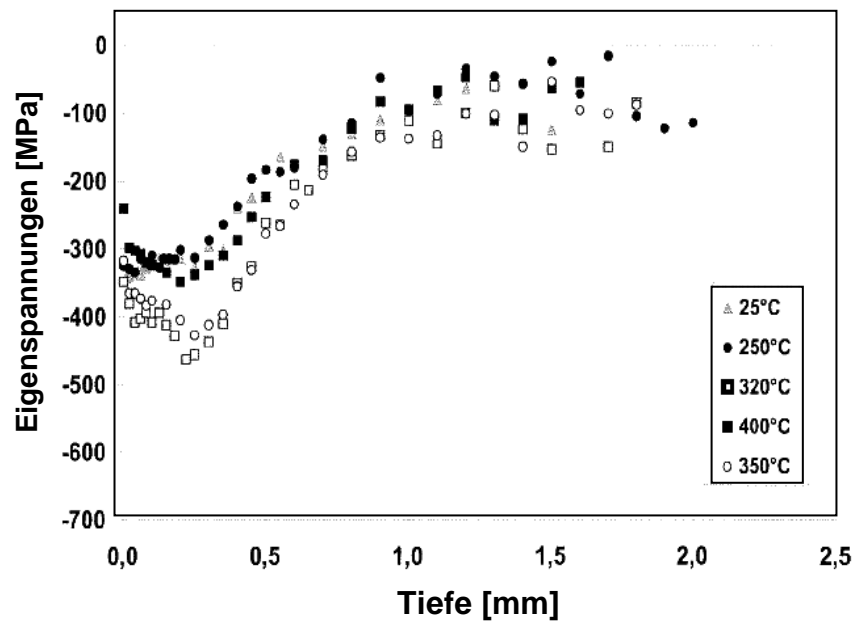
### 2.2.3.2 Auswirkung kombinierter Methoden

Wie bereits erwähnt, spielen die Auslagerungszeit und –Temperatur bei einer konsekutiven Methode eine wesentliche Rolle, da sie einen direkten Einfluss auf die Mikrostruktur der Randschicht haben. Wie in Abb. 2.23 dargestellt, ist der Eigenspannungstiefenverlauf sowie der Verfestigungszustand der kugelgestrahlten C45E Proben (normalisiert und anschließend bei 350°C für verschiedene Zeiten ausgelagert) von der Auslagerungszeit abhängig. Lange Auslagerungszeiten bedeuten höhere thermische Relaxation der eingebrachten Druckeigenspannungen und Verfestigungen.

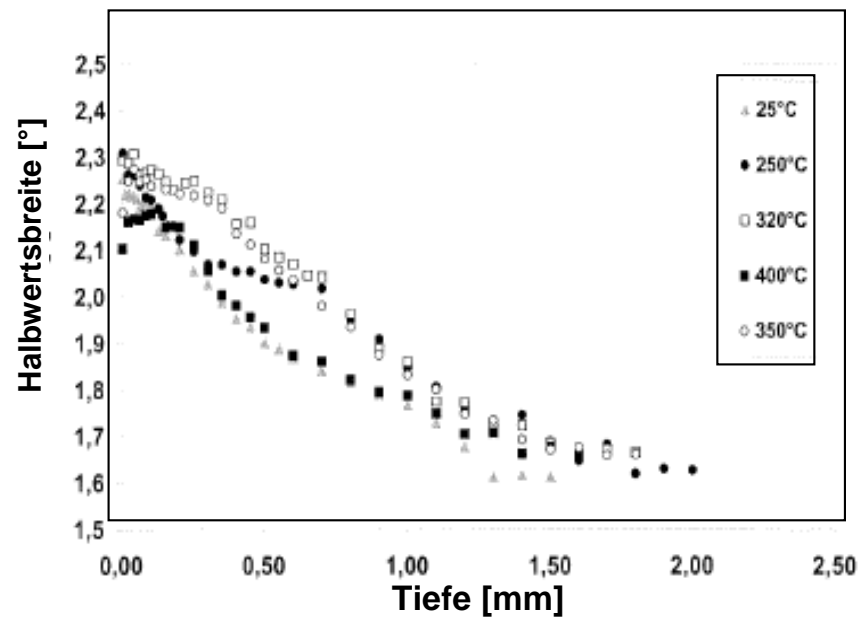


**Abb. 2.23** Eigenspannungs- und Halbwertsbreite- Tiefenverläufe kugelgestrahlter und ausgelagerten C45E Proben bei 350°C in Abhängigkeit der Auslagerungszeit [57]

Auch im Falle einer simultanen Oberflächenbehandlung spielen die Prozessparameter, insbesondere die Temperatur, eine große Rolle bei der Ausbildung der Mikrostruktur der Randschicht. Es hat sich in [58] ergeben, dass im Fall des normalisierten Stahls C45E eine Festwalzbehandlung bei 350°C zu höheren Druckeigenspannungen sowie zu höheren Verfestigungen im Vergleich zum konventionell festgewalzten Zustand geführt hat (Abb.2.24 und 2.25).



**Abb. 2.24** Eigenspannungstiefenverläufe des festgewalzten C45E (normalisiert) in Abhängigkeit der Festwalztemperatur



**Abb. 2.25** Halbwertsbreitetiefenverläufe des festgewalzten C45E (normalisiert) in Abhängigkeit der Festwalztemperatur

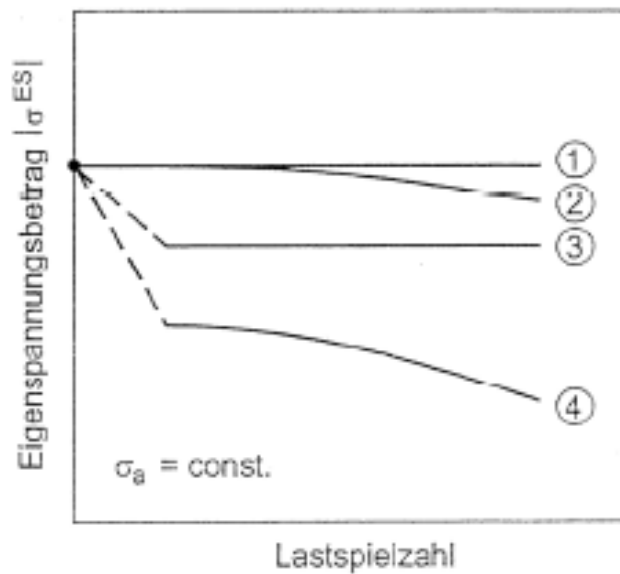
### 2.2.4 Mechanischer Eigenspannungsabbau

Während der Ermüdung kommt es im Werkstoff stets zu lokalen Veränderungen in der Mikrostruktur durch Neubildungs-, Annihilations- und Umordnungsprozesse der Versetzungen. Diese Effekte beeinflussen die Bereiche hoher Versetzungsdichte und die vorliegenden Druckeigenspannungen im Hinblick auf deren Stabilität. Die Eigenspannungstabilität unter zyklischer Beanspruchung hat erheblichen Einfluss auf die Schwingfestigkeit metallischer Werkstoffe. Ein Abbau der eingebrachten Druckeigenspannungen nach einer mechanischen Oberflächenbehandlung kann durch plastische Verformung oder auch durch Zufuhr thermischer Energie (thermischer Eigenspannungsabbau) hervorgerufen werden [85,87]. Der mechanische Eigenspannungsabbau findet nicht nur bei homogener Belastung (Zug-Druck) sondern auch bei inhomogener Belastung (z.B. Umlaufbiegung, Wechselbiegung) statt. In der Literatur findet man mehrere Untersuchungen, die sich mit der Eigenspannungsstabilität unter schwingender Belastung befassen [87-90].

Abb. 2.26 zeigt das Eigenspannungsabbauverhalten unter zyklischer Beanspruchung mit konstanter Spannungsamplitude. Man unterteilt den Abbau in vier Kategorien:

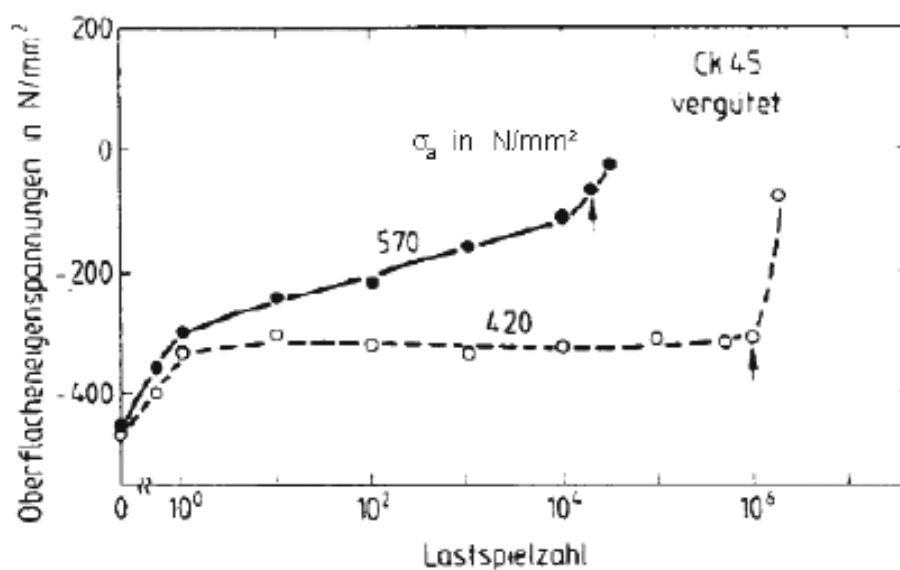
- 1- Die Eigenspannungen sind stabil und es kommt zu keinem Abbau. In diesem Fall kommt es zu keiner Überschreitung der quasistatischen und der zyklischen Streckgrenze.
- 2- Die zyklische Streckgrenze wird in den späteren Belastungszyklen überschritten und es kommt zu einem allmählichen Eigenspannungsabbau.
- 3- Hier tritt wegen der Überschreitung der quasistatischen Streckgrenze nur im ersten Lastspiel ein hoher Eigenspannungsabbau auf. Danach bleiben die Eigenspannungen stabil.
- 4- In diesem Fall beobachtet man einen erheblichen Eigenspannungsabbau während des ersten Lastwechsels, gefolgt von einem kontinuierlichen Abbau. Grund dafür ist die Überschreitung sowohl der quasistatischen als auch der zyklischen Streckgrenze.



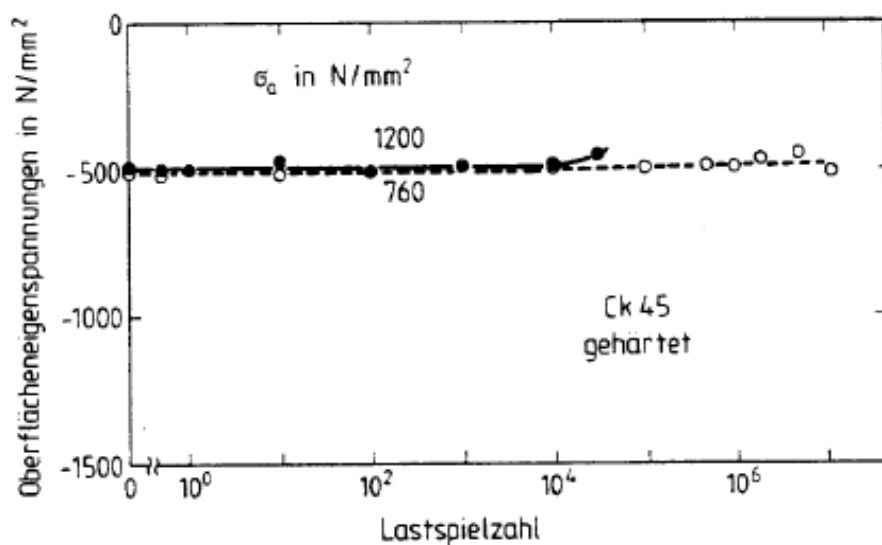


**Abb. 2.26** Eigenspannungsverläufe als Funktion der Lastspielzahl bei schwingender Beanspruchung [90]

Nicht nur die Spannungsamplitude (Abb.2.27) spielt eine erhebliche Rolle beim zyklischen Eigenspannungsabbau sondern auch der Werkstoffzustand (Abb.2.28). Bei niedrigen Werkstofffestigkeiten werden die Eigenspannungen unter zyklischer Beanspruchung stark abgebaut. Das gilt besonders während des ersten Zyklus. Je höher die Spannungsamplitude ist, desto ausgeprägter ist der Abbau [23]. Im Vergleich dazu verhalten sich die Eigenspannungen im Falle von gehärteten Zuständen und nach zyklischer Beanspruchung sehr stabil.



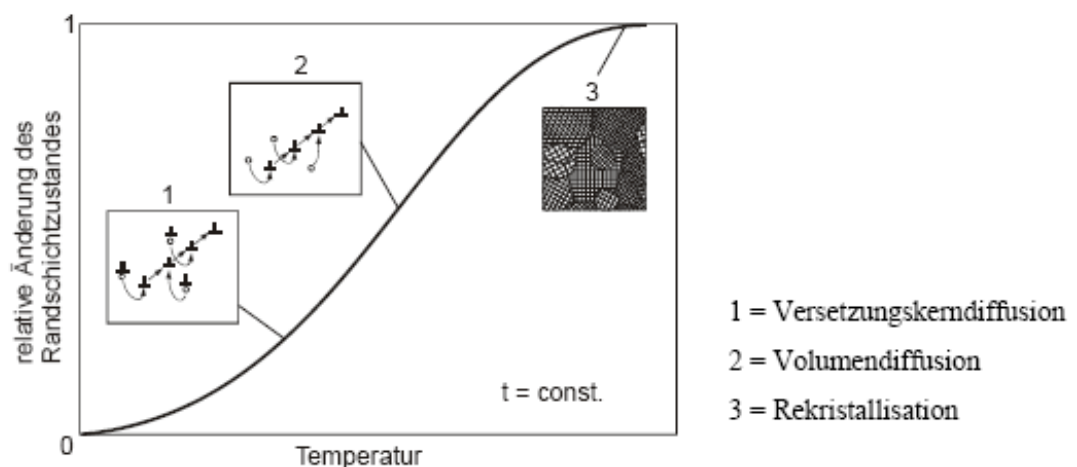
**Abb. 2.27** Oberflächeneigenspannungen kugelgestrahlter, gehärteter C45E Proben bei Biegewechselbeanspruchung mit den angegebenen Spannungsamplituden als Funktion der Lastspielzahl [23]



**Abb. 2.28** Oberflächeneigenspannungen kugelgestrahlter, vergüteter C45E Proben bei Biegewechselbeanspruchung mit den angegebenen Spannungsamplituden als Funktion der Lastspielzahl [23]

### 2.2.5 Thermischer Eigenspannungsabbau

Eigenspannungen können durch Zufuhr von thermischer Energie abgebaut werden. Zu beachten ist, dass bei dem thermischen Eigenspannungsabbau die Art der Erzeugung der Eigenspannungen und der Werkstoffzustand eine wichtige Rolle spielen. Die Abbaurate ist stark von der Temperatur und der Einwirkzeit abhängig [91]. Abb.2.29 stellt schematisch die dominierenden Prozesse bei einer konstanten Zeit für verschiedene Temperaturbereiche in der Randschicht dar.



**Abb. 2.29** Schematische Darstellung des Einflusses der Auslagerungstemperatur auf den für die Änderung des Randschichtzustands verantwortlichen Prozess [91]

In bestimmten Temperaturbereichen und bei bestimmten Werkstoffen kommt es zusätzlich zu Reckalterungseffekten.

Der Thermische Makro- und Mikroeigenstressabbau lässt sich quantitativ durch den Zener-Wert-Avrami-Ansatz (2.1) wie folgende beschreiben [89]:

$$\frac{\sigma^{ES}(t, T)}{\sigma^{ES}(t=0)} = \exp \left( - \left( C \cdot t \cdot \exp \left( \frac{\Delta H_A}{kT} \right) \right)^m \right) \quad (2.1)$$

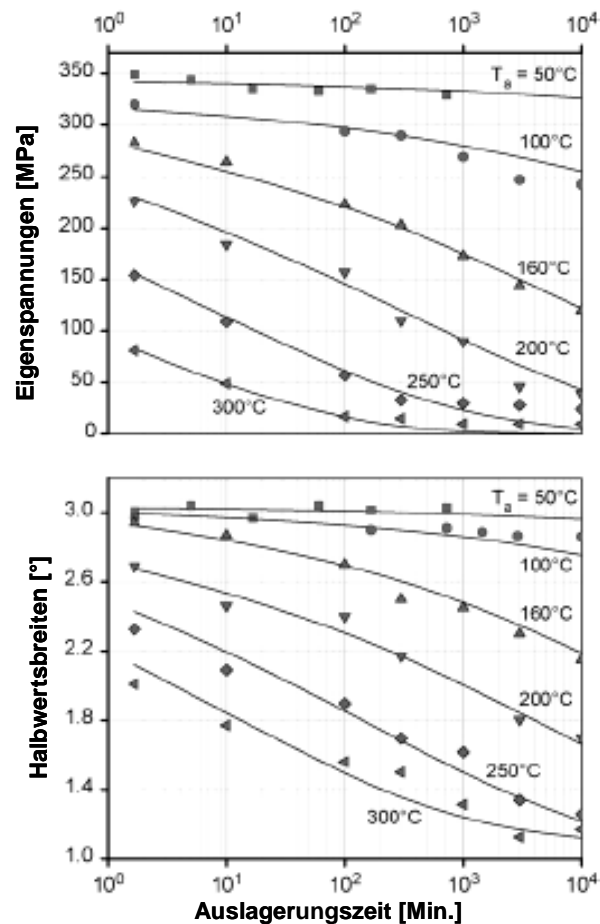
$\sigma^{ES}(t=0)$  ist der Eigenspannungswert vor der Auslagerung.  $\Delta H_A$  die Aktivierungsenthalpie des geschwindigkeitsbestimmenden Vorgangs,  $m$  ein Exponent,  $C$  eine Geschwindigkeitskonstante und  $k$  die Boltzmannkonstante.

Die folgende Gleichung (2.2) beschreibt die allgemeine Diffusion im Kristall:

$$D = D_0 \exp \left( - \frac{Q}{kT} \right) \quad (2.2)$$

Dabei ist  $Q$  die Aktivierungsenergie für die Diffusion von Interstitutionsatomen,  $D_0$  eine Konstante und  $T$  eine absolute Temperatur. Als Beispiel für  $Q = 2,7$  ist der Prozess über Leestellendiffusion gesteuert.

Der Zener-Wert-Avrami-Ansatz hat sich für eine Vielzahl unterschiedlicher metallischer Werkstoffe zur Beschreibung des thermischen Makro- und Mikroeigenstressabbaus bewährt [93-97]. In Abb. 2.30 sind exemplarisch die Makroeigenstressungen (oben) und die Mikroeigenstressungen in Form der Halbwertsbreiten (unten) einer festgewalzten härtbaren Aluminiumlegierung für verschiedene Auslagerungstemperaturen in Abhängigkeit von der Auslagerungszeit dargestellt [92].



**Abb. 2.30** Einfluss der Auslagerungszeit und Temperatur auf die absolute Werte der Oberflächen- Mikro und Makroeigenspannungen der festgewalzten AA6110 Legierung und deren Beschreibung mit dem Zener-Wert-Avrami-Satz [92]

## 2.3 Thermisch aktivierte Prozesse und ihre Auswirkungen

Die thermische Energie spielt bei den metallischen Werkstoffen eine bedeutende Rolle, denn sie hat Einflüsse auf Diffusionsprozesse, Kornwachstum, Bilden oder Auflösen von Ausscheidungen, Versetzungsbewegungen, strukturelle Veränderungen des Werkstoffes durch Phasenänderungen und Gitterumwandlungen sowie mechanische Eigenschaften [98].

### 2.3.1 Alterung

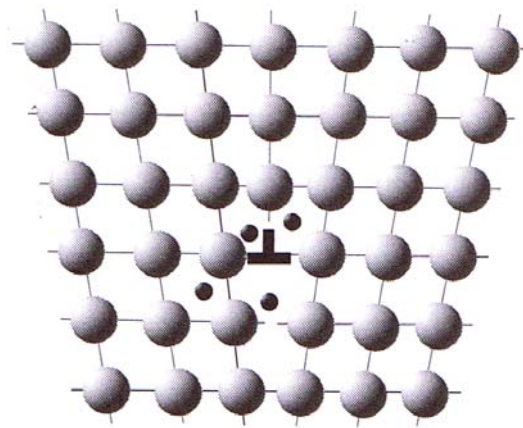
Als Alterung bei metallischen Werkstoffen bezeichnet man die Änderung bestimmter Eigenschaften (wie Zähigkeit, Bruchdehnung, Härte, Zugfestigkeit, etc) durch den Einfluss von Zeit, Temperatur und Verformung. Es wird zwischen verschiedenen Alterungen wie Abschreckalterung, Verformungsalterung (Reckalterung), natürlicher- und künstlicher Alterung unterschieden.

Als Abschreckalterung wird die Werkstoffänderung durch den Ausscheidungsprozess nadelförmiger Eisennitride oder -karbide beim Glühen, die zuvor durch schnelles Abkühlen als Stickstoff- oder Kohlenstoffatome zwangsgelöst wurden, bezeichnet.

Bei Verformungsalterung oder Reckalterung metallischer Werkstoffe kommt es zu Wechselwirkungen von Versetzungen mit Legierungsatomen (Interstitutionsatome meist Stickstoff und Kohlenstoff) nach bzw. während einer Verformung.

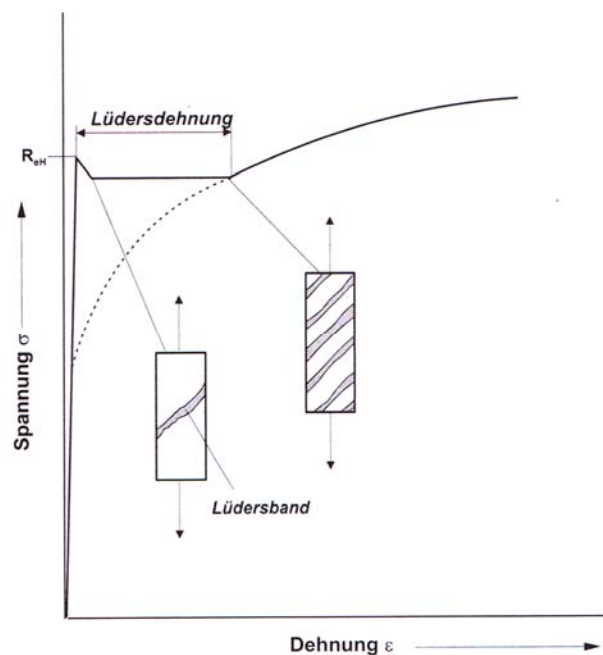
### 2.3.2 Cottrell-Wolken

Abb. 2.31 stellt schematisch die Bildung einer Cottrell-Wolke dar. Die Bildung solcher Wolken ist bedingt durch eine große Anzahl von Fremdatomen, die im Gitter gelöst sind. Das Verzerrungsfeld um eine Versetzung stellt eine energetisch besonders günstige Position für Interstitutionsatome dar. Sie ordnen sich bevorzugt im Bereich der Versetzungslinie als Cottrell-Wolken an. Dabei kommt es zu einem erhöhten Bewegungswiderstand und somit zu einer Art Verankerung der Versetzungen. Für die Weiterbewegung werden nun höhere Spannungen benötigt, da sich die Versetzungen dazu losreißen müssen. Das äußert sich in einem Spannungs-Dehnungs-Diagramm in Form einer ausgeprägten Streckgrenze zu dem sog. Lüdersband (Abb. 2.32).



**Abb. 2.31** Versetzungsblockierung durch bevorzugte Ausscheidungen von Einlageatomen sog. Cottrell-Wolken [11]

In Cottrell-Wolken ordnen sich bevorzugt interstitiell gelöste C- oder N- Atome an. Zu diesen Anordnungen kommt es wegen bestimmter Diffusionsvorgänge wobei der Prozess durch Zufuhr von thermischer Energie beschleunigt werden kann.



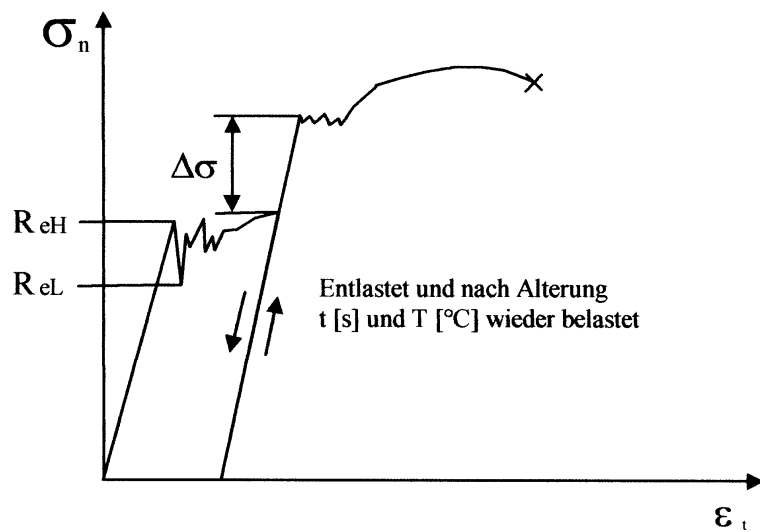
**Abb. 2.32** Lüdersdehnung im Bereich der Streckgrenze [99]

### 2.3.3 Statische Reckalterung

Die Reckalterungseffekte werden in statische und dynamische Reckalterung unterteilt, je nachdem, ob der Reckprozess und der Alterungsprozess nacheinander oder gleichzeitig ablaufen [11].

Die statische Reckalterung wird bei der plastischen Verformung und anschließender Auslagerung bei der Temperatur  $T$  für die Zeit  $t$  sowie nach Weiterverformung beobachtet. Die plastische Verformung setzt bei erneuter Beanspruchung erst bei einer um  $\Delta\sigma$  erhöhten Spannung ein (Abb. 2.33).

Infolge der elastischen Wechselwirkung zwischen den Versetzungen und den Interstitionsatomen (Zwischengitteratomen), tritt erhöhter Werkstoffwiderstand gegen die Verformung auf, was die Ursache für die Fließspannungserhöhung ist.

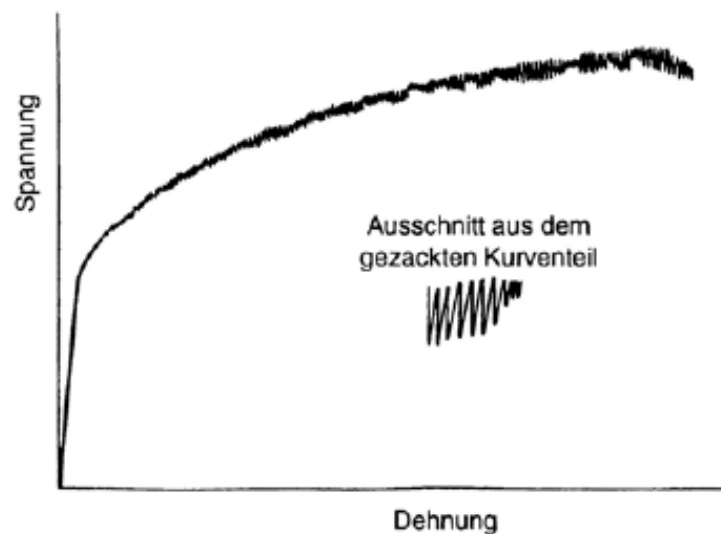


**Abb. 2.33** Schematische Darstellung der Alterungsbehandlung im Zugversuch [100]

Bei der plastischen Verformung von unlegierten Stählen findet eine Wanderung der Gleitversetzungen statt. Dabei werden blockierte Versetzungen von ihren Fremdatomwolken losgerissen und neue Gleitversetzungen erzeugt. Demnach liegen unmittelbar nach der plastischen Verformung fremdatomfreie Versetzungen bei erhöhter Versetzungsdichte vor. Die Steigerung des Verformungswiderstandes mittels Alterungsbehandlung beruht auf Neubildung der Cottrell-Wolken, die sich um die Gleitversetzungen, die den Deformationszuwachs erzeugt haben, bilden. Dieser Ablauf wird durch die Zufuhr thermischer Energie beschleunigt [98].

### 2.3.4 Dynamische Reckalterung

Die Abb. 2.34 stellt den so genannten Portevin-Le Chatelier-Effekt dar. Dieser Effekt wird auch als dynamische Reckalterung bezeichnet und ist durch eine sich ständig neu entwickelnde Streckgrenze über den gesamten Spannungs-Dehnungsbereich zu erkennen. Dabei zeigt die Spannungs-Dehnungskurve einen unstetigen gezackten Verlauf.



**Abb. 2.34** Dynamische Reckalterung (Portevin-Le Chatelier-Effekt) [11]

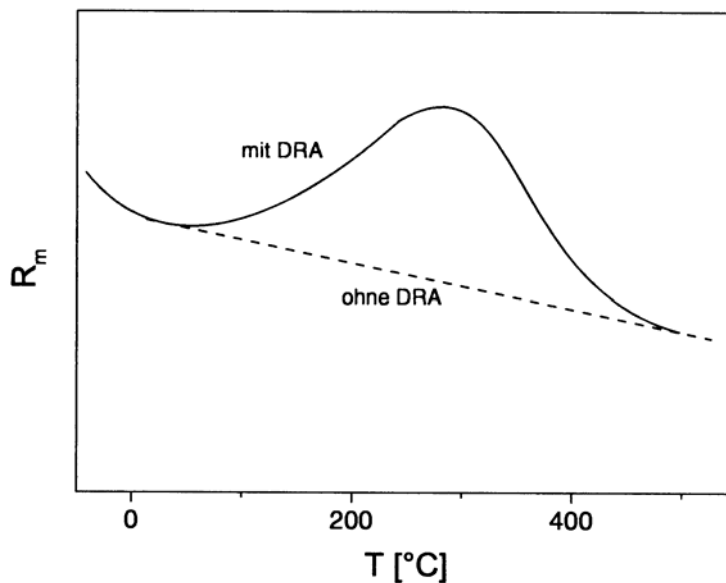
Dynamische Reckalterung tritt bei ferritischen Stählen in bestimmten Temperaturbereichen (zwischen 250°C bis 350°C) auf [101-105]. Die an den Versetzungen stabil angeordneten Fremdatome werden dadurch beweglicher und verlassen ihre bevorzugten Gitterplätze im Spannungsfeld einer Versetzung und geben damit ihre Verankerungsfunktion auf.

Durch Wechselwirkungen von Gleitversetzungen mit diffundierenden Legierungsatomen kommt es zu einer Verankerung der Versetzungen. Erst bei einer höheren Spannung ist es ihnen wieder möglich, sich loszureißen, dabei fällt die Spannung ab und das Gleiten ist wieder möglich. Wenn nun die Diffusionsgeschwindigkeit der Fremdatome das gleiche Niveau erreicht wie die Versetzungsgeschwindigkeit, führt die vergrößerte Diffusionsgeschwindigkeit zu einem „Einfangen“ und damit erneuten Verankern zuvor losgerissener Versetzungen. Dieser Vorgang wiederholt sich so lange, bis die erhöhte Versetzungsdichte zu einer Verminderung der Versetzungsgeschwindigkeit führt. Damit liegt die Geschwindigkeit der Fremdatome über der der Versetzungen.

Im Temperaturbereich der dynamischen Reckalterung bei Wechselverformung wird die Versetzungsstruktur stark beeinflusst. Bei vergüteten Stählen wird von unterdrückter Zellbildung der Versetzungen infolge von dynamischer Reckalterung berichtet. Es wurden bei dem vergüteten Stahl C45E nach Wechselbelastung neben Zellstrukturen transmissionselektronenmikroskopisch Versetzungswände in größeren ferritischen Bereichen nachgewiesen [58]. Innerhalb der Zellen werden viele Versetzungen erfasst, wobei sich zwischen den Versetzungen zusätzlich feine Ausscheidungen bilden. Die Versetzungsbewegung wird durch diese feinen Ausscheidungen gehemmt. Das



Zusammenspiel dieser feinen Ausscheidungen und der dynamischen Reckalterung verursacht eine Verminderung der plastischen Dehnungsamplituden und eine Erhöhung der zyklischen Dehngrenze. In Abb. 2.35 ist die Zugfestigkeit eines normalisierten Stahls über der Temperatur aufgetragen. Man beobachtet bei ca. 300°C einen maximalen Wert der Zugfestigkeit. Ab Temperaturen von etwa 400°C verschwindet in diesem Fall der Effekt der dynamischen Reckalterung.



**Abb. 2.35** Einfluss der dynamischen Reckalterung (DRA) auf die Zugfestigkeit bei normalem Stahl (schematisch) [53]

## 2.4 Prozessintegration

Die kontinuierliche Weiterentwicklung und Optimierung der Fertigungsprozesse sind erforderliche Maßnahmen, um industriell wettbewerbsfähig zu bleiben. Nutzen gegenüber den Wettbewerbern können nur erzielt werden, wenn ein Unternehmen seinen Fertigungsprozess effizienter strukturiert. Dies lässt sich durch die Entwicklung neuartiger Fertigungstechnologien erreichen. Darüber hinaus haben die, in der gesamten Fertigungskette anfallenden, Energiekosten zunehmend an Bedeutung gewonnen. Hier gilt es, durch eine ganzheitliche Betrachtung mit Blick auf die Ökobilanz der Prozesskette Kosten zu verringern. Zahlreiche Untersuchungen haben sich mit dieser Thematik intensiv beschäftigt. In [106,107] wurde zum Beispiel die Wärmebehandlung in das Präzisionsschmieden integriert. So war es möglich, die Prozesskette zu verkürzen und die Qualität der Bauteile zu verbessern.

Eine Verkürzung der Prozesskette durch Integration des Festwalzens in die Wärmebehandlung ist im Rahmen dieser Arbeit entwickelt worden und bietet neue Möglichkeiten zur wirtschaftlichen Endfertigung von hochbelasteten Bauteilen. Es ist durchaus

vom großen Interesse die Restwärme des Anlassprozesses für weitere Fertigungsschritte zu nutzen. So ist ein der Ziele dieser Arbeit die Untersuchung einer effizienten Integration des Festwalzens in die Wärmebehandlung mit der Ausnutzung der Restwärme aus dem Anlassprozess für die Oberflächenverfestigung.

### 3 Versuchswerkstoff, Wärmebehandlung und Probengeometrie

Der verwendete Probenwerkstoff wird laut EN-Norm 10083 Teil 1 als C45E bezeichnet. Er gehört der entsprechenden DIN EN 10020 zufolge zu den unlegierten Stählen. Die chemische Zusammensetzung des verwendeten Materials ist der Tabelle 3.1 zu entnehmen.

Werkstoffnummer: 1.1191					
C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Fe (%)
0,46	0,21	0,64	0,02	0,029	Rest

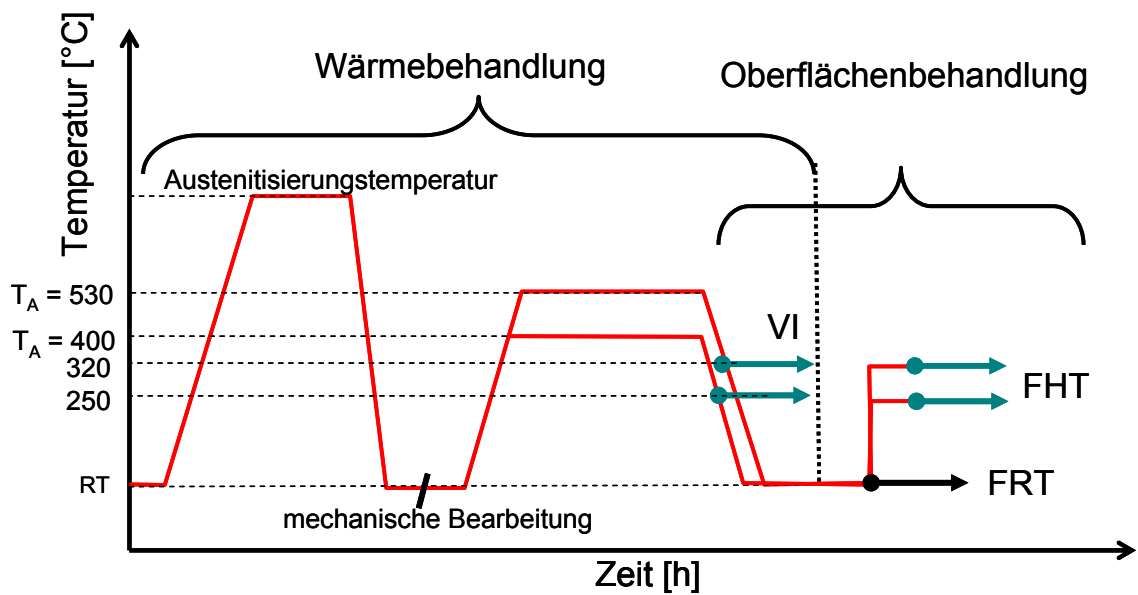
**Tabelle 3.1** Chemische Zusammensetzung C45E

#### 3.1 Wärmebehandlungszustände

Um vergütete sowie gehärtete Materialzustände herzustellen, wurden für die Wärmebehandlung zwei verschiedene Öfen verwendet. Die Austenitisierung wurde wegen einer gleichmäßigeren Wärmeübertragung im Salzbadofen der Firma Degussa durchgeführt. Das in dem Ofen eingesetzte Salz, Durferrit GS 540 wurde dazu auf eine Temperatur von ca. 850°C aufgeheizt. Die Haltezeiten beim Austenitisieren betrugen jeweils 20 min. bei den Rohlingen mit 14 mm Durchmesser und 40 min bei den Rohlingen mit einem Durchmesser von 25 mm. Anschließend wurden die Probenrohlinge im Wasser abgeschreckt. Die Anlassbehandlung erfolgte nach der Fertigstellung der endgültigen Probengeometrie. Hierfür wurde ein Umluftofen der Firma Heraeus verwendet. Insgesamt wurden zwei Vergütungszustände eingestellt. Die Anlasstemperaturen lagen bei  $T_A = 400^\circ\text{C}$  und  $T_A = 530^\circ\text{C}$ .

Die Wärmebehandlungsparameter sind in Tabelle 3.2 angegeben, in der zusätzlich die resultierenden Streckgrenzen, Bruchdehnungen und Härten (HRC) aufgeführt sind.

Abb. 3.1 stellt die durchgeführte Wärmebehandlung sowie die Erzeugung der VI-Zustände schematisch dar.

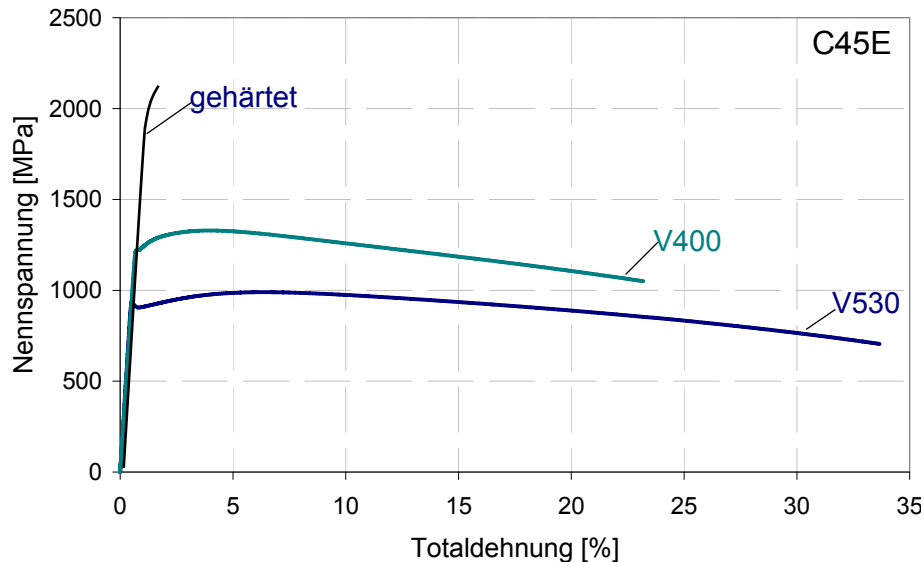


**Abb. 3.1** Schematische Darstellung der Temperaturverläufe bei der Erzeugung unterschiedlicher Werkstoffzuständen

Bezeichnung	Wärmebehandlung	R <sub>es</sub> [MPa]	A (%)	Härte (HRC)
gehärtet	850°C, 20min bzw. 40min → Wasser (RT)	2000	-	55
V400	850°C, 20min bzw. 40min → Wasser (RT) 400°C, 2h	1200	22	35
V530	850°C, 20min bzw. 40min → Wasser (RT) 530°C, 2h	900	33	24

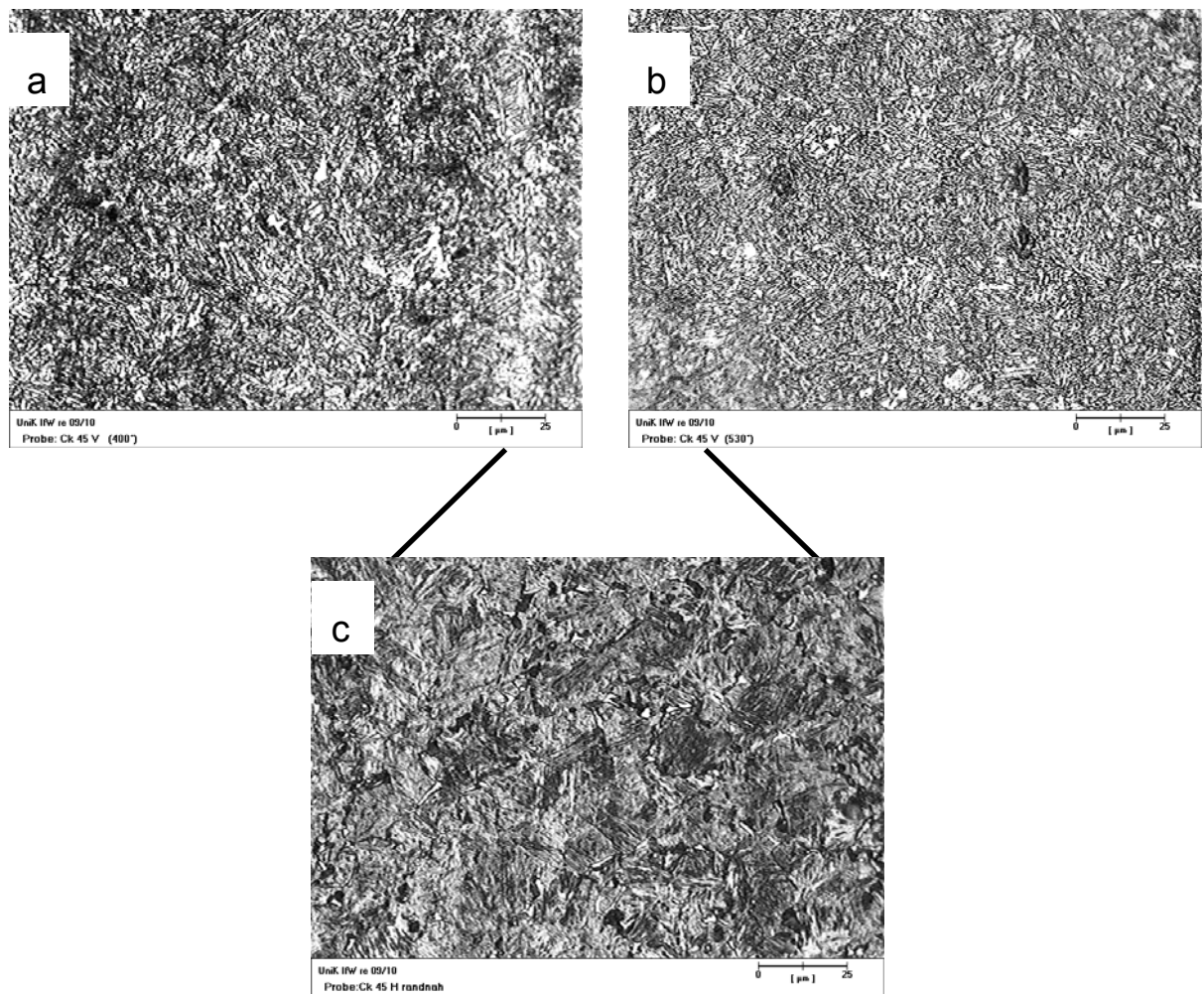
**Tabelle 3.2** Untersuchte Wärmebehandlungszustände

In Abb. 3.2 sind die Verfestigungskurven der drei Wärmebehandlungszustände dargestellt. Wie zu erwarten war, steigt die Werkstoffzähigkeit mit zunehmender Anlasstemperatur an.



