

BIEGEWECHSELFESTIGKEIT UND GRÖSSENEFFEKT BEI UNTERSCHIEDLICH WÄRMEBEHANDELTEN STAHLPROBEN AUS CK45 NACH KUGELSTRAHLEN

P. Starker*, H. Wohlfahrt** und E. Macherauch*

**Institut für Werkstoffkunde I, Universität Karlsruhe (TH),
Bundesrepublik Deutschland*

***Institut für Werkstofftechnik, Gesamthochschule Kassel,
Bundesrepublik Deutschland*

KURZFASSUNG

Biegewechselsversuche an gehärteten und vergüteten Proben unterschiedlicher Dicke ohne und nach Kugelstrahlen. Ermittlung von Wöhlerkurven. Röntgenographische Bestimmung der oberflächennahen Eigenspannungstiefenverteilungen im Ausgangszustand und nach Schwingbeanspruchung. Kennzeichnung der Oberflächentopographie. Mikrohärtemessungen. Bruchflächenuntersuchungen zur Festlegung des Ribentstehungs-ortes. Deutung der Versuchsergebnisse als Folge eigenspannungsbeeinflusster lokaler Wechselfestigkeiten.

EINLEITUNG

Als Größeneffekt wird die Abhängigkeit der Schwingfestigkeitskennwerte von den Proben- bzw. Bauteilabmessungen bezeichnet. Dazu liegen viele Einzelarbeiten [z.B. 1-6] und einige Zusammenfassungen [7-9] vor. Bei den meisten Untersuchungen wird ein hyperbelartiger Abfall der Wechselfestigkeit mit wachsenden Proben- bzw. Bauteilabmessungen festgestellt. Systematische Untersuchungen über den Größeneffekt bei kugelgestrahlten Werkstoffzuständen unterschiedlicher Dicke liegen nicht vor. Lediglich in einer älteren Arbeit [10] wird angegeben, daß die Schwingfestigkeitswerte kugelgestrahlter dicker Proben eines Federstahles etwa 20% geringer sind als die entsprechenden Werte gleich behandelte Proben mit dünneren Abmessungen. Ferner findet man den Hinweis [11], daß dickere kugelgestrahlte Teile eine geringere Wechselfestigkeit aufweisen als dünnere, wenn nach gleichartiger Strahlbehandlung oberflächennahe Werkstoffschichten mit vergleichbarer Verfestigung vorliegen. Im folgenden wird über Biegewechselsversuche an einem unlegierten Stahl mit 0,45 Masse-% Kohlenstoff in gehärtetem und vergütetem Zustand berichtet. Bei vier Probenserien unterschiedlicher Dicke sollte quantitativ der Einfluß gleichartiger Strahlbehandlungen auf das Schwingfestigkeitsverhalten erfaßt und bewertet werden.

WERKSTOFF, PROBENFORM, WÄRMEBEHANDLUNG

Die Untersuchungen erfolgten an dem Stahl Ck 45 mit der chemischen Zusammensetzung 0,50 % C, 0,24 % Si, 0,73 % Mn, 0,23 % Cr, 0,03 % Mo, 0,21 % Cu, 0,11 % Ni, 0,03 % P, 0,036 % S, 0,012 % Al und 0,001 % Nb (alle Angaben in Masse-%). Die Versuchsproben besaßen die aus Bild 1 hervorgehenden Formen und Abmessungen. Nach der Herstellung wurden alle Proben im Salzbad 15 Minuten bei 800 ° C austenitisiert und danach in Öl von 20 ° C abgeschreckt. Bei den 2,2 mm dicken Proben wurde ein handelsübliches Blankabschrecköl, bei den dickeren Proben ein Hochleistungsabschrecköl verwendet.

