

FREIBERGER
FORSCHUNGSHEFTE

B 77

EISENHÜTTENWESEN

HERMANN SCHUMANN
UND GERHARD RADOMSKI

**Anwendbarkeit von Zeit-Temperatur-
Umwandlungsschaubildern für kontinuierliche
Abkühlung auf die Wärmebehandlung
großer Schmiedestücke**



UB FREIBERG

FFH

B 77

AKADEMIE-VERLAG BERLIN

1962



SLUB

Wir führen Wissen.

UNIVERSITÄTSBIBLIOTHEK
FREIBERG





FREIBERGER FORSCHUNGSHEFTE

B 77

THE UNIVERSITY OF FREIBERG

FREIBERGER FORSCHUNGSHEFTE

Herausgegeben vom Rektor der Bergakademie Freiberg

B 77

EISENHÜTTENWESEN

**Anwendbarkeit von Zeit-Temperatur-Umwandlungs-
schaubildern für kontinuierliche Abkühlung
auf die Wärmebehandlung großer Schmiedestücke**

Von

HERMANN SCHUMANN und GERHARD RADOMSKI



Akademie-Verlag · Berlin

Freib. Forsch.-H.	B 77	S. 1—37	25 Bilder	4 Tabellen	Berlin, Dezember 1962
-------------------	------	---------	-----------	------------	-----------------------



XVI M42, B77 C1

FBF

FFH

Gießerei-Institut
der Bergakademie Freiberg

Inv.-Nr. V/107 - 77

Das Manuskript wurde am 16. 1. 1962 der Redaktion zur Veröffentlichung übergeben

„Freiberger Forschungshefte“, Schriftenreihe für alle Gebiete der Montanwissenschaften. Herausgeber: der Rektor der Bergakademie Freiberg, Prof. Dr.-Ing. G. Hollweg. — Chefredakteur: Dr. rer. nat. Dipl.-Ing. M. Wolf, Freiberg, Klubhaus der Bergakademie, Aug.-Bebel-Str. 5 (Fernruf 24 97, Telex 057 85 35). — Verlag: Akademie-Verlag GmbH, Berlin W 8, Leipziger Str. 3—4 (Fernruf 22 04 41, Telex 01 17 33), Postscheckkonto 350 21. — Die Freiberger Forschungshefte erscheinen in zwangloser Folge in den Reihen A, B, C und D. Ausführliches Verzeichnis aller lieferbaren Hefte von der Redaktion der Bergakademie oder dem Akademie-Verlag. — Vertrieb: in der Deutschen Demokratischen Republik durch den Buchhandel; in Westdeutschland durch den Buchhandel (Auslieferung KUNST UND WISSEN, Erich Bieber, Stuttgart S, Wilhelmstr. 4—6); in Österreich durch den Globus-Buchvertrieb, Wien I, Salzgries 16; im gesamten Ausland durch eine Importbuchhandlung, den Deutschen Buch-Export und -Import GmbH, Leipzig C 1, Postschließfach 276, oder den Verlag. — Gesamtherstellung: Druckhaus „Maxim Gorki“, Altenburg. — Lizenz-Nr. 202 · 100/734/62. Printed in Germany. — Alle Rechte vorbehalten.
Preis dieses Heftes: 8,— DM, Bestell-Nr. 2062/B 77. — ES: 20 F 10, 20 F 9, 20 F 7.

INHALT

1 Einleitung	7
2 Versuchsmaterial.	11
3 Abkühlungsverlauf des Schmiedestückes beim Ablöschversuch	14
4 Untersuchungsergebnisse am großen Versuchsschmiedestück	20
4.1 Chemische Zusammensetzung	20
4.2 Makroseigerungen	20
4.3 Bestimmung der Austenitkorngröße.	22
4.4 Die Härteverteilung im Versuchsschmiedestück.	23
4.5 Das Feingefüge im Versuchsschmiedestück.	27
5 Vergleich der theoretischen Voraussagen mit den am Versuchsschmiedestück erhaltenen praktischen Ergebnissen	29
6 Zusammenfassung	33
Literatur	35
Diskussion	36

INDEX

Faint, illegible text, likely bleed-through from the reverse side of the page.

1 Einleitung

Die Herstellung von großen Schmiedestücken aus niedrig legierten Stählen zählt zu den Spitzenleistungen der metallurgischen Industrie. An die Erschmelzung, das Abgießen, die Formgebung und Wärmebehandlung werden außerordentlich hohe Qualitätsanforderungen gestellt. Dabei kann ein einziger Fehler in einem der Arbeitsgänge den Gesamterfolg zunichte machen, womit stets hohe materielle Verluste und erhebliche Lieferverzögerungen verbunden sind. So ist es nicht allzu verwunderlich, wenn von den Herstellerwerken die komplexen Erfahrungen streng gehütet werden und weitergehende Schrifttumsangaben nur spärlich vorliegen.

Die vom Maschinenbau an große Schmiedestücke gestellten Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften werden vom Metallurgen durch Verwendung einer Stahlmarke, die dem Querschnitt des Werkstückes angepaßt ist, und durch Vergütung des Stahles erfüllt. Die Vergütungsbehandlung muß so durchgeführt werden, daß bei Erreichen der vorgeschriebenen Festigkeits- und Zähigkeitswerte möglichst geringe innere Spannungen zurückbleiben, um ein Verziehen oder gar Reißen des Schmiedestückes bei der mechanischen Bearbeitung, der Schleuderprobe oder im Betrieb mit möglicher Sicherheit auszuschließen [1]. Deshalb sind genaue Kenntnisse der Vorgänge, die bei der Wärmebehandlung im Schmiedestück ablaufen, für den Metallurgen unerläßlich.

Die Wirkung der Vergütungsbehandlung auf die mechanischen Eigenschaften läßt sich auch bei gegebener Abmessung und Stahlmarke nicht immer eindeutig im voraus abschätzen. Dies liegt u. a. in der Art der Probenahme begründet, die im allgemeinen, wenn von Proben aus Hohlbohrkernen abgesehen wird, aus der Oberfläche bzw. den Enden der Schmiedestücke erfolgt. R. GARÇON [2] charakterisiert den Sachverhalt wie folgt: „Wenn die auf diese Weise ermittelten mechanischen Eigenschaften den von den Konstrukteuren geforderten entsprechen, ist man zufrieden, obwohl dadurch nur angenäherte Aussagen über die Eigenschaften des Kernmaterials, das im Betrieb die stärksten Beanspruchungen ertragen muß, gemacht werden können. Alles, was man sagen kann, ohne schwere Irrtümer zu begehen, ist, daß die Beschaffenheit des Stahles im Innern verschieden sein wird von der Oberfläche und wahrscheinlich *sehr* verschieden.“ Diese Unterschiede beziehen sich sowohl auf die chemische Zusammensetzung des Stahles als auch auf die beim Vergüten entstehenden Gefügearten, die beide auf die mechanischen Eigenschaften einwirken.

Da Versuche an schweren Schmiedestücken langwierig und kostspielig sind, wurde von H. BÜHLER und F. J. SCHMIDT [3] vorgeschlagen, kleine Proben des gleichen Stahles so abzukühlen, daß die Abkühlungsgeschwindigkeiten denen bestimmter Volumenelemente im abkühlenden Schmiedestück entsprechen. Diese Abkühlungskurven können empirisch ermittelt oder berechnet werden. So ergibt z. B. die Luftabkühlung einer

Probe von $30 \times 30 \times 160 \text{ mm}^3$ den gleichen Abkühlungsverlauf wie eine Querschnittsstelle eines in Öl abgeschreckten Werkstückes von $200 \text{ mm } \varnothing$ in 50 mm Abstand von der Längsachse. In ähnlicher Weise wird im Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle [4] angeführt, daß sich die Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder für kontinuierliche Abkühlung auch auf große Schmiedestücke anwenden lassen. Im Deckblatt II-01 von [4] ist ein Diagramm angeführt, in dem die Abkühlungszeiten von 800 bis 500°C für Rundstahl von 10 bis $1000 \text{ mm } \varnothing$ bei Wasser-, Öl- und Luftabkühlung erhalten sind. F. WEVER und A. ROSE [5] kamen zu dem Ergebnis, daß die Beziehungen zwischen Abkühlungskurven im kontinuierlichen Umwandlungsschaubild und den an ihren Enden angegebenen Gefüge- und Härtewerten eindeutig und umkehrbar sind, d. h., daß aus Gefüge und Härte an einer Stelle eines beliebig geformten, kontinuierlich abgekühlten Stahles der Abkühlungsverlauf rekonstruiert werden kann. Ähnliche Angaben liegen von A. ROSE und W. STRASSBURG [6] vor. Zu bemerken ist, daß diese Übereinstimmungen im wesentlichen für geringere Querschnitte Gültigkeit besitzen bzw. bisher bewiesen worden sind.

Die Frage, welche Aussagen an Hand von ZTU-Schaubildern für das Gefüge und die Härte im Querschnitt von kontinuierlich abgekühlten großen Schmiedestücken gemacht werden können, ist bisher noch nicht eingehend untersucht worden und bedarf dringend einer Klärung. Wünschenswert wäre, daß aus dem ZTU-Diagramm des Stahles und dem als bekannt vorausgesetzten Abkühlungsverlauf des Schmiedestückes mit einiger Sicherheit quantitative Voraussagen gemacht werden könnten, mit welchem Gefüge und mit welcher Härte in den einzelnen Volumenelementen des Schmiedestückes gerechnet werden kann. Es müßte also beispielsweise die Kernhärte nach Ölabschreckung oder Luftabkühlung in einem Schmiedestück von etwa $1000 \text{ mm } \varnothing$ angegeben werden können oder der Verlauf der Härte von der Oberfläche bis zum Kern.

Prinzipiell bestehen gegen eine Anwendung von ZTU-Schaubildern auf große Schmiedestücke keine Bedenken. Für die praktische Anwendbarkeit ist jedoch von entscheidender Bedeutung, mit welchen Abweichungen zu rechnen ist und inwieweit diese die Aussagekraft der Diagramme einschränken.

Die zu erwartenden Abweichungen können durch verschiedene Ursachen bedingt sein. Der Abkühlungsverlauf eines bestimmten Volumenelementes in einem großen Schmiedestück wird sich mittels Dilatometerproben, wie sie im allgemeinen zur Aufstellung der ZTU-Diagramme für kontinuierliche Abkühlung verwendet werden, stets nur angenähert reproduzieren lassen. Die Austenitisierungsbedingungen und die Austenitkorngröße sind bei der Aufstellung der ZTU-Diagramme stets definiert, was für die Volumenelemente des Schmiedestückes nicht zutrifft. Am Rande werden andere Verhältnisse vorliegen als im Kern. Ausgangsgefüge und Verformungsgrad dürften bei großen Schmiedestücken und kleinen Dilatometerproben im allgemeinen ebenfalls sehr verschieden sein. Nach Angaben von A. CONSTANT und A. CLERC [7] können die beim Abschrecken in einem großen Schmiedestück entstehenden Eigenspannungen die Umwandlungsvorgänge sehr erheblich beeinflussen. Diese Erscheinung tritt bei kleinen und z. T. dünnwandigen Dilatometerproben ja keinesfalls auf. Nach C. L. M. COTTRELL [8] sowie J. H. ANDREW, H. LEE, H. K. LLOYD und N. STEPHENSON [9] ist damit zu rechnen, daß auch der stets vorhandene *Wasserstoff* sich auf das Umwandlungsverhalten auswirkt. Den überragenden Einfluß dürften aber die in jedem

Schmiedestück auftretenden Blockseigerungen und Kristallseigerungen ausüben. Diese Seigerungen führen bereits bei wesentlich geringeren Querschnitten, wie beispielsweise Stabmaterial, zu manchmal ganz erheblichen Differenzen bei der Einhärtung der Stähle. Diese konnte H. SCHOTTKY [10] für Stirnabschreckproben nach JOMINY zusammenfassend darstellen. Eingehende Untersuchungen liegen u. a. von E. H. BUCKNALL [11] und H. ALLSOP und Mitarbeitern [12, 13] vor. Nach U. WYSS [14] beginnt im Kern die Umwandlung früher als am Rand und endet dort auch später, was auf den Einfluß der Blockseigerung zurückgeführt wird. A. CONSTANT und A. CLERC [7] geben an, daß Stahlproben aus dem Kern besser härten, weil sie reicher an Legierungselementen sind als Proben aus den legierungsärmeren oberflächennahen Bereichen. Aus den mitgeteilten Dilatometerkurven ist zu ersehen, daß der Stahl 30 CrMo 4 eines Zylinders von 120 mm \varnothing aus den Randbereichen (10 mm unter der Oberfläche) mit der Rückumwandlung temperaturmäßig früher beginnt als der Stahl aus der Kernzone (45 mm unter der Oberfläche). Erwähnt sei noch eine Arbeit von M. A. GROSSMANN, M. ASIMOW und S. F. URBAN [15], in der ermittelt wurde, daß zwischen Rand und Kern von Knüppelmaterial unterschiedliches Umwandlungsverhalten auftrat, obwohl keine nennenswerten Unterschiede im Silizium-, Mangan-, Nickel-, Chrom-, Molybdän- und Kohlenstoffgehalt vorhanden waren.

Im Gegensatz zu Stab- und Knüppelmaterial lassen sich die Blockseigerungen in großen Schmiedestücken auch mit den Methoden der normalen chemischen Analyse einwandfrei feststellen. Die ermittelten Unterschiede besonders im Kohlenstoff-, Phosphor- und Schwefelgehalt zwischen dem blockkopfseitigen und blockfußseitigen Teil des Schmiedestückes einerseits, zwischen Rand und Kern andererseits, und schließlich die Anreicherungen in den Schattenstreifen, den V- und λ -Seigerungen, sind durchaus nicht gering. Die Verteilung hängt in erster Linie ab von der Blockgröße, dem Blockformat, den Gießbedingungen, aber auch von der Stahlzusammensetzung und anderen Faktoren [16]. Über die Ausbildung der Seigerungen in einem Schmiedestück aus einem 56-t-Block wurde von S. AMMARELLER [17] berichtet. Erinnert sei vor allem auch an die grundlegenden Arbeiten von ED. MAURER und H. KORSCHAN [18], ED. MAURER und H. GUMMERT [19] sowie H. KORSCHAN und ED. MAURER [20], in denen u. a. die Ausbildung der Seigerungen und die Ausbildungsform des Sekundärgefüges in großen Schmiedestücken eingehend behandelt worden ist. Während über die Ausbildung der Seigerungen und über die Seigerungsneigung der verschiedenen Elemente im Schrifttum zahlreiche Arbeiten erschienen sind, liegen über die Zusammenhänge zwischen Seigerungen und Umwandlungsverhalten des Austenits nur spärliche Angaben vor. Wesentliche Ausführungen machten J. B. GERO und A. R. TROIANO [21] über die unterschiedliche isotherme Umwandlung des Austenits in der Perlitstufe bei 650°C. Die Proben wurden aus verschiedenen Stellen eines vorgewalzten Blockes von 600 mm \square sowie eines daraus gefertigten Schmiedestückes von maximal 460 mm \varnothing bei 5,2 m Länge aus Stahl SAE 4340 entnommen. Die Stähle stammten aus basischem Elektrostahl und waren zu Blöcken von 15 t mit einem Querschnitt von 850 mm \square abgegossen worden. Die chemische Zusammensetzung des Schmiedestückes betrug (%):

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
0,36	0,30	0,72	0,010	0,009	1,98	0,84	0,37	0,08

Aus den angeführten graphischen Darstellungen ist zu entnehmen, daß je nach Lage im Schmiedestück die Umwandlungszeit in der Perlitstufe bei 650°C, offenbar als Folge der Seigerungen, zwischen 16 und mehr als 40 Stunden schwankt. Für Scheiben, die aus dem blockkopfseitigen, dem Mittelteil und dem blockfußseitigen Teil des bereits geschöpften fertigen Schmiedestückes (27% Kopfschopf und 16% Fußschopf) entnommen worden waren, ergaben sich z. B. die folgenden Umwandlungszeiten:

a) Scheibe aus der Kopfseite (460 mm \varnothing)

Abstand vom Rand [mm]	5	50	100	175	225
Umwandlungszeit [Stunden]	16	19	25	19	36

b) Scheibe aus dem Mittelteil

Abstand vom Rand [mm]	5	50	100	150	200
Umwandlungszeit [Stunden]	18	23	26	33	40

c) Scheibe aus der Fußseite (300 mm \varnothing)

Abstand vom Rand [mm]	5	50	100	150
Umwandlungszeit [Stunden]	18	22	28	32

Im allgemeinen verläuft die Umwandlung des Austenits in der Perlitstufe, also im Kern, langsamer als am Rand, obwohl auch einige Beispiele angeführt wurden, daß die Umwandlung im Kern genau so schnell abläuft wie am Rand oder sogar noch etwas schneller. Dies dürfte mit der speziellen Ausbildungsform der Seigerungen zusammenhängen, über die aber leider nichts näher ausgeführt wurde.

Auf Grund der bisherigen Ausführungen ergibt sich die Notwendigkeit nachzuprüfen, inwieweit die mit kleinen, homogenen, spannungs- und wasserstofffreien Dilatometerproben unter definierten Bedingungen aufgestellten Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder für kontinuierliche Abkühlung sich auf große Schmiedestücke übertragen lassen, bei denen diese idealen Bedingungen nicht zutreffen.

Entsprechende Versuche wurden im Eisen-Forschungsinstitut Hennigsdorf durchgeführt. Im ersten Arbeitsabschnitt sollte überprüft werden, wie der Härteverlauf und die Gefügeausbildung im Innern eines Schmiedestückes von 1000 mm \varnothing und 3000 mm Länge ist, das von 950°C in Öl abgeschreckt, dort bis fast auf Raumtemperatur abgekühlt und anschließend nicht vergütet wurde. Die dabei erhaltenen Ergebnisse sollten mit den Aussagen eines ZTU-Diagrammes für kontinuierliche Abkühlung, aufgestellt mit kleinen Proben aus gewalztem Stabstahl, verglichen werden.

2 Versuchsmaterial

Der für die Versuche vorgesehene Stahl mußte zwei Bedingungen erfüllen: einmal durfte nach dem Ölabschrecken des großen Schmiedestückes die Maximalhärte am Rand nicht allzu hoch sein, um ein Zerschneiden des Zylinders überhaupt zu ermöglichen. Zum anderen sollten nach dem Ölabschrecken die Härte- und Gefügeunterschiede zwischen Rand und Kern möglichst groß sein, um die Fehlergrenzen niedrig zu halten und die Untersuchung zu erleichtern.

Die für Induktorwellen mit derartigen Abmessungen meist verwendeten Stähle [22] enthalten nach der Ölvergütung im wesentlichen Zwischenstufengefüge, wodurch metallographische Untersuchungen sehr erschwert wenn nicht gar unmöglich gemacht werden. Nach einem im Eisen-Forschungsinstitut bei anderer Gelegenheit aufgestellten ZTU-Schaubild (wobei dessen Anwendbarkeit also bereits vorausgesetzt wurde) erwies sich der Stahl 24 CrMoV 5.5 für die geplanten Zwecke als geeignet. Nach dem Diagramm von Bild 1 war nach Ölabschreckung eines Zylinders von 960 mm \varnothing am Rand ein vorwiegend bainitisches Gefüge mit einer Brinellhärte von etwa $HB = 300 \text{ kp/mm}^2$, im Kern dagegen ein perlitisch-ferritisches Gefüge mit einer Härte von $HB = 200 \text{ kp/mm}^2$ und darunter zu erwarten. Es sei vorweggenommen, daß sich diese Erwartungen grundsätzlich erfüllt haben.

Die Erschmelzung des Versuchskörpers wurde in einem 40-t-SM-Ofen vorgenommen. Bei einwandfreiem Chargenverlauf ist die Schmelze mit einer Temperatur von 1605°C abgestochen worden. Der Abguß erfolgte in einer 30-t-Schmiedekokille mit einer Gießtemperatur von 1530°C . Die Gießzeit bis zur Haube betrug 9,29 Minuten, die Gesamtgießzeit 18,39 Minuten. Die Charge fiel mit nachstehender Zusammensetzung an (in %):

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	P	S
0,23	0,31	0,55	1,48	0,62	0,25	0,029	0,029

Die Schmiedung fand auf einer 6000-t-Pressen in sechs Hitzen mit zweimaligem Stauchen statt. Das Ausbringen betrug etwa 70%, der Verschmiedungsgrad war rund viereinhalbfach.

Nach der Schmiedung wurde der Versuchskörper etwa 70 Stunden bei 640°C flockenfreigelegt und anschließend etwa 54 Tage im Sandbett abgekühlt. Nach vorangegangener Weichglühung ist der Versuchskörper auf 960 mm \varnothing überdreht worden.

Die Wärmebehandlung bestand in einem zwölfstündigen Normalglühen bei 950°C mit nachfolgender Luftabkühlung auf rund 200°C , wobei die Aufheizzeit auf

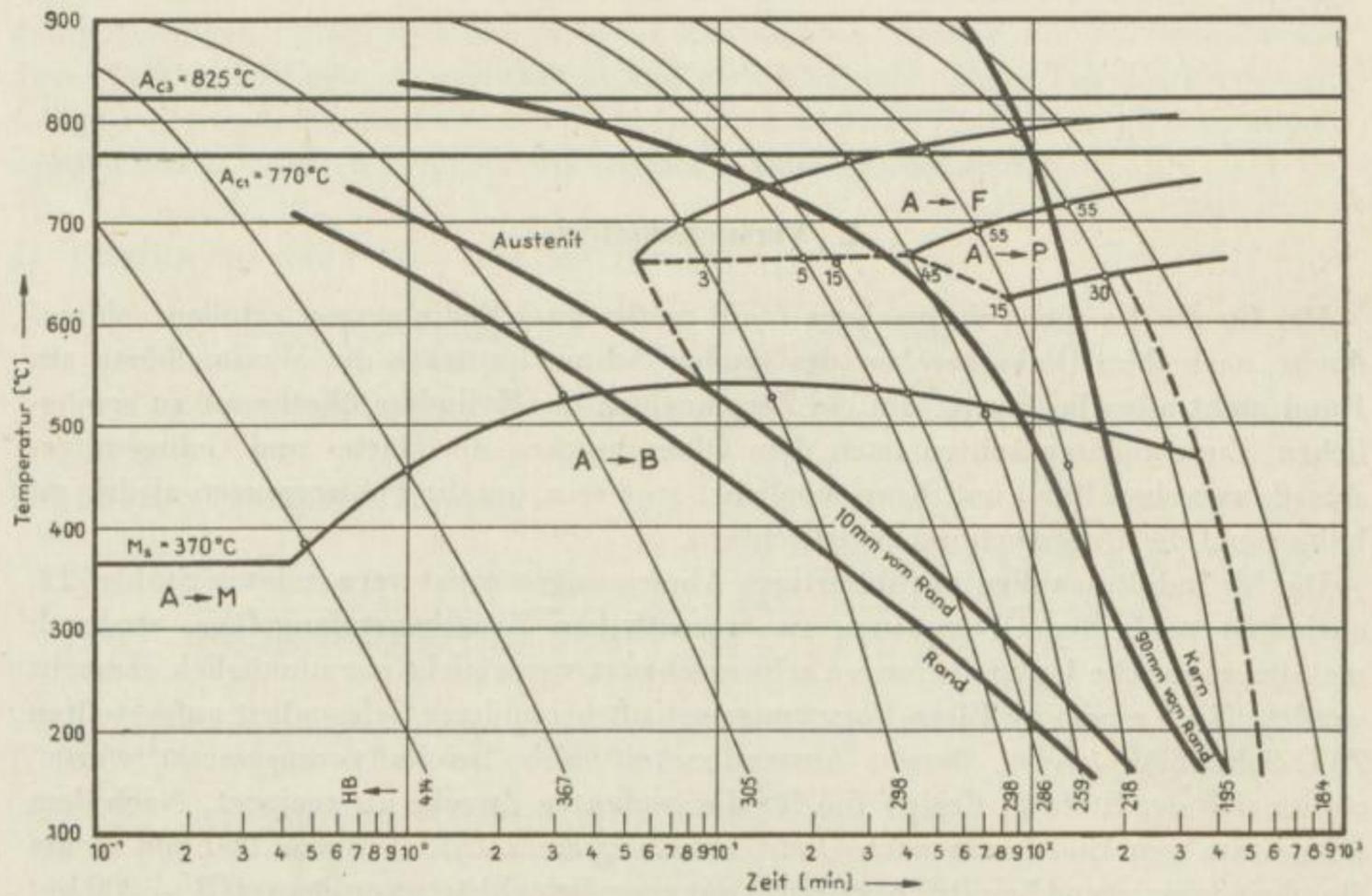


Bild 1. Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild für kontinuierliche Abkühlung von Stahl 24CrMoV 5.5 mit eingezeichnetem Abkühlungsverlauf von Volumenelementen eines von 950°C in Öl abgeschreckten großen Schmiedestückes von 960 mm \varnothing \times 3000 mm (dicke Linien). Austenitisierungstemperatur: 950°C; Austenitierungszeit: 5 min