**Abb. 3.2** Zugversuche der unterschiedlichen Wärmebehandlungszustände

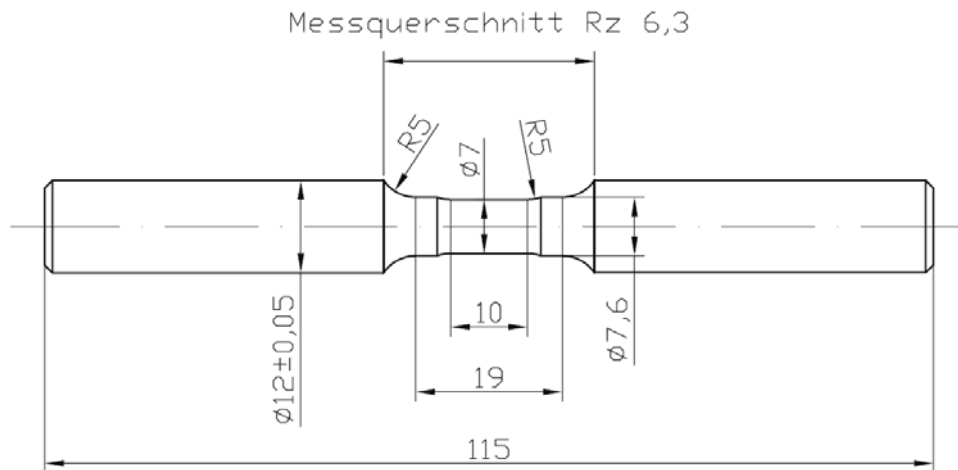
Nach der Wärmebehandlung geben lichtmikroskopische Bilder von Querschliffen einen Aufschluss über die Qualität der Wärmebehandlung. Es wurden Schliffbilder von jedem Zustand angefertigt. In Abb. 3.3a/b sind Gefügeschliffbilder der vergüteten Zustände dargestellt. Abb. 3.3c zeigt das Gefüge des gehärteten Zustands. Das Gefüge weist eine Nadelstruktur auf, die die martensitische Phase charakterisiert. Im Vergleich zum gehärteten Zustand zeigen die vergüteten Proben ein feineres Gefüge.



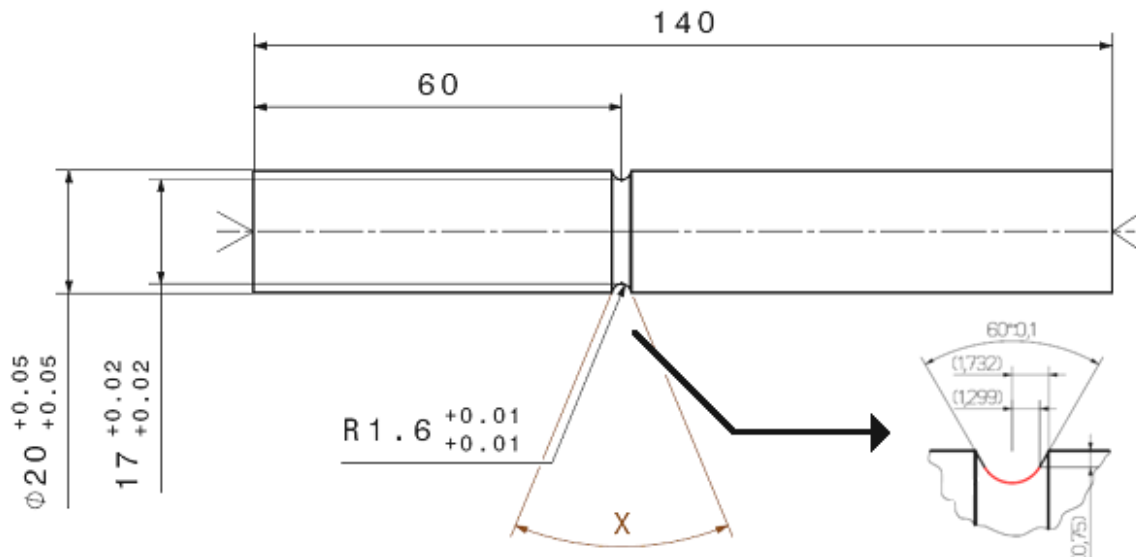
**Abb. 3.3** Mikroskopische Schliffbilder der unterschiedlichen Wärmebehandlungszustände (a: angelassen bei 400 °C, b: angelassen bei 530 °C, c: gehärtet)

### 3.2 Probengeometrie

Im Rahmen dieser Arbeit wurden sowohl glatte (Abb. 3.4) als auch gekerbte Proben (Abb. 3.5) untersucht. Der verwendete Werkstoff lag im Ausgangszustand in Form von Rundmaterial ( $\varnothing$  14 mm bzw.  $\varnothing$  25 mm) vor. Zuerst wurden Probenrohlinge herausgesägt und anschließend gehärtet (siehe Tabelle 3.2). Mittels Hartdrehen wurden die Rohlinge in ihre endgültige Probenform überführt.



**Abb. 3.4** Probengeometrie der glatten Proben



**Abb. 3.5** Probengeometrie der gekerbten Proben

Für die Zug-Druck-Ermüdungsversuche wurden die glatten Proben (Abb. 3.4) verwendet. Zur Aufnahme der Dehnungen wurden zusätzliche Vertiefungen für die Messspitzen eingebracht. Für die Dehnungsmessungen wurde ein Wegaufnehmer der Firma Eichhorn und Hausmann eingesetzt. Die Wegaufnehmerspitzen sind aus Korund ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), welche auch für Hochtemperaturversuche geeignet sind. Aus diesem Grund benötigt das Verfahren eine spezielle Kalibrierung mittels eines Laststeigerungsversuchs [108]. Für die Wechselbiegeversuche wurden die gekerbten Proben verwendet. Der Kerbfaktor beträgt bei der Kerbprobengeometrie ca.  $\alpha_k = 2$ .

## **4 Versuchseinrichtungen und Versuchsdurchführung**

### **4.1 Mechanische Oberflächenbehandlungen**

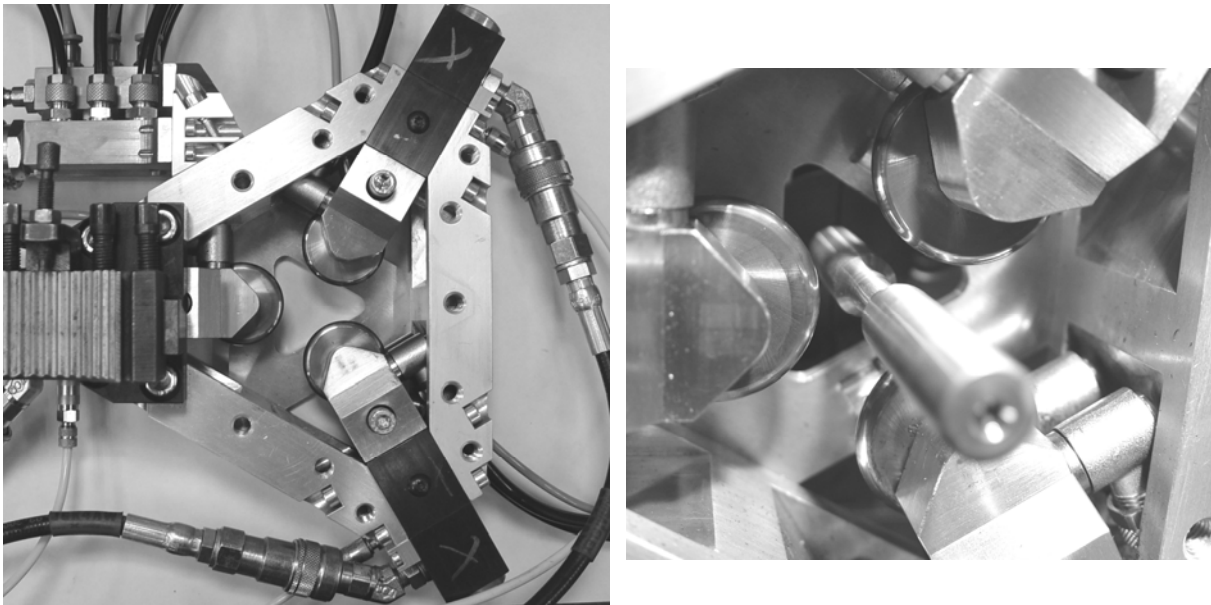
Im Rahmen dieser Arbeit wurden unterschiedliche Festwalzprozessvarianten angewendet. Drei unterschiedliche Festwalzvorrichtungen wurden eingesetzt. Eine Vorrichtung fand Einsatz bei der Behandlung von gekerbten Proben (Einstichverfahren) und die beiden anderen wurden für die glatten Proben verwendet. Untersucht wurden folgenden Oberflächenzuständen: eine konventionelle Oberflächenbehandlung bei Raumtemperatur (FRT) , eine simultane Festwalzbehandlung bei einer bestimmten erhöhten Temperatur (FHT) sowie eine in die Wärmebehandlung integriertes Festwalzprozess (VI-Zustand).

#### **4.1.1 Festwalzen bei Raumtemperatur (FRT-Zustand)**

Zum Festwalzen der glatten Proben mittels Vorschubverfahren wurde im Rahmen dieser Arbeit eine neuartige hydraulische Festwalzvorrichtung entwickelt (Abb. 4.1). Diese Vorrichtung wird sowohl zum Festwalzen bei Raumtemperatur als auch bei erhöhten Temperaturen eingesetzt. Die besondere Bauweise der Vorrichtung ermöglicht eine gleichmäßige biegefreie Oberflächenverfestigung. Dies wird durch den Einsatz von drei Hartmetallrollen, die in 120° zueinander aufgebaut sind, erreicht. Die Vorrichtung kann durch einen Wasserkreislauf gekühlt werden. Zusätzlich dazu kann eine Luftabkühlung der Festwalzrollen eingesetzt werden.

Die Festwalzbehandlung kann auf einer konventionellen Drehbank durchgeführt werden. Der hydraulische Druck, der die Festwalzrollen gleichmäßig auf die Proben drückt, ist geregelt und kann von 4 bar bis maximal 60 bar eingestellt werden. Dem entspricht ein Festwalzkraftintervall von (0,18 kN bis 2,72 kN).





**Abb. 4.1** Festwalzvorrichtung zum Festwalzen glatter Proben im Vorschubverfahren

Da es sich um eine eigens entwickelte Vorrichtung handelt, gibt es keine praxisrelevanten Festwalzparameter. Die Festwalzparameter wurden durch vorläufige Tests erfasst und sind in Tabelle 4.1 aufgelistet. Vorversuchen [109] haben gezeigt, dass Festwalzkräfte oberhalb des optimalen Bereichs zu Beschädigungen der Oberfläche führen, was zu einer Verschlechterung der Lebensdauer führte. Auch die Vorschubgeschwindigkeit war in Vorversuchen ermittelt worden, mit dem Ziel gute Wechselfestigkeiten zu erzielen. Die Bearbeitung wurde mit hoher Geschwindigkeit (850 U/min) durchgeführt, um eine kurze Bearbeitungsdauer zu erreichen. Dies ist bei der simultanen Behandlung (FHT) sowie bei dem integrierten Zustand (VI) besonders wichtig, um eine schnelle Abkühlung der Probe zu vermeiden.

	V400	V530
Festwalzkraft $F_w$ [kN]	1,5	0,73
Vorschubgeschwindigkeit [mm/U]	0,044	0,044
Drehgeschwindigkeit [U/min]	850	850

**Tabelle 4.1** Parameter der Festwalzbehandlung glatter Proben

Im Falle der gekerbten Proben wurde eine Festwalzvorrichtung der Firma Ecoroll (EF-90) mit einem Rollendurchmesser von 25 mm und einem Rollenradius von 1,5 mm eingesetzt (Abb. 4.2) vgl. auch Tabelle 4.2. Die Vorrichtung wurde in eine Fräsmaschine eingespannt. Die Geometrie des Festwalzkörpers wurde so ausgewählt, dass eine vollständige Verfestigung des Kerbgrundes gewährleistet ist. Die praxisrelevanten Festwalzparameter sind in der Tabelle 4.2 aufgelistet. Nur im Falle des gehärteten Zustands wurde mit 7 kN festgewalzt, da die Fräsmaschine es nicht ermöglichte mehr Kraft auf die Probe zu übertragen.

	<b>Gehärtet</b>	<b>V400</b>	<b>V530</b>
Festwalzkraft $F_w$ [kN]	7	3	3
Drehgeschwindigkeit [U/min]	63	63	63
Überrollungen	10	10	10

**Tabelle 4.2** Parameter der Festwalzbehandlung gekerbter Proben

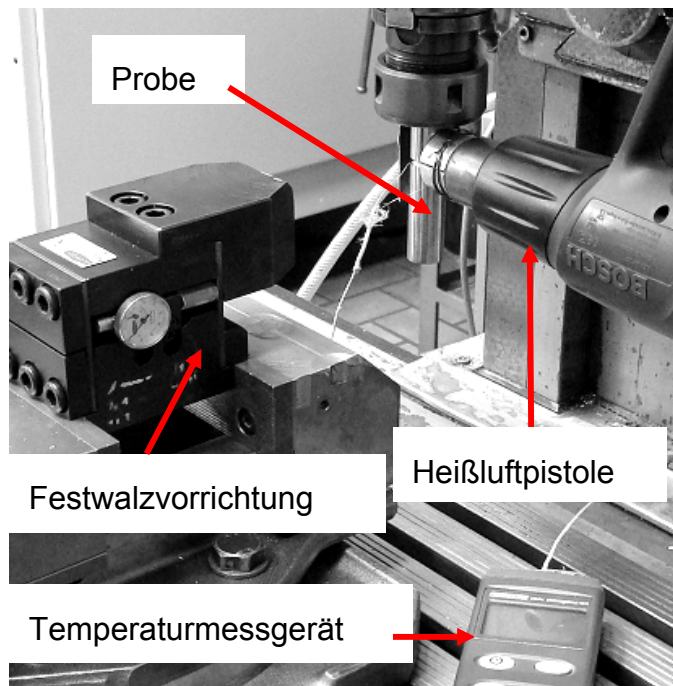
#### 4.1.2 Simultane Festwalzbehandlung: Festwalzen bei erhöhter Temperatur (FHT-Zustand)

Ein Teil der Proben wurde für die simultane Festwalzbehandlung verwendet. Hierbei wurden die Proben mittels einer Heißluftpistole auf eine höhere Temperatur gebracht und bei dieser festgewalzt. In [110] wurde mittels Lebensdaueruntersuchungen ermittelt, dass der optimale Festwalztemperaturbereich von dem Werkstoffzustand abhängt. So war für den V400-Zustand eine Festwalzbehandlung bei 250 °C am effektivsten und im Falle des V530-Zustands eine Temperatur von etwa 320 °C. Bei den gehärteten Proben lag die effektivste Temperatur bei etwa 300°C.

Um, eine Reproduzierbarkeit des Festwalzprozesses bei erhöhten Temperaturen zu gewährleisten, wurde während der simultanen Behandlung die Probentemperatur ununterbrochen mittels eines Ni/CrNi-Thermoelements überwacht. Abb. 4.2 zeigt den Aufbau des simultanen Festwalzprozesses.

Bei der Oberflächenverfestigung der gekerbten Proben wurde die Temperatur während des Festwalzens gehalten. Allerdings war es notwendig auf 40°C über der Fest-

walztemperatur zu erwärmen, da die Probe während der Behandlung um diesen Betrag abkühlt. Nach der Festwalzbehandlung wurde die Temperatur im Bereich der Kerbe nochmals gemessen um zu überprüfen, ob der Prozess erfolgreich abgelaufen ist. Als Toleranzbereich wurden Schwankungen von  $\pm 5^\circ \text{C}$  festgelegt.



**Abb. 4.2** Aufbau der simultanen Festwalzbehandlung am Beispiel der gekerbten Proben

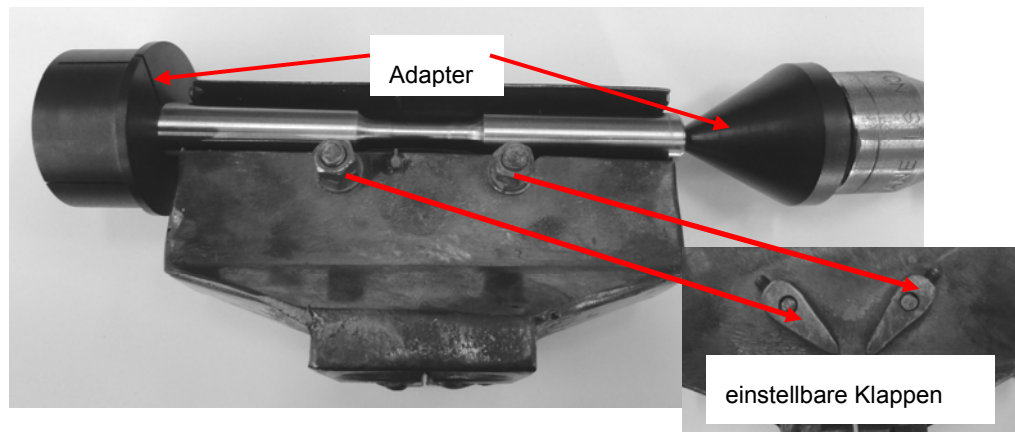
Mit einer speziell für die glatten Proben entwickelte Aufheizdüse wurde eine gleichmäßige Erwärmung über die gesamte festzuwalzende Probenlänge gewährleistet. Die Wärme konnte mit Hilfe zweier Klappen gezielt verteilt werden. Die Aufheizdüse wurde während des Festwalzprozesses aus dem Arbeitsbereich geschwenkt.

Damit die eingebrachte Wärme nicht zu schnell in das Einspannfutter der Drehbank abfließen kann, sind isolierende Kunststoffadapter entwickelt worden.

Die Kunststoffadapter (Abb.4.3) sind aus Celazole PBI. Dieser Kunststoff zeichnet sich vor allem durch seine extrem hohe Temperaturfestigkeit bis hin zu  $310^\circ\text{C}$  aus. Kurzfristig kann er bis  $500^\circ\text{C}$  eingesetzt werden. Er behält seine hervorragenden mechanischen Werte über einen weiten Temperaturbereich.

Die spezielle Aufheizdüse besteht innen aus zwei einstellbaren Klappen, die die Heißlufteströmung effizient auf die Probenbereiche verteilen kann. So war es möglich, die eingespannte Seite der Probe schneller zu erwärmen und den optimalen Temperaturbereich zum Festwalzen zu erreichen.

Bei der simultanen Festwalzbehandlung der glatten Proben war es notwendig die Proben des V530-Zustands auf eine Anfangstemperatur von 380 °C zu bringen, damit eine Prozessendtemperatur von 260 °C vorliegt. So ergab sich eine mittlere Prozess-temperatur von etwa 320 °C. Im Falle des V400-Zustands lagen die Anfangstemperatur bei 300 °C und die Endtemperatur bei 200 °C. Auch in diesem Fall wurde der Festwalzprozess kontinuierlich überwacht.



**Abb. 4.3** Kunststoffadapter und Heizdüse für die glatten Proben

#### **4.1.3 Simultane Festwalzbehandlung mit Ausnutzung der Anlasswärme (VI-Zustand)**

In diesem Fall wurde der Festwalzprozess in die Wärmebehandlung integriert. Die angelassenen Proben wurden direkt aus dem Anlassofen genommen und in die Dreh- bzw. Fräsmaschine gespannt und bei Erreichen der optimalen Temperatur festgewalzt. Der erzeugte Zustand wurde als VI-Zustand definiert. Bei der Herstellung dieses Oberflächenzustandes muss darauf geachtet werden, dass eine Charge von maximal 5 Proben gleichzeitig angelassen werden kann, um zu vermeiden, dass die Proben längere Zeit im Anlassofen stehen. Wird von einer Prozessdauer (Restzeit, Festwalzzeit etc.) von 3 Minuten je Probe ausgegangen, so bleibt die zuletzt behandelte Probe maximal 15 Minuten länger im Ofen als die zu erst entnommene. Die Auswirkung der zusätzlichen Zeit hat keinen Einfluss auf das Gefüge bzw. mechanischen Eigenschaften der vergüteten Proben und kann somit vernachlässigt werden.

Auch hier wurde die Behandlung ständig mittels eines Ni/CrNi-Thermoelements überwacht.

## 4.2 Auslagerungsbehandlung

Für die Untersuchungen der Effekte der statischen Reckalterung auf die Schwingfestigkeit und die mechanischen Kennwerte, wurden glatte Proben mit einer definierten plastischen Vorverformung von  $\varepsilon_p = 3 \%$  sowie konventionell festgewalzte glatte Proben mit bestimmten Temperatur-Zeit Kombinationen ausgelagert.

## 4.3 Statische Prüfung und Auslagerungsbehandlungen

Für die Zugversuche wurde eine hydraulische Universalprüfmaschine (Typ Zwick) mit einer maximalen Prüfkraft von 100 kN eingesetzt. Die Prüfgeschwindigkeit lag bei 2 mm /min. Für die Untersuchungen der Effekte der statischen Reckalterung auf die Streckgrenzenerhöhungen wurden vergütete Proben 3 % plastisch vorverformt, ausgelagert bei unterschiedlichen Zeit/Temperatur Kombinationen und anschließend bis zum Bruch wieder belastet. Die daraus resultierende relative Veränderung der  $R_{p0,2}$  <sub>(RT)</sub>-Grenze der wiederbelasteten vorverformten Probe ohne Auslagerung zu den  $R_{p0,2}$ -Grenzen der zusätzlich ausgelagerten Proben wurden ausgewertet.

Des Weiteren wurden Untersuchungen einer konsekutiven Festwalzbehandlung auf die Schwingfestigkeit glatter Proben untersucht. Hierbei wurden festgewalzte Proben bei unterschiedlichen Zeit/Temperatur Kombinationen ausgelagert, um die Effekte der statischen Reckalterung auf die Wechselfestigkeit zu untersuchen.

## 4.4 Schwingfestigkeitsuntersuchungen

### 4.4.1 Zug-Druck-Wechselversuche

Die Zug-Druck-Wechselbeanspruchungen erfolgten mit einer servohydraulischen 64 kN Prüfmaschine der Firma Schenk. Die Versuche wurden spannungskontrolliert mit einem Lastspannungsverhältnis von  $R = -1$  bei Raumtemperatur durchgeführt. Die Versuchsführung erfolgte bei einer Frequenz von 5 Hz und sinusförmigem Kraft-Zeit-Verlauf. Die Rundproben wurden in Spannköpfen der Fa. Roell & Amsler hydraulisch eingespannt. Nach Versuchsende wurden daraus die Spannungsamplitude  $\sigma_a$ , die Mittelspannung  $\sigma_m$  und die plastische Dehnungsamplitude  $\varepsilon_{a,p}$  als Funktion der Lastspielzahl bestimmt. Für Durchläufer wurde die Grenzlastspielzahl auf  $10^6$  Lastspiele festgelegt.

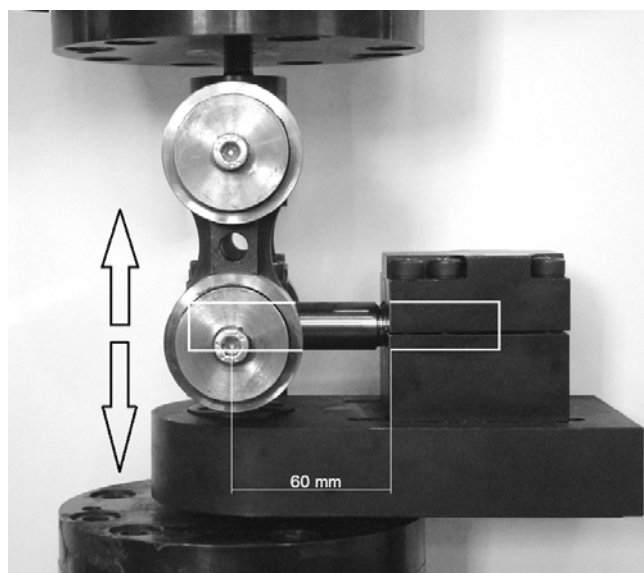
Auch für die Ermittlung der zyklischen Streckgrenze  $R_{p0,08\text{zykl}}$  für die Untersuchungen der statischen Reckalterungseffekten auf die zyklischen mechanischen Eigenschaften

vergüteter Proben, wurden vorverformte vergütete Proben ohne und mit Auslagerung dynamisch wiederbelastet. Es wurden Laststeigerungsversuche durchgeführt, bei denen nach jeweils 200 sinusförmigen Zyklen mit einer Frequenz von 5 Hz, die Spannungsamplitude um 50 MPa erhöht wurde, bis zum Versagen der Probe. Für eine plastische Dehnungsamplitude von 0,08 % werden die Daten nach unterschiedlichen Auslagerungsbehandlungen in Form von ZSD-Kurven zusammengefasst.

#### 4.4.2 Biegewechselversuche

Die Biegewechselversuche erfolgten mit einer servohydraulischen 35 kN Prüfmaschine der Firma Zwick/Roell. Eine spezielle Biegevorrichtung wurde für die Ermüdungsversuche der Kerbproben entwickelt (Abb. 4.4). Die Versuche wurden spannungskontrolliert mit einem Lastspannungsverhältnis von  $R = -1$  bei Raumtemperatur durchgeführt. Die Versuchsfrequenz betrug 5 Hz.

Die Proben wurden hierbei mit der kürzeren Seite bis unmittelbar an den Kerbrand fest eingespannt, so dass das maximale Biegemoment direkt im Kerbgrund auftritt. Auf der anderen Seite wurden sie in einem doppelt gelagerten Aufnehmer gespannt, der die Kraft in die Probe einleitet. Der Abstand vom hinteren Kerbrand bis hin zum Krafteinleitungspunkt betrug 60 mm.

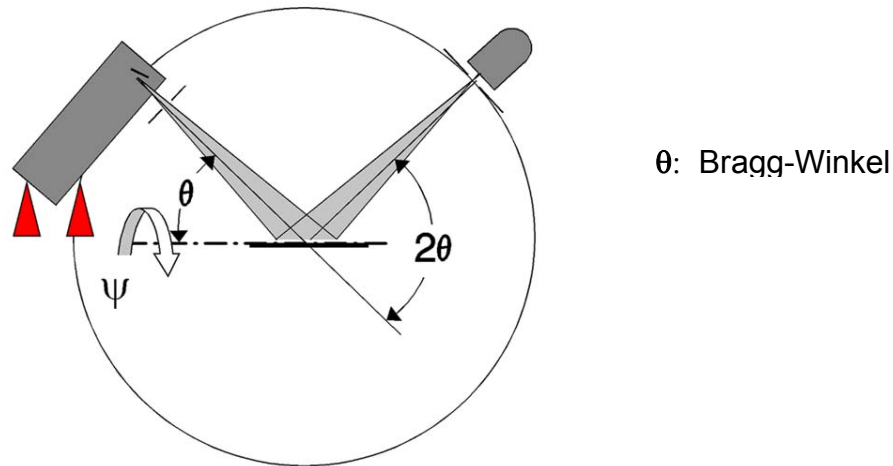


**Abb. 4.4** Aufbau der Wechselbiegeversuche

Die Ergebnisse der Wechselbiegung wurden in Biegespannungsamplituden (also reine Nennspannungen) dargestellt. Diese Spannungen wurden ohne Berücksichtigung des Kerbfaktors berechnet.

#### 4.5 Röntgenographische Untersuchungen

Die Eigenspannungsermittlungen erfolgten nach dem  $\sin^2\psi$ -Verfahren [112] durch Gitterdehnungsmessungen an den  $\{211\}$ -Ebenen des Ferrits in einem  $\psi$ -Diffraktometer der Firma Siemens, dessen Aufbau schematisch in Abb. 4.5 gegeben ist.



**Abb. 4.5** Schematischer Aufbau eines  $\psi$ -Diffraktometers [112]

Für die Messauswertungen wurde ein Elastizitätsmodul  $E = 210.000 \text{ N/mm}^2$  und eine Querkontraktionszahl  $\nu = 0,28$  zugrunde gelegt.

Alle Messungen wurden mit  $\text{Cr-K}\alpha$ -Strahlung durchgeführt. Als röntgenographische Elastizitätskonstante wurde  $\frac{1}{2} s_2 = 6,09 \times 10^{-6} \text{ mm}^2/\text{N}$  verwendet. Abhängig von der Probengeometrie wurden die Parameter der Eigenspannungsmessung für glatte und gekerbte Proben angepasst (Tabelle 4.3).

Der Detektor war mit einem  $\text{K}\beta$ -Filter aus Vanadium und einer  $1^\circ$  Symmetrieungsblende zur Begrenzung des Röntgenstrahls ausgestattet.

	Gekerbt	Glatt
Kollimatordurchmesser [mm]	0,5	1
Haltezeit [s]	6	0,2
$2\theta$ [°]–Bereich	$148 \leq 2\theta \leq 164$	$148 \leq 2\theta \leq 164$
$\psi$ -Winkel	-45 bis 45	-45 bis 45
Schrittweite [°]	0,2	0,1

**Tabelle 4.3** Für die Eigenspannungsmessungen verwendeten Parameter

#### 4.6 Mikrohärteprüfung

Die Mikrohärtemessungen wurden an Probenquerschliffen mit einem Martenshärteprüfgerät der Firma Fischer (Abb. 4.6) durchgeführt. Die Prüflast betrug 2000 mN und als Eindringkörper kam eine vierseitige Diamantpyramide mit einem Spitzenwinkel von  $136^\circ$  (Vickers-Indenter) zum Einsatz. Die Prüfkraft wurde innerhalb von 15 Sekunden auf die Probe aufgebracht. Als Messgrößen erhält man die Wertepaare Kraft und Eindringtiefe bei der zugehörigen Zeit. Diese wurden während des Prüfablaufs in 0,1 sec Schritten detektiert. Aus der gemessenen Eindringtiefe wird die Eindruckoberfläche  $d$  errechnet. Anschließend wird über die Vickers-Formel die Härte HV bestimmt.



**Abb. 4.6** Fischerscope H100



#### **4.7 Mikroskopische Untersuchungen**

Um qualitative Aussagen über Rissentstehung und Rissausbreitung treffen zu können, wurden die Bruchflächen mittels eines Lichtmikroskops der Firma Keyence analysiert. Außerdem wurden bei den gekerbten Proben, die  $10^6$  Lastzyklen (Durchläufer) ohne Bruch überstanden haben, Rissfortschrittsuntersuchungen durchgeführt. Dabei wurden Längsschliffe der Proben präpariert. Dazu wurden zunächst die geschnitten Flächen in einer Kunststoffmasse eingebettet. Dann wurden die Proben geschliffen und im Anschluss poliert. Danach konnte die Risslänge in den Längsschliffen gemessen werden.

## 5 Versuchsergebnisse

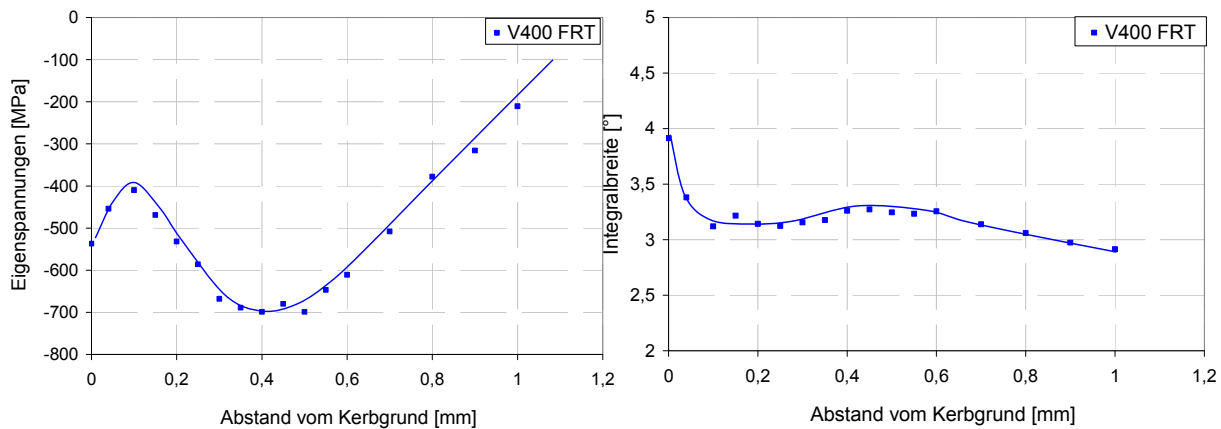
### 5.1 Konventionelle Festwalzbehandlung (FRT) (V400-Zustand)

#### 5.1.1 Randschichtzustand

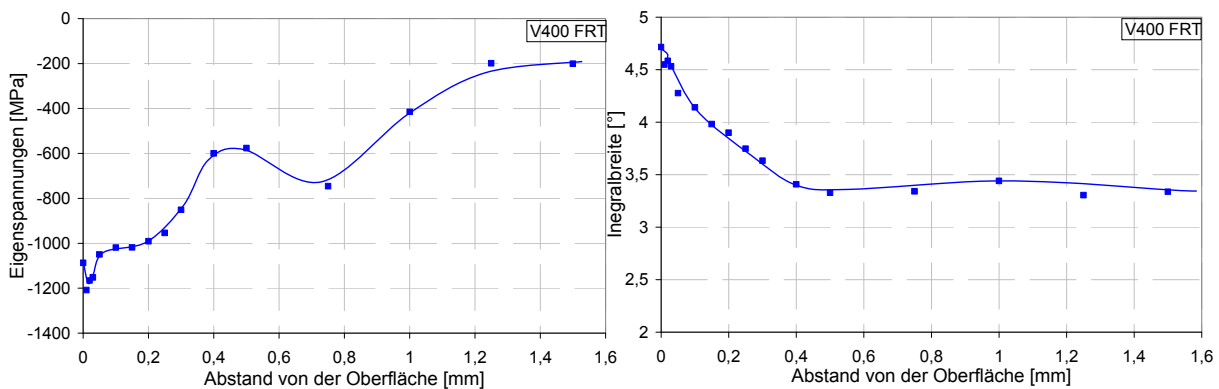
Um eine ausführliche Charakterisierung der Randschichtmikrostruktur beider verwendeter Probengeometrien zu erzielen, wurden Eigenspannungs- und Halbwertsbreiten-tiefenverläufe sowie Härtetiefenverläufe an allen Oberflächenzuständen durchgeführt (konventionell festgewalzt, festgewalzt bei erhöhter optimalen Temperatur und festgewalzt mit Ausnutzung der Restwärme aus der Anlassbehandlung).

Die Tiefenverteilung der Makro- und Mikroeigenspannungen der konventionell festgewalzten gekerbten Proben sind in Abb. 5.1 dargestellt. Abb. 5.2 zeigt die Tiefenverteilung der Makro- und Mikroeigenspannungen nach der mechanischen Oberflächenverfestigung der glatten Proben. Die im Einstichverfahren festgewalzte Kerbprobe zeigt ein Maximum der Druckeigenspannungen von etwa -700 MPa in einem Abstand von 0,4 mm vom Kerbgrund. Der Oberflächenwert liegt bei etwa -580 MPa. Bis zu einer Tiefe von 0,1 mm gehen die Druckeigenspannungen auf ca. -400 MPa zurück, um dann wieder anzusteigen. Die Tiefenverteilung kann also in drei Bereichen unterteilt werden. Der erste Bereich, wo die Druckeigenspannungen abfallen (vom Kerbgrund bis 0,1 mm), der zweite Bereich, wo die Druckeigenspannungen wieder ansteigen (von 0,1 mm bis 0,4 mm) und der letzte Bereich, der eine kontinuierliche Abnahme der Makroeigenspannungen zeigt. Die Integralbreiten erreichen einen maximalen Wert von ca. 4 ° unmittelbar im Kerbgrund. Die Tiefenwirkung liegt bei etwa 0,1 mm. Ab diesem Abstand vom Kerbgrund fallen die Werte der Integralbreite leicht ab.

Abb. 5.2 zeigt die Eigenspannungen der festgewalzten glatten Proben. Der Verlauf der Makroeigenspannungen kann auch hier in drei Bereichen unterteilt werden. Der erste Bereich verläuft vom Rand bis zu einer Tiefe von 0,4 mm. In 20 µm Tiefe befindet sich das Maximum der Druckeigenspannungen von -1200 MPa. Der zweite Bereich liegt zwischen 0,4 und 0,8 mm. In diesem Bereich pendeln die Werte der Eigenspannungen zwischen -600 und -790 MPa. Der dritte und letzte Bereich zeigt einen monotonen Abfall der Druckeigenspannungen. Der Verlauf der Integralbreiten der glatten Proben ist ähnlich der Integralbreiten der gekerbten Proben. Der maximale Wert liegt bei 4,7 ° und ist direkt an der Oberfläche. Die Tiefenwirkung erreicht 0,4 mm. Ab 0,4 mm ist der Wert fast konstant bei 3,4 °.



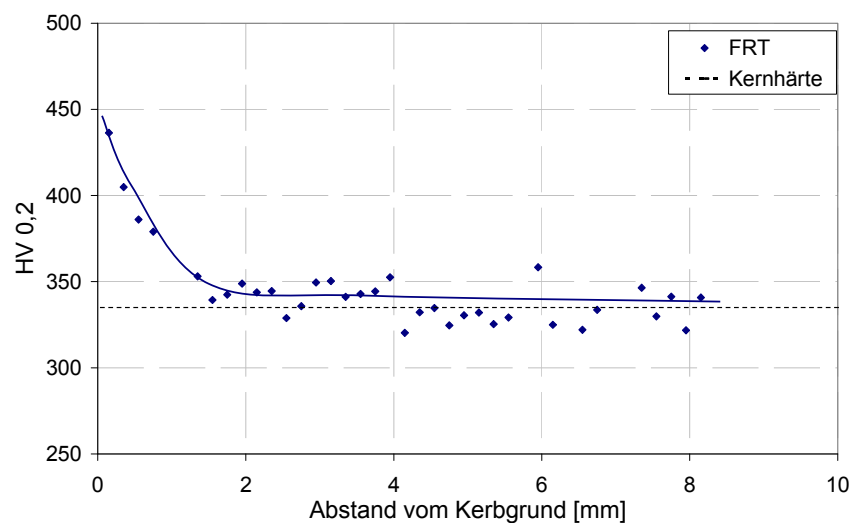
**Abb. 5.1** Makroeigenspannungen- und Integralbreitentiefenverteilung der bei Raumtemperatur festgewalzten gekerbten Proben des V400-Zustands



**Abb. 5.2** Makroeigenspannungen- und Integralbreitentiefenverteilung der bei Raumtemperatur festgewalzten glatten Proben des V400-Zustands

Festzuhalten ist, dass je nach angewandten Festwalzverfahren (Vorschub / Einstich), bei beiden Probengeometrien eine charakteristische Mikrostruktur vorliegt.

Infolge einer konventionellen Festwalzbehandlung zeigt die Mikrohärtetiefenverteilung im Kerbgrund (Abb. 5.3) eine Randhärtesteigerung von 340 HV auf 450 HV. Bei etwa 1,7 mm Abstand zum Kerbgrund liegt der HärteWert wieder im Bereich der Kernhärte.



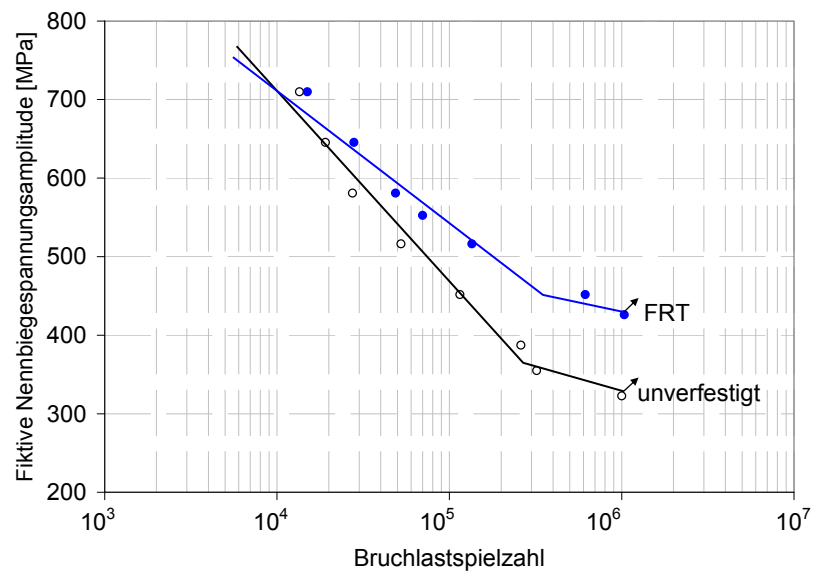
**Abb. 5.3** Härtetiefenverlauf der bei Raumtemperatur festgewalzten gekerbten Proben des V400-Zustands

### 5.1.2 Schwingfestigkeit

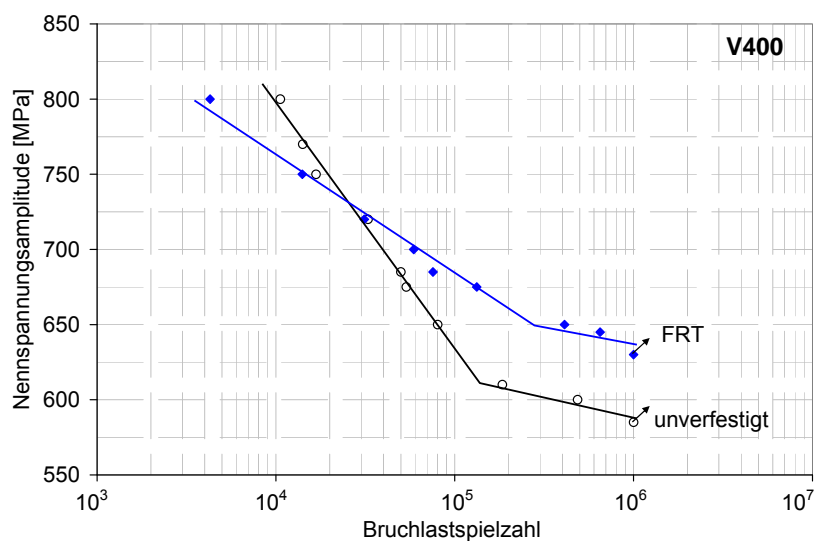
Die ermittelten Wöhlerdiagramme aus spannungskontrollierten Wechselbiegungsversuchen des konventionell festgewalzten Zustands im Vergleich zum unverfestigten Werkstoffzustand für die gekerbten Proben sind in Abb. 5.4 dargestellt. Auf Grund der geringeren Anzahl an Versuchsproben sind die Wöhlerkurven nicht statistisch abgesichert, daher sind eingezeichneten Geraden nur als Trendlinien und nicht als Bruchwahrscheinlichkeitskurven anzunehmen.

Die Wechselfestigkeit steigt bei der konventionell festgewalzten Probe von 310 MPa auf 415 MPa (25 %). Im Bereich der Kurzzeitfestigkeit ist allerdings bei den verfestigten Proben eine Verschlechterung der Lebensdauer zu beobachten.

Abb. 5.5 stellt die Ergebnisse der Zug-Druck-Versuche der glatten Proben dar. Hier ist eine Steigerung der Wechselfestigkeit von etwa 8 % erreicht worden. Im Bereich hoher Belastungsamplituden zeigt der verfestigte Zustand eine deutlich schlechtere Lebensdauer.



**Abb. 5.4** Gegenüberstellung der Wöhlerkurven der Biegewechselversuche der gekerbten Proben ( $f=5$  Hz,  $R = -1$ , RT) (FRT / unverfestigt)



**Abb. 5.5** Gegenüberstellung der Wöhlerkurven der Zug-Druck-Versuche der glatten Proben ( $f=5$  Hz,  $R = -1$ , RT) (FRT / unverfestigt)

### 5.1.3 Wechselverformung

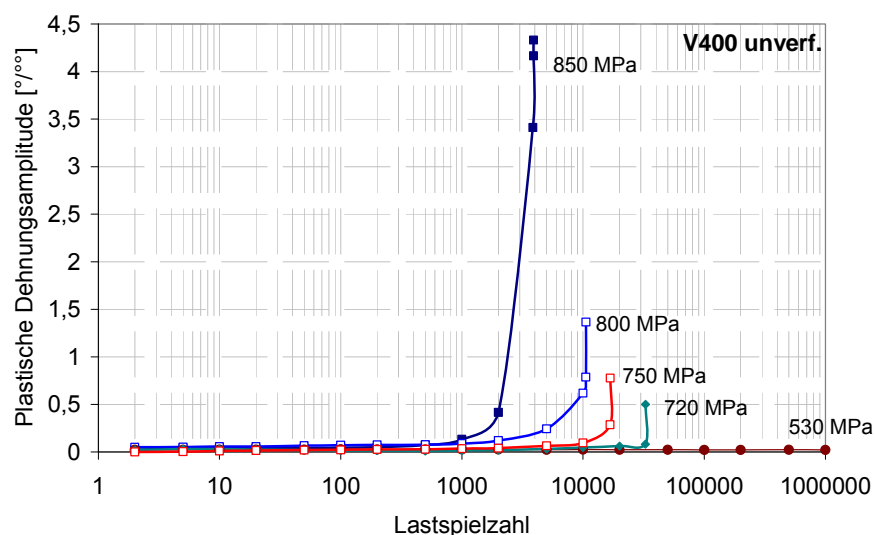
Abb. 5.6 und Abb. 5.7 stellen durch spannungskontrollierte, mittelspannungsfreie Versuche ermittelte Wechselverformungskurven von unverfestigten und konventionellen festgewalzten Proben des V400-Zustands dar.

