

1981082

# WERKSTOFFZUSTAND UND BIEGEWECHSELFESTIGKEIT VON KUGELGESTRAHLTEM 16 MnCr 5

R. Schreiber\*, P. Starker\*\*, H. Wohlfahrt\*\*\* und E. Macherauch\*\*

\*Daimler Benz A.-G., Mannheim, Bundesrepublik Deutschland

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

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

## KURZFASSUNG

Biegewechselversuche mit normalgeglühten, blindgehärteten und einsatzgehärteten Flachproben aus 16 MnCr 5 ohne und nach Kugelstrahlen. Ermittlung von Wöhlerkurven. Erfassung des Einflusses verschiedener Abwurfgeschwindigkeiten, Überdeckungsgrade und Strahlmittelkorngrößen. Röntgenographische Bestimmung von Eigenspannungen, Halbwertsbreiten und Restaustenitgehalten sowie Härte- und Rauigkeitsmessungen. Deutung der kugelstrahlbedingten Veränderungen des Biegewechselverhaltens.

## EINLEITUNG

Bei Strahlbehandlungen wird ein mechanischer Eingriff in oberflächennahe Bauteilbereiche vorgenommen, der dort zur Verfestigung, zur Eigenspannungsbildung, zur Veränderung der Oberflächentopographie und gegebenenfalls zu Phasenumwandlungen führt. Den in den Oberflächenschichten gestrahlter Bauteile auftretenden Druckeigenspannungen werden Dauerfestigkeitsverbesserungen zugeschrieben [1]. Auf diese Weise lassen sich aber nicht alle Meßbefunde erklären. Deshalb werden neben den Auswirkungen von Eigenspannungen auch die Einflüsse weiterer Kenngrößen erörtert, die durch die Strahlbehandlung verändert werden [2,3,4,5]. Bisher sind jedoch nur selten in gezielter Weise die Einflüsse mehrerer systematisch veränderter Kugelstrahlkennwerte untersucht worden. Schließlich sind nur wenige Untersuchungen bekannt, in denen bei Stählen die Folgen unterschiedlicher Wärmebehandlungen auf das Ergebnis nachfolgender Strahlbehandlungen aufgezeigt wurden [2,3]. Es lag deshalb nahe, die Auswirkungen von Kugelstrahlbehandlungen auf das Dauerschwingverhalten eines geeigneten Stahles systematisch zu untersuchen. Nachfolgend wird über einen Teil entsprechender Versuche an dem Einsatzstahl 16 MnCr 5 berichtet [8].

## WERKSTOFF, PROBENFORM, WÄRMEBEHANDLUNG

Der verwendete Stahl hatte folgende chemische Zusammensetzung: 0,15 C; 1,23 Mn; 1,08 Cr; 0,4 Si; 0,08 N; 0,021 S; 0,023 Al und 0,009 P (alle Angaben in Masse-%). Untersucht wurden Flachproben der in Bild 1 angegebenen Form.

Das Normalglühen der Proben erfolgte durch einstündiges Glühen unter Schutzgas bei 910 °C im Glühkasten eines Kammerofens mit anschließender Luftabkühlung. Nach dieser Wärmebehandlung besaß der Werkstoff eine mittlere Ferritkorngröße von 9 µm und eine Härte von 175 HV.

