

ISBN 3-88 314-530-0

Forschungsbericht 121

Bundesanstalt für
Materialprüfung (BAM)
Berlin

Versagenskriterien von Stahlgleitpaarungen unter Mischreibungsbedingungen: Einflüsse von Stahlzusammensetzung und Wärmebehandlung

von Dr.-Ing. Paul Feinle
Prof. Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig

Juni 1986

75 Seiten, 63 Bilder, 25 Tabellen

Herausgegeben von der
Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM)
Unter den Eichen 87, 1000 Berlin 45
Telefon (030) 8104-1 Telex 183 261 bamb d Telefax (030) 8 112 029

Copyright © 1986 by Wirtschaftsverlag NW
Verlag für neue Wissenschaft GmbH, Bremerhaven

Verlag und Vertrieb:
Wirtschaftsverlag NW
Verlag für neue Wissenschaft GmbH
Postfach 10 11 10, 2850 Bremerhaven 1
Telefon (0471) 46093-95

Zusammenfassung

Werden ölgeschmierte Gleit- oder Wälzpaarungen überhöhten Beanspruchungen ausgesetzt, so können trennende Schmierfilme durchbrochen werden, wodurch die Reibungszahl sprunghaft ansteigt. Dies kann ein spontanes Versagen von tribotechnischen Systemen zur Folge haben.

Dieses durch adhäsive Wechselwirkungen der Kontaktpartner bedingte Versagen wurde auf einer Amsler-Verschleißprüfmaschine mit einem Zwei-Scheiben-Prüfsystem unter Misch- bzw. Grenzreibung für Gleitbeanspruchungen untersucht, indem die Belastung stufenweise erhöht wurde, bis ein Anstieg der Reibungszahl oder Reibungszahlspitzen auftraten.

Die Gleitpartner bestanden aus unterschiedlich wärmebehandelten Einsatzstählen, Vergütungsstählen, Werkzeugstählen und korrosionsbeständigen Stählen mit unterschiedlichen Gehalten von Kohlenstoff sowie der Legierungselemente Chrom, Nickel, Molybdän, Mangan, Wolfram u. a.

Die Ergebnisse lassen einen deutlichen Einfluß der Stahlzusammensetzung und des Gefügestandes auf die Höhe der Versagenslast erkennen, während die Härte der Stähle von untergeordneter Bedeutung ist.

Summary

If oil lubricated sliding or rolling couples are overloaded, separating oil films can be broken through, so that the friction coefficient is increased. Thereby tribotechnical systems can fail instantaneously.

This type of failure caused by adhesive interactions of the mating elements was studied by means of an Amsler wear test machine with a two disc system under mixed or boundary lubrication. The load was increased in steps until the friction coefficient increased or frictional peaks occurred.

This discs were made of cementation steels, heat treatable steels, tool steels or stainless steels with different contents of carbon and of the alloying elements chromium, nickel, molybdenum, manganese, tungsten and others.

The results reveal a strong influence of the steel composition and of the microstructure on the failure load while the hardness of the steels is of minor importance.

Stahlgleitpaarungen — Einsatzstähle — Vergütungsstähle — Werkzeugstähle — korrosionsbeständige Stähle — Mischreibung — Grenzreibung — adhäsives Versagen — Fressen — Reaktionsschichtbildung

Inhaltsverzeichnis	Seite
1. Einleitung	1
2. Literaturübersicht	1
3. Untersuchte Stähle	6
4. Wärmebehandlungen, Gefüge und Härte	7
4.1 Einsatzstähle	7
4.2 Vergütungsstähle	8
4.3 Werkzeugstähle	9
4.4 Rost- und säurebeständige Stähle	11
5. Bedingungen der Versagensuntersuchungen	12
6. Ergebnisse	15
6.1 Einsatzstähle	15
6.2 Vergütungsstähle	22
6.3 Werkzeugstähle	27
6.4 Rost- und säurebeständige Stähle	38
7. Diskussion	39
8. Folgerungen	48
Literatur	49
Anhang	53

Dank

Die Versagensuntersuchungen wurden von Herrn Dipl.-Ing. J. Schwenzien durchgeführt und ausgewertet. Die metallographischen Untersuchungen besorgten Frau S. Binkowski und Frau R. Pahl. Die Auger-Analysen und die Beobachtungen im Raster-Elektronen-Mikroskop wurden im Laboratorium 5.32 „Mikroanalyse von Oberflächen“ von Frau B. Strauß und Herrn Ing. (grad.) D. Schmidt gemacht. Die chemische Zusammensetzung der Stähle bestimmten in der Fachgruppe 1.4 „Anorganisch-chemische Untersuchungen“ Herr H. Prudlik und Frau K. Bose. Die röntgenographische Restaustenitbestimmung führte im Laboratorium 1.12 Herr H. Walter durch.

Allen Mitarbeitern sei herzlich gedankt.

Unser besonderer Dank gilt der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die finanzielle Förderung der Arbeiten.

1. Einleitung

Das adhäsive Versagen (technisch: "Fressen") von metallischen Gleit- oder Wälzpaarungen ist in der Praxis wegen des spontanen Ausfalles von Maschinen sehr gefürchtet. Es kann auftreten, wenn infolge zu hoher Beanspruchungen von Gleit- oder Wälzpaarungen trennende hydrodynamische oder elastohydrodynamische Schmierfilme und die auf den Kontaktpartnern befindlichen Adsorptions- und Reaktionsschichten durchbrochen werden, so daß sich die "inneren Grenzschichten" der Kontaktpartner berühren. Der Widerstand gegenüber dem adhäsiv bedingten Fressen hängt dann entscheidend von den Eigenschaften der eingesetzten Werkstoffe bzw. Werkstoffpaarungen ab. Mit dieser Arbeit soll geklärt werden, wie der Widerstand von Stahl-Paarungen gegenüber adhäsivem Versagen durch gezielte Veränderungen der Eigenschaften der Stähle beeinflußt werden kann.

Dabei ist der chemischen Zusammensetzung und der Wärmebehandlung der Stähle mit ihrer Auswirkung auf Gefüge und Härte besondere Aufmerksamkeit zu schenken.

2. Literaturübersicht

In vorangehenden Forschungsarbeiten wurde überwiegend mit dem Vier-Kugel-System mit Kugeln aus Stahl 100Cr6H untersucht, welchen Einfluß verschiedene Größen des Beanspruchungskollektivs, vor allem Gleitgeschwindigkeit und Öltemperatur, auf die Versagenslast haben, die durch einen sprunghaften Anstieg der Reibungszahl gekennzeichnet ist.

Bei niedrigen Geschwindigkeiten und niedrigen Öltemperaturen beruht das Versagen auf einem lokalen Durchbrechen des elastohydrodynamischen Ölfilms im Bereich der höchsten Pressung bzw. geringsten Schmierfilmdicke.

Mit zunehmender Öltemperatur und Gleitgeschwindigkeit nimmt die Versagenslast ab; das Versagen wird nun durch thermische Desorption des Schmierfilms verursacht /1...4/.

Ferner wurde der Einfluß der Kontaktgeometrie, der Oberflächenrauheit und der Schmierstoffeigenschaften untersucht

/5...7/. Die Versagenslast nimmt mit abnehmender Konformität -Kugel/Kugel, Kugel/Zylindermantel, Kugel/Zylinderfläche- zu; sie steigt ferner mit abnehmender Rauhtiefe an, bis ein Maximum durchschritten wird. Von den Schmierstoffeigenschaften wirken sich erwartungsgemäß steigende Viskosität und im Schmierstoff enthaltene chemisch reaktive Additive positiv aus.

Insgesamt gesehen kann das adhäsive Versagen als ein in mehreren Stufen ablaufender Prozeß angesehen werden.

Damit adhäsives Versagen auftritt, müssen im wesentlichen drei Bedingungen erfüllt sein.

- I. Durchbrechen des trennenden Schmierfilms
- II. Durchbrechen der äußeren Adsorptions- und Reaktionsschichten
- III. Entstehen von adhäsiven Bindungen zwischen den Kontaktpartnern

Die Bildung von Reaktionsschichten und die Bildung von adhäsiven Bindungen hängen entscheidend von den Eigenschaften der kontaktierenden Werkstoffe ab. -

Zum Einfluß von Werkstoffeigenschaften auf das adhäsive Versagen oder den adhäsiven Verschleiß liegen eine Reihe von teils widersprüchlichen Arbeiten vor.

Matveevsky, Sinaisky und Buyanovsky /8/ berichten, daß die kritische Versagenstemperatur von Stahl-Paarungen bei Mischreibung durch die Legierungselemente Wolfram und Chrom angehoben wird, während Nickel keinen Einfluß hat.

Diese Beobachtung steht im Gegensatz zu den Ergebnissen anderer Autoren. So teilen Diergarten, Stöcker und Werner /9/ mit, daß die VKA-Werte (Verschweißgrenzen) verschiedener Kugellagerstähle mit zunehmendem Chromgehalt abnehmen, wenn als Schmierstoff ein Hypoidöl mit EP-Zusätzen verwendet wird. Kloos /10/ kam zu ähnlichen Ergebnissen, die dadurch erklärt werden können, daß mit zunehmendem Chromgehalt die Fähigkeit der Stähle zur Bildung von schützenden Reaktionsschichten abnimmt.

Begelinger, de Gee und Salomon /11/ untersuchten das Versagen unterschiedlich legierter Stähle mit dem Stift-Scheibe-

System unter Schmierung. Bei niedrigen Gleitgeschwindigkeiten beobachteten sie zwei Versagenskriterien in Abhängigkeit von der Belastung: Zunächst erfolgte ein Übergang von partieller EHD zur Grenzreibung mit Reibungszahlen $0,2 \leq f \leq 0,4$ und bei höherer Belastung ein Übergang von der Grenzreibung zum Fressen mit Reibungszahlen $0,3 \leq f \leq 0,5$. Bei hohen Gleitgeschwindigkeiten fand ein unmittelbarer Übergang von partieller EHD zum Fressen statt.

Die Untersuchungen zeigten, daß bei einer Gleitgeschwindigkeit von $v = 0,5$ m/s die Versagenslast von Stahl-Gleitpaarungen beim Übergang vom Grenzreibungsbereich in den des Fressens mit steigendem Chromgehalt abfällt.

Begelinger, de Gee und Salomon /11/ untersuchten ferner den Einfluß unterschiedlicher Wärmebehandlungen auf das adhäsive Versagen. Dazu stellten sie durch spezielle Wärmebehandlungen für drei Chromstähle mit 1,5 %, 5,6 % und 12 % Chrom etwa gleiche Restaustenitgehalte ein. Die Untersuchungen ergaben, daß mit steigendem Restaustenitgehalt die Versagenslast, d. h. der Übergangsbereich zwischen Grenzreibung und Fressen nur geringfügig abfällt.

Demgegenüber beobachteten Niemann und Lechner /12/ bei Freß-Grenzlast-Untersuchungen von Stirnradpaarungen aus einsatzgehärteten Stählen eine starke negative Wirkung des Restaustenitgehaltes. Die Stahl-Legierungselemente sollen dabei nur sekundär eine Rolle spielen. Die Elemente Nickel, Mangan, Kohlenstoff und Stickstoff, welche die Austenit- bzw. Restaustenitbildung fördern, sollen das adhäsiv bedingte Versagen begünstigen, während die Elemente Chrom, Wolfram, Molybdän, Vanadium oder Silizium, welche das Austenitgebiet einschnüren, das Versagen zu höheren Beanspruchungen hin verschieben sollen.

Austenit besitzt bekanntlich ein kubisch-flächenzentriertes Gitter. Die Beobachtung, daß Werkstoffe mit kubisch-flächenzentrierter Struktur verstärkt zur Adhäsion neigen, wurde auch an anderen Stellen unter verschiedenen Bedingungen gemacht und theoretisch begründet /13...20/. Der Restaustenit ist allerdings anders als stabiler Austenit zu beurteilen, da er durch plastische Verformungen, wie sie auch bei tribologischen Beanspruchungen auftreten können, in Martensit umgewandelt werden kann.

Boas und Rosen /21/ untersuchten das adhäsiv bedingte Versagen von Stählen mit unterschiedlichen Legierungszusammensetzungen, die sie durch entsprechende Wärmebehandlungen auf die gleiche Härte von 40 HRC brachten. Es zeigte sich, daß die Versagenslast unabhängig von der chemischen Zusammensetzung, von der Streckgrenze und von der Zugfestigkeit ist. Die Versagenslast nimmt mit steigendem Verfestigungsexponenten und mit zunehmendem Gehalt von Carbiden zu.

Zum Einfluß des Gefüges von Stählen auf das adhäsive Versagen und den adhäsiven Verschleiß wurden umfangreiche Untersuchungen mit der Amsler-Verschleißprüfmaschine von Gregory /22/ vorgelegt.

Danach nimmt bei normalisierten Stählen der adhäsive Verschleiß mit steigendem Kohlenstoffgehalt und somit auch mit steigender Härte ab. Die Abnahme des adhäsiven Verschleißes wird dabei jedoch mehr auf die abnehmenden Ferritanteile und die zunehmenden Anteile von Perlit bzw. lamellarem Zementit zurückgeführt und weniger auf die zunehmende Härte (0,15 % C: 160 HV; 0,45 % C: 209 HV; 0,9 % C: 270 HV). Durch ein Weichglühen wird der Zementit eingeformt, so daß er in körniger Form vorliegt. Ein solches Gefüge unterliegt bei einem Stahl mit 0,9 % C einem wesentlich höheren adhäsiven Verschleiß als ein Gefüge mit hohem Perlitanteil. Erzeugt man durch Härten dieses Stahles ein Gefüge, das überwiegend aus Martensit besteht, so ist der adhäsive Verschleiß zwar niedriger, als wenn der Stahl ein Weichglühgefüge hat, es wird aber keineswegs der niedrige Verschleiß des normalisierten Stahles mit hohem Perlitanteil erreicht. Daraus ist ableitbar, daß der Gefügeeinfluß größer ist als der Härteeinfluß.

Ähnliche Beobachtungen wurden auch von Czichos und Habig bei im Vakuum mit dem Stift-Scheibe-System durchgeführten Untersuchungen mit unterschiedlich wärmebehandeltem C 60 gemacht /23/.

Swann /24/ untersuchte das Versagensverhalten des Stahles C 45 im normalisierten (190 - 210 HV) und gehärteten (540 - 560 HV) Zustand auf einem Stift-Scheibe-Prüfgerät unter Grenzreibungsbedingungen. Er stellte je nach Durchmesser des Stiftes einen unterschiedlichen Zusammenhang

zwischen Härte und Versagenslast fest.

Während bei Stiften mit 2 mm Durchmesser im normalisierten Zustand das adhäsive Versagen bei Lasten zwischen 1100 und 1600 N eintrat, war dies im gehärteten Zustand zwischen 900 und 1600 N der Fall. Bei Stiften mit 6,35 mm Durchmesser konnte im normalisierten Zustand adhäsives Versagen bei 1420 N festgestellt werden, bei gehärteten Proben trat adhäsives Versagen dagegen bis 1800 N nicht ein, so daß die Versagenslast oberhalb dieser Belastung anzusetzen ist.

Entsprechend diesen bei Raumtemperatur gewonnenen Ergebnissen war bei höheren Temperaturen (200°C) mit normalisierten Stiften (ϕ 6,35 mm) kein Versagen bis zur Endlast der Apparatur bei 2020 N festzustellen.

Swann nimmt an, daß die höhere Flächenpressung und eine damit verbundene höhere Oberflächentemperatur bei 2 mm-Stiften im Vergleich zu 6,35 mm-Stiften zu einer Verringerung der Versagenslast führen muß.

Dies konnte aber nur bei gehärteten Proben beobachtet werden, während bei normalisierten Proben keine meßbaren Unterschiede festzustellen waren.

Swann macht dafür eine Oxidation der Verschleißspuren vor dem Versagen verantwortlich. Diese wird durch die höhere Oberflächentemperatur begünstigt, die durch die stärkere Beanspruchung der dünneren Stifte erzeugt wird. Die entstehenden oxidischen Verschleißpartikel sollen demnach wie ein EP-Additiv wirken und so die Oberfläche schützen.

Bei höheren Temperaturen konnte kein Versagen festgestellt werden. Auch dieser Effekt soll auf die beobachtete Oxidation zurückzuführen sein. -

Zum Einfluß der Härte auf das adhäsive Versagen liegen ebenfalls eine Reihe von Ergebnissen vor.

Versagensuntersuchungen von Matveevsky, Sinaisky und Buyanovsky /8/ an Stählen ließen keinen Zusammenhang zwischen dem Versagen und der Werkstoffhärte erkennen. Niemann und Lechner /12/ teilen mit, daß in Stirnradgetrieben die Flankenhärte - untersucht wurde ein Bereich zwischen 270 und 750 HV 10 - keinen Einfluß auf die Versagenslast hat.

Auch Habig /25/ stellte fest, daß kein Zusammenhang zwischen dem Verschleißmechanismus der Adhäsion und der Härte besteht.

Insgesamt gesehen kann also aus der Literatur kein einheitliches Bild über die Wirkung von Stahllegierungselementen, unterschiedlichen Gefügeständen und der Härte auf das adhäsive Versagen gewonnen werden, so daß eine umfassende Untersuchung dieser werkstoffbedingten Einflüsse notwendig erschien.

3. Untersuchte Stähle

Die Versagensuntersuchungen wurden an einer großen Anzahl handelsüblicher Stähle mit unterschiedlichen Gehalten verschiedener Legierungselemente durchgeführt. Die Stähle lassen sich in folgende Gruppen unterteilen:

I. Einsatzstähle

9S20, C15, Ck22, 15Cr3, RAE1H,
16MnCr5, 16MnCrS5, 20MnCr5, 20MnCrS5,
15CrNi6, 17CrNiMo6, 14NiCr14, 14NiCr18

II. Vergütungsstähle

Ck22, Ck35, Ck45, C45, Ck53, C60,
28Cr4, 34Cr4, 41Cr4
(16CrMo4), 25CrMo4, 34CrMo4, 42CrMo4, 50CrMo4,
50CrV4, 30CrNiMo8, 34CrNiMo6
(15Mo3, 21CrMoV57, 51CrMoV4)

III. Werkzeugstähle

X32CrMoV33, X38CrMoV51, 45NiCr6, X45NiCrMo4,
45WCrV7, 50NiCr13, 56NiCrMoV7, 60WCrV7,
70Si7, 90CrSi5, 90MnCrV8, 100MnCrW4, 90Cr3,
95V4, 100Cr6, 100V1, 145Cr6, 145V33,
X210Cr12, X210CrW12, S6-5-2

IV. Rost- und säurebeständige Stähle

X20Cr13, X40Cr13, X22CrNi17,
X10CrNiTi189, X10CrNiMoTi1810, X10CrNiNb1810
X15CrNiSi2520

Einige Stähle wurden aufgrund ihrer chemischen Zusammensetzung den oben genannten Gruppen zugeordnet, obwohl sie sonst in anderen Gruppen aufgeführt werden.

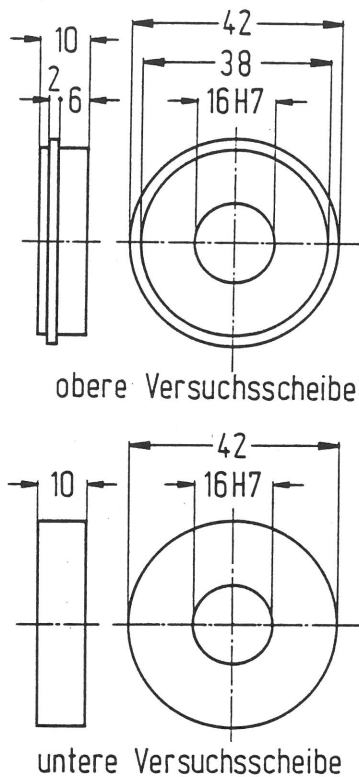


Bild 3.1
Abmessungen der Probekörper

Jeder Stahl wurde chemisch analysiert; die Ergebnisse sind in den Tabellen A 0 des Anhangs enthalten. Bis auf wenige Ausnahmen liegen die Analyseergebnisse in den Bereichen der nach DIN geforderten Zusammensetzungen.

Aus den Stählen wurden Probekörper gefertigt, deren Abmessungen in Bild 3.1 wiedergegeben sind.

4. Wärmebehandlungen, Gefüge und Härte

Die aus den unterschiedlichen Stählen gefertigten Probekörper wurden zunächst im Ausgangszustand untersucht. Die meisten Stähle lagen im normalisierten oder weichgeglühten Zustand vor.

4.1 Einsatzstähle

Die Einsatzstähle, die vor dem Aufkohlen einen niedrigen Kohlenstoffgehalt besitzen, hatten größtenteils folgenden Ausgangszustand (Tabelle A1):

- o Wärmebehandlung: normalisiert
- o Gefüge: Ferrit, Perlit (Bilder A1a, A2a
d. Anhangs)
- o Härte: 140...215 HV10

Die chrom-nickelhaltigen Einsatzstähle wiesen abweichende Gefüge (Bilder A3 bis A6) und Härtewerte (Tabelle A1) auf.

Die Einsatzstähle wurden in Endogas mit einem C-Pegel von 0,8...0,9 % aufgekühlt. Für die gewünschte Einhärtungstiefe von 1,5 mm war bei 920°C eine Aufkohlungszeit von annähernd 15 h erforderlich. Die Stähle 20MnCr5 und RAE1H wurden nur 3,5 Stunden lang aufgekühlt, wodurch sich eine geringere Einhärtungstiefe von 0,5 mm ergab (Bild A7).

Zum Härten wurden die Stähle bei 820°C austenitisiert und im Wasser oder Warmbad abgeschreckt. Anschließend erfolgte ein einstündiges Anlassen bei 240 oder 260°C. Die einsetzgehärteten Stähle können zusammenfassend durch folgende Angaben charakterisiert werden (Tabelle A 2):

- o Wärmebehandlung: einsetzgehärtet
- o Randkohlenstoffgehalt: 0,67...0,91 %
- o Gefüge: Martensit, Restaustenit
(Bilder A1b, A2b)
- o Härte: 610...810 HV0,2

Die Härteverlaufskurven sind in Bild A7 wiedergegeben. Der abweichende Kurvenverlauf des Stahles Ck22 ist auf eine nicht optimal erfolgte Wärmebehandlung zurückzuführen. Die zusätzlich ermittelten Restaustenitgehalte, die röntgenographisch bestimmt wurden, lagen zwischen 16 und 50 % (Tabelle A 2).

4.2 Vergütungsstähle

Die Vergütungsstähle wurden im Ausgangszustand sowie im gehärteten und bei verschiedenen Temperaturen angelassenen Zustand untersucht. Der Anlieferungszustand läßt sich bei den meisten Stählen folgendermaßen beschreiben (Tabelle A 3).

- o Wärmebehandlung: normalisiert
- o Gefüge: Ferrit, Perlit (Bilder A8a, A9a)
- o Härte: 130...250 HV10

Die Stähle 34CrNiMo6 und 50CrV4 hatten ein Gefüge aus Ferrit und eingeformtem Zementit mit Härtewerten von 220 und 260 HV10.

Bei den Stählen 34CrMo4, 42CrMo4, 50CrMo4, 30CrNiMo8, 21CrMoV57 und 51CrMoV4 lag teilweise bis überwiegend Zwischenstufe bzw. Martensit vor (Tabelle A 3, Bilder A10a - A12a, A14a, A16a und A17a).

Die Vergütungsstähle wurden bei Temperaturen von 820°C bis 900°C 15 bzw. 20 min austenitisiert und in Wasser, Öl oder im Warmbad abgeschreckt. Anschließend wurden die Stähle bei Temperaturen von 180°C und 550°C 1 h angelassen mit einer Abkühlung im Warmbad. Durch diese Wärmebehandlungen wurden folgende Zustände eingestellt:

Anlaßtemperatur: 180°C

- o Gefüge: Martensit, Restaustenit (Tabelle A 4, Bilder A8b...A17b)
- o Härte: 330...720 HV10

Anlaßtemperatur: 550°C

- o Gefüge: Anlaßgefüge (Tabelle A 5, Bilder A8c... A17c)
- o Härte: 250...430 HV10

Durch das Anlassen bei Temperaturen zwischen 100 und 200°C zerfällt der an Kohlenstoff übersättigte tetragonale Martensit in ein instabiles ϵ -Carbid ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$) und einen kohlenstoffärmeren Martensit, der nicht mehr tetragonal verzerrt ist und auch als kubischer Martensit bezeichnet wird. Der Restaustenit soll sich unter 200°C noch nicht umwandeln.

Mit zunehmender Anlaßtemperatur zerfällt auch der Restaustenit in kubischen Martensit und ϵ -Carbid, das weiter in Fe_3C übergeht. Der kubische Martensit verarmt an Kohlenstoff, bis er die Zusammensetzung des Ferrits erreicht.

4.3 Werkzeugstähle

Die Werkzeugstähle wurden überwiegend im weichgeglühten Zustand angeliefert, so daß sie folgendermaßen charakterisiert werden können:

- o Wärmebehandlung: weichgeglüht
- o Gefüge: Ferrit, körnige Carbide, Sondercarbide (Tabelle A 6, Bilder A18a, A20a, A21a, A24a - A26a)
- o Härte: 160...270 HV10

Die Stähle 45NiCr6, 70Si7 und 90MnCrV8 (Bilder A19a, A22a, A23a) lagen im normalisierten Zustand mit Perlit als Hauptgefügebestandteil und Härtewerten zwischen 210 und 250 HV vor. Bei den Stählen X38CrMoV51 und X45NiCrMo4 ist die Wärmebehandlung nicht eindeutig aus den Gefügebildern ableitbar.

Mit Ausnahme des Schnellarbeitsstahles und der beiden Cr-Mo-V-Stähle wurden die Werkzeugstähle nach einer Haltedauer von 10 bis 20 min zwischen 800°C und 960°C in Wasser, Öl oder im Warmbad abgeschreckt. Diese Stähle wurden anschließend zwischen 170°C und 200°C 60 bzw. 90 min angelassen und im Warmbad abgekühlt. Die gleichen Proben wurden nach den ersten Versagensuntersuchungen für eine zweite Versuchsreihe zusätzlich bei 250°C 120 min in Umluft ein weiteres Mal angelassen. Einige Stähle erhielten im Anschluß an den Härungsprozeß eine Anlaßbehandlung von 60 min bei 550°C bzw. 450°C.

Der Schnellarbeitsstahl wurde bei 1190°C 2,5 Stunden austenitisiert und dann zunächst im Warmbad bei 560°C 90 min und anschließend nochmals bei 580°C 90 min angelassen. Eine ähnliche Wärmebehandlung erfuhren die beiden Stähle X32CrMoV33 und X38CrMoV51, jedoch mit etwas anderen Temperaturen und Haltezeiten. Die genauen Wärmebehandlungsdaten für alle Werkzeugstähle sind aus den Tabellen A 7 - 9 des Anhangs zu entnehmen.

Durch die verschiedenen Wärmebehandlungen wurden folgende Zustände erreicht:

- Anlaßtemperatur: 170...200°C (Tabelle A 7)
- Gefüge: Martensit, Restaustenit, Carbide (Bilder A19b - A23b, A25b, A26b)
- Härte: 590...870 HV10

- Anlaßtemperatur: 250°C (Tabelle A 8)
- Gefüge: Martensit, Carbide (Bilder A19c, A21c, A23c, A25c, A26c)
- Härte: 550...750 HV10

- Anlaßtemperatur: 450...550°C (Tabelle A 9)
- Gefüge: Anlaßgefüge, Carbide (Bilder A19d, A21d, A23d, A26d)
- Härte: 360...530 HV10

Der Schnellarbeitsstahl und die beiden Cr-Mo-V-Stähle, die einer speziellen Wärmebehandlung unterzogen wurden (Tabelle A 9), lassen sich folgendermaßen charakterisieren:

S6-5-2

Anlaßtemperatur: 560/580°C

- o Gefüge: Anlaßgefüge, globulare Carbide
(Bild A24b)
- o Härte: 830 HV10

X32CrMoV33, X38CrMoV51

Anlaßtemperatur: 560/580°C

- o Gefüge: Anlaßgefüge (Bild A18b)
- o Härte: 570...580 HV10

Der Stahl 100Cr6 wurde in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen untersucht; leider wurden die genauen Wärmebehandlungsdaten nicht mitgeteilt, so daß aus den Härtewerten und Gefügezuständen die Wärmebehandlungsbedingungen abgeschätzt wurden (Tabelle A 10, Bilder A27).

4.4 Rost- und säurebeständige Stähle

Die rost- und säurebeständigen Stähle können in zwei Gruppen eingeteilt werden:

ferritische bzw. martensitische
Stähle mit hohen Chrom- und
niedrigen Nickelgehalten

austenitische Chrom-Nickel-
Stähle mit hohen Chrom- und
Nickelgehalten

Nur die zur ersten Gruppe gehörenden Stähle sind härtbar. Sie lagen im Ausgangszustand mit unterschiedlichen Gefügen (Bilder A28a, A29a) mit Härtewerten zwischen 200 und 300 HV vor (Tabelle A 11). Durch Härten und Anlassen bei 180°C entstand ein martensitisches Grundgefüge (Tabelle A 12, Bilder A28b, A29b) mit Härtewerten zwischen 340 und 610 HV10. Das Anlassen bei 550°C bewirkte eine Abnahme der Härtewerte auf 290...380 HV10 (Tabelle A 13, Bilder A28c, A29c).

Die Chrom-Nickel-Stähle mit höheren Nickelgehalten sind austenitisch, sie wurden nur im Ausgangszustand untersucht; teilweise enthielten die Gefüge zusätzlich δ -Ferrit oder Carbidausscheidungen (Tabelle A 11, Bilder A30, A31). Die Härte­werte der austenitischen Stähle lagen zwischen 160 und 170 HV10.

5. Bedingungen der Versagensuntersuchungen

Die in vorangehenden Forschungsarbeiten /1...7/ gewonnenen Ergebnisse wurden überwiegend mit dem Vier-Kugel-System erzielt, bei dem eine rotierende Kugel unter Schmier­ung gegen drei feststehende Kugeln gedrückt wird. Die Kugeln bestanden meistens aus gehärtetem Wälzlagerstahl 100Cr6; ihre Oberflächen waren poliert, so daß ihre maximale Rauhtiefe $R_t \leq 0,1 \mu\text{m}$ war.

Da kugelförmige Probekörper nur aus einer sehr begrenzten Anzahl von Stählen zu bekommen waren, mußte das Prüfsystem geändert werden. Bei der Wahl eines anderen Prüfsystems sollte gewährleistet werden, daß vor allem der Einfluß von Reaktionsschichten und der Stahleigenschaften auf das adhäsive Versagen untersucht werden konnte, während die Bildung und Zerstörung von elastohydrodynamischen Schmierfilmen hier nicht im Mittelpunkt des Interesses stand.

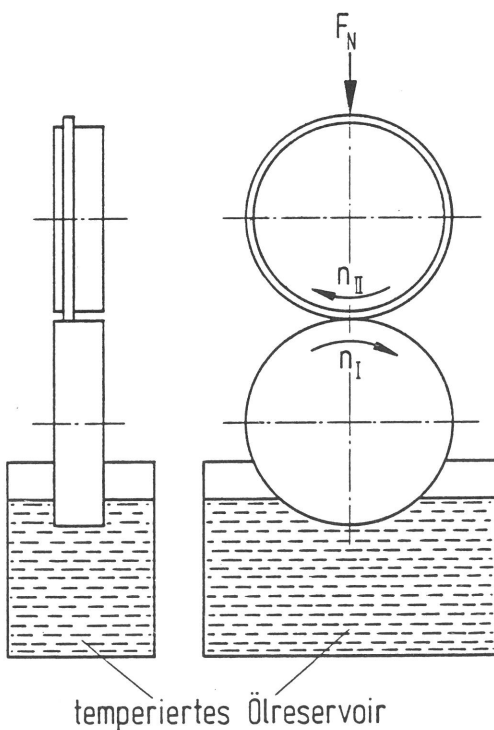


Bild 5.1
Prüfsystem für die Versagensuntersuchungen

Diese Überlegungen führten zum Einsatz einer Amsler-Verschleißprüfmaschine, bei der die Mantelflächen von zwei zylindrischen, sich gleichsinnig drehenden Scheiben mit einer definierten Normalkraft gegeneinander gedrückt werden, so daß Gleitreibung vorherrscht (Bild 5.1). Die obere Scheibe ist mit einem Bund versehen, wodurch die Berührung der Mantelflächen auf voller Breite gewährleistet werden soll. Die untere Scheibe taucht in ein Öl-Reservoirgefäß ein, so daß bei der Rotation die gesamte Gleitfläche mit einem Ölfilm bedeckt wird. Wegen der bewußt ungünstig gewählten Schmierungsverhältnisse bildet sich kein elastohydrodynamischer Schmierfilm aus. Unter diesen "Grenzreibungsbedingungen" müssen nur noch die Adsorptions- und Reaktionsschichten durchbrochen werden, bis es zum unmittelbar metallischen Kontakt der Gleitpartner kommt, so daß die Adhäsionsneigung der Stähle bzw. Stahlpaarungen für das Versagen verantwortlich ist. Beide Scheiben wurden durchweg aus den gleichen Stählen mit gleichen Wärmebehandlungen gefertigt.

Der besondere Vorteil dieses Prüfsystems liegt darin, daß sich die Abmessungen der Probekörper und die Größe der Kontaktfläche durch Verschleiß kaum verändern und somit die wirkenden Hertz-schen Pressungen relativ genau abgeschätzt werden können.

Die Pressung wurde durch stufenweise Erhöhung der Normalkraft solange erhöht, bis ein Anstieg der Reibungszahl auftrat. Die Versuchsbedingungen können folgendermaßen gekennzeichnet werden:

I. Struktur des Prüfsystems

- Amsler-Verschleißprüfmaschine
Zwei-Scheiben-System (Bild 5.1)
- Grundkörper: untere Scheibe I aus unterschiedlichen Stählen (siehe Tabelle A0)
 $R_z = 2 \dots 5 \mu\text{m}$
 $R_a = 0,3 \dots 0,8 \mu\text{m}$
Eingriffsverhältnis:
 $\epsilon < 1 \%$
- Gegenkörper: obere Scheibe II aus unterschiedlichen Stählen (siehe Tabelle A0)
 $R_z = 2 \dots 5 \mu\text{m}$
 $R_a = 0,3 \dots 0,8 \mu\text{m}$
Eingriffsverhältnis:
 $\epsilon < 1 \%$

- Zwischenstoff: Öl SAE 10
 $\eta = 60,6 \text{ mPas}$ bei 20°C
- Umgebungsmedium: Laborluft
- Reibungszustand: Grenzreibung
 $(h_{\min} = 0,015 \text{ } \mu\text{m}$ bei $F_N = 20 \text{ N}$,
Tabelle A 14)

II. Beanspruchungskollektiv

- Bewegungsart: gleiten
- Bewegungsablauf: kontinuierlich
- Normalkraft F_N : 20N...200N
in 10N-Schritten
200N...2000N
in 25N-Schritten
- Hertzsche Pressung p_O : 187...1869 N/mm²
(Tabelle A 15)
- Drehzahl n : $n_I = 119 \text{ min}^{-1}$
 $n_{II} = 108 \text{ min}^{-1}$
- Gleitgeschwindigkeit v_g : $v_I + v_{II} = 0,5 \text{ m/s}$
- Hydrodynamisch
wirksame Geschwindigkeit v_{HD} : $v_I - v_{II} = 0,02 \text{ m/s}$
- Temperatur $T_{\text{Öl}}$: 23°C
- Beanspruchungsdauer t_B : 15 s pro Laststufe
- Stillstandszeiten t_{St} : 45 s zwischen zwei
Laststufen

III. Tribologische Kenngrößen

- Reibungszahl f
- Verschleißerscheinungsformen

Unter den gegebenen Bedingungen lag die Dicke des elasto-hydrodynamischen Schmierfilms bei $0,015 \text{ } \mu\text{m}$ (Tabelle A 14). Mit den Rauheitswerten $R_a = 0,3 \text{ } \mu\text{m}$ läßt sich das Verhältnis λ abschätzen:

$$\begin{aligned} \lambda &= \frac{h_{\min}}{\frac{1}{2} \sqrt{R_{a1}^2 + R_{a2}^2}} \\ &= \frac{0,015}{\frac{1}{2} \sqrt{0,3^2 + 0,3^2}} \\ &= 0,07 \end{aligned}$$

Da ein elastohydrodynamisch trennender Schmierfilm erst bei λ -Werten > 3 vorhanden sein kann, herrscht Grenzreibung vor.

Bei dem gewählten Zwei-Scheiben-Prüfsystem liegt das Eingriffsverhältnis beider Gleitpartner unter 1 %, d. h. es ist kein Gleitpartner dauernd im Eingriff. Die Oberflächenbereiche beider Gleitpartner werden pro Umdrehung einmal kurzzeitig belastet und dann wieder entlastet. Ähnliche Eingriffsverhältnisse gelten z. B. für eine Zahnradpaarung.

Bei der stufenweisen Belastungserhöhung ohne einen Wechsel der Probekörper ist zu berücksichtigen, daß sich die Eigenschaften der Oberflächenbereiche z. B. durch tribochemische Reaktionsschichtbildung verändern können.

Mit ähnlichen Prozessen ist auch in tribotechnischen Systemen zu rechnen, denn es ist kaum anzunehmen, daß schon während der Einlaufphase so hohe Beanspruchungen aufgebracht werden, daß es unmittelbar zum adhäsiven Versagen kommt.

6. Ergebnisse

6.1 Einsatzstähle

Die Einsatzstähle wurden zunächst im nichtaufgekohlten Anlieferungszustand untersucht. Ihr Gefüge war überwiegend ferritisch-perlitisch; nur die chrom-nickelhaltigen Stähle hatten abweichende Gefügestände (siehe Abschnitt 4.1!).

In Bild 6.1.1 ist exemplarisch für die Stähle C15, 15Cr3, 15CrNi6 und Ck22 die Reibungszahl f über der stufenweise erhöhten Normalkraft F_N aufgetragen. Beim Erreichen einer für die verschiedenen Stähle unterschiedlichen Normalkraft steigt die Reibungszahl sprunghaft von Werten zwischen 0,10 und 0,15 auf Werte über 0,6 an.

In Bild 6.1.2 sind für die untersuchten Stähle die Normalkräfte, bei denen der sprungartige Anstieg erfolgt, und die zugehörigen Reibungszahlen aufgetragen. Danach erreichen die Stähle 9S20, C15, 15Cr3, 16MnCr5, 16MnCrS5 und RAE 1H eine besonders hohe Normalkraft, die im folgenden als Versagenslast bezeichnet werden soll. Diese Versagenslast liegt für die Stähle mit Kohlenstoffgehalten um 0,2 % oder mit höheren Gehalten der Legierungselemente Chrom und Nickel

Einsatzstähle, Ausgangszustand

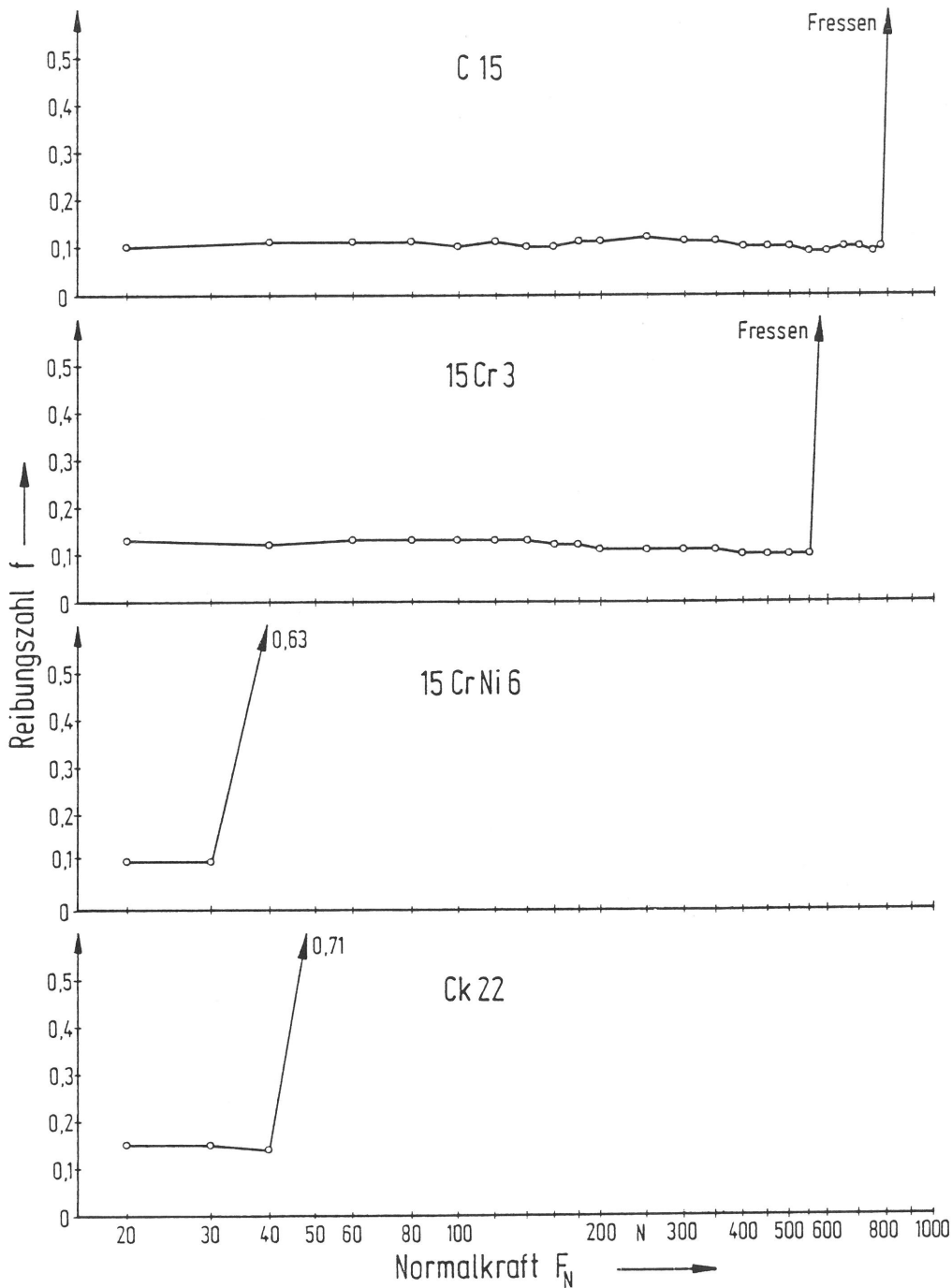


Bild 6.1.1

Reibungszahl-Normalkraft-Diagramme für Einsatzstähle, Ausgangszustand

deutlich niedriger als bei den Stählen mit niedrigen Kohlenstoffgehalten.

Lichtmikroskopische Aufnahmen der beanspruchten Gleitflächen lassen durchweg starke Schädigungen erkennen, die auf adhäsive Verschleißerscheinungen bzw. "Fressen" hinweisen (Bild 6.1.3).

Durch das Einsatzhärten - Aufkohlen, Härten und Anlassen bei 240-260°C - wurde in den Oberflächenbereichen der Stähle ein

martensitisches Gefüge mit unterschiedlichen Restaustenitgehalten gebildet. Der Randkohlenstoffgehalt lag zwischen 0,67 und 0,91 % (Tabelle A2).