Die Wechselverformung beider Zustände kann durch zwei Bereichen beschrieben werden. Zuerst durchlaufen die Proben ein quasi-elastisches Intervall (sog. Inkubationszeit), dann setzt ein kontinuierlich entfestigendes Materialverhalten ein und endet mit dem Versagen der Probe. Dieses Verhalten ist charakteristisch für vergütete Zustände [113].

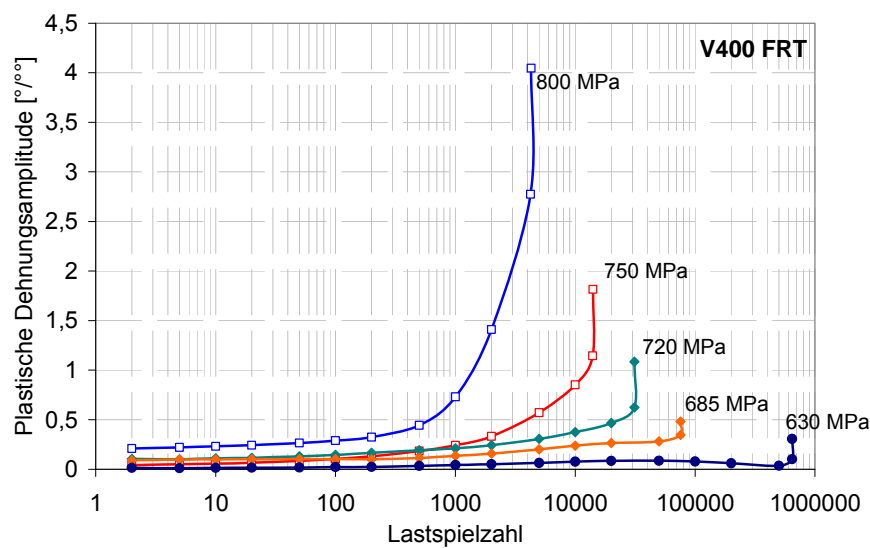
Die Wechselverformungskurven zeigen außerdem, dass mit zunehmender Spannungsamplitude die plastische Dehnungsamplitude stets steigt und die Lebensdauer abnimmt.

Während der ersten Belastungszyklen weisen die unverfestigten Proben keine plastische Dehnungsamplitude auf. Erst nach der Inkubationszeit kommt es zu einer Entfestigung. Hingegen ist bei dem verfestigten Zustand zu beobachten, dass es schon in den frühen Belastungszyklen zu einer Zunahme der plastischen Dehnungsamplitude kommt.

Insgesamt ergibt sich beim festgewalzten Zustand einer höheren plastische Dehnungsamplitude im Vergleich zu dem unverfestigten Zustand (Vgl. Abb. 5.7).



**Abb. 5.6** Wechselverformungskurve der unverfestigten Proben des V400-Zustands bei unterschiedlichen Spannungsamplituden

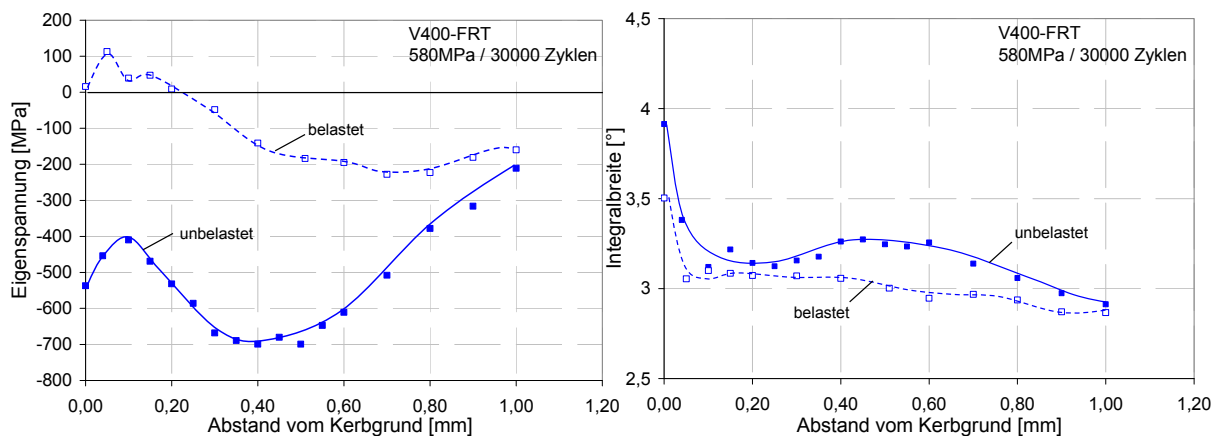


**Abb. 5.7** Wechselverformungskurve der konventionell festgewalzten Proben des V400-Zustands bei unterschiedlichen Spannungsamplituden

#### 5.1.4 Eigenspannungsstabilität

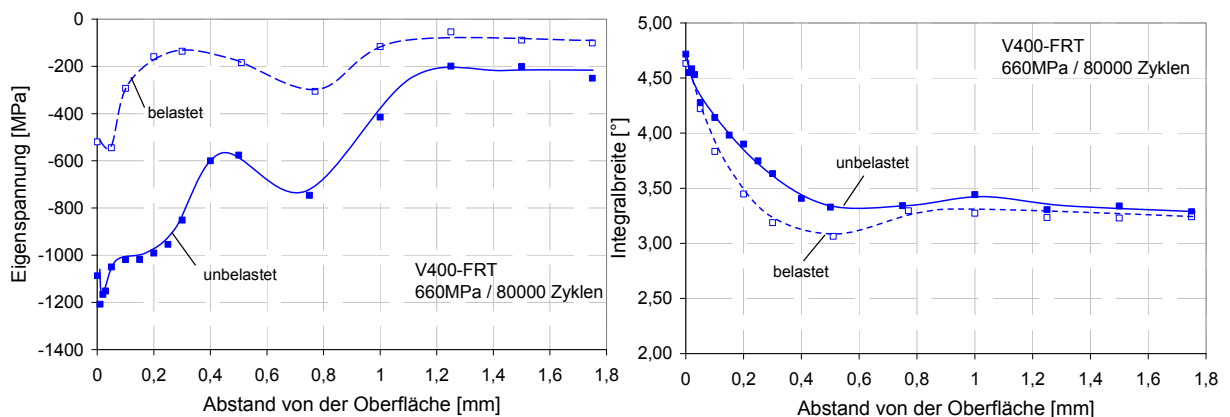
Von großem Interesse für die Interpretation der nach mechanischen Oberflächenbehandlungen beobachteten unterschiedlichen Lebensdauersteigerungen, ist der Einfluss mechanischer Belastungen auf die Stabilität von Makro- und Mikroeigenspannungen.

Abb. 5.8 stellt die Tiefenverteilung der Eigenspannungen sowie der Integralbreiten vor und nach einer mechanischen Wechselbiegebelastung einer gekerbten Probe mit einer Amplitude von 580 MPa während 30000 Zyklen dar. Es ist zu beobachten, dass die eingebrachten Druckeigenspannungen sich stark abgebaut haben. Der maximale Wert der Integralbreite fällt von 3,9 auf 3,5 ° ab. Der gesamte Tiefenverlauf der Integralbreiten bleibt nach der mechanischen Belastung um 0,25 ° unterhalb der unbelasteten Probe, was auf einen stabilen Kaltverfestigungszustand hinweist.



**Abb. 5.8** Gegenüberstellung der Tiefenverläufe der Makroeigenstressen und Integralbreiten gekerbter Proben vor und nach einer mechanischen Wechselbiegebelastung von 580 MPa während 30000 Zyklen

In Abb. 5.9 sind die Tiefenverteilungen der Mikro- und Makroeigenstressen vor und nach mechanischer Zug-Druck-Belastung einer glatten Probe bei 660 MPa und 80000 Zyklen dargestellt. Zu beobachten ist in diesem Fall wiederum eine starke Relaxation der Makroeigenstressen. Das Maximum der Makroeigenstressen sinkt von -1200 auf -580 MPa und verschiebt sich zu einer Tiefe von ca. 50  $\mu\text{m}$ . Der Kaltverfestigungszustand hat sich nach der mechanischen Belastung nur geringfügig verändert. Zwischen 0 und 0,8 mm Tiefe fällt die Integralbreite um maximal 0,2 ° ab.



**Abb. 5.9** Gegenüberstellung der Tiefenverläufe der Makroeigenstressen und Integralbreiten glatter Proben vor und nach einer mechanischen Zug-Druck-Belastung von 660 MPa während 80000 Zyklen

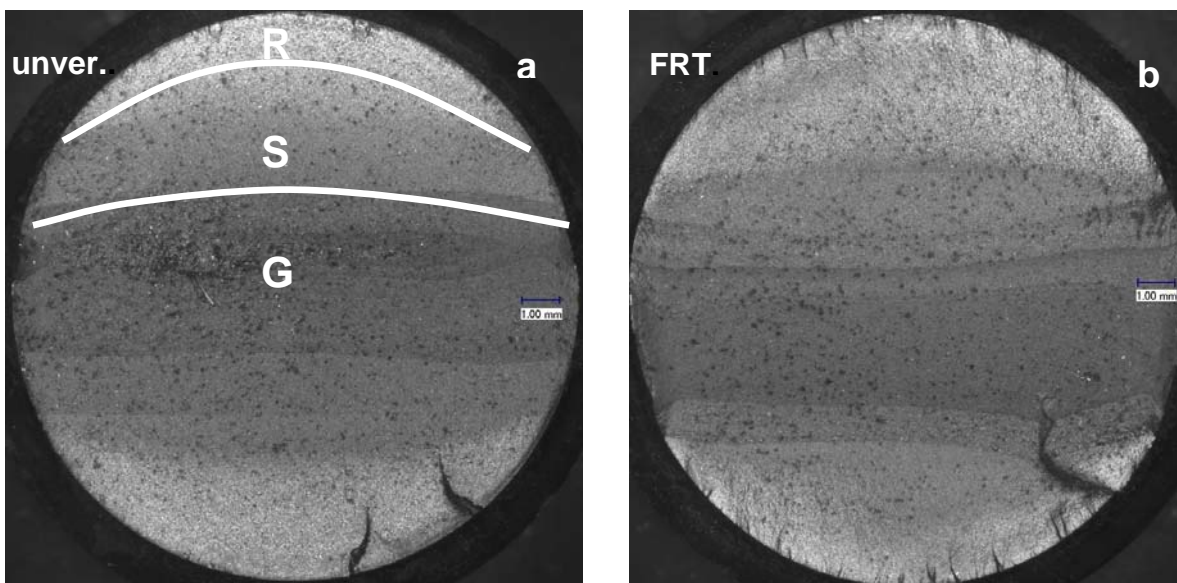


### 5.1.5 Mikroskopische Untersuchung

Mikroskopische Untersuchungen der Bruchflächen geben aufschlussreiche Informationen über die Versagensmechanismen, die im Laufe des Ermüdungsversuchs zustande gekommen sind.

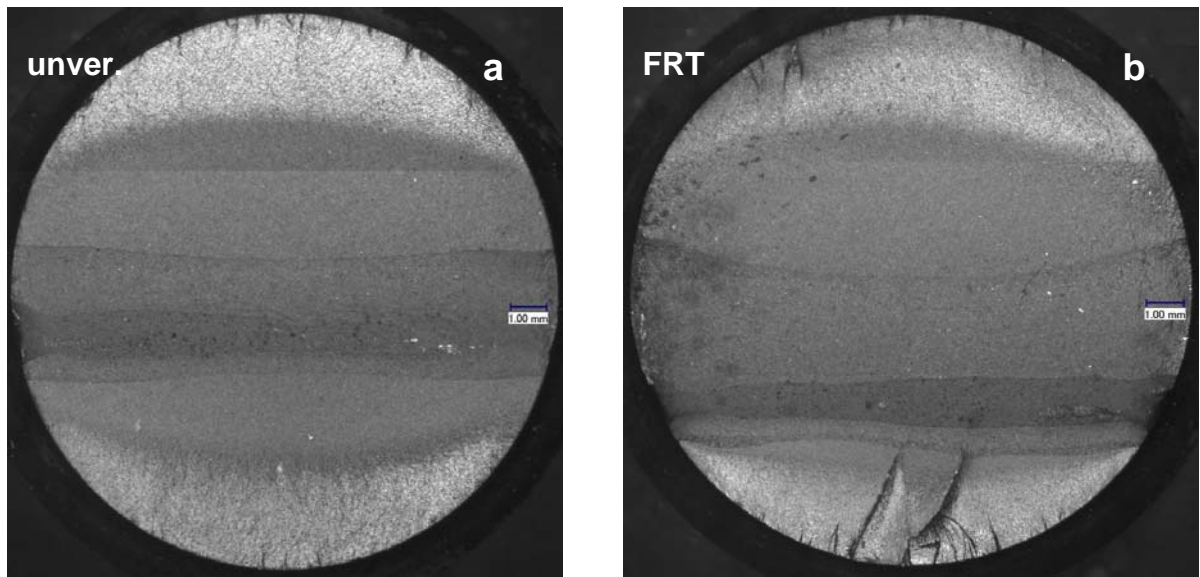
Abb. 5.10 a und b stellen die Bruchflächen einer unverfestigten und einer konventionell festgewalzten Probe dar. Die Nennspannung des Wechselbiegeversuchs lag bei 710 MPa. Aus der Wöhlerkurve (Abb. 5.4) ist zu erkennen, dass die Spannungsamplitude zu fast identischen Bruchlastspielzahlen geführt hat.

In diesem Fall weisen die Bruchflächen keine wesentlichen Unterschiede auf. Zu erkennen ist in beiden Fällen die typischen Schädigungszonen nach einer Wechselbiegebelastung. Der helle Bereich stellt den Anrissbereich (mit R gekennzeichnet) dar. Dann geht der Mechanismus in die Phase der stabilen Rissausbreitung (S) gefolgt von der Gewaltbruchfläche (G).



**Abb. 5.10** Mikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen der gekerbten Proben nach einer mechanischen Wechselbiegebelastung bei  $\sigma_a = 710$  MPa: a) Unverfestigt; b) FRT

Die Bruchflächen der Proben, die bei einer Wechselbiegespannung von 580 MPa gelaufen sind, zeigen gleich große Anrissbereiche bzw. Bereiche der stabilen Rissausbreitung. Die konventionell festgewalzte Probe hat allerdings 20000 Zyklen länger gehalten als die unverfestigte Probe. Die Bruchfläche (Abb. 5.11 b) zeigt außerdem, dass in diesem Fall mehr Risse gewachsen sind.



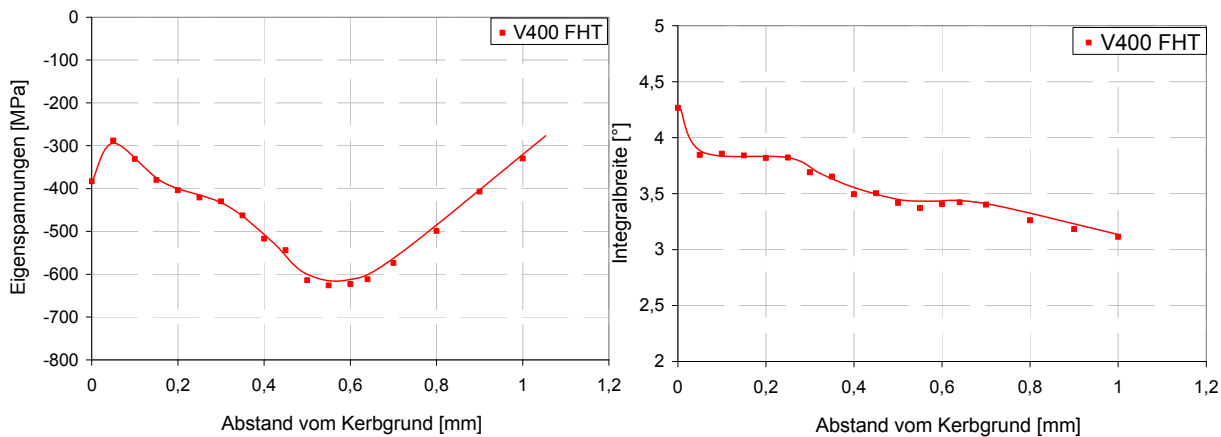
**Abb. 5.11** Mikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen der gekerbten Proben nach einer mechanischen Wechselbiegebelastung bei  $\sigma_a = 580$  MPa: a) Unverfestigt; b) FRT

Abb. 5.10 a und Abb. 5.11 a zeigen fast identische Bruchflächen. Die Anrisszonen sowie die Schwingbruch- und die Gewaltbruchfläche sind gleich groß, was auf ein ähnliches Bruchverhalten hindeutet.

## 5.2 Simultane Festwalzbehandlung (FHT) (V400-Zustand)

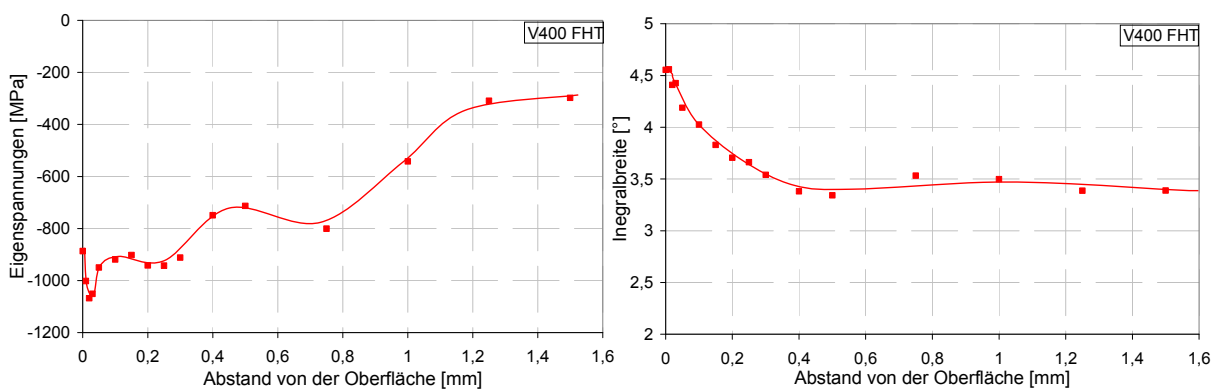
### 5.2.1 Randschichtzustand

Bei dem simultanen Festwalzen der gekerbten Proben war es möglich die Festwalztemperatur während des Festwalzprozesses zu halten. Dies war allerdings im Falle der glatten Proben aus konstruktiven Gründen nicht möglich. Daher wurde hier während der Abkühlphase festgewalzt. Der Prozess wurde dabei so optimiert, dass nach der Festwalzbehandlung die Probentemperatur noch im Bereich der optimalen Festwalztemperatur bleibt. Abb. 5.12 stellt die Makro- und Mikroeigenspannungen der gekerbten Proben nach einer Festwalzbehandlung bei 320 °C dar. Der Verlauf weist ein Maximum der Eigenspannungen von -600 MPa bei etwa 0,6 mm Abstand vom Kerbgrund auf. Bis zu einer Tiefe von ca. 50 µm fallen die Druckeigenspannungen von -400 MPa auf -300 MPa ab bevor sie wieder ansteigen. Die Integralbreite erreicht ein Maximum von 4,25 ° direkt an der Probenoberfläche, dann fällt sie stetig ab.



**Abb. 5.12** Makrospannungs- und Integralbreitentiefenverteilung der bei erhöhter Temperatur festgewalzten gekerbten Proben des V400-Zustands

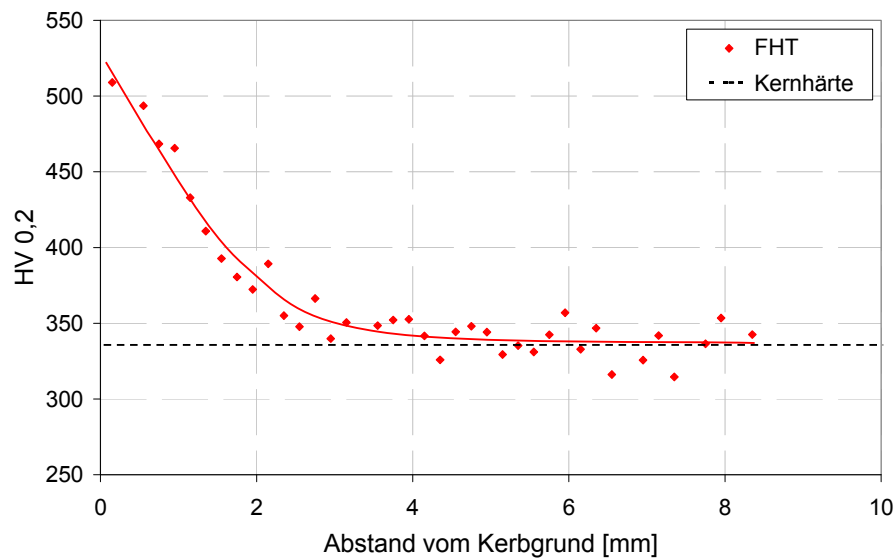
Die Tiefenverteilung der Eigenspannungen und Integralbreiten der glatten Proben (Abb. 5.13) ist sehr ähnlich zu den konventionell festgewalzten Proben. Das Maximum der Makrospannungen von etwa -1050 MPa liegt in einer Tiefe von 50  $\mu\text{m}$ . Zwischen 0,4 und 0,8 mm Tiefe pendeln die Werte der Druckeigenspannungen zwischen -700 MPa und -800 MPa und ab einer Tiefe von 0,8 mm fallen die Makrospannungen weiter ab. Die Mikrospannungen erreichen den Höchstwert von 4,5 ° an der Oberfläche. Die Tiefenwirkung erreicht 0,4 mm, dann fallen die Werte auf 3,5 ° ab.



**Abb. 5.13** Makrospannungs- und Integralbreitentiefenverteilung der bei erhöhter Temperatur festgewalzten glatten Proben des V400-Zustands

Der Anstieg der Oberflächenhärte ist in der Abb. 5.14 am Beispiel der gekerbten Probe deutlich zu sehen. Die Randhärte erreicht 510 HV und die Tiefenwirkung reicht bis

3 mm Abstand vom Kerbgrund. Wie im Falle des FRT-Zustands wurde bei dem FHT-Zustand der glatten Proben keine Härtesteigerung beobachtet.



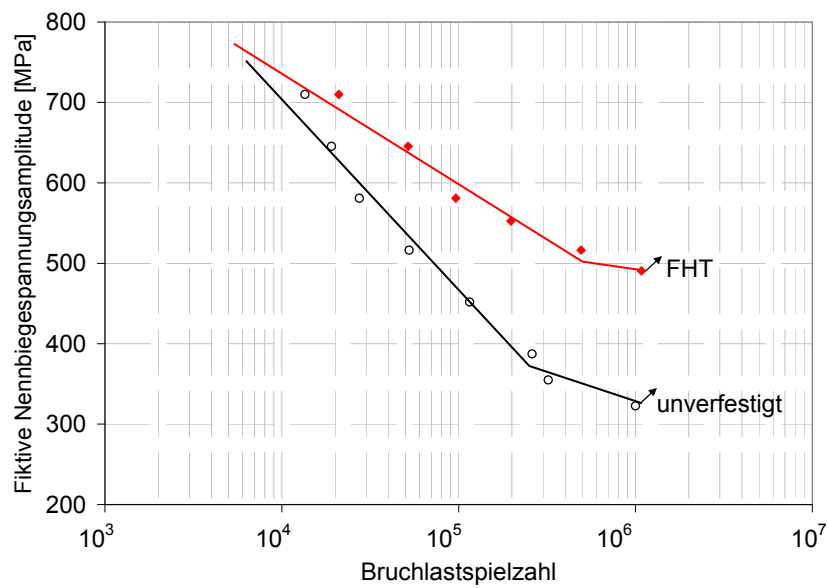
**Abb. 5.14** Härtetiefenverlauf der bei erhöhter Temperatur festgewalzten gekerbten Proben des V400-Zustands

### 5.2.2 Schwingfestigkeit

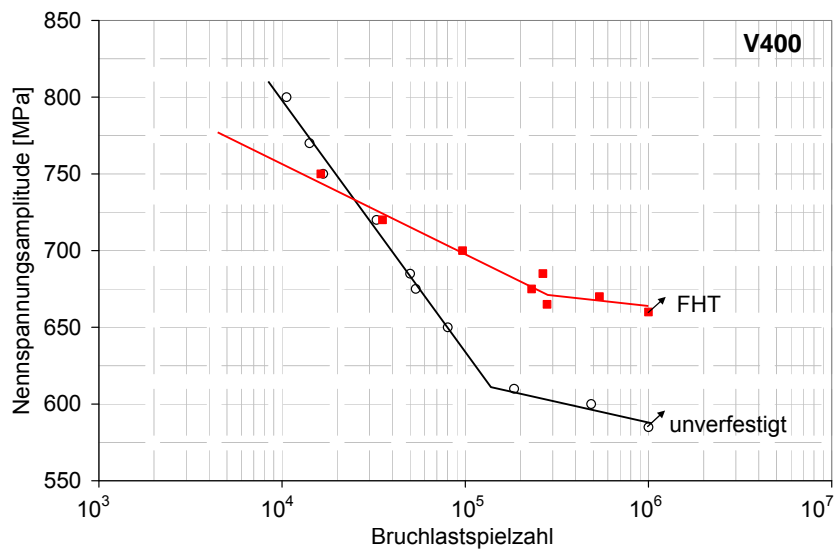
Die ermittelten Wöhlerdiagramme aus spannungskontrollierten Wechselbiegungsversuchen der bei 320 °C festgewalzten gekerbten Proben im Vergleich zum unverfestigten Werkstoffzustand sind in Abb. 5.15 dargestellt. Die simultane Oberflächenbehandlung hat deutlich die Lebensdauer im Bereich der Zeit- und Wechselfestigkeit gesteigert.

Die Wechselfestigkeit steigt von 310 MPa auf 500 MPa (38 %). Im Bereich der Kurzzeitfestigkeit ist allerdings zu beobachten, dass es bei den verfestigten Proben zu einer Verschlechterung der Lebensdauer kommt.

Abb. 5.16 stellt die Ergebnisse der Zug-Druck-Versuche der glatten Proben dar. Auch hier ist eine Steigerung der Wechselfestigkeit von 580 MPa auf 660 MPa etwa 12 % erreicht worden. Im Bereich hoher Belastungsamplituden zeigt der verfestigte Zustand eine deutlich schlechtere Lebensdauer als der unverfestigte Zustand.



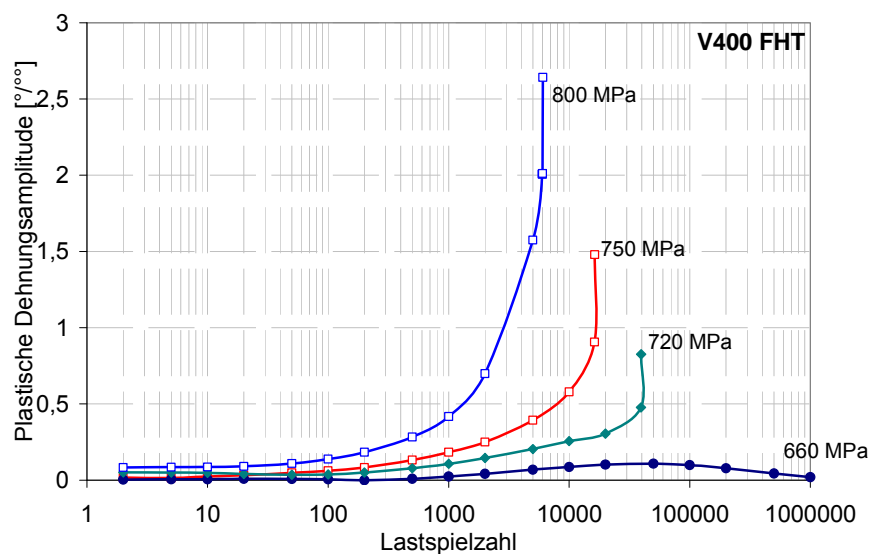
**Abb. 5.15** Gegenüberstellung der Wöhlerkurven der Biegewechselversuche der gekerbten Proben ( $f=5$  Hz,  $R = -1$ , RT) (FHT / unverfestigt)



**Abb. 5.16** Gegenüberstellung der Wöhlerkurven der Zug-Druck-Versuche der glatten Proben ( $f=5$  Hz,  $R = -1$ , RT) (FHT / unverfestigt)

### 5.2.3 Wechselverformung

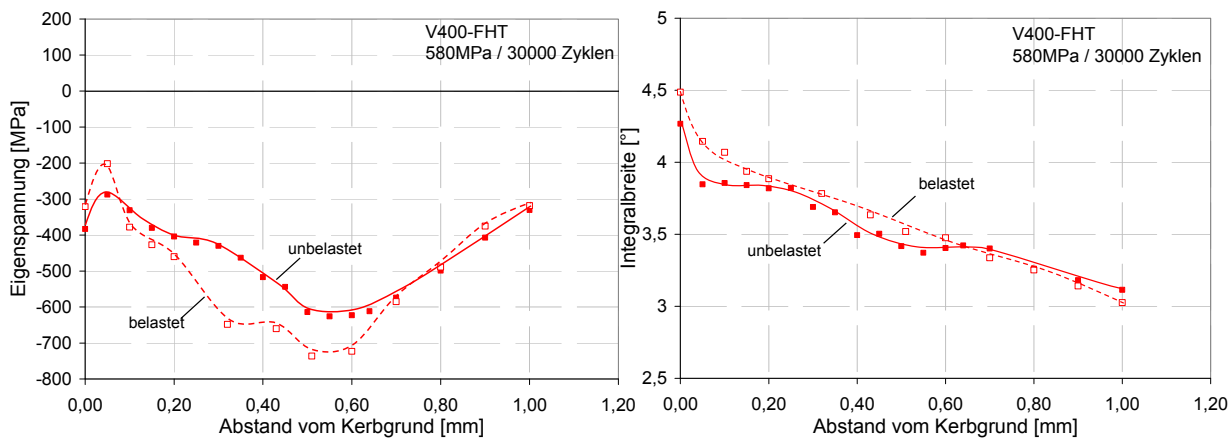
Das Wechselverformungsverhalten, der bei erhöhter Temperatur festgewalzten Proben, aus dem V400-Zustand ist in Abb. 5.17 für unterschiedliche Spannungsamplituden dargestellt. Ähnlich der Verläufe des unverfestigten und des konventionell festgewalzten Zustands zeigen die Wechselverformungskurven eine monotone Entfestigung nach dem Einsetzen der plastischen Verformung. Mit zunehmender Spannungsamplitude steigt die plastische Dehnungsamplitude. Auch hier liegen die Werte der plastischen Dehnungsamplitude oberhalb der Werte des unverfestigten Zustands.



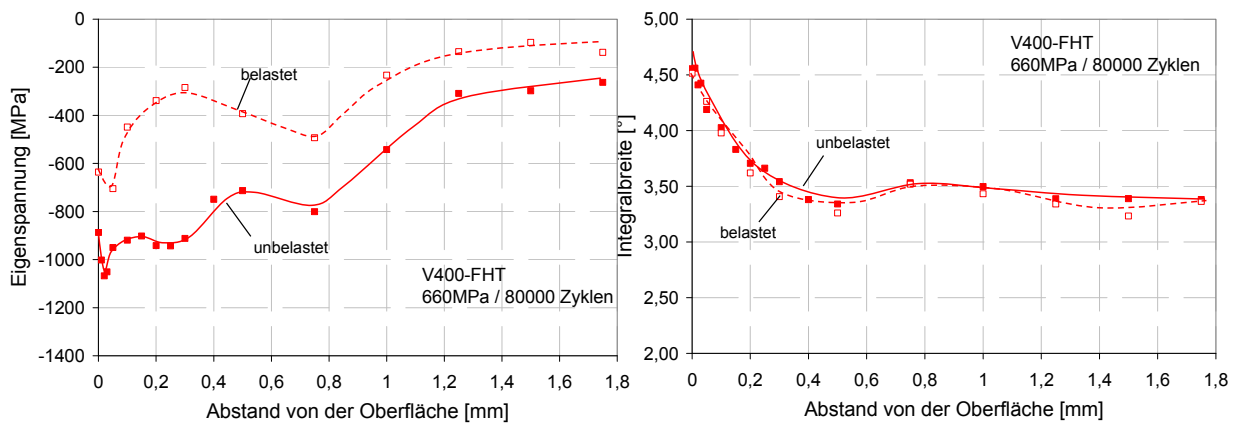
**Abb. 5.17** Wechselverformungskurve der bei erhöhter Temperatur festgewalzten Proben des V400-Zustands bei unterschiedlichen Spannungsamplituden

### 5.2.4 Eigenspannungsstabilität

In diesem Abschnitt wird die Stabilität der induzierten Druckeigenspannungen sowie Integralbreiten untersucht. Abb. 5.18 stellt die Tiefenverteilungen der Eigenspannungen und Integralbreiten vor und nach einer mechanischen Belastung dar. Die Wechselbiegebelastung betrug 580 MPa während 30000 Zyklen. Im Falle des FHT-Zustands ist eine sehr hohe Stabilität der eingebrachten Mikrostruktur zu beobachten. Die geringe Zunahme der Druckeigenspannungen sowie der Integralbreite bei der belasteten Probe können dabei Streuungen zwischen einzelnen Proben zugewiesen werden.



**Abb. 5.18** Gegenüberstellung der Tiefenverläufe der Makroeigenstressen und Integralbreiten gekerbter Proben vor und nach einer mechanischen Wechselbiegebelastung von 580 MPa während 30000 Zyklen



**Abb. 5.19** Gegenüberstellung der Tiefenverläufe der Makroeigenstressen und Integralbreiten glatter Proben vor und nach einer mechanischen Zug-Druck-Belastung von 660 MPa während 80000 Zyklen

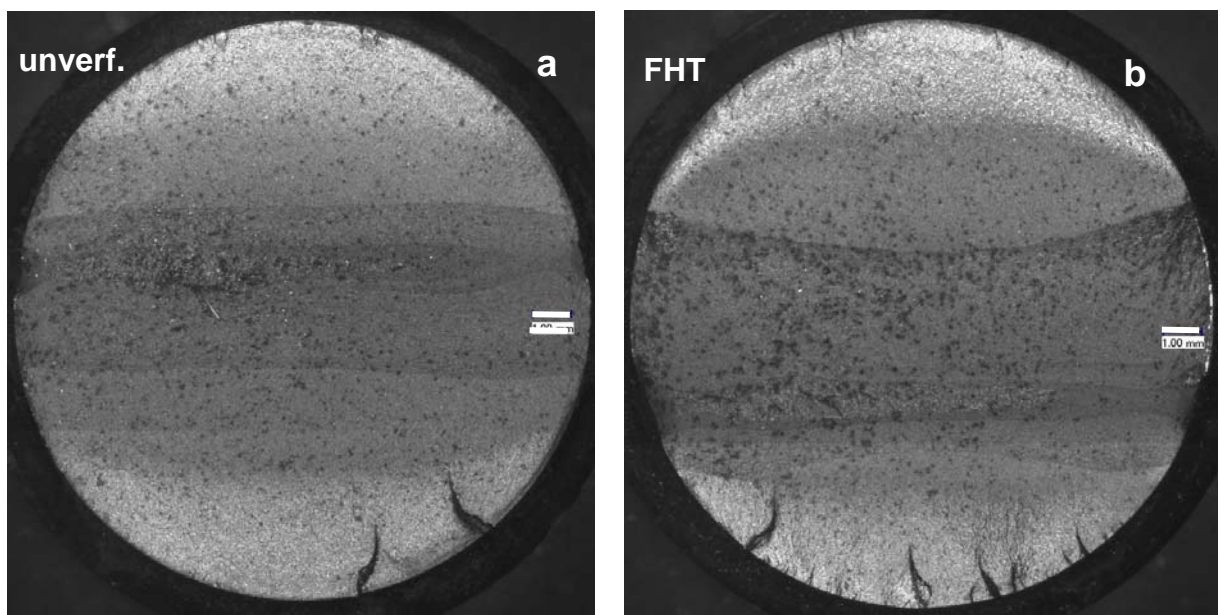
In Abb. 5.19 sind die Makroeigenstressen- sowie die Integralbreitentiefenverläufe der glatten Proben vor und nach der Zug-Druck-Belastung dargestellt. Es kommt hier zu einem geringen Abbau der Makroeigenstressen. Das Maximum fällt von -1100 MPa auf -700 MPa ab. Die Integralbreite ist dagegen sehr stabil und verändert sich nicht.



### 5.2.5 Mikroskopische Untersuchung

Die Bruchflächen der bei erhöhter Temperatur festgewalzten Probe und die des unverfestigten Zustands sind in den Abb. 5.20 ( $\sigma_a = 710 \text{ MPa}$ ) und Abb. 5.21 ( $\sigma_a = 580 \text{ MPa}$ ) gegenübergestellt.

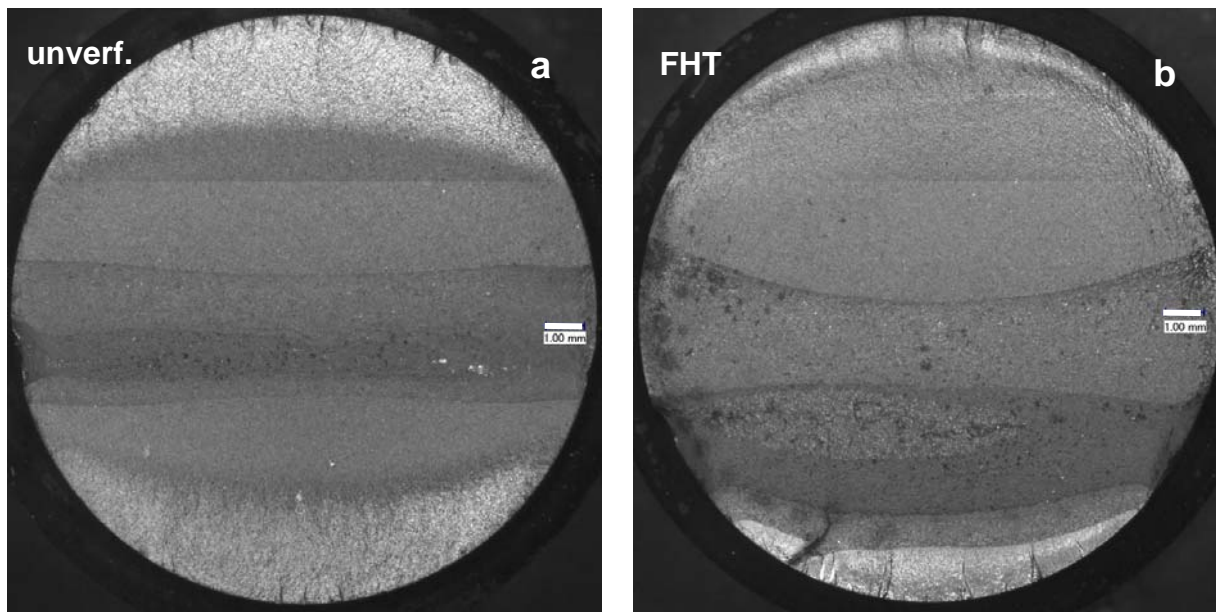
Abb. 5.20 zeigt keine wesentlichen Unterschiede zwischen beiden Oberflächenzuständen. Der helle Bereich, der den Anrissort und die stabile Rissausbreitung kennzeichnet, ist gleich groß. Nur die Anzahl der Anrisse ist bei der festgewalzten Probe höher als bei der unverfestigten.



**Abb. 5.20** Mikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen der gekerbten Proben nach einer mechanischen Wechselbiegebelastung bei  $\sigma_a = 710 \text{ MPa}$ : a) Unverfestigt; b) FHT

Deutliche Unterschiede sind nach einer Belastung bei 580 MPa zu sehen. Abb. 5.21 b zeigt, dass die FHT-Probe eine deutlich kleinere Rissausbreitzungszone aufweist.





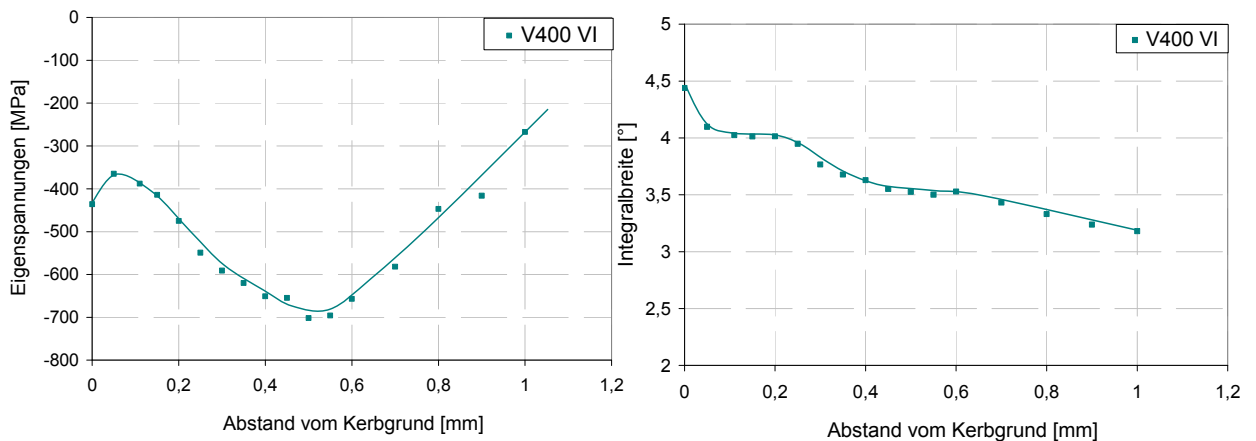
**Abb. 5.21** Mikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen der gekerbten Proben nach einer mechanischen Wechselbiegebelastung bei  $\sigma_a = 580 \text{ MPa}$ : a) Unverfestigt; b) FHT

### 5.3 Integrierte Festwalzbehandlung (VI) (V400-Zustand)

In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse des mit dem integrierten Prozess gewalzten Zustands dargestellt. Dabei handelt es sich um das Festwalzen aus der Restwärme der Anlassbehandlung, d.h. im Vergleich zu der simultanen Behandlung werden die Proben nicht wieder erwärmt sondern werden in der Abkühlphase bei Erreichen des optimalen Temperaturbereichs festgewalzt.

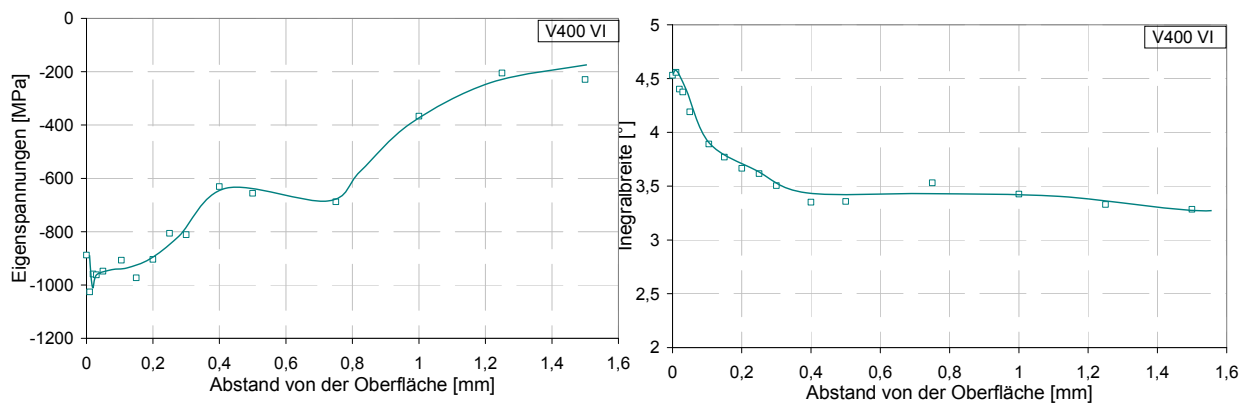
#### 5.3.1 Randschichtzustand

Die durch die integrierte Festwalzbehandlung entstandenen Mikrostrukturen sind für die gekerbten Proben in Abb. 5.22 dargestellt. Der Verlauf ist analog zu denen der konventionellen und simultanen Festwalzbehandlung. Das Maximum der Druckeigenstressungen von  $-700 \text{ MPa}$  liegt bei  $0,5 \text{ mm}$  Abstand zum Kerbgrund. Die Integralbreite erreicht  $4,5^\circ$  an der Oberfläche und fällt stetig ab. Sie liegt bei  $1 \text{ mm}$  Tiefe bei circa  $3,25^\circ$ .