Zur Blindhärtung wurden die Proben 10 min bei 860 °C in einem neutralen Salzbad

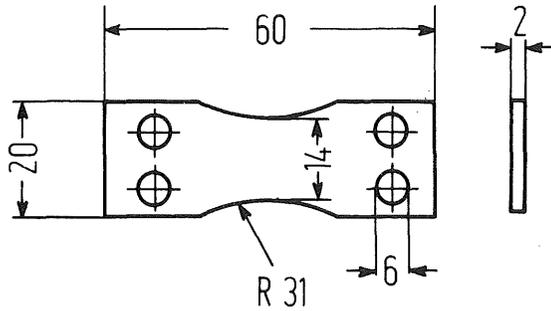


Bild 1. Form und Abmessungen der Proben

austenitisiert und anschließend in Öl (20 °C) abgeschreckt. Danach lagen in einer Randschicht von 0,05 mm Dicke feinnetzig verteilte Ferritschnüre längs der Austenitkorngrenzen und Randoxidationsspuren vor. Die Härte der Proben betrug nach dieser Wärmebehandlung 385 HV. Zur Einsatzhärtung erfolgte zunächst eine Gasaufkohlung der Proben bei 910 °C 2 h 15 min mit anschließender Abkühlung unter Schutzgas. Nach der Aufkohlung wurde von den Proben auf beiden Seiten je 0,1 mm abgeschliffen. Die martensitische Härtung erfolgte nach einer 10 minütigen Austenitisierung im Salzbad bei 840 °C durch Abschrecken in Öl (20 °C). Bei einem Randkohlenstoffgehalt von 0,7 % und einer Einsatzhärte EHT<sub>600</sub> HV = 0,3 mm betrug dann die Randhärte 900 HV. Durch Tiefkühlen der Proben (48 h bei -198 °C) verringerte sich der Volumenanteil des Restaustenits an der Probenoberfläche von 41 auf 10 %. Nach dem Härten und Tiefkühlen wurde bei einem Teil der Proben zusätzlich noch eine 5 µm dicke Randschicht elektrolytisch abgetragen, um letzte Spuren einer leichten Randoxidation zu beseitigen. Von den einsatzgehärteten Proben mit und ohne Randoxidation wurde ein Teil 1 h bei 170 °C in einem Ölbad angelassen. Insgesamt lagen also Probenzustände normalisiert, blindgehärtet, einsatzgehärtet sowie einsatzgehärtet und angelassen vor.

#### VERSUCHSEINRICHTUNG UND -DURCHFÜHRUNG

Die Kugelstrahlbehandlung der verschiedenen Probenzustände erfolgte mit einer nach dem Schleuderradprinzip arbeitenden Strahlmaschine. Der Schleuderraddurchmesser betrug 500 mm. Bei einem Abstand von der Mitte des Schleuderrades bis zur Strahlgutoberfläche von 570 mm wurde ein Flächenbereich von 450x80 mm<sup>2</sup> gleichmäßig bestrahlt. Die Proben wurden während der Strahlbehandlung unter dem Schleuderrad hin- und herbewegt, so daß der Auftreffwinkel des Strahlmittels auf das Strahlgut im Bereich zwischen 75 ° und 90 ° lag. Während der Strahlbehandlung wurde die Größenverteilung des Strahlkorns im Betriebsgemisch (S 110 :  $\bar{d} = 0,3$  mm Nennkorndurchmesser, S 230 :  $\bar{d} = 0,6$  mm Nennkorndurchmesser) weitgehend konstant gehalten. Die Strahlmittelhärte war 46-51 HRC, der Strahlmitteldurchsatz betrug 100 kg/min. Je nach Probenzustand wurden 1- bis 6-fache Überdeckungsgrade erzeugt.

Die Biegeversuche erfolgten mit Prüfmaschinen (Bauart Schenck), die bei einer Frequenz von 25 Hz mit annähernd konstanter Gesamtdehnungsamplitude arbeiten. Es wurden einstufige Wöhler-Versuche unter hinreichender statistischer Absicherung [6] der Ergebnisse durchgeführt. Oberflächenlängseigenspannungen und Eigenspannungstiefenverteilungen wurden röntgenographisch mit Hilfe eines Diffraktometers mit Cr-K<sub>α</sub>-Strahlung bestimmt. Die Halbwertsbreite der Röntgeninterferenzlinien diente als Maß für die Mikrospannungen. Oberflächenhärtemessungen (HV 5) wurden mit einem Kleinlasthärteprüfer durchgeführt. Als Oberflächenhärtewerte wurden jeweils die Mittelwerte aus mindestens fünf Einzelmessungen ermittelt. Härteverlaufkurven (HV 0,5) wurden an Querschliffen aufgenommen. Die Oberflächenrauheitswerte

wurden mit einem Perth-0-meter gemessen.

Die Restaustenitbestimmungen erfolgten röntgenographisch. Dazu wurden die {200}-, {211}- und {321}-Interferenzlinien des Martensits sowie die {200}-, {220}- und {321}-Interferenzlinien des Austenits mit  $Mo-K_{\alpha}$ -Strahlung aufgenommen. Als Restaustenitgehalt wurde der aus sechs einzelnen Intensitätsverhältnissen gewichtete Mittelwert angegeben [7].

