

BAM-BERICHT Nr. 10

DER BUNDESANSTALT FÜR
MATERIALPRÜFUNG (BAM)

BERLIN

**Untersuchungen über die Korngrößenbestimmung
mit Ultraschall zur Entwicklung einer für die Praxis
geeigneten zerstörungsfreien Meßmethode**

von Dr.-Ing. Dietmar Aurich
und Professor Dr. phil. Erich Martin

Inhaltsverzeichnis

	Seite
1. Einleitung	1
1.1 Zur Übereinstimmung zwischen der Theorie der Ultraschallstreuung und dem Experiment	3
1.2 Zum Streuverhalten heterogener Gefüge	3
1.3 Zum Streuverhalten martensitischer Gefüge	4
1.4 Zum Einfluß der Absorption	4
1.5 Zum Einfluß von Entmischungsvorgängen	4
2. Problemstellung der Arbeit	5
3. Versuchsdurchführung	5
3.1 Probenvorbereitung	5
3.11 Reineisen	5
3.12 St 37	6
3.13 Fe-30 Ni	7
3.14 100 Cr 6	7
3.15 18 CrNi 8	8
3.16 AlZnMg 3	9
3.2 Bestimmung des wirksamen mittleren Kornvolumens und Berechnung von a_4 (ber.)	9
3.3 Ultraschallschwächungsmessungen	9
3.4 Bestimmung der Reflexionsverluste	9
3.5 Bestimmung der Verluste durch die Schallfeldgeometrie	10
4. Versuchsergebnisse	11
4.1 Reflexionsverluste	11
4.2 Verluste durch die Schallfeldgeometrie	11
4.3 Auswertung der Meßergebnisse	12
4.4 Parallelität der Oberflächen	12
4.5 Ergebnisse von Reineisen und St 37	14
4.6 Ergebnisse von Fe-30 Ni	18
4.7 Ergebnisse von 100 Cr 6	24
4.8 Ergebnisse von 18 CrNi 8	28
4.9 Ergebnisse von AlZnMg 3	31

	Seite
5. Besprechung der Versuchsergebnisse	32
5.1 Ultraschallstreuung	32
5.11 Homogene Gefüge und homogene Gefüge mit geringem Anteil an heterogenen Bestandteilen	32
5.12 Martensitische Gefüge und deren Rückumwandlung, Einfluß des Anlassens	34
5.13 Perlitische Gefüge	37
5.2 Ultraschallabsorption	38
5.3 Schlußfolgerungen aus den Ergebnissen hinsichtlich der Eignung des Ultraschallverfahrens zur Korngrößenbestimmung und Bestimmung anderer Gefügeparameter	39
6. Zusammenfassung der Ergebnisse	40
7. Schrifttum	41

Verzeichnis der verwendeten Zeichen

a	= Schwingerradius	v	= Schallgeschwindigkeit
a_2	= Absorptionskonstante	v_l	= Longitudinalwellengeschwindigkeit
a_4	= Streukonstante	v_t	= Transversalwellengeschwindigkeit
a_4 (ber.)	= Streukonstante, berechnet aus dem wirksamen mittleren Kornvolumen	D	= Korndurchmesser
a_4 (ber.) Exner	= a_4 (ber.) aus dem wirksamen mittleren Kornvolumen, das nach dem Verfahren von Exner bestimmt wurde	\bar{D}	= Durchmesser des wirksamen mittleren Kornvolumens
a_4 (ber.) Scheil	= a_4 (ber.) aus dem wirksamen mittleren Kornvolumen, das nach dem Verfahren von Scheil bestimmt wurde	D_{V50}	= Mediankorngröße der Volumenverteilung des Korndurchmessers
a_4 (US)	= Streukonstante, durch Ausgleichsrechnung aus den Ultraschallschwächungsmessungen erhalten	E	= mittlerer Fehler des Mittelwertes
c_{ij}	= elastische Konstanten	\bar{F}_m	= mittlerer Querschnitt der Martensitplatten
d	= Probendicke	$G_{i+1/2}$	= Gewichtsanteil der Körner in der Klasse $D_{i-1/2}$ bis $D_{i+1/2}$
\bar{d}	= mittlerer Korndurchmesser nach dem Kreisverfahren	$H_{m,n,p}$	= Echohöhen des m-ten, n-ten, p-ten Echos
f	= Frequenz	$H^i_{m,n,p}$	= durch Messungen bestimmte Echohöhen des m-ten, n-ten, p-ten Echos, die allein durch die Schallfeldgeometrie bedingt sind
f_n	= Frequenz der n-ten Messung	${}^sH^i_{m,n,p}$	= nach Berechnung von Seki, Granato und Truell bestimmte Echohöhen des m-ten, n-ten, p-ten Echos, die allein durch die Schallfeldgeometrie bedingt sind
i	= Nummer einer Kornklasse	N	= Nahfeldlänge
\bar{l}_m	= mittlere Länge der Martensitplatten	N_i	= Anzahl der Körner der Klasse i
m	= Echonummer des ersten ausgewerteten Echos	\bar{N}_m	= mittlere Anzahl der Martensitplatten in einem ursprünglichen Austenitkorn
n	= laufende Nummer der Messungen an einer Probe	R	= Reflexionsfaktor
	= Echonummer eines beliebigen Echos zwischen dem n-ten und p-ten Echo	\bar{R}	= Radius des wirksamen mittleren Kornvolumens (wirksamer mittlerer Kornradius)
n_i	= Sehnenhäufigkeit der Kornklasse i	\bar{R}_A	= wirksamer mittlerer Radius eines ursprünglichen Austenitkorns
p	= Echonummer des letzten ausgewerteten Echos	V_i	= Volumen der Körner der Klasse i
\bar{r}	= mittlerer Kornradius nach dem Kreisverfahren		

\bar{V}	= wirksames mittleres Kornvolumen	a'_n	= mit a_2 und a_4 errechneter Schwächungskoeffizient bei f_n
\bar{V}_A	= wirksames mittleres Kornvolumen des Austenits	ε	= mittlerer Fehler
\bar{V}_M	= wirksames mittleres (streuendes) Volumen des Martensits	λ	= Wellenlänge
α	= Schwächungskoeffizient	μ	= elastische Anisotropie
α_A	= Absorptionsanteil des Schwächungskoeffizienten	ν	= Nummer des letzten Echos, bei dem noch die Schwächung gemessen werden soll
α_s	= Streuanteil des Schwächungskoeffizienten	ρ	= Dichte
α_n	= gemessener Schwächungskoeffizient der n-ten Messung bei f_n	θ	= Nichtparallelität

Die Eigenschaften der Metalle und Legierungen sind mehr oder weniger stark von deren chemischer Zusammensetzung und Gefügeaufbau abhängig. Diese werden wiederum durch die metallurgische Herstellung und Behandlung bestimmt. Für wissenschaftliche Untersuchungen mit dem Ziel einer Verbesserung der Eigenschaften durch zweckmäßigere metallurgische Behandlung sowie in zunehmendem Maß auch für die Qualitätskontrolle ist deshalb eine genaue Gefügecharakterisierung durch Messen der Gefügeparameter notwendig.

Besonders der Einfluß der Korngröße auf die mechanischen Eigenschaften der Metalle ist in den letzten zehn bis zwanzig Jahren immer mehr erkannt worden.

Die Korngröße wird oft noch nach recht aufwendigen und ungenauen metallografischen Methoden bestimmt. Eine entscheidende Verbesserung der Genauigkeit dieser Methoden gelang Exner und Fischmeister, die diese auch automatisierten. Quantitative Gefügeanalyse ist auch mit der elektronischen Bildanalyse und der Elektronenstrahlmikroskopie möglich (1 bis 4).

Alle diese Methoden, so genau sie auch sein mögen, haben zwei entscheidende Nachteile:

1. Probenahme und sorgfältige Schliffvorbereitung ist unerlässlich. Eine laufende, insbesondere zerstörungsfreie Betriebskontrolle ist auf diese Weise nicht möglich.
2. Die Untersuchung erfolgt nur an einer Schnittfläche oder Oberfläche. Über das übrige Volumen kann nichts ausgesagt werden.

Diese Nachteile hat die Ultraschallmethode prinzipiell nicht, wenn auch für sie gewisse Einschränkungen zu machen sind.

Praktisch wurde das Ultraschallverfahren nur in speziellen Einzelfällen angewandt (5 bis 11). Aus einer Bewährung in diesen Fällen läßt sich eine allgemeine Brauchbarkeit nicht ableiten.

Das Ziel der vorliegenden Untersuchungen war, die Grenzen des Verfahrens abzutasten und neben der Korngrößenbestimmung Möglichkeiten zur quantitativen Charakterisierung weiterer Gefügeparameter zu prüfen.

Die Fragen der Meßtechnik und der Einfluß der Schwingerankopplung, der Schallfeldgeometrie und der Probengeometrie wurden bereits an anderer Stelle eingehend erörtert (12 bis 18).

Aus dem gemessenen Echohöhenverhältnis ergibt sich der Schwächenkoeffizient wie folgt:

$$\alpha = \frac{v}{2d} \left(20 \log \frac{H_n}{H_{n+1}} - 20 \log \frac{1}{R} - 20 \log \frac{H'_n}{H'_{n+1}} \right) \left[\text{dB} \mu\text{s}^{-1} \right] \quad (1)$$

v ist die Schallgeschwindigkeit, d die Probendicke, H_n die Echohöhe des n-ten Echos, H_{n+1} die Echohöhe des n+1-ten Echos, R der Reflexionsfaktor. H'_n und H'_{n+1} sind die Echohöhen, die allein bedingt durch die Schallfeldverluste an der Stelle des n-ten und n+1-ten Echos auftreten würden. Der Schwächungskoeffizient α läßt sich in zwei Anteile aufspalten:

$$\alpha = \alpha_A + \alpha_S \quad (2)$$

α_A ist der Absorptionsanteil, α_S ist der Streuannteil. Absorption ist Schwächung durch Umwandlung der Ultraschallenergie, d. h. mechanischer Energie, in andere Energieformen.

Bei der Streuung bleibt die Ultraschallenergie als mechanische Energie erhalten. Der Ultraschall wird jedoch an Gefügeinhomogenitäten gestreut.

Bisher wurde die Ultraschallabsorption vorwiegend an Einkristallen untersucht. Sie entsteht hauptsächlich durch Resonanz der Versetzungsschleifen und bei ferromagnetischen Werkstoffen zusätzlich durch Relaxation der ferromagnetischen Elementarbereiche (17, 19 bis 28). Sofern Hysteresevorgänge nicht auftreten, kann die Frequenzabhängigkeit des Absorptionsanteils des Schwächungskoeffizienten bei Frequenzen, die genügend weit unterhalb der Relaxations- bzw. Resonanzfrequenz liegen, durch die Beziehung

$$a_A = a_2 f^2 \quad (3)$$

beschrieben werden (18). a_2 sei als Absorptionskonstante bezeichnet, f ist die Frequenz. Die Ultraschallabsorption ist danach vom Quadrat der Frequenz abhängig. Sind mehrere Verlustmechanismen gleicher Frequenzabhängigkeit nebeneinander wirksam, so besteht die Absorptionskonstante aus einer entsprechenden Zahl von Summanden.

Die Ultraschallstreuung ist nur bei Vielkristallen zu beobachten und auf die Kornstruktur und den damit verbundenen Orientierungswechsel von Korn zu Korn zurückzuführen. Die Stärke der Korngrößen- und Frequenzabhängigkeit ist in verschiedenen Bereichen λ/D (Wellenlänge/Korndurchmesser) sehr unterschiedlich (29 bis 38). Drei Bereiche sind zu unterscheiden:

1. Rayleighstreuung $\frac{\lambda}{D} > 2\pi$
2. Stochastische Streuung $2\pi > \frac{\lambda}{D} > 1$
3. Diffusive Streuung $1 > \frac{\lambda}{D}$

Für alle diese Bereiche wurden Theorien entwickelt, die eine Berechnung der Ultraschallschwächung durch Streuung erlauben, wenn der Korndurchmesser bekannt ist. Die quantitative Übereinstimmung zwischen den so berechneten Werten und den gemessenen Werten ist in den einzelnen Bereichen unterschiedlich gut (11, 34, 35, 38 bis 41).

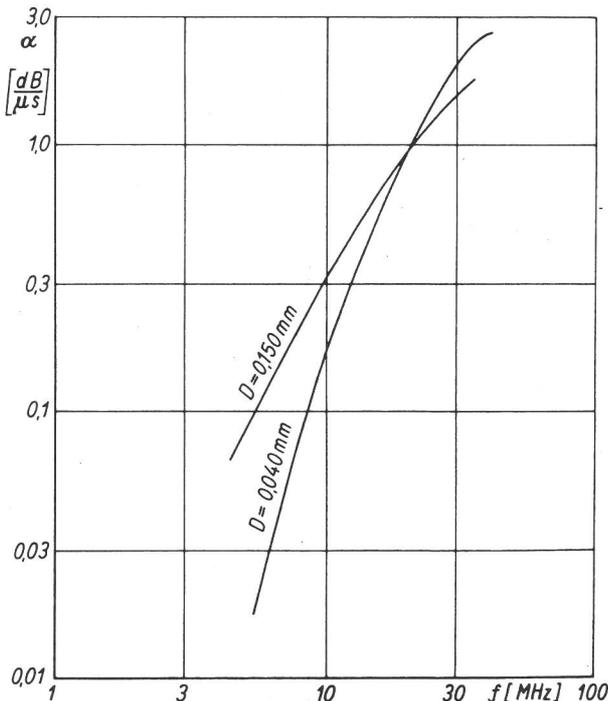


Bild 1
Ultraschallschwächungskoeffizient in Abhängigkeit von der Frequenz bei zwei Proben als AlRMg 2 mit unterschiedlicher Korngröße

Will man die Korngröße durch Ultraschallschwächungsmessungen bestimmen, muß eine eindeutige Zuordnung zwischen Korngröße und Schwächungskoeffizient bestehen. Diese Forderung ist nur für den Rayleighbereich erfüllt, da sich die Kurven für den Schwächungskoeffizienten in Abhängigkeit von der Frequenz bei verschiedenen Korngrößen im Bereich des Übergangs von der stochastischen zur diffusiven Streuung überschneiden (34, Bild 9), wie Bild 1 für 2 Proben aus AlRMg 2 zeigt. Im folgenden wird daher nur auf die Rayleighstreuung näher eingegangen.

Die Frequenzabhängigkeit des Streuteils des Schwächungskoeffizienten wird im Bereich der Rayleighstreuung durch die Beziehung

$$a_S = a_4 f^4 \quad (4)$$

wiedergegeben, so daß sich für den gesamten Schwächungskoeffizienten in diesem Bereich unter der obengenannten Voraussetzung für die Absorption, die bei Vielkristallen bis auf seltene Ausnahmen fast immer erfüllt ist, die Beziehung

$$a = a_2 f^2 + a_4 f^4 \quad (5)$$

ergibt. a_4 wird als Streukonstante bezeichnet und ist korngößenabhängig. Nach Lifshits und Parikhomovskii (31) und Bhatia und Moore (33) ist für kubische Kristallsysteme und Longitudinalwellen

$$a_4 = \frac{8\pi^3}{375 \rho^2 v_l^2} \left(\frac{2}{v_l^5} + \frac{3}{v_t^5} \right) \mu^2 \bar{V}. \quad (6)$$

ρ ist die Dichte, v_l die Longitudinalwellengeschwindigkeit, v_t die Transversalwellengeschwindigkeit, μ die elastische Anisotropie, \bar{V} das wirksame mittlere Kornvolumen. Die elastische Anisotropie ist in kubischen Kristallen gegeben durch

$$\mu = c_{11} - c_{12} - 2c_{44}$$

c_{ij} sind die elastischen Konstanten.

Von grundsätzlichem Interesse ist die Frage:

1. Besteht eine quantitative Übereinstimmung zwischen der Theorie der Streuung und dem Experiment?

Für die Beurteilung der praktischen Eignung dieses Meßverfahrens interessieren die Fragen:

2. Wovon ist das Streuverhalten heterogener Legierungen abhängig?
3. Wodurch wird das Streuverhalten martensitischer Phasen bestimmt?
4. Welchen Anteil hat die Absorption am Ultraschallschwächungskoeffizienten? Unterliegt die Absorption von Probe zu Probe regellosen Schwankungen oder besteht ebenfalls ein Zusammenhang mit der Korngröße? Kann die Absorptionskonstante zusätzliche Informationen liefern?

5. Welchen Einfluß haben Entmischungsvorgänge auf die Ultraschallschwächung?
6. Welchen Einfluß haben kleine und große plastische Verformungen?
7. Welchen Einfluß hat die Oberflächenbeschaffenheit des Prüfstückes?

1.1 Zur Übereinstimmung zwischen der Theorie der Ultraschallstreuung und dem Experiment.

Im Schrifttum ist die Übereinstimmung zwischen der Theorie der Streuung und dem Experiment sehr unterschiedlich. In Tafel 1 sind einige Ergebnisse zusammengefaßt. Soweit die theoretischen Werte nicht von den Verfassern selbst angegeben wurden, wurden sie nach Papadakis (38) berechnet.

Tafel 1
Ergebnisse aus dem Schrifttum zum Vergleich zwischen experimentell und theoretisch gefundenen Streukonstanten im Rayleighbereich

Verfasser	Werkstoff	$\frac{a_4 \text{ exp.}}{a_4 \text{ th.}}$
Merkulov (34)	Fe Cu Mg	3, 8+ 2, 8+ 0, 4
Kamigaki (39)	C 75	18 +)
Hirone und Kamigaki (40)	X 10 CrNi 18 10	1, 1+)
Papadakis (41)	Fe-30 Ni	0, 4
Martin und Aurich (18)	AlMg 3 AlMg 5	1, 4+) 2, 9+)
+) Mittelwert aus mehreren Messungen		

Danach können die Abweichungen mehr als eine Größenordnung betragen. Die beste Übereinstimmung wurde bei austenitischem Stahl (40) und AlMg 3 (18) beobachtet. Die Abweichungen können in der Theorie selbst begründet, aber auch durch das Experiment bedingt sein.

Die Hauptfehlerquelle mag die Korngrößenbestimmung sein. Die Korngröße wird zur Berechnung der theoretischen Streukonstanten gebraucht (Gleichung 6) und an lichtmikroskopischen Gefügebildungen ermittelt. Die Gefügebildungen geben jedoch nur einen Schnitt durch ein räumliches Kornhaufwerk wieder, in dem nicht jedes Korn in der Ebene geschnitten wird, in der sein größter Durchmesser liegt. Der auf diese Weise bestimmte Korndurchmesser oder die Sehnenlänge ist demzufolge kleiner als der wahre mittlere Korndurchmesser. Für einen quantitativen Vergleich mit der Theorie der Ultraschallstreuung ist daher das Aufnehmen einer Korngrößenstatistik und eine Umrechnung in die räumliche Verteilung unerlässlich (1 bis 3, 18, 42 bis 45), weil auch der Anteil jeder Kornklasse am Gesamtvolumen zu berücksichtigen ist, denn trotz ihrer geringen Anzahl

nehmen die größten Körner oft ein nicht wesentlich geringeres Volumen ein als die häufigsten Körner. Sie tragen deshalb viel stärker zur Streuung bei, als es ihrer Anzahl entsprechen würde (44, 45). Deshalb ist

$$\bar{V} = \frac{4}{3} \pi \left(\frac{D_{V50}}{2} \right)^3. \quad (8)$$

\bar{V} sei deswegen als wirksames mittleres Kornvolumen bezeichnet. D_{V50} ist die Mediankorngröße der Volumenverteilung des Korndurchmessers. Mit den Bezeichnungen von Exner und Fischmeister (1 bis 3) ist

$$G_{i+1/2} = \frac{2^{\frac{i}{2}} (2 n_i - n_{i+1})}{\sum_{i=1}^k 2^{\frac{i}{2}} (2 n_i - n_{i+1})} \cdot 100. \quad (9)$$

$G_{i+1/2}$ ist der prozentuale Volumen- oder Gewichtsanteil der Kornklasse zwischen den wahren Durchmessern $D_{i-1/2}$ und $D_{i+1/2}$, n_i die Sehnenhäufigkeit der Kornklasse i . D_{V50} ist dann die Mediankorngröße dieser Verteilung.

Die Erfahrung hat gezeigt, daß der Durchmesser des wirksamen mittleren Kornvolumens

$$\bar{D} = \sqrt[3]{\frac{6 \bar{V}}{\pi}} = D_{V50} \quad (10)$$

1,5- bis 2mal größer als der mittlere Schnittflächendurchmesser bzw. die mittlere Sehnenlänge ist. Das bedeutet, daß a_4 um den Faktor 3 bis 8 zu klein berechnet wird, wenn diese Zusammenhänge nicht beachtet werden, wie dies in den Arbeiten von Kamigaki (39), Hirone und Kamigaki (40) und Merkulov (34) geschah. In der Arbeit von Merkulov blieb überdies der Einfluß der Absorption unberücksichtigt.

Bedenkt man die vielen Fehlerquellen, wie Ungenauigkeit der Ultraschallschwächungsmessung infolge nicht genau reproduzierbarer Ankopplung, nicht genügend genau bekannter Schallfeldverluste auf der einen Seite und Inhomogenität der Korngröße im Probenvolumen und Ungenauigkeit der Korngrößenmessung auf der anderen Seite, so ist die Übereinstimmung zwischen Theorie und Experiment mit einer Abweichung um den Faktor 2 bis 3 bereits als gut zu bezeichnen. Unbeschadet davon stellt eine solche Abweichung die Eignung des Streueffektes zur Korngrößenbestimmung mit Ultraschall nicht in Frage.

Weitere Untersuchungen mit dem Ziel, die Genauigkeit dieser Messungen zu verbessern, sollten durchgeführt werden.

1.2 Zum Streuverhalten heterogener Gefüge

Unter den Ergebnissen im Schrifttum (Tafel 1) fallen die besonders starken Abweichungen zwischen

$a_4 \text{ exp.}$ und $a_4 \text{ th.}$ auf, die aus den Angaben von Kamigaki (39) über den Stahl C 75 errechnet werden können. Dieser Stahl hat im ferritisch-perlitischen Zustand gerade noch ein untereutektoides Gefüge. Die ursprüngliche Austenitkorngröße, die durch die Ferritbereiche ungefähr markiert wird, wurden nach ASTM bestimmt und als Korngröße eingesetzt. Nimmt man an, daß das wirksame mittlere Kornvolumen \bar{V} drei- bis viermal größer ist, dann ist $a_4 \text{ exp.}$ immerhin noch etwa fünfmal größer als $a_4 \text{ th.}$ Sieht man davon ab, daß das ursprüngliche Austenitkorn im allgemeinen in mehrere Perlitinseln zerfällt mit unterschiedlicher Orientierung der ferritischen Grundmasse jeder Insel, die Größe der Perlitinseln also eher repräsentativ für das Streuverhalten ist als das ursprüngliche Austenitkorn, so zeigen die bisherigen Untersuchungen, daß die Streukonstante $a_4 \text{ exp.}$ wesentlich größer ist als die theoretisch im günstigsten Fall (ursprünglich Austenitkorngröße) zu erwartende Konstante $a_4 \text{ th.}$ wenn das Gefüge erhebliche Perlitanteile enthält. Kamigaki (39) führt diese Wirkung des perlitischen Gefüges auf a_4 auf eine größere elastische Anisotropie des Perlits gegenüber dem Ferrit zurück.

Will man das Meßverfahren auch auf heterogene Legierungen ausdehnen, so sind besonders eingehende und sorgfältige Untersuchungen notwendig, um herauszufinden, wodurch das Streuverhalten solcher Gefüge bestimmt wird, d. h. auf die Größe welcher Gefügeparameter aus den Ultraschallschwächungsmessungen geschlossen werden kann.

1.3 Zum Streuverhalten martensitischer Gefüge

Mit besonderem Interesse wurde das Streuverhalten martensitischer Phasen untersucht (11, 36, 37, 39, 41). Stets wurden sehr niedrige Schwächungswerte und Streukonstanten gemessen. Es war nahe liegend zu vermuten, daß die Martensitplatten als streuende Volumina wirken, da diese wesentlich kleiner sind als z. B. das ursprüngliche Austenitkorn, aus dem der Kohlenstoffmartensit entsteht. Genauere Untersuchungen an Eisen-Nickel-Martensit schienen dieses jedoch nicht zu bestätigen (41). Bei einer Eisen-Nickel-Legierung mit 30 % Ni ist der Austenit bei Raumtemperatur beständig. Die Austenitkorngröße kann daher ohne Schwierigkeiten bestimmt werden. Ultraschallschwächungsmessungen sind dann auch am Austenit möglich.

Durch Kühlen auf die Temperatur des flüssigen Stickstoffs gelingt es, den Austenit fast vollständig in Martensit umzuwandeln, der weitestgehend spannungsfrei ist. Der Vergleich der Meßergebnisse zeigte, daß die Streukonstante a_4 des Martensits nur 10mal kleiner als die des Austenits war. Ein einzelnes Austenitkorn kann jedoch in bis zu

1000 oder mehr Martensitplatten zerfallen, d. h. die Streukonstante des Martensits sollte um mehrere Größenordnungen kleiner sein als die des ursprünglichen Austenits. Aus dem Umstand, daß dies bei der von Papadakis untersuchten Probe nicht der Fall war (41), schließt dieser, daß nicht die Martensitplatten als streuende Volumina wirken, sondern die Austenitkörner, jedoch infolge der Martensitstruktur mit verringerter elastischer Anisotropie. Diese Hypothese bedarf der Nachprüfung.

1.4 Zum Einfluß der Absorption

Während in einer Forschungsarbeit frequenzabhängiges Messen notwendig und möglich ist, sollte ein praktisches Prüfverfahren mit einer festen Prüffrequenz auskommen. In diesem Fall ist eine Aufspaltung des Schwächungskoeffizienten in Absorptions- und Streuanteil nicht möglich. Aus diesem Grund kann man den Einfluß der Absorption auf den Schwächungskoeffizienten nicht unbeachtet lassen. Es ist zu untersuchen, ob und gegebenenfalls wie die Absorption von der Korngröße abhängt. Im Schrifttum konnten hierzu keine Angaben gefunden werden. Eigene Untersuchungen an Aluminium-Magnesium-Legierungen ergaben, daß die Absorption mit abnehmender Korngröße zunimmt. Das mag darauf zurückzuführen sein, daß die Absorption hauptsächlich in den Korngrenzen stattfindet, z. B. bedingt durch die von Gleiter und Mitarb. (46, 47) beschriebenen Korngrenzenversetzungen.

Bei ferromagnetischen Werkstoffen sollte nach der Theorie (27, 28, 48) ein Einfluß der Korngröße auf die Absorption bestehen. Die Ultraschallschwingungen bewirken reversible Wandverschiebungen, durch die Mikrowirbelströme entstehen, die zur Absorption mechanischer Energie führen. Da es sich um einen Relaxationsvorgang handelt, ist der entsprechende Schwächungskoeffizient von f^2 abhängig, wenn weit unterhalb der Relaxationsfrequenz gemessen wird. Die Dämpfung wird dabei u. a. durch den elektrischen Widerstand, die Anfangspermeabilität und die Dicke der Weißschen Bezirke bestimmt. Da besonders die beiden zuletzt genannten Größen durch die Wärmebehandlung und die Korngröße stark beeinflusst werden können, ist bei ferromagnetischen Stoffen auch ein Einfluß der Korngröße auf die Ultraschallsorption zu erwarten.

1.5 Zum Einfluß von Entmischungsvorgängen

Sofern die Absorption durch die Resonanz der Versetzungsschleifen bedingt ist, sollte die Absorption nach den bisherigen Ergebnissen (27) abnehmen, wenn Entmischungsvorgänge die Zahl der Blockierungspunkte erhöhen und damit die Versetzungsschleifen verkürzen.

Wie einleitend erläutert wurde, beruht die Korngrößenbestimmung mittels Ultraschall auf der Korngrößenabhängigkeit der Ultraschallstreuung. Bei der Ultraschallschwächungsmessung ist die Ultraschallstreuung jedoch nicht unmittelbar der Messung zugänglich, sondern wird zusammen mit der Absorption gemessen. Durch frequenzabhängiges Messen und Ausgleichsrechnung ist jedoch eine Aufspaltung in Absorption und Streuung möglich.

Ziel der Arbeit ist in erster Linie die Untersuchung der unter 1.1 bis 1.3 beschriebenen Pro-

bleme an Eisen- und Eisenlegierungen.

Wenn es auch im Rahmen dieser Arbeit nicht möglich ist, allen mit der Absorption zusammenhängenden Fragen nachzugehen, so soll jedoch versucht werden, anhand der anfallenden Ergebnisse einen Überblick über das Verhalten der Absorption in Abhängigkeit von der Korngröße und vom Entmischungszustand zu gewinnen (1.4 und 1.5).

Der Einfluß plastischer Verformungen und der Oberflächenbeschaffenheit soll in getrennten Arbeiten untersucht werden.

3. Versuchsdurchführung

In Tafel 2 sind die für die Versuche ausgewählten Werkstoffe und die dafür in der Arbeit verwendeten Kurzbezeichnungen aufgeführt.

Tafel 2
Verwendete Werkstoffe

Werkstoff	Kurzbezeichnung
Reineisen	Fe D
St 37 beruhigt	Fe E
unberuhigt	Fe F
Fe-30 Ni	Fe C
100 Cr 6	Fe G
18 CrNi 8	Fe H
AlZnMg 3	Al M

Die chemische Zusammensetzung der Werkstoffe ist Tafel 3 zu entnehmen.

Da die Untersuchungen im Bereich der Rayleighstreuung durchgeführt werden sollten, war jeweils in Vorversuchen die Wärmebehandlung zur Herstellung geeigneter Korngrößen zu ermitteln.

3.1 Probenvorbereitung

3.11 Reineisen

Reineisen wurde gewählt, um die Ultraschallstreuung an einem Werkstoff untersuchen zu können, der weitestgehend frei von heterogenen Bestandteilen ist. Es war mit den Abmessungen 20 mm x 200 mm im Querschnitt als Band mit 50 % Kaltverformung angeliefert worden, da besonders die kleineren Korngrößen über Rekristallisation eingestellt werden sollten.

Die Vorversuche für die Wärmebehandlung wurden an Proben mit den Abmessungen von etwa 20 mm

Tafel 3
Chemische Zusammensetzung der untersuchten Werkstoffe

Werkstoff		C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Cr	Ni	Co	N	O
Reineisen	Fe D	0,006	0,05	0,02	0,018	0,006	n. b. +)	0,06	n. b.	n. b.	n. b.	0,006	0,0035
St 37	Fe E	0,18	0,18	0,57	0,007	0,031	0,039	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	0,0055	n. b.
	Fe F	0,21	0,01	0,58	0,005	0,036	0,01	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	0,0045	n. b.
Fe-30 Ni	Fe C	0,016	0,26	0,45	0,010	0,008	n. b.	0,04	0,01	29,68	0,036	0,0035	0,0037
100 Cr 6	Fe G	0,96	0,32	0,29	0,016	0,021	n. b.	n. b.	1,48	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.
18 CrNi 8	Fe H	0,13	0,24	0,50	0,006	0,034	n. b.	n. b.	1,48	1,45	n. b.	n. b.	n. b.

