# ATLAS ZUR WÄRMEBEHANDLUNG DER STÄHLE BAND 3

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubilder

www.stahleisen.de

### ATLAS ZUR WÄRMEBEHANDLUNG DER STÄHLE

HERAUSGEGEBEN VOM

#### MAX-PLANCK-INSTITUT FUR EISENFORSCHUNG

IN ZUSAMMENARBEIT MIT DEM

INSTITUT FUR WERKSTOFFTECHNIK
IM FACHBEREICH WERKSTOFFWISSENSCHAFTEN AN DER
TECHNISCHEN UNIVERSITÄT BERLIN

UND DEM

WERKSTOFFAUSSCHUSS DES VEREINS DEUTSCHER EISENHUTTENLEUTE

BAND 3

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubilder

VON

JÜRGEN ORLICH ADOLF ROSE PAUL WIEST Alle Rechte, insbesondere die der Übersetzung in fremde Sprachen und der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen, vorbehalten.

Ohne ausdrückliche Genehmigung des Verlages ist es auch nicht gestattet, dieses Buch oder Teile daraus auf photomechanischem Wege (Photokopie, Mikrokopie) zu vervielfältigen.

© 1973 Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf Printed in Germany O-15-1073 u

#### INHALTSÜBERSICHT

#### TEIL I

n	$\mathbf{T}$	┰	$\mathbf{m}$	
1	н,	^		

			ILAI			~ •.
I-0.	I-0.1. Vorwort .				 	9
I-1.	I-1.1. Probenform I-1.2. Dilatometer I-1.3. Temperatu	m		Jmwandlungspunkte	 · ·	10 11 13
I-2.	I-2.1. Darstellum I-2.1.1. Z I-2.1.2. Z I-2.2. Zeit-Temp I-2.3. ZTA-Auste I-2.4. ZTA-Abse I-2.5. ZTA-Mart I-2.6. ZTA-Karb	g der Ergebnisse TA-Schaubild (kont: TA-Schaubild (isoth eratur-Austenitisieru enitkornwachstum-S- hreckhärte-Schaubild ensitbeginn-Schaubil idauflösung-Schaubi	inuierlich) ermisch)		 	19 19 20 21 22 23
I-3.	I-3.1. Einfluß de	s Ausgangsgefüges		ler Stähle	 	24
I-4.	Hinweise zur Ben	utzung der ZTA-Sch	aubilder		 	25
II-1.	Chemische Zusam	mensetzung der in d	TEIL II  TAFELN en Tafeln enth	altenen Stähle	 	Seite
II-2.	Verwendete Ätzm	ittel			 	31
	ZTA-Schaubilder atzstähle Ck 15 20 MnCr 5 20 MnCr 5 15 CrNi 6 15 CrNi 6	Schmelze 1 Schmelze 2 Schmelze 1 Schmelze 2	kont. kont. kont. kont., isoth. kont., isoth.	(ZTU: Bd. 2, II-120) .  (ZTU: Bd. 1+2, II-122) (ZTU: Bd. 1+2, II-122)	 	32 32 38 (50) 44 (50) 54 66
Verg	ütungsstähle Ck <b>45</b>		kont.	(ZTU: Bd. 1, II-101)		78 84
	37 MnSi 5 38 Cr 2 34 Cr 4 34 Cr 4 34 CrMo 4 42 CrMo 4 50 CrMo 4	Schmelze 1 Schmelze 2 8 Ausgangsgefüge	kont. kont. kont. kont. kont., isoth. kont., isoth.	(ZTU: Bd. 1, II-102) (ZTU: Bd. 1, II-104) (ZTU: Bd. 1, II-104) (ZTU: Bd. 1, II-108) (ZTU: Bd. 1, II-109) (ZTU: Bd. 1, II-110)		90 96 102 108 120 127
Nitr	38 Cr 2 34 Cr 4 34 Cr 4 34 CrMo 4 42 CrMo 4	Schmelze 2	kont. kont. kont., isoth. kont.	(ZTU: Bd. 1, II-104) (ZTU: Bd. 1, II-104) (ZTU: Bd. 1, II-108) (ZTU: Bd. 1, II-109)		96 102 108 120

Warmarbeitsstahl X 38 CrMoV 5 1	kont., isoth.	(ZTU: Bd. 1, II-204)	222
Nichtrostende Stähle			
X 40 Cr 13	kont., isoth.	(ZTU: Bd. 1, II-221)	238
X 35 CrMo 17	kont., isoth.		252

#### ÜBERSICHT ZU BAND 4

Übersicht über die zur Veröffentlichung vorbereiteten ZTA-Schaubilder, die voraussichtlich 1974 im Band 4 des Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle erscheinen werden.

#### Schweißbare Baustähle Etwa 5 Stähle

	Etwa 5 Stähle			
Verg	gütungsstähle Ck 35 46 Cr 2		kont. kont.	(ZTU: Bd. 2, II-140)
	41 Cr 4 32 CrMo 12		kont., isoth. kont., isoth.	(ZTU: Bd. 1, II-105)
$\mathbf{Fed}\epsilon$	erstähle			
	50 CrV 4	Schmelze 1	kont., isoth.	(ZTU: Bd. 1, II-113)
	50 CrV 4 58 CrV 4	Schmelze 2	kont., isoth.	(ZTU: Bd. 1, II-113)
	58 Crv 4		kont., isoth.	
Stäh	ıle für Flammenh	ärtung		
	Cf 53	Schmelze 1	kont., isoth.	
	Cf 53	Schmelze 2	kont., isoth.	
Unle	gierte Werkzeug	stähle		
	C 70 W 2		kont.	(ZTU: Bd. 1, II-242)
	C 100 W 2		kont., isoth.	(ZTU: Bd. 1, II-241)
Kalt	arbeitsstahl			
	105 WCr 6		kont., isoth. (	ZTU: Bd. 1, II-226)
Nich	trostende Stähle			
	X 20 Cr 13	Schmelze 1	kont., isoth.	
	X 20 Cr 13	Sc imelze 2	kont.	
	X 22 CrNi 17	Schmelze 1	kont., isoth.	
	X 22 CrNi 17	Schmelze 2	kont.	

### ATLAS ZUR WÄRMEBEHANDLUNG DER STÄHLE ${\bf BAND~3}$

TEIL I

TEXT

von

JÜRGEN ORLICH und ADOLF ROSE



#### I-0. Einführung

#### I-0.1. Vorwort

Die Austenitisierung ist der erste Schritt bei den meisten Wärmebehandlungsvorgängen von Stahl. Hiermit ist neben der  $\alpha$ - $\gamma$ -Phasenumwandlung eine teilweise oder vollständige Auflösung der im Ferrit-Mischkristall vorhandenen Ausscheidungen, insbesondere der Karbide, verbunden. Die Kinetik dieser Vorgänge ist bereits eingehend beschrieben worden\*). Durch eine an die Austenitisierung anschließende gesteuerte Abkühlung in das Phasengebiet des Ferrits mit geringer Löslichkeit kann eine erneute Ausscheidung von Phasen in bestimmter Verteilung erfolgen, die dem Stahl gewünschte Eigenschaften verleihen. Der Austenitisierungszustand enthält die Keimbildungsbedingungen, die das Umwandlungsverhalten und die technologischen Eigenschaften des Stahles entscheidend beeinflussen. Sie lassen sich mittelbar beschreiben durch die Austenitkorngröße, die Karbidauflösung, die Abschreckhärte und den Martensitpunkt.

Die Austenitisierungsvorgänge bei gleichgewichtsnahen Bedingungen, wie etwa einer langsamen Ofenerwärmung, sind bekannt und in Wärmebehandlungsvorschriften niedergelegt.

Neuere Entwicklungen der Wärmebehandlung von Stahl, besonders im Rahmen der Wärmebehandlung aus der Umformwärme und der Oberflächenhärtung, weichen von diesen Vorschriften ab. Sie gehen häufig in Richtung auf die Schnellerwärmung mit Hilfe der Induktions-, Widerstands- oder Flammenerwärmung. Aus diesem Grund ist die genaue quantitative Beschreibung der Austenitisierungsvorgänge bis zu großen Aufheizgeschwindigkeiten und den dabei wegen der Überhitzung der Umwandlungsvorgänge erforderlichen höheren Temperaturen notwendig. Hierbei hat neben der chemischen Zusammensetzung auch das Ausgangsgefüge entscheidenden Einfluß auf das gesamte Austenitisierungsverhalten.

Ziel des vorliegenden 3. Bandes und des vorgesehenen 4. Bandes zum Atlas ist es, dem Wunsche der Stahlverarbeiter nachzukommen und dem Wärmebehandlungsfachmann Unterlagen zu liefern, die ihm ein hinreichend genaues Abschätzen der Ergebnisse von Zeit-Temperatur-Verläufen bei der Schnellerwärmung von Stahl ermöglichen.

Mit Bekanntwerden des Vorhabens wurde immer häufiger die Bitte geäußert, nicht nur die Austenitisierungsvorgänge bei kontinuierlicher Erwärmung, sondern auch bei anschließender isothermischer Temperaturführung darzustellen. Soweit es möglich war, wurden deshalb auch isothermische ZTA-Schaubilder, die den Bereich von 0,01 bis 1000 s Haltezeit umfassen, aufgestellt. Hierdurch wuchs der Abbildungsteil so stark an, daß eine Aufteilung der Schaubilder in die Bände 3 und 4 notwendig wurde. Soweit von einem untersuchten Stahl im 1. oder 2. Band ZTU-Schaubilder enthalten sind, ist dieses im Inhaltsverzeichnis durch die Angabe des Bandes und der dort verwendeten laufenden Nummern des Stahles gekennzeichnet. Für das Aufstellen der ZTA-Schaubilder konnten im allgemeinen nicht mehr Stahlproben aus der gleichen Schmelze verwendet werden. Die Zusammensetzung der untersuchten Schmelze findet sich im jeweiligen Datenblatt des Stahles.

Die Durchführung dieser Untersuchungen wurde zuerst im Rahmen der Dissertation von J. Orlich am Lehrstuhl II für Werkstofftechnik der Technischen Universität Berlin (Professor P. Wiest) begonnen. Die Arbeit wurde dadurch gefördert, daß die Deutsche Forschungsgemeinschaft aufwendige Versuchsgeräte zur Verfügung stellte. Auf Anregung von Professor A. Rose unterstützte die VDEh-Gesellschaft zur Förderung der Eisenforschung ein weiteres umfangreiches Programm zur Gewinnung von ZTA-Schaubildern wichtiger Eisenlegierungen. Die Versuchswerkstoffe wurden über den Werkstoffausschuß des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute von der Stahl erzeugenden Industrie zur Verfügung gestellt.

Allen beteiligten Mitarbeitern des seit 1972 bestehenden Institutes für Werkstofftechnik der Technischen Universität Berlin sei für ihre Hilfe herzlich gedankt.

<sup>\*)</sup> A. Rose u. W. Straßburg: Arch. Eisenhüttenwes. 27 (1956) S. 513/20.

#### I-0.2. Auswahl der Stähle

Aus der Vielzahl interessant erscheinender Stähle mußte eine den Bedürfnissen der Praxis entsprechende Auswahl getroffen werden. Hierzu führte der Werkstoffausschuß des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute bei den Stahlerzeugern und -verbrauchern eine Umfrage durch. Aus den am häufigsten genannten Stählen wurden die im 3. und 4. Band enthaltenen Stähle für die Aufnahme von Zeit - Temperatur-Austenitisierung – Schaubildern ausgewählt.

Den Schwerpunkt bilden naturgemäß die Vergütungsstähle, die besonders im Rahmen der Oberflächenhärtung häufig verwendet werden. Für die Kaltarbeitsstähle haben die Austenitisierungszustände eine noch weitergehende eigenschaftsverändernde Wirkung. Die ZTA-Schaubilder ermöglichen Abschätzungen über das Austenitkornwachstum und das Umwandlungsverhalten. Das ist von besonderem Interesse für die hochfesten schweißbaren Baustähle, die im Band 4 dargestellt werden. Bei den hochlegierten nichtrostenden Stählen zeigen die ZTA-Schaubilder die Grenzen, die den Schnellerwärmungsverfahren gesetzt sind.

Das Austenitisierungsverhalten innerhalb einer Stahlsorte verändert sich mit der chemischen Zusammensetzung der einzelnen Schmelzen. Aus diesem Grund sind bei mehreren Stählen die Schaubilder von zwei verschiedenen Schmelzen innerhalb der Analysengrenzen wiedergegeben. Einen wesentlich größeren Einfluß hat jedoch das Ausgangsgefüge. Um bei der Vielzahl möglicher Ausgangsgefüge den Versuchsaufwand nicht ins Unermeßliche steigen zu lassen, wurde jeweils nur der "übliche" Anlieferungszustand untersucht. Bei zwei Stählen – 50 CrMo 4 und Cf 53 – wurde jedoch durch zusätzliche Wärmebehandlungen eine größere Zahl unterschiedlicher Ausgangszustände erzeugt. Die bei diesen Schaubildern hervortretenden Tendenzen in der Abhängigkeit des Austenitisierungsverhaltens von dem jeweiligen Ausgangszustand lassen sich sinngemäß auf alle anderen Stähle übertragen. Der Einfluß der Seigerungen kommt in der unterschiedlichen Streubreite der Meßergebnisse zum Ausdruck.

#### I-1. Versuchsanlage

Für das Aufstellen der Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubilder wird während der Wärmebehandlung die Dilatation der Proben in Abhängigkeit von der Temperatur gemessen und anschließend die einzelne Probe metallographisch untersucht.

Die Erwärmung erfolgt induktiv mit einem 10-kW-Hochfrequenz-Röhrengenerator, der im Frequenzbereich von 0,9 MHz arbeitet. Mit einer Induktionsanlage lassen sich sehr hohe Aufheizgeschwindigkeiten bei gleichzeitiger genauer Temperatursteuerung erreichen.

Der Versuchsaufbau besteht dementsprechend aus drei Teilen, nämlich dem Dilatometer mit Probe und Abschreckvorrichtung, dem Temperaturregelkreis und der Meßwertregistrierung.

#### I-1.1. Probenform

Grundvoraussetzung für eindeutige Versuchsergebnisse ist, daß zu jedem Zeitpunkt des Versuches im gesamten Probenvolumen die gleiche Temperatur herrscht. Bei der induktiven Erwärmung fließt auf Grund des Skineffektes nur in der Probenoberfläche ein Strom, der sich auch dort in Wärme umsetzt. Die Erhitzung des Probeninneren erfolgt durch Wärmeleitung. Es kann ein erheblicher Temperaturgradient über dem Probenquerschnitt entstehen, wenn dieser nicht nur auf die Stromeindringzone beschränkt wird.

Als Probenform wurde deshalb ein Hohlzylinder von 8 mm Dmr., 0,5 mm Wanddicke und 9 mm Länge gewählt (Bild 1). Bei der Messung der hierbei auftretenden Temperaturdifferenz zwischen der äußeren und der inneren Zylinderwand während der Schnellerwär-

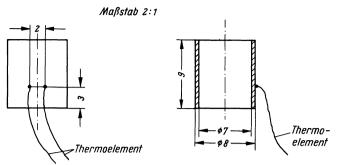


Bild 1: Hohlzylinderprobe mit Thermoelement

mung mit zwei gegenüberliegend angeschweißten Thermoelementen lassen sich drei Temperaturbereiche unterscheiden (Bild 2). Im ersten Bereich bis zum Beginn der  $\alpha$ - $\gamma$ -Umwandlung (Ac<sub>1</sub>) steigt der Differenzbetrag von 0 °C in Bild 2a auf 10 °C in Bild 2b bei einer Erhöhung der Aufheizgeschwindigkeit von 1,3 °C/s auf 2400 °C/s. Nach Überschreiten der Ac<sub>1</sub>-Temperatur wächst der Unterschied auf 5 °C bei 1,3 °C/s bis 30 °C bei 2400 °C/s, um bis zum Errei-

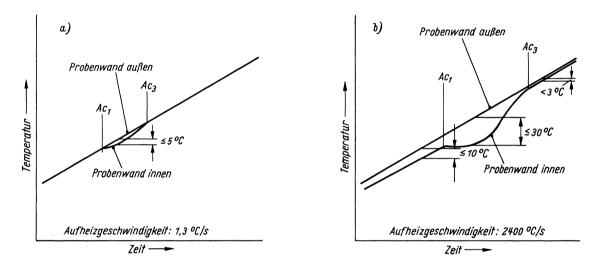


Bild 2: Zeit-Temperatur-Verlauf auf der äußeren und inneren Probenwand bei den Aufheizgeschwindigkeiten 1,3°C/s und 2400°C/s (schematisch)

chen der Ac<sub>3</sub>-Temperatur wieder auf 0 °C bis 3 °C abzufallen. Die große Temperaturdifferenz im Umwandlungsintervall läßt sich dadurch erklären, daß sich die Temperaturregelung auf die äußere Zylinderwand bezieht. Der bei der Erwärmung endotherme Umwandlungsvorgang wird hier ausgeregelt. Im Bereich der inneren Zylinderwand reicht jedoch die Zeit nicht aus, um den Wärmeverbrauch bei der Umwandlung durch Wärmeleitung zu kompensieren. Zwischen der Ac<sub>1</sub>- und Ac<sub>3</sub>-Temperatur liegt im allgemeinen der Curiepunkt. Bei dessen Überschreitung vergrößert sich die Stromeindringtiefe und damit auch die Zone, in der sich der Strom in Wärme umsetzt. Die Folge davon ist, daß der Temperaturgradient auf einen vernachlässigbar kleinen Betrag von etwa 3 °C selbst bei schnellster Aufheizung herabsinkt.

#### I-1.2. Dilatometer

Die Versuche werden in einer Kammer durchgeführt, die den Induktor, das Dilatometer, das Abschreckmagnetventil, die Schutzgas- und die Thermoelementzuführung trägt. Die Kammer ist so eingerichtet, daß die Untersuchungen wahlweise unter Vakuum, in abge-

schlossener Schutzgasatmosphäre und unter strömendem Schutzgas vorgenommen werden können. Für Langzeitversuche ist eine Wasserkühlung des doppelwandigen Gehäuses vorgesehen.

Der prinzipielle Aufbau der Kammer ist in Bild 3 wiedergegeben.

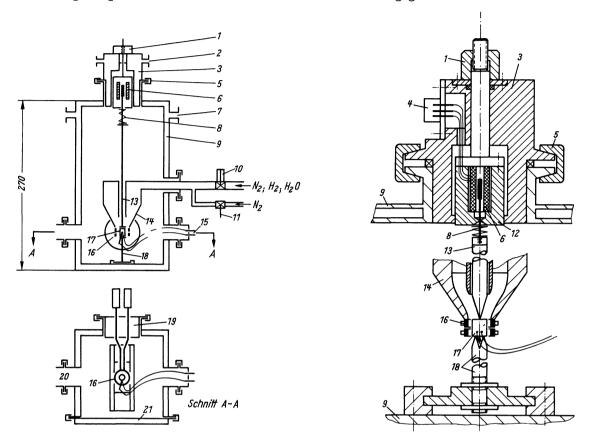


Bild 3: Aufbau der Versuchskammer und des Dilatometers

- Mutter zum Justieren des Wegaufnehmers Wasserkühlung des Wegaufnehmers Dilatometerkopf Wegaufnehmeranschluß Vakuumflansch Induktiver Wegaufnehmer

- Wasserkühlung des Gehäuses

- Abschreckmagnetventil Dosierventil für Schutzgas

- Teflonführung des Oberstempels Oberstempel Keramikdüse
- Thermoelementanschluß Induktor
- Probe
- Justierbarer Unterstempel
- Induktordurchführung Anschluß für Vakuumpumpe
- 21 Frontplatte

Die Probe wird von einem Induktor mit zwei Windungen umschlossen. Der Kopplungsabstand (Abstand zwischen Induktor und Probenoberfläche) beträgt 2 mm.

Je kleiner der Kopplungsabstand ist, um so geringer sind die Übertragungsverluste und damit um so höher die erreichbaren Aufheizgeschwindigkeiten. Bei geringem Kopplungsabstand ist jedoch für eine über dem gesamten Umfang des Zylinders gleichmäßige Erwärmung eine sehr genaue und damit zeitaufwendige Justierung der Probe im Induktor erforderlich. Der Induktor mit 2 mm Kopplungsabstand gestattet noch eine einfache Justierung nach Augenmaß. Ein Einfluß der hierbei möglichen Exzentrizität der Probe im Induktor von maximal 0,2 mm auf die Temperaturverteilung konnte nicht festgestellt werden. Die Probe wird von zwei Quarzglasstempeln gehalten. Quarzglas hat einen so geringen Ausdehnungskoeffizienten, daß seine Wärmeausdehnung kaum Einfluß auf die Dilatationsmessung der Stahlprobe hat.

Da das Gehäuse ebenfalls Bestandteil des Dilatometers ist (Bild 3), muß es bei länger dauernden Versuchen mit Wasser gekühlt, d.h. auf konstanter Temperatur gehalten werden, da seine durch Wärmestrahlung verursachte Ausdehnung zu einem Fehler bei der Dilatationsmessung führt.

Der untere, verstellbar am Gehäuseboden befestigte Stempel ist so angeschliffen, daß eine sichere Dreipunktauflage der Probe gewährleistet wird. Der bewegliche Oberstempel endet in einer Schneide. Er drückt durch eine einstellbare Spiralfeder mit 20 bis 80 p auf die Probe. Bei Temperaturen oberhalb 1100 °C, bei denen Stahl nur noch geringe Festigkeit besitzt, kann bei zu hohem Stempeldruck eine Verfälschung der Dilatationswerte durch plastische Verformung auftreten. Der Stempeldruck muß jedoch ausreichen, um die Probe beim Abschrecken festzuhalten. Durch die Schneidenform und die geringe Wärmeleitfähigkeit des Quarzglases ist sichergestellt, daß an den Auflagepunkten keine merkbare Wärmeabfuhr stattfindet. Weder optisch noch durch Umschlagfarben (Thermochrom) noch durch Thermoelemente konnte ein Temperaturgradient an den Auflagepunkten festgestellt werden.

Am Ende des Oberstempels ist der Anker des induktiven Wegaufnehmers aufgeklebt. An dieser Stelle wird der Stempel durch eine Teflonbuchse locker geführt. Die doppelt abgeschirmte Spule des Wegaufnehmers ist etwa 200 mm von der Probe und dem Induktor entfernt angeordnet, um eine Beeinflussung durch Wärmestrahlung und Hochfrequenzeinstreuung zu vermeiden. Eine zusätzliche Wasserkühlung ist für Langzeitversuche vorgesehen.

Durch ein düsenförmiges Keramikteil wird von oben her Schutzgas zwischen Induktor und Probe geleitet. Die Geschwindigkeit des Gasstromes läßt sich durch ein Dosierventil so einstellen, daß eine Oxydation der Probe nicht eintritt und gleichzeitig kein feststellbarer Temperaturgradient durch das anströmende kalte Gas während des Aufheizens entsteht.

Nach Erreichen der Abschrecktemperatur bei kontinuierlicher oder nach Ablauf der Haltezeit bei isothermischer Versuchsführung öffnet sich ein Magnetventil, um das Kühlmittel einzulassen. Als Abschreckmittel lassen sich sowohl Wasser als auch Gas verwenden.

Mit Stickstoff wird eine mittlere Kühlgeschwindigkeit von 300 °C/s, mit Wasserstoff von 550 °C/s im Bereich von 800 bis 500 °C erreicht. Bei einigen unlegierten Stählen wurde Wasser als Abschreckmittel gewählt. Die Messung von Umwandlungsvorgängen beim Abschrekken ist hierbei nicht möglich.

#### I-1.3. Temperaturregelkreis

Für die Entwicklung des Temperaturreglers waren drei Forderungen maßgebend:

- 1. Reproduzierbar und stufenlos einzustellende Aufheizgeschwindigkeiten im Bereich von 0,2 bis 3000 °C/s.
- 2. Beendigung des Aufheizvorganges bei einer beliebigen, reproduzierbar einzustellenden Temperatur bis 1300 °C bei gleichzeitigem Einschalten einer Abschreckvorrichtung.
- 3. Halten der Probe bei einer beliebigen, reproduzierbar einzustellenden Temperatur bis 1300°C für eine beliebige, reproduzierbar einzustellende Haltezeit.

Um alle Aufheizgeschwindigkeiten gleich gut zu beherrschen und vor allem, um die gewünschte Reproduzierbarkeit zu gewährleisten, war die Entwicklung eines elektronischen Regelkreises erforderlich (Bild 4). Der Regelkreis besteht aus der Probe mit einer Isttemperatur, die mit dem momentanen Sollwert des Sollwertgebers verglichen wird. Die Differenz zwischen beiden (Steuersignal) regelt über einen Verstärker die Gitterspannung der Senderöhren des HF-Generators und damit seine Leistungsabgabe. Der Sollwertgeber liefert die Vergleichsthermospannung und bricht den Aufheizvorgang bei Erreichen einer eingestellten Temperatur entweder durch Betätigen der Abschreckvorrichtung (Magnetventil) ab oder hält diese Temperatur nach Einschalten eines Zeitzählers konstant. Nach Ablauf der an dem Zeit-

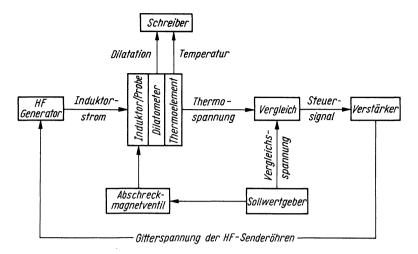


Bild 4: Blockschaltbild des Temperaturregelkreises

zähler eingestellten Haltedauer schaltet dieser die Heizleistung ab und öffnet das Abschreckmagnetventil.

Die Vergleichsthermospannung wird an einem Potentiometer abgegriffen, das direkt von einem Synchronmotor oder über eine Kurvenscheibe angetrieben wird. Bei dem Antrieb über Kurvenscheiben lassen sich nichtlineare Aufheizvorgänge unter Verwendung beliebiger Thermoelemente regeln. Sämtliche vorliegenden Untersuchungen wurden mit NiCr-Ni-Thermoelementen durchgeführt, bei denen ein näherungsweise linearer Zusammenhang zwischen Temperatur und Thermospannung besteht. Auf eine detaillierte Wiedergabe der Schaltbilder des gesamten Regelkreises kann hier verzichtet werden, da er ausführlich an anderer Stelle\*) beschrieben wurde und für das Verständnis der Untersuchungen nicht erforderlich ist.

#### I-1.4. Meßwertregistrierung und Bestimmung der Umwandlungspunkte

Die Temperaturmessung erfolgt mit NiCr-Ni-Thermoelementen, deren Schenkel an die Probe angepunktet werden (Bild 1). Die Punktschweißung geschieht über eine Kondensatorentladung (1000–2000  $\mu F$  bei 25–30 V). Die Thermoelemente haben 0,2 mm Dmr. Dickere Thermoelementdrähte verursachen eine merkbare Wärmeableitung und störende Temperaturverteilung in der Probe.

Versuche mit 0,05 mm starken Drähten ergaben eine verhältnismäßig große Streuung der Meßergebnisse. Für die sichere Temperaturermittlung bei Stahlproben sollen die Schweißstellen der getrennt angepunkteten Schenkel einen repräsentativen Gefügebereich überdecken.

Die Thermoelemente werden vom Hersteller mit einer Normtoleranz von  $\pm 0,75\,\%$  der angezeigten Temperatur geliefert. Sämtliche Versuche wurden mit Thermoelementen derselben Lieferung durchgeführt, so daß lediglich ein systematischer Fehler bei den Temperaturangaben aller Diagramme auftreten kann.

Für die Temperaturmessung ist Eiswasser als Bezugstemperatur gewählt worden. Das Thermopaar ist über eine Siebkette zum Ausfiltern der eingestreuten Hochfrequenz an einen Verstärker angeschlossen. Da die Papierbreite der Oszillogramme nur 127 mm beträgt, wird die Temperatur von vier Galvanometern in vier Bereichen jeweils über der vollen Papierbreite registriert. Hierdurch ergibt sich eine Auflösung, die eine Ablesegenauigkeit von 1°C ermöglicht.

<sup>\*)</sup> J. Orlich: Beschreibung der Austenitisierungsvorgänge unlegierter und legierter Stähle bei induktiver Schnellerwärmung, TU Berlin 1971

Galvanometer 1:

0°C bis 1300°C

Galvanometer 2:

0°C bis 400°C (für Martensitpunkt)

Galvanometer 3:

 $700\,^{\circ}\mathrm{C}$  bis  $1000\,^{\circ}\mathrm{C}$ 

Galvanometer 4:

1000 °C bis 1300 °C

Die Galvanometer haben eine Eigenfrequenz von 750 Hz. Hierdurch ist eine hinreichend geringe Einschwingdauer auch bei den schnellen Aufheizgeschwindigkeiten gewährleistet. Der Oszillograph wird mit einem Präzisionsspannungsgeber geeicht, der statt des Thermoelementes auf den Verstärkereingang geschaltet wird.

Beginn und Ende der Gefügeumwandlung werden während des Aufheizvorganges dilatometrisch ermittelt. Die Ausdehnung der Probe wird von einem induktiven Wegaufnehmer gemessen und über einen Trägerfrequenzmeßverstärker von dem Mehrkanaloszillographen gleichzeitig mit der Temperatur geschrieben. In Bild 5 ist das grundsätzliche Aussehen

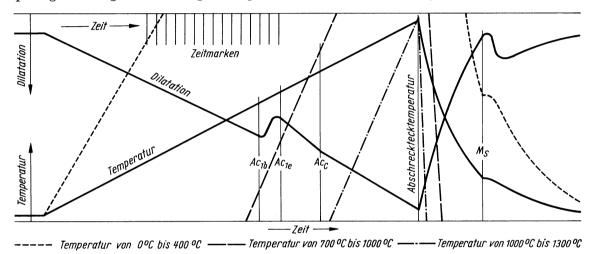
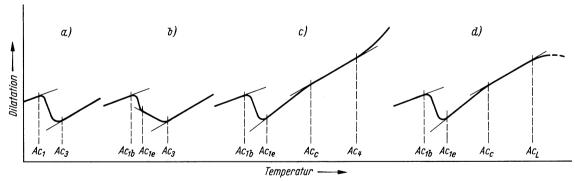


Bild 5: Aussehen der Oszillogramme (schematisch)

der Oszillogramme bei kontinuierlicher Temperaturführung wiedergegeben. Die Temperaturen für die Umwandlungspunkte werden an der Stelle ermittelt, wo die Dilatationskurve eine angelegte Tangente verläßt oder in sie einmündet. Bild 6 zeigt am Beispiel von schematischen Dilatationskurven im einzelnen die Festlegung der Umwandlungspunkte. Das Ab-



- a) untereutektoidischer Stahl
- b) untereutektoidischer Stahl; Ausgangsgefüge: Ferrit + Perlit
- c) übereutektoidischer Stahl (hochlegiert)
- d) übereutektoidischer Stahl mit Schmelzbeginn im Meßbereich

In c) und d) ist das Ende der Karbidauflösung mit  $Ac_c$  bezeichnet, da die Karbidart nicht bezeichnet wurde. Nach DIN 17014 Anhang 1 bezeichnet  $Ac_{cm}$  lediglich das Auflösungsende des Zementits.

Bild 6: Festlegung der Umwandlungspunkte

weichen der Dilatationskurve von einer Geraden ist beim Umwandlungsbeginn Ac<sub>1</sub> (Bild 6a) bzw. Ac<sub>1b</sub> (Bilder 6b bis 6d) zu erkennen, wenn sich 1 % des Volumens in Austenit umgewandelt hat. Im Umwandlungsintervall tritt bei kontinuierlicher Temperaturerhöhung neben der Volumzunahme durch thermische Ausdehnung und der relativen Volumabnahme durch die Ferrit-Austenit-Umwandlung noch eine relative Volumzunahme der Probe durch die Karbidauflösung auf. Durch die Überlagerung der gegenläufigen Vorgänge ist die Bestimmung des Umwandlungsendes Ac<sub>3</sub> bzw. Ac<sub>1e</sub> mitunter schwierig.

Bei untereutektoidischen Stählen mit einem Perlitgehalt im Gefüge von weniger als 60 % ist das Ende der Perlitumwandlung  $Ac_{1e}$  im Dilatationsverlauf zu erkennen (Bild 6b). Das Ende der Karbidauflösung  $Ac_{cm}$  bzw.  $Ac_c$  (Bild 6c,d) läßtsich meist besser dilatometrisch als metallographisch festlegen. Tritt bei den hochlegierten nichtrostenden Stählen im Bereich höherer Temperaturen  $\delta$ -Ferrit auf, so zeigt sich das in der Dilatationskurve durch eine Steigerung der Volumzunahme (Bild 6c). Dieser Umwandlungspunkt  $Ac_4$  wurde jedesmal zusätzlich durch metallographische Untersuchungen gesichert. Bei einigen Stählen liegt der Schmelzbeginn  $Ac_L$  (Bild 6d) im untersuchten Temperaturbereich. Die Grenze des Zweiphasengebietes Austenit + Schmelze ist bei der angewendeten Untersuchungsmethode nicht eindeutig zu bestimmen. Die Meßwerte streuen stark. Der Schmelzbeginn  $Ac_L$  ist in den entsprechenden Schaubildern nur durch eine Schraffur angedeutet.

Bei isothermischer Temperaturführung erfolgt die Bestimmung der Umwandlungspunkte in gleicher Weise wie bei kontinuierlicher Erwärmung.

Während des Abschreckens der Proben kann die Martensitbildung dilatometrisch beobachtet werden. Für die Festlegung des Beginns der Martensitbildung  $M_s$  wird jedoch ausschließlich die Temperaturkurve herangezogen. Der Umwandlungsbeginn zeigt sich durch die Wärmetönung in einer leicht auszuwertenden Unstetigkeit des Temperaturverlaufes.

#### I-2. Versuchsdurchführung

Für die Aufstellung der ZTA-Schaubilder werden, unabhängig ob "kontinuierlich" oder "isothermisch", für einen Stahl je etwa 80 bis 100 Proben benötigt. Bei der kontinuierlichen Versuchsdurchführung werden jeweils bis zu 10 Proben mit den folgenden Aufheizgeschwindigkeiten erwärmt:

```
0,22; 0,55; 1,3; 2,6; 6,5; 13; 26; 65; 130; 260; 650; 1200; 2400 °C/s.
```

Die Proben werden in geeigneten Temperaturabständen nach Bild 7 im Temperaturbereich zwischen Umwandlungsbeginn und 1300 °C abgeschreckt. Bei der isothermischen Temperaturführung werden alle Proben jeweils mit der gleichen Aufheizgeschwindigkeit von 130 °C/s erwärmt und bei zweckmäßigen Temperaturstufen nach Bild 8 zwischen dem Umwandlungsbeginn und 1300 °C unterschiedlich lange gehalten und danach abgeschreckt. Für je eine Haltetemperatur wurden folgende Haltezeiten festgelegt:

```
0,3; 1; 3; 10; 30; 100; 300; 1000 s.
```

Auf den Bildern 7 und 8 ist die Lage der Proben im Diagrammfeld durch Punkte für den Stahl 50 CrMo 4 eingezeichnet. Eine ähnliche Verteilung der Proben über das Diagrammfeld, die dem jeweiligen Austenitisierungsverhalten des Stahles angepaßt ist, liegt bei allen anderen Stählen ebenfalls vor.

Die Umwandlungspunkte werden während der Wärmebehandlung gemessen und nur in Einzelfällen metallographisch gesichert. Die Abschreckhärte, die Austenitkorngröße und der Karbidgehalt werden nach dem Abschrecken metallographisch bestimmt und der Aufheizgeschwindigkeit, Abschrecktemperatur oder Haltezeit zugeordnet.

(Ausgangszustand 8)

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (kontinuierlich)

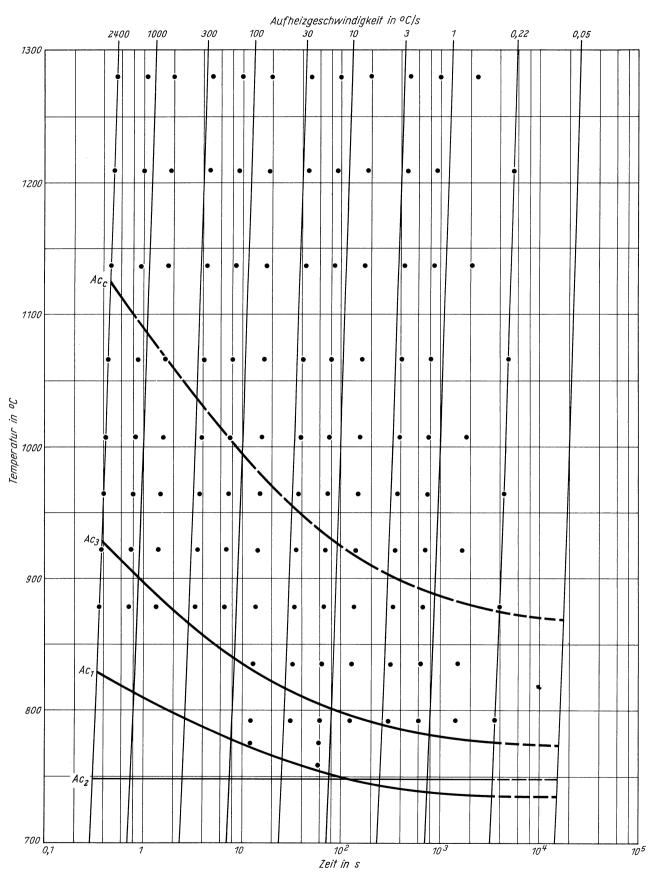


Bild 7: Beispiel für die Temperaturlage der Proben im Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubild (kontinuierlich)

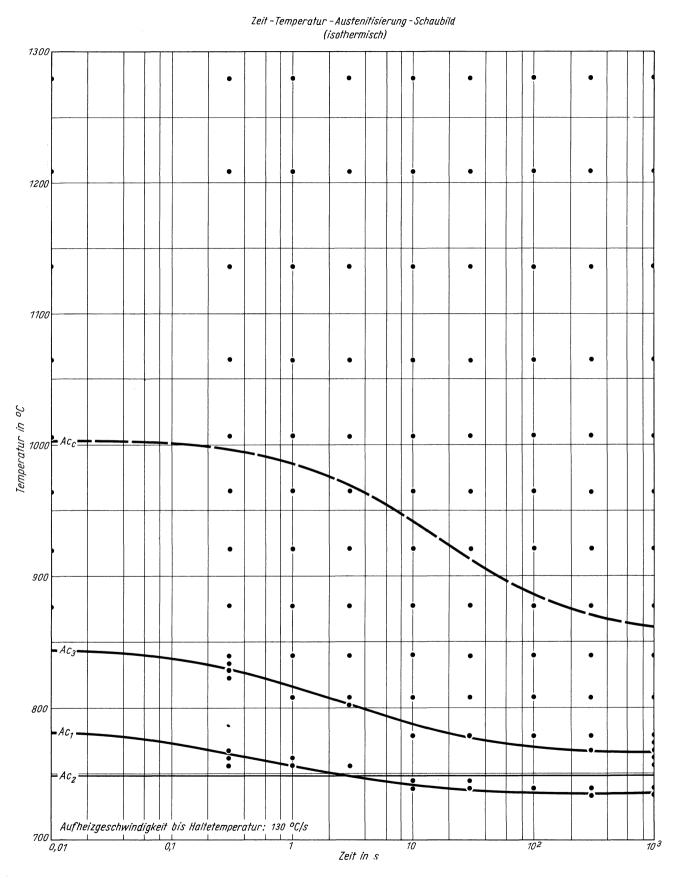


Bild 8: Beispiel für die Temperaturlage der Proben im Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubild (isothermisch)

#### I-2.1. Darstellung der Ergebnisse

#### I-2.1.1. ZTA-Schaubild (kontinuierlich)

Für die Darstellung der Versuchsergebnisse ist eine dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich) entsprechende Form gewählt worden. Die Temperatur wird über einem logarithmischen Zeitmaßstab aufgetragen.

Ähnlich den im ZTU-Schaubild (kontinuierlich) eingezeichneten Abkühlungskurven sind im ZTA-Schaubild (kontinuierlich) Aufheizkurven eingetragen. Es sind hierbei der Übersichtlichkeit wegen nicht alle gemessenen Aufheizgeschwindigkeiten gezeichnet, sondern die Kurven für

0,22; 1; 3; 10; 30; 100; 300; 1000; 2400°C/s.

Die Kurve für 0,05 °C/s entspricht der im Stahl-Eisen-Prüfblatt 1680 empfohlenen Aufheizgeschwindigkeit von 3 °C/min zur Bestimmung der Umwandlungspunkte. Diese Punkte sind für die untersuchten Stähle durch Extrapolation ermittelt worden. Soweit im 1. und 2. Band des Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle für die einzelnen Stahlqualitäten ZTU-Schaubilder enthalten sind, wurden die dort angegebenen Temperaturen für Umwandlungsbeginn und -ende durch Punkte auf der 0,05 °C/s-Aufheizkurve in die Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubilder eingetragen. Die teilweise auftretenden Abweichungen von den extrapolierten Werten lassen sich durch die unterschiedliche chemische Zusammensetzung der untersuchten Schmelzen erklären.

Die Erwärmung beginnt bei Raumtemperatur und der Zeit 0 s. In den Tafeln ist nur der für die Austenitisierung interessierende Ausschnitt der Schaubilder, der Temperaturbereich von 700 bis 1300 °C und der Zeitbereich von 0,1 bis 10<sup>5</sup> s wiedergegeben. Zu lesen ist das ZTA-Schaubild (kontinuierlich) analog dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich) nur entlang der eingezeichneten oder parallel dazu einzutragenden Aufheizlinien.

In den ZTA-Schaubildern eines jeden Stahles ist die Vielfalt der möglichen Austenitkorngrößen, der Abschreckhärtewerte, der Martensitpunkte und gegebenenfalls der Karbidgehalte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur wiedergegeben.

#### I-2.1.2. ZTA-Schaubild (isothermisch)

Zwischen dem ZTU- und dem ZTA-Schaubild (isothermisch) besteht der gleiche Zusammenhang wie zwischen dem ZTU- und dem ZTA-Schaubild (kontinuierlich). Bei dem ZTU-Schaubild (isothermisch) hat jedoch die Abkühlungsgeschwindigkeit, mit der die Proben zum Aufstellen des Schaubildes auf die Haltetemperatur gebracht werden, keinen merklichen Einfluß auf das Umwandlungsverhalten. Anders ist es bei dem ZTA-Schaubild (isothermisch). Hier können während der Erwärmung auf die Haltetemperatur schon Austenitisierungsvorgänge ablaufen, auch wenn dieses mit sehr hoher Aufheizgeschwindigkeit geschieht, vorausgesetzt die Temperatur ist hoch genug. Ein jedes ZTA-Schaubild (isothermisch) gilt also nur für die Erwärmungsbedingungen, mit denen es aufgestellt worden ist. Die Aufheizgeschwindigkeit von 130°C/s für die vorliegenden ZTA-Schaubilder (isothermisch) erscheint technisch sinnvoll. Die ZTA-Schaubilder (isothermisch) entsprechen bei der Haltezeit 0 s der Aufheizlinie 130°C/s im ZTA-Schaubild (kontinuierlich). Da auf der logarithmischen Zeitachse die Haltezeit 0 s nicht darzustellen ist, ist dieser Zeitpunkt vereinfachend der Haltezeit 0,01 s gleichgesetzt. Der hierdurch gemachte Fehler ist vernachlässigbar klein.

In dem Kapitel I-4. Hinweise zur Benutzung der ZTA-Schaubilder ist beschrieben, wie ZTA-Schaubilder (isothermisch) mit anderen Aufheizgeschwindigkeiten aus den gegebenen Schaubildern abgeleitet werden können.

#### I-2.2. Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubild

Die Zusammenfassung aller Untersuchungsergebnisse eines Stahles in einem einzigen Schaubild ist unübersichtlich und verwirrend. Deshalb werden die Einzelergebnisse getrennt dargestellt in einem

Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubild ZTA-Austenitkornwachstum-Schaubild ZTA-Abschreckhärte-Schaubild ZTA-Martensitbeginn-Schaubild ZTA-Karbidauflösung-Schaubild.

Das "Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubild" zeigt in Abhängigkeit von der Aufheizgeschwindigkeit bzw. Haltezeit die Temperaturbereiche, in denen bestimmte Gefügebestandteile auftreten.

Der Beginn (Ac<sub>1</sub> bzw. Ac<sub>1b</sub>) und das Ende (Ac<sub>3</sub> bzw. Ac<sub>1e</sub>) der  $\alpha$ - $\gamma$ -Umwandlung und – soweit vorhanden und meßbar - das Ende der Karbidauflösung (Acc) ist eingezeichnet. Zwischen "inhomogenem" und "homogenem" Austenit ist eine Grenze aufgeführt. Diese Grenze ist durch die Lage des Martensitpunktes festgelegt. Der Martensitpunkt wird beeinflußt durch den Gehalt an gelöstem Kohlenstoff und Legierungselementen im Austenit. Mit fortschreitender Karbidauflösung und gleichmäßiger Verteilung des Kohlenstoffs und der Legierungselemente im Austenit sinkt der Beginn der Martensitbildung zu niedrigeren Temperaturen. Bei vollständiger Homogenisierung im Austenit verändert der Martensitpunkt seine Lage nicht mehr. Die Austenitisierungstemperatur bzw. Haltezeit, bei der der Martensitpunkt seinen tiefsten Wert erreicht hat, wird als Grenze zwischen "inhomogenem" und "homogenem" Austenit definiert. Es muß betont werden, daß es sich hierbei um eine Festlegung im technischen Sinne handelt. Der so gekennzeichnete "homogene" Austenit entspricht nicht der metallkundlichen Definition des Begriffes, bei dem lediglich das Vorhandensein einer einzigen Phase im Gegensatz zur Heterogenität gefordert wird. Um die Erweiterung des Begriffes zu verdeutlichen, sind auf den Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubildern die Wörter "inhomogener Austenit" und "homogener Austenit" in Anführungsstriche gesetzt. Das Ende der Karbidauflösung (Acc), der Heterogenität, ist auf den Schaubildern entweder durch eine gestrichelte oder eine durchgezogene Linie gekennzeichnet. Wurde diese Temperatur nur aus dem Dilatationsverlauf bestimmt, so wurde die Linie gestrichelt. Konnten dagegen die Werte anschließend noch metallographisch bestätigt werden, so wurde eine durchgezogene Linie gezeichnet.

Auf den Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubildern ist weiterhin die Curie-Temperatur (Ac<sub>2</sub>) eingetragen. Bei der induktiven Erwärmung von Stahl steigt die Stromeindringtiefe bei Überschreiten der Curie-Temperatur sprunghaft um etwa eine Zehnerpotenz. Dieses macht sich bei der angewendeten Versuchsführung in einer geringen nicht ausregelbaren Unstetigkeit der Temperaturkurve bemerkbar. Der Curie-Punkt ist bei den vorliegenden Untersuchungsbedingungen von der Aufheizgeschwindigkeit und der Haltezeit unabhängig.

Der Umwandlungsbeginn Ac<sub>1</sub> bzw. Ac<sub>1b</sub> und das Umwandlungsende Ac<sub>3</sub> bzw. Ac<sub>1e</sub> werden mit steigender Aufheizgeschwindigkeit zu höheren Temperaturen verschoben. Bei einer größeren Anzahl von Stählen bleibt jedoch nach Überschreiten einer bestimmten Aufheizgeschwindigkeit die Temperatur für den Umwandlungsbeginn konstant. Da hierfür noch keine abschließende Erklärung gegeben werden kann, ist dieser Kurvenbereich gestrichelt eingezeichnet. Bei vielen Stählen verschiebt sich von einer bestimmten Aufheizgeschwindigkeit an auch das Umwandlungsende nicht weiter zu höheren Temperaturen. In Bild 9 ist das Umwandlungsende Ac<sub>3</sub> von unlegierten Stählen mit Ferrit-Perlit als Ausgangsgefüge in Abhängigkeit von der Aufheizgeschwindigkeit über dem Kohlenstoffgehalt wiedergegeben. Das

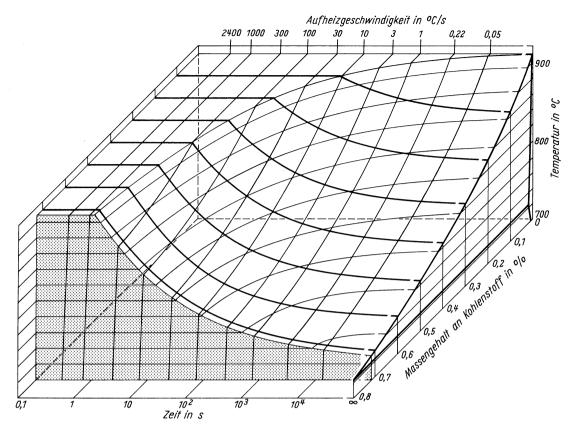


Bild 9: Umwandlungsende Ac<sub>3</sub> bei unlegierten Stählen in Abhängigkeit von der Aufheizgeschwindigkeit und dem Kohlenstoffgehalt; Ausgangsgefüge: Ferrit-Perlit

Umwandlungsende läßt sich mit steigender Aufheizgeschwindigkeit nur bis zu einer Temperatur von 910 °C ( $\pm$ 10 °C) nach oben verschieben. Bei 910 °C liegt der A<sub>3</sub>-Punkt von reinem Eisen, so daß vermutet werden kann, daß bei dieser Temperatur die Austenitbildung nicht mehr eine Kohlenstoffdiffusion voraussetzt. Die gleiche Erscheinung ist auch bei legierten Stählen zu beobachten.

Während bei dem kontinuierlichen ZTA-Schaubild die Umwandlungspunkte aus 60 bis 100 Meßwerten ermittelt werden (Bild 7), stehen bei dem isothermischen ZTA-Schaubild erheblich weniger Werte zur Verfügung (Bild 8). Der Streubereich der Meßwerte ist bei den einzelnen Stählen unterschiedlich groß. Er hängt wegen des geringen Probenvolumens sehr stark von der Seigerung des jeweiligen Versuchswerkstoffes ab. Der Streubereich ist in den Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubildern durch einen Punktraster wiedergegeben.

#### I-2.3. ZTA-Austenitkornwachstum-Schaubild

Auf den ZTA-Austenitkornwachstum-Schaubildern sind außer den Kurven der Phasenumwandlung Linien gleicher Austenitkorngröße eingetragen. Es handelt sich hierbei um die Abschreckkorngröße, d.h. um die Austenitkorngröße, die im Moment des Abschreckens vorhanden ist. Die Korngrößenbestimmung erfolgt durch Vergleich mit der im Stahl-Eisen-Prüfblatt 1510 enthaltenen Richtreihe. Eine Zusammenstellung der zur Entwicklung der Austenitkorngrenzen verwendeten Ätzmittel ist dem Teil II vorangestellt.

Die ZTA-Austenitkornwachstum-Schaubilder enthalten wegen der Übersichtlichkeit nur Angaben über die größten in dem jeweiligen Temperaturbereich vorkommenden Korngrößen. Diese Beschränkung erscheint gerechtfertigt, da sie an Volumen den Hauptanteil stellen und da kleinere Kornnetze Anschnitte des großen Kornes darstellen können. Der sub-

jektive Fehler bei der Korngrößenbestimmung durch Vergleich mit der Richtreihe ist kleiner als  $\pm \frac{1}{2}$  Korngrößenklasse. Dieses wurde bei einer Untersuchungsserie mit mehreren Versuchspersonen festgestellt.

Oberhalb der Austenitkorngröße ASTM 2 sind die entsprechenden Linien auf den Schaubildern gestrichelt eingezeichnet. Die verwendeten Versuchsproben haben eine Wanddicke von 0,5 mm. Oberhalb der Korngröße ASTM 2 tritt ein Randeinfluß auf bzw. die einzelnen Austenitkörner überdecken den gesamten Querschnitt. Die in diesem Bereich in die Schaubilder eingetragenen Werte sind durch Extrapolation der Austenitkornwachstumskurven ermittelt worden und nur in Einzelfällen durch Proben mit größerem Querschnitt gesichert.

Das Austenitkornwachstum wird in erster Linie beeinflußt durch die Art, Größe und Verteilung zweiter Phasen im Austenit sowie durch deren Temperaturbeständigkeit bzw. Auflösungsgeschwindigkeit. Hierbei handelt es sich vor allem um Karbide, Nitride und Oxide.

#### I-2.4. ZTA-Abschreckhärte-Schaubild

Auf dem ZTA-Abschreckhärte-Schaubild sind neben den Kurven der Phasenumwandlung Linien gleicher Abschreckhärte wiedergegeben. Die Abschreckhärte ist mit einer Belastung von 1 kp (HV 1) gemessen worden. Für die Härtemessung, ebenso wie für die metallographischen Untersuchungen, wird die Probe bis zu den Schweißpunkten des Thermoelementes (Bild 1) abgeschliffen. Die Härte wird auf der ringförmigen Querschnittsfläche gemessen. Die Härtewerte weisen im allgemeinen eine Streubreite von  $\pm 20$  HV 1 auf. Bei Stählen mit starker Seigerung können Abweichungen bis zu  $\pm 50$  HV 1 von den angegebenen Werten auftreten.

Bei den ZTA-Abschreckhärte-Schaubildern (kontinuierlich) zeigt die Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Aufheizgeschwindigkeit und der Austenitisierungstemperatur im allgemeinen folgenden grundsätzlichen Verlauf. Nach dem Ende der  $\alpha$ - $\gamma$ -Umwandlung steigt die Härte mit fortschreitender Auflösung der Restkarbide und Diffusion des Kohlenstoffs in die vorher ferritischen Bereiche bis zu einem Maximum an. Bei Stählen, die nach dem Abschrecken vollständig martensitisch umwandeln, bleibt die Härte auch bei weiterer Erhöhung der Austenitisierungstemperatur konstant. Bei Stählen mit erhöhtem Kohlenstoff- und Legierungsgehalt sinkt die Härte jedoch nach Überschreiten des Maximums wieder ab. Dieses Absinken der Härte mit fortschreitender Karbidauflösung und Austenithomogenisierung wird durch den größer werdenden Anteil an Restaustenit bewirkt.

Bei vielen untersuchten Stählen sinkt die Härte in dem Bereich hoher Austenitisierungstemperaturen und langsamer Aufheizgeschwindigkeiten bzw. längerer Haltezeiten wieder ab, obwohl die Karbidauflösung und Austenithomogenisierung abgeschlossen sind. In diesem Bereich liegt die Austenitkorngröße ASTM 4 bis ASTM 0 vor. Einzeluntersuchungen ergaben, daß auch mit größer werdendem Austenitkorn der Restaustenitanteil nach dem Abschrecken leicht ansteigt. Weiterhin ist eine geringfügige Entkohlung der Proben bei der vorliegenden Versuchsdurchführung nicht auszuschließen. Da der versuchsbedingte Einfluß der die Werte verfälschenden Entkohlung (maximal 0,03 %) nicht genau erfaßt werden kann, sind die Linien gleicher Abschreckhärte in diesem Bereich der ZTA-Abschreckhärte-Schaubilder gestrichelt eingezeichnet. Möglicherweise kommt hier auch die Abhängigkeit der Abschreckhärte von der Austenitkorngröße im Sinne der Hall-Petch-Beziehung zum Ausdruck.

#### I-2.5. ZTA-Martensitbeginn-Schaubild

Das ZTA-Martensitbeginn-Schaubild zeigt neben den Kurven der Phasenumwandlung Linien gleicher Martensitbeginn-Temperaturen ( $M_s$ ). Diese besagen, daß sich beim Abschrekken von dem entsprechenden Austenitisierungszustand der Martensitpunkt  $M_s$  bei der im Schaubild als Parameter angegebenen Temperatur ausprägt. Da die Martensitbildung ein exo-

thermer Vorgang ist, läßt sich der Martensitpunkt  $(M_s)$  aus dem Temperaturverlauf beim Abschrecken besser bestimmen als aus der Dilationskurve. Die Temperaturkurve zeigt am Martensitpunkt einen deutlichen Knick.

In dem Umwandlungsintervall zwischen Ac<sub>1</sub> bzw. Ac<sub>1b</sub> und Ac<sub>3</sub> bzw. Ac<sub>1e</sub> hat der zu Beginn sich bildende Austenit eine höhere Konzentration an Kohlenstoff und Legierungselementen als der im Bereich des Umwandlungsendes entstehende. Da die Temperatur des Austenitpunktes bestimmt wird durch den Gehalt an im Austenit gelöstem Kohlenstoff und Legierungselementen, steigt M<sub>s</sub> im Umwandlungsintervall zunächst leicht an (Stahl 34 CrAlMo 5, s. Seite 168). Nach Überschreiten des Umwandlungsendes sinkt der Martensitpunkt dann mit fortschreitender Auflösung der Restkarbide und zunehmender Austenithomogenisierung kontinuierlich ab. Bei gleichmäßiger Verteilung des Kohlenstoffs und der Legierungselemente im Austenit ("homogener Austenit") ändert der Martensitpunkt zunächst seine Lage nicht mehr.

Bei hohen Austenitisierungstemperaturen und langsamer Aufheizgeschwindigkeit bzw. längerer Haltezeit kann es jedoch wieder zu einem Anstieg des Martensitpunktes kommen. Da ähnlich wie bei dem Verlauf der Abschreckhärte auch hier der Einfluß einer möglichen geringfügigen Entkohlung und der Austenitkorngröße nicht eindeutig getrennt werden kann, sind in diesem Bereich der ZTA-Martensitbeginn-Schaubilder die Linien gleichen Martensitpunktes gestrichelt gezeichnet.

In Band 1 (Seite 23) ist bereits ausführlich auf den Einfluß des Probenvolumens auf den Martensitpunkt hingewiesen worden. Bei Verwendung eines größeren Probevolumens als dem bei den vorliegenden Untersuchungen kann mit einem um 5 bis 20°C höher liegenden Martensitpunkt gerechnet werden.

#### I-2.6. ZTA-Karbidauflösung-Schaubild

Den Karbiden kommt unter anderem wegen ihrer verschleißhemmenden Wirkung eine besondere Bedeutung im Gefüge von Werkzeugstählen zu. Aus diesem Grunde sind von den Stählen mit höherem Kohlenstoffgehalt ZTA-Karbidauflösung-Schaubilder aufgestellt worden. Diese Schaubilder zeigen neben den Grenzen der Phasenumwandlung Linien gleichen Karbidgehaltes. Sie geben an, welcher Anteil von Karbiden nach dem Abschrecken von dem jeweiligen Austenitisierungszustand noch im Gefüge vorhanden ist. Der Gehalt an noch nicht in Lösung gegangenen Karbiden ist bei den abgeschreckten Proben mit einem quantitativen elektronischen Bildanalysator (Fernsehmikroskop) ermittelt worden.