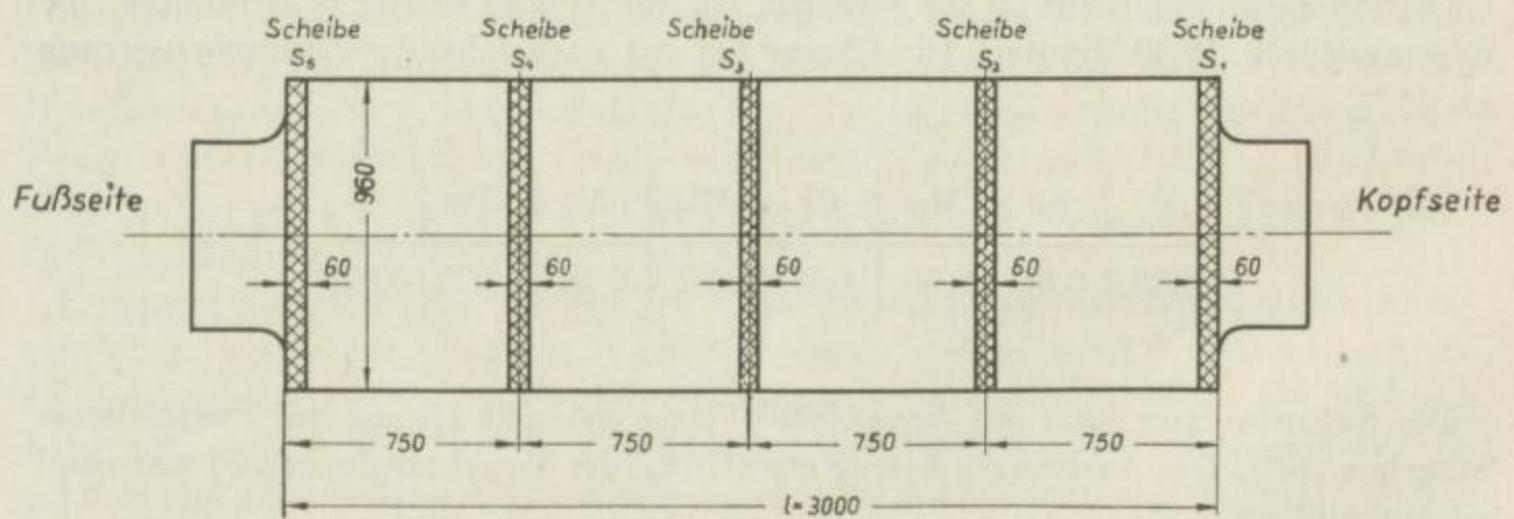


Bild 2. Maße des Versuchsschmiedestückes und Lage der Scheiben S 1 bis S 5

950°C etwa 46 Stunden betrug, und einem anschließenden Abschrecken, das wie folgt durchgeführt wurde:

Eingelegt in den 200°C warmen Ofen und aufgeheizt mit 20°C/h auf 600°C,
4 h gehalten bei 600°C,

mit 30°C/h aufgeheizt auf 950°C,
12 h gehalten bei 950°C,

6 h lang im Ölbad abgekühlt, wobei eine Kerntemperatur von 100°C erreicht wurde (beim Ablöschen in Öl befand sich das Schmiedestück vorsichtshalber in einem entsprechend geformten Käfig aus Stahlprofilen).

Am Ende der Ölablöschung wurden Kontrollmessungen der Oberflächentemperatur mit Thermo-Chrom-Meßstiften durchgeführt. Danach wurde der Versuchskörper bei 200°C 48 Stunden lang angelassen.

Nach der Wärmebehandlung sind aus dem Versuchskörper 5 Probescheiben (60 mm dick, entsprechend Bild 2) zwecks Untersuchung herausgesägt worden.

3 Abkühlungsverlauf des Schmiedestückes beim Ablöschversuch

Zur Auswertung des durchgeführten Versuches war es erforderlich, den zeitlichen Temperaturverlauf des Versuchskörpers während der Ablöschung zu ermitteln. Als Berechnungsgrundlage wurde die Arbeit von H. UHLITZSCH [23] verwendet. Für die mittlere Probenscheibe S 3 ergibt sich der Temperaturverlauf aus folgender Gleichung:

$$\vartheta = \vartheta_o - (\vartheta_o - \vartheta_{wa}) \cdot \sum_{k=1}^{\infty} 2 \cdot \frac{\sin(\delta_k)}{\delta_k + \sin(\delta_k) \cos(\delta_k)} \cdot e^{-\delta_k^2 \cdot \frac{a \cdot t}{L}} \cdot \sum_{k=1}^{\infty} 2 \cdot \frac{1}{\mu_k} \cdot \frac{I_1(\mu_k)}{I_0^2(\mu_k) + I_1^2(\mu_k)} \cdot e^{-\mu_k^2 \cdot \frac{a \cdot t}{R^2}} \cdot I_0\left(\mu_k \frac{r}{R}\right) \quad (1a)$$

oder

$$\vartheta = \vartheta_o - (\vartheta_o - \vartheta_{wa}) \cdot f_x\left(\frac{\alpha}{\lambda} L, \frac{a \cdot t}{L^2}\right) \cdot f_y\left(\frac{\alpha}{\lambda} R, \frac{a \cdot t}{R^2}, \frac{r}{R}\right) \quad (1b)$$

Darin bedeuten:

ϑ_o	Umgebungstemperatur in °C (Ölbadtemperatur)
ϑ_{wa}	gleichmäßige Anfangstemperatur des Zylinders in °C
L	Länge des Zylinders in m
R	Radius des Zylinders in m
$\alpha = \frac{\lambda}{c \cdot \gamma}$	Temperaturleitzahl in m ² /h
λ	Wärmeleitzahl in kcal/m · h · °C
c	spezifische Wärme in kcal/kg · °C
γ	spezifisches Gewicht in kg/m ³
α	Wärmeübergangszahl in kcal/m ² · h · °C
t	Zeit in h

Da die Dimensionierung des Versuchskörpers so gewählt wurde, daß die Zylinderenden keine Beeinflussung auf die Mittelscheibe bei der Ablöschung ausübten, wird die Funktion f_x praktisch gleich 1. Das bedeutet, daß die obige Gleichung für diesen Fall in die des unendlich langen Vollzylinders übergeht:

$$\vartheta = \vartheta_o - (\vartheta_o - \vartheta_{wa}) \cdot f_y\left(\frac{\alpha \cdot R}{\lambda}, \frac{a \cdot t}{R^2}, \frac{r}{R}\right) \quad (2)$$

Die Funktion f_y wurde in der Arbeit von H. UHLITZSCH [23] für die beiden Grenzfälle $r = 0$ und $r = R$ vertäfelt sowie in gut ablesbaren Nomogrammen dargestellt.

Damit wird für die Kerntemperatur der Mittelscheibe ($r = 0$):

$$\vartheta_{wk} = \vartheta_o - (\vartheta_o - \vartheta_{wa}) \cdot f_4 \left(\frac{\alpha \cdot R}{\lambda}, \frac{a \cdot t}{R^2} \right) \quad (3a)$$

und für die Oberflächentemperatur der Mittelscheibe ($r = R$):

$$\vartheta_{wo} = \vartheta_o - (\vartheta_o - \vartheta_{wa}) \cdot f_3 \left(\frac{\alpha \cdot R}{\lambda}, \frac{a \cdot t}{R^2} \right) \quad (3b)$$

Bei Einsetzung der nachfolgenden Größen

$$\begin{aligned} \vartheta_{wa} &= 950^\circ \text{C} \\ \vartheta_o &= 50^\circ \text{C} \\ R &= 0,48 \text{ m} \\ c &= 0,17 \text{ kcal/kg}^\circ \text{C} \\ \gamma &= 7800 \text{ kg/m}^3 \\ \lambda &= 30 \text{ kcal/m} \cdot \text{h} \cdot ^\circ \text{C (bei } 500^\circ \text{C)} \end{aligned}$$

$$\text{wird} \quad \vartheta_{wk} = 50 + 900 \cdot f_4(0,01618\alpha; 0,0965 t) \quad (4a)$$

$$\text{und} \quad \vartheta_{wo} = 50 + 900 \cdot f_3(0,01618\alpha; 0,0965 t) \quad (4b)$$

Um genauere Werte zu erhalten, wurde die Wärmeübergangszahl α nicht konstant gehalten, sondern mit der Temperatur von 450 auf 300 kcal/m² · h · °C verändert. Die Änderung des α -Wertes konnte auf Grund einer von K. WELFLE, T. KREYSSING und ST. KRONMARCK [24] durchgeführten Temperaturmessung beim Ablöschen einer größeren Induktorwelle in dem verwendeten Ölbad berechnet werden.

An Hand der aus diesen beiden Gleichungen für den Kern und die Oberfläche der Mittelscheibe gewonnenen Werte wurde dann mit Hilfe eines von H. UHLITZSCH und G. RADOMSKI [25] angegebenen graphischen Verfahrens der Abkühlungsverlauf über dem Radius bestimmt.

In Tabelle 1 sind die berechneten Werte zusammengestellt. Zur Nachprüfung der angewandten Rechenmethode wurden die von R. GARÇON [2] mitgeteilten experimentell ermittelten Abkühlungskurven im Kern eines von 800°C in Öl bzw. Luft abkühlenden Zylinders von 920 mm \varnothing und 1500 mm Länge aus Stahl mit 0,3% C, 1% Cr, 1,5% Ni und 0,5% Mo nachgerechnet. Obwohl die Einzelheiten der Abkühlung, die die Wärmeübergangszahl α bestimmen, nicht bekannt waren, ergab sich von 800°C bis etwa 400°C eine sehr gute Übereinstimmung. Diese Feststellung ist insofern wichtig, als sich in diesem Temperaturbereich die Austenitumwandlung vorzugsweise abspielt. Zu tieferen Temperaturen hin verliefen die berechneten Abkühlungskurven flacher als die gemessenen.

Der Temperaturverlauf der Probescheiben S 2 und S 4 wurde analog der vorangegangenen Berechnung durchgeführt, jedoch mußte hierbei berücksichtigt werden, daß in diesem Falle die Funktion f_x aus Gleichung (1b) ungleich 1 ist. Im vorliegenden Endergebnis war jedoch festzustellen, daß der Temperaturabfall gegenüber der Mittelscheibe so gering ist, im Maximalfall etwa 20°C, daß er praktisch vernachlässigt werden kann.

Der Temperaturverlauf der Probescheiben S 1 und S 5 konnte wegen des zu großen Einflusses der an den beiden Enden angeschmiedeten Zapfen nicht berechnet werden.

Tabelle 1.
Abkühlungsverlauf der Scheibe S 3 (nach Ölabschreckung von 950°C)
(Temperatur in °C)

Zeit in min	Abstand vom Rand in mm																		
	0	10	20	30	40	50	60	70	80	90	100	125	150	175	200	250	300	400	480
4	540	610	655	690	720	745	760	775	790	800	815	840	860	880	895	915	930	950	950
6	510	590	635	670	700	730	745	755	775	790	805	830	855	875	890	910	925	945	950
8	480	555	605	645	675	700	720	740	760	780	790	820	845	865	880	905	922	945	950
10	460	530	580	620	655	680	705	725	745	755	770	805	835	855	875	900	920	941	950
15	430	500	550	590	630	660	690	710	735	750	765	800	825	850	870	895	918	940	950
20	390	455	505	550	585	620	650	675	695	715	735	770	805	830	855	890	910	937	947
30	345	410	470	510	550	585	610	640	665	685	705	750	780	810	835	875	900	930	940
40	310	370	420	465	505	540	570	600	625	650	675	720	755	790	815	855	885	920	930
60	270	320	370	410	445	480	510	540	570	595	615	665	705	735	765	815	845	885	895
80	240	280	330	365	400	430	460	485	510	535	560	610	650	680	710	760	795	835	845
100	215	255	290	325	360	385	410	435	460	485	505	550	590	620	650	695	725	765	775
120	195	230	260	290	320	345	370	395	415	435	455	495	530	560	585	630	650	690	700
140	180	210	235	265	290	310	335	355	375	390	405	440	470	495	520	555	575	590	610
160	165	190	210	235	260	280	300	315	330	350	360	390	415	435	450	480	500	525	530
180	155	180	200	220	240	260	270	290	305	320	330	355	375	395	410	430	445	465	470
200	145	165	185	205	220	235	245	265	280	290	300	320	340	355	365	385	400	415	420
220	135	155	175	195	210	225	235	250	260	270	275	295	310	325	335	350	360	375	380
240	125	140	155	170	190	200	215	225	235	245	250	265	280	290	300	320	330	340	345
260	120	135	150	165	180	195	200	210	215	220	230	240	255	265	270	285	295	305	310
280	112	130	145	155	165	180	185	195	200	205	210	225	235	245	250	260	270	275	280
300	105	120	135	145	155	165	175	180	185	195	200	210	215	225	230	240	245	250	255
320	100	115	130	140	150	155	165	170	175	180	185	190	200	205	210	220	225	230	235
340	95	105	115	125	135	145	150	155	160	165	170	175	180	190	195	200	205	210	215
360	90	100	110	120	130	135	140	145	150	155	160	165	170	180	185	190	195	198	200

Abkühlungsverlauf des Schmiedestückes beim Ablösversuch

In diesem Zusammenhang ergab sich die Frage, ob es überhaupt erforderlich ist, den Temperaturverlauf mit großer Genauigkeit zu ermitteln oder ob vielleicht schon allein durch das Einzeichnen im ZTU-Diagramm auf Grund der logarithmischen Teilung der Zeitabszisse der Genauigkeitseffekt verlorenght. Es wurde deshalb der Temperaturverlauf der Mittelscheibe (S3) noch einmal mit konstant gehaltenem α -Wert ($350 \text{ kcal/m}^2 \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}$) berechnet. Zum Vergleich wurden dann die Kern- und Oberflächenabkühlungskurven mit veränderlichem und konstantem α -Wert in ein Diagramm (Bild 3) eingezeichnet, dessen Koordinaten denen des ZTU-Diagramms gleichen. Aus diesem Schaubild

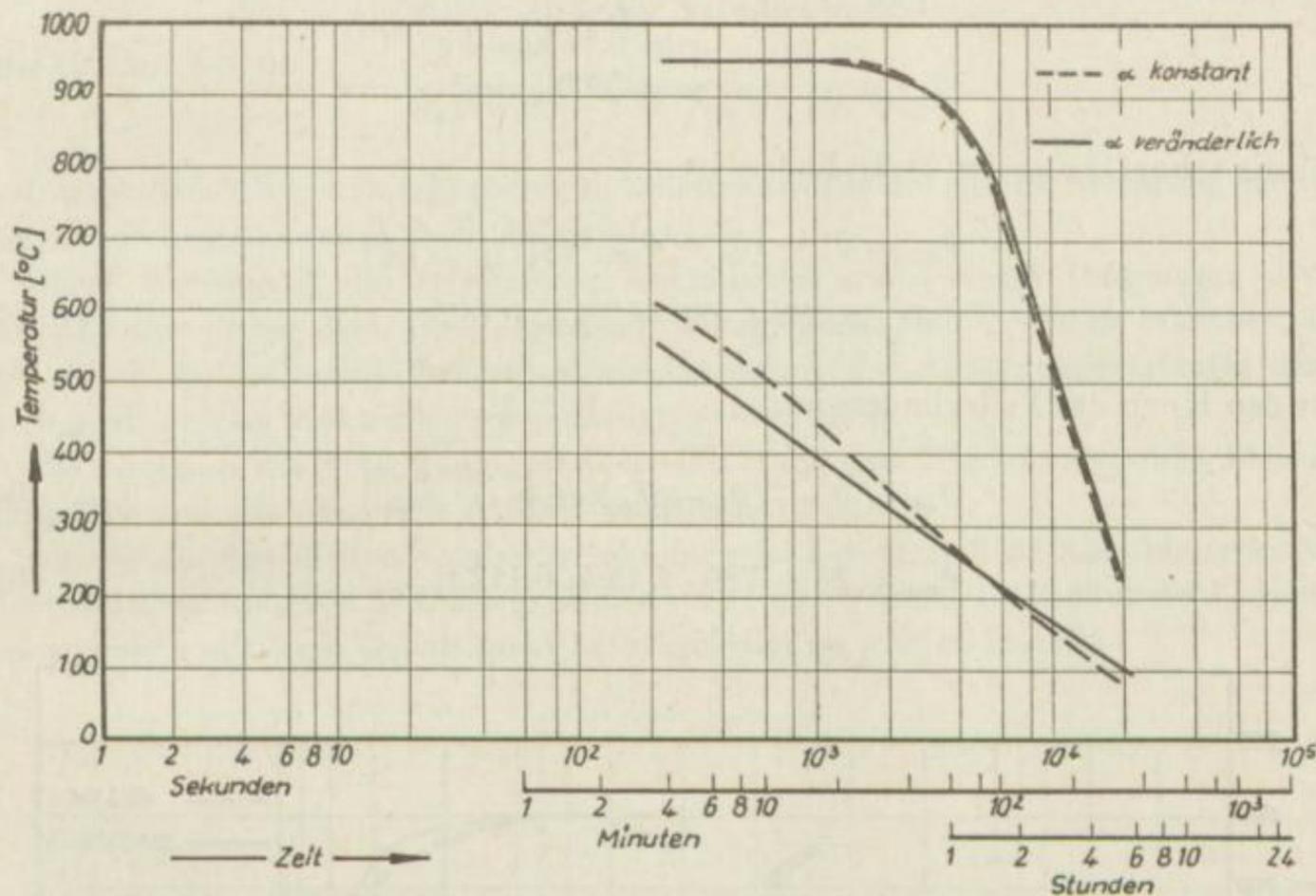


Bild 3. Abkühlungskurven von Rand und Kern der Scheibe S 3 bei konstanter und veränderlicher Wärmeübergangszahl α (Wärmebehandlung: $950^\circ\text{C}/\text{Öl}$)

geht hervor, daß die Kernabkühlungskurven praktisch gleich sind. Die Differenz, die zwischen den Oberflächenabkühlungskurven im Anfang besteht, ist nicht so erheblich, daß sie einen Einfluß auf die Auswertung haben könnte.

Aus dem Dargelegten geht somit hervor, daß es bei der Berechnung von Abkühlungskurven, die für die Auswertung im ZTU-Diagramm verwendet werden sollen, nicht auf sehr große Genauigkeit ankommt, da schon allein durch die logarithmische Teilung der Abszisse der Genauigkeitseffekt verlorenght.

Im Zusammenhang mit dem Genauigkeitsgrad der Abkühlungskurve entsteht weiterhin die Frage, ob es zulässig ist, die sich aus der Stahlzusammensetzung ergebende Änderung zu vernachlässigen. So sind z. B. im Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle [4] für verschiedene Durchmesser und Abkühlmittel Abkühlungskurven zur Auswertung der ZTU-Diagramme angegeben, bei denen der Einfluß des Legierungsgehaltes nicht berücksichtigt wird. Da sich mit dem Legierungsgehalt die Wärmeleit-

fähigkeit eines Stahles ändert, sollte durch Vergleichsrechnungen die Beeinflussung bis zu einem mittleren Legierungsgehalt untersucht werden.

a) Abkühlung eines unlegierten Stahles mit 0,23% C:

Durchmesser	= 1 m	$\alpha = 400 \text{ kcal/m}^2 \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}$
Anfangs- temperatur	= 800°C	$\lambda = 37 \text{ kcal/m} \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}$ (bei 400°C)
Öltemperatur	= 20°C	$a = \frac{\lambda}{c \cdot \gamma}$
		$c = 0,17 \text{ kcal/kg} \cdot ^\circ\text{C}$
		$\gamma = 7800 \text{ kg/m}^3$

Für die Oberfläche des Vollzylinders ist:

$$\vartheta_{wo} = \vartheta_o - (\vartheta_o - \vartheta_{wa}) \cdot f_3 \left(\frac{\alpha \cdot R}{\lambda}; \frac{a \cdot t}{R^2} \right) \quad (5a)$$

$$\vartheta_{wo} = 20 + 780 \cdot f_3(5,4; 0,112 t) \quad (5b)$$

Für den Kern des Vollzylinders ist:

$$\vartheta_{wk} = \vartheta_o - (\vartheta_o - \vartheta_{wa}) \cdot f_4 \left(\frac{\alpha \cdot R}{\lambda}; \frac{a \cdot t}{R^2} \right) \quad (6a)$$

$$\vartheta_{wk} = 20 + 780 \cdot f_4(5,4; 0,112 t) \quad (6b)$$

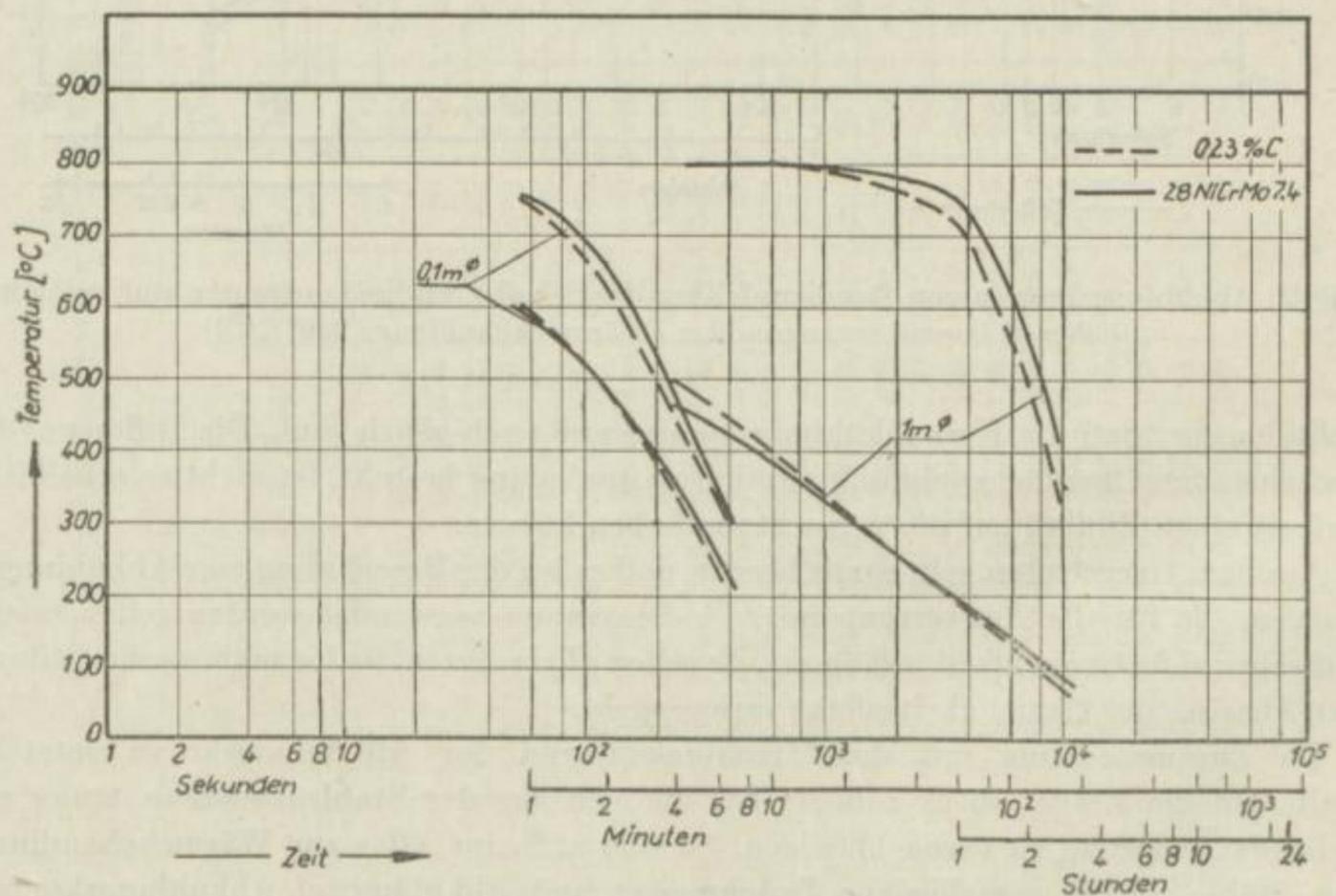


Bild 4. Einfluß der Legierung auf den Abkühlungsverlauf am Rand und im Kern von Schmiedestücken mit 1000 mm \varnothing und 100 mm \varnothing bei Ölabschreckung von 800°C

b) Abkühlung eines mittellegierten Stahles (28 Ni Cr Mo 7,4):

Durchmesser	= 1 m	$\alpha = 400 \text{ kcal/m}^2 \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}$
Anfangs- temperatur	= 800°C	$\lambda = 30 \text{ kcal/m} \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}$ (bei 400°C)
Öltemperatur	= 20°C	$c = 0,17 \text{ kcal/kg} \cdot ^\circ\text{C}$
		$\gamma = 7800 \text{ kg/m}^3$

Für die Oberfläche wird damit:

$$\vartheta_{wo} = 20 + 780 \cdot f_3 (6,67; 0,088 \text{ t}) \quad (7)$$

und für den Kern:

$$\vartheta_{wk} = 20 + 780 \cdot f_4 (6,67; 0,088 \text{ t}) \quad (8)$$

Um den Einfluß des Durchmessers zu erhalten, wurde die gleiche Rechnung noch für einen Durchmesser von 0,1 m durchgeführt.