#### VERSUCHSERGEBNISSE UND DISKUSSION

In Bild 2 ist die Rauhtiefe  $R_t$  als Maß für die Oberflächentopographie der gestrahlten Proben in Abhängigkeit von der Abwurfgeschwindigkeit wiedergegeben. Bei dem blindgehärteten Probenzustand (385 HV) sind neben den Ergebnissen der mit S 230 gestrahlten Proben auch die der mit S 110 gestrahlten eingezeichnet.

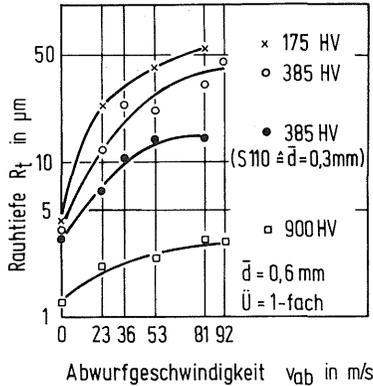


Bild 2. Rauhtiefen nach dem Strahlen verschiedener Werkstoffzustände in Abhängigkeit von der Abwurfgeschwindigkeit

In allen Zuständen wächst die Rauhtiefe, ausgehend von relativ kleinen Ausgangswerten, kontinuierlich mit wachsender Abwurfgeschwindigkeit an.

In Bild 3 ist der Verlauf der Halbwertsbreiten der {211}-Röntgeninterferenzlinien und der HV 0,5-Werte über der Oberflächenentfernung für normalisierte Proben aufgezeichnet, die mit  $v_{ab} = 23$  und  $81$  m/s gestrahlt wurden. Die Zunahme der durch Kugelstrahlen verfestigten Randzone mit steigender Abwurfgeschwindigkeit ist deutlich an den Meßresultaten zu erkennen.

Bei Variation des Werkstoffzustandes ergibt sich, daß die oberflächennahen Schichten durch das Strahlen umso stärker verfestigt werden, je kleiner die Ausgangsfestigkeit bzw. -härte ist. Bei großer Festigkeit kann es jedoch zu Entfestigungen kommen.

Typische Eigenspannungsverteilungen, wie sie sich bei unterschiedlichen Abwurfgeschwindigkeiten für 1-fache Überdeckung bei blindgehärtetem Probenzustand ausbilden, zeigt Bild 4.

Vergrößerung der Überdeckung bei konstanter Abwurfgeschwindigkeit von  $81$  m/s führt nach Bild 5 bei gleichem Betrag der Oberflächeneigenspannung zu einer veränderten Eigenspannungstiefenverteilung.

Die Bilder 4 und 5 belegen, daß der Betrag der Oberflächendruckeigenspannungen nicht durch die Strahlbedingungen beeinflusst wird. Dagegen besteht für die Tiefenlage und die betragsmäßige Höhe des Druckeigenspannungsmaximalwertes eine ausgeprägte Abhängigkeit von den Strahlparametern. Der Einfluß des Werkstoffzustandes auf die

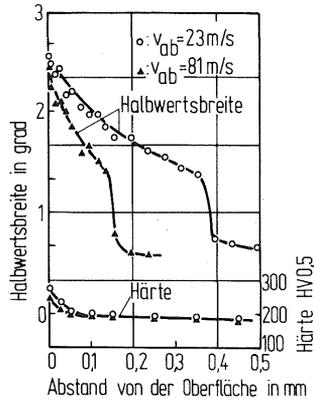


Bild 3. Halbwertsbreite und Härte in Abhängigkeit vom Randabstand nach Strahlbehandlungen mit  $v_{ab} = 23$  und  $81$  m/s

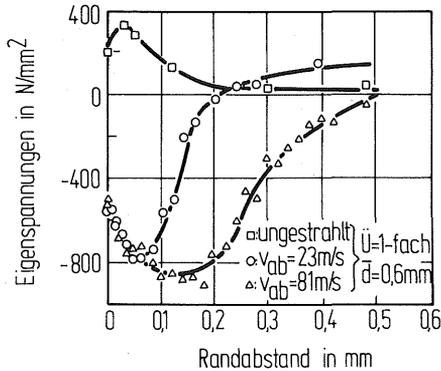


Bild 4. Eigenspannungen blindgehärteter Proben (385 HV) in Abhängigkeit vom Randabstand bei verschiedenen Abwurfgeschwindigkeiten

strahlbedingten Eigenspannungen geht aus Bild 6 hervor.