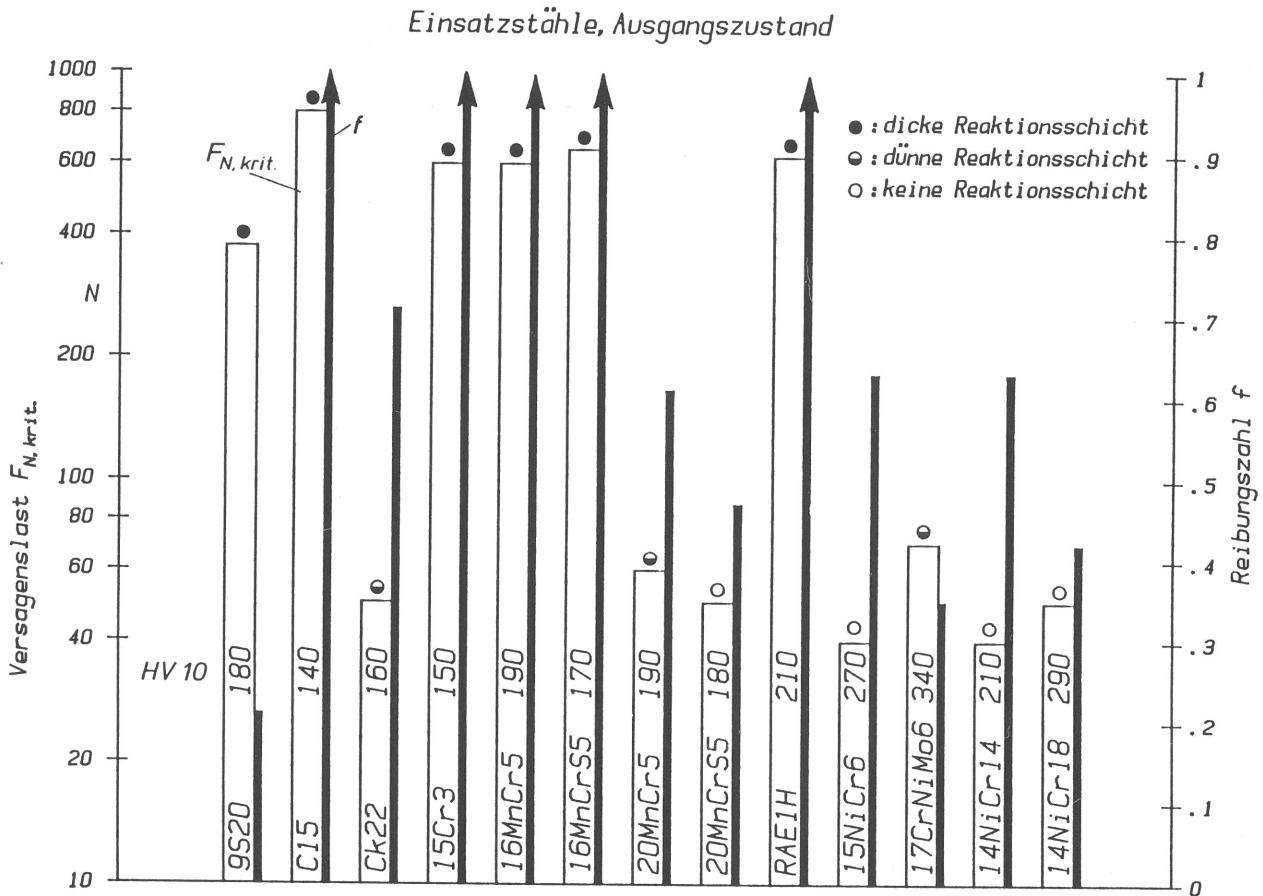
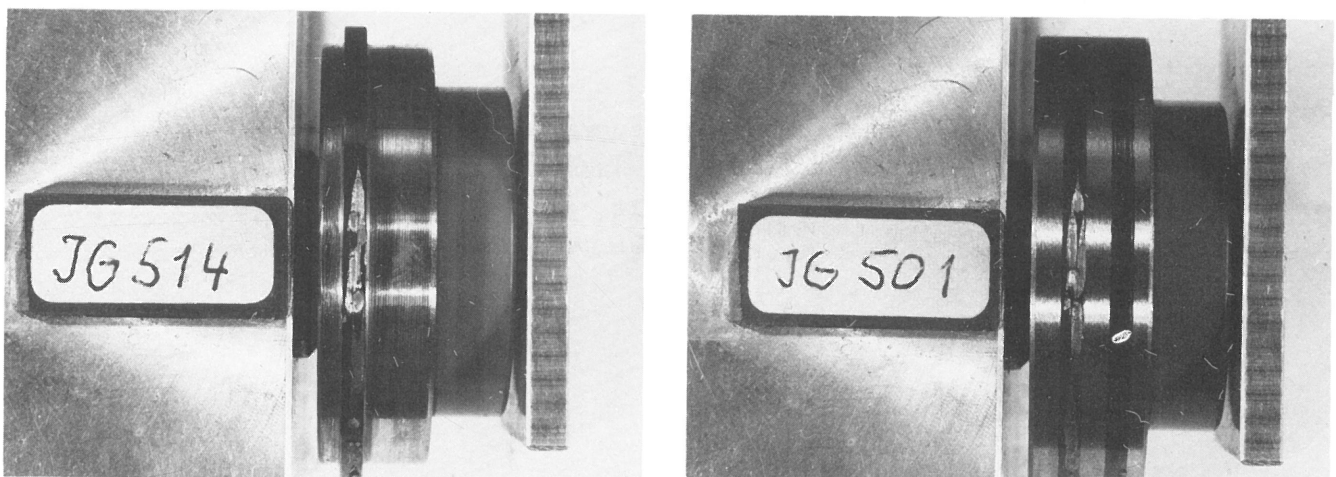


Bild 6.1.2
Versagenslasten und zugehörige Reibungszahlen von Einsatzstählen, Ausgangszustand



V = 2:1

Bild 6.1.3
Gleitflächen von 15Cr3, Ausgangszustand, nach dem Versagen

Die mit den einsatzgehärteten Stählen ermittelten Reibungszahl-Normalkraft-Diagramme sind exemplarisch für einige Stähle in Bild 6.1.4 dargestellt. Die bei niedrigen Normal-

kräften gemessene Reibungszahl liegt meistens zwischen 0,15 und 0,2, also merklich höher als im Anlieferungszustand. Es treten schon bei niedrigen Normalkräften Reibungszahlspitzen auf, die auf adhäsive Versagensprozesse hinweisen.

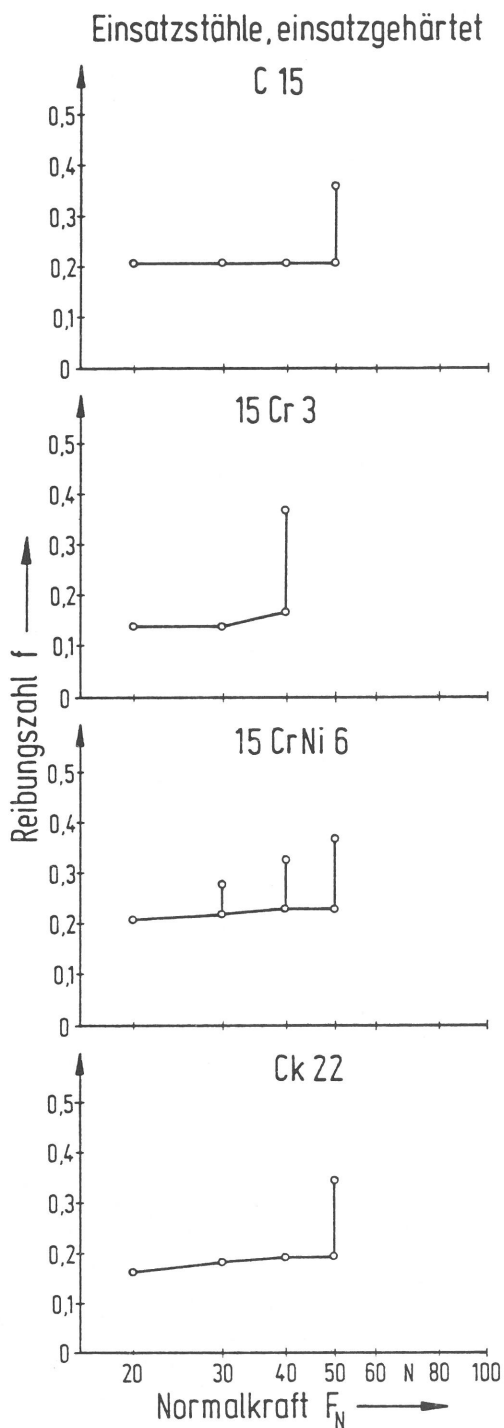


Bild 6.1.4
Reibungszahl-Normalkraft-Diagramme für
Einsatzstähle, einsatzgehärtet (aufge-
kocht, gehärtet und bei 240-260°C
angelassen)

Trägt man die Normalkraft, bei der die ersten Reibungszahlspitzen gemessen werden, für die verschiedenen Stähle auf, so ergibt sich, daß die Normalkraft (Versagenslast) für die unterschiedlichen Stähle annähernd gleich ist (Bild 6.1.5).

Weder die Legierungselemente noch der Restaustenitgehalt oder die Härte üben einen Einfluß auf die Versagenslast aus. Bei den niedrigen Versagenslasten ist die Schädigung der Gleitflächen relativ gering (Bild 6.1.6).

Ein Vergleich der Versagenslasten des nichtaufgekohlten Ausgangszustandes und des einsatzgehärteten Zustandes zeigt, daß durch das Einsatzhärten die hohen Versagens-

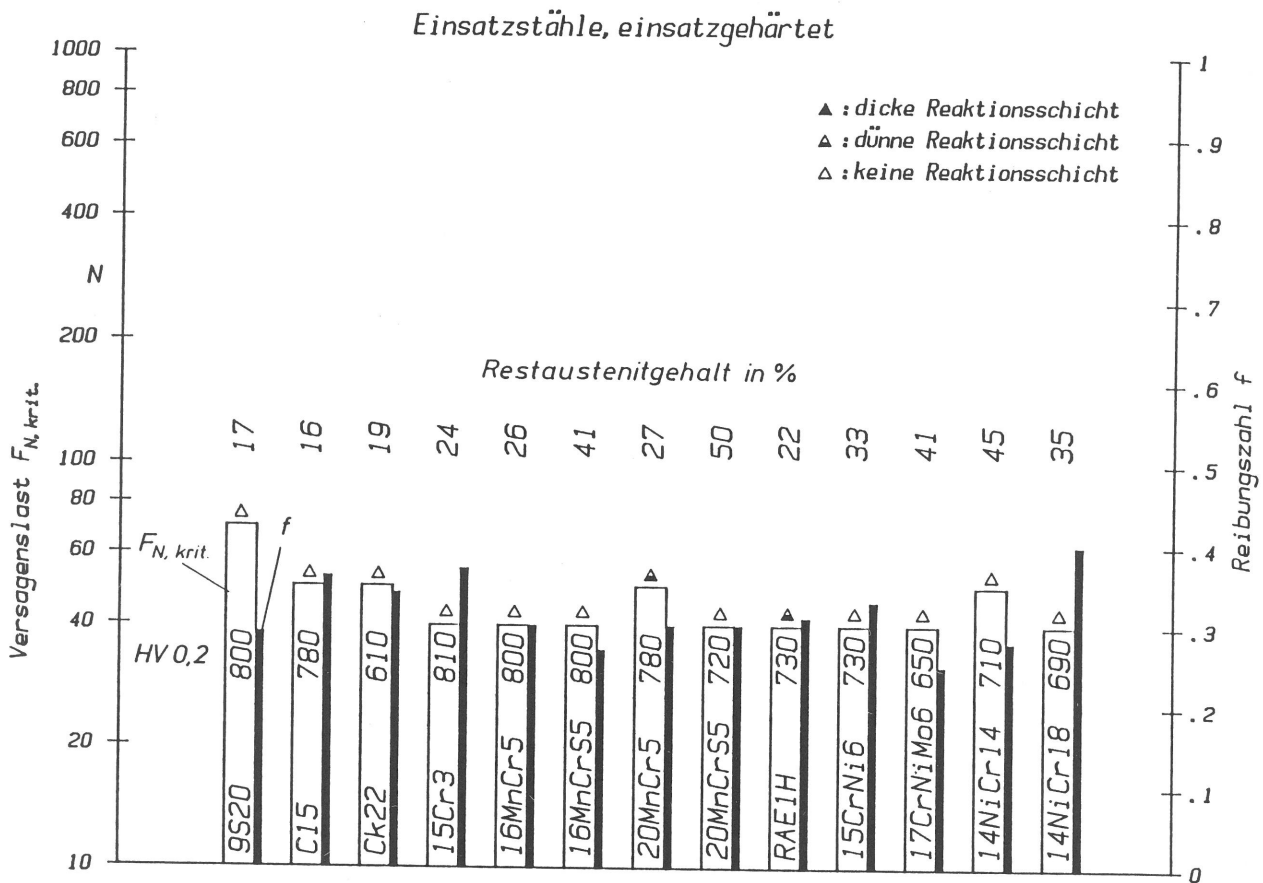


Bild 6.1.5
Versagenslasten und zugehörige Reibungszahlen von einsatzgehärteten Einsatzstählen

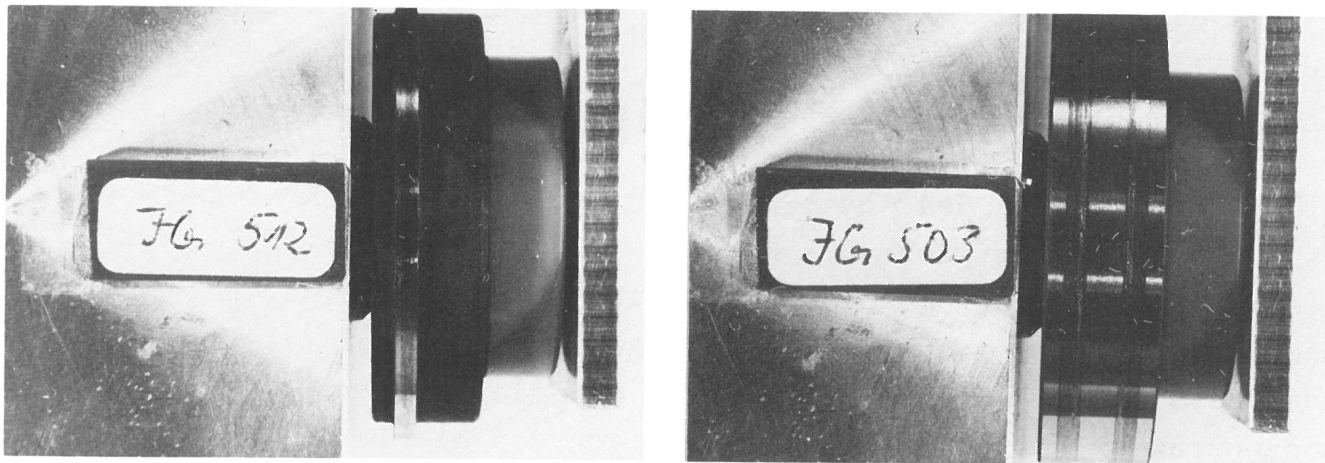


Bild 6.1.6
Gleitflächen von einsatzgehärtetem 15Cr3 nach dem Versagen

V = 2:1

lasten der Stähle 9S20, C15, 15Cr3, 16MnCr5, 16MnCrS5 und RAE1H auf die niedrigen Werte der anderen Stähle abgesenkt werden (Bild 6.1.7). Bei den anderen Stählen besteht bezüglich der Versagenslast nur ein geringer Unterschied zwischen den beiden Zuständen. Eine Betrachtung der Gleitflächen mit bloßem Auge zeigte aber, daß dem Versagen der nichtaufgekohlten Stähle die Bildung einer Reaktionsschicht vorausging, während auf den Gleitflächen der einsatzgehärteten Stähle keine Reaktionsschicht sichtbar war. Um diesen optischen Befund zu bestätigen, wurden Auger-Analysen durchgeführt.

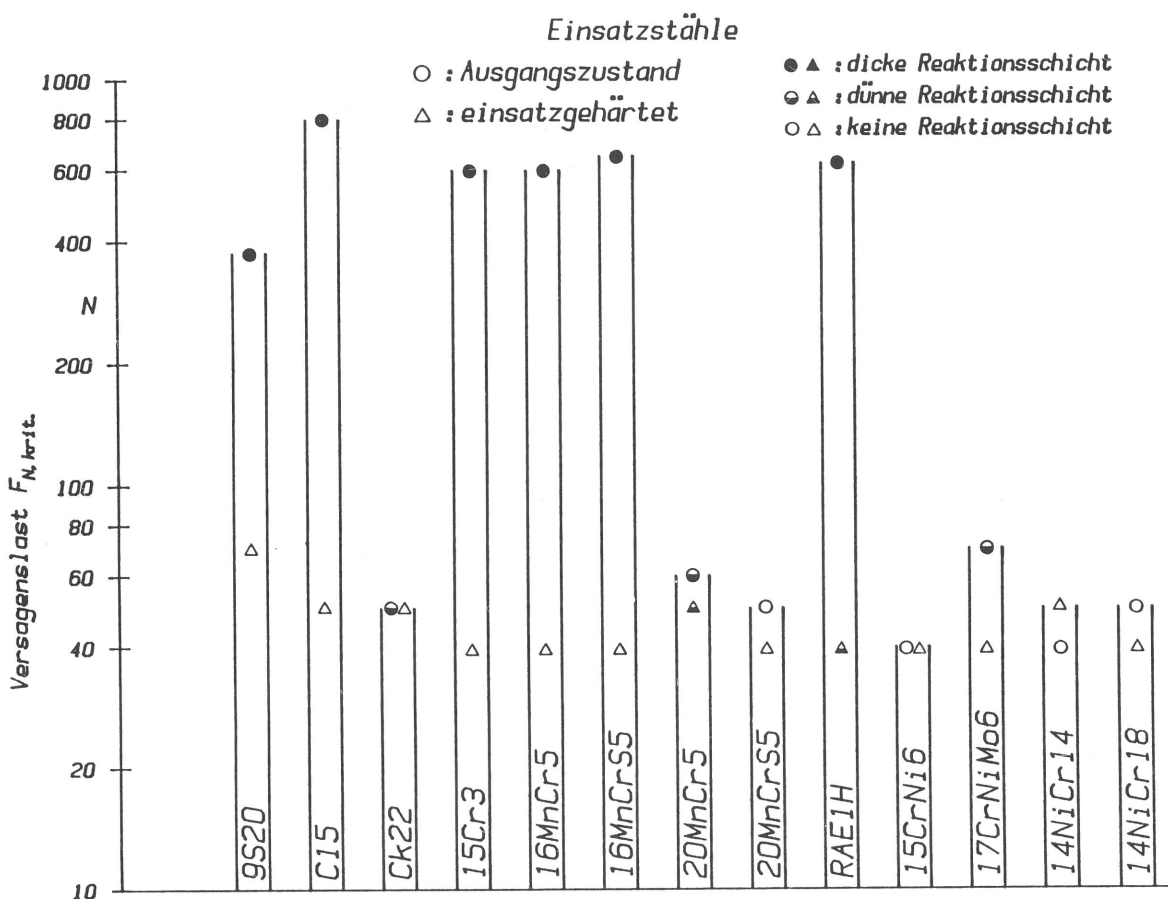


Bild 6.1.7

Versagenslasten von Einsatzstählen im Ausgangszustand und einsatzgehärtet

Bild 6.1.8 enthält das Auger-Spektrum der tribologisch beanspruchten Oberfläche des Stahles 15Cr3 im normalisierten Ausgangszustand. Besonders hohe Intensitäten haben die Peaks von Eisen und Sauerstoff. Aus der Tiefenprofilanalyse dieser Elemente geht hervor, daß die Sauerstoffkonzentration nach einer Sputterzeit von 3,5 min 10 At-% erreicht, was bei einer Sputterrate von 100 nm/min einer Tiefe von 0,35 μm entspricht (Bild 6.1.9).

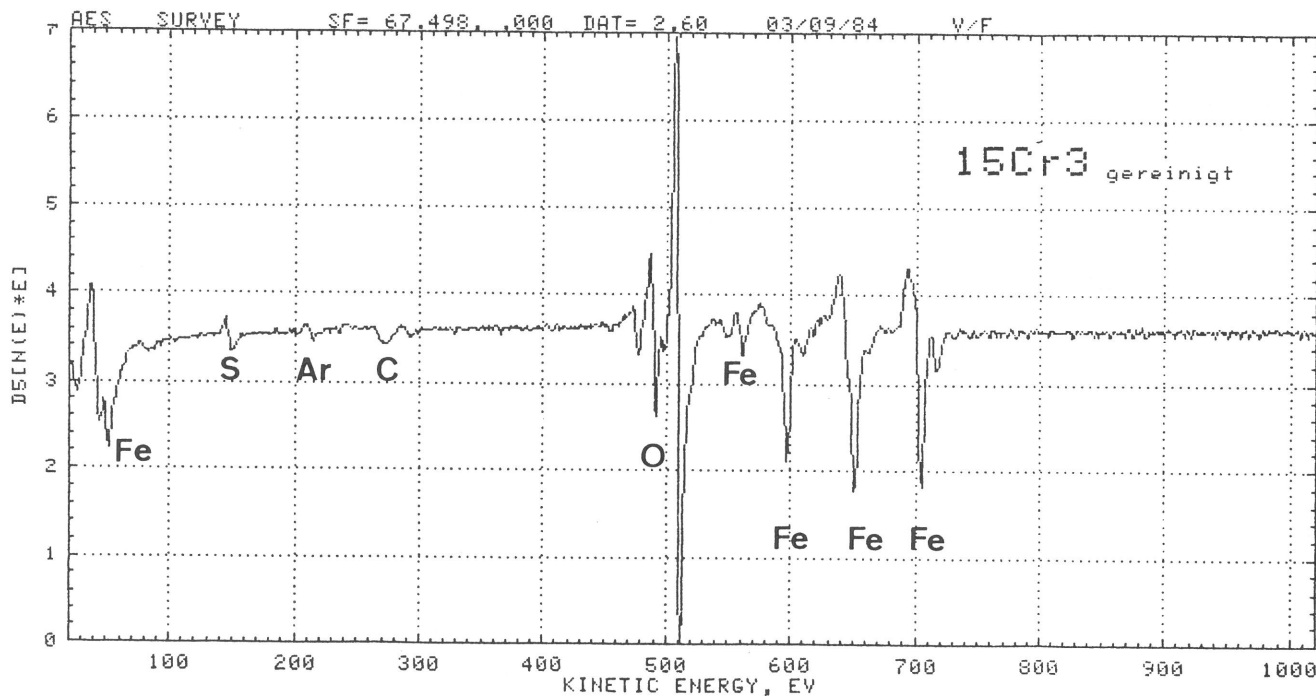


Bild 6.1.8

Auger-Spektrum von 15Cr3, Ausgangszustand, nach der Gleitbeanspruchung

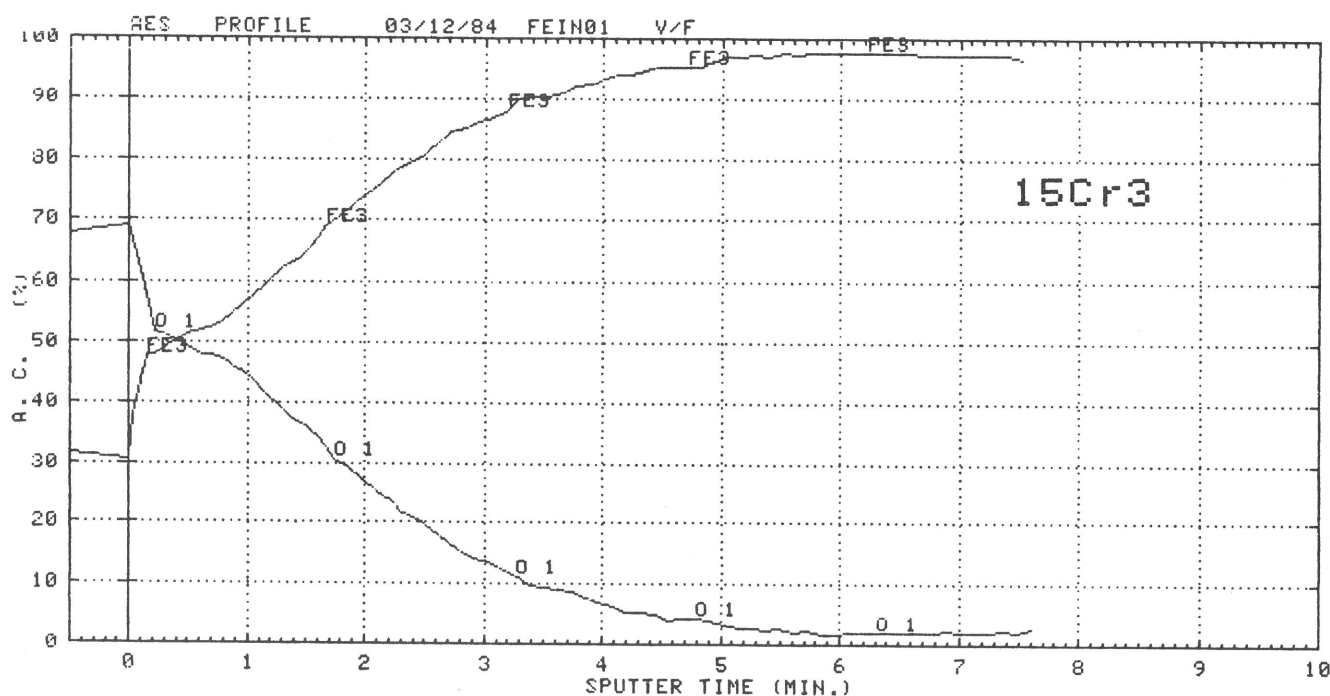


Bild 6.1.9:

Auger-Tiefenprofil-Analyse von 15Cr3, Ausgangszustand, nach der Gleitbeanspruchung

(Sputterrate: 100 nm/min)

Die Tiefenprofilanalyse des einsetzgehärteten Stahles wurde mit einer wesentlich geringeren Sputterrate von nur 5 nm/min gewonnen (Bild 6.1.10). Hier werden 10 At-% Sauerstoff nach einer Sputterzeit von ca.12 min erreicht, was einer Tiefe von 0,06 μm entspricht.

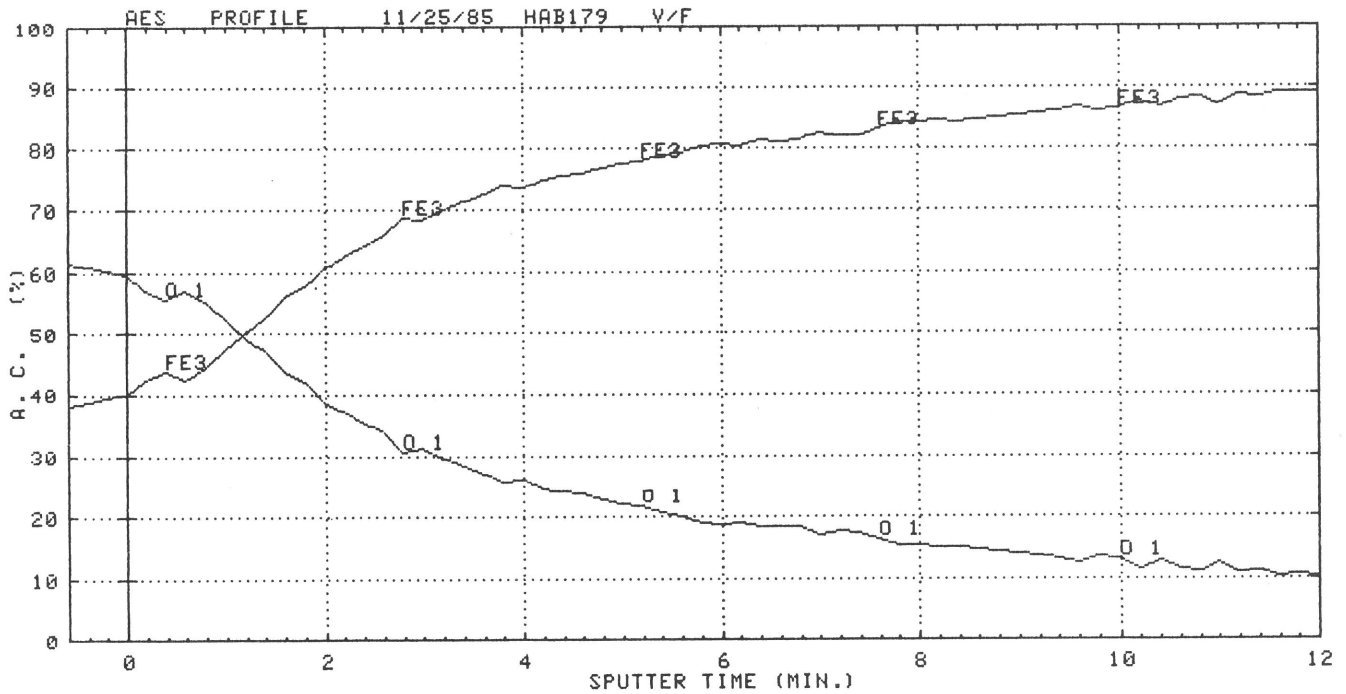


Bild 6.1.10

Auger-Tiefenprofil-Analyse von 15Cr_3 , einsatzgehärtet, nach der Gleitbeanspruchung (Sputterrate: 5 nm/min)

Eine dickere Reaktionsschicht kann sich offenbar auf den Stählen mit besonders hohem Ferritanteil (niedriger Kohlenstoffgehalt) bilden, sofern der Stahl nicht Nickel als Legierungselement enthält.

6.2 Vergütungsstähle

Die Vergütungsstähle wurden im Ausgangszustand sowie im gehärteten und angelassenen Zustand untersucht. Die Anlaßtemperaturen betragen 550°C und 180°C .

In Bild 6.2.1 sind die Ergebnisse der Versagensuntersuchungen für die drei unterschiedlichen Werkstoffzustände am Beispiel des Stahls Ck45 dargestellt. Beim Erreichen einer bestimmten, vom Werkstoffzustand abhängigen Normalkraft steigt die Reibungszahl - wie bei den Einsatzstählen - sprunghaft an. Ähnliche Diagramme wurden für alle Vergütungsstähle aufgenommen. Zur weiteren Auswertung wurden wiederum die Normalkraft (Versagenslast), bei der erstmalig der Anstieg der Reibungszahl auftrat, und die zugehörige Reibungszahl ermittelt.

Die für die unlegierten Stähle mit ferritisch-perlitischem Gefüge (Tabelle A3) gewonnenen Ergebnisse enthält Bild 6.2.2. Auffallend ist die hohe Versagenslast des Stahles Ck35,

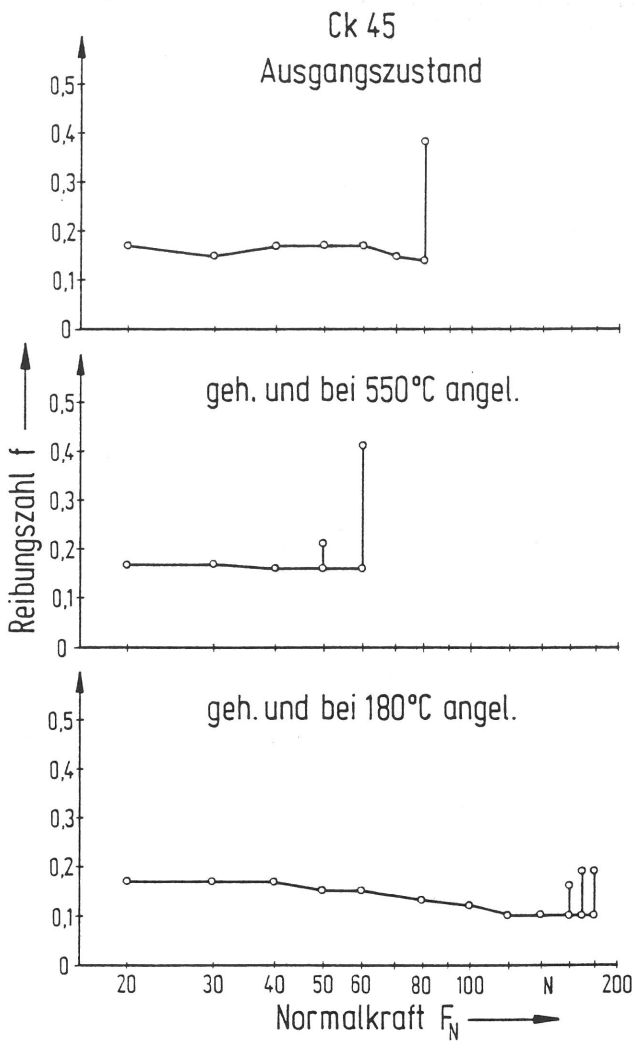


Bild 6.2.1
Reibungszahl-Normalkraft-Diagramme für
Ck45 in unterschiedlichen Wärmebehand-
lungszuständen

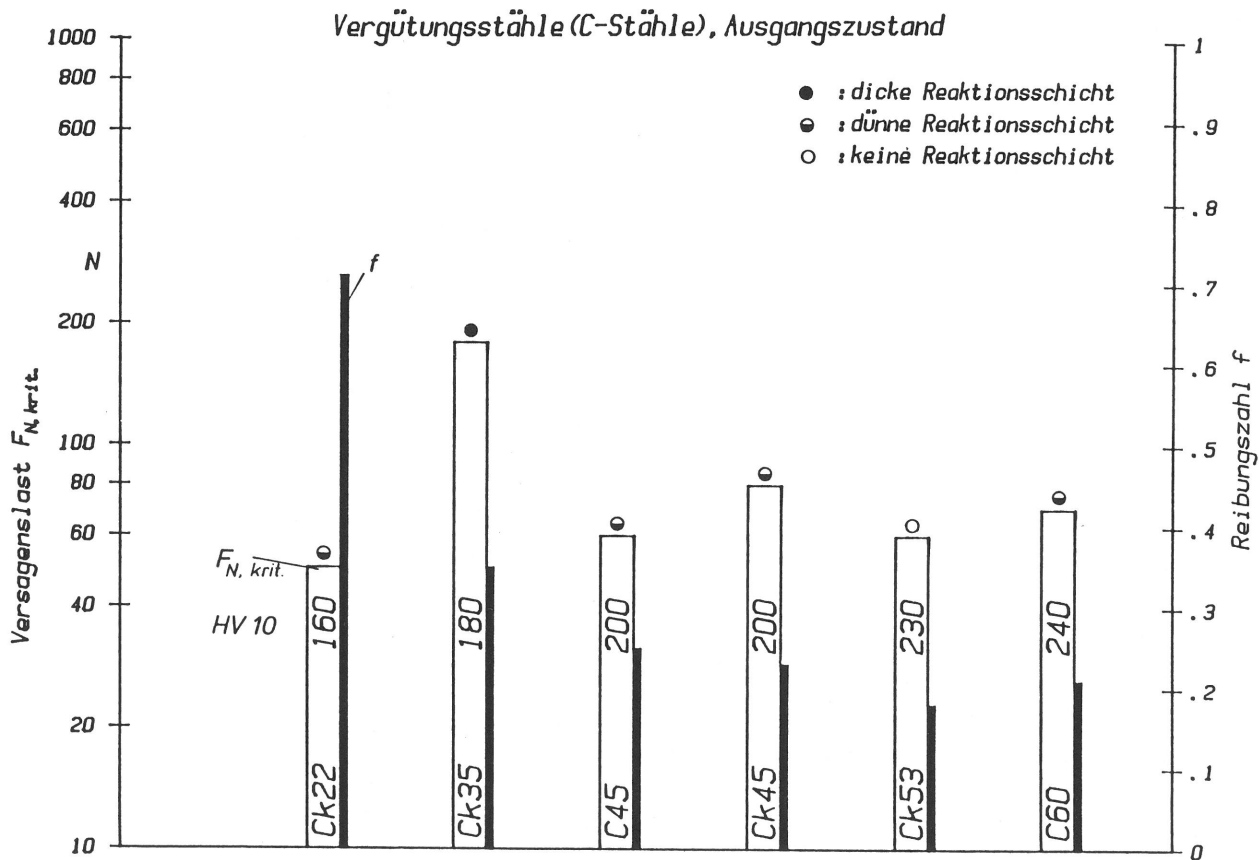


Bild 6.2.2
Versagenslasten und zugehörige Reibungszahlen von unlegierten Vergütungsstählen,
Ausgangszustand

Vergütungsstähle, Ausgangszustand

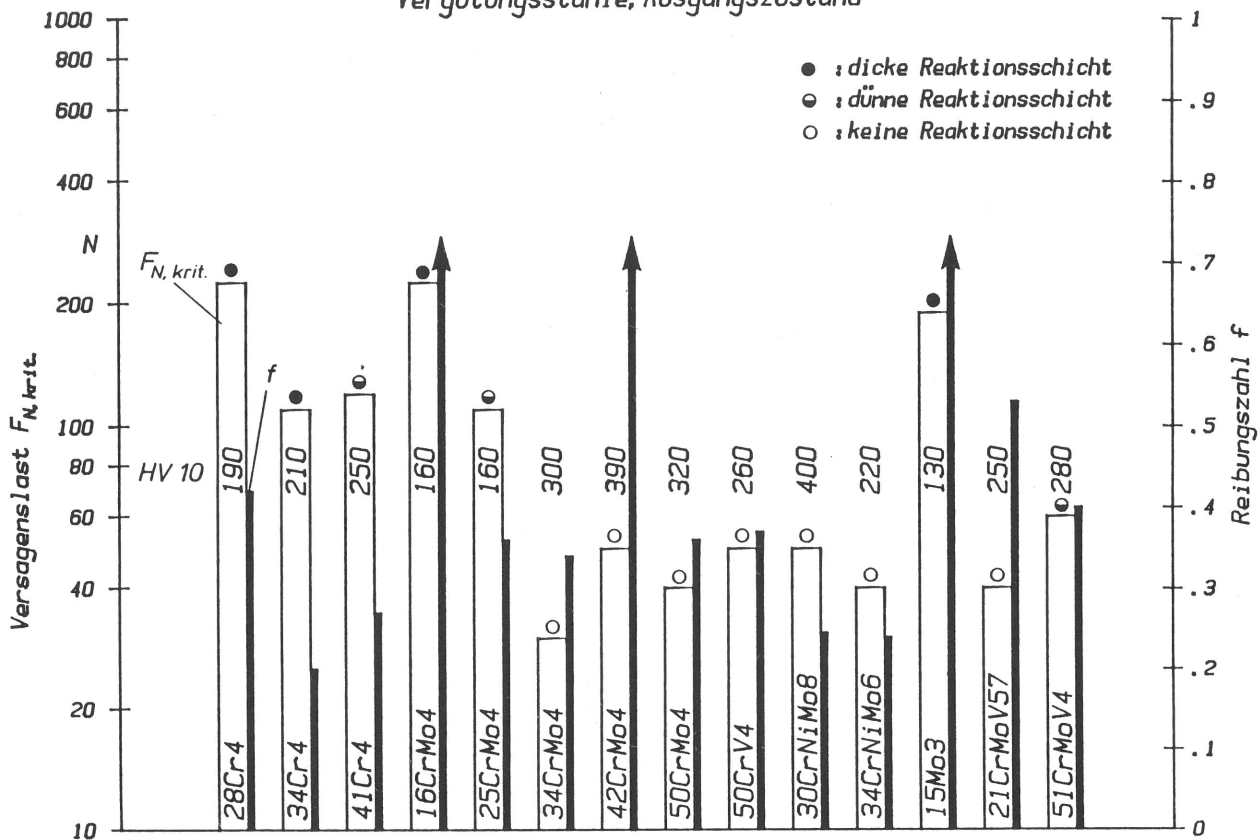


Bild 6.2.3

Versagenslasten und zugehörige Reibungszahlen von legierten Vergütungsstählen, Ausgangszustand

Vergütungsstähle, geh. und bei 550°C angel.

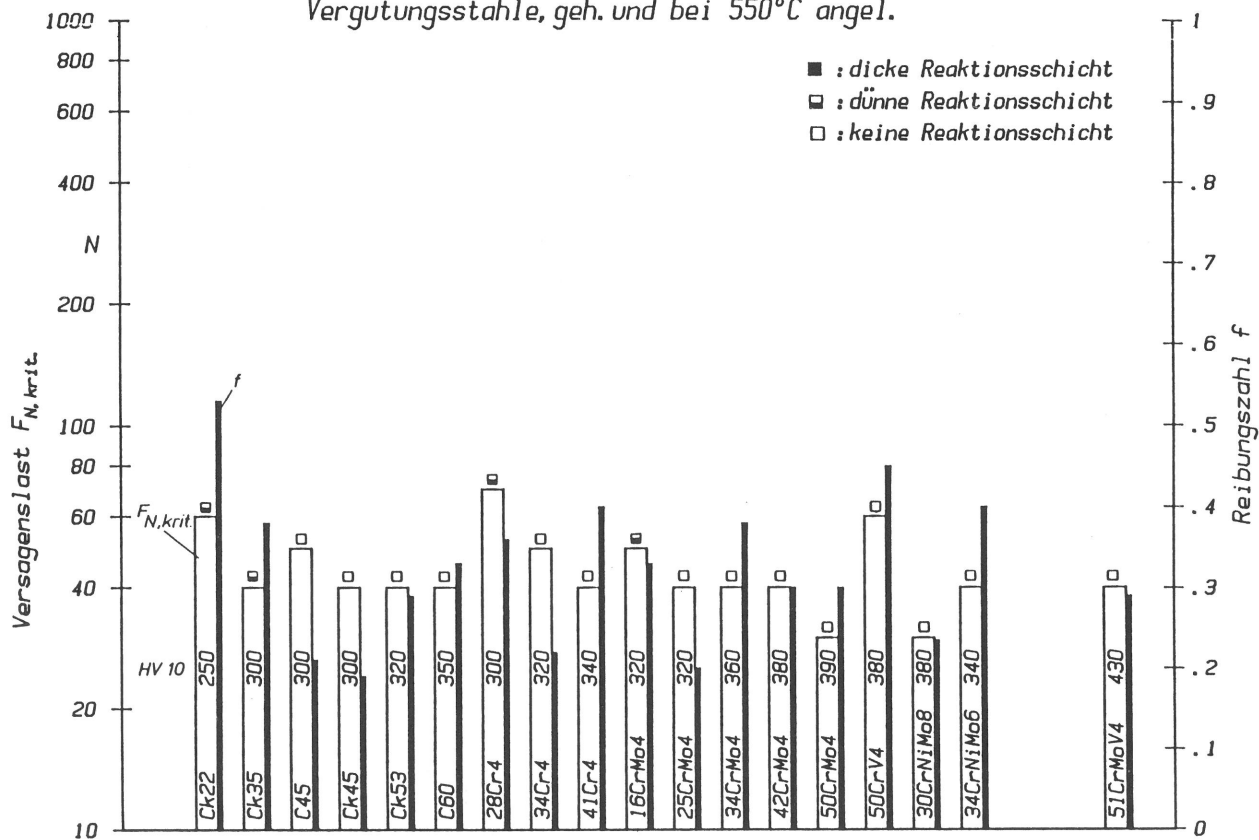


Bild 6.2.4

Versagenslasten und zugehörige Reibungszahlen von Vergütungsstählen, gehärtet und bei 550°C angelassen

die mit der vorangehenden Bildung einer dickeren Reaktionsschicht verknüpft ist. Auf den anderen Stählen, die sich in der Versagenslast nur wenig unterscheiden, wurden nur dünne oder gar keine Reaktionsschichten beobachtet. Die beim Versagen gemessenen Reibungszahlen nehmen tendenziell mit steigendem Kohlenstoffgehalt ab, der mit einer Abnahme des Ferritanteiles und einer Zunahme der Härte verbunden ist.