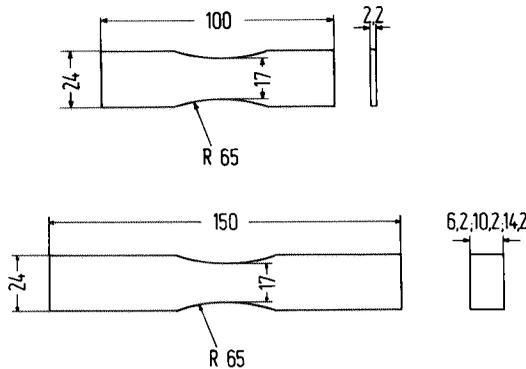


Bild 1. Form und Abmessungen der Biegeproben

Letzteres ergab für das Innere der dickeren Proben eine so große Abschreckgeschwindigkeit, daß auch dort noch martensitische Umwandlungen erfolgen konnten. Nach der Härtung wurde ein Teil der Proben in einem Salzbad 2 h bei 400 ° C angelassen und anschließend an Luft abgekühlt. Um wärmebehandlungsbedingte Randschädigungen ausschließen zu können, wurden bei allen Proben beidseitig oberflächennahe Bereiche von 0,1 mm Dicke elektrochemisch entfernt, so daß für die Experimente randschädigungsfreie Proben mit Biegehöhen von 2, 6, 10 und 14 mm vorlagen.

VERSUCHSEINRICHTUNG UND -DURCHFÜHRUNG

Ein Teil der gehärteten und vergüteten Proben wurde mit einer nach dem Schleuderradprinzip arbeitenden Maschine kugelgestrahlt. Das Schleuderrad besaß einen Durchmesser von 500 mm, der Abstand von der Mitte des Schleuderrades bis zum Strahlgut betrug 622 mm und die gleichmäßig bestrahlbare Fläche umfaßte 450 mm². Als Strahlmittel diente Stahlgußgranulat mit einer Härte von 46-50 HRC, der Strahlmitteldurchsatz betrug 100 kg/min. Tabelle 1 faßt die gewählten Strahlparameter zusammen. Zur Vervollständigung der Strahlparameter ist die Almen-Intensität mit vermerkt.

TABELLE 1 Strahlbedingungen

Probenzustand	Strahlmitteldurchmesser \bar{d}	Abwurfgeschwindigkeit v_{ab}	Überdeckungsgrad \bar{u}	Almen-Intensität [mm]
gehärtet	S 230 $\bar{d} = 0,6$ mm	$v_{ab} = 81$ m/s	$\bar{u} = 3$ -fach	$C_2 = 0,2$
vergütet	S 230 $\bar{d} = 0,6$ mm	$v_{ab} = 53$ m/s	$\bar{u} = 3$ -fach	$A_2 = 0,67$

Die Eigenspannungen der Versuchsproben wurden röntgenographisch mit einem ψ -Diffraktometer [12] nach dem $\sin^2\psi$ -Verfahren [13] mit Cr $K\alpha$ -Strahlung bestimmt. Dabei wurden jeweils die Gittereigendehnungen von {211}-Atomebenen in verschiedenen Richtungen ψ gegenüber dem Oberflächenlot aus der Verschiebung der zugehörigen Interferenzlinien gemessen. Zur Bestimmung der Tiefenverteilungen der Eigenspannungen wurden oberflächennahe Werkstoffschichten elektrochemisch entfernt und die Meßwerte bezüglich des Eingriffs in den Eigenspannungszustand korrigiert [14]. Die Ermittlung der Wöhlerkurven erfolgte in mechanisch

angetriebenen Biegewechselmaschinen (Bauart Schenck) bei sinusförmigem Last-Zeit-Verlauf. Dabei wurden jeweils 6 Proben auf 5 geeigneten Horizonten geprüft. Sowohl im Zeitfestigkeits- als auch im Wechselfestigkeitsbereich wurden die Versuchsdaten statistisch nach dem $\arcsin \sqrt{P}$ -Transformationsverfahren (P =Bruchwahrscheinlichkeit) ausgewertet [15]. Allen Wöhlerkurven und Biegewechselfestigkeitskurven kommt eine 50%-ige Bruchwahrscheinlichkeit zu. Als Grenzlastspielzahl für Durchläufer wurde 10^7 festgelegt.

VERSUCHSERGEBNISSE

Bild 2 zeigt das Gefüge der untersuchten Wärmebehandlungszustände.