Sowohl der Betrag der Oberflächendruckeigenspannungen als auch der Betrag des Druckeigenspannungshöchstwertes steigt mit der Ausgangshärte des Strahlgutes und mit der Abwurfgeschwindigkeit an.

Bild 7 faßt für die untersuchten Wärmebehandlungszustände die nach den verschiedenen Strahlbehandlungen erzielten Ergebnisse der Biegewechselversuche zusammen.

Im normalisierten Zustand wird unabhängig von den beim Strahlen verwendeten Abwurfgeschwindigkeiten von 23 und 81 m/s eine Biegewechselfestigkeitssteigerung von 30 % erzielt. Bei den blindgehärteten Proben, die mit Abwurfgeschwindigkeiten von 23 bis 92 m/s und einfacher Überdeckung gestrahlt wurden (linkes Teilbild), ergibt sich die größte Biegewechselfestigkeitssteigerung von 63 % bei der mittleren Abwurfgeschwindigkeit von 53 m/s. Wird dagegen mit konstanter Abwurfgeschwindigkeit von 81 m/s aber unterschiedlichen Überdeckungsgraden gearbeitet (rechtes Teilbild),

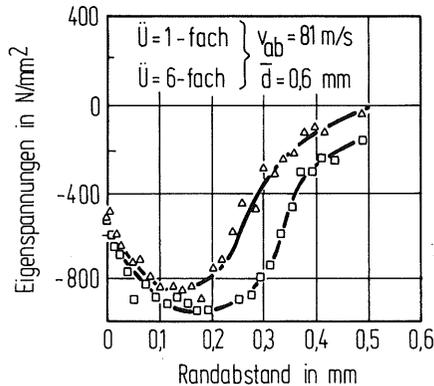


Bild 5. Eigenspannungen blindgehärteter Proben (385 HV) in Abhängigkeit vom Randabstand bei verschiedenen Überdeckungsgraden

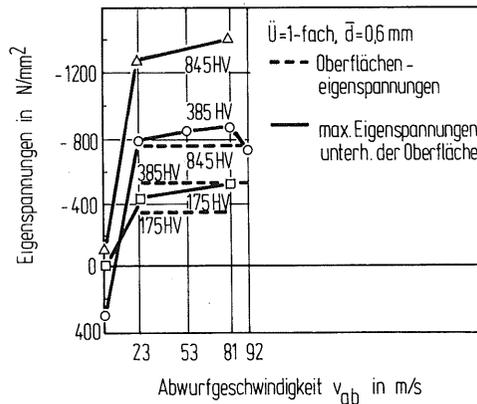


Bild 6. Eigenspannungswerte in Abhängigkeit von der Abwurfgeschwindigkeit bei verschiedenen Werkstoffzuständen

so stellt sich bei 6-facher Überdeckung eine Wechselfestigkeitsverbesserung von 88 % ein. Die einsatzgehärteten, tiefgekühlten, nicht angelassenen Proben ohne Randoxidation zeigen bei einer Strahlbehandlung mit der Abwurfgeschwindigkeit 23 m/s gegenüber dem ungestrahlten Zustand eine Schwingfestigkeitsverschlechterung um 7 %. Durch Erhöhung der Abwurfgeschwindigkeit auf 53 bzw. 92 m/s kann jedoch die Biegewechselfestigkeit bis zu 5 % über den Ausgangswert gesteigert werden. Dagegen führt eine Strahlbehandlung mit 81 m/s Abwurfgeschwindigkeit zu keiner nennenswerten Biegewechselfestigkeitserhöhung. Einsatzgehärtete, tiefgekühlte, nicht angelassene Proben mit Randoxidation zeigen dagegen mit wachsender Abwurfgeschwindigkeit eine stetige Biegewechselfestigkeitsverbesserung. Der maximal erzielbare Schwingfestigkeitsgewinn von 16 % stellt sich bereits bei einer Abwurfgeschwindigkeit von 53 m/s ein. Bei dem einsatzgehärteten und angelassenen Werkstoffzustand läßt sich sowohl bei randoxidationsfreien als auch bei randoxidationsbehafteten Proben mit wachsender Abwurfgeschwindigkeit eine stetige Verbesserung der Biegewechselfestigkeits erreichen. Dabei liefert eine Strahlbehandlung mit  $v_{ab} = 81$  m/s bei