Die legierten Vergütungsstähle lagen bei der Anlieferung nur teilweise im normalisierten Zustand mit ferritisch-perlitischem Gefüge vor (Tabelle A3). Bei einigen Stählen bestand das Gefüge teilweise oder überwiegend aus Zwischenstufe oder Martensit. Aus Bild 6.2.3 geht hervor, daß die Stähle mit ferritisch-perlitischem Gefüge die höchsten Versagenslasten erreichen. Bei diesen Stählen wurde die Bildung einer dicken Reaktionsschicht beobachtet, während bei den Stählen mit niedrigen Versagenslasten die Reaktionsschichtbildung im allgemeinen ausblieb.

Durch das Härten und Anlassen bei 550°C entstehen Anlaßgefüge mit Härtewerten zwischen 250 und 430 HV10. Auf den tribologisch beanspruchten Flächen der so behandelten Stähle bilden sich nur in Einzelfällen Reaktionsschichten aus. Die Versagenslasten liegen in einem Streuband zwischen 30 N und 70 N, ohne daß ein systematischer Einfluß der Legierungselemente sichtbar ist (Bild 6.2.4). Die beim Versagen gemessene Reibungszahl scheint für die unlegierten Stähle ein Minimum bei einem Kohlenstoffgehalt von ca. 0,45 % zu durchlaufen. Bei den legierten Stählen ist keine Tendenz zu erkennen.

Das Härten und Anlassen bei 180°C führt zu einem überwiegend martensitischen Gefüge mit hohen Härtewerten. Durch die tribologische Beanspruchung in den ersten Laststufen wurden keine dickeren Reaktionsschichten gebildet.

Bei den unlegierten Stählen sinkt die Versagenslast mit steigendem Kohlenstoffgehalt, wobei der Stahl Ck22 aus dem Rahmen fällt (Bild 6.2.5).

Die legierten Vergütungsstähle mit Chrom und Molybdän als Legierungselemente zeigen dagegen eine Zunahme der Versagenslast mit steigendem Kohlenstoffgehalt. Der Stahl 15Mo3, der durch das Härten und Anlassen bei 180°C nur eine geringe

Vergütungsstähle, geh. und bei 180°C angel.

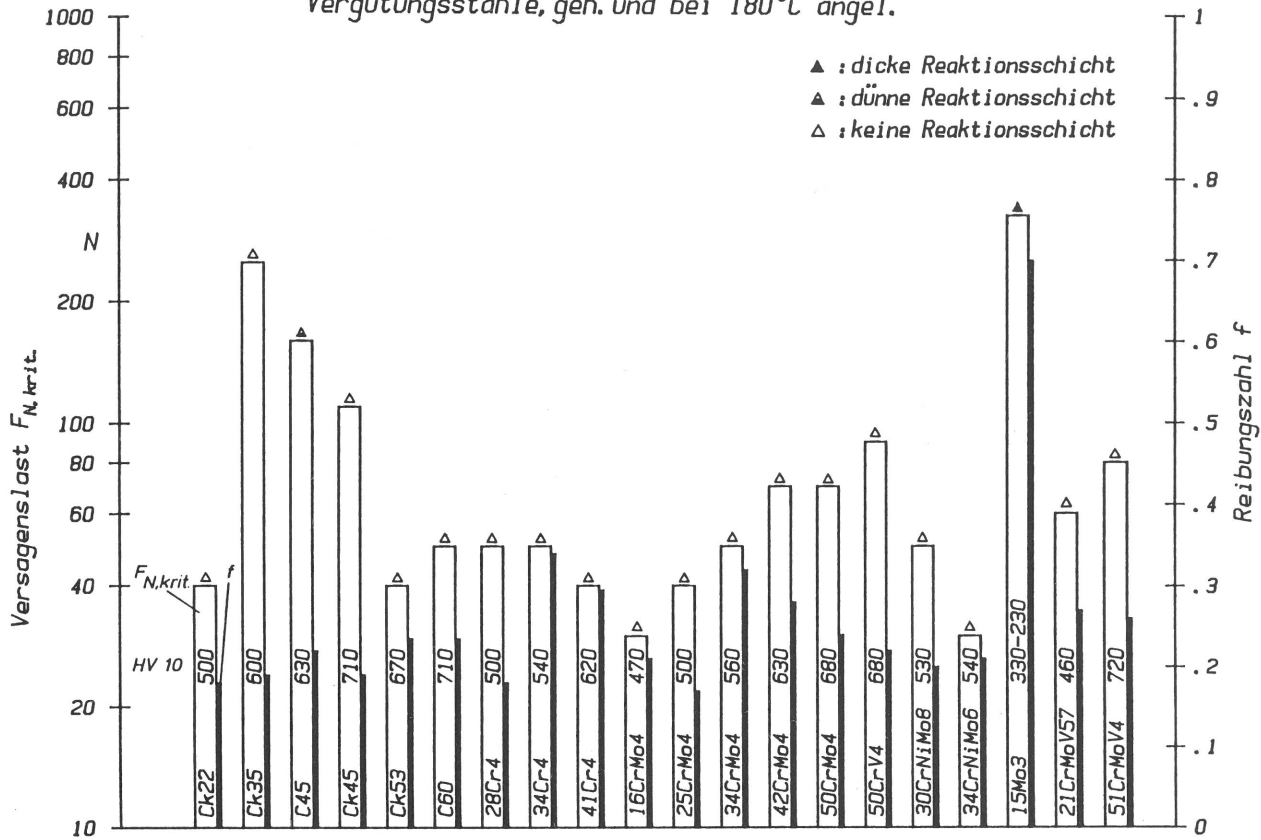


Bild 6.2.5

Versagenslasten und zugehörige Reibungszahlen von Vergütungsstählen, gehärtet und bei 180°C angelassen

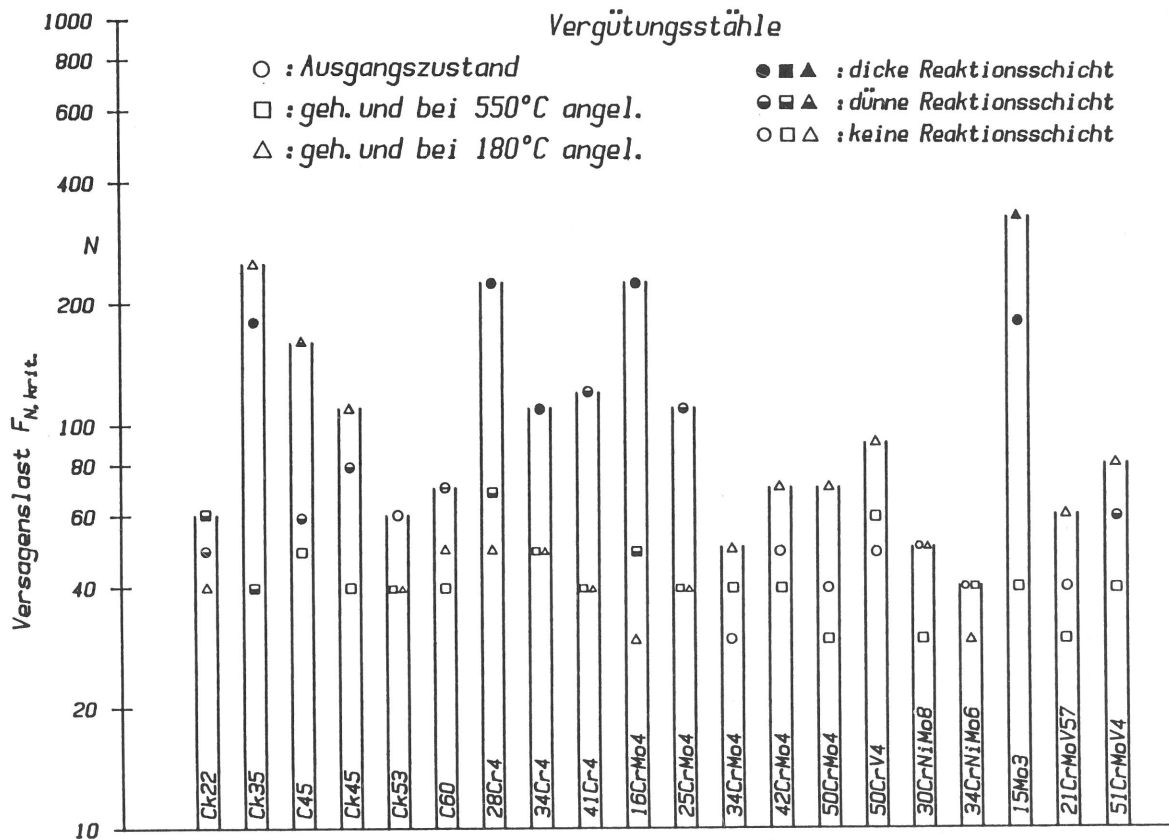


Bild 6.2.6

Versagenslasten von Vergütungsstählen in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen

Härte erreicht, fällt durch die hohe Versagenslast auf.

In Bild 6.2.6 sind die für die unterschiedlichen Wärmebehandlungszustände gewonnenen Ergebnisse zusammengestellt.

Danach kann man zwei Gruppen unterscheiden:

I. Stähle, die im Ausgangszustand die höchste Versagenslast haben:

Ck53, C60, 28Cr4, 34Cr4, 41Cr4,
16CrMo4, 25CrMo4

II. Stähle, die im gehärteten und bei 180°C angelassenen Zustand die höchste Versagenslast aufweisen:

Ck35, C45, Ck45, 34CrMo4, 42CrMo4,
50CrMo4, 50CrV4, 15Mo3, 21CrMoV57,
51CrMoV4

Von den gehärteten und bei 550°C angelassenen Stählen hat nur der Ck22 bei dieser Anlaßtemperatur eine geringfügig höhere Versagenslast als bei den anderen Behandlungszuständen.

Der Stahl 34CrNiMo6 hat nach einem Härten und Anlassen bei 550°C die gleiche Versagenslast wie im Ausgangszustand.

Zur Gruppe I mit der höchsten Versagenslast im normalisierten Zustand mit ferritisch-perlitischem Gefüge gehören einerseits die unlegierten Stähle mit höheren Kohlenstoffgehalten und andererseits die mit 1 % Chrom legierten Stähle mit Kohlenstoffgehalten bis zu 0,41 % und die zusätzlich mit Molybdän legierten Stähle mit Kohlenstoffgehalten bis zu 0,25 %. Die vanadinhaltigen Chrom- und Chrom-Molybdän-Stähle gehören dagegen zur Gruppe II, die im gehärteten und bei 180°C angelassenen Zustand die höchste Versagenslast aufweist. Dort befinden sich auch die unlegierten Stähle mit Kohlenstoffgehalten von 0,35 und 0,45 %, die chrom-molybdän-haltigen Stähle mit Kohlenstoffgehalten zwischen 0,34 und 0,5 % sowie der Stahl 15Mo3.

6.3 Werkzeugstähle

Die Werkzeugstähle wurden ebenfalls zunächst im Ausgangszustand untersucht. Ferner erfolgte ein Härten und Anlassen mit Anlaßtemperaturen zwischen 180°C und 580°C.

Im Ausgangszustand waren die meisten Stähle weichgeglüht, so daß das Gefüge aus körnigem Zementit in einer ferritischen Grundmasse bestand.

Abweichend davon wiesen die Stähle 45CrNi6, 70Si7 und 90MnCrV8 ein perlitisches Gefüge auf. Bei den Stählen X210Cr12, X210CrW12 und S 6-5-2 lagen Sondercarbide vor (Tabelle A6).

Die im Ausgangszustand gewonnenen Ergebnisse der Versagensuntersuchungen sind in Bild 6.3.1 dargestellt. Dabei wurden die Stähle nach steigendem Kohlenstoffgehalt (Tabelle A03) geordnet.

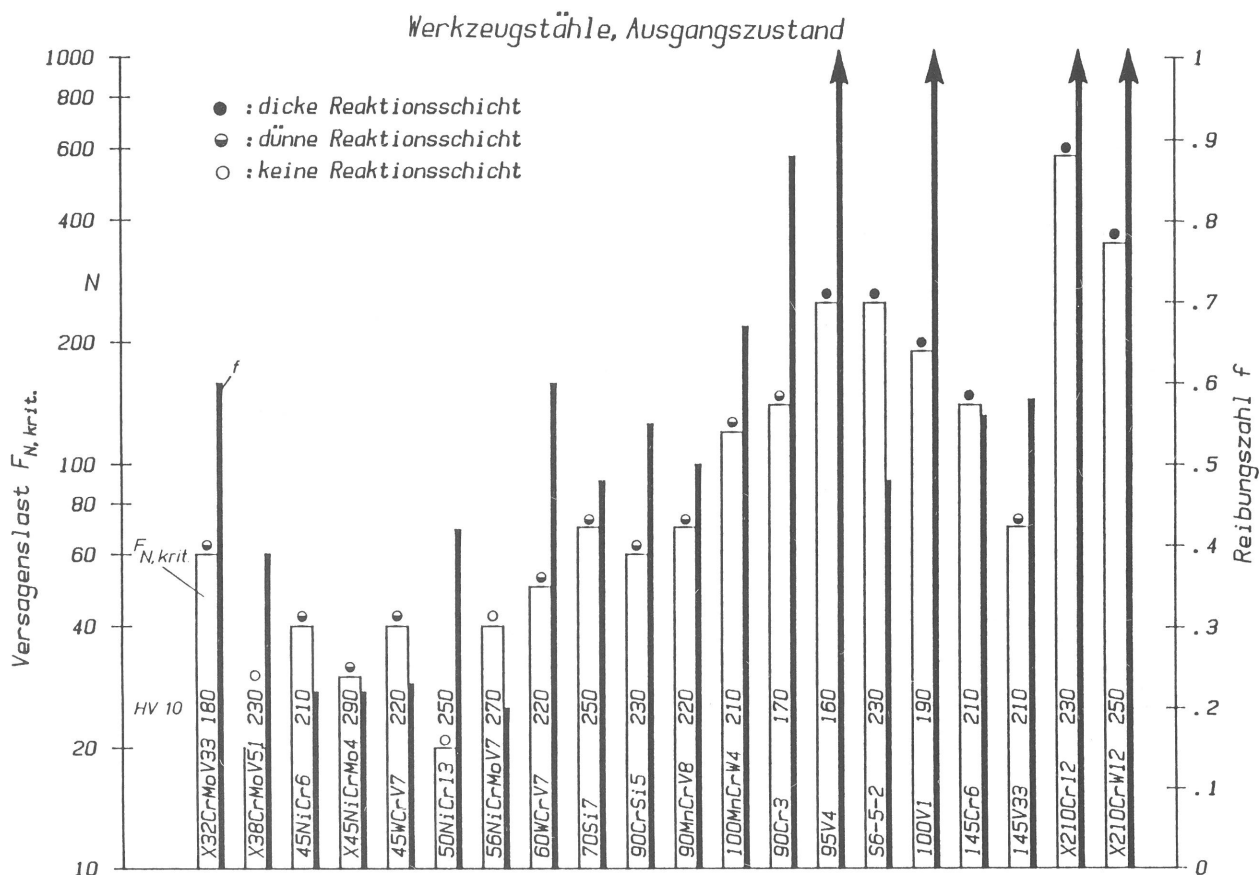


Bild 6.3.1

Versagenslasten und zugehörige Reibungszahlen von Werkzeugstählen, Ausgangszustand

Dem Versagen, d. h. dem Anstieg der Reibungszahl, ging in den meisten Fällen die Bildung einer mehr oder weniger dicken Reaktionsschicht voraus.

Die Stähle X38CrMoV51, 50NiCr13 und 56NiCrMoV7, die bei niedrigen Belastungen versagten, bildeten keine Reaktionsschicht.

Insgesamt gesehen lassen die Ergebnisse - von einigen

Ausreißern abgesehen - folgende Tendenzen erkennen:

- Die Versagenslast nimmt oberhalb eines Kohlenstoffgehaltes von 0,5 % mit steigendem Kohlenstoffgehalt bis zu einem Kohlenstoffgehalt von ca 1 % zu.
- Die Stähle S 6-5-2, X210Cr12 und X210CrW12 mit hohen Carbidgehalten weisen hohe Versagenslasten auf.
- Die nickelhaltigen Stähle mit niedrigen Kohlenstoffgehalten haben niedrige Versagenslasten. Ein systematischer Einfluß anderer Legierungselemente ist nicht erkennbar.
- Die beim Versagen gemessenen Reibungszahlen sind hoch , und zwar insbesondere bei hohen Versagenslasten.

Im Anschluß an die im Anlieferungszustand untersuchten Stähle sollen die gehärteten und zwischen 450°C und 580°C angelassenen Stähle behandelt werden und dann die bei 250°C und 180°C angelassenen Stähle, wobei die Härte der Stähle im Mittel in der genannten Reihenfolge der Anlaßtemperaturen zunimmt (Tabellen A7...A9).

Von den in Bild 6.3.2 wiedergegebenen Ergebnissen fällt die besonders hohe Versagenslast des Stahles S 6-5-2 auf. Dieser Stahl erreicht infolge der bei 580°C stattfindenden Sekundärhärtung mit 830 HV 10 eine wesentlich höhere Härte als die anderen Stähle mit Härtewerten um 500 HV (45NiCr6: 360 HV 10).

Auch der Stahl X210Cr12 mit einem hohen Anteil von Chromcarbiden erreicht eine hohe Versagenslast. Die Versagenslasten der anderen Stähle liegen zwischen 20 und 60 N, ohne daß sich ein signifikanter Einfluß eines Legierungselementes feststellen läßt. Innerhalb dieses Streubandes hat X32CrMoV33 die höchste und 45NiCr6 die niedrigste Versagenslast.

Die Ergebnisse der Versagensuntersuchungen der gehärteten und bei 250°C angelassenen Werkzeugstähle enthält Bild 6.3.3. Der carbidhaltige X210Cr12 fällt durch eine besonders hohe Versagenslast auf. Auch der Stahl 90MnCrV8 hebt sich von den

Werkzeugstähle, geh. und bei 550°C (450°C, 580°C) angel.

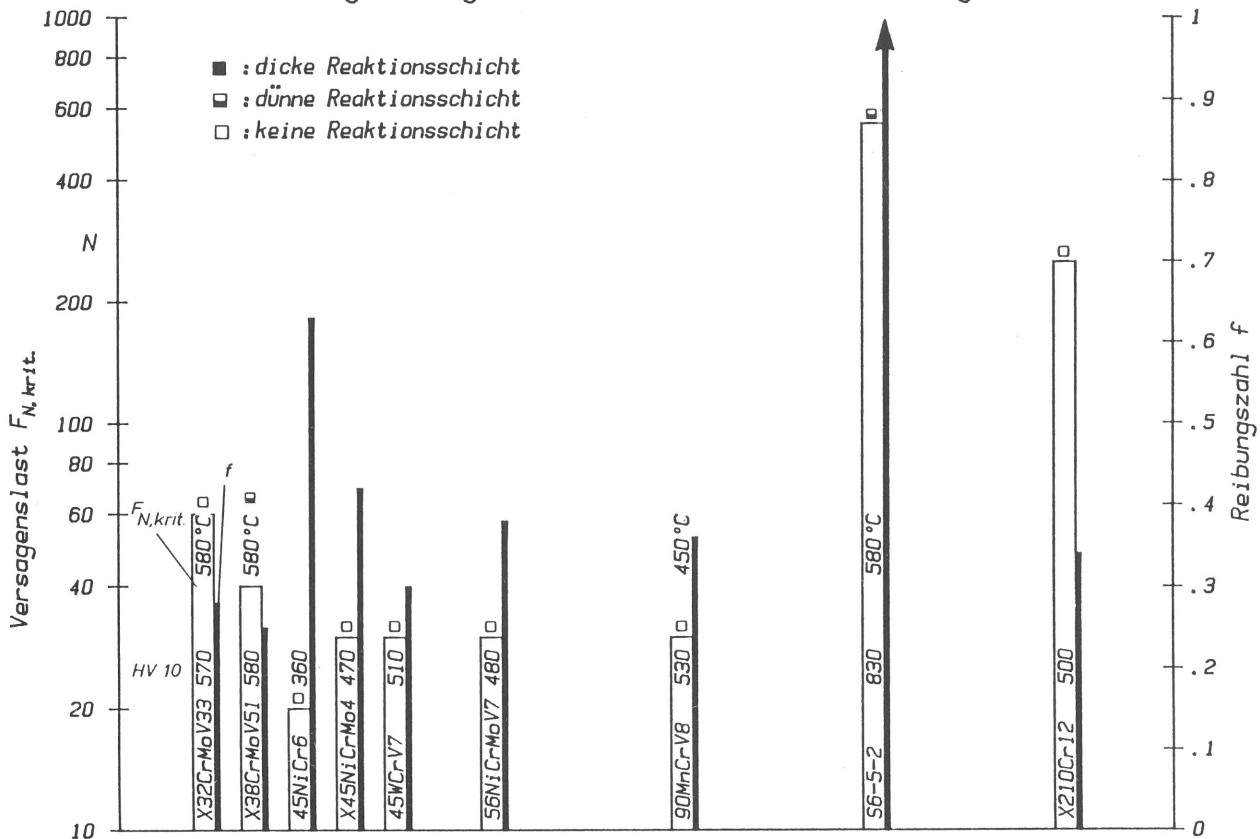


Bild 6.3.2

Versagenslasten und zugehörige Reibungszahlen von Werkzeugstählen, gehärtet und bei 550°C (450°C, 580°C) angelassen

Werkzeugstähle, geh. und bei 250°C angel.

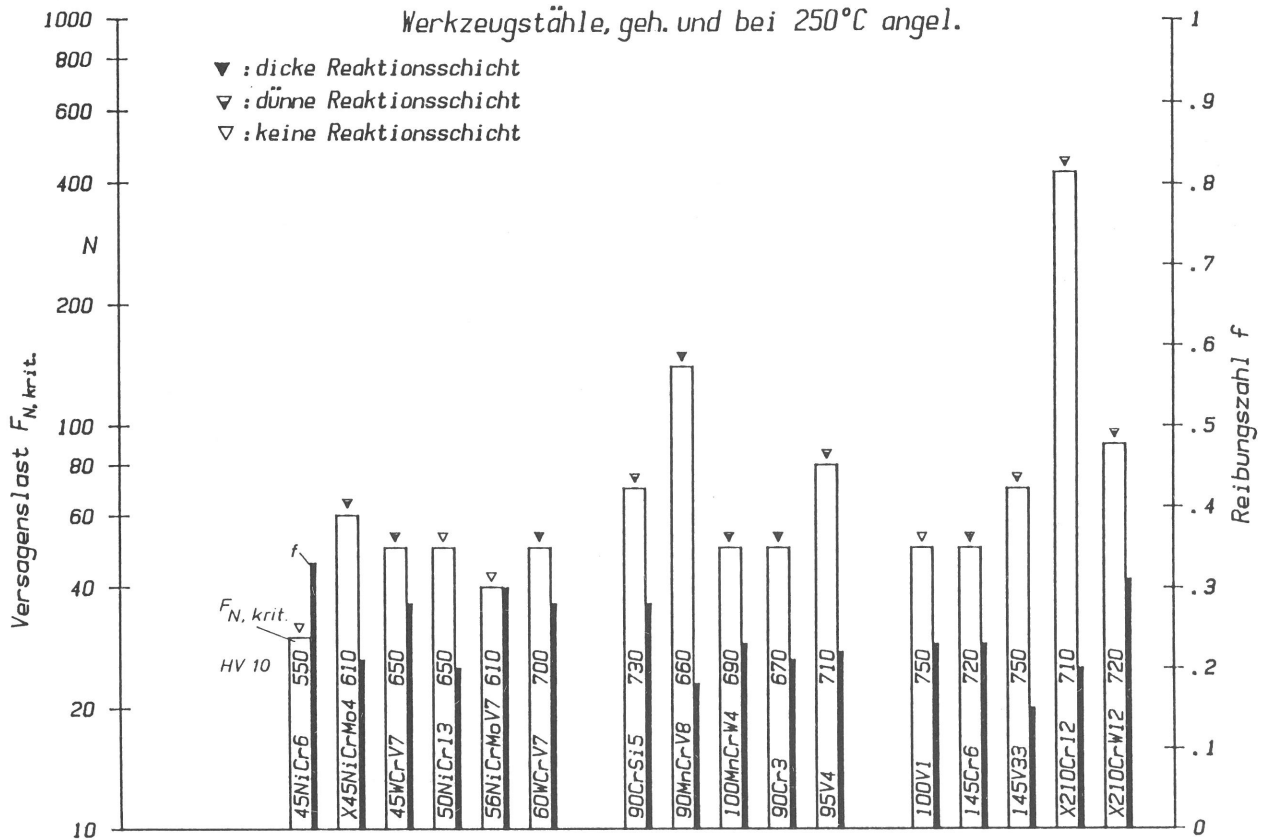


Bild 6.3.3

Versagenslasten und zugehörige Reibungszahlen von Werkzeugstählen, gehärtet und bei 250°C angelassen

meisten anderen Stählen ab, deren Versagenslasten in einem Streuband von 40 bis 80 N liegen; nur der Stahl 45NiCr6 hat eine noch niedrigere Versagenslast.

Im Vergleich zum Ausgangszustand und zum gehärteten und bei 550°C angelassenen Zustand sind die beim Versagen gemessenen Reibungszahlen hier deutlich niedriger.

Bei der Anlaßtemperatur von 180°C ergeben sich in bezug auf das Versagen ähnliche Verhältnisse wie bei der Anlaßtemperatur von 250°C. Die Stähle X210Cr12 und X210CrW12 mit einem großen Anteil von eingelagerten Chromcarbiden besitzen die höchsten Versagenslasten. Die Versagenslasten der anderen Stähle liegen zwischen 40 und 80 N. Der 90MnCrV8 fügt sich hier in dieses Streuband ein (Bild 6.3.4.).

Die an Werkzeugstählen gewonnenen Ergebnisse sind in Bild 6.3.5 zusammengefaßt. Die Ergebnisse lassen sich zu mehreren Gruppen zusammenfassen:

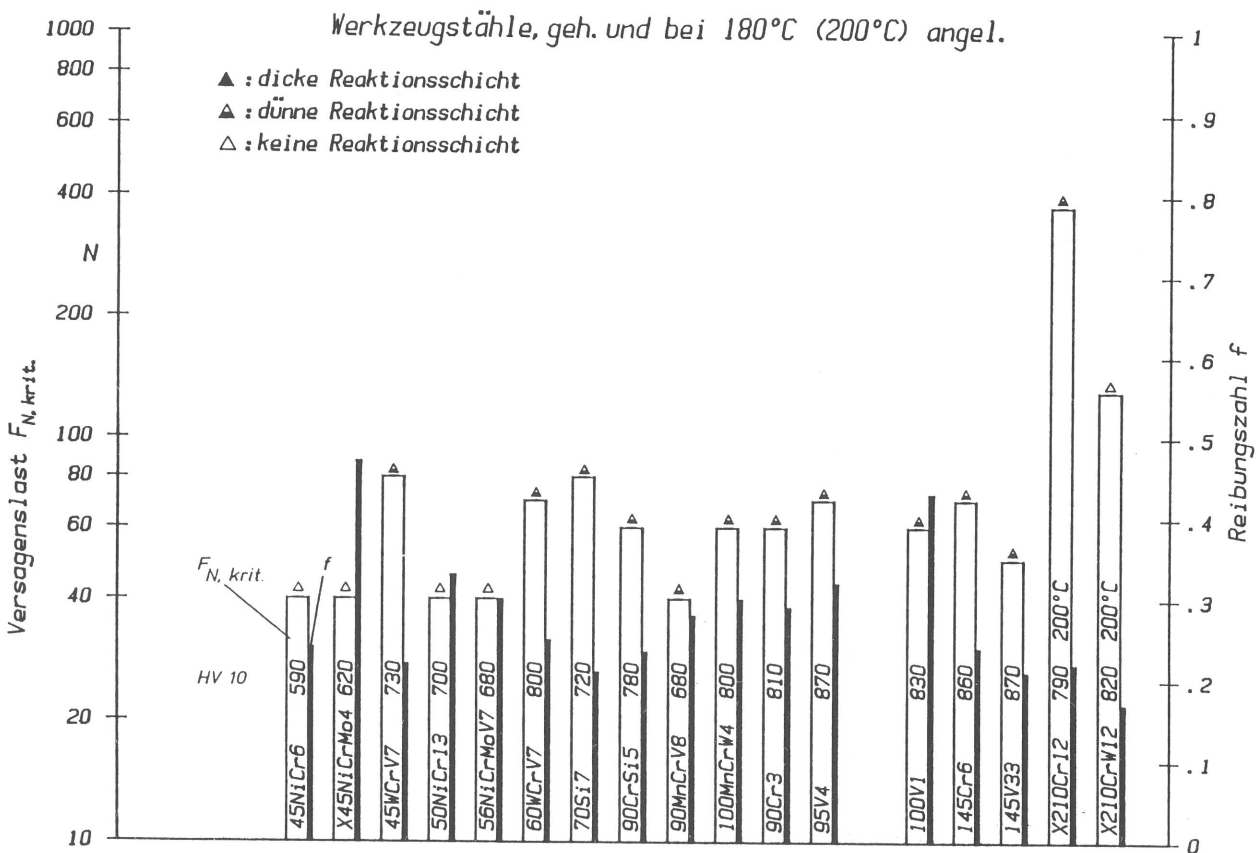


Bild 6.3.4

Versagenslasten und zugehörige Reibungszahlen von Werkzeugstählen, gehärtet und bei 180°C (200°C) angelassen

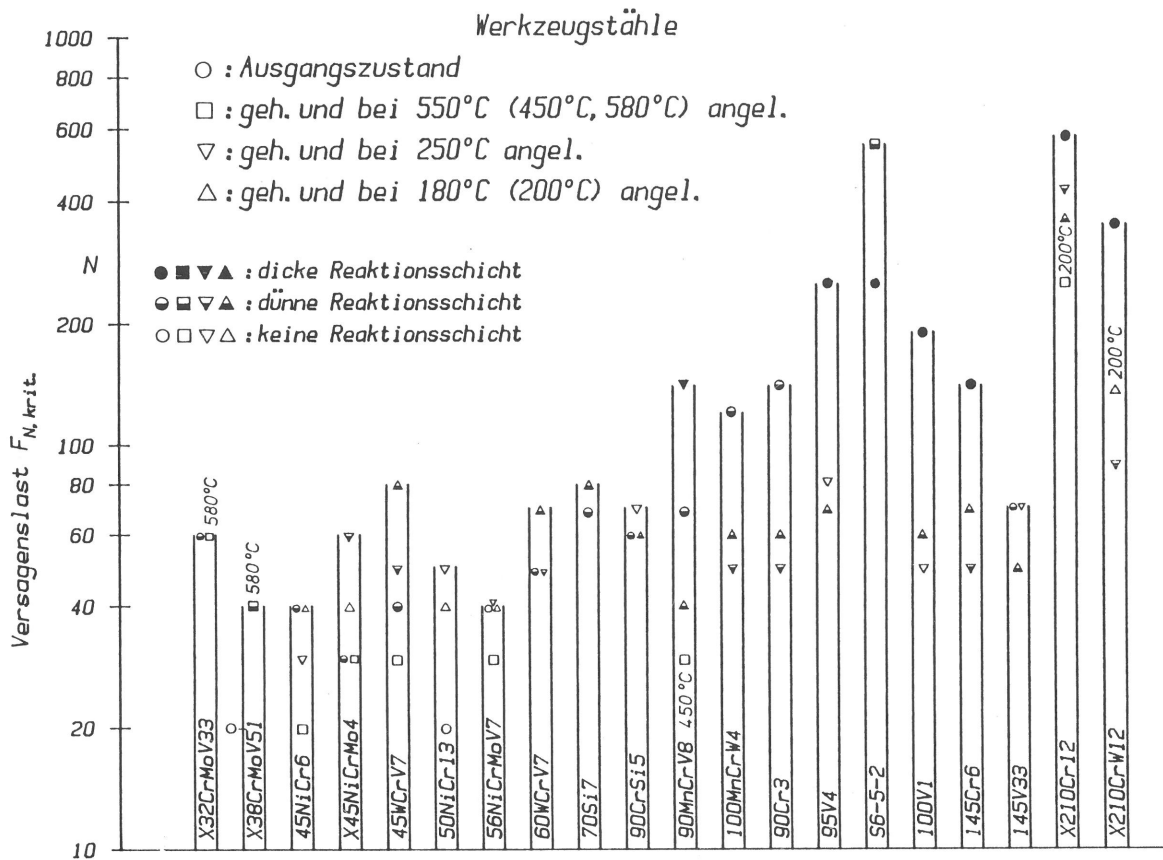


Bild 6.3.5

Versagenslasten von Werkzeugstählen in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen

I. Stähle, die im Ausgangszustand die höchste Versagenslast haben:

100MnCrW4, 90Cr3, 95V4,
 100V1, 145Cr6,
 X210Cr12, X210CrW12

II. Stähle, die im gehärteten und bei 580°C angelassenen Zustand die höchste Versagenslast haben:

X38CrMoV51, S 6-5-2

III. Stähle, die im gehärteten und bei 250°C angelassenen Zustand die höchste Versagenslast haben:

X45NiCrMo4, 50NiCr13, 90CrSi5,
 90MnCrV8

IV. Stähle, die im gehärteten und bei 180°C angelassenen Zustand die höchste Versagenslast haben:

45WCrV7, 60WCrV7, 70Si7

Bei den Stählen X32CrMoV33, 45NiCr6, 56NiCrMoV7 und 145V33 werden die höchsten Versagenslasten mit mehreren Werkstoffzuständen erreicht.

Zur Gruppe I gehören Stähle mit hohem Kohlenstoffgehalt. In Gruppe II sind der Warmarbeitsstahl X38CrMoV51 und der Schnellarbeitsstahl S 6-5-2 zu finden. In den Gruppen III und IV sind Stähle enthalten, die außer Chrom vor allem Nickel, Silizium, Vanadin und Wolfram enthalten.

Der Stahl 100Cr6 wurde durch unterschiedliche Wärmebehandlungen auf verschiedene Gefügestände und Härtewerte gebracht (Tabelle A10). Besonders hohe Versagenslasten haben die Werkstoffzustände mit martensitischem Gefüge und entsprechend hohen Härtewerten (Bild 6.3.6). Hier geht dem Versagen eine ausgeprägte Reaktionsschichtbildung voraus, während die Reaktionsschichten auf den anderen wärmebehandelten Probekörpern nur schwach oder gar nicht ausgeprägt waren.

Zusätzlich zu den Untersuchungen mit der Gleitgeschwindigkeit $v=0,5$ m/s wurden auch Versuche bei anderen Gleitge-

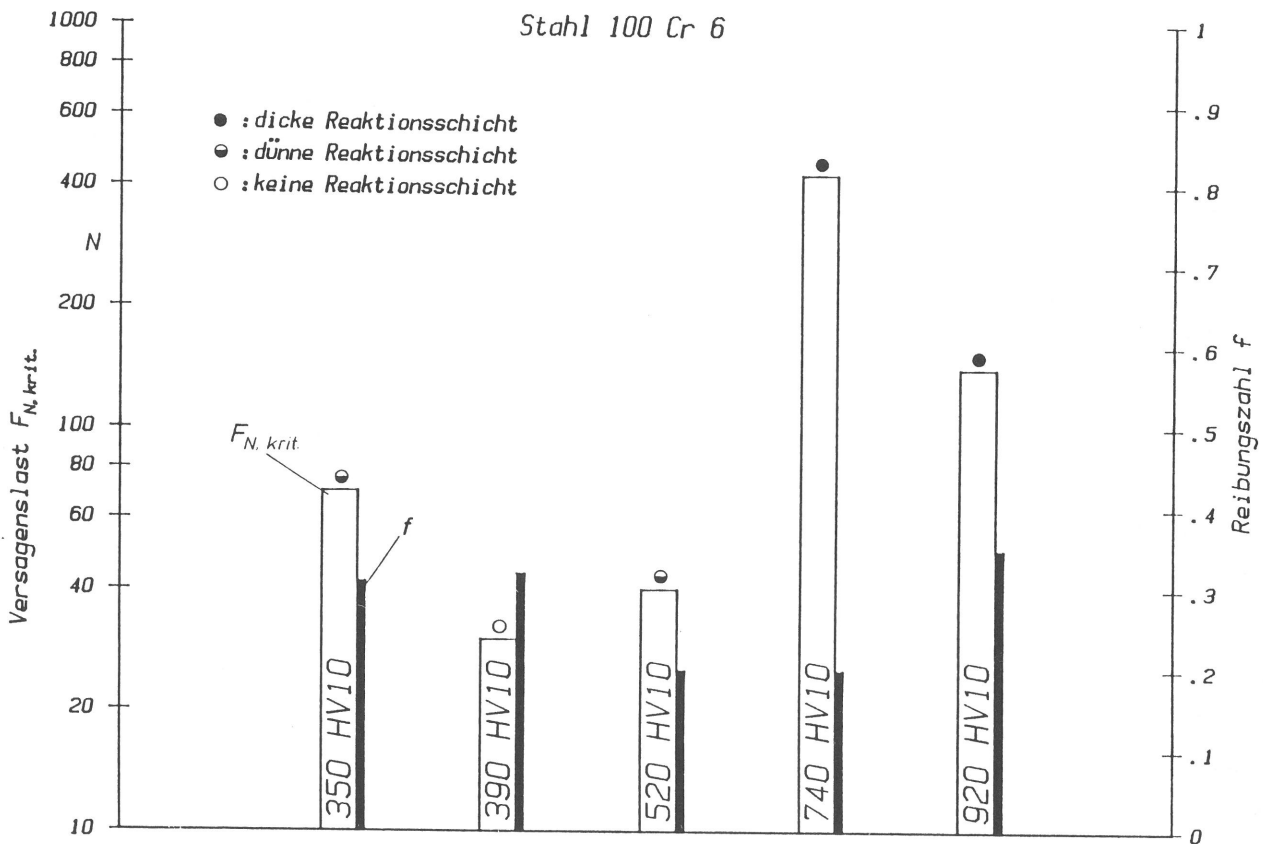
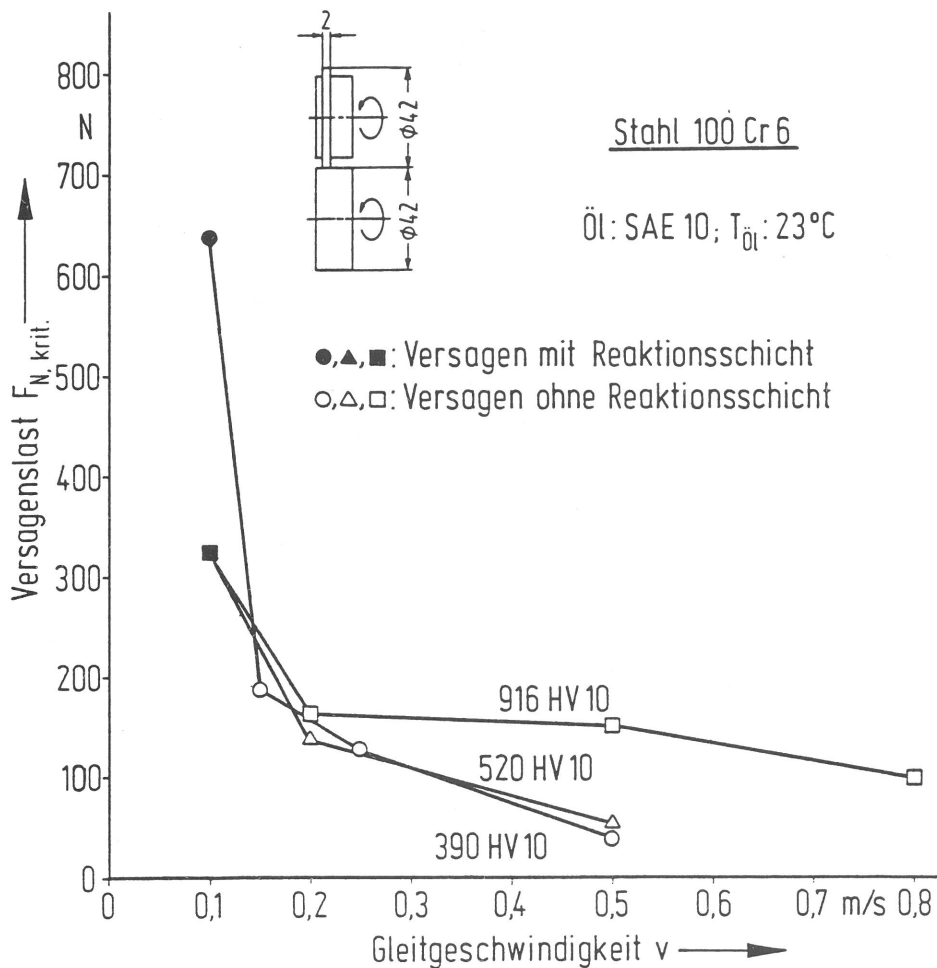


Bild 6.3.6

Versagenslasten und zugehörige Reibungszahlen von 100Cr6 in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen

schwindigkeiten durchgeführt. Mit abnehmender Gleitgeschwindigkeit wird die für die Reaktionsschichtbildung zur Verfügung stehende Zeit erhöht.

So wird bei $v=0,1$ m/s unabhängig von den Werkstoffzuständen durchweg eine Reaktionsschicht gebildet (Bild 6.3.7), wodurch die Versagenslast ansteigt. Hierbei weist der normalisierte Stahl mit einer Härte von 390 HV 10 die höchste Versagenslast auf. -



Von ausgewählten Probekörpern wurden rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Gleitflächen nach dem Versagen gemacht. Bild 6.3.8 zeigt die Gleitfläche des Stahles 50NiCr13, der zunächst im normalisierten Zustand untersucht wurde. Das Versagen erfolgte bei der relativ niedrigen Belastung von 20 N. Dabei trat nicht nur ein steiler Anstieg der Reibungszahl auf (siehe Bild 6.3.1!), sondern auch eine starke Zerklüftung der Gleitflächen (Bild 6.3.8). Durch das Härten und Anlassen bei 250°C wurde die Versagenslast auf 50 N angehoben. Der Anstieg der Reibungszahl (siehe Bild 6.3.3!) und die Schädigung der Gleitflächen ist jetzt

bedeutend geringer (Bild 6.3.9). In beiden Fällen erfolgte das Versagen ohne die vorherige Bildung einer Reaktionschicht.