Über die Schwierigkeit, insbesondere kleine Karbide mit einem elektronischen Bildanalysator in ihrer Größe richtig zu erfassen, ist in der einschlägigen Literatur bereits berichtet worden. Es wurde bei den hier wiedergegebenen Untersuchungen teilweise die Verbindung eines Bildanalysators mit einem Rasterelektronenmikroskop verwendet. Damit lassen sich noch Karbide von einem Durchmesser von 0,1  $\mu$ m erfassen. Je kleiner die Karbide sind, um so größer ist jedoch der Einfluß der Ätzmethode auf die Meßergebnisse. Bei Karbidgehalten unter 3 % können die in den ZTA-Karbidauflösung-Schaubildern angegebenen Werte einen Fehler von  $\pm 30$ % enthalten.

#### I-3. Einflußfaktoren auf das Austenitisierungsverhalten der Stähle

Bei der Untersuchung des Austenitisierungsverhaltens eines Stahles lassen sich drei Einflußfaktoren auf die Ergebnisse feststellen:

- 1. Einfluß der Versuchsbedingungen
- 2. Einfluß des Ausgangsgefüges
- 3. Einfluß der chemischen Zusammensetzung der Schmelze.

Voraussetzung für eindeutige Ergebnisse ist, daß die Versuchsbedingungen reproduzierbar sind. Vergleichende Untersuchungen, die mit unterschiedlichen Versuchsmethoden am Max-Planck-Institut für Eisenforschung, Düsseldorf, und am Institut für Werkstofftechnik der Technischen Universität Berlin durchgeführt wurden, ergaben so gute Übereinstimmungen, daß der Einfluß des Untersuchungsverfahrens als gering angenommen werden kann.

Anders verhält es sich jedoch bei dem Einfluß des Ausgangsgefüges und der chemischen Zusammensetzung der Schmelze.

#### I-3.1. Einfluß des Ausgangsgefüges

Um den grundsätzlichen Einfluß des Ausgangsgefüges auf das Austenitisierungsverhalten festzustellen, wurden von dem Stahl 50 CrMo 4 durch eine vorhergehende Wärmebehandlung der Proben folgende acht unterschiedliche Ausgangsgefügezustände hergestellt:

Wärmebehandlung zur Erstellung der Ausgangszustände

Ausgangs- zustand	Ausgangsgefüge	Wärmebehandlung
1	Weichglühgefüge	$850^{\circ}\mathrm{C}$ 30 min/Ofen + 745 °C ± 20 °C 7 h (Pendelglühung)/720 °C 16 h/Ofen
2	Weichglühgefüge	$850^{\circ}\mathrm{C}$ $20\mathrm{min/Wasser} + 710^{\circ}\mathrm{C}$ $4\mathrm{h/Ofen}$
3	Perlit	850°C 20 min/650°C 1500 s/Luft
4	Perlit	$850^{\circ}\mathrm{C}\ 20\ \mathrm{min}/540^{\circ}\mathrm{C}\ 610000\ \mathrm{s/Luft}$
5	Zwischenstufengefüge	$850^{\circ}{ m C}\ 20\ { m min/3}10^{\circ}{ m C}\ 1500\ { m s/Luft}$
6	Martensit	850°C 20 min/Öl
7	Vergütungsgefüge	$850^{\circ}\mathrm{C}$ $20\mathrm{min}/\mathrm{\ddot{O}l} + 500^{\circ}\mathrm{C}$ $90\mathrm{min}/\mathrm{Luft}$
8	Vergütungsgefüge	$850^{\circ}\mathrm{C}$ 20 min/Öl + $670^{\circ}\mathrm{C}$ 90 min/Luft

Aus den Ergebnissen (Tafeln S. 127 bis S. 162) lassen sich einige Grundsätze formulieren, die mit Einschränkung auch auf die anderen nicht in dieser Weise untersuchten Stähle übertragbar sind.

Der Beginn der  $\alpha$ - $\gamma$ -Umwandlung (Ac<sub>1</sub> bzw. Ac<sub>1b</sub>) wird mit steigender Aufheizgeschwindigkeit zu um so höheren Temperaturen verschoben, je näher sich das Ausgangsgefüge dem Gleichgewichtszustand befindet. Entsprechend läuft die Austenitisierung um so leichter, d.h. bei um so geringerer Überhitzung ab, je weiter der Ausgangszustand vom Gleichgewicht entfernt durch starke Unterkühlung des Austenits entstanden ist.

Bei dem untersuchten Stahl 50 CrMo 4 ist das Weichglühgefüge des Ausgangszustandes 1 mit niedrigem Energieinhalt dem Gleichgewicht am nächsten, während der Martensit des Ausgangszustandes 6 mit hohem Energieinhalt dem Gleichgewicht am fernsten ist. Entsprechend ist auch die Verschiebung des Umwandlungsbeginnes Ac<sub>1</sub> mit steigender Aufheizgeschwindigkeit zu höheren Temperaturen bei dem Ausgangszustand 1 am größten, während die Temperatur für den Umwandlungsbeginn bei dem martensitischen Ausgangsgefüge 6 auch bei hohen Aufheizgeschwindigkeiten unverändert niedrig bleibt. Perlit und Zwischenstufengefüge als Ausgangszustände liegen zwischen diesen beiden Extremen.

Durch das Anlassen bei  $500\,^{\circ}$ C (Ausgangszustand 7) oder  $650\,^{\circ}$ C (Ausgangszustand 8) wird der Martensit dem Gleichgewicht zunehmend nähergebracht. Dementsprechend verschiebt sich auch der Umwandlungsbeginn bei gleicher Aufheizgeschwindigkeit zu höheren Temperaturen.

Ähnlich wie bei dem Umwandlungsbeginn Ac<sub>1</sub> bzw. Ac<sub>1b</sub> liegen die Temperaturverschiebungen des Umwandlungsendes Ac<sub>3</sub> bzw. Ac<sub>1e</sub>. Hierbei kommt jedoch noch als weiterer Einflußfaktor für den Ablauf und das Ende der Umwandlung die Verteilung und die Lösungsge-

schwindigkeit der Karbide hinzu. Damit sich bei einer bestimmten Temperatur Austenit bilden kann, muß dem sich umwandelnden Ferrit ein dieser Temperatur entsprechender Betrag an gelöstem Kohlenstoff und gegebenenfalls gelösten Legierungselementen zur Verfügung stehen. Bei einer gegebenen Karbidverteilung ist somit die Länge der Diffusionswege zwischen den Karbiden für den Ablauf und das Ende der  $\alpha$ - $\gamma$ -Umwandlung maßgebend.

Die Kurven der Phasenumwandlung von den acht Ausgangszuständen des Stahles 50 CrMo 4 sind zum besseren Vergleich in zwei Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubilder eingetragen (Tafel S. 129 und S. 131). Die hier eingezeichneten Punktraster sind im Gegensatz zu den Rastern in den Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubildern der anderen Stähle grober. Sie sollen nichte inen Streubereich der Meßwerte darstellen, sondern die Kurven für den Umwandlungsbeginn, das Umwandlungsende und das Ende der Karbidauflösung zusammenfassen.

Der Ausgangsgefügezustand hat auch einen Einfluß auf das Austenitkornwachstum, da er zum Teil die Menge und Verteilung der kornwachstumhemmenden Karbide und Nitride bestimmt. Zu dem Stahl 50 CrMo 4 ist anzumerken, daß bei der Wärmebehandlung zur Erzeugung der unterschiedlichen Ausgangsgefüge nicht alle Karbide in Lösung gegangen sind, so daß u. a. bei den Ausgangszuständen 5 und 6 (Zwischenstufengefüge und Martensit, Gefügebilder S. 130) noch Restkarbide vorhanden sind. Werden diese Restkarbide bei der vorhergehenden Wärmebehandlung vollständig gelöst, so setzt, wie Zusatzuntersuchungen ergeben haben, das Austenitkornwachstum bei noch niedrigeren Temperaturen ein, als es bei den wiedergegebenen Schaubildern der Fall ist.

Am Beispiel des Stahles 20 MnCr 5, Schmelze 1 (Tafeln S. 38), ist zu erkennen, daß bei der vorhergehenden Wärmebehandlung (Ausgangszustand 1 = Lieferzustand, S. 38) die Abkühlungszeit nicht ausreichte, um zu einer vollständigen Ausscheidung der kornwachstumhemmenden Nitride zu führen. Obwohl diese Schmelze durch ihre chemische Zusammensetzung als Feinkornstahl gekennzeichnet ist, verhält sie sich wie ein Normalkornstahl. Erst durch eine zusätzliche Wärmebehandlung (Ausgangszustand 2, S. 50) kommen die hierbei ausgeschiedenen Nitride in ihrer Austenitkornwachstum hemmenden Wirkung zum Tragen.

Für die Abschreckhärte und den Martensitpunkt M<sub>s</sub> ist vor allem die Karbidauflösung maßgebend. Diese wiederum ist beeinflußt durch die Größe und Verteilung der Karbide, d.h. durch das Ausgangsgefüge. Je näher sich das Gefüge dem Gleichgewichtszustand befindet, d.h., je größer die Karbide sind, desto langsamer lösen sie sich bei der Austenitisierung auf.

#### I-3.2. Einfluß der chemischen Zusammensetzung der Schmelze

Im Rahmen der vorgeschriebenen Analysengrenzen hat die chemische Zusammensetzung einer Schmelze einen unterschiedlich großen Einfluß auf die einzelnen einen Austenitisierungszustand kennzeichnenden Faktoren.

Ihre Wirkung auf den Beginn und das Ende der  $\alpha$ - $\gamma$ -Umwandlung ist am deutlichsten bei sehr geringen Aufheizgeschwindigkeiten zu erkennen. Bei höheren Aufheizgeschwindigkeiten überwiegt dagegen der Einfluß des Ausgangsgefüges. Abschreckhärte, Martensitpunkt und Karbidauflösung zeigen im allgemeinen nur kleine Unterschiede.

Eine besondere Bedeutung bei der chemischen Zusammensetzung einer Schmelze kommt jedoch dem Gehalt an Stickstoff und nitridbildenden Elementen zu. Diese bestimmen entscheidend den Verlauf des Austenitkornwachstums.

#### I-4. Hinweise zur Benutzung der ZTA-Schaubilder

In die ZTA-Schaubilder (kontinuierlich) sind durch die Strichstärke leicht hervorgehoben die Aufheizlinien eingezeichnet. Sie tragen am Ende Angaben über die Aufheizgeschwindigkeit. Die ZTA-Schaubilder (kontinuierlich) sind in entsprechender Weise wie die ZTU-Schaubilder (kontinuierlich) nur entlang der Aufheizlinien zu lesen. Die Kurven für dazwischenliegende andere Aufheizgeschwindigkeiten können durch Parallelverschiebung der Auf-

heizlinien leicht eingezeichnet werden, vorausgesetzt, es handelt sich um Aufheizvorgänge mit einem linearen Zeit-Temperatur-Verlauf. Diese Forderung nach einer konstanten Aufheizgeschwindigkeit über den gesamten Temperaturbereich kann im allgemeinen bei den technischen Erwärmungsverfahren nicht erfüllt werden. Unter folgender Vereinfachung lassen sich die ZTA-Schaubilder auch bei diesen nichtlinearen Aufheizvorgängen anwenden:

Bis zu einer Temperatur von etwa 700 °C hat die Aufheizgeschwindigkeit keinen Einfluß auf das Austenitisierungsverhalten von Stahl, wenn keine Ausscheidungs- und Einformungsvorgänge der Karbide ablaufen.

In dem Temperaturbereich von 700 °C bis zur Abschrecktemperatur kann in erster Näherung der Zeit-Temperatur-Verlauf als linear angenommen werden. Die konstante Aufheizgeschwindigkeit errechnet sich dann wie folgt:

Aufheizgeschwindigkeit (700 °C bis Abschrecktemp.) in °C/s = Abschrecktemp. in °C–700 °C

Aufheizzeit bis Abschrecktemp. in s – Aufheizzeit bis 700°C in s

Wie die Analyse von einer größeren Anzahl von in der Praxis vorkommenden Zeit-Temperatur-Verläufen gezeigt hat, wird der durch diese Vereinfachung gemachte Fehler mit steigender Aufheizgeschwindigkeit immer kleiner. Der tatsächliche Zeit-Temperatur-Verlauf nähert sich einer Geraden.

In den meisten Anwendungsfällen ist ein großer Meßaufwand zur Feststellung der genauen Aufheizgeschwindigkeit nicht erforderlich.

Die ZTA-Schaubilder zeigen, daß sich selbst bei einer groben Abschätzung der Aufheizgeschwindigkeit mit einem Fehler von  $\pm 50\%$  die den Austenitisierungszustand kennzeichnenden Werte mit meist hinreichender Genauigkeit ermitteln lassen.

Die ZTA-Schaubilder (isothermisch) sind genau wie die ZTU-Schaubilder (isothermisch) nur waagerecht entlang von Isothermen zu lesen.

Es wurde bereits darauf hingewiesen, daß bei den ZTA-Schaubildern (isothermisch) die Austenitisierungsvorgänge zum Teil bereits während der Erwärmung auf die Haltetemperatur ablaufen können und daß deshalb ein derartiges Schaubild nur für die angegebene Aufheizgeschwindigkeit, mit der es aufgenommen wurde, gilt.

Um den Einfluß der Aufheizgeschwindigkeit auf den Ablauf der Austenitisierungsvorgänge bei der isothermischen Wärmebehandlung zu zeigen, sind im Teil II für den Stahl 90 MnV 8 (S. 200) als Beispiel unterschiedlich aufgenommene isothermische ZTA-Schaubilder wiedergegeben.

Hierbei ist dem mit einer Aufheizgeschwindigkeit auf Haltetemperatur von 130 °C/s erstellten isothermischen ZTA-Schaubild das entsprechende mit einer Aufheizgeschwindigkeit von 1,3 °C/s erstellte Schaubild gegenübergestellt.

Aus den Schaubildern für 130 °C/s Aufheizgeschwindigkeit und den dazugehörigen ZTA-Schaubildern (kontinuierlich) lassen sich ZTA-Schaubilder (isothermisch) für beliebige andere Aufheizgeschwindigkeiten zeichnerisch ableiten.

Diese zeichnerische Entwicklung eines ZTA-Austenitkornwachstum-Schaubildes soll für eine Aufheizgeschwindigkeit von 10 °C/s beschrieben werden. Hierzu wird zunächst das Koordinatennetz des ZTA-Schaubildes (isothermisch) von 0,01 bis 10³ s auf einen Bogen Transparentpapier gezeichnet. Da man davon ausgehen kann, daß nach einer Haltezeit von 10³ s die vorausgegangene Erwärmungsphase keinen Einfluß mehr auf die Austenitisierungsvorgänge hat, können die auf dem üblicherweise abgebildeten ZTA-Schaubild (isothermisch) für die Aufheizgeschwindigkeit 130 °C/s bei der Haltezeit 10³ s eingetragenen Austenitkorngrößen auf das zu erstellende Schaubild für die Haltezeit 10³ s unmittelbar übertragen werden. Aus dem ZTA-Austenitkornwachstum-Schaubild (kontinuierlich) des betreffenden Stah-

les werden jetzt die Temperaturen für die verschiedenen Austenitkorngrößen entlang der Aufheizgeschwindigkeit 10 °C/s entnommen. Hierzu kann die Temperaturachse bei 0,01 s Haltezeit des Transparentbogens an die Aufheizlinie 10 °C/s angelegt werden.

Es kann weiterhin abgeschätzt werden, daß sich nach einer Aufheizung mit 10 °C/s die Austenitkorngröße bis zu einer Haltezeit von 0,1 s nicht wesentlich ändern wird. Die Linien gleicher Austenitkorngröße können also bei dieser Aufheizgeschwindigkeit bis zu einer Haltezeit von 0,1 s waagerecht als Geraden eingezeichnet werden. Diese Geraden werden nun mit den zu Beginn eingetragenen entsprechenden Werten für 10³ s Haltezeit durch eine Kurvenschar verbunden, die derjenigen auf dem abgebildeten ZTA-Austenitkornwachstum-Schaubild (isothermisch) für 130 °C/s "ähnlich" sein soll.



## ATLAS ZUR WÄRMEBEHANDLUNG DER STÄHLE ${\tt BAND~3}$

TEIL II
TAFELN

von JÜRGEN ORLICH

II-1. Chemische Zusammensetzung der in den Tafeln enthaltenen Stähle in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Мо	N	Ni	v
Einsatzstähle												
Ck 15	0,13	0,32	0,48	0,010	0,024	0,006	n. b.	n. b.	n. b.	0,0037	n. b.	n. b.
20 MnCr 5; Schmelze 1	0,20	0,18	1,30	0,017	0,033	0,033	1,24	0,21	0,01	0,011	0,02	n. b.
20 MnCr 5; Schmelze 2	0,20	0,19	1,19	0,016	0,032	0,004	1,22	0,21	0,01	0,006	0,03	n. b.
15 CrNi 6; Schmelze 1	0,15	0,21	0,47	0,005	0,022	0,044	1,49	0,05	0,03	0,006	1,44	n. b.
15 CrNi 6; Schmelze 2	0,16	0,25	0,57	0,016	0,019	0,003	1,56	0,12	n. b.	0,004	1,50	n. b.
Vergütungsstähle												
Ck 45	0,49	0,26	0,74	0,005	0,018	0,014	0,16	n. b.	n. b.	0,0115	n. b.	0,01
37 MnSi 5	0,36	1,20	1,21	0,017	0,007	0,034	0,24	0,14	0,03	0,0125	0,19	0,03
38 Cr 2	0,39	0,31	0,87	0,024	0,025	0,037	0,46	0,25	0,01	0,0112	0,01	0,01
34 Cr 4; Schmelze 1	0,36	0,29	0,69	0,011	0,014	0,011	1,09	0,12	0,07	0,0145	0,08	0,01
34 Cr 4; Schmelze 2	0,33	0,36	0,66	0,030	0,015	0,007	0,98	0,22	0,02	0,0075	0,01	0,01
34 CrMo 4	0,34	0,34	0,65	0,017	0,016	0,008	1,07	0,18	0,17	0,0072	0,18	0,01
42 CrMo 4	0,37	0,30	0,64	0,010	0,011	0,003	1,06	0,03	0,21	0,0045	0,03	n. b.
50 CrMo 4	0,51	0,32	0,68	0,014	0,009	0,003	1,06	0,14	0,21	0,014	0,15	0,014
Nitrierstahl												
34 CrAlMo 5	0,33	0,21	0,75	0,010	0,011	0,99	1,17	0,03	0,19	0,0055	0,08	n. b.
Kaltarbeitsstähle												
100 Cr 6	1,00	0,22	0,34	0,010	0,006	n. b.	1,52	0,16	< 0,01	n. b.	0,10	< 0,01
90 MnV 8; Schmelze 1	0,89	0,28	1,88	0,027	0,009	n. b.	0,40	0,10	n. b.	n. b.	0,18	0,08
90 MnV 8; Schmelze 2	0,89	0,29	2,43	0,028	0,008	0,020	0,27	0,03	n. b.	0,011	0,22	0,09
Warmarbeitsstahl												
X 38 CrMoV 51	0,40	1,06	0,38	0,011	0,005	n. b.	5,12	0,20	1,39	n. b.	0,04	0,52
Nichtrostende Stähle												
X 40 Cr 13	0,46	0,42	0,54	0,033	0,016	0,005	12,7	0,16	0,05	n. b.	0,34	n. b.
X 35 CrMo 17	0,40	0,48	0,64	0,024	0,016	n. b.	16,4	n. b.	1,18	n. b.	0,16	0,08

#### II-2. Verwendete Ätzmittel

12

#### Zusammensetzung des Ätzmittels Nr. 1 3 %ige alkoh. Salpetersäure $\mathbf{2}$ 4 g Pikrinsäure, 100 ml Alkohol 3 gesättigte Natriumthiosulfatlösung 4 elektrolytisch-potentiostatische Ätzung mit 8n NaOH 5 10 g Kaliumferrizyanid, 10 g Kaliumhydroxid, 100 ml dest. Wasser V2A-Beize: 10 ml Salpetersäure 1,40; 0,30 ml Vogels Sparbeize 6 100 ml Salzsäure; 100 ml dest. Wasser 7 V2A-Beize: gebraucht (gealtert); Ätztemperatur: 50°C gesättigte wäßrige Pikrinsäure; 80 mg Cu(II)-chlorid; 60 mg Novost; Ätztemperatur 75–85°C; 8 Ätzzeit 30-60 s; Schwarzen Niederschlag auf der Probe mit Ammoniakwasser und Watte abreiben. gesättigte wäßrige Pikrinsäure etwas verdünnt, 80 mg Cu(II)-chlorid, ca. 1 ml Salzsäure, 60 mg 9 Novost, Ätztemperatur 75–85°C; Ätzzeit 30–60 s; Schwarzen Niederschlag auf der Probe mit Ammoniakwasser und Watte abreiben 10 g Eisen(II)-chlorid, 75 ml Alkohol, 25 ml Wasser, 20 ml gesättigte alkoh. Pikrinsäure, 3 mg 10 Zinnchlorid, 4 ml Glanzol, 10 ml Zekol 3 g Pikrinsäure, 50 ml Alkohol, 1 ml Ammoniak, 10 ml Agepon, 1 ml Salzsäure, 1 mg Cu-am-11 moniumchlorid

6 g Pikrinsäure, 48 ml Alkohol, 10 ml Glanzol, 1 mg Cu-ammoniumchlorid

#### Stahl Ck 15

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.1141

Einsatzstahl nach DIN 17210

#### Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	N
Sollwerte mindestens höchstens	0,12 0,18	0,15 0,35	0,30 0,60	0,035	0,035		
untersuchte Schmelze	0,13	0,32	0,48	0,010	0,024	0,006	0,0037

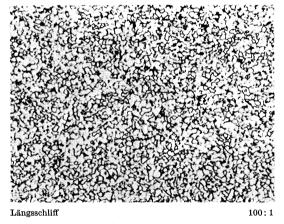
#### Lieferzustand

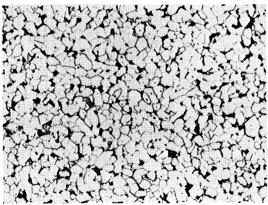
	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze	bas. Siemens-Martin-Ofen	gewalzt auf 10 mm Dmr.

#### Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17210

Blindhärten	Härten oberhalb Ac <sub>3</sub> (Kern)	Härten oberhalb Ac <sub>3</sub> (Rand)	Anlassen auf
890–910°C	880–920°C	_	150–180°C

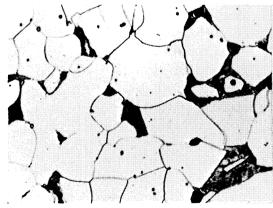
#### Gefügebilder des Ausgangszustandes





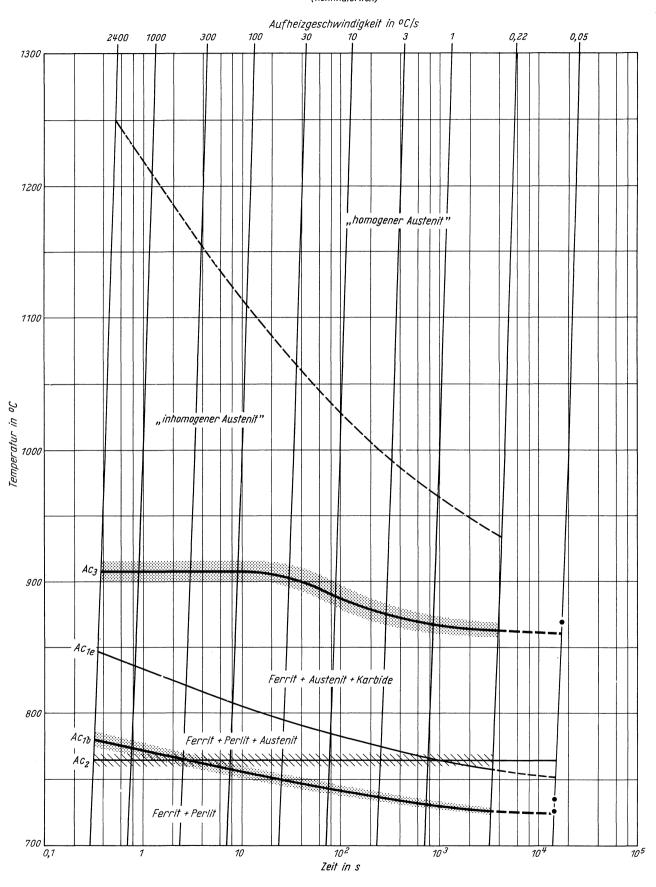
#### Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 31)
${f A}$ usgangsgefüge	1
Karbide	_
Austenitkorngrenzen	11

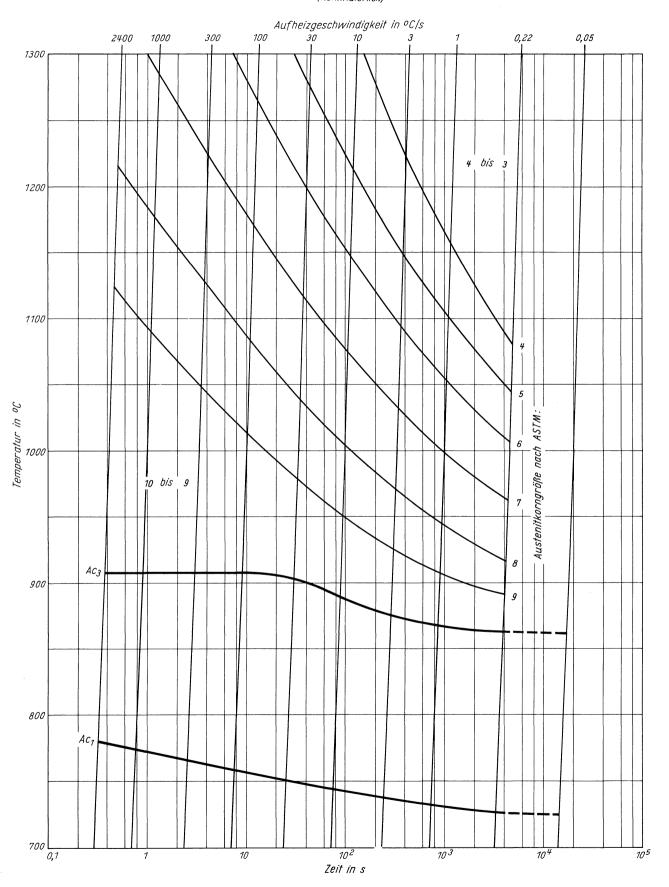


Querschliff 1000:1

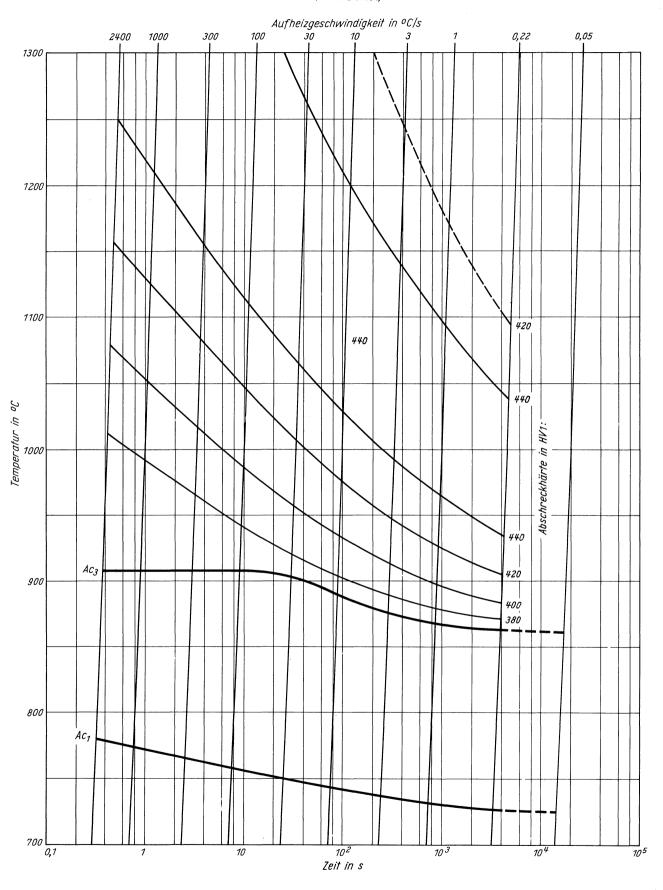
#### Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (kontinuierlich)



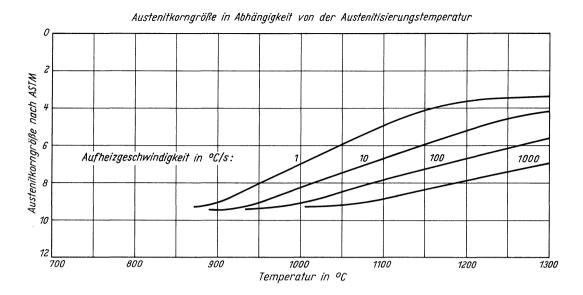
#### ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)

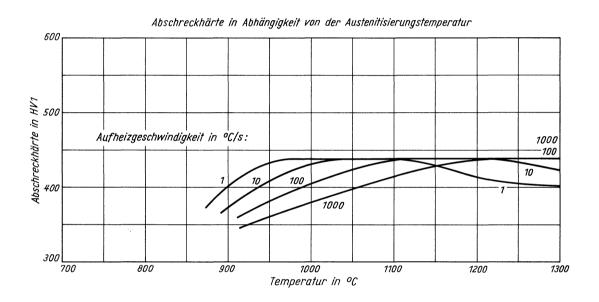


#### ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (kontinuierlich)



#### Stahl Ck 15







## Stahl 20 MnCr 5

#### (Schmelze 1, Ausgangszustand 1)

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.7147

Einsatzstahl nach DIN 17210

### Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Мо	N	Ni
Sollwerte mindestens höchstens	0,17 0,22	$0,15 \\ 0,40$	1,10 1,40	0,035	0,035		1,00 1,30				
untersuchte Schmelze 1 untersuchte Schmelze 2	0,20 0,20	0,18 0,19	1,30 1,19	0,017 0,016	$0,033 \\ 0,032$	0,033 0,004	$\substack{1,24\\1,22}$	0,21 0,21	0,01 0,01	0,011 0,006	0,02 0,03

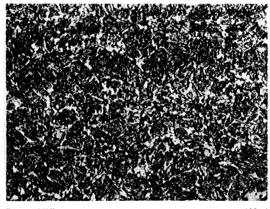
### Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze 1	bas. Elektro-Ofen	geschmiedet auf 15 mm Dmr.
untersuchte Schmelze 2	bas. Elektro-Ofen	geschmiedet auf 15 mm Dmr.

## Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17210

Blindhärten	Härten oberhalb Ac <sub>3</sub> (Kern)	Härten oberhalb Ac <sub>3</sub> (Rand)	Anlassen auf
860–880°C	850–880°C	810–840°C	170–210°C

### ${\it Gef\"{u}gebilder\ des\ Ausgangszustandes}$

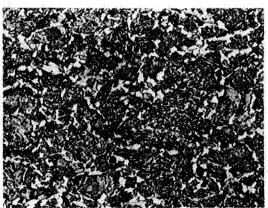


Längsschliff

100:1

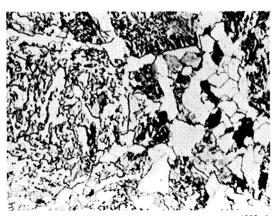
#### Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 31)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	_
Austenitkorngrenzen	10



Querschliff

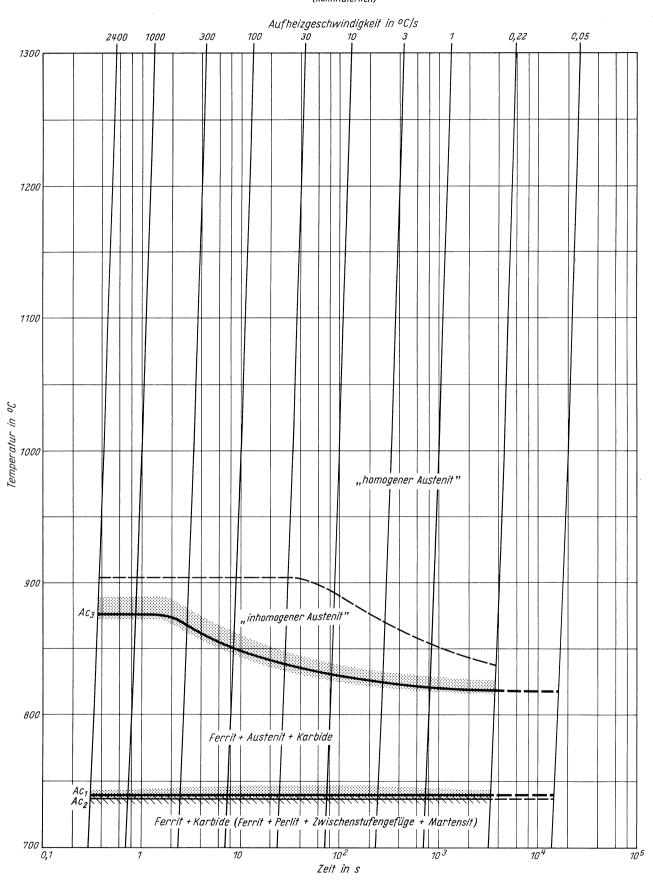
200:1



Querschliff

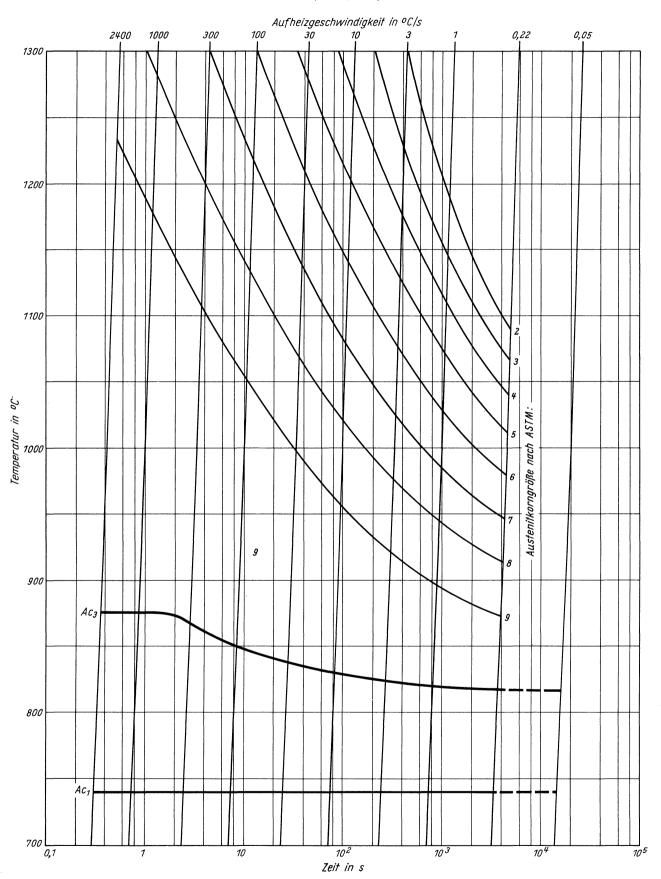
1000:1

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (kontinuierlich)

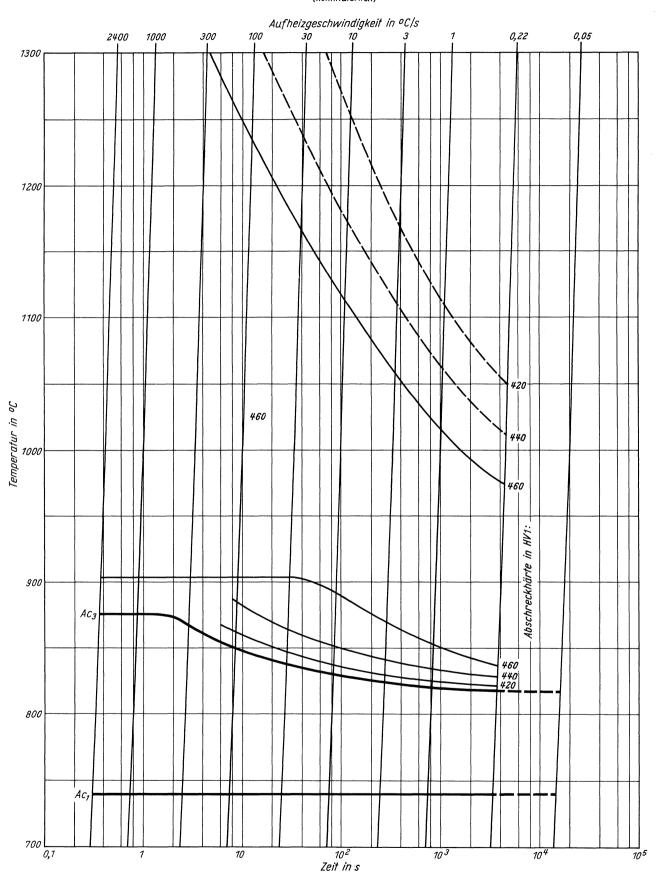


Stahl 20 MnCr 5

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)

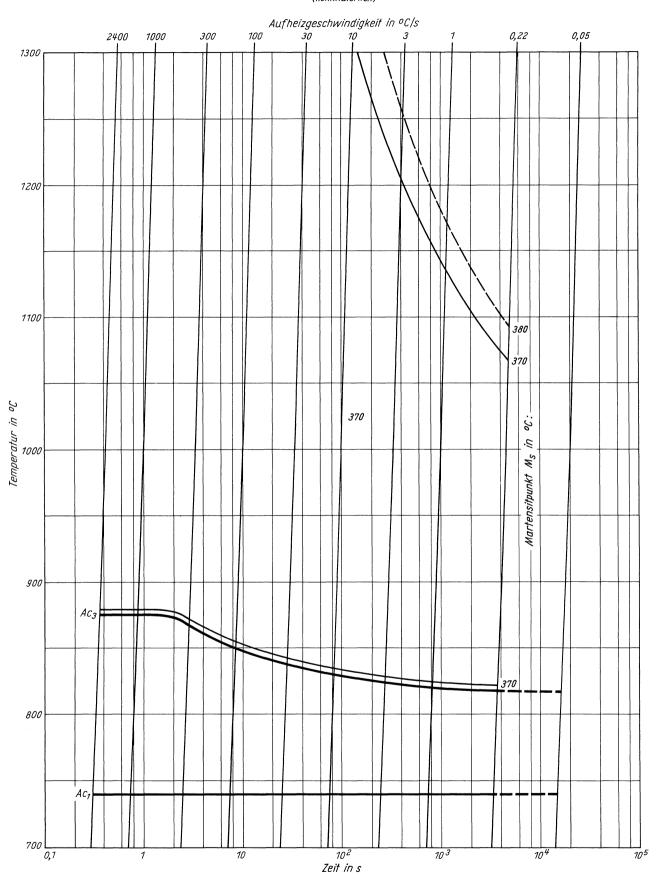


ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (kontinuierlich)

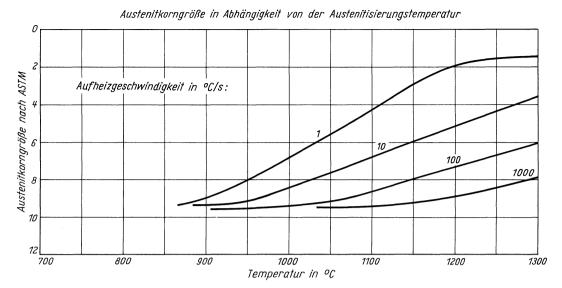


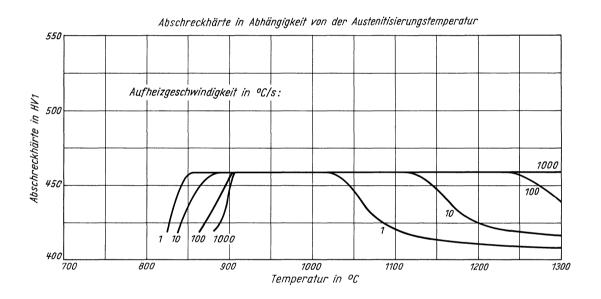
Stahl 20 MnCr 5

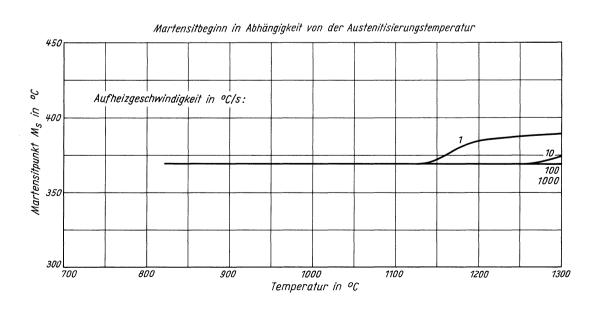
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)



Stahl 20 MnCr 5







## Stahl 20 MnCr 5

## (Schmelze 2, Ausgangszustand 1)

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.7147

Einsatzstahl nach DIN 17210

## Chemische Zusammensetzung in %

	C .	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Мо	N	Ni
Sollwerte mindestens höchstens	0,17 0,22	0,15 0,40	1,10 1,40	0,035	0,035		1,00 1,30				
untersuchte Schmelze 1 untersuchte Schmelze 2	0,20 0,20	0,18 0,19	1,30 1,19	0,017 0,016	0,033 0,032	0,033 0,004	1,24 1,22	0,21 0,21	0,01 0,01	0,011 0,006	0,02 0,03

#### Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze 1	bas. Elektro-Ofen	geschmiedet auf 15 mm Dmr.
untersuchte Schmelze 2	bas. Elektro-Ofen	geschmiedet auf 15 mm Dmr.

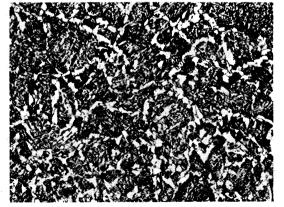
## Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17210

Blindhärten	Härten oberhalb Ac <sub>3</sub> (Kern)	Härten oberhalb Ac <sub>3</sub> (Rand)	Anlassen auf
860–880°C	850–880°C	810–840°C	170–210°C

## Gefügebilder des Ausgangszustandes



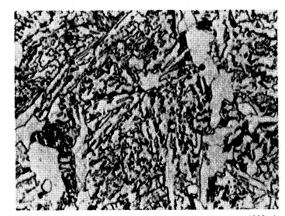
ängsschliff 100



Querschliff 200:1

### Verwendete Ätzmittel

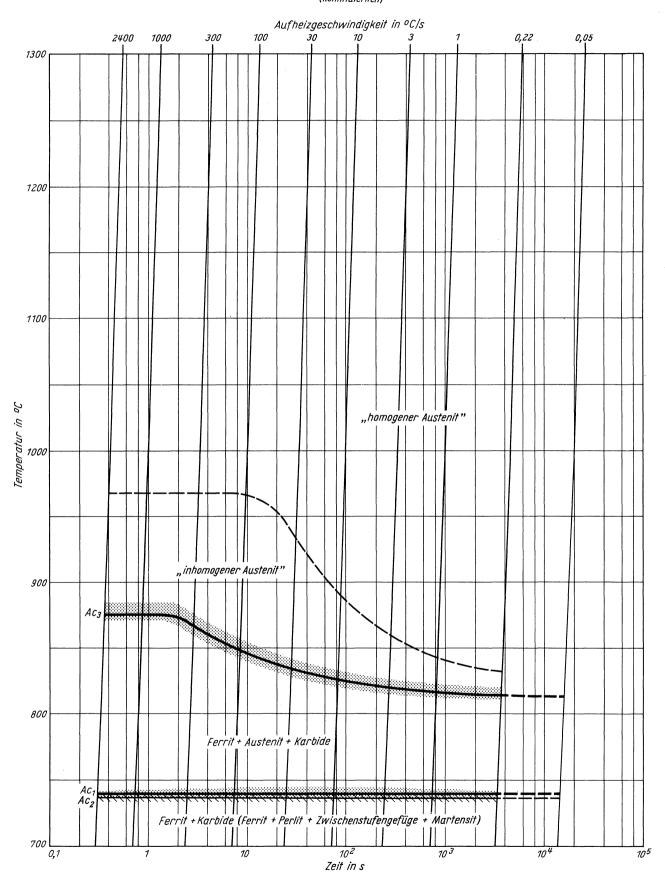
Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 31)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	_
Austenitkorngrenzen	10



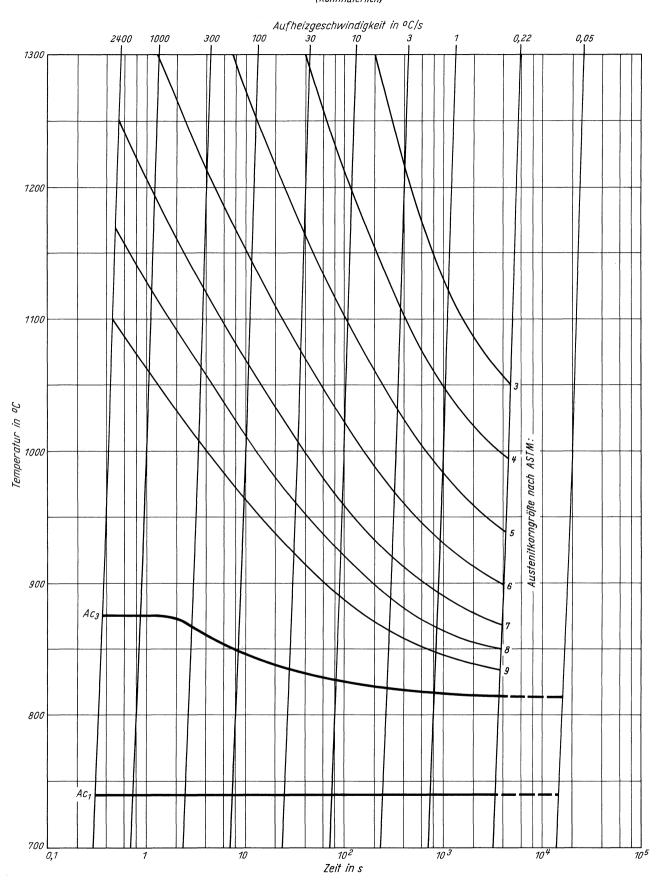
Querschliff 1000:1

Stahl 20 MnCr 5
(Schmelze 2, Ausgangszustand 1)

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (kontinuierlich)

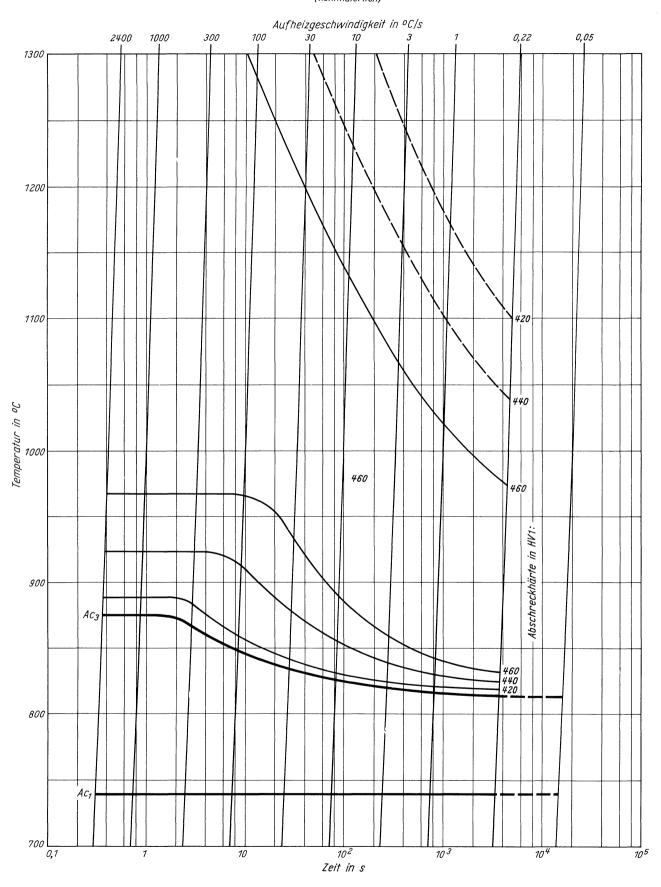


ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)

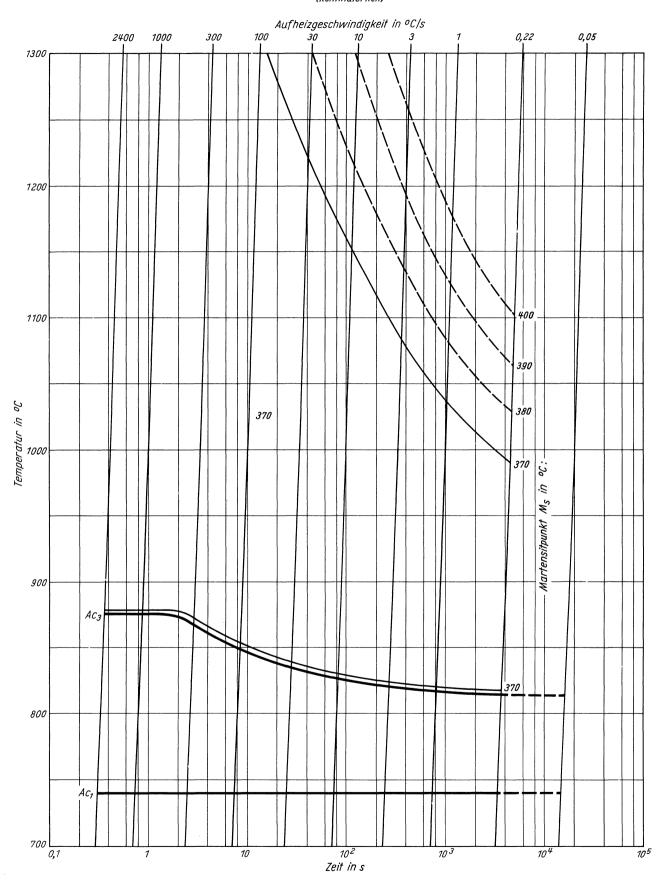


Stahl 20 MnCr 5

ZTA – Abschreckhärte – Schaubild (kontinuierlich)

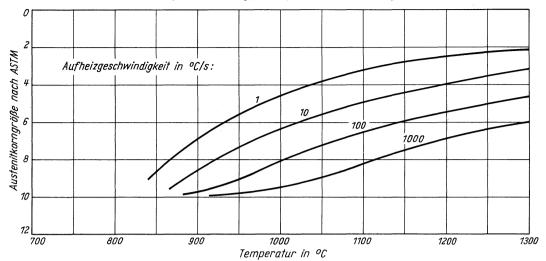


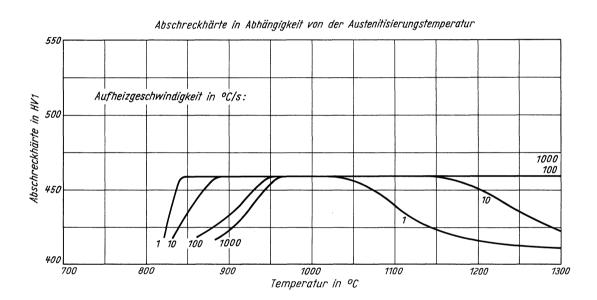
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)

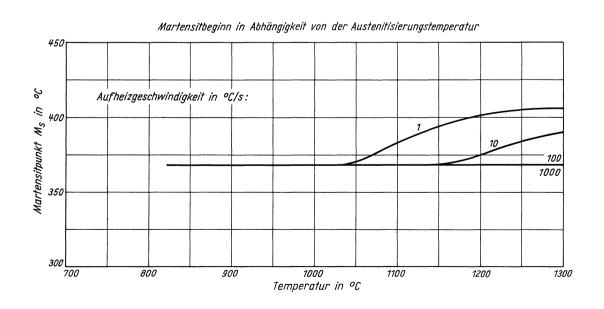


Stahl 20 MnCr 5

Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur





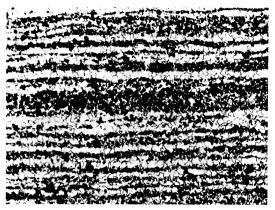


## Stahl 20 MnCr 5

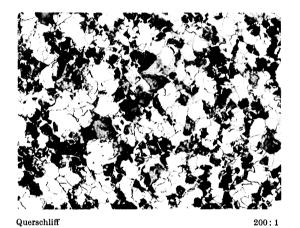
### (Schmelze 1 und 2, Ausgangszustand 2)

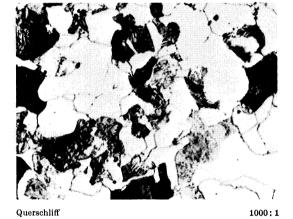
Wärmebehandlung zur Erstellung des Ausgangszustandes 2:  $870\,^{\circ}\mathrm{C}$   $15\,\mathrm{min/Ofen}$ 

### Gefügebilder des Ausgangszustandes

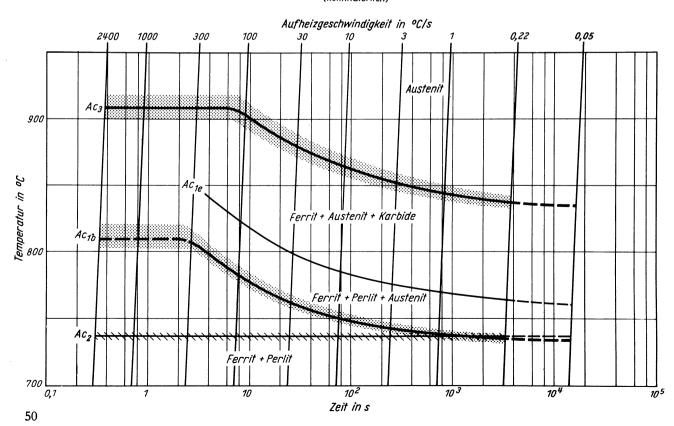






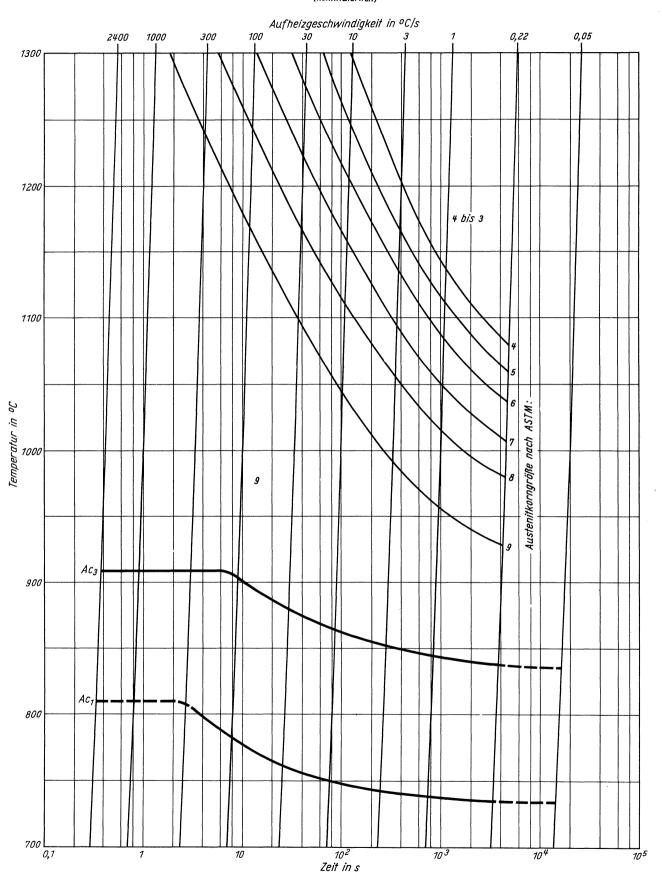


Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (kontinuierlich)

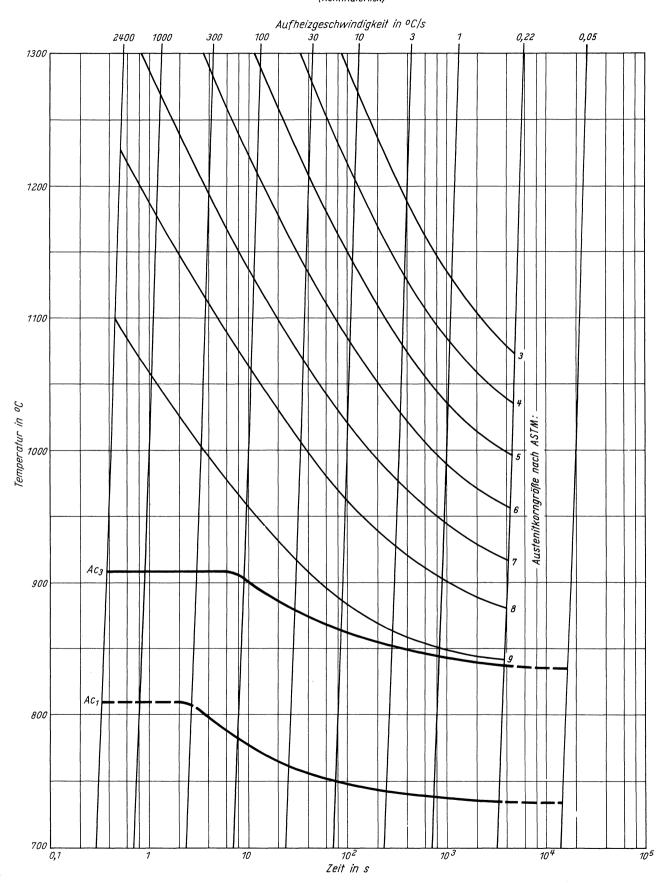


Stahl 20 MnCr 5 (Schmelze 1, Ausgangszustand 2)

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)

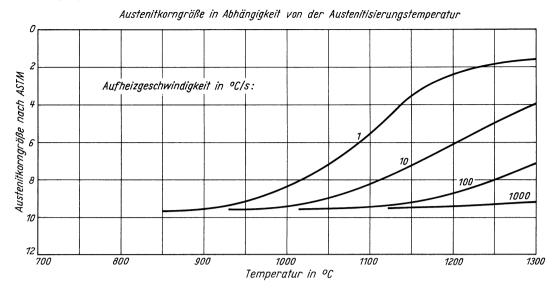


ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)

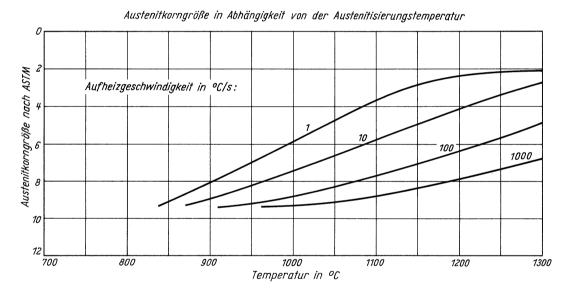


## Stahl 20 MnCr 5

(Schmelze 1, Ausgangszustand 2)



Stahl 20 MnCr 5 (Schmelze 2, Ausgangszustand 2)



## Stahl 15 CrNi 6

### (Schmelze 1)

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.5919

Einsatzstahl nach DIN 17210

## Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	s	Al	Cr	Co	Cu	Мо	N	Ni
Sollwerte mindestens höchstens	0,12 0,17	0,15 0,40	0,40 0,60	0,035	0,035		1,40 1,70					1,40 1,70
untersuchte Schmelze 1 untersuchte Schmelze 2	0,15 0,16	0,21 0,25	0,47 0,57	0,005 0,016	0,022 0,019		1,49 1,56	0,03 n. b.	$\begin{matrix} 0,05\\0,12\end{matrix}$	0,03 n. b.	0,006 0,004	1,44 1,50

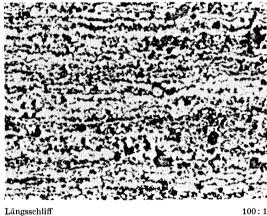
### Lieferzustand

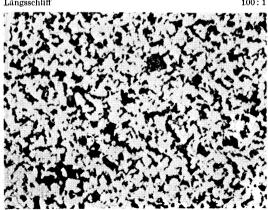
	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze 1	bas. Elektro-Ofen, entgast	gewalzt auf 10 mm Dmr.
untersuchte Schmelze 2	bas. Siemens-Martin-Ofen	gewalzt auf 14 mm Dmr.

## Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17210

Blindhärten	Härten oberhalb Ac <sub>3</sub> (Kern)	Härten oberhalb Ac <sub>3</sub> (Rand)	Anlassen auf
850–870°C	840–870°C	800–8 <b>3</b> 0°C	170–210°C

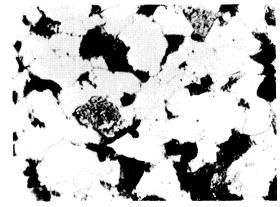
## ${\it Gef\"{u}gebilder\ des\ Ausgangszustandes}$





# Verwendete Ätzmittel

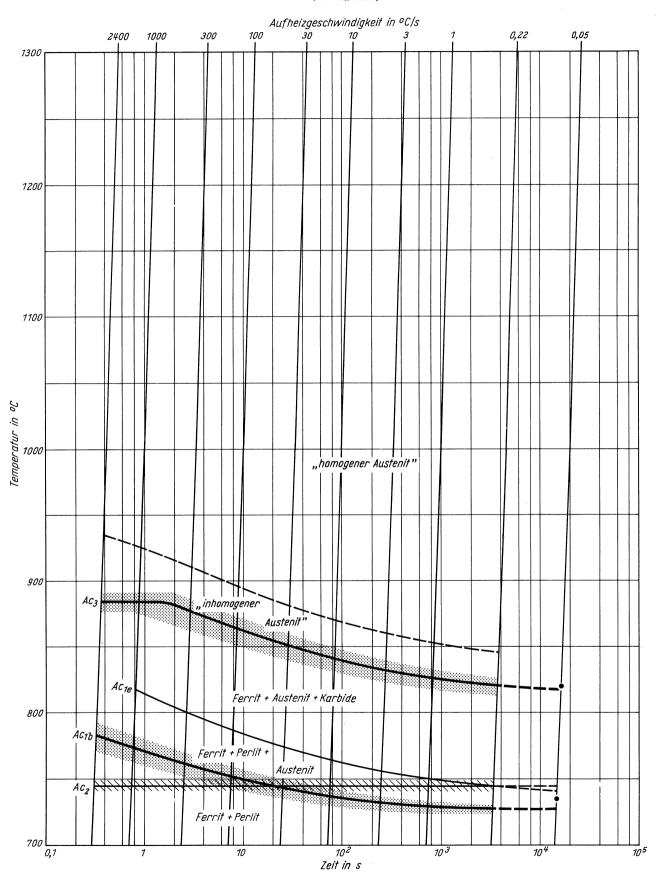
Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 31		
f Ausgangsgefüge	1		
Karbide			
${f A}$ ustenitkorngrenzen	8		



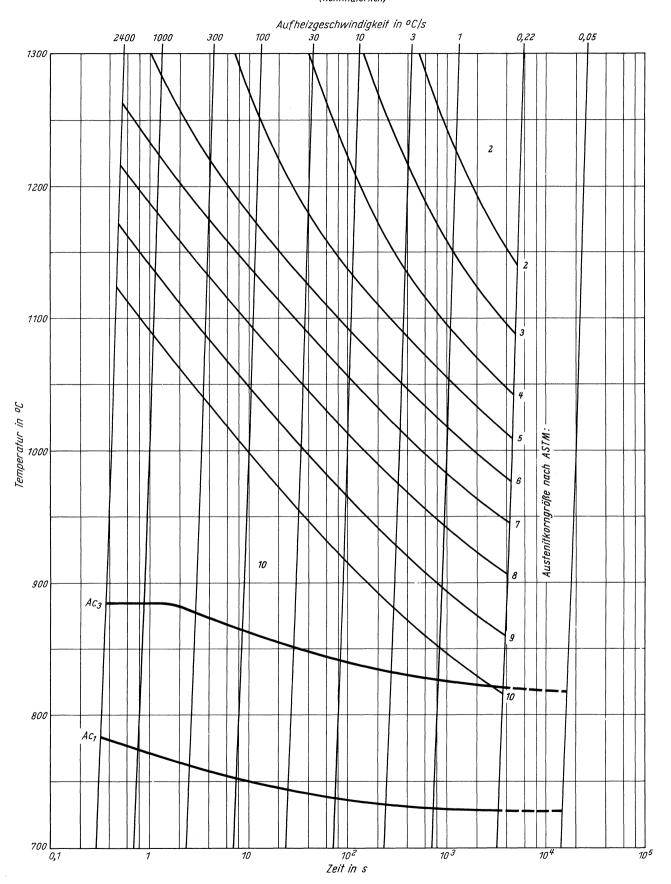
Querschliff 1000:1

Querschliff

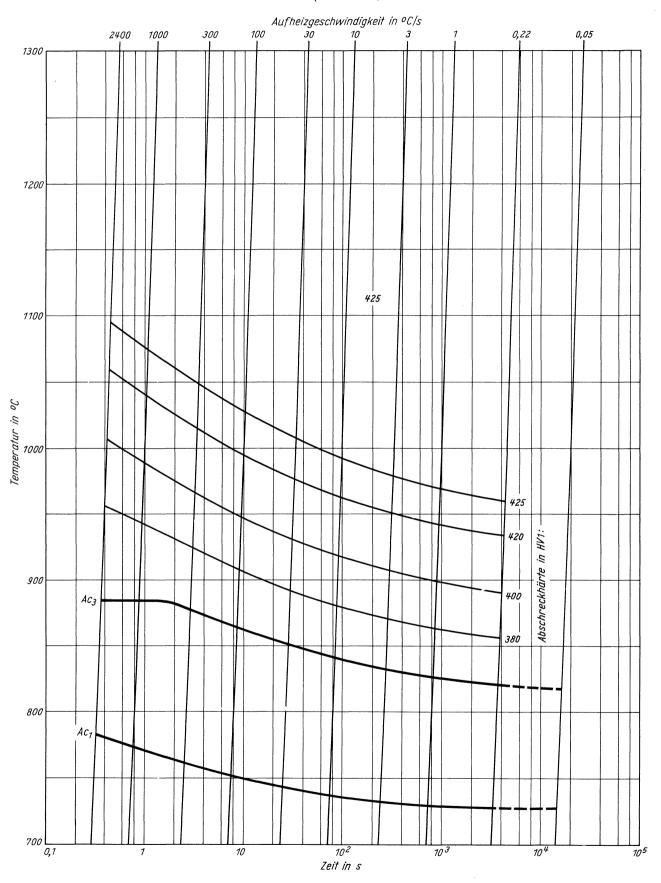
Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (kontinuierlich)



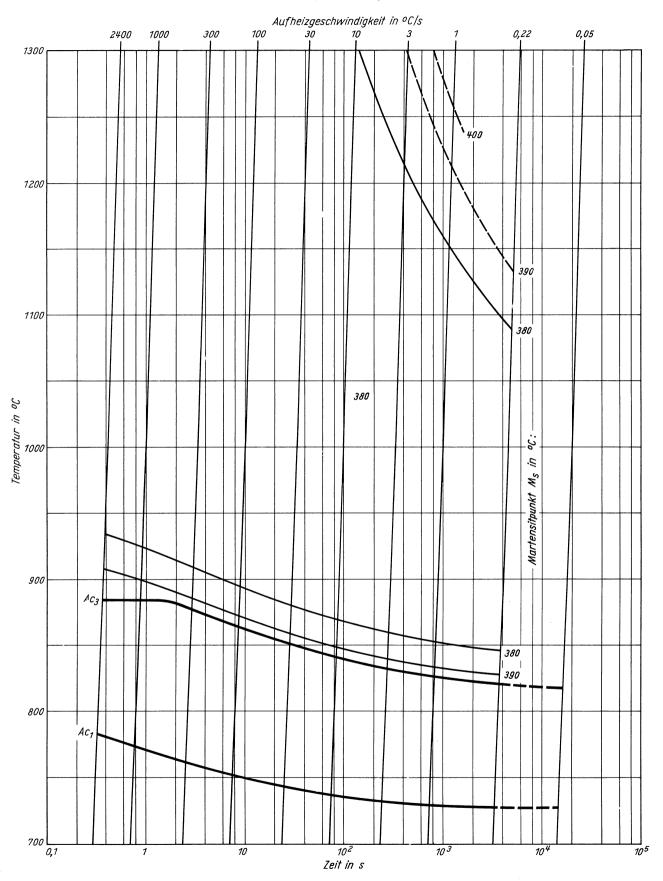
ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)



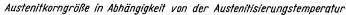
ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (kontinuierlich)

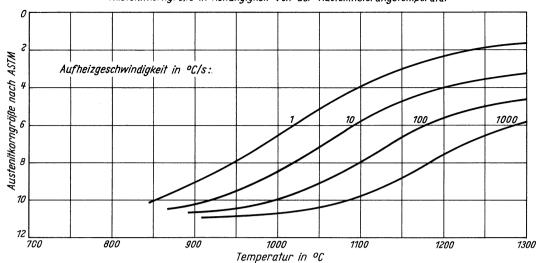


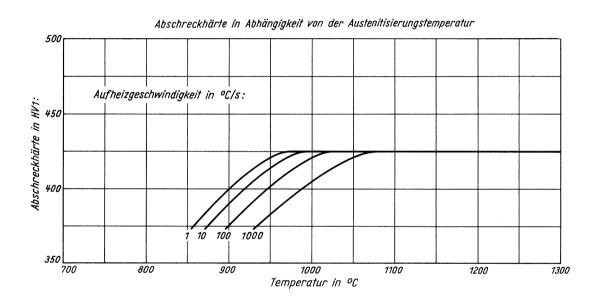
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)

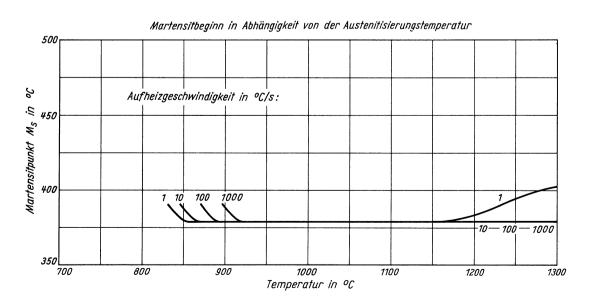


Stahl 15 CrNi 6 (Schmelze 1)



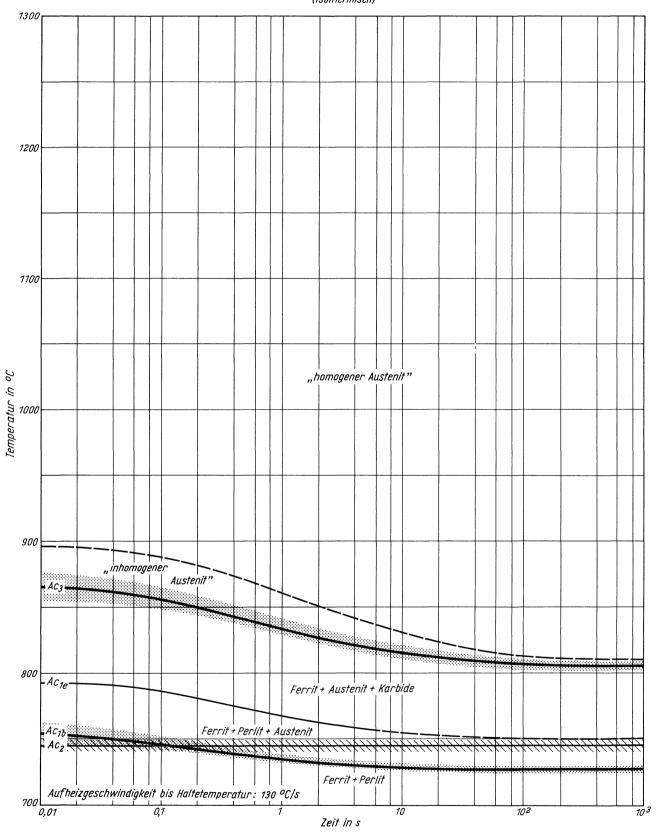




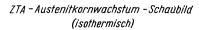


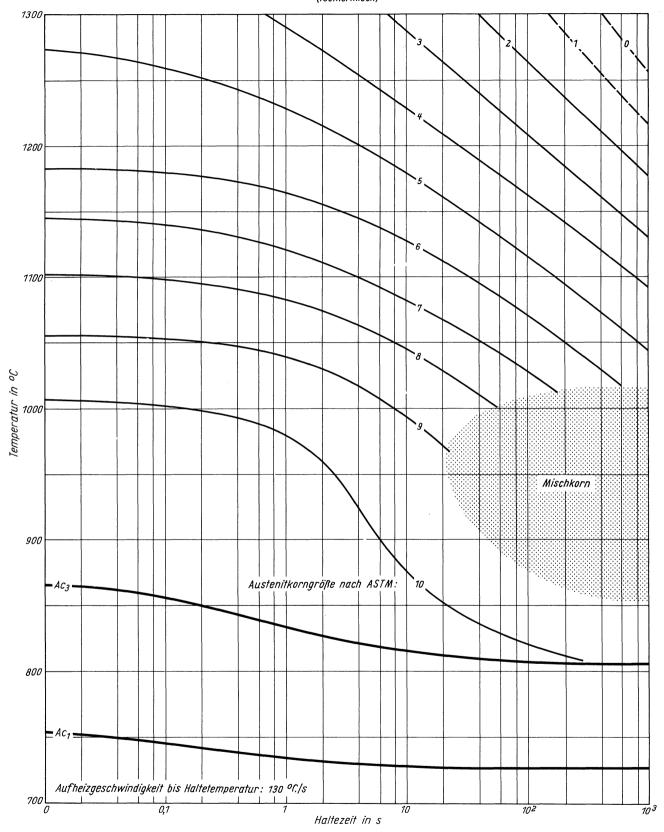
Stahl 15 CrNi 6

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (isothermisch)



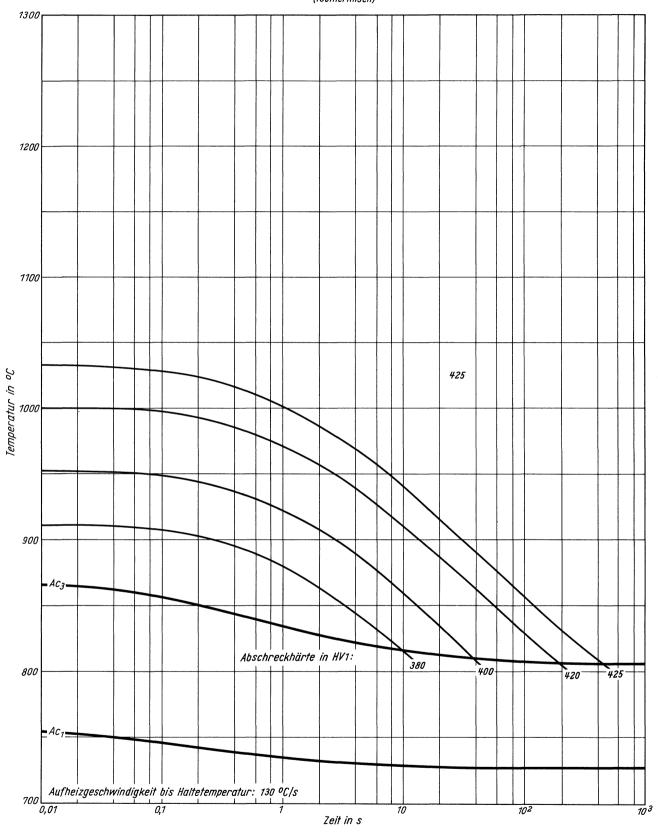
Stahl 15 CrNi 6





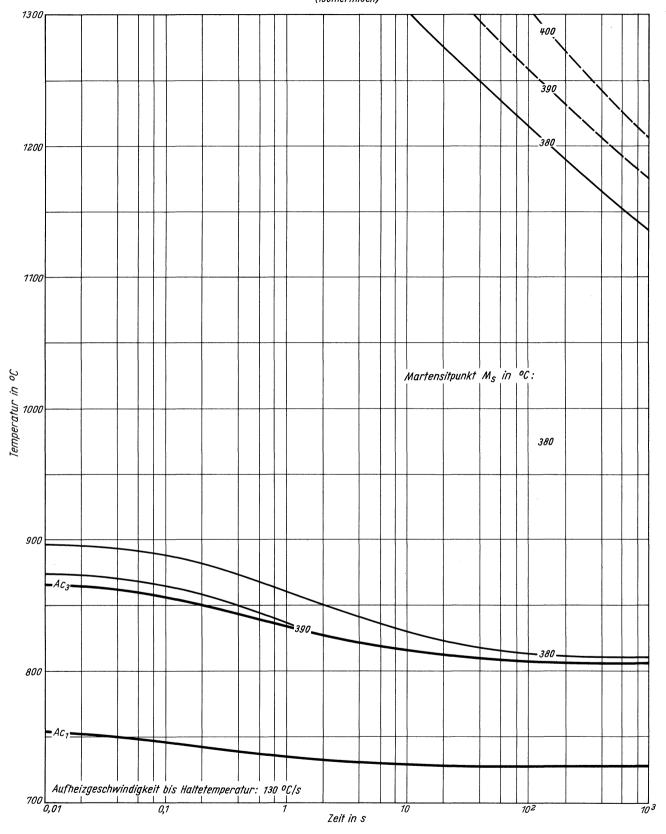
Stahl 15 CrNi 6

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (isothermisch)

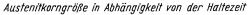


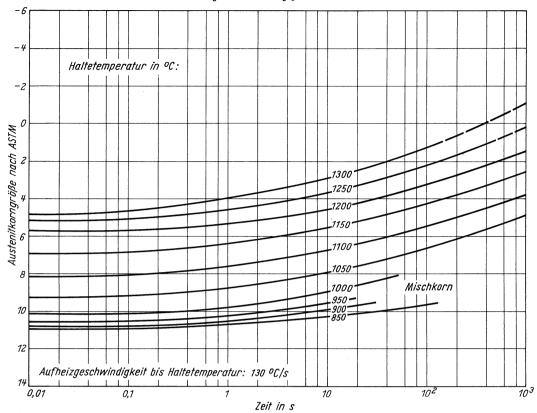
Stahl 15 CrNi 6

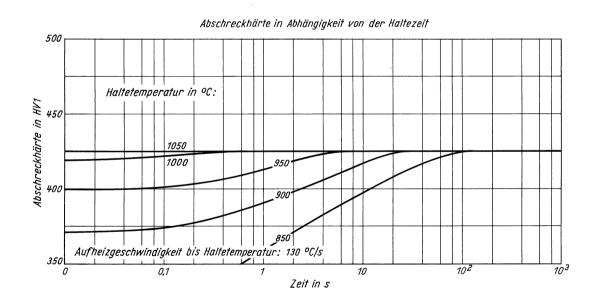
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (isothermisch)



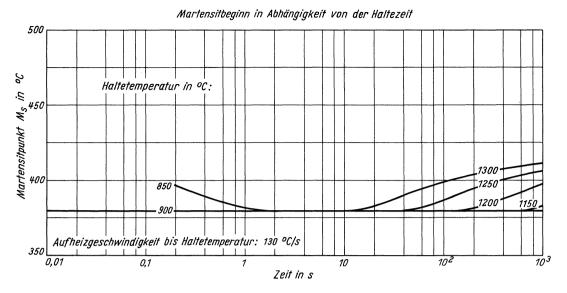
Stahl 15 CrNi 6







# Stahl 15 CrNi 6



## Stahl 15 CrNi 6

### (Schmelze 2)

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.5919

Einsatzstahl nach DIN 17210

### Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Co	Cu	Мо	N	Ni
Sollwerte mindestens höchstens	0,12 0,17	0,15 0,40	0,40 0,60	0,035	0,035		1,40 1,70					1,40 1,70
untersuchte Schmelze 1 untersuchte Schmelze 2	0,15 0,16	0,21 0,25	0,47 0,57	0,005 0,016	0,022 0,019	0,044 0,003	1,49 1,56	0,03 n. b.	0,05 0,12	0,03 n. b.	0,006 0,004	1,44 1,50

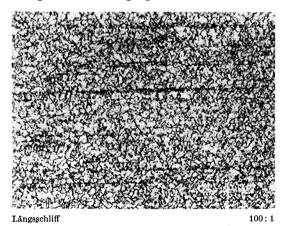
#### Lieferzustand

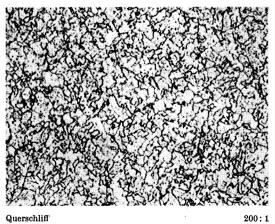
	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze 1	bas. Elektro-Ofen, entgast	gewalzt auf 10 mm Dmr.
untersuchte Schmelze 2	bas. Siemens-Martin-Ofen	gewalzt auf 14 mm Dmr.

## Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17210

Blindhärten	Härten oberhalb Ac <sub>3</sub> (Kern)	Härten oberhalb Ac <sub>3</sub> (Rand)	Anlassen auf
850–870°C	840-870°C	800–8 <b>3</b> 0°C	170–210°C

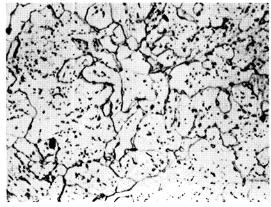
## Gefügebilder des Ausgangszustandes





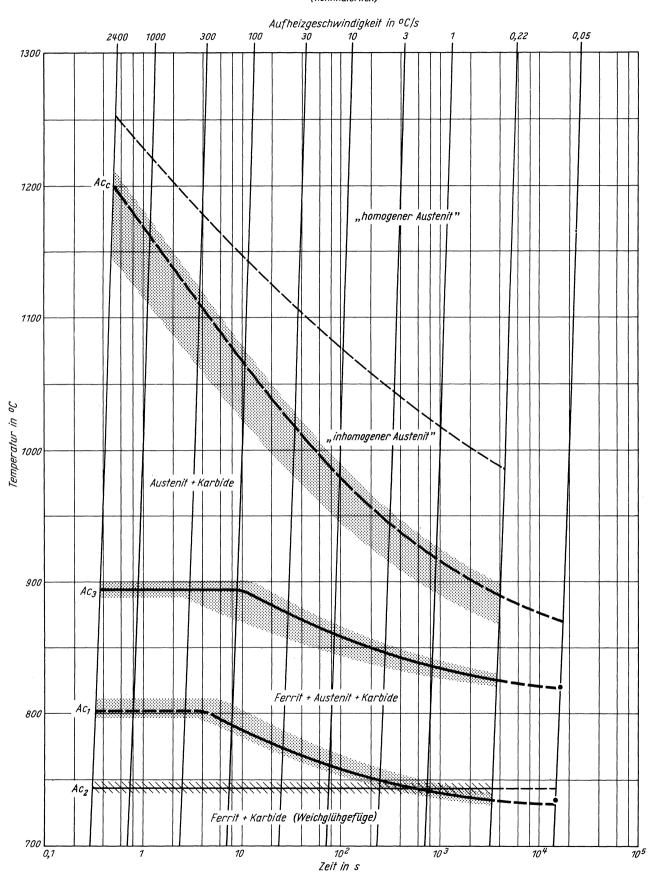
## Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 31)		
Ausgangsgefüge	1		
Karbide	5		
Austenitkorngrenzen	8		

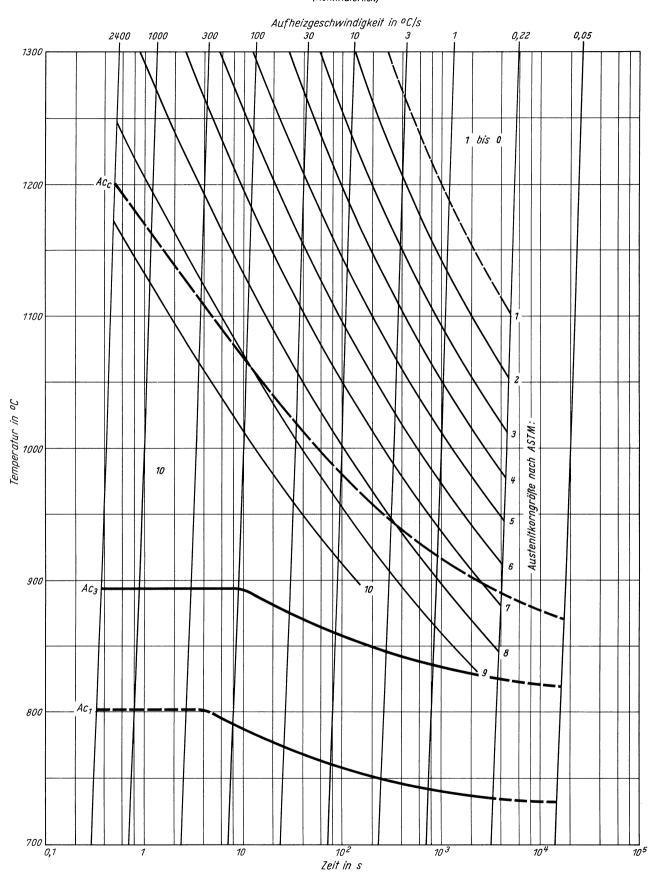


Querschliff 1000:1

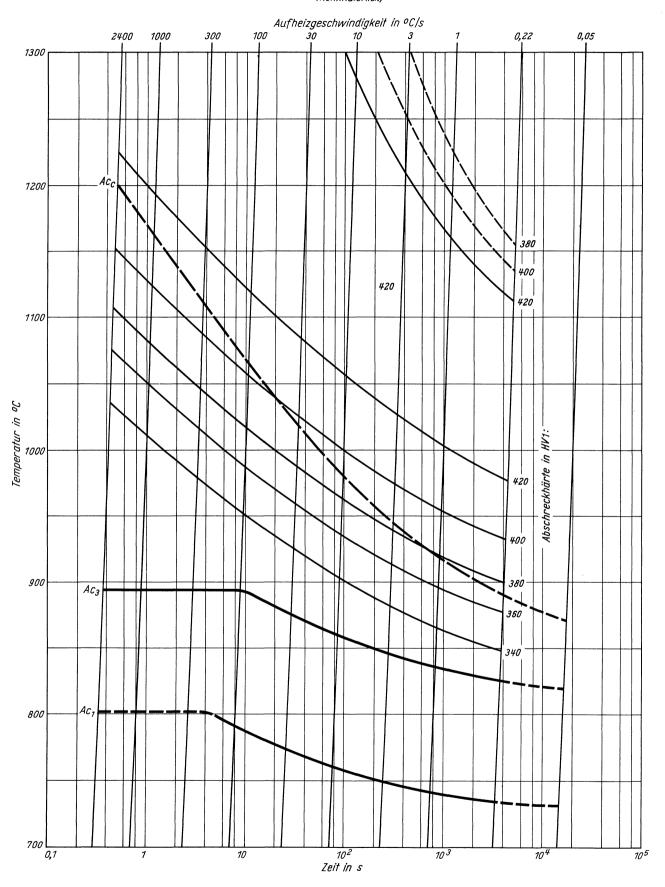
Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (kontinuierlich)



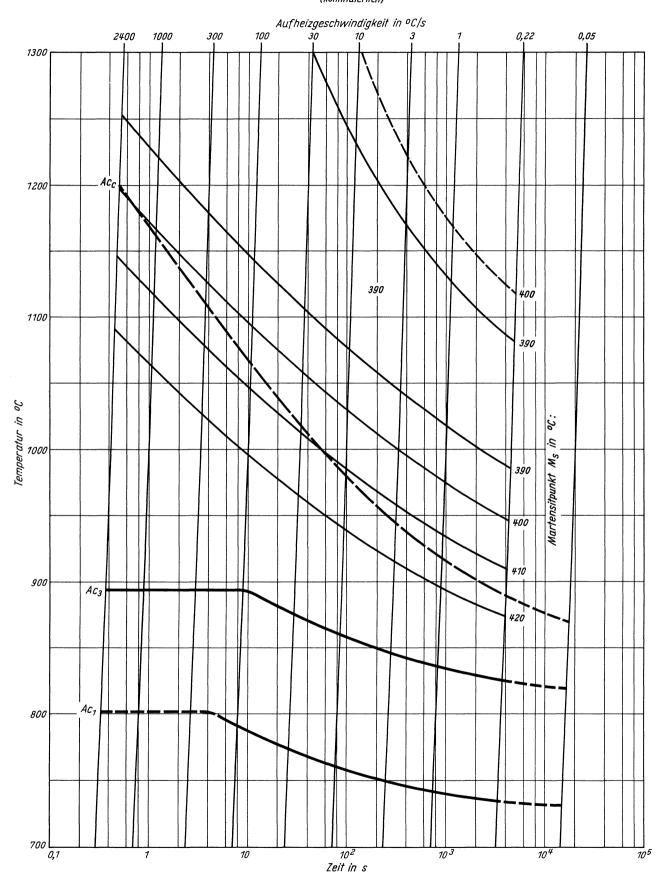
ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)



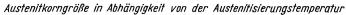
ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (kontinuierlich)

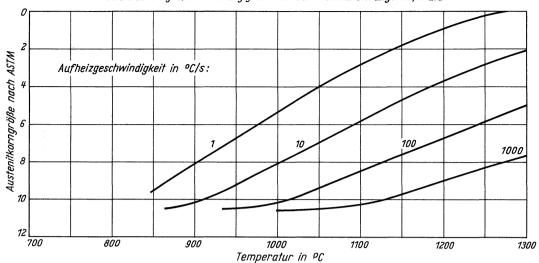


ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)

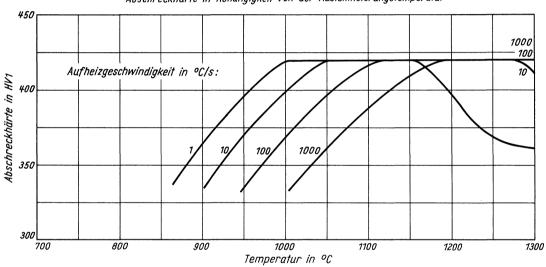


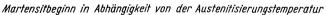
Stahl 15 CrNi 6

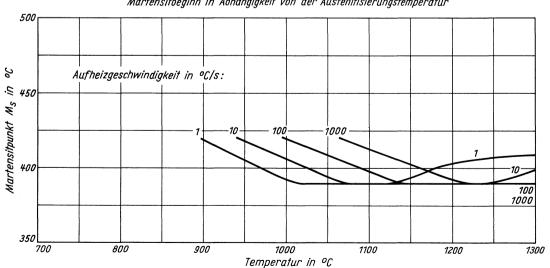




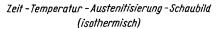
### Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

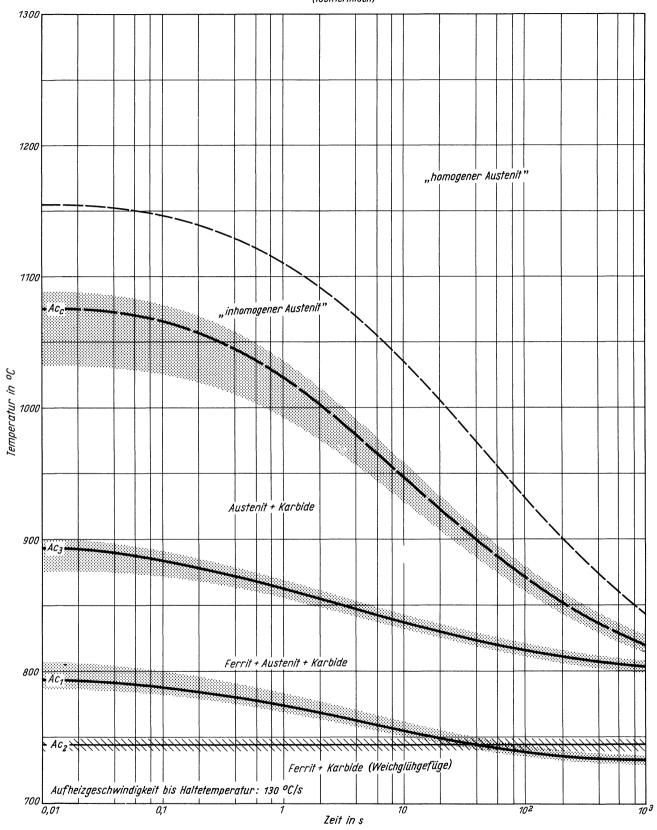






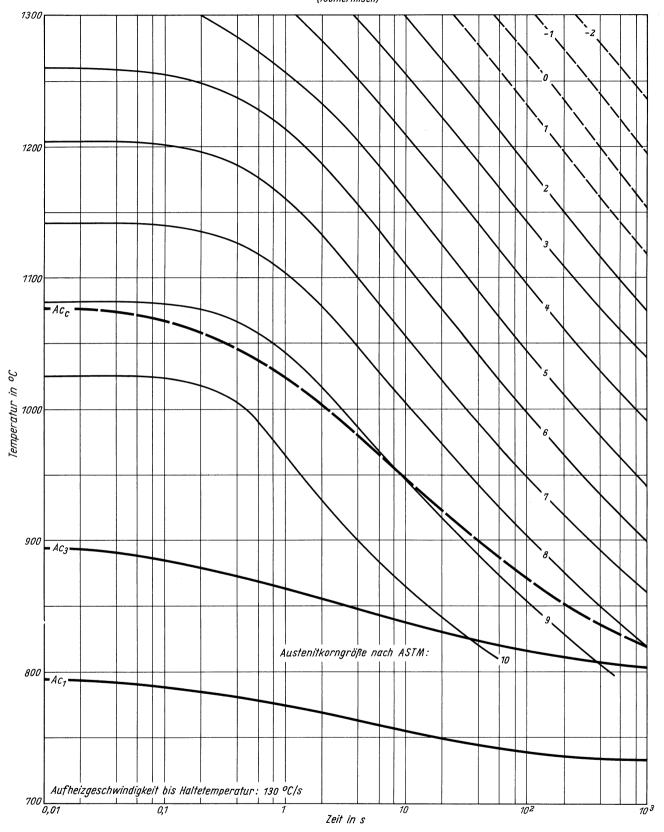
Stahl 15 CrNi 6



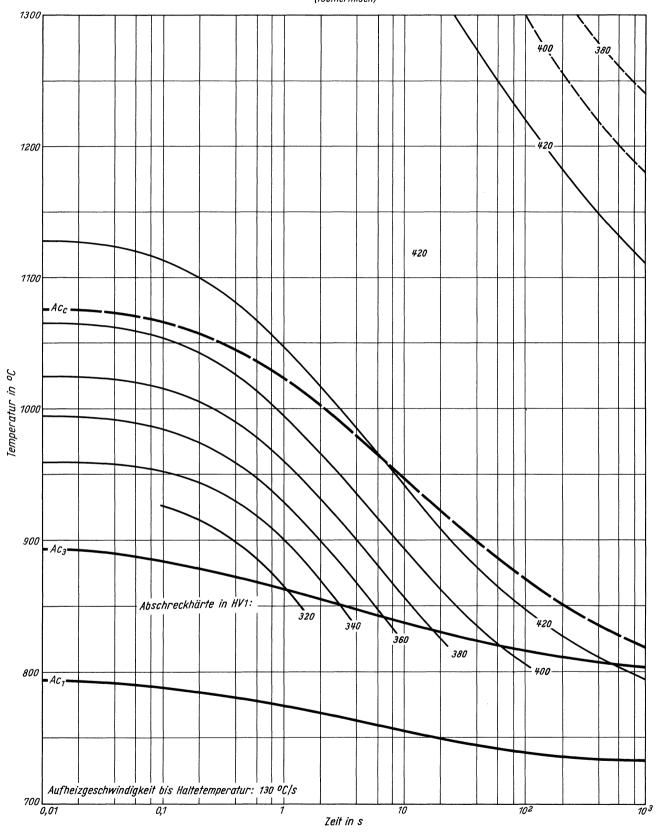


Stahl 15 CrNi 6

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (isothermisch)

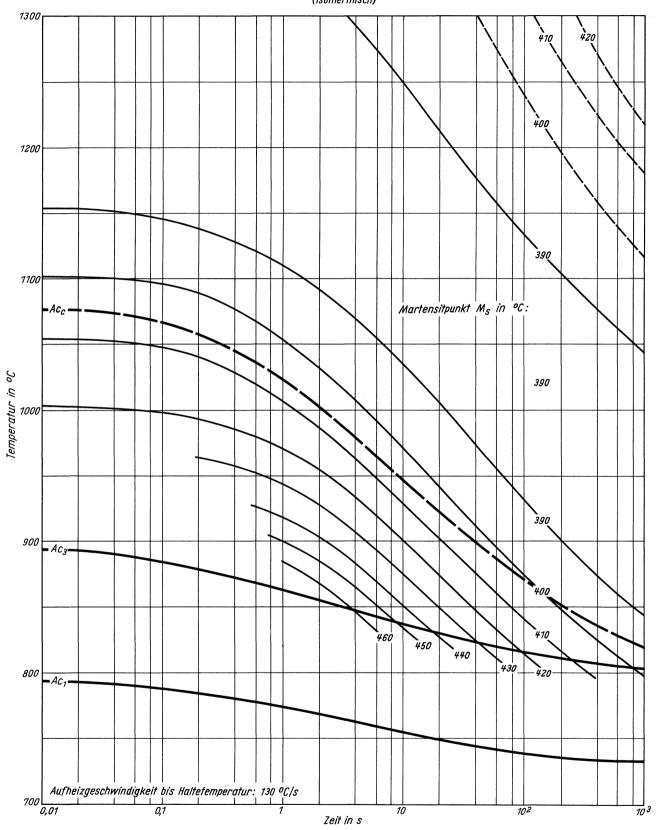


ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (isothermisch)

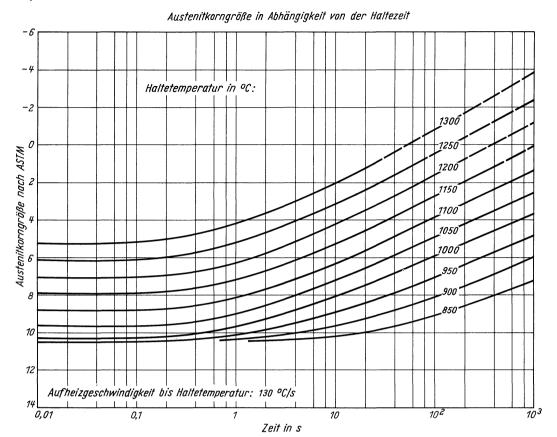


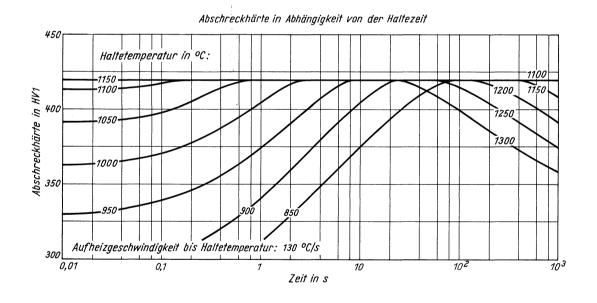
Stahl 15 CrNi 6

ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (isothermisch)

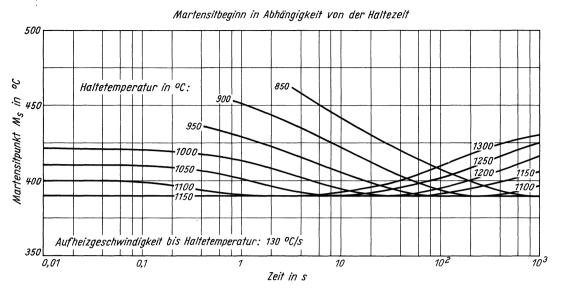


Stahl 15 CrNi 6





# Stahl 15 CrNi 6



### Stahl Ck 45

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.1191

Vergütungsstahl nach DIN 17200

### Chemische Zusammensetzung in %

	С	Si	Mn	P	s	Al	Cr	N	v
Sollwerte mindestens höchstens	0,42 0,50	0,15 0,35	0,50 0,80	0,035	0,035				
untersuchte Schmelze	0,49	0,26	0,74	0,005	0,018	0,014	0,16	0,0115	0,01

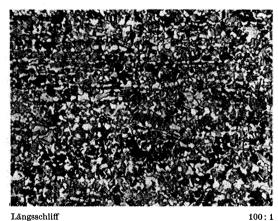
#### Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 12 mm Dmr.

### Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17200

Normalglühen	Weichglühen	Härten in Wasser	Härten in Öl	Anlassen auf
840-870°C	650–700°C	820–850°C	830–860°C	$550660^{\circ}\mathrm{C}$

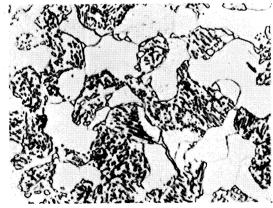
# ${\it Gefügebilder \ des \ Ausgangszustandes}$





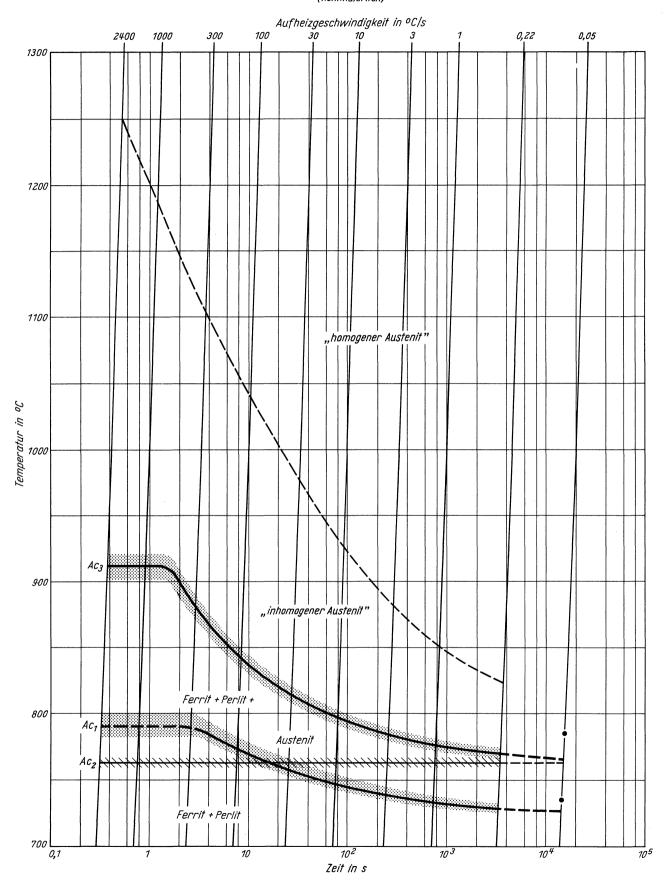
Querschliff 200:1

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 31)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	_
Austenitkorngrenzen	11

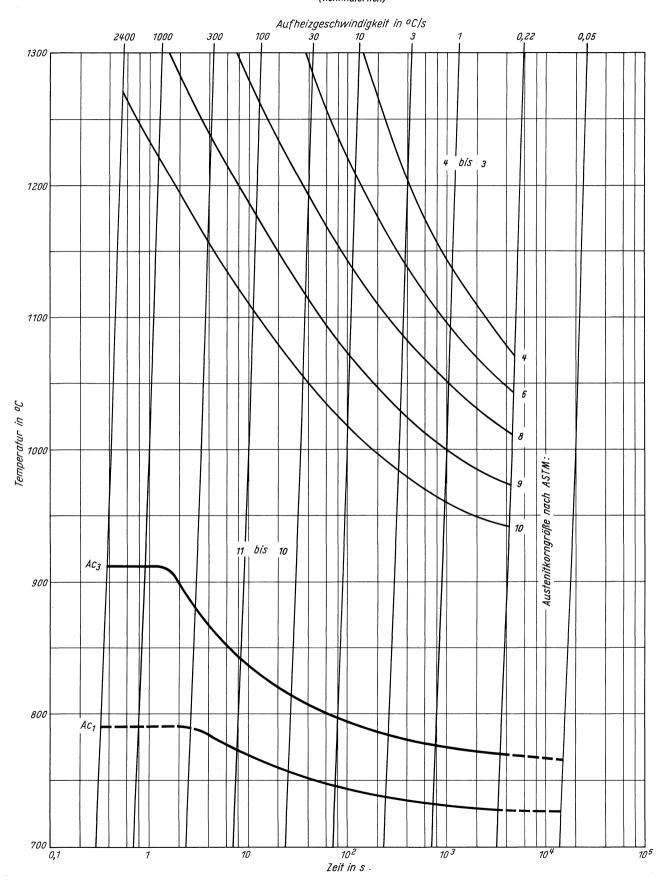


Querschliff 1000:1

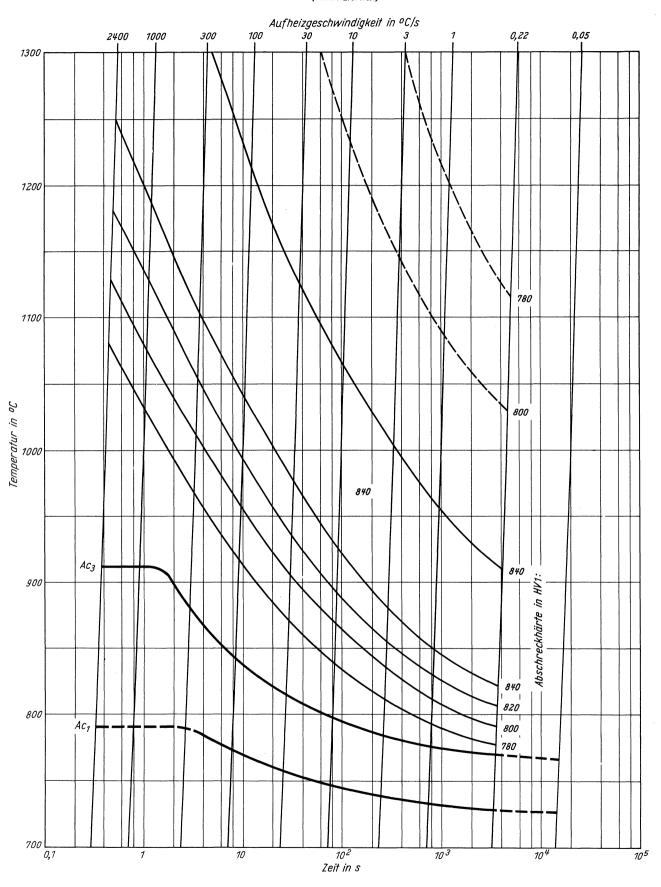
Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (kontinuierlich)



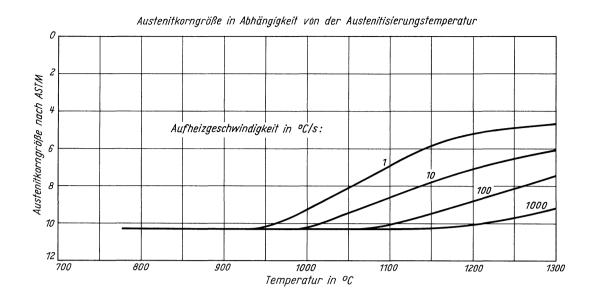
#### ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)

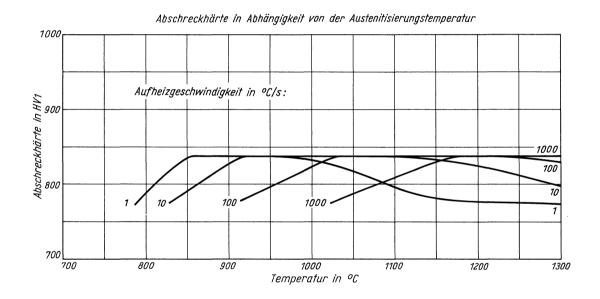


ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (kontinuierlich)



# Stahl Ck 45







### Stahl 37 MnSi 5

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.5122

Ventilstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 490

### Chemische Zusammensetzung in %

	С	Si	Mn	P	s	Al	Cr	Cu	Мо	N	Ni	v
Sollwerte mindestens höchstens	0,33 0,41	1,1 1,4	1,1 1,4	0,035	0,035							
untersuchte Schmelze	0,36	1,20	1,21	0,017	0,007	0,034	0,24	0,14	0,03	0,0125	0,19	0,03

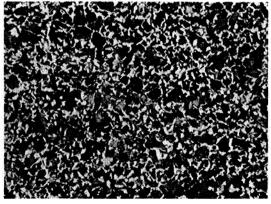
### Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 30 mm Dmr.

### Temperaturen für die Wärmebehandlung nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 490

Normalglühen	Weichglühen	Härten in Wasser	Härten in Öl	Anlassen auf
860–890°C	680–720°C	830–850°C	840–860°C	$550 ext{-}660^{\circ} ext{C}$

# Gefügebilder des Ausgangszustandes









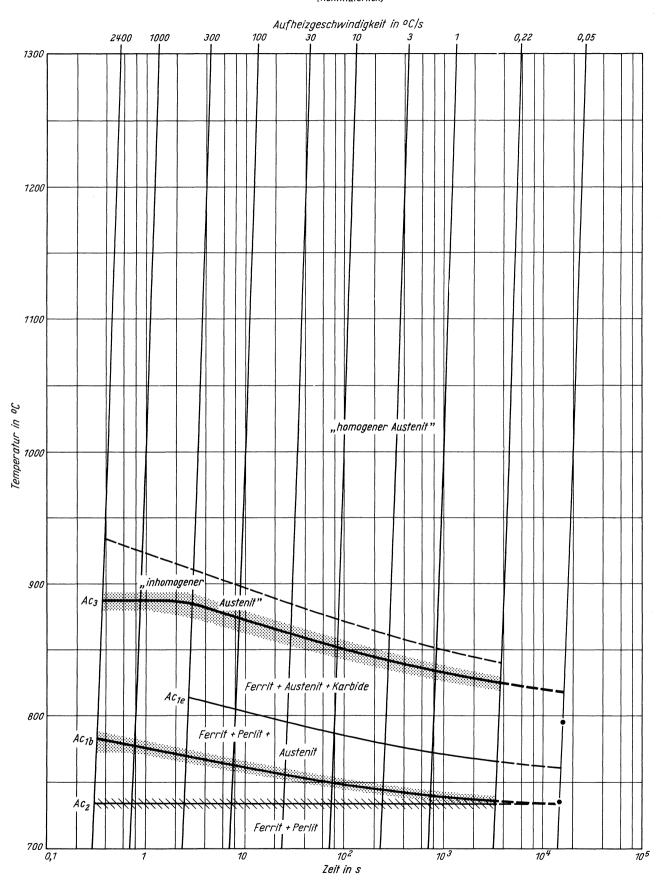
Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 31)
${f A}$ usgangsgefüge	2
Karbide	_
Austenitkorngrenzen	11



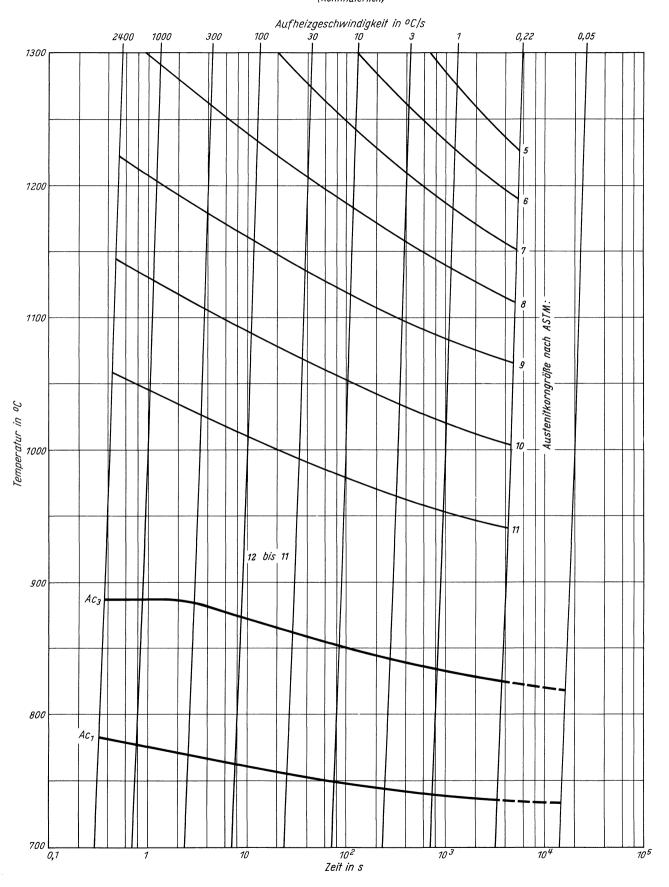
Querschliff

1000:

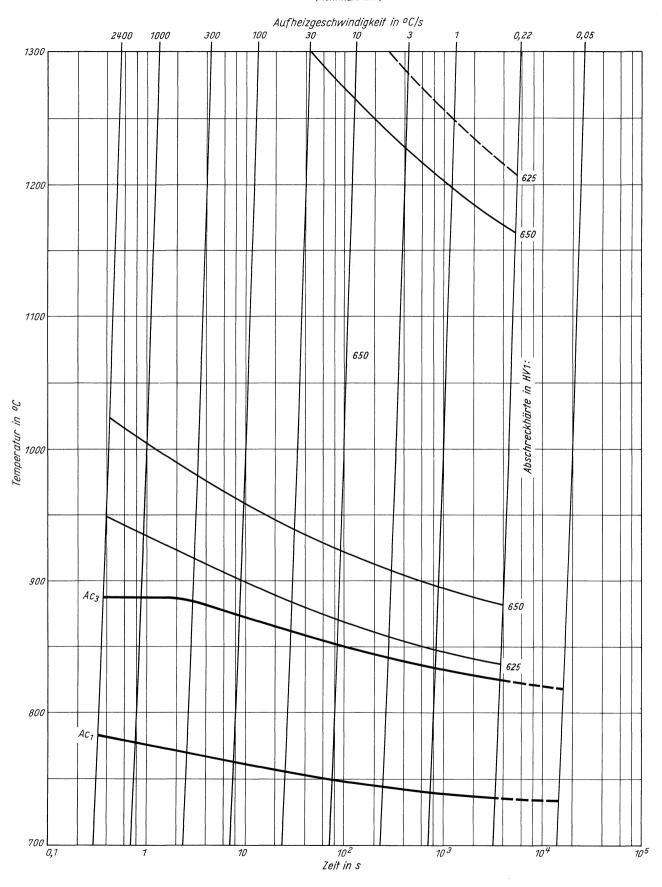
Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (kontinuierlich)



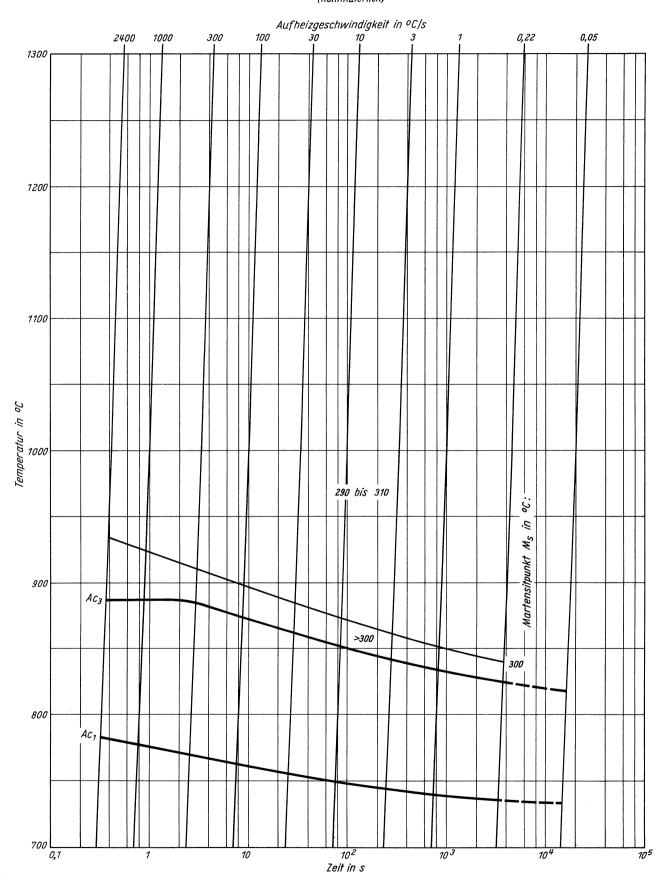
ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)



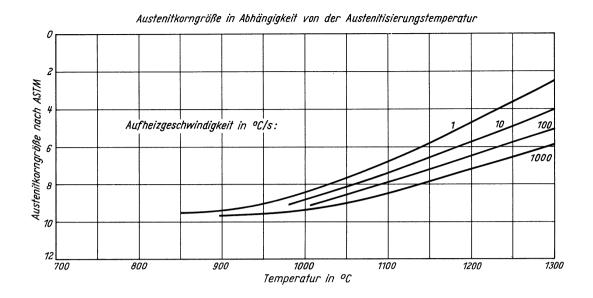
ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (kontinuierlich)

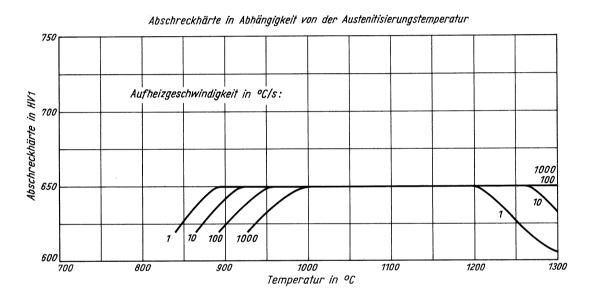


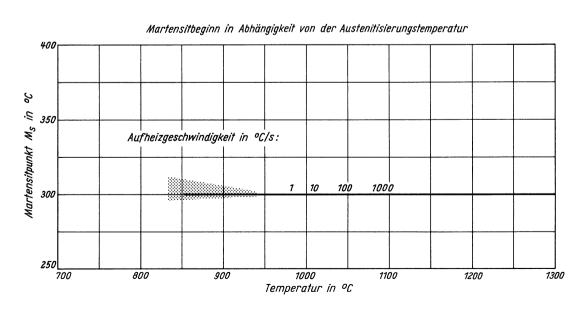
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)



## Stahl 37 MnSi 5







## Stahl 38 Cr 2

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.7003

Vergütungsstahl nach DIN 17200

### Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	s	Al	Cr	Cu	Мо	N	Ni	v
Sollwerte mindestens höchstens	0,34 0,41	0,15 0,40	0,50 0,80	0,035	0,035		0,40 0,60					
untersuchte Schmelze	0,39	0,31	0,87	0,024	0,025	0,037	0,46	0,25	0,01	0,0112	0,01	0,01

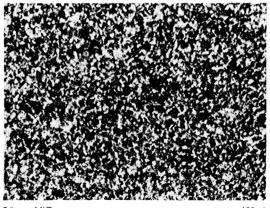
#### Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze	bas. Siemens-Martin-Ofen	gewalzt auf 27 mm Dmr.