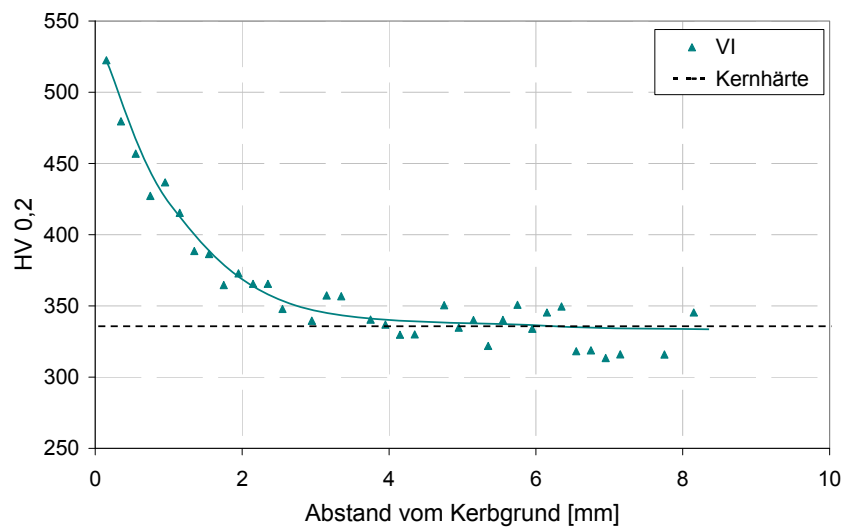
**Abb. 5.22** Makrospannungs- und Integralbreitentiefenverteilung der integriert festgewalzten gekerbten Proben des V400-Zustands

Die Eigenspannungen und Integralbreiten der glatten Proben (Abb. 4.23) haben auch den gleichen Verlauf wie die der konventionell und simultan behandelten Proben. Das Maximum der Makrospannungen von etwa -1000 MPa liegt in 20  $\mu$ m Randabstand. Der maximale Wert der Integralbreite ist hier bei 4,6 ° und unmittelbar an der Probenoberfläche.



**Abb. 5.23** Makrospannungs- und Integralbreitentiefenverteilung der integriert festgewalzten glatten Proben des V400-Zustands

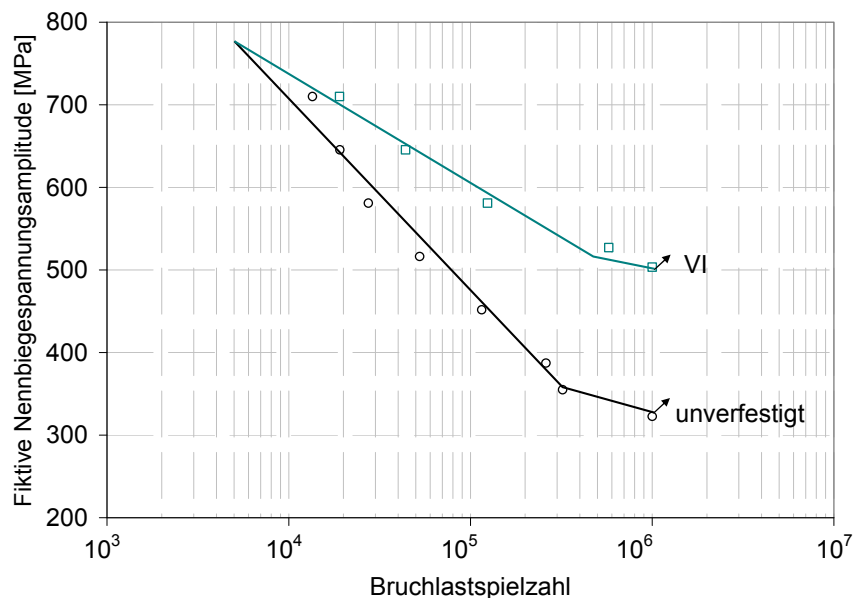
Der Anstieg der Oberflächenhärte im Vergleich zu einer unverfestigten Probe ist auf der Abb. 5.24 am Beispiel der gekerbten Probe deutlich zu sehen. Die Randhärte erreicht 520 HV und die Tiefenwirkung der Festwalzbehandlung wird bei 3 mm Abstand vom Kerbgrund erreicht.



**Abb. 5.24** Hertetiefenverlauf des VI-Zustandes einer gekerbten V400-Probe

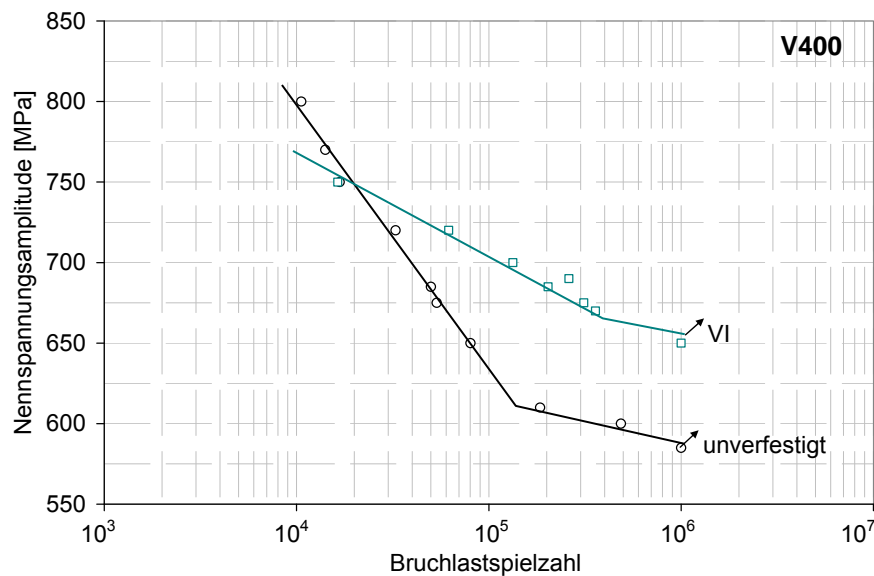
### 5.3.2 Schwingfestigkeit

Die Wechselfestigkeit der gekerbten Proben steigt von 310 MPa auf 500 MPa (38 %). Im Bereich der Kurzzeitfestigkeit ist zu beobachten, dass beide Linien nahe bei einander liegen.



**Abb. 5.25** Gegenüberstellung der Wöhlerkurven der Biegewechselversuche der gekerbten Proben ( $f=5$  Hz,  $R = -1$ , RT) (VI / unverfestigt)

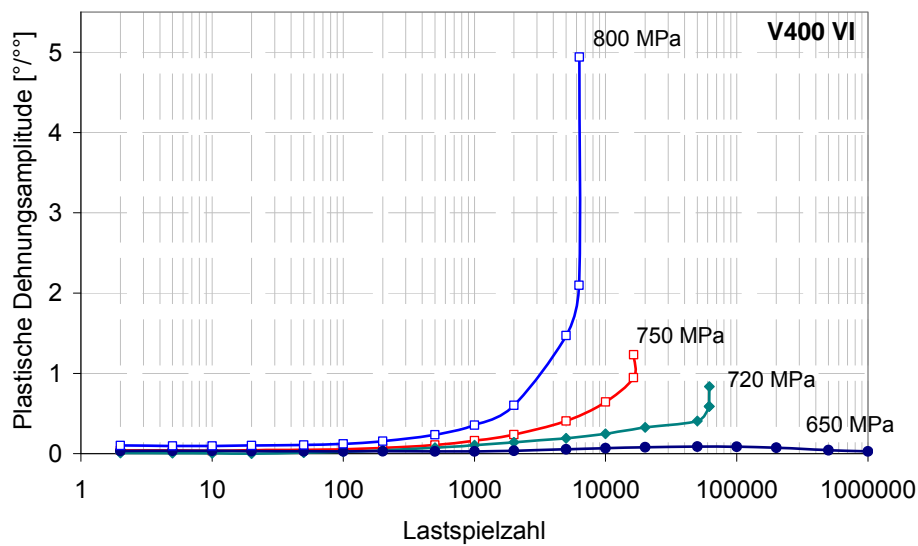
Analog zu der vorherigen Abbildung stellt Abb. 5.26 die Ergebnisse der Zug-Druck-Versuche der glatten Proben dar. Eine Steigerung der Wechselfestigkeit von 580 MPa auf 655 MPa etwa 12 % ist erreicht worden. Im Bereich höheren Belastungsamplituden hat die Oberflächenverfestigung einen negativen Effekt auf die Schwingfestigkeit.



**Abb. 5.26** Gegenüberstellung der Wöhlerkurven der Zug-Druck-Versuche der glatten Proben ( $f=5$  Hz,  $R = -1$ , RT) (VI / unverfestigt)

### 5.3.3 Wechselverformung

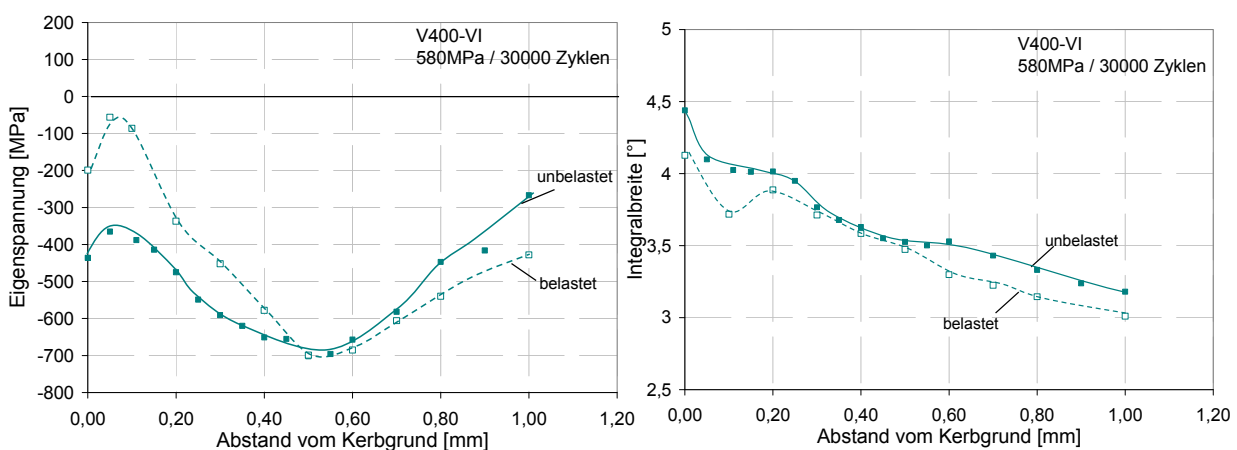
Die Wechselverformungskurven des VI-Zustands sind in Abb. 5.27 für unterschiedliche Spannungsamplituden dargestellt. Ähnlich den vorher beschriebenen Oberflächenzuständen, zeigen die Wechselverformungskurven eine stetige Entfestigung nach dem Einsetzen der plastischen Verformung. Mit zunehmender Spannungsamplitude steigt die plastische Dehnungsamplitude an.



**Abb. 5.27** Wechselverformungskurve der aus der Anlasswärme simultan festgewalzten Proben des V400-Zustands bei unterschiedlichen Spannungsamplituden

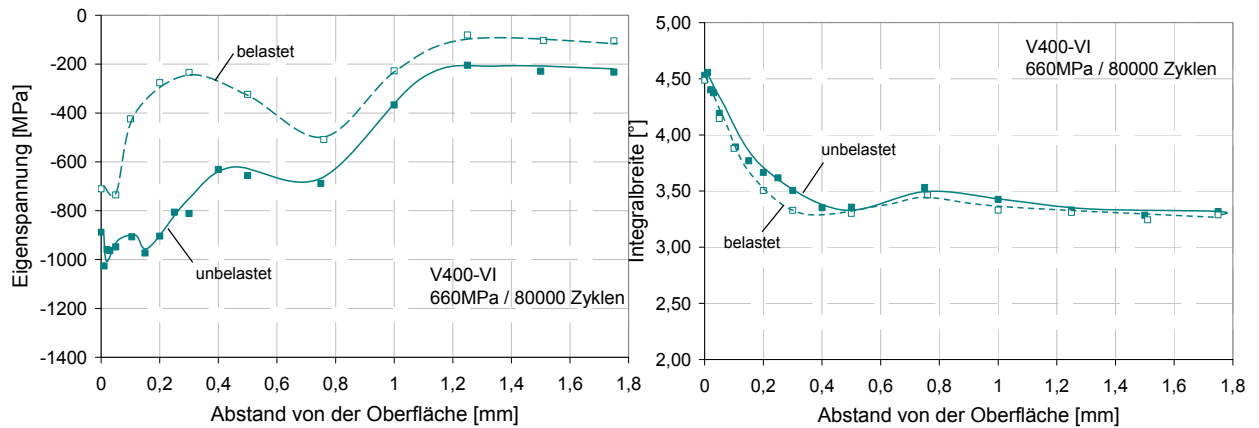
### 5.3.4 Eigenspannungsstabilität

Auch bei dem VI-Zustand wurde die Stabilität der Mikro- und Makroeigenspannungen untersucht. Für die gekerbten Proben wurde eine Wechselbiegespannung von 580 MPa während 30000 Zyklen ausgewählt. Dabei zeigt die Abb. 5.28 einen geringen Abbau der Makroeigenspannungen. Der Oberflächenwert fällt allerdings von -420 MPa auf -50 MPa ab. Das Maximum von -700 MPa bleibt weiterhin stabil. Die Integralbreiten weisen nur einen geringfügigen Abbau auf.



**Abb. 5.28** Gegenüberstellung der Tiefenverläufe der Makroeigenspannungen und Integralbreiten gekerbter Proben vor und nach einer mechanischen Wechselbiegebelastung von 580 MPa während 30000 Zyklen

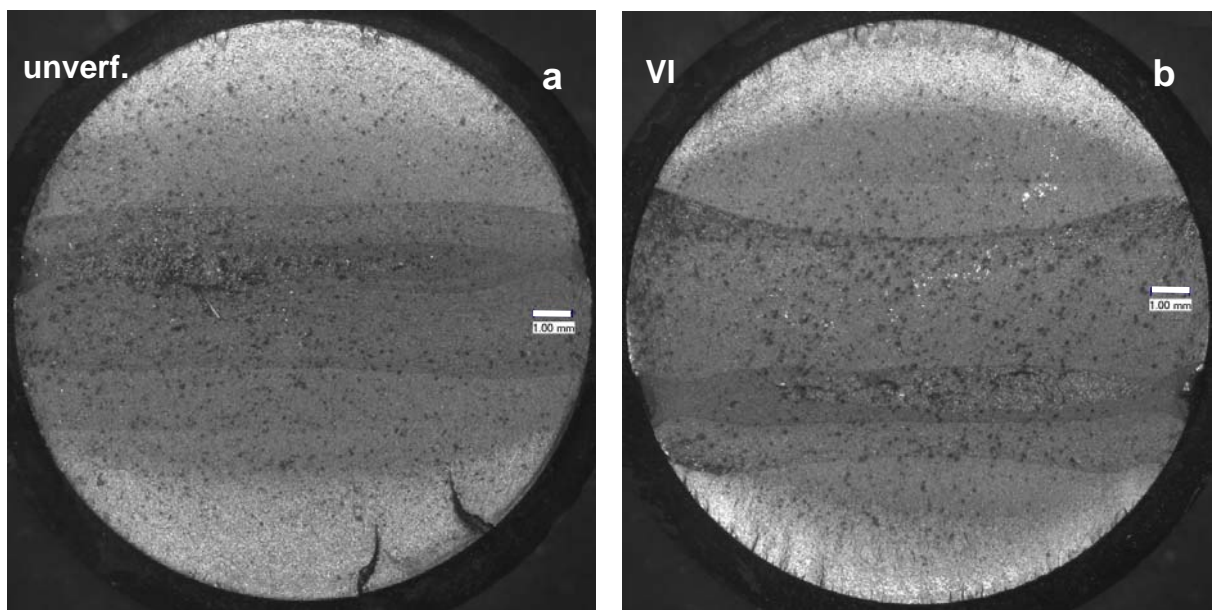
Ein geringer Abbau der Makrospannungen ist auch nach einer Zug-Druck-Belastung in Abb. 5.29 zu sehen. Das Maximum fällt von -1100 MPa auf -700 MPa ab. Die Integralbreite ist dagegen sehr stabil und verändert sich kaum.



**Abb. 5.29** Gegenüberstellung der Tiefenverläufe der Makrospannungen und Integralbreiten glatter Proben vor und nach einer mechanischen Zug-Druck-Belastung von 660 MPa während 80000 Zyklen

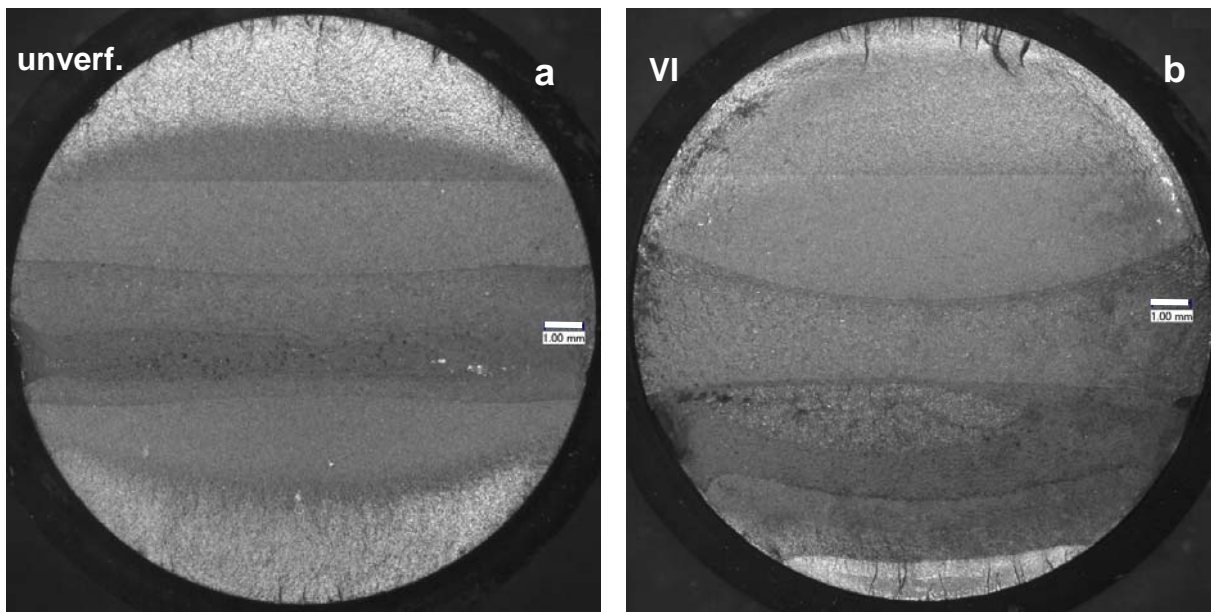
### 5.3.5 Mikroskopische Untersuchung

Bruchflächen des integriert fessgewalzten und des unverfestigten Zustands sind in der Abb. 5.30 und Abb. 5.31 dargestellt. Analog zu den unverfestigten, FRT und FHT Oberflächenzuständen sind die Bruchflächen nach der Belastung bei 710 MPa sehr ähnlich. Nach einer Wechselbiegebelastung mit 580 MPa sind die Unterschiede der Bruchflächen und insbesondere die Fläche der Anrisszone deutlicher zu erkennen.



**Abb. 5.30** Mikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen nach einer mechanischen Wechselbiegebelastung der gekerbten Proben bei  $\sigma_a = 710$  MPa: a) Unverfestigt; b) VI





**Abb. 5.31** Mikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen nach einer mechanischen Wechselbiegebelastung der gekerbten Proben bei  $\sigma_a = 580$  MPa: a) Unverfestigt; b) VI

#### 5.4 Konventionelle Festwalzbehandlung (FRT) (V530-Zustand)

Analog zu den Ergebnissen des V400 Zustands werden in diesem Abschnitt die Versuchsergebnisse des hoch angelassenen V530 Zustands dargestellt.

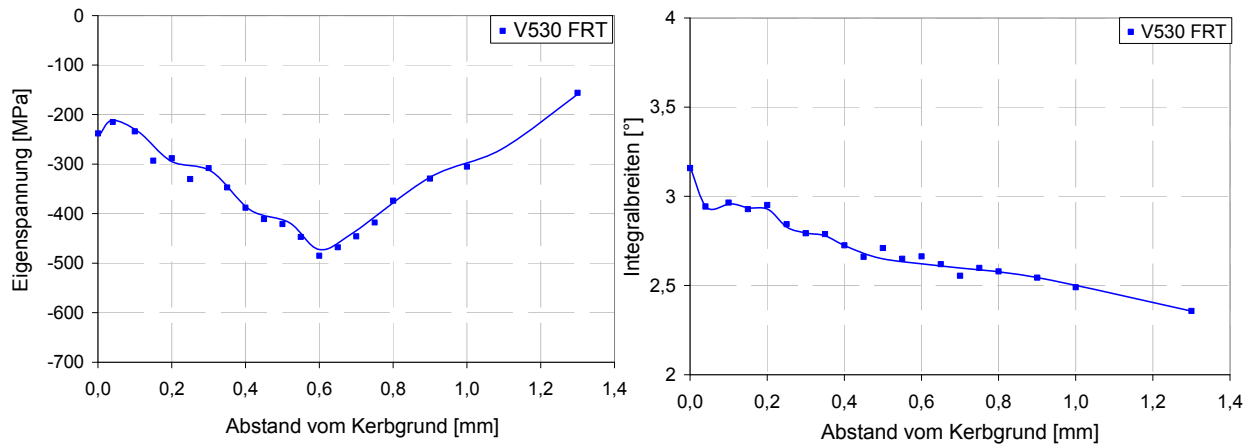
##### 5.4.1 Randschichtzustand

Die Tiefenverteilung der Makro- und Mikroeigenstressen der konventionell festgewalzten gekerbten Proben sind in Abb. 5.32 dargestellt. Die konventionell festgewalzte Kerbprobe zeigt ein Maximum der Druckeigenstressen von etwa -500 MPa in einem Abstand von 0,6 mm vom Kerbgrund. Der Oberflächenwert liegt bei etwa -220 MPa. Ab einer Tiefe von 0,6 mm fallen die Druckeigenstressen stetig ab.

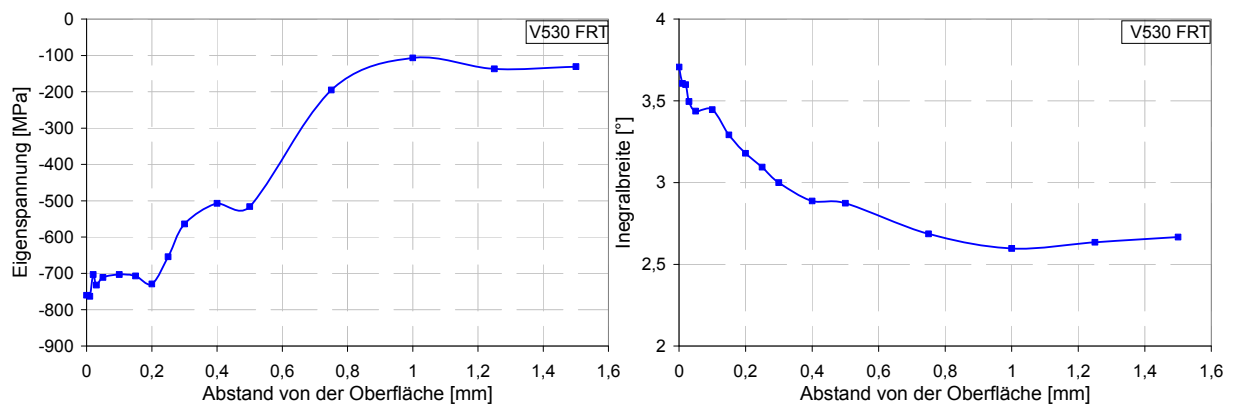
Die Integralbreiten erreichen einen maximalen Wert von ca.  $3,2^\circ$  unmittelbar im Kerbgrund. Ab diesem Wert fällt die Integralbreite ab.

In Abb. 5.33 sind Verläufe der Mikro- und Makroeigenstressen der festgewalzten glatten Proben dargestellt. Der Verlauf der Makroeigenstressen kann analog zu dem V400-Zustand in drei Bereichen unterteilt werden. Der erste Bereich verläuft vom Rand bis zu einer Tiefe von 0,3 mm. Unmittelbar an der Oberfläche befindet sich das Maximum der Druckeigenstressen von -800 MPa. Der zweite Bereich liegt zwischen 0,3 und 0,5 mm. In diesem Bereich pendeln die Werte der Eigenstressen zwischen 620 MPa und -500 MPa. Der dritte und letzte Bereich ist durch einen monotonen Abfall der Druckeigenstressen beschrieben. Der Verlauf der Integralbreiten

der glatten Proben ist ähnlich der Integralbreiten der gekerbten Proben. Der maximale Wert liegt bei  $3,75^\circ$  und ist direkt an der Oberfläche. Die Tiefenwirkung erreicht 0,8 mm. Ab 0,8 mm ist der Wert fast konstant bei  $2,6^\circ$ .



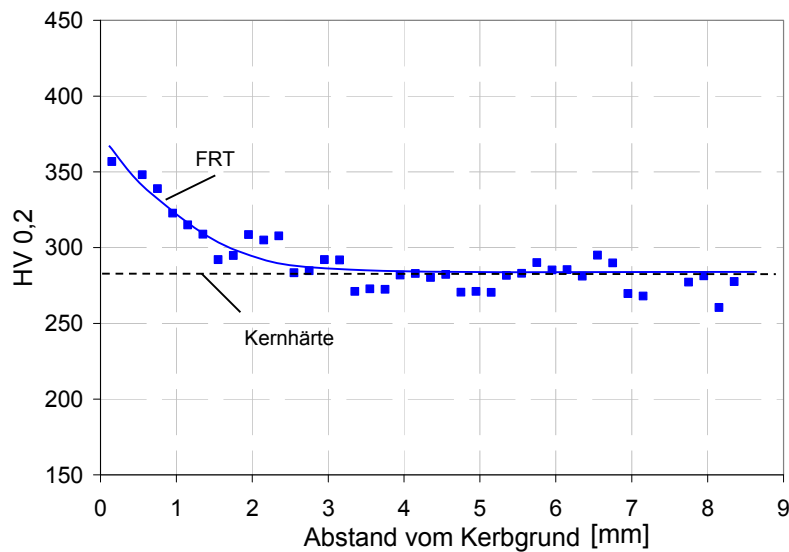
**Abb. 5.32** Makroelastizitäts- und Integralbreitentiefenverteilung der bei Raumtemperatur festgewalzten gekerbten Proben des V530-Zustands



**Abb. 5.33** Makroelastizitäts- und Integralbreitentiefenverteilung der bei Raumtemperatur festgewalzten glatten Proben des V530-Zustands

Abb. 5.34 stellt die Härtetiefenverteilung nach dem konventionellen Festwalzen dar. Die Härte steigt im Vergleich zu einem unverfestigten Zustand auf einen Randwert von etwa 360 HV an und fällt ab einer Tiefe von 2,5 mm auf 280 HV.



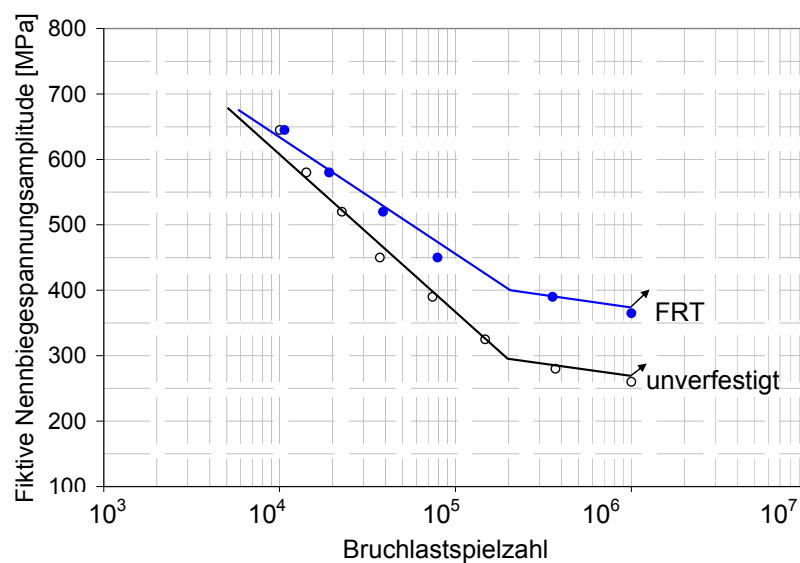


**Abb. 5.34** Hertetiefenverlauf der bei Raumtemperatur festgewalzten gekerbten Proben des V530-Zustands

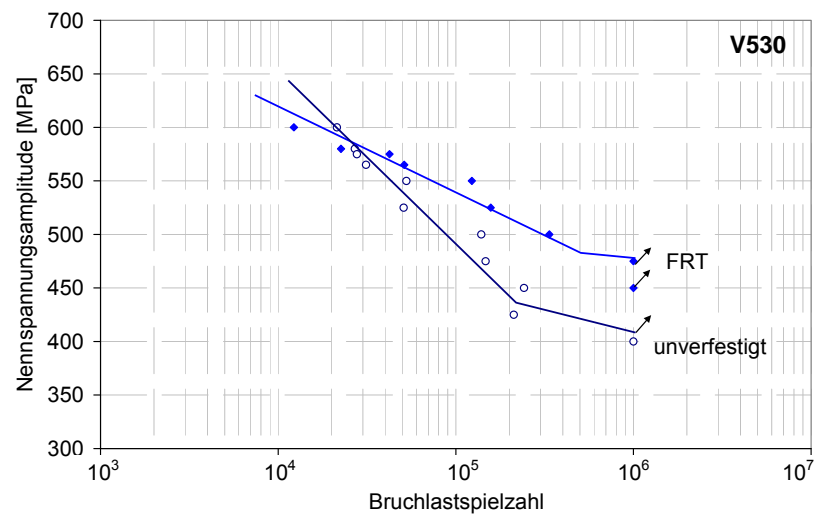
#### 5.4.2 Schwingfestigkeit

Die Ergebnisse der Wechselbiegeversuche (Abb. 5.35) zeigen, dass die Wechselfestigkeit von 250 MPa auf 355 MPa (30 %) bei den konventionell festgewalzten Proben steigt.

Abb. 5.36 stellt die Ergebnisse der Zug-Druck-Versuche der glatten Proben dar. Hier ist eine Steigerung der Wechselfestigkeit von etwa 15 % erreicht worden. Im Bereich hoher Belastungsamplituden zeigt der verfestigte Zustand eine allerdings geringere Lebensdauer.



**Abb. 5.35** Gegenüberstellung der Wöhlerkurven der Biegewechselversuche der gekerbten Proben ( $f=5$  Hz,  $R = -1$ , RT) (FRT / unverfestigt)

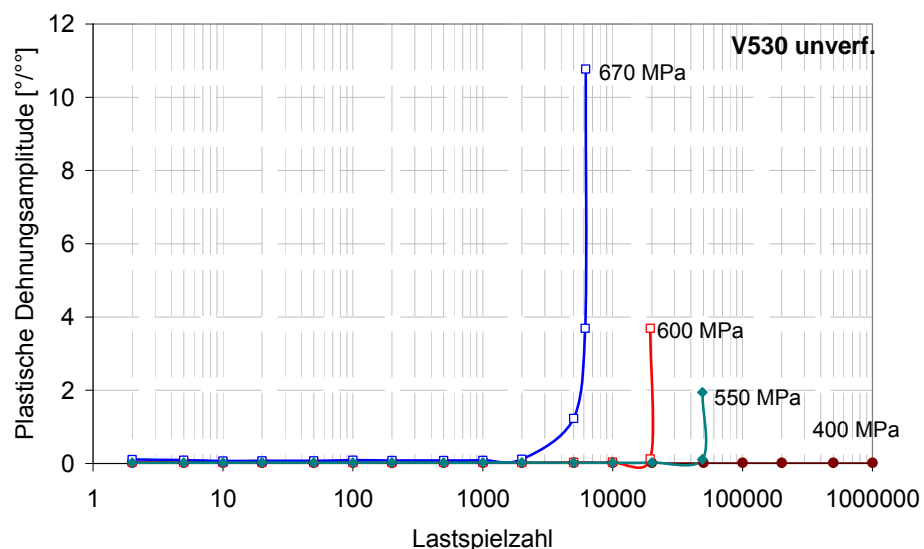


**Abb. 5.36** Gegenüberstellung der Wöhlerkurven der Zug-Druck-Versuche der glatten Proben ( $f=5$  Hz,  $R = -1$ , RT) (FRT / unverfestigt)

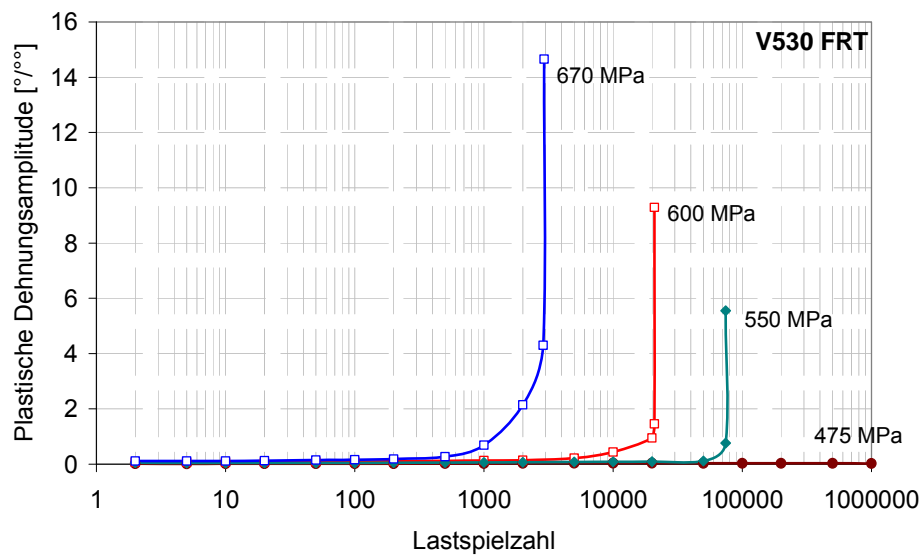
### 5.4.3 Wechselverformung

Abb. 5.37 und 5.38 zeigen Wechselverformungskurven von unverfestigten und konventionell festgewalzten Proben des V530-Zustands.

Die Wechselverformungskurven beider Zustände verlaufen analog zu denen des V400-Zustands. Allerdings sind die Werte der plastischen Dehnungsschwingweite des V530-Zustands höher. Zu beobachten ist, dass die verfestigten Proben höhere plastische Dehnungsschwingweiten aufweisen als unverfestigte. Trotzdem erreichen die verfestigten Proben auch in diesem Fall bessere Lebensdauer bei Spannungsschwingweiten unterhalb 600 MPa.



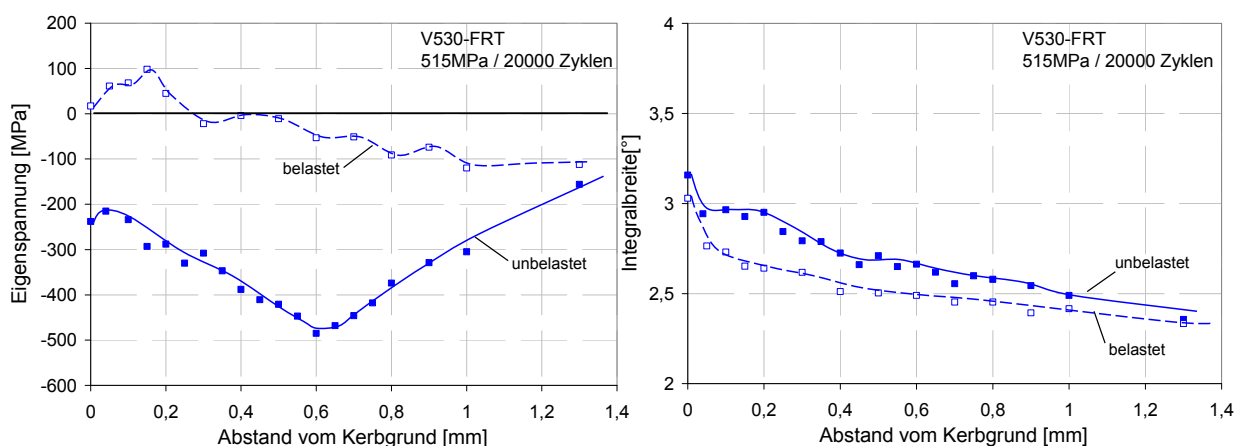
**Abb. 5.37** Wechselverformungskurve der unverfestigten Proben des V530-Zustands bei unterschiedlichen Spannungsschwingweiten



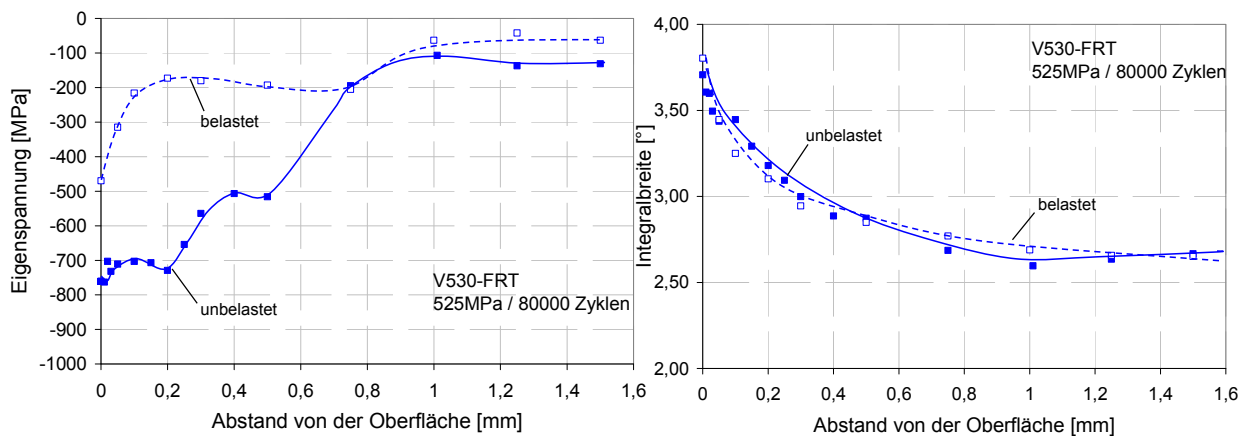
**Abb. 5.38** Wechselverformungskurve der FRT Proben des V530-Zustands bei unterschiedlichen Spannungsamplituden

#### 5.4.4 Eigenspannungsstabilität

Abb. 5.39 stellt die Tiefenverteilungen der Eigenspannungen sowie der Integralbreiten vor und nach einer mechanischen Wechselbiegebelastung mit einer Spannungsamplitude von 515 MPa während 20000 Zyklen dar. Ein starker Abbau der eingebrachten Druckeigenspannungen kann beobachtet werden. Der Oberflächenwert fällt von -220 MPa auf 0 MPa ab. Das Maximum von -500 MPa liegt nach der Belastung bei etwa -50 MPa. Der maximale Wert der Integralbreite fällt von 3,2 ° auf 3 ° ab. Der gesamte Tiefenverlauf der Integralbreiten nach der mechanischen Belastung liegt um ca. 0,2 ° unterhalb der unbelasteten Probe. Das zeigt, dass auch für diesen Werkstoffzustand die Integralbreite recht stabil bleibt.



**Abb. 5.39** Gegenüberstellung der Tiefenverläufe der Makroeigenspannungen und Integralbreiten gekerbter Proben vor und nach einer mechanischen Wechselbiegebelastung von 515 MPa während 20000 Zyklen

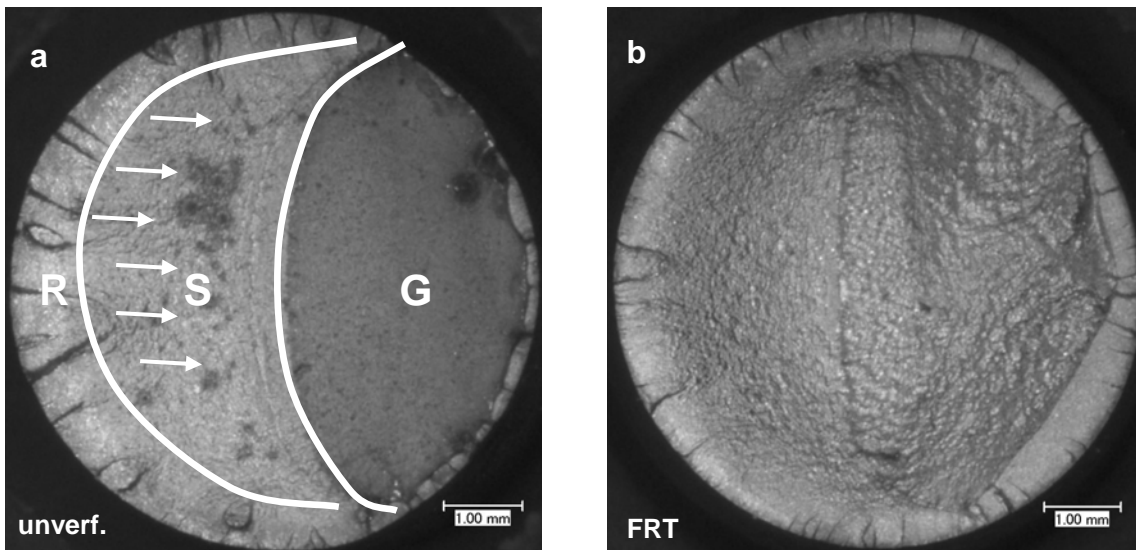


**Abb. 5.40** Gegenüberstellung der Tiefenverläufe der Makroeigenspannungen und Integralbreiten glatter Proben vor und nach einer mechanischen Zug-Druck-Belastung von 525 MPa während 80000 Zyklen

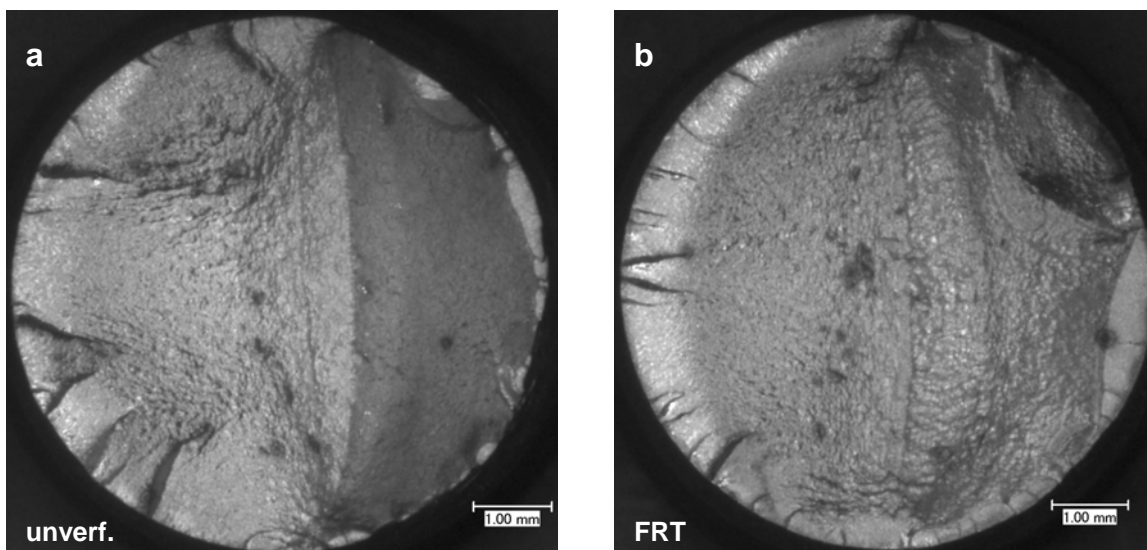
In Abb. 5.40 sind die Tiefenverteilungen der Makroeigenspannungen und Integralbreiten der festgewalzten glatten Probe vor und nach mechanischer Zug-Druck-Belastung mit einer Spannungsamplitude von 525 MPa und 80000 Zyklen dargestellt. Zu beobachten ist in diesem Fall eine starke Relaxation der Makroeigenspannungen. Das Maximum der Makroeigenspannungen sinkt von -800 MPa auf -480 MPa. Der Kaltverfestigungszustand bleibt bei dieser Belastung stabil und verändert sich kaum.

#### 5.4.5 Mikroskopische Untersuchung

In diesem Abschnitt werden charakteristische Merkmale der entstandenen Bruchflächen nach einer Zug-Druck-Ermüdung des V530-Zustands betrachtet. In Abb. 5.41 werden die die Bruchflächen, die für einen quantitativen Vergleich zwischen den Oberflächenzuständen verwendet werden, in drei Bereichen unterteilt (R: Anrissbereich, S: stabiler Rissausbreitungsbereich und G: Gewaltbruchfläche). Die Pfeile geben die Risswachstumsrichtung an.