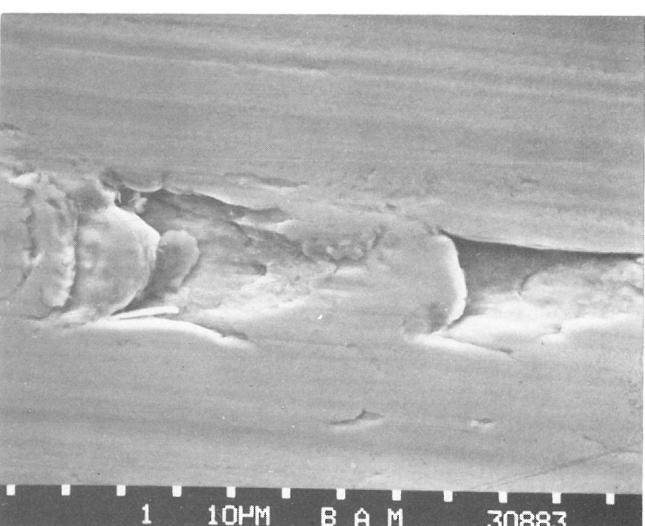
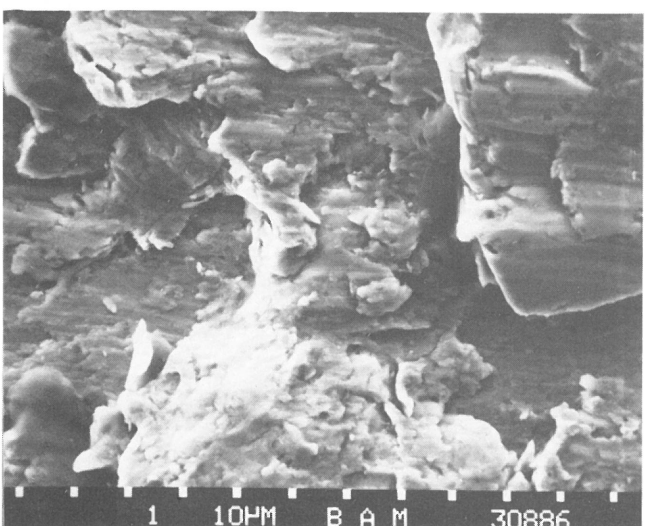
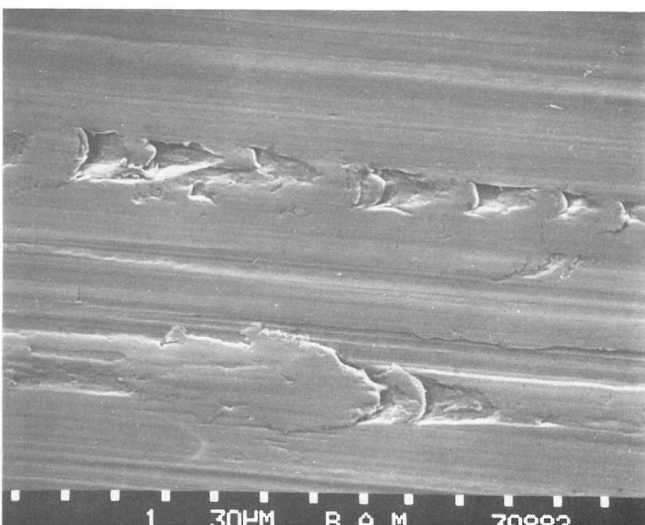
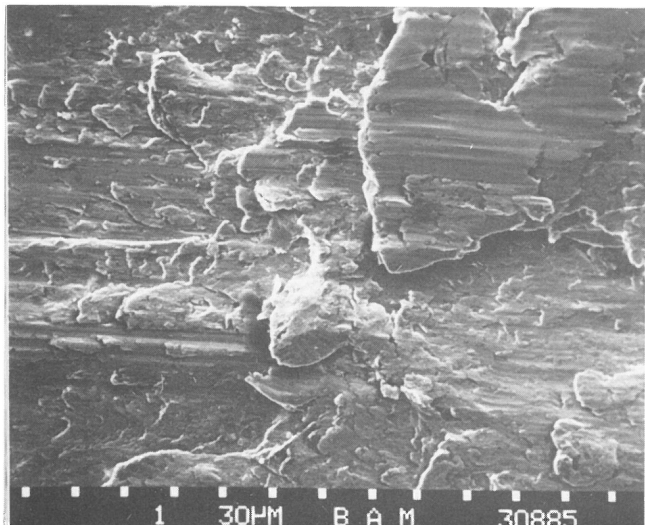
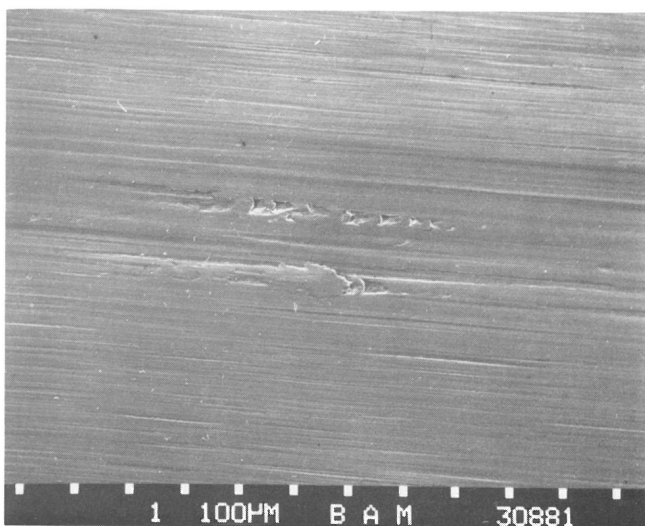
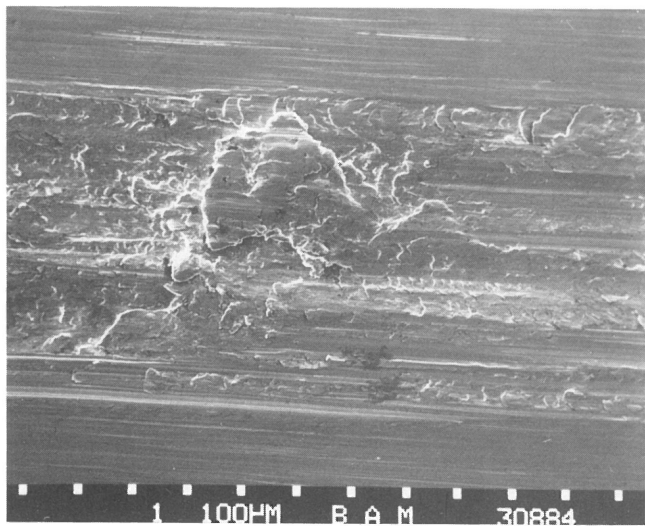


Bild 6.3.8
Gleitfläche von 50NiCr13, Ausgangszustand, nach dem Versagen

Bild 6.3.9
Gleitfläche von 50NiCr13, gehärtet und bei 250 °C angelassen, nach dem Versagen

In den nachfolgenden Beispielen bildete sich dagegen während der ersten Beanspruchungszyklen eine dünne Reaktionsschicht aus.

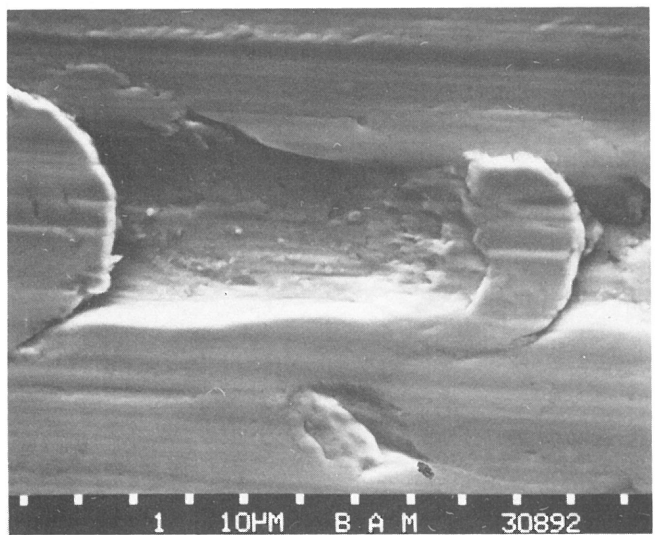
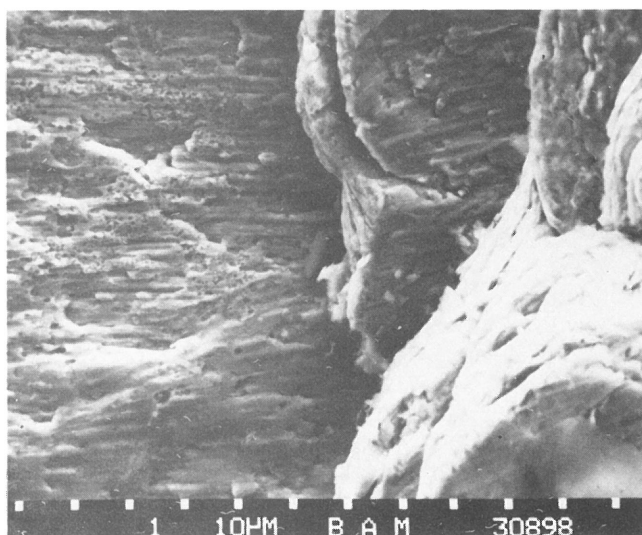
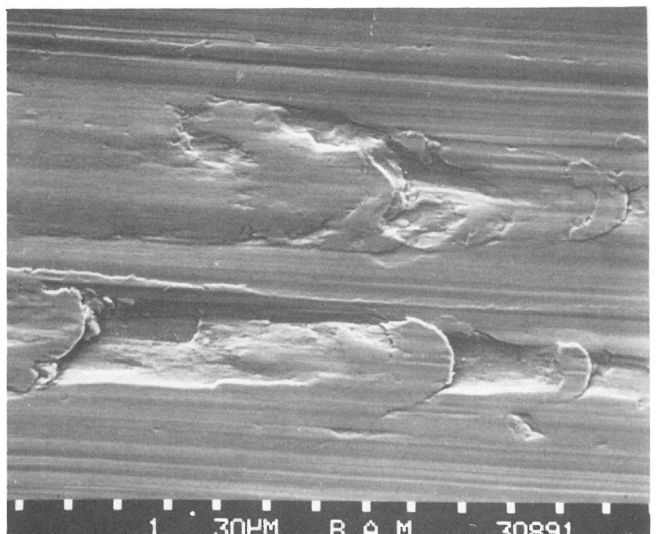
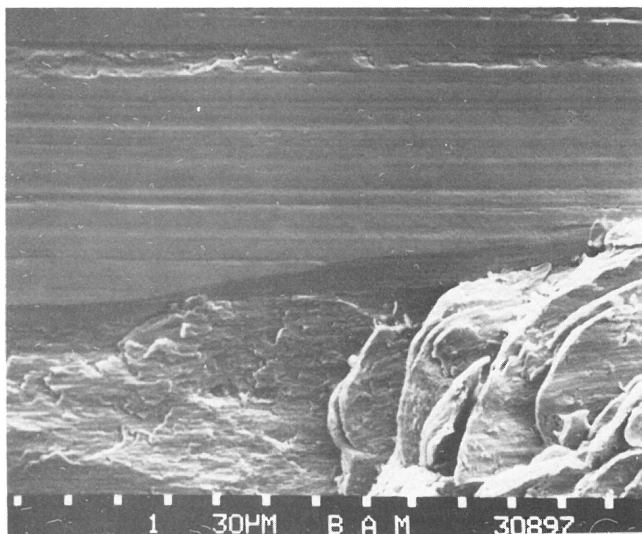
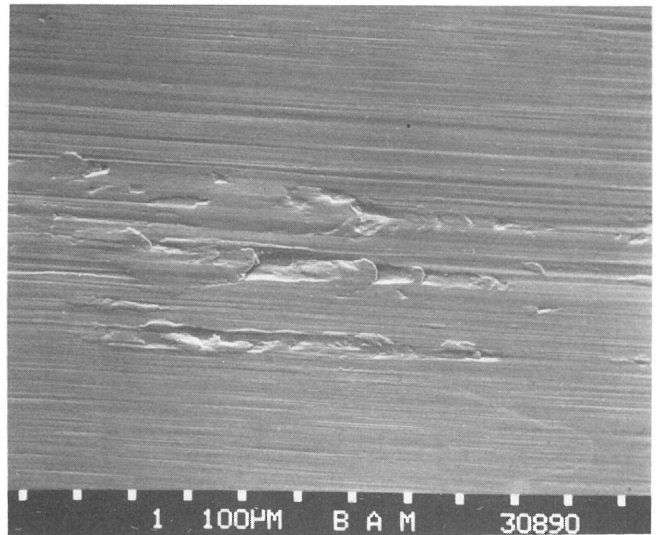
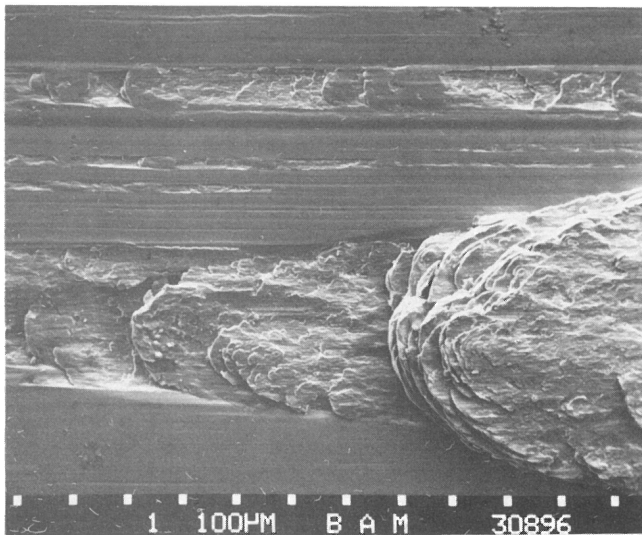


Bild 6.3.10:
Gleitfläche von 90Cr3, Ausgangszustand,
nach dem Versagen

Bild 6.3.11:
Gleitfläche von 90Cr3, gehärtet und
bei 250 °C angelassen, nach dem Versagen

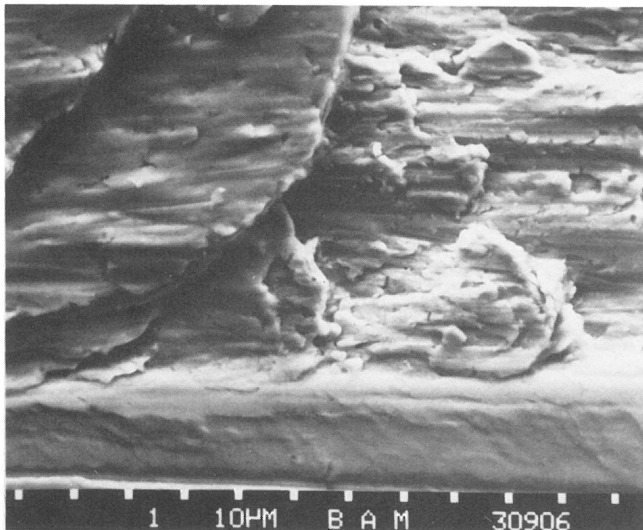
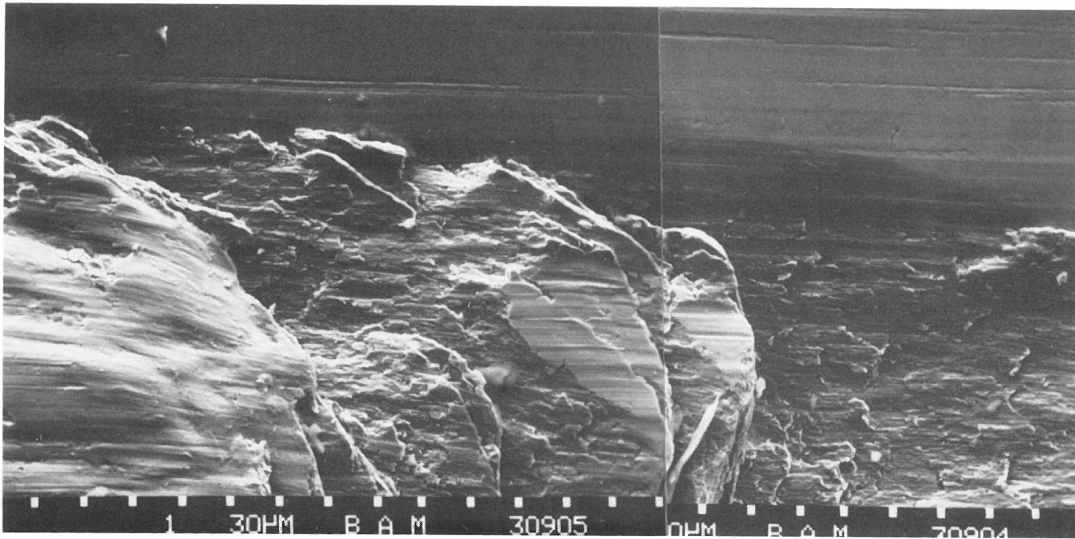
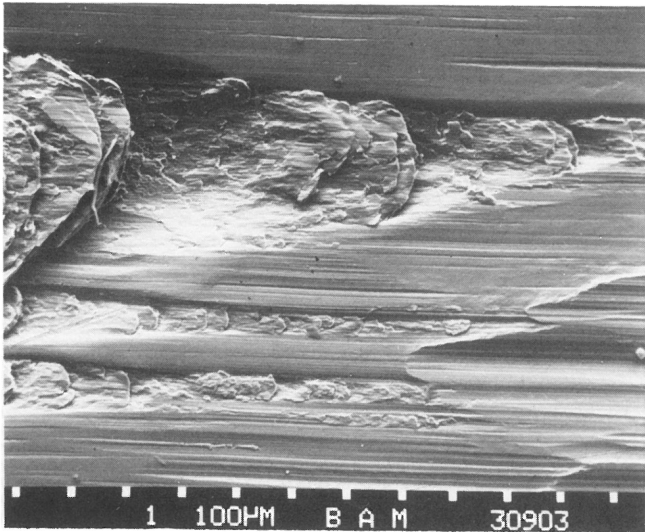


Bild 6.3.12

Gleitfläche von 95V4, Ausgangszustand,
nach dem Versagen

Der Stahl 90Cr3 versagte im weichgeglühten Zustand bei einer Belastung von 140 N. Das Versagen machte sich in einer stark erhöhten Reibungszahl (siehe Bild 6.3.1!) und in einer partiellen, plastischen Verformung der Oberflächenbereiche bemerkbar (Bild 6.3.10).

Das Härten und Anlassen bei 250°C hatte eine Abnahme der Versagenslast auf 50 N zur Folge, die sich in einem Anstieg der Reibungszahl auf 0,22 (siehe Bild 6.3.3!) und einer geringen Schädigung der Oberflächenbereiche (Bild 6.3.11) zeigte.

Eine dicke Reaktionsschicht bildet sich auf dem weichgeglühten 95V4. Das Versagen äußerte sich in einer stark erhöhten Reibungszahl (siehe Bild 6.3.1) und einer starken Schädigung der Gleitflächen (Bild 6.3.12).

Zusammenfassend läßt sich feststellen, daß auf den Gleitflächen der weichgeglühten oder normalisierten Stähle beim Versagen eine starke Zerstörung stattfindet, unabhängig davon, ob das Versagen bei niedrigen Belastungen ohne vorherige Bildung einer Reaktionsschicht erfolgt oder ob nach der Bildung von Reaktionsschichten hohe Belastungen ertragen werden. Das Härten und Anlassen führt in jedem Fall zu einer Abnahme der Schädigungsprozesse, sei es bei hohen Versagenslasten nach einer Reaktionsschichtbildung oder niedrigen Belastungen ohne Reaktionsschichtbildung.

Die starke Zerstörung der Gleitfläche war stets mit einer besonders hohen Reibungszahl verknüpft.

6.4 Rost- und säurebeständige Stähle

In dieser Gruppe wurden einmal die austenitischen Chrom-Nickel-Stähle untersucht: X10CrNiTi189, X10CrNiMoTi1810, X10CrNiNb1810, X15CrNiSi2520.

Diese Stähle sind nicht härtbar; sie wurden daher nur im Anlieferungszustand (Tabelle A11) eingesetzt. Es trat Versagen durchweg in der ersten Laststufe bei $F_N = 20$ N auf. Dabei stieg die Reibungszahl auf 0,5 an.

Ferner standen die chromhaltigen Stähle X20Cr13, X40Cr13 und X22CrNi17 im Ausgangszustand und in verschiedenen Vergütungszuständen zur Verfügung (Tabelle A11...A13). Auch bei diesen Stählen trat in den meisten Wärmebehandlungszuständen Versagen bei $F_N = 20$ N auf. Nur durch das Härten und Anlassen bei 180°C stieg die Versagenslast bei X20Cr13 auf $F_N = 30$ N und bei X40Cr13 auf $F_N = 40$ N an (Bild 6.4.1).

X 40 Cr 13

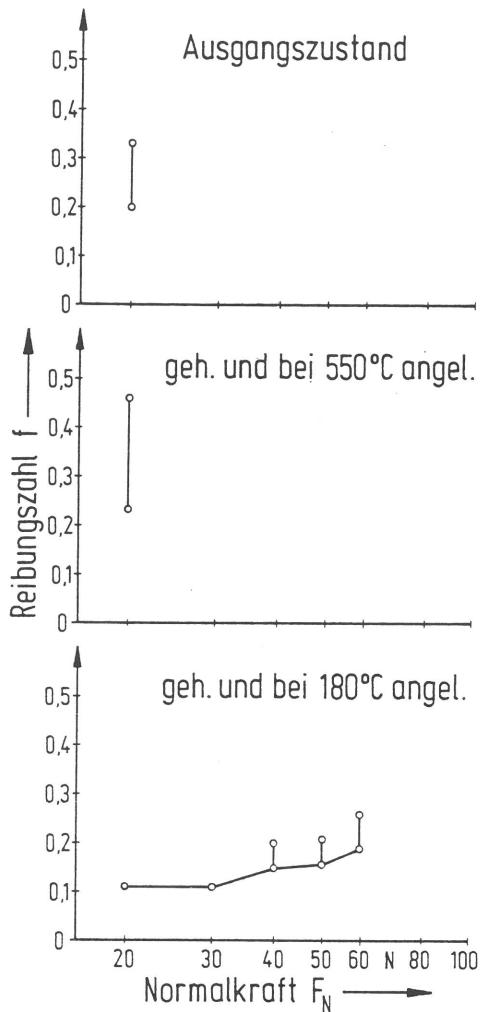


Bild 6.4.1

Reibungszahl-Normalkraft-Diagramme für X40Cr13 in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen

7. Diskussion

Die vorangehend geschilderten Untersuchungsergebnisse haben zunächst gezeigt, daß die äußere oxidische Reaktionsschicht, mit der metallische Werkstoffe in der Regel bedeckt sind, für das adhäsive Versagen von entscheidender Bedeutung ist. Wird die Dicke dieser Reaktionsschicht durch die tribologischen Beanspruchungen in den unteren Laststufen noch vergrößert, so werden hohe Versagenslasten erreicht. Ist dagegen die Verschleißgeschwindigkeit der Reaktionsschicht größer als ihre Nachbildungsgeschwindigkeit, so tritt in den meisten Fällen Versagen bei niedrigen Belastungen auf. Nachfolgend soll der Einfluß des Gefüges (a), des Kohlenstoffgehaltes sowie des Gehaltes der Legierungselemente Chrom, Nickel, Molybdän, Mangan und Vanadin (b) und der Einfluß der Härte (c) auf das Versagen diskutiert werden.

Hinsichtlich des Gefüges (a) ist der Einfluß folgender Bestandteile zu erörtern:

- Ferrit
- Zementit
- Sondercarbide
- Martensit
- Restaustenit
- Austenit

Ein hoher Ferritanteil wirkt sich günstig aus, wenn er die Bildung einer dickeren Reaktionsschicht ermöglicht. Dies ist bei den Stählen 9S20, C15, 15Cr3, 15Mo3, 16MnCr5 und 16MnCrS5 der Fall. Diese Stähle erreichen im normalisierten Zustand Versagenslasten zwischen 200 und 800 N. Abweichend davon versagen aber die Stähle Ck22, 20MnCr5 und 20MnCrS5, die im normalisierten Zustand ebenfalls einen recht hohen Ferritanteil haben, bei viel niedrigeren Belastungen von 50...60 N.

Bei diesen Stählen wachsen die Reaktionsschichten offenbar nur langsam wie auch bei den chrom-nickelhaltigen Stählen 15CrNi6, 17CrNiMo6, 14NiCr4 und 14NiCr18, die ebenfalls bei niedrigen Belastungen (40...70 N) versagen. Demgegenüber bilden die Stähle C35 oder 28Cr4, die auch noch hohe Ferritanteile aufweisen, dickere Reaktionsschichten, durch welche die Versagenslasten angehoben werden.

Zementit neigt als Eisen-Kohlenstoff-Verbindung weniger zur Bildung einer Reaktionsschicht als Ferrit. Daher überrascht es nicht, daß bei untereutektoiden Stählen die Versagenslast mit steigendem Zementitanteil (Kohlenstoffgehalt) tendenziell abnimmt, wie dies am Beispiel der Kohlenstoffstähle (Bild 7.1) und der chrom-molybdänhaltigen Stähle (siehe Bild 6.2.3!) ersichtlich ist. Der Stahl Ck22 bildet eine Ausnahme. Bei einigen übereutektoiden Stählen lag im Anlieferungszustand körniger Zementit in einer ferritischen Grundmasse vor. Körniger Zementit nimmt ein geringeres Volumen als lamellarer Zementit ein, dementsprechend ist der volumetrische Ferritanteil vergrößert. Hierdurch wird die Reaktionsschichtbildung begünstigt, wie z. B. bei den Stählen 90Cr3, 95V4 und 100V1, die daher hohe Versagenslasten bis zu 200 N erreichen (siehe Bild 6.3.1!).

Die hier durchgeführten adhäsiven Versagensuntersuchungen,

bei denen der Anstieg der Reibungszahl gemessen wird, führen also zu anderen Ergebnissen als die von Gregory /22/ beschriebenen adhäsiven Verschleißuntersuchungen, bei denen der verschleißbedingte Materialverlust bestimmt wurde. Unter den Bedingungen des adhäsiven Verschleißes wirkte sich nämlich ein hoher Zementitgehalt günstig aus. Ein perlitisches Gefüge mit lamellarem Zementit hatte einen niedrigeren Verschleiß als ein ferritisches Gefüge mit eingeformtem Zementit.

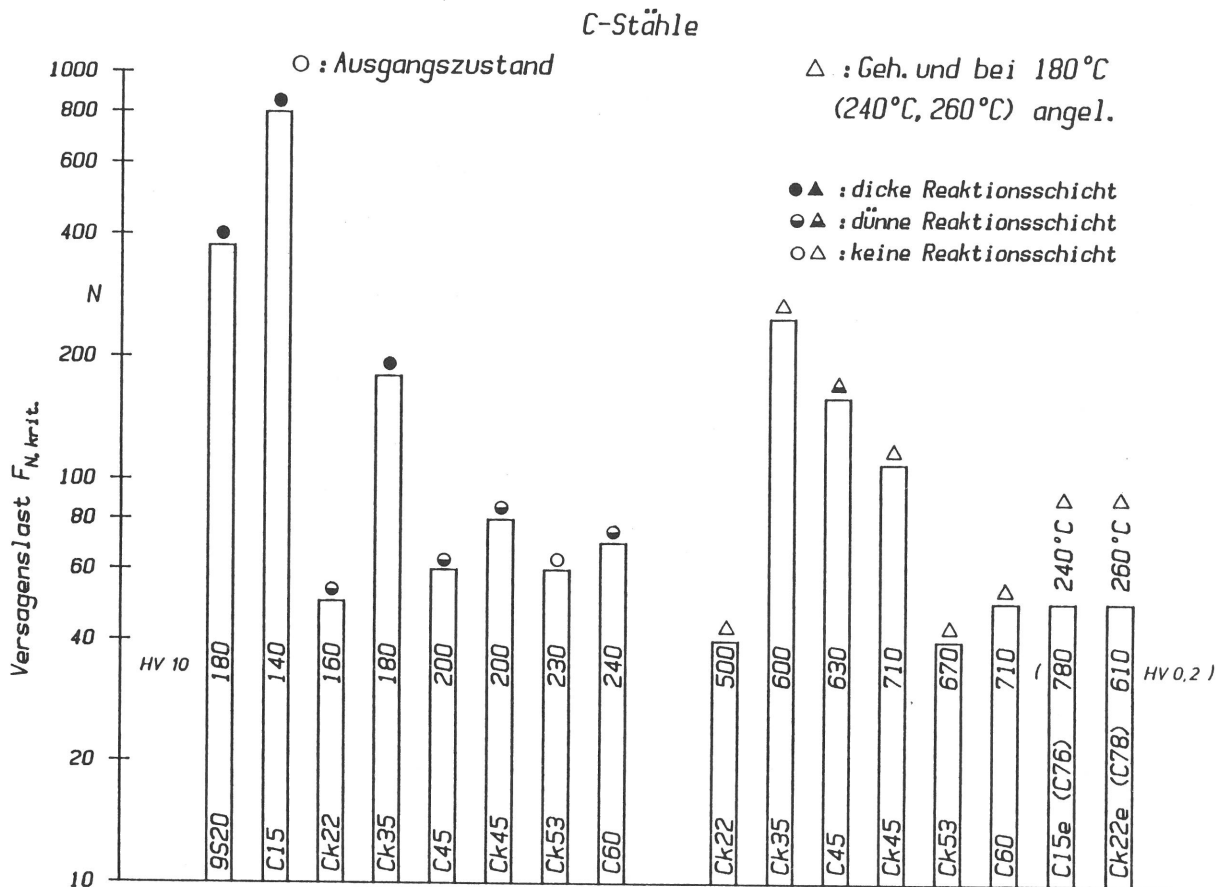


Bild 7.1

Versagenslasten von Kohlenstoffstählen, Ausgangszustand sowie gehärtet und bei 180°C (240°C, 260°C) angelassen

Während nach den hier durchgeführten Untersuchungen Zementit wegen seiner Einschränkung der Reaktionsschichtbildung den Widerstand gegenüber adhäsivem Versagen vermindert, wirkte sich die Anwesenheit von Sondercarbiden, wie sie in den Stählen S 6-5-2, X210Cr12 und X210CrW12 vorliegen, positiv aus (siehe Bild 6.3.5!). Diese Stähle erreichen in den verschiedenen Wärmebehandlungszuständen hohe Versagenslasten.

Wird durch Härten und Anlassen ein überwiegend martensitisches Gefüge gebildet, so ist die tribologisch bedingte

Reaktionsschichtbildung in den meisten Fällen nur schwach ausgeprägt. Daher wird bei Stählen, die im normalisierten oder weichgeglühten Zustand dickere Reaktionsschichten bilden, die Versagenslast durch ein Härten und Anlassen bei 180°C vermindert, wie z. B. bei den Stählen Ck53, C60, 28Cr4, 34Cr4, 41Cr4, 16CrMo4, 25CrMo4 (siehe Bild 6.2.6!) sowie 100MnCrW4, 90Cr3, 95V4, 100V1, 145Cr6, X210Cr12 und X210CrW12 (siehe Bild 6.3.5!). Das gleiche gilt für die Einsatzstähle 9S20, C15, 15Cr3, 16MnCr5, 16MnCrS5 und RAE 1H (siehe Bild 6.1.7!), deren Kohlenstoffgehalt in den Randbereichen durch das Aufkohlen vor dem Härten erhöht wurde. Der beim Versagen gemessene Anstieg der Reibungszahl und die Schädigung der Gleitflächen ist aber für die martensitischen Gefügestände meistens wesentlich geringer als für die ferritisch-zementitischen Zustände.

Bei den Stählen, die im normalisierten Zustand nur wenig zur Bildung von Reaktionsschichten neigen, bewirkt ein martensitisches Gefüge dagegen eine Erhöhung der Versagenslast wie bei den Stählen C45, Ck45, 42CrMo4, 50CrMo4, 50CrV4, 21CrMoV57, 51CrMoV4 (siehe Bild 6.2.6!) sowie X45NiCrMo4, 45WCrV7, 50NiCr13, 60WCrV7, 70Si7, 90CrSi5 und 90MnCrV8 (siehe Bild 6.3.5!).

Der Einfluß des Restaustenitgehaltes wurde bei den einsatzgehärteten Stählen untersucht (siehe Bild 6.1.5!). Danach macht sich ein unterschiedlicher Restaustenitgehalt nicht auf die Höhe der Versagenslast bemerkbar. Die Beobachtungen von Mewann und Lechner /12/, die an Stirnradpaarungen gewonnen wurden, konnten damit nicht bestätigt werden.

Dagegen wirkt sich ein stabiles austenitisches Gefüge sehr ungünstig aus. Die austenitischen Stähle versagen in der niedrigsten Laststufe bei $F_N = 20 \text{ N}$, wie es nach anderen Untersuchungen /13...20/ zu erwarten war.

Nach dem Einfluß des Gefüges soll im folgenden der Einfluß des Kohlenstoffgehaltes und des Gehaltes der verschiedenen Legierungselemente erörtert werden.

Der Einfluß des Kohlenstoffgehaltes der unlegierten Stähle auf die Höhe der Versagenslast kann Bild 7.1 entnommen werden. Im normalisierten Zustand haben die Stähle 9S20, C15 und Ck35 und im gehärteten und bei 180°C angelassenen

Zustand die Stähle Ck35, C45 und Ck45 besonders hohe Versagenslasten.

Wenn nicht der Stahl Ck22 mit seinen niedrigen Versagenslasten im normalisierten und im gehärteten und angelassenen Zustand aus dem Rahmen fallen würde, könnte der Schluß gezogen werden, daß die Versagenslast bei unlegierten Stählen mit niedrigem Kohlenstoffgehalt besonders hoch ist.

Nach den unlegierten Stählen sollen die mit Chrom legierten Stähle betrachtet werden. Dazu sind in Tabelle 7.1 die für den Ausgangszustand und für den gehärteten und bei 180 °C angelassenen Zustand ermittelten Versagenslasten in Abhängigkeit vom Chrom- und Kohlenstoffgehalt dargestellt.

%C \ %Cr	<0,2	0,7	1	1,5	12...13
0,15	C15 I. 800 N ●	15Cr3 I. 600 N ●			
0,2	Ck22 I. 50 N ○ II. 40 N △				X20Cr13 I. 20 N ○ II. 30 N △
0,28			28Cr4 I. 225 N ● II. 50 N △		
0,35	Ck35 I. 180 N ● II. 245 N △		34Cr4 I. 110 N ● II. 50 N △		
0,4			41Cr4 I. 125 N ○ II. 40 N △		X40Cr13 I. 20 N ○ II. 55 N △
0,6	C60 I. 70 N ○ II. 50 N △				
0,8	C15, einsatzg. ----- II. 50 N △	15Cr3, einsatzg. ----- II. 40 N △			
0,9		90Cr3 I. 145 N ○ II. 60 N △			
1,45				145Cr6 I. 140 N ● II. 70 N △	
2,1					X210Cr12 I. 580 N ● II. 375 N △

I. Ausgangszustand
II. Gehärtet und bei 180 °C angelassen

●▲ : dicke Reaktionsschicht
○▲ : dünne Reaktionsschicht
○△ : keine Reaktionsschicht

Tabelle 7.1

Versagenslasten von Stählen in Abhängigkeit vom Chrom- und Kohlenstoffgehalt

Danach nimmt im normalisierten Ausgangszustand die Versagenslast bei annähernd gleichem Kohlenstoffgehalt mit steigendem Chromgehalt ab (Beispiele: C15 → 15Cr3; Ck22 → X20Cr13; Ck35 → 34Cr4; 41Cr4 → X40Cr13). Dies gilt auch für den gehärteten Zustand mit Ausnahme des Stahles X40Cr13, der eine höhere Versagenslast als der Stahl 41Cr4 hat.

Damit werden die Ergebnisse der Untersuchungen von Diergarten et al /9/, Kloos /10/ und Begelinger et al /11/ bestätigt.

Mit gleichzeitig steigendem Kohlenstoff- und Chromgehalt kommt es bei Kohlenstoffgehalten über 0,8 % zu einem Anstieg der Versagenslast, wofür die im Gefüge enthaltenen Chromcarbide verantwortlich sein dürften.

Als nächstes sollen die Chrom-Nickel-Stähle betrachtet werden. Dazu ist in Tabelle 7.2 die Versagenslast für unterschiedliche Kohlenstoff- und Nickelgehalte aufgetragen. Danach wird die Versagenslast insbesondere bei Stählen mit niedrigen Kohlenstoffgehalten durch Nickel erniedrigt. Dies gilt sowohl für den normalisierten bzw. weichgeglühten Ausgangszustand als auch für den gehärteten Zustand. Im aufgekohlten und gehärteten (einsatzgehärteten) Zustand wirkt sich bei durchweg niedrigen Versagenslasten Nickel nicht mehr negativ aus.

%Ni \ %C	0,1	1	1,4...1,7	2,0	3,1...3,7	4,3	10
0,04 ... 0,06	9S20 I. 375 N ●						X10CrNiTi18 9 I. 20 N O
0,14 ... 0,17	C15 I. 800 N ●		15CrNi6 (1,4%Cr) I. 40 N O		14NiCr14 (0,69%Cr) I. 40 N O	14NiCr18 (1,01%Cr) I. 50 N O	
0,30 ... 0,35	Ck35 I. 180 N ● II. 245 N Δ		34CrNiMo6 (1,54%Cr) I. 40 N O II. 40 N Δ	30CrNiMo8 (1,95%Cr) I. 50 N O II. 50 N Δ			
0,45	Ck45 I. 80 N ○ II. 110 N Δ	45NiCr6 (1,6%Cr) I. 40 N ○ II. 40 N Δ			X45CrNiMo4 (1,29%Cr) I. 30 N ○ II. 40 N Δ		
0,7 ... 0,9	C15 einsatzg. II. 50 N Δ				14NiCr14 einsatzg. II. 50 N Δ	14NiCr18 einsatzg. II. 50 N Δ	

I. Ausgangszustand
II. Gehärtet und bei 180°C angelassen

● ▲ : dicke Reaktionsschicht
○ ▲ : dünne Reaktionsschicht
○ Δ : keine Reaktionsschicht

Tabelle 7.2

Versagenslasten von Stählen in Abhängigkeit vom Nickel- und Kohlenstoffgehalt

Der Einfluß von Molybdän kann durch den Vergleich der Versagenslasten der Stähle C15 und 15Mo3 sowie von Stählen mit Chrom und Molybdän mit Stählen ohne Molybdän und ohne Chrom beurteilt werden (Tabelle 7.3). Im normalisierten Zustand wird durch die Anwesenheit von Molybdän die Versagenslast durchweg erniedrigt. Bei den gehärteten und angelassenen Stählen Ck35 und Ck45 wird die durch Chrom verminderte Versagenslast durch Molybdän dagegen nicht noch weiter abgesenkt.

Stahl	Wärmebehandlung	
	normalisiert	gehärtet und bei 180°C angelassen
C15	800 N ●	
15Mo3	190 N ●	
C15	800 N ●	
15Cr3	600 N ●	
16CrMo4	225 N ●	
Ck35		250 N Δ
34Cr4		50 N Δ
34CrMo4		50 N Δ
Ck45		110 N Δ
41Cr4		40 N Δ
42CrMo4		40 N Δ

●▲ : dicke Reaktionsschicht
 ●▲ : dünne Reaktionsschicht
 ○Δ : keine Reaktionsschicht

Tabelle 7.3

Versagenslasten von Stählen mit Chrom und Molybdän

Mangan hat bei Stählen mit ca. 0,15 bis 0,2 % C einen vernachlässigbaren Einfluß auf die Höhe der Versagenslast, wie ein Vergleich der Versagenslasten der in Tabelle 7.4 zusammengestellten Stähle zeigt.

Stahl	Wärmebehandlung	
	normalisiert	einsatzgehärtet und bei 180°C angelassen
C15	800 N ●	50 N Δ
16MnCr5	600 N ●	40 N Δ
16MnCrS5	650 N ●	40 N Δ
Ck22	50 N ●	50 N Δ
20MnCr5	60 N ●	50 N ▲
20MnCrS5	50 N ○	40 N Δ

●▲ : dicke Reaktionsschicht
 ●▲ : dünne Reaktionsschicht
 ○Δ : keine Reaktionsschicht

Tabelle 7.4

Versagenslasten von Stählen mit Mangan und Chrom

Stahl	Wärmebehandlung	
	normalisiert oder weichgeglüht	gehärtet und bei 180°C angelassen
Ck53	60 N ○	40 N △
50CrMo4	40 N ○	70 N △
50CrV4	50 N ○	90 N △
51CrMoV4	60 N ●	80 N △
90Cr3	140 N ●	60 N ▲
100V1	190 N ●	60 N ▲
95V4	250 N ●	70 N ▲
145Cr6	140 N ●	70 N ▲
145V33	70 N ●	50 N ▲

●▲ : dicke Reaktionsschicht
●▲ : dünne Reaktionsschicht
○△ : keine Reaktionsschicht

Tabelle 7.5

Versagenslasten von Stählen mit
Chrom, Molybdän und Vanadin

Durch einen Vanadin-Zusatz in chromhaltigen Stählen wird die Versagenslast etwas angehoben (Tabelle 7.5). Bei Kohlenstoffgehalten um 1 % haben Stähle mit geringen Vanadin-Zusätzen im weichgeglühten Zustand eine höhere Versagenslast als chromhaltige Stähle. Die bei höheren Vanadin- und Kohlenstoffgehalten im Gefüge enthaltenen Vanadincarbide erniedrigen offenbar die Versagenslast.

Zur Beurteilung des Einflusses von Wolfram können die beiden Stähle X210Cr12 und X210CrW12 herangezogen werden. Der wolframhaltige Stahl hat durchweg die niedrigeren Versagenslasten (siehe Bild 6.3.5!). Die untereutektoiden Stähle 45WCrV7 und 60WCrV7 haben aber vor allem im gehärteten und bei 180°C angelassenen Zustand im Vergleich zu den Stählen mit vergleichbarem Kohlenstoffgehalt und anderen Legierungselementen relativ hohe Versagenslasten.

Zusammenfassend lassen sich zu der Wirkung der Legierungselemente folgende Aussagen machen:

- Chrom vermindert bei niedrigen Kohlenstoffgehalten die Versagenslast; bei hohen Kohlenstoff- und Chromgehalten, welche die Bildung von Chromcarbiden gewährleisten, werden hohe Versagenslasten erreicht.
- Nickel vermindert die Versagenslast bei niedrigen Kohlenstoffgehalten. Bei einsatzgehärteten Stählen mit Kohlenstoffgehalten zwischen 0,67 und 0,91 % hat Nickel dagegen keinen Einfluß auf die Versagenslast.