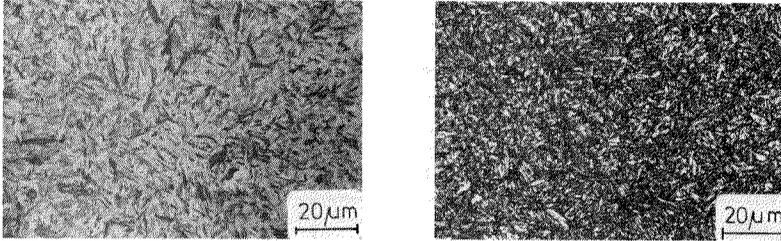


Bild 2. Gefüge der gehärteten (links) und der vergüteten (rechts) Proben

Für das Martensit- und das Vergütungsgefüge sind in Tabelle 2 die im Zugversuch ermittelten Kenngrößen vermerkt.

TABELLE 2 Mechanische Kenngrößen des Zugversuchs der gehärteten und vergüteten Proben

Probenzustand	R_{eS} [N/mm ²]	$R_{p\ 0,2}$ [N/mm ²]	R_m [N/mm ²]	A [%]	Z [%]
gehärtet	-	1840	2010	0,33	0
vergütet	1375	-	1450	6,50	38

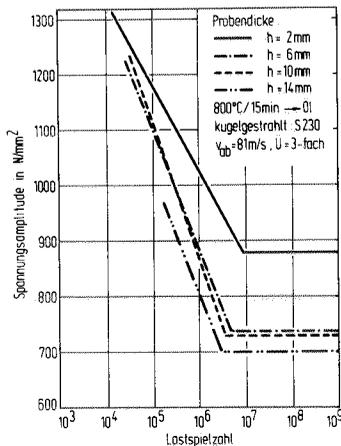


Bild 3. Wöhlerkurven gehärteter und kugelgestrahlter Proben unterschiedlicher Dicke

Tabelle 3 faßt für die gehärteten und kugelgestrahlten Proben Oberflächenkenngrößen und die Biegewechselfestigkeiten für 50%-ige Bruchwahrscheinlichkeit zusammen. Letztere können den in Bild 3 gezeigten Wöhlerkurven entnommen werden.

TABELLE 3 Oberflächenkenngrößen und Biegewechselfestigkeiten gehärteter und kugelgestrahlter Proben mit unterschiedlicher Dicke

Kenngrößen	gehärtet und kugelgestrahlt			
	2	6	10	14
Probendicke [mm]	2	6	10	14
Eigenspannungen [N/mm^2]	-525	-495	-460	-420
Halbwertsbreite [grad]	5,75	5,75	5,75	5,60
Vickershärte HV 0,1	840	840	810	800
Rauhtiefe R_t [μm]	4,63	6,99	6,40	5,26
arithmetischer Mittenrauhwert R_a [μm]	0,51	0,59	0,64	0,60
Biegewechselfestigkeit [N/mm^2]	878	737	728	700

Die nach den Strahlbehandlungen an den gehärteten Proben vorliegenden Eigenspannungstiefenverteilungen sind in Bild 4 dargestellt.

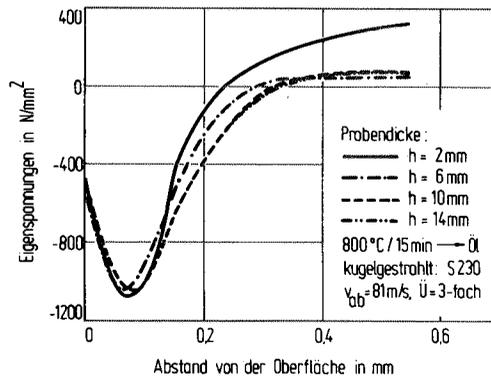


Bild 4. Eigenspannungstiefenverteilungen gehärteter und kugelgestrahlter Proben unterschiedlicher Dicke

Aus Bild 5 ist ersichtlich, wie die Schwingbeanspruchung die Eigenspannungstiefenverteilung einer gehärteten und kugelgestrahlten Probe beeinflusst. Die Angaben gelten für 10 mm dicke Proben im Ausgangszustand sowie nach Beanspruchung mit $\sigma_a = 1200 \text{ N}/\text{mm}^2$ (Bruchlastspielzahl $N_B = 67 \cdot 10^3$) und $\sigma_a = 900 \text{ N}/\text{mm}^2$ (Bruchlastspielzahl $N_B = 874 \cdot 10^3$).