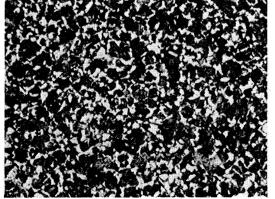
### Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17200

Normalglühen	Weichglühen	Härten in Wasser	Härten in Öl	Anlassen auf
850–880°C	650–700°C	$830860^{\circ}\mathrm{C}$	840–870°C	550–660°C

### Gefügebilder des Ausgangszustandes

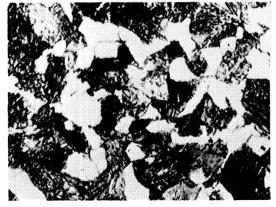






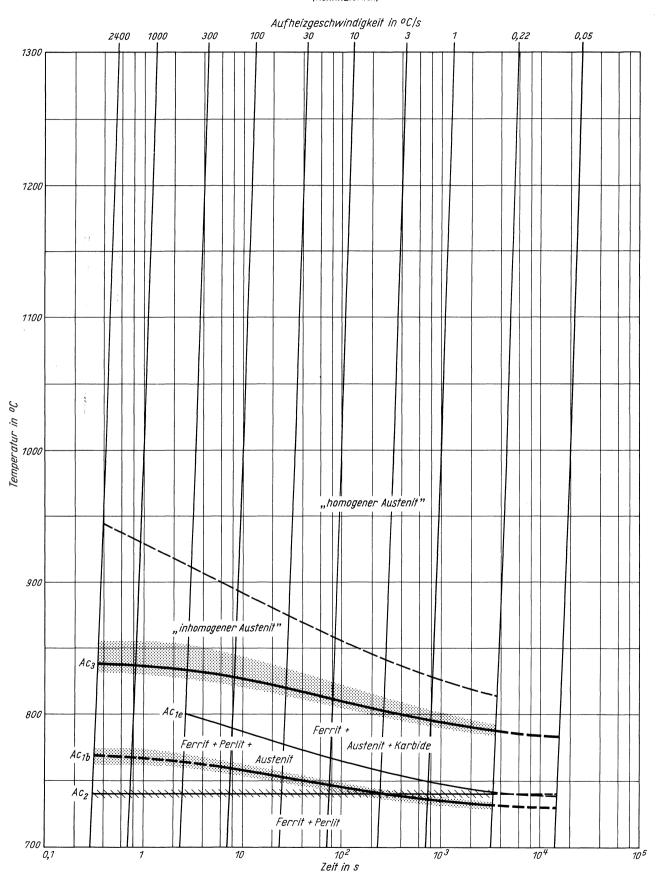
Querschliff 200:1

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 31)
${f A}$ usgangsgefüge	1
Karbide	_
Austenitkorngrenzen	8

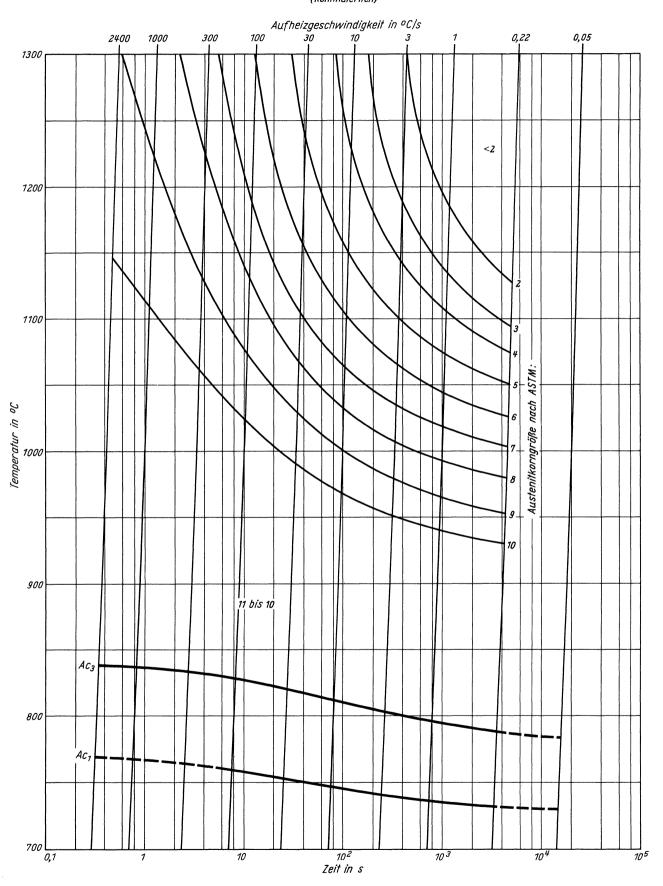


1000:1 Querschliff

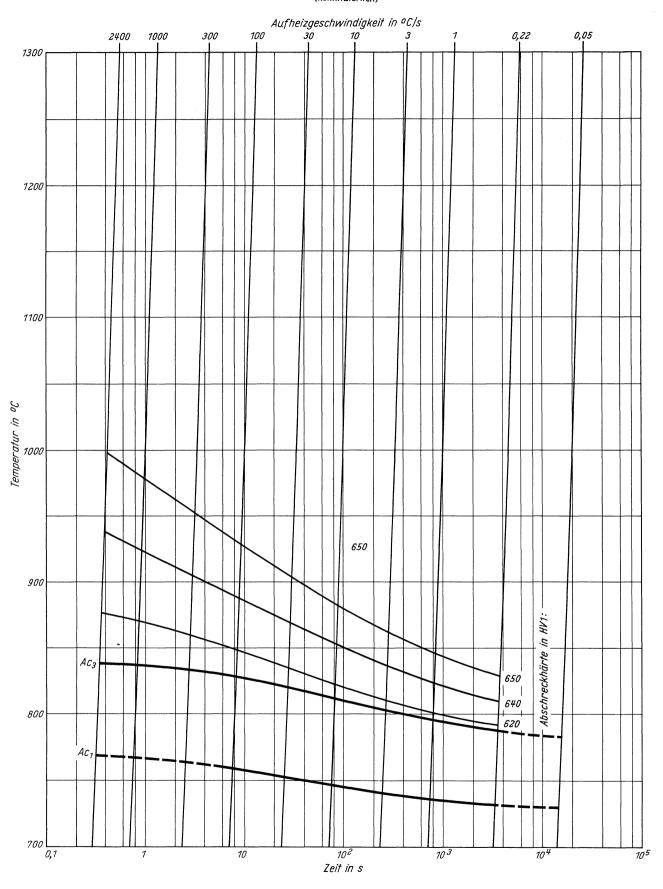
Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (kontinuierlich)



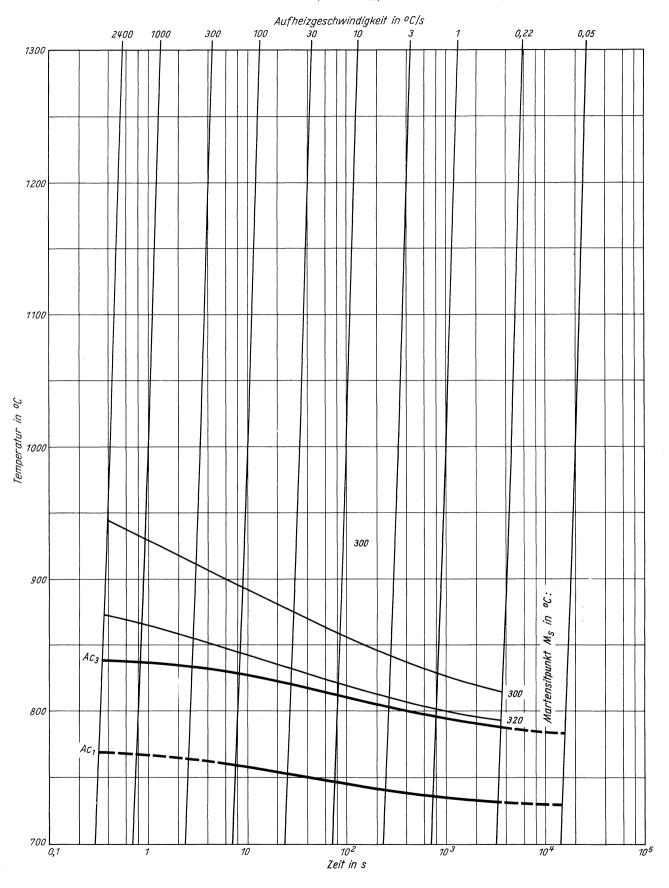
ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)



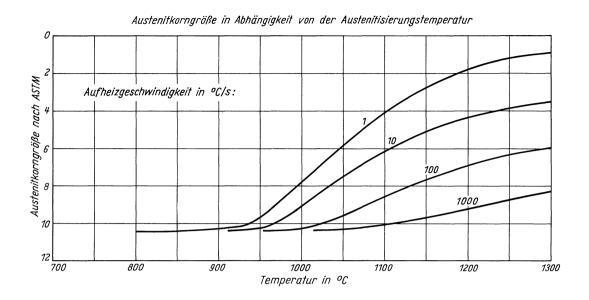
ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (kontinuierlich)

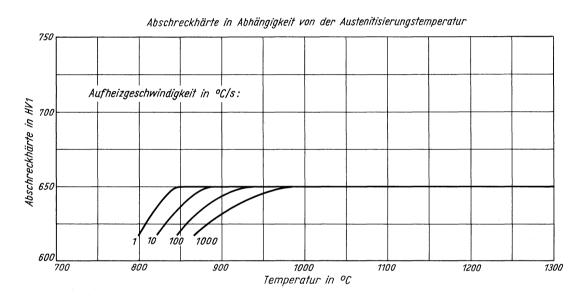


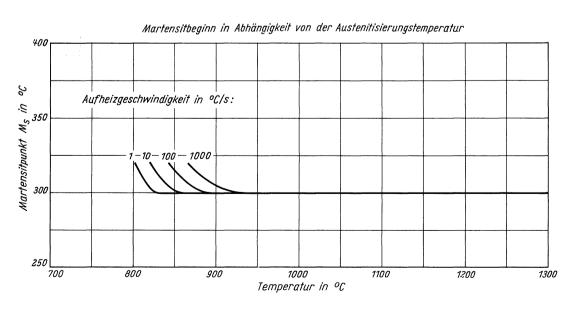
### ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)



### Stahl 38 Cr 2







## Stahl 34 Cr 4

### (Schmelze 1)

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.7033

Vergütungsstahl nach DIN 17200

### Chemische Zusammensetzung in %

	С	Si	Mn	P	s	Al	Cr	Cu	Мо	N	Ni	v
Sollwerte mindestens höchstens	0,30 0,37	0,15 0,40	0,60 0,90	0,035	0,035		0,90 1,20					
untersuchte Schmelze 1 untersuchte Schmelze 2	0,36 0,33	$0,29 \\ 0,36$	0,69 0,66	0,011	,	0,011 0,007	1,09 0,98	0,12 0,22	$\substack{0,07\\0,02}$	0,0145 0,0075	0,08 0,01	0,01 0,01

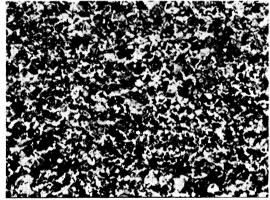
### Lieferzustand

-	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze 1	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 30 mm Dmr.
untersuchte Schmelze 2	bas. Siemens-Martin-Ofen	gewalzt auf 30 mm Dmr.

### Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17200

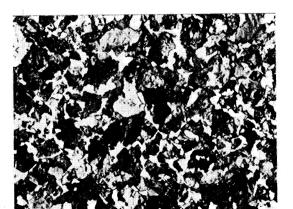
Normalglühen	Weichglühen	Härten in Wasser	Härten in Öl	Anlassen auf
850–890°C	680–720°C	$830 - 860^{\circ}\mathrm{C}$	840–870°C	540–680°C

### Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

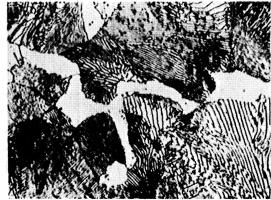
100:1



Querschliff 200:1

### Verwendete Ätzmittel

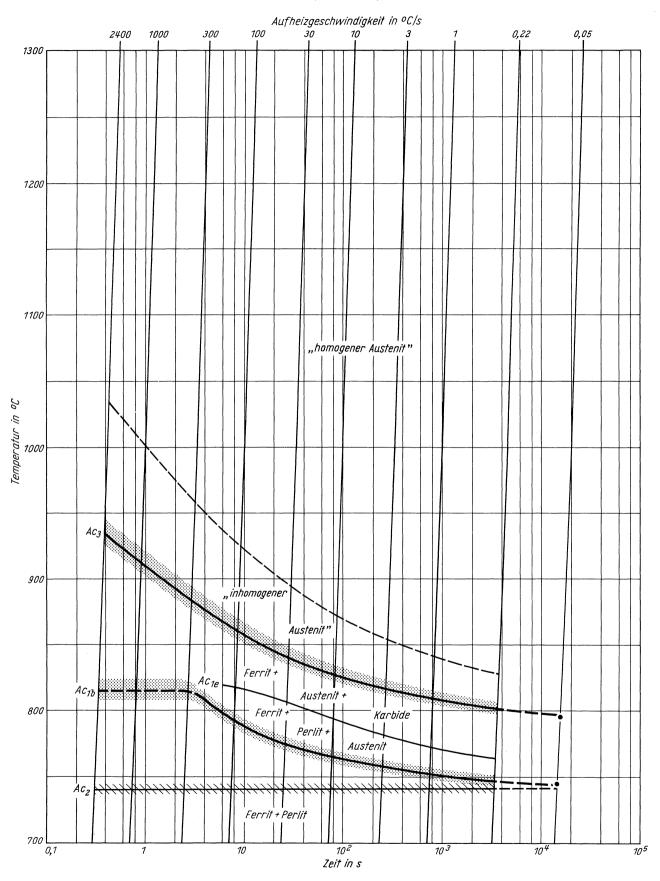
Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 31)
Ausgangsgefüge	2
Karbide	_
Austenitkorngrenzen	8



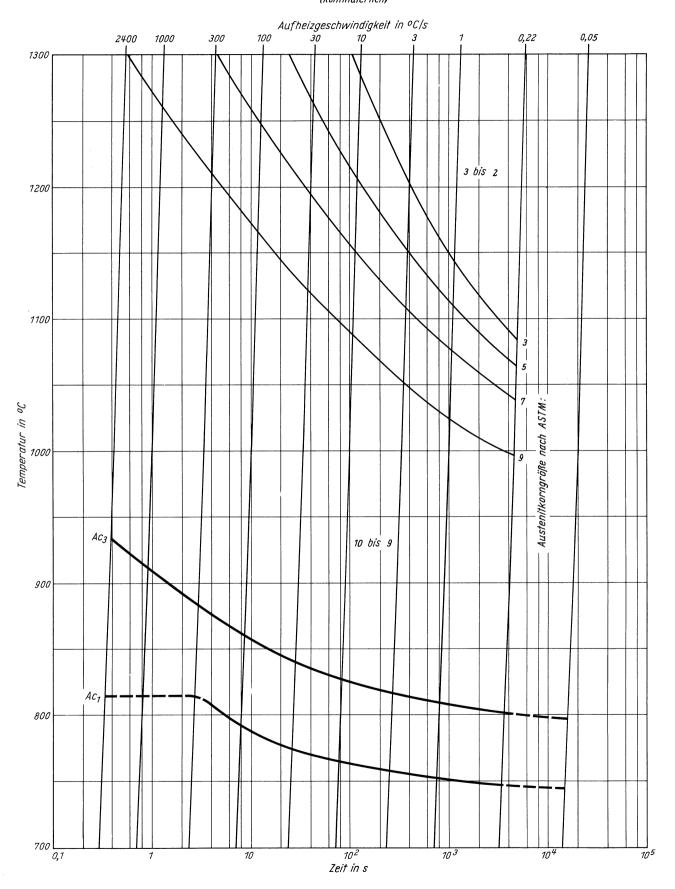
Querschliff

1000:1

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (kontinuierlich)

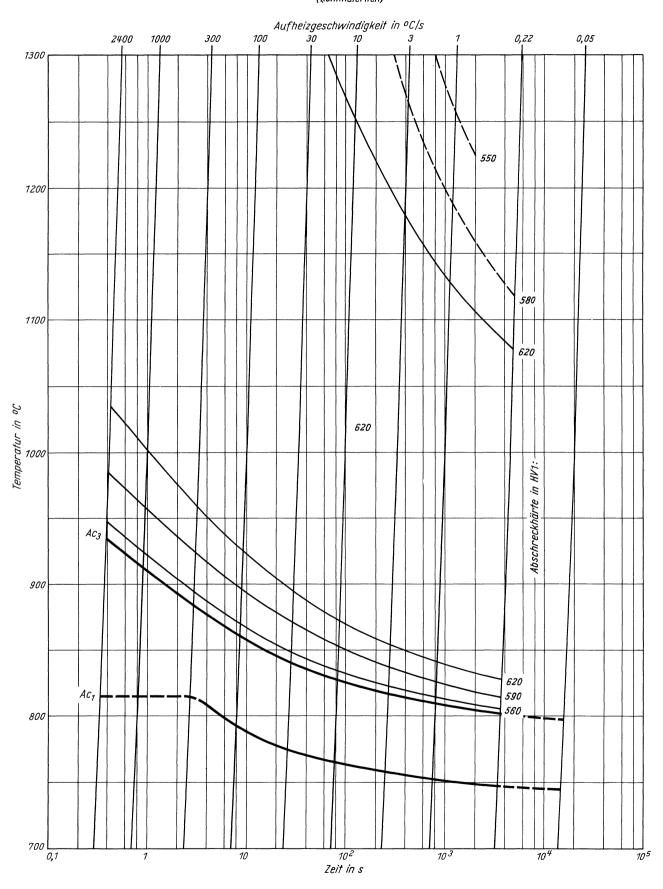


ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)



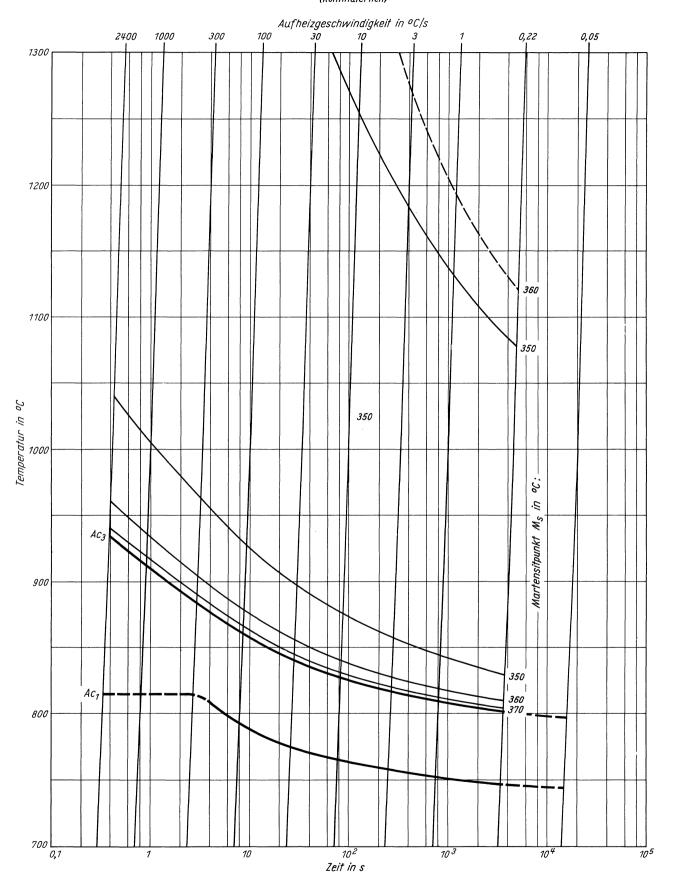
Stahl 34 Cr 4
(Schmelze 1)

ZTA – Abschreckhärte – Schaubild (kontinuierlich)

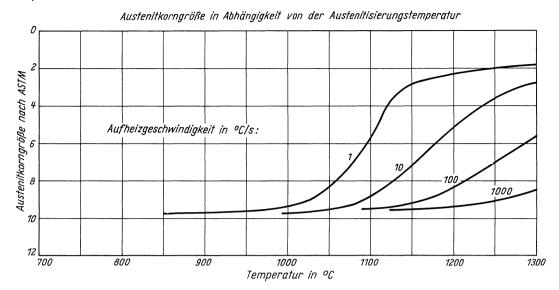


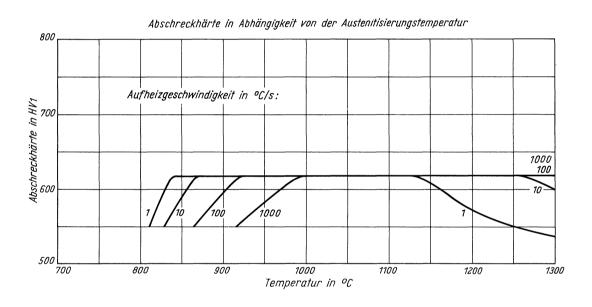
Stahl 34 Cr 4

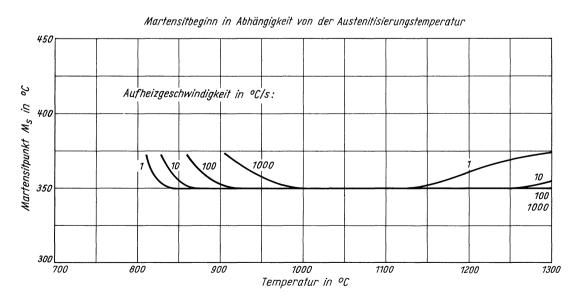
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)



Stahl 34 Cr 4







## Stahl 34 Cr 4

### (Schmelze 2)

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.7033

Vergütungsstahl nach DIN 17200

### Chemische Zusammensetzung in %

	С	Si	Mn	P	s	Al	Cr	Cu	Мо	N	Ni	v
Sollwerte mindestens höchstens	0,30 0,37	0,15 0,40	0,60 0,90	0,035	0,035		0,90 1,20					
untersuchte Schmelze 1 untersuchte Schmelze 2	0,36 0,33	0,29 0,36	0,69 0,66	0,011 0,030	1 1	0,011 0,007	1,09 0,98	$\begin{array}{c} 0,12\\0,22\end{array}$	$\substack{0,07\\0,02}$	0,0145 0,0075	0,08 0,01	0,01 0,01

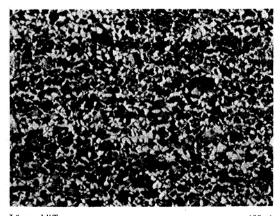
### Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze 1	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 30 mm Dmr.
untersuchte Schmelze $2$	bas. Siemens-Martin-Ofen	gewalzt auf 30 mm Dmr.

### Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17200

Normalglühen	Weichglühen	Härten in Wasser	Härten in Öl	Anlassen auf
850–890°C	680–720°C	830–860°C	840-870°C	540–680°C

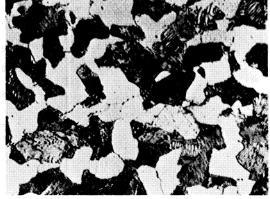
## ${\it Gef\"{u}gebilder\ des\ Ausgangszustandes}$





Querschliff 200:1

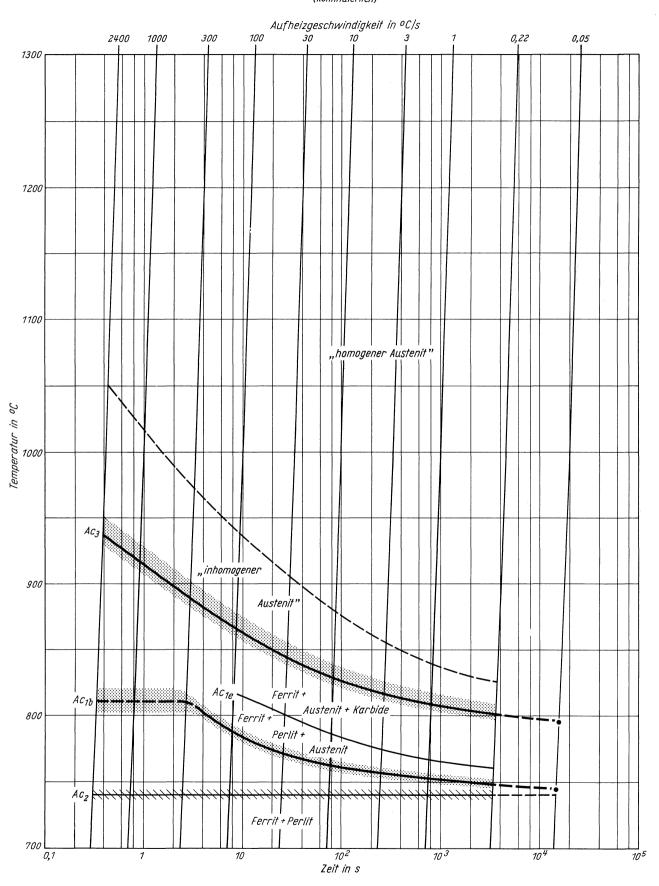
Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 31)
Ausgangsgefüge	2
Karbide	
Austenitkorngrenzen	8



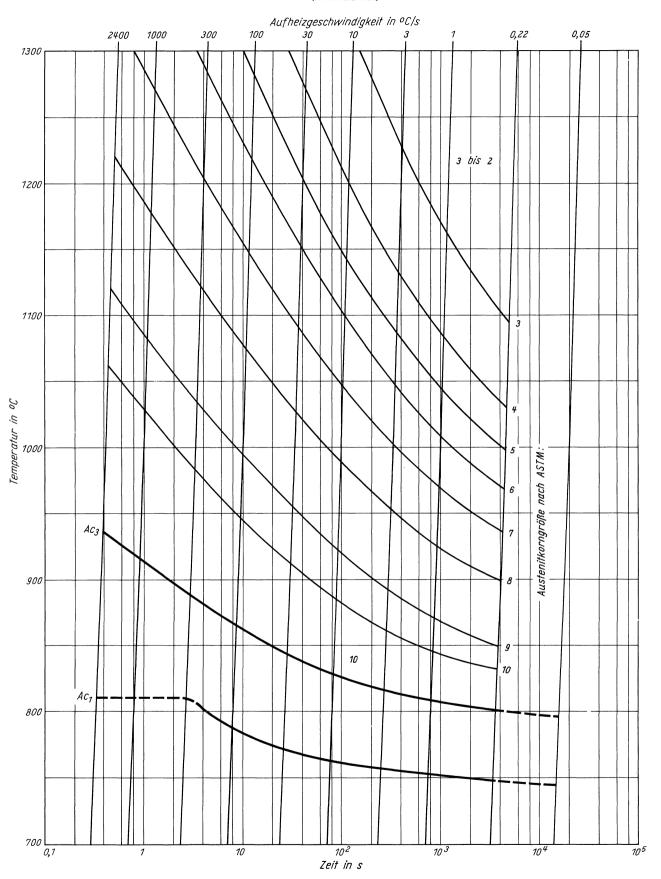
Querschliff 1000:1

Stahl 34 Cr 4

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (kontinuierlich)

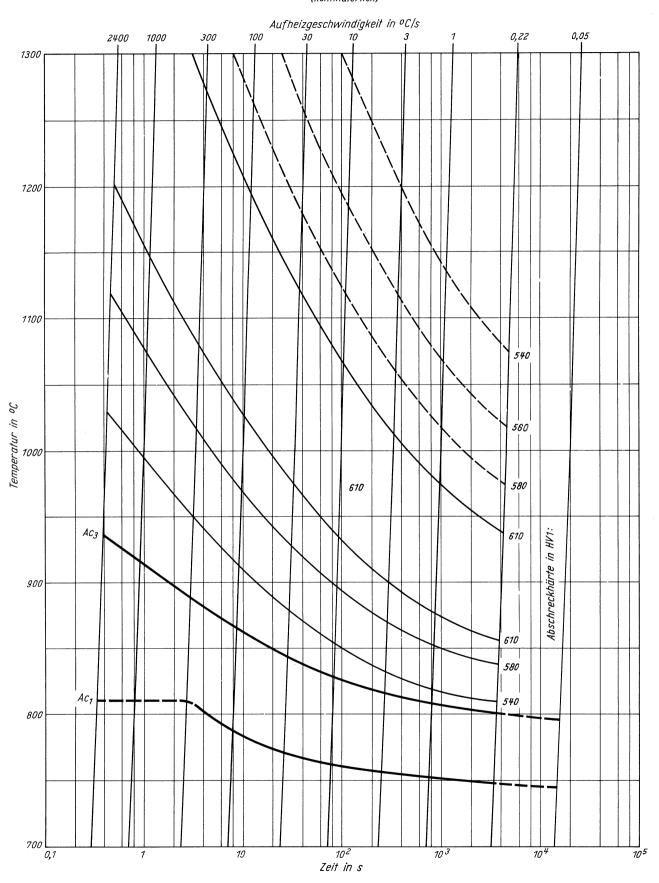


ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)

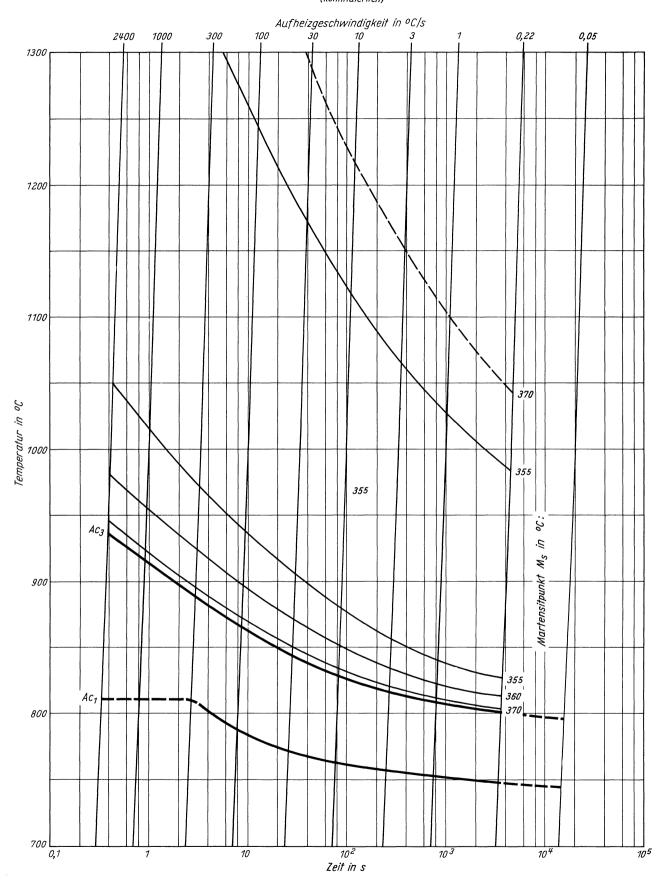


Stahl 34 Cr 4 (Schmelze 2)

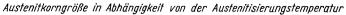
ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (kontinuierlich)

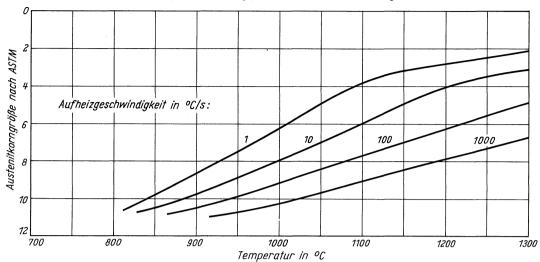


ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)

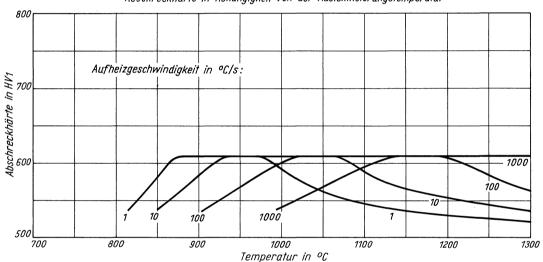


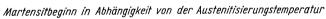
Stahl 34 Cr 4

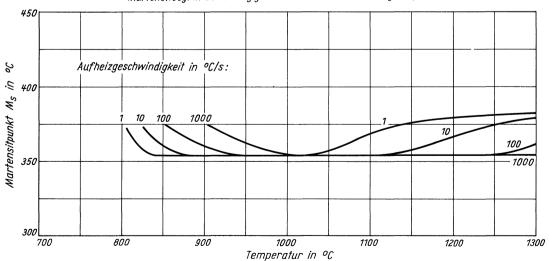




### Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur







## Stahl 34 CrMo 4

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.7220

Vergütungsstahl nach DIN 17200

### Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Мо	N	Ni	V
Sollwerte mindestens höchstens	0,30 0,37	0,15 0,40	0,50 0,80	0,035	0,035		0,90 1,20		0,15 0,30			
untersuchte Schmelze	0,34	0,34	0,65	0,017	0,016	0,008	1,07	0,18	0,17	0,0072	0,18	0,01

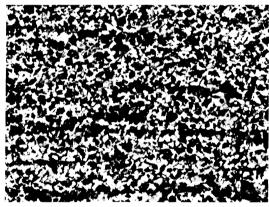
### Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze	bas. Siemens-Martin-Ofen	gewalzt auf 30 mm Dmr.

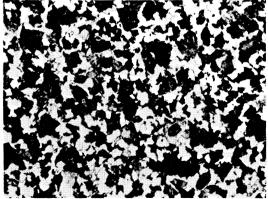
### Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17200

Normalglühen	Weichglühen	Härten in Wasser	Härten in Öl	Anlassen auf
850–890°C	680–720°C	830–860°C	840–870°C	540–680°C

### Gefügebilder des Ausgangszustandes

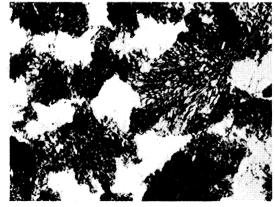






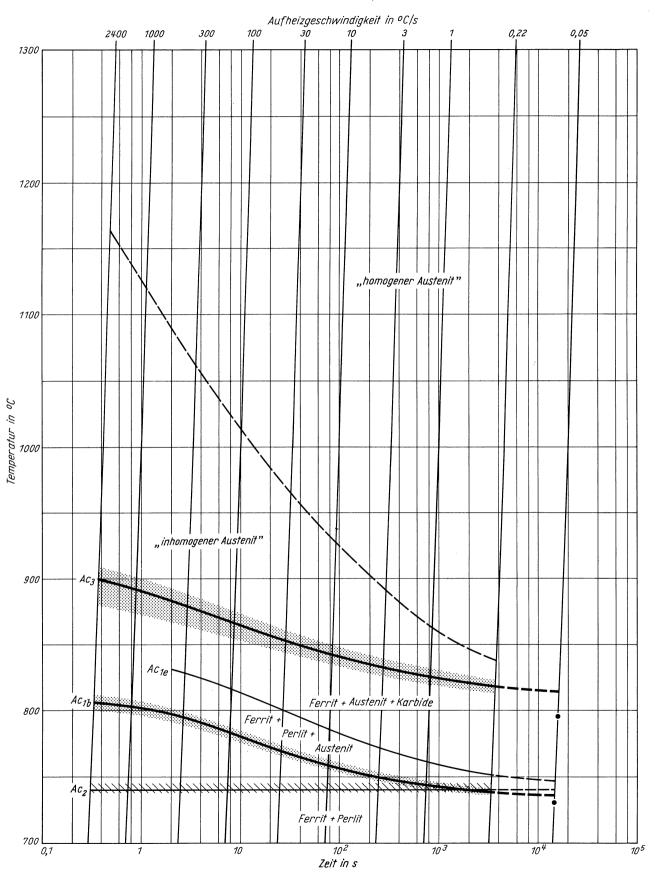
uerschliff 200:1

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 31)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	_
Austenitkorngrenzen	8

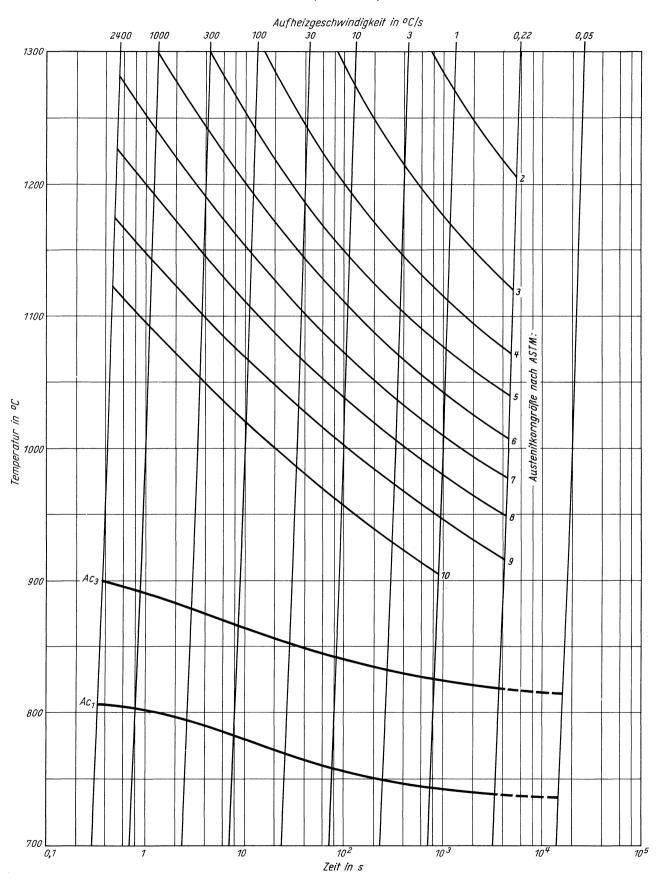


Querschliff 1000:1

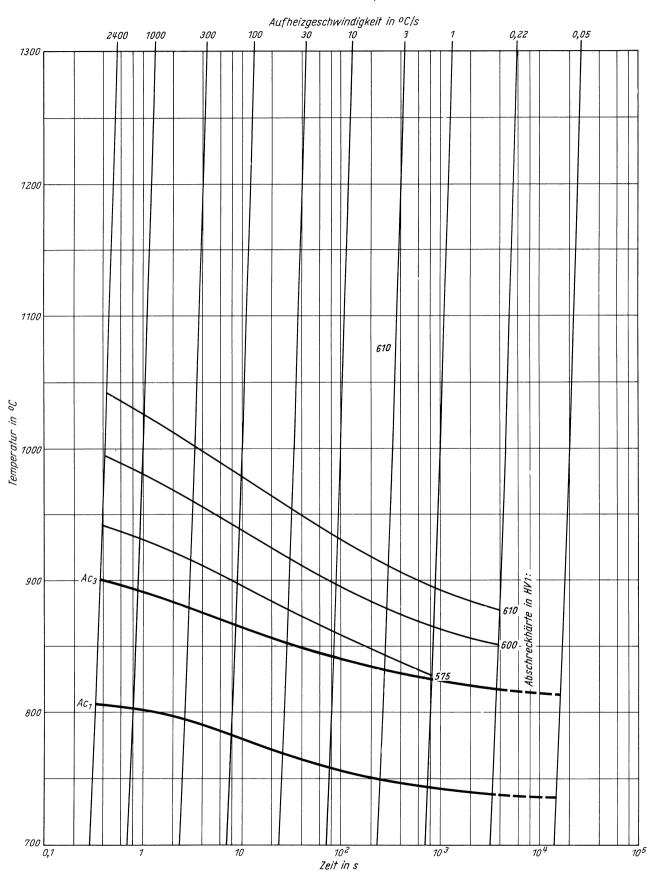
Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (kontinuierlich)



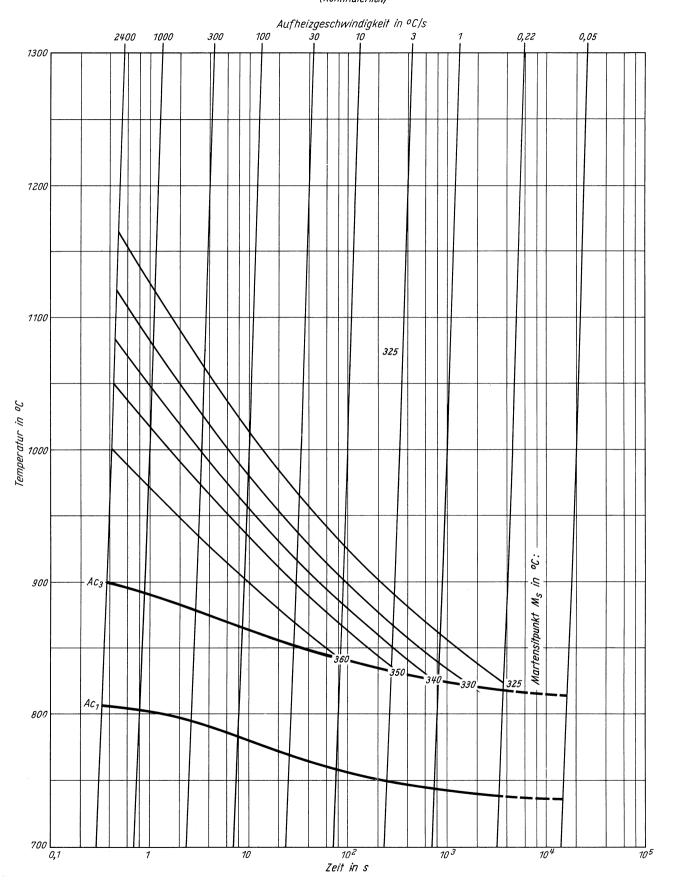
ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)



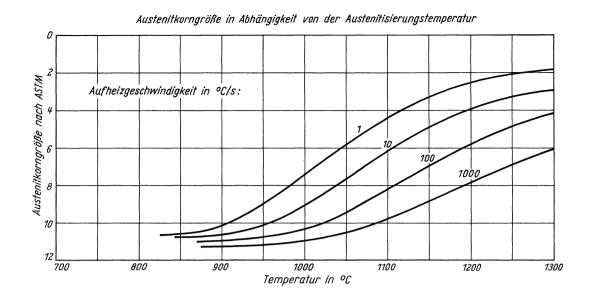
ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (Kontinuierlich)

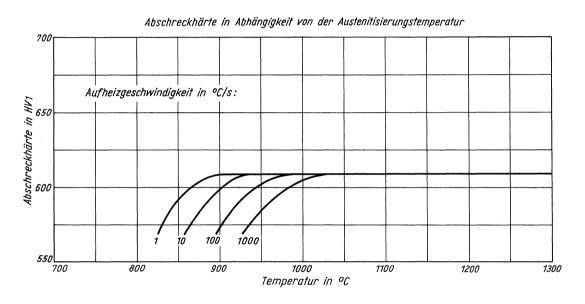


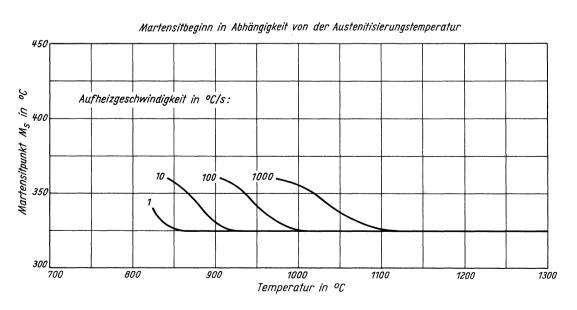
#### ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (Kontinuierlich)



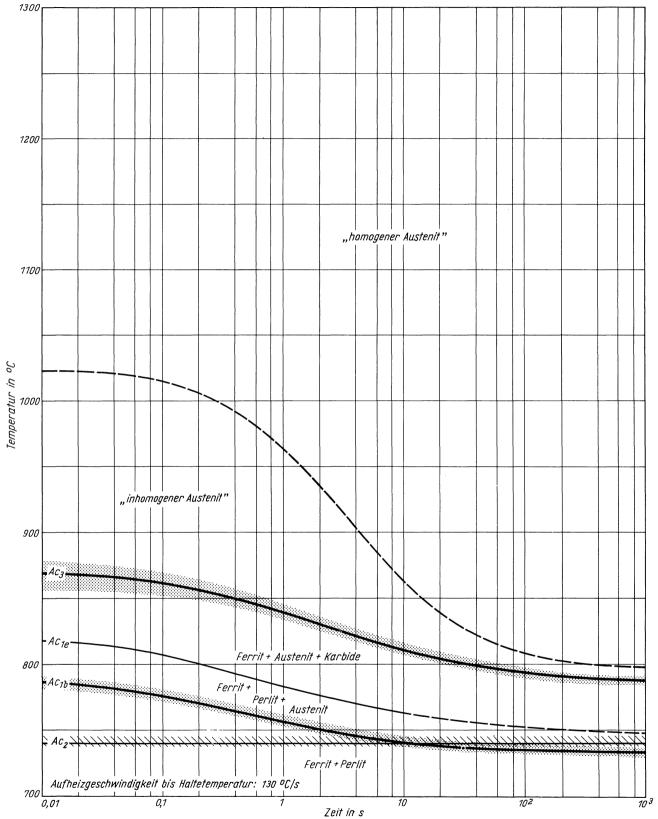
## Stahl 34 CrMo 4

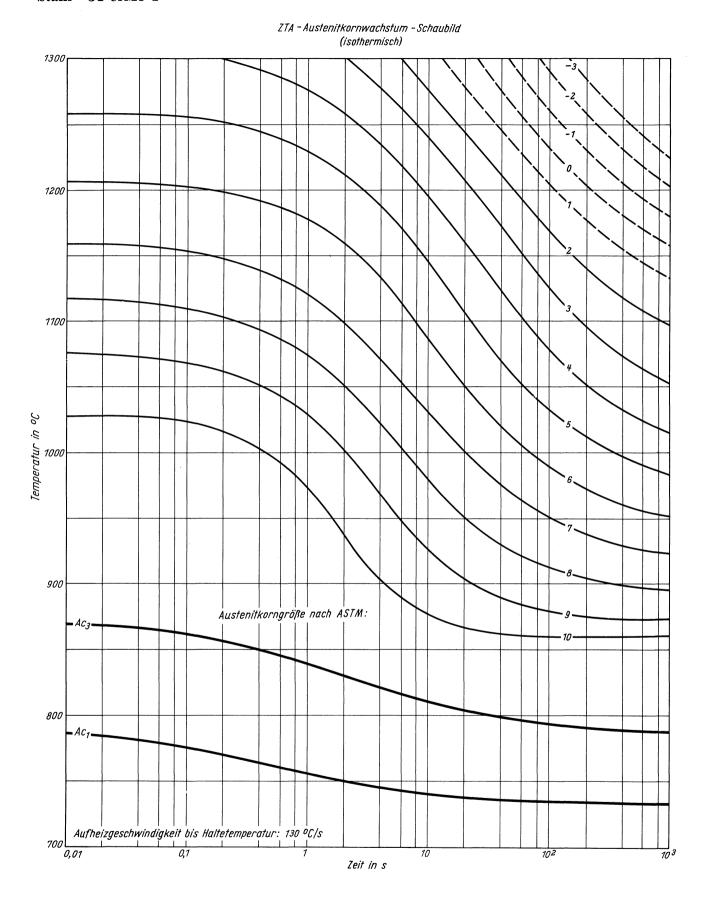


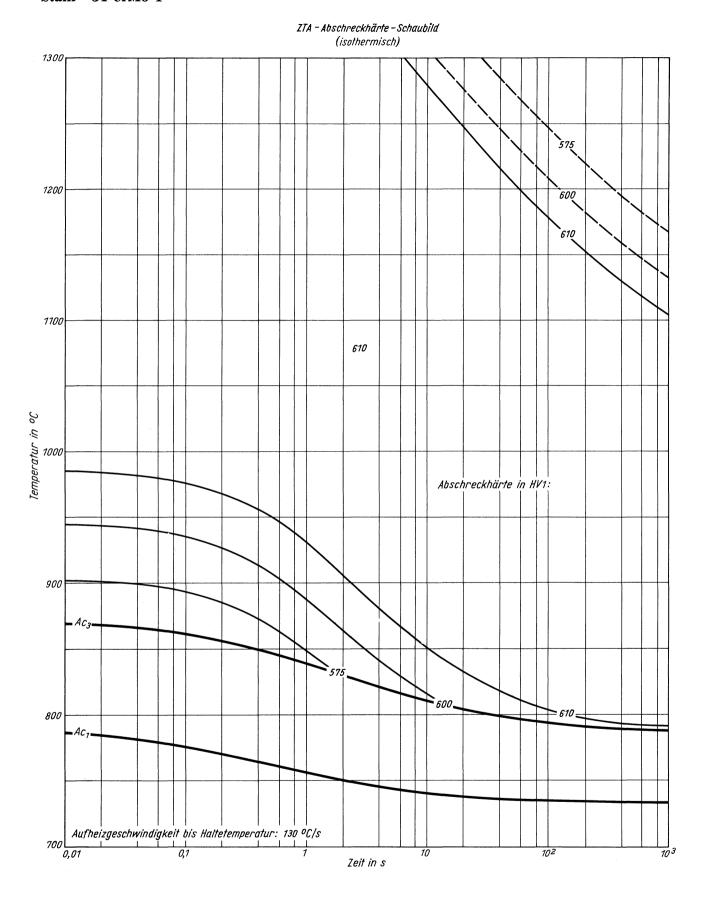


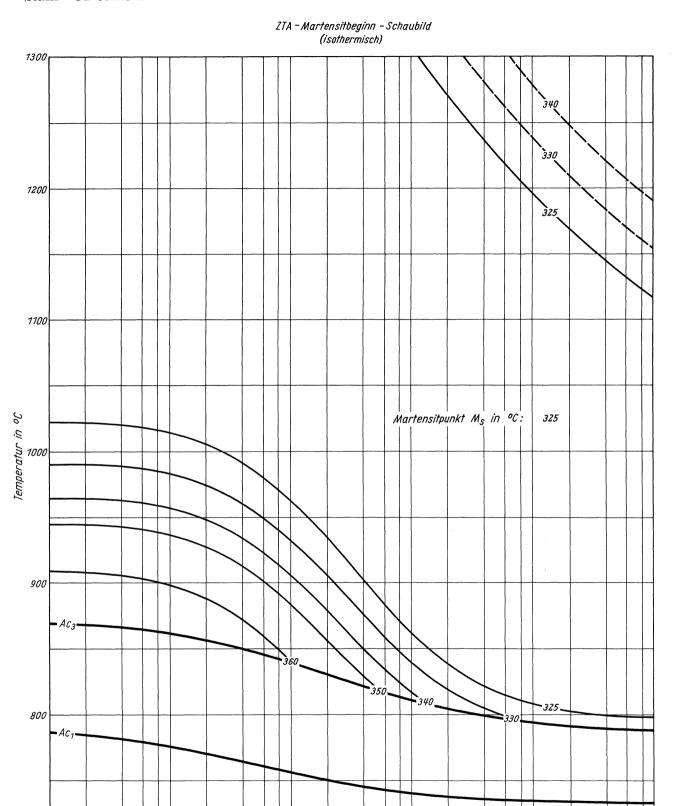


Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (isothermisch)









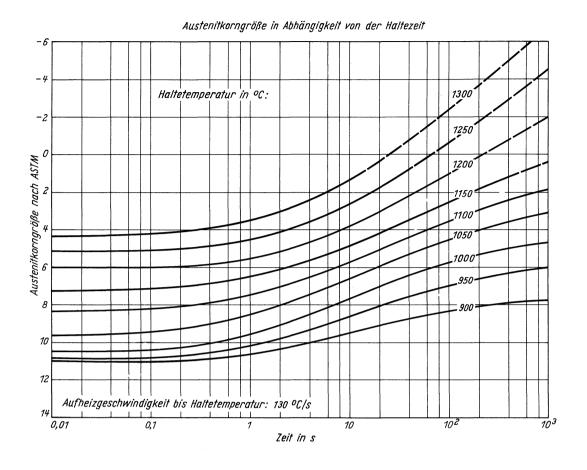
10

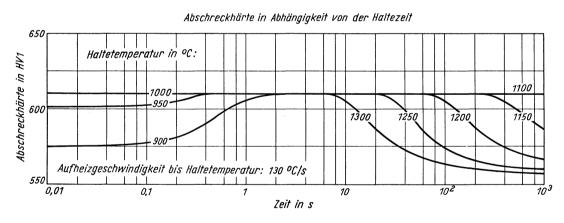
Zeit in s

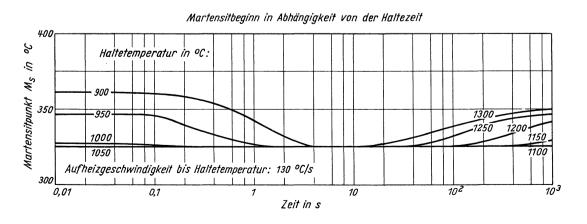
102

Aufheizgeschwindigkeit bis Halfetemperatur: 130 °C/s

## Stahl 34 CrMo 4







## Stahl 42 CrMo 4

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.7225

Vergütungsstahl nach DIN 17200

#### Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	s	Al	Cr	Cu	Мо	N	Ni
Sollwerte mindestens höchstens	0,38 0,45	0,15 0,40	0,50 0,80	0,035	0,035		0,90 1,20		0,15 0,30		
untersuchte Schmelze	0,37	0,30	0,64	0,010	0,011	0,003	1,06	0,03	0,21	0,0045	0,03

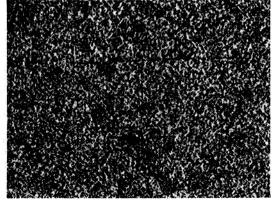
#### Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze	LD	gewalzt auf 15 mm Dmr.