- Molybdän, dessen Wirkung in Stählen mit Kohlenstoffgehalten zwischen 0,15 und 0,45 % bei Chromgehalten um 1 % untersucht wurde, vermindert die Versagenslast im normalisierten Zustand, während es im gehärteten Zustand ohne Einfluß ist.
- Mangan hat in normalisierten sowie aufgekohlten und gehärteten Einsatzstählen keinen Einfluß.
- Vanadin wirkt dem ungünstigen Einfluß von Chrom und Molybdän entgegen. Liegt es als Vanadincarbid vor, so sinkt die Versagenslast.
- Wolfram wirkt sich in Stählen mit Kohlenstoffgehalten zwischen 0,45 und 0,60 % positiv aus. In Stählen mit hohen Kohlenstoff- und Chromgehalten verringert es die Versagenslast.

Es bleibt der Einfluß der Härte zu diskutieren. Dazu sind in Tabelle 7.6 Stähle mit besonders hoher und mit besonders niedriger Versagenslast zusammengestellt. Da einerseits die weichen, nicht aufgekohlten Einsatzstähle hohe Versagenslasten erreichen, andererseits aber die weichen korrosions-

Stahl	Wärmebehandlung	Härte HV10	Versagens- last N
C15	normalisiert	140	800
16MnCrS5	"	170	650
16MnCr5	"	190	600
15Cr3	"	150	600
X210Cr12	weichgeglüht	230	580
S 6-5-2	gehärtet und bei 550°C angel.	830	500
X210Cr12	gehärtet und bei 200°C angel.	790	375
9S20	normalisiert	180	375
S 6-5-2	weichgeglüht	230	250
Ck35	gehärtet und bei 180°C angel.	600	250
X40Cr13	" " " " "	610	40
30CrNiMo8	gehärtet und bei 550°C angel.	380	30
21CrMoV57	gehärtet und bei 680°C angel.	310	30
34CrNiMo6	gehärtet und bei 180°C angel.	540	30
16MnCr5	" " " " "	470	30
X20Cr13	" " " " "	520	20
50NiCr13	weichgeglüht	250	20
X10CrNiTi18 9	unbekannt	160	20

Tabelle 7.6

Versagenslasten von Stählen unterschiedlicher Härte

beständigen Stähle mit hohen Chrom- und Nickelgehalten bei niedrigen Belastungen versagen, kann der Härte keine dominierende Rolle zugeschrieben werden, wie auch andere Untersuchungen gezeigt haben /8, 12, 25/. Die Einlagerung von harten Carbiden kann sich positiv auswirken wie z. B. von Chromcarbiden in Stahl X210Cr13. Im Stahl 145V33 bewirkten die Vanadincarbide dagegen keine erhöhte Versagenslast.

8. Folgerungen

Die unter den gegebenen Versuchsbedingungen erreichbaren Versagenslasten liegen zwischen 250 und 800 N, was Hertzschen Pressungen zwischen 660 und 1180 N/mm² entspricht (siehe Tabelle A15 des Anhangs!). Bei größeren hydrodynamisch wirksamen Geschwindigkeiten konnten dagegen infolge des Aufbaus eines die Gleitpartner weitgehend trennenden EHD-Filmes Pressungen bis zu 6000 N/mm² erreicht werden /7/.

Wird bei diesen Pressungen der EHD-Film durchbrochen, so dürfte mit allen untersuchten Stählen ein adhäsiv bedingtes Versagen nur dann zu vermeiden sein, wenn sich mit EP-Additivendes Schmierstoffes spontan Reaktionsschichten bilden oder wenn die Eigenschaften der Oberflächenbereiche der Stähle durch spezielle Behandlungen wie z. B. Nitrieren oder Nitrocarburieren verändert werden /26/.

Bei niedrigeren Pressungen kann man dagegen durch eine geeignete Stahlauswahl einen ausreichend hohen Widerstand gegenüber adhäsivem Versagen erreichen. Nach den hier gewonnenen Ergebnissen eignen sich hierzu einerseits normalisierte Stähle mit niedrigem Kohlenstoffgehalt und niedrigem Gehalt an Legierungselementen (siehe Tabelle 7.6).

Andererseits haben aber auch Stähle mit einem hohen Gehalt an Carbiden (S 6-5-2, X210Cr12) einen hohen Widerstand gegenüber adhäsivem Versagen. Da solche Stähle zusätzlich einen hohen Abrasionswiderstand aufweisen, sind sie bei den normalerweise im tribotechnischen System vorliegenden komplexen Beanspruchungen im allgemeinen den zuerst genannten Stählen vorzuziehen.

Literatur

- /1/ Czichos, H., K. Kirschke
Investigations into film failure
(transition point) of lubricated
concentrated contacts
Wear 22, S. 321 - 336 (1972)
- /2/ Czichos, H.
Failure modes of sliding lubricated
concentrated contacts
Wear 28, S. 95 - 101 (1974)
- /3/ Czichos, H.
Failure criteria in thin film lubrication -
the concept of a failure surface
Tribology 7, S. 14 - 20 (1974)
- /4/ Czichos, H.
Tribometrische Untersuchung der Versagens-
grenzen von Gleitreibungssystemen
mit Hertzischem Kontakt im Mischreibungs-
gebiet
Materialprüfung 16, S. 32 - 37 (1974)
- /5/ Czichos, H.
Film failure of sliding Hertzian contacts:
the influence of contact geometry
Int. Lubr. Conference Tokyo 1975
- /6/ Czichos, H.
Failure criteria in thin film lubrication:
investigation of the different
stages of film failure
Wear 36, S. 13 - 17 (1976)
- /7/ Czichos, H.
Influence of asperity contact conditions
on the failure of sliding elastohydro-
dynamic contacts
Wear 41, S. 1 - 14 (1977)
- /8/ Matveevsky, R. M., V. M. Sinaisky und
I. A. Buyanovsky

Contributions to the influence of retained austenite content in Steels on the temperature stability of boundary lubricant layers in friction

Trans ASME 97, S. 512 - 515 (1975)

- /9/ Diergarten, H., J. Stöcker und H. Werner
Erfahrungen mit dem Vierkugelapparat zur Beurteilung von Schmierstoffen
Erdöl und Kohle 8, S. 312 - 318 (1955)
- /10/ Kloos, K.-H.
Werkstoffpaarung und Gleitreibungsverhalten in Fertigung und Konstruktion
Fortschrittberichte der VDI Zeitschriften Reihe 2, Nr. 25 (1972)
- /11/ Begelinger, A., A. W. J. de Gee und G. Salomon
Failure of thin film lubrication - function - oriented characterization of additives and steels
ASLE-Trans 23, S. 23 - 34 (1980)
- /12/ Niemann, G. und G. Lechner
Die Freß-Grenzlast bei Stirnrädern aus Stahl
Erdöl und Kohle 20, S. 96 - 106 (1967)
- /13/ Sikorski, M. E.
Correlation of the coefficient of adhesion with various physical and mechanical properties of metals
Trans ASME, JOBE 85, S. 279 - 285 (1963)
- /14/ Buckley, D. H. und R. L. Johnson
The influence of crystal structure and some properties of hexagonal metals on friction and adhesion
Wear 11, S. 405 - 419 (1968)
- /15/ Habig, K.-H.
Zur Struktur- und Orientierungsabhängigkeit der Adhäsion und trockenen Gleitreibung von Metallen
Materialprüfung 10, S. 417 - 419 (1968)
- /16/ Habig, K.-H., K. Kirschke, W.-W. Maennig, H. Tischer
Festkörpergleitreibung und Verschleiß von Eisen,

Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium in
einem Sauerstoff-Stickstoff-Gemisch zwischen
760 und 2×10^{-7} Torr
Wear 22, S. 373 - 398 (1972)

- /17/ Dübler, H., H. G. Feller, K. Hack, E. Matschat
Trockengleitreibung und Verschleiß von reinen Metallen
im Vakuum von 5×10^{-6} Torr
Z. Metallkunde 61, S. 861 - 865 (1970)
- /18/ Moeller, C. E., M. C. Noland
Cold welding tendencies and frictional studies of
clean metals in ultra-high-vacuum
ASLE Trans 10, S. 146 - 157 (1967)
- /19/ Alison, P. J., H. Wilman
The different behaviour of hexagonal and cubic metals
in their friction, wear and work hardening during abrasion
Brit. J. Appl. Phys. 15, S. 281 - 289 (1964)
- /20/ Buckley, D. H.
The influence of the atomic nature of crystalline materials
on friction
ASLE Trans 11, S. 89 - 100 (1968)
- /21/ Boas, M., A. Rosen
Effect of load on the adhesive wear of steels
Wear 44, S. 213 - 222 (1977)
- /22/ Gregory, I. C.
Thermal and chemico-thermal treatments of ferrous
materials to reduce wear
Tribology 3, S. 73 - 83 (1970)
- /23/ Czichos, H., K.-H. Habig
Wear of medium carbon steel - a systematic study
of influences of materials and operating parameters
Proceedings of the ISLE International Tribology
Conference, Tokyo 1985, S. 879 - 884
- /24/ Swann, S.
Scuffing of steel under boundary lubricated
conditions
Tribology 14, S. 281 - 286 (1981)

- /25/ Habig, K.-H.
Verschleiß und Härte von Werkstoffen
Minden: Carl Hanser 1980
- /26/ Habig, K.-H., R. Chatterjee-Fischer, F. Hoffmann
Adhäsiver, abrasiver und tribochemischer Verschleiß
von Oberflächenschichten, die durch Eindiffusion von
Bor, Vanadin oder Stickstoff in Stahl gebildet werden
Härterei-Tech. Mitt. 33, S. 28 - 35 (1978)

BAM-Bez.	Wst.-Nr.	Stahlbezeichnung	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti	V	W	Al	Co	Sn
GW	1.0711	9S20	0,057	0,051	1,13	0,033	0,187	0,012	0,030	0,032	<0,005					0,014	0,016	
JZ	1.0401	C15	0,201	0,226	0,56	0,013	0,018		0,013	0,021	0,007							
KU	1.1151	Ck22	0,215	0,158	0,51	0,010	0,026	0,215	0,131	0,126	0,033					0,041	0,016	
JG	1.7015	15Cr3	0,17	0,28	0,57	0,020	0,021	0,19	0,69	0,18	0,05					0,030		0,014
JR	1.7131	16MnCr5	0,15	0,19	1,00	0,016	0,028	0,16	0,90	0,14	0,04					0,037		0,011
JS	1.7132	16MnCrS5	0,185	0,246	1,19	0,018	0,034	0,032	1,00	0,037	<0,005	0,004		0,006		0,055	0,023	
LO	1.7147	20MnCr5	0,187	0,225	1,17	0,016	0,032	0,225	1,20	0,122	0,028	0,002		0,001	0,005	0,039	0,020	
LR	1.7149	20MnCrS5	0,189	0,33	1,25	0,014	0,028	0,140	1,08	0,175	0,044	0,003	0,005	0,005	0,008	0,030	0,013	
LM		RAE1H	0,186	0,249	0,69	0,008	0,030	0,074	0,99	1,50	0,044	0,002		0,003		0,036	0,030	
JK	1.2712	15CrNi6	0,14	0,28	0,50	0,017	0,008	0,20	1,43	1,45	0,04					0,044		0,012
JL	1.6787	17CrNiMo6	0,19	0,20	0,49	0,023	0,017	0,16	1,57	1,48	0,30					0,029		0,009
LN	1.5752	14NiCr14	0,155	0,300	0,59	0,016	0,030	0,098	0,69	3,4	0,048	0,003		0,003	0,010	0,024	0,081	
HD	1.5860	14NiCr18	0,111	0,228	0,50	0,017	0,021	0,169	1,01	4,3	0,041	0,005		0,006	0,017	0,005	0,027	

Tabelle A01
Chemische Analysen der Einsatzstähle

BAM-Bez.	Wst.-Nr.	Stahlbezeichnung	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti	V	W	Al	Co	Sn
KU	1.1151	Ck22	0,215	0,158	0,51	0,010	0,026	0,215	0,131	0,126	0,033					0,041	0,016	
KV	1.1181	Ck35	0,36	0,215	0,63	0,011	0,014	0,053	0,104	0,052	0,011		0,003			0,018	0,013	
GZ	1.1191	Ck45	0,44	0,295	0,68	0,026	0,021	0,023	0,024	0,030	0,007		0,002			0,023		
JC	1.0503	C45	0,44	0,26	0,57	0,014	0,024	0,13	0,18	0,07	0,03					0,029		0,012
JD	1.1210	Ck53	0,55	0,29	0,68	0,017	0,027	0,20	0,14	0,07	0,04					0,032		0,013
JF	1.0601	C60	0,60	0,31	0,76	0,010	0,031	0,20	0,13	0,09	0,03					0,003		0,013
KY	1.7030	28Cr4	0,271	0,119	0,79	0,010	0,030	0,106	0,94	0,147	0,045	0,001		0,002	0,009	0,029	0,022	
KZ	1.7033	34Cr4	0,31	0,30	0,80	0,024	0,029	0,087	0,98	0,066	0,018	0,001		0,002		0,052	0,010	
JH	1.7035	41Cr4	0,42	0,30	0,60	0,015	0,030	0,20	0,98	0,12	0,03					0,044		0,013
LE	1.7242	16CrMo4	0,215	0,234	0,79	0,009	0,031	0,097	1,17	0,120	0,224	0,002	0,002	0,002	0,005	0,034	0,015	
LF	1.7218	25CrMo4	0,261	0,236	0,71	0,016	0,034	0,220	1,05	0,118	0,191	0,001	0,002	0,002	0,006	0,027	0,016	
LG	1.7220	34CrMo4	0,34	0,192	0,68	0,014	0,025	0,147	1,06	0,215	0,200	0,002	0,003	0,002	0,005	0,032	0,016	
JT	1.7225	42CrMo4	0,45	0,288	0,65	0,012	0,036	0,164	1,15	0,101	0,228	0,002				0,039	0,012	
JO	1.7228	50CrMo4	0,53	0,263	0,62	0,013	0,026	0,123	0,96	0,071	0,193	0,003	0,003		0,004	0,032	0,013	
JU	1.8159	50CrV4	0,53	0,227	0,96	0,016	0,016	0,008	1,04	0,024	0,006	0,002		0,112		0,016		
JM	1.6580	30CrNiMo8	0,29	0,21	0,38	0,012	0,014	0,19	1,95	1,99	0,35					0,008		0,016
IU	1.6582	34CrNiMo6	0,32	0,36	0,56	0,023	0,028	0,249	1,54	1,52	0,233	0,004	0,003	0,006	0,014	0,038	0,042	
JX	1.5415	15Mo3	0,155	0,222	0,55	0,013	0,020	0,067	0,023	0,026	0,246	0,001				0,015	0,007	
IT	1.7709	21CrMoV5 7	0,206	0,31	0,49	0,023	0,008	0,213	1,26	0,230	0,65	0,003		0,273	0,012	0,025	0,014	
JV	1.7701	51CrMoV4	0,55	0,258	1,03	0,023	0,017	0,012	1,13	0,022	0,260	0,003		0,115	0,005	0,009		

Tabelle A02
Chemische Analysen der Vergütungsstähle

BAM-Bez.	Wst.-Nr.	Stahlbezeichnung	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti	V	W	Ta	Al	Co
GP	1.2365	X320CrMoV3 3	0,33	0,270	0,31	0,011	<0,004	0,077	2,77	0,33	2,59	0,008		0,39	0,009		0,014	0,017
JY	1.2343	X380CrMoV5 1	0,39	1,05	0,41	0,016	0,009	0,099	4,6	0,155	1,24	0,013		0,44	0,056		0,029	0,041
GM	1.2710	45NiCr6	0,41	0,285	0,38	0,015	0,005	0,200	1,60	0,95	0,009	0,002	0,005	0,121			0,017	0,017
GV	1.2767	X45NiCrMo4	0,43	0,39	0,59	0,014	0,010	0,068	1,29	3,7	0,43	0,007		0,138	0,45		0,032	0,146
OD	1.2542	45WCrV7	0,49	0,87	0,35	0,015	0,012	0,069	1,05	0,102	0,042	0,001	0,005	0,138	1,80		0,019	0,009
OB	1.2721	50NiCr13	0,55	0,32	0,63	0,020	0,006	0,040	1,10	3,1	0,156	0,002	0,002	0,010				0,033
JW	1.2714	56NiCrMoV7	0,56	0,234	0,67	0,016	<0,004	0,067	1,09	1,69	0,53	0,005		0,100	0,034		0,030	0,042
OE	1.2550	60WCrV7	0,63	0,60	0,46	0,028	0,003	0,060	1,12	0,070	0,097	0,003	0,005	0,172	1,76		0,015	0,009
HC	1.2823	70Si7	0,66	1,61	0,67	0,009	0,005	0,092	0,228	0,060	0,027		0,004				0,020	0,009
GN	1.2108	90CrSi5	0,85	1,25	0,62	0,016	0,008	0,33	1,11	0,102	0,015	0,003		0,004			0,008	0,021
LS	1.2842	90MnCrV8	0,86	0,240	1,95	0,018	0,013	0,077	0,43	0,086	0,035	0,004		0,099	0,012		0,021	0,010
OC	1.2510	100MnCrW4	0,90	0,240	1,12	0,012	0,017	0,147	0,52	0,201	0,076	0,001	0,003	0,072	0,63		0,011	0,016
OF	1.2056	90Cr3	0,91	0,279	0,33	0,016	0,013	0,115	0,77	0,080	0,023						0,026	0,009
OH	1.2835	95V4	0,92	0,285	0,37	0,009	0,019	0,065	0,091	0,045	0,024			0,277			0,011	0,009
IP	1.3343	S 6-5-2	0,95	0,44	0,298	0,037	0,015	0,244	4,0	0,31	5,0		0,021	1,80	6,50	0,103	0,077	4,0
NZ	1.2833	100V1	0,99	0,173	0,203	0,007	0,016	0,037	0,154	0,050	0,019			0,099			0,018	0,006
OG	1.2063	145Cr6	1,34	0,197	0,57	0,018	0,018	0,081	1,33	0,293	0,044	0,001	0,004	0,011			0,011	0,009
OA	1.2838	145V33	1,47	0,30	0,33	0,012	0,005	0,065	0,156	<0,020	0,005		0,002	>0,58	0,010		0,016	
LD	1.2080	X210Cr12	2,03	0,25	0,48				11,8									
GO	1.2436	X210CrW12	2,08	0,31	0,35	0,02	0,02		12,3	0,08					0,84			

Tabelle A03
Chemische Analysen der Werkzeugstähle

BAM-Bez.	Wst.-Nr.	Stahlbezeichnung	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti	Co
LV	1.4021	X20Cr13	0,17	0,40	0,45				12,5					
HB	1.4034	X40Cr13	0,463	0,52	0,48	0,03	0,01		14,0	0,3				
HE	1.4057	X22CrNi17	0,197	0,35	0,39	0,03	0,006		16,7	1,6				
HY	1.4541	X10CrNiTi18 9	0,044	0,73	1,18	0,02	0,01		17,2	9,2	0,26		0,33	0,22
HZ	1.4571	X10CrNiMoTi18 10	0,038	0,50	1,79	0,02	0,02	0,23	16,9	10,5	2,10		0,21	
HF	1.6905	X10CrNiNb18 10	0,050	0,45	2,1	0,02	0,01		18,2	9,6		0,58		
GU	1.4841	X15CrNiSi25 20	0,104	1,95	0,86	0,02	0,006		24,6	20,3				

Tabelle A04

Chemische Analysen der rost- und säurebeständigen Stähle

BAM-Bez.	Wst.-Nr.	Stahlbezeichnung	Wärmebehandlung	Härte HV10	Gefüge	Bild
GW	1.0711	9S20	normalisiert	180	Ferrit, Perlit	A1a
JZ	1.0401	C15	normalisiert	140	Ferrit, Perlit	
KU	1.1151	Ck22	normalisiert	160	Ferrit, Perlit	
JG	1.7015	15Cr3	normalisiert	150	Ferrit, Perlit	
JR	1.7131	16MnCr5	unbekannt	190	Ferrit, Perlit	
JS	1.7132	16MnCrS5	normalisiert	170	Ferrit, Perlit, Carbidauscheidungen an den Korngrenzen	
LO	1.7147	20MnCr5	normalisiert	190	Ferrit, Perlit	A3
LR	1.7149	20MnCrS5	unbekannt	180	Ferrit, Perlit	
LM	—	RAE1H	unbekannt	210	Ferrit, Perlit	
JK	1.2712	15CrNi6	unbekannt	270	Ferrit, Zementit	
JL	1.6587	17CrNiMo6	unbekannt	340	Ferrit, Zementit	
LN	1.5752	14NiCr14	unbekannt	210	Ferrit, Zementit	
HD	1.5860	14NiCr18	unbekannt	290	Ferrit, Zementit	A6

Tabelle A1

Einsatzstähle, Ausgangszustand

BAM-Bez.	Wst.-Nr.	Stahlbezeichnung	Einsetzen			Randkohlenstoff	Härten		Anlassen			Gefüge	Restausternitgehalt %	Bild
			Temp. °C	Zeit h	Medium		Temp. °C	Abk.-Hed.	Temp. °C	Zeit min	Randhärte HVO,2			
GW	1.0711	9S20		15		0,70		Wasser	240		800	Hartensit, Restaustenit	17	A1b
JZ	1.0401	C15		15		0,76		Wasser	240		780	grobn. Martensit, Restaustenit	16	
KU	1.1151	Ck22		15		0,78		Warmbad	260		610	Martensit, Restaustenit	19	
JG	1.7015	15Cr3		15		0,80		Warmbad	260		810	Martensit, Restaustenit	24	
JR	1.7131	16MnCr5		15	Endogas	0,78		Warmbad	260		800	Martensit, Restaustenit, Carbide	26	
JS	1.7132	16MnCrS5		15	+ Propan	0,90		Warmbad	260		800	Martensit, Restaustenit	41	
LO	1.7147	20MnCr5	920	3,5	C-Pegel:	0,67	820	Warmbad	260	60	780	Martensit, Restaustenit	27	A2b
LR	1.7149	20MnCrS5		15	0,8-0,9%	0,91		Warmbad	260		720	Martensit, Restaustenit, Carbide	50	
LM	—	RAE1H		3,5		0,67		Warmbad	260		730	Martensit, Restaustenit	22	
JK	1.2712	15CrNi6		15		0,84		Warmbad	260		730	Martensit, Restaustenit	33	
JL	1.6587	17CrNiMo6		15		0,86		Warmbad	260		650	Martensit, Restaustenit	41	
LN	1.5752	14NiCr14		15		0,79		Warmbad	260		710	Martensit, Restaustenit	45	
HD	1.5860	14NiCr18		15		0,67		Warmbad	260		690	grobnadeliger Hartensit	35	

Tabelle A2

Einsatzstähle, aufgekocht, gehärtet und bei 240 - 260°C angelassen

BAM-Bez.	Wst.-Nr.	Stahlbezeichnung	Wärmebehandlung	Härte HV10	Gefüge	Bild
KU	1.1151	Ck22	normalisiert	160	Ferrit, Perlit	A8a
KV	1.1181	Ck35	normalisiert	180	Ferrit, Perlit	
GZ	1.1191	Ck45	normalisiert	200	Ferrit, Perlit	
JC	1.0503	C45	normalisiert	200	Ferrit, Perlit	A9a
JD	1.1210	Ck53	normalisiert	230	Ferrit, Perlit	
JF	1.0601	C60	normalisiert	240	Perlit mit Ferritinseln	
KY	1.7030	28Cr4	normalisiert	190	Ferrit, Perlit	A10a
KZ	1.7033	34Cr4	normalisiert	210	Ferrit, Perlit	
JH	1.7035	41Cr4	normalisiert	250	Perlit mit Ferritinseln	
LE	1.7242	16CrMo4	normalisiert	160	Ferrit, Perlit	A11a
LF	1.7218	25CrMo4	normalisiert	160	Ferrit, Perlit, Carbidausscheidungen	
LG	1.7220	34CrMo4	Normalisierungsversuch	300	Ferrit, Perlit, Zwischenstufe	
JT	1.7225	42CrMo4	Normalisierungsversuch	390	Perlit, Martensit	A12a
JO	1.7228	50CrMo4	unbekannt	320	Ferrit, Perlit, Zwischenstufe, Martensit	
JU	1.2241	50CrV4	unbekannt	260	Perlit mit Ferritsäumen (Beginn der Zementitein- formung)	
JM	1.6580	30CrNiMo8	unbekannt	400	Martensit, Zwischenstufe	A14a
LU	1.6582	34CrNiMo6	unbekannt	220	eingeformter Zementit	
JX	1.5415	15Mo3	normalisiert	130	Ferrit, Perlit, Tertiärzementit an den Korngrenzen	
LT	1.7709	21CrMoV5 7	unbekannt	250	Zwischenstufe	A16a
JV	1.7701	51CrMoV4	unbekannt	280	Zwischenstufe, Ferrit	

Tabelle A3
Vergütungsstähle, Ausgangszustand

BAM-Bez.	Wst.-Nr.	Stahlbezeichnung	Härten			Anlassen			Härte HV10	Gefüge	Bild
			Temp. °C	Zeit min	Abk.-Med.	Temp. °C	Zeit min	Abk.-Med.			
KU	1.1151	Ck22	820	15	Wasser		60		500	Martensit (Restaustenit)	A8b
KV	1.1181	Ck35	820	15	Wasser		60		600	Martensit (Restaustenit)	
GZ	1.1191	Ck45	820	15	Wasser		60		710	Martensit (Restaustenit)	
JC	1.0503	C45	820	15	Wasser		60		630	Martensit (Restaustenit)	A9b
JD	1.1210	Ck53	820	15	Wasser		60		670	Martensit (Restaustenit)	
JF	1.0601	C60	820	15	Wasser		60		710	Martensit (Restaustenit)	
KY	1.7030	28Cr4	840	15	Warmbad		60		500	Martensit (Restaustenit)	A10b
KZ	1.7033	34Cr4	840	15	Warmbad		60		540	Martensit (Restaustenit)	
JH	1.7035	41Cr4	840	15	Warmbad		60		620	Martensit (Restaustenit)	
LE	1.7242	16CrMo4	900	15	Öl	180	90	Warmbad	470	Martensit (Restaustenit)	A11b
LF	1.7218	25CrMo4	880	15	Öl		90		500	Martensit (Restaustenit)	
LG	1.7220	34CrMo4	840	15	Warmbad		60		560	Martensit (Restaustenit)	
JT	1.7225	42CrMo4	840	15	Warmbad		60		630	Martensit (Restaustenit)	A12b
JO	1.7228	50CrMo4	840	15	Warmbad		60		680	Martensit (Restaustenit)	
JU	1.2241	50CrV4	840	15	Warmbad		60		680	Martensit (Restaustenit)	
JM	1.6580	30CrNiMo8	840	15	Warmbad		60		530	Martensit (Restaustenit)	A14b
LU	1.6582	34CrNiMo6	840	15	Warmbad		60		540	Martensit (Restaustenit)	
JX	1.5415	15Mo3	840	20	Warmbad		90		330-230	Zwischenstufe	
LT	1.7709	21CrMoV5 7	840	20	Warmbad		90		460	Zwischenstufe	A16b
JV	1.7701	51CrMoV4	840	20	Warmbad		90		720	Martensit (Restaustenit)	

Tabelle A4
Vergütungsstähle, gehärtet und bei 180°C angelassen

BAM-Bez.	Wst.-Nr.	Stahlbezeichnung	Härten			Anlassen			Härte HV10	Gefüge	Bild
			Temp. °C	Zeit min	Abk.-Med.	Temp. °C	Zeit min	Abk.-Med.			
KU	1.1151	Ck22	820	15	Wasser				250	Anlaßgefüge	A8c
KV	1.1181	Ck35	820	15	Wasser				300	Anlaßgefüge	
GZ	1.1191	Ck45	820	15	Wasser				300	Anlaßgefüge	
JC	1.0503	C45	820	15	Wasser				300	Anlaßgefüge	A9c
JD	1.1210	Ck53	820	15	Wasser				320	Anlaßgefüge	
JF	1.0601	C60	820	15	Wasser				350	Anlaßgefüge	
KY	1.7030	28Cr4	840	15	Wasser				300	Anlaßgefüge	A10c
KZ	1.7033	34Cr4	840	15	Wasser				320	Anlaßgefüge	
JH	1.7035	41Cr4	840	15	Wasser				340	Anlaßgefüge	
LE	1.7242	16CrMo4	900	15	Öl	550	60	Warmbad	320	Zwischenstufe	A11c
LF	1.7218	25CrMo4	880	15	Öl				320	Zwischenstufe	
LG	1.7220	34CrMo4	840	15	Warmbad				360	Anlaßgefüge	
JT	1.7225	42CrMo4	840	15	Warmbad				380	Anlaßgefüge	A12c
JO	1.7228	50CrMo4	840	15	Warmbad				390	Anlaßgefüge	A13c
JU	1.2241	50CrV4	840	15	Warmbad				380	Anlaßgefüge	A14c
JM	1.6580	30CrNiMo8	840	15	Warmbad				380	Anlaßgefüge	A15c
LU	1.6582	34CrNiMo6	840	15	Warmbad				340	Anlaßgefüge	A17c
JV	1.7701	51CrMoV4	840	20	Warmbad				430	Anlaßgefüge	

Tabelle A5

Vergütungsstähle, gehärtet und bei 550°C angelassen

BAM-Bez.	Wst.-Nr.	Stahlbezeichnung	Wärmebehandlung	Härte HV10	Gefüge	Bild
GP	1.2365	X32CrMoV3 3	weichgeglüht	180	Ferrit, Carbide	A18a
JY	1.2343	X38CrMoV5 1	unbekannt	230	Ferrit, Carbide	
GM	1.2710	45NiCr6	normalisiert	210	Perlit (etwas Ferrit)	
GV	1.2767	X45NiCrMo4	unbekannt	290	Ferrit, Carbide	A20a
OD	1.2542	45WCrV7	weichgeglüht	220	Ferrit, körniger Zementit	A21a
OB	1.2721	50NiCr13	weichgeglüht	250	Ferrit, feinkörniger Zementit	
JW	1.2714	56NiCrMoV7	weichgeglüht	270	Ferrit, körniger Zementit	
OE	1.2550	60WCrV7	weichgeglüht	220	Ferrit, körniger Zementit	A22a
HC	1.2823	70Si7	normalisiert	250	grobstreifiger Perlit, Ferrit	
GN	1.2108	90CrSi5	weichgeglüht	230	Ferrit, körniger Zementit	
LS	1.2842	90MnCrV8	normalisiert	220	Perlit	A23a
OC	1.2510	100MnCrW4	weichgeglüht	210	Ferrit, körniger Zementit	A24a
OF	1.2056	90Cr3	weichgeglüht	170	Ferrit, körniger Zementit	
OH	1.2835	95V4	weichgeglüht	160	Ferrit, körnige Carbide	
LP	1.3343	S6-5-2	weichgeglüht	230	Ferrit, Carbide	A25a
NZ	1.2833	100V1	weichgeglüht	190	Ferrit, körnige Carbide, nicht eingeformte Carbide	
OG	1.2063	145Cr6	weichgeglüht	210	Ferrit, körniger Zementit, langgestreckte Carbide	
OA	1.2838	145V33	weichgeglüht	210	Ferrit, körnige Carbide, plattenförmige Carbide	A26a
LD	1.2080	X210Cr12	weichgeglüht	230	Ferrit, körnige Carbide, plattenförmige Carbide	
GO	1.2436	X210CrW12	weichgeglüht	250	Ferrit, körnige Carbide, plattenförmige Carbide	

Tabelle A6

Werkzeugstähle, Ausgangszustand

BAM- Bez.	Wst.-Nr.	Stahlbezeichnung	Härten			Anlassen			Härte HV10	Gefüge	Bild
			Temp. °C	Zeit min	Abk.-Med.	Temp. °C	Zeit min	Abk.-Med.			
GM	1.2710	45NiCr6	840	20	Warmbad	180	60		590	Martensit (Restaustenit)	A19b
GV	1.2767	X45NiCrMo4	820	20	Warmbad	180	60		620	Martensit, Carbide (Restaustenit)	A20b
OD	1.2542	45WCrV7	920	10	Wasser	170	60		730	Martensit, Carbide (Restaustenit)	
OB	1.2721	50NiCr13	870	10	Warmbad	170	60		700	Martensit, Carbide (Restaustenit)	
JW	1.2714	56NiCrMoV7	840	20	Warmbad	180	60		680	Martensit, zeilige Struktur (Restaustenit)	A21b
OE	1.2550	60WCrV7	870	10	Warmbad	170	60		800	Martensit, Carbide (Restaustenit)	
HC	1.2823	70Si7	820	20	Warmbad	180	90		720	Martensit (Restaustenit)	A22b
GN	1.2108	90CrSi5	840	20	Warmbad	180	90		780	Martensit, Carbide (Restaustenit)	
LS	1.2842	90MnCrV8	820	20	Warmbad	180	90		680	Martensit (Restaustenit)	A23b
OC	1.2510	100MnCrW4	820	10	Warmbad	170	60	Warmbad	800	Martensit, Carbide (Restaustenit)	
OF	1.2056	90Cr3	800	10	Wasser	170	60		810	Martensit, Carbide (Restaustenit)	
OH	1.2835	95V4	820	10	Wasser	170	60		870	Martensit, Carbide (Restaustenit)	
NZ	1.2833	100V1	820	10	Wasser	170	60		830	Martensit, Carbide (Restaustenit)	
OG	1.2063	145Cr6	840	10	Warmbad	170	60		860	martensitisch-carbidische Grundmasse, Korngrenzen- carbide (Restaustenit)	
OA	1.2838	145V33	880	10	Wasser	170	60		870	Martensit, Carbide (Restaustenit)	A25b
LD	1.2080	X210Cr12	940	20	Öl	200	90		790	Martensit, plattenförmige Carbide (Restaustenit)	A26b
GO	1.2436	X210CrW12	960	20	Öl	200	90		820	Martensit, plattenförmige Carbide (Restaustenit)	

Tabelle A7

Werkzeugstähle, gehärtet und bei 170 - 200°C angelassen

BAM- Bez.	Wst.-Nr.	Stahlbezeichnung	Härten			Anlassen			Härte HV10	Gefüge	Bild
			Temp. °C	Zeit min	Abk.-Med.	Temp. °C	Zeit min	Abk.-Med.			
GM	1.2710	45NiCr6							550	Martensit	A19c
GV	1.2762	X45NiCrMo4							610	Martensit	
OD	1.2542	45WCrV7							650	Martensit, Carbide	
OB	1.2721	50NiCr13							650	Martensit, zeilige Struktur	
JW	1.2714	56NiCrMoV7							610	zeilige Struktur von Martensit und Carbiden	A21c
OE	1.2550	60WCrV7							700	Martensit, Carbide	
GN	1.2108	90CrSi5							730	Martensit, Carbide	
LS	1.2842	90MnCrV8							660	Martensit, Carbide	A23c
OC	1.2510	100MnCrW4							690	Martensit, Carbide	
OF	1.2056	90Cr3				250	120	Umluft	670	Martensit, Carbide	
OH	1.2835	95V4							710	Martensit, Carbide	
NZ	1.2833	100V1							750	Martensit, Carbide	
OG	1.2063	145Cr6							720	martensitisch-carbidische Grundmasse, Korngrenzen- carbide	
OA	1.2838	145V33							750	Martensit, große und kleine Carbide	A25c
LD	1.2080	X210Cr12							710	Martensit, plattenförmige Carbide	A26c
GO	1.2436	X210CrW12							720	Martensit, plattenförmige Carbide	

Tabelle A8

Werkzeugstähle, gehärtet und bei 250°C angelassen

BAM-Bez.	Wst.-Nr.	Stahlbezeichnung	Härten			Anlassen			Härte HV10	Gefüge	Bild
			Temp. °C	Zeit min	Abk.-Med.	Temp. °C	Zeit min	Abk.-Med.			
GP	1.2365	X32CrMoV3 3	1030	20	Warmbad 560 °C	560/580	60/60	Warmbad	570	Anlaßgefüge	A18b A19d
JY	1.2343	X38CrMoV5 1	1020	20	Warmbad 560 °C	560/580	60/60	Warmbad	580	Anlaßgefüge	
GM	1.2710	45NiCr6	840	20	Warmbad	550	60	Warmbad	360	Anlaßgefüge	
GV	1.2767	X45NiCrMo4	820	20	Warmbad	550	60	Warmbad	470	Anlaßgefüge	A21d A23d
OD	1.2542	45WCrV7	920	10	Wasser	550	60	Warmbad	510	Anlaßgefüge	
JW	1.2714	56NiCrMoV7	840	20	Warmbad	550	60	Warmbad	480	Anlaßgefüge	A24b A26d
LS	1.2842	90MnCrV8	820	20	Warmbad	450	60	Umluft	530	Anlaßgefüge	
LP	1.3343	S 6-5-2	1190	2,5	Warmbad 560 °C	560/580	90/90	Warmbad	830	Anlaßgefüge, globulare Carbide	
LD	1.2080	X210Cr12	940	20	Öl	550	60	Warmbad	500	Anlaßgefüge, plattenförmige Carbide	

Tabelle A9

Werkzeugstähle, gehärtet und bei 450 - 580°C angelassen

BAM-Bez.	Wst.-Nr.	Stahlbezeichnung	Wärmebehandlung	Härte HV10	Gefüge	Bild
KD	1.2067	100Cr6	normalisiert	390	sehr feinlamellarer Perlit, Cr-Carbide	A27a
KH	"	"	Härten: 860°C/Öl Anlassen: —	920	grobnadeliger Martensit, Cr-Carbide	A27b
KG	"	"	Härten: 860°C/Öl Anlassen: 180°C	740	feinnadeliger, angelassener Martensit, Cr-Carbide	A27c
KF	"	"	Härten: 860°C/Öl Anlassen: 400°C	520	angelassener Martensit, Cr-Carbide	A27d
KE	"	"	Härten: 860°C/Öl Anlassen: 600°C	350	Martensit, Perlit, Cr-Carbide	A27e

Tabelle A10

Ungefähre Daten zur Wärmebehandlung des Werkzeugstahles 100Cr6 aus der Literatur

BAM-Bez.	Wst.-Nr.	Stahlbezeichnung	Wärmebehandlung	Härte HV10	Gefüge	Bild
LV	1.4021	X20Cr13	unbekannt	220	Ferrit, Carbide	A28a A29a
HB	1.4034	X40Cr13	unbekannt	200	Ferrit, Carbide	
HE	1.4057	X22CrNi17	unbekannt	300	Martensit mit kleinen Inseln von Ferrit, Carbide	A30 A31
HY	1.4541	X10CrNiTi18 9	unbekannt	160	Austenit, δ-Ferrit	
HZ	1.4571	X10CrNiMoTi18 10	unbekannt	170	Austenit, δ-Ferrit	
HF	1.6905	X10CrNiNb18 10	unbekannt	170	Austenit, Carbide	
GU	1.4841	X15CrNiSi25 20	unbekannt	160	Austenit mit Carbidausscheidungen	

Tabelle A11

Rost- und säurebeständige Stähle, Ausgangszustand

BAM-Bez.	Wst.-Nr.	Stahlbezeichnung	Härten			Anlassen			Härte HV10	Gefüge	Bild
			Temp. °C	Zeit min	Abk.-Med.	Temp. °C	Zeit min	Abk.-Med.			
LV	1.4021	X20Cr13	980		Öl		90	520	Martensit (Restaustenit)	A28b A29b	
HB	1.4034	X40Cr13	1020	20	Öl	180	90	610	Martensit, Carbide (Restaustenit)		
HE	1.4057	X22CrNi17	840		Warmbad		60	340	Martensit, δ-Ferrit-Zeilen		

Tabelle A12

Rost- und säurebeständige Stähle, gehärtet und bei 180°C angelassen

BAM-Bez.	Wst.-Nr.	Stahlbezeichnung	Härten			Anlassen			Härte HV10	Gefüge	Bild
			Temp. °C	Zeit min	Abk.-Med.	Temp. °C	Zeit min	Abk.-Med.			
LV	1.4021	X20Cr13	980		Öl			340	Anlaßgefüge	A28c A29c	
HB	1.4034	X40Cr13	1020	20	Öl	550	60	380	Anlaßgefüge		
HE	1.4057	X22CrNi17	840		Warmbad			290	Anlaßgefüge		