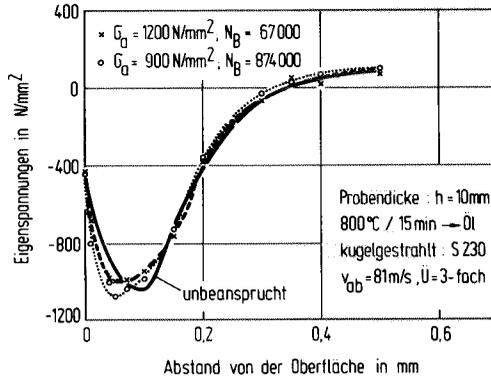


Bild 5. Eigenspannungstiefenverteilungen bei gehärteten und kugelgestrahlten Proben mit 10 mm Biegehöhe

In Bild 6 sind für 2 und 10 mm dicke Proben die Ergebnisse der Bruchflächenuntersuchungen der gehärteten und kugelgestrahlten Proben gezeigt. Bei gegebener Probendicke besteht eine systematische Abhängigkeit des Ribausgangsortes von der benutzten Spannungsamplitude. Stets geht bei hinreichend großen Amplituden der Ribbeginn von der Probenoberfläche aus. Dagegen tritt er bei mittleren und bei Amplituden in der Nähe der Wechselfestigkeit unterhalb der Oberfläche auf.

Entsprechende Daten wie die bisher vorgestellten fassen Tabelle 4 und die Bilder 7-9 für den vergüteten und anschließend gestrahlten Werkstoffzustand von Ck 45 zusammen.

Tabelle 4 enthält die Oberflächenkenngrößen und die aus Bild 7 ersichtlichen Biege-wechselfestigkeiten für 50 %-ige Bruchwahrscheinlichkeit.

TABELLE 4 Oberflächenkenngrößen und Biege-wechselfestigkeiten vergüteter und kugelgestrahlter Proben mit unterschiedlicher Dicke

Kenngrößen	vergütet und kugelgestrahlt			
	2	6	10	14
Biegehöhe [mm]	2	6	10	14
Eigenspannungen [N/mm^2]	-610	-500	-510	-460
Halbwertsbreite [grad]	4,55	4,6	4,6	4,75
Vickershärte HV 0,1	615	610	600	610
Rauhtiefe R_t [μm]	24,93	22,10	21,25	24,83
arithmetischer Mittenrauhwert R_a [μm]	2,74	2,75	2,61	3,14
Biege-wechselfestigkeit [N/mm^2]	676	650	650	650