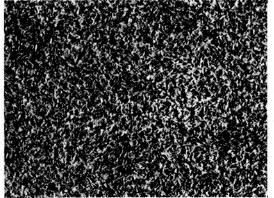
## Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17200

Normalglühen	Weichglühen	Härten in Wasser	Härten in Öl	Anlassen auf
840–880°C	680–720°C	820–850°C	830–860°C	540–680°C

# Gefügebilder des Ausgangszustandes



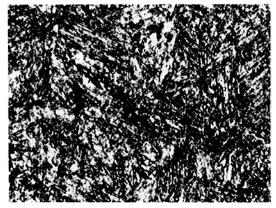
Längsschliff 100:1



Querschliff 200:1

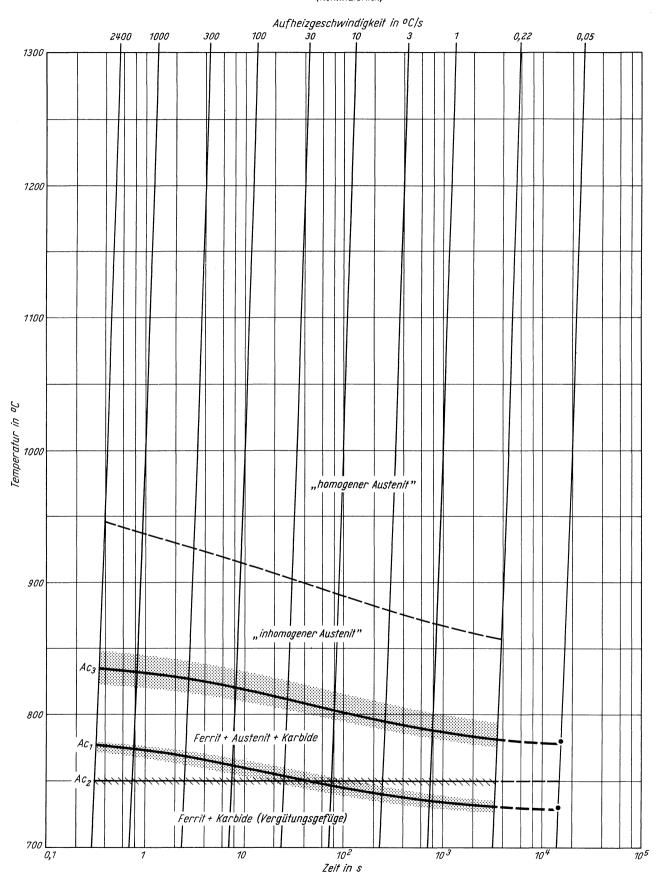
## Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 31)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	_
Austenitkorngrenzen	8

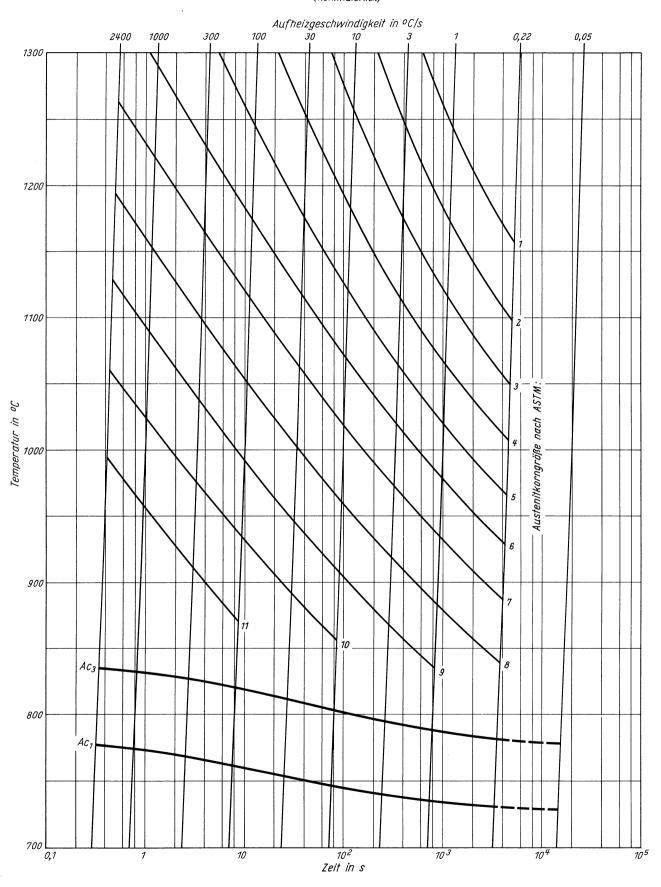


Querschliff 1000:1

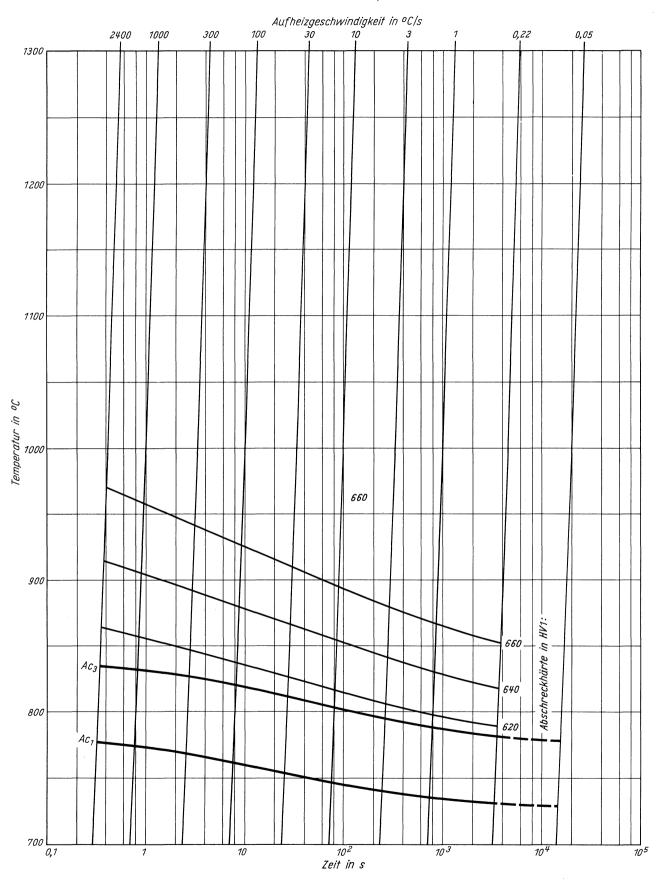
#### Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (kontinuierlich)



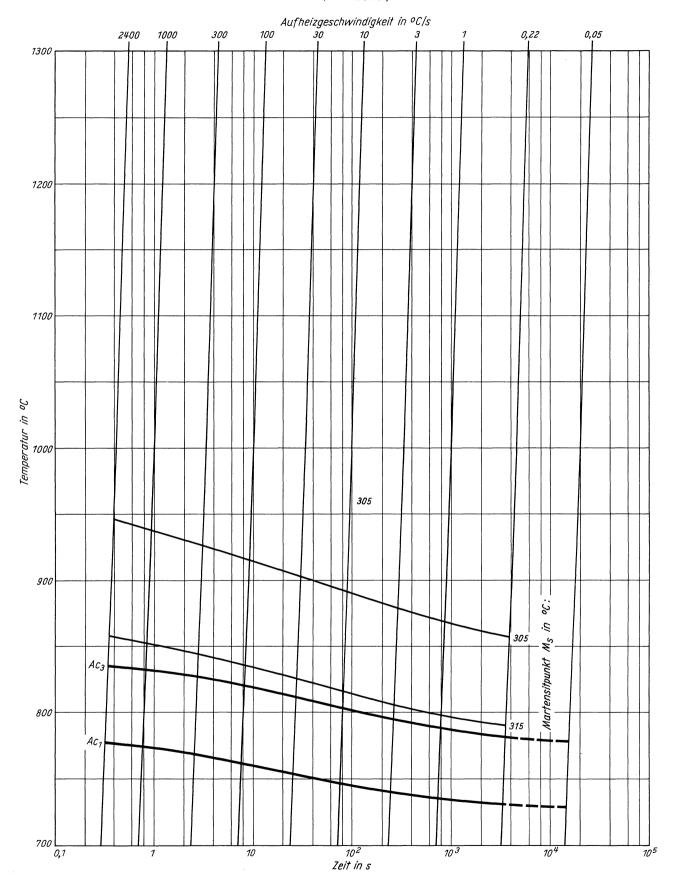
## ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)



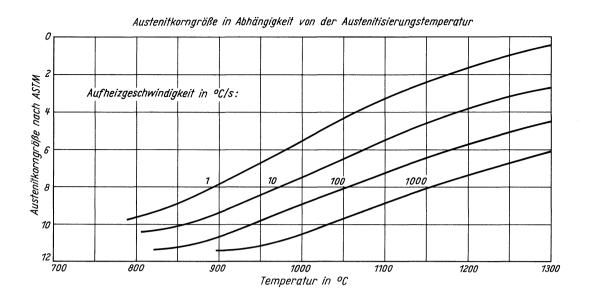
ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (kontinuierlich)

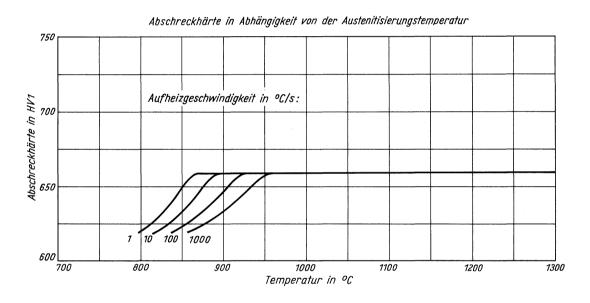


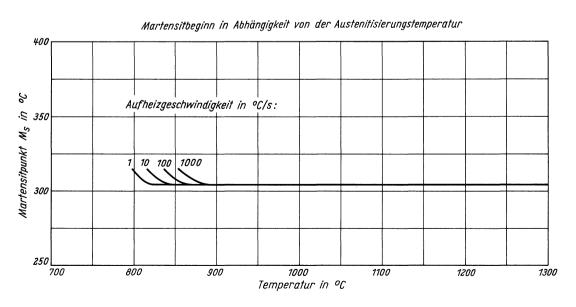
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)



#### Stahl 42 CrMo 4









## Stahl 50 CrMo 4

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.7228

Vergütungsstahl nach DIN 17200

#### Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	s	Al	Cr	Cu	Мо	N	Nb	Ni	v
Sollwerte mindestens höchstens	$0,\!46 \\ 0,\!54$	0,15 0,40	0,50 0,80	0,035	0,035		0,90 1,20		0,15 0,30				
untersuchte Schmelze	0,51	0,32	0,68	0,014	0,009	0,003	1,06	0,14	0,21	0,014	0,01	0,15	0,014

#### Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 15 mm Dmr.

## Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17200

Normalglühen	Weichglühen	Weichglühen Härten in Wasser		Anlassen auf	
840–880°C	680–720°C	820–850°C	830–860°C	540–680°C	

## Wärmebehandlung zur Erstellung der Ausgangszustände

Ausgangszustand	Ausgangsgefüge	Wärmebehandlung
1	Weichglühgefüge	$850^{\circ}\mathrm{C}$ 30 min/Ofen + 745 °C ± 20 °C 7 h (Pendelglühung)/720 °C 16 h/Ofen
2	Weichglühgefüge	$850^{\circ}\mathrm{C}$ 20 min/Wasser + $710^{\circ}\mathrm{C}$ 4 h/Ofen
3	Perlit	850°C 20 min/650°C 1500 s/Luft
4	Perlit	850°C 20 min/540°C 610 000 s/Luft
5	Zwischenstufengefüge	850°C 20 min/310°C 1500 s/Luft
6	Martensit	850°C 20 min/Öl
7	Vergütungsgefüge	850°C 20 min/Öl + 500°C 90 min/Luft
8	Vergütungsgefüge	$850^{\circ}\mathrm{C}$ $20~\mathrm{min}/\mathrm{\ddot{O}l} + 670^{\circ}\mathrm{C}$ $90~\mathrm{min/Luft}$

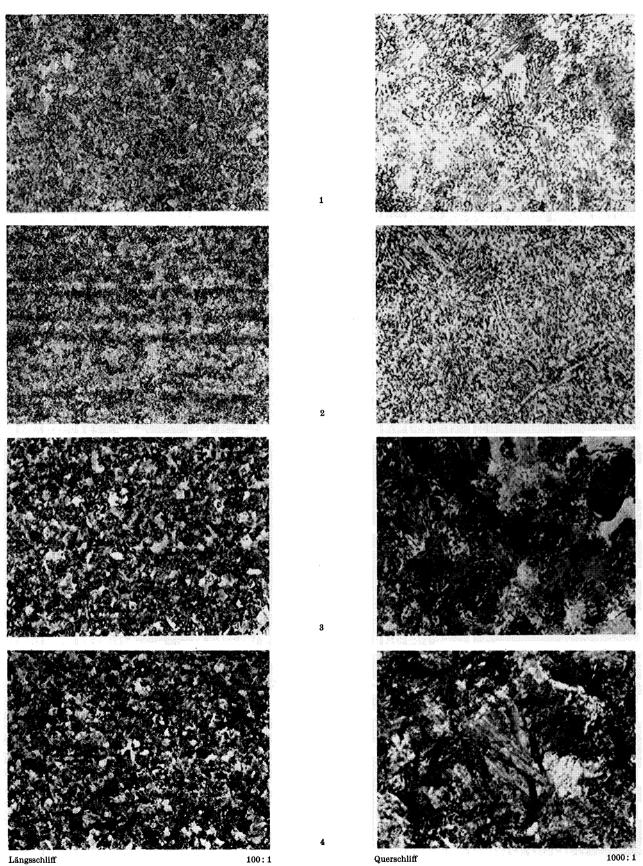
#### Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 31)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	5
Austenitkorngrenzen	8

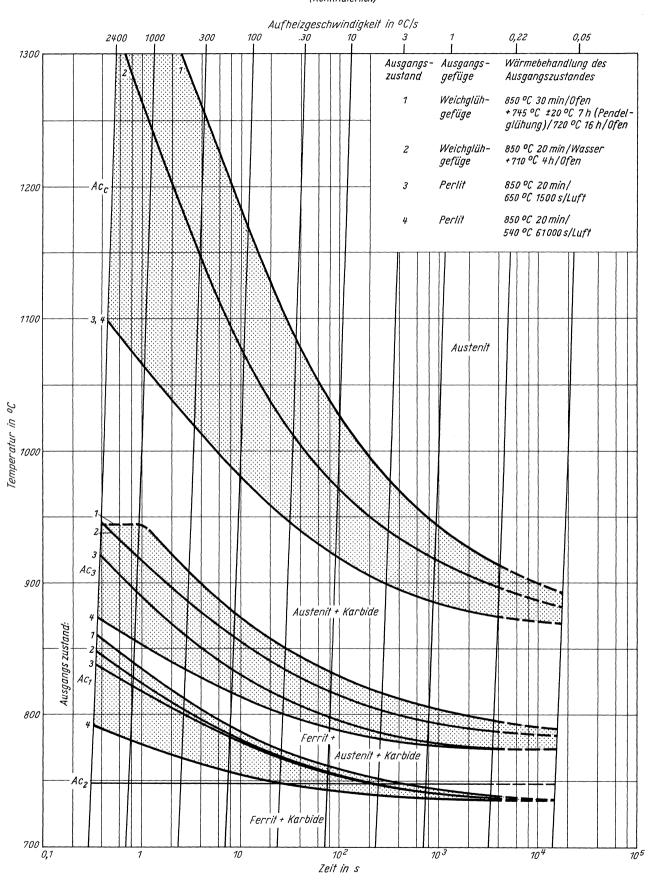
# Stahl 50 CrMo 4

# (Ausgangszustand 1, 2, 3, 4)

Gefügebilder der Ausgangszustände



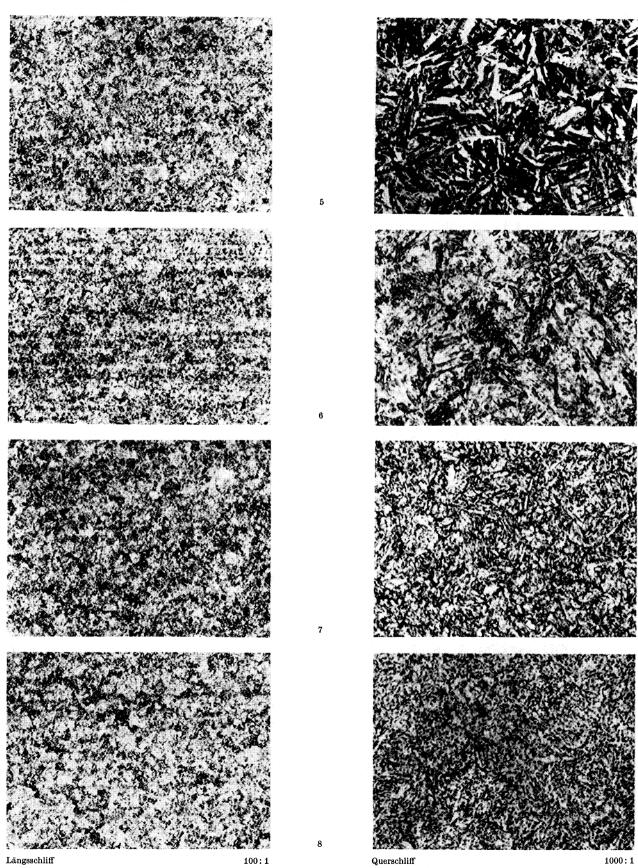
Zeit -Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (Kontinuierlich)



# Stahl 50 CrMo 4

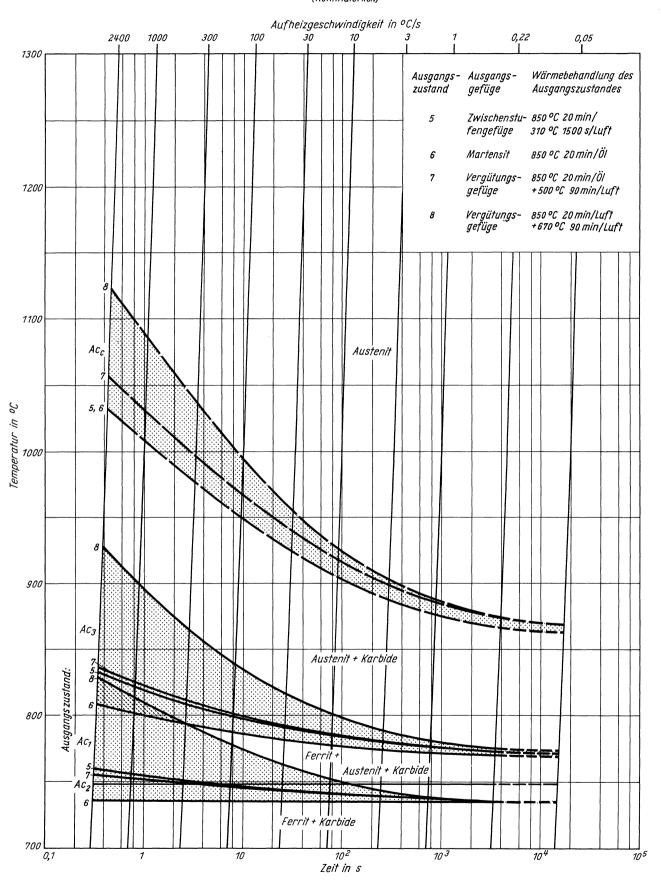
## (Ausgangszustand 5, 6, 7, 8)

Gefügebilder der Ausgangszustände

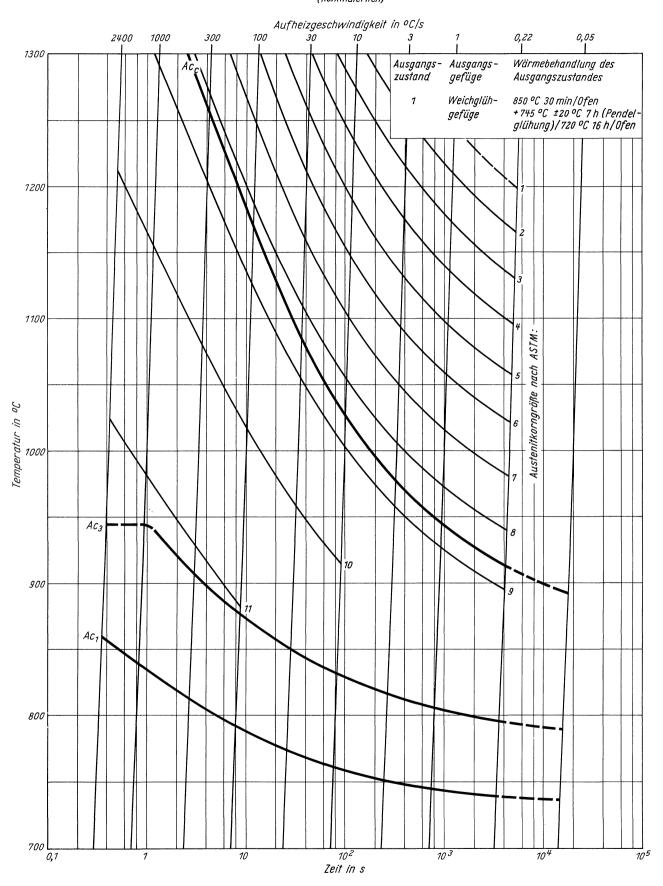


Stahl 50 CrMo 4 (Ausgangszustand 5, 6, 7, 8)

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (Kontinuierlich)

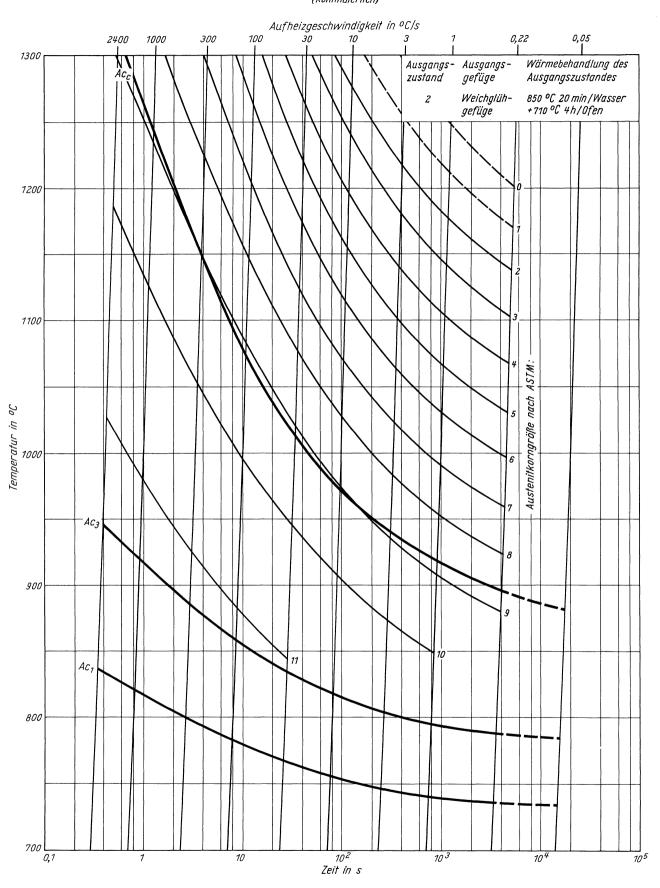


ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)

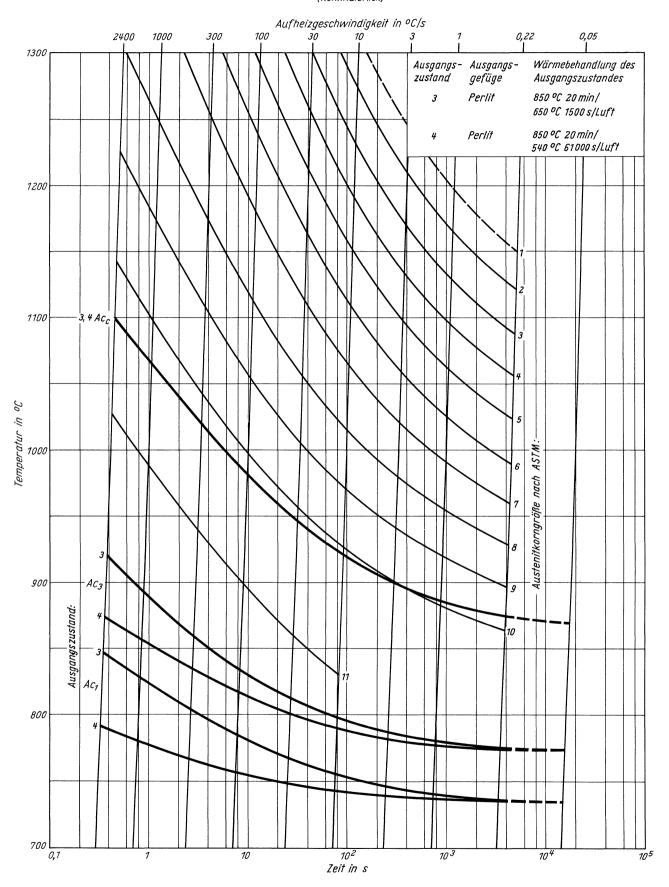


Stahl 50 CrMo 4 (Ausgangszustand 2)

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)

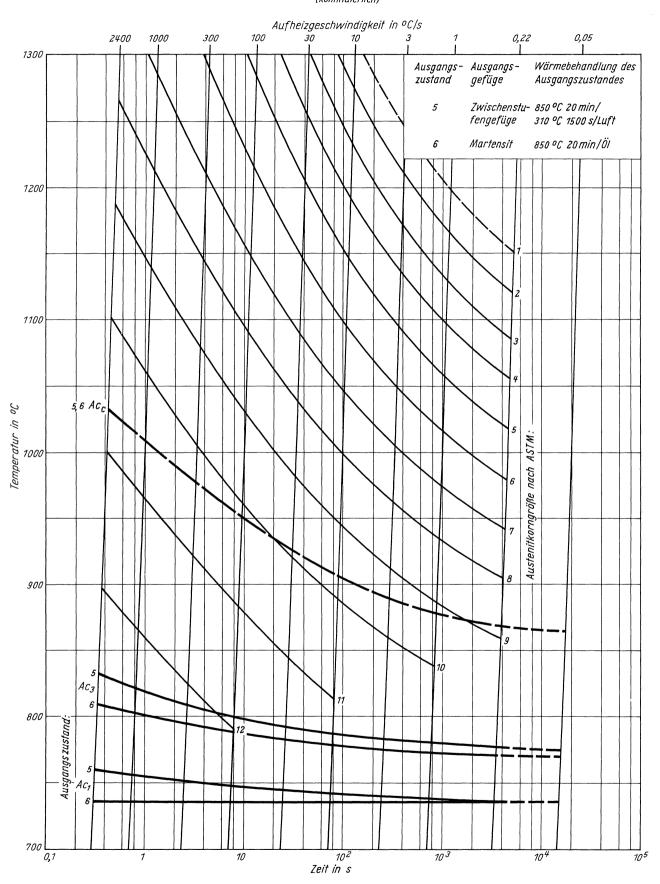


ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)

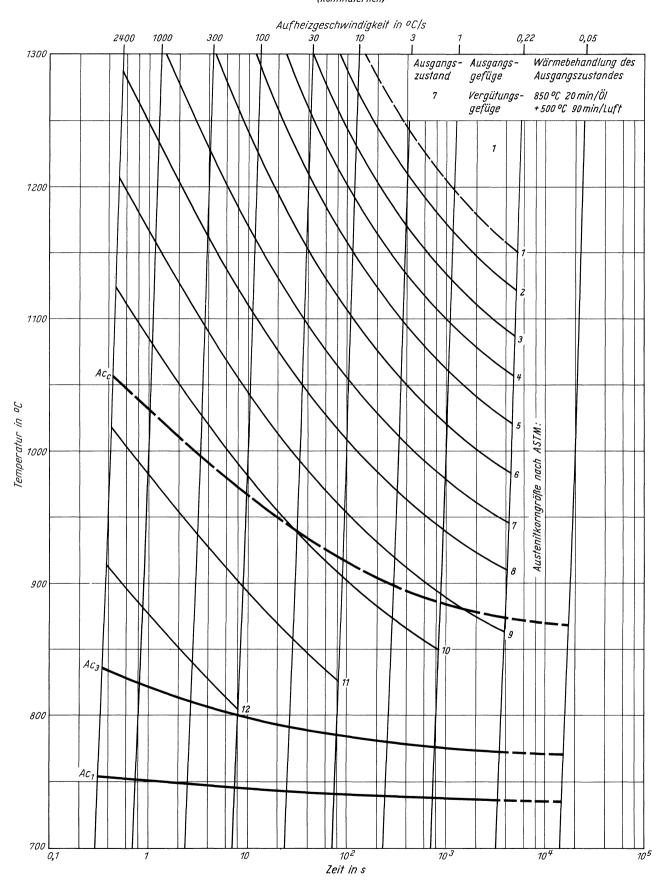


Stahl 50 CrMo 4 (Ausgangszustand 5, 6)

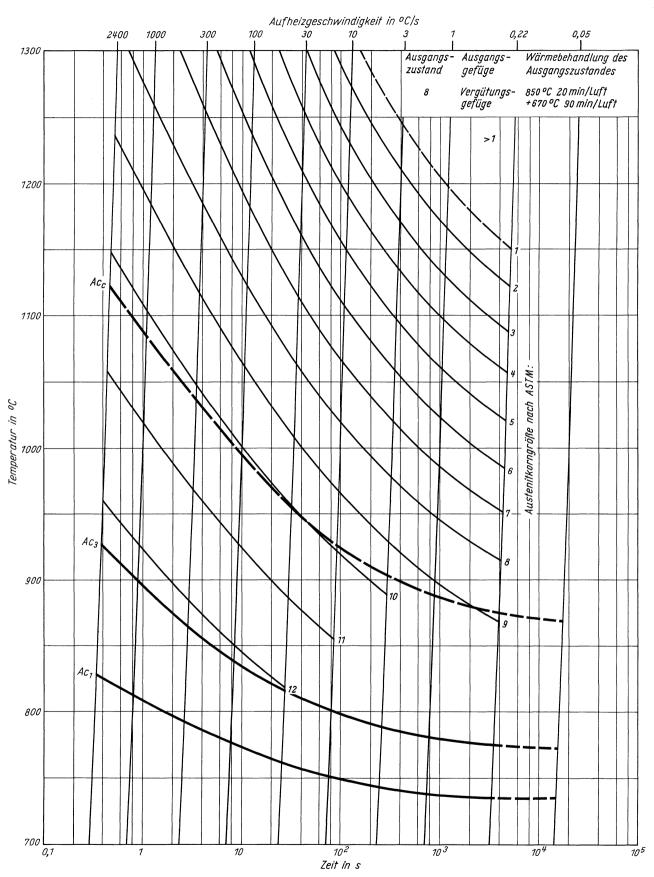
ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)



ZTA - Austenitkornwachstum, - Schaubild (kontinuierlich)



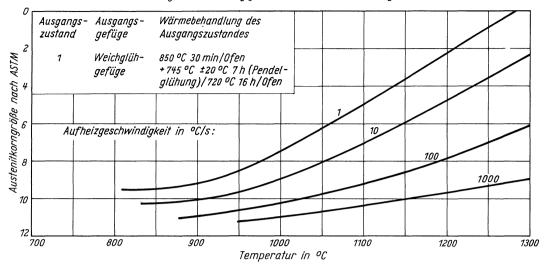
ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)



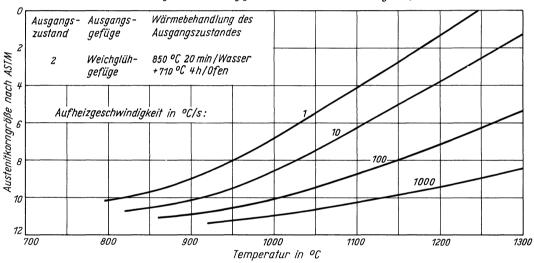
Stahl 50 CrMo 4

(Ausgangszustand 1, 2, 3, 4)

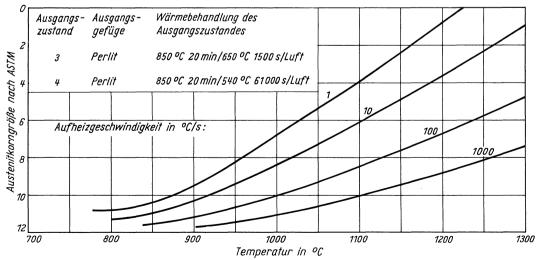
Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



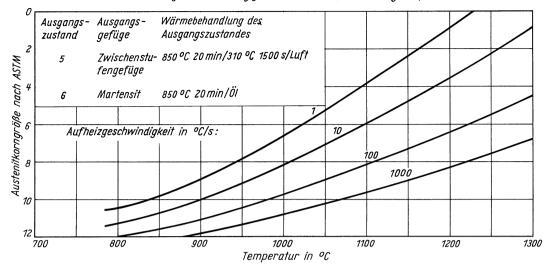
Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



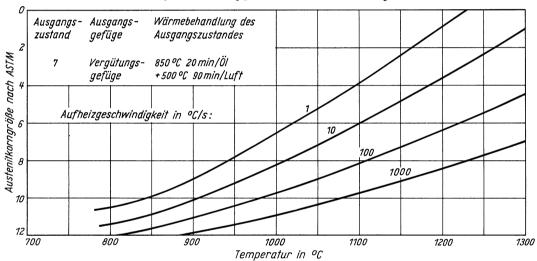
Stahl 50 CrMo 4

(Ausgangszustand 5, 6, 7, 8)

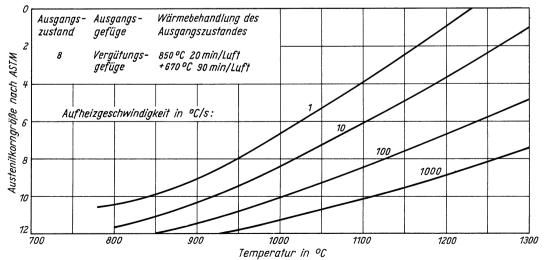
Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



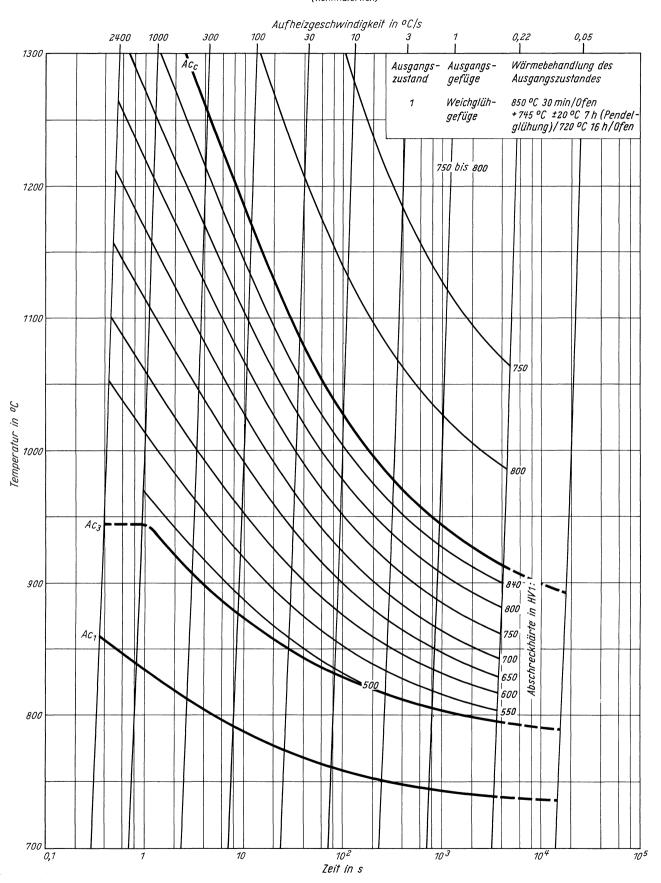
Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Stahl 50 CrMo 4

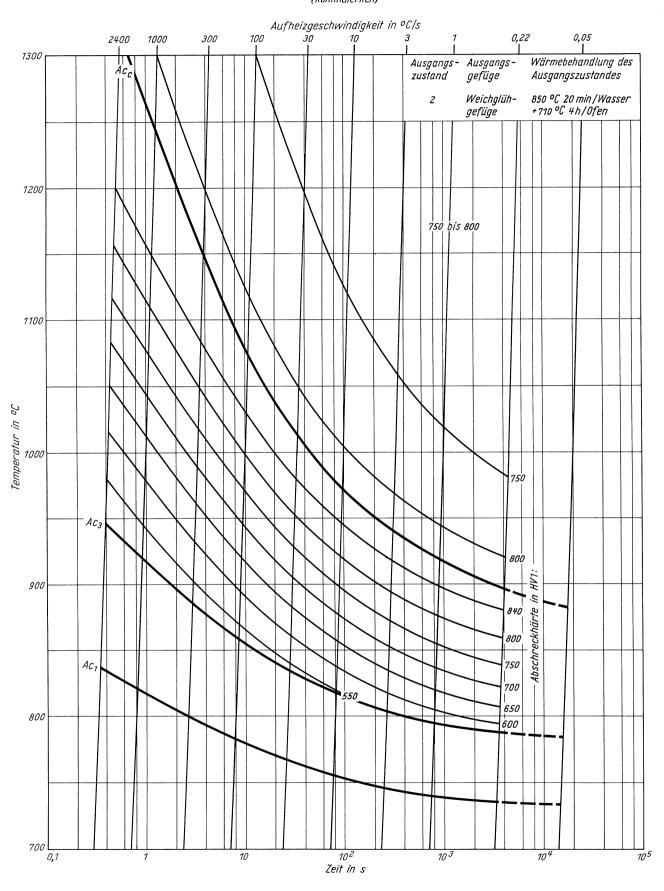
(Ausgangszustand 1)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (kontinuierlich)

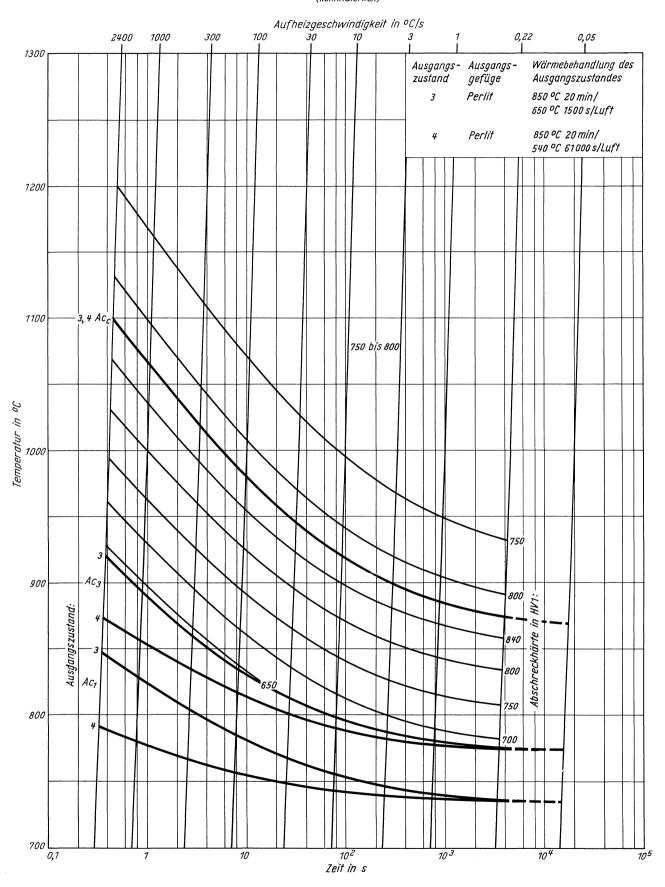


Stahl 50 CrMo 4 (Ausgangszustand 2)

#### ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (kontinuierlich)

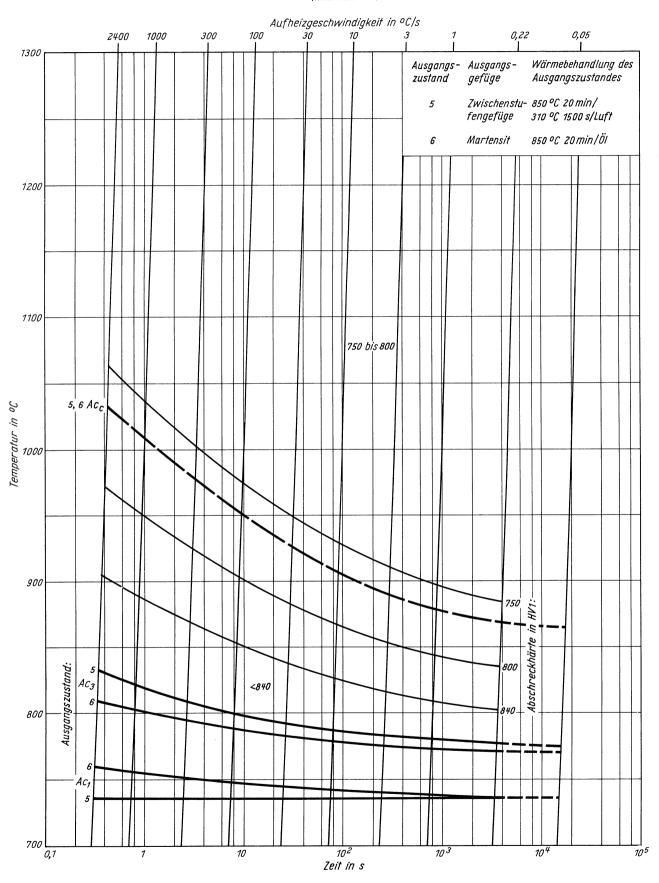


ZTA – Abschreckhärte – Schaubild (kontinuierlich)

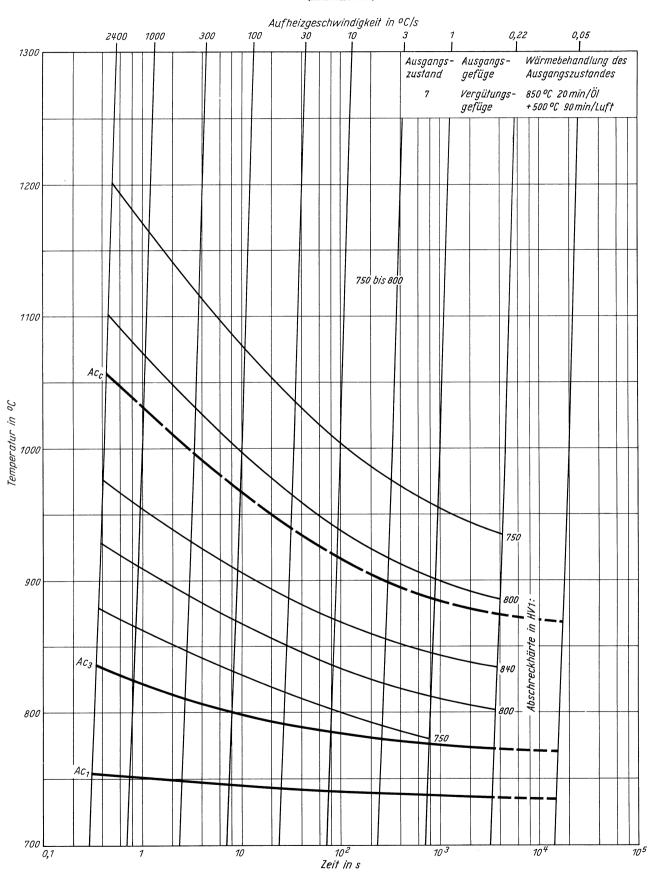


(Ausgangszustand 5, 6)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (kontinuierlich)

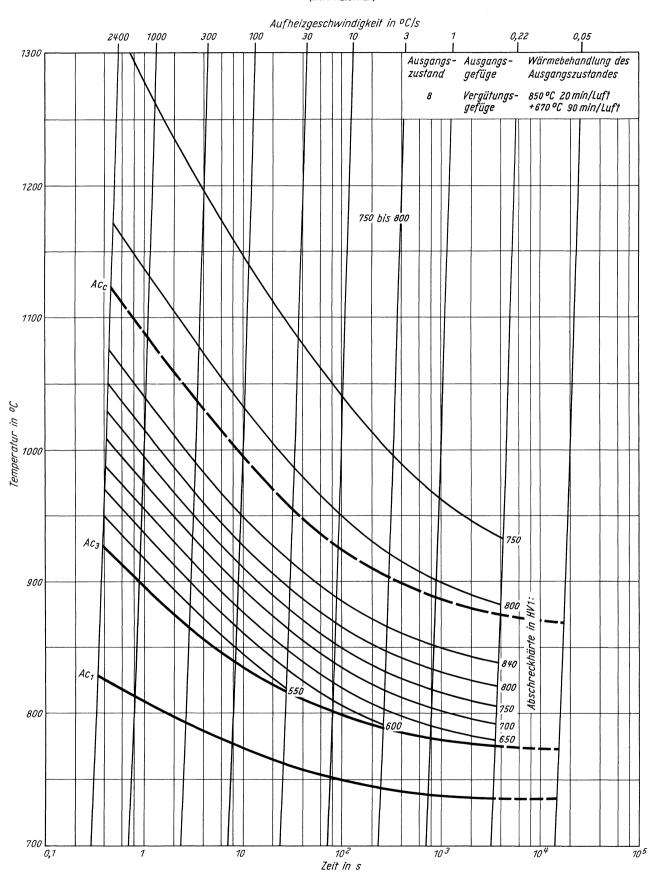


ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (kontinuierlich)



Stahl 50 CrMo 4 (Ausgangszustand 8)

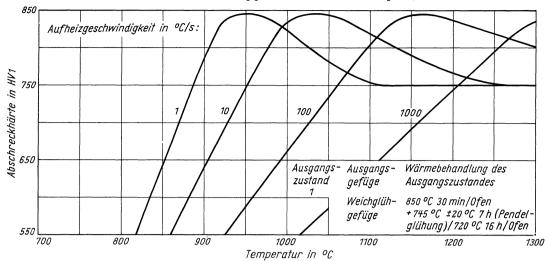
ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (kontinuierlich)



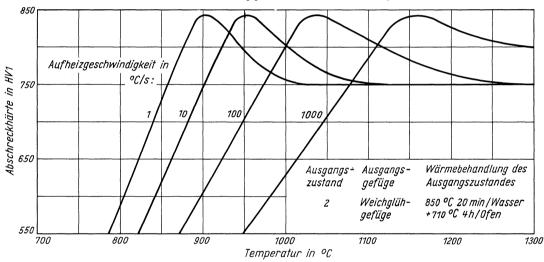
Stahl 50 CrMo 4

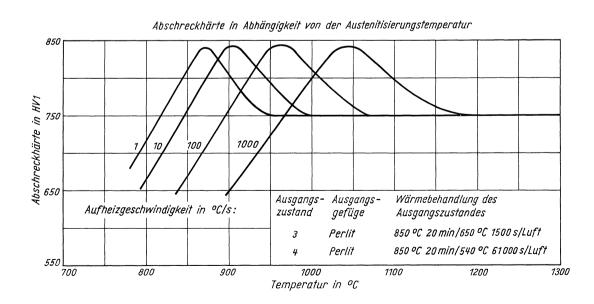
(Ausgangszustand 1, 2, 3, 4)

Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

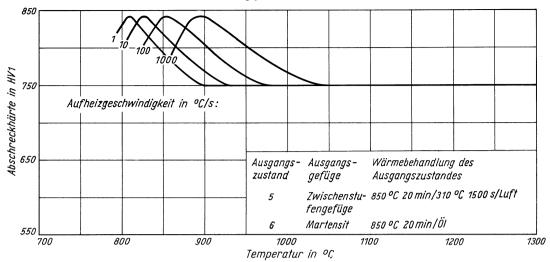




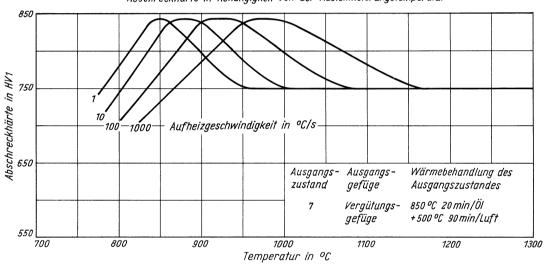
Stahl 50 CrMo 4

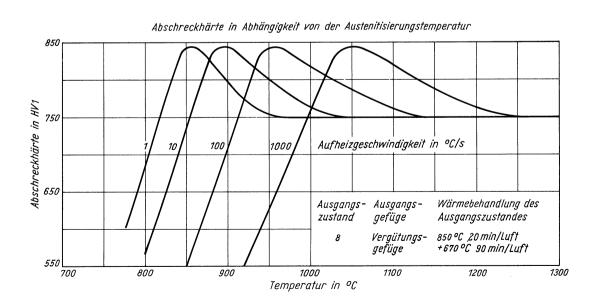
(Ausgangszustand 5, 6, 7, 8)

Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

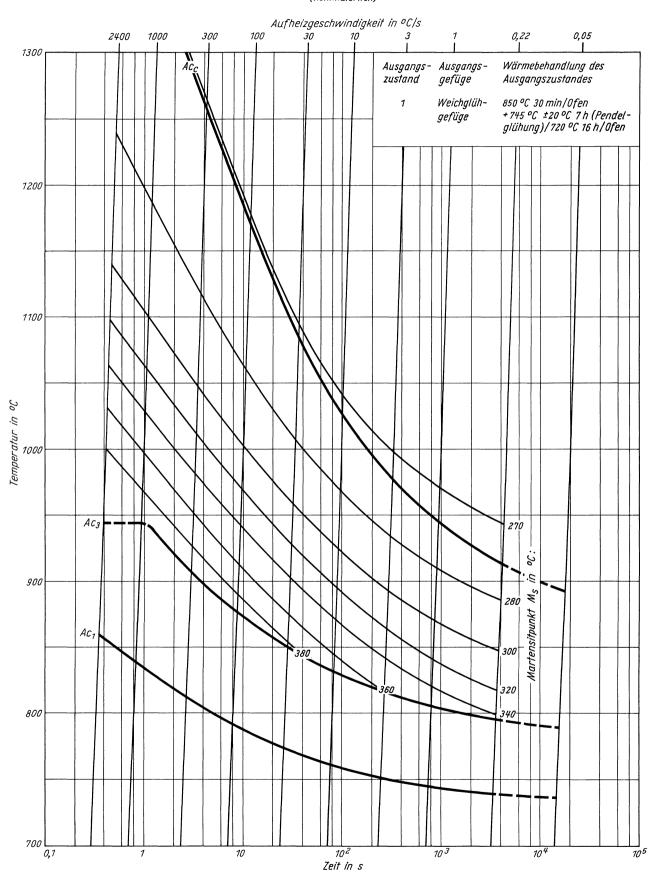


Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



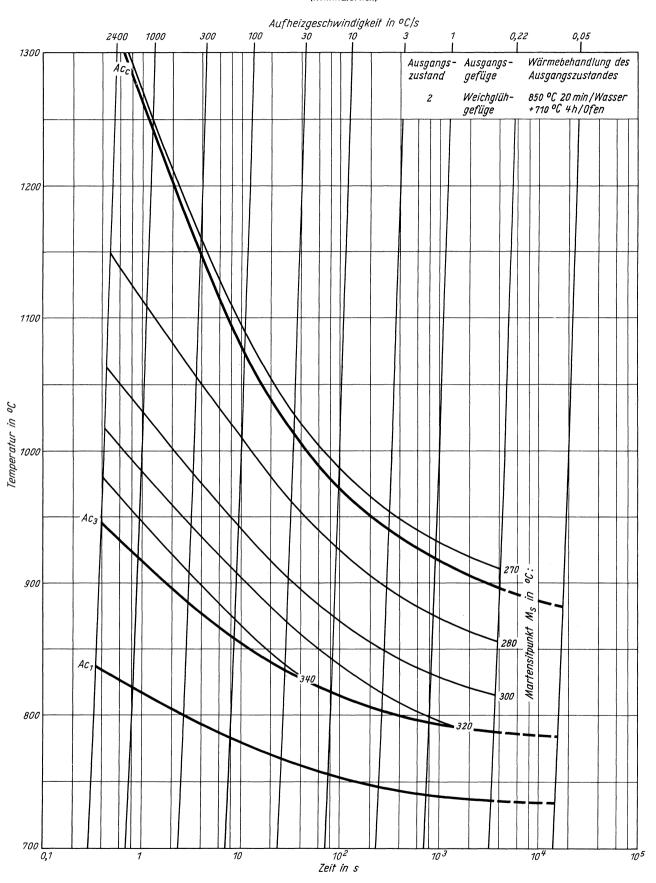


ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)



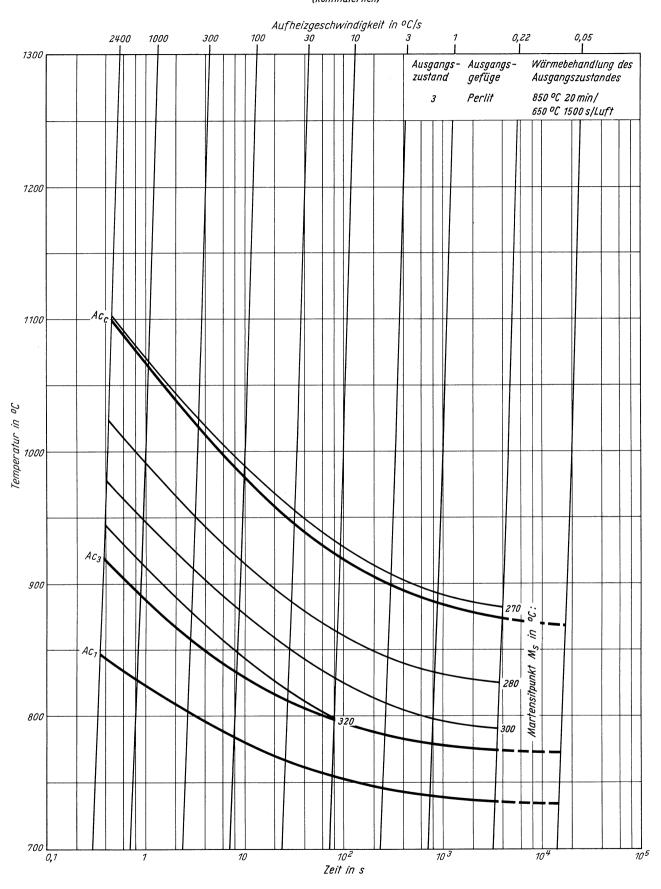
Stahl 50 CrMo 4 (Ausgangszustand 2)

ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)

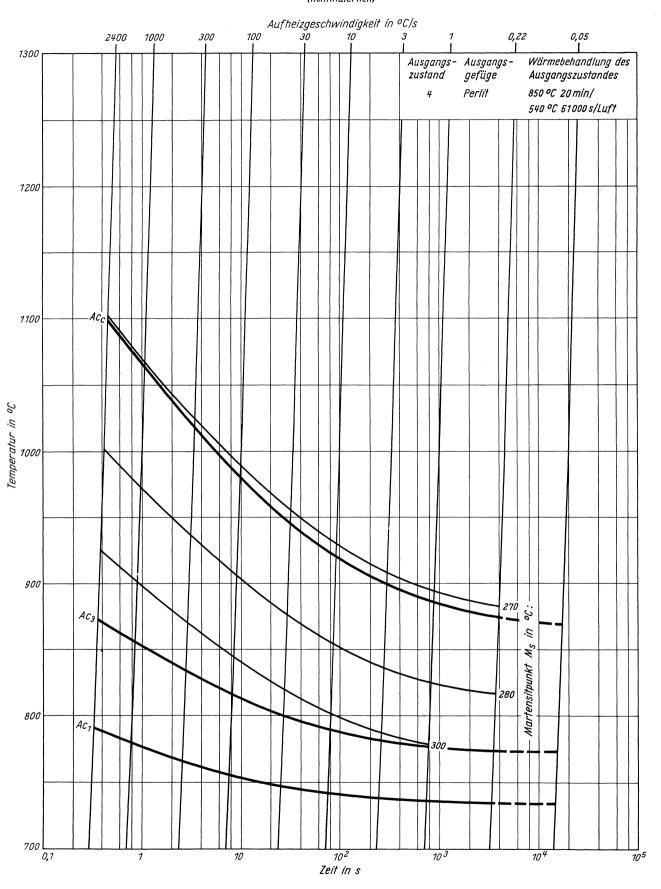


Stahl 50 CrMo 4 (Ausgangszustand 3)

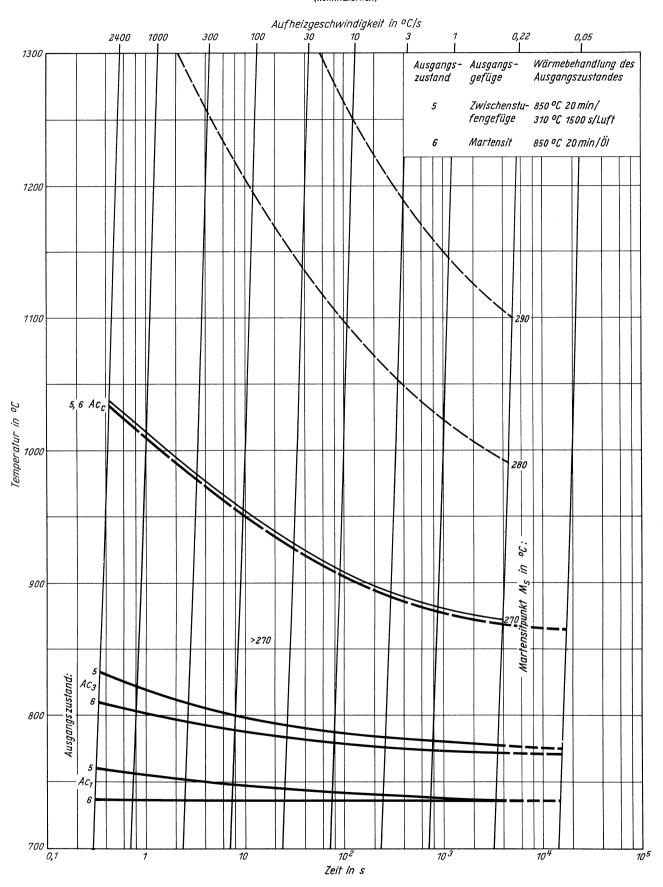
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)



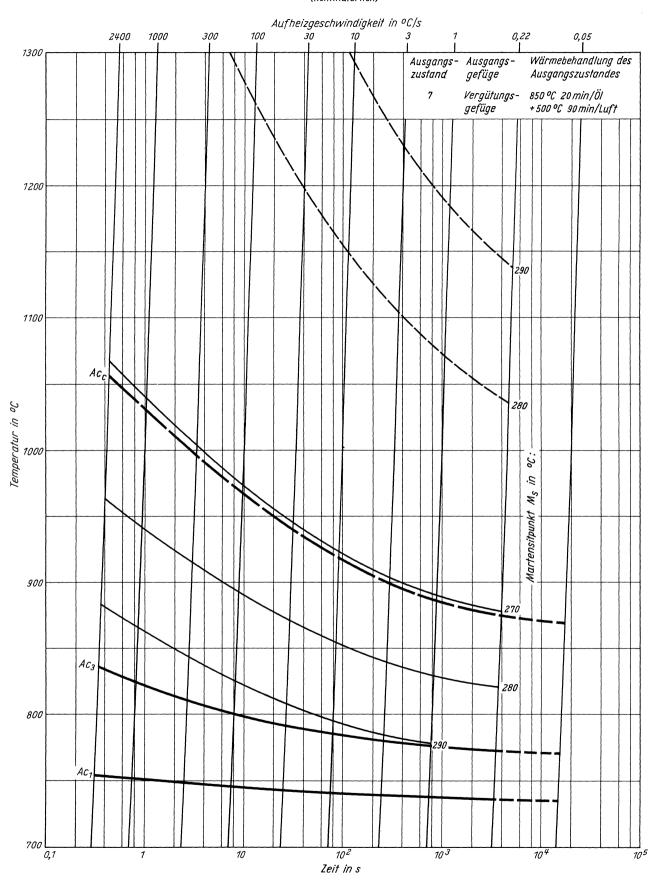
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)



ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)

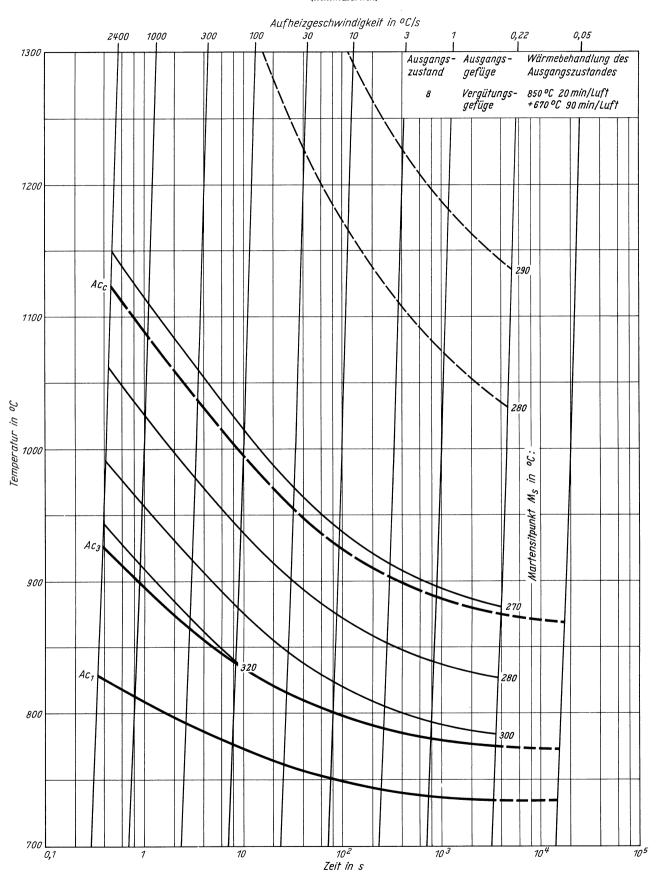


ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)



Stahl 50 CrMo 4

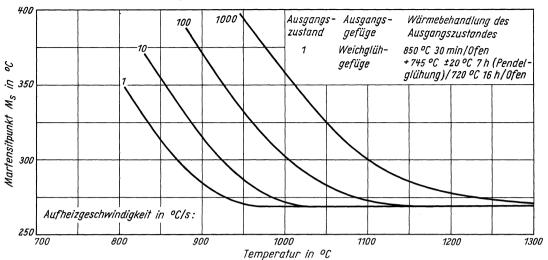
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)



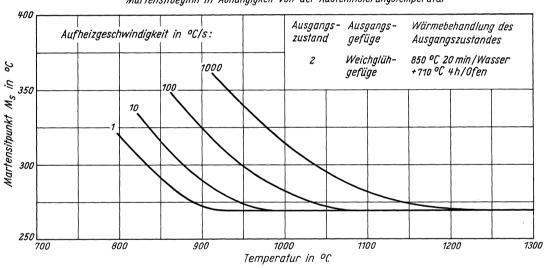
Stahl 50 CrMo 4

(Ausgangszustand 1, 2, 3)

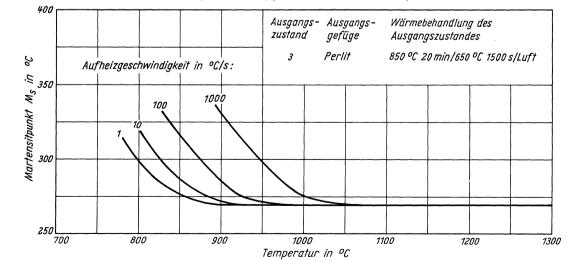
Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Austeniisierungstemperatur



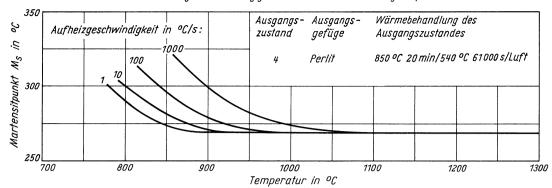
Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