Durch Eintragung der errechneten Abkühlungskurven in ein Diagramm, dessen Koordinaten denen des ZTU-Diagrammes entsprechen (Bild 4), ist zu erkennen, daß die durch die Legierung hervorgerufene Änderung des Abkühlungsverlaufes derart gering ist, daß sie praktisch vernachlässigt werden kann.

Die Änderung des Abkühlungsverlaufes wächst mit dem Durchmesser, dem Temperaturgefälle und mit steigender Ablöschintensität.

Aus der durchgeführten Vergleichsrechnung geht hervor, daß bei Abkühlungskurven, die zur Auswertung von ZTU-Diagrammen verwendet werden, der Einfluß der Legierung bis zu einem mittleren Gehalt nicht berücksichtigt zu werden braucht.

4 Untersuchungsergebnisse am großen Versuchsschmiedestück

4.1 Chemische Zusammensetzung

Um die für die Untersuchung wichtige Verteilung der chemischen Elemente in dem Versuchsschmiedestück aus Stahl 24 CrMoV 5.5 zu erfassen, wurden aus den 5 Scheiben S 1 bis S 5 jeweils etwa 20 mm breite Streifen vom Rand bis zum Kern herausgesägt, in Abschnitte unterteilt und durch Abhobeln über die gesamte Länge der Einzelabschnitte die Analysenspäne entnommen. Die Ergebnisse sind für die einzelnen Scheiben in Tabelle 2 zusammengestellt. Die in Spalte 2 unter „Probenahme“ eingetragenen Entfernungen vom Rand in Millimeter stellen jeweils die Mitte des analysierten Abschnittes dar. Von einer punktförmigen Probenahme etwa durch Ausbohren wurde abgesehen.

Die Verteilung der chemischen Elemente entsprach den Erwartungen. Im kopfseitigen Teil des Schmiedestückes trat die normale Blockseigerung auf, an der hauptsächlich die Elemente Kohlenstoff, Phosphor und Schwefel beteiligt sind. Im fußseitigen Teil war die umgekehrte Blockseigerung der gleichen Elemente deutlich ausgeprägt, woran aber auch Mangan, Chrom und Molybdän merkbar teilnahmen. Die Unterschiede im Silizium- und Vanadinhalt dürften innerhalb der Analysentoleranzen liegen.

Die maximalen Unterschiede bei Kohlenstoff, Phosphor und Schwefel betragen etwa $\pm 50\%$ des Mittelwertes, diese müssen sich also zweifellos auf die Umwandlung des Austenits auswirken. Auf Grund der chemischen Zusammensetzung war zu erwarten, daß das Kernmaterial im blockkopfseitigen Teil des Schmiedestückes wesentlich härter, im blockfußseitigen Teil dagegen wesentlich weicher als der Schmelzanalyse entsprechend anfallen würde. Es sei vorausgeschickt, daß diese Voraussagen durch die Härtemessungen bestätigt wurden.

4.2 Makroseigerungen

Um einen Überblick über die Ausbildung der Blockseigerung des Stahles bei den vorliegenden Schmelz-, Gieß- und Erstarrungsbedingungen zu erhalten, wurde jede der 5 Scheiben S 1 bis S 5 durch 4 Sägeschnitte in 9 Einzelteile zerlegt. Jeder Abschnitt wurde auf einer Seite durch Hobeln, Flächenschleifen und Handschleifen mit einer möglichst glatten und sauberen Oberfläche versehen, von der dann ein Baumann-Abdruck zur Sichtbarmachung der Schwefelverteilung angefertigt wurde. Die wieder zu einer ganzen Scheibe zusammengesetzten Abschnitte der Baumann-Abdrücke sind in den Bildern 5 bis 9 dargestellt.

Tabelle 2

Chemische Zusammensetzung des Versuchsschmiedestückes aus Stahl 24 CrMoV 5.5

Lage der Scheibe	Probenahme: Entfernung vom Rand [mm]	C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Mo [%]	V [%]
S 1 (Blockkopf)	50 (Rand)	0,21	0,31	0,58	0,028	0,028	1,45	0,56	0,22
	140	0,23	0,30	0,58	0,028	0,026	1,44	0,60	0,22
	220	0,22	0,31	0,58	0,028	0,028	1,45	0,60	0,22
	300	0,24	0,32	0,57	0,028	0,027	1,48	0,60	0,22
	380	0,28	0,31	0,59	0,032	0,033	1,47	0,60	0,23
	470 (Kern)	0,29	0,32	0,60	0,034	0,034	1,46	0,59	0,23
S 2 (3L/4)	40 (Rand)	0,21	0,32	0,56	0,025	0,028	1,38	0,54	0,21
	120	0,21	0,31	0,57	0,025	0,028	1,38	0,58	0,21
	200	0,23	0,32	0,57	0,026	0,028	1,38	0,59	0,25
	280	0,23	0,32	0,57	0,027	0,032	1,38	0,60	0,25
	370	0,23	0,31	0,57	0,027	0,031	1,38	0,60	0,21
	450 (Kern)	0,25	0,32	0,57	0,029	0,033	1,38	0,59	0,25
S 3 (Blockmitte)	50 (Rand)	0,20	0,32	0,58	0,028	0,025	1,47	0,52	0,23
	150	0,21	0,32	0,58	0,029	0,028	1,47	0,53	0,23
	250	0,23	0,32	0,58	0,029	0,028	1,49	0,53	0,23
	350	0,23	0,32	0,57	0,027	0,028	1,47	0,53	0,23
	450 (Kern)	0,21	0,32	0,57	0,029	0,026	1,47	0,53	0,23
S 4 (L/4)	30 (Rand)	0,21	0,29	0,51	0,024	0,028	1,40	0,57	0,23
	70	0,22	0,31	0,51	0,026	0,028	1,40	0,57	0,22
	120	0,22	0,30	0,51	0,025	0,026	1,40	0,56	0,22
	170	0,23	0,30	0,51	0,027	0,032	1,42	0,59	0,23
	220	0,21	0,29	0,50	0,026	0,028	1,39	0,57	0,22
	270	0,20	0,30	0,47	0,024	0,024	1,38	0,56	0,22
	320	0,18	0,29	0,49	0,020	0,024	1,38	0,55	0,22
	370	0,16	0,29	0,49	0,019	0,020	1,39	0,54	0,23
	420 (Kern)	0,17	0,28	0,48	0,019	0,021	1,37	0,54	0,23
S 5 (Blockfuß)	50 (Rand)	0,20	0,30	0,63	0,028	0,032	1,43	0,59	0,23
	110	0,19	0,31	0,62	0,029	0,030	1,44	0,59	0,24
	170	0,19	0,31	0,62	0,029	0,028	1,43	0,57	0,23
	220	0,19	0,30	0,61	0,025	0,026	1,41	0,57	0,24
	280	0,19	0,30	0,60	0,024	0,026	1,43	0,57	0,23
	330	0,19	0,31	0,57	0,024	0,024	1,37	0,56	0,23
	390	0,19	0,31	0,57	0,023	0,022	1,38	0,55	0,24
	450 (Kern)	0,18	0,31	0,56	0,020	0,022	1,38	0,54	0,22
Maximale Unterschiede		0,13	0,04	0,16	0,015	0,014	0,12	0,08	0,03

Bild 5 läßt erkennen, daß trotz des Schöpfens im Kernbereich der Scheibe S 1 starke Seigerungen konzentriert sind. Diese Tatsache stimmt mit dem Befund der chemischen Analyse überein. In der Scheibe S 2 (Bild 6) haben sich die Seigerungen zu einem kreisringförmigen Bereich auseinandergesogen (das Innenstück ist durch Ribbildung

herausgefallen). Dieser Kreisring erweiterte sich beim Übergang zur Scheibe S 3 (Bild 7) und Scheibe S 4 (Bild 8), um bei der fußseitigen Scheibe S 5 ganz zu verschwinden (Bild 9).

Obwohl auch in dieser Scheibe gemäß dem analytischen Befund erhebliche Unterschiede im S-, P- und C-Gehalt zwischen Rand und Kern vorhanden waren, zeigte der Baumann-Abdruck diese Seigerungen nicht an. Es ist notwendig auf diese an sich bekannte Tatsache nochmals eindringlich hinzuweisen, weil häufig versucht wird, aus Baumann-Abdrücken, Makroätzungen (Heynsches bzw. Oberhoffersches Ätzmittel) oder Tiefätzungen (kalte oder heiße verdünnte Mineralsäuren) Rückschlüsse auf den Seigerungsgrad zu ziehen. Es können Übereinstimmungen vorhanden sein, wie z. B. bei der Kopfscheibe S 1, es muß jedoch keine Koinzidenz vorliegen, wie es z. B. die Scheibe S 5 mit aller Deutlichkeit belegt.

4.3 Bestimmung der Austenitkorngröße

Die Austenitkorngröße des Stahlblockes wurde an verschiedenen Stellen des Blockes mit dem McQuaid-Ehnschen Zementationsverfahren bestimmt. Dazu wurden Proben von $25 \times 25 \times 15 \text{ mm}^3$ vom Rand und aus dem Kern der Scheiben entnommen, 8 Stunden lang bei 930°C in einem Pulvergemisch aus Holzkohle und Bariumkarbonat ge- glüht und danach langsam im Ofen abgekühlt. Die Ätzung erfolgte mit alkalischer Natriumpikratlösung. Durch Vergleich mit der ASTM-Richtreihe wurde die Korngröße des Austenits bestimmt. Das Ergebnis ist in Tabelle 3 zusammengefaßt und ergibt den etwas unerwarteten Befund, daß das Austenitkorn verhältnismäßig klein ist (wahrscheinlich eine Folge des Vanadinehaltes). Das Korn im blockkopfseitigen Teil ist etwas feiner als im blockfußseitigen Teil, die absoluten Unterschiede sind aber verhältnismäßig gering. Die Bilder 10, 11 und 12 zeigen zum Beleg die Austenitkorngrößen im Kern der Scheiben S 1, S 3 und S 5 entsprechend Kopf, Mitte und Fuß des Schmiedestückes.

Tabelle 3

Austenitkorngrößen im Versuchsschmiedestück

Scheibe Nr.	Probenlage	ASTM-Korngröße
S 1 (Kopf)	Rand	8 + < 8
	Kern	7 + 8
S 2	Rand	8 + < 8
	Kern	7
S 3 (Mitte)	Rand	5 und 7
	Kern	5 und 7
S 5 (Fuß)	Rand	7
	Kern	6 und 8