Tabelle A13

Rost- und säurebeständige Stähle, gehärtet und bei 550°C angelassen

$$\frac{h_{\min}}{R} = 2,65 \cdot U^{0,7} \cdot G^{0,54} \cdot W^{-0,13} \quad (\text{Linienkontakt})$$

mit:
$$U = \frac{\eta_0 (v_1 + v_2)}{2 E' \cdot R} ; \quad G = \alpha \cdot E' ; \quad W = \frac{F_N}{E' \cdot R \cdot L}$$

$$E' = \left[\frac{1}{2} \left(\frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2} \right) \right]^{-1}$$

$$\frac{1}{R} = \frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2}$$

für die Versuchsbedingungen:

$$\eta_0 = 60,6 \text{ mPas}$$

$$v_1 = 0,26 \text{ m/s}$$

$$v_2 = -0,24 \text{ m/s}$$

$$\alpha = 1,15 \cdot 10^{-2} \text{ mm}^2/\text{N}$$

$$E_1 = E_2 = 2,1 \cdot 10^5 \text{ N/mm}^2$$

$$\nu_1 = \nu_2 = 0,3$$

$$R_1 = R_2 = 21 \text{ mm}$$

$$L = 2 \text{ mm}$$

$$F_N = 20 \text{ N}$$

daraus folgt:

$$h_{\min} = 0,015 \text{ } \mu\text{m}$$

Tabelle A 14

Abschätzung der EHD-Schmierfilmdicke

F_N N	P N/mm ²	F_N N	P N/mm ²
20	187	200	591
30	229	225	627
40	264	250	661
50	296	275	693
60	324	300	724
70	350	400	836
80	374	500	935
90	397	600	1024
100	418	700	1106
110	438	800	1182
120	458	900	1254
130	477	1000	1322
140	495	1500	1619
150	512	2000	1869
160	529		
170	545		
180	561		
190	576		

$$p_0 = -0,418 (F' \cdot E \cdot u)^{\frac{1}{2}}$$

$$\text{mit } F' = \frac{F_N}{L} \quad u = \frac{R_1 + R_2}{R_1 \cdot R_2}$$

für die Versuchsbedingungen:

$$E = 2,1 \cdot 10^5 \text{ N/mm}^2$$

$$\nu = 0,3$$

$$R_1 = R_2 = 21 \text{ mm}$$

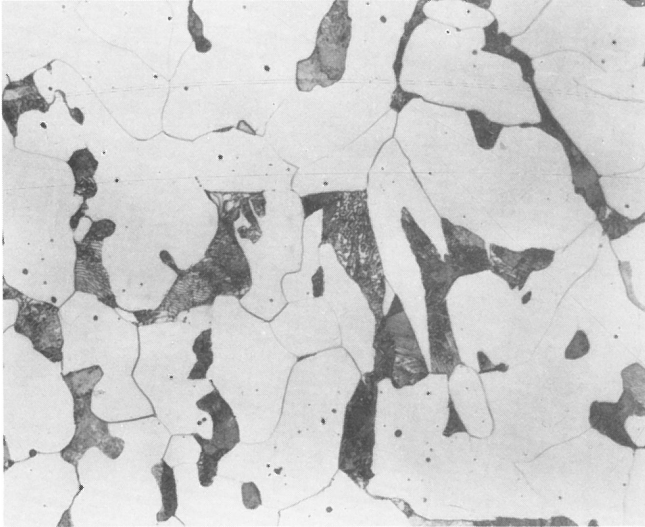
$$L = 2 \text{ mm}$$

$$F_N = 20 \dots 2000 \text{ N}$$

Tabelle A 15

Abschätzung der Hertz'schen Flächenpressung

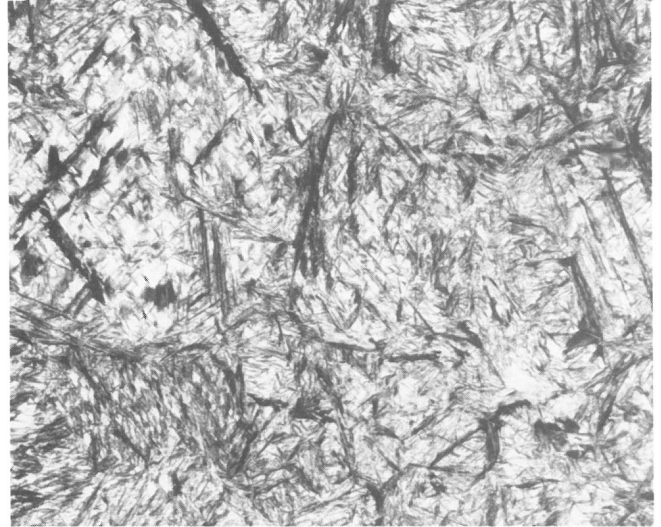
V = 500:1



a) Ausgangszustand

Härte: 140 HV10

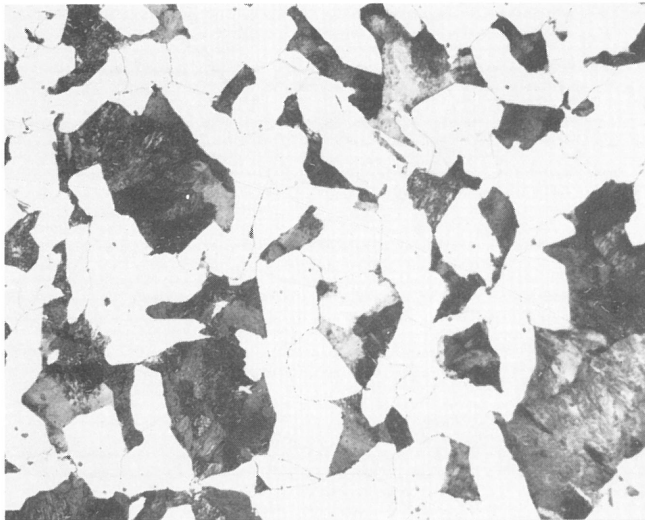
Bild A1 C15



b) aufgekühlt, gehärtet und angelassen

Härte: 780 HV0,2

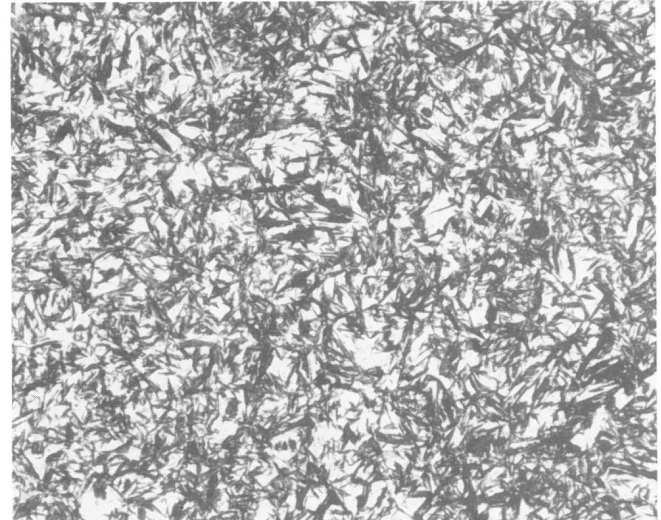
V = 500:1



a) Ausgangszustand

Härte: 170 HV10

Bild A2 16MnCrS5

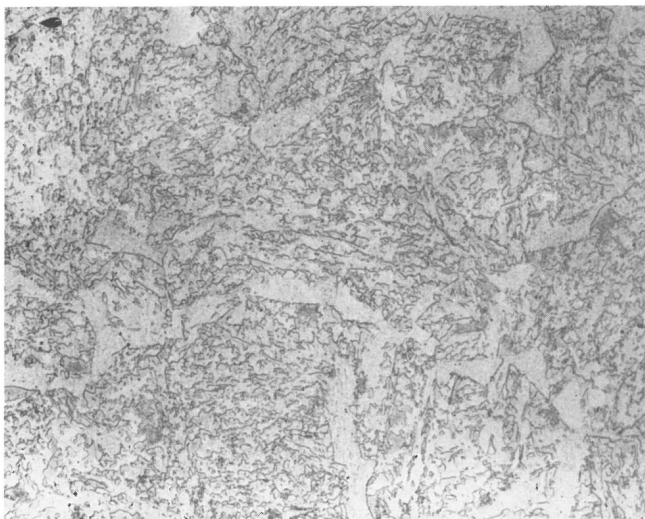


b) aufgekühlt, gehärtet und angelassen

Härte: 800 HV0,2

V = 500:1

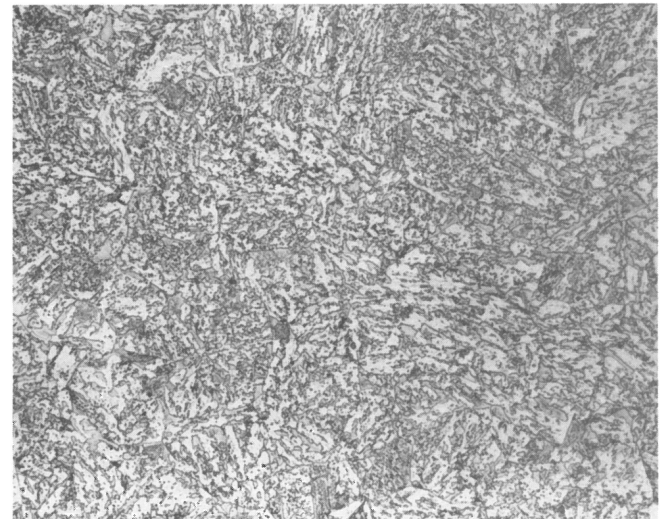
V = 500:1



Ausgangszustand

Härte: 270 HV10

Bild A3: 15CrNi6



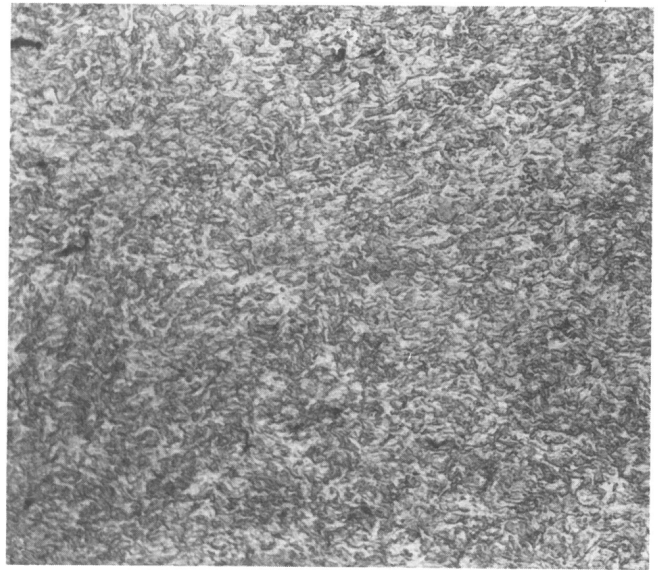
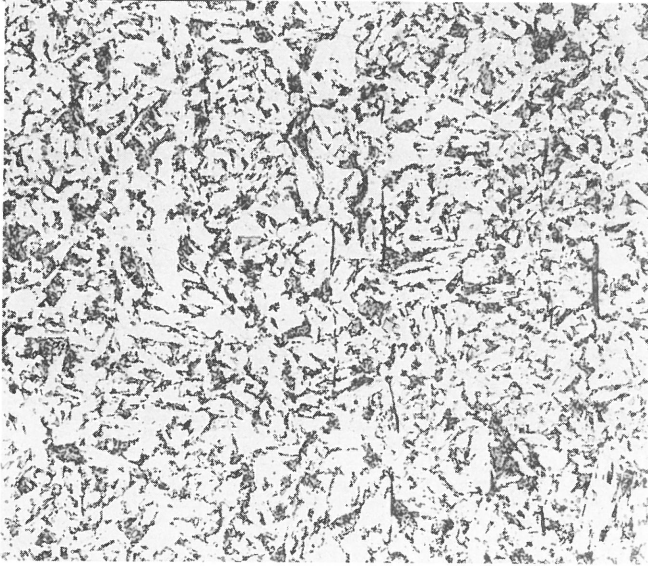
Ausgangszustand

Härte: 340 HV10

Bild A4: 17CrNiMo6

V = 500:1

V = 500:1



Ausgangszustand
Härte: 210 HV10

Ausgangszustand
Härte: 290 HV10

Bild A5: 14NiCr14

Bild A6: 14NiCr18

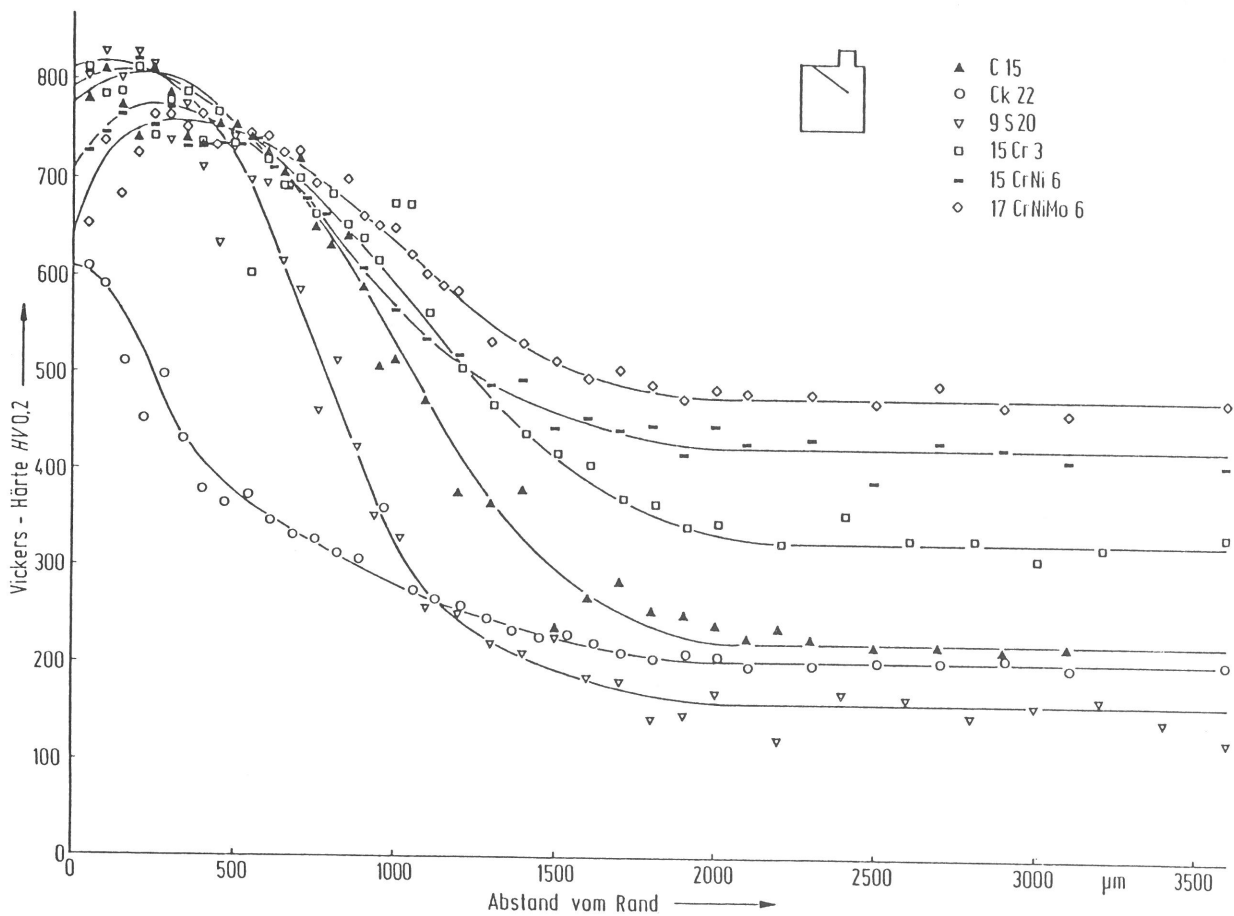
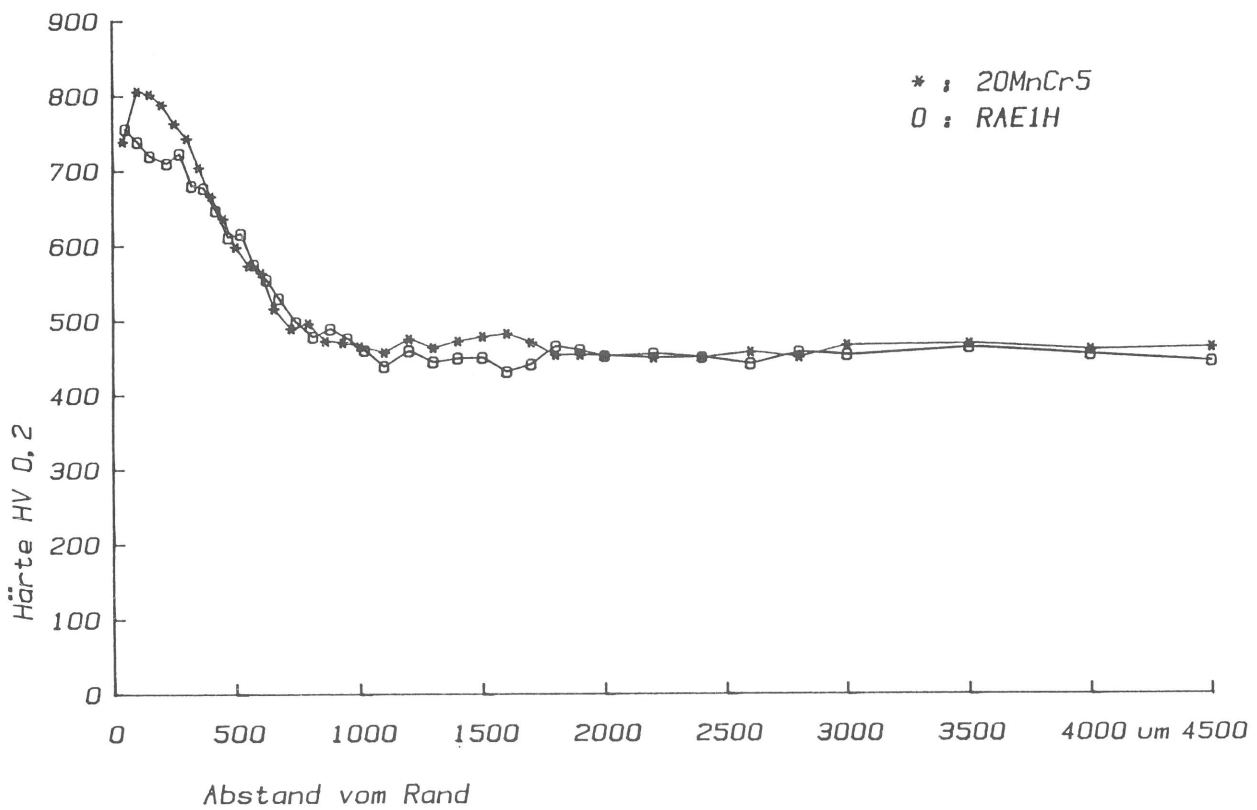
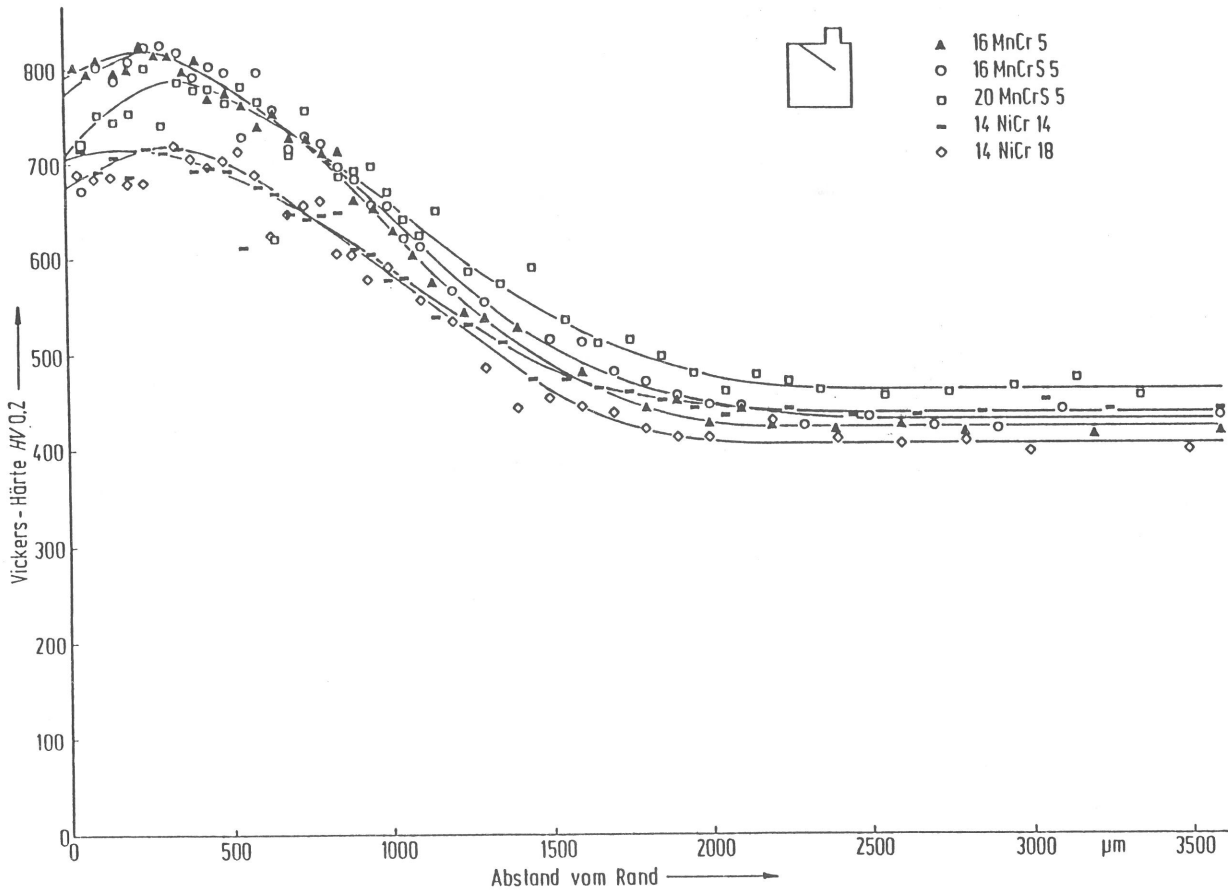
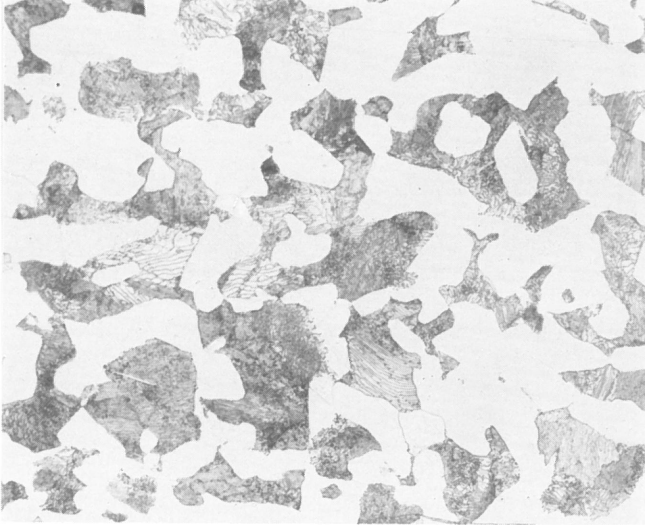


Bild A7
Härteverlaufskurven für Einsatzstähle; aufgekocht, gehärtet und bei 240 - 260°C angelassen

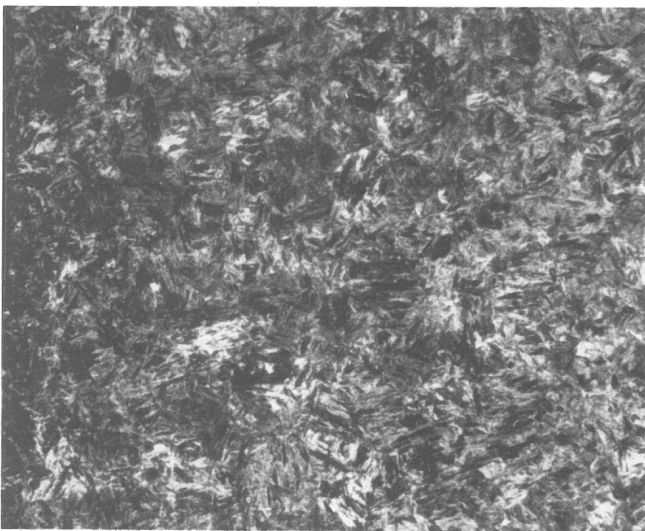


Fortsetzung von Bild A7

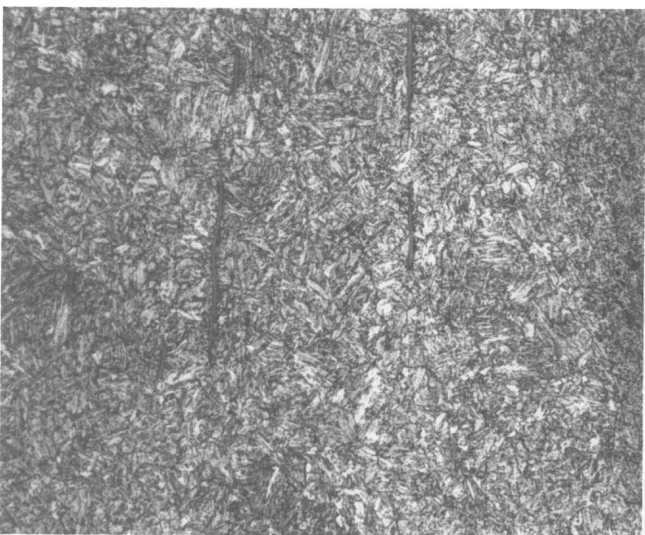
V = 500:1



a) Ausgangszustand
Härte: 180 HV10



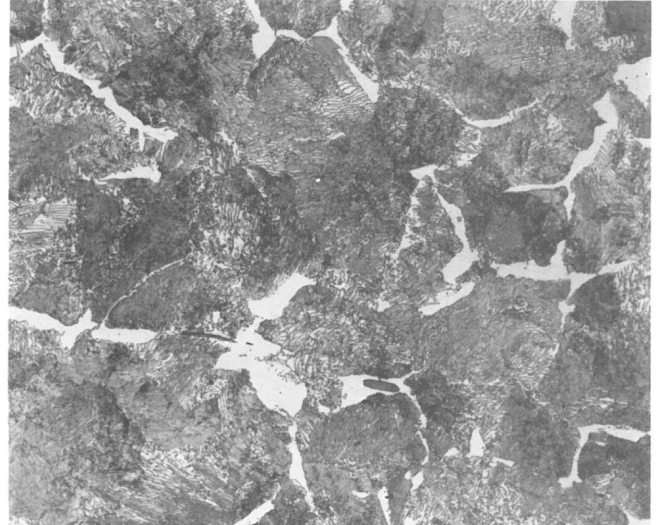
b) gehärtet und bei 180 °C angelassen
Härte: 600 HV10



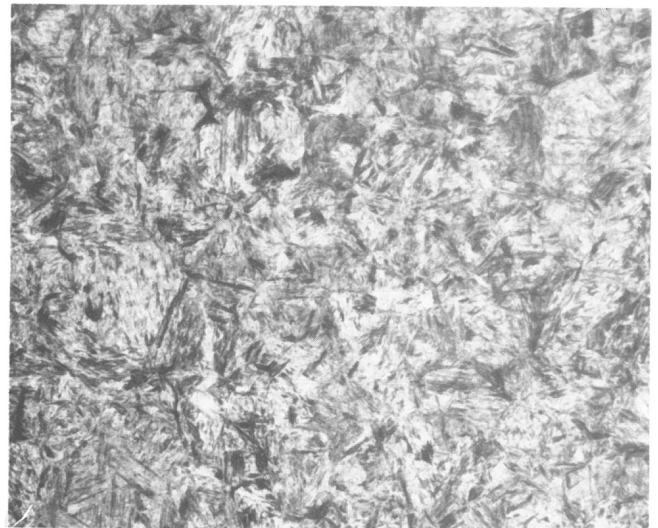
c) gehärtet und bei 550 °C angelassen
Härte: 300 HV10

Bild A8: Ck35

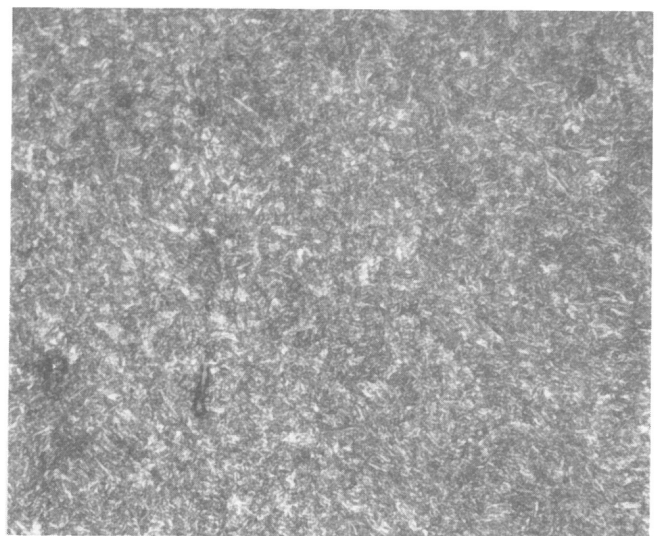
V = 500:1



a) Ausgangszustand
Härte: 240 HV10



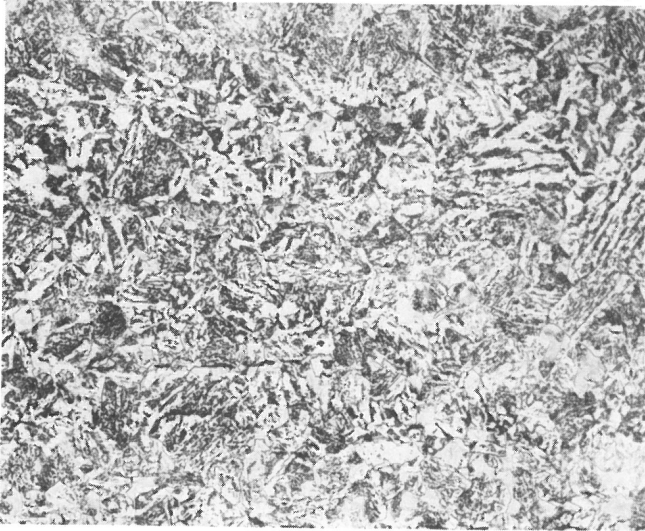
b) gehärtet und bei 180 °C angelassen
Härte: 710 HV10



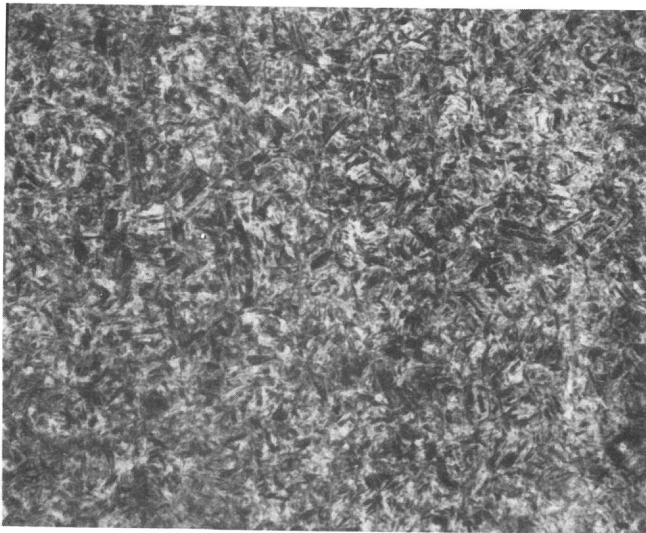
c) gehärtet und bei 550 °C angelassen
Härte: 350 HV10

Bild A9: C60

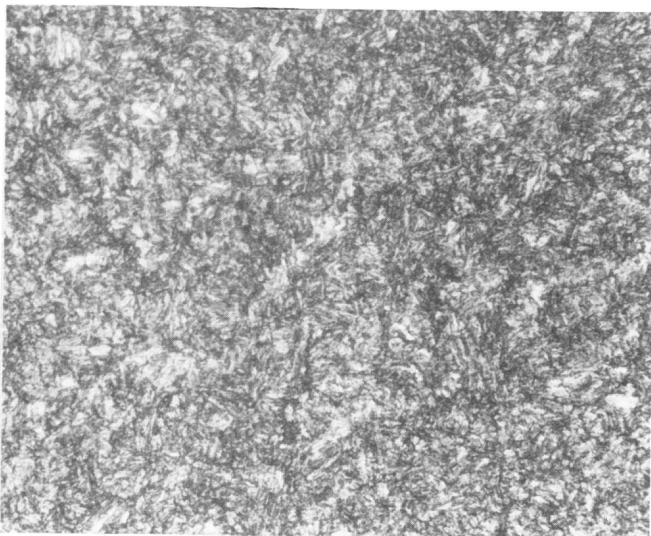
V = 500:1



a) Ausgangszustand
Härte: 300 HV10



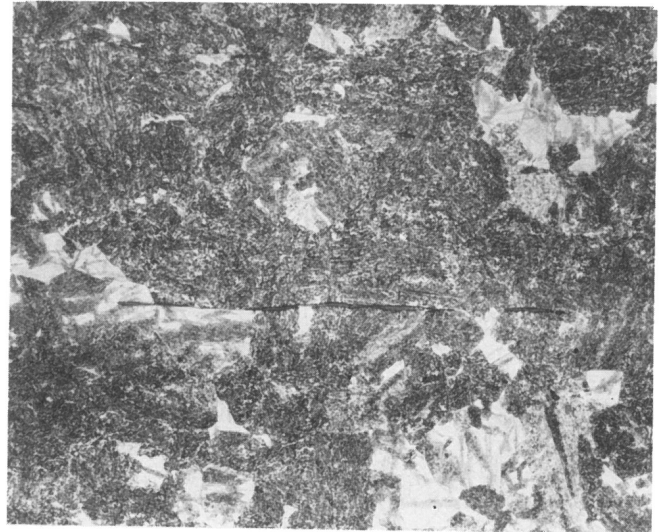
b) gehärtet und bei 180 °C angelassen
Härte: 560 HV10



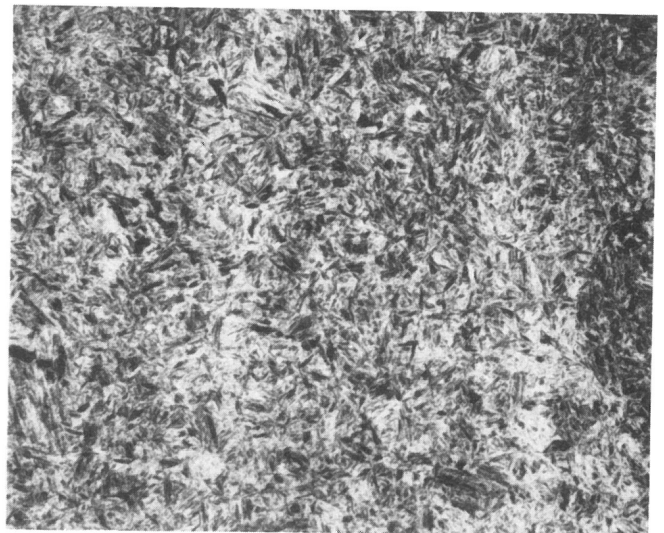
c) gehärtet und bei 550 °C angelassen
Härte: 360 HV10

Bild A10: 34CrMo4

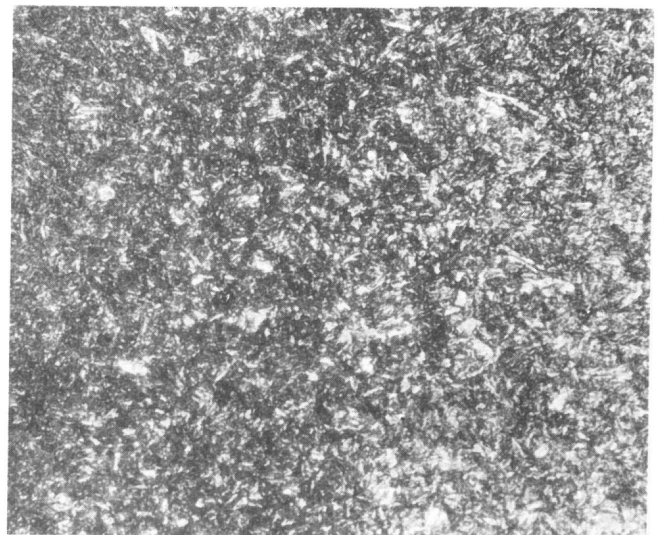
V = 500:1



a) Ausgangszustand
Härte: 390 HV10



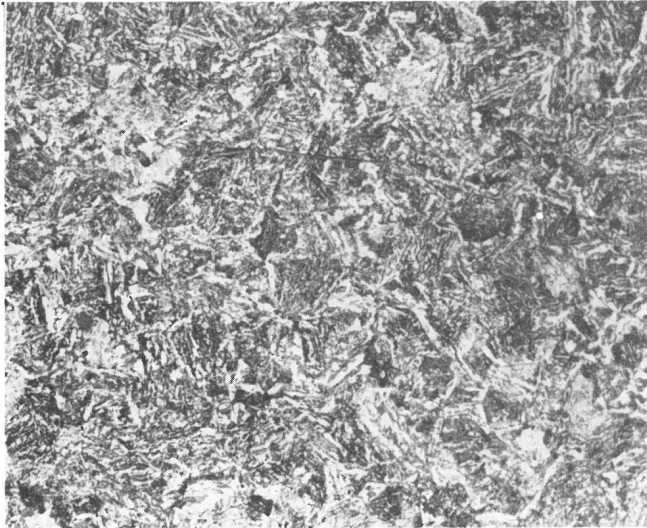
b) gehärtet und bei 180 °C angelassen
Härte: 630 HV10



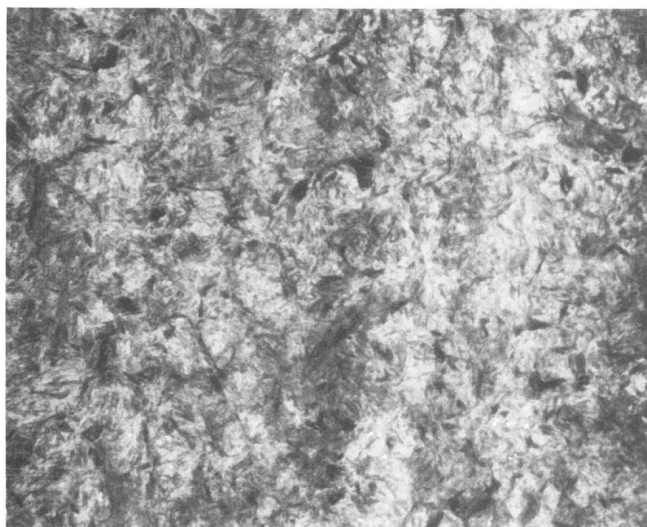
c) gehärtet und bei 550 °C angelassen
Härte: 380 HV10

Bild A11: 42CrMo4

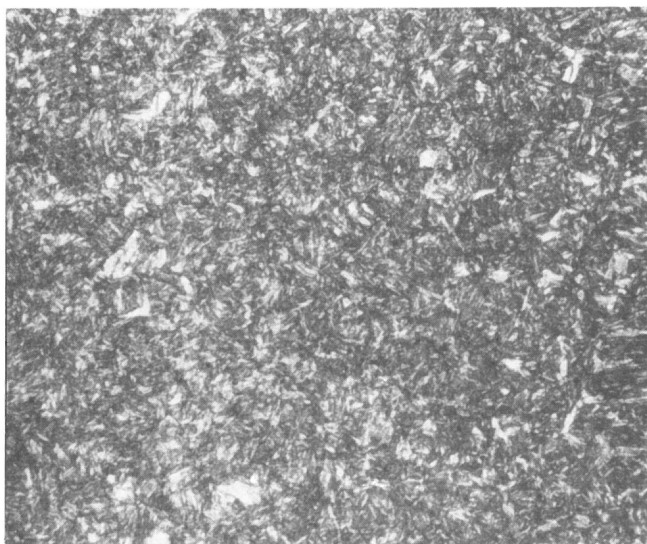
V = 500:1



a) Ausgangszustand
Härte: 320 HV10



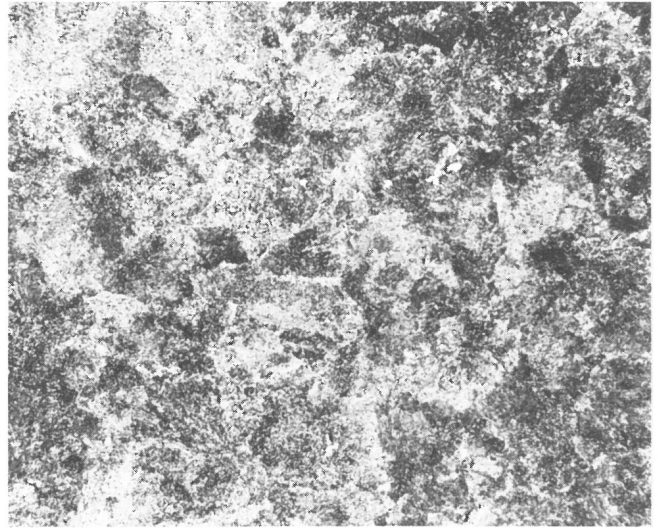
b) gehärtet und bei 180 °C angelassen
Härte: 680 HV10



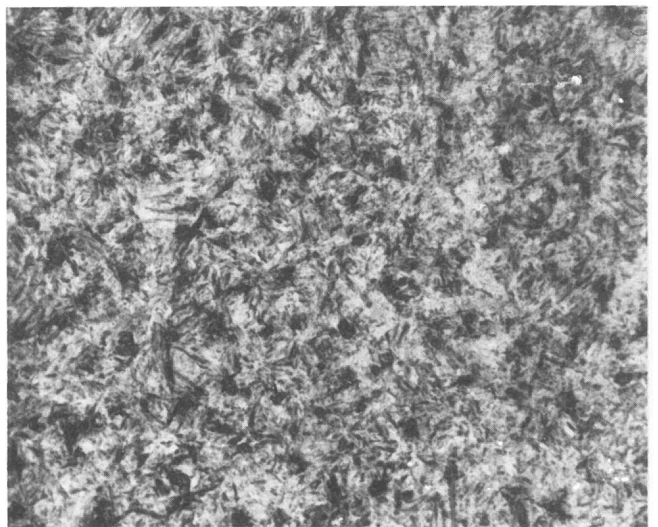
c) gehärtet und bei 550 °C angelassen
Härte: 390 HV10

Bild A12: 50CrMo4

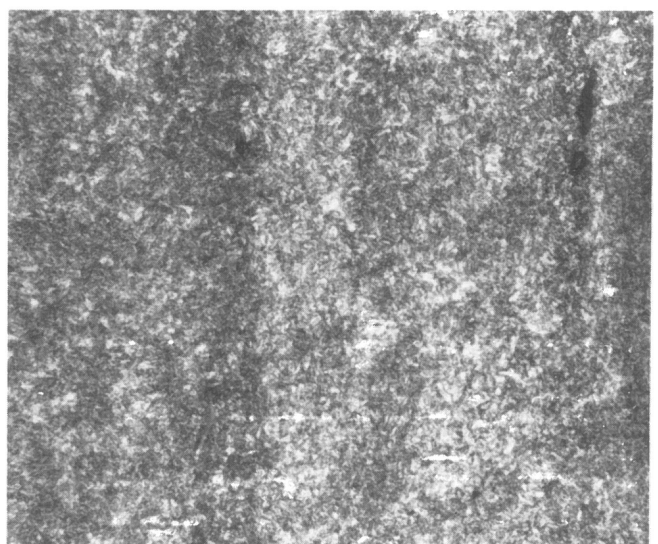
V = 500:1



a) Ausgangszustand
Härte: 260 HV10



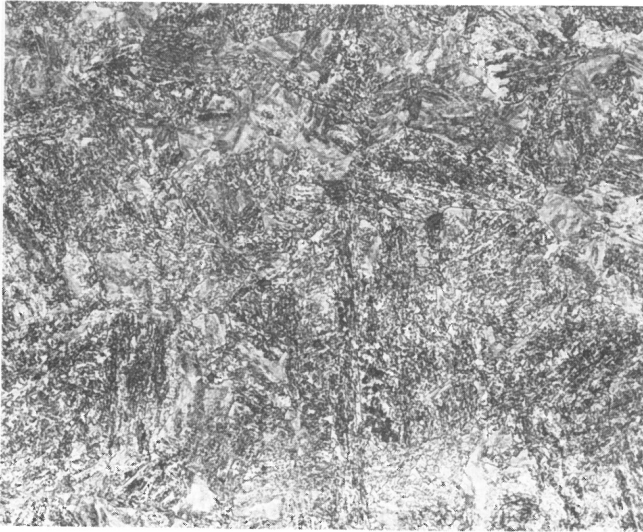
b) gehärtet und bei 180 °C angelassen
Härte: 680 HV10



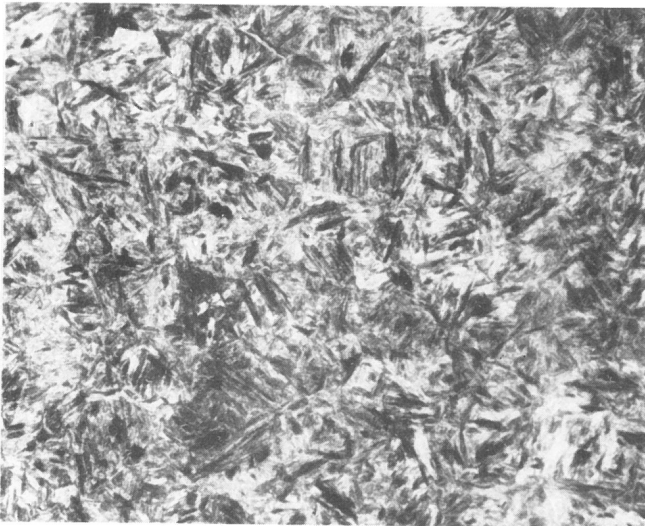
c) gehärtet und bei 550 °C angelassen
Härte: 380 HV10