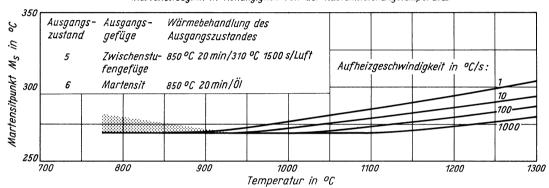
Stahl 50 CrMo 4

(Ausgangszustand 4, 5, 6, 7, 8)

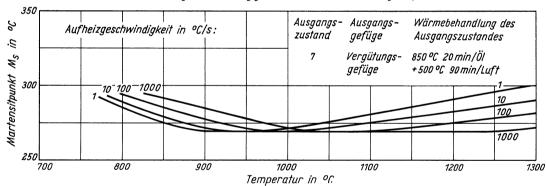
Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



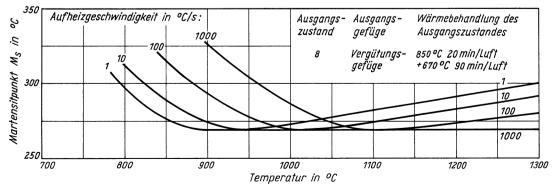
Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

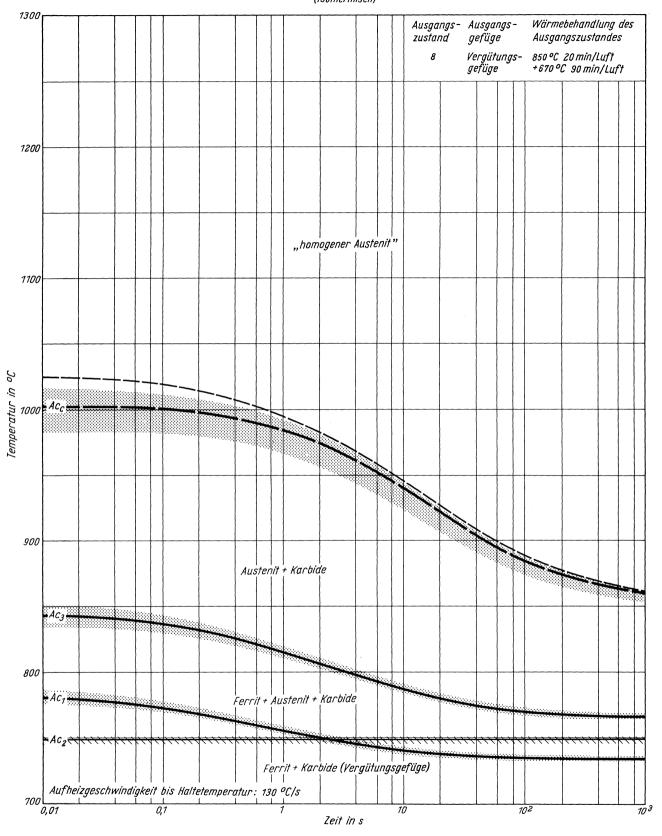


Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

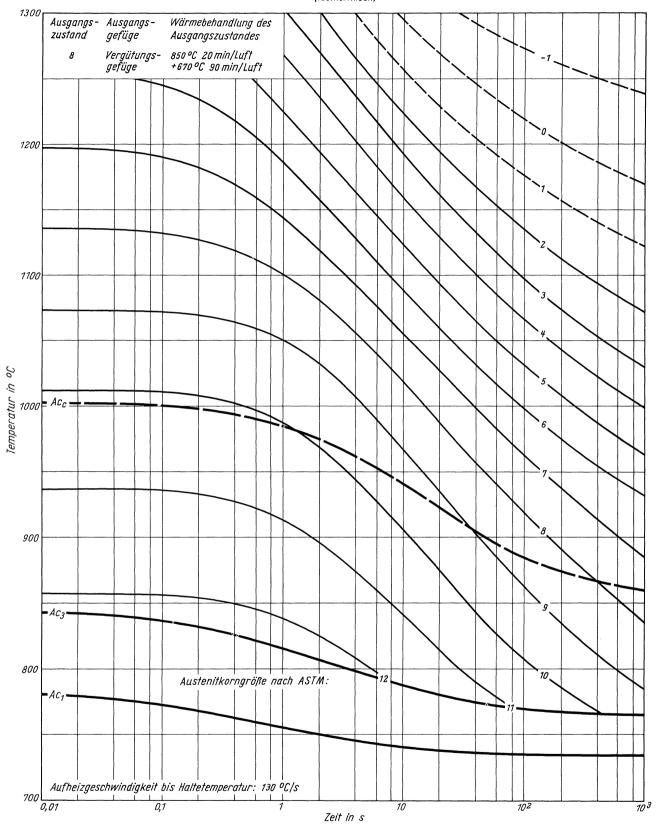


Stahl 50 CrMo 4

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (isothermisch)

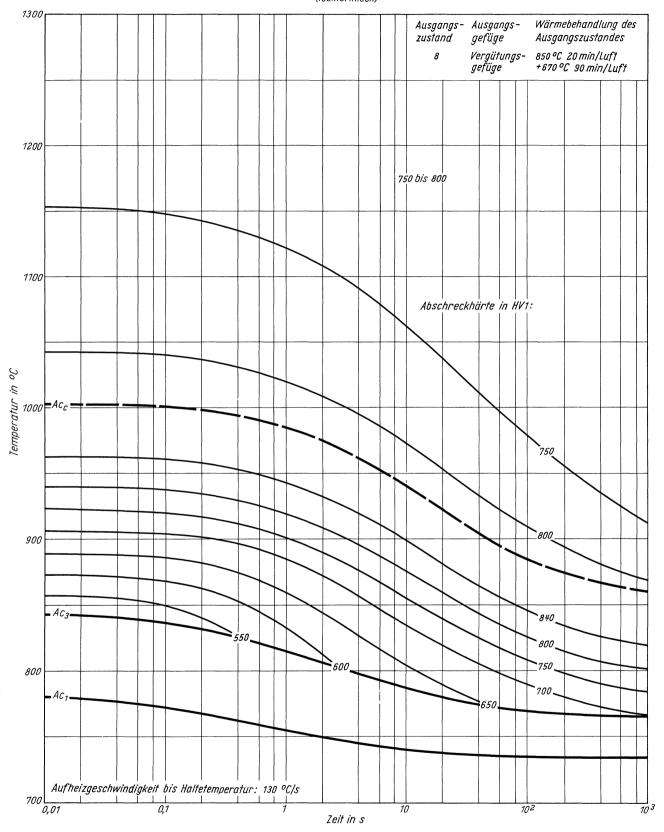


ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (isothermisch)



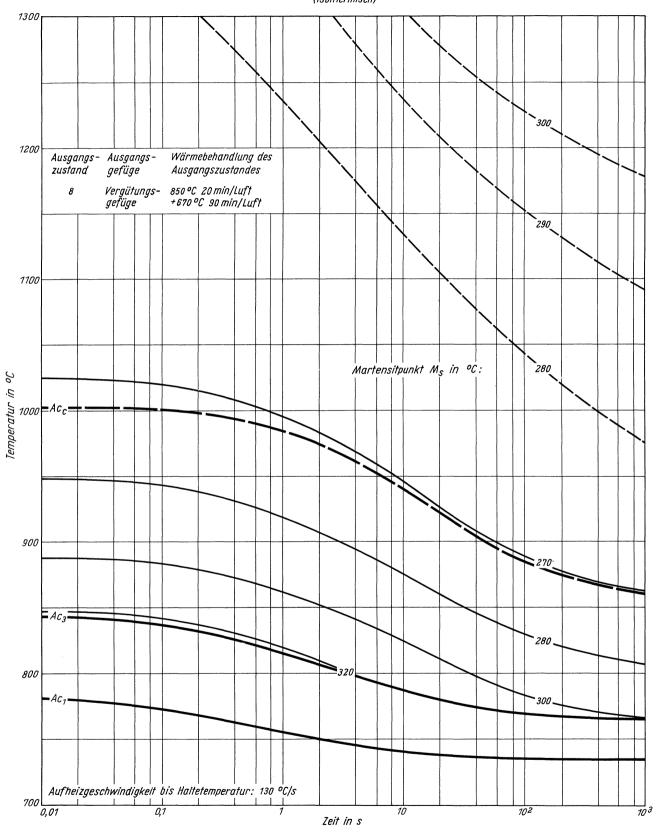
Stahl 50 CrMo 4

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (isothermisch)



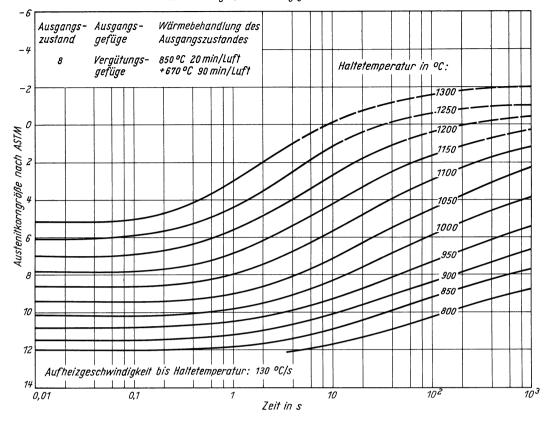
Stahl 50 CrMo 4

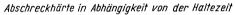
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (isothermisch)

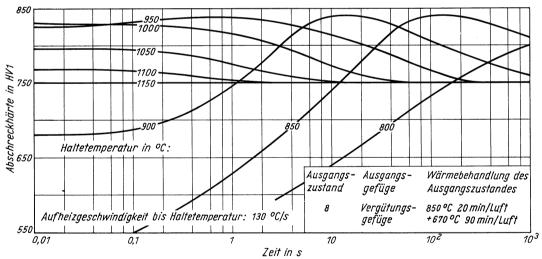


Stahl 50 CrMo 4

Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Haltezeit

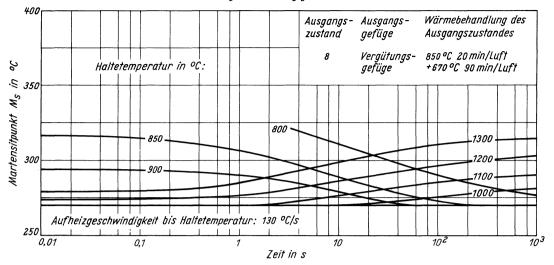






Stahl 50 CrMo 4

Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Haltezeit



(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.8507

Nitrierstahl nach DIN 17211

#### Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Co	Cr	Cu	Мо	N	Ni
Sollwerte mindestens höchstens	0,30 0,37	0,20 0,50	0,50 0,80	0,030	0,035	0,80 1,20		1,00 1,30		0,15 0,25		
untersuchte Schmelze	0,33	0,21	0,75	0,010	0,011	0,99	0,01	1,17	0,03	0,19	0,0055	0,08

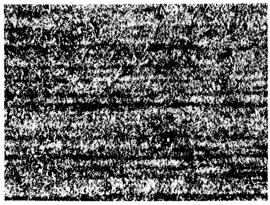
#### Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 10 mm Dmr.

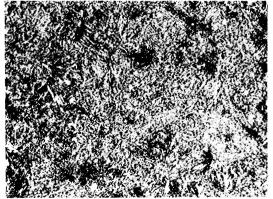
## Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17211

Weichglühen	Härten in Wasser	Härten in Öl	Anlassen auf	Nitrieren
$650700^{\circ}\mathrm{C}$	900–9 <b>3</b> 0°C	$910–940^{\circ}\mathrm{C}$	$570650^{\circ}\mathrm{C}$	500–520°C

# ${\it Gef\"{u}gebilder\ des\ Ausgangszustandes}$



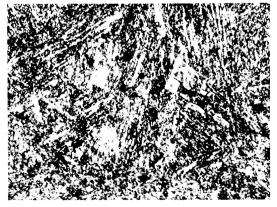




Querschliff 200:1

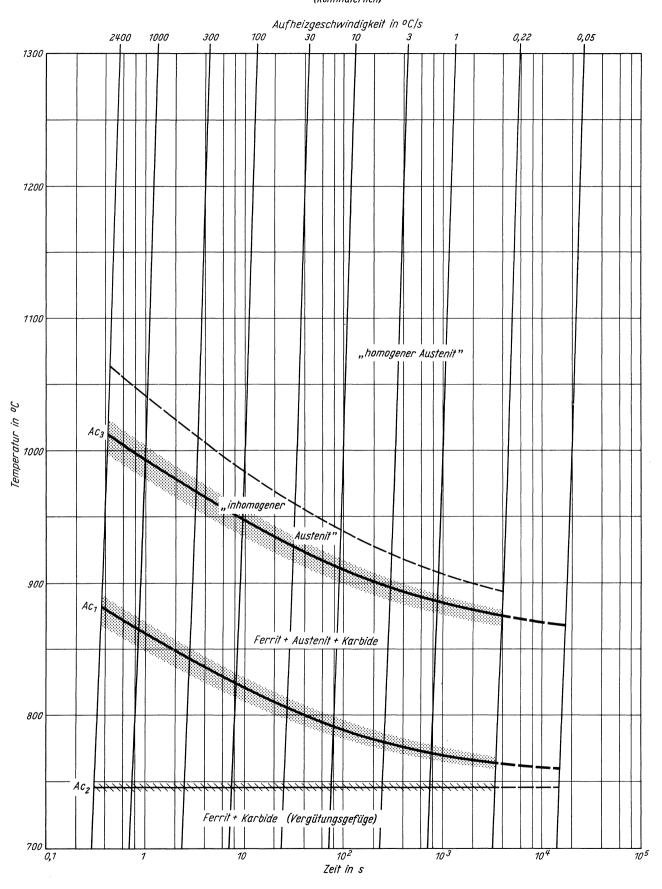
### Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 31)
Ausgangsgefüge	6
Karbide	_
Austenitkorngrenzen	8

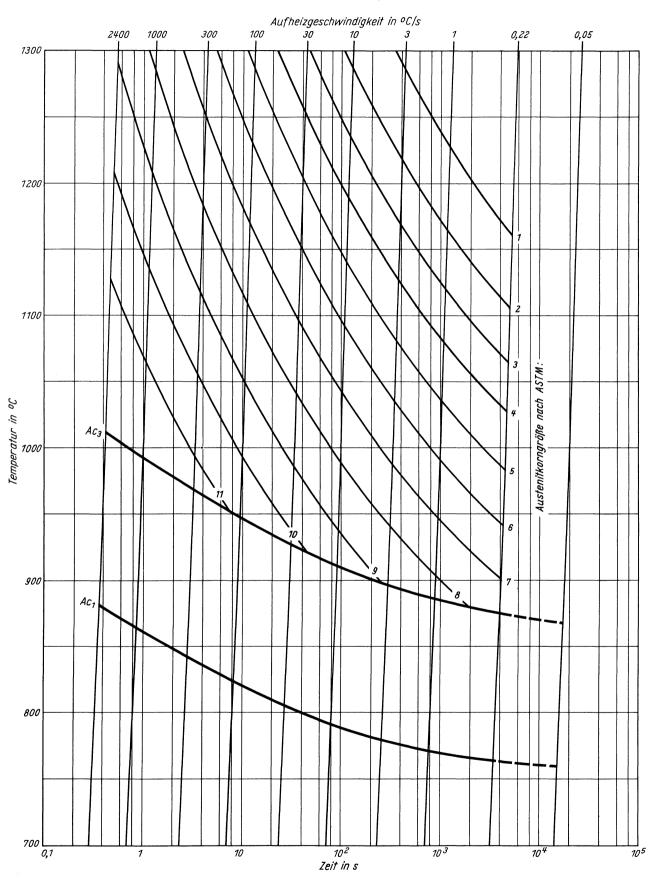


Querschliff 1000:1

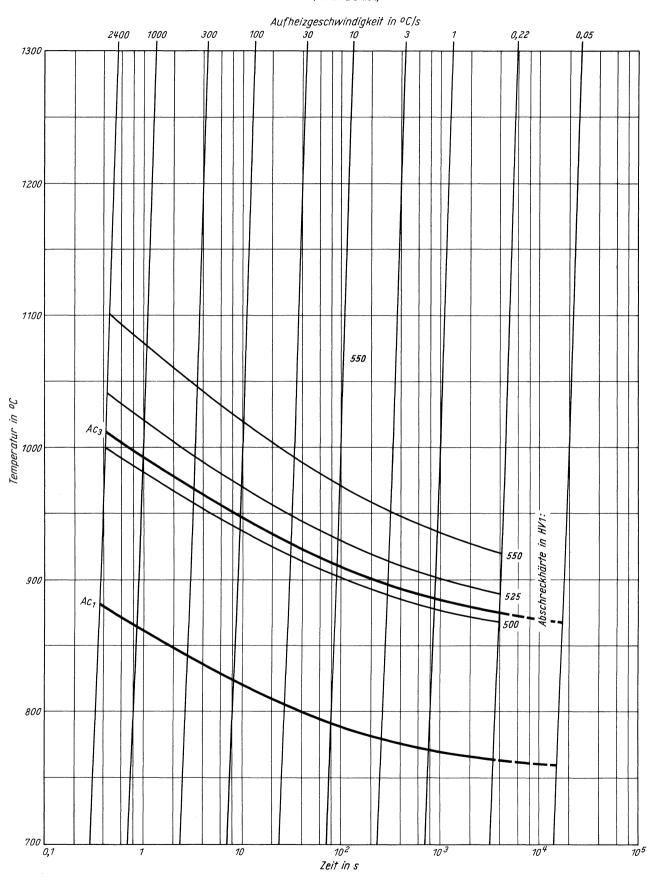
Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (kontinuierlich)



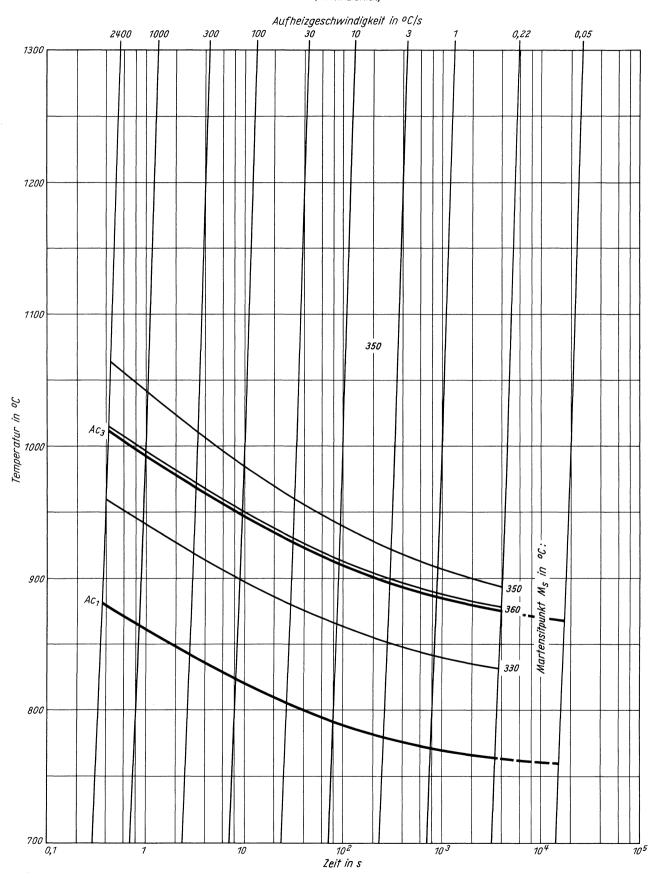
ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)

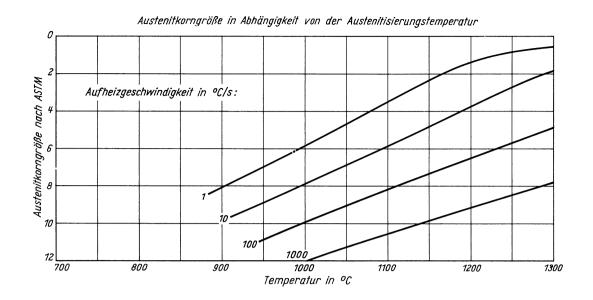


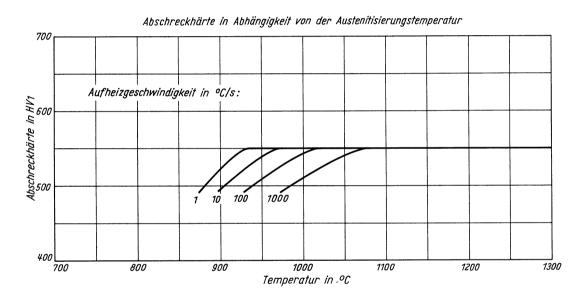
ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (kontinuierlich)

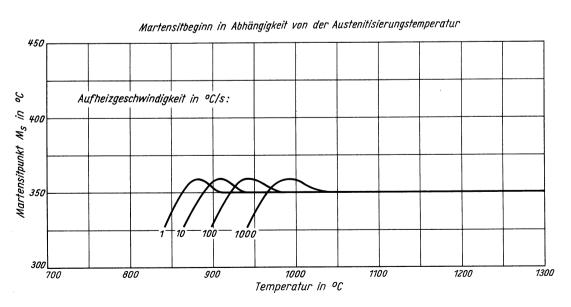


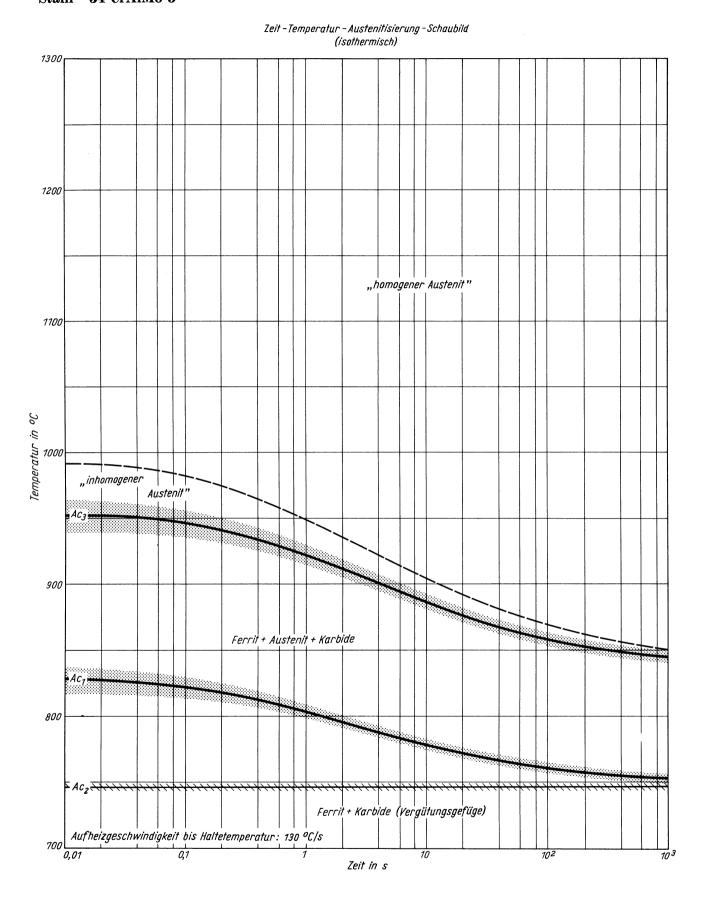
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)

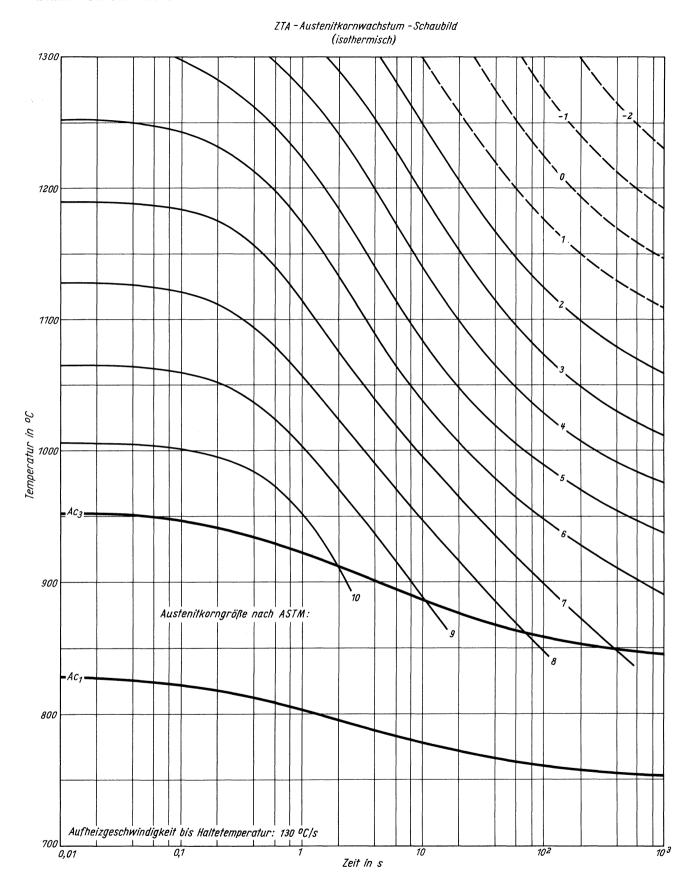


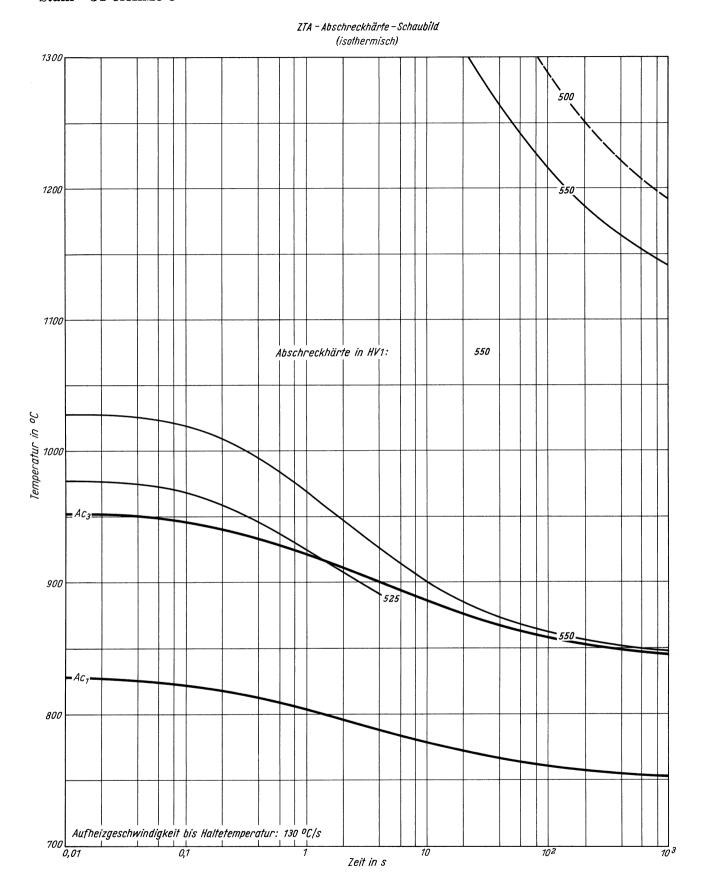


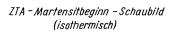


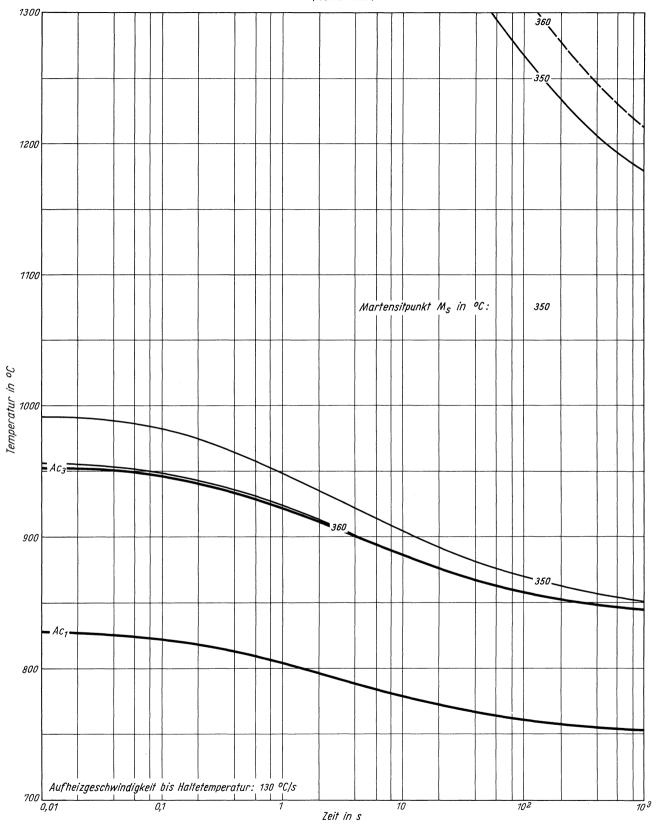


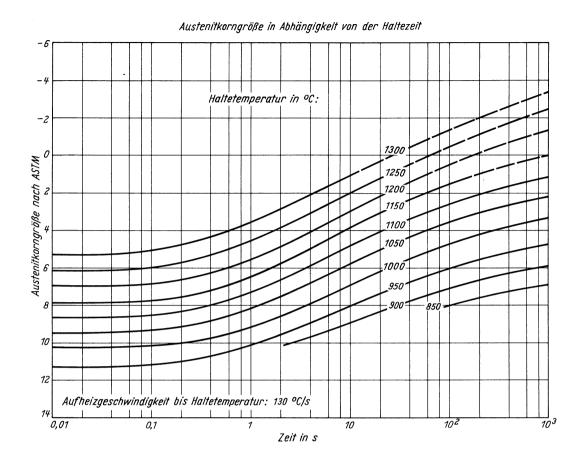


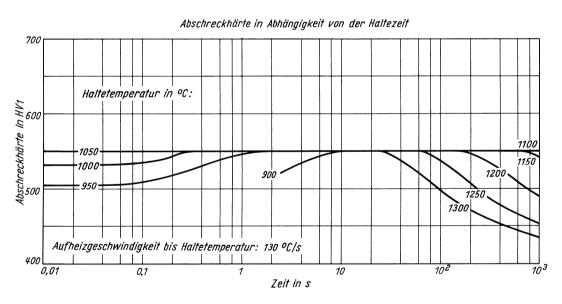


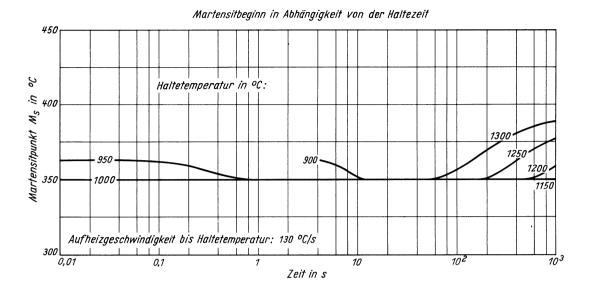












## Stahl 100 Cr 6

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.2067

Kaltarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 200

## Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Мо	Ni	v
Richtwerte	1,00	0,3	0,3			1,5		-		
untersuchte Schmelze	1,00	0,22	0,34	0,010	0,006	1,52	0,16	<0,01	0,10	<0,01

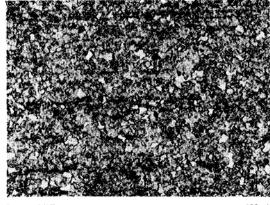
#### Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze	bas. Elektro-Ofen	blank gezogen auf 12 mm Dmr.

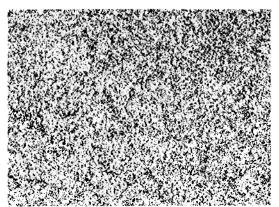
## Temperaturen für die Wärmebehandlung nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 200

Weichglühen	Härten in Öl	Anlassen auf
710–750°C	830–860°C	100–300°C

### Gefügebilder des Ausgangszustandes



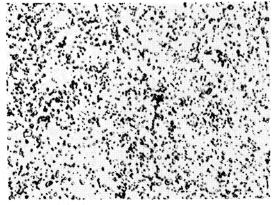
Längsschliff 100:



Querschliff 200:1

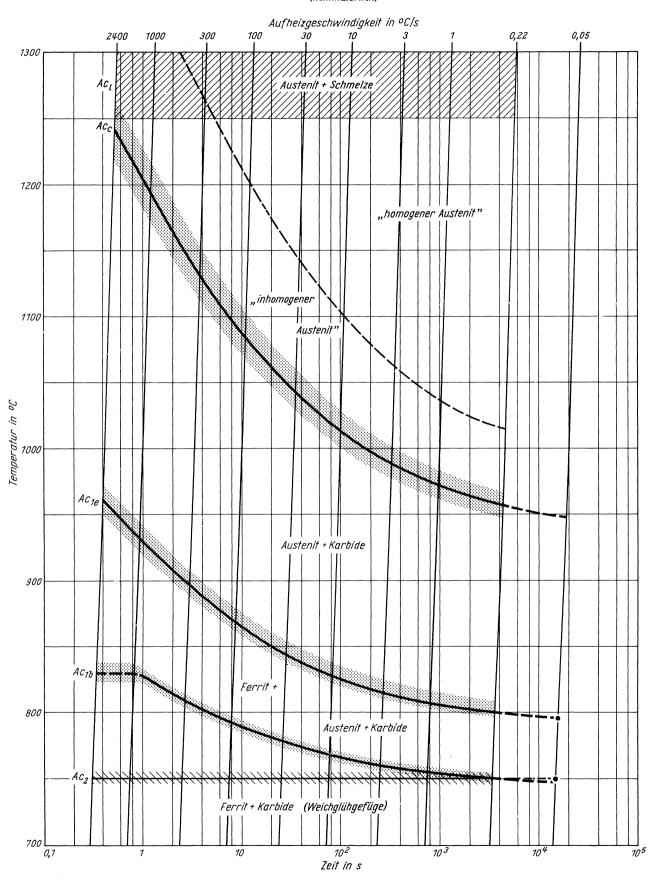
### Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 31)
Ausgangsgefüge	1 u. 4
Karbide	4
Austenitkorngrenzen	12

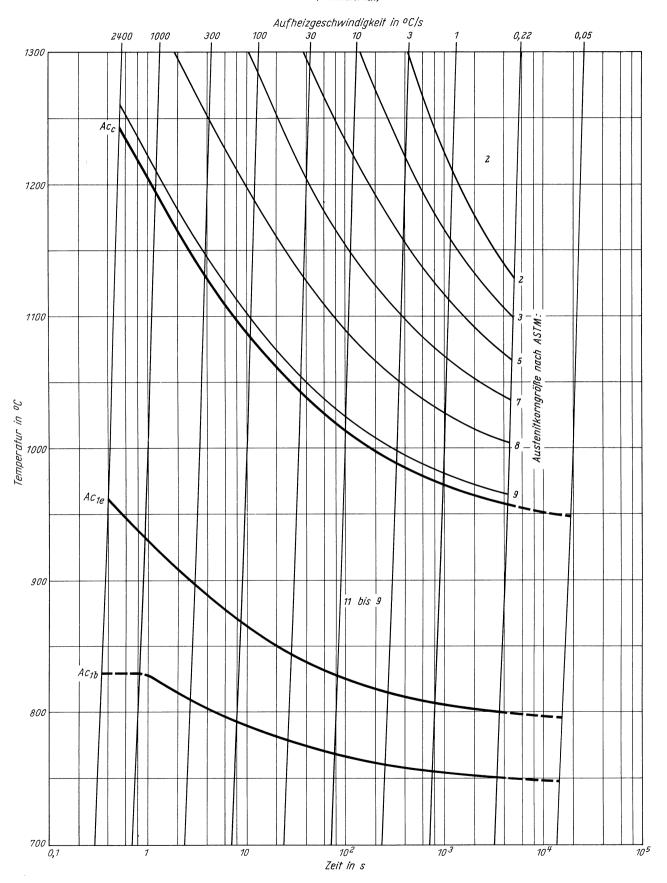


Querschliff 1000:1

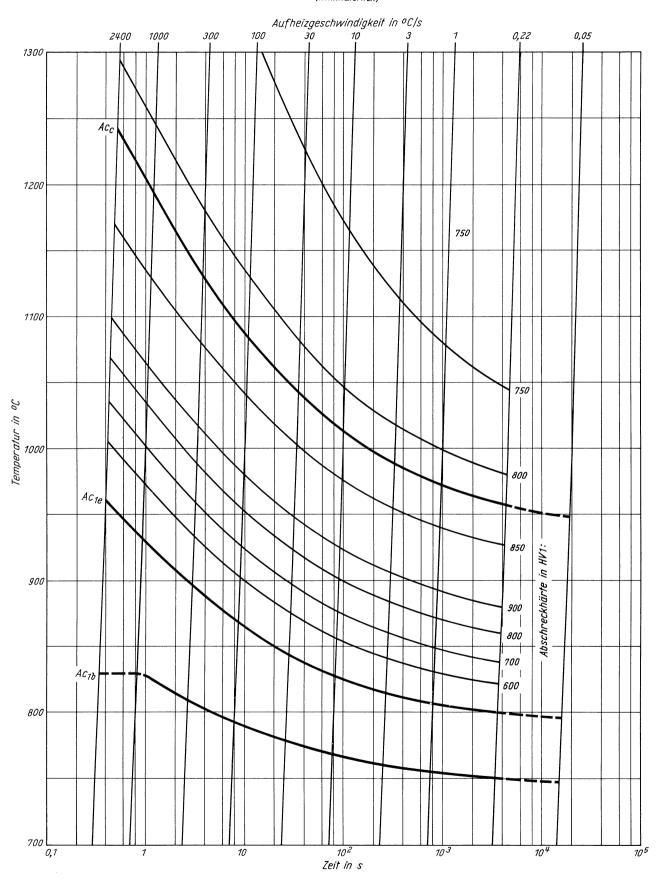
Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (kontinuierlich)



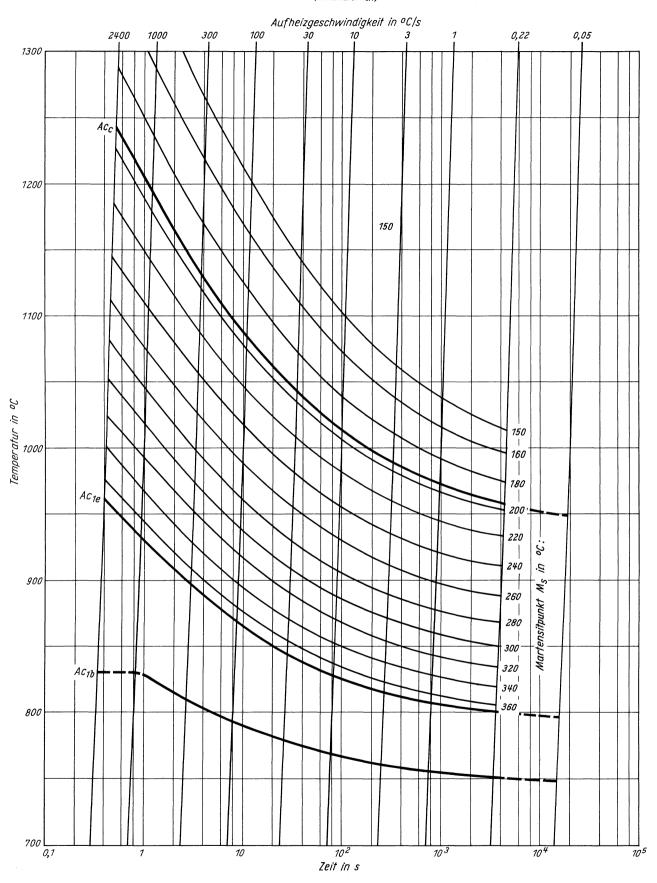
ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)



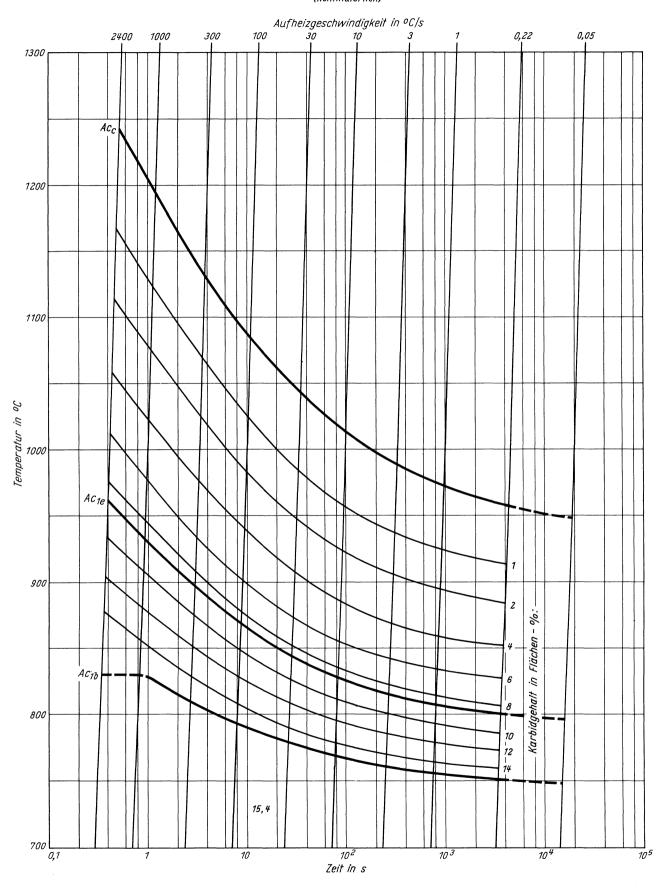
ZTA - Abschschreckhärte - Schaubild (kontinuierlich)

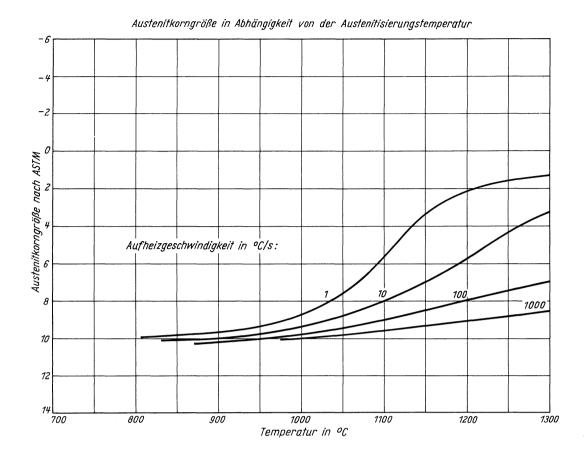


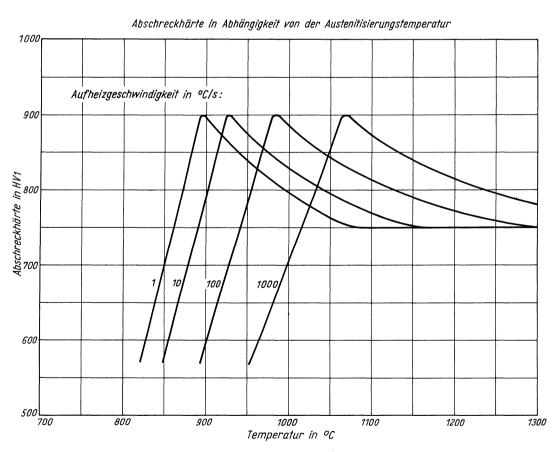
### ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)



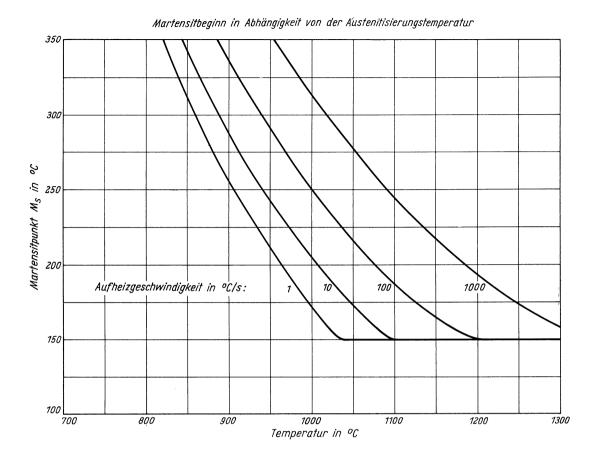
ZTA -Karbidauflösung -Schaubild (kontinuierlich)

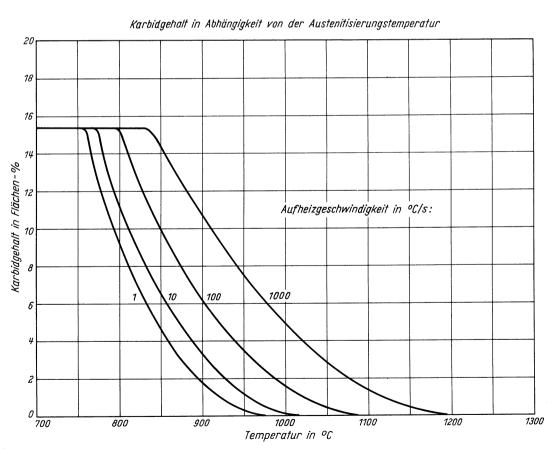




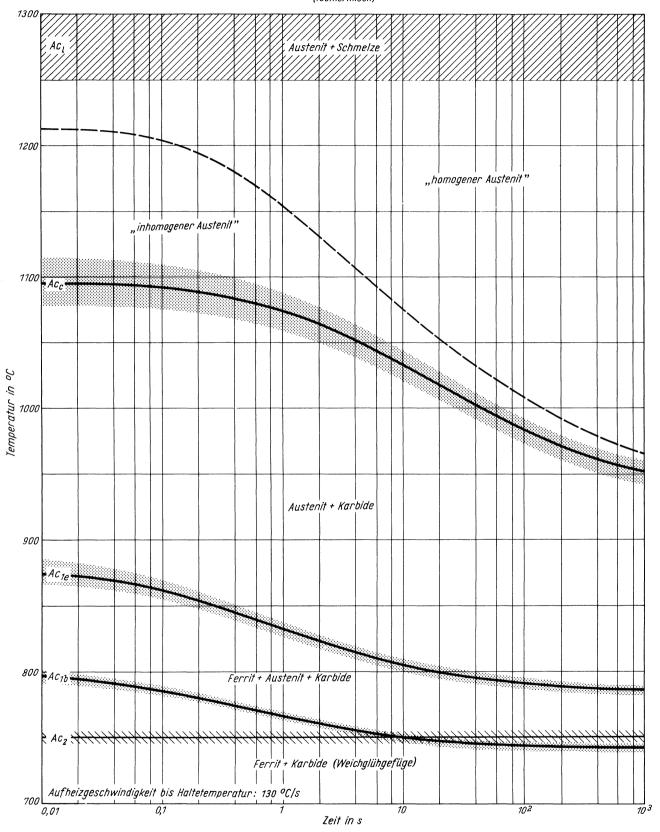


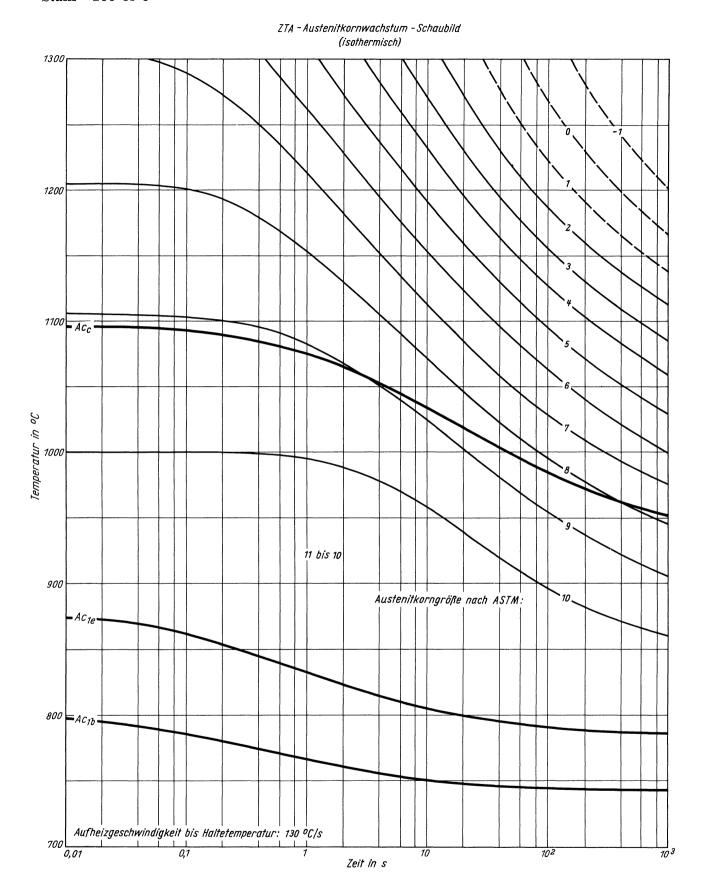
# Stahl 100 Cr 6

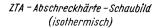


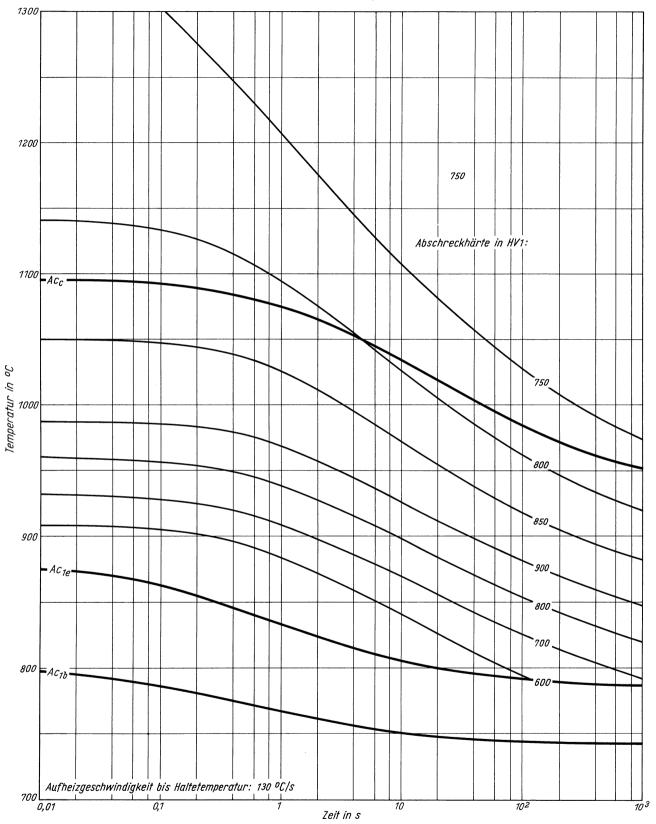


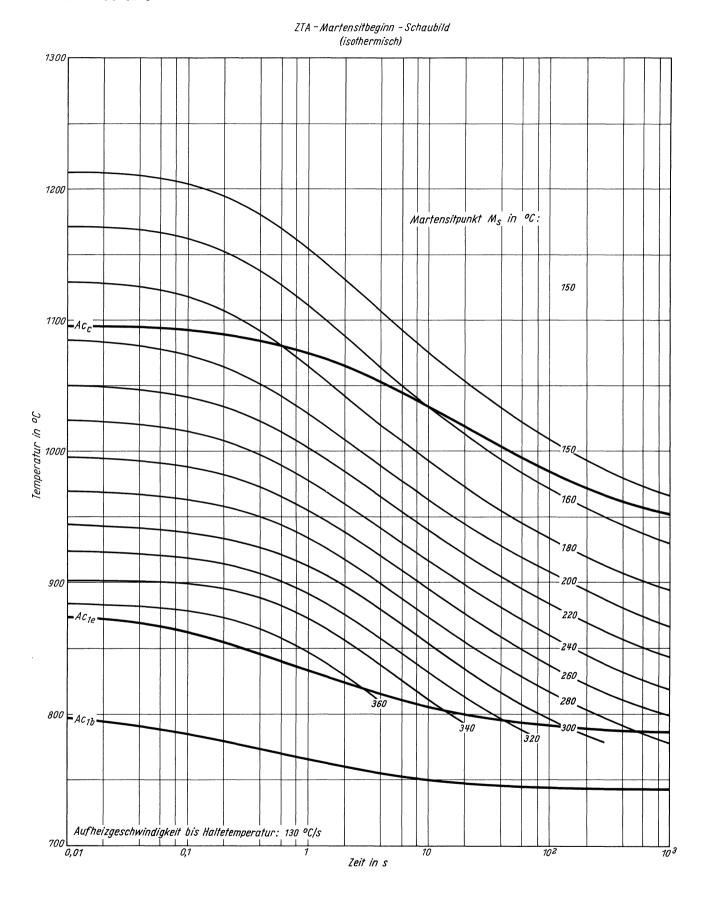
Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (isothermisch)

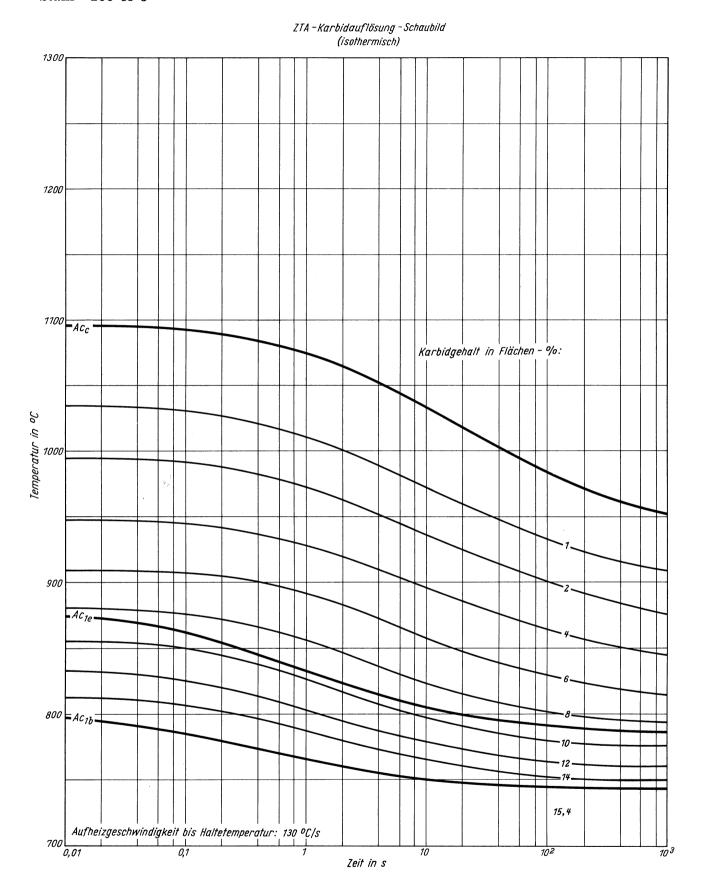




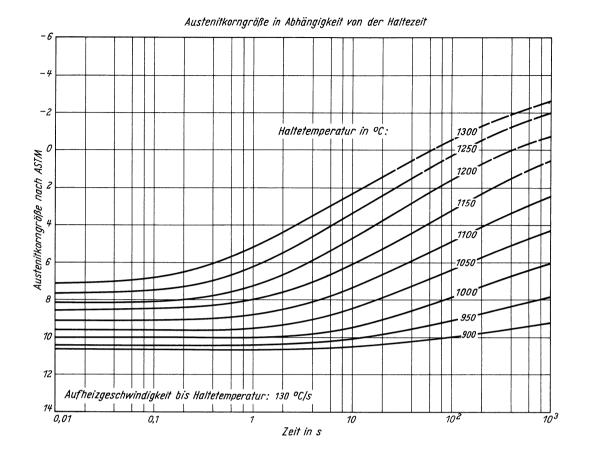


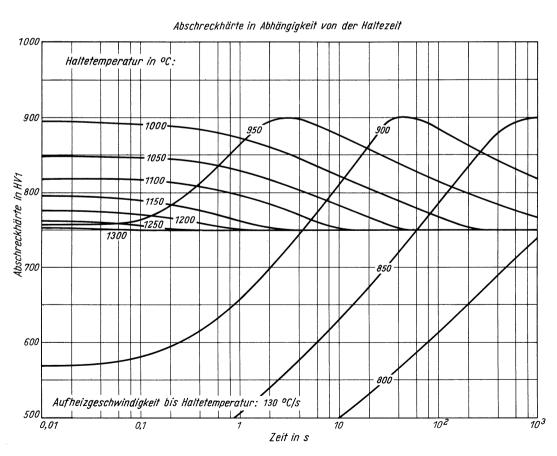


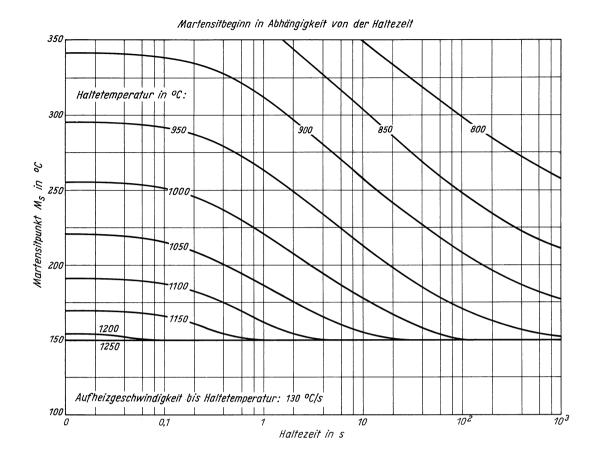


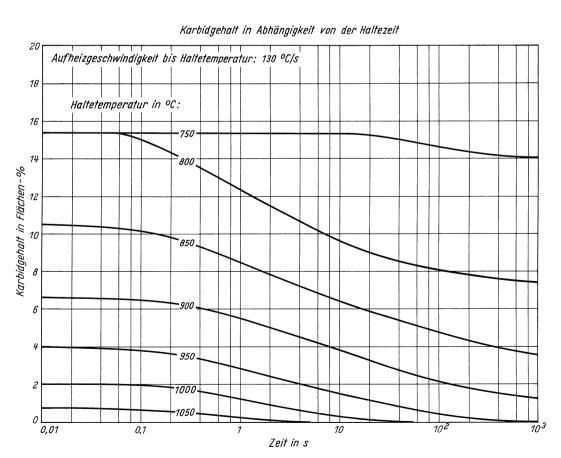


# Stahl 100 Cr 6









# Stahl 90 MnV 8

#### (Schmelze 1)

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.2842

Kaltarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 200

#### Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	s	Al	Cr	Cu	N	Ni	v
Richtwerte	0,90	0,20	2,00	0,030	0,030		0,3				0,10
untersuchte Schmelze 1 untersuchte Schmelze 2	0,89 0,89	0,28 0,29	1,88 2,43	0,027 0,028	0,009 0,008	n. b. 0,020	0,40 0,27	0,10 0,03	n. b. 0,011	0,18 0,22	0,08 0,09

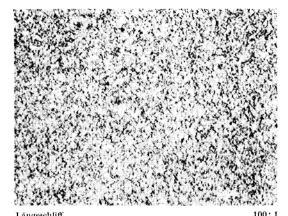
#### Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze 1	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 10 mm Dmr.
untersuchte Schmelze 2	bas. Elektro-Ofen, entgast	gewalzt auf 10 mm Dmr.