	Zn	Mg	Mn	Cr	Fe	Si	Ti	Cu
AlZnMg 3	4,48	3,37	0,37	0,12	0,10	0,16	0,006	0,53

+) n. b. = nicht bestimmt bzw. nicht nachweisbar

Tafel 4
Wärmebehandlung der Reineisenproben

Probe	Wärmebehandlung								Korngröße +++)	
	Ofen ⁺⁾	1			2				Vor- vers. µm	US- Proben µm
		t Min.	T °C	Abküh- lung ⁺⁺⁾	Ofen	t Min.	T °C	Abküh- lung		
Fe D 1	S	200	650	L	-	-	-	-	34	34
Fe D 2	S	20	690	L	-	-	-	-	38	36
Fe D 3	M	300	1100	O	-	-	-	-	92	102
Fe D 4	S	10	700	L	S	270	850	L	44	34
Fe D 5	S	10	700	L	S	10	900	L	56	48
Fe D 6	S	10	700	L	M	420	900	L	64	46

+) S = Salzbad, M = Muffelofen

++) L = Luftabkühlung, O = Ofenabkühlung

+++) Korngröße als mittlerer Durchmesser nach dem Kreisverfahren

Bei den Glühzeiten < 1 Std. wurde die Haltezeit angegeben

x 20 mm x 20 mm durchgeführt. In Tafel 4 sind die aus den Vorversuchen ausgewählten Wärmebehandlungen und die dabei sowie bei den Proben für die Ultraschallschwächungsmessungen erhaltenen Korngrößen (Spalte 10 und 11) zusammengestellt. Die Proben 4 bis 6 wurden zunächst bei 700 °C rekristallisiert und nachträglich einer Kornwachstumsglühen unterworfen. Es gelang nicht, Korndurchmesser kleiner als 30 µm herzustellen. Auch Glühen oberhalb A₃ mit Wasserabkühlung führte in dieser Hinsicht nicht zum Erfolg.

Die Proben wurden als Platten mit den Abmessungen 170 mm x 170 mm x 20 mm entnommen. Nach den Wärmebehandlungen wurden daraus 100 mm x 100 mm x 20 mm große Platten für die Ultraschallmessungen herausgetrennt und an den Oberflächen geschliffen. Die relativ großen Abmessungen wurden gewählt, um Seitenreflexionen auszuschalten. Die Parallelität der Oberflächen wurde mit einem Tastmikrometer kontrolliert.

Aus dem Restmaterial wurden Proben für die Korngrößenbestimmung, Kerbschlagproben (Charpy-V) zur Bestimmung der Übergangstemperatur der Kerbschlagzähigkeit und Zugproben hergestellt, um gleichzeitig den Zusammenhang zwischen der

Ultraschallschwächung und den Korngrößenabhängigen mechanisch-technologischen Eigenschaften aufzeigen zu können.

Die senkrecht zur Oberfläche bestimmte Korngröße der für die Messungen vorgesehenen Proben ist Tafel 4, Spalte 11 zu entnehmen. Die mittleren Korndurchmesser sind gegenüber den Vorversuchen ziemlich stark nivelliert.

3.12 St 37

Um die Brauchbarkeit des Verfahrens, aber auch die Gültigkeit der Theorie an einem handelsüblichen Eisenwerkstoff mit heterogenen Bestandteilen nachprüfen zu können, wurden zwei Stähle St 37 nach DIN 17 100 in die Untersuchungen einbezogen. Die mit E und F bezeichneten Stähle unterscheiden sich hauptsächlich im Silizium- und Aluminiumgehalt. Stahl E ist ein doppelt beruhigter Stahl, Stahl F ein unberuhigter Stahl.

Die beiden Stähle wurden als Bleche mit einer Dicke von ca. 20 mm angeliefert. Für die Wärmebehandlungsversuche wurden wiederum Proben mit den Abmessungen 20 mm x 20 mm x 20 mm entnommen.

Die verschiedenen Korngrößen wurden durch Umwandlungsglühen hergestellt. Zum Vermeiden

Tafel 5
Wärmebehandlung von St 37

Probe	Wärmebehandlung								Korngröße +++)	
	Ofen ⁺⁾	1			2				US- Proben µm	
		t Min.	T °C	Abküh- lung ⁺⁺⁾	Ofen ⁺⁾	t Min.	T °C	Abküh- lung		
Fe E 1	S	30	880	L	-	-	-	-	13	
Fe E 2	S	30	860	-	LU	30	600	L	16	
Fe E 3	M	60	950	-	LU	120	600	L	16	
Fe E 4	M	60	1080	-	LU	120	600	L	39	
Fe F 1	S	30	870	L	-	-	-	-	19	
Fe F 2	S	30	860	-	LU	30	600	L	21	
Fe F 3	M	60	950	-	LU	120	600	L	26	
Fe F 4	M	60	1080	-	LU	120	600	L	46	

+) S = Salzbad, M = Muffelofen, LU = Luftumwälzofen

++) L = Luftabkühlung

+++) Korngröße als mittlerer Durchmesser nach dem Kreisverfahren

Widmannstättenschen Gefüges einerseits und zu groben Kornern andererseits wurde ein Teil der Proben vom Austenitgebiet auf 600 °C abgekühlt und bei dieser Temperatur bis zur Beendigung der Umwandlung gehalten.

Tafel 5 sind die aus den Vorversuchen ausgewählten Wärmebehandlungen sowie die bei den Proben für die Ultraschallschwächungsmessungen senkrecht zur Probenoberfläche erhaltenen Korngrößen zu entnehmen.

Die weitere Probenvorbereitung erfolgte wie bei Reineisen. Es wurden ebenfalls Proben für Zugversuche und Kerbschlagversuche entnommen.

3.13 Fe-30 Ni

Zur näheren Untersuchung der Ultraschallstreuung martensitischer Phasen wurde die bereits von Papadakis und Reed (41) untersuchte Eisen-Nick Legierung mit ca. 30 % Ni herangezogen. Die Gründe für die Eignung dieser Legierung für derartige Messungen wurden in der Einleitung beschrieben. Es kommt hinzu, daß die elastischen Konstanten dieser Legierung genau bekannt sind. Das angelieferte Band hatte 50 % Kaltverformung und einen Querschnitt von ca. 20 mm x 120 mm. Die in Vorversuchen wie in 3.11 und 3.12 festgelegten Wärmebehandlungen sowie die in den Vorversuchen und an den Proben für die Ultraschallmessungen senkrecht zur Oberfläche ermittelten Korngrößen zeigt Tafel 6. Die Proben für die Ultraschallmessungen waren ca. 100 mm x 100 mm x 20 mm groß. Die Korngröße dieser Proben ist z. T. gegenüber den Vorversuchen wahrscheinlich infolge der geringeren Aufheizgeschwindigkeit angestiegen.

Tafel 6
Wärmebehandlung von Fe-30 Ni

Probe	Wärmebehandlung								Korngröße +++)	
	1				2					
	Ofen ^{†)}	t Min.	T °C	Abkühlung ^{††)}	Ofen ^{†)}	t Min.	T °C	Abkühlung ^{††)}	Vorvers. µm	US-Proben µm
Fe C 1	S	300	880	L	-	-	-	-	14	19
Fe C 2	M	180	1100	L	-	-	-	-	29	58
Fe C 3	S	300	880	L	M	180	1030	L	32	30

^{†)} S = Salzbad, M = Muffelofen

^{††)} L = Luftabkühlung

⁺⁺⁺⁾ Korngröße als mittlerer Korndurchmesser nach dem Kreisverfahren

Von den Korngrößen 1 und 2 wurden fünf Platten hergestellt. Durch Kühlen auf Temperaturen von -70, -125 und -196 °C wurden verschiedene Martensitanteile eingestellt. Durch röntgenographische Messungen wurde der Restaustenitgehalt bestimmt. Nach den Wärmebehandlungen wurden die Proben geschliffen und die Parallelität der Oberflächen mit einem Tastmikrometer kontrolliert.

Nach den Ultraschallmessungen wurden die Proben stufenweise wie in Tafel 7 angegeben angelassen und jeweils erneut gemessen.

Tafel 7
Anlaßbehandlung von Fe-30 Ni

T °C	200	300	400	500	650	750
t Min.	60	60	60	60	60	180

Nach jeder Anlaßstufe wurden den vollständig in Martensit umgewandelten Proben kleine Proben für elektronenmikroskopische Untersuchungen und röntgenographische Messungen entnommen.

Zusätzlich wurde eine der Platten von Fe C 1 nachbehandelt, um eine zwischen Fe C 1 und Fe C 2 liegende Korngröße zu erhalten, und nach der jeweiligen Messung in den genannten Stufen bis -196 °C gekühlt. Eine Anlaßbehandlung wurde bei dieser Probe nicht vorgenommen.

3.14 100 Cr 6

Die Untersuchungen an 100 Cr 6 hatten sowohl das Ziel, das Streuverhalten heterogener Gefüge bei unterschiedlicher Verteilung der Phasen als auch das Streuverhalten des Kohlenstoffmartensits im abgeschreckten wie auch angelassenen Zustand zu prüfen. Dabei sollte der Einfluß der ursprünglichen Austenitkorngröße berücksichtigt werden.

Das Material war als Knüppel mit einem Querschnitt von 120 mm x 120 mm bezogen worden, von dem 20 mm dicke Platten abgesägt wurden.

Die nach den Vorversuchen an kleineren Proben mit den Abmessungen 20 mm x 20 mm x 20 mm ausgewählten Wärmebehandlungen sind in Tafel 8 zusammengestellt.

Mit der ersten Wärmebehandlung werden die Proben bei zwei verschiedenen Temperaturen austenitisiert. Dadurch entstehen zwei verschiedene Austenitkorngrößen mit allerdings unterschiedlichem Gehalt an gelöstem Kohlenstoff. Jeweils drei Proben, bezeichnet mit 85.01 bis 85.03 und 95.01 bis

Tafel 8
Wärmebehandlung von 100 Cr 6

Probe	Wärmebehandlung							
	Ofen ^{†)}	1			Ofen ^{†)}	2		
		t Min.	T °C	Abkühlung ^{††)}		t Min.	T °C	Abkühlung ^{††)}
Fe G 85.0	M	40	850	Oel	LU	120	100	L
Fe G 85.1	M	40	850	S	S	60	680	L
Fe G 85.2	M	40	850	S	S	60	620	L
Fe G 85.3	M	40	850	S	S	60	550	L
Fe G 85.4	M	40	850	S	S	60	400	L
Fe G 85.5	M	40	850	S	S	60	300	L
Fe G 95.0	M	40	950	Oel	LU	120	100	L
Fe G 95.1	M	40	950	S	S	60	680	L
Fe G 95.2	M	40	950	S	S	60	620	L
Fe G 95.3	M	40	950	S	S	60	550	L
Fe G 95.4	M	40	950	S	S	60	400	L
Fe G 95.5	M	40	950	S	S	60	300	L

^{†)} M = Muffelofen, LU = Luftumwälzofen, S = Salzbad

^{††)} S = Salzbad, L = Luft

95.03, wurden in Oel abgeschreckt und bei 100 °C entspannt.

Die Proben 85.1 bis 85.5 und 95.1 bis 95.5 wurden bei verschiedenen Temperaturen im Salzbad isotherm umgewandelt, um Perlit unterschiedlicher Feinheit und Zwischenstufengefüge zu erhalten. Die Umwandlung in der Zwischenstufe gelang nur bei den Vorproben, nicht aber bei den Proben für die Ultraschallmessungen, da diese wegen ihrer Größe und der nicht ausreichenden Wärmekapazität des Salzbad es nicht genügend schnell abkühlten und die Umwandlung teilweise kontinuierlich bei höherer Temperatur begann, so daß sämtliche Proben nach der "isothermen" Behandlung perlitisch waren.

Vor der Wärmebehandlung wurden die Proben gehobelt, danach geschliffen. Die Parallelität der Oberflächen wurde mit einem Tastmikrometer kontrolliert.

Bereits bei den Vorversuchen trat ein entscheidender Mangel der Lieferform und der Probenentnahme zutage. Der Stahl hatte merkliche Seigerungen, die in Richtung der Knüppellängsachse stark gestreckt waren (Bild 2). Diese gestreckten

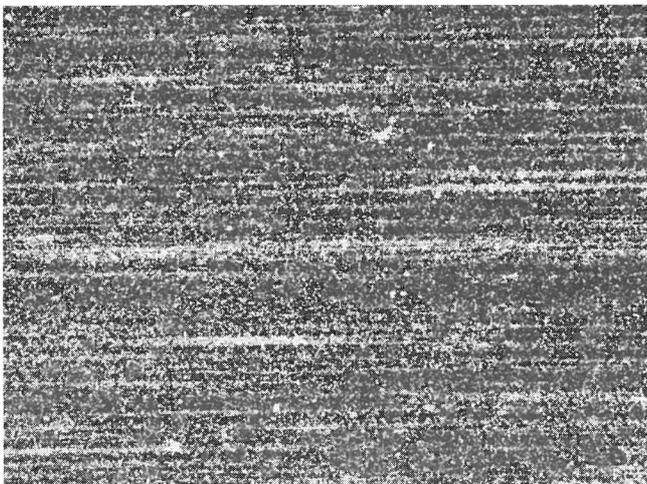


Bild 2
Zeiliges durch Seigerungen bedingtes Gefüge an 100 Cr 6

Seigerungszone n, die bei der üblichen Anwendung des Stahles nicht stören, lagen nach der Probenahme parallel zur Durchschallungsrichtung und damit parallel zur Schallfortpflanzungsrichtung, was sich erfahrungsgemäß ungünstig auf die Meßgenauigkeit auswirken kann (49). Auch durch Diffusionsglühen gelang es nicht, diese Seigerungszone n zu beseitigen. Während bei den perlitischen Proben die befürchteten Störungen nicht eintraten, wurden die Messungen an den martensitischen Proben dadurch erheblich beeinträchtigt. Die Ergebnisse von den martensitischen Proben wurden deshalb nicht verwertet. Zur Untersuchung des Streuverhaltens martensitischer Phasen wurde dann der Stahl 18 CrNi 8 ausgewählt (vgl. Abschnitt 3.15).

Bei der Probenahme sollte möglichst darauf geachtet werden, daß die Walzrichtung, die Stab-

achse oder dergl. bei Ultraschallschwächungsmessungen nicht parallel zur Schallfortpflanzungsrichtung liegen.

Zur Gefügecharakterisierung wurden die perlitischen Proben im Kohleabdruck im Durchstrahlungselektronenmikroskop und als geätzte Schiffe im Rasterelektronenmikroskop untersucht. An den durchstrahlungselektronenmikroskopischen Aufnahmen des Perlits wurde der mittlere Lamellenabstand gemessen. Zur Messung wurden nur solche Stellen herangezogen, an denen die Zementitlamellen etwa senkrecht zur Oberfläche lagen. Zwar kann mit diesem Verfahren keine große Genauigkeit erzielt werden, jedoch gelang eine Differenzierung der verschiedenen Umwandlungsstufen. Mit den rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen sollte versucht werden, die Austenitkorngröße und die Größe der Perlitinseln abzuschätzen und, wenn möglich, quantitativ zu bestimmen.

3.15 18 CrNi 8

An dem Vergütungsstahl 18 CrNi 8 wurde der Einfluß der ursprünglichen Austenitkorngröße, die etwa auch für die Größe der Martensitplatten bestimmend ist, auf die Ultraschallstreuung und -absorption von Martensit untersucht.

Der Werkstoff war nur als Rundmaterial zu erhalten und wurde mit 90 mm Durchmesser bezogen. Für die Ultraschalluntersuchungen wurden Platten mit den Abmessungen von etwa 85 mm x 85 mm x 30 mm mit der Plattenebene parallel zur Längsachse entnommen, damit eventuelle Seigerungszone n nicht parallel zur Durchschallungsrichtung lagen.

Die in Vorversuchen an kleineren Proben gleicher Dicke zur Einstellung unterschiedlicher Austenitkorngrößen ermittelten Wärmebehandlungen und die entsprechenden Austenitkorngrößen sind Tafel 9 zu entnehmen.

Tafel 9
Wärmebehandlung von 18 CrNi 8

Probe	Wärmebehandlung				Korngröße +++)	
	Ofen ⁺⁾	t Min.	T °C	Abkühlung ⁺⁺⁾	Vorvers. µm	US-Proben µm
Fe H 85	S	60	850	W	33	28
Fe H 90	ES	60	900	W	34	30
Fe H 95	ES	60	950	W	64	76
Fe H105	ES	60	1050	W	135	126

⁺⁾ S = Salzbad, ES = Elektrodensalzbad

⁺⁺⁾ W = Wasserabkühlung

⁺⁺⁺⁾ ursprüngliche Austenitkorngröße als mittlerer Korndurchmesser nach dem Kreisverfahren

Die Proben wurden alle 1 h bei 100 °C entspannt, nach der Wärmebehandlung geschliffen und die Parallelität der Oberflächen an 2 Stichproben mit einem Tastmikrometer kontrolliert.

Für die lichtmikroskopische Untersuchung wurden kleine Proben entnommen. Neben der normalen lichtmikroskopischen Gefügeuntersuchung wurde an diesen und an den Vorproben die ursprüngliche Austenitkorngröße senkrecht zur Probenoberfläche bestimmt. Zu diesem Zweck wurden die Proben 4 Stunden bei 500 °C angelassen und mit wässriger, gesättigter und mit Agepon versetzter Pikrinsäurelösung geätzt.

3.16 AlZnMg 3

Entmischungsvorgänge können die Ultraschallabsorption beeinflussen. Für die praktische Anwendung der Korngrößenbestimmung mittels Ultraschall bei fester Prüffrequenz - also ohne die Möglichkeit der rechnerischen Abtrennung der Streuung - auf z. B. aushärtende Legierungen ist es notwendig zu wissen, wie stark der Schwächungskoeffizient durch die Änderung der Absorption beeinflusst werden kann, d. h. wie groß die Änderung der Absorption gegenüber der Streuung ist. Von dem Ergebnis hängt ab, ob bei aushärtenden Legierungen für jeden Aushärtungszustand besondere Eichkurven verwendet werden müssen oder ob eine Kurve für alle Zustände genügt.

Von stranggepreßten Stangen aus AlZnMg 3 mit 50 mm Durchmesser wurden Proben geeigneter Dicke abgesägt, die nach einer Diffusionsglühung durch Stauchen auf 20 mm unterschiedlich verformt wurden. Das Diffusionsglühen erfolgte 72 Stunden bei 520 °C mit Luftabkühlung. Durch das Diffusionsglühen konnten die Seigerungen soweit beseitigt werden, daß sie sich nicht störend bei den Ultraschallmessungen bemerkbar machten. Da die Proben in diesem Zustand beim Stauchen rissen, wurden sie nochmals vier Stunden bei 350 °C geglüht und im Ofen abgekühlt. Nach der Ofenabkühlung konnte bis zu 45 % gestaucht werden. Durch Rekristallisation der unterschiedlich verformten Proben wurden verschiedene Korngrößen eingestellt. In Tafel 10 sind die Verformungsgrade und die Wärmebehandlung für die Rekristallisation sowie die dabei senkrecht zur Probenoberfläche erhaltenen Korngrößen zusammengestellt. Nach dem Rekristallisieren wurden die Proben mit möglichst hoher Parallelität, die mit einem Tastmikrometer kontrolliert wurde, feingedreht.

Tafel 10
Verformungs- und Wärmebehandlung von AlZnMg 3 zum Einstellen verschiedener Korngrößen

Probe	Verformung %	Rekristallisation				Korngröße +++) US-Proben µm
		Ofen ⁺)	t Min.	T °C	Abkühlung ⁺⁺⁾	
Al M 25	25	LU	40	450	L	23/20
Al M 35	35	LU	40	450	L	14/15
Al M 45	45	LU	40	450	L	13/12

⁺) LU = Luftumwälzofen

⁺⁺⁾ L = Luftabkühlung

⁺⁺⁺⁾ Korngröße vor und nach dem Lösungsglühen als mittlerer Korndurchmesser nach dem Kreisverfahren

Das Lösungsglühen erfolgte eine Stunde bei 450 °C. Die Lösungsglühtemperatur wurde etwas niedriger als üblich gewählt, um ein stärkeres Kornwachstum während des Lösungsglühens zu vermeiden, was, wie Tafel 10 zeigt, auch gelang. In Vorversuchen wurde die maximale Kaltaushärtung nach etwa 180 Stunden, die maximale Warmaushärtung bei 120 °C nach 24 Stunden erreicht.

Die Ultraschallschwächungsmessungen wurden im rekristallisierten, lösungsgeglühten, kaltausgehärteten und warmausgehärteten Zustand durchgeführt. Im lösungsgeglühten Zustand waren die Messungen zwei Stunden nach dem Abschrecken beendet.

3.2 Bestimmung des wirksamen mittleren Kornvolumens und Berechnung von a_4 (ber.)

Das wirksame mittlere Kornvolumen \bar{V} der Eisenwerkstoffe außer 18 CrNi 8 wurde nach dem Verfahren von Scheil (42, 43) und Papadakis (44, 45) bestimmt. Es ist hierzu notwendig, von der Radienverteilung der Kornschnittflächen in die "Kugel"-radienverteilung umzurechnen und daraus \bar{V} zu berechnen. Dabei wird die vereinfachende Annahme gemacht, daß die Körner kugelförmig sind.

Bei AlZnMg 3 und 18 CrNi 8 wurde das modernere und genauere Verfahren nach Exner und Fischmeister (1 bis 3) angewendet. Hierbei ist die Sehnenverteilung in die Korndurchmesserverteilung umzurechnen. \bar{V} ergibt sich dann aus Gleichung (8). Aus \bar{V} wurde a_4 mit den Faktoren von Papadakis (38) berechnet.

3.3 Ultraschallschwächungsmessungen

Die Ultraschallschwächungsmessungen wurden mit einem Ultraschalldämpfungs-komparator der Firma Sperry Products, Inc., Typ 56 A 001, durchgeführt. Für die Messungen wurde eine in Schritten von 0,1 dB veränderbare Eichleitung, Typ Rel 3 D 118 b (Impedanz 60 Ω) der Firma Siemens und Halske AG, angeschlossen. Die Ankopplung der Schwinger erfolgte mit Glycerin und stets an der gleichen Stelle der Probe, die markiert war. Von drei aufeinanderfolgenden Echos wurde der Echohöhenabfall in dB gemessen und für die Verluste durch Reflexion und Schallfeldgeometrie korrigiert.

3.4 Bestimmung der Reflexionsverluste

Die Reflexionsverluste wurden durch Messung der Echohöhenverluste mehrerer aufeinanderfolgender Echos mit und ohne rückseitig an der Probe angekoppelten zweiten Schwinger bestimmt. Die Differenz zwischen dem Echohöhenverlust mit rückseitig angekoppeltem Schwinger und ohne rückseitig angekoppelten Schwinger ist gleich dem Reflexionsverlust (13, 14).

Genauer kann der Reflexionsverlust durch Messungen an Proben unterschiedlicher Dicke bestimmt werden (14). Das ist jedoch nur dann möglich, wenn der Schwächungskoeffizient der Proben gleich ist oder wenn eine genügend lange homogene

Probe geteilt werden kann. Diese Bedingungen ließen sich bei diesen Messungen nicht erfüllen.

Der Reflexionsverlust wurde für die Eisenwerkstoffe an St 37 und Fe-30 Ni und an dem Aluminiumwerkstoff AlZnMg 3 gemessen.

3.5 Bestimmung der Verluste durch die Schallfeldgeometrie

In einem früheren Bericht (18) wurden die Methoden zur Messung der Verluste, die durch die Schallfeldgeometrie bedingt sind, eingehend erörtert. Bei den hier durchgeführten Untersuchungen wurden die Echohöhenverluste an einer Probe mit kleinem Schwächungskoeffizienten in Abhängigkeit von der Echonummer, d. h. vom bezogenen Laufweg, wenn möglich bis zu mehrfacher Nahfeldlänge, bei mehreren Frequenzen gemessen. Voraussetzung für die Brauchbarkeit dieser Methode ist, daß der Reflexionsverlust vernachlässigbar klein ist und Seitenreflexionen nicht stören.

Während die Verluste durch die Schallfeldgeometrie in mehr als etwa fünffacher Nahfeldlänge den von Seki, Granato und Truell berechneten entsprechen dürften, ist dies in geringerer Entfernung vom Schwinger nicht unbedingt der Fall, da sich hier Abweichungen von den der Rechnung zugrunde gelegten Vereinfachungen noch stärker auswirken können. Am zweckmäßigsten wäre es deshalb, die Schwächungsmessungen in mehr als etwa fünf- bis sechsfacher Nahfeldlänge durchzuführen. Meistens ist das aber wegen zu starker Schwächungskoeffizienten bzw. zu hoher Frequenz nicht möglich. Man ist deshalb oft gezwungen, in dem ungünstigen Bereich des Überganges vom Nahfeld zum Fernfeld zu messen und muß dann die Schallfeldverluste in diesem Bereich kennen.

Aus den oben beschriebenen Messungen wird der Schallfeldverlust im Übergang vom Nahfeld zum Fernfeld wie folgt bestimmt:

$$20 \log \frac{H'_m}{H'_n} = 20 \log \frac{H_m}{H_n} - \frac{n-m}{p-m} \left(20 \log \frac{H_m}{H_p} - 20 \log \frac{S_{H'_m}}{S_{H'_p}} \right) \quad (11)$$

H_m ist die Höhe des m -ten Echos (im allgemeinen des ersten untersuchten Echos), H_n die Höhe des n -ten Echos, H_p die Höhe des letzten ausgewerteten Echos, wobei $m < n < p$ sein muß. $S_{H'_m}/S_{H'_p}$ wäre das Echohöhenverhältnis zwischen dem m -ten (im allgemeinen dem ersten untersuchten Echo) und letzten Echo, wenn nur die von Seki, Granato und Truell (15) berechneten Schallfeldverluste wirksam wären.

Der Schallfeldverlust wird dann über dem auf die Nahfeldlänge bezogenen Echolaufweg aufgetragen.

Tafel 11
Beispiel für die Berechnung der Verluste durch die Schallfeldgeometrie bei AlZnMg 3 für 6 MHz

Echo-Nr.	Schallweg Nahfeldl.	Verlust gemessen dB	Verlust durch Schallfeld dB
1	0,42	1,5 ^{+))}	1,25 ^{+))}
2	0,84	2,2	1,71
3	1,26	3,1	2,37
4	1,68	4,0	3,02
5	2,10	4,2	2,98
6	2,52	4,7	3,24
7	2,94	5,2	3,50
8	3,36	5,9	3,96
9	3,78	6,4	4,21
10	4,20	7,0	4,57
11	4,62	7,7	5,03
12	5,04	8,4	5,49
13	5,46	9,2	6,05
14	5,88	9,9	6,50
15	6,30	10,6	6,96
16	6,72	11,2	7,32
17	7,14	11,8	7,68
18	7,56	12,5	8,14
19	7,98	13,2	8,59
20	8,40	13,9	9,05
21	8,82	14,5	9,41
22	9,24	15,0	9,67
23	9,66	15,5	9,93
24	10,08	16,0	10,18
25	10,50	16,5	10,44
26	10,92	17,1	10,80
27	11,34	17,7	11,16
28	11,76	18,2	11,42
29	12,18	18,8	11,77
30	12,60	19,4	12,13
31	13,02	19,9	12,39
32	13,44	20,4	12,65
33	13,86	21,0	13,01

+) extrapoliert

Nahfeldlänge:

$$N = \frac{a^2 f}{v} = \frac{100 \cdot 6,0}{6,3} = 95 \text{ mm}$$

$$2d = 40,14 \text{ mm} = 0,42 \cdot N$$

$$20 \log \frac{S_{H'_1}}{S_{H'_33}} = 11,75 \text{ dB}$$

$$20 \log \frac{H_1}{H_{33}} = 19,5 \text{ dB}$$

Das Schema einer solchen Rechnung zeigt Tafel 11 an Hand eines Beispiels.

Aus der Methode ergibt sich, daß der Verlust beim letzten Echo mit der von Seki und Mitarb. berechneten Kurve zusammenfällt.

Stimmt, beginnend bei mehrfacher Nahfeldlänge auch die Neigung der gemessenen Kurve mit der der berechneten annähernd überein, so darf man annehmen, daß die oben erwähnten Voraussetzungen erfüllt sind und auch die Verluste im Nahfeld und am Übergang zum Fernfeld richtig bestimmt sind.

4.1 Reflexionsverluste

Die Reflexionsverluste ergaben sich wie folgt:

Stahl	: $0,1 \pm 0,1$ dB
AlZnMg 3	: $0,3 \pm 0,1$ dB

Während bei Stahl nur selten Abweichungen von dem Wert 0,1 beobachtet wurden, waren bei der Aluminiumlegierung Abweichungen sehr häufig.

Vermutlich ist die relativ starke Balligkeit der Aluminiumproben dafür verantwortlich zu machen (s. Abschnitt 4.4).

Da für jede Grundfrequenz ein anderer Schwinger angekoppelt wird, dürften sich die Schwankungen beim Messen über den gesamten Frequenzbereich ausgleichen.

4.2 Verluste durch die Schallfeldgeometrie

Die durch die Schallfeldgeometrie bedingten Verluste wurden für Stahl an einer gehärteten Probe aus 100 Cr 6 und für AlZnMg 3 bei 6, 7, 9, 10, 12 und 15 MHz bestimmt. Während sich die gemessenen Verlustkurven in mehrfacher Nahfeldlänge recht gut an die von Seki, Granato und Truell (15) berechneten Kurven anpassen, sind im Nahfeld stärkere Abweichungen zu beobachten. Theoretisch sollten die Verlustkurven für alle untersuchten Frequenzen annähernd gleich sein (15). Es treten jedoch sowohl bei ein und derselben Frequenz bei wiederholten Messungen mit neu angekoppeltem Schwinger als auch von Frequenz zu Frequenz z.T. erhebliche Abweichungen auf. Allgemein ist die Tendenz zu beobachten, daß die Verluste im Nahfeld mit zunehmender Frequenz etwas geringer werden und die Maxima und Minima ausgeprägter sind. Die Position der Extremwerte in bezug auf den normierten Laufweg stimmt jedoch meist annähernd mit der theoretisch zu erwartenden überein. In den Bildern 3 und 4 sind jeweils zwei Beispiele für Stahl und Aluminium wiedergegeben.

Die Schwankungen und Abweichungen können auf Probeninhomogenitäten sowie auf den Einfluß der Koppelschicht zurückzuführen sein. Beim Messen jeweils mehrerer Echos und über den gesamten Frequenzbereich gleichen sich auch diese Schwankungen aus, wie die Ergebnisse zeigen.