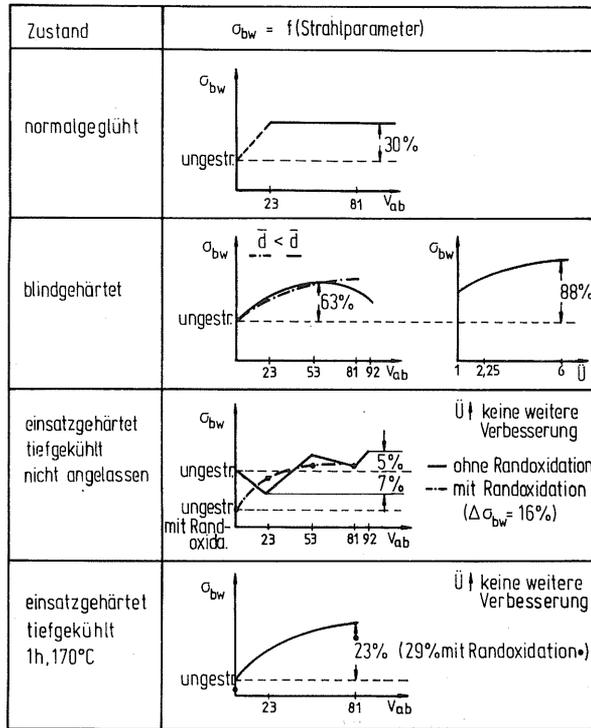


Bild 7. Biegewechselfestigkeiten als Funktion der Strahlparameter für die untersuchten Wärmebehandlungszustände

randoxidationsbehafteten Proben eine 29 %-ige, bei randoxidationsfreien Proben eine 23 %-ige Steigerung.

Bei der Deutung der beobachteten Änderungen der Biegewechselfestigkeit durch vorangegangene Strahlbehandlungen ist davon auszugehen, daß die Schwingfestigkeit von der Rauhtiefe, von der Randverfestigung und von den Eigenspannungen der einzelnen Werkstoffzustände beeinflußt wird. Die alleinige Rückführung der erzielbaren Verbesserungen in der Schwingfestigkeit auf das strahlinduzierte oberflächennahe Eigenspannungssystem reicht für eine korrekte Bewertung der Versuchsergebnisse nicht aus. Nachfolgend wird beispielhaft für den blindgehärteten Werkstoffzustand eine entsprechende Diskussion der erhaltenen Versuchsergebnisse vorgenommen. In Bild 8a sind die Härte, Rauhtiefe und Biegewechselfestigkeit als Funktion der Abwurfgeschwindigkeit für Strahlbehandlungen aufgezeichnet, die mit dem Strahlmittel S 230 mit 0,6 mm mittlerem Strahlkorndurchmesser erfolgten. Bild 8b enthält die zugehörigen Tiefenverläufe der Eigenspannungen.

Offensichtlich können die anfänglichen Wechselfestigkeitssteigerungen gegenüber dem ungestrahlten Zustand (385 HV) der Härtezunahme und den erzeugten Druckeigenspannungen zugeschrieben werden. Bei konstant bleibender Randhärte und weiter ansteigendem maximalen Eigenspannungsbetrag muß dann der bei  $v_{ab} = 81$  m/s beobachtete relative Abfall der Biegewechselfestigkeit auf die Wirkung der Rauhtiefe zurückgeführt werden. Bei gleicher Härte reicht die Zunahme des maximalen Druckeigenspannungsbetrages gegenüber  $v_{ab} = 53$  m/s nicht aus, um den wechselfestigkeitsmindernden Einfluß des Rauhtiefenanstieges zu kompensieren. Bei  $v_{ab} = 92$  m/s treten strahlbedingte Risse in den oberflächennahen Schichten auf, so daß das weitere Absinken

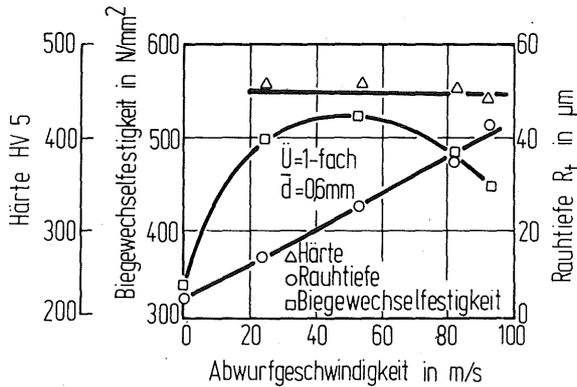


Bild 8a. Einfluß der Abwurfgeschwindigkeit auf Härte, Rauhtiefe und Biegewechselfestigkeit des blindgehärteten Zustandes