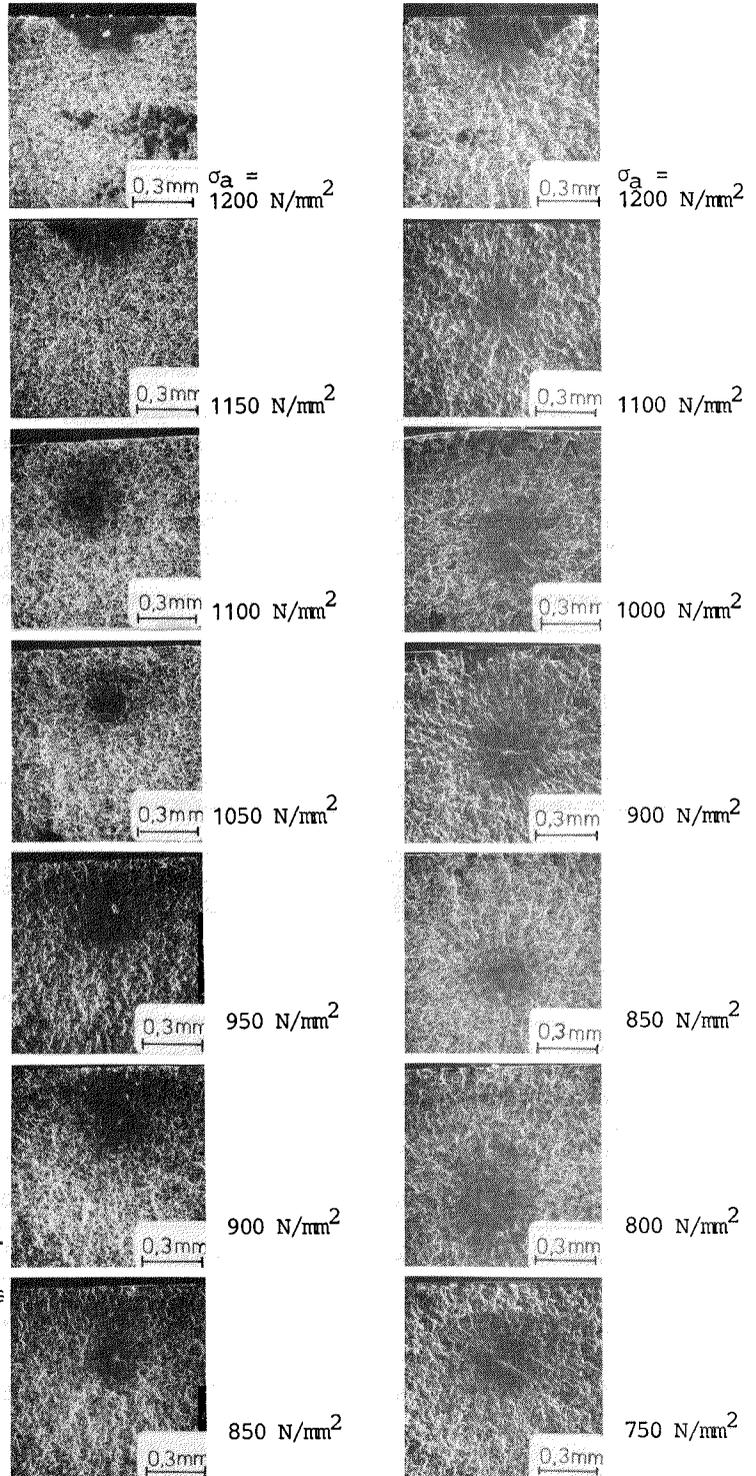


Bild 6.

Ort des Rißbeginns bei gehärteten und kugelgestrahlten Proben in Abhängigkeit von der Spannungsamplitude. Links Probendicke 2 mm, rechts 10 mm

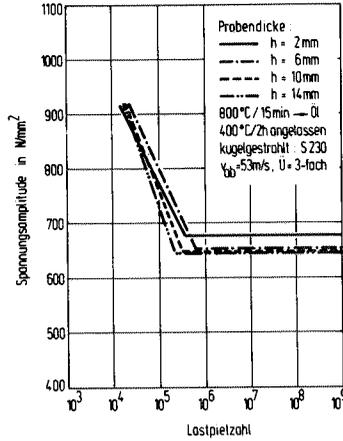


Bild 7. Wöhlerkurven vergüteter und kugelgestrahlter Proben unterschiedlicher Dicke

Bild 8 zeigt charakteristische Eigenspannungstiefenverläufe nach den Strahlbehandlungen

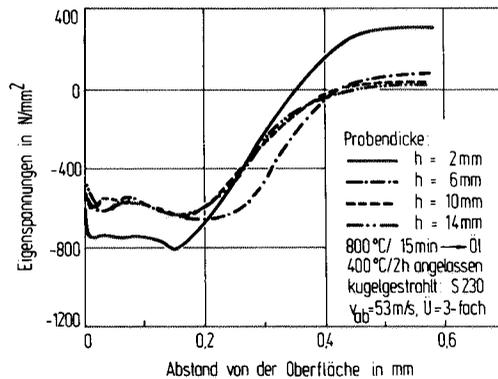


Bild 8. Eigenspannungstiefenverteilungen vergüteter und kugelgestrahlter Proben unterschiedlicher Dicke

Aus Bild 9 ist für 10 mm dicke Proben der Einfluß der Spannungsamplitude auf die Eigenspannungstiefenverteilung zu entnehmen.

In keinem Fall wurde bei den vergüteten und gestrahlten Proben auf den Bruchflächen ein Rißbeginn unterhalb der Oberfläche festgestellt. Dagegen traten stets mehrere Ermüdungsrisse in der Oberflächenschicht auf.