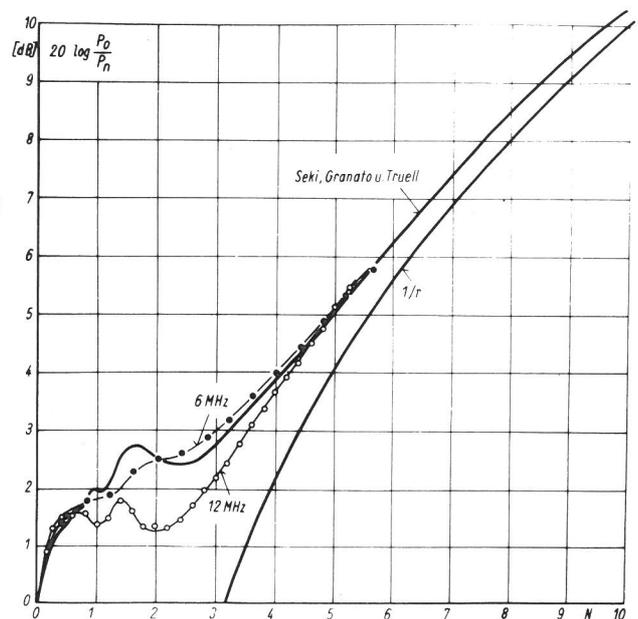


Bild 3
Verluste durch die Schallfeldgeometrie in Stahl, gemessen bei 6 und 12 MHz im Vergleich mit den berechneten Werten

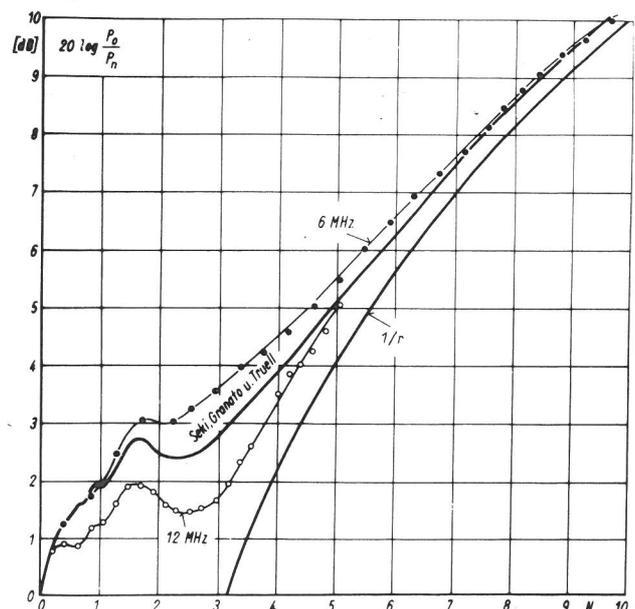


Bild 4
Verluste durch die Schallfeldgeometrie in Aluminium, gemessen bei 6 und 12 MHz im Vergleich mit den berechneten Werten

Die hier durchgeführten Messungen wurden nach den gemessenen Verlustkurven korrigiert. Wahrscheinlich genügt es aber auch, nach der theoretischen Verlustkurve zu korrigieren.

Die korrigierten Echohöhenverluste mehrerer aufeinanderfolgender Echos weichen untereinander meist nur noch um $\pm 0,1$ dB ab. In Einzelfällen, besonders bei sehr hohen Verlusten, waren die Abweichungen größer.

4.3 Auswertung der Meßergebnisse

Die Konstanten a_2 und a_4 werden aus Gleichung 5 durch Ausgleichsrechnung aus den Meßwerten bestimmt. Legt man der Ausgleichsrechnung die Gleichung 5 in ihrer vorliegenden Form zu Grunde, so erhalten die zu den höheren Frequenzen gehörenden Meßwerte ein viel höheres Gewicht als die zu den niedrigen Frequenzen gehörenden. Um die Gewichte gleichmäßig zu verteilen, kann man schreiben:

$$a_2 \frac{f_n^2}{a_n} + a_4 \frac{f_n^4}{a_n} - 1 = 0 \quad (12)$$

Für die Ausgleichsrechnung erhält man dann die Gleichungen:

$$\sum_1^n \frac{f_n^2}{a_n} - a_2 \sum_1^n \frac{f_n^4}{a_n^2} - a_4 \sum_1^n \frac{f_n^6}{a_n^2} = 0 \quad (13)$$

$$\sum_1^n \frac{f_n^4}{a_n} - a_2 \sum_1^n \frac{f_n^6}{a_n^2} - a_4 \sum_1^n \frac{f_n^8}{a_n^2} = 0 \quad (14)$$

In früheren Arbeiten (29, 30, 39 bis 41) wurde die Frequenzabhängigkeit der Absorption linear angesetzt. Die Gründe, die für eine quadratische Abhängigkeit sprechen, wurden bereits dargelegt (18, 37). Um auch einen experimentellen Nachweis hierfür zu erbringen, kann man die Meßwerte auch nach den Beziehungen

$$a_1 \frac{f_n}{a_n} + a_4 \frac{f_n^4}{a_n} - 1 = 0 \quad (15)$$

und

$$a_3 \frac{f_n^3}{a_n} + a_4 \frac{f_n^4}{a_n} - 1 = 0 \quad (16)$$

auswerten. Ist Beziehung (12) richtig, so sollte der Fehler bei dieser am kleinsten sein. Als Beispiel wurden die Meßergebnisse der Probe Fe F 2 auf diese Weise ausgewertet. Tatsächlich war der Fehler bei Rechnung nach Gleichung (12) am klein-

sten. Zur weiteren Kontrolle wurden die Meßergebnisse der Proben Fe E 1 bis 4 und Fe F 1 bis 4 nach der Gleichung

$$a_0 \frac{f_n^0}{a_n} + a_1 \frac{f_n^1}{a_n} + a_2 \frac{f_n^2}{a_n} + a_3 \frac{f_n^3}{a_n} + a_4 \frac{f_n^4}{a_n} - 1 = 0 \quad (17)$$

ausgewertet. Während durch die bessere Anpassung dieser Ausgleichskurve der Fehler selbstverständlich kleiner als bei Gleichung (12) wird, sind die Konstanten a_0 , a_1 und a_3 fast immer negativ, a_2 und a_4 in der Regel positiv. Das kann als zusätzlicher Hinweis darauf angesehen werden, daß Gleichung (12) die Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei vielkristallinen Metallen richtig beschreibt.

Die Ausgleichsrechnung wurde auf einer elektronischen Rechenmaschine, Typ ZUSE 23, durchgeführt. Ausgedruckt wurden f_n , a_n , a'_n (Schwächungskoeffizient, berechnet nach der Ausgleichskurve), $|a'_n - a_n|$, $\frac{|a'_n - a_n|}{a'_n}$ sowie der mittlere Fehler

$$\varepsilon = \sqrt{\frac{\sum (a'_n - a_n)^2}{n - 1}}$$

und der mittlere Fehler des Mittelwertes

$$E = \sqrt{\frac{\sum (a'_n - a_n)^2}{n(n - 1)}}$$

Um die Genauigkeit zu verbessern, wurde die Rechnung mit den a_n und f_n wiederholt, bei denen

$$\frac{|a'_n - a_n|}{a'_n} < 0,01$$

ist. Die Ergebnisse zeigten aber, daß zwar dadurch der mittlere Fehler verringert wurde, die Konstanten a_2 und a_4 dagegen weitgehend unverändert blieben. Auf die Wiedergabe dieser Wiederholungsergebnisse wurde deshalb verzichtet. Bei sehr kleinen Korngrößen kann a_4 infolge der Meßungenauigkeit im Ergebnis negativ erscheinen. Im Falle $a_4 < 0$ wurde die Rechnung mit allen a_n und f_n nach der Gleichung

$$a_2 \frac{f_n^2}{a_n} - 1 = 0 \quad (18)$$

wiederholt, um für a_2 einen sinnvollen Wert zu erhalten. Zum Zeichnen der Ergebnisse wurde ein Lochstreifen für die Zeichenmaschine, Typ Grafomat, erstellt. Die Meßwerte wurden als Punkte, die Ausgleichskurve als durchgehende Kurve gezeichnet.

4.4 Parallelität der Oberflächen

Den Einfluß der Nichtparallelität auf die Ultraschallschwächung schätzen Granato und Truell (17) folgendermaßen ab:

Werkstoff	Probe	Nichtparallelität	
		parallel	senkrecht
St 37	Fe E 2	$0,05 \cdot 10^{-3}$	$0,01 \cdot 10^{-3}$
	Fe F 2	$0,18 \cdot 10^{-3}$	$0,25 \cdot 10^{-3}$
Reineisen	Fe D 2	$0,03 \cdot 10^{-3}$	$0,05 \cdot 10^{-3}$
Fe-30 Ni	Fe C 2.1	$0,30 \cdot 10^{-3}$	$0,30 \cdot 10^{-3}$
	Fe C 1.37	$0,19 \cdot 10^{-3}$	$0,17 \cdot 10^{-3}$
100 Cr 6	Fe G 85.5	$0,21 \cdot 10^{-3}$	$0,05 \cdot 10^{-3}$
	Fe G 95.4	$0,21 \cdot 10^{-3}$	$0,09 \cdot 10^{-3}$
18 CrNi 8	Fe H 85	$0,09 \cdot 10^{-3}$	$0,10 \cdot 10^{-3}$
	Fe H 105	$0,18 \cdot 10^{-3}$	$0,34 \cdot 10^{-3}$
AlZnMg 3+)	Al M 35.3	$0,78 \cdot 10^{-3}$	$1,35 \cdot 10^{-3}$
	Al M 45.3	$1,28 \cdot 10^{-3}$	$1,78 \cdot 10^{-3}$

+) Zwei willkürlich gewählte, senkrecht aufeinander stehende Richtungen.

Tafel 12

Abweichungen von der Parallelität der Oberflächen parallel und senkrecht zur Schleifrichtung

$$\alpha = \frac{8,68 \pi^2 f^2 a^2 \Theta^2 v}{d} \quad [\text{dB s}^{-1}] \quad (19)$$

a = Schwingerradius, Θ = Nichtparallelität, v = Nummer des letzten Echos, bei dem noch die Schwächung gemessen werden soll, d = Proben-dicke, v = Schallgeschwindigkeit.

Bei niedrigen Frequenzen sind die Anforderungen an die Parallelität der Proben am höchsten, weil die Schwächungskoeffizienten im Verhältnis zu f^2 am kleinsten sein können. Fordert man bei 6 MHz

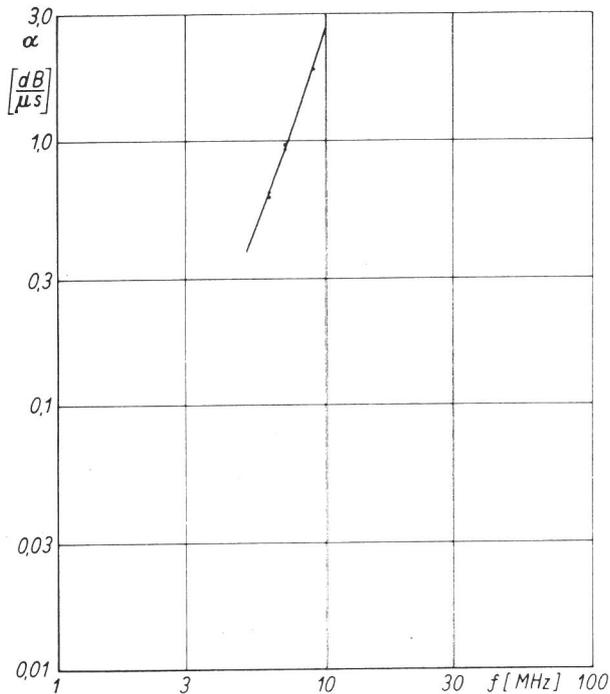


Bild 5 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe D 4 (Reineisen)

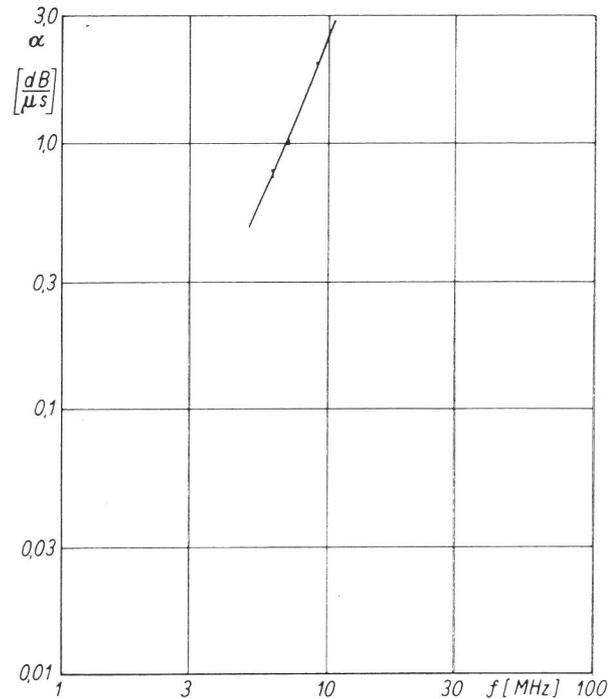


Bild 6 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe D 5 (Reineisen)



Bild 5 b
Mikrogefüge der Probe Fe D 4 (Reineisen)

Vergr. 150 : 1
 $R = 0,0026 \text{ cm}$

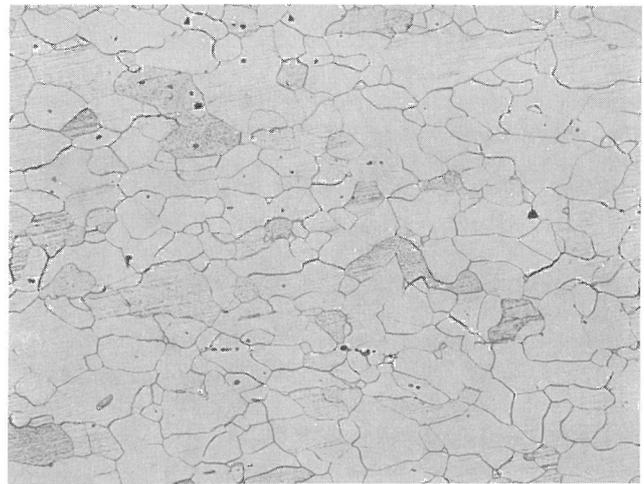


Bild 6 b
Mikrogefüge der Probe Fe D 5 (Reineisen)

Vergr. 100 : 1
 $R = 0,0035 \text{ cm}$

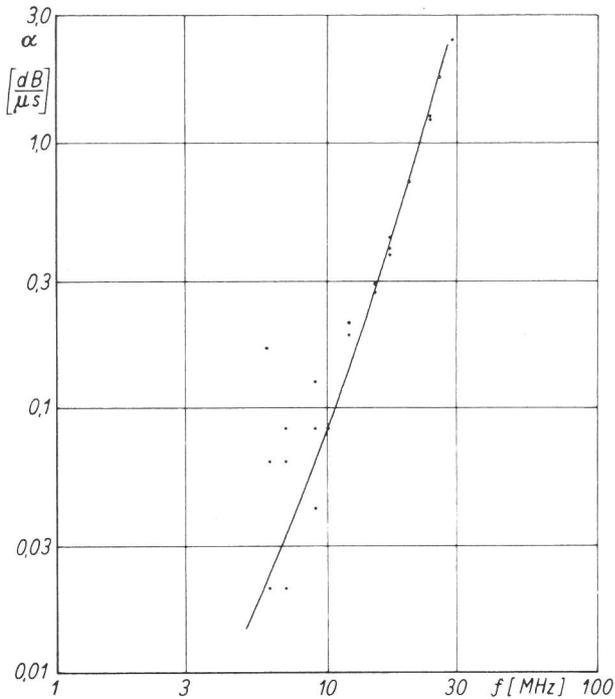


Bild 7 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe E 1 (St 37)

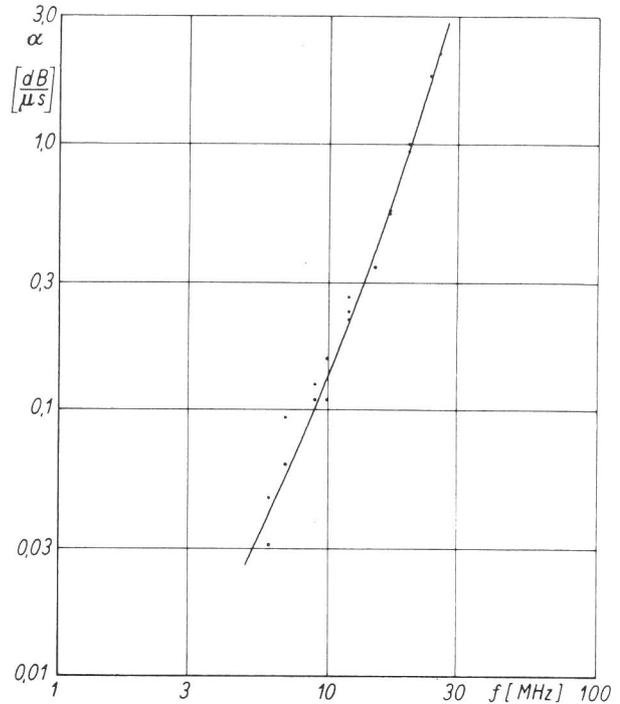


Bild 8 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe E 2 (St 37)

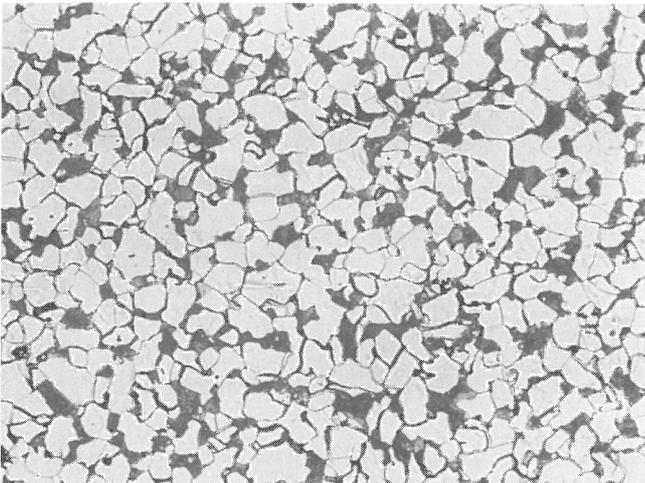


Bild 7 b
Mikrogefüge der Probe Fe E 1 (St 37)

Vergr. 300 : 1
 $R = 0,0009 \text{ cm}$

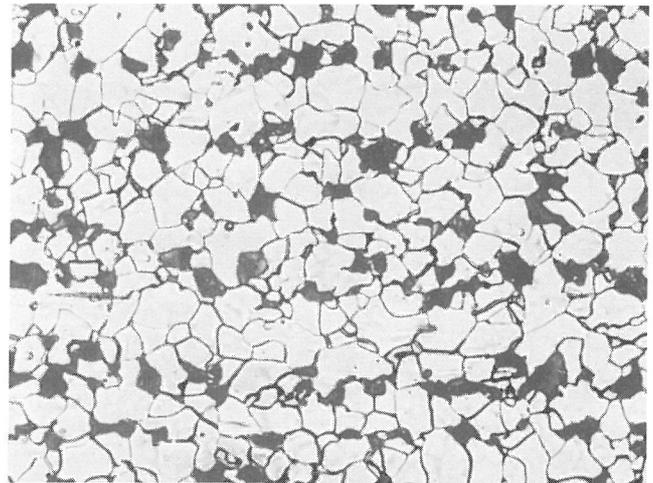


Bild 8 b
Mikrogefüge der Probe Fe E 2 (St 37)

Vergr. 300 : 1
 $R = 0,0012 \text{ cm}$

eine Genauigkeit von $0,002 \text{ dB}/\mu\text{s}$, so darf die Nichtparallelität bei einer Probendicke von 20 mm , einer Schallgeschwindigkeit von $6 \cdot 10^6 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$, einem Schwingerradius von 10 mm und einer Echozahl von 7 höchstens $0,3 \cdot 10^{-3}$ betragen.

Von jedem Werkstoff wurden eine oder mehrere Stichproben parallel und senkrecht zur Schleifrichtung, von AlZnMg 3 in zwei willkürlich gewählten, senkrecht aufeinander stehenden Richtungen untersucht. Das Ergebnis zeigt Tafel 12.

Während sämtliche Eisen-Werkstoffe der obengenannten Forderung genügen, sind die Abweichungen von der Parallelität bei AlZnMg 3 wesentlich größer. Die Oberflächen sind ballig.

Der Schwächungskoeffizient kann bis zu etwa $0,07 \text{ dB}/\mu\text{s}$ größer sein als bei völliger Parallelität.

4.5 Ergebnisse von Reineisen und St 37

Die Bilder 5a bis 14a zeigen die korrigierten Meßwerte der Schwächungskoeffizienten in Abhängigkeit von der Frequenz sowie die dazugehörigen Ausgleichskurven von den Reineisenproben Fe D 4 und Fe D 5, von den Proben Fe E 1 bis 4 und Fe F 1 bis 4 aus St 37. Von den Reineisenproben werden nur zwei Beispiele wiedergegeben, da die übrigen Proben nahezu das gleiche Verhalten zeigen. Von Probe Fe D 3 wurden keine Meßwerte erhalten, da diese zu grobkörnig war. Die Gefügebildungen sind in den Bildern 5b bis 14b wiedergegeben.

In Tafel 13 sind die Ergebnisse der Untersuchungen zusammengefaßt. Spalte 2 enthält den mittleren Kornradius nach dem Kreisverfahren, Spalte 3 das wirksame mittlere Kornvolumen, Spalte 4 den

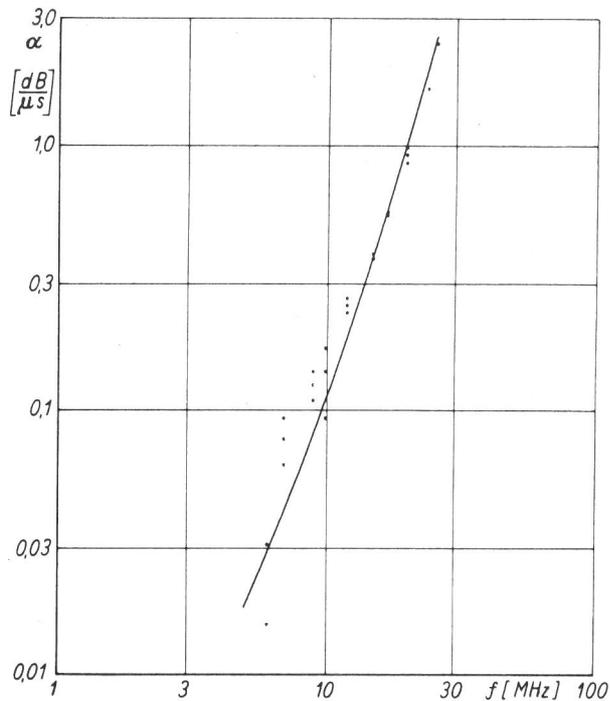


Bild 9 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe E 3 (St 37)

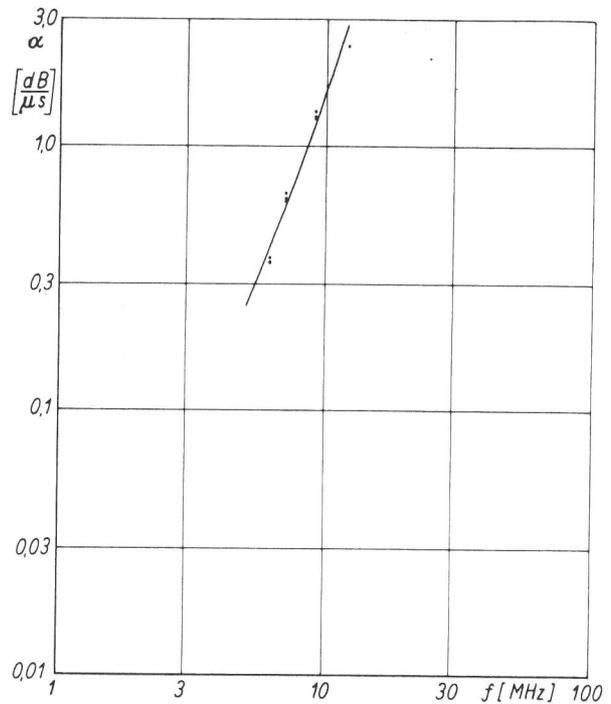


Bild 10 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe E 4 (St 37)

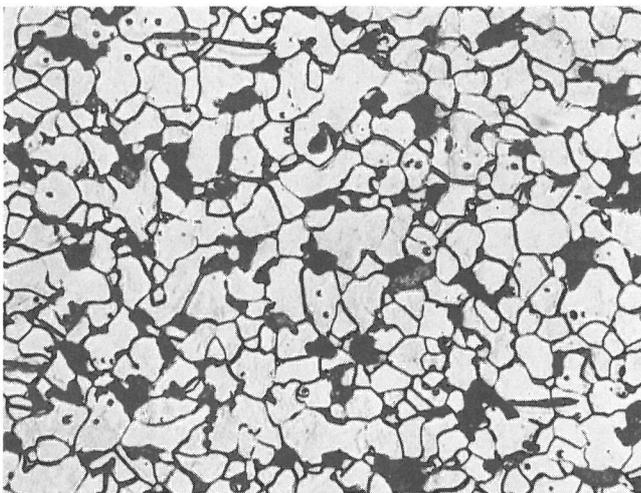


Bild 9 b
Mikrogefüge der Probe Fe E 3 (St 37)

Vergr. 300 : 1
 $R = 0,0013 \text{ cm}$

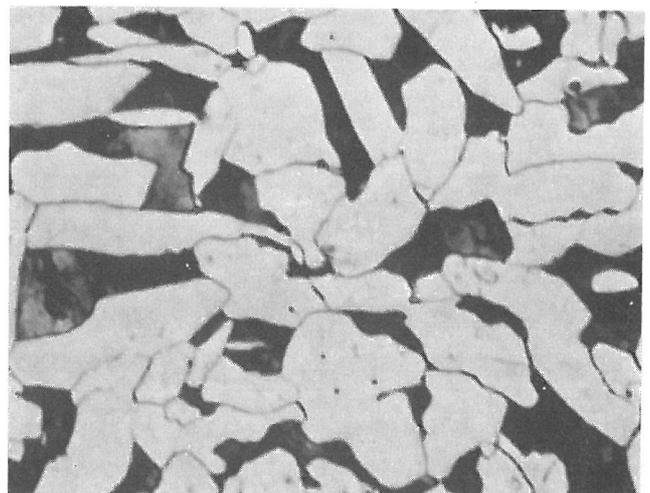


Bild 10 b
Mikrogefüge der Probe Fe E 4 (St 37)

Vergr. 300 : 1
 $R = 0,0031 \text{ cm}$

wirksamen mittleren Kornradius, Spalte 5 die aus dem wirksamen mittleren Kornvolumen berechnete Streukonstante a_4 (ber.), Spalte 6 und Spalte 7 die aus den Messungen erhaltenen Konstanten a_4 (US) und a_2 .

Der Vergleich von Spalte 5 mit Spalte 6 ergibt, daß die aus dem mittleren wirksamen Kornvolumen berechnete Streukonstante mit der aus den Ultraschallschwächungsmessungen errechneten Streukonstante bei Reineisen mäßig gut, bei St 37 dagegen sehr gut übereinstimmt. Die stärkeren Abweichungen bei Reineisen sind durch die relative Grobkörnigkeit und Inhomogenität des Gefüges zu erklären. Probe Fe D 3 war so grobkörnig, daß nicht genügend Meßpunkte für die Ausgleichsrech-

nung erhalten werden konnten; Messungen waren nur bei 6 und 7 MHz möglich. Bei den Proben aus St 37 wurden die Perlitinseln bei der Kornstatistik als Körner mitgezählt. Bei St 37 nimmt die Absorptionskonstante deutlich mit zunehmender Korngröße zu

Tafel 14 zeigt die Ergebnisse der zum Vergleich durchgeführten Zug- und Kerbschlagversuche. Bei Reineisen wurde wegen der annähernd gleichen Korngröße aller Proben auf die Zugversuche verzichtet. Bei Reineisen liegen die Übergangstemperaturen bei allen Proben bei etwa $-70 \text{ }^\circ\text{C}$. Bei den beiden Stählen nimmt die Übergangstemperatur mit zunehmender Korngröße zu, während die Streckgrenze abnimmt.