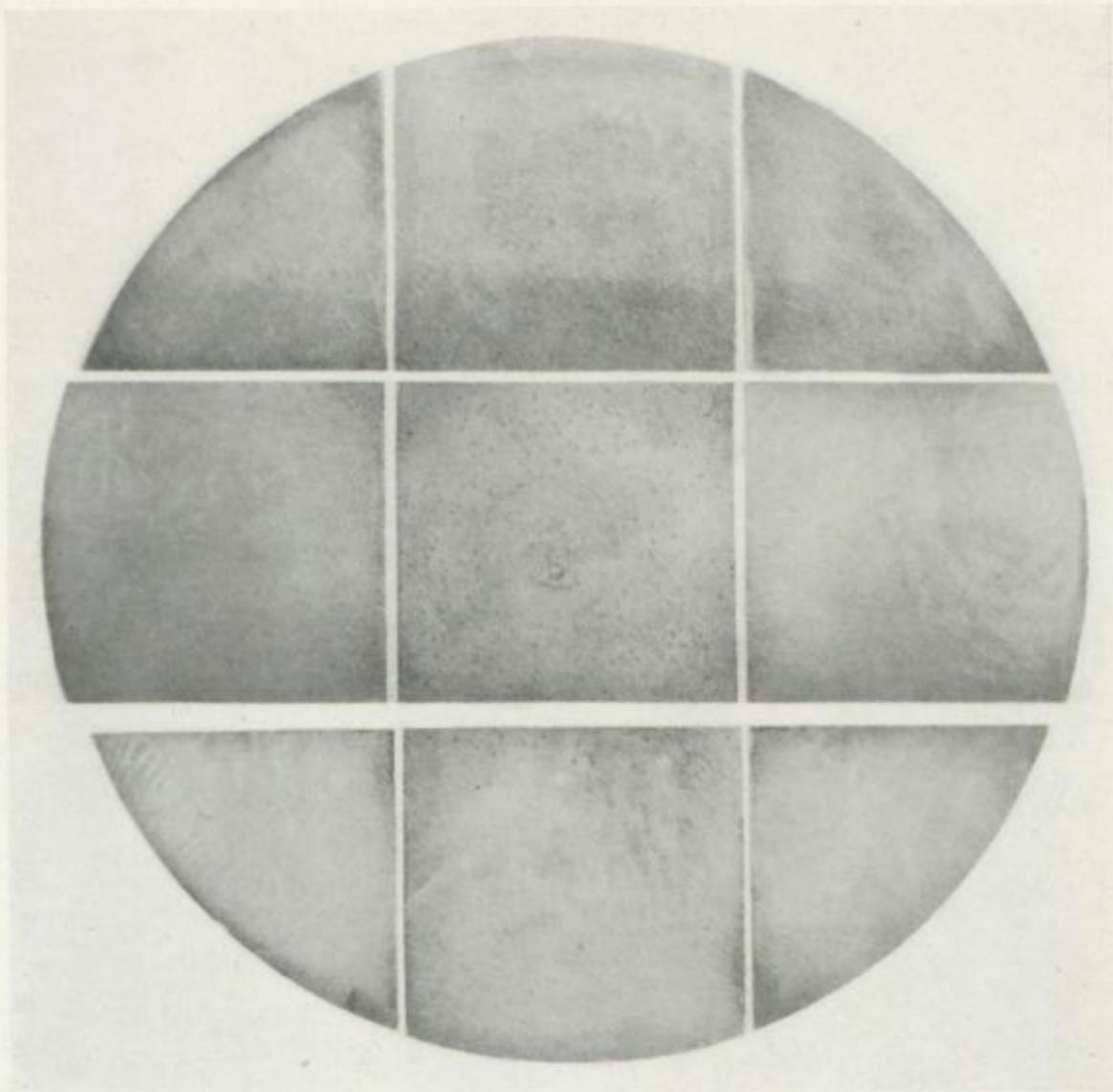


Bild 5. Baumann-Abdruck der blockkopfseitigen Scheibe S 1

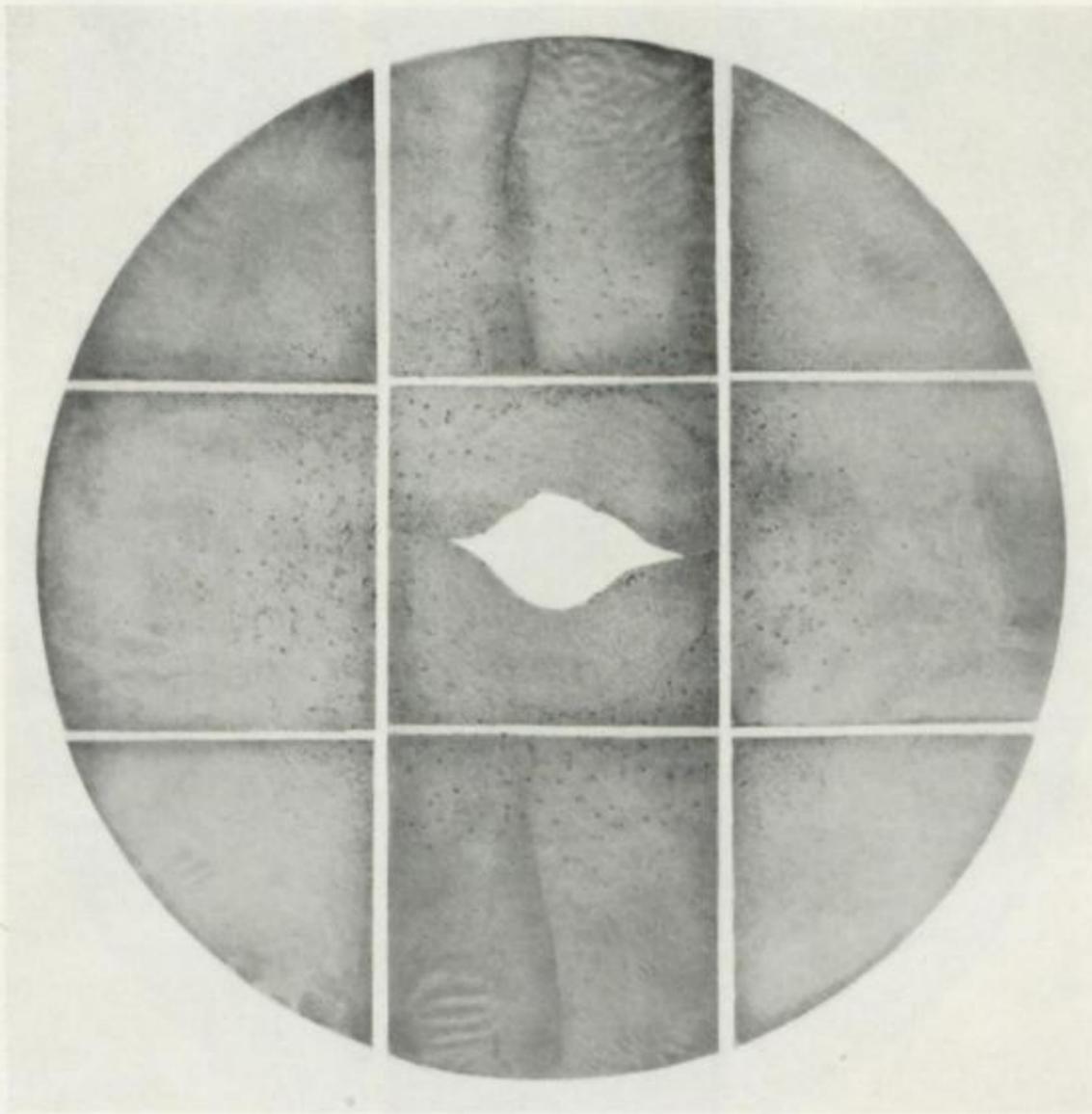


Bild 6. Baumann-Abdruck der Scheibe S 2

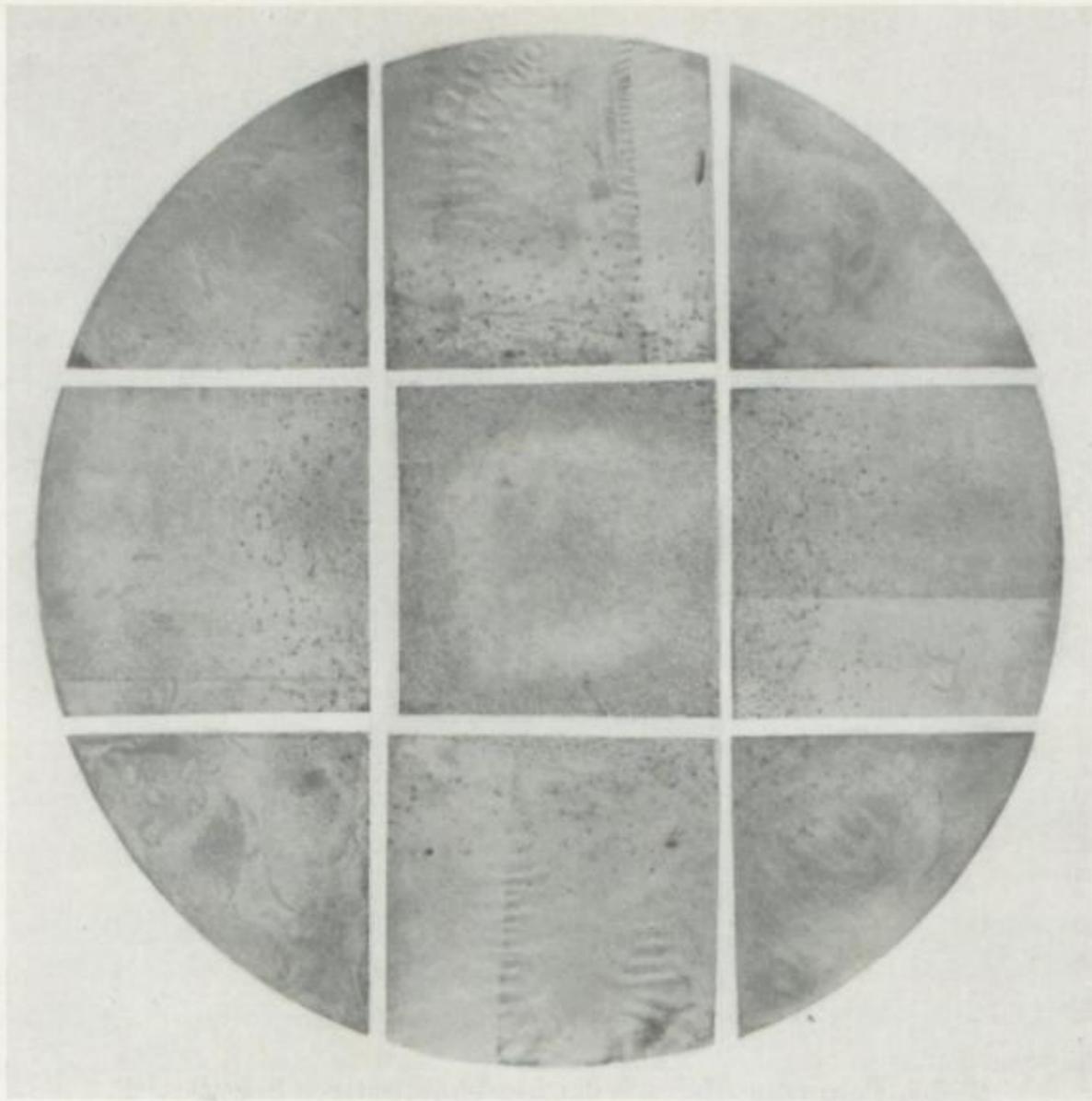


Bild 7. Baumann-Abdruck der Mittelscheibe S 3

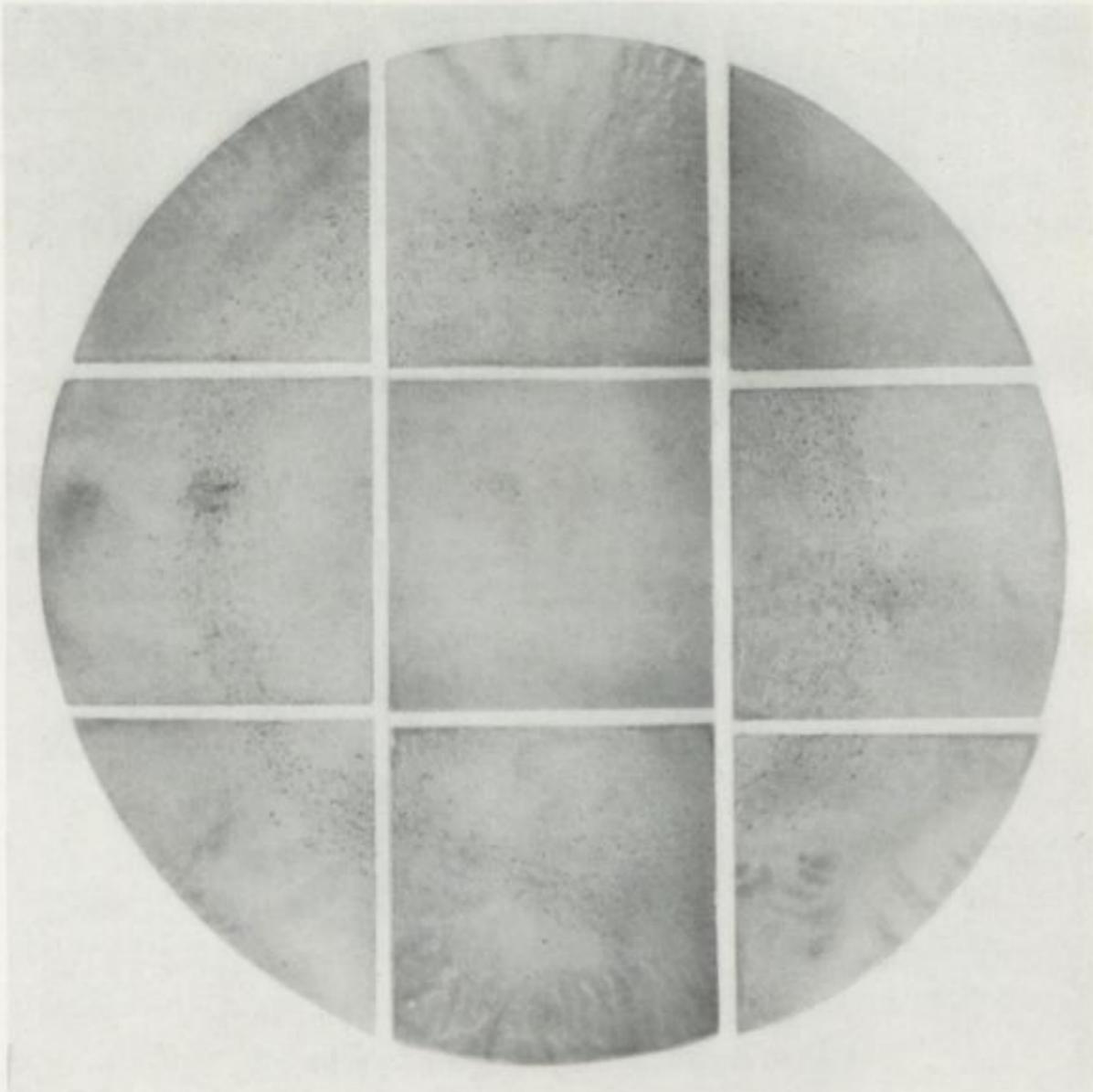


Bild 8. Baumann-Abdruck der Scheibe S 4

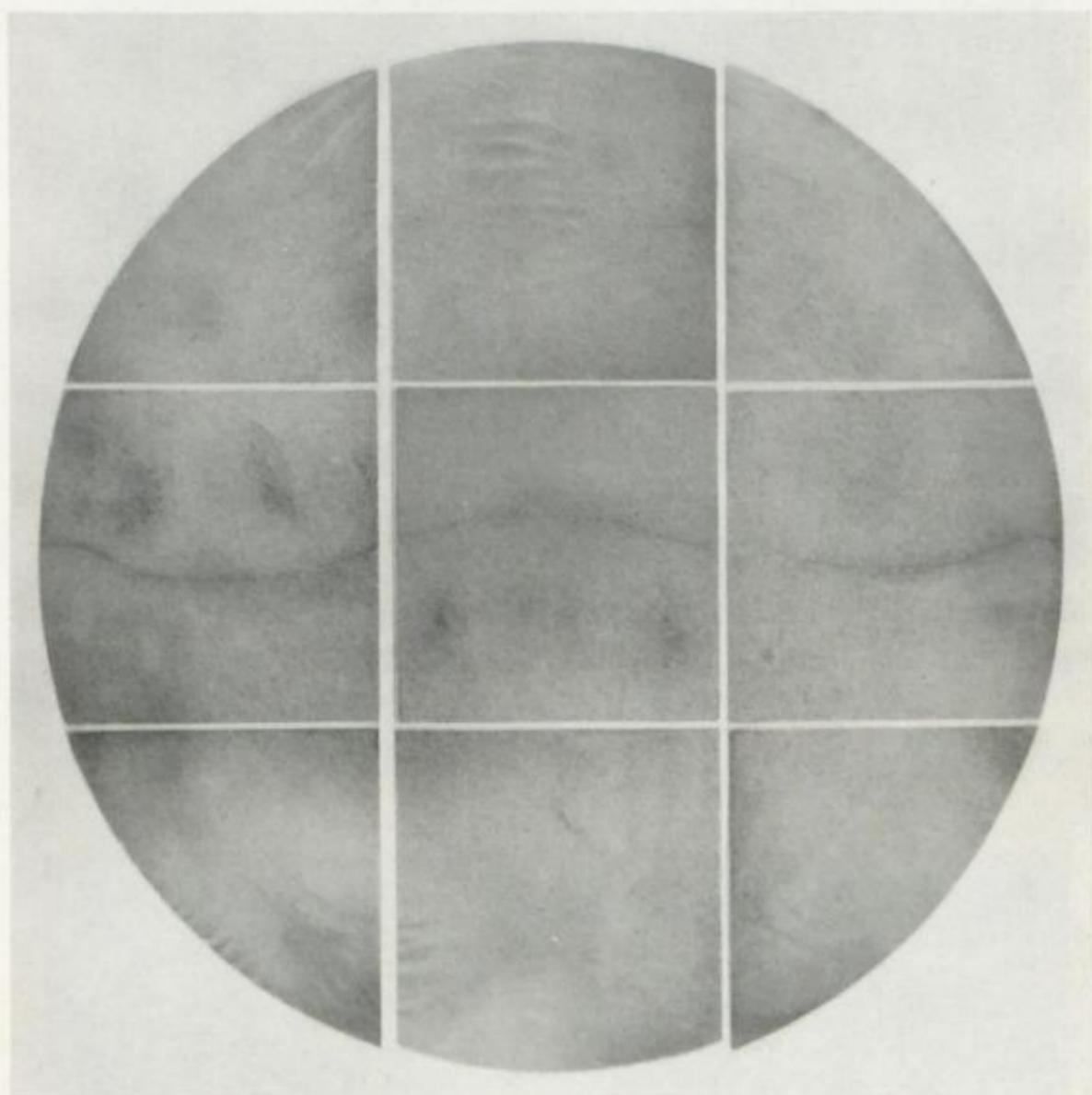


Bild 9. Baumann-Abdruck der blockfußseitigen Scheibe S 5
(Durchmesser der Scheiben S 1 bis S 5 = 960 mm)



Bild 10. Austenitkorngröße im Kern der blockkopfseitigen Scheibe S 1.
Geätzt mit Natriumpikrat. $V = 100:1$

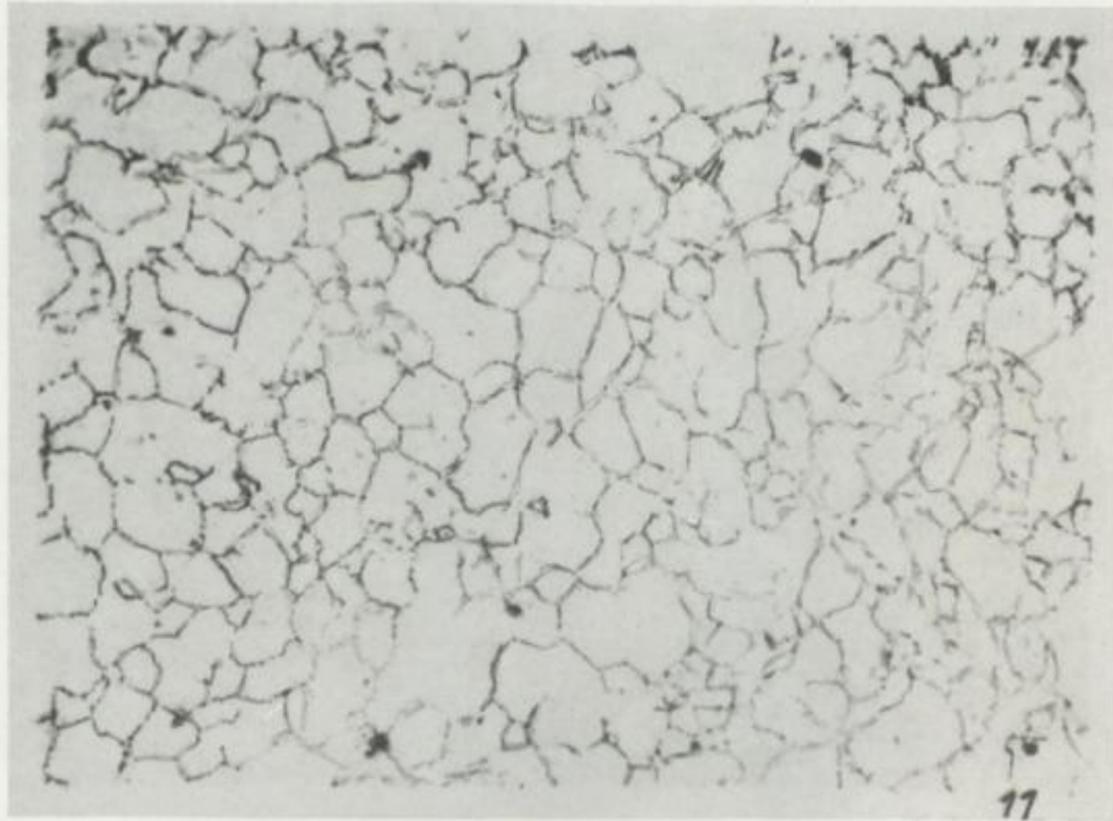


Bild 11. Austenitkorngröße im Kern der Mittelscheibe S 3.
Geätzt mit Natriumpikrat. $V = 100:1$

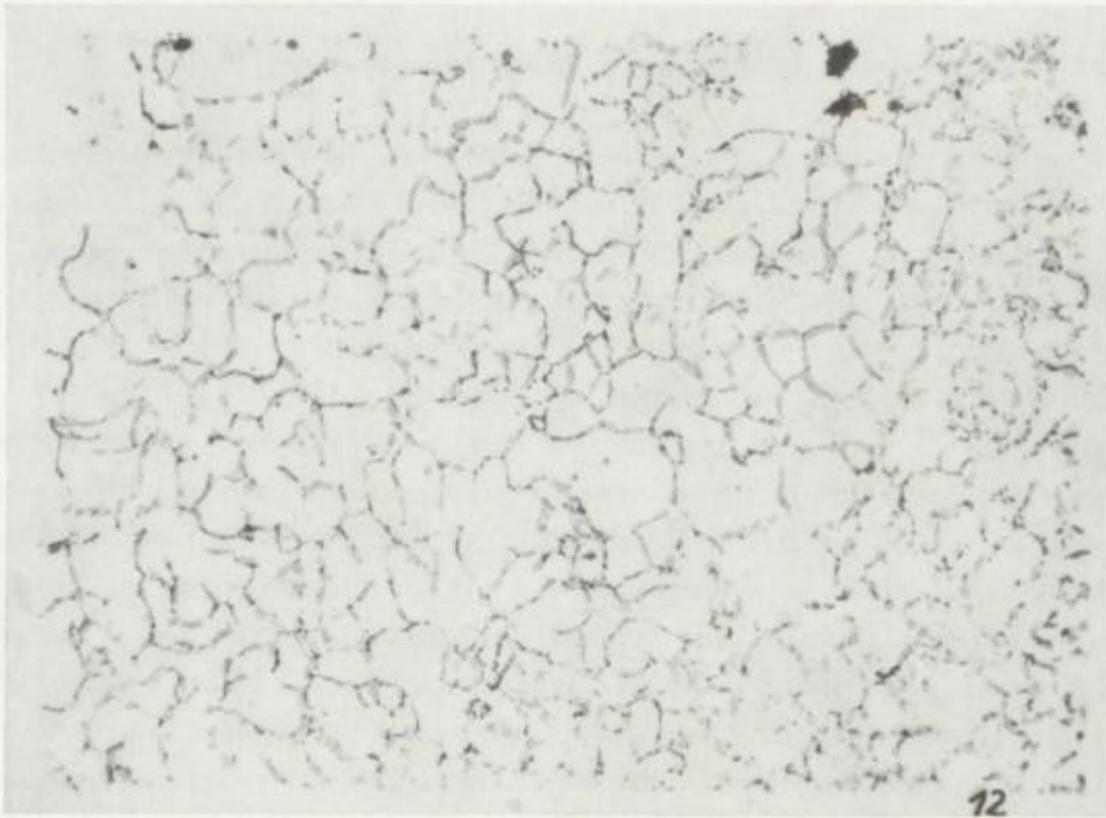


Bild 12. Austenitkorngröße im Kern der blockfußseitigen Scheibe S 5.
Geätzt mit Natriumpikrat. $V = 100:1$

4.4 Die Härteverteilung im Versuchsschmiedestück

Zur Bestimmung der Brinellhärte wurde aus jeder Scheibe ein Streifen von 20 mm Breite und 60 mm Dicke von der Oberfläche durch den Kern bis zur gegenüberliegenden Oberfläche herausgesägt und mit der Flächenschleifmaschine vorsichtig feinbearbeitet. Geprüft wurde mit der 10-mm-Kugel bei 3000 kp Belastung. Der Abstand zwischen den Härteeindrücken betrug im allgemeinen 10 mm, nur bei der Scheibe S 4 20 mm. Es zeigte sich, daß die Härte im besonderen im Seigerungsgebiet manchmal nicht unerheblich streute. Aus diesem Grunde wurde die Härtekurve Rand-Kern-Rand gemittelt, indem die beiden Härtewerte, gemessen in gleichem Abstand von der Oberfläche, gemittelt wurden. Hierdurch konnten zufällige Abweichungen weitgehend ausgeschaltet werden, während sich an dem grundsätzlichen Verlauf der Kurven nichts änderte, da die Seigerungsgebiete mit ziemlicher Genauigkeit zentrisch verliefen. In den Bildern 13 bis 17 sind diese Härtekurven für die 5 Scheiben wiedergegeben, wobei also jeder eingetragene Meßwert einen Mittelwert aus 2 Einzelmessungen darstellt. Um Vergleiche zu ziehen, ist es bei der Diskussion der Kurven nützlich, auf die Baumann-Abdrücke der Bilder 5 bis 9 der gleichen Scheiben zurückzugreifen.

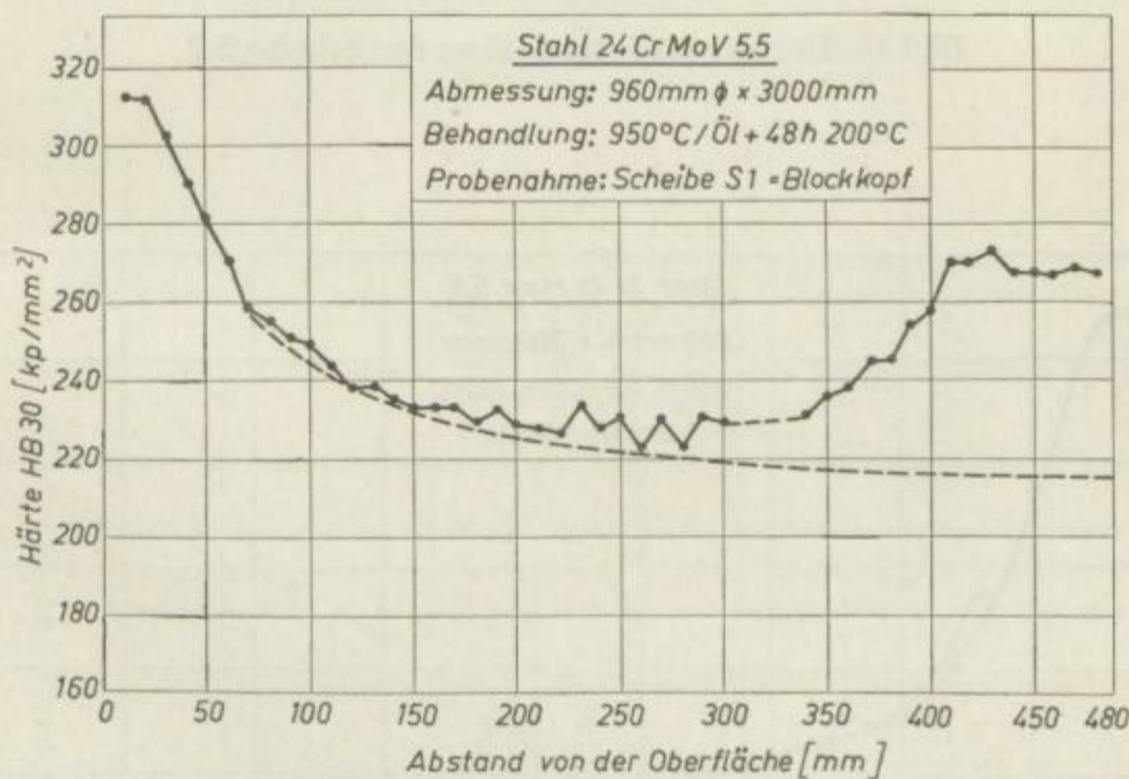


Bild 13. Härteverlauf Rand-Kern der blockkopfseitigen Scheibe S 1

Die Randhärte der blockkopfseitigen Scheibe S 1 (Bild 13) lag bei $HB = 316 \text{ kp/mm}^2$. Sie fiel stetig bis zu einem Abstand $d = 220 \text{ mm}$ von der Oberfläche ab. Die gestrichelte Kurve zeigt den vermutlichen Weiterverlauf, falls keine Seigerung vorhanden wäre. Im Gebiet der Kernseigerung (Bild 5) stieg die Härte jedoch stark an, und zwar von etwa $HB = 220 \text{ kp/mm}^2$ auf etwa $HB = 270 \text{ kp/mm}^2$.

In der Scheibe S 2 (Bild 14) fiel die Härte zunächst ganz ähnlich ab wie bei der Scheibe S 1. Die Abweichung vom voraussichtlichen Verlauf begann aber bereits bei etwa 150 mm Randabstand, was mit dem Seigerungsbild (Bild 6) übereinstimmt. Die