**Abb. 5.41** Mikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen nach einer mechanischen Zug-Druck-Belastung der glatten Proben bei  $\sigma_a = 600$  MPa: a) Unverfestigt; b) FRT



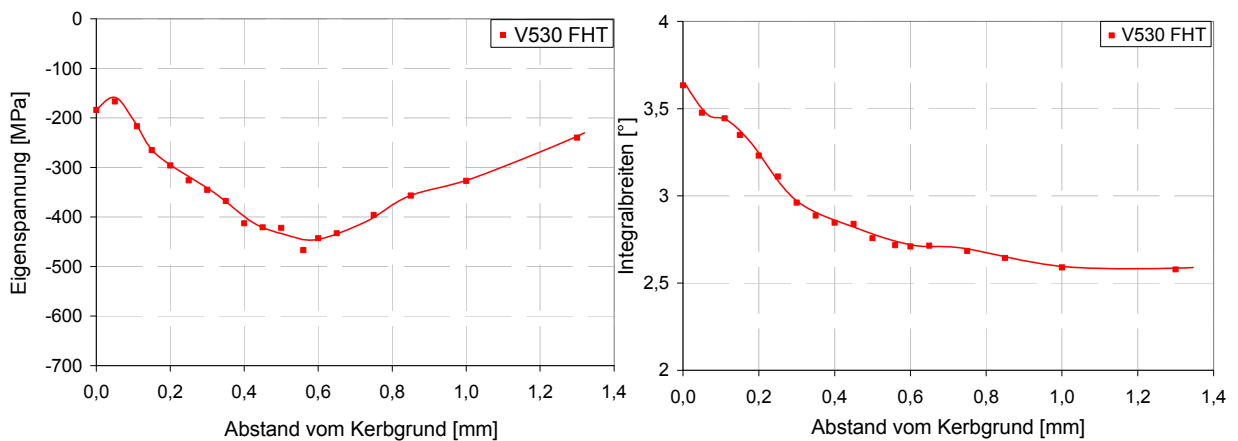
**Abb. 5.42** Mikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen nach einer mechanischen Zug-Druck-Belastung der glatten Proben bei  $\sigma_a = 550$  MPa: a) Unverfestigt; b) FRT

Alle Bruchflächen sind so dargestellt, dass die rechte Bildseite die Gewaltbruchfläche anzeigt. Die Bruchfläche kann in drei Bereichen unterteilt werden. Abb. 5.41 zeigt die Bruchflächen nach einer Belastung mit einer Spannungsamplitude von 600 MPa. Die zwei Oberflächenzustände a (Unverfestigt) und b (FRT) zeigen eine Vielzahl von Anrissen rund um den Querschnitt der Proben und sehen ähnlich aus. Das ist auch der Fall bei der niedrigen Spannungsamplitude von 550 MPa (Abb. 5.42).

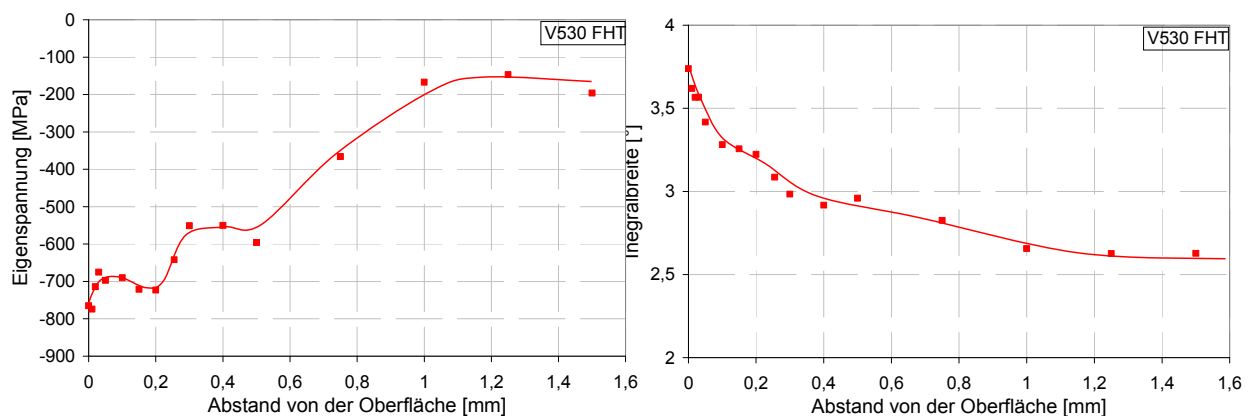
## 5.5 Simultane Festwalzbehandlung (FHT) (V530-Zustand)

### 5.5.1 Randschichtzustand

Abb. 5.43 stellt die Makro- und Mikroeigenspannungen der simultan festgewalzten gekerbten Proben des V530-Zustands dar. Bis einer Tiefe von ca. 70  $\mu\text{m}$  fallen die Druckeigenspannungen von -200 MPa auf -160 MPa ab, bevor sie wieder ansteigen. Der höchst Wert der Makroeigenspannungen erreicht -450 MPa und ist 0,6 mm vom Kerbgrund entfernt. Die Integralbreite erreicht ein Maximum von 3,65 ° direkt an der Oberfläche, dann fällt sie stetig ab und bleibt bei 2,6 ° fast konstant.



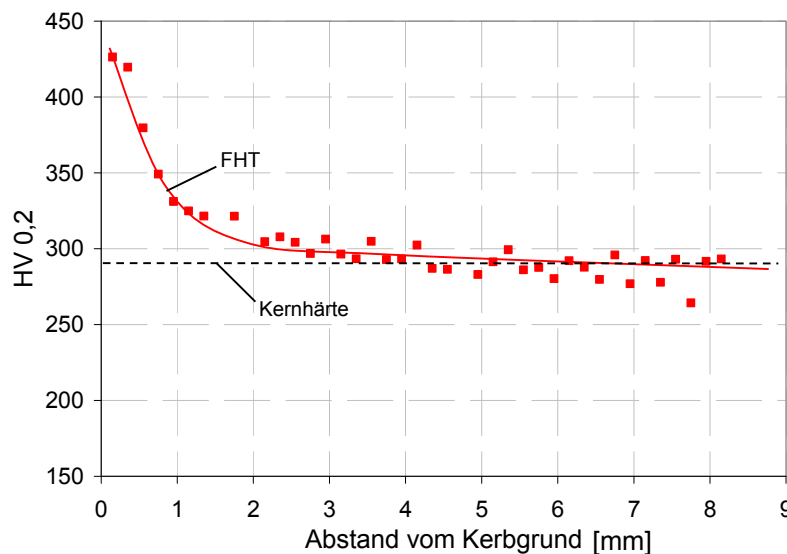
**Abb. 5.43** Makroeigenspannungen- und Integralbreitentiefenverteilung der bei erhöhter Temperatur festgewalzten gekerbten Proben des V530-Zustands



**Abb. 5.44** Makroeigenspannungen- und Integralbreitentiefenverteilung der bei erhöhter Temperatur festgewalzten glatten Proben des V530-Zustands

Nach der simultanen Festwalzbehandlung der glatten Proben im Vorschubverfahren, erreichen die Druckeigenspannungen ein Maximum von -790 MPa direkt an der Oberfläche. Auch das Maximum der Integralbreite von  $3,75^\circ$  liegt unmittelbar an der Oberfläche (Abb. 5.44).

Die simultane Festwalzbehandlung bewirkt eine Steigerung der Härte von 280 HV auf 425 HV. Der Härtetiefenverlauf des FHT-Zustands ist in Abb. 5.45 abgebildet und zeigt eine Tiefenwirkung von etwa 2 mm.

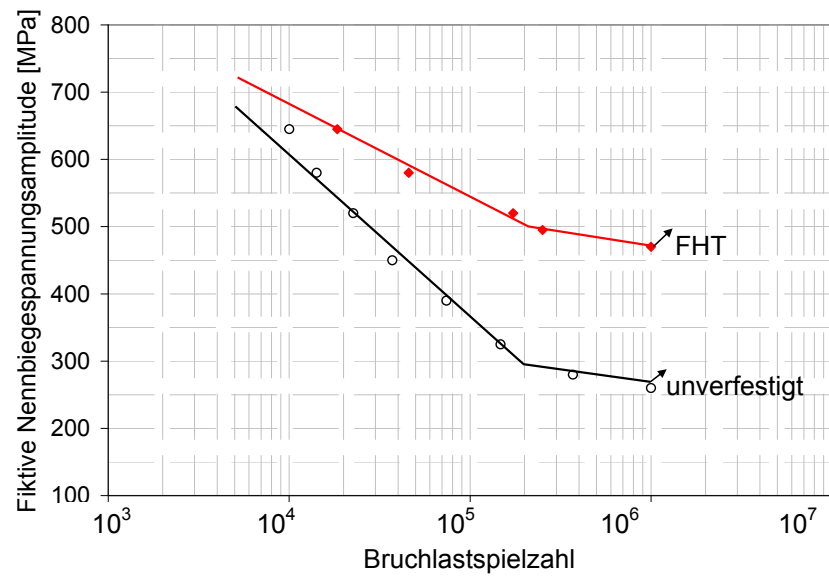


**Abb. 5.45** Härtetiefenverlauf der bei erhöhter Temperatur festgewalzten gekerbten Proben des V530-Zustands

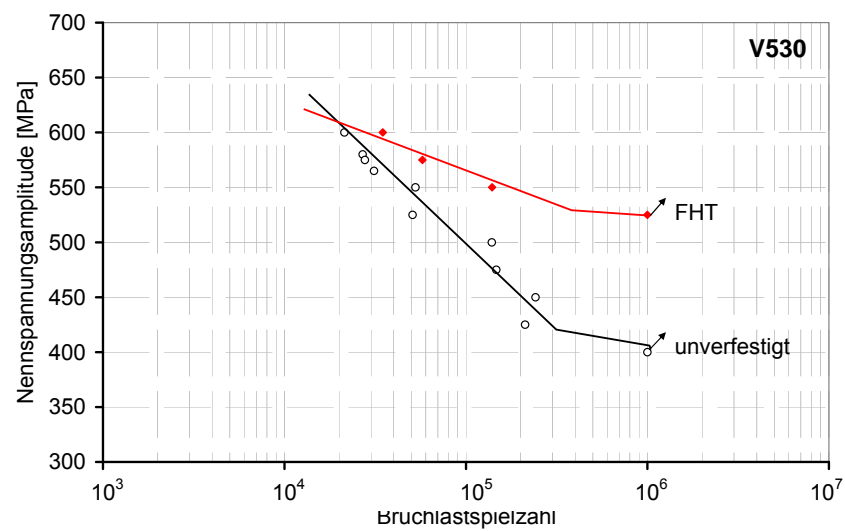
### 5.5.2 Schwingfestigkeit

Die Wöhlerkurven nach einer simultanen Festwalzbehandlung des V530-Zustands sind in Abb. 5.46 für die gekerbte Probengeometrie und in 5.47 für die glatte Probengeometrie im Vergleich mit unbehandelten Zuständen dargestellt. Die Wechselfestigkeit der gekerbten Proben steigt von 260 MPa auf 455 MPa (43 %). Im Bereich der Kurzzeitfestigkeit ist allerdings zu beobachten, dass der lebensdauersteigernde Effekt einer simultanen Festwalzbehandlung gering wird.

Abb. 5.47 stellt die Ergebnisse der Zug-Druck-Versuche der glatten Proben dar. Auch hier ist eine Steigerung der Wechselfestigkeit von 400 MPa auf 525 MPa um etwa 24 % erreicht worden. Im Bereich hoher Belastungsamplituden ist allerdings keine Steigerung der Lebensdauer mehr festzustellen.



**Abb. 5.46** Gegenüberstellung der Wöhlerkurven der Biegewechselversuche ( $f=5$  Hz,  $R = -1$ , RT) (FHT / unverfestigt)

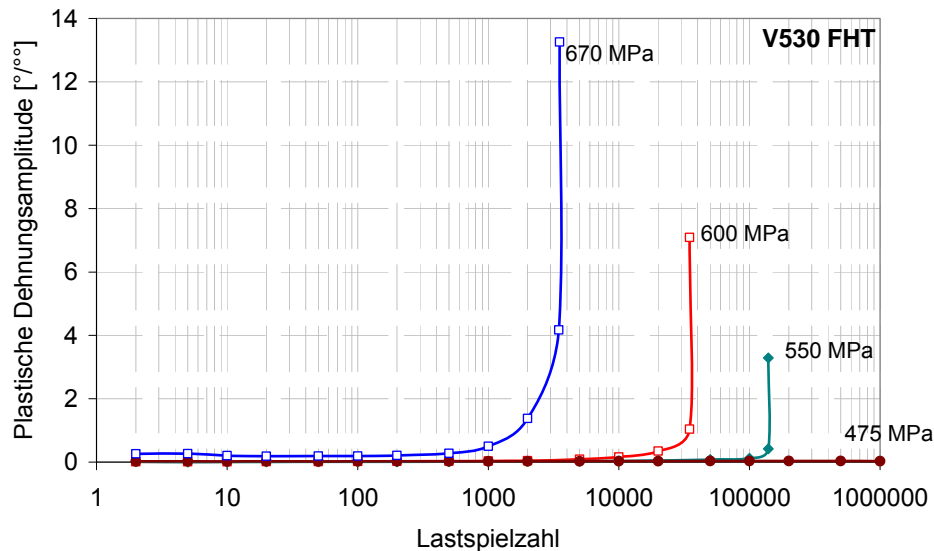


**Abb. 5.47** Gegenüberstellung der Wöhlerkurven der Zug-Druck-Versuche ( $f=5$  Hz,  $R = -1$ , RT) (FHT / unverfestigt)



### 5.5.3 Wechselverformung

Die Wechselverformungskurven des simultan festgewalzten V530-Zustands sind in Abb. 5.48 für unterschiedliche Spannungsamplituden dargestellt. Auch in diesem Fall zeigen die Kurven eine monotone Entfestigung.

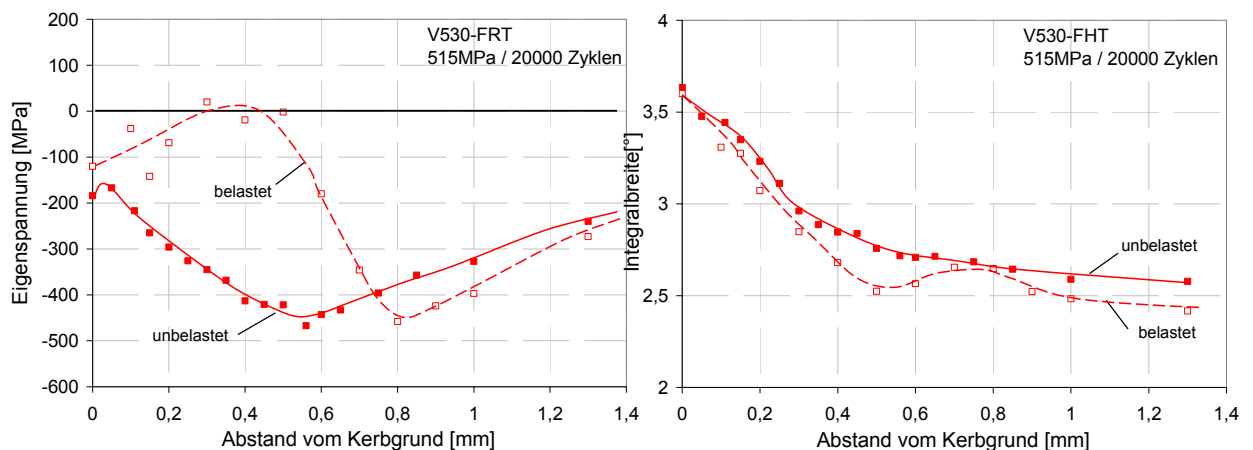


**Abb. 5.48** Wechselverformungskurve der FHT Proben des V530-Zustands bei unterschiedlichen Spannungsamplituden

### 5.5.4 Eigenspannungsstabilität

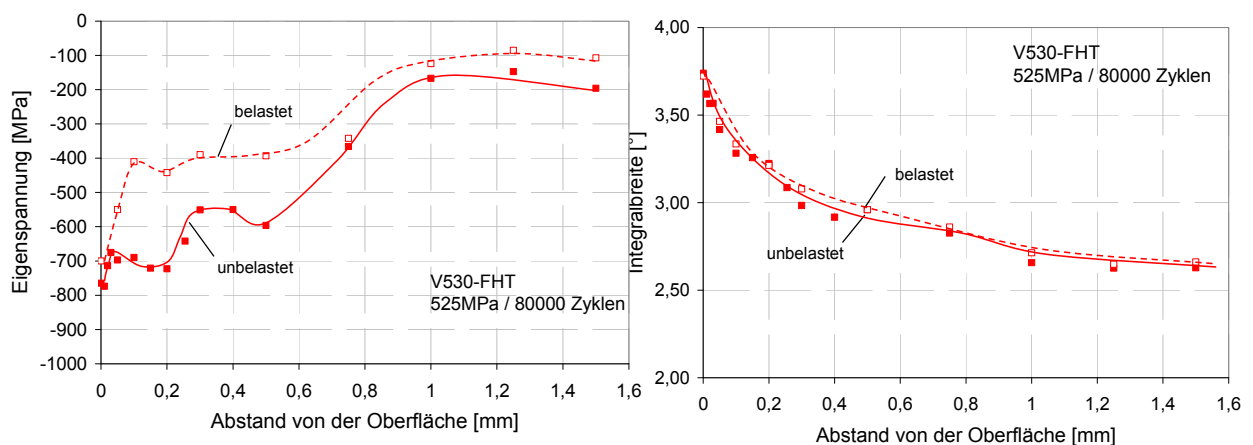
Analog zum Abschnitt 5.1.4 wird hier die Stabilität der eingebrachten Druckeigen-spannungen sowie Verfestigungen nach dem Festwalzen bei erhöhter Temperatur untersucht. Die gekerbte Probe wurde mit einer Wechselbiegespannungsamplitude von 515 MPa während 20000 Zyklen belastet.

Die Verläufe der Eigenspannungen und Integralbreiten vor und nach der mechanischen Belastung sind in Abb. 5.49 dargestellt. Zu beobachten ist ein Abbau der Makro-eigen-spannungen bis einer Tiefe von etwa 0,7 mm. Darüber hinaus verschiebt sich das Maximum der Druckeigen-spannungen von 0,6 auf 0,8 mm. Die Integralbreite bleibt nach der mechanischen Belastung stabil.



**Abb. 5.49** Gegenüberstellung der Tiefenverläufe der Makroeigenspannungen und Integralbreiten gekerbter Proben vor und nach einer mechanischen Wechselbiegebelastung von 515 MPa während 20000 Zyklen

Die Eigenspannungs- und Integralbreitentiefenverläufe der glatten Probe, die eine Zug-Druck Belastung von 525 MPa während 80000 Zyklen erfuhr sind in Abb. 5.50 dargestellt. Auch in diesem Fall zeigt sich einen Abbau der Makroeigenspannungen. Zu beobachten ist, dass die Relaxation der eingebrachten Druckeigenspannungen unterhalb der Oberfläche stattfindet. Zu beobachten ist ein sehr stabiler Integralbreitenverlauf.

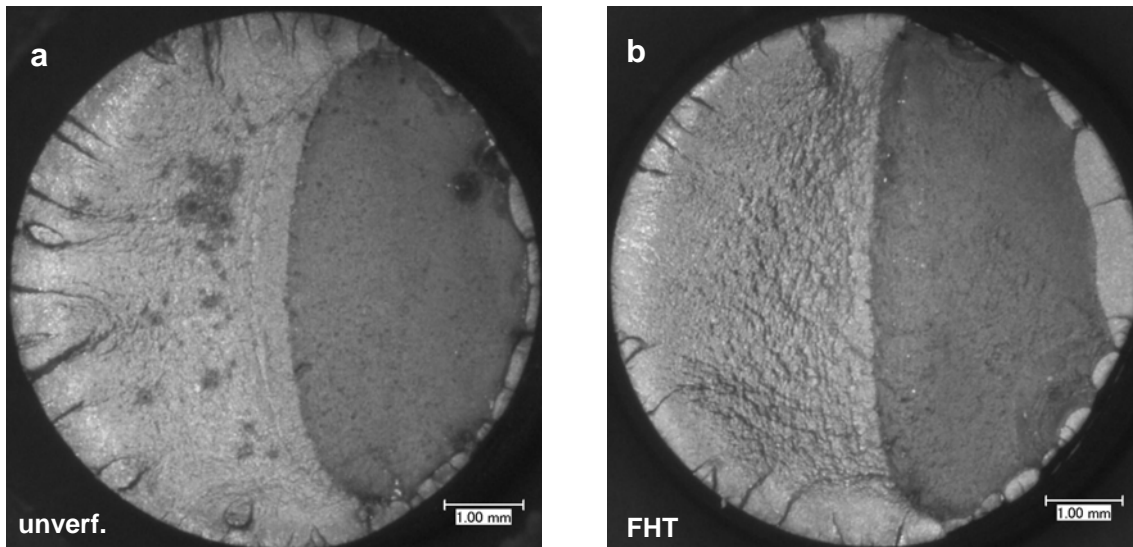


**Abb. 5.50** Gegenüberstellung der Tiefenverläufe der Makroeigenspannungen und Integralbreiten glatter Proben vor und nach einer mechanischen Zug-Druck-Belastung von 525 MPa während 80000 Zyklen

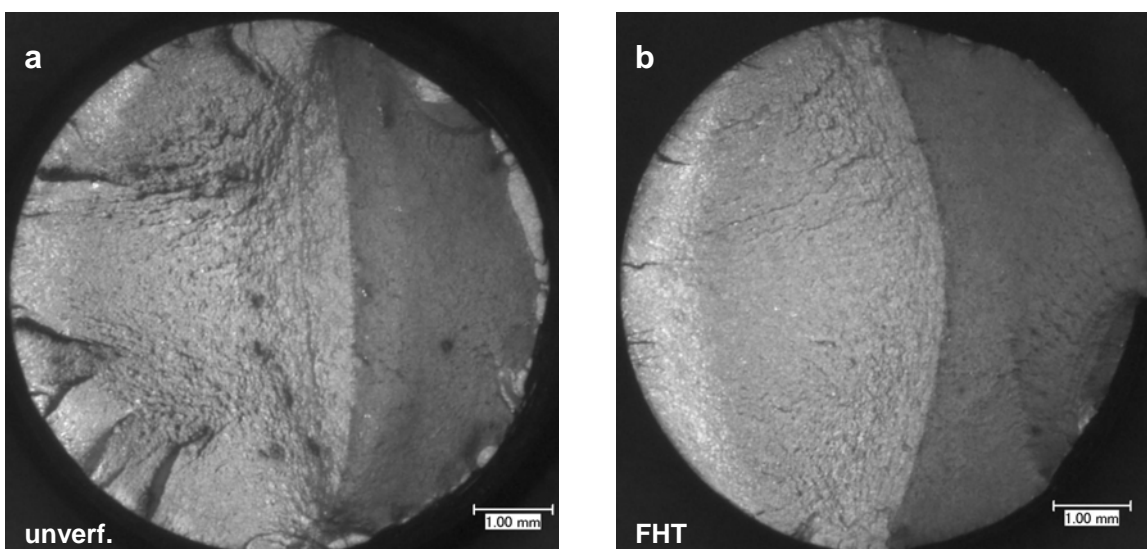
### 5.5.5 Mikroskopische Untersuchung

In Abb. 5.51 und 5.52 sind die Bruchflächen des unverfestigten und des FHT-Zustands für zwei unterschiedliche Biegungsamplituden gegenübergestellt.

Zu beobachten ist, die geringere Anzahl der Anrisse bei der FHT-Probe nach einer Belastung bei 550 MPa. Abb. 5.51 a, b und Abb. 5.52 a zeigen identische Bruchflächen mit einer Vielzahl von Anrissen und eine ähnliche Gewaltbruchfläche.



**Abb. 5.51** Mikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen nach einer mechanischen Zug-Druck-Belastung der glatten Proben bei  $\sigma_a = 600$  MPa: a) Unverfestigt; b) FHT

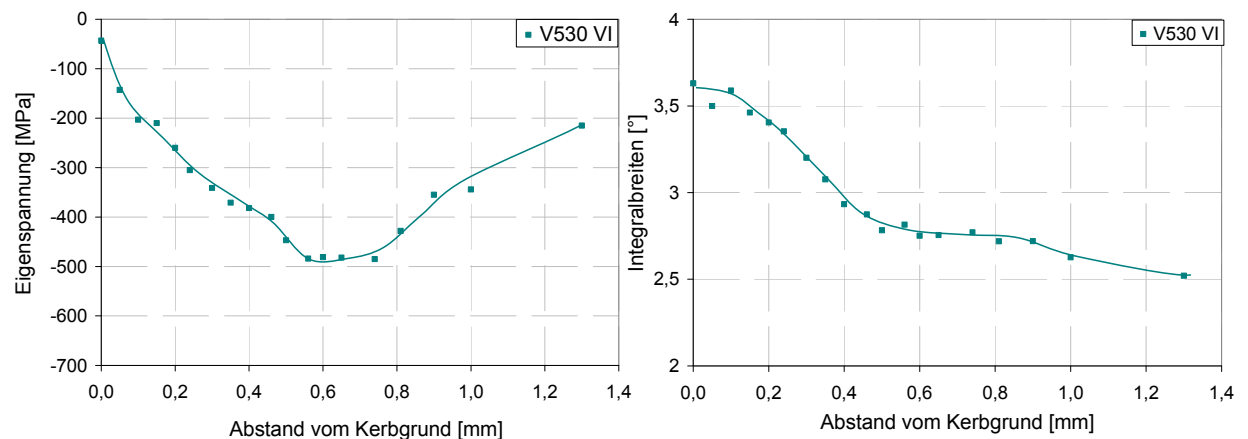


**Abb. 5.52** Mikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen nach einer mechanischen Zug-Druck-Belastung der glatten Proben bei  $\sigma_a = 550$  MPa: a) Unverfestigt; b) FHT

## 5.6 Integrierte Festwalzbehandlung (VI) (V530-Zustand)

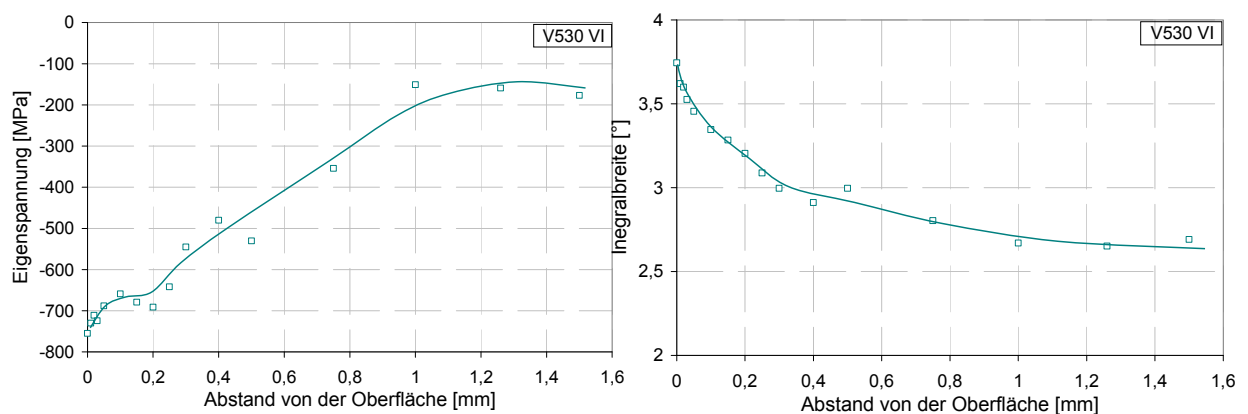
### 5.6.1 Randschichtzustand

Der Randschichtzustand nach der integrierten Festwalzbehandlung ist in Abb. 5.53 und 5.54 für gekerbte sowie glatte Proben dargestellt.



**Abb. 5.53** Makrospannungs- und Integralbreitentiefenverteilung der integriert festgewalzten gekerbten Proben des V530-Zustands

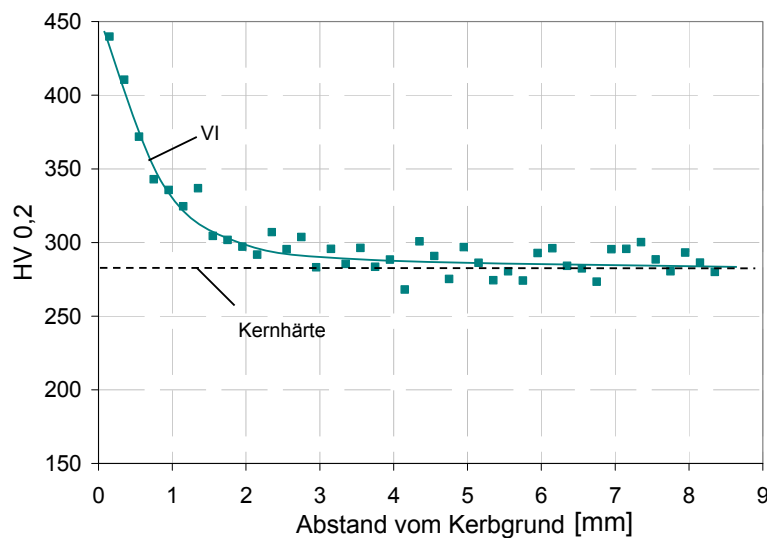
Die Makrospannungen nach dem Festwalzen im Einstichverfahren erreichen an der Oberfläche -50 MPa und fallen auf -600 MPa in 0,6 mm Kerbgrundabstand ab. Danach steigen die Makrospannungen stetig an. Die Integralbreite erreicht den Höchstwert von 3,7 ° direkt an der Oberfläche, dann fällt sie stetig ab.



**Abb. 5.54** Makrospannungs- und Integralbreitentiefenverteilung der integriert festgewalzten glatten Proben des V530-Zustands

Im Falle der glatten Proben liegt das Maximum der Markoeigenstressungen von -750 MPa unmittelbar an der Oberfläche. Die Integralbreite erreicht das Maximum von  $3,7^\circ$  auch direkt an der Oberfläche.

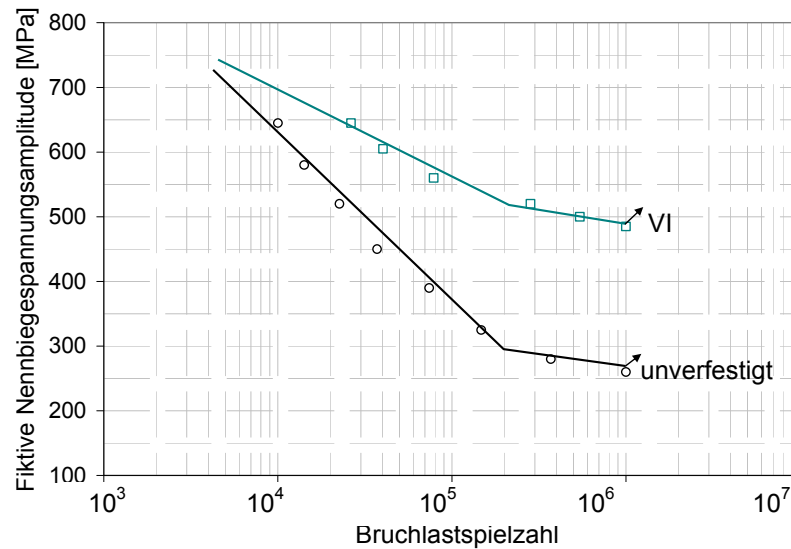
Der Härtetiefenverlauf (Abb. 5.55) des VI-Zustands zeigt einen maximalen Härtewert von ca. 450 HV. Die Härte sinkt stetig bis zum Erreichen der Kernhärte von etwa 280 HV bei etwa 2 mm Abstand vom Kerbgrund.



**Abb. 5.55** Härtetiefenverlauf des VI-Zustandes einer gekerbten V530-Probe

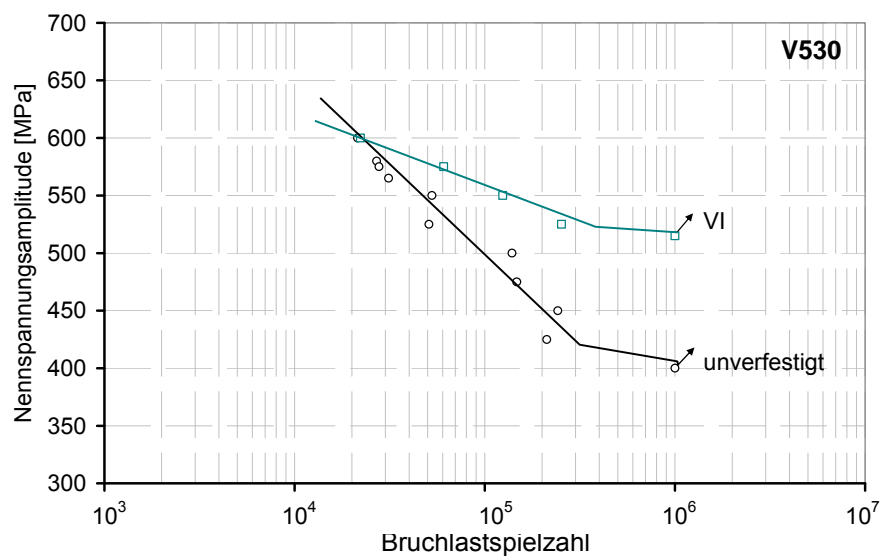
### 5.6.2 Schwingfestigkeit

Abb. 5.56 zeigt die Wöhlerkurven des unverfestigten und des VI-Zustandes nach Biegewechselversuchen. Die Wechselfestigkeit steigt von 250 MPa auf 490 MPa. Auch eine Steigerung der Zeitfestigkeit wird beobachtet, wobei auch hier bei hohen Beanspruchungsamplituden nur sehr kleine Effekte auftreten.



**Abb. 5.56** Gegenüberstellung der Wöhlerkurven der Biegewechselversuche der gekerbten Proben ( $f=5$  Hz,  $R = -1$ , RT) (VI / unverfestigt)

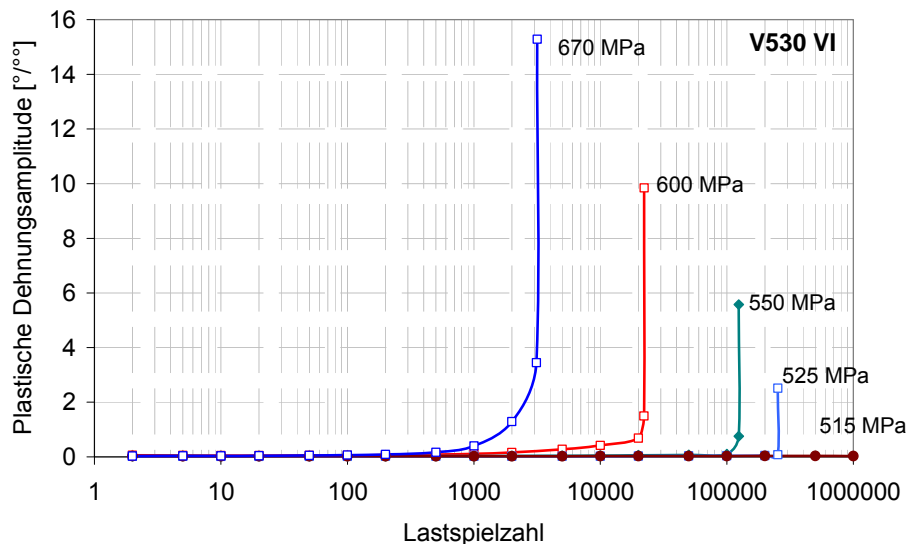
Im Falle der glatten Proben steigt die Wechselfestigkeit von 400 MPa auf 510 MPa (Abb. 5.57). Ab einer Spannungsamplitude von etwa 600 MPa kreuzen sich die Kurven.



**Abb. 5.57** Gegenüberstellung der Wöhlerkurven der Zug-Druck-Versuche der glatten Proben ( $f=5$  Hz,  $R = -1$ , RT) (VI / unverfestigt)

### 5.6.3 Wechselverformung

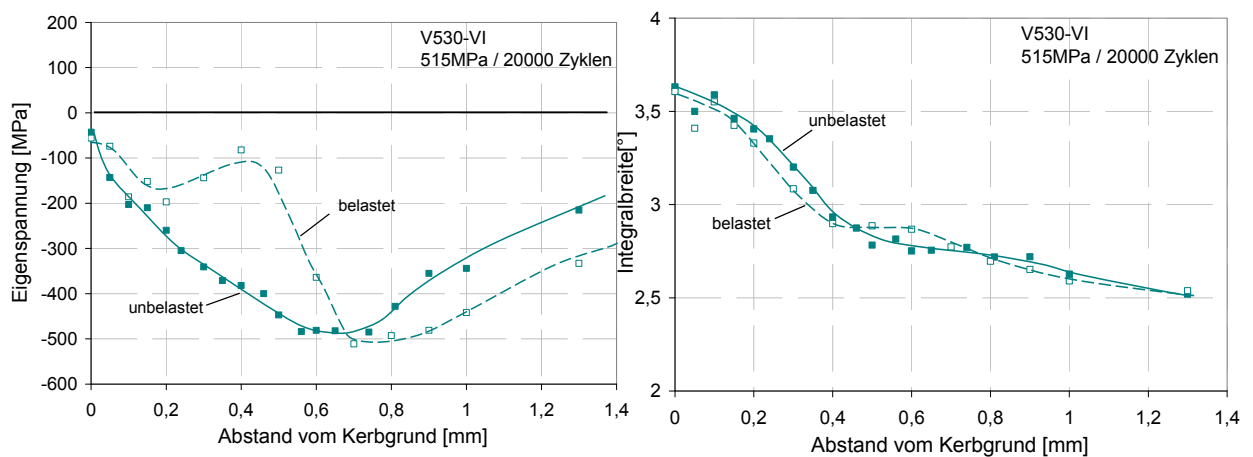
Die Wechselverformungskurven der integriert festgewalzten V530 Proben sind in Abb. 5.58 für unterschiedliche Spannungsamplituden abgebildet. Analog zu den anderen Zuständen wird hier ein entfestigtes Werkstoffverhalten beobachtet.



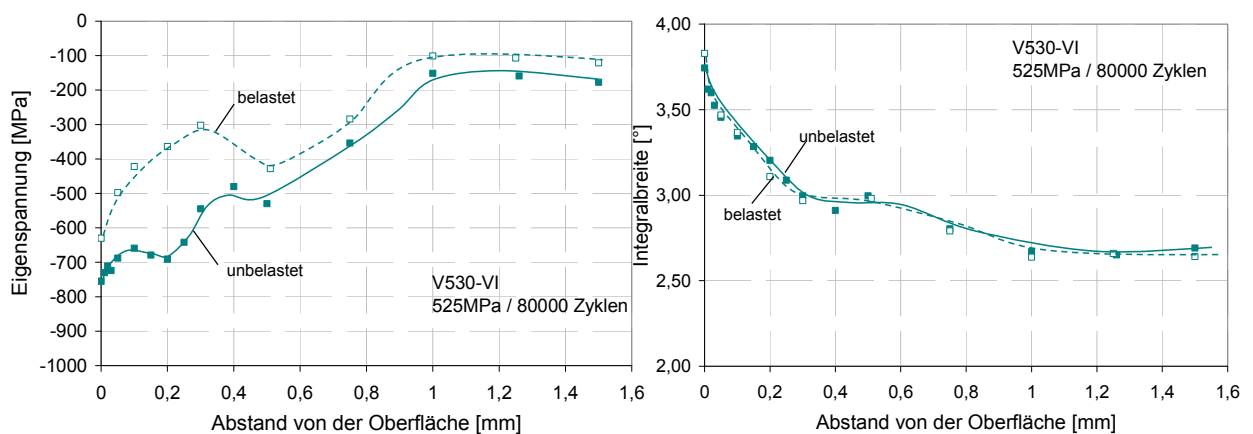
**Abb. 5.58** Wechselverformungskurve der VI Proben des V530-Zustands bei unterschiedlichen Spannungsamplituden

### 5.6.4 Eigenspannungsstabilität

Für die integriert festgewalzten Proben des V530-Zustands wurde ebenfalls die Stabilität der eingebrachten Mikrostruktur für gekerbte sowie glatte Proben untersucht. Dabei wurden die gekerbten Proben mit einer Wechselbiegespannungsamplitude von 515 MPa und während 20000 Belastungszyklen belastet. Die Tiefenverteilung der Makroeigenspannungen (Abb. 5.59) zeigen, dass der Abbau unterhalb der Randschicht stattfindet. Genau zwischen 0,05 und 0,7 mm Abstand vom Kerbgrund. Ab einem Abstand von 0,7 mm verhalten sich die Makroeigenspannungen sehr stabil. Die Integralbreite ist nach der Belastung ebenfalls stabil geblieben.



**Abb. 5.59** Gegenüberstellung der Tiefenverläufe der Makroeigenstressungen und Integralbreiten gekerbter Proben vor und nach einer mechanischen Wechselbiegebelastung von 515 MPa während 20000 Zyklen



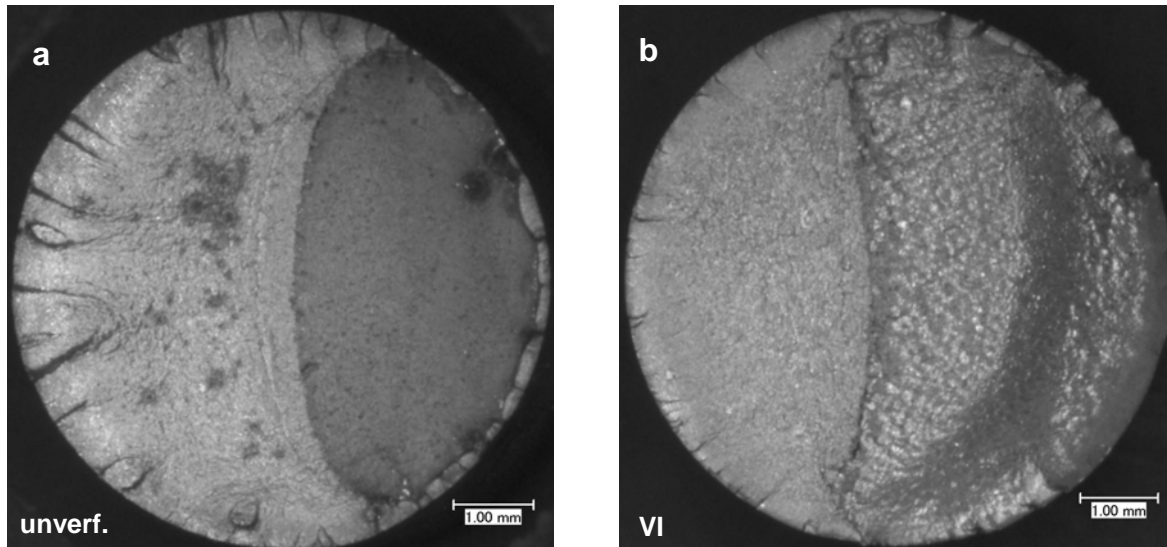
**Abb. 5.60** Gegenüberstellung der Tiefenverläufe der Makroeigenstressungen und Integralbreiten glatter Proben vor und nach einer mechanischen Zug-Druck-Belastung von 525 MPa während 80000 Zyklen

Bei den glatten Proben ist auch ein Abbau der Makroeigenstressungen zu beobachten (Abb. 5.60). Der Oberflächenwert fällt von -750 MPa auf -620 MPa ab. Auch in der Tiefe insbesondere bis 0,5 mm ist eine Relaxation der Druckeigenstressungen sichtbar. Die Integralbreite ist auch in diesem Fall sehr stabil und verändert sich kaum.