Bild A13: 50CrV4

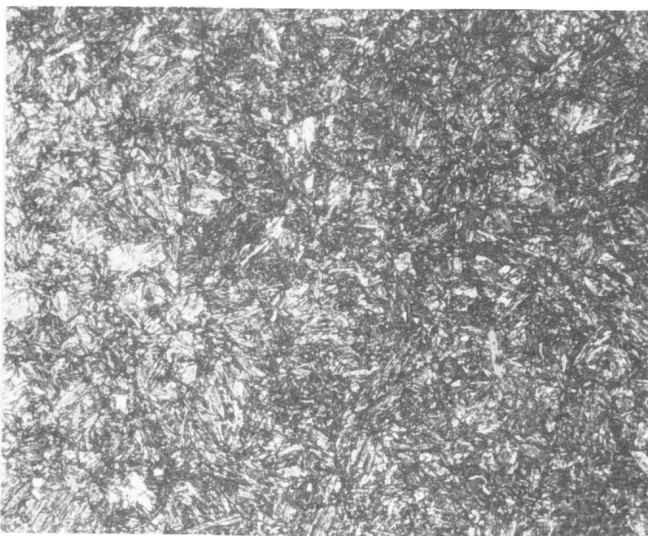
V = 500:1



a) Ausgangszustand
Härte: 400 HV10



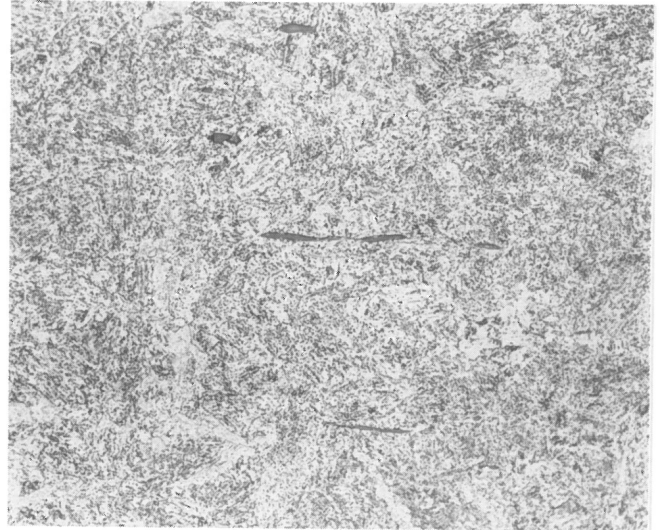
b) gehärtet und bei 180 °C angelassen
Härte: 530 HV10



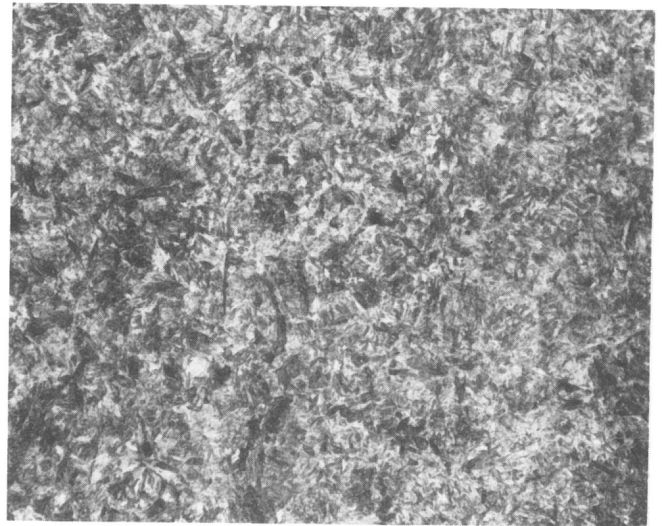
c) gehärtet und bei 550 °C angelassen
Härte: 380 HV10

Bild A14: 30CrNiMo8

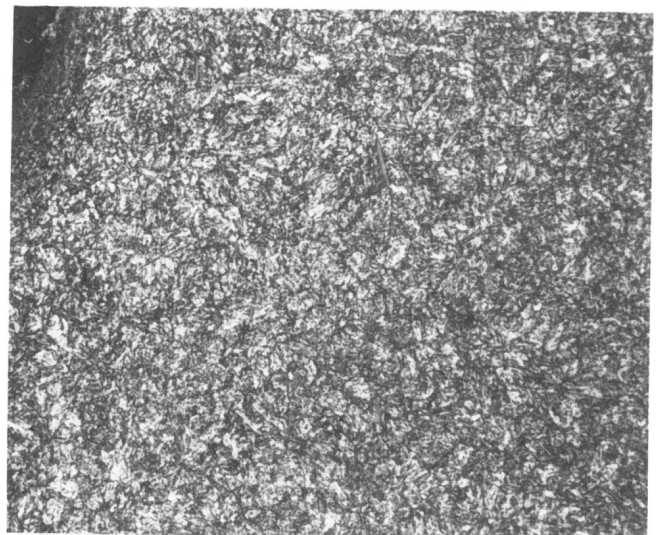
V = 500:1



a) Ausgangszustand
Härte: 220 HV10



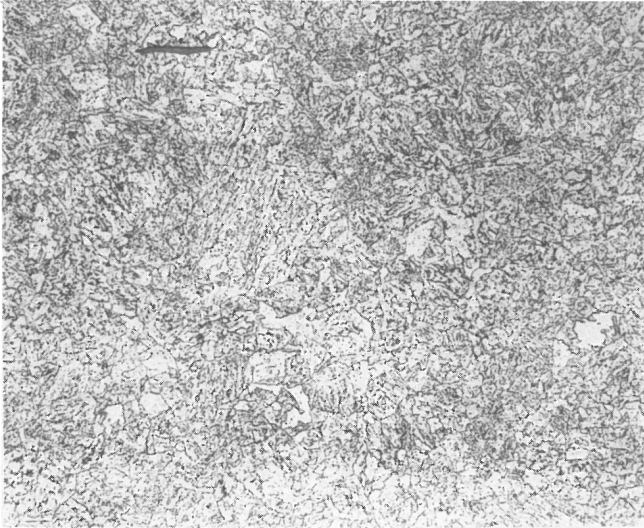
b) gehärtet und bei 180 °C angelassen
Härte: 540 HV10



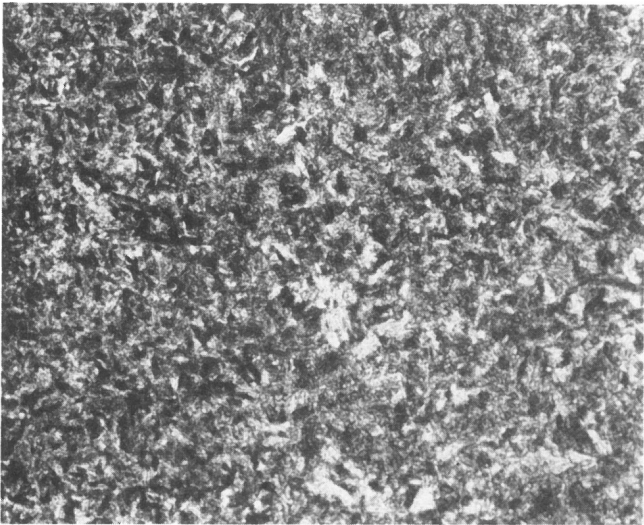
c) gehärtet und bei 550 °C angelassen
Härte: 340 HV10

Bild A15: 34CrNiMo6

V = 500:1



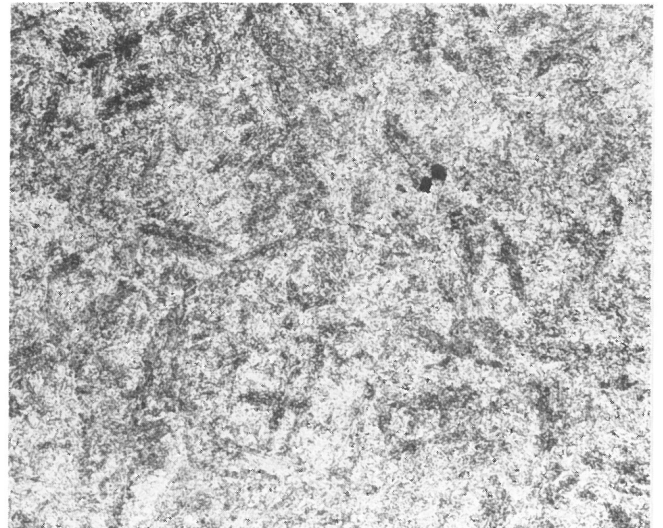
a) Ausgangszustand
Härte: 250 HV10



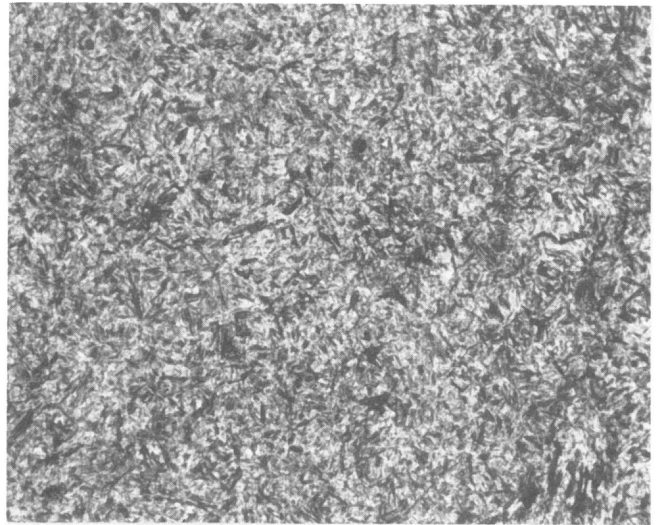
b) gehärtet und bei 180 °C angelassen
Härte: 460 HV10

Bild A16: 21CrMoV5.7

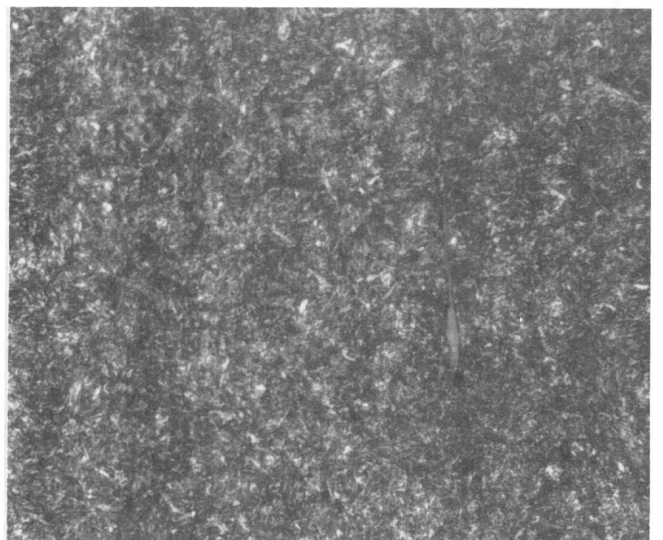
V = 500:1



a) Ausgangszustand
Härte: 280 HV10



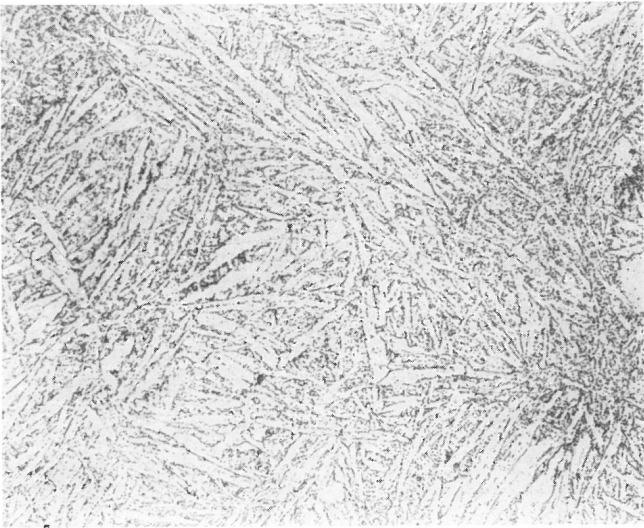
b) gehärtet und bei 180 °C angelassen
Härte: 720 HV10



c) gehärtet und bei 550 °C angelassen
Härte: 430 HV10

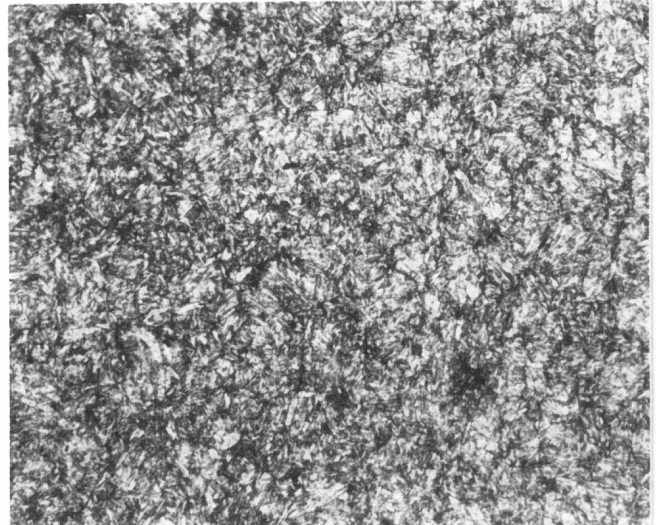
Bild A17: 51CrMoV4

V = 500:1



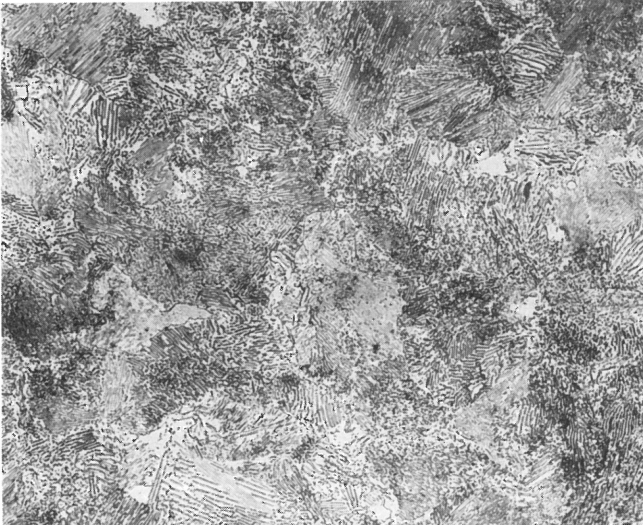
a) Ausgangszustand
Härte: 230 HV10

Bild A18: X38CrMoV5 1

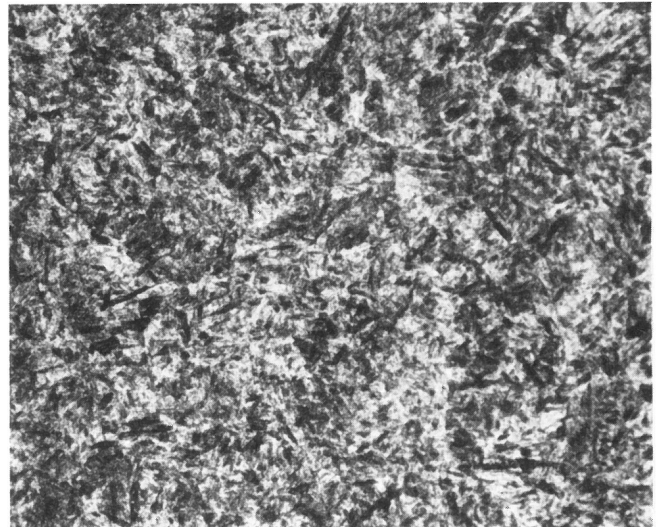


b) gehärtet und bei 580 °C angelassen
Härte: 580 HV10

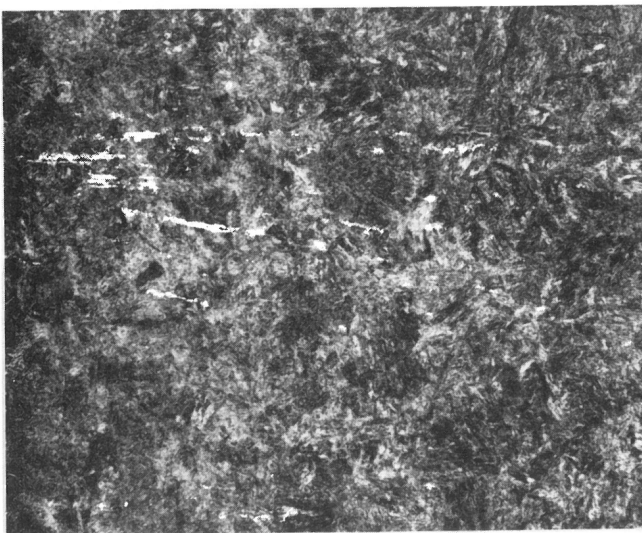
V = 500:1



a) Ausgangszustand
Härte: 210 HV10

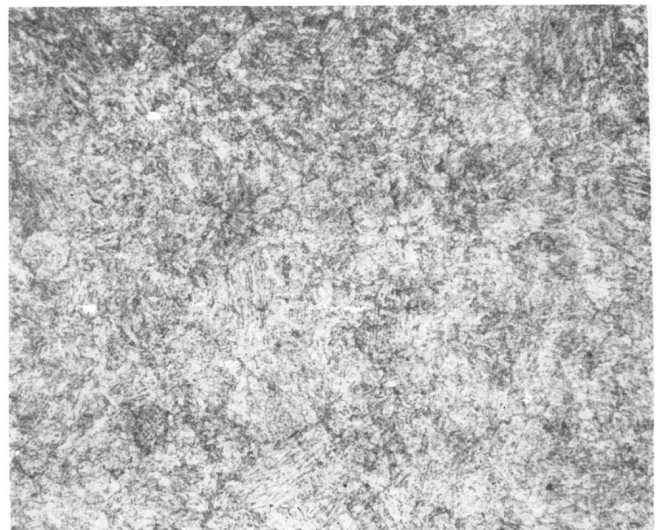


b) gehärtet und bei 180 °C angelassen
Härte: 590 HV10



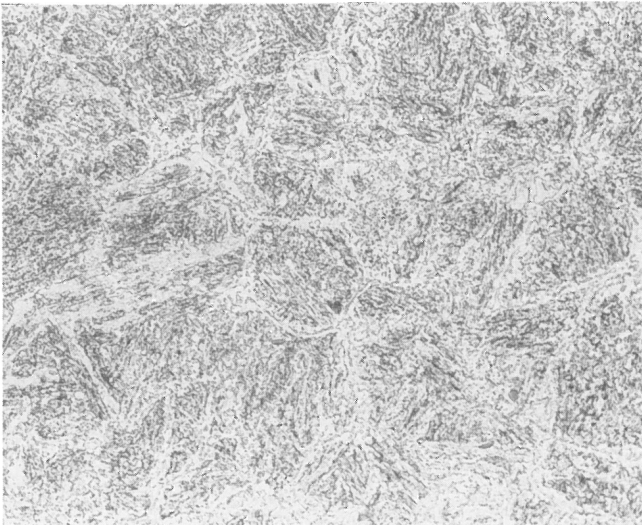
c) gehärtet und bei 250 °C angelassen
Härte: 550 HV10

Bild A19: 45NiCr6

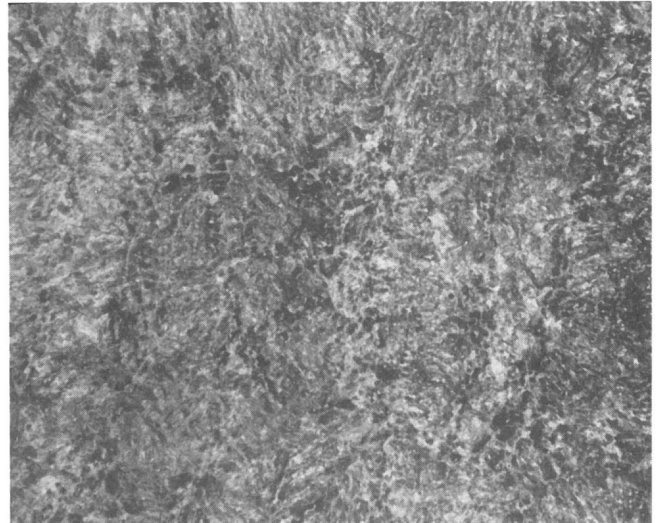


d) gehärtet und bei 550 °C angelassen
Härte: 360 HV10

V = 500:1



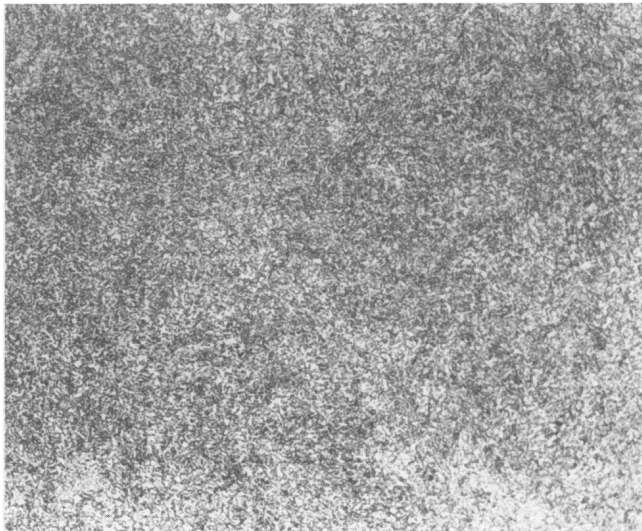
a) Ausgangszustand
Härte: 290 HV10



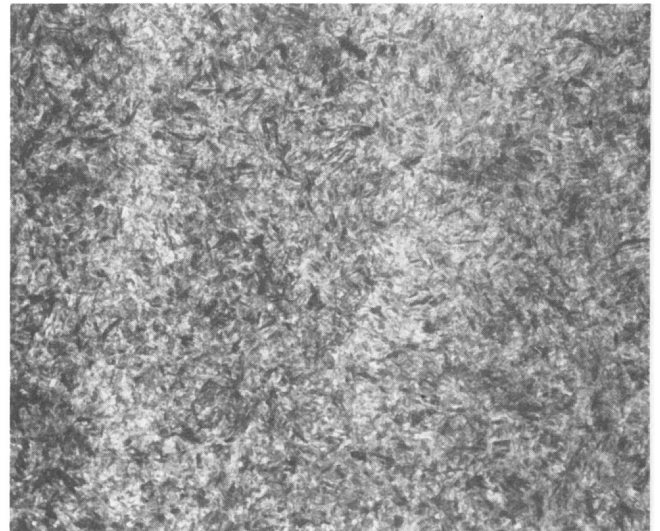
b) gehärtet und bei 180 °C angelassen
Härte: 620 HV10

Bild A20: X45NiCrMo4

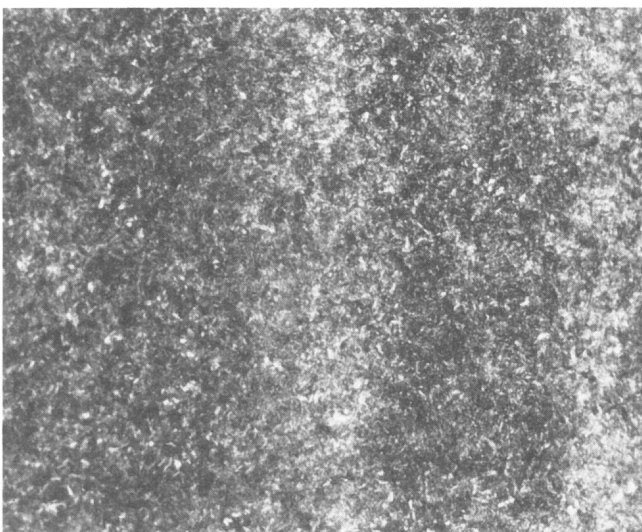
V = 500:1



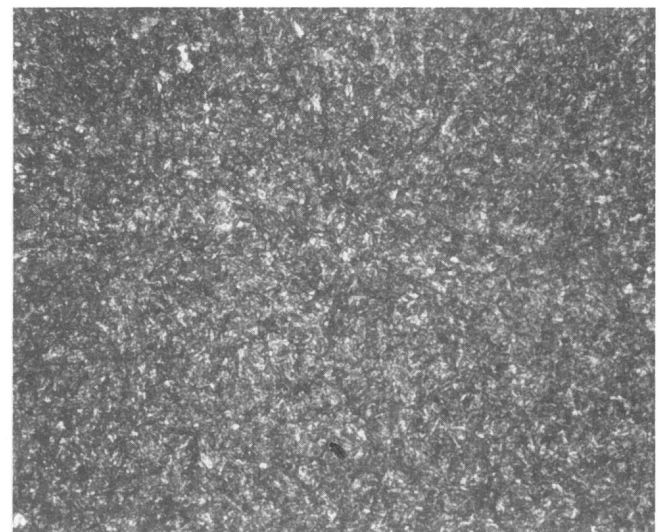
a) Ausgangszustand
Härte: 270 HV10



b) gehärtet und bei 180 °C angelassen
Härte: 680 HV10



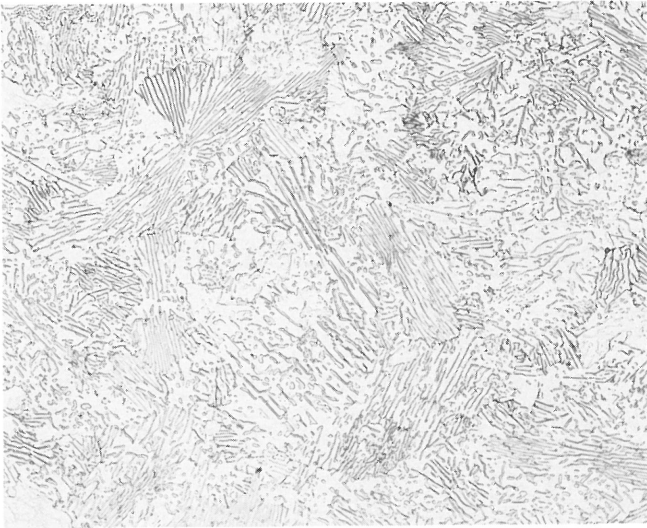
c) gehärtet und bei 250 °C angelassen
Härte: 610 HV10



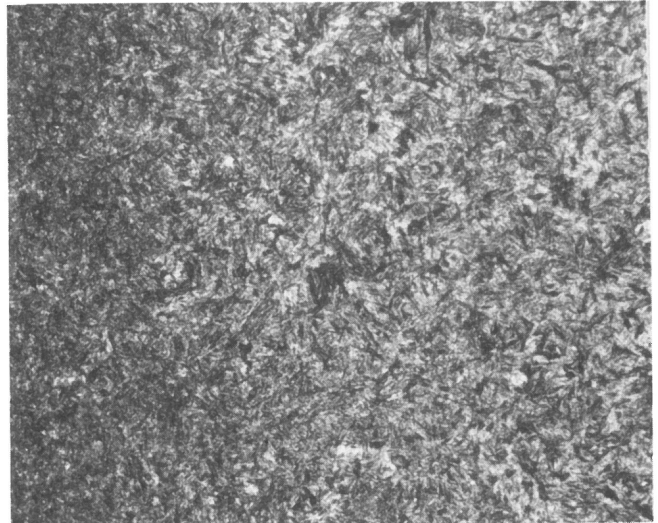
d) gehärtet und bei 550 °C angelassen
Härte: 480 HV10

Bild A21: 56NiCrMoV7

V = 500:1



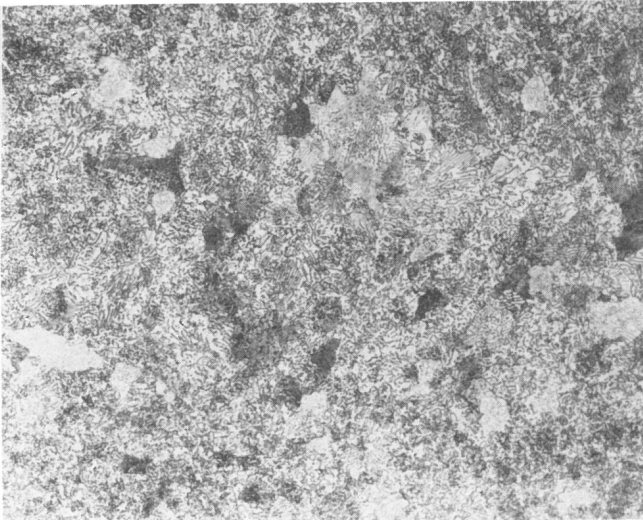
a) Ausgangszustand
Härte: 250 HV10



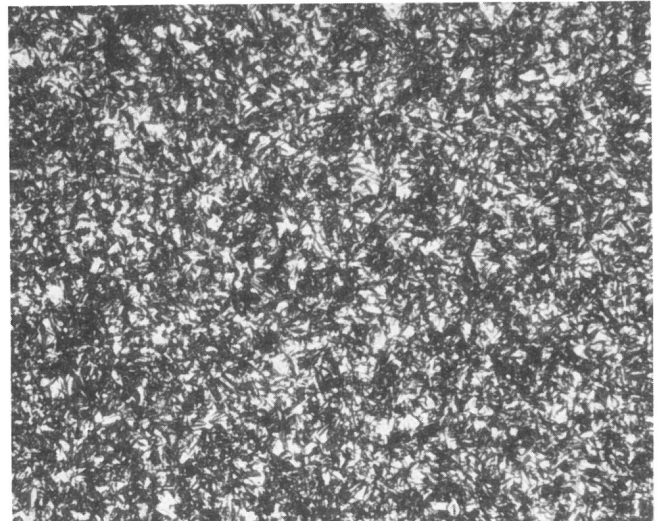
b) gehärtet und bei 180 °C angelassen
Härte: 720 HV10

Bild A22: 70Si7

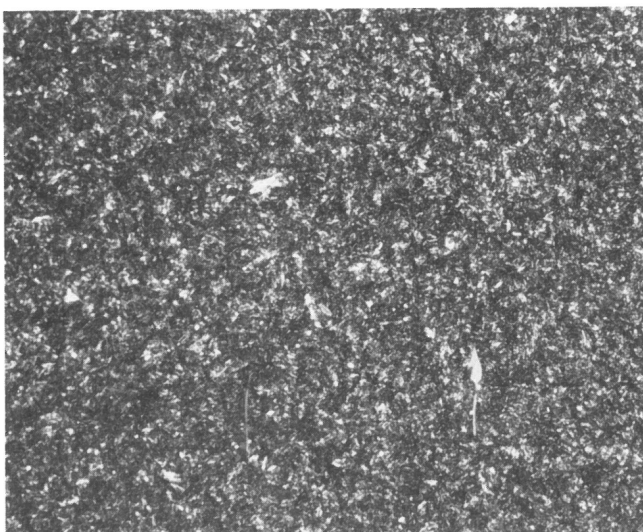
V = 500:1



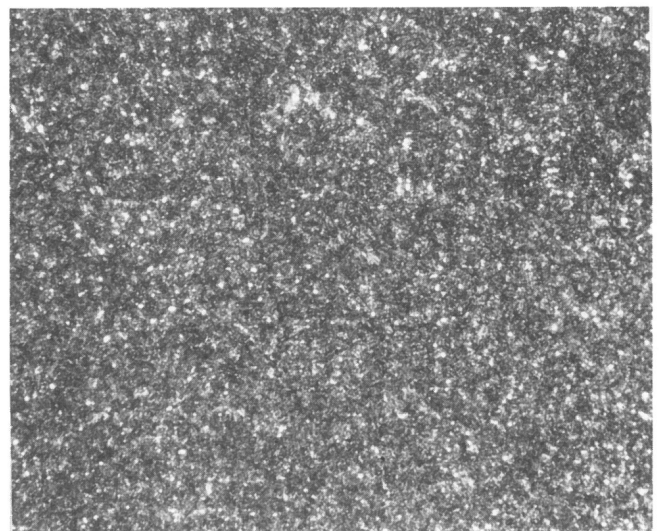
a) Ausgangszustand
Härte: 220 HV10



b) gehärtet und bei 180 °C angelassen
Härte: 680 HV10



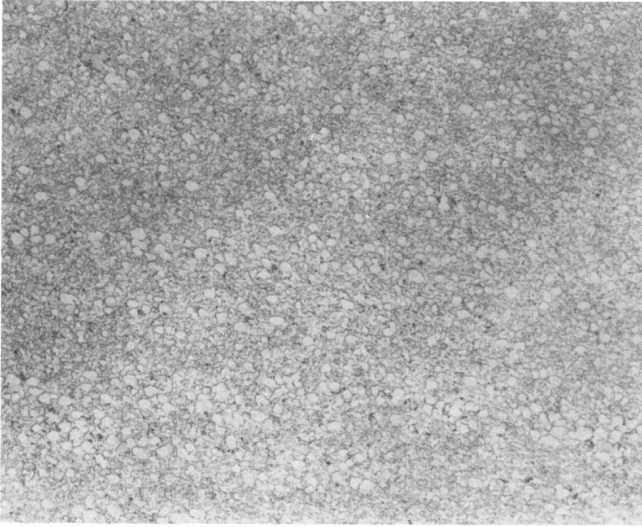
c) gehärtet und bei 250 °C angelassen
Härte: 660 HV10



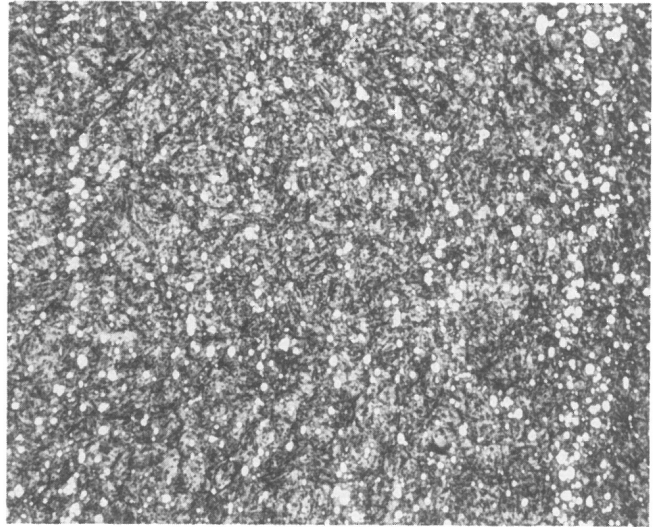
d) gehärtet und bei 550 °C angelassen
Härte: 530 HV10

Bild A23: 90MnCrV8

V = 500:1



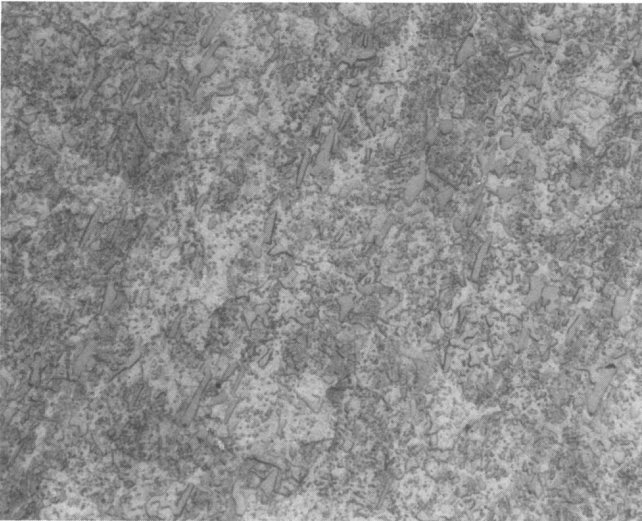
a) Ausgangszustand
Härte: 230 HV10



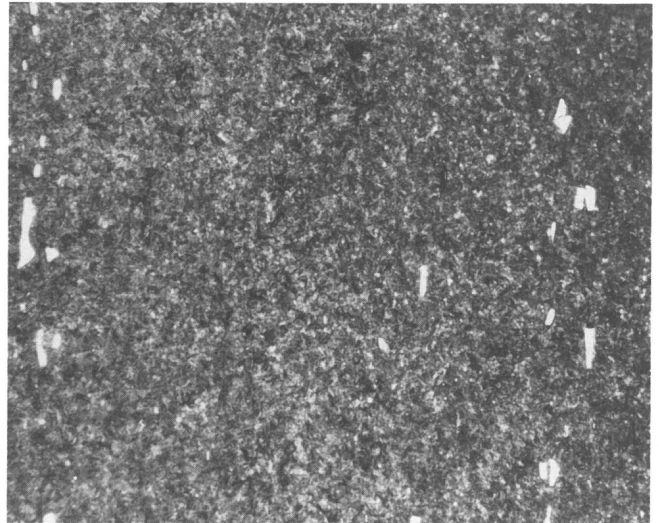
b) gehärtet und bei 580 °C angelassen
Härte: 830 HV10

Bild A24: S 6-5-2

V = 500:1



a) Ausgangszustand
Härte: 210 HV10



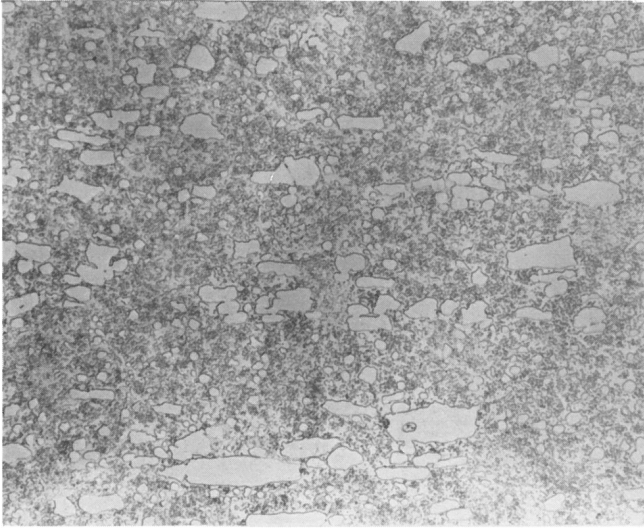
b) gehärtet und bei 180 °C angelassen
Härte: 870 HV10



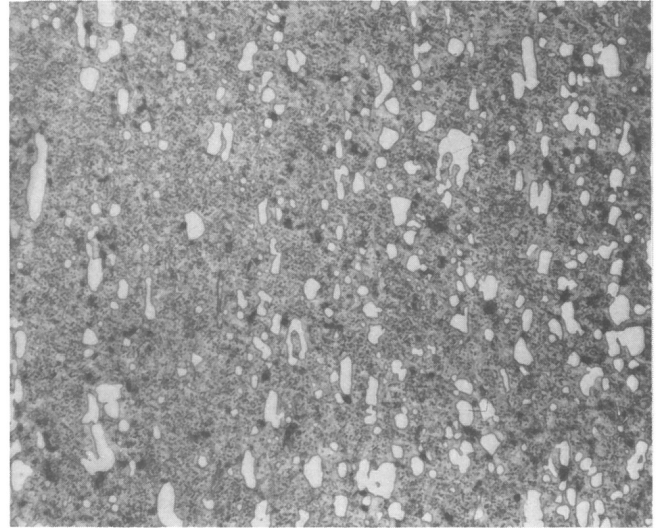
c) gehärtet und bei 250 °C angelassen
Härte: 750 HV10

Bild A25: 145V33

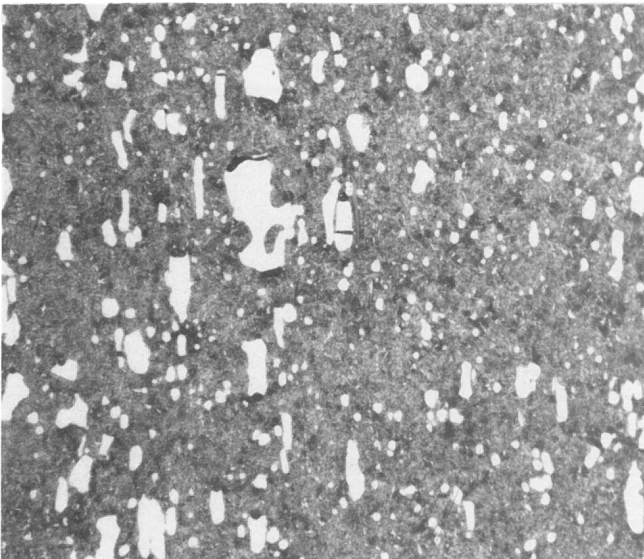
V = 500:1



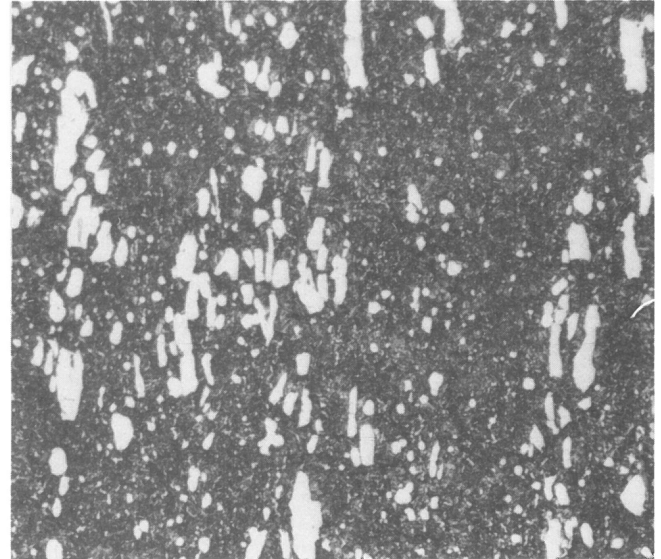
a) Ausgangszustand
Härte: 230 HV10



b) gehärtet und bei 180 °C angelassen
Härte: 790 HV10



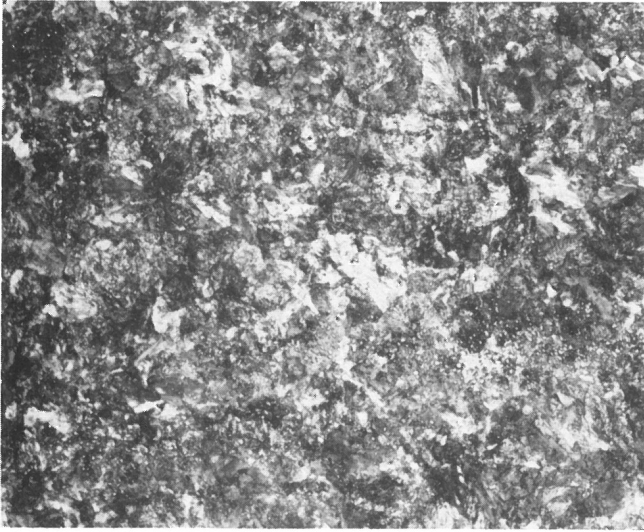
c) gehärtet und bei 250 °C angelassen
Härte: 710 HV10