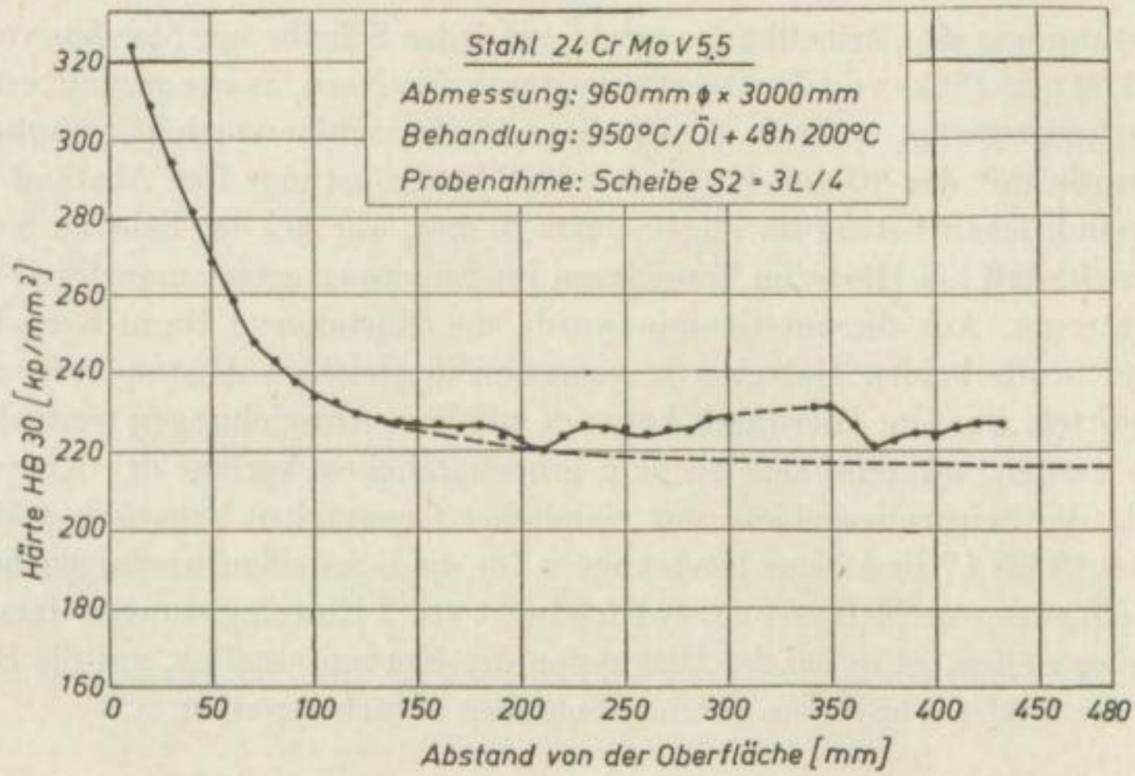


Bild 14. Härteverlauf Rand-Kern der Scheibe S 2

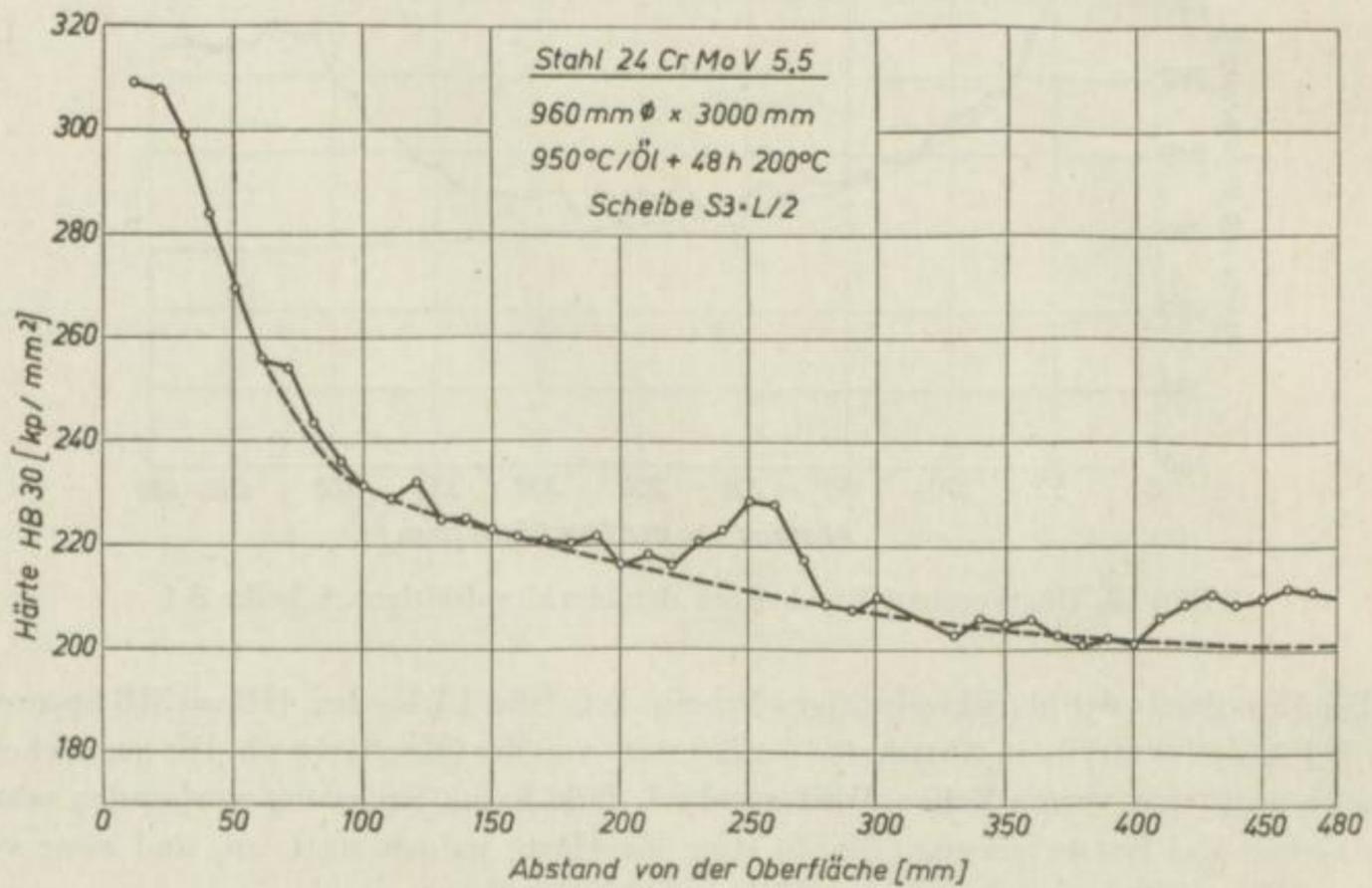


Bild 15. Härteverlauf Rand-Kern der Mittelscheibe S 3

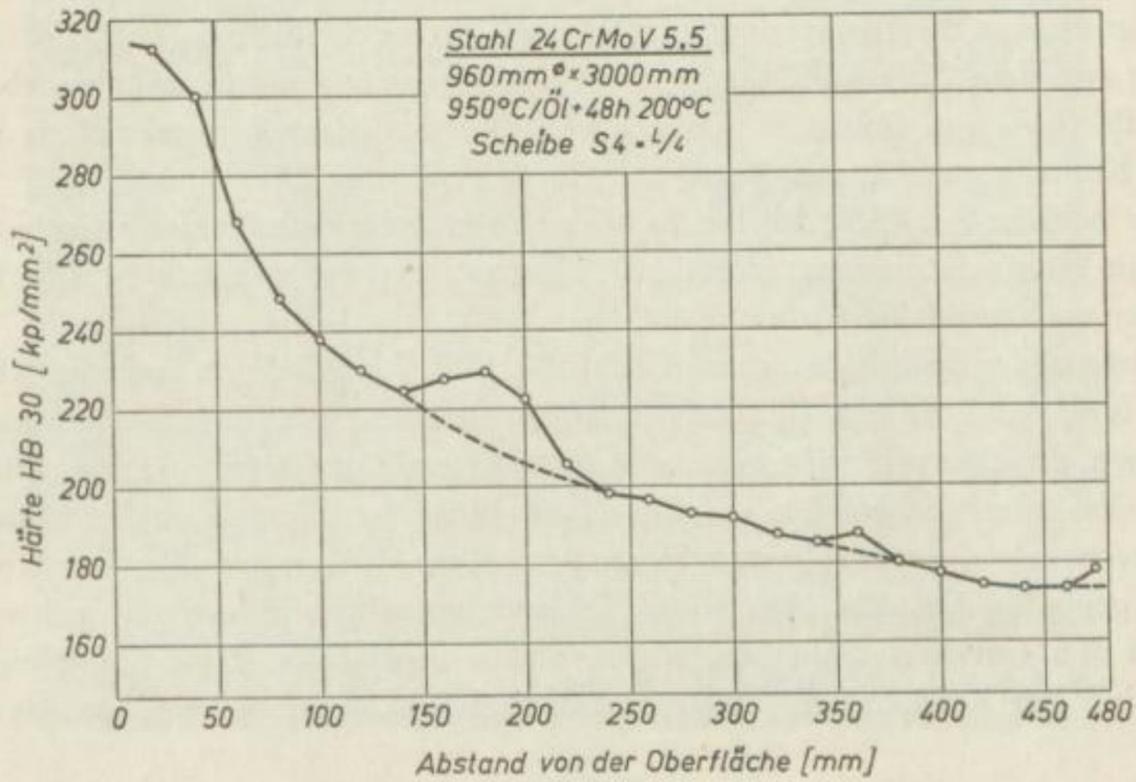


Bild 16. Härteverlauf Rand-Kern der Scheibe S 4

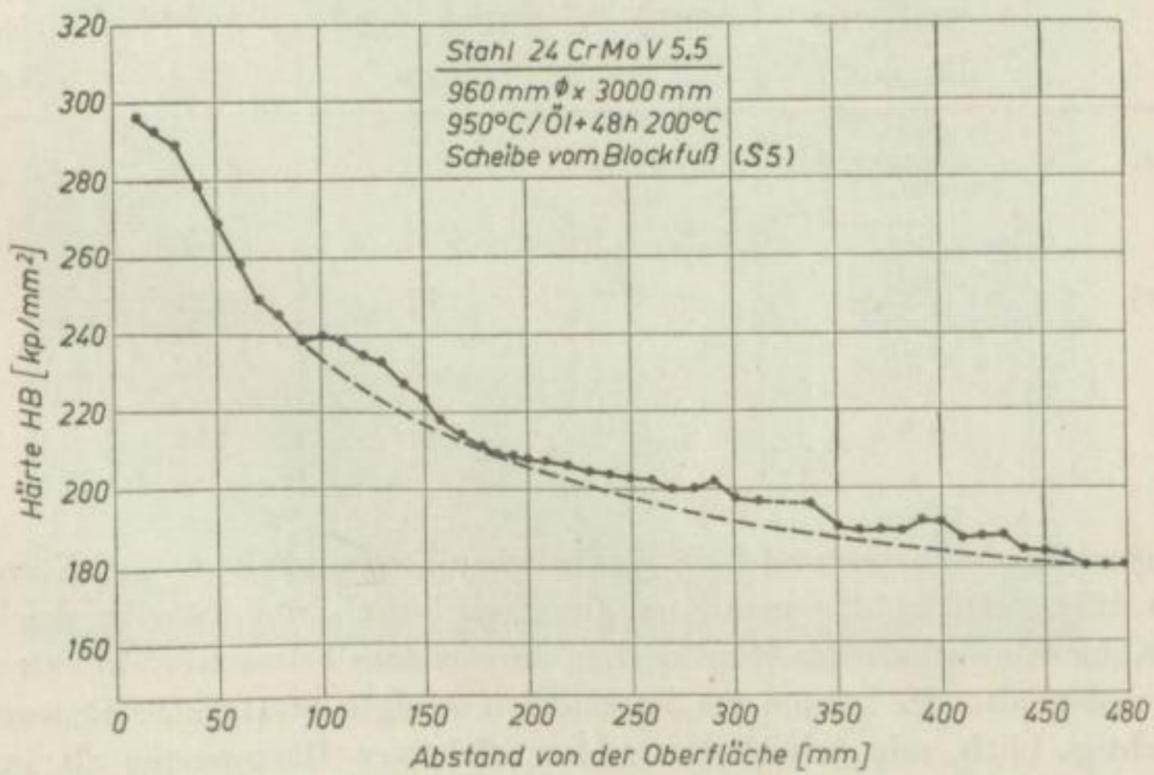


Bild 17. Härteverlauf Rand-Kern der blockfußseitigen Scheibe S 5

Abweichungen sind aber als verhältnismäßig gering ($HB = 230$ gegenüber $HB = 215 \text{ kp/mm}^2$) ermittelt worden.

Interessant war der Kurvenverlauf bei der Mittelscheibe S 3 (Bild 15). Die Ringseigerung zwischen 220 und 280 mm sowie die Kernseigerung ab 400 mm Abstand von der Oberfläche hoben sich sehr deutlich von der idealisierten gestrichelten Kurve ab. Letztere Kurve ergab für den Kern eine Härte von rund 200 kp/mm^2 .

Bei der Scheibe S 4 (Bild 16) lag das die Härte steigernde Gebiet zwischen 140 und 240 mm in Übereinstimmung mit dem Seigerungsverlauf von Bild 8. Die Kernhärte betrug nur noch rund 175 kp/mm^2 .

Die Härte in der Scheibe S 5 vom Blockfuß (Bild 17) verlief mit geringen Abweichungen fast ideal. Bei 90 mm Randentfernung war eine systematische Härtesteigerung zu erkennen, die aber nur unbedeutend war. Die Kernhärte betrug $HB = 180 \text{ kp/mm}^2$.

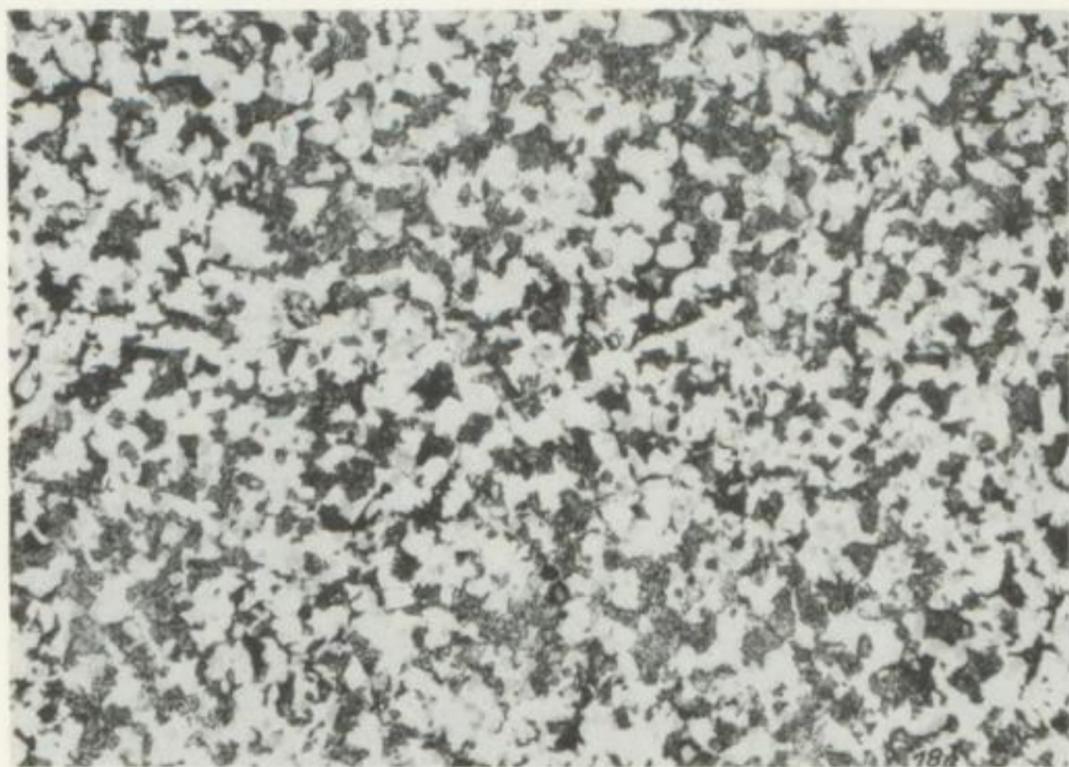
In Tabelle 4 sind die Härten am Rand, die effektiven Härten im Kern und die aus dem Kurvenverlauf extrapolierten Härten im Kern den entsprechenden Kohlenstoffgehalten gegenübergestellt. Am Rand, 10 mm unter der Oberfläche, schwankte die Härte bei den einzelnen Scheiben unsystematisch zwischen $HB = 297$ und $HB = 323 \text{ kp/mm}^2$. Der Kohlenstoffgehalt war praktisch konstant, und auch mit den anderen

Tabelle 4
Rand- und Kernhärte des abgelöschten Schmiedestückes

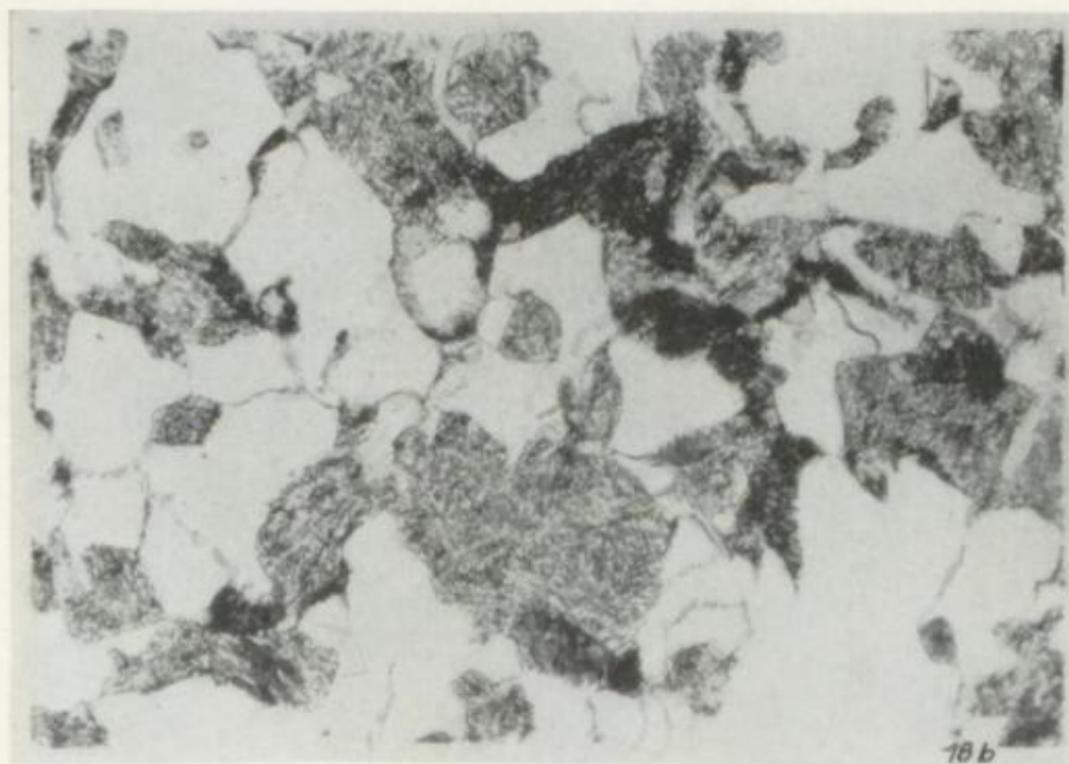
Scheibe Nr.	Rand		Kern		
	Effektive Härte HB [kp/mm ²]	C-Gehalt [%]	Effektive Härte HB [kp/mm ²]	C-Gehalt [%]	Extrapol. Härte HB [kp/mm ²]
S 1 (Kopf)	316	0,21	270	0,29	220
S 2	323	0,21	227	0,25	215
S 3 (Mitte)	309	0,20	212	0,21	200
S 4	315	0,21	179	0,17	175
S 5 (Fuß)	297	0,20	180	0,18	180

chemischen Elementen bestand kein ersichtlicher Zusammenhang. Im Kern dagegen nahm die Härte gleichmäßig vom Kopf zum Fuß hin ab, und zwar in gleicher Weise wie der Kohlenstoffgehalt. Im Kopf wichen die aus dem Kurvenverlauf extrapolierten Härten, wobei also der infolge der Seigerungen erfolgte zusätzliche Härteanstieg unberücksichtigt blieb, sehr erheblich von den effektiven Härtewerten ab, im übrigen Blockteil dagegen verhältnismäßig wenig.

Für die Praxis haben natürlich nur die effektiven Härtewerte eine Bedeutung. Es ergaben sich bei gleichem Abkühlungsverlauf während des Abschreckens zwischen dem Kern der Kopfscheibe S 1 und der Fußscheibe S 5 immerhin Härteunterschiede von $HB = 270 - 180 = 90 \text{ kp/mm}^2$, entsprechend einem Unterschied in der Zugfestig-



18a

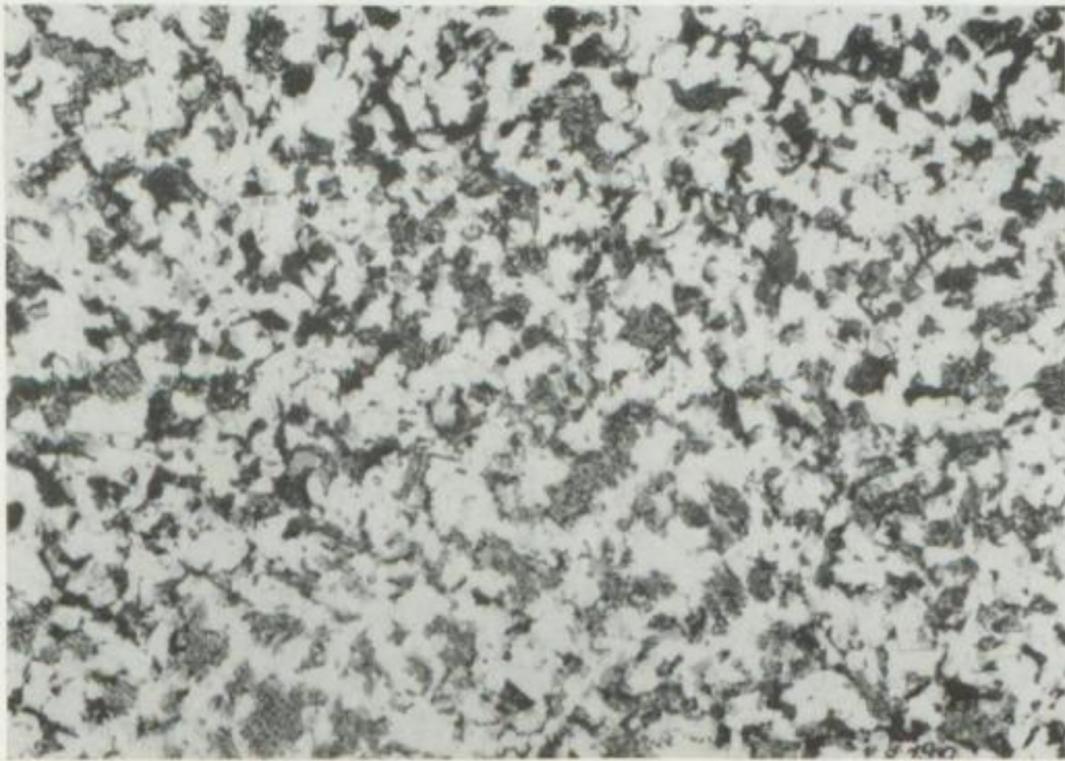


18b

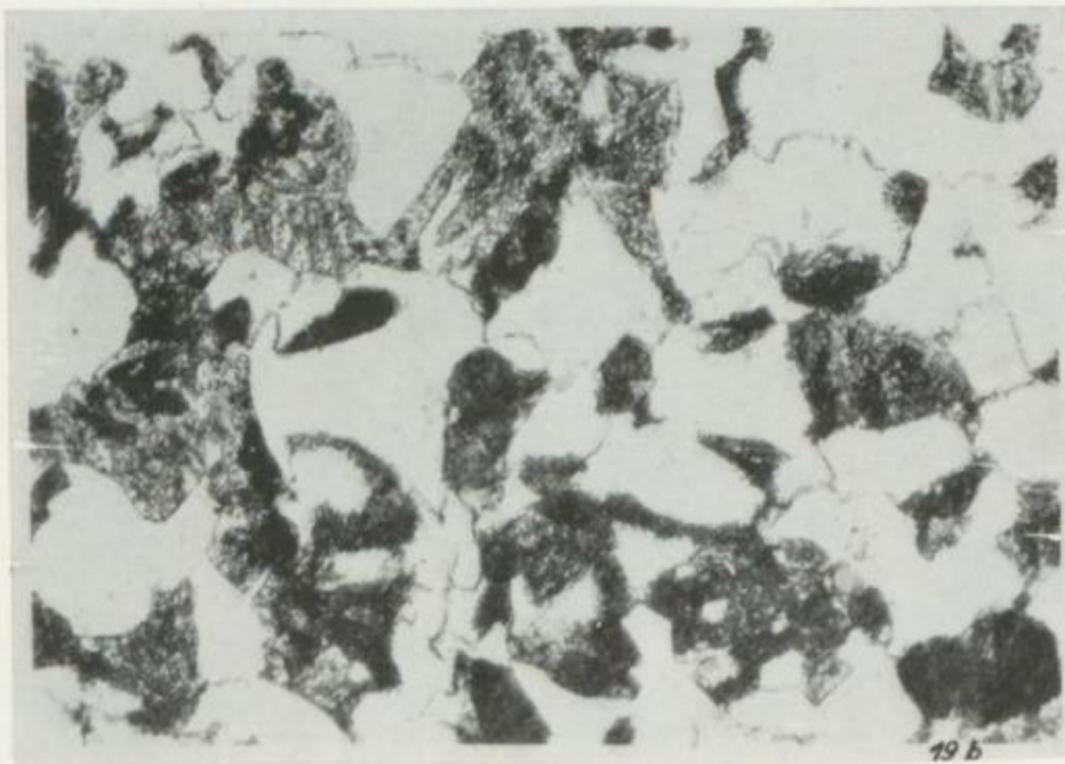
Bild 18. Feingefügebildung im Kern der blockkopfseitigen Scheibe S 1.
51% Ferrit; HB = 277 kp/mm²; C-Gehalt = 0,29%. Geätzt mit HNO₃

a) V = 100:1

b) V = 500:1

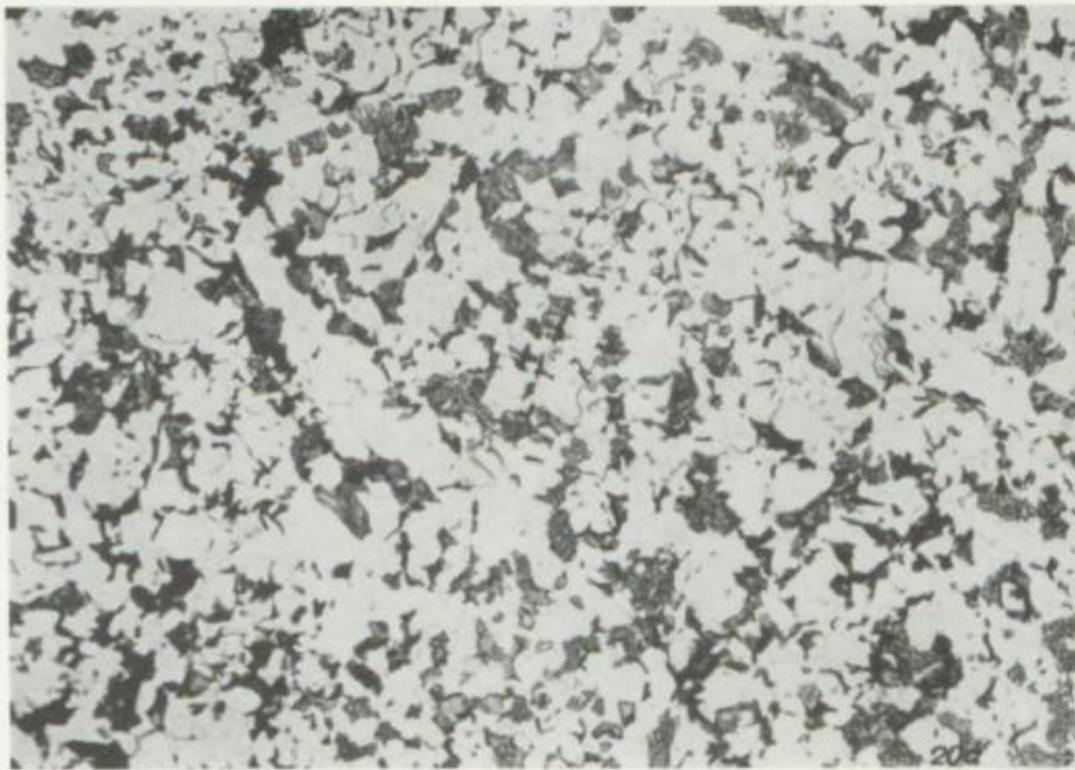


19a

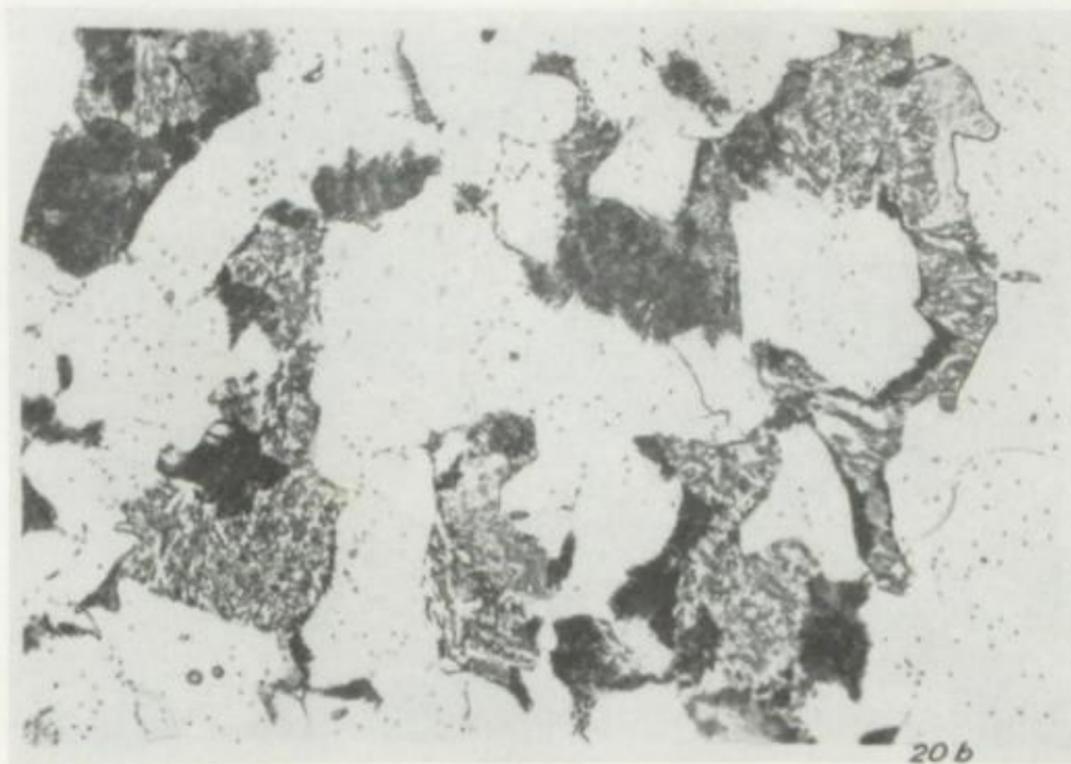


19b

Bild 19. Feingefügebildung im Kern der Scheibe S 2.
53% Ferrit; HB = 227 kp/mm²; C-Gehalt = 0,25%. Geätzt mit HNO₃
a) V = 100:1
b) V = 500:1