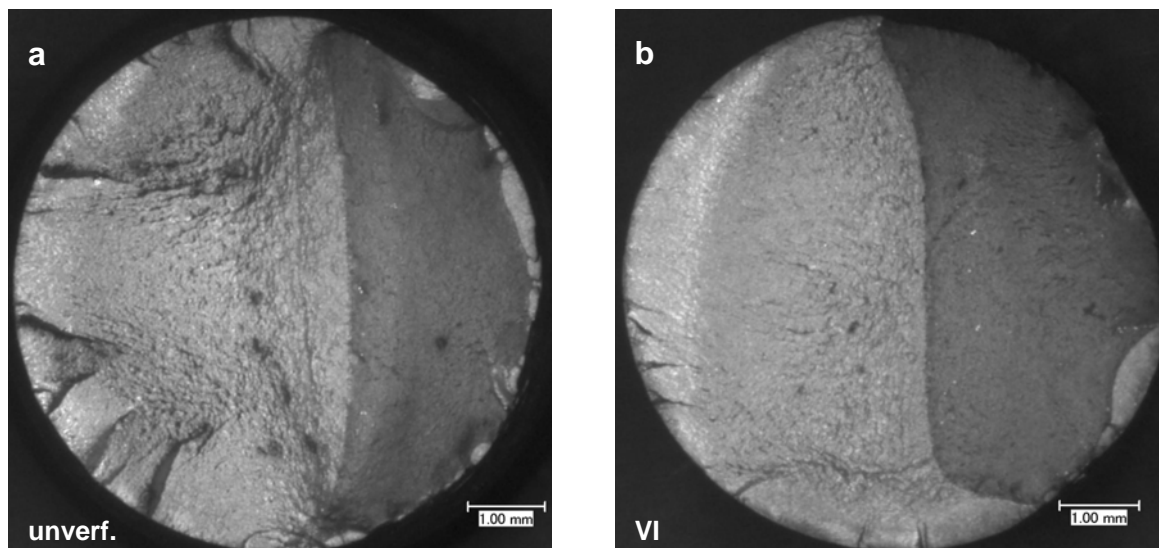


### 5.6.5 Mikroskopische Untersuchung

Analog zu den Bruchbildern im Abschnitt 5.5.5 zeigen die Abb. 5.61 a, b und 5.62 ähnliche Bruchflächen. Hier wird auch eine geringe Anzahl an Anrissen im Falle des VI-Zustands im Vergleich zu dem unverfestigten Zustand beobachtet (Abb. 4.62).



**Abb. 5.61** Mikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen der glatten Proben nach einer mechanischen Zug-Druck-Belastung bei  $\sigma_a = 600$  MPa: a) Unverfestigt; b) VI



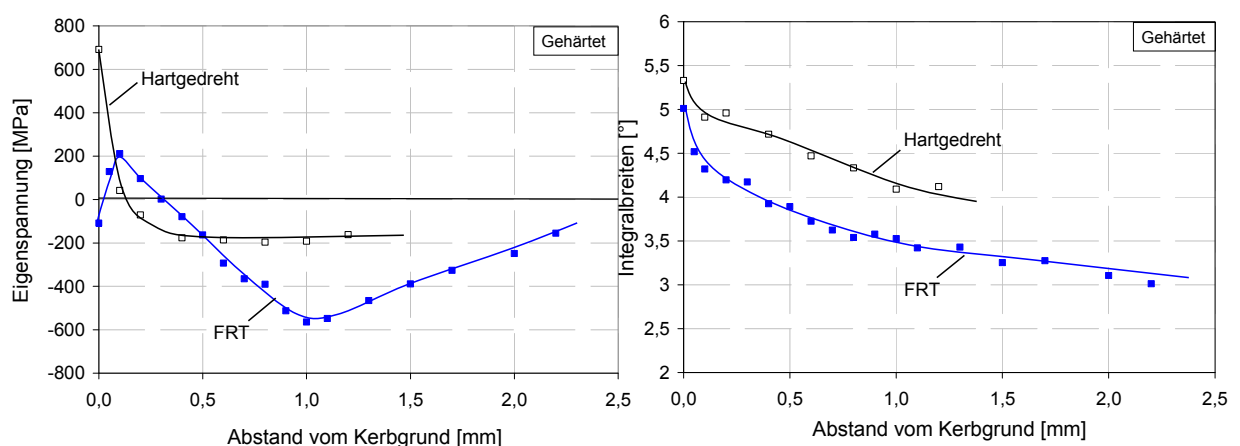
**Abb. 5.62** Mikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen der glatten Proben nach einer mechanischen Zug-Druck-Belastung bei  $\sigma_a = 550$  MPa: a) Unverfestigt; b) VI

## 5.7 Konventionelle Festwalzbehandlung (FRT) (Gehärteter-Zustand)

In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse des gehärteten Zustands vorgestellt. Da die Proben hartgedreht worden sind, ist es erforderlich den Ausgangszustand zu analysieren und in die Betrachtung mit einzubeziehen.

### 5.7.1 Randschichtzustand

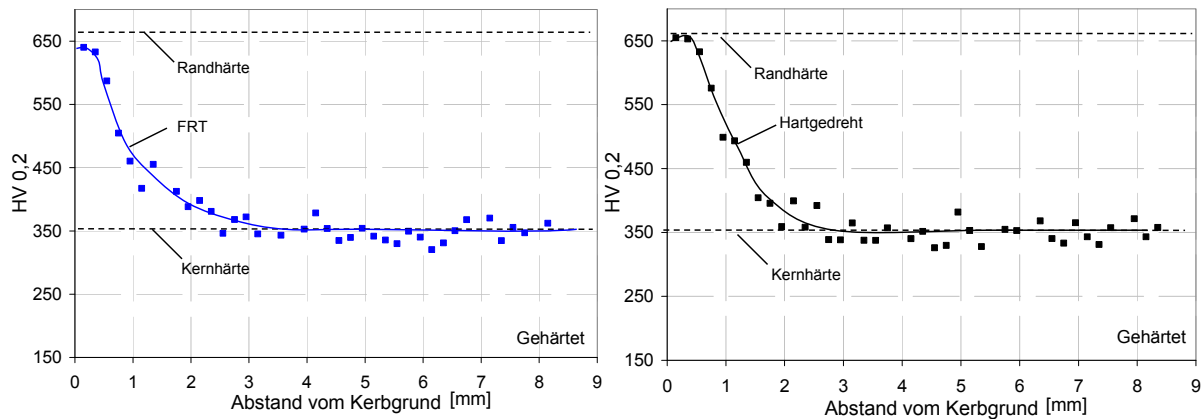
Die erzeugte Mikrostruktur nach dem konventionellen Festwalzen ist in Abb. 5.63 in Gegenüberstellung mit dem hartgedrehten Zustand dargestellt. Es zeigt sich, dass nach dem Hartdrehen sich sehr hohe Zugeigenspannungen gebildet haben. Die Werte erreichen an der Oberflächen +700 MPa und fallen rasch auf -200 MPa bei einer Tiefe von ca. 0,3 mm ab. Der verfestigte Zustand zeigt bis zu einer Tiefe von etwa 0,2 mm Zugeigenspannungen, dann fallen die Werte auf das Eigenspannungsmaximum von etwa -600 MPa bei einem Kerbgrundabstand von 1 mm. Die Integralbreite des verfestigten Zustands liegt um 0,5 ° niedriger als die des hartgedrehten Zustands.



**Abb. 5.63** Makroeigenspannungen- und Integralbreitentiefenverteilung der konventionell festgewalzten gekerbten Proben des gehärteten Zustands in Vergleich zum hartgedrehten Zustand

Bei der Untersuchung der Härttiefenverläufe im Falle des gehärteten Zustands soll darauf hingewiesen werden, dass der Werkstoff C45E keine gute Einhärtbarkeit besitzt. Die Unterschiede zwischen Rand- und Kernhärte nach dem Härten (bzw. Hartdrehen) soll für die Beschreibung der Verläufe mitberücksichtigt werden. Die Randhärte lag nach dem Hartdrehen bei etwa 670 HV. Dieser Wert fällt nach etwa 3 mm Abstand vom Kerbgrund auf 350 HV (Abb. 5.64). Nach dem konventionellen Festwalzen

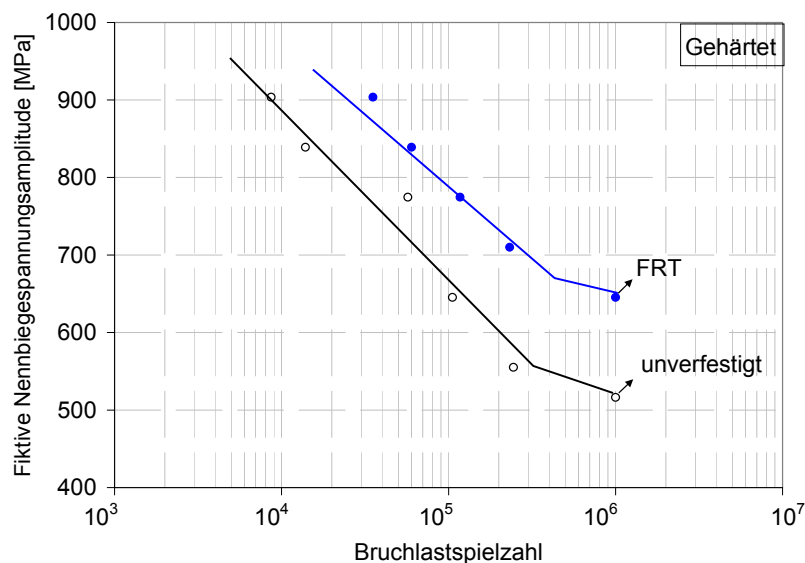
lag der Härtewert bei etwa 650 HV, so dass kein wesentlicher Unterschied zum hartgedrehten Zustand entstanden ist.



**Abb. 5.64** Links: Härtetiefenverlauf der bei Raumtemperatur festgewalzten gekerbten Proben des gehärteten Zustands; Rechts: Härtetiefenverlauf des gehärteten Zustands nach dem Hartdrehen

### 5.7.2 Schwingfestigkeit

Bei dem gehärteten Zustand wurden nur für die gekerbten Proben Wöhlerkurven aufgenommen. Abb. 5.65 stellt die Ergebnisse der Wechselbiegeversuche für den unverfestigten und den FRT Zustand dar. Eine Lebensdauersteigerung ist über die gesamte Wöhlerkurve zu erkennen. Die Wechselfestigkeit steigt von 504 MPa auf 650 MPa (23 %).

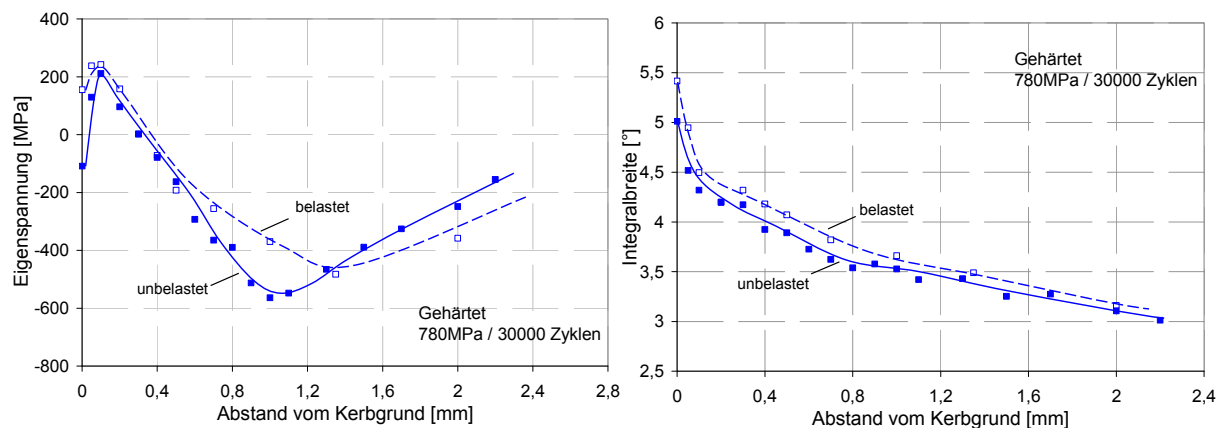


**Abb. 5.65** Gegenüberstellung der Wöhlerkurven der Biegewechselversuche der gekerbten Proben ( $f=5$  Hz,  $R = -1$ , RT) (FRT / unverfestigt)

### 5.7.3 Eigenspannungsstabilität

Für die Untersuchung der Stabilität der eingebrachten Mikrostruktur, wurden Mikro- und Makroeigenspannungstiefenverläufe nach einer Belastung bei 780 MPa und 30000 Zyklen aufgenommen und mit unbelasteten Proben verglichen.

Die Ergebnisse sind in Abb. 5.66 zu sehen. Das Festwalzen bei Raumtemperatur des gehärteten Zustands erzeugt eine stabile Mikrostruktur. Nur eine geringfügige Relaxation der Druckeigenspannungen um etwa 200 MPa in 1,0 mm Abstand vom Kerbgrund wurde beobachtet.

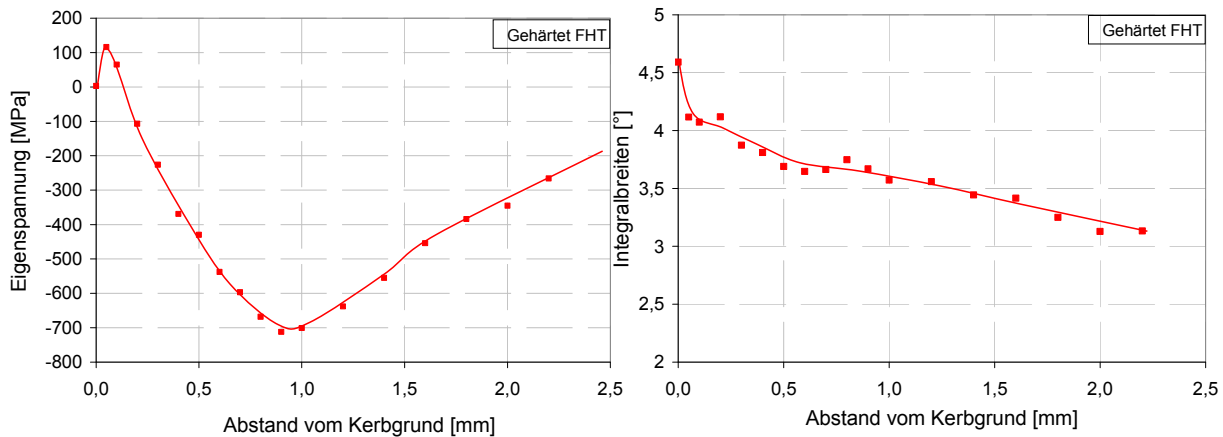


**Abb. 5.66** Gegenüberstellung der Tiefenverläufe der Makroeigenspannungen und Integralbreiten glatter Proben vor und nach einer mechanischen vor und nach einer mechanischen Wechselbiegebelastung der gekerbten Proben von 780 MPa während 30000 Zyklen

## 5.8 Simultane Festwalzbehandlung (FHT) (Gehärteter-Zustand)

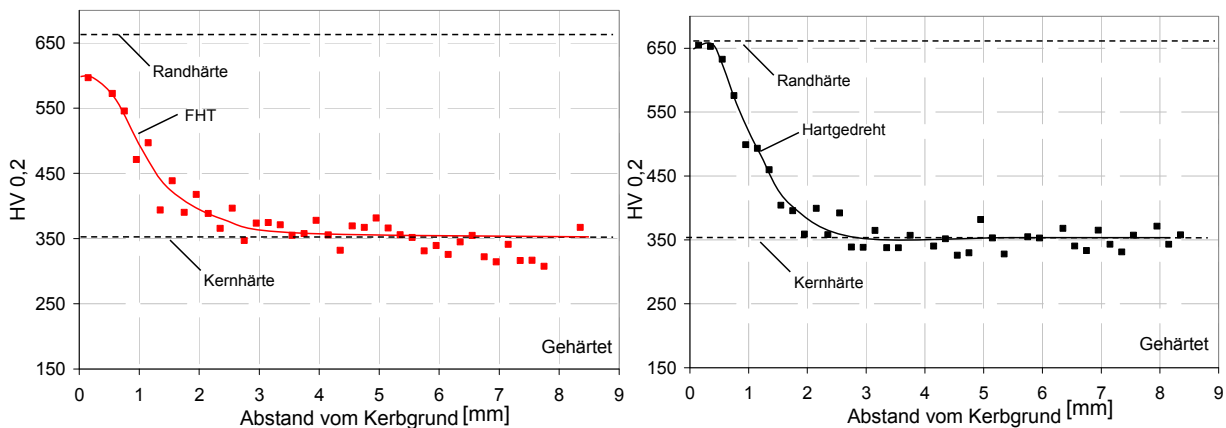
### 5.8.1 Randschichtzustand

Abb. 5.67 stellt die Tiefenverteilungen der Makroeigenspannungen und Integralbreiten nach einer simultanen Festwalzbehandlung dar. Das Druckeigenspannungsmaximum von etwa -700 MPa liegt in einem Abstand von ca. 1mm vom Kerbgrund. Bei einer Tiefe von 0,1 mm steigen die Makroeigenspannungen von 0 MPa auf +110 MPa. Die Integralbreite erreicht einen maximalen Wert von 4,6° direkt an der Oberfläche.



**Abb. 5.67** Makroeigenspannungen- und Integralbreitentiefenverteilung der bei erhöhter Temperatur festgewalzten gekerbten Proben des gehärteten Zustands

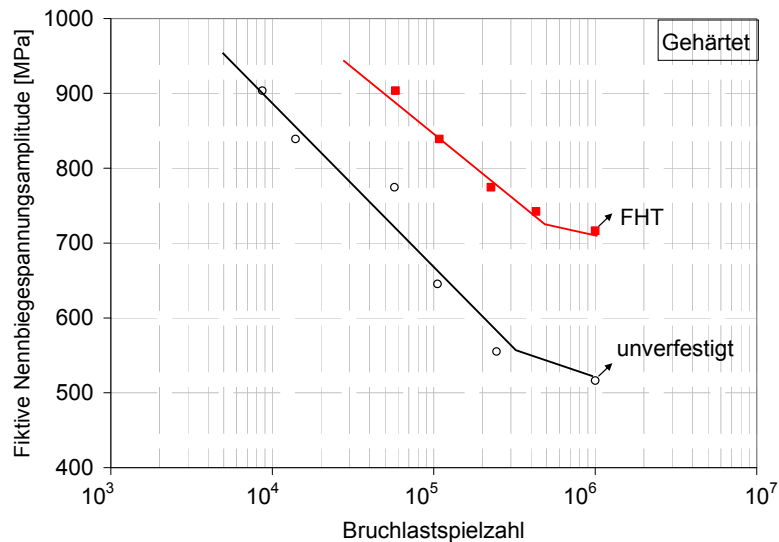
Nach dem simultanen Festwalzen lag der Härtewert bei etwa 600 HV. Die Härtesteigerung ist bis zu einem Abstand von 2,5 mm vom Kerbgrund (Abb. 5.68) sichtbar. Verglichen mit dem Hartgedrehten Zustand, ist die Randhärte des FHT-Zustands um etwa 50 HV niedriger.



**Abb. 5.68** Links: Härteprofilverlauf der bei erhöhter Temperatur festgewalzten gekerbten Proben des gehärteten Zustands; Rechts: Härteprofilverlauf des gehärteten Zustands nach dem Hartdrehen

### 5.8.2 Schwingfestigkeit

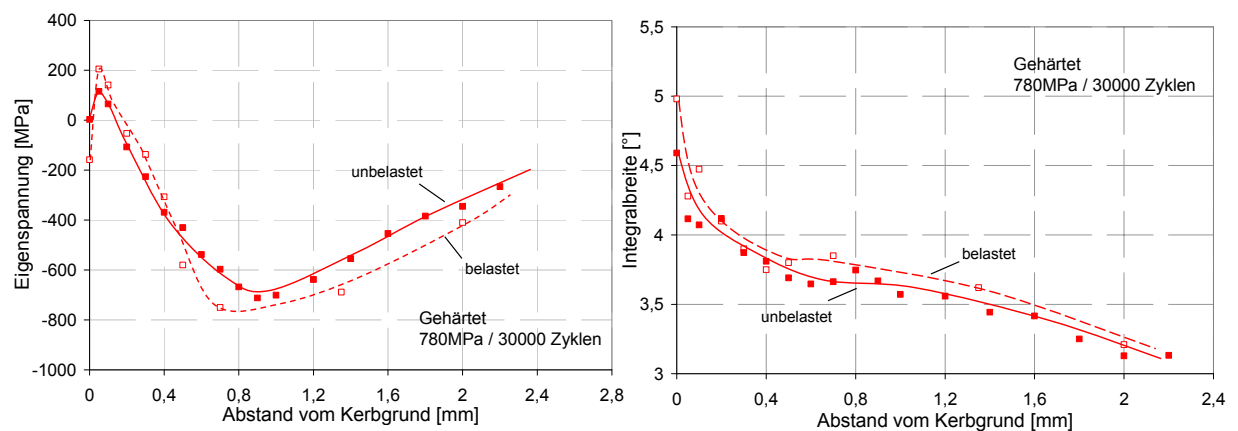
Abb. 5.69 stellt die Ergebnisse der Ermüdungsversuche für den unverfestigten und den FHT-Zustand für die gekerbte Probe dar. Nach der simultanen Festwalzbehandlung des gehärteten Zustands wurde eine Steigerung der Lebensdauer über die gesamte Wöhlerkurve erreicht. Die Wechselfestigkeit steigt von 504 MPa auf 705 MPa (29 %).



**Abb. 5.69** Gegenüberstellung der Wöhlerkurven der Biegewechselversuche der gekerbten Proben ( $f=5$  Hz,  $R = -1$ , RT) (FHT / unverfestigt)

### 5.8.3 Eigenspannungsstabilität

Die Proben wurden ebenfalls bei 780 MPa für 30000 Zyklen belastet. Die Tiefenverläufe von unbelasteter und belasteter Probe sind in Abb. 5.70 dargestellt.



**Abb. 5.70** Gegenüberstellung der Tiefenverläufe der Makroeigenspannungen und Integralbreiten gekerbter Proben vor und nach einer mechanischen Wechselbiegebelastung von 780 MPa während 30000 Zyklen

Auch hier sind die eingebrachten Mikro- und Makroeigenspannungen stabil und verändern sich nach der mechanischen Belastung kaum.

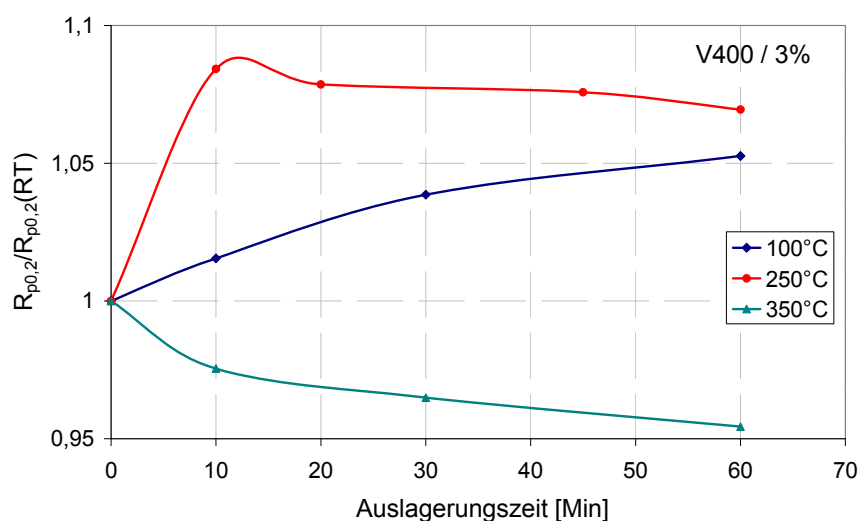
## 5.9 Untersuchungen zum Einfluss der statischen Reckalterung

In diesem Abschnitt wird der Einfluss einer statischen Reckalterung auf die mechanischen Eigenschaften vorverformten Proben aus den Zuständen V530 und V400 untersucht. Die Proben wurden zunächst 3 % plastisch vorverformt und anschließend bei unterschiedlichen Temperaturen und Zeiten ausgelagert. Nach der Auslagerung wurden die Proben quasistatisch sowie dynamisch wiederbelastet.

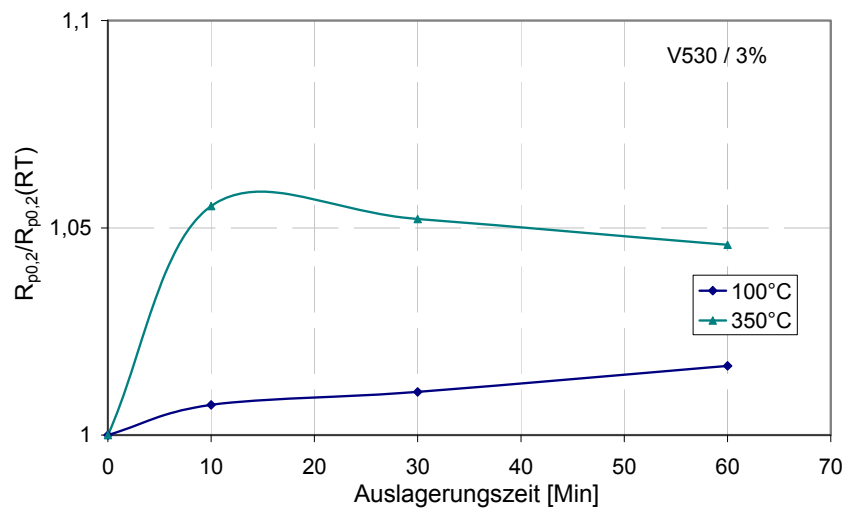
### 5.9.1 Quasistatische Versuche

Die Ergebnisse der quasistatischen Wiederbelastung vorverformten Proben sind in der Abb. 5.71 und Abb. 5.72 für die V400 und V530 Zustände dargestellt. Hierfür wurden die Zugversuche nach den jeweiligen Auslagerungsbehandlungen ausgewertet.

Die relative Veränderung der  $R_{p0,2}$ -Grenze vor und nach der Auslagerung ist in Abb. 5.71 dargestellt. Aufgetragen wird dieses Verhältnis über der Auslagerungszeit bei unterschiedlichen Temperaturen. Im Falle des V400-Zustands zeigt die Kombination aus 250 °C und 10 min die höchste erreichte Steigerung von  $R_{p0,2}$  (8 %). Es zeigt sich, dass Auslagerungstemperaturen über 350 °C die mechanischen Eigenschaften verschlechtern. Bei den höher angelassenen Proben (V530) führt die Auslagerungskombination von 350°C und 10 min zu einer Steigerung von  $R_{p0,2}$  um etwa 6 % (Abb. 5.72).

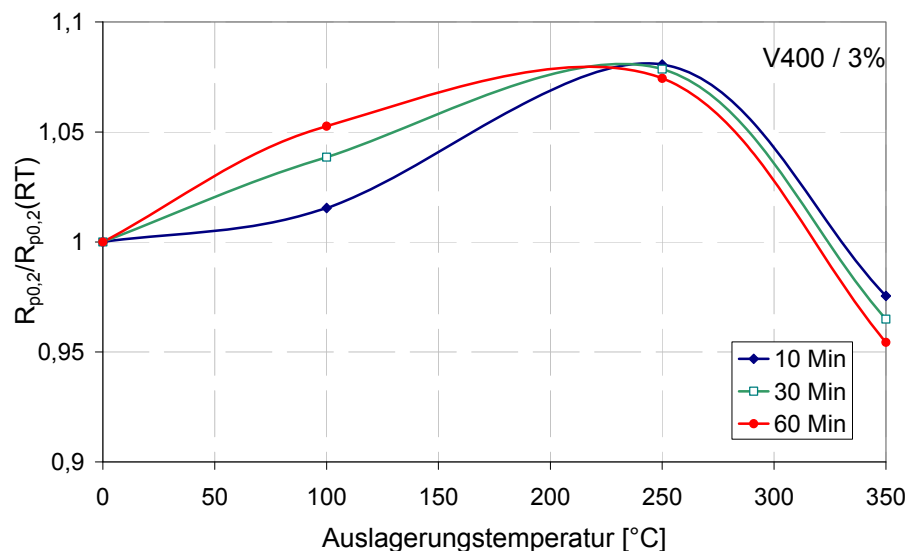


**Abb. 5.71** Verhalten der  $R_{p0,2}$  –Grenze über die Auslagerungsdauer nach Auslagerung bei unterschiedlichen Temperaturen des V400-Zustands



**Abb. 5.72** Verhalten der  $R_{p0,2}$  –Grenze über die Auslagerungsdauer nach Auslagerung bei unterschiedlichen Temperaturen des V530-Zustands

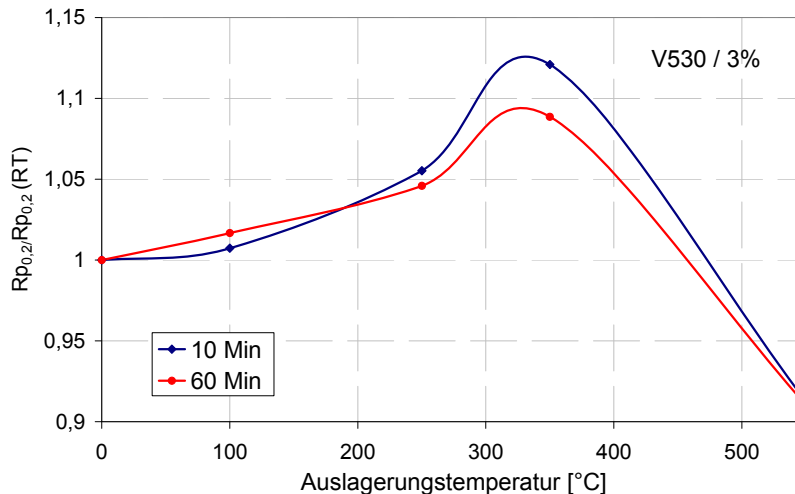
In Abb. 5.73 und 5.74 ist die relative Veränderung von  $R_{p0,2}$ -Grenze über die Auslagerungstemperaturen aufgetragen. In Falle des V400-Zustands ist zu sehen, wie die Kurven (bei unterschiedlichen Auslagerungszeiten) sich bei 250 °C treffen. Dies gibt Kenntnis, dass die Auslagerungszeiten von 10 bis 60 min bei 250 °C keinen wesentlichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften haben.



**Abb. 5.73** Verhalten der  $R_{p0,2}$  –Grenze über die Auslagerungstemperatur nach unterschiedlicher Auslagerungsdauer des V400-Zustands



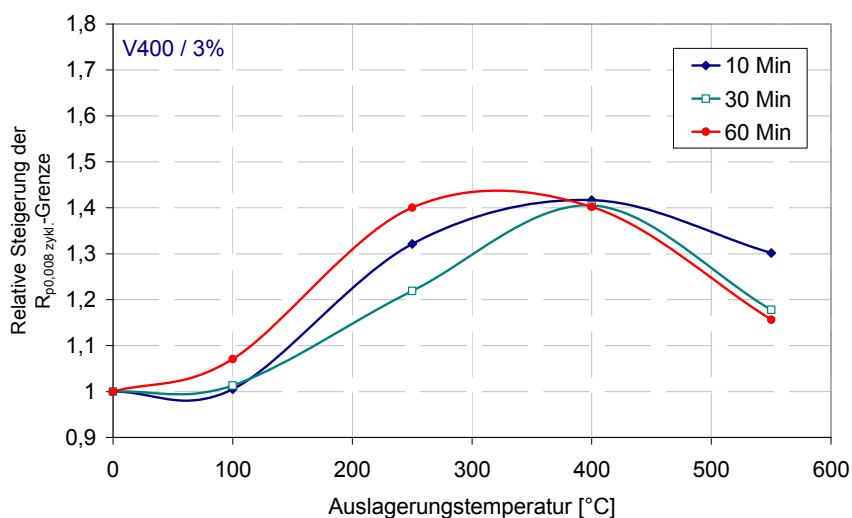
Aus Abb. 5.73 ist es zu entnehmen, dass Auslagerungstemperaturen ab 450 °C zu einer Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften führen. Außerdem zeigen die Verläufe, dass in diesem Fall eine Auslagerung bei ca. 350° C bei einer geringen Auslagerungsdauer von 10 min sehr effektiv ist.



**Abb. 5.74** Verhalten der  $R_{p0,2}$  –Grenze über die Auslagerungstemperatur nach unterschiedlicher Auslagerungsdauer des V530-Zustands

### 5.9.2 Dynamische Versuche

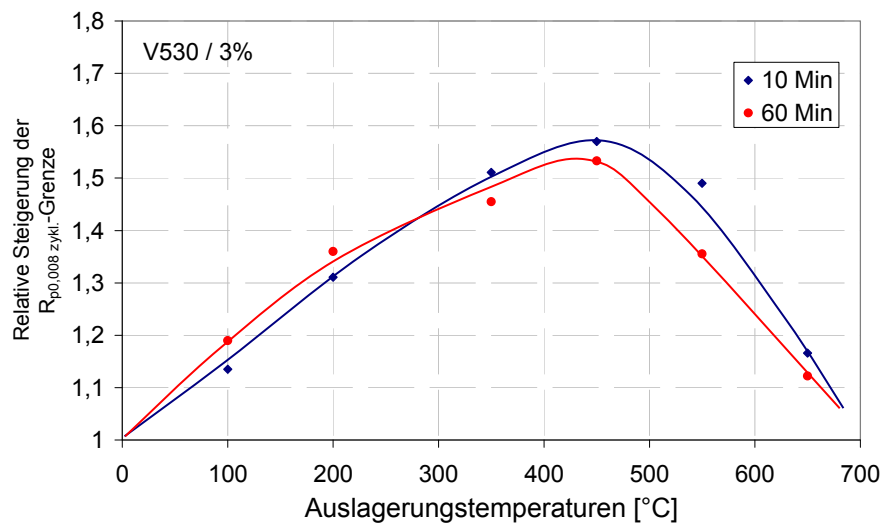
Die gewonnenen Daten aus den Laststeigerungsversuchen, die in Abschnitt 4.4.1 beschrieben wurden [114] werden in zyklische Spannungs- Dehnungs- Kurven (kurz ZSD) umgewandelt. Für den V400-Zustand stellt die Abb. 5.75 die relative Steigerung  $R_{p0,08 \text{ zykl.}}$ -Grenze über die Auslagerungstemperatur für verschiedene Auslagerungszeiten dar.



**Abb. 5.75** Verhalten der  $R_{p0,08 \text{ zykl.}}$ -Grenze über die Auslagerungstemperatur nach unterschiedlichen Auslagerungsdauer des V400-Zustands

Es fällt zunächst auf, dass die zyklische Streckgrenze als Folge der statischen Reckalterung deutlich stärker ansteigt als die quasistatischen.

Nach einer Auslagerungsdauer von 60 min bei 300 °C steigt die  $R_{p0,08 \text{ zykl.}}$ -Grenze der V400 Proben am höchsten. Im Falle der V530-Proben (siehe Abb. 5.76) ist eine Behandlung bei 450 °C besser geeignet (ca. 42%-Steigerung der zyklischen Streckgrenze). Zu beobachten ist, dass eine Auslagerungsdauer von 10 bzw. 60 min bei diesem Werkstoffzustand keine große Auswirkung auf die dynamischen Eigenschaften hat.



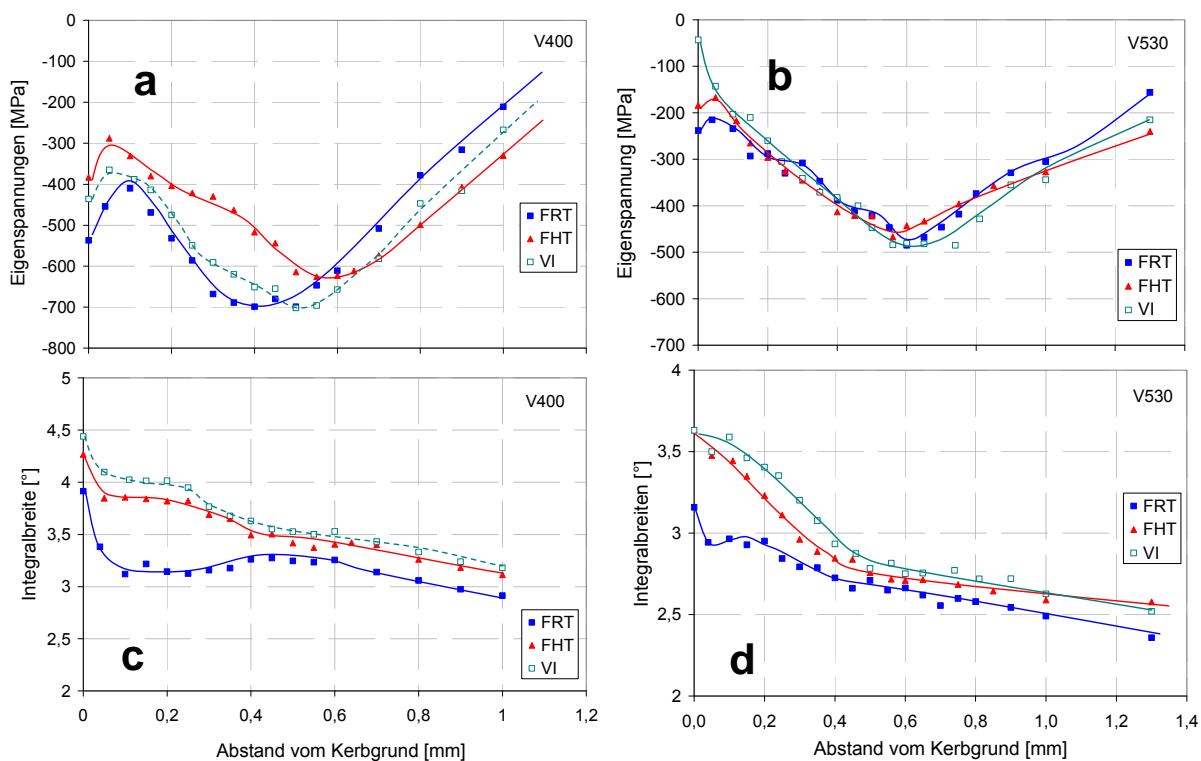
**Abb. 5.76** Verhalten der  $R_{p0,08 \text{ zykl.}}$ -Grenze über die Auslagerungstemperatur nach unterschiedlicher Auslagerungsdauer des V530-Zustands

## 6 Diskussion

### 6.1 Randschichtzustand

#### 6.1.1 Gekerbte Proben

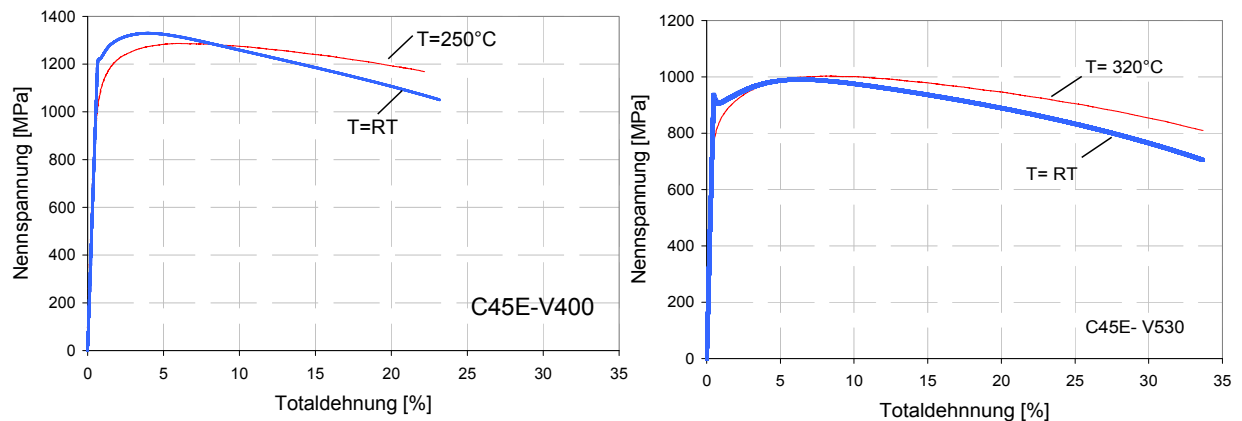
Durch die in den vorangegangenen Abschnitten vorgestellten Festwalzbehandlungen wurden unterschiedliche Eigenspannungszustände in der Randzone erzeugt. Die ermittelten Eigenspannungstiefenverläufe nach dem Festwalzen im Einstichverfahren entsprechen qualitativ den aus der Literatur bekannten Verläufen [33]. Es kommt in diesem Fall zu Bildung eines Eigenspannungsmaximums unterhalb der Oberfläche, wie es gemäß der Hertz'schen Theorie zu erwarten ist.



**Abb. 6.1** Makroeigenspannungstiefenverteilung (a / b) und Integralbreitentiefenverteilung (c / d) der vergüteten V400 und V530-Zustände nach unterschiedlichen Festwalzprozessen

Zu beobachten ist, dass je nach Vergütungszustand unterschiedliche Makroeigenspannungs- sowie Integralbreitentiefenverläufe induziert wurden. Im Falle des V530-Zustands zeigen die Verläufe der Makroeigenspannungen (Abb. 6.1 a) geringe Unterschiede zwischen den drei Oberflächenzuständen. Auch das Maximum der Druckeigenspannungen liegt bei allen Proben bei etwa 0,6 mm Abstand vom Kerbgrund. Hingegen weisen die Verläufe der Eigenspannungen des V400-Zustands leichte Unterschiede auf. Die simultan festgewalzten Proben haben im Vergleich zu den konventionell festgewalzten Proben niedrigere Makroeigenspannungen. Auch die Eindringtiefe hat sich geändert. Die maximalen Eigenspannungswerte des FHT-Proben

liegen bei etwa 0,6 mm Abstand vom Kerbgrund und erreichten maximal -600 MPa. Die FRT-Proben hingegen erreichten Werte von -700 MPa bei 0,4 mm. Diese Beobachtungen sind auf die Änderungen der Streckgrenze während des Festwalzens bei erhöhten Temperaturen zurück zu führen. Es wurden zudem Zugversuche bei den Prozesstemperaturen (250 °C bei V400 und 320 °C bei V530) durchgeführt, um Vergleichswerte der mechanischen Eigenschaften bei diesen Temperaturen zu erhalten.

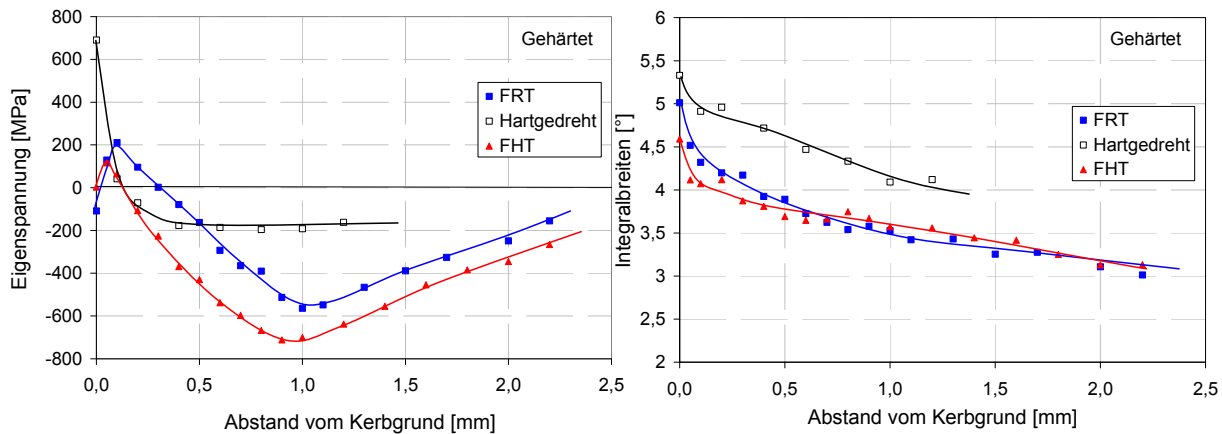


**Abb. 6.2** Gegenüberstellung der Zugversuche bei Raumtemperatur und bei erhöhter Temperatur für jeweils V400- und V530-Zustand

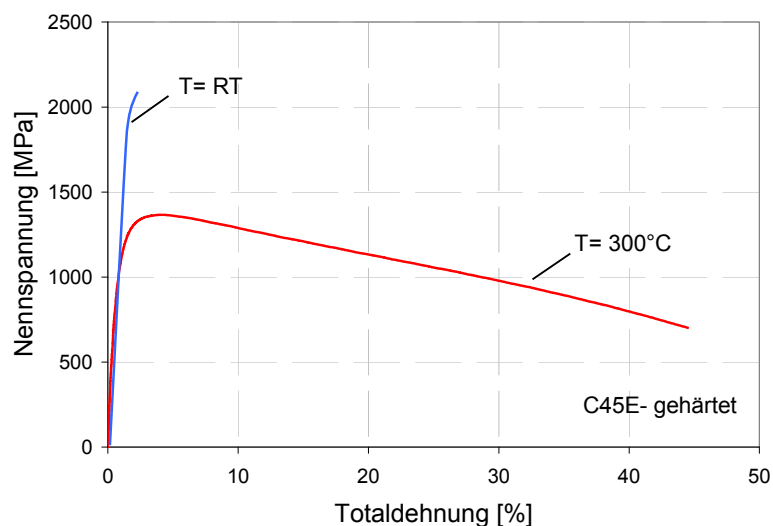
Abb. 6.2 zeigt, dass im Falle des V400-Zustands und bei einer Prozesstemperatur von 250 °C die Streckgrenze stärker herabgesetzt wird. Die Streckgrenze nimmt um etwa 200 MPa ab. Es ist anzunehmen, dass dieser Effekt stark von der Werkstoffhärte abhängt, da beim V530-Zustand die Streckgrenze bei 320 °C nur um 100 MPa abnimmt. Diese Veränderungen der Streckgrenze können auch ein Grund für die Unterschiede der Tiefenverläufe sein (Vgl. Abb. 6.1a).