# Temperaturen für die Wärmebehandlung nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 200

Weichglühen	Härten in Öl	Anlassen auf
680– <b>72</b> 0°C	790–820°C	100–300°C

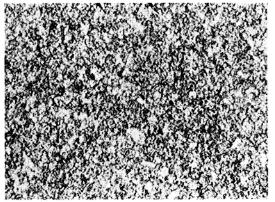
# ${\bf Gef\"{u}gebilder\ des\ Ausgangszustandes}$

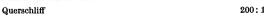


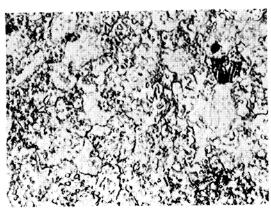


# ${\bf Verwendete}~\ddot{\bf A}{\bf tzmittel}$

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 31)			
Ausgangsgefüge	1			
Karbide	4			
Austenitkorngrenzen	9			

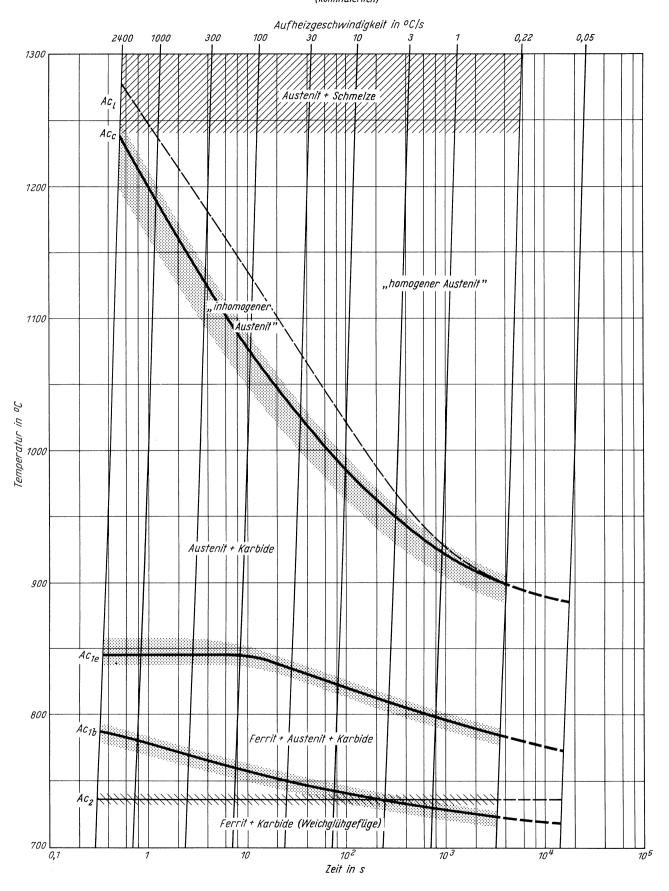




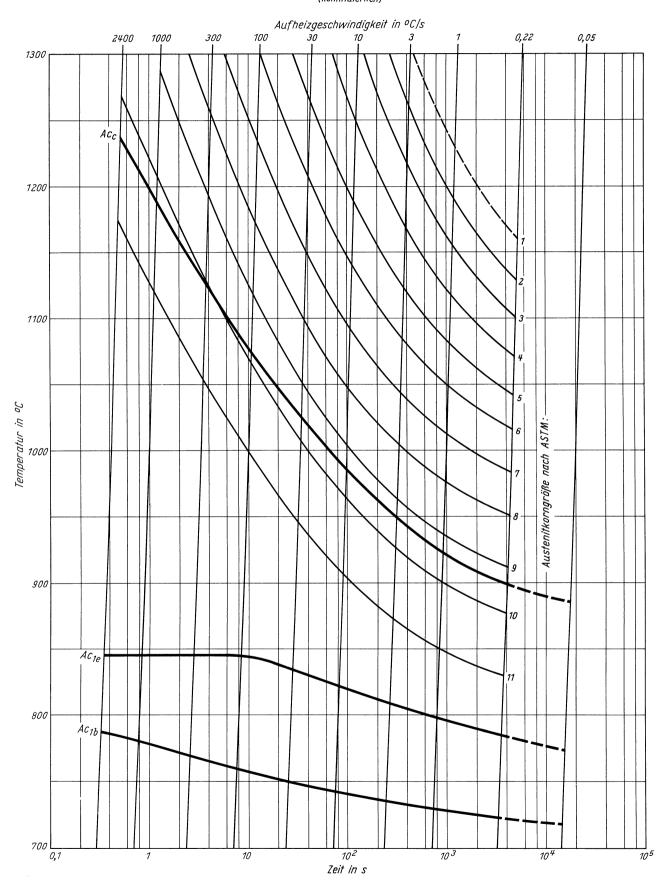


Querschliff 1000:1

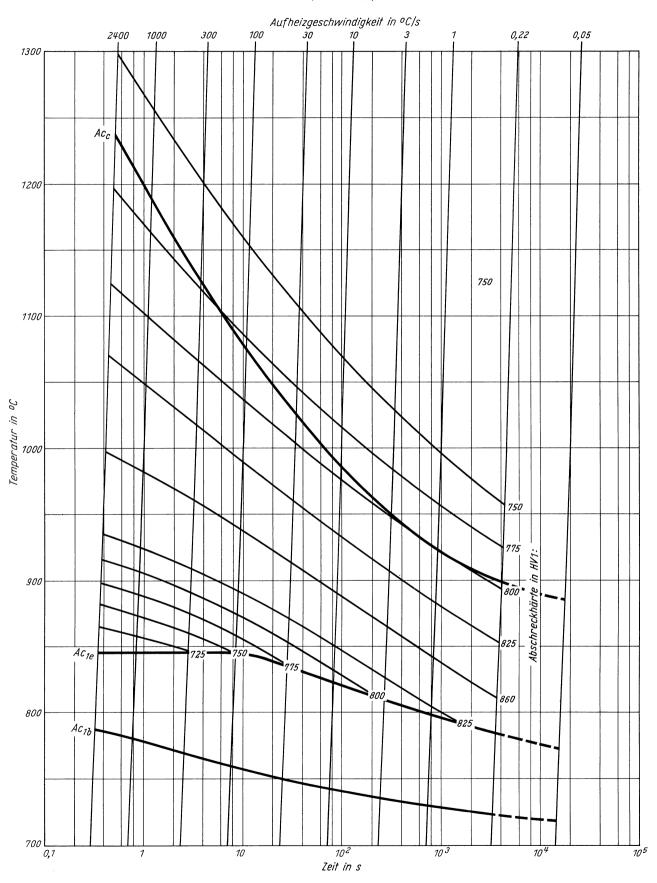
Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (kontinuierlich)



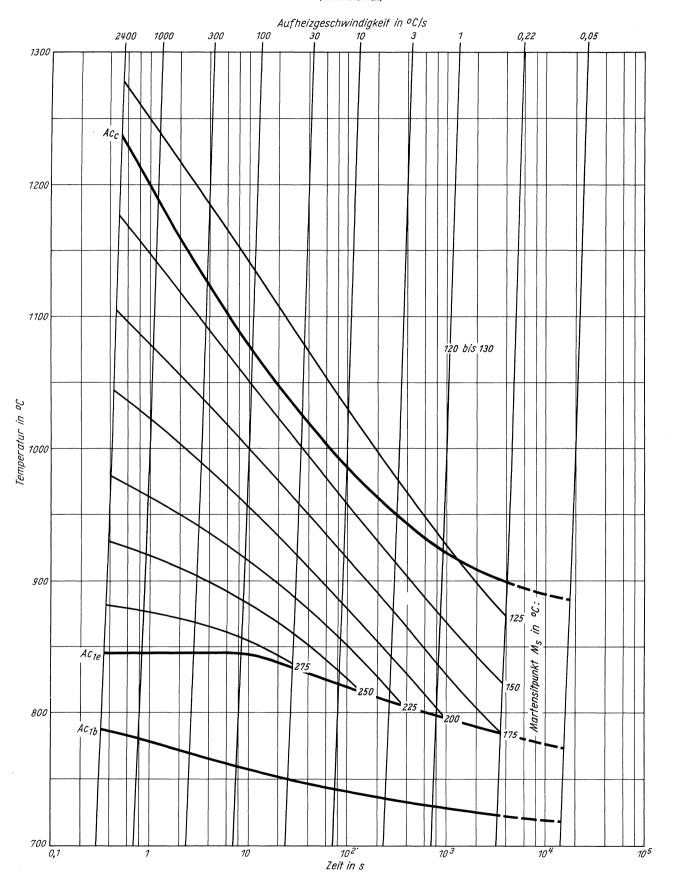
ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)



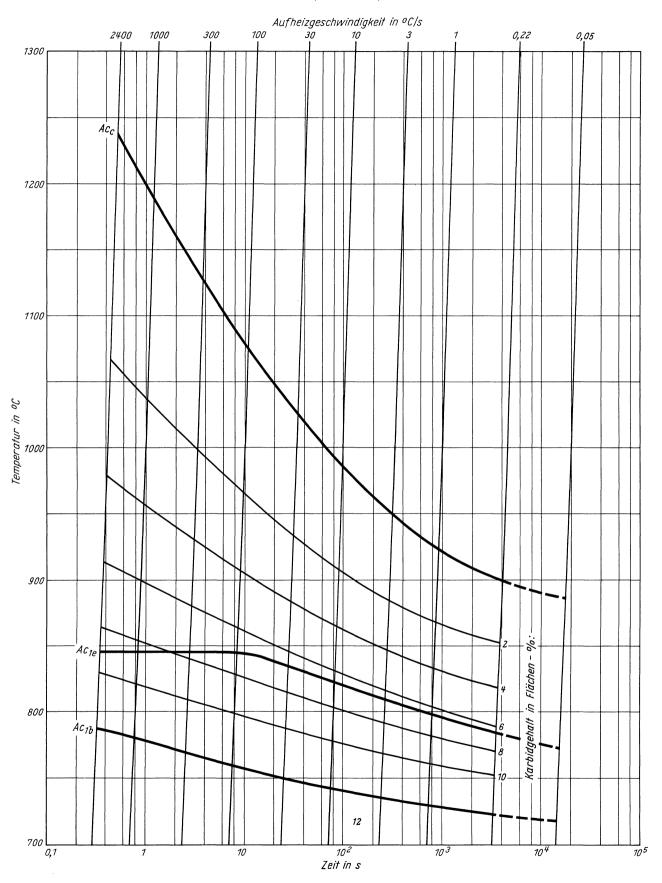
ZTA – Abschreckhärte – Schaubild (kontinuierlich)



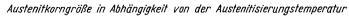
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)

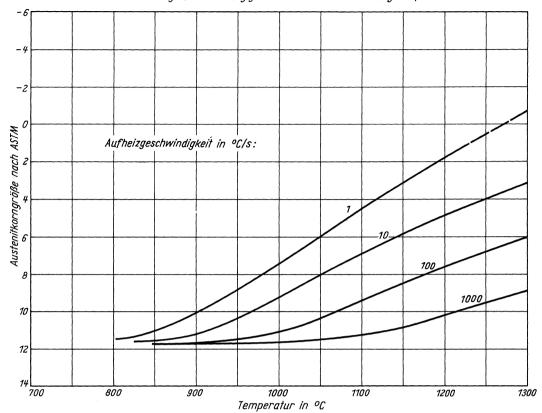


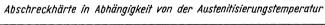
ZTA - Karbidauflösung - Schaubild (kontinuierlich)

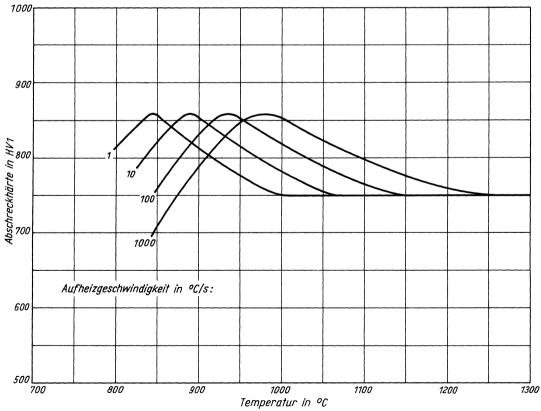


Stahl 90 MnV 8

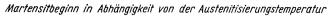


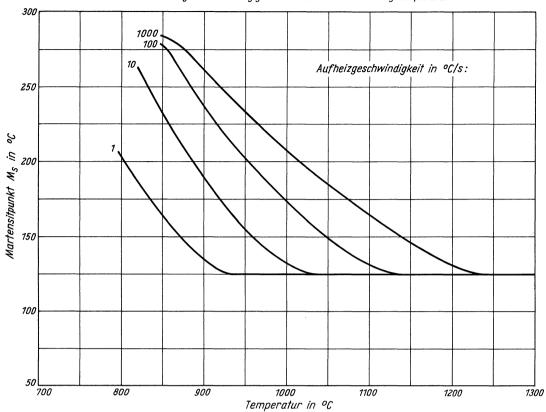


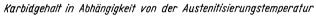


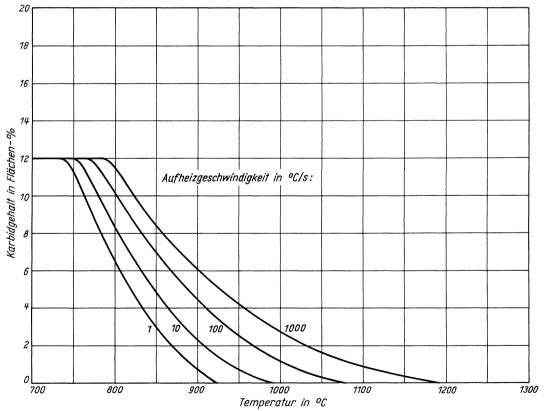


Stahl 90 MnV 8

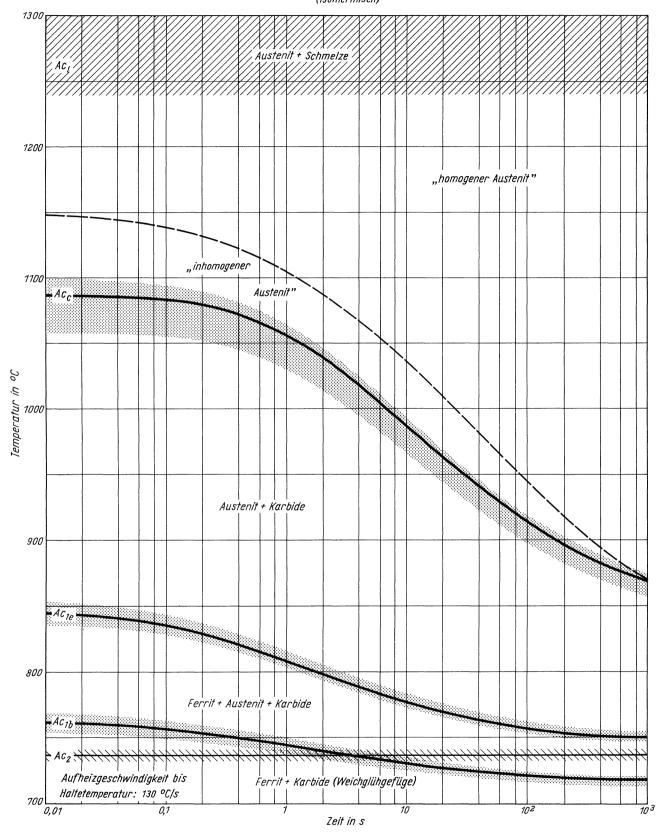




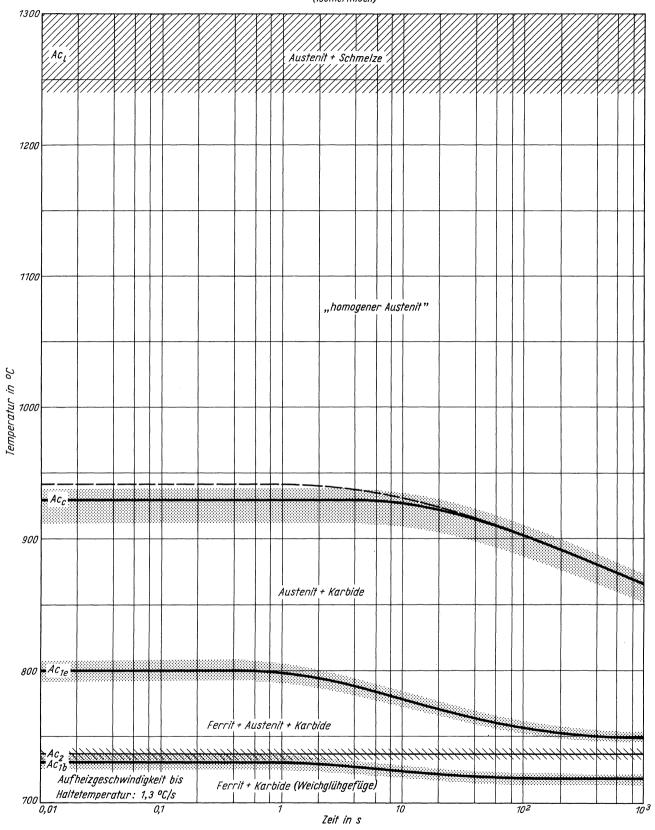


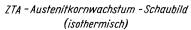


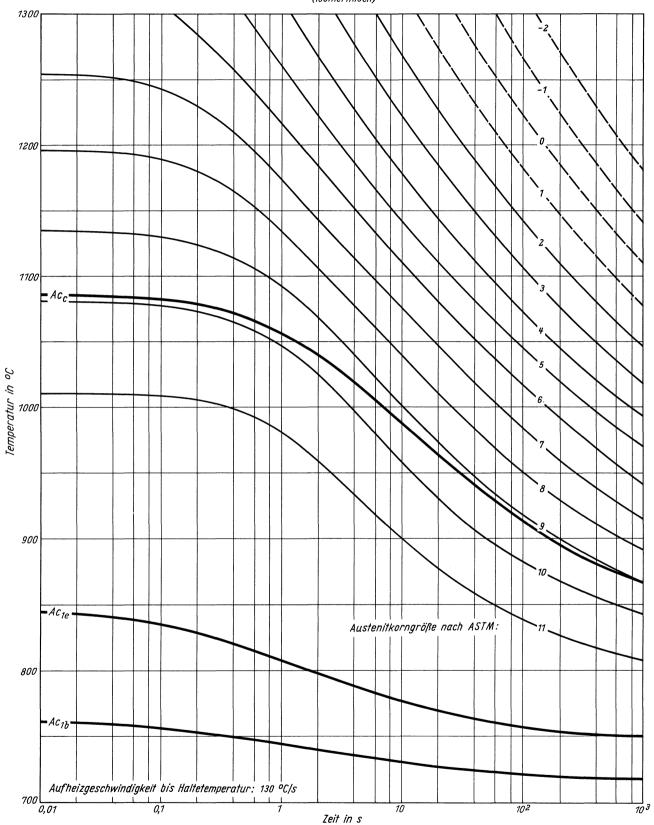
Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (isothermisch)



Zeit -Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (isothermisch)

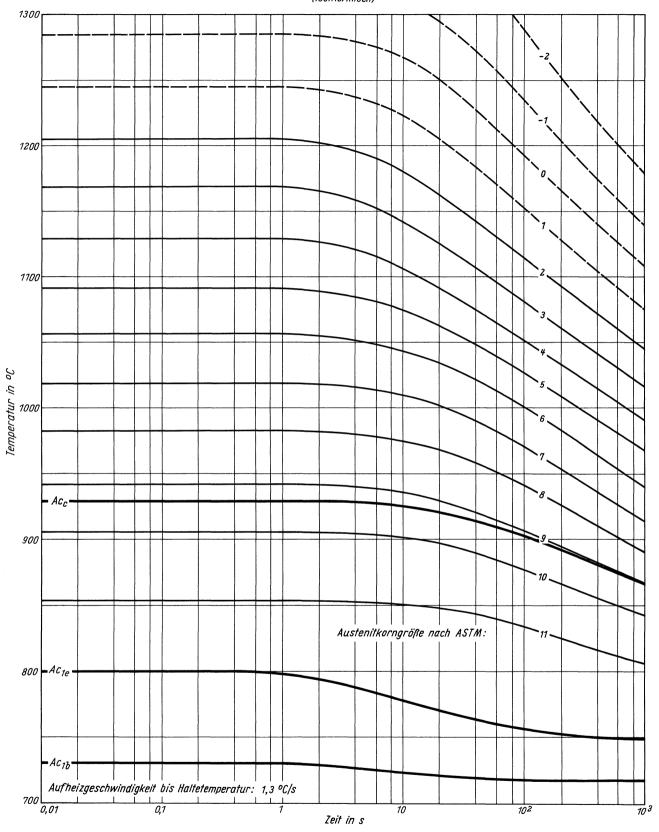






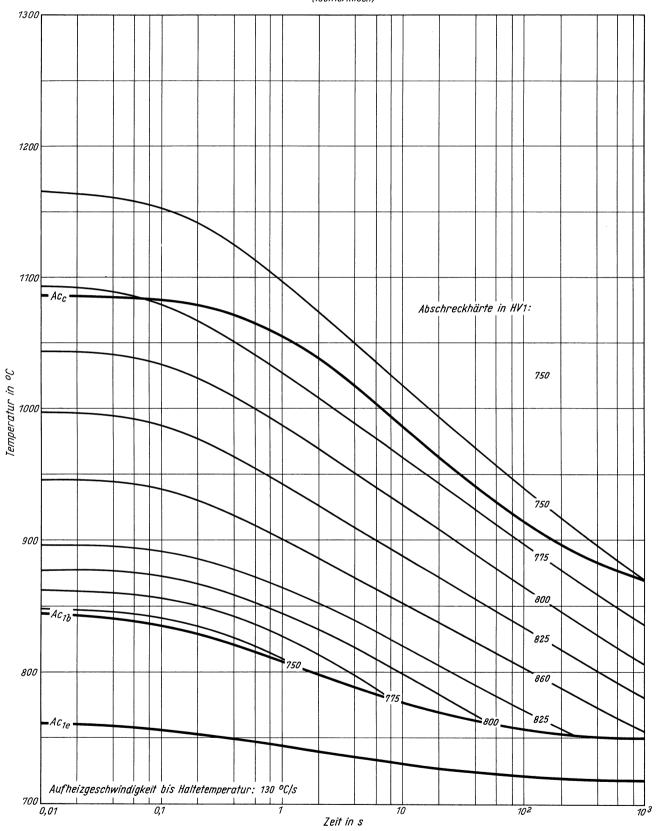
Stahl 90 MnV 8

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (isothermisch)



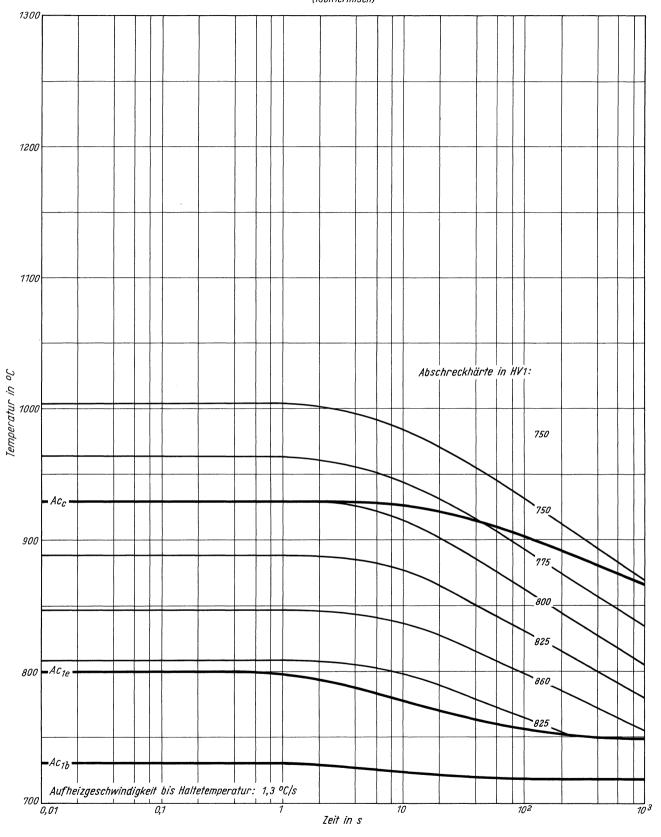
Stahl 90 MnV 8

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (isothermisch)



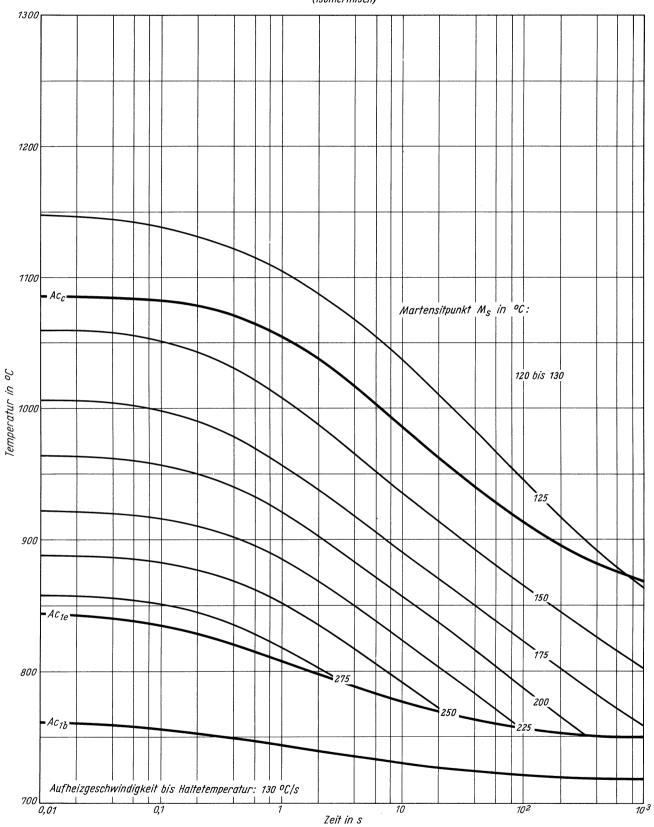
Stahl 90 MnV 8

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (isothermisch)



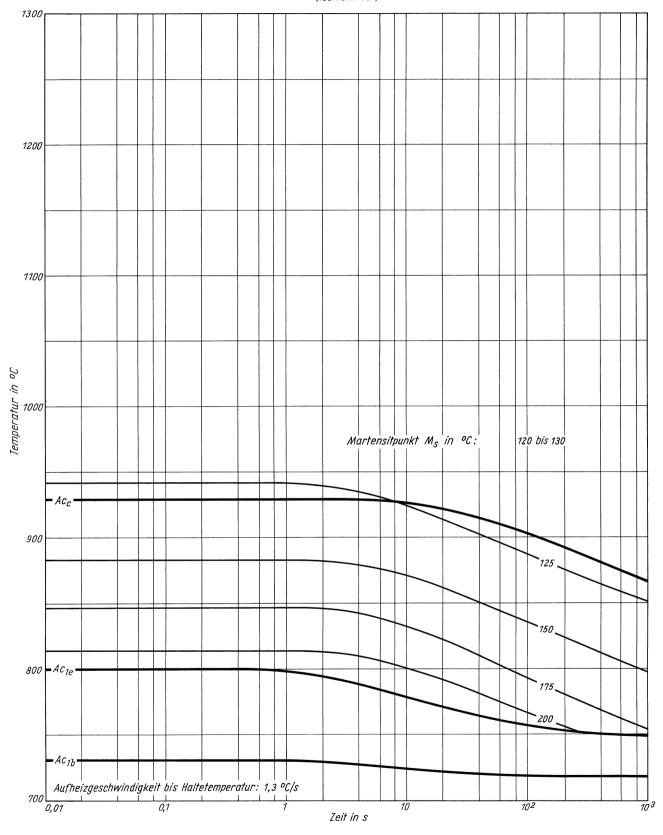
Stahl 90 MnV 8

ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (isothermisch)



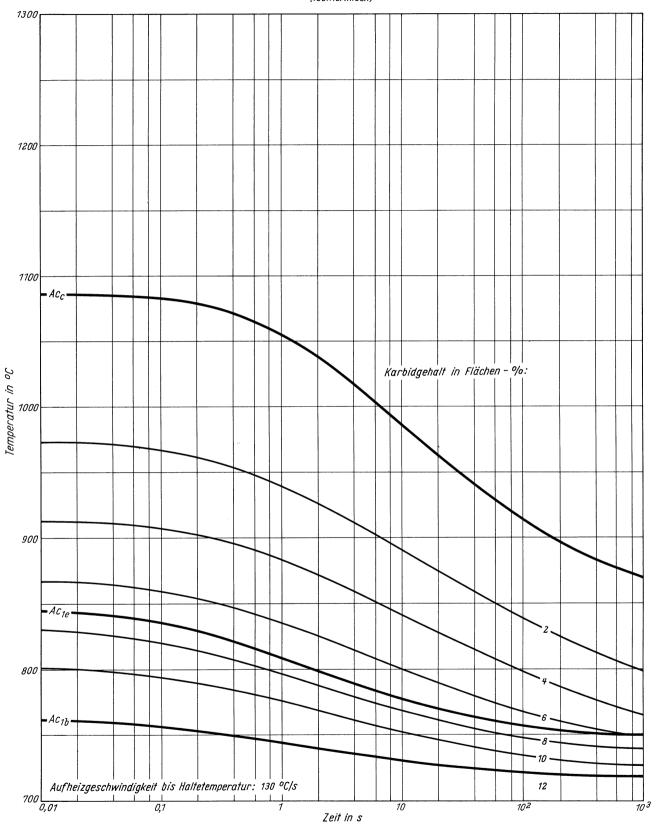
Stahl 90 MnV 8

ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (isothermisch)



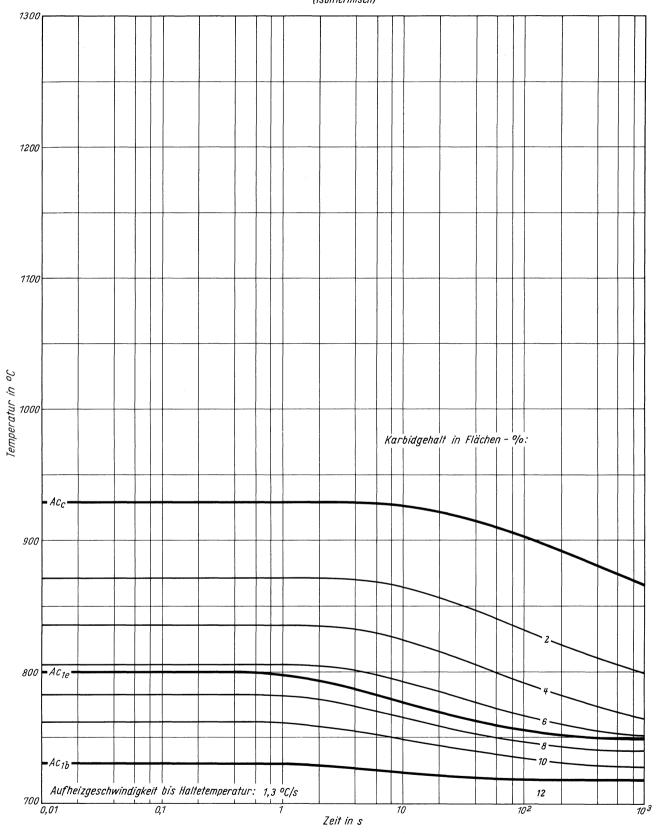
Stahl 90 MnV 8

ZTA -Karbidauflösung -Schaubild (isothermisch)

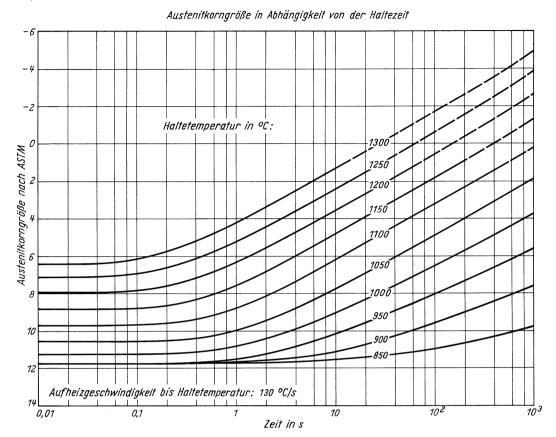


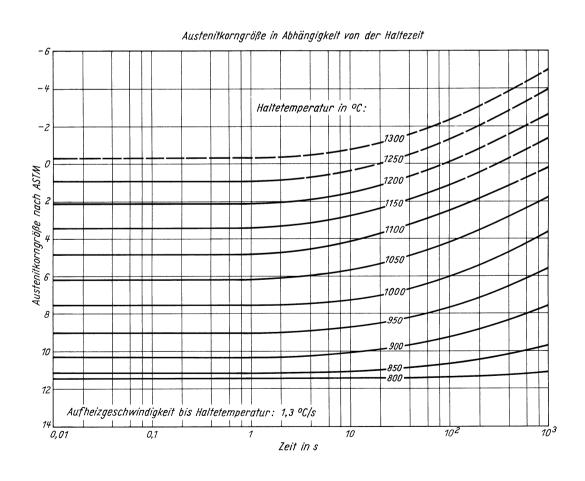
Stahl 90 MnV 8

ZTA -Karbidauflösung -Schaubild (isothermisch)

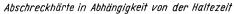


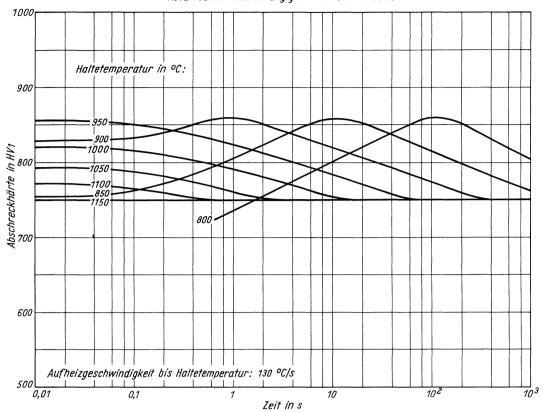
Stahl 90 MnV 8

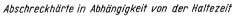


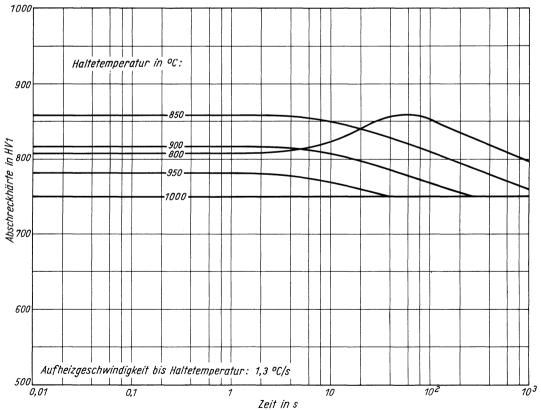


Stahl 90 MnV 8

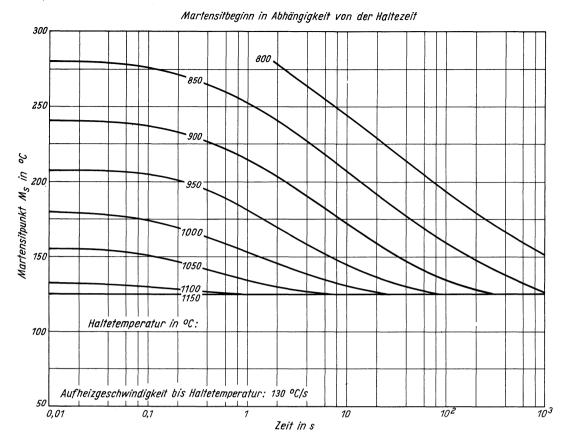


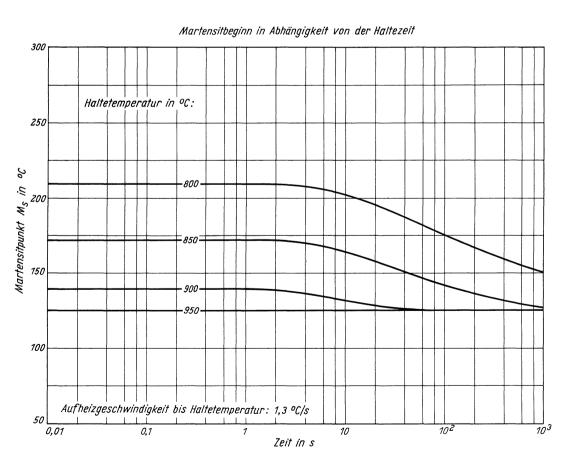






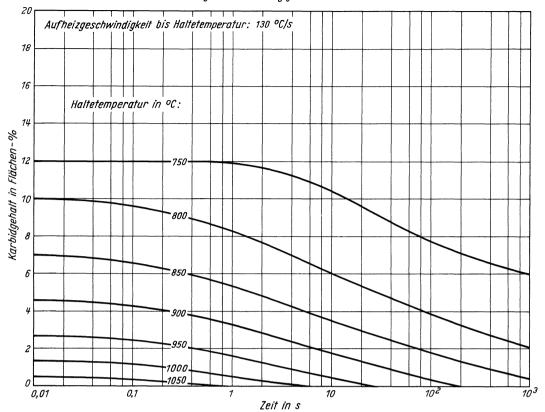
Stahl 90 MnV 8

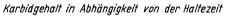


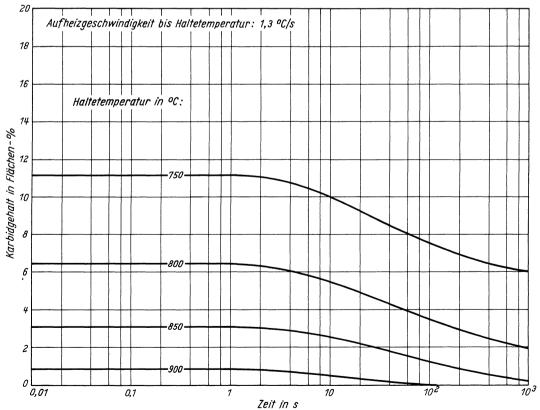


Stahl 90 MnV 8

Karbidgehalt in Abhängigkeit von der Haltezeit







# Stahl 90 MnV 8

# (Schmelze 2)

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.2842

Kaltarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 200  $\,$ 

# Chemische Zusammensetzung in %

	С	Si	Mn	P	s	Al	Cr	Cu	N	Ni	v
Richtwerte	0,90	0,20	2,00	0,030	0,030		0,3				0,10
untersuchte Schmelze 1 untersuchte Schmelze 2	0,89 0,89	0,28 0,29	1,88 2,43	0,027 0,028	0,009 0,008	n. b. 0,020	$0,40 \\ 0,27$	0,10 0,03	n. b. 0,011	$0,18 \\ 0,22$	0,08 0,09

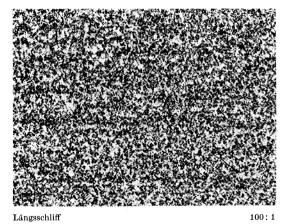
#### Lieferzustand

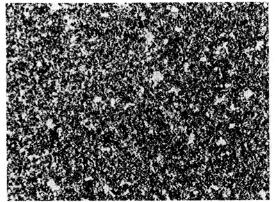
	Erschmelzungsart	Verarbeitung		
untersuchte Schmelze 1	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 10 mm Dmr.		
untersuchte Schmelze 2	bas. Elektro-Ofen, entgast	gewalzt auf 10 mm Dmr.		

# Temperaturen für die Wärmebehandlung nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 200

Weichglühen	Härten in Öl	Anlassen auf
680–720°C	790–820°C	100–300°C

# Gefügebilder des Ausgangszustandes

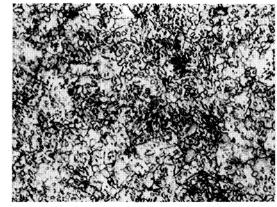




Querschliff 200:1

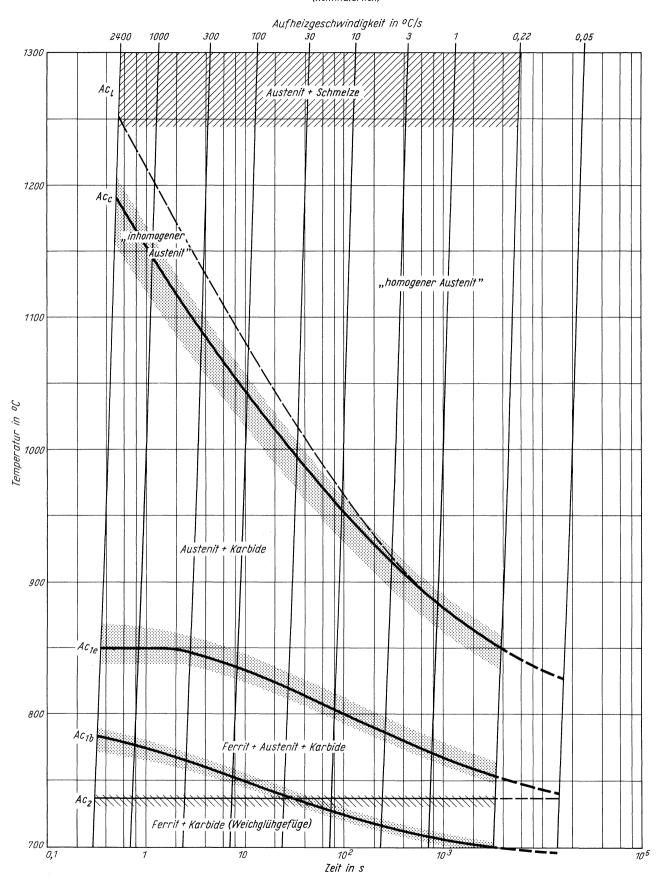
#### ${\bf Verwendete}~\ddot{\bf A}{\bf tzmittel}$

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 31)
Ausgangsgefüge	1,7
Karbide	4
Austenitkorngrenzen	9

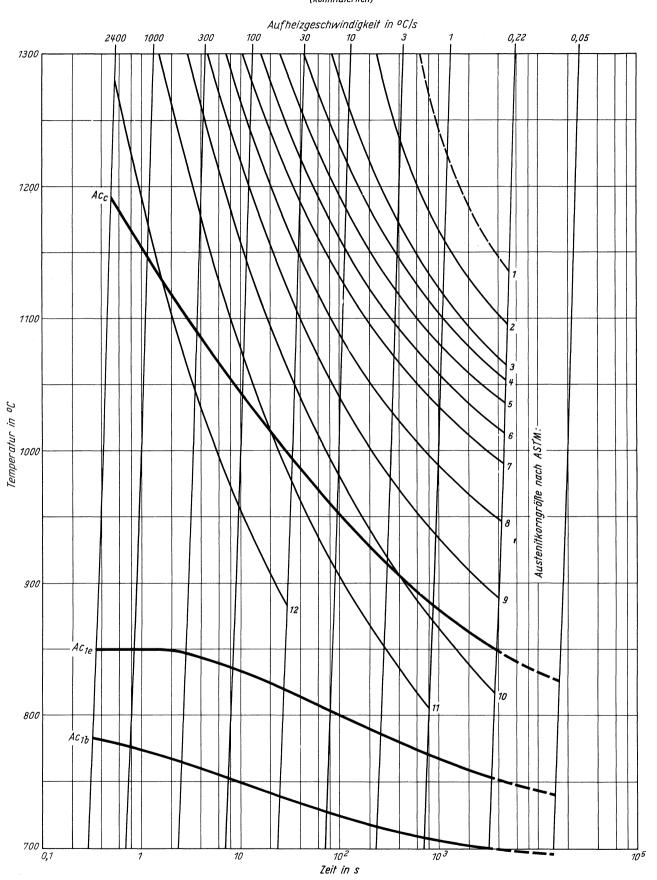


1000:1 Querschliff

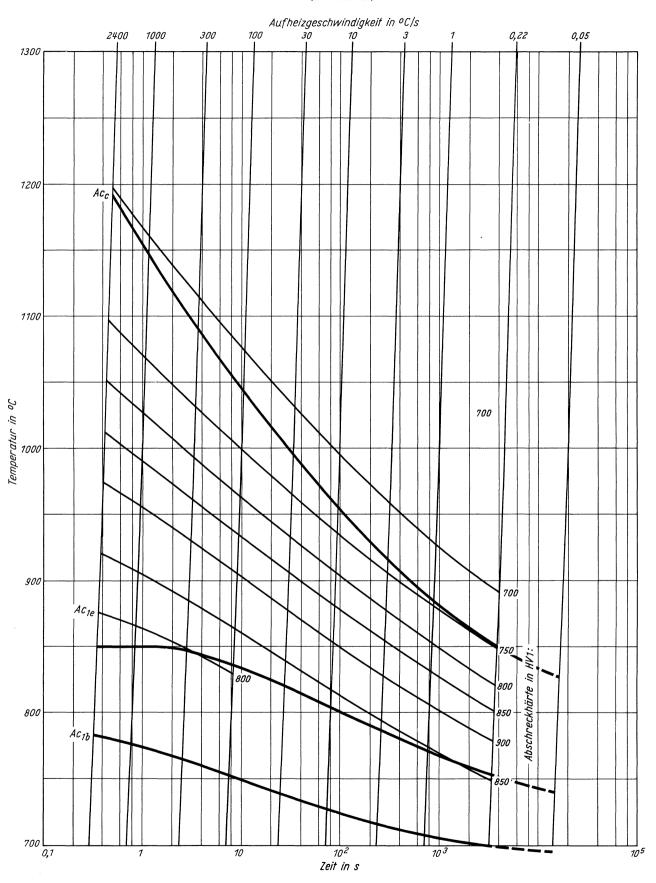
Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (kontinuierlich)



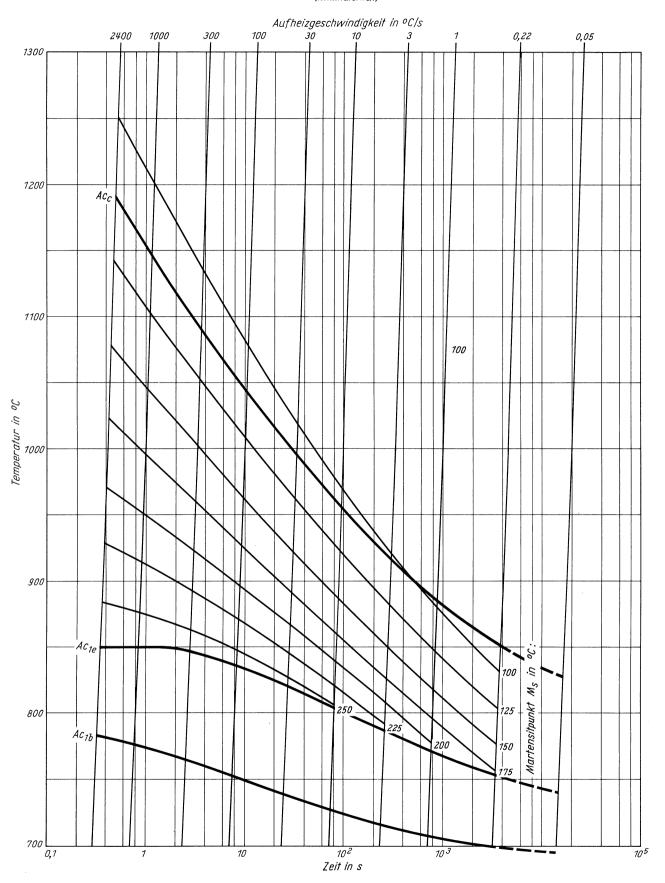
ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)



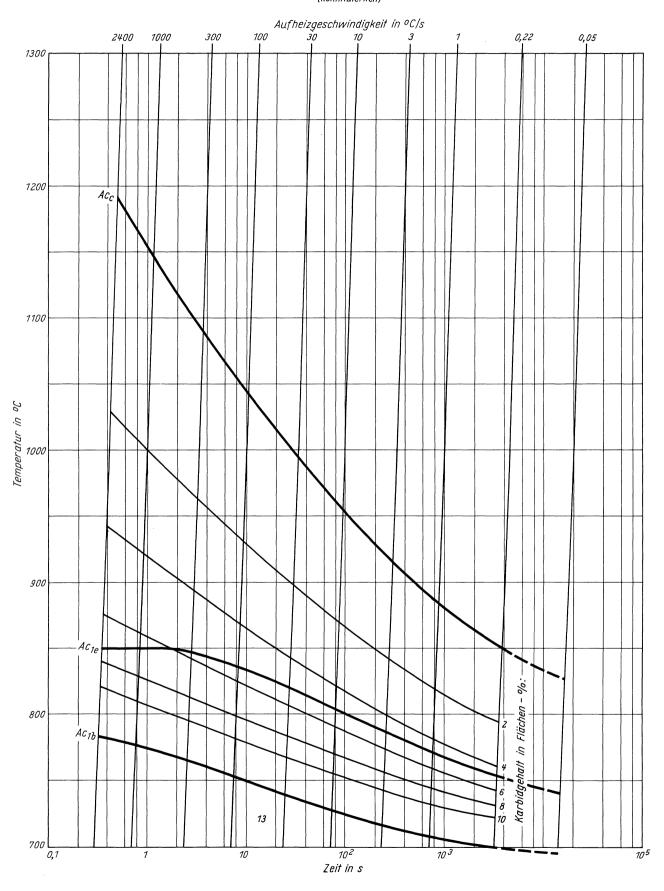
ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (kontinuierlich)



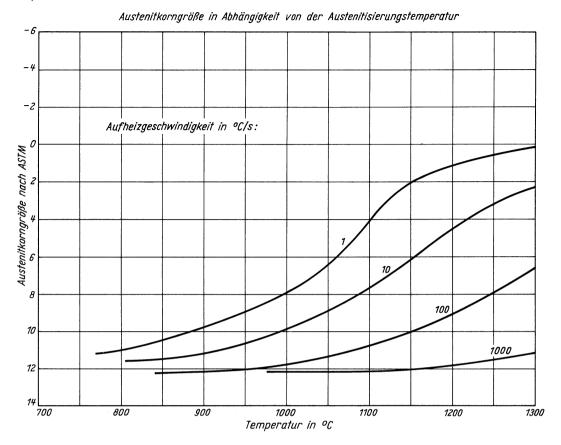
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)

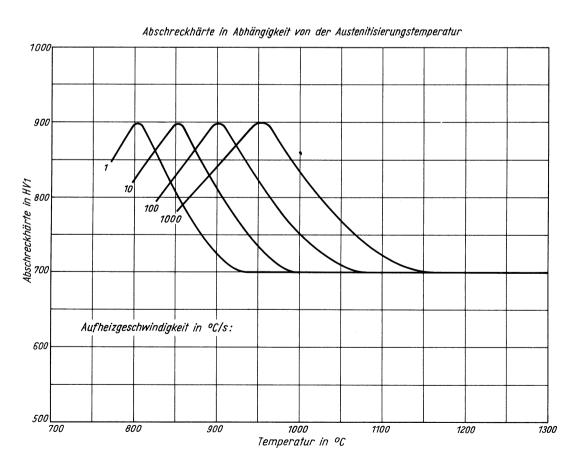


ZTA -Karbidauflösung -Schaubild (kontinuierlich)

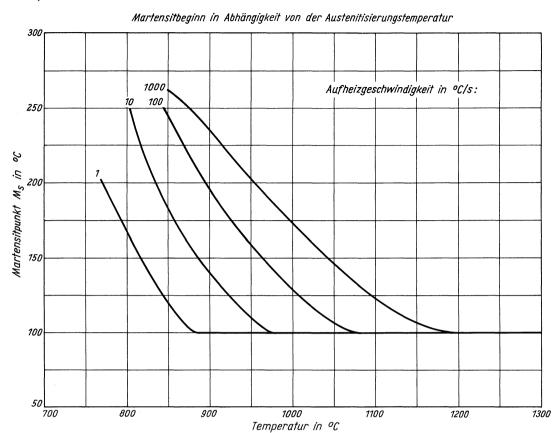


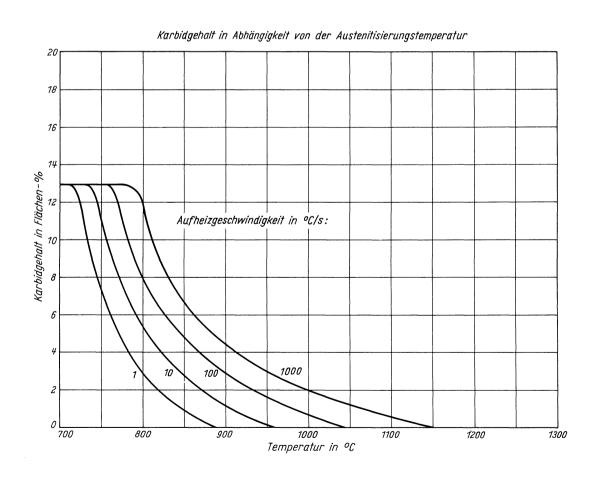
Stahl 90 MnV 8





Stahl 90 MnV 8





(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.2343

Legierter Warmarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt  $250\,$ 

## Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Мо	Ni	v
Richtwerte	0,38	1,0	0,4			5,3		1,1		0,4
untersuchte Schmelze	0,40	1,06	0,38	0,011	0,005	5,12	0,20	1,39	0,04	0,52

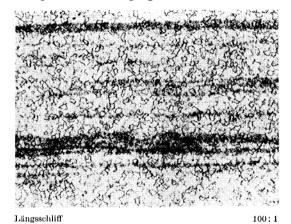
#### Lieferzustand

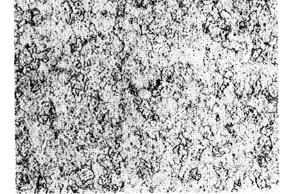
	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 20 mm Dmr.