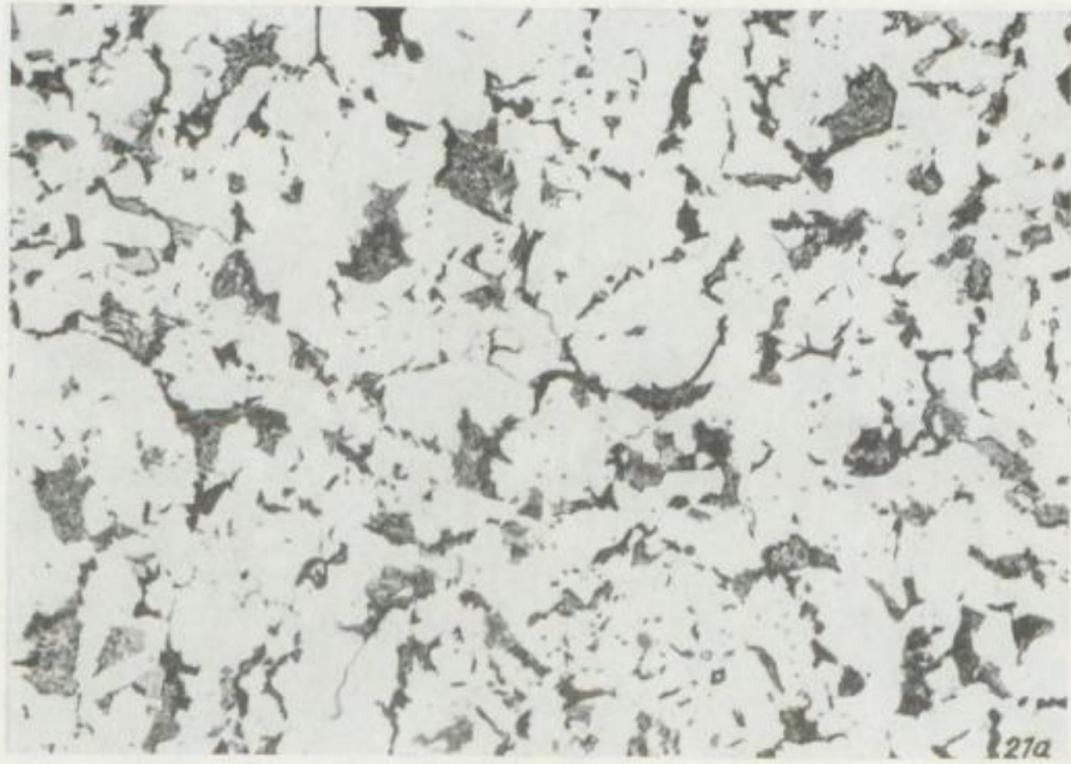


20 a

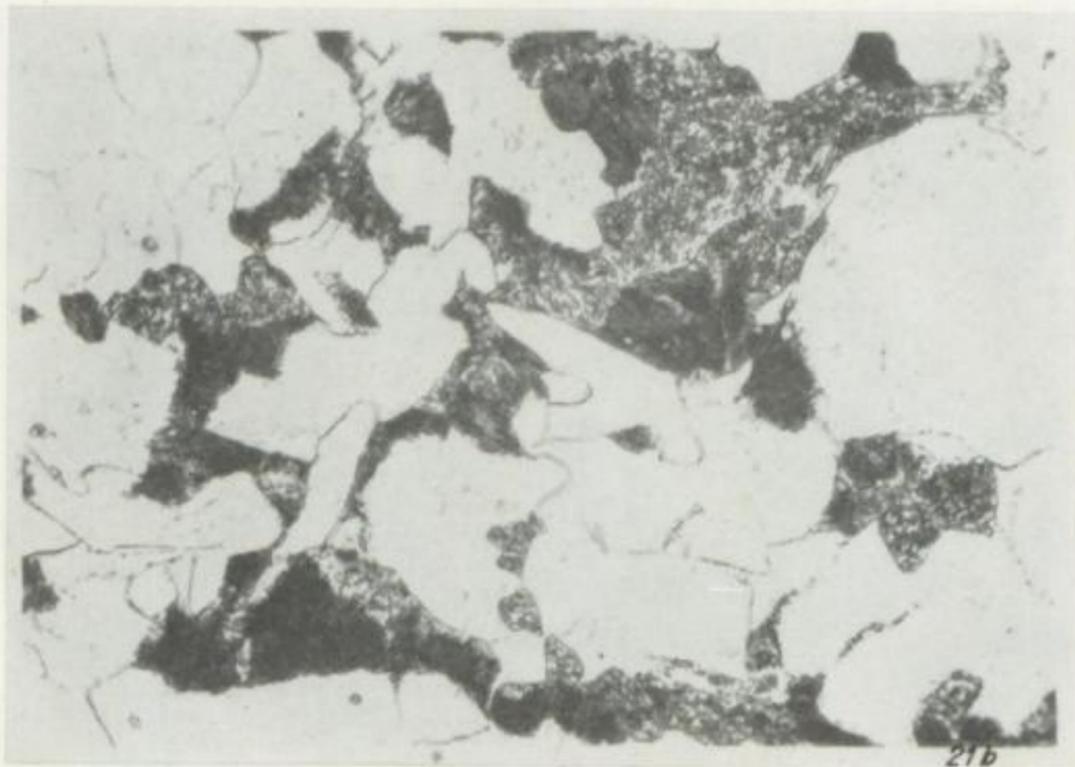


20 b

Bild 20. Feingefügeausbildung im Kern der Mittelscheibe S 3.
67% Ferrit; HB = 212 kp/mm²; C-Gehalt = 0,21%. Geätzt mit HNO₃
a) V = 100:1
b) V = 500:1

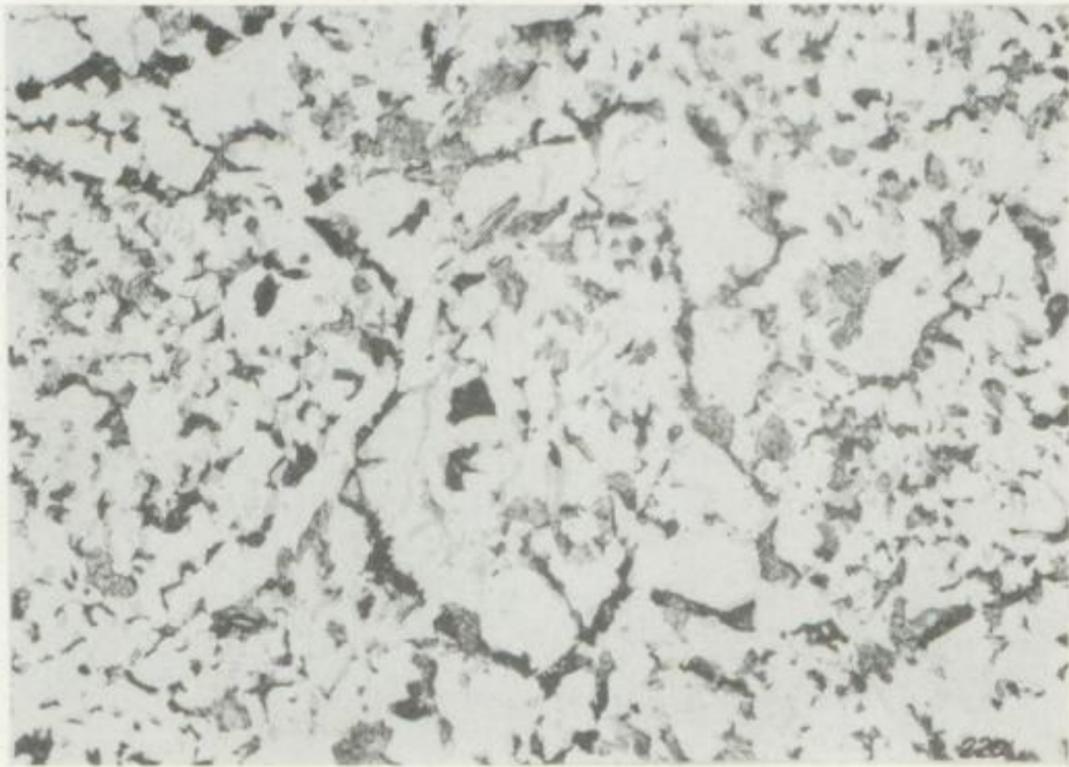


21 a



21 b

Bild 21. Feingefügeausbildung im Kern der Scheibe S 4.
76% Ferrit; HB = 174 kp/mm²; C-Gehalt = 0,17%. Geätzt mit HNO₃
a) V = 100:1
b) V = 500:1



22 a

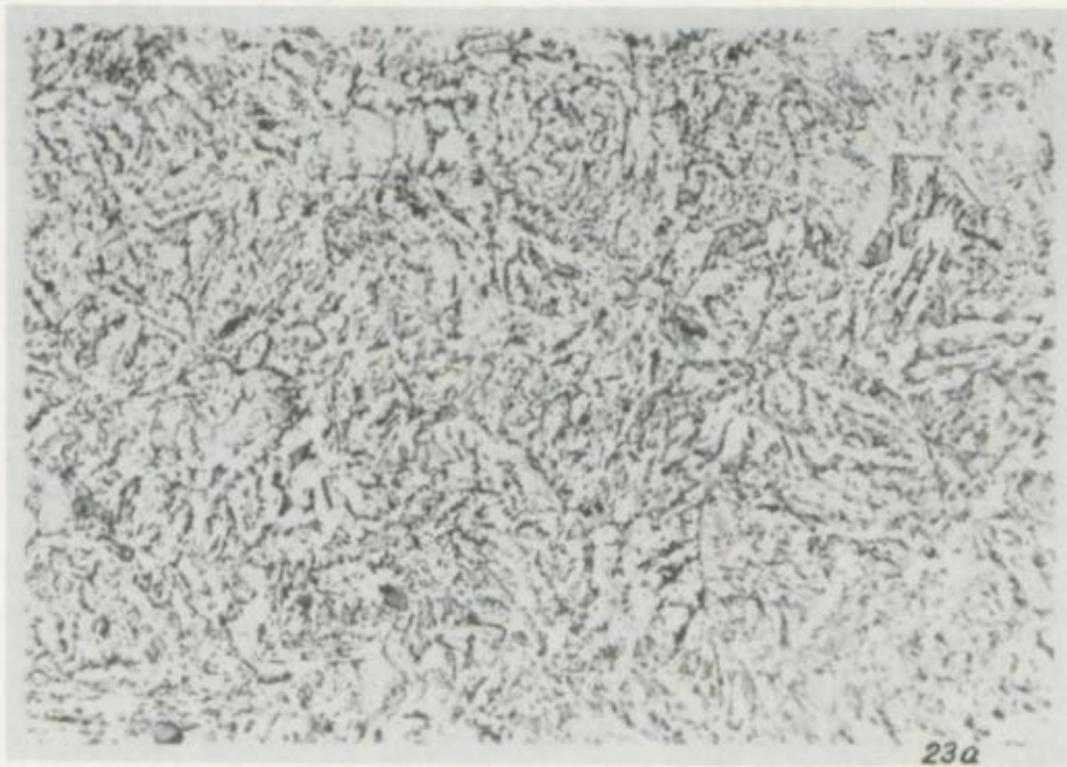


22 b

Bild 22. Feingefügebildung im Kern der blockfußseitigen Scheibe S 5.
71% Ferrit; HB = 180 kp/mm²; C-Gehalt = 0,18%. Geätzt mit HNO₃

a) $V = 100:1$

b) $V = 500:1$



23 a) Rand. Bainit. HB = 310 kp/mm²

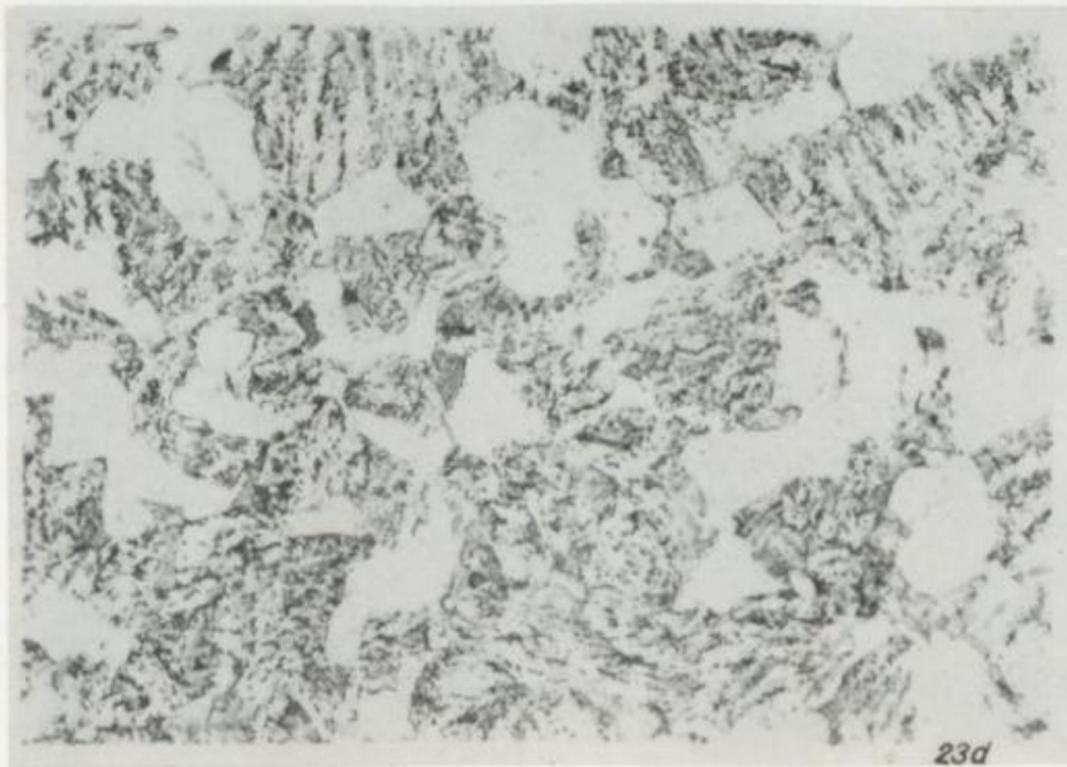


23 b) Abstand von der Oberfläche = 10 mm. Beginnende Ferritausscheidung.
HB = 309 kp/mm²

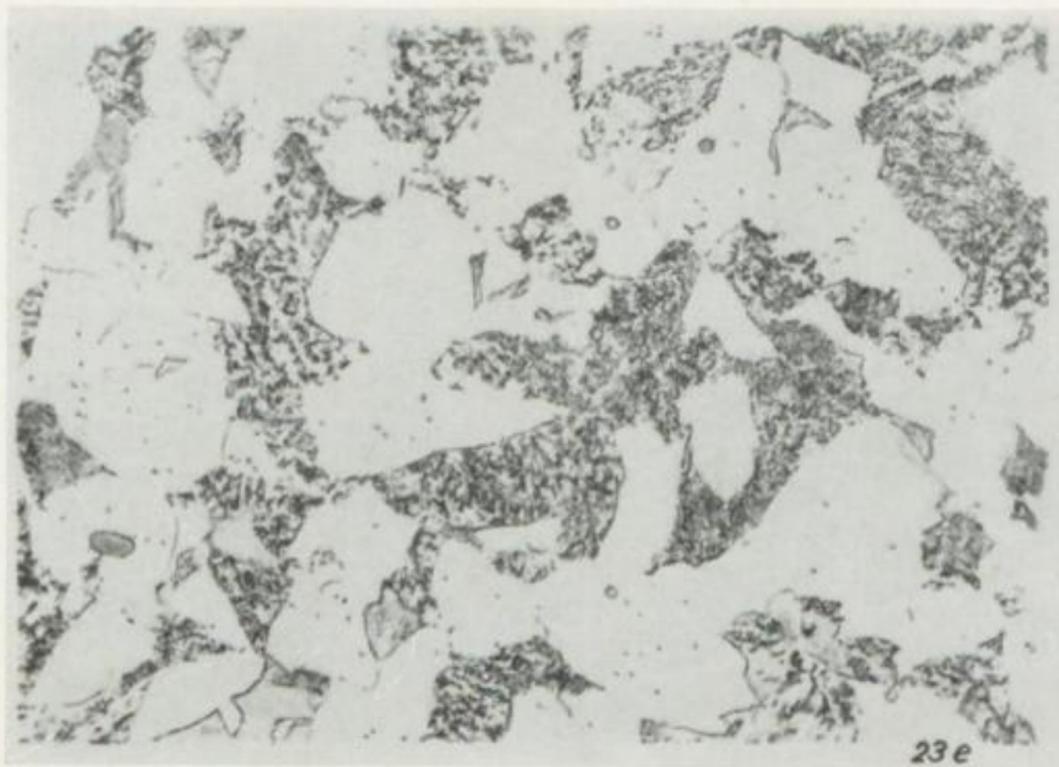
Bild 23 a—k. Feingefügeausbildung vom Rand bis zum Kern der Mittelscheibe S 3.
Geätzt mit HNO₃. V = 500:1



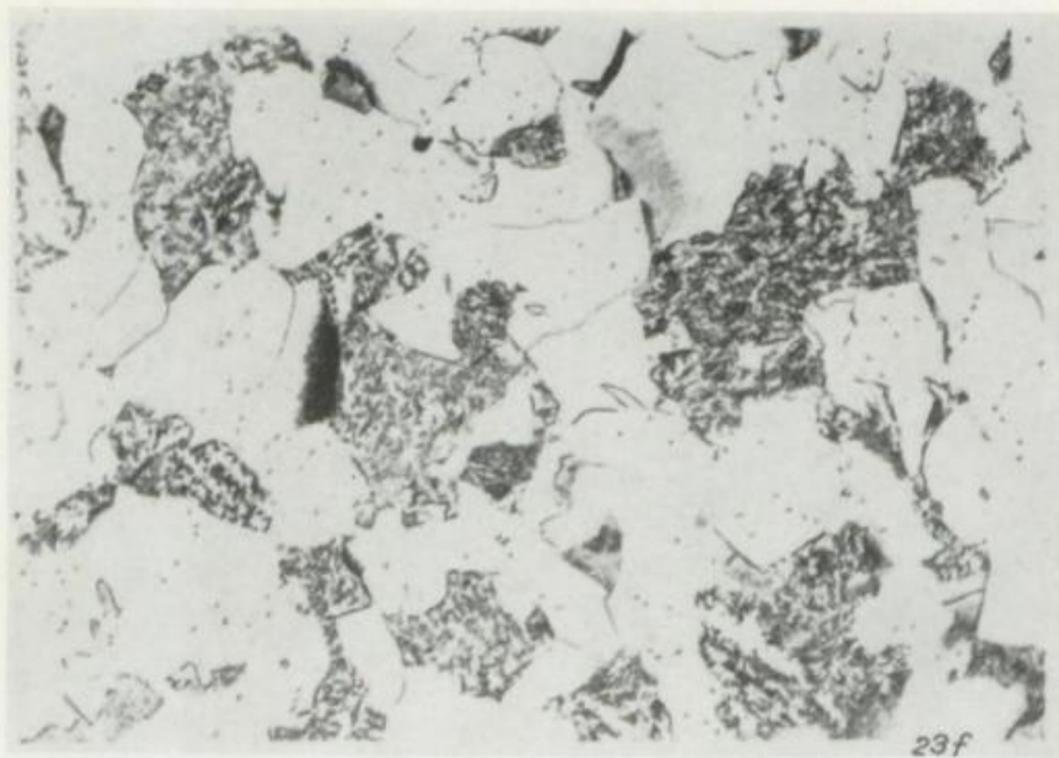
23c) Abstand von der Oberfläche = 20 mm. HB = 308 kp/mm²



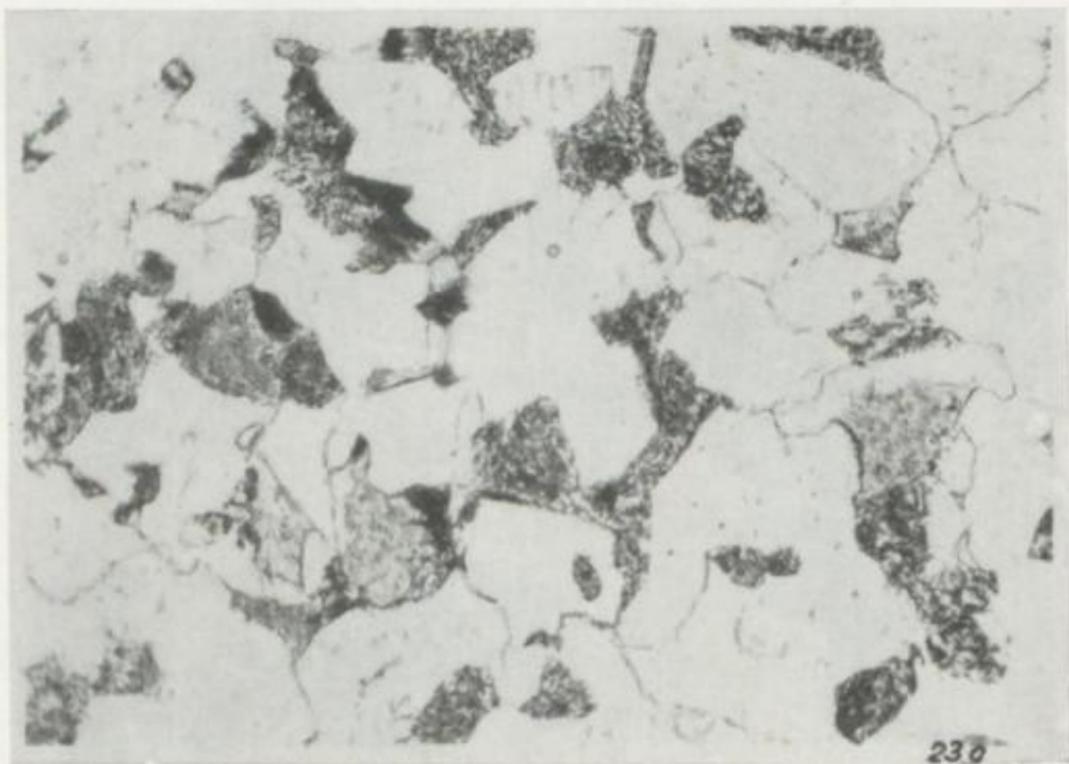
23d) Abstand von der Oberfläche = 30 mm. HB = 299 kp/mm²