Abb. 6.1 c und d zeigen, dass bei beiden Wärmebehandlungszuständen deckungsgleiche mikrostrukturelle Vorgänge beim Festwalzprozess abgelaufen sind. Dies spiegelt sich bei den Tiefenverläufen der Integralbreiten wieder. Die Integralbreiten der festgewalzten Proben bei erhöhter Temperatur und der integriert festgewalzten Proben liegen über den gesamten Tiefenverlauf über den Werten der konventionell festgewalzten Proben. Die mikrostrukturellen Veränderungen könnten durch die stabilisierende Wirkung der vorhandenen Versetzungsanordnungen durch die Reckalterung erfolgt sein. Durch die eingebrachte Deformation während des Festwalzvorgangs kommt es zur Entstehung von neuen Versetzungen. Dieser Vorgang führt zu einer Steigerung der Versetzungsdichte und zu höheren Integralbreiten. Des Weiteren kommt es beim Festwalzen bei erhöhten Temperaturen bzw. dem integrierten Festwalzen zu Ausscheidungen von kleinsten Karbiden, die auch ein weiter Grund für den Anstieg der Integralbreiten sein können [38].

Im Falle des gehärteten Zustands zeigen die Tiefenverläufe (Abb. 6.3), dass das Festwalzen bei erhöhten Temperaturen zu höheren Druckeigenspannungen geführt hat. Die Tiefenwirkung ist allerdings konstant geblieben bei etwa 1 mm Abstand vom Kerbgrund. Die Verläufe der Integralbreiten zeigen, dass es nach dem Festwalzen bei erhöhten Temperaturen zu einer Abnahme der Integralbreiten gekommen ist. Diese Ergebnisse deuten auf einen Anlassprozess hin. Der Einfluss der Prozesstemperatur von etwa 300 °C wurde in einem Zugversuch bei 300 °C untersucht (Abb. 6.4).



**Abb. 6.3** Makroeigenspannungstiefenverteilung und Integralbreitentiefenverteilung des gehärteten Zustands nach unterschiedlichen Festwalzprozessen



**Abb. 6.4** Gegenüberstellung der Zugversuche bei Raumtemperatur und bei erhöhter Temperatur für den gehärteten Zustand

In Abb. 6.4 ist ein starker Rückgang der Festigkeit zu erkennen. Die Streckgrenze geht von etwa 2000 MPa auf 1300 MPa zurück. Allerdings stehen diese Ergebnisse nicht im direkten Vergleich zu einer Festwalzbehandlung bei 300 °C, da die Prozesszeit ein wesentlicher Faktor ist. Während des durchgeführten Zugversuches dauerte die Erwärmung der Probe bis zu zwei Stunden. Das bedeutet, dass die Probe länger

erhöhten Temperaturen ausgesetzt wurde, im Vergleich zu denen, die nur während des Festwalzprozesses mittels Heißluft schnell auf Temperatur gebracht wurden.

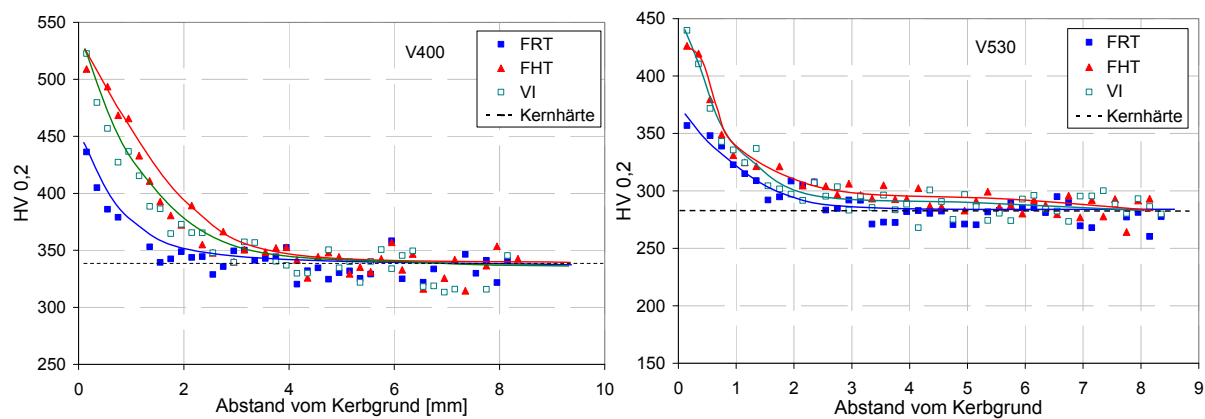
Dennoch könnten die höheren Werte der Makroeigenspannungen nach dem Festwalzen bei erhöhter Temperatur auf die geringere Streckgrenze, die während des kurzen Anlassprozesses stattfinden, zurückgeführt werden.

Auch nach dem Hartdrehen lag in der Randschicht ein charakteristischer Eigenspannungstiefenverlauf vor (Abb. 6.3), welcher in der Literatur schon beschrieben wurde [115]. Zudem lagen auch sehr hohe Integralbreiten vor. Nach dem Festwalzen bei Raumtemperatur sowie auch bei erhöhter Temperatur nahmen die Integralbreiten ab. Es kam zu Umordnungsvorgängen von Versetzungen und inhomogenen Erholungsvorgängen. Ähnliche Phänomene wurden bereits in [110] beschrieben.

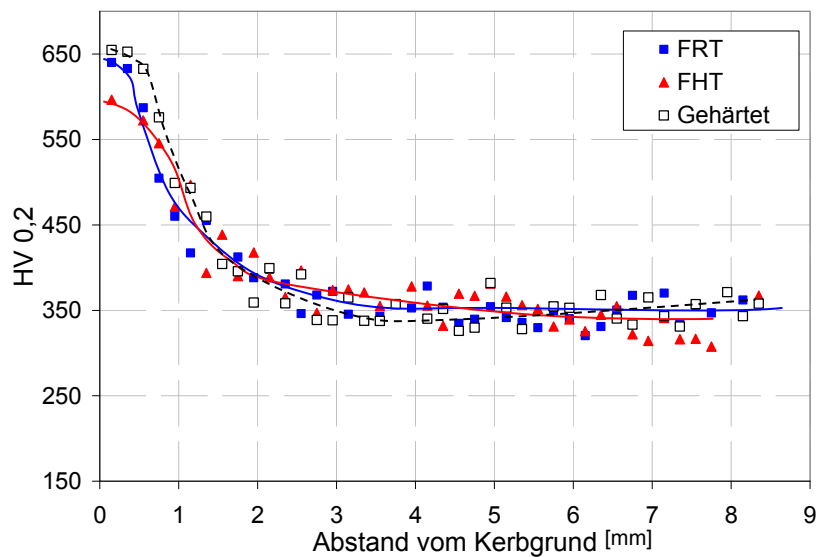
Die Makroeigenspannungstiefenverläufe von allen Wärmebehandlungszuständen zeigten in den ersten Bereichen bzw. Abständen zum Kerbgrund einen buckelartigen Verlauf. Dies ist auf Wechselwirkungen in Form von Schlupfphänomenen zwischen Festwalzwerkzeug und Werkstoffoberfläche zurückzuführen. Diese charakteristischen Verläufe wurden bei ähnlichen Untersuchungen mit einem vergütetem 42CrMo4 auch beobachtet [116].

Nicht nur der Zustand der eingebrachten Eigenspannungen gibt aufschlussreiche Hinweise auf den Randschichtzustand sondern auch der Härtezustand der oberflächennahen Bereiche. Abb. 6.5 und 6.6 zeigen die unterschiedlichen Verläufe der Härte nach dem konventionellen, dem integrierten Festwalzen sowie dem Festwalzen bei erhöhter Temperatur. Dabei ist zu erkennen, dass bei beiden Vergütungszuständen die höchsten Härtewerte nach dem integrierten bzw. Festwalzen bei erhöhter Temperatur erreicht wurden. Durch die Herabsetzung der Streckgrenze werden höhere Plastizierungen der Oberfläche erzeugt. Außerdem tritt eine versetzungsverankernde Wirkung durch die im Werkstoff gelösten Kohlenstoffatome infolge von statischen und dynamischen Reckalterungsprozessen auf (Bildung von Cottrell-Wolken).

Anders verhält sich der gehärtete Zustand. Auch hier ist der Anlassseffekt während des simultanen Festwalzens zu sehen. Der Härteverlauf nach dem Festwalzen bei 300 °C liegt deutlich unterhalb der Härtewerte nach dem konventionellen Festwalzen. Das konventionelle Festwalzen hat keinen Einfluss auf die Härte (Abb. 6.6).



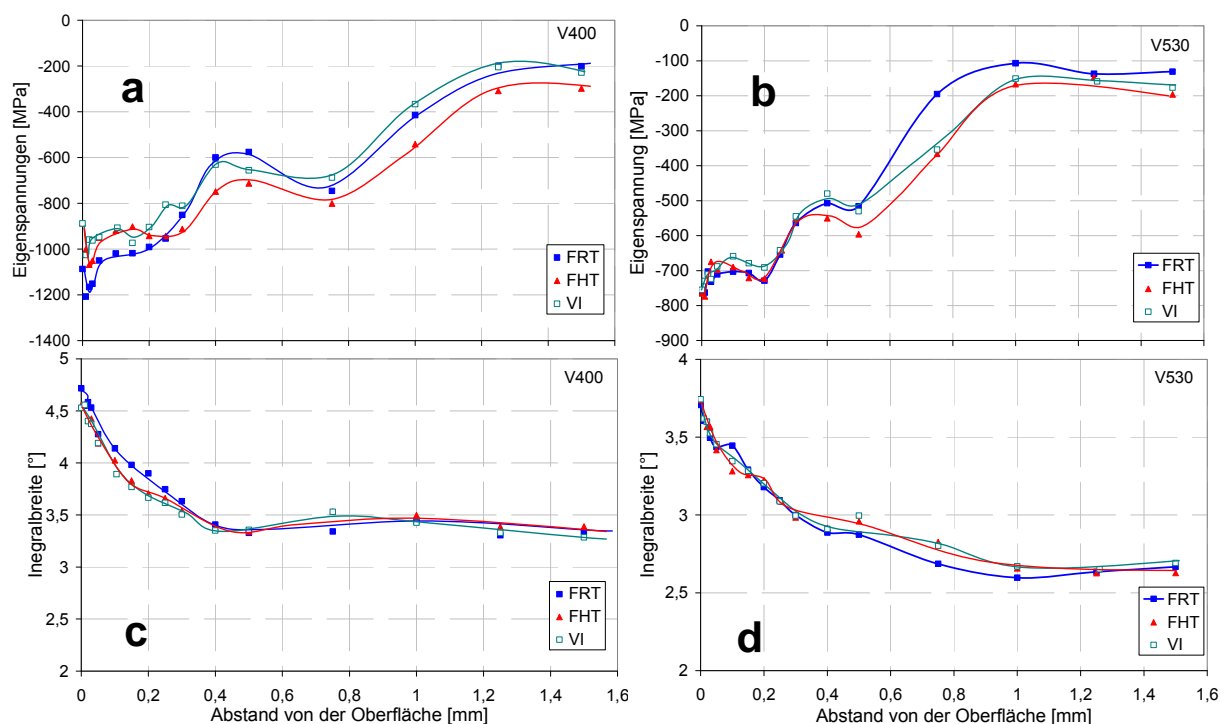
**Abb. 6.5** Gegenüberstellung der Härtetiefenverläufe der vergüteten Zustände nach unterschiedlichen Festwalzprozessen



**Abb. 6.6** Gegenüberstellung der Härtetiefenverläufe des gehärteten Zustand vor und nach unterschiedlichen Festwalzprozessen

### 6.1.2 Glatte Proben

Im Falle der glatten Proben, die im Vorschubverfahren festgewalzt worden sind, sind die Eigenspannungstiefenverläufe aller Oberflächenzustände (FRT-FHT und VI) für V400 und V530 in Abb. 6.5 dargestellt. Im Vergleich zu den Makroeigenspannungstiefenverläufen der festgewalzten gekerbten Proben (Vgl. Abs. 6.1.1) weisen die Tiefenverläufe der festgewalzten glatten Proben einen für das Festwalzen im Vorschubverfahren typischen Verlauf auf. Das Maximum der Druckeigenspannungen lag bei allen Oberflächenzuständen unmittelbar auf der Oberfläche. Das zeigt, dass die erzeugte Randschicht durch eine Kombination aus plastischer Streckung und durch Hertz'sche Pressung an der Oberfläche verursacht wurde [23].



**Abb. 6.7** Makroeigenspannungstiefenverteilung (a / b) und Integralbreitentiefenverteilung (c / d) der vergüteten V400 und V530-Zuständen nach unterschiedlichen Festwalzprozessen

Analog zu den gezeigten Makroeigenspannungstiefenverläufen der glatten Proben nach unterschiedlichen Festwalzprozessen, zeigen die Makroeigenspannungen ähnliches Verhalten wie die der gekerbten Proben. Das bedeutet, dass es bei dem V400-Zustand bis zu einer Tiefe von 0,2 mm zu einer geringen Abnahme der Makroeigenspannungen kam, jedoch zu einer höheren Tiefenwirkung. Bei dem V530-Zustand ist eine ausgeprägte Tiefenwirkung bis zu einer Tiefe von 0,4 mm zu beobachten. Auch in diesem Fall können diese Ereignisse durch die Abnahme der Streckgrenze bei Prozesstemperaturen von 250 °C bzw. 320 °C erklärt werden.



Darüber hinaus ist zu beobachten, dass die unterschiedlichen Festwalzprozesse der beiden Vergütungszustände zu keine wesentlichen Veränderungen der Integralbreitentiefenverläufen geführt haben (Abb. 6.7 c, d).

Bei einem Vergleich der Eigenspannungsverteilung nach dem Einstich- bzw. Vorschubverfahren der vergüteten Zustände V400 und V530, fallen charakteristische Besonderheiten auf. Beim V530 Zustand sind die induzierten Makroeigenspannungen nach den unterschiedlichen Festwalzbehandlungen sehr ähnlich (Vgl. Abb. 6.1b und 6.7b). Hingegen unterscheiden sich die Verläufe der Makroeigenspannungen beim V400-Zustand leicht. Insbesondere zwischen 0,2 und 0,6 mm Abstand vom Kerbgrund sind die induzierten Druckeigenspannungen, im Vergleich zu den Verläufen des VI- bzw. FRT-Zustands, kleiner. Das deutet auf eine Probenstreuung hin. Es wird außerdem beobachtet, dass nach dem Festwalzen beider Vergütungszuständen (FRT, FHT und VI) im Einstichverfahren unterschiedliche Kaltverfestigungszustände erzeugt wurden (Abb. 6.1c-d). Diese Betrachtung ist im Vorschubverfahren nicht zu erkennen (Abb. 6.7c-d). Das zeigt, dass das Verfestigungsmechanismus im Werkstoff sehr stark von dem eingesetzten Verfestigungsprozess abhängt. Der Unterschied bei der Eigenspannungsinduzierung zwischen dem Einstich- und dem Vorschubverfahren liegt an der Zusammenhang der Eigenspannungsinduzierungsmechanismen, die aus der Hertz'schen Pressung bzw. der plastischen Streckung der Oberfläche oder deren Kombination vorkommen. Da beim Vorschubverfahren die plastische Oberflächenstreckung ausgeprägter ist, ist davon auszugehen, dass die Prozesstemperatur keine wesentliche Rolle auf den induzierten Kaltverfestigungszustand spielt. Hingegen führen kleine Änderungen der Streckgrenze (Abb. 6.2) in dem Fall, wo die Hertz'sche Pressung für die Eigenspannungserzeugung dominiert, zu wesentlich größeren Auswirkungen.

## **6.2 Schwingfestigkeit**

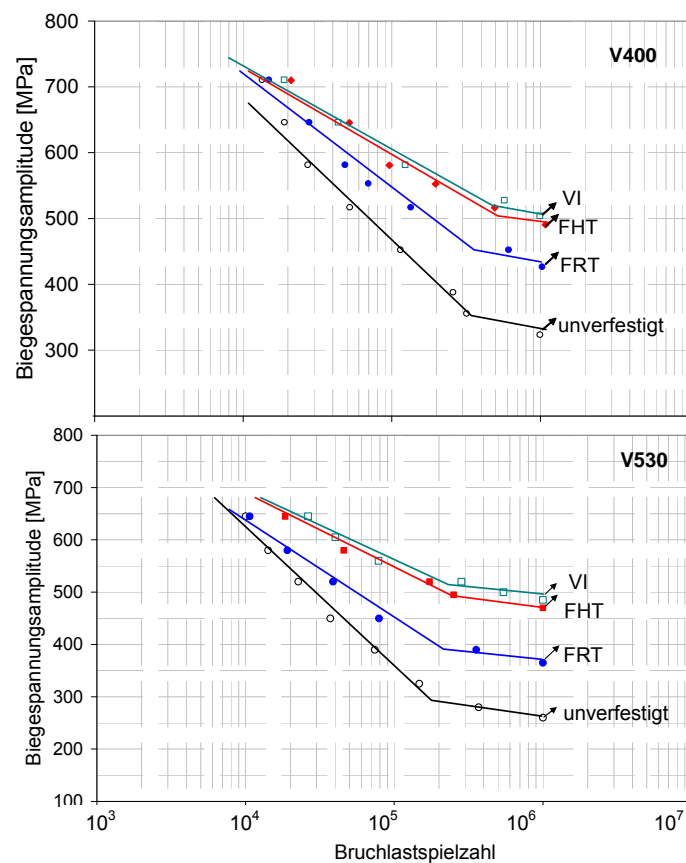
### **6.2.1 Gekerbte Proben**

Abb. 6.8 stellt die Wöhlerkurven der V400- und V530-Zustände in unterschiedlichen Oberflächenzuständen (unverfestigt, konventionell festgewalzt, festgewalzt bei erhöhter Temperatur und integriert festgewalzt) dar. Es ist festzustellen, dass alle verfestigten Zustände zu einer Steigerung der Lebensdauer im Zeitfestigkeit- sowie im Wechselfestigkeitsbereich geführt haben. Allerdings ist deutlich erkennbar, dass im Bereich höherer Spannungsamplituden die Kurven sich immer mehr an die Kurve des unverfestigten Zustands annähern. Der schwache Anstieg der Lebensdauer in diesem Bereich ist auf die starke Relaxation der Eigenspannungen zurückzuführen.

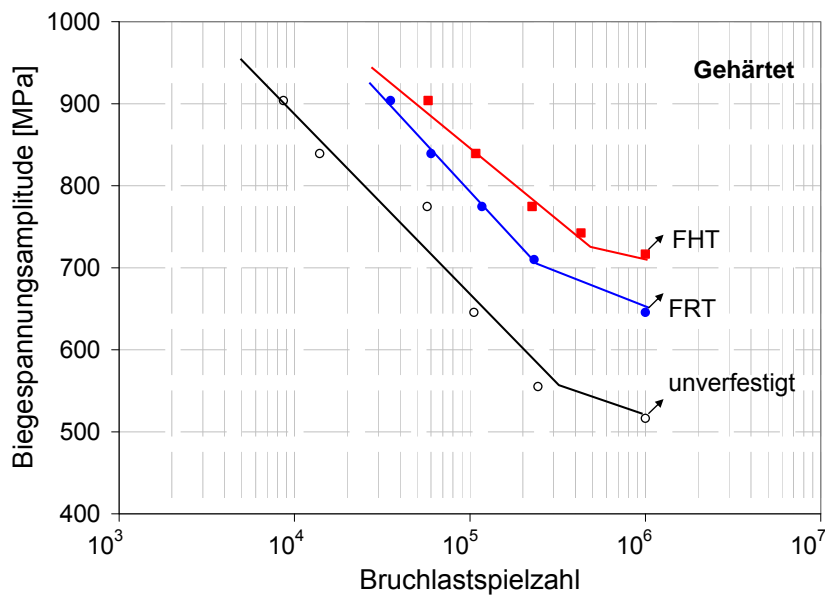
Die Steigerung der Schwingfestigkeit der bei Raumtemperatur festgewalzten Proben gegenüber den unverfestigten Zuständen kann nur auf die durch das konventionelle Festwalzen eingebrachten Eigenspannungen sowie Verfestigungen in der Randzone zurückgeführt werden. Die durch das Festwalzen bei erhöhter Temperatur und das

integrierte Festwalzen nochmals signifikant angestiegene Biegewechselfestigkeit, verglichen mit dem konventionell festgewalzten Zustand, lässt sich nicht mit höheren Eigenspannungen erklären. Wie Abb. 6.1 zeigt, liegen die Eigenspannungen der jeweiligen Vergütungszustände in einem nahezu identischen Bereich. Die Steigerung der Lebensdauer ist auf die Stabilität der induzierten Eigenspannungen zurückzuführen. Dies wird im Abschnitt 6.4 näher erläutert.

Im Falle des gehärteten Zustands ist die Steigerung der Schwingfestigkeit nicht auf die Stabilität der Eigenspannungen zurückzuführen. Denn je härter der Werkstoffzustand ist, umso stabiler sind die eingebrachten Eigenspannungen auch nach einer konventionellen Randschichtverfestigung [117]. Diese Betrachtung wird im Abschnitt 6.4 diskutiert. Umso mehr spielen hier die gewonnene Werkstoffzähigkeit während des Festwalzens bei erhöhter Temperatur sowie die etwas höheren induzierten Druckeigenspannungen eine bedeutende Rolle.



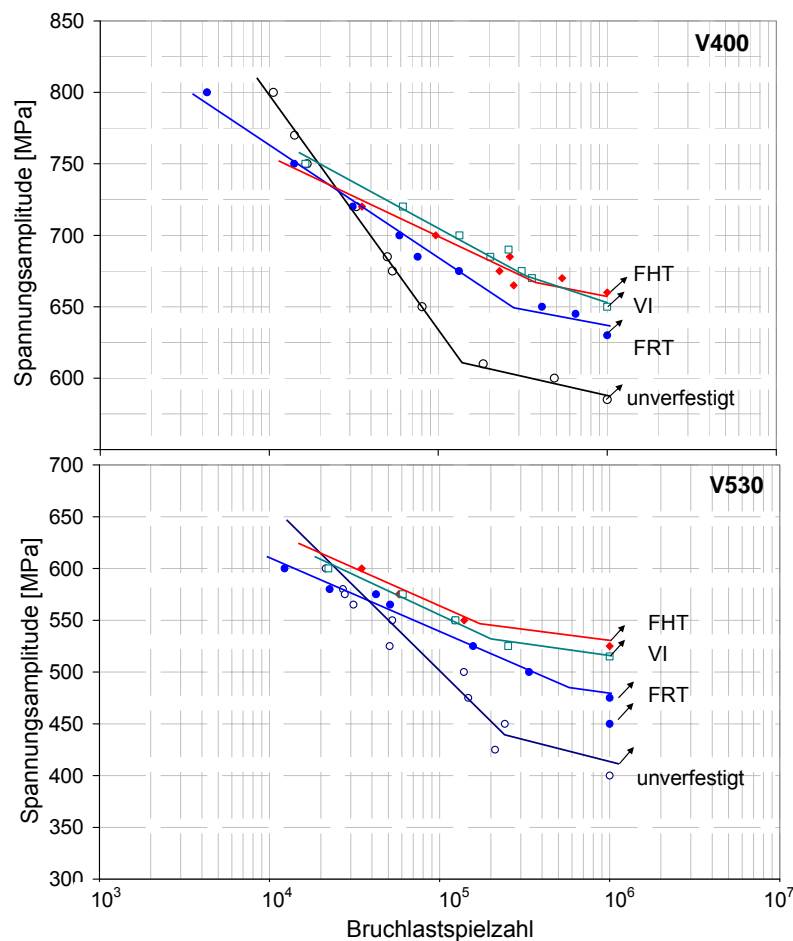
**Abb. 6.8** Wöhlerkurven der vergüteten Zustände (oben: V400, unten: V530) nach unterschiedlichen Festwalzprozessen (Gekerbte Proben)



**Abb. 6.9** Wöhlerkurven des gehärteten Zustands nach unterschiedlichen Festwalzprozessen (Gekerbte Proben)

### 6.2.2 Glatte Proben

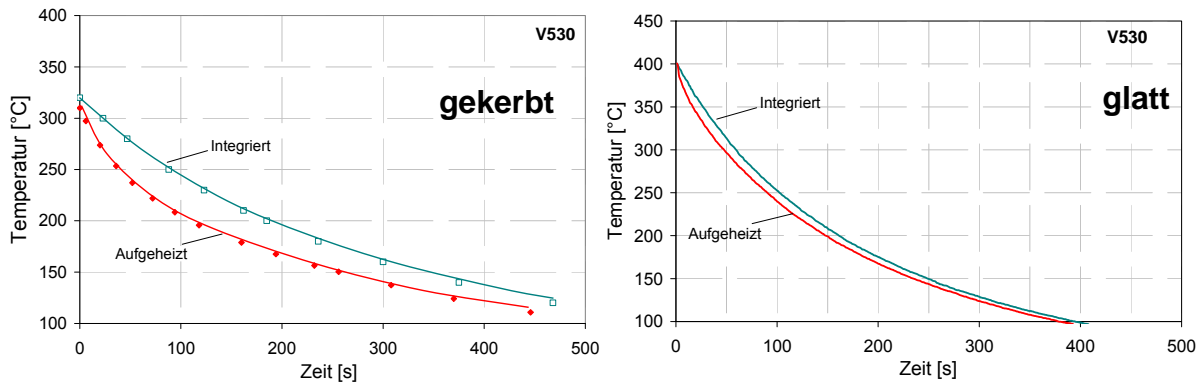
Die Wöhlerkurven der glatten Proben (Abb. 6.10) nach unterschiedlichen Festwalzprozessen der vergüteten Zustände zeigen eine Verbesserung der Lebensdauer im Vergleich zu dem unverfestigten Zustand. Allerdings kommt es im Übergangsbereich bei Spannungsamplituden ab 720 MPa für V400 und 570 MPa bei V530 zu Überschneidungen der Verläufe. Daraus ist zu schließen, dass eine Randschichtverfestigung ab diesen Spannungsamplituden nicht mehr effektiv ist, da es zu einer Verschlechterung der Schwingfestigkeit kommt. In der Literatur wurden vergleichbare Ergebnisse gefunden [117]. Im Bereich hohe Belastungsamplituden kommt es zu einem starken Abbau der Eigenspannungen. Außerdem gibt es als Folge der plastischen Vorverformungen der Oberflächennahenbereichen durch das Festwalzen, für die nachfolgende Schwingbeanspruchung keine ausreichende Verformungsfähigkeit des Werkstoffes.



**Abb. 6.10** Wöhlerkurven der vergüteten Zuständen (oben: V400, unten: V530) nach unterschiedlichen Festwalzprozessen

Nach einem quantitativen Vergleich der Wöhlerkurven der glatten Proben mit denen der gekerbten Proben, ist zu beobachten, dass das integrierte Festwalzen am wirkungsvollsten im Falle der gekerbten Proben war. Dies kann durch die unterschiedliche Geometrien der Proben bedingt sein. Die gekerbten Proben sind im Vergleich zu den glatten Proben dickwandiger, was zu einer langsamen Abkühlung während des integrierten Festwalzens führt. Der Unterschied zwischen einer aufgeheizten Probe und einer noch warm angelassenen Probe liegt an der homogenen Wärme, die zwischen Rand und Kern beim integrierten Prozess vorherrscht. Abb. 6.11 stellt eine Gegenüberstellung des Abkühlverhaltens (links: gekerbte Probe; rechts: glatte Probe) zwischen einer warm angelassenen Probe und einer aufgeheizten Probe dar. Damit die gleichen Versuchsbedingungen vorherrschen, wurde die Probe so eingespannt wie bei den Festwalzprozessen. Zu Beobachten ist, dass die warm angelassenen Proben langsamer abkühlen als die aufgeheizten. Außerdem ist der Unterschied zwischen den Verläufen im Falle der gekerbten Proben ausgeprägter als bei den glatten Proben. Also ist die statische Reckalterung im Falle der integrierten gekerbten Pro-

ben noch länger aktiver. Folglich sind die Schwingfestigkeiten hierbei noch ausgeprägter.



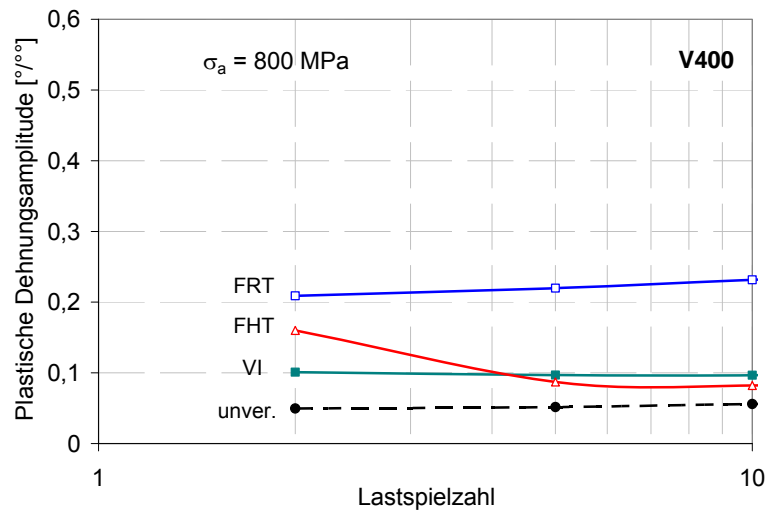
**Abb. 6.11** Abkühlverhalten einer aufgeheizten Probe gegenüber einer warm angelassenen Probe

### 6.3 Wechselverformungsverhalten

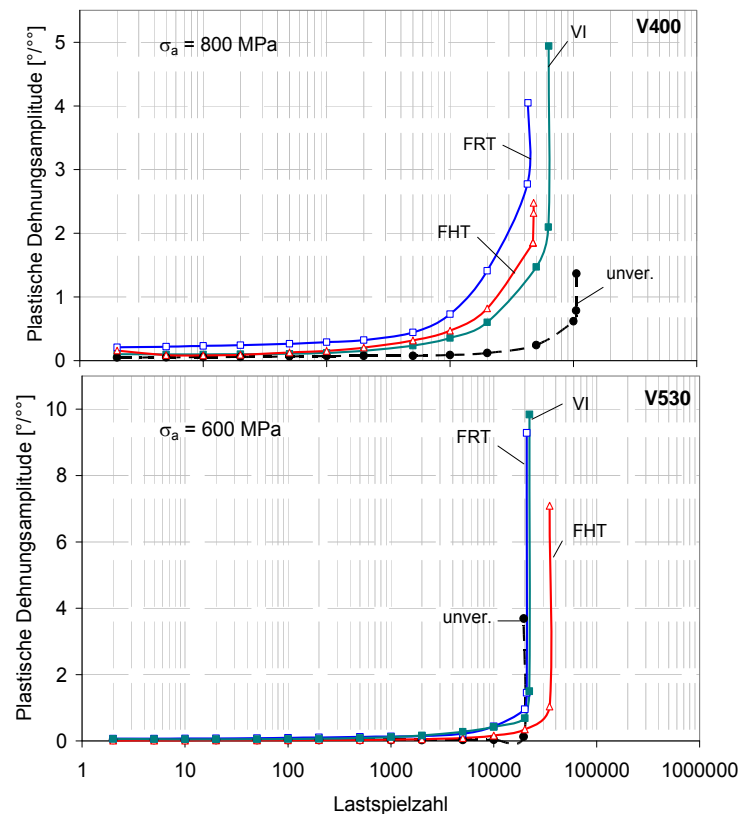
Der untersuchte Stahl zeigt im vergüteten Zustand und unabhängig vom Oberflächenzustand eine zyklische Entfestigung bis zum Bruch. Allgemein wird beobachtet, dass die verfestigten Zustände höhere Werte an plastische Dehnungsamplitude zeigen. Dies kann durch die plastische Streckung der Oberfläche während des Festwalzprozesses, die eine höhere Anzahl an gleitfähige Versetzungen erzeugt hat, erklärt werden.

Abb. 6.12 zeigt am Beispiel des V400-Zustands nach einer Belastung von 800 MPa die ersten Zyklen der Wechselverformung unterschiedlicher Oberflächenzustände. Dabei wird beobachtet, dass die verfestigten Zustände ein früheres Einsetzen der plastischen Dehnungsamplitude zeigen. Das frühere Versagen der Proben in diesem Bereich kann durch die Kombination aus hohen plastischen Dehnungsamplituden und starker Eigenspannungsrelaxation zustande kommen.

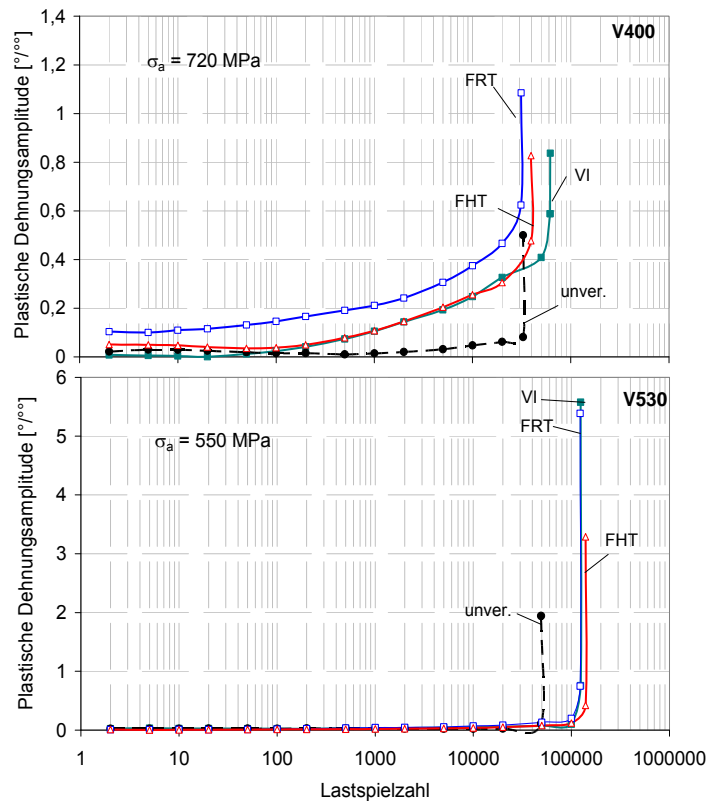
Wie im Abschnitt 6.2.2 schon erwähnt, versagen die verfestigten Proben nach einer Beanspruchungsamplitude von 800 MPa für den V400-Zustand und 600 MPa für den V530-Zustand früher bzw. im ähnlichen Lastzyklenbereich wie die unverfestigten Proben (Abb. 6.12). Abb. 6.13 und 6.24 stellen die Wechselverformungskurven der unterschiedlichen Oberflächenzustände dar. Im Bereich mittlere Spannungsamplituden wird der Effekt einer Oberflächenverfestigung auf die Lebensdauer deutlicher. Dabei ist des Weiteren zu erkennen, dass die verfestigten Proben höhere plastische Dehnungsamplituden aufweisen.



**Abb. 6.12** Plastische Dehnungsamplitude bei einer Zug-Druck-Wechselbeanspruchung während der ersten 10 Zyklen des V400-Zustands in unterschiedlichen Oberflächenzuständen



**Abb. 6.13** Wechselverformungskurven des V400-Zustands (oben) und V530-Zustands (unten) in unterschiedlichen Oberflächenzuständen nach einer mechanischen Wechselbelastung



**Abb. 6.14** Wechselverformungskurven des V400-Zustands (oben) und V530-Zustands (unten) in unterschiedlichen Oberflächenzuständen nach einer mechanischen Wechselbelastung

Die Wechselverformungsverläufe zeigen, dass die Schädigung im verfestigten Werkstoffzustand gemäß dem Manson-Coffeen-Schädigungsgesetz verläuft. Das bedeutet, dass die Schädigung, die in Form von plastischen Dehnungsamplituden aufgenommen wird, mit der Steigerung der Spannungsamplitude wächst. Dies ist auch im Falle der unverfestigten Zustände zu beobachten. Bei dem Vergleich der unverfestigten Zustände mit den Verfestigten, zeigt sich ein Widerspruch im Manson-Coffin-Schädigungsgesetz. Das ist ein Hinweis, dass der Schädigungsmechanismus bei dem unverfestigten Werkstoffzustand anders verläuft als bei den verfestigten Zuständen. Dabei spielt der Makroelastenspannungszustand, solange die Makroelastenspannungen stabil bleiben, eine wesentliche Rolle. Denn der unverfestigte und somit elastenspannungsfreie Zustand zeigt sowohl im LCF- als auch im HCF-Bereich die geringsten plastischen Dehnungsamplituden im Vergleich zu den verfestigten Zuständen, trotz einer geringeren Lebensdauer im HCF-Gebiet. Zahlreiche Untersuchungen [38] haben gezeigt, dass die Rissausbreitungsgeschwindigkeit in einem unverfestigten Werkstoffzustand höher ist als in einer mit Druckelastenspannungen behafteten Randschicht. Auch die Risslänge ist im Falle des unverfestigten Oberflächenzustands deutlich kürzer. Diese Beobachtung kann eine Erklärung dafür sein, warum die plastischen Deh-

nungsamplituden in den Bereichen, wo die Makroeigenspannungen stabil bleiben, höher sind. Wenn während der Ermüdung Risse in den verfestigten Zuständen entstehen, so wachsen diese Risse langsam und erreichen höhere Längen als die Risse im unverfestigten Zustand.

#### 6.4 Eigenspannungsstabilität

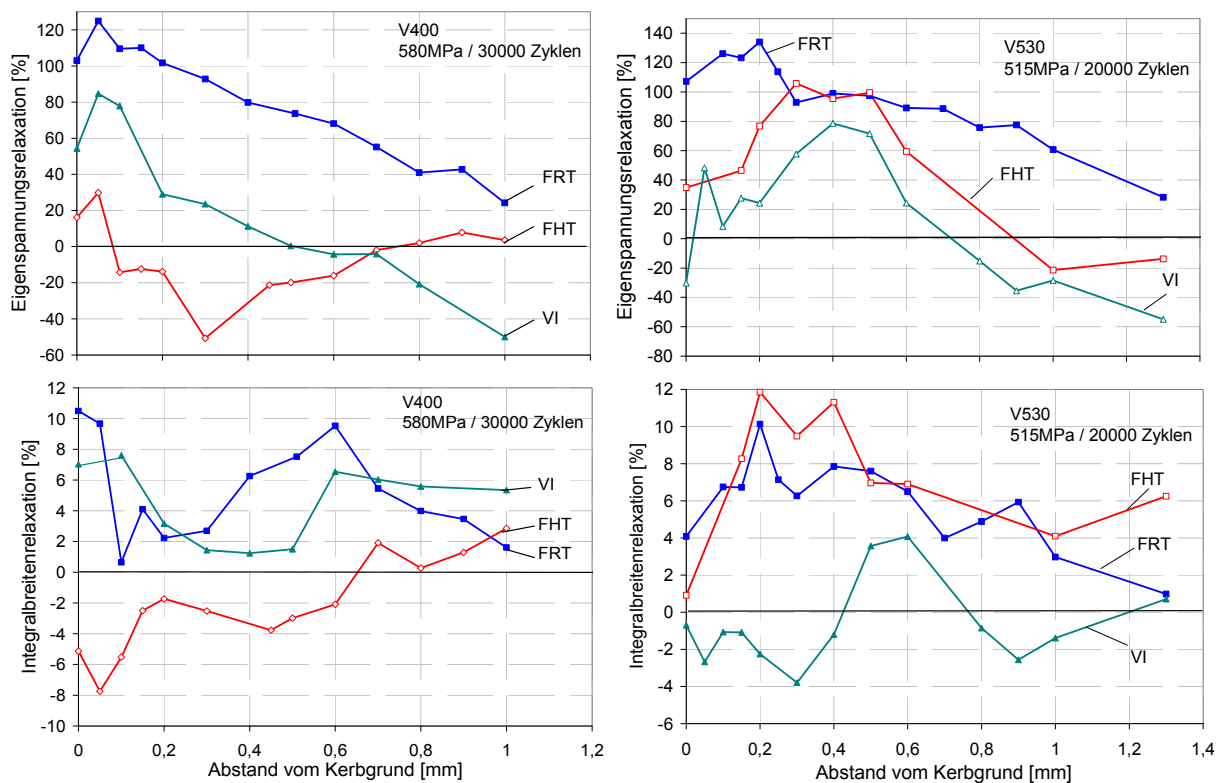
Die Stabilität der randnahen Makroeigenspannungen sowie der Integralbreiten nach mechanischen oder thermomechanischen Oberflächenverfestigung ist von großer Bedeutung für Lebensdauerbetrachtung. Die prozentualen Relaxationsbeträge beider vergüteten Zustände sind in Abb. 6.15 (gekerbt) und 6.16 (glatt) für unterschiedliche Oberflächenzustände dargestellt. Relaxationsbeträge von über 100 % zeigen, dass sich Zugeigenspannungen gebildet haben und negative Relaxationswerte geben Aufschluss, dass es zu keinem Abbau gekommen ist, sondern zu einer Steigerung der Druckeigenspannungen. Grundsätzlich ist festzustellen, dass die Makroeigenspannungen bei hinreichend hohen Amplituden im Falle der konventionell festgewalzten Proben keine Stabilität aufweisen. Im Falle der konventionell festgewalzten gekerbten Proben kommt es nach einer Wechselbiegebelastung bei 580 MPa während 30000 Zyklen (V400-Zustand) und 515 MPa während 20000 Zyklen (V530-Zustand) zur Bildung von Zugeigenspannungen im Bereich nahe des Kerbgrundes. Hierbei spielt die hohe Kerbwirkung eine große Rolle. Im Bereich höherer Abstände vom Kerbgrund wird die Kerbwirkung schwächer und somit fällt der Abbau der Makroeigenspannungen geringer aus. Bei den glatten Proben, wo während einer Zug-Druck-Belastung eine homogene Spannungsverteilung herrscht, ist der Abbau der Makroeigenspannungen der konventionell festgewalzten Proben geringer im Gegensatz zu den gekerbten Proben.

Zu beobachten ist, dass die induzierten Druckeigenspannungen nach dem Festwalzen bei erhöhter Temperatur und dem integrierten Festwalzen sich sehr stabil verhalten. Insbesondere in höhere Tiefen sind noch genügend Druckeigenspannungen nach einer mechanischen Belastung vorhanden, um einen Risswachstum zu erschweren oder zu stoppen.

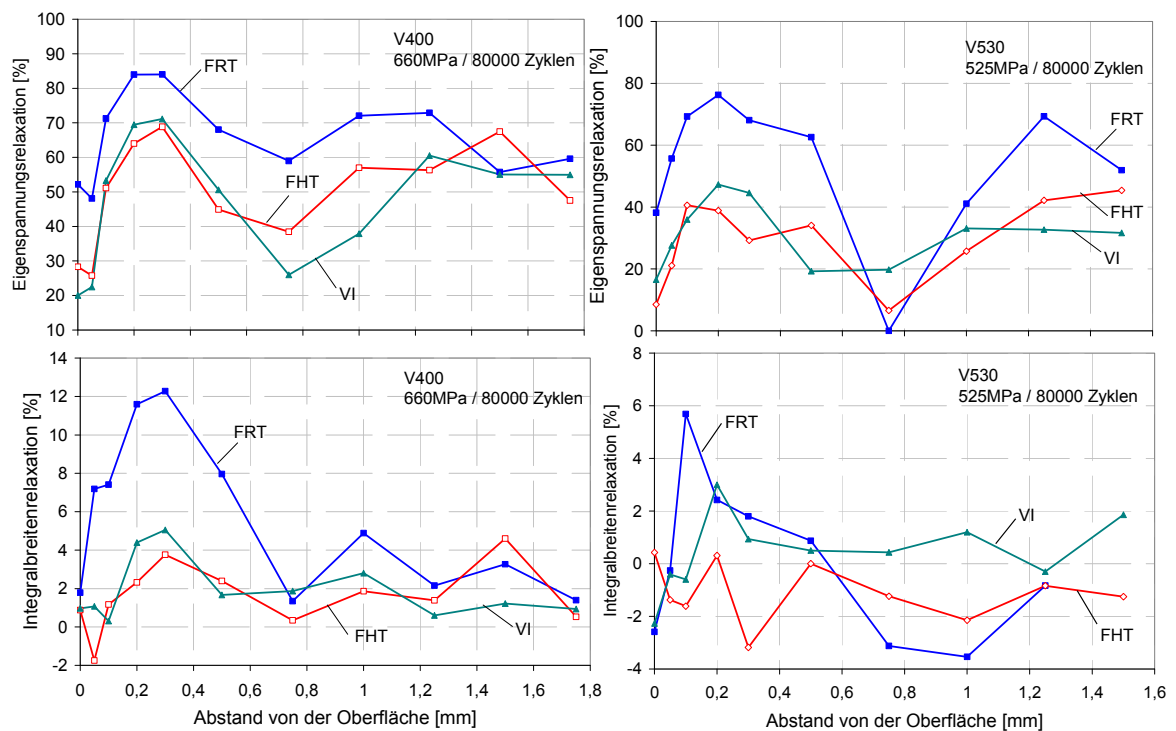
Grund für die deutlich höhere Makroeigenspannungsstabilität der Hochtemperatur-Festwalzprozesse beider Vergütungszustände ist das Auftreten von statischen und dynamischen Reckalterungsprozessen, welche während des Festwalzen bei erhöhter Temperatur und des Abkühlens nach der Festwalzbehandlung stattfinden. Dabei kommt es zu elastischen Wechselwirkungen von Kohlenstoff- bzw. Stickstoffatome, vor allem mit Stufenversetzungen und zur Diffusion von Kohlenstoffatomen in den Verzerrungsbereich im Kern der Versetzungen. Die Zwischengitteratome lagern sich so an die Versetzungen an, dass die effektive Verzerrungsenergie minimal wird. Aus der dynamischen Reckalterung während des Hochtemperaturfestwalzens resultiert



eine diffusere Versetzungsstruktur mit höherer Dichte verglichen mit dem konventionellen Festwalzen. Diese wird während der Abkühlphase aufgrund der statischen Reckalterung durch Kohlenstoffatome verankert. Des Weiteren können sich auch feinste Karbide um die Versetzungen bilden, welche ebenfalls verankernd wirken. Ähnliche Ergebnisse wurden bereits in [64] bei kugelgestrahlten Proben aus 42CrMo4 gewonnen.