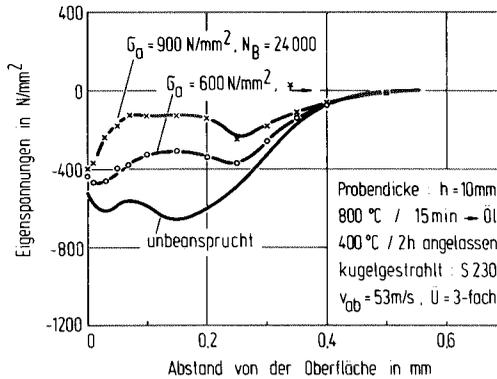


Bild 9. Eigenspannungstiefenverteilungen bei vergüteten und kugelgestrahlten Proben mit 10 mm Biegehöhe

DISKUSSION

Zur Diskussion der vorgestellten Versuchsergebnisse ist der Rückgriff auf die Resultate erforderlich, die an nicht kugelgestrahlten Proben im gehärteten und vergüteten Zustand erzielt wurden. Im gehärteten Zustand ergab sich bei allen Probendicken die gleiche Biegewechselfestigkeit $\sigma_{BW}^{\text{gehärtet}} = 715 \text{ N/mm}^2$, wenn Korrekturen der Meßwerte auf einheitliche Rauhtiefe, Randverfestigung und Eigenspannungsfreiheit vorgenommen werden. Auch bei den vergüteten Proben, die eine Biegewechselfestigkeit $\sigma_{BW}^{\text{vergütet}} = 574 \text{ N/mm}^2$ besaßen, konnte kein Einfluß der Probendicke festgestellt werden. Damit erhält man die in Bild 10 zusammengestellten Gesetzmäßigkeiten.

Nur im Falle der gehärteten und kugelgestrahlten Proben fällt die Biegewechselfestigkeit kontinuierlich mit wachsenden Probenabmessungen ab. Oberhalb 10 mm Dicke ist kein Gewinn an Wechselfestigkeit gegenüber den nur gehärteten Proben zu beobachten. Bei den vergüteten Zuständen wird durch das Kugelstrahlen für alle Probendicken eine Erhöhung der Biegewechselfestigkeit erreicht, wobei der σ_{BW} -Wert der 2 mm-Proben etwas größer ist als die der anderen Proben. Im untersuchten Dickenbereich tritt also nur bei den gehärteten und kugelgestrahlten Proben ein Größeneinfluß auf. Für die Deutung dieser Beobachtungen sind die strahlinduzierten Eigenspannungen wichtig. Diese wirken - wie früher gezeigt wurde [17] - wie lokale Mittelspannungen und beeinflussen daher die lokal vorliegenden Dauerfestigkeitswerte. Auf Grund der bekannten Eigenspannungstiefenverteilungen ist die Berechnung der örtlichen Dauerfestigkeiten möglich. Dazu kann man im einfachsten Falle von der bekannten Goodman-Beziehung

$$\begin{aligned} \sigma_D(z) &= \sigma_W \left(1 - \frac{\sigma_{ES}(z)}{R_m} \right) \\ &= \sigma_W - \alpha \sigma_{ES}(z) \end{aligned} \quad (1)$$

ausgehen (σ_{ES} = Eigenspannung, R_m = Zugfestigkeit, σ_W = Wechselfestigkeit des eigenspannungsfreien Werkstoffes, z = Abstand von der Oberfläche). Zweckmäßiger ist es aber, den Faktor α in Gleichung (1) empirisch auf Grund gezielter Untersuchungen zum Eigenspannungseinfluß auf die Wechselfestigkeit für den jeweiligen Werkstoffzustand zu ermitteln. Für martensitisch gehärteten Ck 45 liegen entsprechende Untersuchungen vor [16], aus denen sich $\alpha = 0,4$ ergibt. Damit berechnen sich die lokalen Dauerfestigkeiten der gehärteten und gestrahlten Proben zu