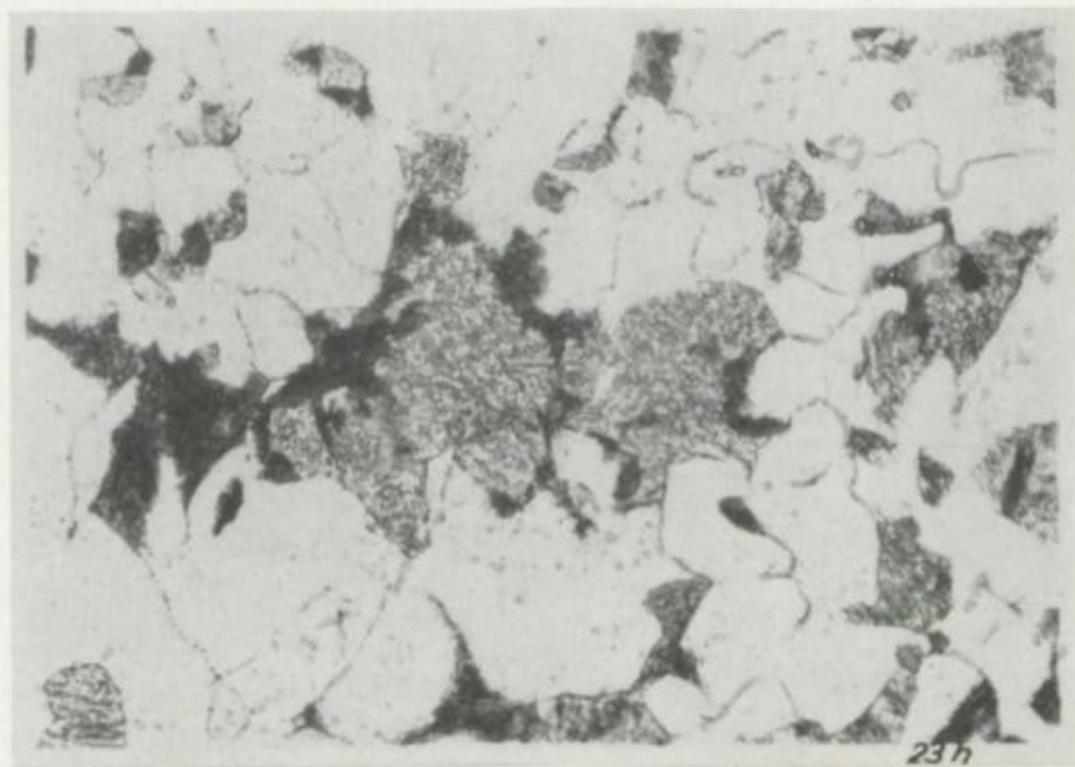
23e) Abstand von der Oberfläche = 70 mm. HB = 254 kp/mm²



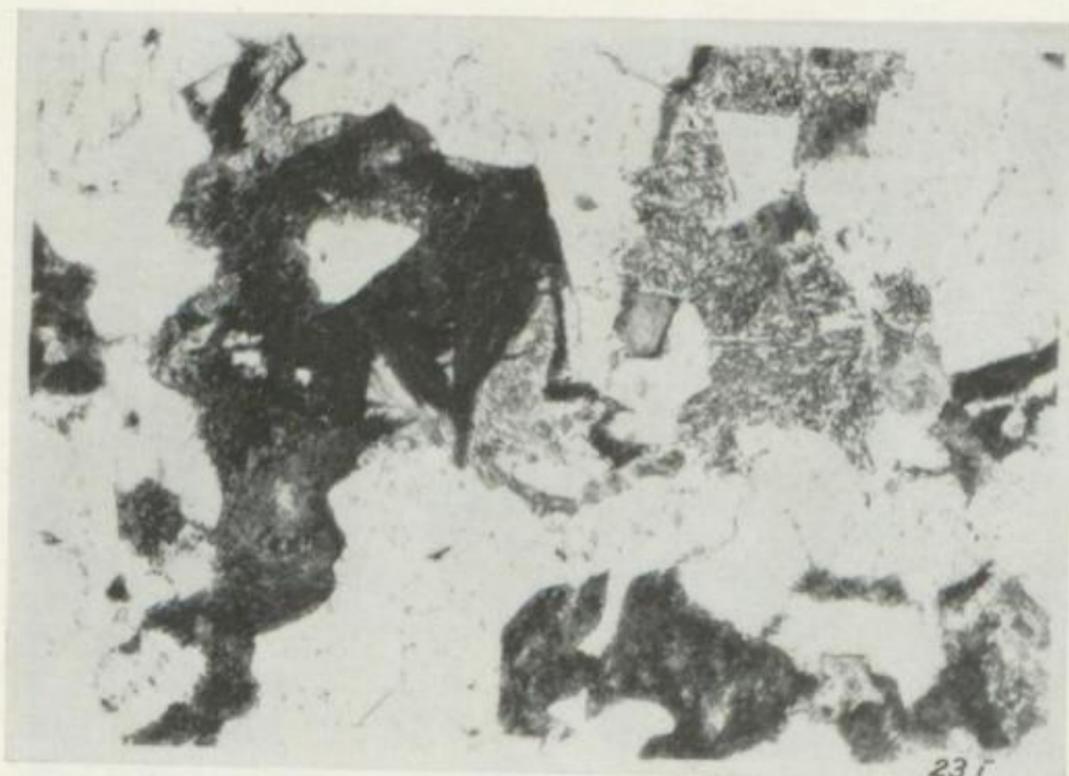
23f) Abstand von der Oberfläche = 80 mm. Beginnende Perlitausscheidung.
HB = 243 kp/mm²



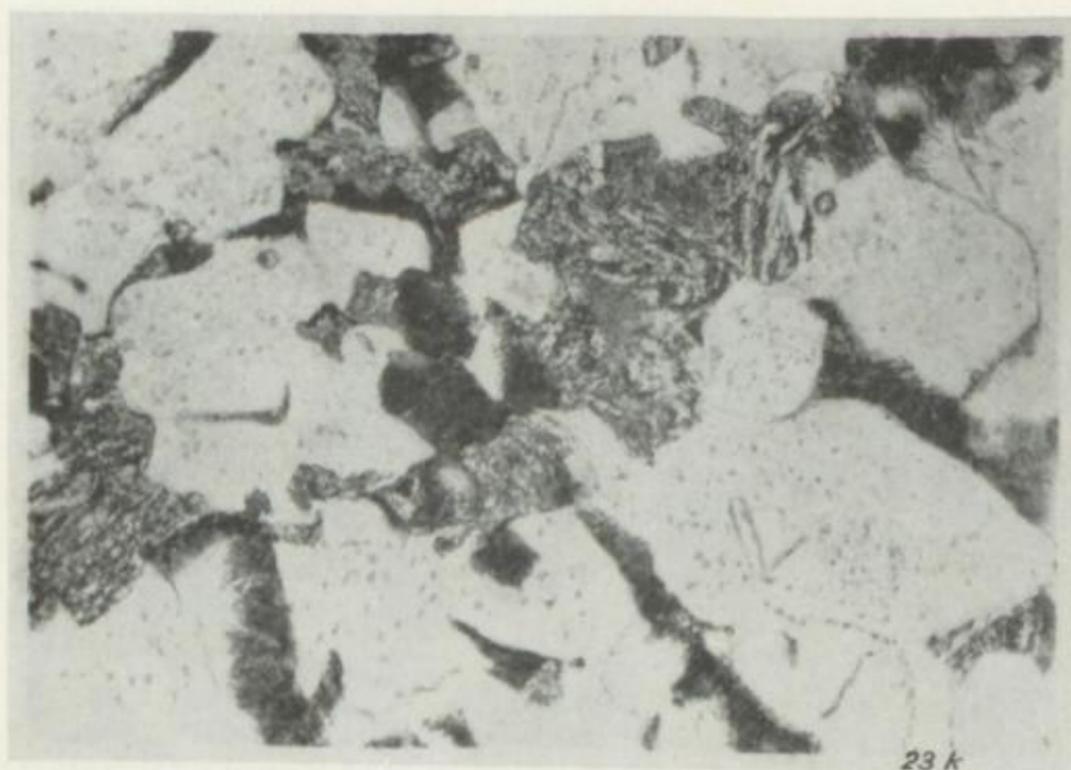
23 g) Abstand von der Oberfläche = 100 mm. HB = 231 kp/mm²



23 h) Abstand von der Oberfläche = 200 mm. HB = 216 kp/mm²



23 i) Abstand von der Oberfläche = 300 mm. HB = 210 kp/mm²



23 k) Abstand von der Oberfläche = 400 mm. HB = 201 kp/mm²

keit von rund 30 kp/mm^2 ! Ohne Berücksichtigung der Seigerungen überhaupt, d. h., bei einem vollständig homogenen Stahlblock, wie es für die Anwendung von ZTU-Diagrammen vorausgesetzt wird, müßten infolge der langsamen Abkühlung die Mittelscheibe S 3 am weichsten, die beiden Randscheiben S 1 und S 5 wegen der schnelleren Abkühlung am härtesten sein. Diese theoretisch zu erwartenden Verhältnisse liegen bei einem realen Schmiedestück größerer Abmessung aber offensichtlich nicht vor.

4.5 Das Feingefüge im Versuchsschmiedestück

Nach dem Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild für kontinuierliche Abkühlung des Stahles 24 CrMoV 5.5 von Bild 1 war zu erwarten, daß im Kern des Schmiedestückes ein Gefüge aus etwa 55% Ferrit, 20% Perlit und 25% Bainit (mit Martensitanteilen) bei einer Brinellhärte von rund 200 kp/mm^2 vorhanden sein müßte. Beide Abschätzungen trafen qualitativ zu, wobei sich aber in quantitativer Hinsicht erhebliche Differenzen ergaben. Diese Unterschiede zwischen Voraussage und tatsächlichem Befund hängen offenbar in erster Linie mit der Seigerungs Ausbildung besonders des Kohlenstoffs zusammen.

Im Kern der Kopfscheibe S 1 (Bilder 18a und b) wurde ein Ferritgehalt von 51% metallographisch ermittelt. Der Rest des Gefüges bestand vorzugsweise aus Bainit und wenig feinstreifigem Perlit. Die festgestellte hohe Härte von $\text{HB} = 277 \text{ kp/mm}^2$ dürfte in erster Linie dem Kohlenstoffgehalt von 0,29% zuzuschreiben sein.

Im Kern der Scheibe S 2 (Bilder 19a und b) war der Ferritgehalt mit 53% geringfügig größer. Der Härteabfall auf $\text{HB} = 227 \text{ kp/mm}^2$ hängt wahrscheinlich mit dem höheren Perlit- und geringeren Bainitgehalt zusammen, eine Folge vermutlich des kleineren Kohlenstoffgehaltes (0,25%) sowie der etwas langsameren Abkühlung.

Im Kern der Mittelscheibe S 3 (Bilder 20a und b) lag ein erheblich angewachsener Ferritgehalt von 67% vor, wobei der Anteil an Bainit im Restgefüge gegenüber der Scheibe S 2 etwas zugenommen hatte. Die Härteabnahme auf $\text{HB} = 212 \text{ kp/mm}^2$ dürfte in unmittelbarem Zusammenhang mit dem gleichermaßen abgefallenen Kohlenstoffgehalt auf 0,21% stehen.

Im Kern der Scheibe S 4 (Bilder 21a und b) war entsprechend dem geringen Kohlenstoffgehalt von nur 0,17% der Ferritgehalt mit 76% am größten. Darauf dürfte der Härteabfall auf $\text{HB} = 174 \text{ kp/mm}^2$ zurückzuführen sein. Das Restgefüge bestand zu etwa gleichen Teilen aus Bainit und Perlit.

Im Kern der Fußscheibe S 5 (Bilder 22a und b) betrug der Ferritgehalt 71% und lag damit etwas niedriger als bei der Scheibe S 4. Sowohl der Kohlenstoffgehalt mit 0,18% als auch die Härte mit $\text{HB} = 180 \text{ kp/mm}^2$ waren gleichfalls geringfügig angestiegen.

Entsprechend der unterschiedlichen Abkühlung der Volumenelemente des Zylinders in verschiedener Entfernung von der abgeschreckten Oberfläche ergaben sich der Reihenfolge nach die lt. ZTU-Diagramm zu erwartenden Gefügeausbildungen, wie dies die Bilder 23a bis k für die Mittelscheibe S 3 aufzeigen. Unmittelbar an der Oberfläche bestand das Gefüge vollständig aus Bainit (Bild 23a). Diese Tatsache stimmt gut mit dem ZTU-Diagramm überein. Bereits 10 mm unterhalb der Oberfläche war

Ferrit in geringen Mengen vorhanden (Bild 23b). Die Ferritmenge vergrößerte sich mit zunehmender Entfernung vom Rand (Bilder 23c; 23d; 23e). 80 mm unterhalb der Oberfläche begann an den Korngrenzen Austenit-Ferrit Perlitausscheidung (Bild 23f). Die Menge an Perlit nahm mit weiter wachsender Entfernung von der Oberfläche allmählich zu (Bilder 23g; 23h; 23i; 23k), ohne daß der Bainit vollständig verschwand. Das gleiche Verhalten zeigten sämtliche anderen Scheiben: 10 mm unterhalb der Oberfläche waren bereits geringe Ferritmengen vorhanden, und in einer Entfernung von 80 bis 100 mm vom Rande begann die Perlitbildung. Ein Vergleich mit den Härtekurven der Bilder 13 bis 17 ergab, daß der Steilabfall der Härte zwischen 0 und etwa 100 mm auf die zunehmende Ferritausscheidung zurückzuführen ist, während der nachfolgende schwächere Abfall bis zum Kern (ohne Berücksichtigung der Seigerungen) eine Folge des Ansteigens der Perlitmenge ist.

5 Vergleich der theoretischen Voraussagen mit den am Versuchsschmiedestück erhaltenen praktischen Ergebnissen

Wegen des sehr verschiedenen Abkühlungsverlaufes, den einerseits kleine Proben bei der Aufstellung der ZTU-Diagramme und andererseits die einzelnen Volumenelemente in einem großen Schmiedestück haben, erscheint es sehr schwierig, wenn nicht gar unmöglich, aus einem „normalen“ ZTU-Diagramm quantitative Aussagen über die Umwandlungsvorgänge in einem abgeschreckten großen Schmiedestück abzuleiten. Man könnte daran denken, nicht die Abkühlungskurven der Volumenelemente selbst, sondern z. B. die Abkühlungszeiten von der Ablöschtemperatur oder dem oberen Umwandlungspunkt A_{c3} bis zu einer konstanten Temperatur, etwa 500°C , oder die Halbttemperaturzeiten zur Auswertung bzw. Angleichung heranzuziehen. Ähnliches wurde von M. ASIMOW, W. F. CRAIG und M. A. GROSSMANN [26] für den Zusammenhang zwischen Stirnabschreckproben einerseits und Stangenmaterial andererseits durchgeführt. Jedoch wird dadurch an der sehr unterschiedlich langen Verweilzeit und an dem verschieden steilen Temperaturgradienten im Umwandlungsbereich des Austenits grundsätzlich auch nichts geändert. Nach der Berechnung der Abkühlungskurven der einzelnen Volumenelemente längs des Radius der Scheiben S 2 bis S 4 ergaben sich beispielsweise die im Bild 24 wiedergegebenen Halbttemperaturzeiten (Zeit für die Abkühlung von 950 auf 500°C in Minuten). Daraus sowie aus dem ZTU-Diagramm ließ sich dann die Brinellhärte in Abhängigkeit vom Abstand zur Oberfläche errechnen. Die berechnete Kurve sowie die bei-

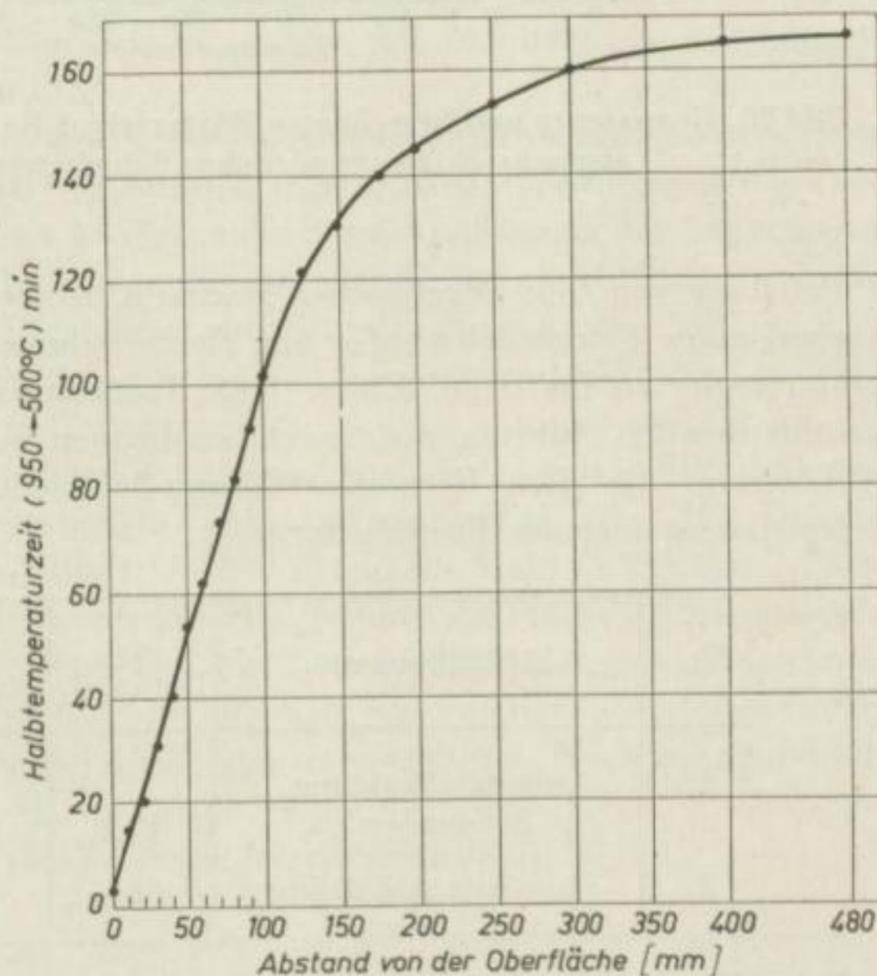


Bild 24. Halbttemperaturzeiten ($950 \rightarrow 500^{\circ}\text{C}$) der einzelnen Volumenelemente der Mittelscheibe S 3 eines von 950°C in Öl abgeschreckten zylindrischen Schmiedestückes von $960\text{ mm } \varnothing$ (nach berechneten Abkühlungskurven gemäß Tabelle 1)

spielsweise an der Scheibe S 3 experimentell ermittelte Härtekurve sind im Bild 25 einander gegenübergestellt und zeigen, daß beide Kurven überraschend gut übereinstimmen. Insbesondere der Einhärteverlauf in Oberflächennähe wird recht zufriedenstellend durch die Rechnung erfaßt.

Eine weitere Möglichkeit besteht darin, kleine Proben nicht linear oder nach dem Newtonschen Abkühlungsgesetz abzuheizen, wie es üblicherweise bei Proben für die

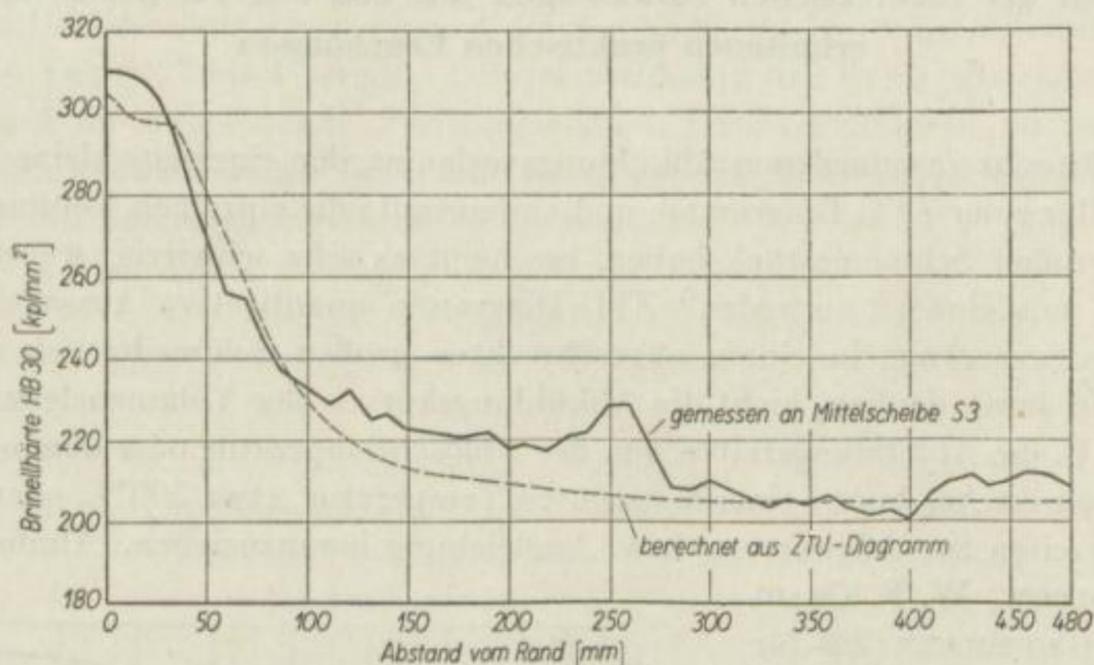


Bild 25. Gemessener und berechneter Härteverlauf Rand-Kern in einem von 950°C in Öl abgeschreckten zylindrischen Schmiedestück von 960 mm \varnothing

Aufstellung von ZTU-Diagrammen geschieht, sondern den tatsächlichen Abkühlungsverlauf eines Volumenelementes aus einem Schmiedestück mittels Temperatur-Programmregler zu imitieren. Einige erste Tastversuche, die in dieser Richtung durchgeführt wurden, führten aber noch zu keinem befriedigenden Ergebnis. Für eine Abkühlung, die dem Kern des 960-mm-Schmiedestückes entspricht, ergaben sich beispielsweise folgende Festigkeitswerte:

Nr.	Abkühlungsart	σ_S [kp/mm ²]	σ_B [kp/mm ²]	δ_5 [%]	ψ [%]
1	Originalabkühlung im Schmiedestück	49,1	68,0	22,3	53,8
2	Imitierte Abkühlung	58,4	77,7	16,5	45,3

Beim Versuch Nr. 1 waren die Zerreißproben aus dem Kern der Scheibe S 3 entnommen worden und hatten die Wärmebehandlung des ganzen Schmiedestückes erfahren. Die Proben für den Versuch Nr. 2 waren ebenfalls aus dem Kern der Scheibe S 3 entnommen worden, d. h., es lag gleicher Verschmiedungsgrad und gleiche chemische Analyse vor, die Proben wurden jedoch nochmals von 950°C mit der Kernabkühlungs-

geschwindigkeit des großen Schmiedestückes abgeheizt. Die Unterschiede von 10 kp/mm^2 bei der Streckgrenze und Zugfestigkeit stellen jedoch noch keine besonders gute Übereinstimmung dar. Nach dem metallographischen Befund war das Feingefüge in beiden Fällen praktisch gleich, wobei nach der imitierten Abkühlung der Anteil an Zwischenstufengefüge geringfügig größer war. Versuche, den Abkühlungsverlauf von in Oberflächennähe liegenden Volumenelementen zu imitieren, führten noch zu keinem befriedigenden Erfolg, da die verhältnismäßig schnelle Abkühlung sich durch übliche programmgesteuerte Laboröfen nicht genügend genau approximieren ließ. Diese Versuche werden jedoch weiter fortgesetzt mit dem Ziel, speziell für die Wärmebehandlung großer Schmiedestücke besondere Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder für kontinuierliche Abkühlung aufzustellen, wobei die in diesen Diagrammen auftretenden Abkühlungskurven ihrem Verlauf nach dem Abkühlungsverhalten der verschiedenen Volumenelemente eines großen Schmiedestückes von etwa $1000 \text{ mm } \varnothing$ nach Öl-ablöschung angepaßt sind. Gesondert durchgeführte Versuche ergaben, daß die Haltezeit bei der Austenitisierungstemperatur, zumindest bei diesem Stahl, nicht von allzu großem Einfluß auf das Umwandlungsverhalten des Austenits ist. Proben, die aus dicht benachbarten Bereichen des Schmiedestückes entnommen worden waren, ergaben gleiche Lagen der Umwandlungstemperaturen, gleiche Gefügeausbildungen und praktisch gleiche Härten, unabhängig davon, ob sie 5 Minuten oder 10 Stunden bei 950°C austenitisiert und anschließend mit $4^\circ\text{C}/\text{min}$ abgekühlt worden waren. Es ist jedoch zu bemerken, daß dies nicht für sämtliche Stähle zutreffen muß. Weitere Untersuchungen in dieser Richtung sind angebracht [27].