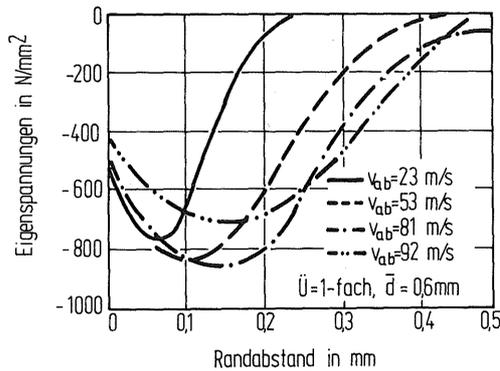


Bild 8b. Einfluß der Abwurfgeschwindigkeit auf die oberflächennahen Eigenspannungstiefenverteilungen des blindgehärteten Zustandes

der Biegewechselfestigkeit verständlich ist.

In Bild 9 sind - zusätzlich zu den in Bild 8a angegebenen Werten - die Biegewechselfestigkeitsverteilungen eingezeichnet, die mit dem gleichen Strahlkorndurchmesser bei  $v_{ab} = 81$  m/s und mehrfacher Überdeckung erreicht wurden. Ferner sind die Biegewechselfestigkeitsverteilungen vermerkt, die sich bei mittleren Strahlkorndurchmessern von 0,3 und 0,6 mm für verschiedene Abwurfgeschwindigkeiten ergaben. Wie man sieht, läßt sich bei Verwendung des kleineren Strahlkorndurchmessers bis zu  $v_{ab} = 81$  m/s ein Überstrahleffekt vermeiden, weil keine oberflächennahe Risse entstehen. Die erzielte Wechselfestigkeitssteigerung beträgt dann 67 %. Der Wechselfestigkeitsgewinn bis zu 88 %, der sich gemäß Bild 9 mit dem größeren Strahlkorndurchmesser bei mehrfacher Überdeckung ergibt, ist auf ein weiteres Anwachsen der maximalen Druckeigenspannungsbeträge bei gleichzeitig praktisch konstant bleibender Rauhtiefe zurückzuführen.

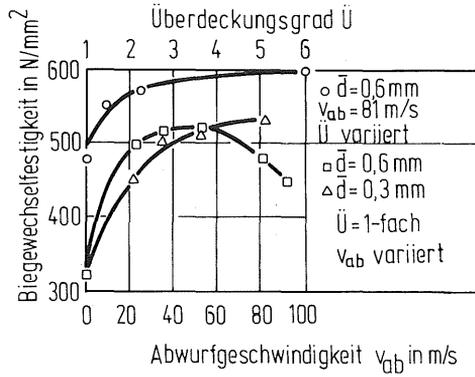


Bild 9. Biegewechselfestigkeit des blindgehärteten Zustandes in Abhängigkeit der Abwurfgeschwindigkeit, der Strahlmittelkorngröße und der Überdeckung

#### LITERATUR

- [1] Evans, W. P., Ricklefs, R. E. und Millian, G. T. (1965). Meeting of the Metallurgical Society of American Institute of Mechanical Engineers, Chicago.
- [2] Strigens, P. (1971). Dr.-Ing. Dissertaion Technische Hochschule Darmstadt.
- [3] Brodrick, R. F. (1965). ASTIA Doc. Nr. AD 130 734.
- [4] Lepand, H. (1965). Dr.-Ing. Dissertation Technische Hochschule Clausthal.
- [5] Mattson, R. L. (1956). Proceedings of the international conference of fatigue of metals. London, 593-603.
- [6] Maennig, W.-W. (1970). Mater.-Prüfung 12, 124-131.
- [7] Macherauch, E. und Wohlfahrt, H. (1972). Härtereitechn. Mitt. 27, 230-232.
- [8] Schreiber, R. (1976). Dr.-Ing. Dissertation Universität Karlsruhe (TH).