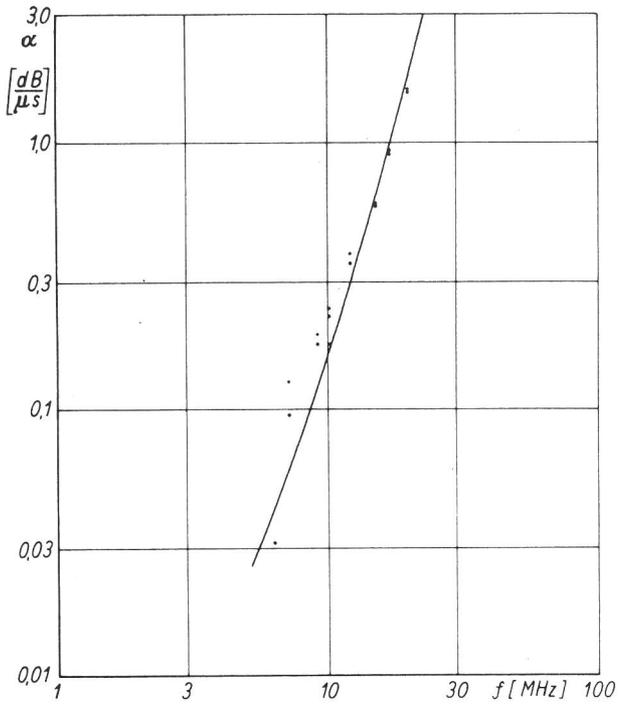


Bild 11 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe F 1 (St 37)

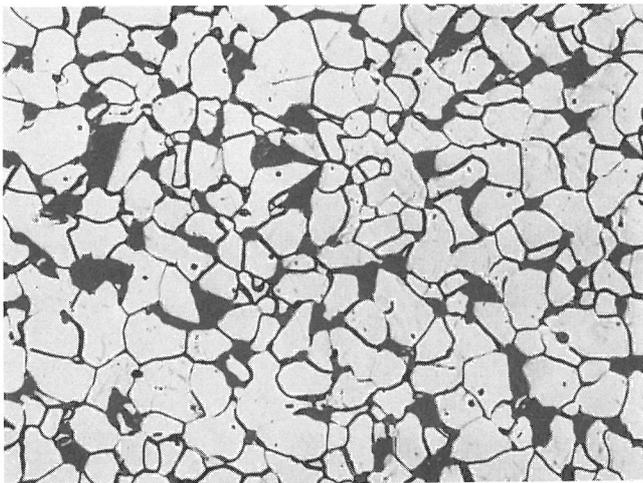


Bild 11 b
Mikrogefüge der Probe Fe F 1 (St 37)

Vergr. 300 : 1
 $R = 0,0014 \text{ cm}$

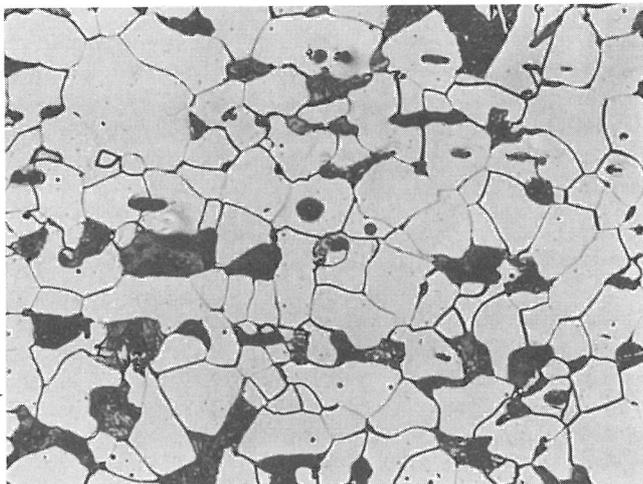


Bild 12 b
Mikrogefüge der Probe Fe F 2 (St 37)

Vergr. 300 : 1
 $\bar{R} = 0,0017 \text{ cm}$

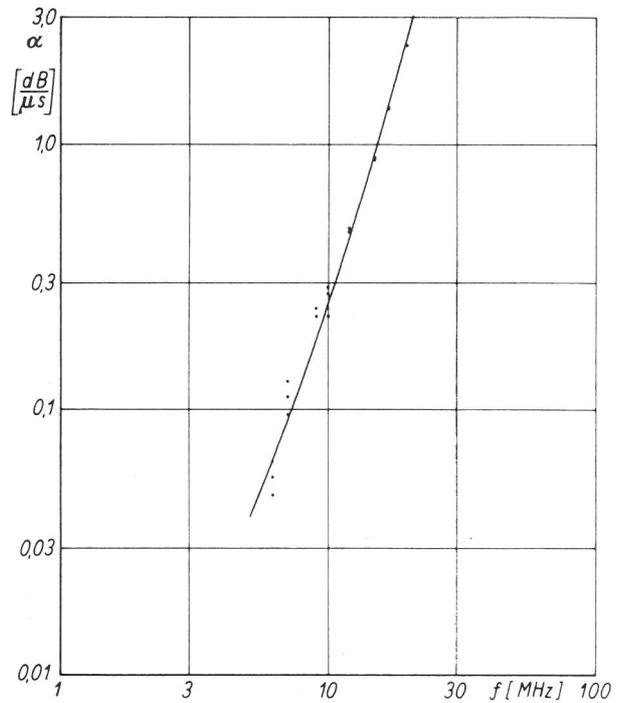


Bild 12 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe F 2 (St 37)

Bild 13 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe F 3 (St 37)

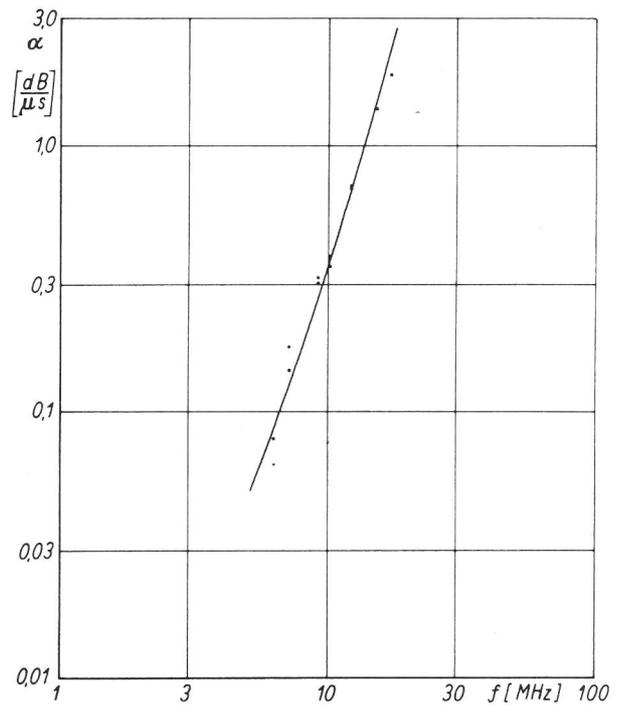


Bild 13 b
Mikrogefüge der Probe Fe F 3 (St 37)

Vergr. 300 : 1
 $\bar{R} = 0,0021 \text{ cm}$

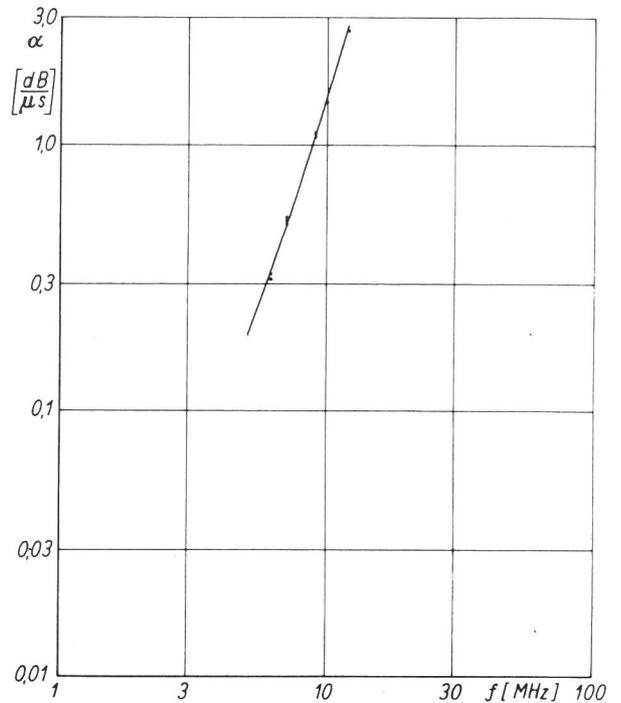
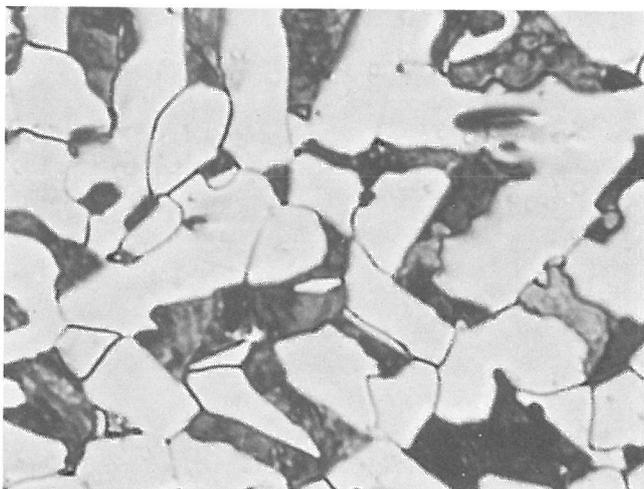
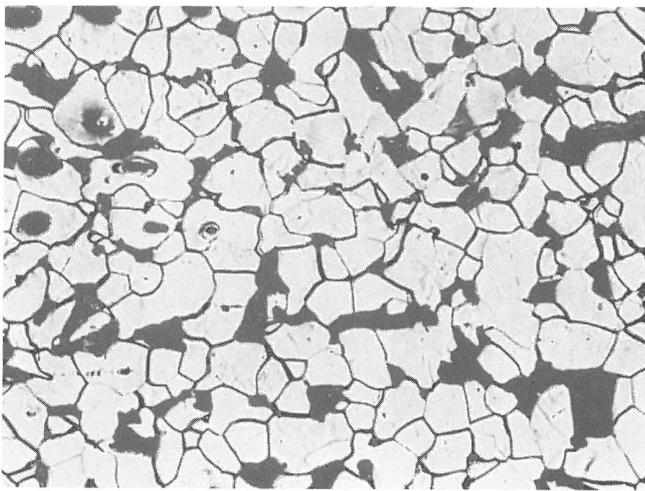


Bild 14 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe F 4 (St 37)

Bild 14 b
Mikrogefüge der Probe Fe F 4 (St 37)

Vergr. 300 : 1
 $\bar{R} = 0,0035 \text{ cm}$

Tafel 13
Ergebnisse der Untersuchungen an Reineisen und St 37

Probe	Korngröße			a_4 (ber.) $\text{dB}\mu\text{s}^{-1}\text{MHz}^{-4}$	a_4 (US) $\text{dB}\mu\text{s}^{-1}\text{MHz}^{-4}$	a_2 (US) $\text{dB}\mu\text{s}^{-1}\text{MHz}^{-2}$
	\bar{r} †) cm	\bar{V} cm^3	\bar{R} †) cm			
Fe D 1	0,0017	0,239 10^{-6}	0,0039	140 10^{-6}	80 10^{-6}	120 10^{-4}
Fe D 2	0,0018	0,294 10^{-6}	0,0041	177 10^{-6}	130 10^{-6}	110 10^{-4}
Fe D 3	0,0051	1,91 10^{-6}	0,0077	1090 10^{-6}		
Fe D 4	0,0017	0,075 10^{-6}	0,0026	43 10^{-6}	150 10^{-6}	120 10^{-4}
Fe D 5	0,0024	0,186 10^{-6}	0,0035	110 10^{-6}	79 10^{-6}	180 10^{-4}
Fe D 6	0,0023	0,185 10^{-6}	0,0035	110 10^{-6}	140 10^{-6}	130 10^{-4}
Fe E 1	0,0007	0,0032 10^{-6}	0,0009	1,8 10^{-6}	3,2 10^{-6}	5,1 10^{-4}
Fe E 2	0,0008	0,0063 10^{-6}	0,0012	3,6 10^{-6}	3,5 10^{-6}	9,8 10^{-4}
Fe E 3	0,0008	0,0087 10^{-6}	0,0013	4,9 10^{-6}	4,8 10^{-6}	6,2 10^{-4}
Fe E 4	0,0020	0,130 10^{-6}	0,0031	74 10^{-6}	81 10^{-6}	79 10^{-4}
Fe F 1	0,0010	0,0102 10^{-6}	0,0014	5,8 10^{-6}	8,7 10^{-6}	8,1 10^{-4}
Fe F 2	0,0011	0,0190 10^{-6}	0,0017	11 10^{-6}	12 10^{-6}	13 10^{-4}
Fe F 3	0,0013	0,0408 10^{-6}	0,0021	23 10^{-6}	21 10^{-6}	15 10^{-4}
Fe F 4	0,0023	0,176 10^{-6}	0,0035	100 10^{-6}	98 10^{-6}	53 10^{-4}

†) \bar{r} = mittl. Kornradius nach dem Kreisverfahren, $\bar{R} = \frac{\bar{D}}{2}$

Tafel 14

Ergebnisse der mechanisch-technologischen Untersuchungen an Reineisen und St 37

Probe	$T_{\ddot{u}}$ °C	σ_y kp/mm ²
Fe D 1	- 69	-
Fe D 2	- 75	-
Fe D 3	- 62	-
Fe D 4	- 76	-
Fe D 5	- 70	-
Fe D 6	- 74	-
Fe E 1	- 36	31, 1
Fe E 2	- 26	29, 7
Fe E 3	- 21	28, 3
Fe E 4	+ 1	20, 9
Fe F 1	- 3	27, 6
Fe F 2	+ 12	26, 2
Fe F 3	+ 14	24, 7
Fe F 4	+ 17	21, 2

4.6 Ergebnisse von Fe-30 Ni

Tafel 15 enthält die Ergebnisse der röntgenographischen Austenitbestimmung. Diese Messungen wurden an den rekristallisierten, den dann auf -70 °C, -125 °C und -196 °C gekühlten sowie bei Fe C 1 und Fe C 2 an den auf -196 °C gekühlten und anschließend bis auf 750 °C angelassenen Proben durchgeführt. Die Ultraschallschwächung wurde bei Fe C 1 und Fe C 2 auch an den angelassenen Zuständen der auf -70 °C und auf -125 °C gekühlten Proben gemessen.

Die Ergebnisse in Spalte 4 zeigen die Abnahme des Austenitgehaltes mit niedriger werdender Kühltemperatur (Proben Fe C 1.1 bis 1.5, Fe C 2.1 bis 2.5 und Fe C 3.1 bis 3.5). Bis zu einer Anlaßtemperatur von 400 °C bleibt der Austenitgehalt praktisch unverändert. Bei 500 °C setzt die Rückumwandlung des Martensits in Austenit ein. Dadurch nimmt der Austenitgehalt zu. Bei 650 °C ist die Umwandlung bereits abgeschlossen.

In den Bildern 15 bis 22 sind die Gefügeumwandlungen bei den Ausgangskorngrößen C 1 und C 2 bei lichtmikroskopischer Vergrößerung zu sehen: In den Bildern 15 und 19 der rekristallisierte Zustand, in den Bildern 16 und 20 nach Kühlen auf -196 °C und Anlassen auf 400 °C, in den Bildern 17 und 21 nach Anlassen bis auf 650 °C und in den Bildern 18 und 22 nach Anlassen auf 750 °C. Das Gefüge der auf 500 °C angelassenen Proben ist den

Tafel 15

Röntgenographisch bestimmter Austenitgehalt wärmebehandelter Proben von Fe-30 Ni

Probe	Wärmebehandlung		Austenitgehalt %
	Kühltemp. °C	Anlaßtemp. °C	
Fe C 1.1	-	-	97 ± 1
Fe C 1.3	- 70	-	65 ± 5
Fe C 1.4	- 125	-	25 ± 4
Fe C 1.5	- 196	-	7 ± 2
Fe C 1.53	- 196	300	8 ± 2
Fe C 1.54	- 196	400	8 ± 2
Fe C 1.55	- 196	500	28 ± 7
Fe C 1.56	- 196	650	99 ± 1
Fe C 1.57	- 196	750	99 ± 1
Fe C 2.1	-	-	97 ± 1
Fe C 2.3	- 70	-	50 ± 5
Fe C 2.4	- 125	-	20 ± 4
Fe C 2.5	- 196	-	4 ± 2
Fe C 2.53	- 196	300	7 ± 2
Fe C 2.54	- 196	400	8 ± 2
Fe C 2.55	- 196	500	35 ± 7
Fe C 2.56	- 196	650	99 ± 1
Fe C 2.57	- 196	750	99 ± 1
Fe C 3.1	-	-	95 ± 1
Fe C 3.3	- 70	-	47 ± 5
Fe C 3.4	- 125	-	22 ± 3
Fe C 3.5	- 196	-	15 ± 2

bei 400 °C angelassenen im Lichtmikroskop sehr ähnlich. Auf eine Wiedergabe der Gefüeaufnahmen wurde deshalb verzichtet. Vergleicht man jeweils die Bilder 16 und 17 sowie 20 und 21, so stellt man fest, daß die röntgenographisch einwandfrei nachgewiesene Rückumwandlung im lichtmikroskopischen Bild nicht klar zu erkennen ist. Durch das Anlassen auf 750 °C rekristallisiert das bei 650 °C bereits vollständig in Austenit umgewandelte, aber noch nadelige Gefüge zum größten Teil zu polygonen Körnern (Bilder 18 und 22). Das Gefüge ist dem Ausgangszustand ähnlich, aber feinkörniger.

In den elektronenmikroskopischen Aufnahmen kann man die einzelnen Stufen der Umwandlung auch im Gefüge beobachten. Die Bilder 23 und 27 zeigen das Gefüge der Proben der Ausgangskorngrößen C 1 und C 2, die nach dem Rekristallisieren auf -196 °C gekühlt und auf 400 °C angelassen wurden, mit relativ groben Martensitplatten und Restaustenitinseln. Nach dem Anlassen auf 500 °C wandelt sich der Martensit wiederum durch Umklappen in Austenit um (Bilder 24 und 28). Die ursprünglichen Martensitplatten erhalten ein gefiedertes Aussehen, weil sie in wesentlich kleinere Austenitplatten zerfallen. Durch das Anlassen auf 650 °C erhält das Gefüge innerhalb der ursprünglichen Martensitplatten ein mehr körniges Aussehen, ohne daß die allgemeine Nadelstruktur verlorengeht (Bilder 25 und 29). Bereits nach dem Anlas-

Gefügeänderungen bei Fe-30 Ni nach dem Kühlen auf -196°C und anschließendem Anlassen, Fe C 1, lichtmikroskopisch, Vergr. 500 : 1

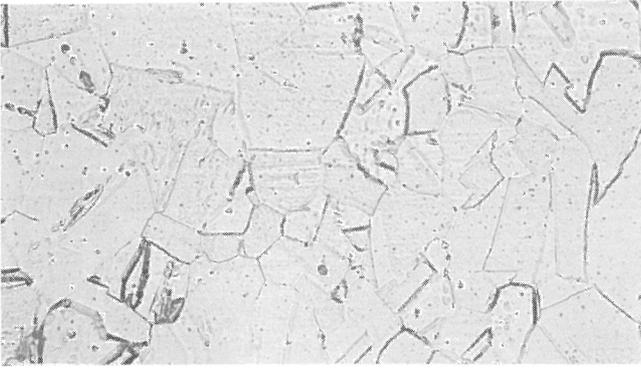


Bild 15
Probe Fe C 1.1
rekristallisiert, $\bar{D} = 19 \mu\text{m}$

Gefügeänderungen bei Fe-30 Ni nach dem Kühlen auf -196°C und anschließendem Anlassen, Fe C 2, lichtmikroskopisch, Vergr. 500 : 1

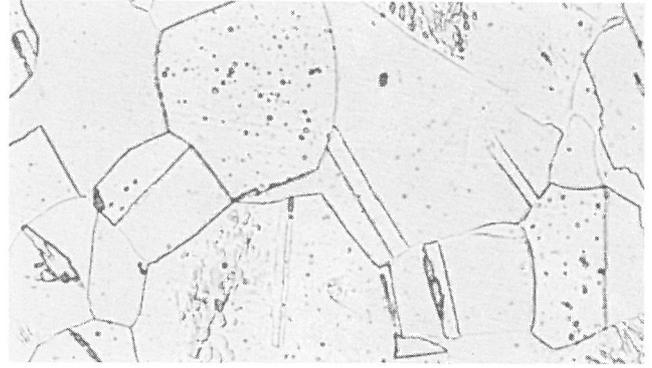


Bild 19
Probe Fe C 2.1
rekristallisiert, $\bar{D} = 58 \mu\text{m}$

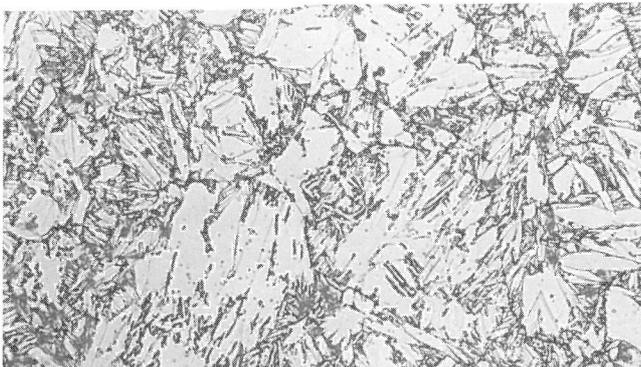


Bild 16
Probe Fe C 1.54
rekristallisiert, -196°C , 1 h 400°C

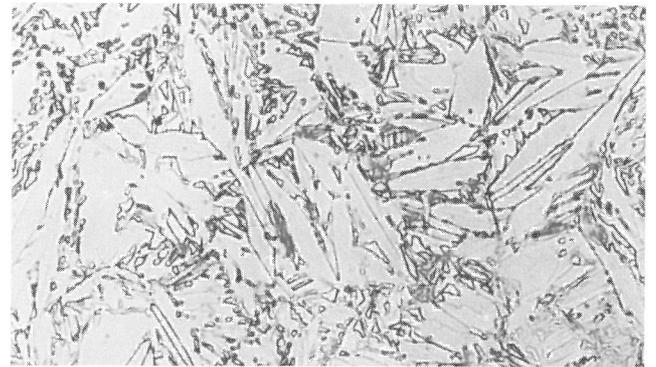


Bild 20
Probe Fe C 2.54
rekristallisiert, -196°C , 1 h 400°C



Bild 17
Probe Fe C 1.56
rekristallisiert, -196°C , 1 h 650°C



Bild 21
Probe Fe C 2.56
rekristallisiert, -196°C , 1 h 650°C

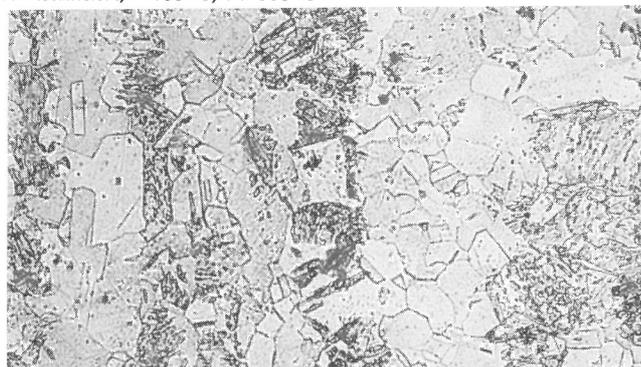


Bild 18
Probe Fe C 1.57
rekristallisiert, -196°C , 3 h 750°C

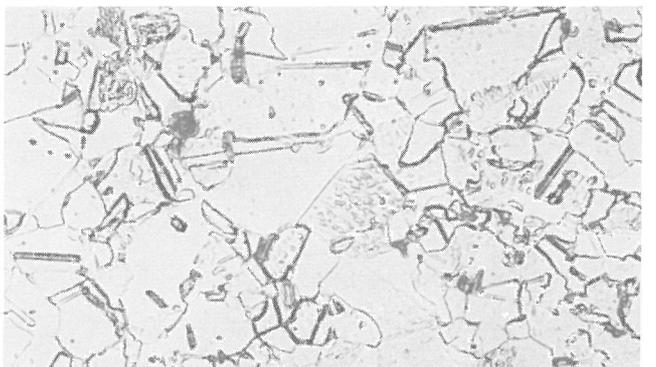


Bild 22
Probe Fe C 2.57
rekristallisiert, -196°C , 3 h 750°C

Gefügeänderungen bei Fe-30 Ni nach dem Kühlen auf -196°C und anschließendem Anlassen, Fe C 1, elektronenmikroskopisch, Vergr. 7500 : 1



Bild 23
Probe Fe C 1.54
rekristallisiert, -196°C , 1 h 400°C



Bild 24
Probe Fe C 1.55
rekristallisiert, -196°C , 1 h 500°C

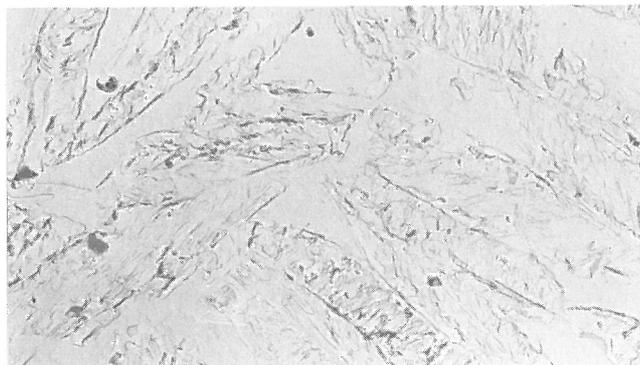


Bild 25
Probe Fe C 1.56
rekristallisiert, -196°C , 1 h 650°C

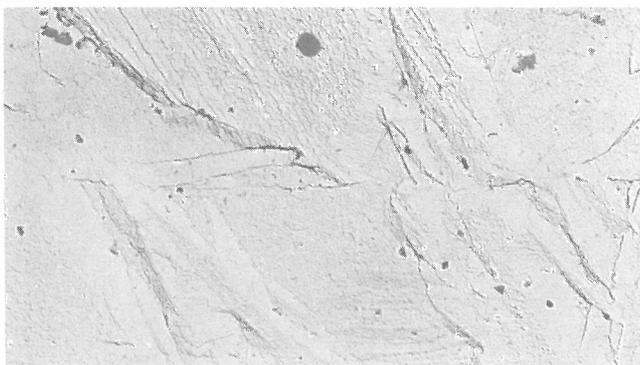


Bild 26
Probe Fe C 1.57
rekristallisiert, -196°C , 1 h 750°C

Gefügeänderungen bei Fe-30 Ni nach dem Kühlen auf -196°C und anschließendem Anlassen, Fe C 2, elektronenmikroskopisch, Vergr. 7500 : 1

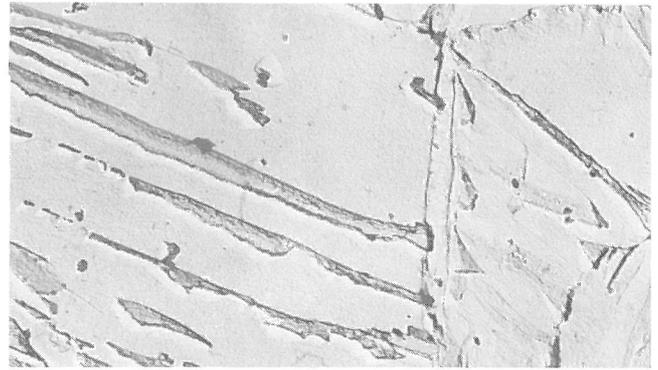


Bild 27
Probe Fe C 2.54
rekristallisiert, -196°C , 1 h 400°C



Bild 28
Probe Fe C 2.55
rekristallisiert, -196°C , 1 h 500°C

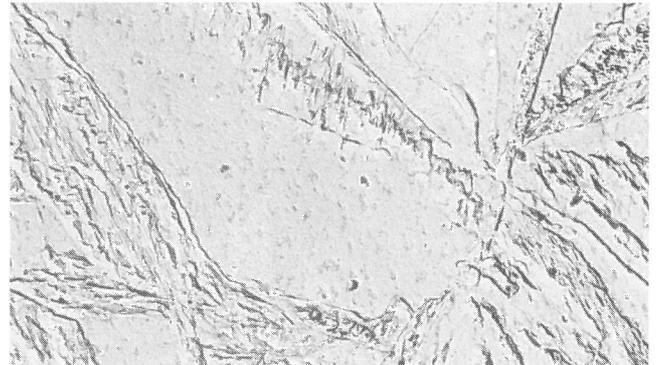


Bild 29
Probe Fe C 2.56
rekristallisiert, -196°C , 1 h 650°C

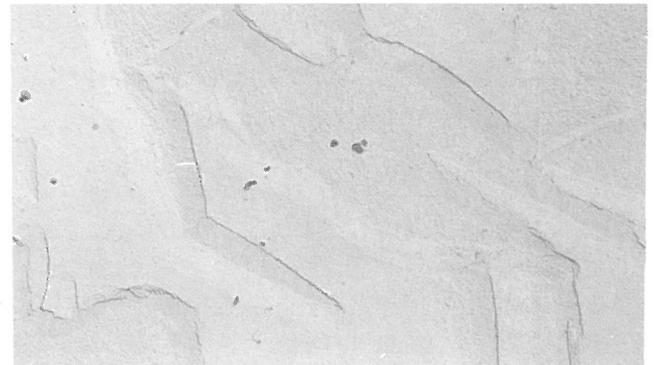


Bild 30
Probe Fe C 2.57
rekristallisiert, -196°C , 1 h 750°C

sen auf 500 °C wurden feine Ausscheidungen einer weiteren Phase beobachtet. Dieser Effekt wurde nicht weiter verfolgt, da er für das Ziel der Arbeit nur von untergeordneter Bedeutung ist. Die Bilder 26 und 30 zeigen, daß die Nadelstruktur nach dem Anlassen auf 750 °C weitgehend verschwunden ist.

Die Ergebnisse der Ultraschallschwächungsmessungen sind in den Tafeln 16 und 17 in der Reihenfolge der Korngrößen zusammengefaßt. Tafel 16 enthält die Streukonstanten, Tafel 17 die Absorptionskonstanten.

In beiden Tafeln sind unter Fe C 1 in Spalte 3 die Werte der rekristallisierten Probe aufgeführt, die den gleichen Anlaßbehandlungen unterworfen wurde wie die gekühlten Proben, jedoch dabei ihr Gefüge nicht änderte. Diese Probe wurde nach je-

Tafel 16

Streukonstanten in $\text{dB } \mu\text{s}^{-1} \text{ MHz}^{-4}$ von Fe C in Abhängigkeit von der Wärmebehandlung

Fe C 1					
Anlaßtemp. °C	Anlaßzeit h	Vorbehandlung Rekristallisiert +			
		-	- 70 °C	- 125 °C	- 196 °C
-	-	$17 \cdot 10^{-6}$	$16 \cdot 10^{-6}$	$11 \cdot 10^{-6}$	$8 \cdot 10^{-6}$
300	1	$18 \cdot 10^{-6}$	$18 \cdot 10^{-6}$	$12 \cdot 10^{-6}$	$7 \cdot 10^{-6}$
400	1	$20 \cdot 10^{-6}$	$19 \cdot 10^{-6}$	$11 \cdot 10^{-6}$	$8 \cdot 10^{-6}$
500	1	$20 \cdot 10^{-6}$	$16 \cdot 10^{-6}$	$12 \cdot 10^{-6}$	$9 \cdot 10^{-6}$
650	1	$21 \cdot 10^{-6}$	$20 \cdot 10^{-6}$	$11 \cdot 10^{-6}$	$2 \cdot 10^{-6}$
750	3	$20 \cdot 10^{-6}$	$17 \cdot 10^{-6}$	$16 \cdot 10^{-6}$	$5 \cdot 10^{-6}$

Fe C 3

Anlaßtemp. °C	Anlaßzeit h	Vorbehandlung Rekristallisiert +			
		-	- 70 °C	- 125 °C	- 196 °C
-	-	$73 \cdot 10^{-6}$	$66 \cdot 10^{-6}$	$25 \cdot 10^{-6}$	$20 \cdot 10^{-6}$

Fe C 2

Anlaßtemp. °C	Anlaßzeit h	Vorbehandlung Rekristallisiert +			
		-	- 70 °C	- 125 °C	- 196 °C
-	-	$419 \cdot 10^{-6}$	$81 \cdot 10^{-6}$	$41 \cdot 10^{-6}$	$38 \cdot 10^{-6}$
300	1	-	$77 \cdot 10^{-6}$	$45 \cdot 10^{-6}$	$36 \cdot 10^{-6}$
400	1	-	$82 \cdot 10^{-6}$	$43 \cdot 10^{-6}$	$43 \cdot 10^{-6}$
500	1	-	$86 \cdot 10^{-6}$	$41 \cdot 10^{-6}$	$41 \cdot 10^{-6}$
650	1	-	$112 \cdot 10^{-6}$	$89 \cdot 10^{-6}$	$41 \cdot 10^{-6}$
750	3	-	$51 \cdot 10^{-6}$	$36 \cdot 10^{-6}$	$15 \cdot 10^{-6}$

der Anlaßbehandlung mitgemessen, um die Reproduzierbarkeit der Messungen auch im Hinblick auf den Einfluß einer dünnen Oxidschicht, die beim Anlassen an Luft entsteht, zu kontrollieren.

Ein Einfluß der Oxidschicht scheint nicht zu bestehen. Die Streukonstante ist mit $\pm 10\%$ reproduzierbar. Im gleichen Bereich lag der Fehler innerhalb einer einzelnen Meßreihe. In wenigen Einzelfällen betrug der Fehler innerhalb einer einzelnen Meßreihe bis zu 18 %.