$$\sigma_{BD}(z) = \sigma_{BW} - 0,4 \sigma_{ES}(z) \quad (2)$$

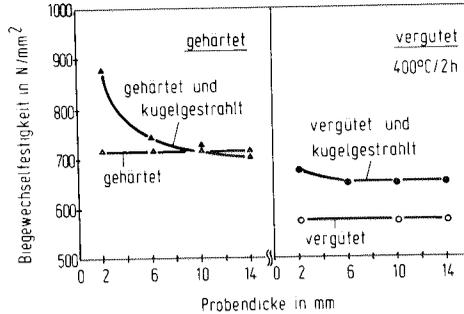


Bild 10. Zusammenfassende Gegenüberstellung der ermittelten Biegewechselfestigigkeiten in Abhängigkeit der Probendicke

Für 2 und 10 mm dicke Proben sind beispielhaft in Bild 11 und 12 diese $\sigma_{DP}(z)$ -Verläufe wiedergegeben. Miteingetragen sind als Geraden die Spannungstiefenverteilungen, die in diesen Proben bei bestimmten Randspannungsamplituden vorliegen. Auf diesen Geraden sind ferner durch Punkte • die Oberflächenabstände vermerkt, in denen bei den einzelnen Proben Rißbildung unter Biegewechselbeanspruchung mit den jeweiligen Randspannungsamplituden auftraten. Ein Punkt bei $z = 0$ kann für bis zu 6 Proben repräsentativ sein. Man sieht, daß Anrißbildung überwiegend in den Probenbereichen auftritt, wo die größten Unterschiede zwischen den Lastspannungen und den örtlich vorliegenden Dauerfestigkeiten auftreten. Dementsprechend erfolgt bei hinreichend großen Amplituden der Rißbeginn in der Oberfläche (z.B. bei 2mm-Proben für $\sigma_a = 1300, 1200$ und 1150 N/mm^2). Bei mittleren Randspannungsamplituden, bei denen die Lastspannungsverteilungen das "Dauerfestigkeitsgebirge" zweimal schneiden, kann Anrißbildung sowohl in als auch unterhalb der Oberfläche erfolgen (z.B. bei 2 mm dicken Proben für $\sigma_a \leq 1200 \text{ N/mm}^2$).

Die Bruchflächenuntersuchungen der 2 mm Proben, welche mit $\sigma_a = 1200$ und 1150 N/mm^2 geprüft wurden, ergaben noch einen Rißbeginn in der Oberfläche. Bei diesen recht hohen Amplituden kann also offenbar der an der Oberfläche entstehende Riß sich bis zur kritischen Rißlänge ausbreiten, ohne mit seiner Rißfront in das Gebiet betragsmäßig hoher Druckeigenstressungen zu gelangen. Die Proben, welche mit Amplituden $\leq 1100 \text{ N/mm}^2$ geprüft wurden, zeigen dann den zum Versagen führenden Riß stets unterhalb der Oberfläche. Liegen die Lastspannungstiefenverteilungen vollständig unterhalb der Dauerfestigkeitslinie, so dürften eigentlich keine Probenbrüche mehr auftreten. Da die Berechnung der Dauerfestigkeitstiefenverteilung jedoch mit einer eigenspannungsfreien Wechselfestigkeit durchgeführt wurde, welcher eine Bruchwahrscheinlichkeit von 50 % zukommt, müssen auch unterhalb der Dauerfestigkeitslinie noch Probenbrüche möglich sein.

Ein Vergleich von Bild 11 und 12 zeigt, daß mit wachsender Probendicke eine Tendenz zur Verschiebung der Anrisse in größere Oberflächenentfernungen vorliegt. Bild 13 veranschaulicht die auftretende Situation. Dort wurde vereinfacht für alle Probendicken die Tiefenverteilung der Dauerfestigkeit als gültig angenommen, die bei 6 mm dicken Proben vorliegt. Für eine Randspannungsamplitude von 900 N/mm^2 sind die randnahen Lastspannungsverteilungen für verschiedenen dicke Proben eingezeichnet. Man erkennt, daß aufgrund der unterschiedlichen Spannungsgradienten die größten Differenzen zwischen Lastspannungen und lokalen Dauerfestigkeiten in umso größeren Oberflächenentfernungen auftreten, je größer die Probendicken sind. Genau dort treten aber die Anrisse auf. Man erwartet also, daß bei gleicher Randspannungsamplitude für gehärtete und gestrahlte Proben Anrißbildung im Wechselfestigkeitsbereich umso wahrscheinlicher wird, je größer die Probendicke ist. Damit läßt sich zwanglos der bestehende Größeneinfluß erklären. Fehlen die strahlinduzierten Eigenspannungsvertei-