Während sich also hinsichtlich des unterschiedlichen Abkühlungsverlaufes von großen und kleinen Proben sowie der verschieden langen Austenitisierungszeiten grundsätzlich Lösungswege abzeichnen, ist die Frage der Berücksichtigung der Seigerungen viel schwieriger zu beantworten. Es liegen offenbar die gleichen Verhältnisse vor wie bei der Reproduzierbarkeit der Ergebnisse von Stirnabschreckproben [10], nur in wesentlich größerem Ausmaß. Bereits bei Stirnabschreckproben von Stählen gleicher Stahlmarke, aber aus verschiedenen Chargen entnommen, ist man gezwungen, ein oftmals recht breites Härtebereichsstreuband anzugeben. Auch der grundsätzliche Kurvenverlauf kann bei gleicher Stahlzusammensetzung unterschiedlich sein [11]. Das ist z. B. in [4] für Stahl 50 CrMo 4 auf Blatt II-110 B und für Stahl 42 CrV 6 auf Blatt II-112 B dargestellt. Da mit größer werdendem Querschnitt die Stärke der Seigerungen zunimmt, treten in einem großen Schmiedeblock Stellen auf, bei denen im besonderen der für die Härte wesentliche Kohlenstoffgehalt den Toleranzbereich der Richtanalyse für die betreffende Stahlmarke über- oder unterschreitet. Nach der Standardliste Eisen und Stahl, Blatt B 65-1, ist beispielsweise die vorgeschriebene chemische Zusammensetzung von Stahl 24 CrMoV 5.5 wie folgt festgelegt (in %):

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
von 0,20	0,15	0,30	unter	unter	1,20	0,50	0,15
bis 0,28	0,35	0,60	0,030	0,030	1,50	0,60	0,25

Die nach Tabelle 2 an verschiedenen Stellen des großen Schmiedestückes entnommenen Analysenspäne ergaben folgende Streubereiche (in %):

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
von 0,16	0,28	0,47	0,019	0,020	1,37	0,52	0,21
bis 0,29	0,32	0,63	0,034	0,034	1,49	0,60	0,25

Obwohl also die Schmelzanalyse innerhalb der vorgeschriebenen Richtanalyse lag, wurde der zulässige Toleranzbereich hinsichtlich des Kohlenstoffgehaltes im Schmiedestück selbst unter- und überschritten, und die Mangan-, Phosphor- und Schwefelgehalte überstiegen die zulässigen Werte ebenfalls. Dabei besteht kein Zweifel daran, daß an einzelnen Stellen im Schmiedestück die Abweichungen an den Gehalten der einzelnen Elemente noch erheblich größer sein werden als oben angegeben. Der eigentlichen Blockseigerung überlagern sich noch die V- und λ -Seigerungen, die in den Härtekurven zu den Spitzen führten und die auch im Baumann-Abdruck in Erscheinung traten.

Es ist offenbar nicht möglich, aus einem ZTU-Diagramm allein die in den Bildern 13 bis 17 dargestellten Kurven für den Härteverlauf vom Rand bis zum Kern der Scheiben S1 bis S5 abzuleiten. Dies gelingt weder für die idealisierten, gestrichelt eingezeichneten Kurven noch viel weniger aber für die tatsächlich gemessenen Kurven. Um hier quantitativ weiterzukommen, müßten die Seigerungsverhältnisse bei den einzelnen Blockformaten und Stahlmarken eingehend untersucht werden und dazu ZTU-Diagramme aufgestellt werden von Proben, die aus den verschiedenen charakteristischen Bereichen eines großen geseigerten Blockes entnommen worden sind. Ein derartiges Vorgehen erfordert naturgemäß einen sehr erheblichen materiellen, finanziellen und personellen Aufwand.

6 Zusammenfassung

Zur Zeit besteht noch keine Klarheit darüber, ob Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder für kontinuierliche Abkühlung quantitativ auf die Wärmebehandlung großer Schmiedestücke von etwa 1000 mm \varnothing angewendet werden können. Die ZTU-Diagramme werden üblicherweise mittels kleiner, homogener Proben unter definierten Austenitisierungsbedingungen aufgestellt. Die Abkühlung dieser kleinen Proben erfolgt entweder annähernd nach dem Newtonschen Abkühlungsgesetz, oder es wird mit konstanter Geschwindigkeit abgeheizt. Diese idealen Bedingungen sind in einem abkühlenden großen Schmiedestück nicht gegeben. Die einzelnen Volumenelemente in einem großen Schmiedestück kühlen weder mit konstanter Geschwindigkeit noch nach dem Newtonschen Abkühlungsgesetz ab. Die Austenitisierungsbedingungen sind für die einzelnen Volumenelemente sehr verschieden. Es sind Block- und Kristallseigerungen in einem verhältnismäßig starken Ausmaß vorhanden. Auftretende Eigenspannungen, unterschiedlicher Verformungsgrad, unterschiedliches Ausgangsgefüge, unterschiedliche Austenitkorngröße, unterschiedlicher Schlacken- und Wasserstoffgehalt können das Umwandlungsverhalten des Austenits in einem großen Schmiedestück in komplexer Weise beeinflussen. Bei der Auswertung der Ergebnisse von Stirnabschreckproben sind ähnliche Schwierigkeiten aufgetreten.

Um die qualitative und quantitative Aussagekraft eines ZTU-Diagrammes zu überprüfen, wurde ein zylindrisches Schmiedestück von 960 mm \varnothing und 3000 mm Länge aus basischem SM-Stahl 24 CrMoV 5.5 hergestellt. Die letzte Wärmebehandlung bestand in einem Ablöschen von 950°C in Öl, wobei abweichend von dem üblichen Wärmebehandlungsvorgang das Schmiedestück nicht bei höheren Temperaturen abgefangen, sondern bis auf rd. 100°C abgekühlt wurde. Ein geringes Entspannen erfolgte durch 48stündiges Halten bei nur 180 bis 200°C, um Anlaßwirkungen, die eine Härteänderung ergeben hätten, zu vermeiden. Der Abkühlungsverlauf verschiedener Volumenelemente des Schmiedestückes wurde nach dem Verfahren von H. UHLITZSCH [23] berechnet. Es ergab sich dabei, daß die Wärmeübergangszahl α mit ausreichender Genauigkeit als temperaturunabhängig angesehen werden kann. Auch der Einfluß der Legierungselemente ist bei den üblichen niedrig legierten Vergütungsstählen nur gering und kann vernachlässigt werden.

Die Stahlmarke 24 CrMoV 5.5, die üblicherweise für derartig große Schmiedestücke wegen zu geringer Kernfestigkeit nicht eingesetzt wird, wurde in diesem Falle verwendet, weil sich aus einem vorher aufgestellten ZTU-Diagramm ergab, daß bei den vorliegenden Abkühlungsbedingungen eine verhältnismäßig große Härte- und Gefügeverschiedenheit zwischen der schnell abkühlenden Oberfläche und dem langsam abkühlenden Kern des Schmiedestückes auftreten würde, wodurch gute Versuchsgrund-

lagen gegeben waren. Außerdem sollte die Randhärte nicht allzu hoch liegen, um ein Zersägen des Schmiedestückes ohne Weichglühen zu ermöglichen. Daraus geht hervor, daß von vornherein mit einer gewissen Anwendbarkeit der ZTU-Diagramme gerechnet wurde. Die durchgeführten Untersuchungsergebnisse haben diese Vermutung in den Grundzügen bestätigt.

Aus dem abgelöschten Schmiedestück wurden in gleichen Abständen 5 Querscheiben vom blockfuß- bis zum blockkopfseitigen Ende entnommen und auf chemische Zusammensetzung, Seigerungen, Austenitkorngröße, Härte und Feingefüge hin untersucht. Die Ergebnisse der Härtemessungen und Feingefügeuntersuchungen wurden mit den Angaben des ZTU-Diagrammes verglichen, das von dem gleichen Stahl angefertigt worden war.

Wegen des sehr unterschiedlichen zeitlichen Abkühlungsverlaufes der einzelnen Volumenelemente des abgelöschten Schmiedestückes ist es sehr schwierig, direkte Vergleiche mit dem ZTU-Diagramm zu ziehen. Die Einführung der Halbttemperaturzeit führt jedoch zu einer gewissen Übereinstimmung zwischen Rechnung und Versuch. Im besonderen wird der Einhärteverlauf in Oberflächennähe recht gut wiedergegeben, während zum Kern hin die Koinzidenz nicht sehr befriedigt. Jede der 5 Scheiben hatte, vermutlich in erster Linie durch die Blockseigerungen verursacht, eine völlig andere Härtekurve, wobei die Absolutwerte der Härte im Kern der 5 Scheiben sehr unterschiedlich waren und zwischen $HB = 277 \text{ kp/mm}^2$ und $HB = 174 \text{ kp/mm}^2$ differierten bei einer etwa gleichen Oberflächenhärte von $HB = 300$ bis 310 kp/mm^2 . Diese Härteunterschiede gehen etwa parallel mit den unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten, für die 0,29% bzw. 0,17% im Kern der betreffenden beiden Scheiben gefunden wurden. Der Ferritanteil im Feingefüge war ebenfalls verschieden und lag zwischen 51% und 76%.

Mit diesen Untersuchungen dürfte der unmittelbare Nachweis dafür erbracht sein, daß sich Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder für kontinuierliche Abkühlung zwar grob qualitativ auf die Wärmebehandlung großer Schmiedestücke anwenden lassen, beim gegenwärtigen Stand der Erkenntnisse aber quantitative Aussagen über die zu erwartende und technisch vor allem interessierende Kernhärte bzw. Kernfestigkeit nicht gemacht werden können. Weitere Untersuchungen müßten sich mit der Frage befassen, wie der Einfluß der Seigerungen auf Härte und Gefüge in einem großen Schmiedestück berücksichtigt werden kann.

Diese Arbeit wurde im Eisen-Forschungsinstitut Hennigsdorf unter Leitung des damaligen Institutsdirektors, Prof. Dr.-Ing. habil. ED. MAURER, durchgeführt. Ihm gilt unser besonderer Dank für die Genehmigung der Arbeit.

Den Kollegen des VEB Stahl- und Walzwerk Gröditz danken wir für die Mitarbeit.

L I T E R A T U R

- [1] MAURER, ED.: Beitrag zur Frage des Zerberstens von großen einteiligen Induktorwellen. *Neue Hütte* **4** (1959) S. 288/97.
- [2] GARÇON, R.: Le Traitement Thermique des Grosses Pièces de Forge. *Comptes Rendus de la Grosse Forge (Chambre Syndicale de la Grosse Forge Française)* Paris (1948) S. 127/55.
- [3] BÜHLER, H., und F. J. SCHMIDT: Beitrag zur betrieblichen Anwendung der Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder für stetige Abkühlung bei der Wärmebehandlung der Stähle. *Stahl und Eisen* **78** (1958) S. 663/68.
- [4] WEVER, F., A. ROSE, und W. PETER: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. Verlag Stahleisen, Düsseldorf 1954/56.
- [5] WEVER, F., und A. ROSE: Zur Frage der Wärmebehandlung der Stähle auf Grund ihrer Z-T-U-Schaubilder. *Stahl und Eisen* **74** (1954) S. 749/60.
- [6] ROSE, A., und W. STRASSBURG: Anwendung der Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder für kontinuierliche Abkühlung auf Fragen der Wärmebehandlung. *Arch. Eisenhüttenwesen* **24** (1953) S. 505/14.
- [7] CONSTANT, A., und A. CLERC: Wichtige Hinweise für die praktische Wärmebehandlung der Stähle. *Härtereitechn. Mitt.* **15** (1960) S. 32/40.
- [8] COTTRELL, C. L. M.: Effect of Hydrogen on the Continuous-Cooling Transformation Diagram for a Manganese-Molybdenum Steel. *J. Iron Steel Inst.* **176** (1954) S. 273/82.
- [9] ANDREW, J. H., LEE, H., LLOYD, H. K., und STEPHENSON, N.: Hydrogen and Transformation Characteristics in Steel. *J. Iron Steel Inst.* **156** (1947) S. 208/53.
- [10] SCHOTTKY, H.: Die Abschreckhärbarkeit von Stählen und ihre Prüfung. *Stahl und Eisen* **70** (1950) S. 909/25.
- [11] BUCKNALL, E. H.: A Note on the Effect of the Location of the Test-Piece on the Jominy Hardenability of Billets. *Symposium on the Hardenability of Steel*. London 1946. (Spec. Rep. Iron Steel Inst. Nr. 36).
- [12] ALLSOP, H., und W. STEVEN: l. c. (11)
- [13] ALLSOP, H., und W. E. BARDGETT: l. c. (11)
- [14] WYSS, U.: Ursache und Beeinflussung der Sekundärzeilenstruktur im Stahl. *Härtereitechn. Mitt.* **15** (1960) S. 14/19.
- [15] GROSSMANN, M. A., A. ASIMOW und S. F. URBAN: The Hardenability of Alloy Steels. *American Society for Metals, Cleveland/Ohio*, 1938, S. 124.
- [16] OIKS, G. N.: Gießgrubentechnik am Siemens-Martin-Ofen. VEB Verlag Technik, Berlin 1953.
- [17] AMMARELLER, S.: Seigerungen und Festigkeitseigenschaften eines Schmiedestückes aus einem 56-t-Block. *Stahl und Eisen* **70** (1950) S. 125/33.
- [18] MAURER, ED., und H. KORSCHAN: Beitrag zur Kenntnis der mechanischen Eigenschaften größter Schmiedestücke. *Stahl und Eisen* **53** (1933) S. 209/15; S. 243/51; S. 271/81.
- [19] MAURER, ED., und H. GUMMERT: Gefüge und Festigkeitseigenschaften großer Schmiedestücke. *Stahl und Eisen* **54** (1934) S. 1281/89; S. 1309/20.
- [20] KORSCHAN, H., und ED. MAURER: Einfluß des Verschmiedungsgrades und des Vergütungsquerschnittes auf die Festigkeitseigenschaften von Baustählen. *Stahl und Eisen* **55** (1935) S. 828/31.
- [21] GERO, J. B., und A. R. Troiano: Segregation: Major Cause of Flakes in Alloy Gun Steels. *Iron Age*, March **26** (1953) S. 133/37.

- [22] AMMARELLER, S., und P. GRÜN: Stähle für größere Schmiedestücke. *Stahl und Eisen* **72** (1952) S. 653/62.
- [23] UHLITZSCH, H.: Mathematische Behandlung des zeitlichen Temperaturverlaufes für die Erwärmung und Abkühlung endlicher Vollzylinder als Grundlage für die Wärmebehandlung großer Schmiedestücke. *Neue Hütte* **4** (1959) S. 277/87.
- [24] WELFLE, K., T. KREYSSING und ST. KRONMARCK: Ergebnisse von Temperaturmessungen bei der Wärmebehandlung großer Schmiedestücke. *Neue Hütte* **7** (1962) S. 350/56.
- [25] UHLITZSCH, H., und G. RADOMSKI: Verwendung, Herstellung und Wärmebehandlung legierter Stahlgußwalzen. Teil I: Bei der Wärmebehandlung von Stahlgußwalzen auftretende Spannungen und deren Berechnung. *Neue Hütte* **2** (1957) S. 655/64.
- [26] ASIMOW, M., W. F. CRAIG und M. A. GROSSMANN: Correlation Between Jominy Test and Quenched Round Bars. *SAE Journal (Transactions)* **49** (1941) Nr. 1, S. 283/92.
- [27] WILLIAMS, G. T.: *Trans. Amer. Soc. Met.* **28** (1940) S. 157/85.

DISKUSSION

Dr. phil. A. ROSE, Düsseldorf:

Ich beglückwünsche Herrn SCHUMANN sehr herzlich zu dieser schönen und systematischen Arbeit, die eigentlich — ich sage es mit schlechtem Gewissen — seit langem notwendig war. Ich möchte den Glückwunsch darauf ausdehnen, daß Herr SCHUMANN Vorgesetzte und Institutionen gefunden hat, die ihm die Durchführung dieser außerordentlich aufwendigen Arbeit ermöglicht haben.

Das Ergebnis möchte ich noch etwas positiver ansehen, als die Verfasser selbst. Zunächst einmal war auch hier das Umwandlungsschaubild der allgemeine Fall, an dem sich die Untersuchungssystematik mit der Auswahl der Einflußgrößen orientieren konnte. Von der großen Zahl dieser die Anwendung störenden Einflüsse bleiben nur wenige übrig: der andersartige Abkühlungsverlauf, die Beeinflussung der Umwandlung im Kern durch Spannungen und die Blockseigerungen. Von diesen verlangen nur die beiden ersten möglicherweise eine Änderung oder Ergänzung des ZTU-Schaubildes. Die Berücksichtigung des Einflusses der Blockseigerung fordert die Kenntnis dieser weitläufigen Entmischungen und die Aufstellung von Schaubildern entsprechender Werkstoffe.

Die Abweichung des Abkühlungsverlaufes von dem der kleinen Proben sollte nicht nur durch gerechnete, sondern auch durch gemessene Kurven festgestellt werden. Die Zuordnung zu den Kurven des Schaubildes sollte in dem Temperaturbereich erfolgen, in dem die Umwandlung abläuft. Die Übereinstimmung ist dann für das gezeigte Beispiel im Rand und Kern recht gut. Die Angaben im „Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle“ über den Abkühlungsverlauf von Rundstangen beziehen sich, soweit es sich um eigene Messungen handelt, auf die Mitte dieser Stangen, die eine Mindestlänge von dem sechsfachen Durchmesser besaßen. Über den Einfluß der Druckspannungen, die nach dem Prinzip des kleinsten Zwanges den Ablauf der Ferrit-Perlit-Umwandlung bei großen Querschnitten im allgemeinen hindern, werden wir in Kürze die bereits bekannten Beobachtungen durch eigene Untersuchungen ergänzen können. Das gleiche gilt für die Veränderung der Umwandlungsschaubilder durch Änderung der Zusammensetzung, wie sie den Seigerungen entsprechen.

Die für das Umwandlungsverhalten maßgebende Korngröße scheint mir die Austenitkorngröße am Ende der Austenitisierung zu sein, die nach Abschrecken im allgemeinen im martensitischen Zustand zu bestimmen ist. Kürzlich sind uns Ätzmittel mit Zusatz von Agepon — einem Netzmittel — bekanntgeworden, die in derartigen Gefügen die Austenitkorgrenzen überraschend gut sichtbar machen.

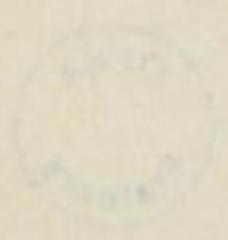
Prof. Dr. rer. nat. et -Ing. habil. H. SCHUMANN:

Wie der beschriebene Großversuch erkennen läßt, behalten die ZTU-Diagramme für kontinuierliche Abkühlung grundsätzliche Gültigkeit auch bei Werkstückabmessungen von 1000 mm \varnothing . Theoretisch läßt sich der Einfluß der Blockseigerungen dadurch ausschalten, daß Umwandlungsschaubilder für die durch Seigerungen veränderten Stahlzusammensetzungen aufgestellt werden. Inwieweit sich diese Methode in der Praxis einführen wird, bleibt abzuwarten, da ja das Ausmaß und die Verteilung der Seigerungen von zahlreichen schmelz- und gießtechnischen Faktoren abhängig ist. Vielleicht können die Grenzzusammensetzungen im Schmiedestück durch Hohlbohrkerne ermittelt werden. Es ist auch anzunehmen, daß im vergüteten Schmiedestück die Unterschiede in den Festigkeitseigenschaften nicht so erheblich sein werden wie nach dem Abschrecken.

Selbstverständlich ist es für eine eindeutige Zuordnung von ZTU-Diagramm und schwerem Schmiedestück unbedingt erforderlich, den Abkühlungsverlauf der einzelnen Volumelemente zu kennen. Bei dem eigenen Versuch waren wir seinerzeit noch nicht in der Lage, direkte Messungen durchzuführen. Es lagen nur die Messungen von R. GARÇON vor. Diese können aber nicht ohne weiteres übernommen werden, da die Wärmeübergangszahl α nicht bekannt war und wahrscheinlich auch nicht ermittelt wurde. Für die vorliegende erste Orientierung war es an und für sich auch nicht so wichtig, die Abkühlung sehr genau zu kennen. Ausgehend von der Mittelscheibe S 3 müßte wegen der Symmetrie des zylindrischen Schmiederohlings die Abkühlung in den Scheiben S 2 und S 4 bzw. S 1 und S 5 annähernd gleich sein und bei homogenem Stahl zu ähnlichen Einhärtungskurven führen. Dies war nicht der Fall.

Erstaunlich gleichmäßig war die nach dem Zementationsverfahren im Schmiedestück an verschiedenen Stellen bestimmte Austenitkorngröße. Die von Herrn Dr. ROSE als maßgebend angeführte Austenitkorngröße am Ende der Austenitisierung dürfte den wirklichen Verhältnissen zweifellos besser entsprechen. Sie hat aber den praktischen Nachteil, daß zu ihrer Bestimmung die genauen Durchwärmzeiten der einzelnen Volumelemente des Schmiedestücks bekannt sein müssen.





FREIBERGER FORSCHUNGSHEFTE

Schriftenreihe für alle Gebiete der Montanwissenschaften

B 56

METALLKUNDE

KARHALA VASUDLVA KAMATH

Spannungskorrosion von α -Messing

Einfluß der chemischen Zusammensetzung, Verformung und Anlaßglühung

Format 17 × 24 cm — 98 Seiten — 121 Bilder — 8 Tabellen — DM 11,—
Erschienen Dezember 1960

Untersuchungen zur Spannungskorrosion von α -Messing zeigen, daß in den Bereichen von 10–14 Gew.-% und von 25 Gew.-% Zink nach Kaltverformung und Glühung Anomalien im Sinne einer Erhöhung der Lebensdauer von Schlaufenproben nach DIN 50 908 gegenüber Spannungskorrosion auftreten.

Der Temperaturbereich von etwa 300–500°C erweist sich nach Glühung kaltverformten α -Messings korrosionschemisch als besonders ungünstig, da hier die geringste Lebensdauer von Schlaufenproben beobachtet wird. Im allgemeinen wird mit zunehmendem Kaltverformungsgrad die Lebensdauer bis zu 75% Kaltverformung erhöht. Der Einfluß des Kaltverformungsgrades macht sich im ungeglühten Zustand am stärksten bemerkbar.

Die Neigung des α -Messings zur Spannungskorrosion kann durch Silizium, verbunden mit kleinen Mengen an Zinn, wesentlich herabgesetzt werden. Der Zusatz von Silizium erhöht die Härte und verschiebt vor allem die Entfestigung zu höheren Temperaturen.

A K A D E M I E - V E R L A G · B E R L I N

DM 8,00

FREIBERGER FORSCHUNGSHEFTE

Schriftenreihe für alle Gebiete der Montanwissenschaften

B 63

METALLKUNDE

WITOLD PRECHT

**Magnetische Messungen zur ein- und zweiphasigen
Entmischung von Stickstoff im Alpha-Eisen
bei Alterungsvorgängen**

Format 16,7 × 24 cm — 86 Seiten — 99 Bilder — 5 Tabellen — 13,65 DM
Erschienen Februar 1962

Der Stickstoffgehalt ist für den Bruch von weichen Stählen verantwortlich zu machen.

Ausgehend von der Tatsache, daß bei Alterungsvorgängen eine Wanderung des Legierungselementes im Alpha-Eisen stattfindet, muß sich die Ladungsträgerdichte örtlich ändern. Diese Änderung wurde durch Messung der elektrischen Leitfähigkeit verfolgt.

Die Änderung der Koerzitivfeldstärke über die Zeit verläuft dabei in Stufen. Bei steigender Verformung wird der Vorgang der Entmischung beschleunigt.

A K A D E M I E - V E R L A G · B E R L I N