Die Bilder 31a bis 38a zeigen einige ausgewählte Beispiele für die Abhängigkeit des korrigierten Schwächungskoeffizienten von der Frequenz und

Tafel 17

Absorptionskonstanten in $\text{dB } \mu\text{s}^{-1} \text{ MHz}^{-2}$ von Fe C in Abhängigkeit von der Wärmebehandlung

Fe C 1					
Anlaßtemp. °C	Anlaßzeit h	Vorbehandlung Rekristallisiert +			
		-	- 70 °C	- 125 °C	- 196 °C
-	-	$9 \cdot 10^{-4}$	$19 \cdot 10^{-4}$	$3 \cdot 10^{-4}$	$4 \cdot 10^{-4}$
300	1	$6 \cdot 10^{-4}$	$15 \cdot 10^{-4}$	$1 \cdot 10^{-4}$	$4 \cdot 10^{-4}$
400	1	$2 \cdot 10^{-4}$	$12 \cdot 10^{-4}$	$2 \cdot 10^{-4}$	$2 \cdot 10^{-4}$
500	1	$3 \cdot 10^{-4}$	$15 \cdot 10^{-4}$	$2 \cdot 10^{-4}$	$4 \cdot 10^{-4}$
650	1	$3 \cdot 10^{-4}$	- +)	$3 \cdot 10^{-4}$	$12 \cdot 10^{-4}$
750	3	$2 \cdot 10^{-4}$	- +)	- +)	$7 \cdot 10^{-4}$

Fe C 3

Anlaßtemp. °C	Anlaßzeit h	Vorbehandlung Rekristallisiert +			
		-	- 70 °C	- 125 °C	- 196 °C
-	-	$53 \cdot 10^{-4}$	$37 \cdot 10^{-4}$	$52 \cdot 10^{-4}$	$58 \cdot 10^{-4}$

Fe C 2

Anlaßtemp. °C	Anlaßzeit h	Vorbehandlung Rekristallisiert +			
		-	- 70 °C	- 125 °C	- 196 °C
-	-	- +)	$85 \cdot 10^{-4}$	$69 \cdot 10^{-4}$	$42 \cdot 10^{-4}$
300	1	-	$84 \cdot 10^{-4}$	$63 \cdot 10^{-4}$	$40 \cdot 10^{-4}$
400	1	-	$83 \cdot 10^{-4}$	$66 \cdot 10^{-4}$	$33 \cdot 10^{-4}$
500	1	-	$81 \cdot 10^{-4}$	$80 \cdot 10^{-4}$	$49 \cdot 10^{-4}$
650	1	-	$96 \cdot 10^{-4}$	$89 \cdot 10^{-4}$	$51 \cdot 10^{-4}$
750	3	-	$27 \cdot 10^{-4}$	$6 \cdot 10^{-4}$	$7 \cdot 10^{-4}$

+) Errechner Wert < 0, daher nicht sinnvoll. Es muß ein sehr kleiner Wert > 0 vermutet werden, für dessen Bestimmung die Meßgenauigkeit aber nicht ausreicht.

die dazu gehörigen Ausgleichskurven aus den Messungen an Fe-30 Ni. Es sind die Ergebnisse des rekristallisierten feinkörnigen und grobkörnigen Ausgangszustandes (Bilder 31 und 35), des auf -70 °C gekühlten Zustandes (Bilder 32 und 36), des auf -196 °C gekühlten Zustandes (Bilder 33 und 37) und des auf -196 °C gekühlten und drei Stunden bei 750 °C angelassenen Zustandes wiedergegeben. Die entsprechenden Gefügebildungen sind in den Bildern 31b bis 38b zu sehen.

Tafel 18 vergleicht in Spalte 5 und 6 die aus der Korngröße berechneten Streukonstanten mit den aus den Ultraschallmessungen erhaltenen Werten des rekristallisierten Zustandes.

Tafel 18

Vergleich der berechneten und gemessenen Streukonstanten von Fe-30 Ni im rekristallisierten Zustand

Probe	Korngröße			a_4 (ber.) $\text{dB } \mu\text{s}^{-1} \text{ MHz}^{-4}$	a_4 (US) $\text{dB } \mu\text{s}^{-1} \text{ MHz}^{-4}$
	\bar{r} +) cm	\bar{V} cm^3	\bar{R} +) cm		
Fe C 1	0,0010	$0,0129 \cdot 10^{-6}$	0,0015	$24 \cdot 10^{-6}$	$19 \cdot 10^{-6}$
Fe C 3	0,0015	$0,047 \cdot 10^{-6}$	0,0022	$89 \cdot 10^{-6}$	$73 \cdot 10^{-6}$
Fe C 2	0,0029	$0,345 \cdot 10^{-6}$	0,0044	$660 \cdot 10^{-6}$	$419 \cdot 10^{-6}$

+) \bar{r} = mittl. Kornradius nach dem Kreisverfahren, $\bar{R} = \frac{\bar{D}}{2}$

Martensitische Gefüge lassen sich nur schwer durch Gefügeparameter quantitativ beschreiben. Deshalb wurde hier zunächst darauf verzichtet, derartige Angaben zu machen. Ein Vergleich von Tafel 16 mit Tafel 15 und den Gefügebildern 15 bis 30 zeigt, inwieweit Zusammenhänge zwischen Gefüge und Streukonstante bestehen. Bei allen Aus-

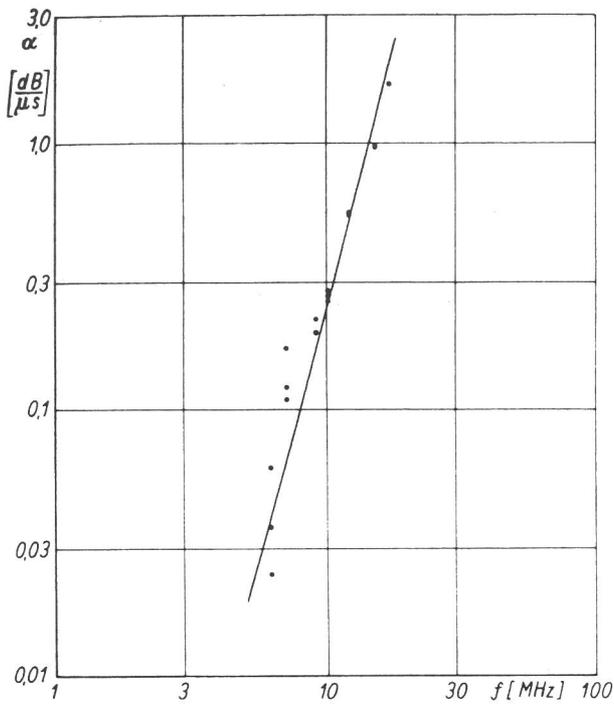


Bild 31 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe C 1.1 (Fe-30 Ni, rekristallisiert)

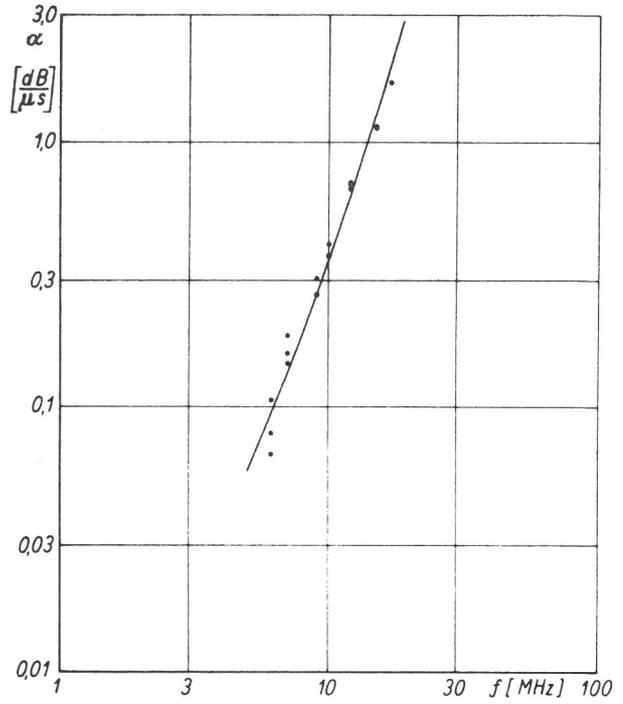


Bild 32 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe C 1.3 (Fe-30 Ni, rekristallisiert, - 70°C)

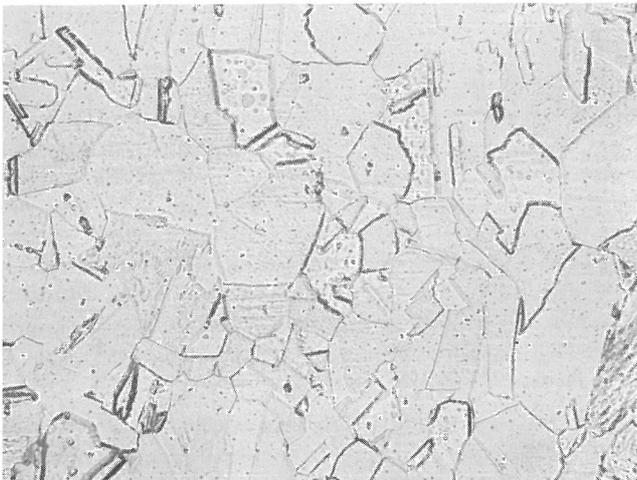


Bild 31 b
Mikrogefüge der Probe Fe C 1.1
(Fe-30 Ni, rekristallisiert)

Vergr. 500 : 1
 $\bar{R} = 0,0015 \text{ cm}$



Bild 32 b
Mikrogefüge der Probe Fe C 1.3 (Fe-30 Ni, rekristallisiert, - 70°C)

Vergr. 500 : 1

gangskorngrößen nimmt die Streukonstante, bedingt durch das Kühlen und durch die daraus resultierende Zunahme des Martensitanteils im Gefüge, mit sinkender Kühltemperatur ab (vgl. auch die Bilder 31b bis 33b und 35b bis 37b).

Bei den im rekristallisierten Ausgangszustand feinkörnigen Proben C 1 wirkt sich das Anlassen überhaupt nicht auf die Ultraschallstreuung aus, obwohl während des Anlassens bei Temperaturen von 500 °C an erhebliche Gefügeänderungen zu beobachten sind.



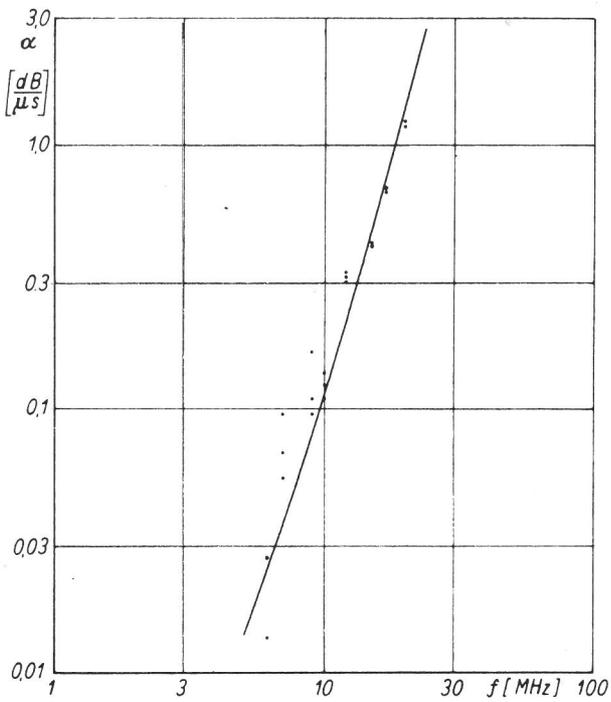


Bild 33 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe C 1.5 (Fe-30 Ni, rekristallisiert, - 196°C)

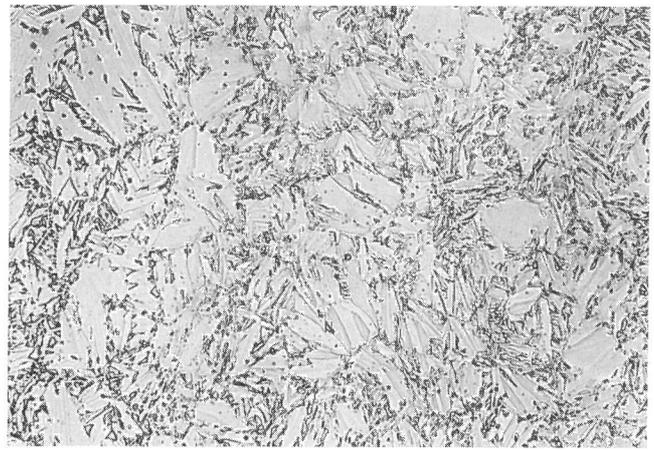


Bild 33 b
Mikrogefüge der Probe Fe C 1.5 (Fe-30 Ni, rekristallisiert, - 196°C) Vergr. 500 : 1

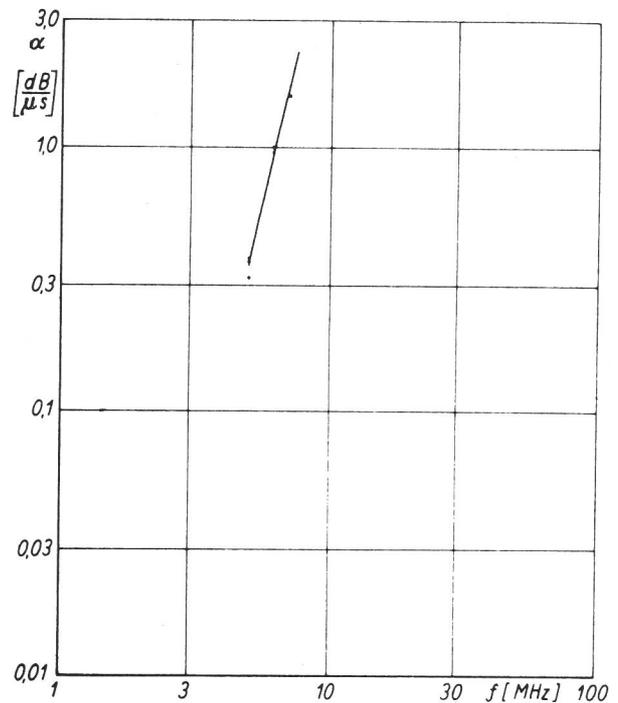


Bild 35 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe C 2.1 (Fe-30 Ni, rekristallisiert)

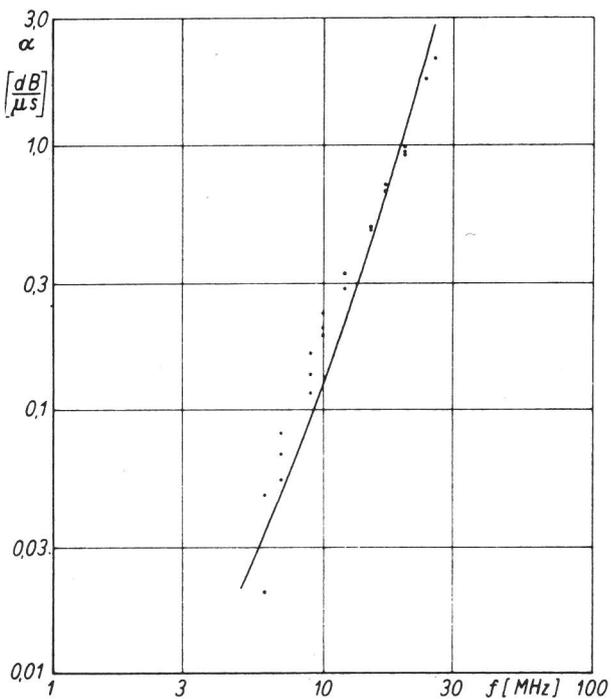


Bild 34 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe C 1.57 (Fe-30 Ni, rekristallisiert, - 196°C, 3 h 750°C)

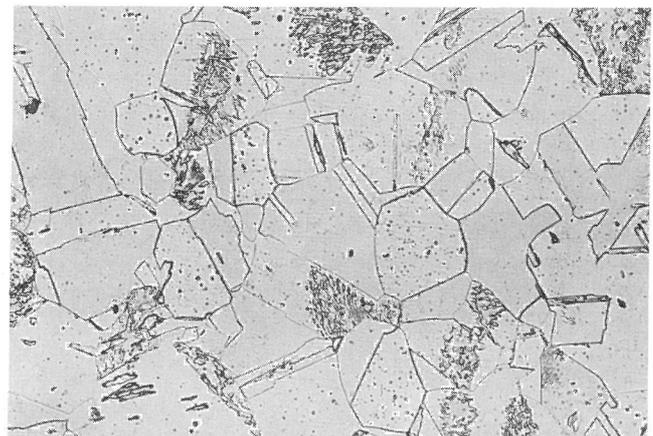


Bild 35 b
Mikrogefüge der Probe Fe C 2.1 (Fe-30 Ni, rekristallisiert) Vergr. 300 : 1 $\bar{R} = 0,0044$ cm

Bild 34 b
Mikrogefüge der Probe Fe C 1.57 (Fe-30 Ni, rekristallisiert, - 196°C, 3 h 750°C) Vergr. 500 : 1

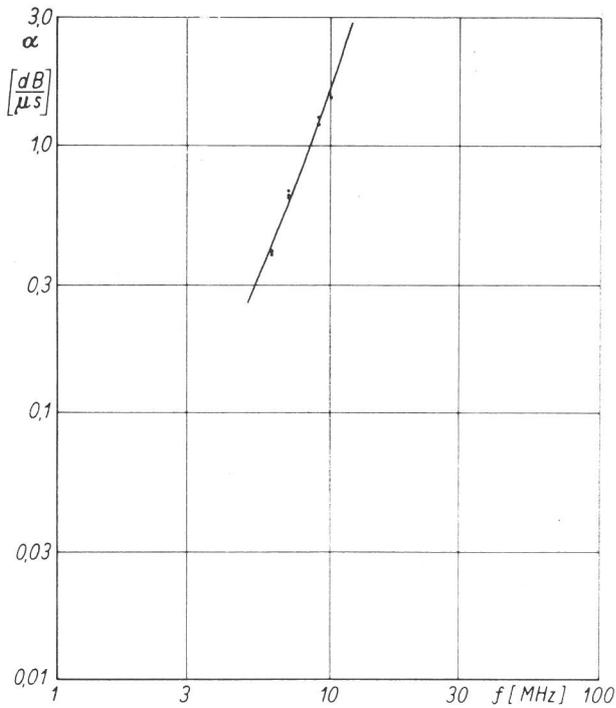


Bild 36 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe C 2.3 (Fe-30 Ni, rekristallisiert, -70°C)

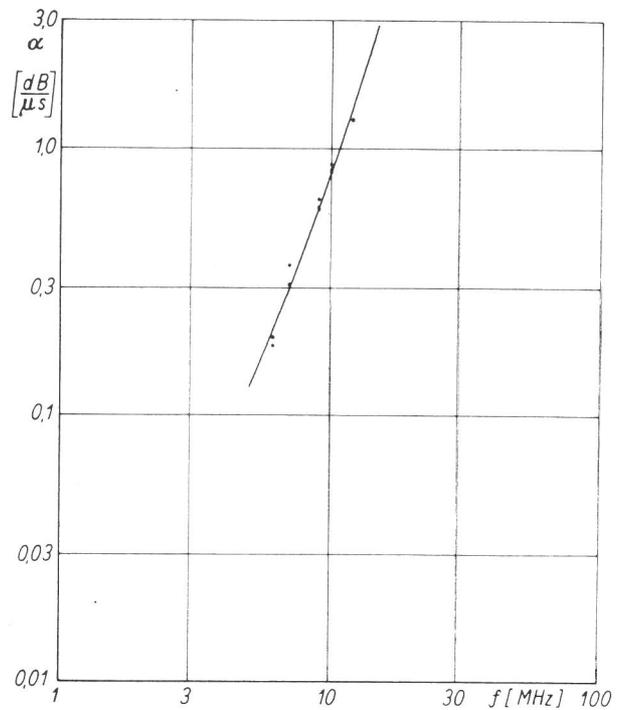


Bild 37 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe C 2.5 (Fe-30 Ni, rekristallisiert, -196°C)

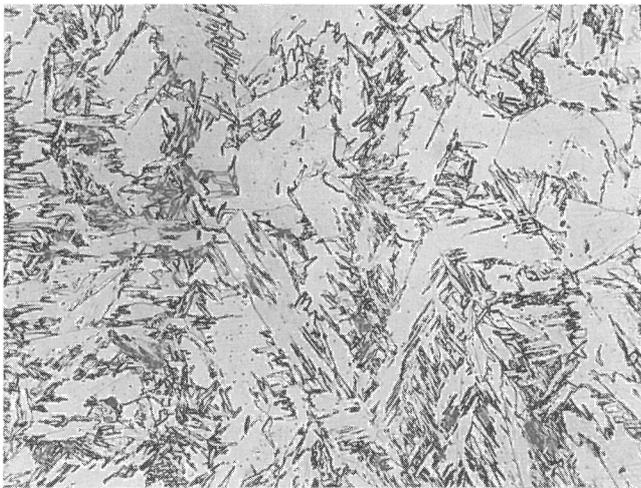


Bild 36 b
Mikrogefüge der Probe Fe C 2.3 (Fe-30 Ni, rekristallisiert, -70°C)
Vergr. 300 : 1

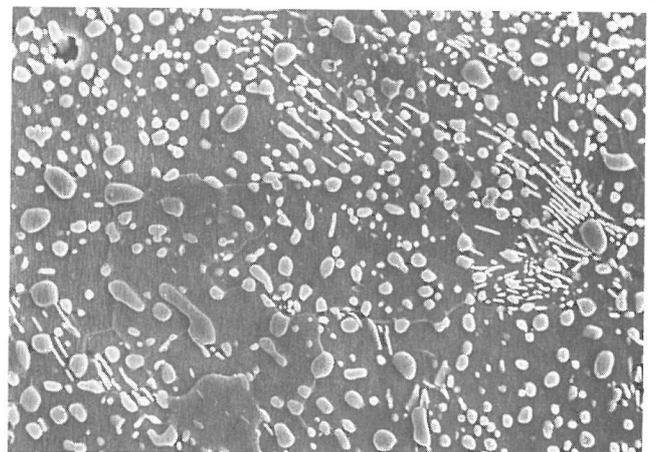


Bild 37 b
Mikrogefüge der Probe Fe C 2.5 (Fe-30 Ni, rekristallisiert, -196°C)
Vergr. 300 : 1

Bei den im rekristallisierten Ausgangszustand grobkörnigen Proben C 2 nimmt dagegen bei den auf -70°C und -125°C gekühlten Proben nach dem Anlassen auf 650°C die Streukonstante zu. Nach dem Anlassen auf 750°C fällt dann die Streukonstante bei allen Vorbehandlungszuständen auf einen Wert unterhalb der bis zu einer Anlaßtemperatur von 500°C erhaltenen Werte ab.

4.7 Ergebnisse von 100 Cr 6

Die wichtigsten Gefügeparameter eines perlitischen Gefüges sind: Ursprüngliche Austenitkorngröße, Größe der Perlitinseln, d. h. Bereiche mit gleichorientierter Ferritmatrix, Lamellenab-



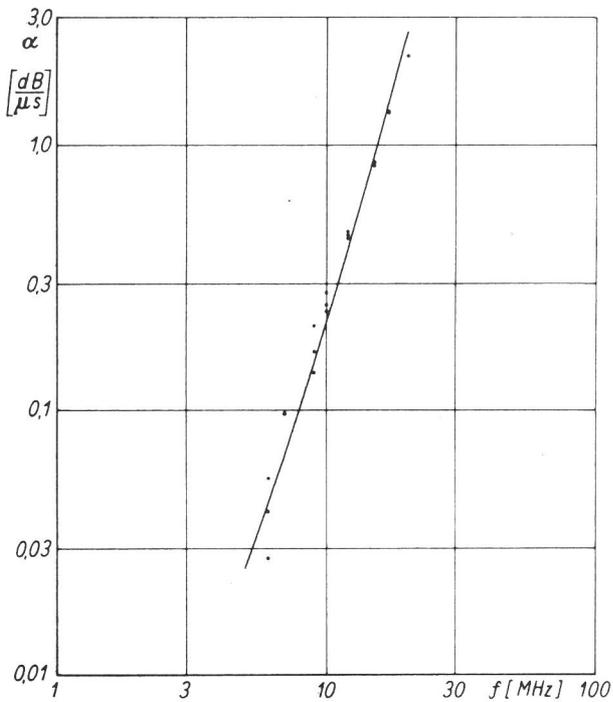


Bild 38 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe C 2.57 (Fe-30 Ni, rekristallisiert, - 196°C, 3 h 750°C)

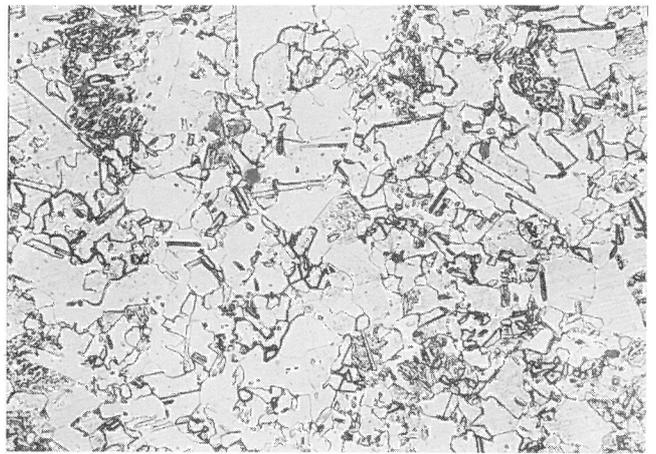


Bild 38 b
Vergr. 300 : 1
Mikrogefüge der Probe Fe C 2.57 (Fe-30 Ni, rekristallisiert, - 196°C, 3 h 750°C)

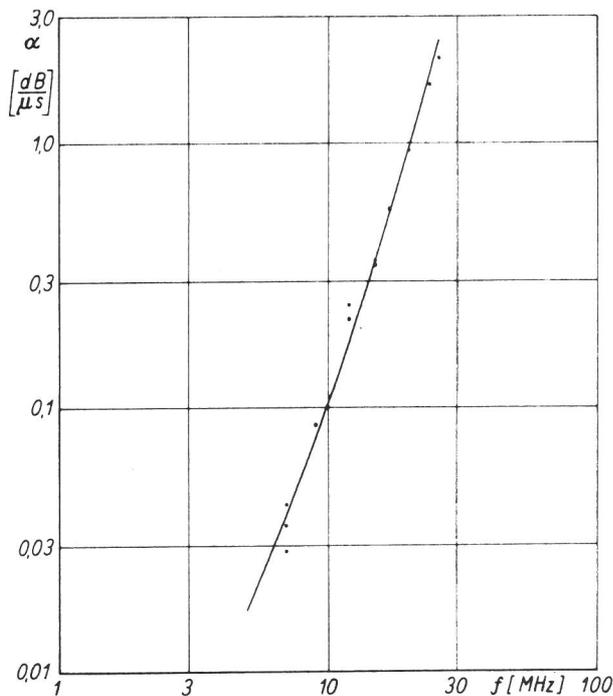


Bild 39 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe G 85.1 (100 Cr 6; austenitisiert bei 850°C; isotherm umgewandelt bei 680°C)

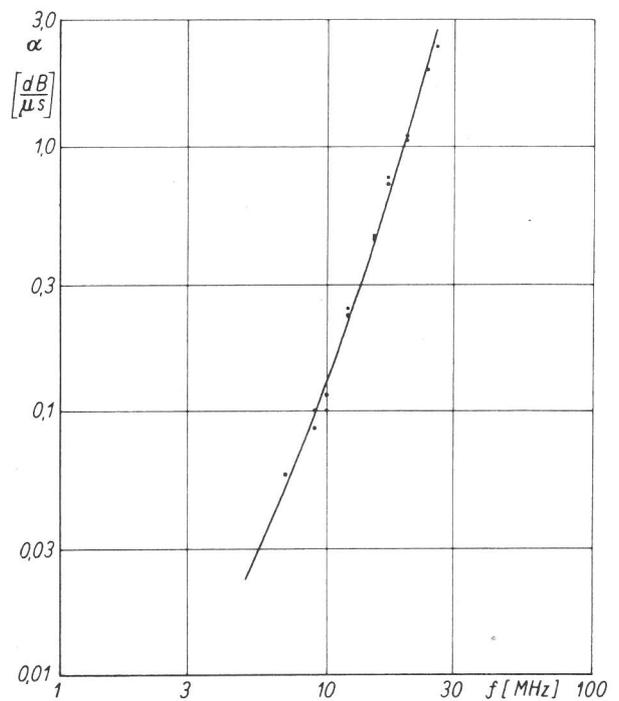


Bild 40 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe G 85.3 (100 Cr 6; austenitisiert bei 850°C; isotherm umgewandelt bei 550°C)

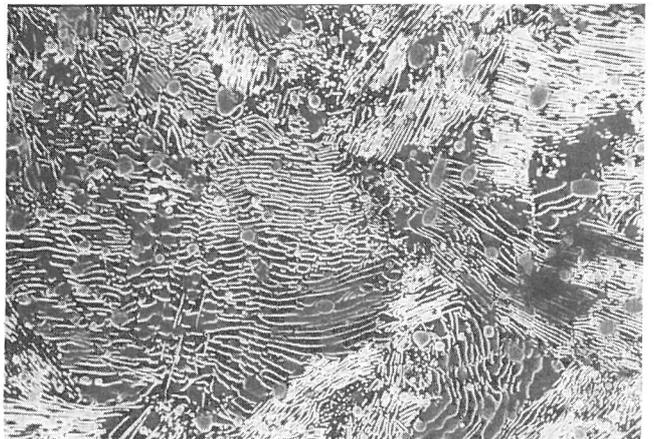


Bild 40 b
Vergr. 2500 : 1
Mikrogefüge der Probe Fe G 85.3 Sorbit (rasterelektronenmikroskopisch)

Bild 39 b
Vergr. 2500 : 1
Mikrogefüge der Probe Fe G 85.1
globularer Zementit, etwas lamellarer Zementit (rasterelektronenmikroskopisch)

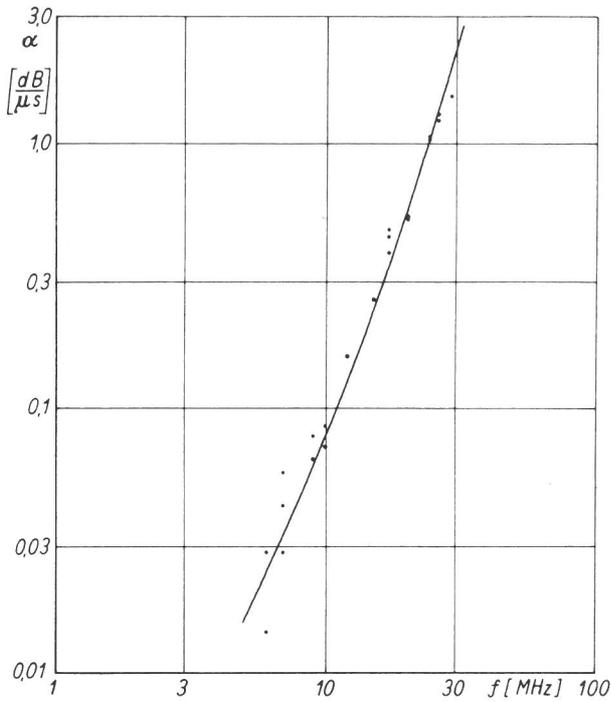


Bild 41 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe G 85.5 (100 Cr 6; austenitisiert bei 850°C; isotherm umgewandelt bei 300°C)

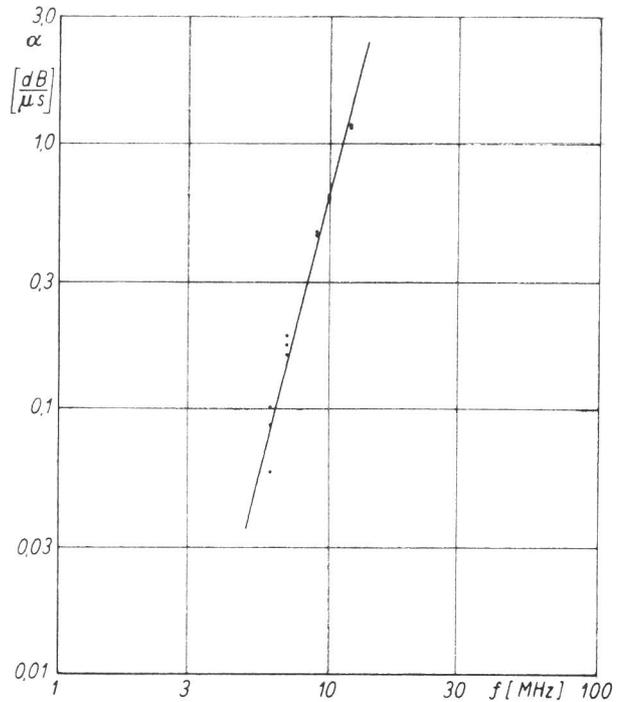


Bild 42 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe G 95.1 (100 Cr 6; austenitisiert bei 950°C; isotherm umgewandelt bei 680°C)

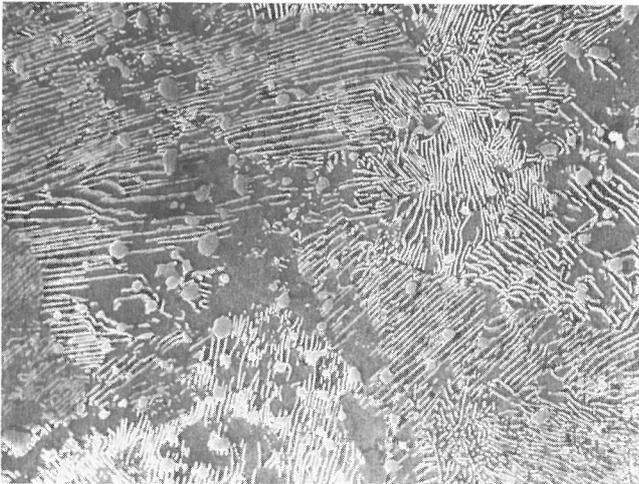


Bild 41 b
Mikrogefüge der Probe Fe G 85.5
Sorbit (rasterelektronenmikroskopisch)

Vergr. 2500 : 1



Bild 42 b
Mikrogefüge der Probe Fe G 95.1
Perlit (rasterelektronenmikroskopisch)

Vergr. 2500 : 1

stand und Lamellenlänge. Die Bilder 39b bis 41b zeigen als Beispiele das Gefüge der Proben Fe G 85.1, 85.3 und 85.5, die Bilder 42b bis 44b das Gefüge der Proben Fe G 95.1, 95.3 und 95.5 in Ausschnitten aus rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen. Während das Auflösungsvermögen des Lichtmikroskopes nicht ausreicht, um feinelamellaren Perlit aufzulösen, kann man bei elektronenmikroskopischen Vergrößerungen keinen Überblick über das Gesamtgefüge gewinnen. Nur der mittlere Lamellenabstand konnte an elektronenmikroskopischen Aufnahmen bestimmt werden.