**Abb. 6.15** Makroeigenspannungs- und Integralbreitenrelaxation der gekerbten Proben der V400- und V530-Zuständen nach einer Wechselbiegebelastung



**Abb. 6.16** Makroeigenspannungs- und Integralbreitenrelaxation der glatten Proben der V400- und V530-Zuständen nach einer Zug-Druck-Belastung

Die im Abschnitt 5 dargestellten Bruchflächen der bei erhöhter Temperatur sowie der integriert festgewalzten Proben geben Aufschluss auf ein stabilen Eigenspannungszustand. Wie schon in [117] im Falle von stabilen Eigenspannungszuständen beobachtet wurde, zeigen die Bruchflächen der FHT bzw. VI- Oberflächenzuständen die Wirkungen von Druckeigenspannungen auf das Bruchverhalten bzw. Bruchmechanismen. Dies wird bei der Betrachtung der Bruchflächen der gekerbten ermüdeten Proben nach einer Wechselbiegebeanspruchung deutlicher im Vergleich zu den Bruchflächen der glatten Proben nach einer homogenen Belastung (Zug-Druck). Es kommt im Falle stabiler Druckeigenspannungen zu einer Verzögerung der Rissbildungsphase und zu einer langsameren Rissausbreitung [38]. Ein Hinweis hierfür liegt bei der Vergrößerung der stabilen Rissausbreitungsfläche. Außerdem zeigt die Anzahl der Anrisse, dass nur in dem Fall, wo mehrere Risse zusammenwachsen, es zu einem Bruch kommt.

Zu betrachten ist beim V400- und V530-Zustand und bei allen verfestigten Oberflächenzuständen ein sehr stabiler Verfestigungszustand. Dies wird mit den Verläufen der Integralbreitenrelaxation im Vergleich mit den Relaxationswerten der Makroeigenspannungen deutlich. Ähnliche Befunde wurden in [38] ebenfalls beobachtet.

Betrachtet man nun die Stabilitäten der Eigenspannungen (Abb. 5.66 und 5.70) des gehärteten Werkstoffzustands nach einer mechanischen Wechselbiegebelastung der konventionell festgewalzten Proben sowie der festgewalzten Proben bei erhöhter Temperatur, so beobachtet man in beiden Fällen stabile Eigenspannungen wie in

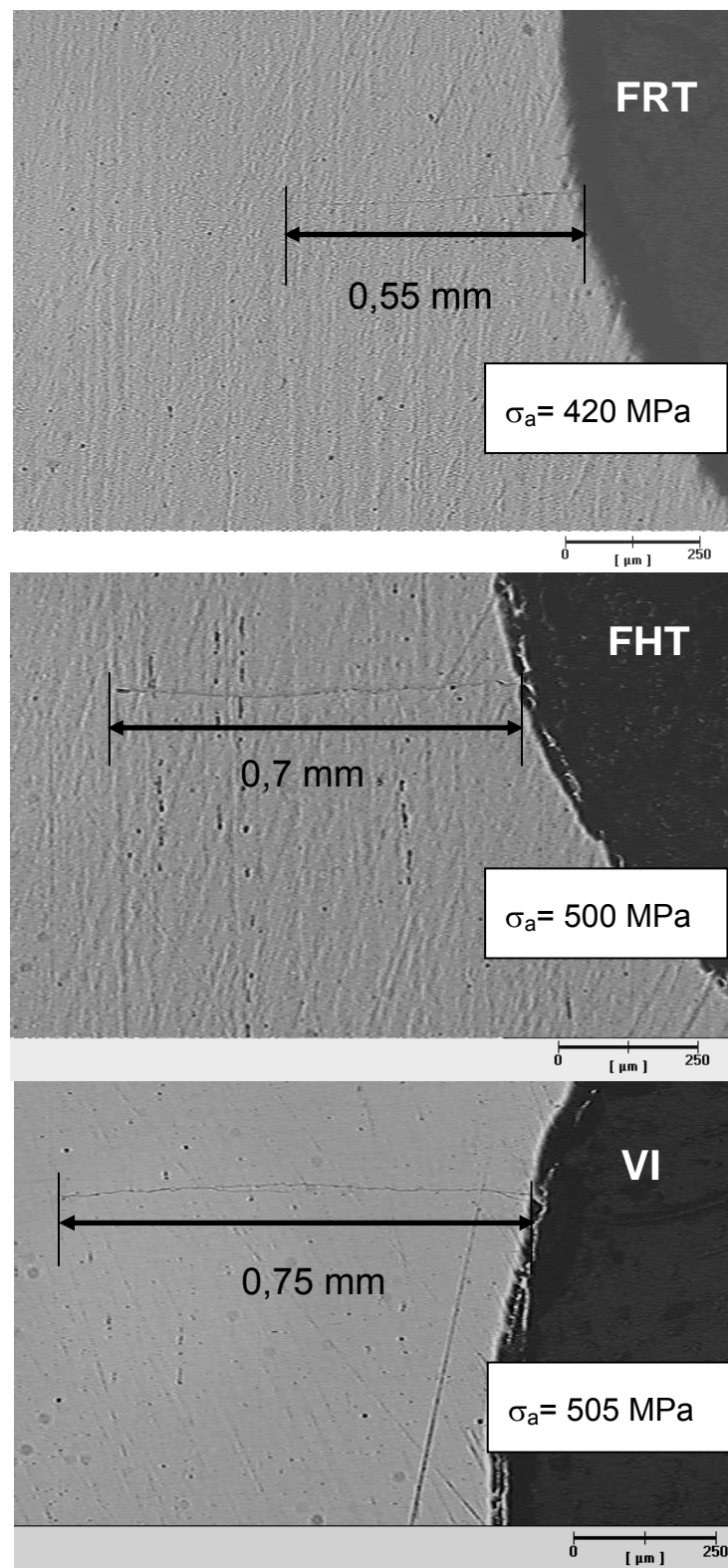
[23]. Die Stabilität der konventionell induzierten Eigenspannungen ist auf die sehr hohe vorhandene Versetzungsdichte zurückzuführen [64]. Allerdings ist die Stabilität der Eigenspannungen nach dem Festwalzen bei erhöhter Temperatur auf die Effekte der statischen und dynamischen Reckalterung zurückzuführen.

## 6.5 Rissstoppeffekte

Um die Rissstoppeffekte festgewalzter gekerbter Proben untersuchen zu können, wurden Längsschliffe von ermüdeten Proben des V400-Zustands, die  $10^6$  Lastzyklen ohne Bruch ertragen haben, durchgeführt. In Abb. 6.17 sind die Längsschliffe für die drei unterschiedlichen Oberflächenverfestigungsprozesse dargestellt.

Es ist zu erkennen, dass es in den Bereichen der Druckeigenspannungsmaxima zu Rissstoppeffekten kommt und die entstandenen Risse nicht weiter voranschreiten können, da die vorhandenen Druckeigenspannungen sich wie negative Mittelspannungen verhalten und so die Risspitze zusammendrücken, was ein weiteres Risswachstum nicht möglich macht.

Im Falle des unverfestigten Oberflächenzustands wurden keinerlei Risse gefunden. Es ist davon auszugehen, dass wenn es zur Bildung von Rissen kommt, unmittelbar danach der Bruch auftritt. Dies ist durch die fehlenden Druckeigenspannungen im Kerbgrundbereich zu erklären.



**Abb. 6.17** Rissstoppeffekte an unterschiedlichen Längsschliffen (FRT, FHT und VI) nach  $10^6$  Wechselbiegebelastungszyklen von gekerbten Proben des V400-Zustands

## 6.6 Statische Reckalterung

Im Abschnitt 5.9 wurden die Ergebnisse der Auswirkung einer Auslagerungsbehandlung bei erhöhter Temperatur auf die mechanischen Werkstoffeigenschaften vorverformten dargestellt. Im allgemein ist zu beobachten, dass eine Auslagerungsbehandlung bei einer bestimmten Temperatur-Zeit-Kombination positiv die mechanische Werkstoffeigenschaften beeinflusst. Interessant ist es auch, dass die zyklischen mechanischen Eigenschaften höher beeinflusst wurden als die quasistatische. Hierbei spielt Belastungsart eine wesentliche Rolle. Auf einer Hand ist die quasistatische Belastung, die zum plastischen Fließen führt, um einen Faktor zwei höher als die zyklische. Auf der anderen Hand sind die dynamischen Belastungen wechselnd (Zug-Druck), was zu einer völlig anderen mikrostrukturellen Veränderung während der Belastung führt im Vergleich zu einer reinen Zugbelastung.

Die Verbesserung der Eigenschaften ruht auf die Effekte der statischen Reckalterung, die während der Auslagerungsbehandlung stattgefunden haben.

## 7 Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wurden unterschiedliche Festwalzprozesse an zwei Probengeometrien aus C45E im vergüteten (V400 und V530) und gehärteten Zustand hinsichtlich ihres Schwingfestigkeitsverhaltens und ihrer Mikrostruktur untersucht.

Zudem wurden die Stabilität der induzierten Randschichteigenschaften sowie das Wechselverformungsverhalten untersucht.

Mit Hilfe der Röntgendiffraktomerie wurden unverfestigte sowie unterschiedlich verfestigt Zustände charakterisiert.

Das konventionelle Festwalzen, das Festwalzen bei erhöhter Temperatur sowie das integrierte Festwalzen wurden als Randschichtverfestigungsverfahren verglichen. Hierzu wurden zwei Festwalzverfahren verwendet: Einstichverfahren bei den gekerbten Proben und Vorschubverfahren bei den glatten Proben.

Die wichtigsten Versuchsergebnisse lassen sich wie folgt zusammenfassen:

### Randschichtzustand

- Je nach Festwalzprozess (Einstich: glatte Proben/ Vorschub: gekerbte Proben) bilden sich charakteristische Eigenspannungstiefenprofile. Während beim Einstichverfahren ein Eigenspannungsmaximum unterhalb der Oberfläche induziert wird, liegt das Eigenspannungsmaximum im Falle des Vorschubverfahrens unmittelbar an der Oberfläche.
- Es kommt während der Festwalzbehandlung der gekerbten Proben (Einsticht) zu Schlupfvorgängen zwischen Werkzeug und Werkstück. Es bildet sich in ca. 0,1 mm Abstand vom Kerbgrund ein buckelartiger Verlauf.
- Das Festwalzen bei erhöhter Temperatur sowie das integrierte Festwalzen bewirken im Vergleich zum konventionellen Festwalzen bei den untersuchten Vergütungszuständen nur geringfügig größere Druckeigenspannungen sowie Tiefenwirkungen. Allerdings kommt es im Falle der gekerbten Proben zu höheren Integralbreiten.
- Das Festwalzen bei erhöhter Temperatur (FHT und VI) der vergüteten gekerbten Proben führt zu einer Härtesteigerung im Vergleich zu dem konventionellen Festwalzen. Offensichtlich führt dies zu höheren Mikroverzerrungen durch die erzeugte Versetzungsanordnung.
- Im Falle des gehärteten Zustands kommt es nach dem Festwalzen bei erhöhter Temperatur (FHT) zu einem Härteabfall. Grund hierfür ist der Anlasseneffekt durch

Umordnung der Versetzungsstruktur. Außerdem kommt es nach dem Festwalzen bei 300 °C zur Induzierung höheren Druckeigenspannungen im Vergleich zum konventionellen Festwalzen. Die Integralbreiten sowie die Härte fallen nach dem Festwalzen bei erhöhter Temperatur ab.

- Die durch das konventionelle, als auch modifizierte Festwalzen (FHT, VI), induzierten Eigenspannungen im Falle der vergüteten Zustände, sind sehr ähnlich. Allerdings liegen die Integralbreiten im Falle der gekerbten Proben oberhalb der, durch das konventionelle Festwalzen erzeugten Integralbreiten.

### **Schwingfestigkeit**

- Die modifizierten Festwalzbehandlungen der vergüteten Zustände (simultan und integriert) zeigen noch bessere Schwingfestigkeit im Vergleich zum konventionellen Festwalzen. Im Falle der dickwandigen Kerbproben ist die Steigerung der Lebensdauer bei dem integrierten Festwalzen ausgeprägter als bei den dünneren glatten Proben. Grund hierfür ist die längere Abkühlzeit und somit die ausgeprägten Effekte der statischen Reckalterung, die während der Abkühlphase stattfinden.
- Die Schwingfestigkeit der gehärteten Proben wird ebenso nach dem Festwalzen bei 300 °C noch mehr gesteigert im Vergleich zu den konventionell festgewalzten Proben.
- Im Bereich nah der Kurzzeitfestigkeit hat eine Festwalzbehandlung eine negative Auswirkung auf die Schwingfestigkeit. Insbesondere bei den Zug-Druck belasteten glatten Proben ist dieser Effekt stärker ausgeprägt als bei den wechselbiegebelasteten gekerbten Proben.

### **Wechselverformungsverhalten**

- Die Wechselverformung der vergüteten Proben in allen Oberflächenzuständen zeigt ein quasielastisches Materialverhalten gefolgt von einer monotonen Entfestigung, die bis zum Bruch der Probe läuft.
- Im Allgemeinen zeigen die unverfestigten Proben geringere plastische Dehnungsamplituden als die verfestigten Zustände.
- Mit zunehmender Spannungsamplitude nehmen die Werte der plastischen Dehnungsamplitude stetig zu.

### **Eigenspannungsstabilität**

- Die nach dem konventionellen Festwalzen induzierten Makroeigenspannungen bauen sich nach einer mechanischen Belastung stark ab.
- Bei den modifizierten Festwalzbehandlungen (FHT und VI) steigt die Stabilität von Eigenspannungen und Integralbreiten im Vergleich zum konventionellen Festwalzen. Grund sind dynamische bzw. statische Reckalterungsprozesse, die zu einer diffuseren und stabilisierten Versetzungsstruktur führen.
- Der gehärtete Zustand weist sowohl nach dem konventionellen Festwalzen, als auch nach dem Festwalzen bei erhöhter Temperatur eine hohe Makroeigenspannungs- und Integralbreitenstabilität auf.
- Allgemein ist der Zustand der Kaltverfestigung im Falle der untersuchten verfestigten Werkstoffzustände stabil.

### **Statische Reckalterungseffekte**

- Eine Auslagerungsbehandlung der vorverformten Proben (3 % plastisch gedehnt) verbessert die mechanischen Eigenschaften. Allerdings sind die Effekte der statischen Reckalterung auf die zyklische Eigenschaften noch ausgeprägter als bei den quasistatischen Eigenschaften. Es kommt zu einer Steigerung der zyklischen Streckgrenze um ca. 50 %. Die Steigerung der  $R_{p0,2}$ -Grenze erreicht maximal 13 %.

### **Integrierter Prozess**

- Die Integration des Festwalzens in die Wärmebehandlung führt für die untersuchten Vergütungszustände zu keinen negativen Effekten. Die integrierte Methode ist qualitativ vergleichbar mit dem Festwalzen bei erhöhter Temperatur.

Ausgang für diese Arbeit war die Überlegung eine simultane Festwalzbehandlung ohne Wiederaufwärmung der Probenkörper zu entwickeln. Die erzielten Ergebnisse haben gezeigt, dass die Integration des Festwalzens in die Wärmebehandlung eine vollwertige Methode ist. Ebenso zeigt das integrierte Festwalzen wie auch die simultane Methode entsprechende Auswirkungen sowohl auf die Randschichteigenschaften als auch auf die Schwingfestigkeit. Außerdem ist die Integration des Festwalzens in die Wärmebehandlung eine Methode, die Zeit und Energieressourcen in einem Fertigungsprozess reduziert. Somit gibt sie die Möglichkeit wirtschaftlich und ökologisch effizienter zu fertigen und zu gestalten.



## Literaturverzeichnis

1. **D. Munz, K. Schwalbe, P. Mayr**, *Dauerschwingverhalten metallischer Werkstoffe*, Vieweg Verlag, Braunschweig (1971)
2. **W.A.J. Albert**: Arch. Min. Geo. Berg. Hüttenk. 10, S. 215 (1938)
3. **H. Mughrabi**, *Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe*, (Hrsg: Munz), DGM Informationsgesellschaft Verlag, Oberursel, 7 (1985)
4. **A. Piotrowski, D. Eifler**, Mat.-Wiss. U. Werkstofftechnik. 26, S.212 (1995)
5. **Kh. G. Schmitt- Thomas**, Z. Werkstofftech. 8, S. 250 (1977)
6. **E. Macherauch**, *Praktikum in Werkstoffkunde*, Braunschweig: Friedrich Vieweg Sohn Verlagsgesellschaft mbH, 6 (1985)
7. **H.-J., Christ**, *Wechselverformung von Metallen*, Springer, Berlin (1991)
8. **V. Kliman, M. Bily**, Mater. Sci. Eng. 68, 1984, 11 – A. Piotrowski, D. eifler, Mat.-wiss. U. Werkstofftech. 26, S. 121 (1995)
9. **H. Mughrabi**, *Dislocation and properties of real materials*, (Proceedings), Book No. 323, S. 244 (1985)
10. **P. Mayr**, *Verhalten von Stahl bei schwingender Beanspruchung*, Verlag Stahleisen, Düsseldorf (1978)
11. **W. Bergmann**, *Werkstofftechnik 1*, 4 Auflage, Hanser (2002)
12. **D. Aurich**, *Bruchvorgänge in metallischen Werkstoffen*, Werkstofftechnische Verlagsgesellschaft mbH, Karlsruhe
13. **D. Hull, D.J. Bacon**, *Introduction to Dislocations*, Pergamon Press (1984)
14. **A. H. Cottrell**, *Dislocations and plastic flow in crystals*, University Press, Oxford (1956)
15. **E. Macherauch**, *Verhalten von Stahl bei schwingender Beanspruchung* (Hrsg. W. Dahl), Verlag Stahleisen, Düsseldorf, S. 111 (1978)
16. **B. Scholtes**, *Festigkeit und Versagen von Konstruktionswerkstoffen*, Skript zur Vorlesung, Universität Kassel
17. **G. Schott**, *Werkstoffermüdung; Ermüdungsfestigkeit*, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie Stuttgart, 4. Auflage
18. **D. Rosenthal, G. Sines**, *Effect of residual stress on the fatigue strength of notches specimens*, Proc. ASTM 51 (1951)

19. **H. Wohlfahrt, P. Krull**, *Übersicht über die mechanischen Oberflächenbehandlungsverfahren*, Mechanische Oberflächenbehandlung, Weinheim: WILEY-VCH Verlag, S. 1-27 (2000)
20. **C. Achmus**, *Werkstoffzustände in Bauteilrandschichten nach dem Festwalzen*, Mechanische Oberflächenbehandlungen, Weinheim: WILEY-VCH Verlag, S. 1-27 (2000)
21. **K. Müller, C. Körner, H. W. Bergmann**, *Numerische Simulation der Eigenspannungen und Deformationen beim Laserstrahlrandschicht härten*, Härtereitech. Mitt. 51, S.19 (1996)
22. **T. Tanaka, H. Nakayama, M. Kato**, Fatigue 96 (Ed. G. Lütjering, H. Nowak), Pergamon Press, Oxford, S. 1379 (1996)
23. **B. Scholtes**, *Eigenspannungen in mechanisch Randschichtverformten Werkstoffzuständen*, DGM-Informationsgesellschaft, Oberursel (1990)
24. **C. B. Dane, L. A. Hackel, J. Daly, J. Harrisson**, *Advanced Materials and Processes* 5, 1998, S. 37 (1998)
25. **H. K. Tönshoff, F. Kroos**, Proc. 4th Int. Conf. on Residual Stresses, Baltimore, S. 615 (1994)
26. **L.L. Shaw, D. Goberman, R. Ren, M. Gell, S. Jiang, Y. Wang, T.D. Xiao, P.R. Strutt**, *The dependency of microstructure and properties of nanostructured coatings on plasma spray conditions*, Surface and Coatings Technology, 130 (2000)
27. **M. Stüber, H. Leiste, S. Ulrich, A. Skokan**, *Development of tailored coating concepts for CVD and PVD deposition of multifunctional coatings*, review. Zeitschrift für Metallkunde, 90(10), S. 774 (1990)
28. **E. Ribeiro, A. Malczyk, S. Carvalho, L. Rebouta, J.V. Fernandes, E. Alves, A.S. Miranda**, *Effects of ion bombardment on properties of d.c. sputtered superhard (Ti, Si, Al) nanocomposite coatings*. Surface and Coatings Technology, S. 151-152 (2002)
29. **C.J. Lin, C.C. Yang, W.C. Wei**, *Processing and microstructure of Nano-Mo/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites from MOCVD and fluidized bed*, Nanostructured Materials, 11 (8), S. 1361 (1999)
30. **Hochschule Hof** (2007). *.sol-gel-prozess*, Hochschule Hof, <http://www.fh-hof.de/sol-gel-prozess.1823.0.htm> Retrieved June 5 (2009)

31. **D.W. Craig**, Lecture Notes: Chapter 14, *Solutions and Their Behavior*. Hobart and William Smith Colleges. Retrieved June 5, 2009, from <http://people.hws.edu/craig/chem120/Solutions/sld001.htm>. (1999)
32. **D. Löhe, K.-H. Lang, O. Vöhringer, O.**, *Residual stress and fatigue behaviour, Handbook of Residual Stress and Deformation of steel* (G. Totten, M. Howes, T. Inoue, eds.), ASM International, 27 (2002)
33. **K.H. Kloos, J. Adelman**, *Schwingfestigkeitssteigerung durch Festwalzen*, Mat. Wiss. U. Werkstofftech. 19, S. 15 (1988)
34. **H. Wohlfahrt**, *Mechanische Oberflächenbehandlungen*, Hrsg. E. Broszeit, E. Steindorf, DGM Informationsgesellschaft Verlag, Oberursel, 21 (1989)
35. **H. Traiser, K.H. Kloos**, Z. Werkstofftech. 16, S. 135 (1985)
36. **A. Niku-Lari**, Proc. 1<sup>st</sup> Int. Conf. on Shot Peening, 1982, Oxford, Pergamon Press (1982)
37. **W. Schütz**, *Kugelstrahlen zur Verbesserung der Schwingfestigkeit von Bauteilen*, Z. f. Werkstofftechnik 17, 1989 – Felgentreu, G., Berstein, G., *Mechanische Oberflächenbehandlung*, Herausgeber: Broszeit, E., Steindorf, E., S. 175 (1989)
38. **I. Altenberger**, *Mikrostrukturelle Untersuchungen mechanisch randschichtverfestigter Bereiche schwingend beanspruchter metallischer Werkstoffe*, Dissertation, Universität Kassel (2000)
39. **E. Haibach**, *Festwalzen und Glattwalzen zur Festigkeitssteigerung von Bauteilen*, deutsche Verband für Materialprüfung E. V., Vorträge der 8. Sitzung des Arbeitskreises Betriebsfestigkeit (1982)
40. **R. Krause**, *Gegossene Kurbelwellen, konsekutive und werkstoffliche Möglichkeiten für den Einsatz in modernen Personenwagen*, Motortechnische Zeitschrift 38 (1977)
41. **www.ecoroll.de**
42. **M. Freytag, H.W. Bergmann**, *Randschichtverfestigung durch Laser-Shock-Processing Mechanische Oberflächenbehandlungen*, Weinheim, WILEY-VCH Verlag, , S. 167- 177 (2000)
43. **B.A. Cowles**, *High cycle fatigue in aircraft gas turbines – an industry perspective*, Int.J. Fract. 80, S. 147 (1996)
44. **I. Altenberger, I. Nikitin**, *Alternative mechanische Oberflächenbehandlungen zur Schwingfestigkeitssteigerung*, HTM, Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung 59, S. 4 (2004)

45. **Y. Sano, N. Nurika, M. Obata**, *Laser peening without coating: process, effects and application*, 10th Conf. On Shot peening, ,Tokyo, S. 423-428 (2008)
46. **Y.-S. Pyun, H.S. Kim, K.G. Son, G.H. Song, M.K. Kim, J.H. Kang, B.U. Choi, J. Park, I.H. Cho, C.S. Kim, J.H. Park, J. Kinney**, *Development of D2 Tool Steel Trimming Knives with Nanoscale Microstructure*, Proceedings of the AIS-Tech Conference, Vol. 2, , S. 465–474 (2005)
47. **Y.S. Pyun, M. K. Kim, J. H. Kang**, *Extending Service Life by Surface Modification of Local Area on Stretch Level Roll in PL-TCM Line*
48. **C.M. Suh, G.-H. Song, Y.S. Pyoun**, *Fatigue and Mechanical Characteristics of Nano- Structured Tool Steel by Ultrasonic Cold Forging Technology*, Mater. Sci. Eng. A., 443, S. 101–106 (2007)
49. **A. Cherif, Y. Pyoun, and B. Scholtes**, *Effects of Ultrasonic Nanocrystal Surface Modification (UNSM) on Residual Stress State and Fatigue Strength of AISI 304*, Journal of Materials Engineering and Performance (2009)
50. **R. Hessert, J. Bamberg, W. Satzger, T. Taxe**, *Ultrasonic Impact Treatment For Surface Hardening Of The Aero-engine Material In718*, Conf Proc: ICSP-10 Tokyo, Japan (2008)
51. **A. Cherif, B. Scholtes**, *Kombinierte thermische und mechanische Festwalzbehandlungen von gehärtetem und vergütetem Stahl Ck45*, HTM Zeitschrift für Werkstoffe · Wärmebehandlung · Fertigung, Heft 3, S. 155-161 (2008)
52. **A. Cherif, B. Scholtes**, *thermomechanical surface treatment of quenched and tempered SAE 1045: a methode to improve fatigue life and strenght*, 10th Conf. On Shot peening, ,Tokyo, S. 295-300 (2008)
53. **A. Wick**, *Randschichtzustand und Schwingfestigkeit von 42CrMo4 nach Kugelstrahlen unter Vorspannung und bei erhöhter Temperatur*, Dr.-Ing. Dissertation, Universität Karlsruhe, Band 2/99, Herausgeber: D., Löher, H. Müller, O. Vöhringer (1999)
54. **A. Wick, V. Schulze, O. Vöhringer**, *Effekt of warm peening on fatigue life and relaxation behaviour of residual stresses in AISI 4140 steel*, Mater. Sci., Eng. A293, S. 191 (2000)
55. **M. Schilling-Praezel**, *Einfluss der Werkstücktemperatur beim Kugelstrahlen auf die Schwingfestigkeit von Drehstabfedern*, Dr.-Ing. Dissertation, Aachen (1995)

56. **I. Nikitin, I. Altenberger, A. Cherif, P. Juijerm, H. J. Maier, B. Scholtes**, *Festwalzen bei erhöhten Temperaturen zur Steigerung der Schwingfestigkeit*, HTM Z. Werkst. Waermebeh. Fertigung. 6, S. 289-295 (2006)
57. **I. Altenberger, I. Nikitin, B. Scholtes**, *Static and dynamic ageing of deep rolled plain carbon steel SAE 1045 for optimized fatigue strength*, Proc. The 9<sup>th</sup> Inter. Conf. of Shot Peening, Paris, S. 253-260 (2005)
58. **I. Nikitin, I. Altenberger, B. Scholtes**, *Effect of high temperature deep rolling on the fatigue behaviour of metallic Materials*, Copyright (c) Elsevier Ltd. (2006)
59. **G. Kühnelt**, *Der Einfluss des Kugelstrahlens auf die Dauerfestigkeit von Blatt- und Parabelfedern*, In: Niko-Lari, A. (Ed.): Proc. Of the 1<sup>st</sup> Int. Conf. On Shot Peening, Paris, 1981, Oxford: Pergamon Press, S. 603-611 (1982)
60. **A. Tange, H. Koyama, H. Tsuji**, *The effect of warm peening on the fatigue strength of springs*, Springs 58, S. 58-63 (2000)
61. **J. Ulbricht, H. Vondracek**, *Möglichkeiten zur Federvergrößerung von Drehstäben*, estel-Berichte, vol.3, S. 125-132 (1976)
62. **M. Schilling-Praetzel, F. Hegemann, G. Gottsstein**, *Influence of temperature of shot peening on fatigue life*, In: D. Kirk (Ed.): Proc. Of the 5th Conf. On Shot peening, ,Oxford, S. 227-238 (1993)
63. **A. Wick, V. Schulze, O. Vöhringer**, *Kugelstrahlen bei erhöhter Temperatur mit einer Druckluftstrahlanlage*, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 30, S. 269-271 (1999)
64. **R. Menig**, *Randschichtzustand, Eigenspannungsstabilität und Schwingfestigkeit von unterschiedlich wärmebehandelten 42 CrMo 4 modifizierten Kugelstrahl Behandlungen*, Dr.-Ing. Dissertation, Universität Karlsruhe (2002)
65. **R. Menig, V. Schulze, O. Vöhringer**, *Influence of Optimized Warm Peening on Residual Stress Stability and Fatigue Strength of AISI 4140 in Different Material States*, L. Wagner (Ed.): Shot Peening, Proc. ICSP-8, S. 317-323 (2003)
66. **I. Nikitin**, *Zur Verbesserung des Ermüdungsverhaltens des austenitischen Stahls X5CrNi18-10 im Temperaturbereich 25-600°C durch mechanische Randschichtverfestigungsverfahren*, Dr.-Ing. Dissertation, Universität Kassel (2007)
67. **I. Altenberger, B. Scholtes**, *Improvement of fatigue behaviour of mechanically surface treated Materials by annealing*, Scripta Materialia, Vol 41, No.8, S. 873-881 (1999)

68. **P. Juijerm, I. Altenberger, B. Scholtes**, *Influence of ageing on cyclic deformation behaviour and residual stress relaxation of deep rolled as-quenched aluminium alloy AA6110*, International Journal of Fatigue 29, S. 1374-1382 (2007)
69. **R. Menig, V. Schulze, D. Lohe, O. Vöhringer**, *Shot Peening Plus Subsequent Short-Time Annealing-A Way to Increase the Residual Stress Stability and Alternating Bending Strength of Aisi 4140*, SAE 2002 Transactions Journal of Materials and Manufacturing, SAE Tech. Paper 2002-01-1409, SAE, Warrendale, S. 711 - 718 USA (2003)
70. **R. Menig, V. Schulze, O. Vöhringer**, *Kugelstrahlen und anschließendes Auslagern - Steigerung der Eigenspannungsstabilität und der Wechselfestigkeit am Beispiel von 42CrMo4*, Härtereitechnische Mitteilungen 58, S. 127 - 132 (2003)
71. **B. Scholtes, E. Macherauch**, Z. Metallkunde 77, S. 322 (1986)
72. **B. Scholtes**, *Advances in Surface Treatments* (Ed. A. Niku-Lari), Pergamon Press, Oxford, S. 59 (1987)
73. **K. Röttger, G. Wilcke, S. Mader**, *Festwalzen – eine Technologie für effizienten Leichtbau*, Mat.-wiss. u. Werkstofftech., S. 36 (2005)
74. **A. Drechsler**, *Einfluss des Festwalzens auf das Dauerschwingverhalten der metastabilen Beta-Titanlegierung Ti-10V-2Fe-3Al*, Hrsg.:A. Drechsler, VDI Verlag GmbH (2001)
75. **H. Wohlfahrt**, *Eigenspannungen-Entsehung-Messung und Bewertung*, v GM, Oberursel (1983)
76. **Fuchsbauer, B.**, Dissertation Darmstadt (1983)
77. **G. Berstein, B. Fuchsbauer**, *Festwalzen und Schwingfestigkeit*, Z. Werkstofftech. 13, S. 103 (1982)
78. **B. Scholtes, O. Vöhringer**, *Ursache Ermittlung und Bewertung von Randschichtveränderungen durch Kugelstrahlen*, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 24, S. 421-432 (1993)
79. **B. Scholtes**, *Eigenspannungen in mechanisch randschichtverformten Werkstoffzuständen, Ursache-Ermittlung-Bewertung*, DGM-Informationsgesellschaft, Oberursel (1990)
80. **P. Starker**, *Der Größeneinfluss auf das Biegewechselverhalten von Ck45 in verschiedenen Bearbeitungs- und Wärmebehandlungszuständen*, Dr.-Ing. Dissertation, Universität Karlsruhe (1981)

81. **O. Vöhringer**, *Changes in the state of the material by shot peening*, In: H. Wohlfahrt, R. Kopp, O. Vöhringer (Eds.): Proc. Of the 3<sup>rd</sup> Int. Conf. on Shot Peening, Garmisch-Partenkirchen, S. 185-204 (1987)
82. **F. Burgahn, O. Vöhringer, E. Macherauch**, *Mikroeigenspannungszustände kugelgestrahlter Randschichten von 42CrMo4*, Zeitschrift für Metallkunde, 84, S. 224-229 (1984)
83. **H. Holzapfel, A. Wick, V. Schulze, O. Vöhringer**, *Einfluss der Kugelstrahlparameter auf die Randschichteigenschaften von 42CrMo4*, Härtereitechnische Mitteilungen 53, S. 155-163 (1998)
84. **R. Clausen**, *Untersuchungen zur Erfassung von Einflussgrößen bei Kugelstrahlen*, Zwf 76, S. 128-131 (1981)
85. **O. Vöhringer**, *Relaxation of Residual Stresses by Annealing or Mechanical Treatment*, In: Advances in Surface Treatments, Vol. 4: International Guidebook on Residual Stresses, ed. by A. Niku Lari, Pergamon Press, S. 367-396 (1987)
86. **H. Holzapfel, V. Schultze, O. Vöhringer, E. Macherauch**, *Residual stress relaxation an AISI 4140 steel due to quasistatic and cyclic loading an higher temperatures*, Materials Science and Engineering A248, S. 9-18 (1998)
87. **A. Ebenau**, *Verhalten von kugelgestrahltem 42CrMo4 im normalisierten und vergüteten Zustand unter einachsiger homogener und inhomogener Wechselbeanspruchung*, Dr.-Ing. Dissertation, Universität Karlsruhe (1989)
88. **H. Holzapfel**, *Das Abbauverhalten kugelstrahlbedingter Eigenspannungen bei 42CrMo4 in verschiedenen Wärmebehandlungszuständen*, Dr.-Ing. Dissertation, Universität Karlsruhe (1994)
89. **O. Vöhringer**, *Abbau von Eigenspannungen*, In: V. Hauk, E. Macherauch, (Eds.), *Eigenspannungen- Entstehung -Messung -Bewertung*, DGM-Informationsgesellschaft, Oberursel, S. 49-83 (1983)
90. **E. Macherauch, H. Wohlfahrt**, *Eigenspannungen und Ermüdung* (Ed.: D. Munz: *Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe*, DGM-Inf. Verlag, Oberursel, S. 237 (1985)
91. **V. Schulze**, *Modern Mechanical Surface Treatment*, Wiley VCH, Weinheim (2006)
92. **P. Juijerm, I. Altenberger**, *Effect of temperature on cyclic deformation behavior and residual stress relaxation of deep rolled under-aged aluminium alloy AA6110*, Materials Science and Engineering A452, S. 475-482 (2007)

93. **T. Hirsch, O. Vöhringer, E. Macherauch**, *Der thermische Abbau von Stahleigenspannungen bei TiAl 6 V 4*, Härtereitechnische Mitteilung 38, S. 229-233 (1983)
94. **M. Roth**, *Die thermische Stabilität von Eigenspannungen in kugelgestrahlten Oberflächen*, Zeitschrift für Werkstofftechnik 18, S. 225-228 (1987)
95. **V. Schulze, F. Burgahn, O. Vöhringer, E. Macherauch**, *Zum thermischen Abbau von Kugelstrahl-Eigenspannungen bei vergütetem 42 CrMo 4*, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 24, S. 258-267 (1993)
96. **M.-C. Berger, J. K. Gregory**, *Residual Stress relaxation in shot peened Timetal*, Materials Science and Engineering A263, S. 200-204 (1999)
97. **P. Juijerm, I. Altenberger**, *Residual stress relaxation of deep-rolled Al-Mg-Si-Cu alloy during cyclic loading at elevated temperatures*, Scripta Materialia, 55, S. 1111-1114 (2006)
98. **B. Scholtes**, *Gefüge und Eigenschaften metallischer Werkstoffe*, Skript zur Vorlesung, Universität Kassel
99. **R.W.K. Honeycombe**, *Steels*, Edward Arnold Ltd. London (1981)
100. **P. Lieba**, *Einfluss einer Wärmebehandlung auf die Zeitfestigkeit und Dauerfestigkeit mechanisch randschichtverfestigter Proben aus Ck45, X5 Cr Ni 1810 und AZ 31*, Studienarbeit, Universität Kassel (2001)
101. **N. Lavaire, J. Merlin, V. Sardoy**, *Study of aging in stained ultra and extra low carbon steels by thermoelectric power measurement*, Scripta Materialia, 44, S. 553 (2001)
102. **A. Gilat, X. Wu**, *Plastic deformation of 1020 steel over a wide range of strain rates and temperatures*, Int. J. of Plasticity 13, S.611 (1997)
103. **A.K. De, S. Vandeputte, B.C. De-Cooman**, *static strain aging behavior of ultra low carbon bake hardening steel*, Scripta Materialia, 41, S. 831 (1999)
104. **V.T.L.Buono, B.M. Gonzalez, M.S. Andrade**, *strain aging of AISI 430 ferritic stainless steel*, Scripta Materialia, 38, S.185 (1998)
105. **C. Gupta, J.K. Chakravartty, S.L. Wadekar, J.S. Dubey**, *effect of serrated flow on deformation behaviour of AISI 403 stainless steel*, Mater. Sci. and Eng. A292 (2000)
106. **M. Bernard, C. Krause, W. Reimche, Fr.-W. Bach**, *Verkürzung der Prozesskette zur Herstellung präzisionsgeschmiedeter Zahnräder durch integrierte Wärmebehandlung*, HTM - Journal of Heat Treatment and Materials 5, S. 284-239 (2005)



107. **F.W. Bach, B.A. Behrens, H. Dähndel, C. Krause, A. Huskic**, *integration of heat treatment in precision forging of gear wheels*, The Arabian Journal for Science and Engineering, Volume 30, 1C (2005)
108. **K. H. Lang**, *Werkstoffprüfung 1993*, Bad Nauheim, S.261 (1993)
109. **V. Laier**, *Prozessoptimierungen im Rahmen des Festwalzens bei erhöhter Temperatur*, Studienarbeit, Universität Kassel (2010)
110. **A. Cherif**, *Einfluss des Hochtemperaturfestwalzens auf die Schwingfestigkeit und die Randschicht eines gehärteten und vergüteten unlegierten Stahls*, Diplom 2, Universität Kassel (2005)
111. **A. Messer**, *Einfluss einer thermomechanischen Festwalzbehandlung auf das Ermüdungsverhalten des ferritisch-perlitischen C45 im normalisierten Zustand*, Diplom 1, Universität Kassel (2005)
112. **E. Macherauch, P. Müller**, *Das  $\sin^2\psi$ -Verfahren der röntgenographischen Spannungsmessung*, Zeitschrift Angew. Phys. 13, S.340-345 (1961)
113. **M. Becker**, *Das Wechselverformungsverhalten von Ck 45 und Ck 80 im Temperaturbereich  $295K \leq T \leq 873K$* , Dissertation, Universität Karlsruhe (1987)
114. **D. Löwer**, *Einfluss von Reckalterungseffekten auf die quasistatische und die zyklische Streckgrenze des Stahls C45E in verschiedenen Vergütungszuständen*, Studienarbeit, Universität Kassel (2010)
115. **H. K. Tönshoff, H.-G. Wobker, D. Brandt**, *Eigenspannungen und Randzonenbildung beim Hartdrehen*, HTM Haertere-Techn. Mitt, 50, S.176-181 (1995)
116. **A. Cherif, B. Scholtes, H. Hochbein**, *Festwalzen bei erhöhten Temperatur noch effektiver*, Werkstoffe in der Fertigung, S.33-34 (2010)
117. **B. Fuchsbauer**, *Ermüdungseigenschaften festgewalzter Probestäbe*, DVM, Festwalzen und Glattwalzen zur Festigkeitssteigerung von Bauteilen (1982)

## Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstofftechnik – Metallische Werkstoffe der Universität Kassel.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. B. Scholtes für die Möglichkeit der Durchführung der Arbeit, für die zahlreiche Anregungen und fachlichen Diskussionen. Außerdem danke ich Ihm für die engagierte Durchsicht des Manuskripts und für die Übernahme des Hauptreferates.

Herrn Prof. Dr.-Ing. V. Schulze danke ich für die kritische Durchsicht der Arbeit und die Übernahme des Korreferats.

Frau Prof. Dr.-Ing. S. Wenzel und Herrn Prof. Dr.-Ing. S. Böhm danke ich für ihre Mitwirkung als Prüfer.

Weiterhin danke ich allen Mitarbeitern des Institutes für ihre Unterstützung, die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Besonders herausheben möchte ich Herrn Ch. Franz, Herrn A. Schwagerus, Herrn Dipl.-Ing. A. Nau und Herrn Dr.-Ing. W. Zinn. Frau Dipl.-Wirtsch.-Ing. K. Anten danke ich für die intensive Revision des Manuskripts.

Ebenso danke ich den Diplomanden, Studienarbeitern und den studentischen Hilfskräften, ohne deren Tatkraft und Einsatzbereitschaft diese Arbeit nicht möglich gewesen wäre.

Bei meinen Eltern, die mir dieses Studium in Deutschland ermöglicht haben, möchte ich mich ebenfalls herzlich bedanken.

Last, but not least, möchte ich mich bei meiner Frau Nadine und meinem Sohn Elias bedanken, die mich stets unterstützt und mir dem Rücken freigehalten haben.

In der Reihe

Forschungsberichte  
aus dem



Institut für Werkstofftechnik  
Metallische Werkstoffe

der **U N I K A S S E L**  
**V E R S I T Ä T**

ist bisher erschienen:

Stefan Jägg	Rissspitzennahe Eigenspannungen und Ermüdungsrisss- ausbreitung des Stahls S690QL1 bei unterschiedlichen Beanspruchungsmoden
Martin Kornmeier	Analyse von Abschreck- und Verformungseigen- spannungen mittels Bohrloch- und Röntgenverfahren
Igor Altenberger	Mikrostrukturelle Untersuchung mechanisch randschicht- verfestigter Bereiche schwingend beanspruchter metalli- scher Werkstoffe
Gerd Zöltzer	Einfluss von Mikro- und Makroeigenspannungen auf das Deformationsverhalten bauteilähnlicher Proben
Ulf Noster	Zum Verformungsverhalten der Magnesiumbasislegie- rungen AZ31 und AZ91 bei zyklischen und quasi- statischen Beanspruchungen im Temperaturbereich von 20-300°C
Jens Gibmeier	Zum Einfluss von Last- und Eigenspannungen auf die Ergebnisse instrumentierter Eindringhärteprüfungen
Juijerm Pathiphan	Fatigue behaviour and residual stress stability of deep- rolled aluminium alloys AA5083 and AA6110 at elevated temperature
Martin Krauß	Zur thermischen Ermüdung der Magnesiumbasislegie- rung AZ31 und AZ91
Enrique Garcia-Sobolevski	Residual Stress Analysis of Components with Real Ge- ometries Using the Incremental Hole Drilling Technique and a Differential Evaluation Method

Ivan Nikitin

Zur Verbesserung des Ermüdungsverhaltens des austenitischen Stahls X5CrNi18-10 im Temperaturbereich 25-600°C durch mechanische Randschichtverfestigungsverfahren

Thorsten Manns

Analyse oberflächennaher Eigenspannungszustände mittels komplementärer Beugungsverfahren