## Temperaturen für die Wärmebehandlung nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 250

Weichglühen	Härten in Öl, Luft	Anlassen auf
800–840 °C	1000–1050°C	550–650°C

## Gefügebilder des Ausgangszustandes

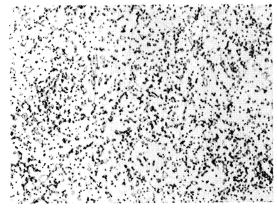




Querschliff 200:1

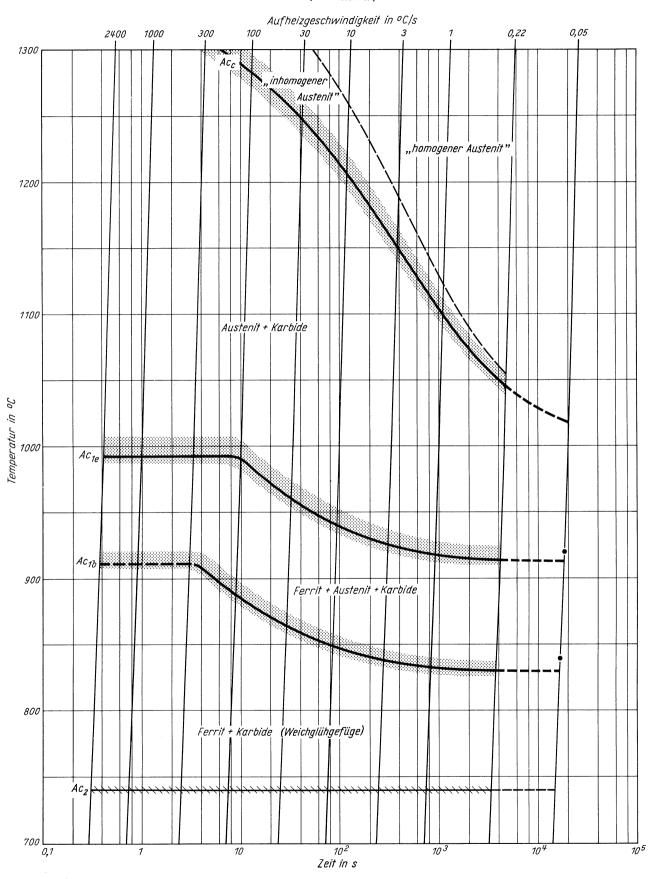
#### Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 31)
Ausgangsgefüge	6
Karbide	3,4
Austenitkorngrenzen	7

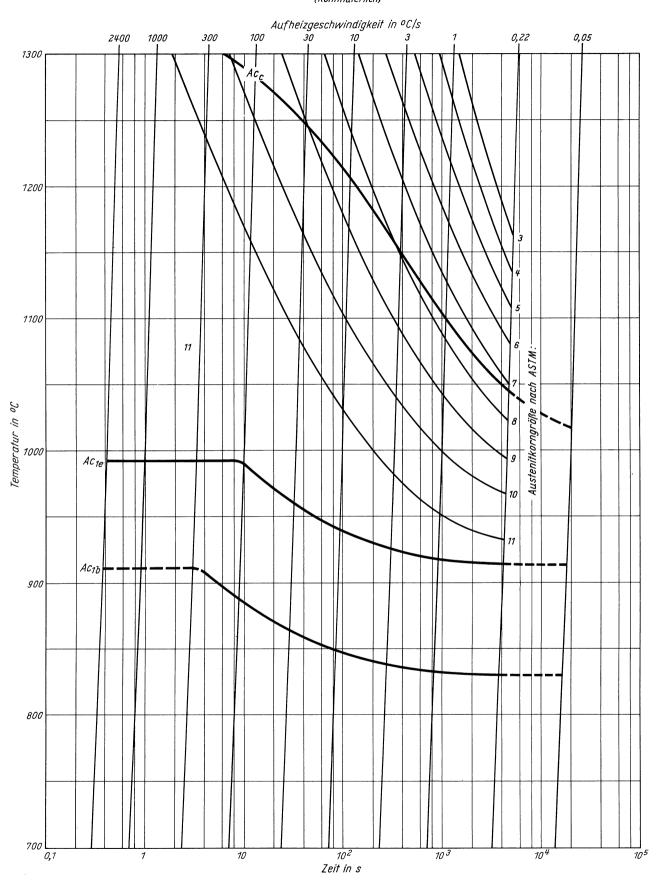


Querschliff 1000: 1

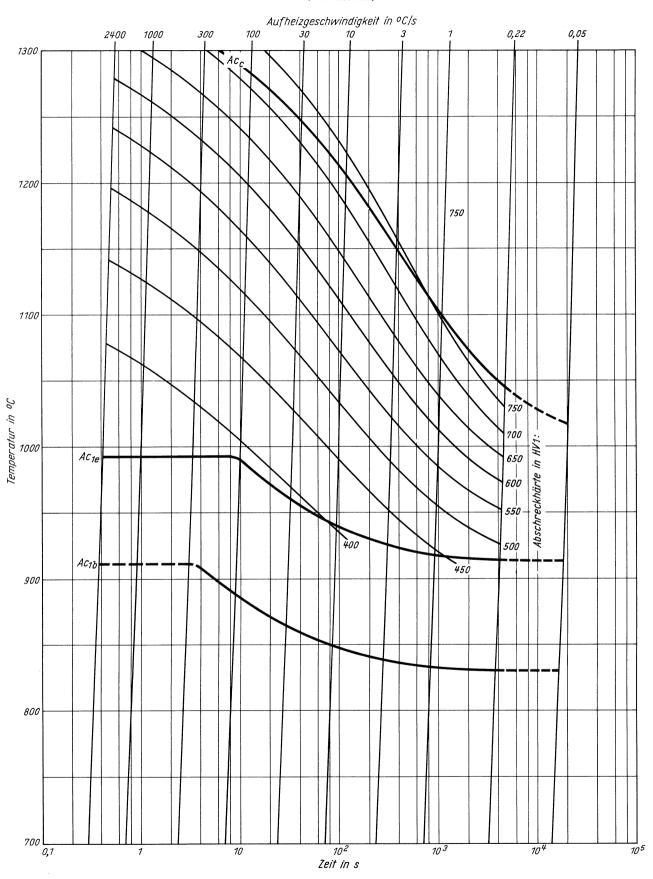
Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (kontinuierlich)



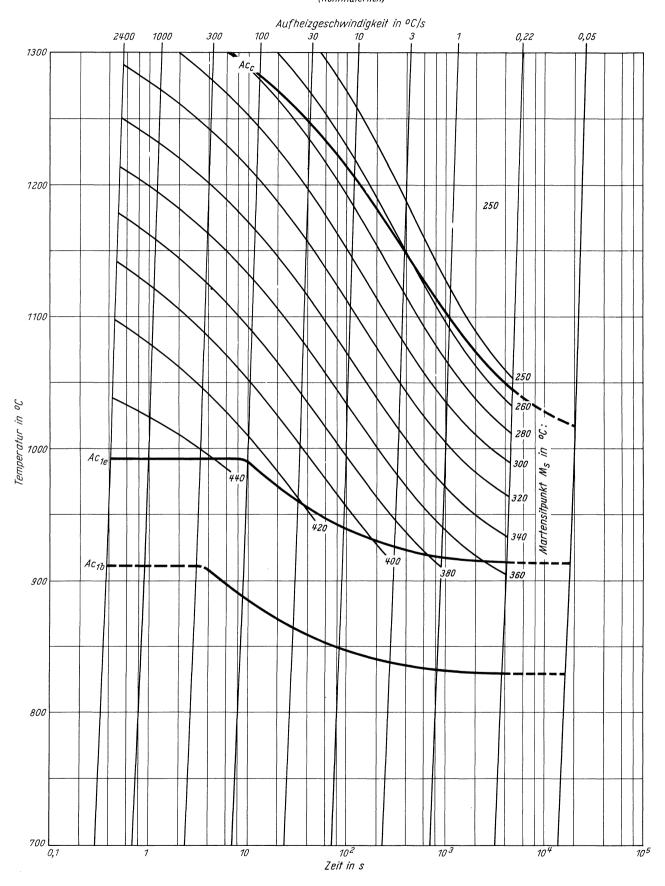
#### ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)



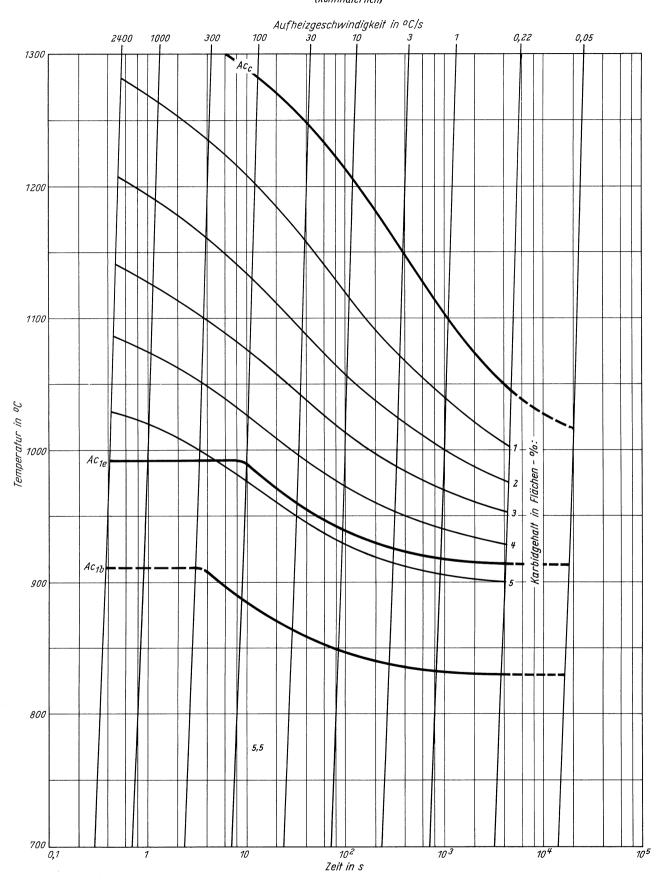
ZTA – Abschreckhärte – Schaubild (kontinuierlich)

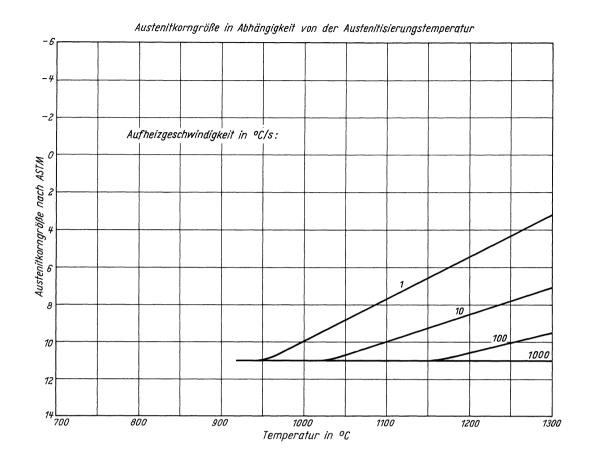


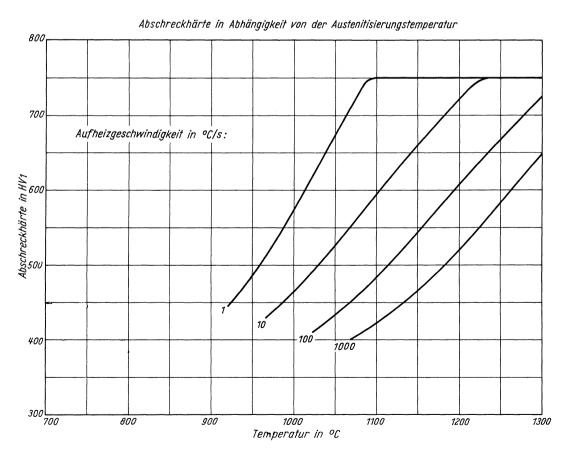
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)

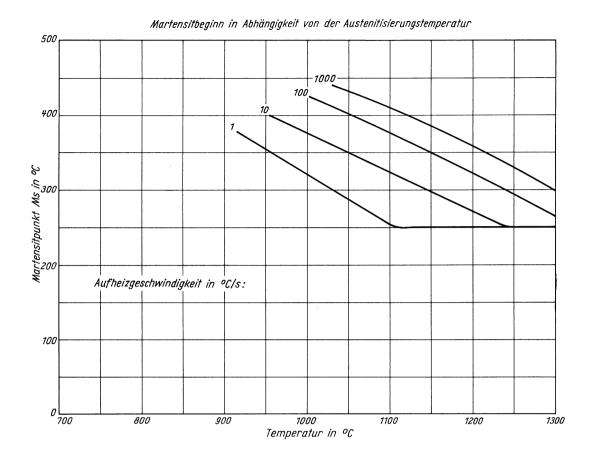


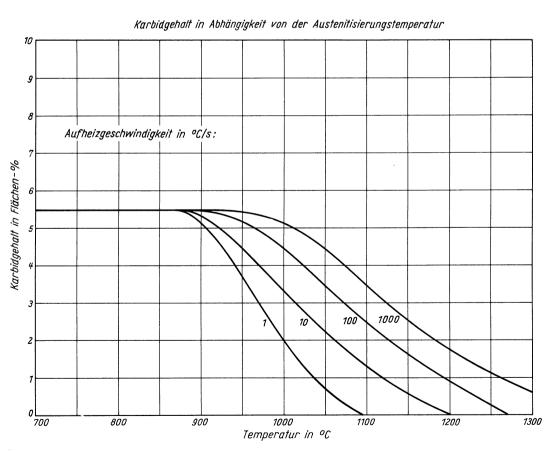
## ZTA -Karbidauflösung -Schaubild (kontinuierlich)



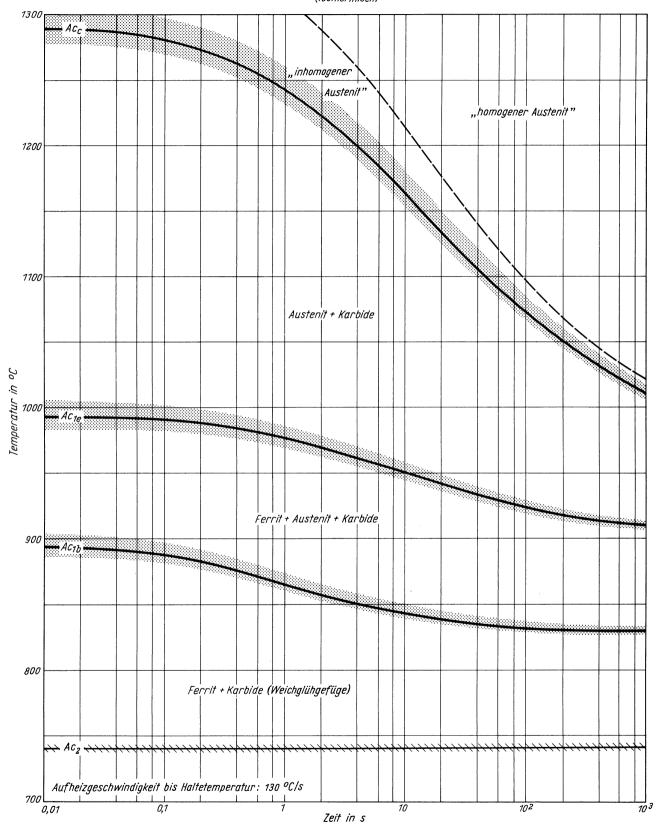


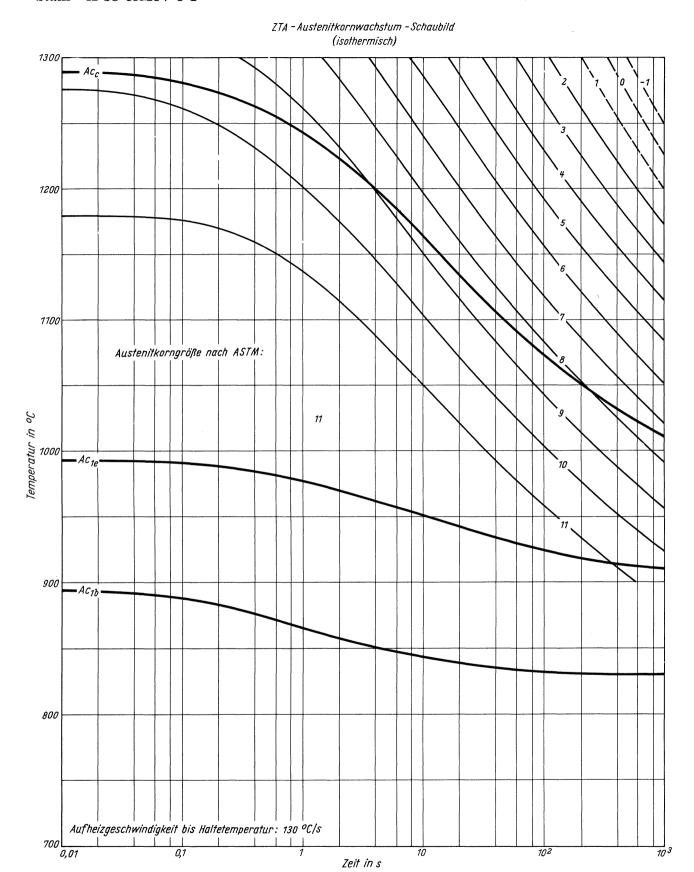


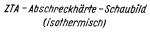


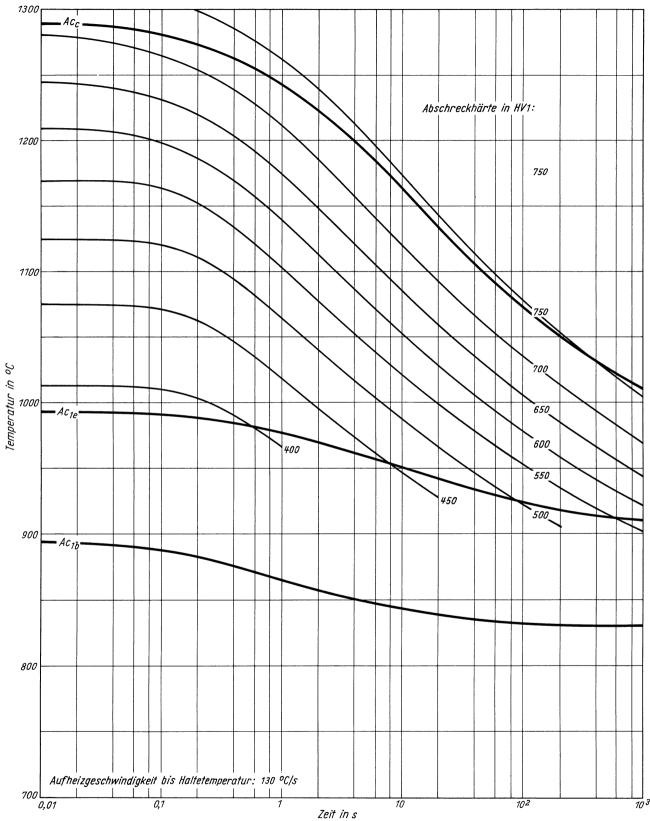


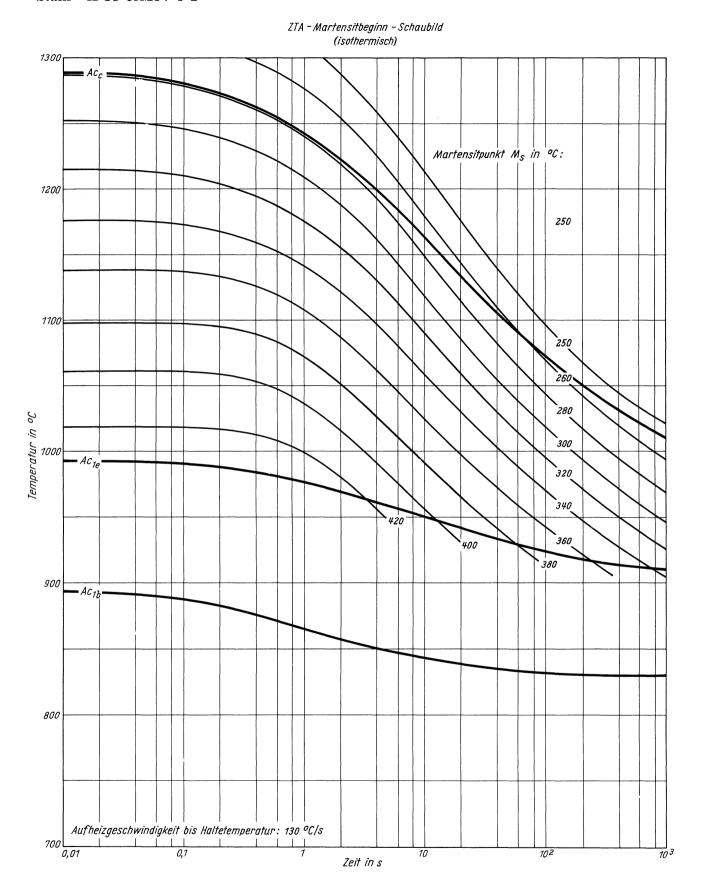
Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (isothermisch)

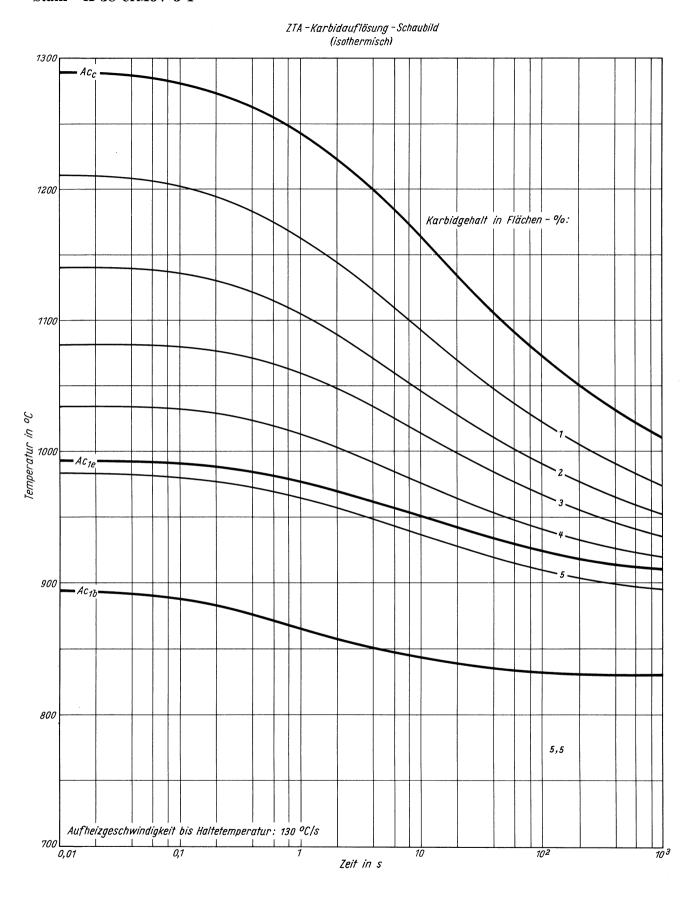


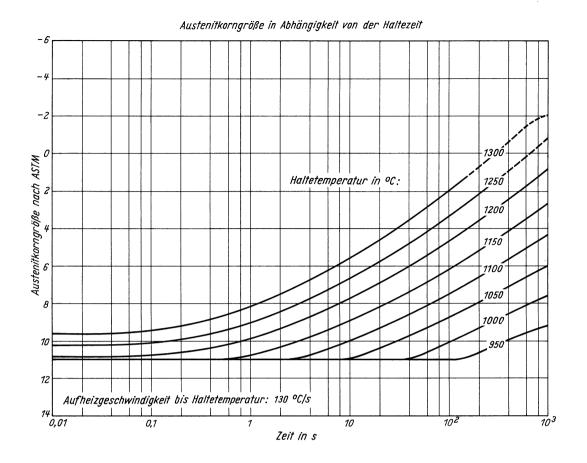


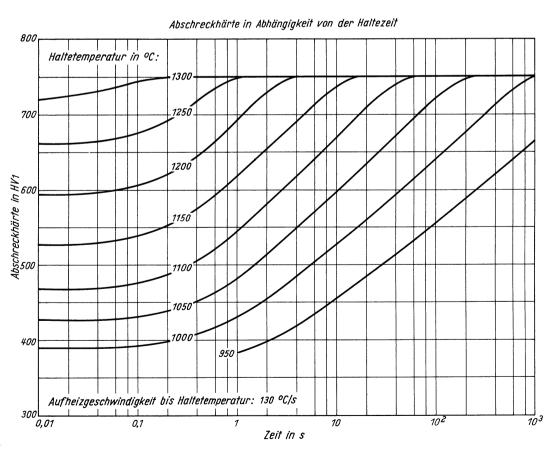


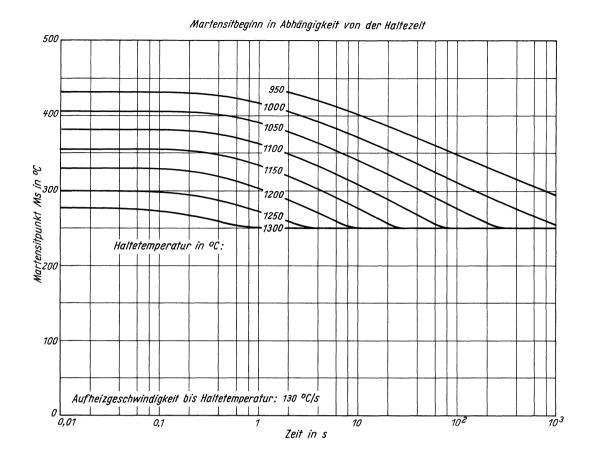


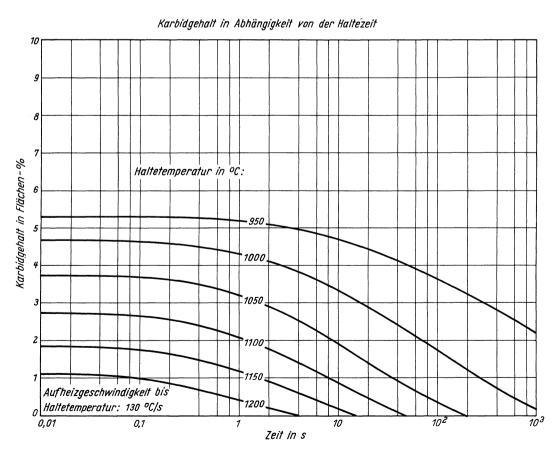












## Stahl X 40 Cr 13

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.4034

Nichtrostender Stahl nach DIN 17440

## Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	s	Al	Cr	Cu	Мо	Ni
Sollwerte mindestens höchstens	0,40 0,50	1,0	1,0				12,0 14,0			
untersuchte Schmelze	0,46	0,42	0,54	0,033	0,016	0,005	12,7	0,16	0,05	0,34

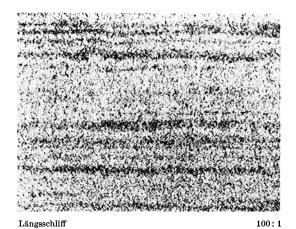
#### Lieferzustand

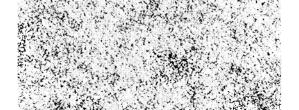
	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 15 mm Dmr.

## Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17440

Weichglühen	Härten in Öl, Luft	Anlassen auf
750–800°C	1000–1050°C	100–200°C

## Gefügebilder des Ausgangszustandes

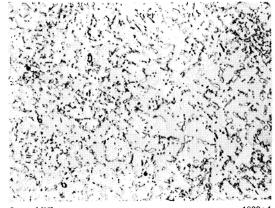




Querschliff 200

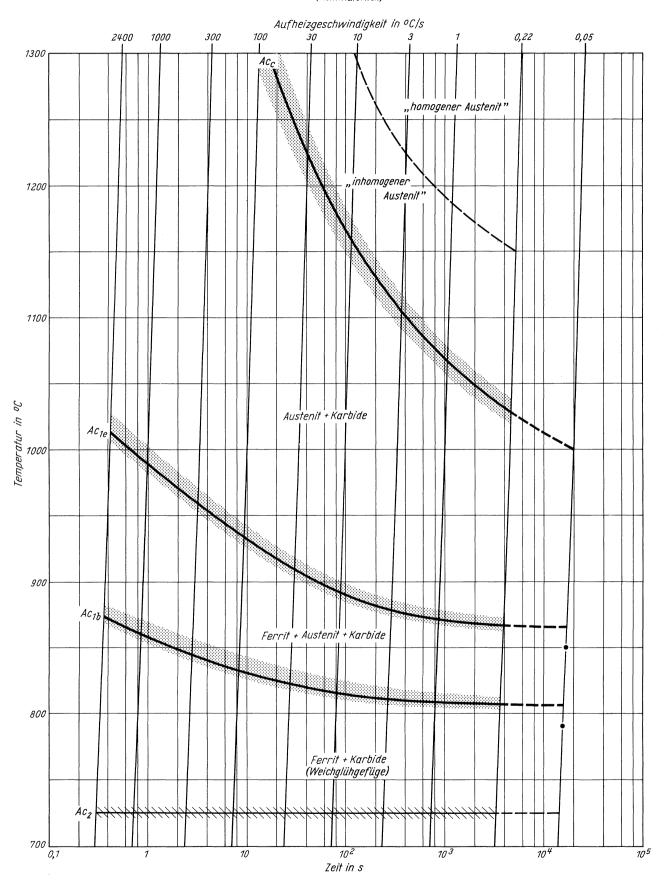
#### Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 31)
Ausgangsgefüge	6
Karbide	3 u. 4
Austenitkorngrenzen	7

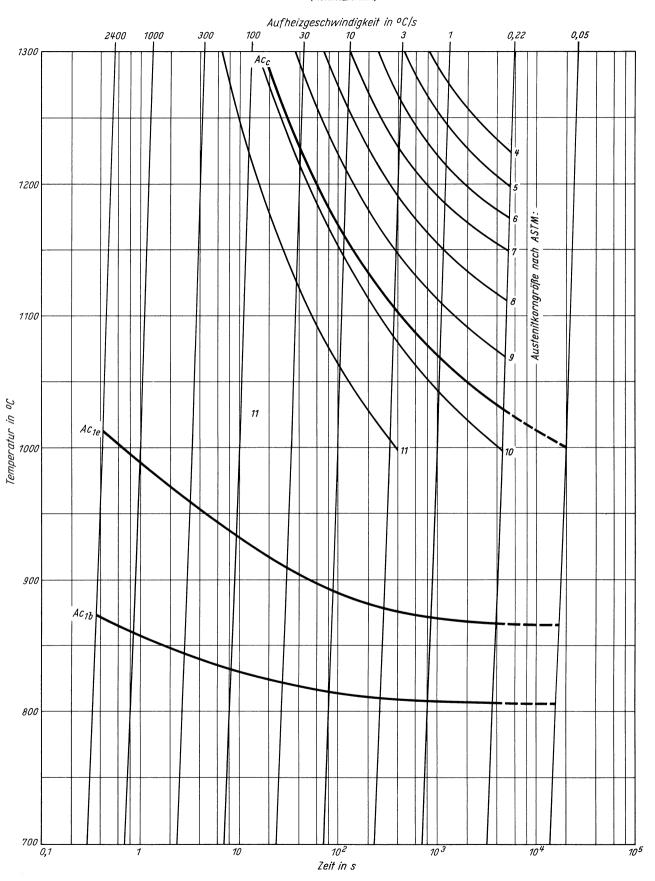


Querschliff 1000: 1

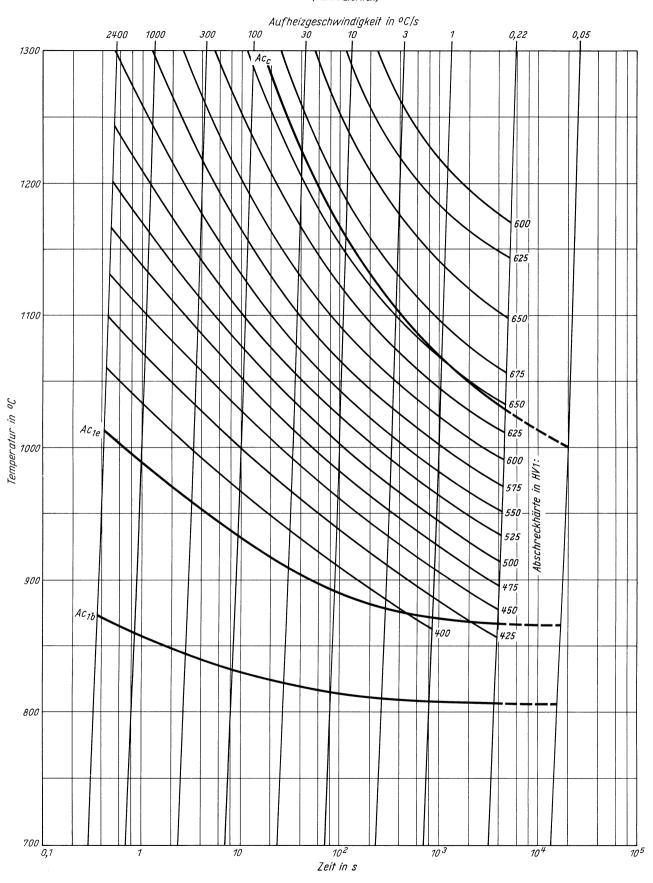
Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (kontinuierlich)



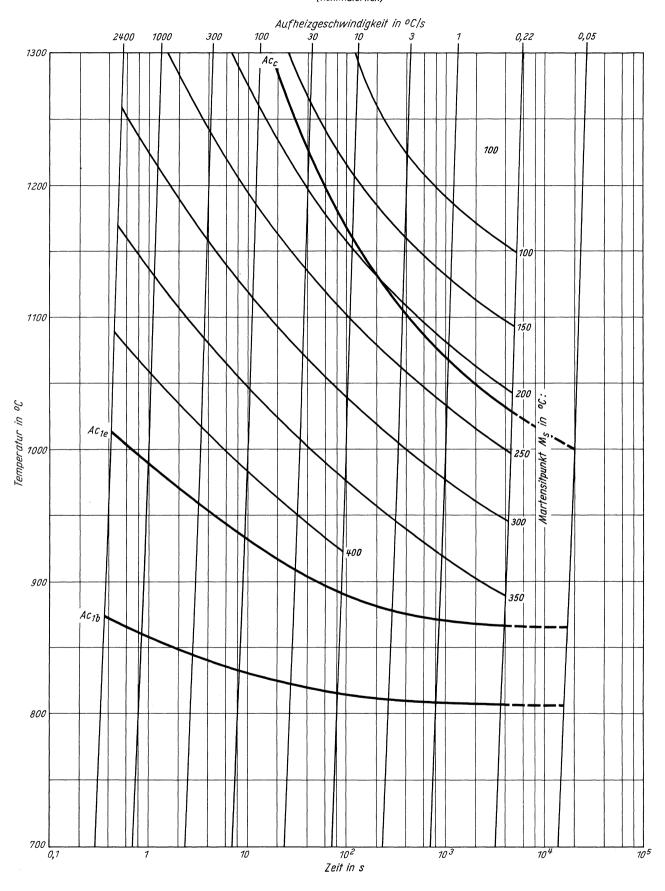
#### ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)

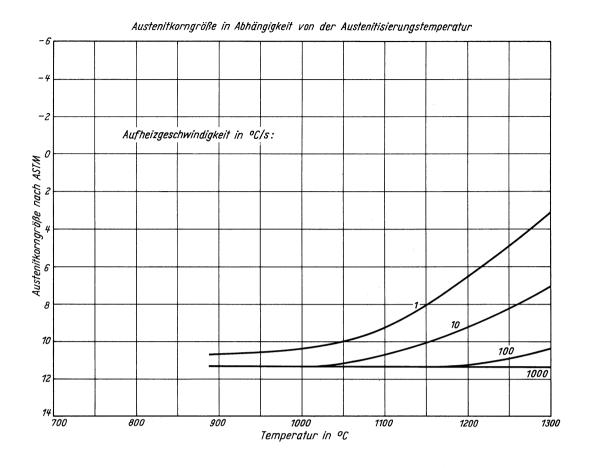


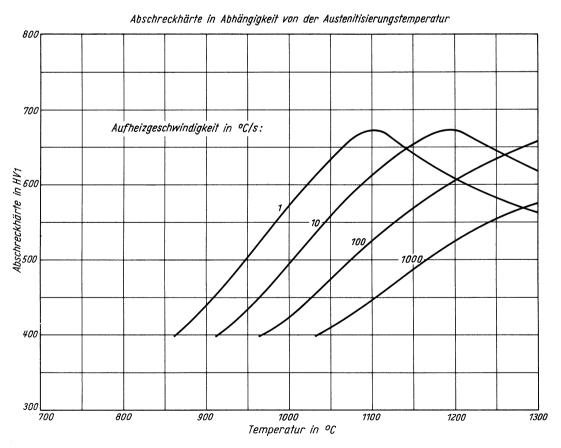
#### ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (kontinuierlich)

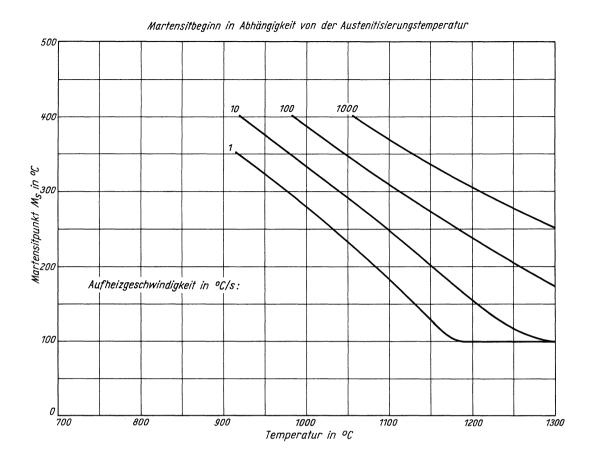


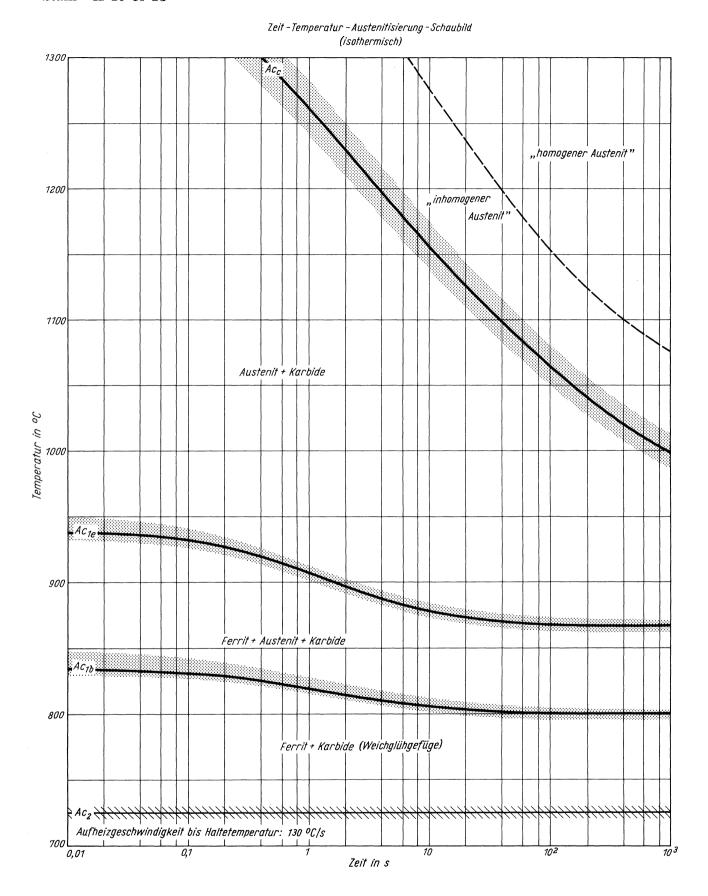
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)

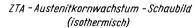


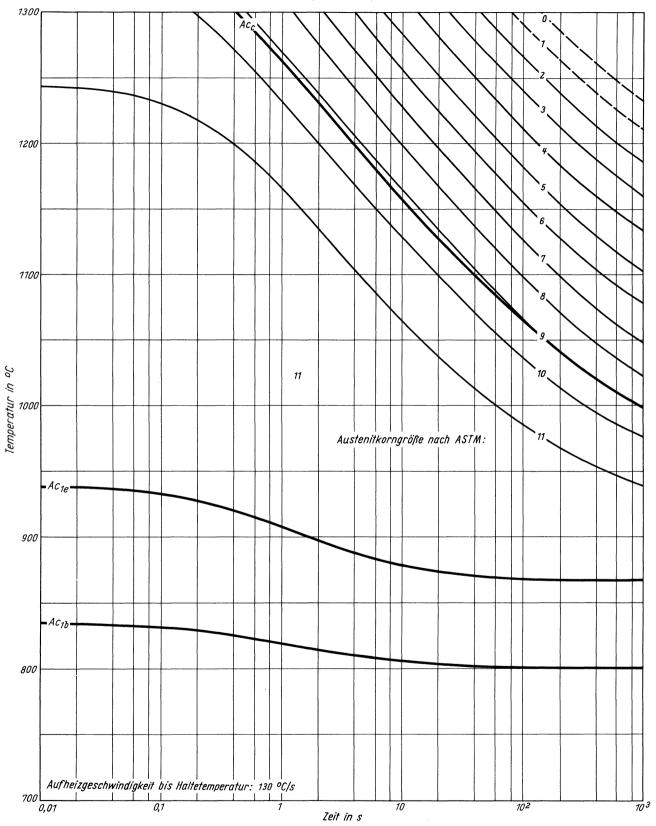


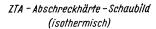


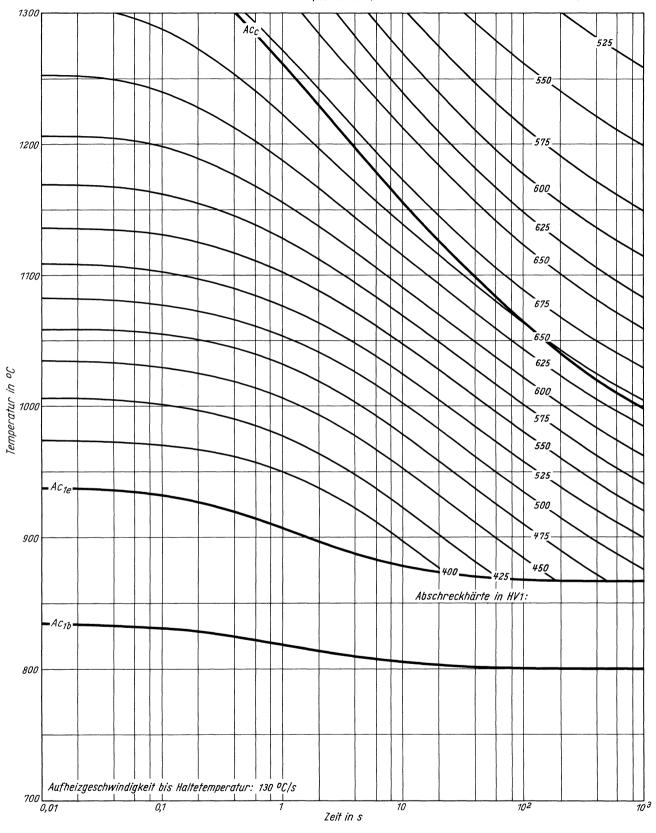


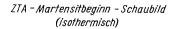


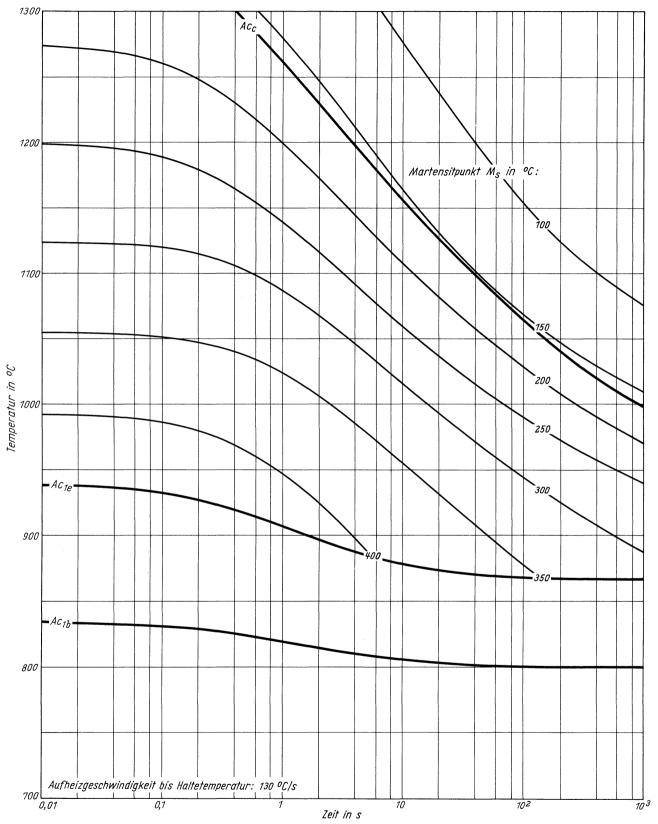




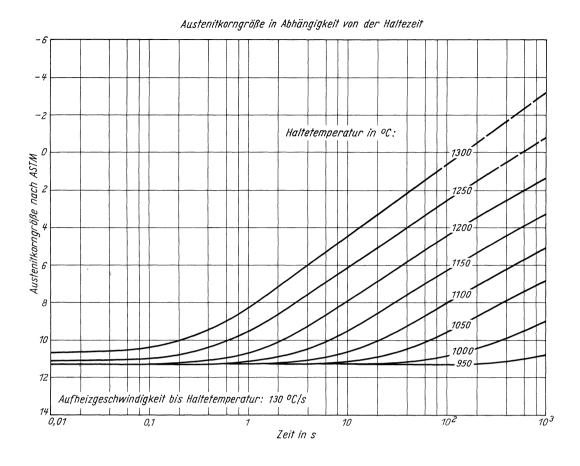


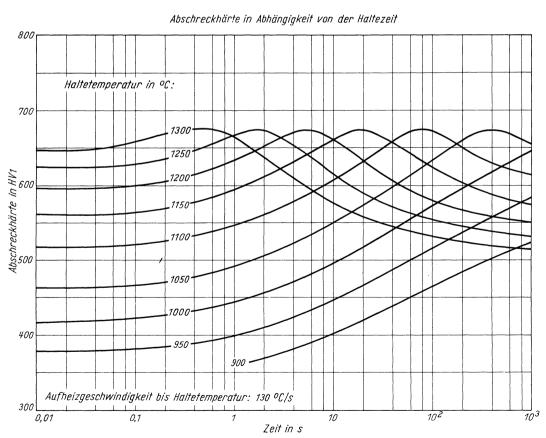


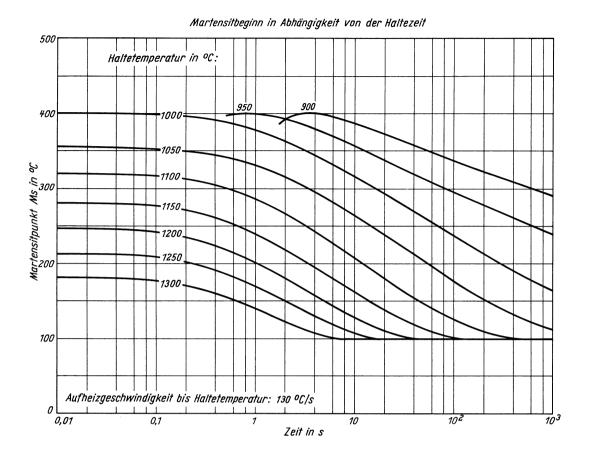




# Stahl X 40 Cr 13







# Stahl X 35 CrMo 17

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.4122

Nichtrostender Stahl nach Stahl-EisenWerkstoffblatt 400

## Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	s	Cr	Мо	Ni	v
Richtwerte mindestens höchstens	0,33 0,43	1,0	1,0			15,5 17,5	1,0 1,3	(1,0)	
untersuchte Schmelze	0,40	0,48	0,64	0,024	0,016	16,4	1,18	0,16	0,08

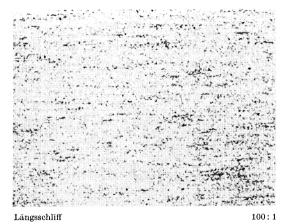
#### Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze	bas. Elektro-Ofen	geschliffen (DIN 671) 8 mm Dmr.

## Temperaturen für die Wärmebehandlung nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt $400\,$

Härten in Öl	Anlassen auf
980–1030°C	$650{-}750^{\circ}\mathrm{C}$

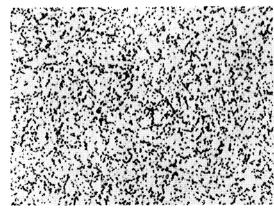
## Gefügebilder des Ausgangszustandes



Querschliff 200:1

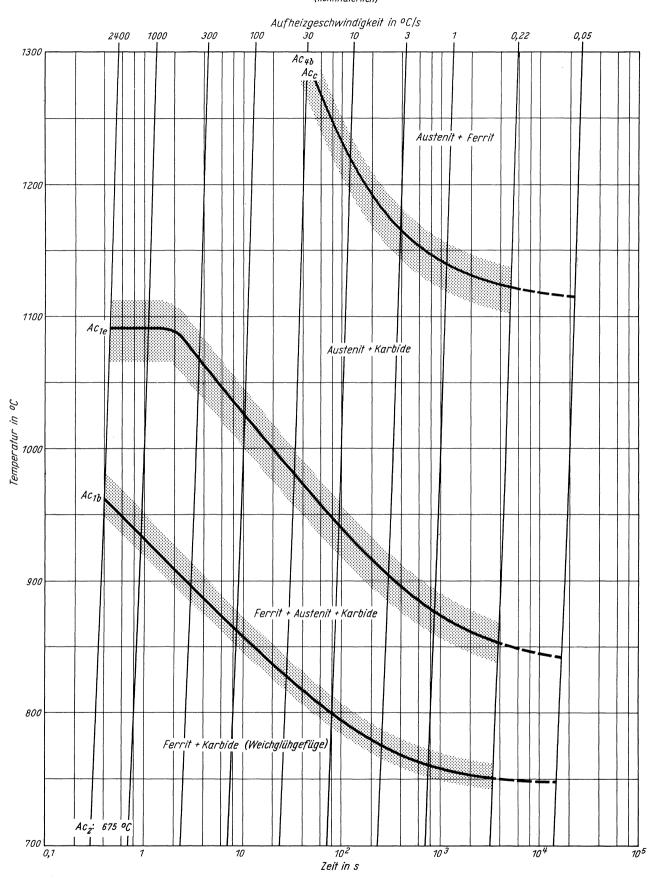
## Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 31)
Ausgangsgefüge	6
Karbide	3 u. 4
Austenitkorngrenzen	9

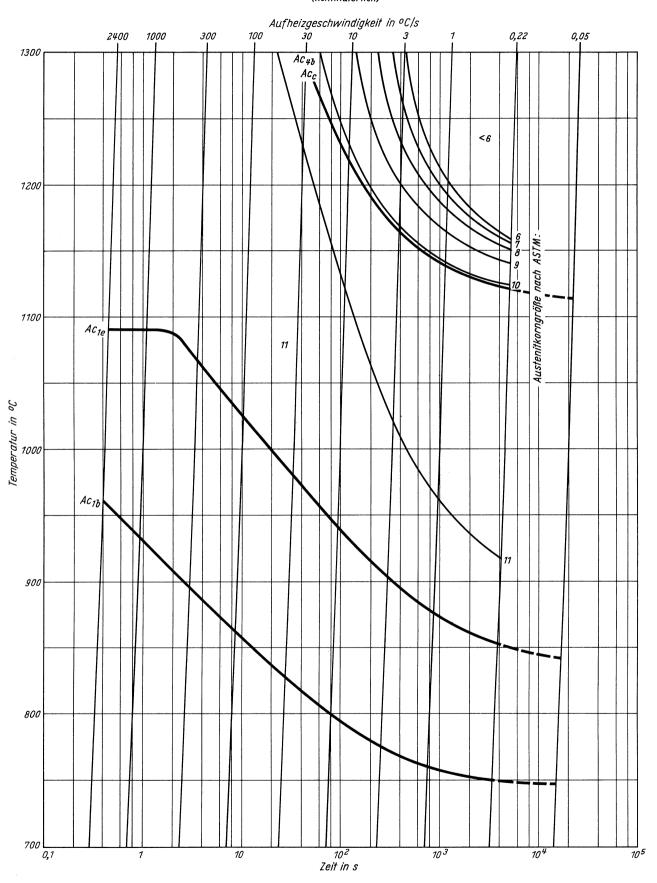


Querschliff 1000:1

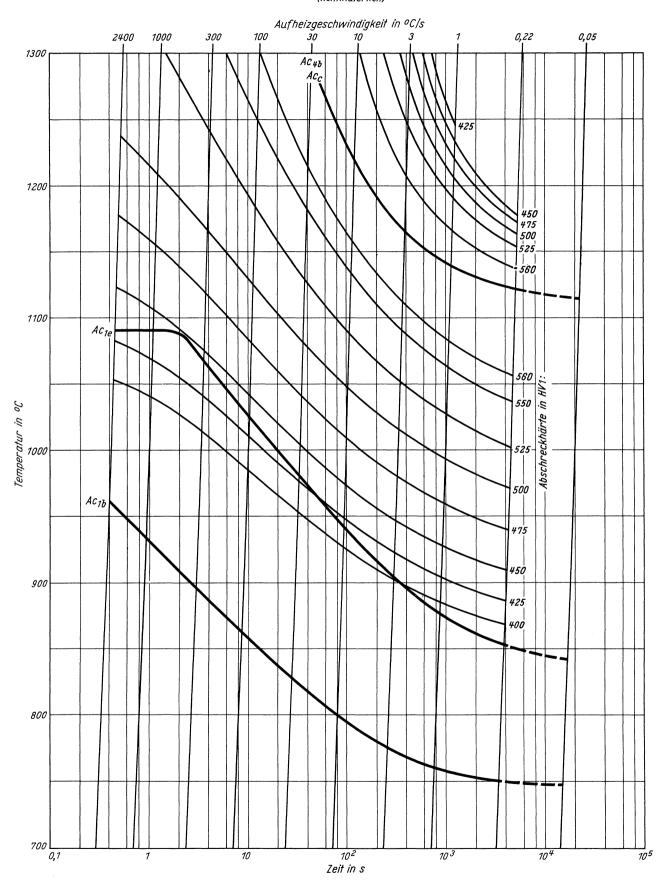
### Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild (kontinuierlich)



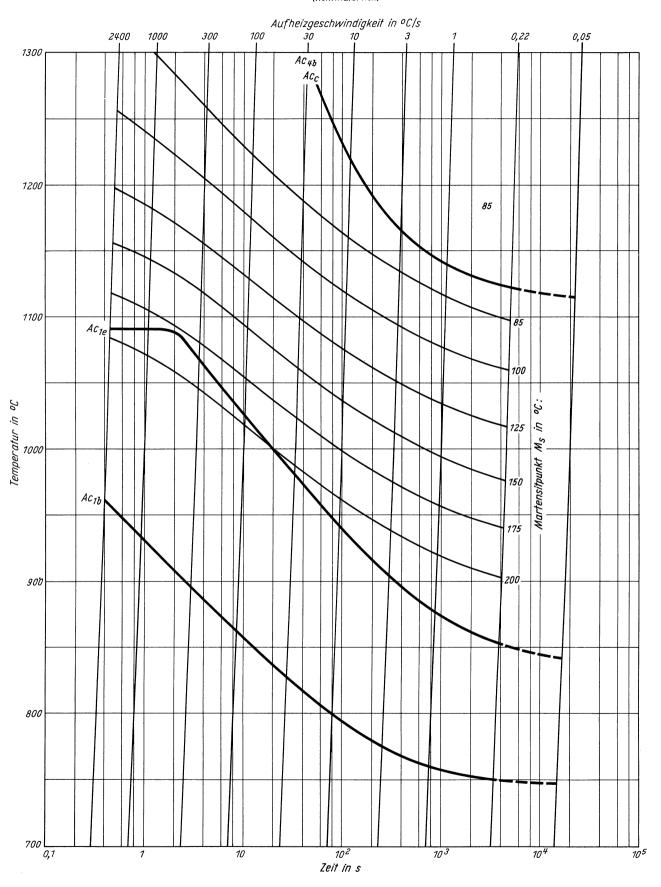
#### ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild (kontinuierlich)

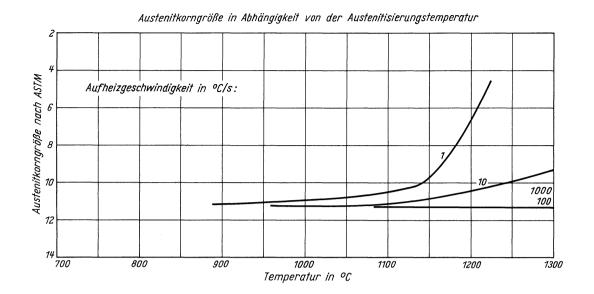


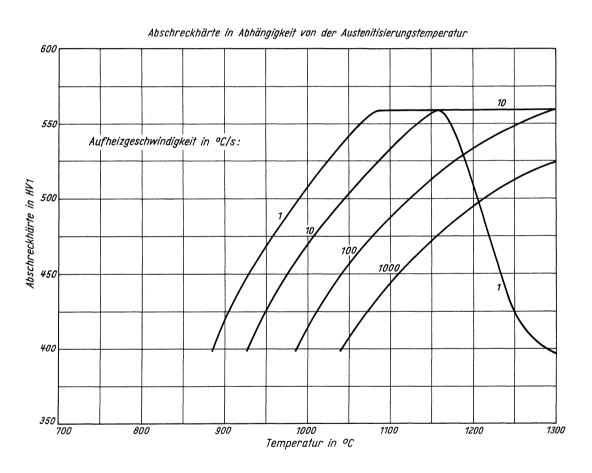
ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (kontinuierlich)

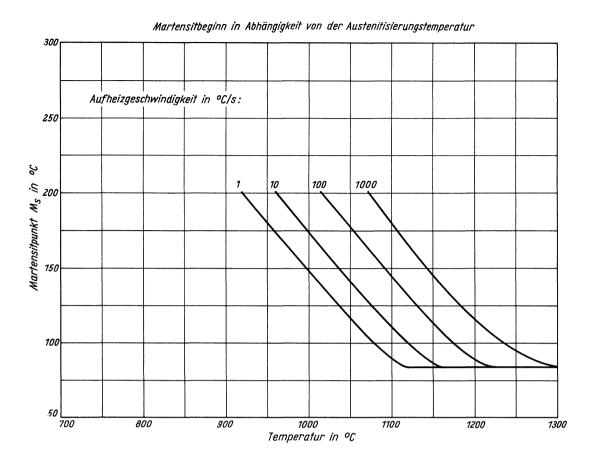


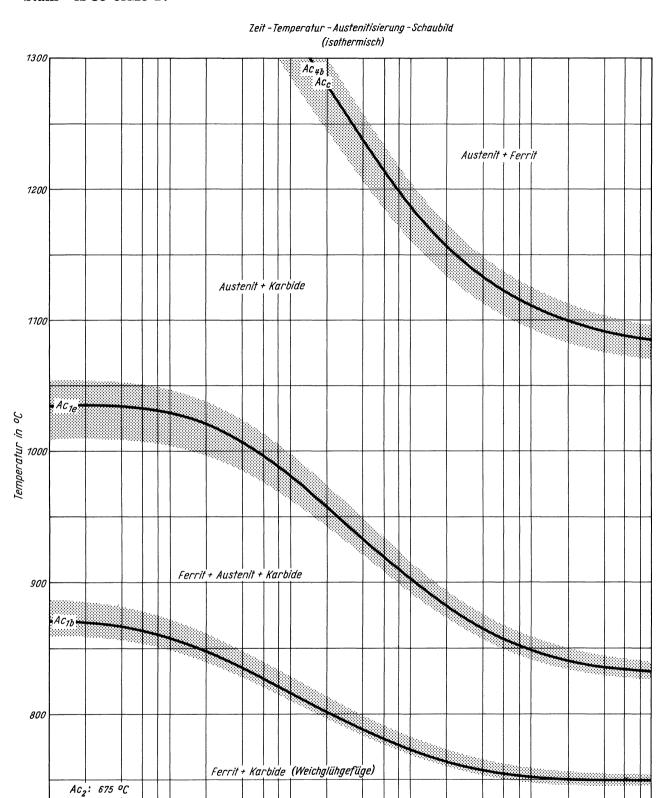
#### ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (kontinuierlich)





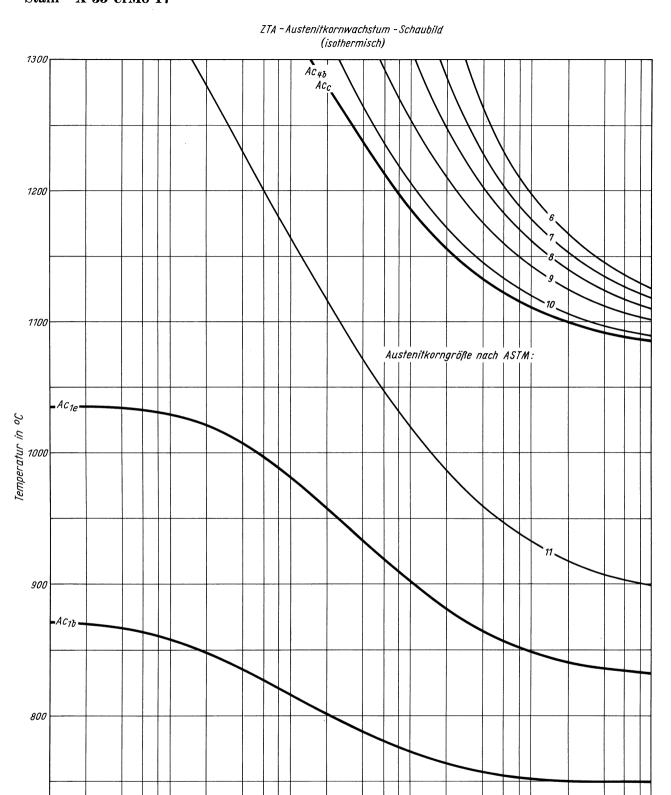






Zeit in s

Aufheizgeschwindigkeit bis Haltetemperatur: 130 °C/s



10

Zeit in s

102

700

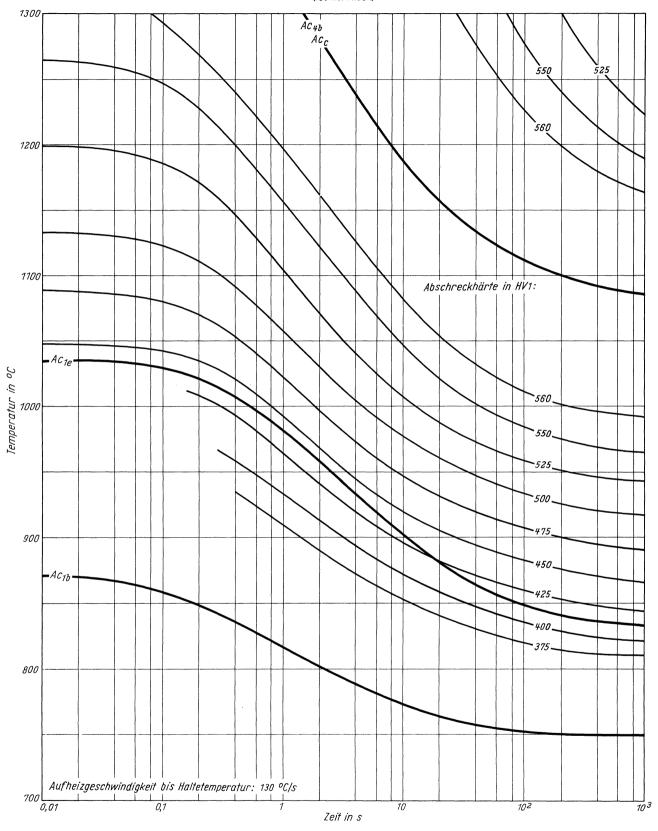
0,01

Aufheizgeschwindigkeit bis Haltetemperatur: 130 °C/s

01 0,1 1

0,1

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild (isothermisch)



### ZTA - Martensitbeginn - Schaubild (isothermisch)