lungen in oberflächennahen Bereichen, so besteht offenbar unabhängig vom Spannungsgradienten etwa die gleiche Anrißwahrscheinlichkeit in den äußersten Oberflächenschichten und eine abmessungsunabhängige Grenze für die Wachstumsfähigkeit dieser Risse und damit für die Wechselfestigkeit.

Bei der Diskussion der Versuchsergebnisse vergüteter Werkstoffzustände können für die Schwingfestigkeitsergebnisse der ungestrahlten Proben unter Berücksichtigung des gefügebedingten erniedrigten Widerstandes gegen Ribbildung die gleichen Erklärungen angeführt werden wie für die entsprechenden Proben des gehärteten Zustandes. Bei den vergüteten und gestrahlten Proben erwartet man dagegen aufgrund der strahlinduzierten Eigenspannungen für die Anrißbildung ähnliche Verhältnisse und damit einen Größeneinfluß wie bei den gehärteten und gestrahlten Proben. Es wird aber weder eine Anrißbildung unterhalb der Oberfläche noch ein ausgeprägter Größeneinfluß beobachtet. Offenbar bietet hierfür der mit Bild 9 nachgewiesene Eigenspannungsabbau den Schlüssel zum Verständnis. Durch die Schwingbeanspruchung wird das durch die strahlbedingten Eigenspannungen entstandene "Dauerfestigkeitsgebirge" so stark verändert, daß die Ermüdungsrisse immer an der Oberfläche, allerdings in einer gegenüber dem nur vergüteten Zustand stark verfestigten Oberflächenschicht entstehen. Deshalb bleibt der Größeneinfluß wie bei den nur vergüteten Proben aus und es wird eine durch die Verfestigung erhöhte Wechselfestigkeit gegenüber dem nur vergüteten Zustand festgestellt.

LITERATUR

- [1] Faulhaber, R., Buchholtz, H. und Schultz, E. H. (1933). Stahl und Eisen 53, 1106-1108.
- [2] Moore, H. F. und Morkovin, D. (1944). Proc. Amer. Soc. Test. Mater. 44, 137-158.
- [3] Horger, O. J. und Maulbetsch, J. L. (1936). Trans. Amer. Soc. mech. Engers. 58, A 91-98.
- [4] Buch, A. (1974). Materials Science and Engineering 15, 75-85.
- [5] Schütz, W. und Zenner, H. (1975) Studie über den Einfluß der Baugröße auf die Dauerfestigkeit von Kurbelwellen. Bericht für die Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen e.V. Frankfurt/Main.
- [6] Kloos, K. H. (1976). VDI-Berichte Nr. 268, 63-76.
- [7] Grover H. (1964) in Fatigue - An Interdisciplinary Approach. Syracuse University Press, 361-373.
- [8] Hempel, M. (1957). Draht 8, 385-394.
- [9] Buch, A. (1972). Archiv Eisenhüttenw. 43, 895-900.
- [10] Wahl, A. M. (1940) Machine Design 10, 46-49.
- [11] Whellabrator Corporation (1965). Shot peening. 8th Edition Mishawaka, Indiana.
- [12] Wolfstieg, U. (1976). Härterei Techn. Mitt. 31, 19-22.
- [13] Macherauch, E. und Müller, P. (1961). Z. f. Angewandte Physik 13, 305-312.
- [14] Moore, M. G. und Evans, W. P. (1958). Trans SAE 66, 341-345.
- [15] Dengel, D. (1975). Z. f. Werkstofftechnik 6, 253-261.
- [16] Syren, B. (1975) Dr.-Ing. Dissertation Universität Karlsruhe.
- [17] Starker, P., Wohlfahrt, H. und Macherauch, E. (1980) in: "Eigenspannungen", Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, Oberursel, 319-330.