Die Austenitkorngröße sollte bei der jeweiligen

Austenitisierungstemperatur die gleiche sein. Nur bei den bei 950 °C austenitisierten Proben gelang es, diese, wenn auch mit großer Unsicherheit, wegen der geringen Zahl der zur Auswertung zur Verfügung stehenden Körner nach dem Kreisverfahren, d. h. ohne Statistik, zu bestimmen. Tafel 19 zeigt das Ergebnis (Spalte 3) sowie die jeweiligen Lamellenabstände (Spalte 4).

Die Austenitkorngröße der bei 950 °C austenitisierten Proben ist nahezu konstant. Die Abweichungen liegen innerhalb der Meßgenauigkeit. Der Lamellenabstand nimmt erwartungsgemäß bei beiden Austenitisierungstemperaturen mit sinkender Umwandlungstemperatur ab. Bei der Umwand-

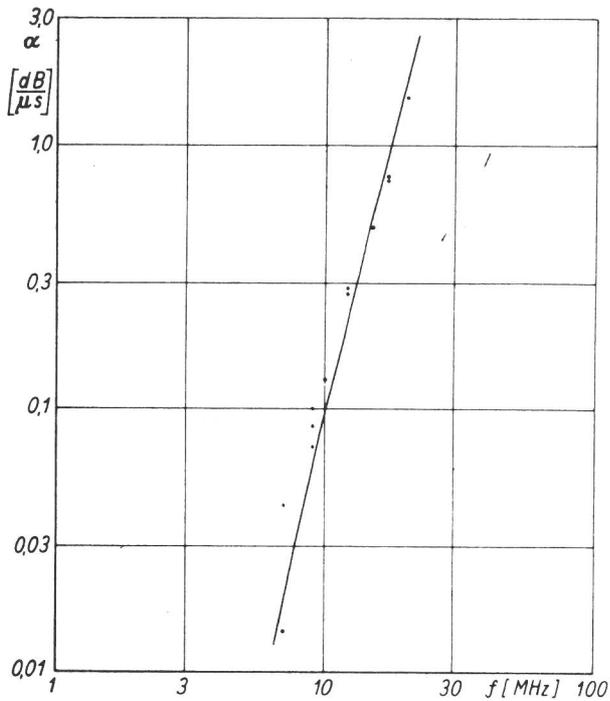


Bild 43 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe G 95.3 (100 Cr 6; austenitisiert bei 950°C; isotherm umgewandelt bei 550°C)

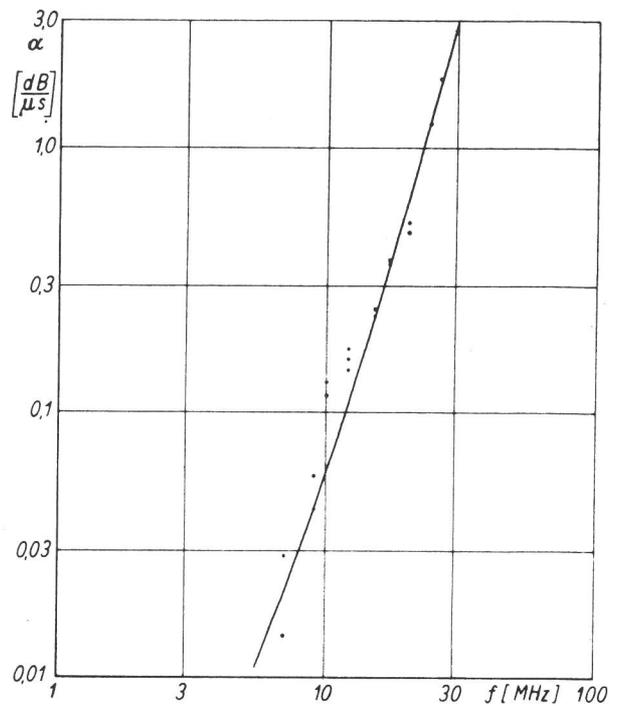


Bild 44 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe G 95.5 (100 Cr 6; austenitisiert bei 950°C; isotherm umgewandelt bei 300°C)

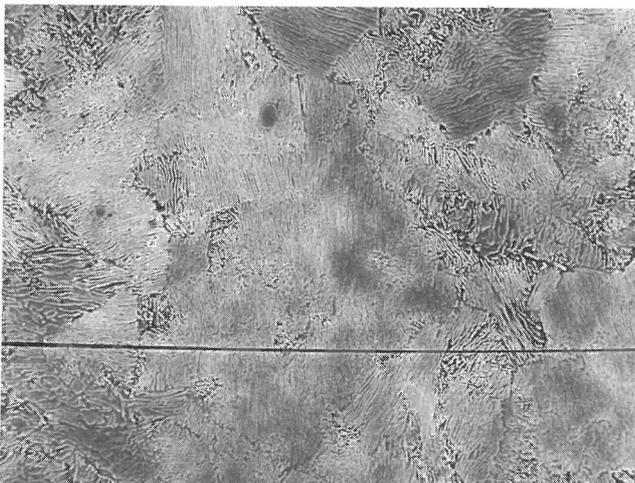


Bild 43 b
Mikrogefüge der Probe Fe G 95.3
Sorbit (rasterelektronenmikroskopisch)



Bild 44 b
Mikrogefüge der Probe Fe G 95.5
Perlit und Sorbit (rasterelektronenmikroskopisch)

lungstemperatur von 300 °C ist jedoch in beiden Fällen eine Zunahme zu beobachten, was auch z.B. beim Vergleich von Bild 40b mit Bild 41b zu erkennen ist. Bei den bei 850 °C austenitisierten Proben ist der Anteil an nicht aufgelöstem globularem Zementit größer als bei den bei 950 °C austenitisierten Proben. Außerdem zeigt die Probe 85.1 überwiegend globularen Zementit (Bild 39b), der bei der isothermen Umwandlung z. T.

Tafel 19
Gefügeparameter der perlitischen Proben aus 100 Cr 6

- +) mittlerer Kornradius nach dem Kreisverfahren
- ++) Lamellenzementit konnte bei dieser Probe nur vereinzelt beobachtet werden.

Probe	Temp. der isoth. Umw. °C	Austenitkorngröße +) cm	Lamellenabstand cm
Fe G 85.1	680	-	0,036 · 10 ⁻³ ++)
Fe G 85.2	620	-	0,026 · 10 ⁻³
Fe G 85.3	550	-	0,017 · 10 ⁻³
Fe G 85.4	400	-	0,010 · 10 ⁻³
Fe G 85.5	300	-	0,018 · 10 ⁻³
Fe G 95.1	680	0,0013	0,028 · 10 ⁻³
Fe G 95.2	620	0,0011	0,022 · 10 ⁻³
Fe G 95.3	550	0,0009	0,015 · 10 ⁻³
Fe G 95.4	400	0,0009	0,015 · 10 ⁻³
Fe G 95.5	300	0,0009	0,021 · 10 ⁻³

neugebildet wurde, und nur wenig Lamellenzementit, während die bei der gleichen Temperatur umgewandelte, aber bei höherer Temperatur austenitisierte Probe 95.1 (Bild 42b) fast ausschließlich lamellares Gefüge hat, weil bei dieser vor dem Umwandeln der Kohlenstoffgehalt höher und die Zahl der Keimstellen geringer war.

Die Größe der kohärenten Bereiche der ferritischen Matrix konnte nicht quantitativ bestimmt werden, da die zur Gefügeuntersuchung angewendeten Methoden keine hinreichend zuverlässige Auskunft über die Orientierung bzw. über einen Orientierungswechsel geben. Es ist zu vermuten, daß Orientierungsänderungen der Zementitlamellen nicht in jedem Fall Orientierungsänderungen der Ferritmatrix anzeigen. Dem Augenschein nach nimmt die Größe dieser Bereiche mit sinkender Umwandlungstemperatur bis zu 400 °C ab, während sie nach der bei 300 °C ablaufenden Umwandlung wieder größer sind. Ähnliche Schwierigkeiten bestehen auch bei der Bestimmung der Lamellenlänge. Diese dürfte zwar etwa proportional zur Größe der kohärenten Ferritbereiche, aber vermutlich kleiner als diese sein.

Beispiele für die Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz zeigen die Bilder 39a bis 44a für die Proben Fe G 85.1, 85.3, 85.5 und Fe G 95.1, 95.3 und 95.5.

Da eine statistische Auswertung der Austenitkorngröße nicht möglich war, wurde der Radius des wirksamen mittleren Kornvolumens \bar{R} mit dem empirischen Umrechnungsfaktor 1,5 aus dem mittleren Kornradius \bar{r} , der nach dem Kreisverfahren bestimmt wurde, errechnet. Aus dem so erhaltenen Wert ergibt sich dann a_4 (ber.). In Tafel 20 sind diese Werte, soweit bekannt, in den Spalten 5 und 6 den Ergebnissen der Ultraschallschwächungsmessungen gegenübergestellt. In Spalte 7 sind die Absorptionskonstanten aufgeführt,

die aus den Ultraschallschwächungsmessungen erhalten wurden.

Beiden bei 950 °C austenitisierten Proben ist die aus der Austenitkorngröße berechnete Streukonstante a_4 ebenso wie die Korngröße innerhalb eines relativ großen Fehlerintervalls erwartungsgemäß etwa konstant und liegt bei ungefähr 10^{-5} dB μs^{-1} MHz $^{-4}$. Der Abfall ergibt sich mit Sicherheit nur durch Zufall. Die aus den Ultraschallmeßwerten erhaltene Streukonstante nimmt dagegen mit abnehmender Umwandlungstemperatur um mehr als eine Größenordnung ab. Dabei liegt sie zunächst bei höheren Umwandlungstemperaturen über dem nach der Austenitkorngröße zu erwartenden Mittelwert, bei niedrigeren Umwandlungstemperaturen dagegen darunter. Die Streukonstanten der bei 850 °C austenitisierten Proben liegen niedriger, nehmen aber ebenfalls mit sinkender Umwandlungstemperatur ab. Bemerkenswert ist die niedrigere Streukonstante der Probe 85.1, die bei 680 °C umgewandelt wurde und als einzige Probe globularen Zementit enthält. Die Absorptionskonstante ist innerhalb eines größeren Schwankungsbereiches annähernd konstant und zeigt keine systematischen Änderungen. Bei den bei 950 °C austenitisierten Proben scheint sie etwas kleiner zu sein als bei den bei 850 °C austenitisierten Proben.

4.8 Ergebnisse von 18 CrNi 8

Die Bilder 45a bis d geben das martensitische Gefüge, die Bilder 46a bis d die Austenitkornstruktur der Proben Fe H 85, 90, 95 und 105 wieder. Mit steigender Austenitisierungstemperatur wird der Martensit grobnadeliger, und die ursprüngliche Austenitkorngröße nimmt zu.

Als Beispiele zeigen die Bilder 47a und 48a die korrigierten Meßwerte der Schwächungskoeffizienten in Abhängigkeit von der Frequenz sowie die

Tafel 20
Ergebnisse der Untersuchungen an 100 Cr 6 im perlitischen Zustand

Probe	Austenitkorngröße			a_4 (ber.) dB μs^{-1} MHz $^{-4}$	a_4 (US) dB μs^{-1} MHz $^{-4}$	a_2 (US) dB μs^{-1} MHz $^{-4}$
	\bar{r} cm	\bar{V} cm 3	\bar{R} cm			
Fe G 85.1	-	-	-	-	$5 \cdot 10^{-6}$	$5 \cdot 10^{-4}$
Fe G 85.2	-	-	-	-	$13 \cdot 10^{-6}$	$3 \cdot 10^{-4}$
Fe G 85.3	-	-	-	-	$5 \cdot 10^{-6}$	$8 \cdot 10^{-4}$
Fe G 85.4	-	-	-	-	$4 \cdot 10^{-6}$	$5 \cdot 10^{-4}$
Fe G 85.5	-	-	-	-	$2 \cdot 10^{-6}$	$6 \cdot 10^{-4}$
Fe G 95.1	0,0013	$0,0276 \cdot 10^{-6}$	0,0019	$16 \cdot 10^{-6}$	$64 \cdot 10^{-6}$	+))
Fe G 95.2	0,0011	$0,0206 \cdot 10^{-6}$	0,0016	$12 \cdot 10^{-6}$	$29 \cdot 10^{-6}$	+))
Fe G 95.3	0,0009	$0,0100 \cdot 10^{-6}$	0,0013	$6 \cdot 10^{-6}$	$12 \cdot 10^{-6}$	+))
Fe G 95.4	0,0009	$0,0098 \cdot 10^{-6}$	0,0013	$6 \cdot 10^{-6}$	$5 \cdot 10^{-6}$	$3 \cdot 10^{-4}$
Fe G 95.5	0,0009	$0,0094 \cdot 10^{-6}$	0,0013	$5 \cdot 10^{-6}$	$3 \cdot 10^{-6}$	$3 \cdot 10^{-4}$

+) Errechneter Wert < 0 , daher nicht sinnvoll (s. a. Fußnote Tafel 17).

Bild 45
Martensitisches Gefüge

Gefüge der Proben aus 18 CrNi 8, lichtmikroskopisch
Vergr. 200 : 1

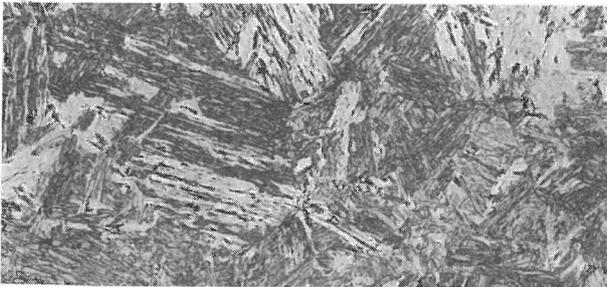
Bild 46
Ursprüngliche Austenitkornstruktur



a
Fe H 85
1 h 850°C/Wasser



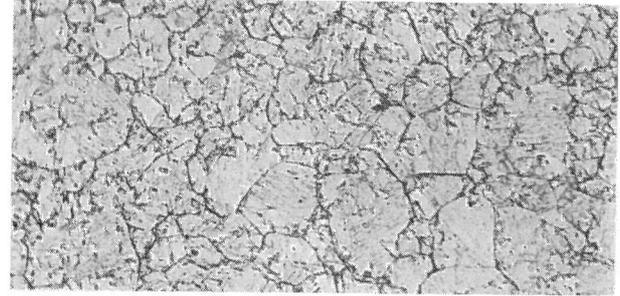
b
Fe H 90
1 h 900°C/Wasser



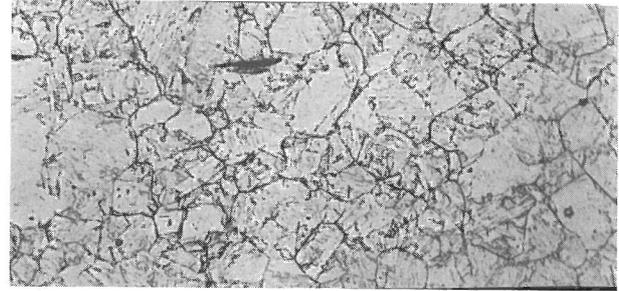
c
Fe H 95
1 h 950°C/Wasser



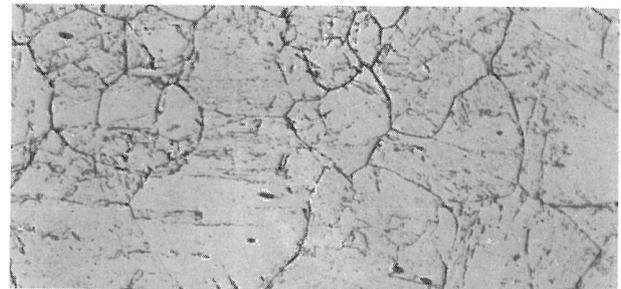
d
Fe H 105
1 h 1050°C/Wasser



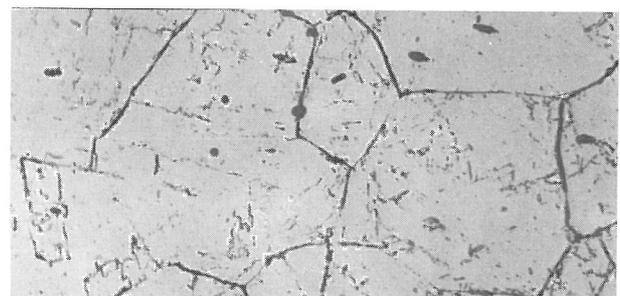
a
Fe H 85
1 h 850°C/Wasser



b
Fe H 90
1 h 900°C/Wasser



c
Fe H 95
1 h 950°C/Wasser



d
Fe H 105
1 h 1050°C/Wasser

dazugehörigen Ausgleichskurven der Proben Fe H 85 und Fe H 95 und die Bilder 47b und 48b die jeweilige Austenitkornstruktur.

In Tafel 21 sind die Ergebnisse der metallografischen Korngrößenbestimmung und der Ultraschallschwächungsmessungen zusammengefaßt. Spalte 2 enthält den mittleren Kornradius nach dem Kreisverfahren, Spalte 3 das wirksame mittlere Kornvolumen, Spalte 4 den wirksamen mittleren Kornradius, Spalte 5 die aus dem wirksa-

men mittleren Kornvolumen berechnete Streukonstante a_4 (ber.) und Spalte 6 und 7 die aus den Ultraschallmessungen erhaltenen Konstanten a_4 (US) und a_2 (US).

Die auf Grund der ursprünglichen Austenitkorngröße berechneten Streukonstanten a_4 (ber.) (Spalte 5) sind wesentlich größer und nehmen mit zunehmender Korngröße auch stärker zu als die aus den Ergebnissen der Ultraschallschwächungsmessungen erhaltenen Streukonstanten a_4 (US) (Spalte

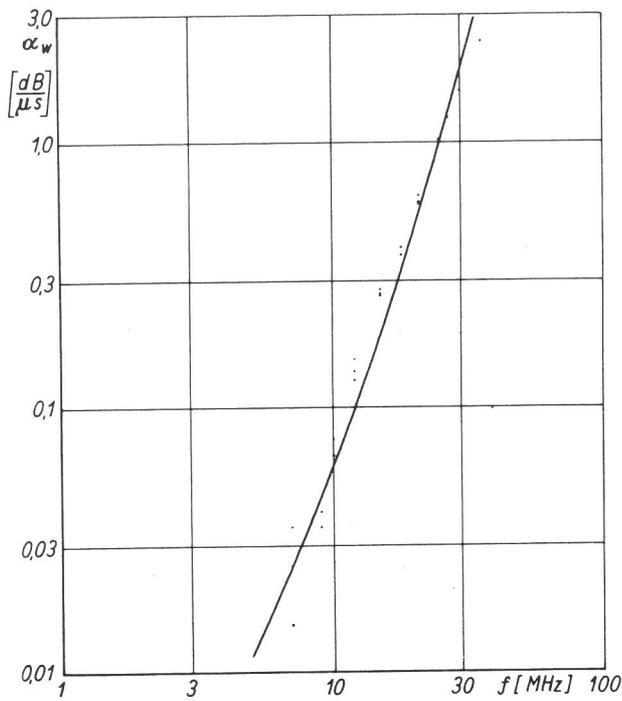


Bild 47 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe H 85 (18 CrNi 8; austenitisiert bei 850°C, abgeschreckt in Wasser)

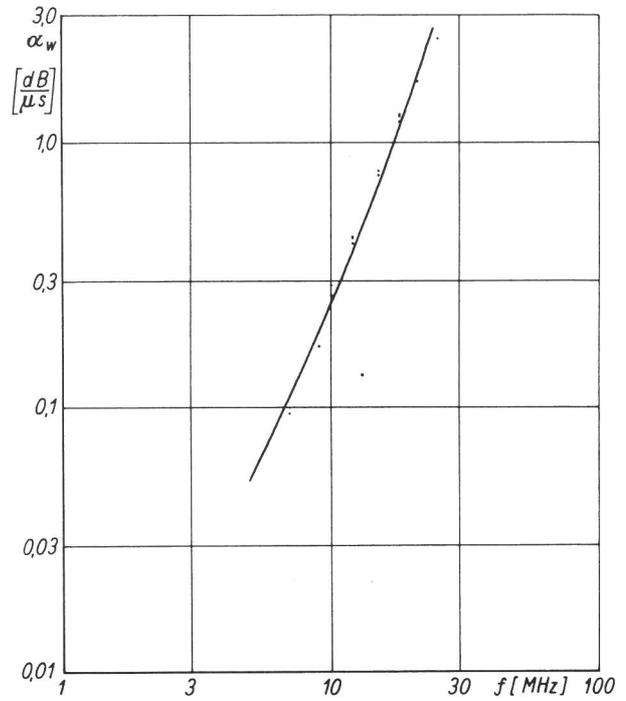


Bild 48 a
Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz bei der Probe Fe H 95 (18 CrNi 8; austenitisiert bei 950°C, abgeschreckt in Wasser)

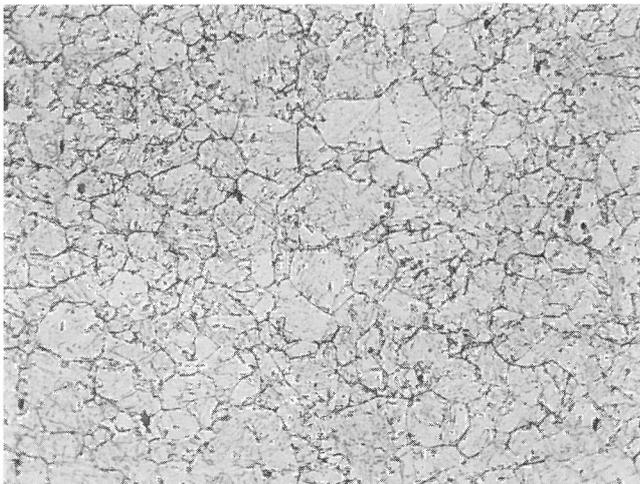


Bild 47 b
Mikrogefüge der Probe Fe H 85

Vergr. 200 : 1

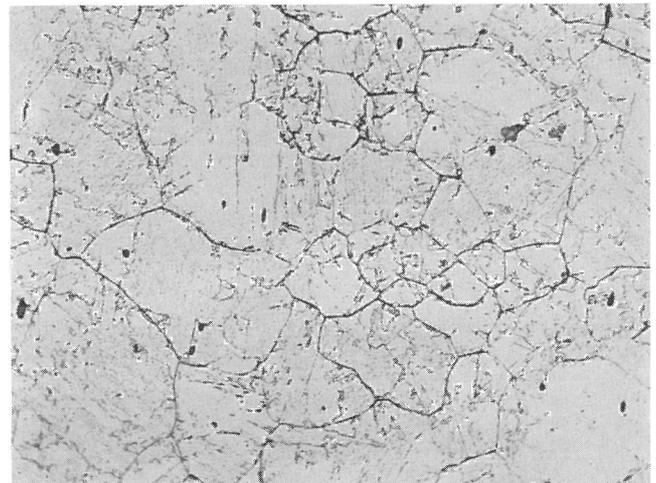


Bild 48 b
Mikrogefüge der Probe Fe H 95

Vergr. 200 : 1

Tafel 21
Ergebnisse der Untersuchungen an 18 CrNi 8

Probe	Austenitkorngröße			a_4 (ber.) $\text{dB}\mu\text{s}^{-1}\text{MHz}^{-4}$	a_4 (US) $\text{dB}\mu\text{s}^{-1}\text{MHz}^{-4}$	a_2 (US) $\text{dB}\mu\text{s}^{-1}\text{MHz}^{-4}$
	\bar{r} +) cm	\bar{V} cm^3	\bar{R} +) cm			
Fe H 85	0,0014	$0,036 \cdot 10^{-6}$	0,0021	$21 \cdot 10^{-6}$	$1,8 \cdot 10^{-6}$	$4,6 \cdot 10^{-4}$
Fe H 90	0,0015	$0,049 \cdot 10^{-6}$	0,0023	$28 \cdot 10^{-6}$	$1,9 \cdot 10^{-6}$	$5,8 \cdot 10^{-4}$
Fe H 95	0,0038	$0,905 \cdot 10^{-6}$	0,0060	$1515 \cdot 10^{-6}$	$4,7 \cdot 10^{-6}$	$20 \cdot 10^{-4}$
Fe H 105	0,0063	$2,800 \cdot 10^{-6}$	0,0088	$1593 \cdot 10^{-6}$	$5,9 \cdot 10^{-6}$	$31 \cdot 10^{-4}$

+) \bar{r} = mittl. Kornradius nach dem Kreisverfahren, $\bar{R} = \frac{\bar{D}}{2}$

Tafel 22

Nach verschiedenen Methoden bestimmter Kornradius

Probe	Kornradius ⁺⁾			
	cm			
	1	2	3	4
Al M 25	0,0010	0,0016	0,0015	0,0018
Al M 35	0,0008	0,0012	0,0012	0,0015
Al M 45	0,0006	0,0009	0,0010	0,0013

+) 1) Mittlerer Radius nach dem Kreisverfahren

2) Radius des wirksamen mittleren Volumens, errechnet nach Scheil

3) Mediankornradius der Volumenverteilung des Korndurchmessers $\left(\frac{D_V}{2} 50\right)$

4) Radius des wirksamen mittl. Volumens, errechnet aus US-Ergebnissen

6). Die Absorptionskonstante nimmt mit zunehmender Austenitkorngröße zu.

4.9 Ergebnisse von AlZnMg 3

Tafel 22 zeigt am Beispiel dieser Legierung, inwieweit die nach den verschiedenen metallografischen Methoden bestimmten Kornradien voneinander abweichen. Aus dieser Abstellung geht hervor, daß die Übereinstimmung zwischen dem Radius des wirksamen mittleren Volumens, der aus den Ergebnissen der Ultraschallschwächungsmessungen errechnet wurde (Nr. 4) mit dem Mediankornradius der Volumenverteilung nach Exner (Nr. 3) am besten ist, wobei dieser um einen etwa konstanten Faktor nach unten abweicht. Nicht wesentlich schlechter ist die Übereinstimmung mit dem Radius des wirksamen mittleren Volumens, errechnet nach Scheil (Nr. 2). Dieser stimmt auch recht gut mit dem Mediankornradius der Volumenverteilung nach Exner (Nr. 2) überein. Klar zu erkennen ist, daß der mittlere Radius nach dem Kreisverfahren (Nr. 1) um den Faktor 1,5 bis 2

zu kleine Werte liefert. Bei anderen Proben liegen die Verhältnisse ähnlich. Bei der Umrechnung in das Volumen bzw. in die Streukonstante a_4 ergeben sich daraus Abweichungen bis zu einem Faktor von 8 (vgl. 1. 1).

Wegen der verhältnismäßig starken Abweichung von der Parallelität sind die Ergebnisse mit einem größeren systematischen Fehler behaftet als die der Eisenproben, dessen Größe sich nur schwer abschätzen läßt. Wie aus Tafel 23, die die Versuchsergebnisse zusammenfaßt, hervorgeht, hat dies ziemlich starke Schwankungen und Ungenauigkeiten bei der im Vergleich zur Absorptionskonstanten verhältnismäßig kleinen Streukonstanten zur Folge. Bei den rekristallisierten Proben, die im Verhältnis zu den anderen Proben die größten Absorptionskonstanten haben, wird die Ungenauigkeit so groß, daß aus den Ergebnissen der Ultraschallmessungen in der Regel Werte von a_4 errechnet wurden, die kleiner als Null, also nicht sinnvoll sind. Bei den übrigen Wärmebehandlungszuständen (Spalten 6 bis 8 vertikal) ist die Übereinstimmung mit den aus der Kornstatistik errechneten Werten z. T. recht befriedigend. Abweichungen um den Faktor 2 bis 3 sind zu beobachten.

Die Absorptionskonstanten wichen im rekristallisierten Zustand, in dem von jeder Korngröße mehrere Proben zur Verfügung standen, bei der gleichen Korngröße um weniger als 10 % vom Mittelwert ab (Werte in Spalte 9). Die Absorptionskonstante ist im rekristallisierten Zustand am größten und nimmt, wie aus den Werten der Probe Al M 45 hervorgeht, über den lösungsgeglühten und den kaltausgehärteten zum warmausgehärteten Zustand hin ab.

Tafel 23

Ergebnisse der Untersuchungen an AlZnMg 3

Probe	Korngröße		a_4 (ber.) dB μ s ⁻¹ MHz ⁻⁴	Streukonstante a_4 (US) dB μ s ⁻¹ MHz ⁻⁴				Absorptionskonstante a_2 (US) dB μ s ⁻¹ MHz ⁻⁴			
	\bar{V} cm ³	\bar{R} cm		r.	l.g.	k.a.	w.a.	r. ⁺⁾	l.g.	k.a.	w.a.
Al M 25	$0,0407 \cdot 10^{-6}$	0,0021	$1,05 \cdot 10^{-6}$	- ⁺⁺⁾	$0,84 \cdot 10^{-6}$	$0,34 \cdot 10^{-6}$	0 ⁺⁺⁺⁾	$14 \cdot 10^{-4}$	$3 \cdot 10^{-4}$	$4 \cdot 10^{-4}$	0 ⁺⁺⁺⁾
Al M 35	$0,0135 \cdot 10^{-6}$	0,0015	$0,35 \cdot 10^{-6}$	-	0 ⁺⁺⁺⁾	$0,26 \cdot 10^{-6}$	$0,41 \cdot 10^{-6}$	$12 \cdot 10^{-4}$	0 ⁺⁺⁺⁾	$3 \cdot 10^{-4}$	$1 \cdot 10^{-4}$
Al M 45	$0,0058 \cdot 10^{-6}$	0,0011	$0,15 \cdot 10^{-6}$	-	$0,27 \cdot 10^{-6}$	$0,16 \cdot 10^{-6}$	$0,32 \cdot 10^{-6}$	$11 \cdot 10^{-4}$	$7 \cdot 10^{-4}$	$3 \cdot 10^{-4}$	$2 \cdot 10^{-4}$

+) Mittelwert aus 3 Proben

++) Errechneter Wert <0, daher nicht sinnvoll (s. a. Fußnote Tafel 17)

+++ 0 = nicht gemessen

r. = rekristallisiert,

l.g. = lösungsgeglüht u. abgeschreckt,

k.a. = kaltausgehärtet,

w.a. = warmausgehärtet

5. Besprechung der Versuchsergebnisse

5.1 Ultraschallstreuung

5.11 Homogene Gefüge und homogene Gefüge mit geringem Anteil an heterogenen Bestandteilen

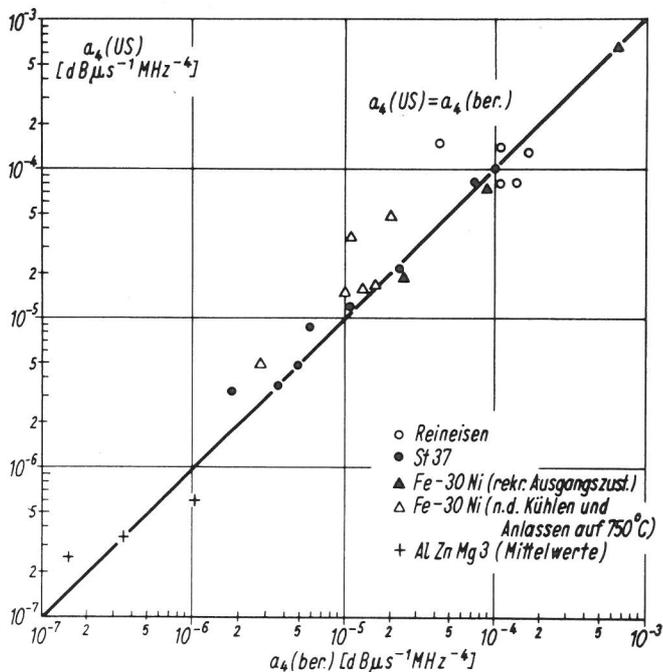


Bild 49

Vergleich zwischen den mit Ultraschall gemessenen und den aus dem statistisch bestimmten mittleren wirksamen Kornvolumen berechneten Streukonstanten a_4 . Die eingezeichnete Gerade gilt für den Fall völliger Übereinstimmung zwischen beiden Konstanten

Bild 49 vergleicht die mit Ultraschall gemessenen Streukonstanten mit den aus dem mittleren wirksamen Kornvolumen berechneten Streukonstanten für alle unter diesem Abschnitt fallenden Proben und Gefügestände in graphischer Darstellung. In dieses Bild wurden auch die Ergebnisse derjenigen Eisen-Nickel-Proben aufgenommen, die nach dem Tiefkühlen auf $-70^\circ C$, $-125^\circ C$ und $-196^\circ C$ auf $750^\circ C$ angelassen worden waren. Wie den Bildern 18 und 22, als Beispiel für die vor dem Anlassen auf $-196^\circ C$ gekühlten Proben, zu entnehmen ist, entstand nach dem Anlassen bis auf $750^\circ C$

wieder ein Gefüge mit überwiegend polygoner Struktur der Körner ähnlich dem Ausgangsgefüge (Bild 15 und 19), jedoch mit geringerer Korngröße. Die entsprechenden mit Ultraschall gemessenen Streukonstanten sind in Tafel 16 aufgeführt. Aus den nachträglich an diesen Proben bestimmten Korngrößen wurden die Streukonstanten auch berechnet. Bild 49 zeigt, daß die berechneten und gemessenen Streukonstanten über vier Größenordnungen und bei verschiedenen Werkstoffen quantitativ gut übereinstimmen. Die erhaltenen Abweichungen der gemessenen und berechneten Werte voneinander sind geringer als bei den meisten früheren Arbeiten (vgl. Tafel 1) und liegen nur bei 3 von 25 Proben bei einem Faktor von mehr als 2. Diese verhältnismäßig gute Übereinstimmung ist wenigstens zum Teil auf die Berücksichtigung der räumlichen Korngrößenverteilung zurückzuführen. Läßt man diese außer acht, so können, wie in Abschnitt 4.9 gezeigt wurde, die aus der Korngröße berechneten Streukonstanten bis zu einem Faktor der Größenordnung 10 zu klein sein.

Mit diesen Ergebnissen ist nachgewiesen, daß die Beziehung (6) unter der Voraussetzung $\lambda > 2\pi\bar{D}$ richtig ist und auch die Abhängigkeit des Ultraschallschwächungskoeffizienten von der Frequenz, der Korngröße und der elastischen Anisotropie, die in der Untersuchung variiert wurden richtig beschreibt.

Sofern Ungenauigkeiten zu beobachten sind, können diese auf die Ungenauigkeit bei der metallographischen Korngrößenbestimmung, etwa durch Inhomogenität der Korngröße innerhalb des untersuchten Probenvolumens, wie es z.B. bei dem untersuchten Reineisen der Fall war, die Unsicherheit bei den Reflexions- und Schallfeldverlusten und ungenügende Parallelität der Probenoberflächen zurückgeführt werden.

Der Einfluß von Heterogenitäten ist gering, wenn sie einen nicht zu großen Volumanteil haben, wie im Falle des St 37 gezeigt werden konnte. Die Perlitinseln wurden hierbei als Körner mitgezählt.

In Bild 50 sind die den in Bild 49 eingezeichneten Streukonstanten entsprechenden Korndurchmesser

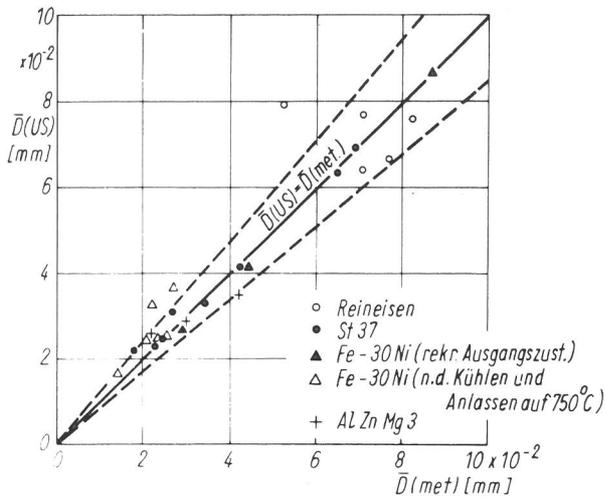


Bild 50
Vergleich zwischen den aus den Ultraschallmessungen und den aus der Kornstatistik erhaltenen wirksamen mittleren Korndurchmessern. Die eingezeichnete Gerade gilt für den Fall völliger Übereinstimmung zwischen beiden Korndurchmessern

gegeneinander aufgetragen. Sie erstrecken sich über etwa eine Größenordnung. Die Abweichungen sind hier noch wesentlich geringer als bei den Streukonstanten, weil der Korndurchmesser in diese zur dritten Potenz eingeht. Die gestrichelten Linien grenzen den Bereich einer 15 %igen Abweichung ein. Nur drei Proben von 25 fallen deutlich nicht in diesen Bereich. Bei der Bewertung dieses Ergebnisses muß man bedenken, daß die Korngrößenbestimmung aus der Streukonstanten auf einer Absolutmessung beruht. Relativmessungen der Ultraschallschwächung zur Korngrößenbestimmung dürften zu wesentlich genaueren Ergebnissen führen, wenn die Ultraschallabsorption nicht regellosen Schwankungen unterliegt. Wie die Untersuchungen gezeigt haben, ist das bei den untersuchten Werkstoffen und Werkstoffzuständen nicht der Fall.

Der Effekt der Ultraschallstreuung dürfte demnach im Prinzip als Grundlage für ein zerstörungsfreies Korngrößenmeßverfahren geeignet sein. Für praktische Messungen an Proben oder Teilen mit gleichbleibenden Abmessungen müssen dann jeweils Eichkurven für die Abhängigkeit der Echohöhenverluste oder des Schwächungskoeffizienten von der Korngröße bei einer als zweckmäßig erachteten Frequenz aufgenommen werden. Wird dabei auf den Absolutwert der Korngröße kein Wert gelegt, so genügt es, die nach einem beliebigen Verfahren ermittelte Korngröße zugrunde zu legen.

Während bei den allgemeinen Abmessungen, die den Schallweg bestimmen, eine Toleranz von einigen Prozent zugelassen werden kann, ohne daß dadurch das Ergebnis wesentlich geändert wird (der Echohöhenverlust ist dann auf den Schallweg oder die Laufzeit zu beziehen), sollte die erforderliche Parallelität der Meßflächen (Flächen für die Ankopplung und Reflexion) genau eingehalten werden. Bild 51 zeigt als Beispiel eine solche Eichkurve für St 37. Die Neigung dieser Kurve ist verhältnismäßig groß. D. h., kleine Änderungen der

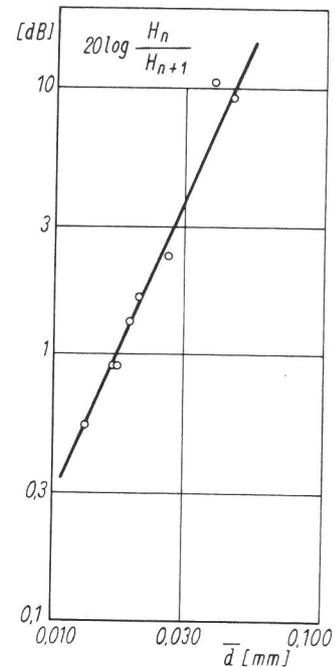


Bild 51
Echohöhenverlust (Mittelwert aus drei aufeinanderfolgenden Echos, unkorrigiert) in Abhängigkeit der nach dem Kreisverfahren bestimmten mittleren Korndurchmesser bei 10 MHz von St 37

Korngröße bewirken große Änderungen der Echohöhenverluste, was für das Meßverfahren grundsätzlich günstig ist. Ist die Neigung allerdings zu groß, so werden die Echohöhenverluste schon bei verhältnismäßig kleinen Korngrößen so groß, daß sie nicht mehr gemessen werden können, da sich dann bereits das zweite Echo nicht mehr aus dem Rauschen heraushebt. Die Neigung dieser Eichkurve wird von mehreren Faktoren beeinflusst, die hier nicht im einzelnen erörtert werden sollen, sie muß aber auch in der logarithmischen Darstellung nicht notwendigerweise konstant sein.

Die Korngrößenabhängigkeit der Streckgrenze ist ein Beispiel für die Beeinflussung der Eigenschaften von Metallen durch das Gefüge. Sie wird durch die Petch-Beziehung (50, 51)

$$\sigma_y = \sigma_i + k_y \cdot D^{-\frac{1}{2}} \quad (20)$$

beschrieben. σ_y ist die Streckgrenze, σ_i die Reißspannung, k_y eine Konstante und D der Korndurchmesser. Die Bilder 52 und 53 zeigen die Abhängigkeit der Streckgrenze der beiden Stähle St 37 vom Durchmesser des mittleren wirksamen Kornvolumens, in Bild 52 errechnet aus der Kornstatistik ($\bar{D}^{-1/2}(\text{met.})$) und in Bild 53 errechnet aus den Ergebnissen der Ultraschallschwächungsmessungen ($\bar{D}^{-1/2}(\text{US})$). In beiden Darstellungen genügen die Meßpunkte der Beziehung (20). Die Korngrößenabhängigkeit der Übergangstemperatur der Kerbschlagzähigkeit wird bei einem Vergleich von Tafel 13 und Tafel 14 deutlich.

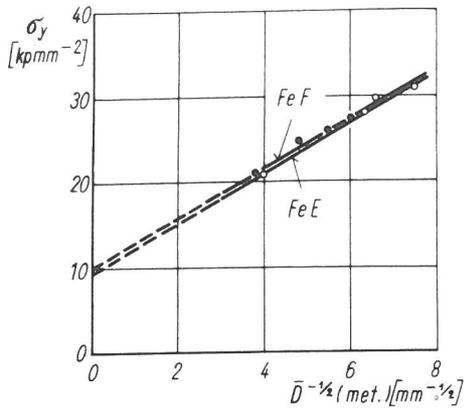


Bild 52
Abhängigkeit der Streckgrenze von $\bar{D}^{-1/2}$ (met.)

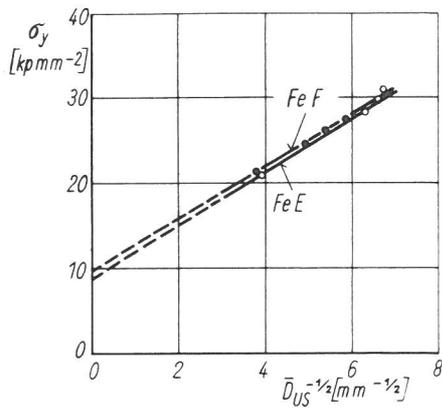


Bild 53
Abhängigkeit der Streckgrenze von $\bar{D}_{US}^{-1/2}$

5.12 Martensitische Gefüge und deren Rückumwandlung, Einfluß des Anlassens

Die Streukonstanten der durch Kühlen teilweise zu Martensit umgewandelten Eisen-Nickelproben bleiben bis zu einer Anlaßtemperatur von 500 °C nahezu unverändert (Tafel 16). Betrachtet man zunächst nur diese Ergebnisse (Bild 54), so stellt man fest, daß sich die Streukonstante der feinkörnigen Proben (Fe C 1 und Fe C 3) durch die Umwandlung des Austenits in Martensit nur wenig ändert (Abnahme um den Faktor 2 bzw. 4), während sie bei der grobkörnigen Probe sehr stark abnimmt (Faktor 16). Papadakis und Reed (41) beobachteten bei Werten der Streukonstanten des rekristallisierten Zustandes, die zwischen den von uns festgestellten Werten der Proben C 2 und C 3 lagen, einen Abfall um den Faktor 10. Das bedeutet, daß die Stärke des Abfalls der Streukonstanten infolge der Martensitumwandlung von der Austenitkorngröße abhängt. Bei kleinem Austenitkorn ist der Abfall gering, bei grobem Austenitkorn stark. Trägt man zum Vergleich die Streukonstanten a_4 (US) der austenitischen und der martensitischen (gekühlt auf -196 °C) Proben gegen den mittleren wirksamen Austenitkornradius (Wert von Papadakis geschätzt) auf (Bild 55), so erkennt man, daß die Steigung der Geraden für den Auste-

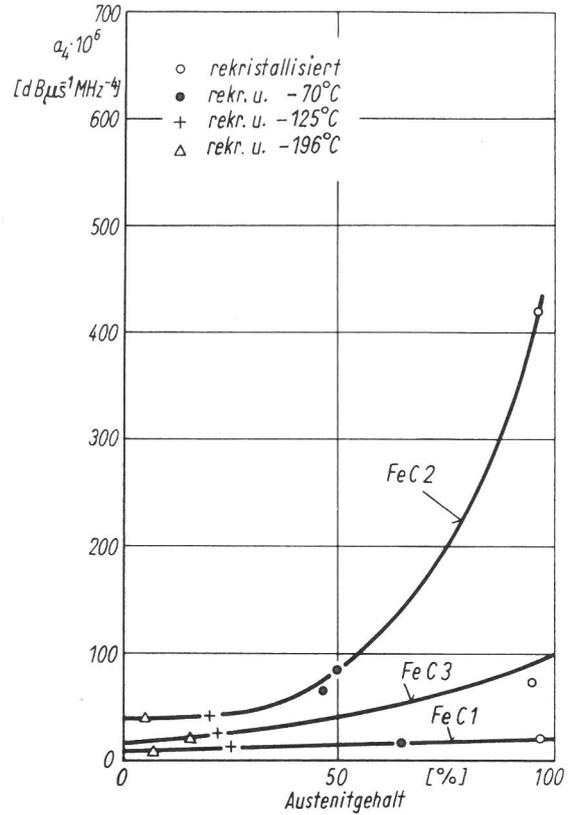


Bild 54
Ultraschallstreukonstanten nach dem Kühlen auf unterschiedliche Temperaturen in Abhängigkeit von dem dabei verbliebenen Austenitgehalt bei Fe-30 Ni. Ausgangskorngröße bei Fe C 1 $\bar{D} = 0,030$ mm, bei Fe C 3 $\bar{D} = 0,044$ mm, bei Fe C 2 $\bar{D} = 0,088$ mm

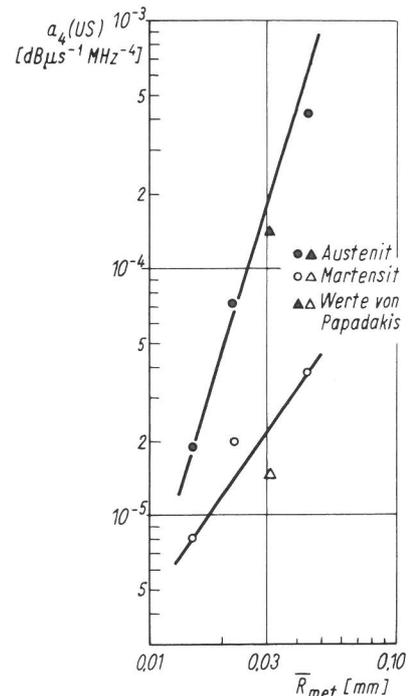


Bild 55
Ultraschallstreukonstanten a_4 (US) der austenitischen und martensitischen Proben von Fe-30 Ni in Abhängigkeit vom mittleren wirksamen Kornradius. R der Proben von Papadakis geschätzt

nitin Übereinstimmung mit Tafel 18 entsprechend der Abhängigkeit der Streukonstanten vom Volu-

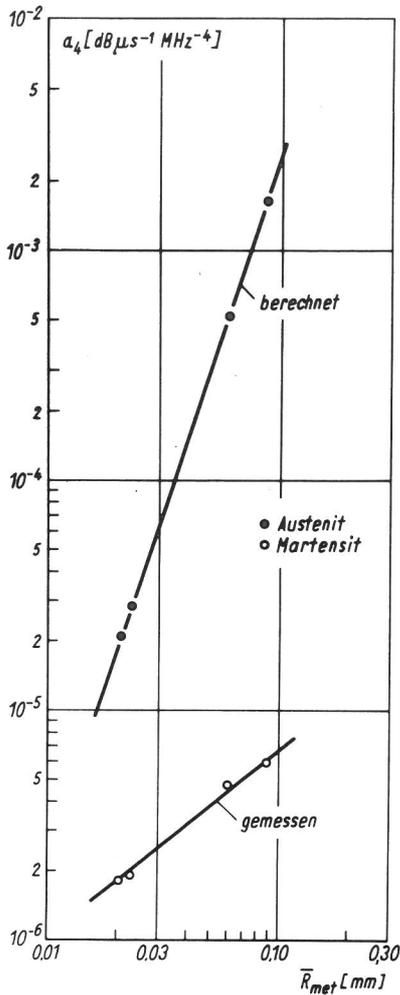


Bild 56
Ultraschallstreu konstanten a_4 des Strahls 18 CrNi 8 in Abhängigkeit vom mittleren wirksamen Kornradius. Die Streukonstante für den austenitischen Zustand wurde berechnet

men 3 beträgt, während die Gerade für den Martensit nur eine Steigerung von etwas mehr als 1 aufweist. Ein ähnliches Verhalten ist bei dem Stahl 18 CrNi 8 zu beobachten. In Bild 56 sind die berechneten Streukonstanten des Austenits a_4 (ber.) den aus den Messungen erhaltenen Streukonstanten a_4 (US) des Martensits gegenübergestellt. Die Steigerung der Geraden des Martensits beträgt wiederum etwa 1.

Die Streukonstanten martensitischer Gefüge sind demnach nicht vom Volumen, sondern in erster Näherung vom Durchmesser der ursprünglichen Austenitkörner abhängig.

Dieses Ergebnis stellt die Hypothese von Kamigaki (39) und Papadakis und Reed (41) in Frage, nach der diese Verringerung der Streukonstanten infolge Martensitbildung auf die Verminderung der elastischen Anisotropie zurückzuführen ist. Wäre das der Fall, so müßte die Streukonstante bei allen Korngrößen um den gleichen Faktor abfallen. Andererseits hängt auch die Länge der Martensitplatten von der ursprünglichen Austenitkorngröße ab, wie auch die Bilder 15 und 16, 19 und 20 und noch deutlicher die Bilder 45 a bis d im Vergleich

mit den Bildern 46 a bis d zeigen, während der Querschnitt der Platten verhältnismäßig unbeeinflusst bleibt.

Das Ergebnis legt deshalb die Annahme nahe, daß entgegen der Hypothese von Papadakis die Martensitplatten doch als streuende Volumen angesehen werden können. Für die Berechnung des streuenden Volumens von martensitischen Gefügen aus der Streukonstante ist die Beziehung (6) bestenfalls näherungsweise geeignet, weil die Voraussetzungen, die bei der Ableitung gemacht werden, für diese Gefüge nicht alle zutreffen.

Innerhalb eines ursprünglichen Austenitkorns sind die Martensitplatten nicht regellos orientiert. Zwischen Austenit und Martensit bestehen nach Kordjumow und Sachs (55) 24 Orientierungsbeziehungen, die durch

$$\begin{aligned} \{111\}_\gamma &\parallel \{011\}_\alpha \\ \langle 110 \rangle_\gamma &\parallel \langle 111 \rangle_\alpha \end{aligned}$$

beschrieben werden können.

Die Martensitplatten bilden häufig Aggregate, in denen in benachbarten Platten 2 dieser Orientierungen abwechselnd auftreten (56). Diese Orientierungspaare können 4 Gruppen mit bestimmten Orientierungsunterschieden zugeordnet werden.

Die Größe des Energieverlustes der einfallenden Ultraschallwelle durch Streuung hängt innerhalb eines Aggregates von der Orientierung desselben zur einfallenden Welle sowie vom Orientierungsunterschied der benachbarten Platten innerhalb des Aggregates, also der Gruppe des Orientierungspaars, ab. Hinzu kommen Verluste durch Streuung an den Aggregatgrenzen und durch Streuung an den ursprünglichen Austenitkorngrenzen.

Wegen des komplexen Aufbaus der martensitischen Gefüge dürfte es kaum möglich sein, eine Beziehung ähnlich (6) für diese abzuleiten. Eine so einfache Behandlung des Problems durch Einsetzen einer verringerten elastischen Anisotropie, wie sie Papadakis und Reed (41) vorgeschlagen haben, wird, wie die Ergebnisse und die Erörterung zeigen, dem tatsächlichen Verhalten dieser Gefüge nicht gerecht. Versuchsweise wurde das streuende Volumen \bar{V}_M der martensitischen Gefüge nach Beziehung (6) berechnet. Unter der Annahme, daß

1. die mittlere Länge der Martensitplatten \bar{l}_M im Mittel etwa gleich dem wirksamen mittleren Radius des ursprünglichen Austenitkorns \bar{r}_A und
2. das errechnete streuende Volumen etwa gleich dem wirksamen mittleren Volumen der Martensitplatten ist,

kann man den mittleren Querschnitt der Martensitplatten \bar{F}_M und die mittlere Anzahl \bar{N}_M der Martensitplatten in einem ursprünglichen Austenit-

korn mit dem wirksamen mittleren Volumen \bar{V}_A nach den Beziehungen

$$\bar{F}_M = \frac{\bar{V}_M}{\bar{l}_M} = \frac{\bar{V}_M}{\bar{R}_M}$$

$$\bar{N}_M = \frac{\bar{V}_A}{\bar{V}_M}$$

abschätzen. Tafel 24 gibt das Ergebnis dieser Abschätzung in den Spalten 5 und 6 wieder.

Tafel 24

Mittlerer Querschnitt der Martensitplatten und mittlere Anzahl der Martensitplatten in einem ursprünglichen Austenitkorn von Fe-30 Ni und 18 CrNi 8

Probe	\bar{V}_A +) · 10 ⁶ cm ³	\bar{V}_M · 10 ⁵ cm ³	\bar{R}_A cm	\bar{F}_M · 10 ⁶ cm ²	\bar{N}_M
Fe C 1	0,0099	0,0042	0,0013	3,2	2
Fe C 3	0,0382	0,0105	0,0021	5,0	4
Fe C 2	0,340	0,0209	0,0043	4,9	16
Fe H 85	0,036	0,0032	0,0021	1,5	11
Fe H 90	0,049	0,0033	0,0023	1,4	12
Fe H 95	0,905	0,0083	0,0060	1,4	110
Fe H 105	2,800	0,0103	0,0088	1,3	272

+) Bei Fe C wurde \bar{V}_A aus a_4 (US) berechnet.

Bei Fe-30 Ni erhält man einen Querschnitt von etwa $5 \cdot 10^{-4} \text{ mm}^2$, bei 18 CrNi 8 einen Querschnitt von $1 \cdot 10^{-4} \text{ mm}^2$. Die Relation von 5:1 könnte richtig sein. Die Platten des Eisen-Nickel-Martensits erscheinen bei mikroskopischer Betrachtung etwa 2- bis 3mal breiter als die des Kohlenstoffmartensits. Absolut sind die errechneten Querschnitte jedoch mindestens um den Faktor 10 zu groß.

Nimmt man den günstigsten Fall eines quadratischen Querschnitts, so müßte man nach dem errechneten Querschnitt Nadelbreiten von etwa $10 \mu\text{m}$, bei rechteckigem oder linsenförmigem Querschnitt noch breitere Nadeln beobachten. Nach mikroskopischen Untersuchungen dürfte die Nadelbreite bei 18 Cr Ni 8 aber nur etwa $1 \text{ bis } 3 \cdot 10^{-3} \text{ mm}$, die Dicke $0,2 \text{ bis } 0,3 \cdot 10^{-3} \text{ mm}$ betragen. Die Querschnitte sollten demnach in der Größenordnung von 10^{-6} mm^2 liegen, so daß das Volumen der Martensitplatten etwa 100mal kleiner ist als \bar{V}_M (Spalte 3), während die mittlere Anzahl der Martensitplatten in einem ursprünglichen Austenitkorn etwa 100mal größer ist als der Wert von \bar{N}_M in Spalte 6 der Tafel.

Für eine erste Näherung zur Errechnung des mittleren Volumens der Martensitplatten wäre nach dieser Betrachtung in die rechte Seite von Gleichung (6) noch der Faktor von etwa 10^2 einzufügen und \bar{V} durch $\bar{l}_M \cdot \bar{F}_M$ zu ersetzen, wobei \bar{F}_M

eine werkstoffabhängige Konstante ist und Werte von etwa $1 \cdot 10^{-8}$ bis $5 \cdot 10^{-8} \text{ cm}^2$ annehmen dürfte.

Obwohl die elektronenmikroskopischen Gefügeaufnahmen von Fe C 1 und Fe C 2 die nach einstündigem Anlassen auf $500 \text{ }^\circ\text{C}$ durch Umklappen teilweise abgelaufene Rückumwandlung des Martensits in Austenit deutlich zeigen (Bilder 24 und 28), wirkt sich dies auf die Streukonstanten überhaupt nicht aus. Diese bleiben, wie oben erwähnt, bei allen Vorbehandlungen bis $500 \text{ }^\circ\text{C}$ innerhalb geringer Schwankungen unverändert. Die Gefügeänderung infolge der Rückumwandlung durch Umklappen sind durch Ultraschallschwächungsmessungen also nicht feststellbar. Dieser spezielle Fall ist für praktische Belange zwar von untergeordneter Bedeutung, kennzeichnet aber die Grenzen dieses Verfahrens, das offensichtlich Gefügeänderungen, die sich in Bereichen in der Größenordnung von $1 \mu\text{m}^3$ oder kleiner abspielen, nicht mehr erfassen kann, was wegen der Meßgenauigkeit von $0,1 \text{ dB}$ und der zusätzlichen Schall-druckverluste zu erwarten ist.

Merkliche Änderungen der Streukonstanten konnten erst nach dem Anlassen bei $650 \text{ }^\circ\text{C}$ festgestellt werden und dies auch nur bei einigen Proben. Von den Proben des feinkörnigen Ausgangszustandes C 1 ist bei der auf $-196 \text{ }^\circ\text{C}$ gekühlten Probe die Streukonstante nach dem Anlassen auf $650 \text{ }^\circ\text{C}$ abgefallen, von den Proben des grobkörnigen Ausgangszustandes bei den auf $-70 \text{ }^\circ\text{C}$ und $-125 \text{ }^\circ\text{C}$ gekühlten Proben nach dem Anlassen auf $650 \text{ }^\circ\text{C}$ dagegen angestiegen (Tafel 16).

Wie die röntgenographischen Messungen gezeigt haben, ist bei dieser Anlaßtemperatur die Rückumwandlung nahezu vollständig abgeschlossen (Tafel 15). Die Diffusionsgeschwindigkeit von Eisen und Nickel ist bei $650 \text{ }^\circ\text{C}$ bereits so groß, daß Rekristallisationsvorgänge ablaufen können. Keßler und Pitsch (52) beobachteten bei einer ähnlichen, hinsichtlich der Begleitelemente jedoch wesentlich reineren Legierung, beim kontinuierlichen Aufheizen bereits von etwa $470 \text{ }^\circ\text{C}$ an ein diffusionsgesteuertes Wachstum von Austenitkörnern. Die von ihnen angewandte Aufheizgeschwindigkeit war jedoch so gering, daß sie zu den hier gewählten Glühzeiten nicht in Beziehung gebracht werden kann. Auch die diffusionslose Rückumwandlung setzte bei Keßler und Pitsch bei etwas niedrigerer Temperatur ein.

Aus den bisherigen Untersuchungen und den licht- und elektronenmikroskopischen Gefügeaufnahmen (Bilder 17, 21, 25 und 29) kann man schließen, daß bei $650 \text{ }^\circ\text{C}$ wahrscheinlich neben den Restaustenitfeldern auch Keime des diffusionslos rückumgewandelten Austenits diffusionsgesteuert zu wachsen beginnen.

Innerhalb der ursprünglichen Austenitkörner liegen im Endzustand, d. h. nach dem Anlassen, Körner, die die gleiche Orientierung haben wie diese, und einige, die gegenüber diesen abweichend orientiert sind. Der Endzustand wird während der

Anlaßglühung bei 750 °C erreicht (Bilder 18, 22, 26 und 30 von den zuvor auf -196 °C gekühlten Proben). An diesen Proben wurde die Korngröße nach dem Kreisverfahren bestimmt, der Durchmesser des wirksamen mittleren Kornvolumens mit Hilfe des empirischen Umrechnungsfaktors 1,5 aus dem mittleren Kornradius nach dem Kreisverfahren errechnet und im Vergleich mit den aus den Ultraschallmessungen erhaltenen Werten in Bild 50 eingetragen (nicht ausgefüllte Dreiecke).

Bis auf zwei Punkte liegen alle im eingezeichneten Streubereich von $\pm 15\%$. Die beiden außerhalb dieses Bereiches liegenden Punkte entsprechen den Proben der Serie Fe C 2 (grobes Austenitkorn im Ausgangszustand), die auf -70 °C und -125 °C gekühlt und auf 750 °C angelassen wurden. Die Gefügeaufnahmen zeigten hinsichtlich der Korngrößenverteilung ein besonders inhomogenes Gefüge. In grobkörnige Bereiche sind sehr feinkörnige Bereiche eingebettet (Bild 57).

Aus diesem Grund führt in diesem Fall die Umrechnung des mittleren, nach dem Kreisverfahren bestimmten Kornradius in den wirksamen mittleren Kornradius mit dem empirischen Faktor von 1,5 zu einem Fehler, da der Einfluß der groben Körner unterbewertet wird. Dementsprechend ist in Bild 50 \bar{D} (met.) für diese beiden Proben zu klein. Die statistische Berechnung von \bar{D} (met.) würde den richtigen Wert liefern. Gerade die Abweichungen, die bei diesen Proben erhalten wurden, zeigen die Empfindlichkeit des Ultraschallverfahrens besonders deutlich und weisen darauf hin, daß ein einfacher Mittelwert ein Gefüge nicht immer genau beschreibt.

Die feinkörnigen Bereiche der Probe, deren Gefüge in Bild 57 wiedergegeben ist, waren vor dem Anlassen vermutlich überwiegend martensitisch, wandelten während des Anlassens diffusionslos zu Austenit um und bildeten schließlich Keime für ein diffusionsgesteuertes Wachstum bei höheren Anlaßtemperaturen. Die grobkörnigen Bereiche bestanden dagegen vor dem Anlassen vorwiegend aus Restaustenit.

Sobald mit steigender Temperatur das diffusionsgesteuerte Wachstum einsetzt, treten die beiden Vorgänge - Wachstum der Restaustenitfelder und Wachstum der neu gebildeten Austenitkeime - in Konkurrenz. Je nach Ausgangskorngröße vor der Martensitumwandlung, Restaustenitgehalt und Stadium des Wachstums werden die Körner, die bei dem einen oder die Körner, die bei dem anderen Vorgang entstehen, in der Hauptsache zur Ultraschallstreuung beitragen. So ist zu erklären, daß nach dem Anlassen auf 650 °C die Streukonstante ansteigen, abfallen oder unverändert bleiben kann. Wie besonders die bei 750 °C angelassenen Proben C 2 (Tafel 16) zeigen, kann die Streukonstante einer feinkörnigen, rekristallisierten Probe wesentlich kleiner sein als die eines Martensits, der aus einem grobkörnigen Austenit entstanden ist.

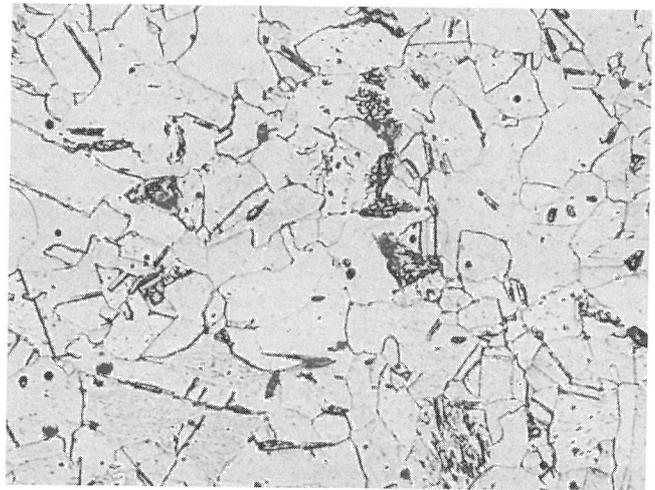


Bild 57
Gefüge der Probe Fe C 2, -125 °C, 3 h 750 °C
Feinkörnige und grobkörnige Bereiche

Vergr. 400 : 1

5.13 Perlitische Gefüge

Mit Ausnahme der Probe Fe G 85.1, die überwiegend globularen Zementit enthielt, waren alle Proben lamellar-perlitisch. Bei ein und derselben Austenitisierungstemperatur muß die ursprüngliche Austenitkorngröße stets gleich sein. Bei den bei 950 °C austenitisierten Proben konnte aus der über fünf Proben gemittelten Austenitkorngröße die Streukonstante a_4 mit etwa $10^{-5} \text{ dB } \mu\text{s}^{-1} \text{ MHz}^{-4}$ berechnet werden.

Demgegenüber nimmt die gemessene Streukonstante bei beiden Austenitisierungstemperaturen mit sinkender Umwandlungstemperatur ab. Bei der niedrigeren Austenitisierungstemperatur von 850 °C, bei der die Austenitkorngröße kleiner sein muß, liegen auch die gemessenen Streukonstanten niedriger.

Ein Einfluß der Austenitkorngröße auf die Streukonstante der isotherm erhaltenen Umwandlungsgefüge besteht nach diesem Ergebnis erwartungsgemäß nur indirekt, da die Austenitkorngröße bekanntlich auch die Gefügeparameter der Gefüge beeinflusst, die durch die Umwandlung entstehen. Mit sinkender Umwandlungstemperatur nimmt die Größe der Perlitinseln, d.h. die Größe der kohärenten Ferritbereiche und die Länge der Zementitlamellen, ab. Obwohl eine quantitative Bestimmung dieser Größen nicht möglich war, kann anhand der Gefügeaufnahmen abgeschätzt werden, daß das Volumen der Perlitinseln etwa im gleichen Verhältnis wie die Streukonstanten abnimmt. Das Volumen der Perlitinseln ist jedoch der einzige Parameter, der sich im gleichen Maße wie die gemessenen Streukonstanten ändern kann. Man muß also annehmen, daß die Streukonstante von der Größe der Perlitinseln abhängt. Von der Theorie der Ultraschallstreuung aus gesehen ist das auch verständlich.

Daneben muß aber auch ein Einfluß der Lamellenstruktur bestehen. Dafür liefern die Ergebnisse

zwei Anhaltspunkte. Bei der Probe Fe G 85. 1, die überwiegend globularen Zementit enthält, die aber bei höherer Temperatur isotherm umgewandelt wurde als die Probe Fe G 85. 2 (vgl. Tafel 19), also wahrscheinlich auch größere Ferritkörner enthält, ist die Streukonstante niedriger als bei der letzteren (Tafel 20, Spalte 6 oben). Die Streukonstanten der bei 950 °C austenitisierten und bei höheren Temperaturen isotherm umgewandelten Proben (Fe G 95. 1 und Fe G 95. 2) liegen wesentlich über den aus der Austenitkorngröße errechneten Werten, obwohl sie eigentlich darunter liegen sollten, weil ein ursprüngliches Austenitkorn mehrere Perlitinseln umfaßt. D. h., die Streukonstanten sind zwar abhängig von der Größe der Perlitinseln, ihr Absolutwert ist aber erheblich größer, als nach der Größe der Perlitinseln zu erwarten wäre.

Die von Kamigaki (39) gegebene Erklärung, daß die größere elastische Anisotropie im Perlit für die größeren Streukonstanten des perlitischen Gefüges verantwortlich ist, kann nur als Hypothese angesehen werden. Die elastischen Konstanten des Zementits sind nicht bekannt. Der Elastizitätsmodul des Zementits ist etwa genauso groß wie der des Eisens (54).

Da die Zementitlamellen zwar sehr dünn, aber recht großflächig sind, dürften sie auf den Streuvorgang nicht ohne Einfluß sein. Eine Theorie, die diesen Einfluß berücksichtigt, ist nicht bekannt. Die Lamellenfläche und der Lamellenabstand müßten in eine entsprechende Formel eingehen.

Es konnte nicht geklärt werden, warum das Gefüge der bei 300 °C isotherm umgewandelten Proben gröber war als das der bei 400 °C umgewandelten Proben, während die Streukonstanten kleiner waren.

Die Untersuchung der perlitischen Proben innerhalb dieses Vorhabens kann nur als Teilschritt zur Lösung des Problems der Ultraschallstreuung in heterogenen Gefügen angesehen werden. Weitere Untersuchungen sind notwendig. Die Ergebnisse haben aber gezeigt, daß eine eingehendere Behandlung dieser Frage aussichtsreich ist und auch eine praktische Anwendung dieses Meßverfahrens zur relativen Charakterisierung heterogener Gefüge in Betracht gezogen werden kann.

5. 2 Ultraschallabsorption

Die die Ultraschallabsorption betreffenden Ergebnisse sollen hier nur insoweit besprochen werden, als sie für die Eignung des Ultraschallverfahrens zur Korngrößenbestimmung von Bedeutung sind. Darüber hinaus enthalten diese Ergebnisse eine Reihe zusätzlicher Informationen, die als Grundlage für weitere Untersuchungen dienen können.

Anhand eines Versuches konnte nachgewiesen werden, daß bei ferromagnetischen Werkstoffen der Hauptanteil der Absorptionsverluste durch ferromagnetische Relaxation entsteht. Durch Magneti-

sieren einer Probe aus St 37 fiel der Schwächungskoeffizient um einen Betrag, der in der Größenordnung der Absorptionsverluste lag, ab. Weitere Versuche hierzu sind vorgesehen.

Die Absorptionsverluste sind von Werkstoff zu Werkstoff unterschiedlich, unterliegen aber bei ein und demselben Werkstoff systematischen Änderungen. Bei St 37 konnte eine Korngrößenabhängigkeit nachgewiesen werden, die der in einer früheren Untersuchung an Al-Mg-Legierungen (18) entgegengesetzt ist. Da der Hauptanteil der Absorption bei St 37 durch ferromagnetische Relaxation bedingt ist, hat diese Korngrößenabhängigkeit der Absorptionskonstanten auch völlig andere Ursachen als bei den Al-Mg-Legierungen und ist auf den Einfluß der Anfangspermeabilität, des elektrischen Widerstandes und des Blochwandabstandes zurückzuführen.

Auch die bei der Eisen-Nickel-Legierung bestimmten Absorptionskonstanten zeigen systematische Änderungen. Im rekristallisierten, überwiegend austenitischen Zustand sind die Werte niedrig, weil der Austenit bei dieser Zusammensetzung nicht ferromagnetisch ist. Die Absorptionsverluste sind in diesem Zustand hauptsächlich durch Versetzungsresonanz bedingt. Durch das Kühlen auf -70 °C steigt der Gehalt an ferromagnetischem Martensit und damit auch die Absorptionskonstante. Bei tieferen Umwandlungstemperaturen nimmt zwar der Martensitgehalt zu, gleichzeitig werden aber auch die Wechselwirkungskräfte zwischen den Weißschen Bezirken größer, da diese dichter zusammen liegen und weniger stark durch Austenitfelder voneinander getrennt sind. Das führt wahrscheinlich zu einer Erhöhung der Relaxationsfrequenz und damit wieder zu einer Erniedrigung der Absorptionsverluste.

Bei den perlitischen Proben aus 100 Cr 6 sind die Absorptionskonstanten verhältnismäßig niedrig, weitgehend unabhängig vom Behandlungszustand und innerhalb der Meßgenauigkeit ziemlich konstant.

Auch bei dem Vergütungsstahl nimmt die Absorptionskonstante mit zunehmender Austenitisierungstemperatur zu, was auch hier im wesentlichen auf ferromagnetische Relaxation zurückgeführt werden kann.

Die Legierung AlZnMg 3 hat im rekristallisierten, d. h. langsam abgekühlten Zustand die höchste Absorptionskonstante, die über den lösungsgelühten, den kaltausgehärteten zum warmausgehärteten Zustand abnimmt. Der Ultraschall wird bei dieser Legierung hauptsächlich durch Resonanz der Versetzungsschleifen absorbiert. Die wichtigsten Variablen sind dabei die Versetzungsdichte und die Schleifenlänge (19, 20). Die Versetzungsdichte kann sich nur beim Lösungsglühen ändern. Diese Änderung dürfte aber geringfügig sein, wenn, wie in diesen Versuchen, zuvor rekristallisiert wurde. Dagegen kann sich die Schleifenlänge erheblich ändern. Da diese mit der vierten

Potenz in die Absorptionskonstante eingeht, führt beispielsweise eine Abnahme der Schleifenlänge um einen Faktor von etwa 1,8 zu einer Abnahme der Absorptionskonstanten um den Faktor 10.

5.3 Schlußfolgerungen aus den Ergebnissen hinsichtlich der Eignung des Ultraschallverfahrens zur Korngrößenbestimmung und Bestimmung anderer Gefügeparameter

Die Ultraschallabsorption hat neben der Ultraschallstreuung, wie die Ergebnisse zeigen, einen nicht zu vernachlässigenden Einfluß auf die Ultraschallschwächung. Dies gilt besonders für den Frequenzbereich von etwa 1 bis 10 MHz, der für eine praktische Prüfung in Frage kommt. Sofern man mit der Frequenz im Rayleighbereich der Streuung bleibt, überwiegt der Anteil der Streuung an der Ultraschallschwächung mit zunehmender Frequenz immer mehr (vgl. Gleichung 5). An einem Beispiel sei dies verdeutlicht:

Bei der Probe Fe F 3 (Tafel 13) ist

$$a_2 = 15 \cdot 10^{-4} \text{ dB } \mu\text{s}^{-1} \text{ MHz}^{-2}$$

$$a_4 = 21 \cdot 10^{-6} \text{ dB } \mu\text{s}^{-1} \text{ MHz}^{-4}.$$

Bei 1 MHz ist, nach Gleichung 2 und 5,

$$\alpha = 15 \cdot 10^{-4} + 0,2 \cdot 10^{-4} = 15,2 \cdot 10^{-4} \text{ dB } \mu\text{s}^{-1}.$$

(Der erste Summand ist der Absorptionsanteil, der zweite Summand der Streuteil des Schwächungskoeffizienten.)

Bei 10 MHz ist

$$\alpha = 15 \cdot 10^{-2} + 21 \cdot 10^{-2} = 36 \cdot 10^{-2} \text{ dB } \mu\text{s}^{-1}.$$

Bei 100 MHz wäre

$$\alpha = 15 + 2100 = 2115 \text{ dB } \mu\text{s}^{-1}.$$

Der Schwächungskoeffizient bei 100 MHz ist als fiktiv anzusehen, da diese Frequenz bei der Korngröße dieser Probe bereits außerhalb des Rayleighbereiches liegt und so große Schwächungswerte auch nicht gemessen werden können.

Bei 1 MHz ist der Absorptionsanteil fast 100mal größer als der Streuteil des Schwächungskoeffizienten, bei 10 MHz sind beide Anteile etwa gleich groß, und bei 100 MHz ist der Streuteil etwa 100mal größer als der Absorptionsanteil.

Da praktische Messungen zur Korngrößenbestimmung zweckmäßigerweise bei einer festen Frequenz durchgeführt werden, ist diese so zu wählen, daß der Streuteil deutlich neben der Absorption hervortritt. Im Falle des St 37 wäre, wie das oben erwähnte Beispiel zeigte, eine Frequenz von 1 MHz zu niedrig, da man bei dieser praktisch nur die Absorption mißt. Da die Absorption in diesem speziellen Fall auch Korngrößenabhängig ist, wäre das für eine Relativmessung unschädlich. Bei anderen Werkstoffen kann die Absorption auch umgekehrt proportional zur Korngröße sein (18). Eine zu niedrige Frequenz führt dann zu einer Fehlbeurteilung.

Für Reineisen, St 37, Fe-30 Ni und perlitischen Stahl wird eine Frequenz von maximal 10 MHz genügen. Zur Klassifizierung martensitischer Stähle in bezug auf ihr Streuverhalten sind bereits Frequenzen von 20 bis 30 MHz anzuwenden, da das Verhältnis von a_4/a_2 hier wesentlich kleiner ist als bei den oben genannten Legierungen. Ähnlich liegen die Verhältnisse auch bei Aluminium und Aluminiumlegierungen.

Bei diesen wird besonders deutlich, daß bei Relativmessungen bei einer festen Frequenz nur dann genügend genaue Ergebnisse bei der Korngrößenbestimmung mit Ultraschall zu erwarten sind, wenn der übrige Werkstoffzustand definiert und konstant ist.

Bei der Untersuchung von Mischgefügen, über die in einer kürzlich veröffentlichten Arbeit Chiao (11) berichtet hat, muß entweder die Korngröße oder der Gefügeanteil konstant sein, wenn man durch Ultraschallschwächungsmessungen eine Gefügecharakterisierung vornehmen will.

Die Ergebnisse berechtigen aber auch zu der Erwartung, daß die Absorptionskonstante zusätzliche Informationen über den Werkstoffzustand liefern kann.

6. Zusammenfassung der Ergebnisse

Die Ultraschallschwächung in Abhängigkeit von der Frequenz und der Korngröße wurde an Reineisen, St 37, Fe-30 Ni, 100 Cr 6, 18 CrNi 8 und AlZnMg 3 untersucht. Die Korngrößen wurden so gewählt, daß im verfügbaren Frequenzbereich $\lambda > 2\pi\bar{D}$ war. Durch Ausgleichsrechnung wurde die Absorptions- und die Streukonstante bestimmt.

Bei einphasigen Metallen oder Legierungen mit geringer Heterogenität ist eine Korngrößenbestimmung mit Ultraschall möglich.

Die Übereinstimmung zwischen der Theorie der Streuung und dem Experiment ist im Bereich der Rayleighstreuung quantitativ.

Das Streuverhalten heterogener Legierungen wird ebenfalls durch die Korngröße, z. B. Größe der Perlitinseln, bestimmt. Ein zusätzlicher Einfluß der Heterogenität besteht. Eingehendere Untersuchungen sind hierzu notwendig. Eine Charak-

terisierung der Gefügeparameter heterogener Legierungen ist jedenfalls möglich.

Die Streukonstante martensitischer Phasen ist von den linearen Abmessungen der Ursprungsphase, bzw. vermutlich von der Länge der Martensitplatten abhängig. Auch zu diesem Problem sind noch weitere Untersuchungen durchzuführen.

Die Ultraschallabsorption ist nicht zu vernachlässigen. Bei niedrigen Frequenzen kann sie der Hauptanteil der Schwächung sein.

Bei ferromagnetischen Werkstoffen ist die Absorption hauptsächlich auf ferromagnetische Relaxation zurückzuführen.

Entmischungsvorgänge können die Absorptionskonstante erheblich beeinflussen.

Die Absorptionskonstante kann u. U. weitere Informationen über den Gefügestand liefern.

Herrn Professor Dr. W. Schwarz und seinen Mitarbeitern danken wir für die Aufnahmen mit dem Stereoscan, Herrn Dr. -Ing. R. Helms und seinen Mitarbeitern für die Durchführung der mechanisch-technologischen Untersuchungen und Herrn W. Schuler und Herrn H. Walter für die röntgenographische Restaustenitbestimmung.

Herrn M. Pruschke sind wir u. a. für seine umfangreichen Arbeiten bei der Probenvorbereitung, der Wärmebehandlung, den Gefügeaufnahmen und den Korngrößenbestimmungen sowie Frau F. Koch für die elektronenmikroskopischen Aufnahmen zu Dank verpflichtet.

Der Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung und Oberflächenbehandlung e. V. und der AIF danken wir für die finanzielle Unterstützung.

Dem Präsidenten der Bundesanstalt für Materialprüfung, Herrn Professor Dr. -Ing. M. Pfender gebührt unser Dank für die Förderung und Anteilnahme an den Arbeiten.

- 1) EXNER, H. E.:
Die mikroskopische Bestimmung von räumlichen Korngrößenverteilungen in undurchsichtigen Stoffen.
Prakt. Metallographie 3 (1966) Nr. 8, S. 334/41.
- 2) FISCHMEISTER, H. F.:
Verfahren und Apparate der quantitativen Metallographie.
Prakt. Metallographie 2 (1965) Nr. 6, S. 251/63.
- 3) EXNER, H. E. und H. F. FISCHMEISTER:
Die Anwendung der Linearanalyse zur quantitativen Gefügebeschreibung von Wolframkarbid-Kobalt-Legierungen.
Prakt. Metallographie 3 (1966) Nr. 1, S. 18/27.
- 4) DÖRFLER, G. und E. PLÖCKINGER:
Ein neues Gerät zur Bestimmung der Flächenanteile metallischer und nichtmetallischer Phasen mit der Elektronenstrahlmikrosonde.
Arch. Eisenhüttenwes. 36 (1965) Nr. 9, S. 649/53.
- 5) ADAMS, C. J.:
Ultrasonic attenuation characteristics of various steel alloys.
Nondestr. Testing (1961) Nov.-Dec., S. 393/401.
- 6) DUNEGAN, H. L.:
Grain size measurement in uranium by use of ultrasonics.
Mat. eval. (1964) Nr. 8, S. 353/59.
- 7) MELLOR, N. F. und R. M. PILGRIM:
Ultrasonic attenuation measurement and its practical application to steel castings.
Foundry Trade Journal 120 (1966) Nr. 3, S. 289/93.
- 8) PAPADAKIS, E. P.:
Ultrasonic nondestructive test for the detection of improper heat treatment of steel.
Mat. eval. 23 (1965) März, S. 136/39.
- 9) PIRS, J.:
Ermittlung der Korngröße von austenitischem Stahl aus der Ultraschalldämpfung.
Arch. Eisenhüttenwes. 38 (1967) Nr. 12, S. 939/43.
- 10) PIRS, J.:
Untersuchungen zur Anwendung von Ultraschallschwächungsmessungen für die Unterscheidung verschiedener Gefügeausbildungen von Stahl 42 CrMo 4.
Materialprüfung 10 (1968) Nr. 2, S. 43/49.
- 11) CHIAO, W. F.:
Ultrasonic attenuation of mixed microstructures in steel.
Trans. AIME 242 (1968) Nr. 8, 1543/51.
- 12) KRAUTKRÄMER, J. und H. KRAUTKRÄMER:
Werkstoffprüfung mit Ultraschall.
Berlin, Göttingen, Heidelberg:
Springer-Verlag 1961.
- 13) KRAUTKRÄMER, J.:
Die Messung der Ultraschallschwächung nach dem Echolot-Verfahren.
Gießerei, Techn.-Wissensch. Beihefte H. 20 (1958), S. 1067/75
- 14) FRIELINGHAUS, R. und J. KOPPELMANN:
Genauere Schallschwächungsmessungen mit handelsüblichen Ultraschall-Impulsecho-Geräten.
Materialprüfung 6 (1964) Nr. 10, S. 337/42.
- 15) SEKI, H., A. GRANATO und R. TRUPELL:
Diffraction effects in the ultrasonic field of a piston source and their importance in the accurate measurement of attenuation.
J. of ASA 28 (1956), Nr. 2, S. 230/38.
- 16) TJADEN, K.:
Absorption longitudinaler Ultraschallwellen in Aluminium bei hohen Temperaturen.
Acustica 11 (1961), S. 128/36.

- 17) GRANATO, A. und R. TRUPELL:
Frequency dependence of ultrasonic attenuation in germanium.
J. Appl. Phys. 27 (1956) Nr. 10, S. 1219/26.
- 18) MARTIN, E. und D. AURICH:
Untersuchungen über die Korngrößenbestimmung in Blechen mit Ultraschall zur Entwicklung einer für die Praxis geeigneten zerstörungsfreien Meßmethode.
Mitt. Deutsch. Forsch.ges. Blechverarb. und Oberfl. beh. 18 (1967), S. 253/72.
- 19) GRANATO, A. und K. LÜCKE:
Theory of mechanical damping due to dislocations.
J. Appl. Phys. 27 (1956) Nr. 6, S. 583/93.
- 20) GRANATO, A. und K. LÜCKE:
Application of dislocation theory to internal friction phenomena at high frequencies.
J. Appl. Phys. 27 (1956) Nr. 7, S. 789/805.
- 21) SEEGER, A. und P. SCHILLER:
Bildung und Diffusion von Kinken als Grundprozeß der Versetzungsbewegung bei der Messung der inneren Reibung.
Acta Met. 10 (1962) Nr. 4, S. 348/57.
- 22) YAKOVLEV, L. A. :
Investigation of the frequency and amplitude dependence of ultrasonic absorption in aluminium.
Soviet Phys.-Acoust. 11 (1965) Nr. 2, S. 197/200.
- 23) HOLZINGER, O. :
Amplitudenabhängige Dämpfung und Moduldefekt in Aluminium III. Kombinierte kHz-MHz-Untersuchungen.
Acustica 17 (1966), S. 126/30.
- 24) SUZUKI, T., A. IKUSHIMA und M. AOKI:
Acoustic attenuation studies of the frictional force on a fast moving dislocation.
Acta met. 12 (1964) Nr. 11, S. 1231/40.
- 25) SCHWARTZ, J. C. und J. WEERTMAN:
Abänderung der Versetzungsdämpfungstheorie von Koehler-Granato-Lücke.
J. Appl. Phys. 32 (1961), S. 1860/65.
- 26) HEIPLE, C. R. und H. K. BIRNBAUM:
Frequency dependence of dislocation damping in single-crystal copper.
J. Appl. Phys. 38 (1967) Nr. 8, S. 3294/302.
- 27) MASON, W. P. :
Physical Acoustics, Vol. III. - Part A, The effect of imperfections.
New York, London: Academic Press 1966.
- 28) KNELLER, E. :
Ferromagnetismus,
Berlin, Göttingen, Heidelberg:
Springer-Verlag 1962.
- 29) MASON, W. P. und H. J. Mc SKIMIN:
Attenuation and scattering of high frequency sound waves in metals and glasses.
J. of ASA 19 (1947) Nr. 3, S. 464/73.
- 30) MASON, W. P. und H. J. Mc SKIMIN:
Energy losses of sound waves in metals due to scattering and diffusion.
J. Appl. Phys. 19 (1948) Nr. 10, S. 940/46.
- 31) LIFSHITS, J.M. und G.D. PARKHOMOVSKII:
Zur Theorie der Ausbreitung von Ultraschallwellen in Vielkristallen.
Zh. Experm. i. Teor. Fiz. 20 (1950) Nr. 2, S. 175/82.
- 32) BHATIA, A. B. :
Scattering of high-frequency sound waves in polycrystalline materials.
J. of ASA 31 (1959), S. 16/23.
- 33) BHATIA, A. B. und R. A. MOORE:
Scattering of high-frequency sound waves in polycrystalline materials. II
J. of ASA 31 (1959), S. 1140/42.
- 34) MERKULOV, L. G. :
Investigation of ultrasonic scattering in metals.
Soviet Physics - Techn. Phys. 1 (1956) Nr. 1, S. 59/69.
- 35) MERKULOV, L. G. :
Absorption and diffusive scattering of ultrasonic waves in metals.
Soviet Physics - Techn. Phys. 2 (1957) S. 953/57.
- 36) PAPADAKIS, E. P. :
Rayleigh scattering and stochastic scattering of ultrasonic waves in steel.
J. Appl. Phys. 34 (1963) Nr. 2, S. 265.
- 37) PAPADAKIS, E. P. :
Ultrasonic attenuation and velocity in three transformation products in steel.
J. Appl. Phys. 35 (1964) Nr. 5, S. 1474/82.
- 38) PAPADAKIS, E. P. :
Revised grain-scattering formulas and tables.
J. of ASA 37 (1965) Nr. 4, S. 703/10.
- 39) KAMIGAKI, K. :
Ultrasonic attenuation in steel and cast iron. The Science Reports of the Research Institutes Tôhoku University, Series A (Physics, Chemistry and Metallurgy) 9 (1957), S. 48/77.

- 40) HIRONE, T. und K. KAMIGAKI:
Attenuation of the ultrasonic waves in metals.
II Stainless Steel.
The Science Reports of the Research Institutes
Tōhoku University, Series A (Physics,
Chemistry and Metallurgy) 10 (1958),
S. 276/82.
- 41) PAPADAKIS, E. P. und E. L. REED:
Ultrasonic detection of changes in the elastic
properties of a 70-30 iron-nickel alloy upon
heat treatment.
J. Appl. Phys. 32 (1961) Nr. 4, S. 682/87.
- 42) SCHEIL, E.:
Statistische Gefügeuntersuchungen I.
Z. Metallkunde 27 (1935) Nr. 9, S. 199/209.
- 43) SCHEIL, E.:
Berechnung der Anzahl und Korngrößenver-
teilung kugelförmiger Kristalle in undurch-
sichtigen Körpern mit Hilfe der durch einen
ebenen Schnitt erhaltenen Schnittkreise.
Z. anorg. und allg. Chemie 201 (1931),
S. 259/64.
- 44) PAPADAKIS, E. P.:
Grain size distribution in metals and its in-
fluence on ultrasonic attenuation
measurements.
J. of ASA 33 (1961) Nr. 11, S. 1616/21.
- 45) PAPADAKIS, E. P.:
From micrograph to grain-size distribution
with ultrasonic application.
J. Appl. Phys. 35 (1964) Nr. 5, S. 1586/94.
- 46) GLEITER, H. und G. BÄRO:
Zum Mechanismus des Korngrenzengleitens
und zur Versetzungsbildung in Großwinkel-
korngrenzen.
Mat. Sci. Eng. 2 (1967), S. 224/25.
- 47) BÄRO, G., H. GLEITER und E. HORNBÖGEN:
Korngrenzen als Versetzungsquellen.
Mat. Sci. Eng. 3 (1968/69), S. 92/104.
- 48) FRANZ, H.:
Mechanische Dämpfung infolge magnetischer
Vorgänge.
Z. Metallkunde 53 (1962) Nr. 1, S. 27/37.
- 49) FRIELINGHAUS, R., J. KOPPELMANN und
H. GOOSSENS:
Ultraschalluntersuchungen an Gußeisen mit
Lamellengraphit.
Gießerei, techn.-wiss. Beihefte 16 (1964)
Nr. 2, S. 99/111.
- 50) PETCH, N. J.:
Cleavage strength of polycrystals.
J. Iron Steel Inst. 174 (1953) S. 25/28.
- 51) COTTRELL, A. H.:
Theory of brittle fracture in steel and similar
metals.
Trans. AIME 212 (1958), S. 192/203.
- 52) KEßLER, H. und W. PITSCH:
Die Martensit-Austenit-Rückumwandlung in
einer Eisen-Nickel-Legierung mit 32,5 % Ni
bei langsamem Aufheizen.
Arch. Eisenhüttenwes. 39 (1968) Nr. 3,
S. 223/31.
- 53) BAKER, A. J., P. M. KELLY und J. NUTTING:
Structurs resulting from phase transfor-
mations in steels,
in: Electron Microscopy and Strength of
Crystals,
herausg. Thomas und Washburn.
New York, London: Interscience Publishers
1963.
- 54) JELLINGHAUS, W.:
Weitere Messungen zu den physikalischen
Eigenschaften des massiven Zementits.
Arch. Eisenhüttenwes. 38 (1967) Nr. 6,
S. 488/91.
- 55) KORDJUMOW, G. und G. SACHS:
Über den Mechanismus der Stahlhärtung.
Z. Physik 64 (1930) Nr. 5/6, S. 325.
- 56) CHILTON, I. M., C. J. BARTON und
G. R. SPEICH:
Martensite transformation in low-carbon
steels.
J. Iron Steel Inst. (1970) Nr. 2, S. 184/193.