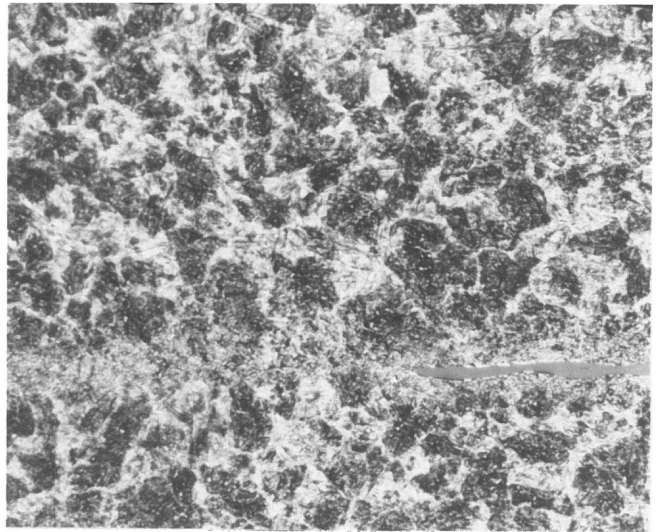
d) gehärtet und bei 550 °C angelassen
Härte: 500 HV10

Bild A26: X210Cr12

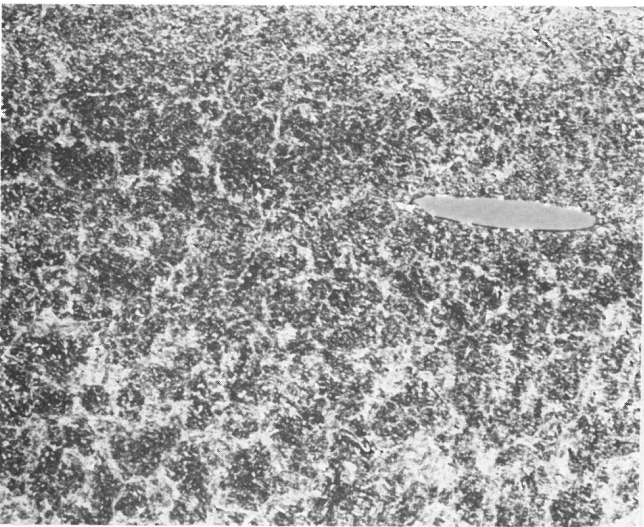
V = 500:1



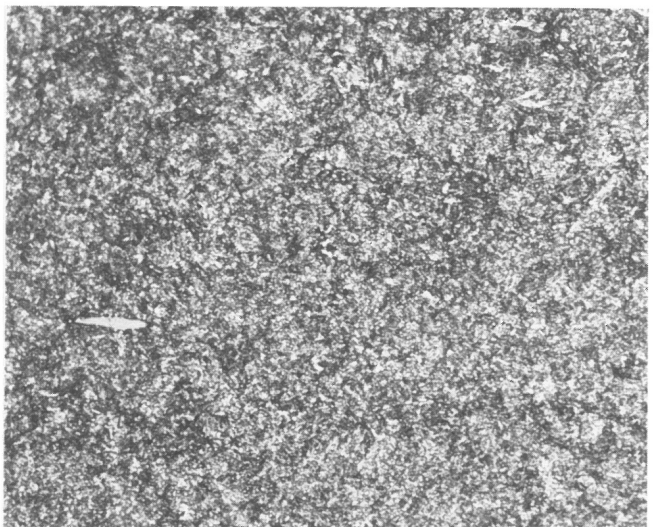
a) Ausgangszustand
Härte: 390 HV10



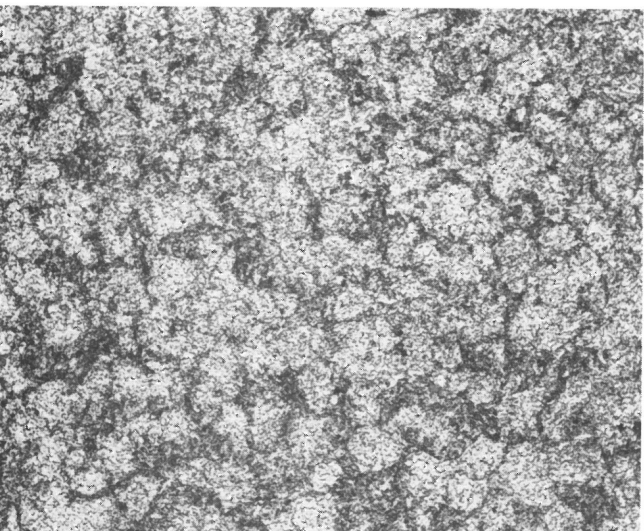
b) gehärtet
Härte: 920 HV10



c) gehärtet und bei 180 °C angelassen
Härte: 740 HV10



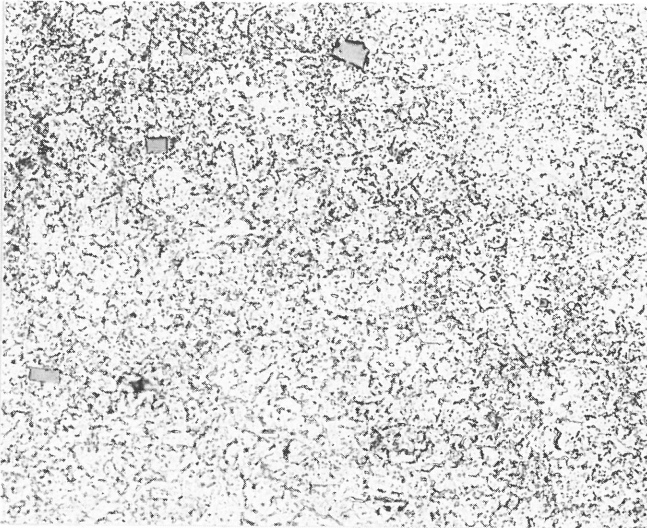
d) gehärtet und bei 400 °C angelassen
Härte: 520 HV10



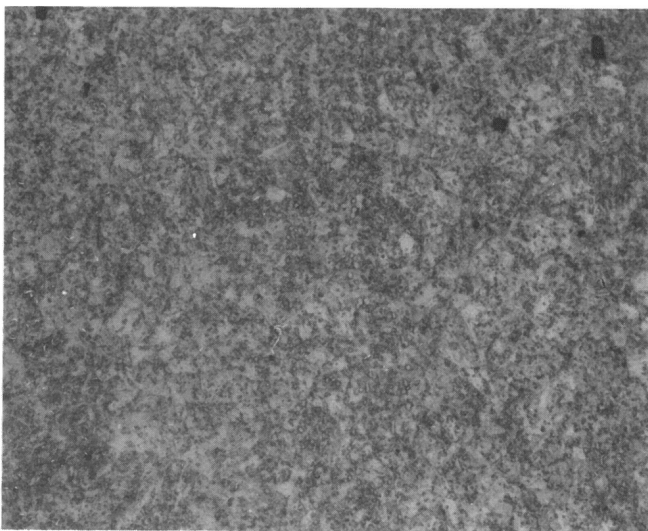
e) gehärtet und bei 600 °C
angelassen
Härte 350 HV10

Bild A27: 100Cr6

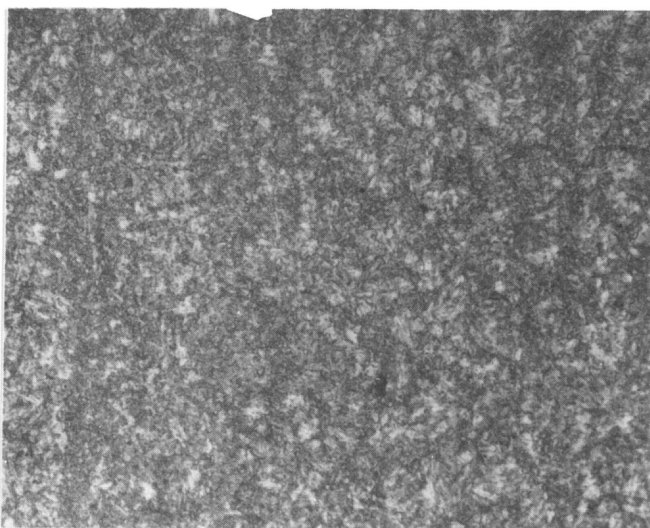
V = 500:1



a) Ausgangszustand
Härte: 200 HV10



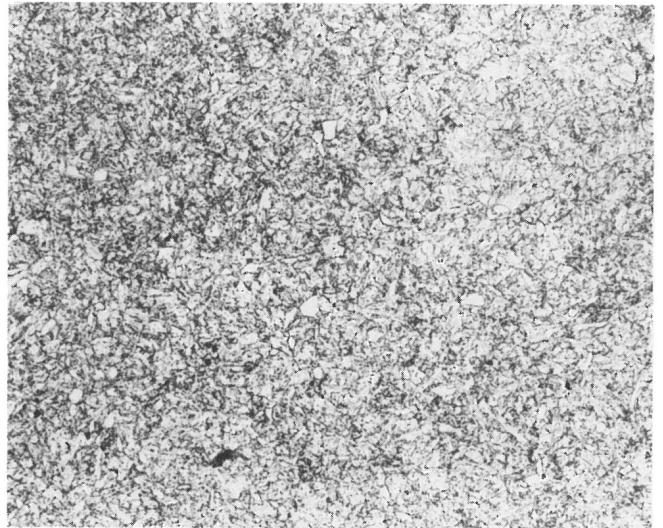
b) gehärtet und bei 180 °C angelassen
Härte: 610 HV10



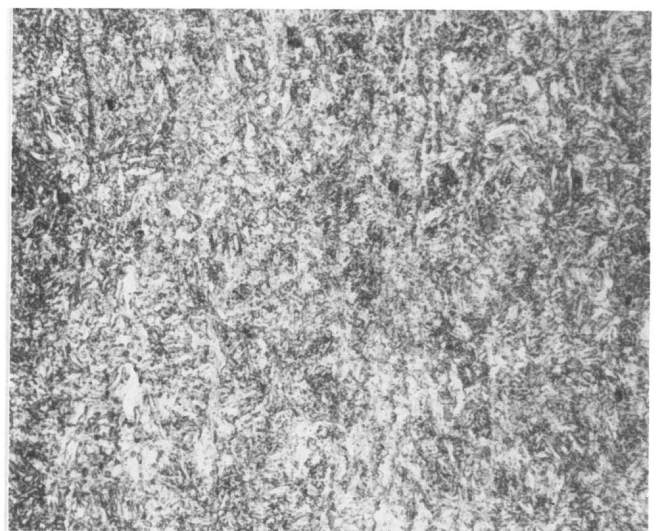
c) gehärtet und bei 550 °C angelassen
Härte: 380 HV10

Bild A28: X40Cr13

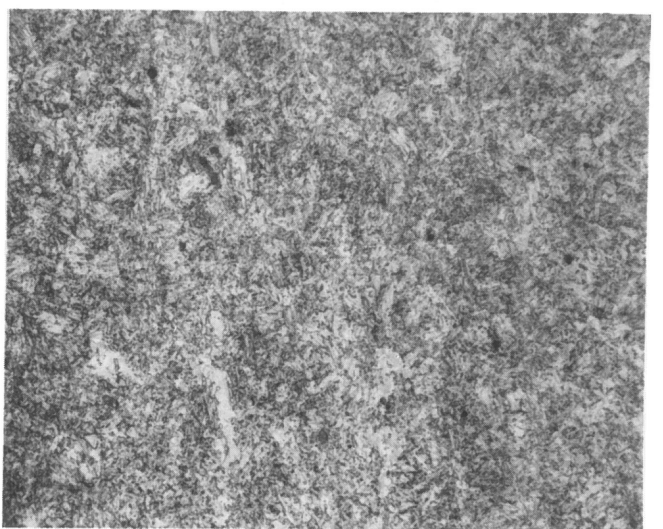
V = 500:1



a) Ausgangszustand
Härte: 300 HV10



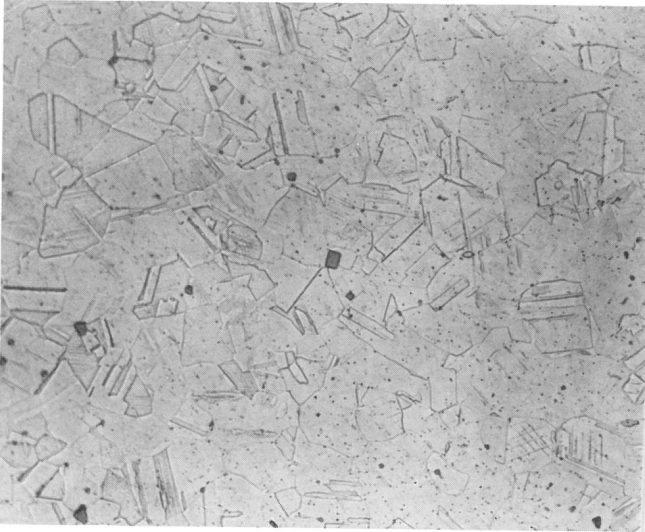
b) gehärtet und bei 180 °C angelassen
Härte: 340 HV10



c) gehärtet und bei 550 °C angelassen
Härte: 290 HV10

Bild A29: X22CrNi17

V = 500:1

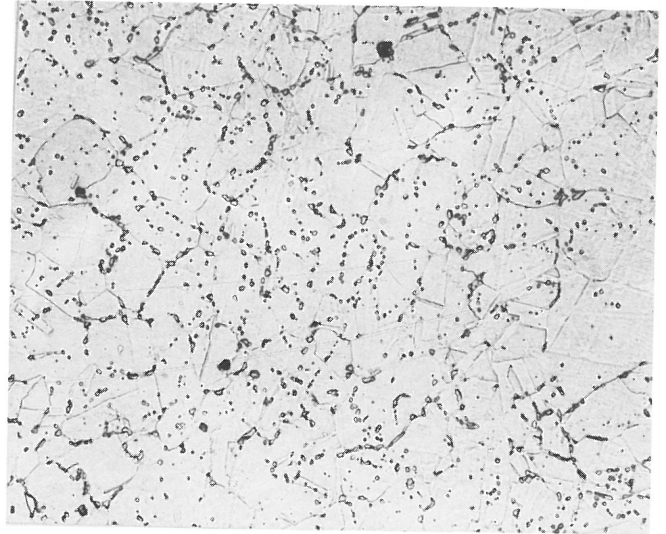


Ausgangszustand

Härte: 160 HV10

Bild A30: X10CrNiTi18 9

V = 500:1



Ausgangszustand

Härte:160 HV10

Bild A31: X15CrNiSi25 20

Bisher erschienene Forschungsberichte der BAM

Nr. 1/September 1968

Forschung und Entwicklung in der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM)
Rechenschaftsbericht für den Bundesminister für Bildung und Wissenschaft

Nr. 2/Juli 1970 (vergriffen)

Zum Problem des Feuchtigkeitsschutzes von Dehnungsmeßstreifen und Halbleitern
von Dr.-Ing. Götz Andreae

Nr. 3/September 1970 (vergriffen)

Über das mechanische Verhalten von Aluminium-Stahl-Freileitungsseilen als Beispiel für Verbundbauteile
von Dr.-Ing. Josef Ziebs

Nr. 4/Dezember 1970 (vergriffen)

Formbeständigkeit von Holz gegenüber Feuchtigkeit — Grundlagen und Vergütungsverfahren
von Dr. rer. nat. Arno Burmester

Nr. 5/März 1971

Die Bedeutung der Netzstellenart und der Netzwerkkettendichte für die Beschreibung der elastischen Eigenschaften und des Abbaus von elastomeren Netzwerken
von Dr. rer. nat. Norbert Steiner

Nr. 6/April 1971

Zur Problematik der Prüfung und Beurteilung des Luftschallschutzes von Bauelementen bei unterschiedlichen Einbaubedingungen
von Prof. Dr.-Ing. Paul Schneider

Nr. 7/Juli 1971

Chromatographie und chemische Konstitution — Untersuchungen über den Einfluß der Struktur organischer Verbindungen auf das Verhalten bei der Dünnschicht-Chromatographie
von Dr.-Ing. Hans-Joachim Petrowitz

Nr. 8/November 1971

Zum Spannungs-Dehnungs-Verhalten von Baustählen bei Wechselbeanspruchung
von Dr.-Ing. Helmut Veith

Nr. 9/November 1971

Untersuchung über die sichernde Wirkung poröser Massen in Acetylenflaschen
von Dr.-Ing. Karl-Heinz Möller

Nr. 10/Januar 1972 (vergriffen)

Untersuchungen über die Korngrößenbestimmung mit Ultraschall zur Entwicklung einer für die Praxis geeigneten zerstörungsfreien Meßmethode
von Dr.-Ing. Dietmar Aurich und Prof. Dr. phil. Erich Martin

Nr. 11/Februar 1972

Beitrag zur Kenntnis der Schnittriefenbildung und Schnittgütwerte beim Brennschneiden
von Dr.-Ing. Hans-Joachim Krause

Nr. 12/Mai 1972

Über Veränderungen von Nylon-6-Fasern beim Texturieren
von Dir. u. Prof. Dr. rer. nat. Hubert Feuerberg

Nr. 13/Juni 1972

Festkörpergleitreibung und Verschleiß von Eisen, Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium in einem Sauerstoff-Stickstoff-Gemisch zwischen 760 und $2 \cdot 10^{-7}$ Torr
von Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig (Berichter), Prof. Dr.-Ing. Kurt Kirschke, Dr.-Ing. Wolfgang-Werner Maennig und Dipl.-Phys. Harald Tischer

Nr. 14/Juli 1972

Untersuchungen zur Amplitudenabhängigkeit der Ultraschalldämpfung in Metallen bei 20 kHz
von Eberhard Fischer

Nr. 15/August 1972

Studie und Probleme der chemischen Edelmetall-Analyse
von Dir. u. Prof. Dr.-Ing. Heinz Pohl

Nr. 16/August 1972

Über Ausführung und Aussagefähigkeit des Normbrandversuches nach DIN 4102, Blatt 2, im Hinblick auf die Nachbildung natürlicher Schadensfeuer
von Dr.-Ing. Erwin Knublauch

Nr. 17/August 1972

Aktivierungsanalyse mit schnellen Neutronen, Photonen und geladenen Teilchen
von Dr.-Ing. Peter Reimers

Nr. 18/Januar 1973

Das Sprödbruchverhalten des Baustahles R St 37-2 N in geschweißten

Konstruktionen, dargestellt mit Hilfe der Methode des Temperaturvergleiches

von Dr.-Ing. Werner Struck

Nr. 19/Januar 1973

Die Bestimmung von Grenzflächentemperaturen bei tribologischen Vorgängen
Literaturrecherche von Dipl.-Phys. K. Kaffanke und Dr.-Ing. H. Czichos

Nr. 20/April 1973

Brandrisiko elektrischer Leitungen und Installationen in Wänden
von Dipl.-Ing. R. Rudolphi

Nr. 21/Juli 1973

Die kontinuumsmechanische Erfassung des zeitlichen Ablaufs der elastisch-plastischen Dehnungen bei der Zerrüttung
Literaturrecherche von Dipl.-Phys. D. Klaffke und Dr.-Ing. W. Maennig

Nr. 22/Juli 1973

Untersuchungen für ein Prüfverfahren zur Bemessung der Brandschutzbekleidung von Stahlstützen
von Dipl.-Ing. R. Rudolphi und Dr.-Ing. E. Knublauch

Nr. 23/November 1973

Reichs- und preußische Landesanstalten in Berlin Ihre Entstehung und Entwicklung als außeruniversitäre Forschungsanstalten und Beratungsorgane der politischen Instanzen
von Prof. Dr. rer. nat. habil. Walter Ruske

Nr. 24/November 1973

Das Brandverhalten von Holzstützen unter Druckbeanspruchung
von Dipl.-Ing. J. Stanke, Ing. grad. E. Klement und Dipl.-Ing. R. Rudolphi

Nr. 25/Dezember 1973

Über das Brandgeschehen vor der Fassade eines brennenden Gebäudes unter besonderer Berücksichtigung der Feuerbeanspruchung von Außenstützen
von Dr.-Ing. E. Knublauch

Nr. 26/August 1974

Der Elektronen-Linearbeschleuniger der BAM — Eigenschaften und erste Anwendungen —
von Dipl.-Ing. P. Jost, Dr.-Ing. P. Reimers und Dr.-Ing. P. Weise

Nr. 27/August 1974

Untersuchungen zum Schallfeld von Winkelprüfköpfen für die Materialprüfung mit Ultraschall
von Dr.-Ing. Hermann Wüstenberg

Nr. 28/August 1974

Zum Ablauf von Gasexplosionen in mit Rohrleitungen verbundenen Behältern
von Prof. Dr. rer. nat. Hans-Jürgen Heinrich

Nr. 29/August 1974

Theorie der dissipativen Luftschalldämmung bei einem idealisotropen porösen Material mit starrem Skelett für senkrechten, schrägen und allseitigen Schalleinfall
von Prof. Dr.-Ing. P. Schneider

Nr. 30/September 1974 (vergriffen)

The Application of Systems Thinking and Systems Analysis to Tribology
von Dr. Horst Czichos und Dr. Geert Salomon

Nr. 31/August 1975

Untersuchungen zur Klärung des Verhaltens thermoplastischer Kunststoffe bei Wechseldehnungsbeanspruchung
von Dr.-Ing. Gerhard Fuhrmann

Nr. 32/September 1975

Ein thermo-elektrisches Netzwerkverfahren zur Berechnung stationärer Temperatur- und Wärmestromverteilungen mit Anwendungsbeispielen
von Dipl.-Ing. Reinald Rudolphi und Dr.-Ing. Bernhard Böttcher

Nr. 33/November 1975

Die Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit von Baustoffen mit Hilfe eines nichtstationären Meßverfahrens
von Dipl.-Ing. Armin Wagner, Dipl.-Phys. Gerhard Kieper und Dipl.-Ing. Reinald Rudolphi

Nr. 34/Januar 1976 (vergriffen)

Untersuchungen zur Vergütung von Holzwerkstoffen
von Dipl.-Forsting. Dr. rer. sylv. Hans-Joachim Deppe

Nr. 35/Januar 1976

Der Widerstand von Platten, die als Beplankungsmaterial leichter Wände verwendet werden, gegenüber dem Aufprall harter Körper — Vorschlag für ein Prüfverfahren —
von Dipl.-Ing. Ernst Limberger

Nr. 36/Januar 1976 (vergriffen)

Wärme- und Feuchtigkeitsleitung in Beton unter Einwirkung eines Temperaturgefälles
von Dipl.-Ing. Jürgen Hundt

- Nr. 37/Februar 1976
Die stoßartige Beanspruchung leichter, nichttragender Bauteile durch einen mit der Schulter gegenprallenden Menschen — Vorschlag für ein Prüfverfahren —
von Dr.-Ing. Werner Struck
- Nr. 38/Juni 1976
Verschleißuntersuchungen an gas-, bad- und ionitriertem Stahl 42 CrMo 4
von Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig
- Nr. 39/Juni 1976
Untersuchung der viskoelastischen Eigenschaften von Flüssigkeiten (mit nicht-Newtonschem Fließverhalten) insbesondere bei höherer Scherbeanspruchung
von Prof. Dr.-Ing. K. Kirschke und Dipl.-Phys. G. Kempf
- Nr. 40/Juni 1976
Zum Untergrundabzug bei energiedispersiven Spektren nach verschiedenen Verfahren
von Dr. rer. nat. H. Hantsche
- Nr. 41/Okttober 1976
Optische Eigenschaften cholesterinischer Flüssigkeiten
von Dr. rer. nat. Bernhard Böttcher
- Nr. 42/Okttober 1976
Ermittlung der Mindestzündenergie brennbarer Gase in Mischung mit Luft
von Dr.-Ing. Siegmund Dietlen
- Nr. 43/Okttober 1976
Das Sprödbruchverhalten geschweißter Bauteile aus Stahl mit zäh-sprödem Übergang im Bruchverhalten, dargestellt mit Hilfe der Methode des Temperaturvergleiches
von Dr.-Ing. Werner Struck
- Nr. 44/November 1976
Berechnung von räumlichen, linear elastischen Systemen, die aus finiten Stab- und Balkenelementen zusammengesetzt sind, unter Verwendung des Programms „Stab-Werk“
von Dipl.-Ing. W. Matthees
- Nr. 45/Dezember 1976
Untersuchung des Elektrodenverhaltens im Vakuum aufgedampfter Metallschichten
von Dr.-Ing. W. Paatsch
- Nr. 46/Mai 1977 (vergriffen)
Versuchsergebnisse zur Festigkeit und Verformung von Beton bei mehraxialer Druckbeanspruchung
Results of Test Concerning Strength and Strain of Concrete Subjected to Multiaxial Compressive Stresses
von Dipl.-Ing. Gerald Schickert und Dipl.-Ing. Helmut Winkler
- Nr. 47/Juni 1977
Bautechnische Einflüsse auf die Tragfähigkeit von Kunststoffdübeln für Fassadenbekleidungen
von Dr.-Ing. Arno Plank
- Nr. 48/Okttober 1977
Setzung von Fundamenten infolge dynamischer Last, angewendet auf die Fundamente einer geplanten Schnellbahn
von Dr.-Ing. U. Holzlöhner
- Nr. 49/Dezember 1977
Untersuchungen zur Anwendung von Mikrowellen in der zerstörungsfreien Prüfung
von Dr.-Ing. Günther Wittig
- Nr. 50/Juni 1978 (vergriffen)
Zur Meßtechnik für die Sicherheitsbeurteilung und -überwachung von Spannbeton-Reaktordruckbehältern
von Prof. Dipl.-Phys. Norbert Czaika, Dipl.-Phys. Norbert Mayer, Dipl.-Ing. Claus Amberg, Dipl.-Ing. Götz Magiera, Dr.-Ing. Götz Andreae und Dipl.-Ing. Winfried Markowski
- Nr. 51/Juni 1978
Auswirkung von chemischen und physikalisch-technologischen Einflußfaktoren auf das Beständigkeitsverhalten von Oberflächenbeschichtungen auf der Basis von Reaktionsbeschichtungsstoffen
von Dr. rer. nat. J. Sickfeld
- Nr. 52/August 1978
Zum Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf das tribologische Verhalten von Werkstoffen hoher Härte bei reiner Festkörperreibung
von Dr.-Ing. Aleksandar Tomov
- Nr. 53/Okttober 1978
Bemessung und Optimierung beheizbarer Straßen- und Brückenbeläge
von Rolf Günter Rohrmann und Reinald Rudolphi
- Nr. 54/Okttober 1978
Magnetisches Verhalten dünner Eisenschichten bei mechanischer Wechselbeanspruchung
von Dr.-Ing. Harro Sander
- Nr. 55/November 1978
Beobachtung und Orientierungsbestimmung der Oberflächenkristallite polykristalliner 99,999 %-Al-Proben bei Biegewechselbeanspruchung
von Dr.-Ing. Dieter Klaffke
- Nr. 56/Januar 1979
Stabilität von Sandwichbauteilen
von Dipl.-Ing. W. Brünner und Prof. Dr.-Ing. C. Langlie
- Nr. 57/März 1979
Untersuchungen an Prüfmitteln für die Magnetpulverprüfung
Investigations on Inspection-Media for Magnetic-Particle-Testing
von Dipl.-Ing. Meinhard Stadthaus
- Nr. 58/März 1979
Ermittlung des Bauteilwiderstandes aus Versuchsergebnissen bei vereinbartem Sicherheitsniveau
von Dr.-Ing. Werner Struck
- Nr. 59/Juli 1979
Ermittlung der Verformungen biegebeanspruchter Stahlbetonbalken mit der Methode der Finiten Elemente unter besonderer Berücksichtigung des Verbundes zwischen Beton und Stahl
von Dr.-Ing. Günther Plauk
- Nr. 60/August 1979
Untersuchungen zur Erfassung der Kaltformbarkeit von Feinblechen beim Strecken
von Dr.-Ing. H. Spreckelmeyer, Dr.-Ing. R. Helms und Dr.-Ing. J. Ziebs
- Nr. 61/Dezember 1979
Beschreibung von Problemen der höheren Farbmetrik mit Hilfe des Gegenfarbensystems
von Dr. Klaus Richter
- Nr. 62/Dezember 1979
Geomagnetobiologisch bedingter Zusammenhang zwischen der Fraßaktivität von Termiten und der Zahl der Sterbefälle
von Dir. u. Prof. Dr.-Ing. Wolfgang Gerisch und Prof. Dr. habil. Dr. h. c. Günther Becker
- Nr. 63/Dezember 1979
Untersuchungen an Stopfbuchsen von Ventilen und Schiebern für Gase
von Dipl.-Ing. E. Behrend und Dipl.-Ing. J. Ludwig
- Nr. 64/Februar 1980
Ermittlung der Schwingungserregung beim Betrieb schienengebundener Fahrzeuge in Tunneln sowie Untersuchung des Einflusses einzelner Parameter auf die Ausbreitung von Erschütterungen im Tunnel und dessen Umgebung
von Dr.-Ing. Werner Rucker
- Nr. 65/Februar 1980
Untersuchungen über den Einfluß des Spannungszustandes auf bruchmechanische Kennwerte
von Dr.-Ing. Peter Schmidt, Dr.-Ing. Dietmar Aurich, Dr.-Ing. Rolf Helms, Dr.-Ing. Helmut Veith und Dr.-Ing. Josef Ziebs
- Nr. 66/Mai 1980
Auswirkung von Druckentlastungsvorgängen auf die Umgebung
von Dr. rer. nat. Martin Hattwig
- Nr. 67/Mai 1980
Beitrag zur dynamischen Analyse von vorgespannten und vorbelasteten Feder-Masse-Systemen mit veränderlicher Gliederung unter stoßartiger Beanspruchung
von Dr.-Ing. Wolfgang Matthees
- Nr. 68/Mai 1980
Oberflächenmeßverfahren unter besonderer Berücksichtigung der Steuermesstechnik.
Entwicklung eines volleuzentrischen Präzisions-Goniometers
von Dr. rer. nat. Dieter Petersohn
- Nr. 69/Juni 1980
Untersuchungen zur Integrität des Liners von Reaktorsicherheitshüllen (Containments) in Stahlbeton- und Spannbetonbauweise
von Dr.-Ing. Frank Buchhardt und Dipl.-Ing. Peter Brandl
- Nr. 70/August 1980 (vergriffen)
Schwellenwerte beim Betondruckversuch
von Dr.-Ing. Gerald Schickert
- Nr. 71/August 1980
Untersuchungen über durch den Boden gekoppelte dynamische Wechselwirkungen benachbarter Kernkraftwerksbauten großer Masse unter seismischen Einwirkungen
von Dr.-Ing. Wolfgang Matthees und Dipl.-Ing. Götz Magiera
- Nr. 72/September 1980
Übertragbarkeit der Ergebnisse von Brandprüfungen am Beispiel von Stahl- und Holzstützen
von Dr.-Ing. Reinald Rudolphi

Nr. 73/November 1980

Vergleichende Untersuchungen zum Tragverhalten von Klemmkupplungen für Stahlrohrgerüste nach bestehenden deutschen Prüfvorschriften und geplanten europäischen bzw. internationalen Prüfnormen
von Dipl.-Ing. Peter Wegener

Nr. 74/November 1980

ALGOL-Computerprogramm zur Berechnung zweidimensionaler instationärer Temperaturverteilungen mit Anwendungen aus dem Brand- und Wärmeschutz
von Dr.-Ing. Reinald Rudolphi und Dipl.-Inform. Renate Müller

Nr. 75/November 1980

Beitrag zur Kenntnis des zeitlichen und örtlichen Druckverlaufs bei der plötzlichen Entlastung unter Druck stehender Behälter und Behälterkombinationen
von Dir. u. Prof. Dr. Hans-Jürgen Heinrich

Nr. 76/November 1980

Deformationsverhalten von Rein- und Reinstaluminium sowie Cu 99,9 und St 37 bei Biegebelastungsbeanspruchung im Rasterelektronenmikroskop
von Dr.-Ing. Dieter Klaffke und Prof. Dr.-Ing. Wolfgang-Werner Maennig

Nr. 77/April 1981

Untersuchung des Verhaltens von Lagerzementen
von Dipl.-Ing. Michael Gierloff und Dr.-Ing. Matthias Maultzsch

Nr. 78/September 1981

Dynamische Wechselwirkung eines Schienen-Schwellensystems mit dem Untergrund
von Dr.-Ing. Werner Rücker

Nr. 79/Dezember 1981

Ein Beitrag zur Untersuchung der wasserstoffbeeinflussten Kaltrißneigung höherfester niedriglegierter Feinkornbaustähle mit dem Implantversuch
von Dr.-Ing. Volker Neumann

Nr. 80/Dezember 1981

Ursachen des Teileinsturzes der Kongreßhalle in Berlin-Tiergarten
von Dr.-Ing. Arno Plank, Dr.-Ing. Werner Struck und Dr.-Ing. Manfred Tzschätzsch

Nr. 81/Dezember 1981

Graphisch-rechnerisches Verfahren zum Erfassen der Zündhäufigkeit zündbarer Stoffe; Anwendung auf Datenmaterial aus dem Bereich der Statistik
von Dipl.-Ing. Jürgen Schmidt

Nr. 82/April 1982

Zur werkstoffmechanischen Beurteilung des Kerbschlagbiegeversuches
Assessment of the mechanical behaviour of materials in the notched bar impact test
von Rolf Helms, Hans-Joachim Kühn und Siegmund Ledworuski

Nr. 83/Juli 1982

Tribologisches Verhalten von thermoplastischen Kunststoffen — Kontaktdeformation, Reibung und Verschleiß, Oberflächenuntersuchungen —
von Prof. Dr.-Ing. Horst Czichos und Dr.-Ing. Paul Feinle

Nr. 84/Juli 1982

Übertragbarkeit der Ergebnisse von Brandprüfungen im Kleinprüfstand (Vergleichsversuche)
von Dipl.-Inform. Renate Müller und Dr.-Ing. Reinald Rudolphi

Nr. 85/ISBN 3-88314-231-X/Oktober 1982

Technische Materialforschung und -prüfung — Entwicklungstendenzen und Rahmenvorschläge für ein EG-Programm „Basic Technological Research“ — Materials Research and Testing — Development Trends and Outline Proposals for a Community Programme „Basic Technological Research“ —
von Prof. Dr. Horst Czichos

Nr. 86/ISBN 3-88314-232-8/November 1982

Zur quantitativen Kennzeichnung des Verwitterungsverhaltens von Naturwerksteinen anhand ihrer Gefügemerkmale
von Dr.-Ing. Konrad Niesel und Dr. rer. nat. Peter Schimmelwitz

Nr. 87/ISBN 3-88314-240-9/Dezember 1982

Einfluß baupraktischer Umgebungsbedingungen auf das Korrosionsverhalten von Spannstählen vor dem Injizieren
von Dr.-Ing. Bernd Isecke und Dr.-Ing. Wolfgang Stichel

Nr. 88/ISBN 3-88314-254-9/Februar 1983

Untersuchungen zur Ausbreitung von Longitudinalwellen an Oberflächen bei der Materialprüfung mit Ultraschall
von Dr.-Ing. Anton Erhard

Nr. 89/ISBN 3-88314-263-8/April 1983

Untersuchungen zur Zerfallsfähigkeit von Distickstoffoxid
von Dr. rer. nat. Dietrich Conrad und Dr.-Ing. Siegmund Dietlen

Nr. 90/ISBN 3-88314-264-6/April 1983

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen

Konzeption für geregelte Versuche Versuchseinrichtung

Vorversuche an Stahlbetonbalken

von Dr.-Ing. Klaus Brandes, Dipl.-Ing. Ernst Limberger und Dipl.-Ing. Jürgen Herter

Nr. 91/ISBN 3-88314-265-4/April 1983

Dreidimensionale Analyse von unbewehrtem Beton mit nichtlinear-elastischem Materialgesetz
von Dr.-Ing. Michael Weber

Nr. 92/ISBN 3-88314-266-2/August 1983

Ausbreitung von Erschütterungen durch den Boden
von Dipl.-Ing. Lutz Auersch

Nr. 93/ISBN 3-88314-283-2/August 1983

Unterdrückung stick-slip-induzierter Kurvengeräusche schienengebundener Fahrzeuge durch eine physikalisch-chemische Oberflächenbehandlung der Schienen
von Dr. rer. nat. Peter Studt

Nr. 94/ISBN 3-88314-284-0/August 1983

Untersuchungen der Störschwingungen beim Kerbschlagbiegeversuch und deren Abschwächungen
von Dr.-Ing. Xian-Quan Dong

Nr. 95/ISBN 3-88314-289-1/August 1983

Über die Fokussierung des Schallfeldes von Ultraschall-Prüfköpfen mit Fresnelschen Zonenplatten
von Dr.-Ing. Manfred Römer

Nr. 96/ISBN 3-88314-296-4/Oktober 1983

Verbundverhalten zwischen Beton und geripptem Betonstahl sowie sein Einfluß auf inelastische Verformungen biegebeanspruchter Stahlbetonbalken
von Dr.-Ing. Heinz Eifler

Nr. 97/ISBN 3-88314-297-2/November 1983

Typische Bruchflächenbildung thermoplastischer Kunststoffe nach wechselnder mechanischer Beanspruchung
von Dipl.-Ing. Gerhard Fuhrmann und Prof. Dr. rer. nat. Wolfram Schwarz

Nr. 98/ISBN 3-88314-312-X/Dezember 1983

Bestimmung des elastischen Verhaltens von Maschenwaren — Stretch- und Erholungsvermögen —
von Dr. rer. nat. Edmund Schnabel

Nr. 99/ISBN 3-88314-317-0/Dezember 1983

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen
Versuche an Stahlbetonbalken mit Biegebewehrung aus Betonstahl BSt 420/500 RK und BSt 1080/1320
von Dr.-Ing. Klaus Brandes, Dipl.-Ing. Ernst Limberger und Dipl.-Ing. Jürgen Herter

Nr. 100/ISBN 3-88314-298-0/Januar 1984

Untersuchungen zur Prüfung von Beton auf Frostwiderstand
von Günter Klamrowski und Paul Neustupny

Nr. 101/ISBN 3-88314-327-8/Februar 1984

Röntgen- und Gammastrahlen Computer-Tomographie
von Dr.-Ing. Peter Reimers, Dr. rer. nat. Jürgen Goebbels, Dr.-Ing. Heinrich Heidt, Dr.-Ing. Hans-Peter Weise und Dipl.-Phys. Kay Wilding

Nr. 102/ISBN 3-88314-335-9/März 1984

Weiterentwicklung des hydraulischen Kompensationsverfahrens zur Druckspannungsmessung in Beton
von Dr.-Ing. Götz Magiera

Nr. 103/ISBN 3-88314-328-6/März 1984

Radiographie mit Elektronen aus Metallverstärkerfolien
von Dr.-Ing. Dierk Schnitger

Nr. 104/ISBN 3-88314-339-1/April 1984

Beeinflussung von Betoneigenschaften durch Zusatz von Kunststoffdispersionen
von Dr.-Ing. Michael Gierloff

Nr. 105/ISBN 3-88314-345-6/Juni 1984

Beitrag zum Bremsverhalten energieumwandelnder Aufsetzpuffer in Aufzugsanlagen
von Dr.-Ing. Bernd Schulz-Forberger

Nr. 106/ISBN 3-88314-360-X/Oktober 1984

Setzung von Fundamenten infolge dynamischer Last
von Dr.-Ing. Jan Lehnert

Nr. 107/ISBN 3-88314-361-8/Oktober 1984

Korrosion von Stahlradiatoren
von Dr.-Ing. Wolfgang Stichel und Jörg Ehreke

Nr. 108/ISBN 3-88314-363-4/Oktober 1984

Durch Bodenerschütterungen angeregte Gebäudeschwingungen — Ergebnisse von Modellrechnungen
von Dipl.-Ing. Lutz Auersch

Nr. 109/ISBN 3-88314-381-2/Februar 1985

Zur Wirkung der Schrumpfbehinderung auf den Schweißeigenspannungszustand und das Sprödbbruchverhalten von unterpulvergeschweißten Blechen aus St E 460 N

von Dr.-Ing. Mohamed Omar

Nr. 110/ISBN 3-88314-382-0/Februar 1985

Wasserstoff als Energieträger

von Dr. Hermann Walde (Mitglied des Kuratoriums der BAM i. R.) und Dr. Bernhard Kropp

Nr. 111/ISBN 3-88314-383-9/Februar 1985

Über den Einfluß der Initiierung auf die detonative Umsetzung von Analex-Sprengstoffen unter Berücksichtigung sicherheitstechnischer Gesichtspunkte

von Dr.-Ing. Kurt Ziegler

Nr. 112/ISBN 3-88314-409-6/Juli 1985

Zeitstandverhalten und strukturelle Veränderungen von vielfach wiederverarbeiteten Polyethylenen

von Dr.-Ing. Wolfgang Lützw

Nr. 113/ISBN 3-88314-410-X/Juli 1985

Untersuchungen zum Frequenzeinfluß auf die Schwingungsrißkorrosion von Offshore-Konstruktionen

von Rolf Helms, Horst Henke, Gerhard Oelrich (BAM, Berlin) und Tetsuya Saito (NRIM, Japan)

Nr. 114/ISBN 3-88314-419-3/Juli 1985

Neue Verfahren für die Prüfung von Reaktorkomponenten mittels Röntgen- und Gammastrahlen

von Dipl.-Ing. Peter Rose, Dipl.-Ing. Peter Raabe, Dipl.-Ing. Werner Daum und Andreas Szameit

Nr. 115/ISBN 3-88314-420-7/Juli 1985

Farbempfindungsmerkmal Elementaruntun und Buntheitsabstände als Funktion von Farbart und Leuchtdichte von In- und Umfeld

von Privatdozent Dr. Klaus Richter

Nr. 116/ISBN 3-88314-460-6/Okttober 1985

Theoretische Ermittlung des Wärmedurchgangskoeffizienten von Fensterkonstruktionen unter besonderer Berücksichtigung der Rahmenproblematik

von Dr. rer. nat. Franz-Josef Kasper, Dipl.-Inform. Renate Müller, Dr.-Ing. Reinald Rudolphi und Dr.-Ing. Armin Wagner

Nr. 117/ISBN 3-88314-468-1/Okttober 1985

**Materials Technologies and Techno-Economic Development
A study for the German Foundation for International Development
(Deutsche Stiftung für Internationale Entwicklung)**

by Prof. Dr. H. Czichos in cooperation with Dr. G. Sievers, Bundesministerium für Forschung und Technologie (BMFT), Bonn

Nr. 118/ISBN 3-88314-469-X/Okttober 1985

Brand- und Explosionsgefahren explosionsgefährlicher Stoffe bei Herstellung und Lagerung

Modellversuche mit pyrotechnischen Sätzen und Gegenständen

von Dr. rer. nat. Hartwig Treumann, Dipl.-Ing. Hilmar Andre, Dr. rer. nat. Eduard Blossfeld, Dr. rer. nat. Norbert Pfeil und Ing. grad. Matthias-Michael Zindler

Nr. 119/ISBN 3-88314-472-X/November 1985

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen

Versuche an Stahlbetonplatten, Teil I

Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members

Tests on Reinforced Concrete Slabs, Part I

von Dipl.-Ing. Jürgen Herter, Dr.-Ing. Klaus Brandes und Dipl.-Ing. Ernst Limberger

Nr. 120/ISBN 3-88314-514-9/April 1986

Zerstörungsfreie Korngrößenbestimmung an austenitischen Feinblechen mit Hilfe der Ultraschallrückstreuung

von Dr.-Ing. Andreas Hecht

Nr. 121/ISBN 3-88 314-530-0/Juni 1986

Versagenskriterien von Stahlgleitpaarungen unter Mischreibungsbedingungen: Einflüsse von Stahlzusammensetzung und Wärmebehandlung

von Dr.-Ing. Paul Feinle und Prof. Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig