

ATLAS ZUR WÄRMEBEHANDLUNG DER STÄHLE

www.stahleisen.de

ATLAS ZUR WÄRMEBEHANDLUNG DER STÄHLE

HERAUSGEGEBEN VOM

MAX-PLANCK-INSTITUT FÜR EISENFORSCHUNG

IN ZUSAMMENARBEIT MIT DEM

WERKSTOFFAUSSCHUSS DES

VEREINS DEUTSCHER EISENHÜTTENLEUTE

TEIL I

VON

FRANZ WEVER UND ADOLF ROSE

TEIL II

VON

ADOLF ROSE, WALTER PETER

WERNER STRASSBURG, LEO RADEMACHER

1954/56/58

Berichtigter Nachdruck 1961

VERLAG STAHL EISEN M. B. H., D Ü S S E L D O R F

DIESER BAND ENTHÄLT DIE 3 LIEFERUNGEN

1954 HAUPTTEIL

1956 1. ERGÄNZUNG

1958 2. ERGÄNZUNG

UND IST DAMIT ABGESCHLOSSEN.

EIN ZUSÄTZLICHER BAND ÜBER EINE REIHE WEITERER TECHNISCH WICHTIGER STÄHLE IST VORGESEHEN.

ALLE RECHTE, INSBESONDERE DAS DER ÜBERSETZUNG IN FREMDE SPRACHEN, VORBEHALTEN
OHNE AUSDRÜCKLICHE GENEHMIGUNG DES VERLAGES IST ES AUCH NICHT GESTATTET,
DIESES BUCH ODER TEILE DARAUS AUF PHOTOMECHANISCHEM WEGE
(PHOTOKOPIE, MIKROKOPIE) ZU VERVIELFÄLTIGEN

© 1954/56/58 BY VERLAG STAHLISEN M.B.H. IN DÜSSELDORF

3 O-3-467e

INHALTSÜBERSICHT

TEIL I

TEXT

<p>I-0 Einführung 1</p> <p style="padding-left: 20px;">I-01 Vorwort 1</p> <p style="padding-left: 20px;">I-02 Entwicklung 1</p> <p style="padding-left: 20px;">I-03 Umfang der Untersuchungen 3</p> <p style="padding-left: 20px;">I-04 Auswahl der Stähle 4</p> <p>I-1 Verfahren zur Untersuchung des Umwandlungsverhaltens und Darstellung der Ergebnisse 4</p> <p style="padding-left: 20px;">I-11 Stirnabschreck-Härteprüfung 4</p> <p style="padding-left: 40px;">I-111 Stirnabschreckversuch 4</p> <p style="padding-left: 40px;">I-112 Anlaßversuch 7</p> <p style="padding-left: 20px;">I-12 Isothermisches Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild 8</p> <p style="padding-left: 40px;">I-121 Aufnahmeverfahren 8</p> <p style="padding-left: 40px;">I-122 Darstellung 10</p> <p style="padding-left: 40px;">I-123 Erläuterung isothermischer Umwandlungsvorgänge an einem Beispiel 11</p> <p style="padding-left: 40px;">I-124 Vergleichbarkeit der isothermischen Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder verschiedener Verfasser 12</p> <p style="padding-left: 20px;">I-13 Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild für kontinuierliche Abkühlung 15</p> <p style="padding-left: 40px;">I-131 Aufnahmeverfahren 15</p> <p style="padding-left: 40px;">I-132 Darstellung 17</p> <p style="padding-left: 40px;">I-133 Erläuterung kontinuierlicher Umwandlungsvorgänge an einem Beispiel 18</p> <p style="padding-left: 40px;">I-134 Vergleichbarkeit kontinuierlicher Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder verschiedener Verfasser 19</p> <p style="padding-left: 40px;">I-135 Vergleichende Betrachtung der isothermischen und kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder 23</p> <p>I-2 Das Umwandlungsschaubild für kontinuierliche Abkühlung als Grundlage für die Beurteilung von Abkühlungsvorgängen in Stahlproben unterschiedlicher Abmessung und unter verschiedenen Abkühlungsbedingungen 24</p>	<p style="padding-left: 20px;">I-21 Allgemeines 24</p> <p style="padding-left: 20px;">I-22 Abkühlung zylindrischer Proben 24</p> <p style="padding-left: 20px;">I-23 Abkühlungsverlauf der Stirnabschreckprobe 27</p> <p style="padding-left: 20px;">I-24 Die Stirnabschreckprobe als Hilfsmittel zur Kennzeichnung der Streuung im Umwandlungsverhalten 28</p> <p>I-3 Das Umwandlungsschaubild für kontinuierliche Abkühlung als Grundlage für die Beschreibung der Härbarkeit 30</p> <p style="padding-left: 20px;">I-31 Allgemeines 30</p> <p style="padding-left: 20px;">I-32 Zusammenhang der Härbarkeitskennzahlen mit dem ZTU-Schaubild für kontinuierliche Abkühlung 31</p> <p style="padding-left: 20px;">I-33 Kennzeichnung der Härbarkeit durch die kritischen Abkühlungsvorgänge im ZTU-Schaubild für kontinuierliche Abkühlung 32</p> <p>I-4 Durchführung technischer Wärmebehandlungen auf Grund der Umwandlungsschaubilder 34</p> <p style="padding-left: 20px;">I-41 Allgemeines 34</p> <p style="padding-left: 20px;">I-42 Isothermische Wärmebehandlungsvorgänge 34</p> <p style="padding-left: 20px;">I-43 Kontinuierliche Wärmebehandlungsvorgänge 37</p> <p>I-5 Einfluß der Stahlzusammensetzung und der Wärmeverbehandlung auf die Umwandlungsschaubilder 39</p> <p style="padding-left: 20px;">I-51 Einfluß der Legierungselemente 39</p> <p style="padding-left: 20px;">I-52 Einfluß der Austenitisierungstemperatur 40</p> <p style="padding-left: 20px;">I-53 Grundsätzliche Formen der Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder 40</p> <p>I-6 Der Umwandlungsablauf in den verschiedenen Bereichen der Umwandlungsschaubilder 41</p> <p style="padding-left: 20px;">I-61 Allgemeines 41</p> <p style="padding-left: 20px;">I-62 Perlitumwandlung 42</p> <p style="padding-left: 20px;">I-63 Zwischenstufenumwandlung 43</p> <p style="padding-left: 20px;">I-64 Martensitbildung 44</p>
---	---

VERZEICHNISSE

<p>I-7 Schrifttumsverzeichnis zum Textteil (I-0 bis I-6) 45</p> <p>I-8 Verzeichnis des Schrifttums über Umwandlungsschaubilder 47</p>	<p>I-9 Verzeichnis der im Schrifttum über Umwandlungsschaubilder (I-8) angegebenen Stähle, nach dem Kohlenstoffgehalt geordnet 55</p>
---	---

NACHTRÄGE

<p>Nachtrag zum Textteil 65</p> <p style="padding-left: 20px;">Härtungsverhalten 65</p> <p style="padding-left: 20px;">Umwandlungsverhalten 65</p> <p style="padding-left: 20px;">Darstellung der Ergebnisse in den ZTU-Schaubildern 67</p>	<p>Nachtrag zum Verzeichnis des Schrifttums über Umwandlungsschaubilder 68</p> <p>Nachtrag zum Verzeichnis der im Schrifttum über Umwandlungsschaubilder (S. 68) angegebenen Stähle, nach dem Kohlenstoffgehalt geordnet 71</p>
---	---

INHALTSÜBERSICHT

TEIL II

DECKBLÄTTER

Seite

II-00 Anleitung zum Gebrauch der Deckblätter	79
II-01 Deckblatt: Abkühlungskurven und Abkühlungszeiten für Rundstahl	
II-02 Deckblatt: Abkühlungskurven und Abkühlungszeiten der Stirnabschreckprobe; Abkühlungszeiten der Abkühlungsvorgänge in den ZTU-Schaubildern für kontinuierliche Versuchsführung	
Die beiden Deckblätter befinden sich am Schluß des Buches	

TAFELN

II-100 Chemische Zusammensetzung der in den Tafeln enthaltenen Stähle	81	
Vergütungsstähle		
II-101 A bis F	Stahl Ck 45	83
II-102 A bis F	Stahl 37 MnSi 5	89
II-103 A bis F	Stahl 42 MnV 7	95
II-104 A bis G	Stahl 34 Cr 4	101
II-105 A bis G	Stahl 41 Cr 4	109
II-106 A bis F	Stahl 36 Cr 6	117
II-107 A bis F	Stahl 25 CrMo 4	123
II-108 A bis F	Stahl 34 CrMo 4	129
II-109 A bis F	Stahl 42 CrMo 4	135
II-110 A bis G	Stahl 50 CrMo 4	141
II-111 A bis F	Stahl 27 MnCrV 4	149
II-112 A bis F	Stahl 42 CrV 6	155
II-113 A bis N	Stahl 50 CrV 4	161
Stähle für schwere Schmiedestücke		
II-114 A, D bis F	Stahl 28 NiCrMo 7 4	175
II-115 A/C, D/E, F	Stahl mit 0,3% C und 3% Ni	179
II-116 A/C, D/E, F	Stahl mit 0,45% C und 5% Ni	183
Einsatzstähle		
II-121 A bis F	Stahl 16 MnCr 5	187
II-122 A bis F	Stahl 15 CrNi 6	193
II-123 A bis F	Stahl 18 CrNi 8	199
Federstähle		
II-131 A/C, E/F	Stahl 38 Si 6	205
II-132 A/C, D/E, F	Stahl 71 Si 7	207
Warmarbeitsstähle		
II-201 A, B/C, D bis F	Stahl X 30 WCrV 9 3	210
II-202 A, B/C, D bis F	Stahl X 30 WCrV 5 3	216
II-203 A, B/C, D bis F	Stahl 45 CrVMoW 5 8	222
II-204 A, B/C, D bis F	Stahl X 38 CrMoV 5 1	228
II-205 A, B/C, D bis G	Stahl 45 CrMoV 6 7	234
II-206 A, B/C, D bis F	Stahl 56 NiCrMoV 7	240
Kaltarbeitsstähle		
II-221 A, B/C, D bis F	Stahl X 40 Cr 13	246
II-222 A, B/C, D bis F	Stahl X 210 Cr 12	252
II-223 A, B/C, E, F	Stahl X 210 CrW 12	258
II-224 A, B/C, D bis F	Stahl 145 Cr 6	262
II-225 A, B/C, D bis F	Stahl 100 Cr 6	268
II-226 A, B/C, D bis F	Stahl 105 WCr 6	274
II-227 A, B/C, D bis F	Stahl 61 CrSiV 5	280
II-228 A, B/C, D bis F	Stahl 60 WCrV 7	286
II-229 A, B/C, D bis G	Stahl X 45 NiCrMo 4	292
Unlegierte Werkzeugstähle		
II-241 A, B/C, D bis F	Stahl C 100 W 1	298
II-242 A, B/C, D bis F	Stahl C 70 W 1	304

Schnellarbeitsstähle		Seite
II-261 A/C, D, F	Stahl ABC III	310
II-262 A/C, D, F	Stahl B 18	314
II-263 A/C, D, F	Stahl D	318
II-264 A/C, D, F	Stahl DMo 5	322
II-265 A/C, D, F	Stahl E 18 Co 5	326
Stähle für besondere technische Zwecke, insbesondere Kesselbleche, warmfeste Rohre und Trommeln		
II-301 A, D/E, F	Stahl mit 0,2% C; 1,2% Mn; 1% Cu; 0,6% Ni	330
II-302 A, D bis F	Stahl mit 0,2% C; 1% Mn; 1% Cu; 0,25% Mo; 0,8% Ni	334
II-311 A, E/F	Stahl mit 0,15% C und 0,5% Mn	338
II-312 A, E/F, G bis J	Stahl 19 Mn 5	340
II-313 A, C/E	Stahl mit 0,4% C und 1,8% Mn	346
II-321 A, D/E, F	Stahl mit 0,15% C; 1,2% Cr; 0,25% Ni; 0,3% V	348
II-322 A, E/F	Stahl 10 CrMo 9 10	352
II-323 A, E/F	Stahl 13 CrMo 4 4	354
II-324 A, E/F	Stahl 20 MnMo 4	356
Warmfester Stahlguß		
II-381 A, E/F	Stahlguß mit 0,15% C; 1% Cr; 0,9% Mo; 0,2% V	358
II-382 A, E/F	Stahlguß GS-22 CrMo 5 4	360
Stähle für Forschungszwecke		
II-401 A, D/E, F	Stahl mit 1% C und 2% Mn	362
II-402 A, D/E, F	Stahl mit 0,45% C und 2% Mn	366
II-403 A, D, F	Stahl mit 0,45% C und 3,5% Cr	370

ATLAS ZUR WÄRMEBEHANDLUNG DER STÄHLE

TEIL I

VON

FRANZ WEVER UND ADOLF ROSE

I-0 Einführung

I-01 Vorwort

Die mit diesem Atlas vorgelegte Zusammenstellung von Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubildern verfolgt den Zweck, die bisher weitgehend erfahrungsmäßig betriebene Wärmebehandlung der Stähle auf versuchsmäßig erarbeitete Grundlagen zu stellen und damit dem heutigen Stande der Erkenntnisse anzugleichen. Sie stützt sich im wesentlichen auf Versuchsergebnisse, die, zum Teil nach neuen Verfahren, im Max-Planck-Institut für Eisenforschung erarbeitet wurden.

An erster Stelle sei hier den zahlreichen an dieser Zusammenstellung beteiligten Mitarbeitern des Instituts für ihre Hilfe auf das herzlichste gedankt. Unser Dank gilt weiterhin dem Werkstoffausschuß des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute, der diese Arbeit durch seine lebhafteste Anteilnahme und durch vielfache Ratschläge gefördert hat. Der Forschungsausschuß des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute und das Wirtschaftsministerium des Landes Nordrhein-Westfalen ermöglichten die Durchführung der Versuchsarbeiten durch Bereitstellung von Mitteln. Die benötigten Stähle wurden von den Stahlwerken zur Verfügung gestellt. Allen diesen Förderern sei auch an dieser Stelle noch einmal herzlichst gedankt.

I-02 Entwicklung

Die Zustandsdiagramme der Stähle, wie die der metallischen Legierungen überhaupt, geben ihrer Natur nach nur Auskunft über solche Gefügestände, wie sie sich bei längerem Halten auf gleichbleibender Temperatur oder bei sehr langsamem Abkühlen einstellen, d. h. über Zustände, die dem Gleichgewicht nahekommen. Sie vermögen dagegen nichts darüber auszusagen, welche Zustände sich bei schnellerer Abkühlung ausbilden, wenn die den Gleichgewichten entsprechenden Umwandlungen durch erhöhte Abkühlungsgeschwindigkeit mehr oder weniger unterdrückt oder durch andere Vorgänge ersetzt sind. Alle Bemühungen, die Gleichgewichtsdiagramme durch zusätzliche Angaben auch für diese Art der Wärmebehandlung brauchbar zu machen, mußten deshalb scheitern.

Einen ersten Versuch, die Abkühlungsgeschwindigkeit als dritte Veränderliche neben Temperatur und Zusammensetzung in die Darstellung einzuführen, unternahm F. WEVER

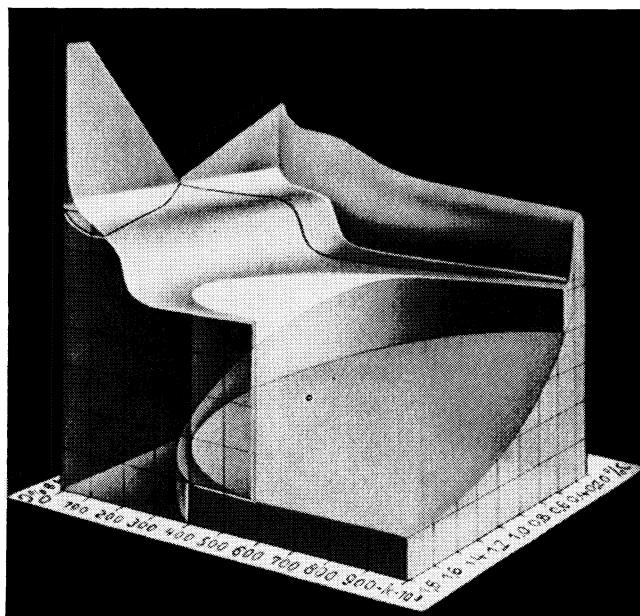


Bild 1. Temperatur-Konzentrations-Abkühlungsgeschwindigkeits-Raummodell der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen (nach F. Wever und A. Rose)

und N. ENGEL¹⁾ in einer Arbeit aus dem Jahre 1930. In dieser Arbeit untersuchen F. WEVER und N. ENGEL den Einfluß der Abkühlungsgeschwindigkeit auf die Umwandlungen und die Gefüge der Kohlenstoffstähle, ausgehend von den Gleichgewichten des Zustandsdiagramms bis zu den Abkühlungsgeschwindigkeiten, die bei der Härtung vorkommen. Sie fassen ihre Ergebnisse zu einem räumlichen Temperatur-Konzentrations-Abkühlungsgeschwindigkeits-Schaubild (Bild 1) zusammen, das für jeden Kohlenstoffgehalt und für jede Abkühlungsgeschwindigkeit anschaulich angibt, bei welchen Temperaturen die Umwandlungen ablaufen und welche Gefügestände dabei gebildet werden. Eine wesentliche praktische Bedeutung hat diese Arbeit nicht erlangt. Das gleiche gilt für die anschließenden Arbeiten des Instituts²⁻⁵⁾, in denen der Einfluß der Abkühlungsgeschwindigkeit auf die Umwandlungen an einer Reihe ausgesuchter legierter Stähle untersucht wird (Bild 2).

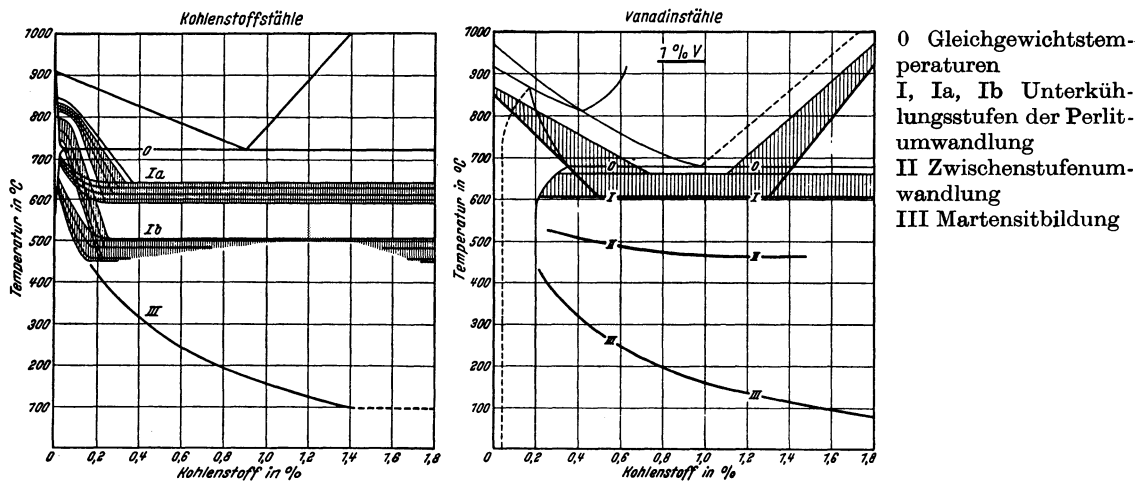


Bild 2. Unterkühlungsstufen eines Kohlenstoff- und eines Vanadinstahles

Inzwischen hatte sich das Schwergewicht der Forschung von dem Nachweis der Umwandlungen überhaupt und der Bestimmung der Umwandlungstemperaturen auf das Studium der Umwandlungskinetik verlagert; an die Stelle der Abkühlungskurve als Hilfsmittel zur Bestimmung der Umwandlungstemperaturen war die Isotherme zur Ermittlung des kinetischen Ablaufs einer Umwandlung getreten. Dieses Verfahren wird in den Arbeiten des Instituts zum erstenmal in einer Veröffentlichung von F. WEVER und H. LANGE⁶⁾ aus dem Jahre 1932 angewendet (Bilder 3 und 4). Die Temperaturabhängigkeit des Umwandlungs-

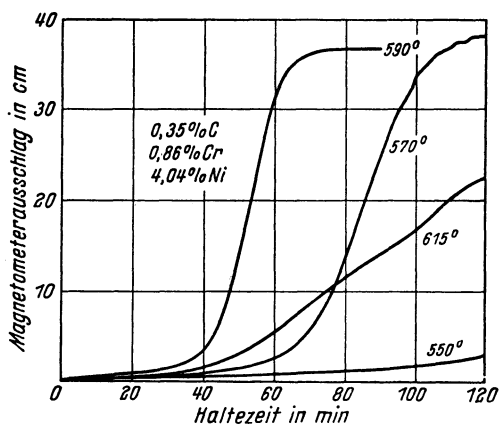


Bild 3. Zeit-Magnetisierungs-Kurven zur Kennzeichnung der Perlitumwandlung bei einem Chrom-Nickel-Stahl

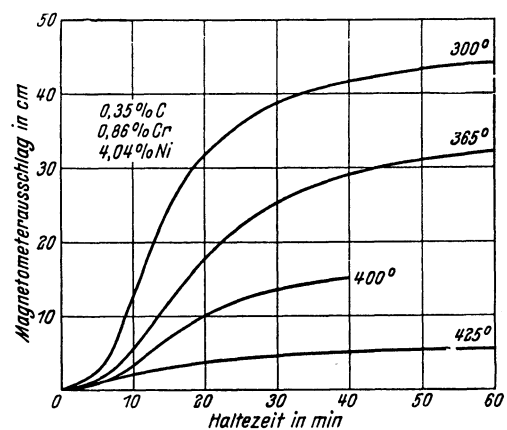


Bild 4. Zeit-Magnetisierungs-Kurven in der Zwischenstufe zur Kennzeichnung der Zwischenstufenumwandlung bei einem Chrom-Nickel-Stahl

ablaufs wird hier ebenso wie in einer Reihe folgender Arbeiten⁷⁾ durch Umwandlungsgeschwindigkeits-Temperatur-Kurven beschrieben (Bild 5). Es mag an dieser praktisch nicht leicht auswertbaren Darstellung liegen, daß auch diesen Arbeiten, abgesehen von den vielfachen Erörterungen über die Natur der Umwandlungen bei den Stählen, die sie ausgelöst oder beeinflußt haben, eine stärkere Auswirkung auf die Praxis versagt geblieben ist. Dagegen fanden die Ergebnisse der isothermischen Umwandlungskinetik in der Form der Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder nach dem Vorbilde von E. S. DAVENPORT und E. C. BAIN⁸⁾ starkes Interesse in der Praxis. Diese Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder (abgekürzt ZTU-Schaubilder) sind heute für die Mehrzahl der gebräuchlichen Baustähle und für viele Werkzeugstähle ausgearbeitet und in einer Reihe von Atlanten zusammengestellt⁹⁻¹³⁾.

Der Anwendung der isothermischen ZTU-Schaubilder ist in der Praxis eine Grenze gesetzt: sie gelten streng nur für isothermische Wärmebehandlungen, die in der Praxis verhältnismäßig selten sind, und können nur mit Einschränkungen auf andere Wärmebehandlungen übertragen werden. Man ist daher im Laufe dieser Entwicklung wieder zu den früheren Versuchen mit veränderter Abkühlungsgeschwindigkeit bei kontinuierlicher Abkühlung zurückgekehrt, die den Vorgängen bei der praktischen Wärmebehandlung und insbesondere bei der Stahlhärtung besser entsprechen. Es wird weiter unten gezeigt werden, daß die so gewonnenen ZTU-Schaubilder für kontinuierliche Abkühlung in Verbindung mit Gefüge- und Härtebestimmungen einfach und zuverlässig die meisten Fragen beantworten, die in der Praxis der Wärmebehandlung auftreten. In dem vorliegenden Atlas ist die Darstellung der isothermischen ZTU-Schaubilder daneben beibehalten worden, um die Vergleichsmöglichkeiten mit den zahlreichen ausländischen Veröffentlichungen nicht zu verlieren und um auch die Zustände zu beschreiben, die weiterhin Ausgangspunkt für wissenschaftliche Untersuchungen über die Umwandlungskinetik bleiben werden.

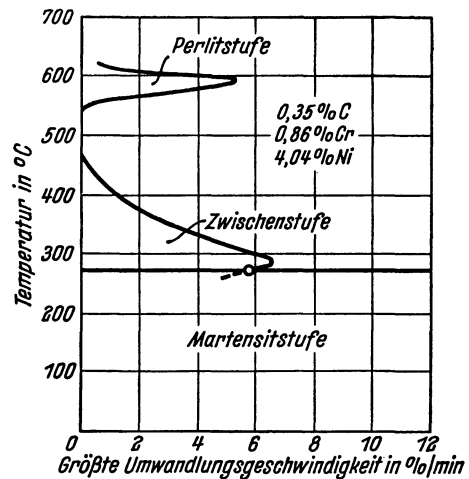


Bild 5. Maximale Umwandlungsgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur

I-03 Umfang der Untersuchung

Den Schwerpunkt der für jeden Stahl zusammengestellten Bildtafeln bilden die ZTU-Schaubilder für die isothermische Umwandlung und für die Umwandlung bei kontinuierlicher Abkühlung. Diese Schaubilder wurden bei jedem Stahl außer für die gebräuchliche Härte-temperatur nach den Stahl-Eisen-Werkstoffblättern und DIN-Vorschriften auch für eine überhöhte Temperatur von 1050° aufgenommen, um den Einfluß der Ausgangstemperatur zu kennzeichnen.

Die Ausarbeitung dieser Schaubilder erforderte mit den dazugehörigen Gefüge- und Härtebestimmungen einen so erheblichen Aufwand, daß es im allgemeinen unmöglich war, für jede Stahlsorte mehr als eine Schmelze vollständig zu bearbeiten. Um hier eine einigermaßen kennzeichnende Auswahl zu treffen, wurden zunächst die Stirnabschreckhärtekurven einer größeren Anzahl von Schmelzen, nach Möglichkeit von verschiedenen Stahlwerken, aufgenommen. Nach diesen Kurven wurden jeweils 5 Schmelzen so ausgewählt, daß die Grenzkurven sowohl die zulässigen Schwankungen in der chemischen Zusammensetzung als auch die Streuungen infolge unterschiedlicher Härtebarkeit usw. umfassen. Analyse, Erschmelzungsart und Korngröße dieser 5 Auswahl-schmelzen sind jeweils auf Blatt A der Zusammen-

stellung für jede Stahlsorte angegeben. Die zugehörigen Stirnabschreckkurven für die beiden gewählten Austenitisierungstemperaturen finden sich auf Blatt B, die Härtekurven der angelassenen Stirnabschreckproben auf Blatt C. Bei den Werkzeugstählen sind Härtekurven der Stirnabschreckproben nur dann beigegeben, wenn die Stirnabschreckkurve noch eine Differenzierung der Härtebarkeit ergibt. Andernfalls ist in Blatt B ein Härte-Härtetemperatur-Schaubild und in Blatt C ein Anlaß-Schaubild eingefügt.

Aus den so vorausgewählten Stahlschmelzen, die zugleich ein Urteil über die bei jeder Stahlsorte zu erwartenden Streuungen der Härtebarkeit vermitteln, wurde jeweils diejenige für die Aufnahme der ZTU-Schaubilder bestimmt, deren Härtekurve etwa in der Mitte des Streubereiches lag. Diese ZTU-Schaubilder sind auf den Blättern D und E wiedergegeben.

Bilder kennzeichnender Gefüge der beiden Umwandlungsverfahren sind auf Blatt F zusammengestellt, und zwar 2 Gefügebilder nach isothermischer Umwandlung in der Perlitstufe und in der Zwischenstufe, jeweils bei den Temperaturen der kürzesten Anlaufzeit, sowie 4 Gefügebilder nach kontinuierlicher Abkühlung für ausgewählte, kennzeichnende Abkühlungsvorgänge. Die ihnen zugrunde liegenden Abkühlungskurven sind nach dem Härtewert und der Gefügezusammensetzung im Umwandlungsschaubild leicht aufzufinden.

I-04 Auswahl der Stähle

Für die Untersuchungen über das Umwandlungsverhalten wurden gebräuchliche und zugleich kennzeichnende technische Stähle ausgewählt. Zur Klärung bestimmter Einzelheiten der Umwandlungsvorgänge wurden geeignete Modellstähle untersucht.

Die Auswahl der technischen Stähle umfaßt aus der Gruppe der Baustähle die Vergütungsstähle nach DIN 17 200 und nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 550 (Stähle für größere Schmiedestücke), die Einsatzstähle nach DIN 17 210, die warmfesten Stähle nach DIN 17 155 (Kesselbleche), nach DIN 17 175 (Nahtlose Rohre) und nach DIN 17 245 (Warmfester Stahlguß) sowie die Federstähle nach DIN 17 221 und 17 222. Von den Werkzeugstählen berücksichtigt die Auswahl die unlegierten nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 150, die legierten nach dem Stahl-Eisen-Werkstoffblättern 200 (Legierte Kaltarbeitsstähle) und 250 (Legierte Warmarbeitsstähle) sowie die Schnellarbeitsstähle nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 350.

I-1 Verfahren zur Untersuchung des Umwandlungsverhaltens und Darstellung der Ergebnisse

I-11 Stirnabschreck-Härteprüfung

I-111 Stirnabschreckversuch

Der Stirnabschreckversuch wurde nach den Richtlinien des Stahl-Eisen-Prüfblattes 1650-50 des VDEh¹⁴⁾ durchgeführt, nachdem die Übereinstimmung dieser Richtlinien mit den ausländischen Normen¹⁵⁻¹⁷⁾ durch eine eingehende Untersuchung von W. PETER und A. ROSE¹⁸⁾ festgestellt worden war. Die Probenlänge betrug im allgemeinen 100 mm. Das Erwärmen und Halten auf Härtetemperatur, Haltezeit 30 min, wurde bei den höheren Temperaturen in einer Schutzgasatmosphäre von nachgereinigtem Stickstoff vorgenommen. Die Proben standen auf einer Graphitplatte. Die dargestellten Kurven sind nach den Mittelwerten aus zwei oder mehr Versuchen gezeichnet. Nach W. PETER und A. ROSE¹⁸⁾ beträgt die Streuung der Härtewerte bei sorgfältiger Durchführung des Stirnabschreckversuches nach den Richtlinien des VDEh an Proben ein und derselben Stahlschmelze etwa ± 1 HRc (Bild 6). Sie ist damit von gleicher Größenordnung wie die der Härtemessung bei Verwendung ein und desselben Härteprüfgerätes. Die Prüfung wurde von normaler und überhöhter Härtetemperatur aus durchgeführt.

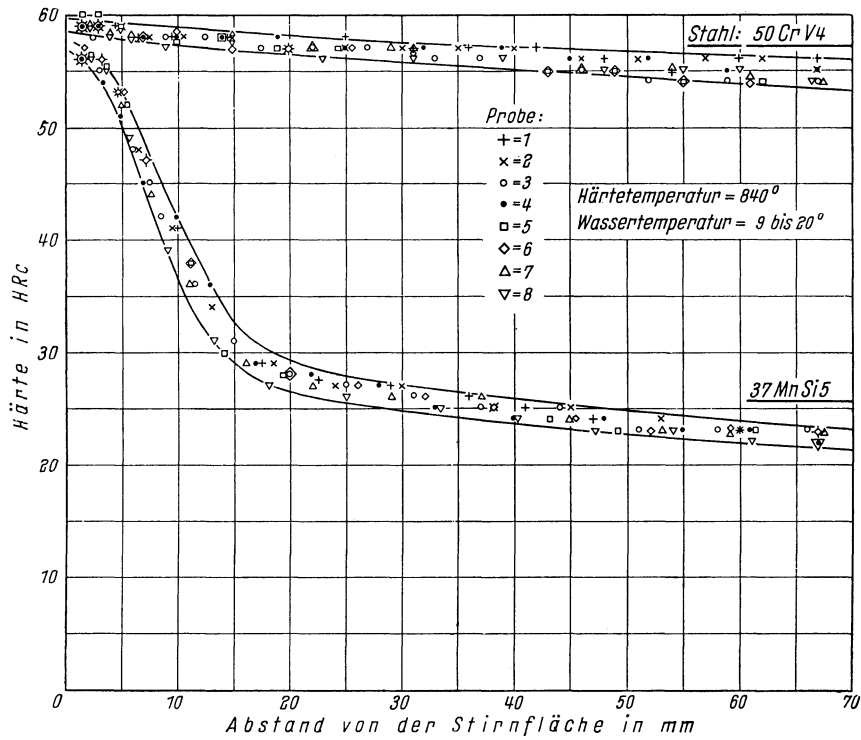


Bild 6. Streuung der Meßwerte in den Stirnabschreck-Härtetekurven zweier Baustähle

Die Stirnabschreck-Härtetekurven verschiedener Schmelzen einer Stahlsorte zeigen darüber hinausgehende Abweichungen im Härteverlauf, die vorwiegend durch Unterschiede der Zusammensetzung bedingt sind. Die Abweichungen, die innerhalb der festgelegten Grenzen der Zusammensetzung einer Stahlsorte auftreten können, werden durch ein Streuband wieder-

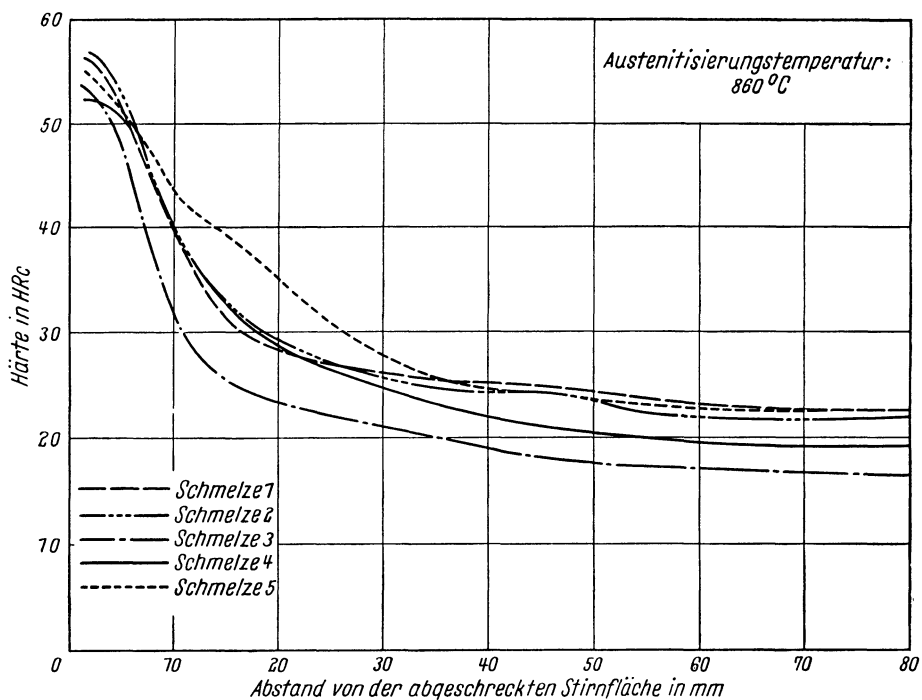


Bild 7. Stirnabschreck-Härtetekurven von 5 Schmelzen der Stahlsorte 37 MnSi 5

gegeben (Bild 7). Stähle, die zur Blockseigerung neigen, können darüber hinaus Unterschiede im Härteverhalten aufweisen, wenn die Proben aus Zonen mit abweichenden Legierungsgehalten stammen. In diesem Falle weichen die Stirnabschreck-Härtekurven auf verschiedenen Mantellinien ein und derselben Probe häufig erheblich voneinander ab, wenn die Probe gerade an der Grenze einer Seigerungszone entnommen wurde. Bei Verdacht auf Seigerungen ist es daher zweckmäßig, den Verlauf der Härte auf mindestens drei um 120° gegeneinander versetzten Mantellinien zu messen (Bild 8).

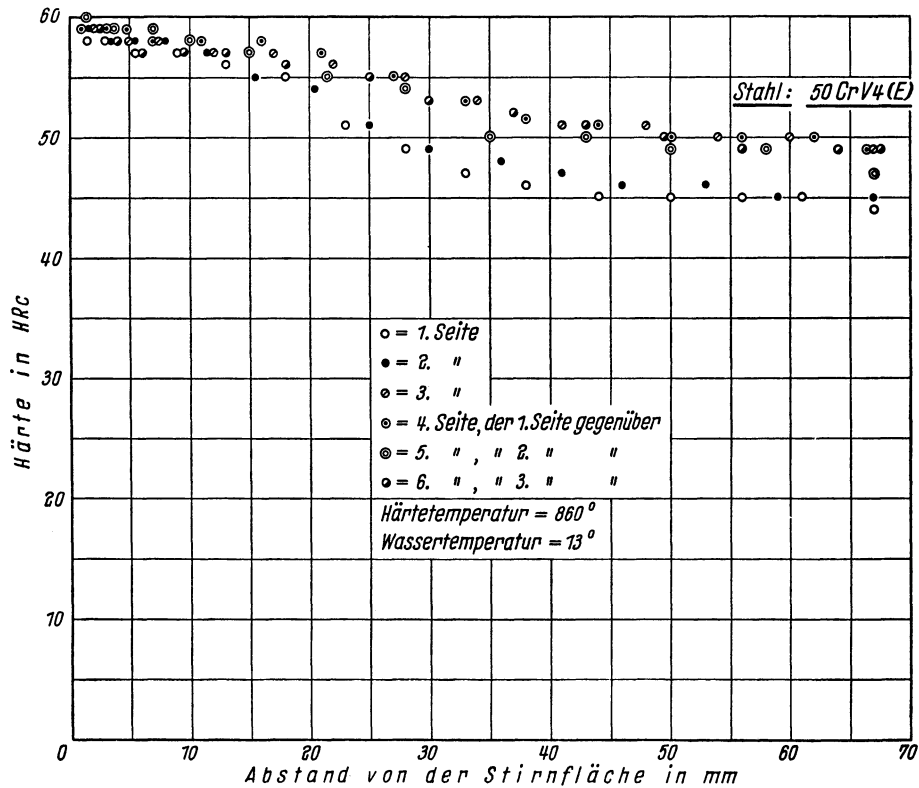


Bild 8. Einfluß von Seigerungen in der Stirnabschreckprobe

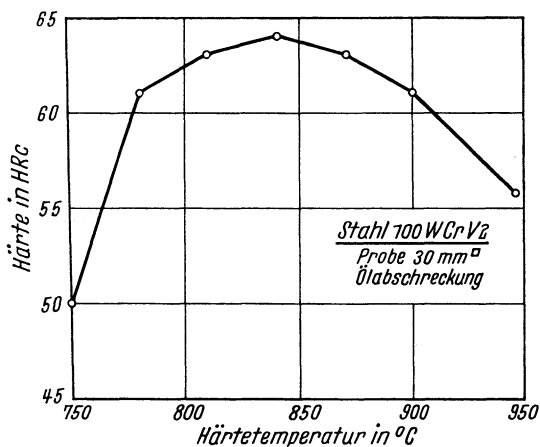


Bild 9. Härte-Härtetemperatur-Schaubild eines Werkzeugstahles

Die Durchführung der Stirnabschreckprüfung zur Kennzeichnung des Härteverhaltens ist nur sinnvoll bei Stählen, die merkliche Härteunterschiede über die Länge der Stirnabschreckprobe zeigen. Sie ist deshalb bevorzugt geeignet für Vergütungs- und Einsatzstähle. Sie ist unbrauchbar für durchhärtende und tief einhärtende Stähle, deren kennzeichnende Eigenschaft nicht die Einhärtbarkeit, sondern die Empfindlichkeit gegen Änderungen der Härtetemperatur ist. An die Stelle der Stirnabschreck-Härtekurve tritt in diesen Fällen, insbesondere bei den Werkzeugstählen, ein Härte-Härtetemperatur-Schaubild, das die Härteempfindlichkeit kennzeichnet (Bild 9).

I-112 Anlaßversuch

Zur Kennzeichnung des Anlaßverhaltens wurden Anlaßversuche an den Stirnabschreckproben durchgeführt. Bei diesen Versuchen wurde eine Probe im normalen Stirnabschreckversuch abgeschreckt und nach Aufnahme der Härtekurve nacheinander auf Temperaturen von 200 bis 650° 2h angelassen; nach jeder Anlaßbehandlung wurde erneut eine Härtekurve aufgenommen. Dazu wurde für jede Stahlart die zur Aufstellung der Umwandschaubilder ausgesuchte Schmelze verwendet (Bild 10).

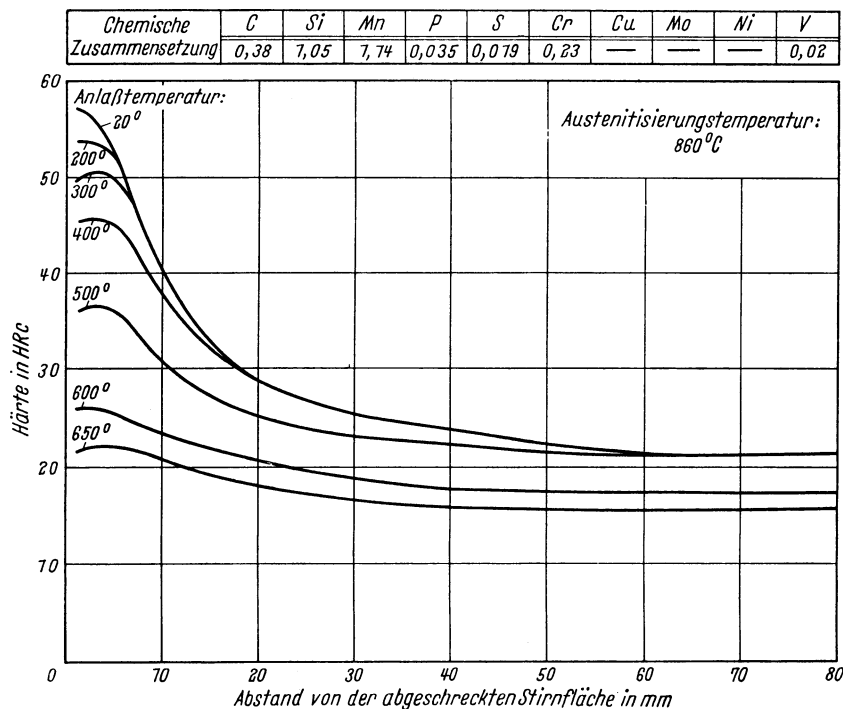


Bild 10. Härtekurven angelassener Stirnabschreckproben eines Stahles 37 Mn.Si 5

Auch diese Prüfung wurde für normale Härtetemperatur und für eine Ausgangstemperatur von 1050° durchgeführt. Hinsichtlich der Streuung der Versuchswerte gelten die gleichen Bemerkungen wie für die Stirnabschreckprobe selbst (vgl. Abschnitt I-111).

Bei tief einhärtenden Stählen wird das Anlaßverhalten durch die Veränderung der Oberflächenhärte in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur in einem Härte-Anlaßtemperatur-Schaubild dargestellt (Bild 11).

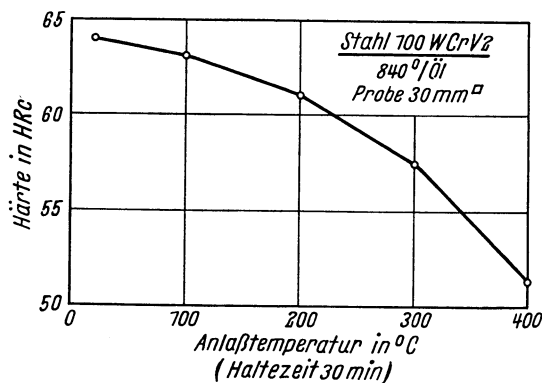


Bild 11. Härte-Anlaßtemperatur-Schaubild eines Werkzeugstahles

I-12 Isothermisches Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild

I-121 Aufnahmeverfahren

Dem isothermischen ZTU-Schaubild liegt die experimentelle Bestimmung des Umwandlungsablaufes im unterkühlten Austenit bei gleichgehaltener Temperatur zugrunde.

Die zur Aufstellung der isothermischen Schaubilder erforderlichen Versuche wurden zum größten Teil in einem Abschreckdilatometer nach Bild 12 unter Zugrundelegung des Stahl-Eisen-Prüfblattes 1680-53¹⁹⁾ durchgeführt. Die Proben haben hierbei Abmessungen von 4 mm Durchmesser und 30 mm Länge. In denjenigen Fällen, wo ihre Abkühlungsgeschwindigkeit (Abkühlung auf Haltetemperatur in etwa 20 s) nicht ausreichte, wurde eine hohlgebohrte, geschlitzte Probe verwendet, die sich in etwa 2 s auf Haltetemperatur abkühlt. Die verwendete Probenform ist bei den Schaubildern angegeben. Bei den Versuchen werden die Proben in den Haltebügel des Dilatometers aus Quarzglas eingesetzt und in einer Stickstoffatmosphäre auf Ausgangstemperatur erwärmt. Nach hinreichender Haltezeit, die jeweils auf den Schaubildern vermerkt ist, wird der Halter mit der eingesetzten Probe in einem Warmbad, im allgemeinen einem Salzbad, auf die Umwandlungstemperatur abgeschreckt und bei dieser Temperatur gehalten. Die Umwandlung bewirkt eine ihr verhältnismäßige Ausdehnung, die durch einen Übertragungsstab aus Quarzglas auf eine Induktionsmeßbrücke übertragen und nach Gleichrichtung mit Spiegelgalvanometer und Zeitschreiber aufgenommen wird (Bild 13). Die Temperatur der Probe wird während des ganzen Versuchs, vom Erwärmen auf Austenitisierungstemperatur bis zum Ende des Haltens im Warmbad, mit einem Thermoelement gemessen und mit dem gleichen Zeitschreiber aufgezeichnet (Bild 14).

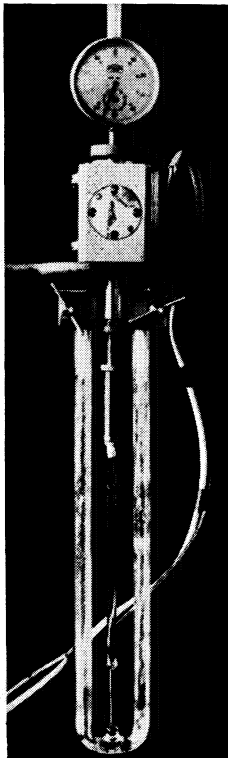


Bild 12. Abschreck-Dilatometer nach A. Rose und P. Opel

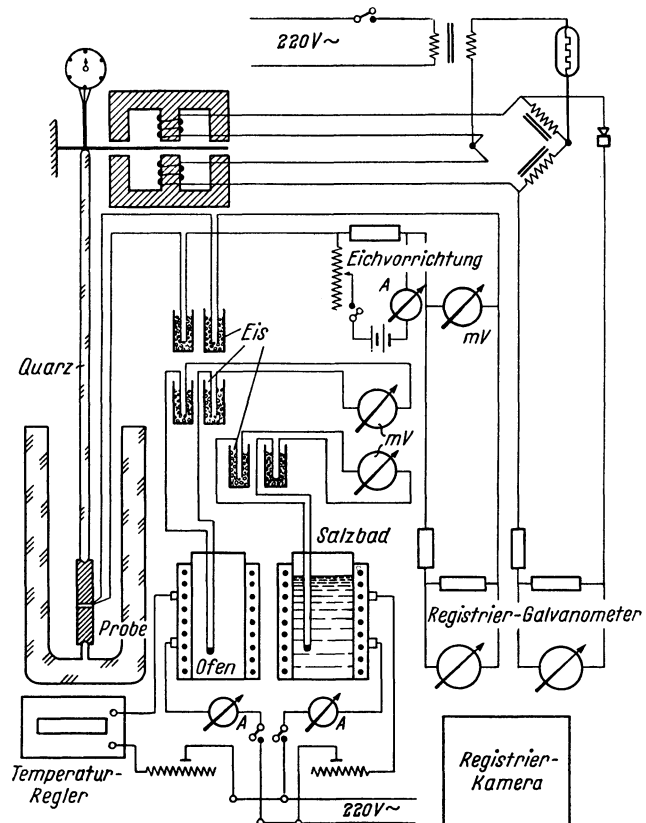


Bild 13. Versuchsanordnung für Messungen mit dem Abschreck-Dilatometer nach Bild 12

Die Umwandlung kann im Dilatometer erst erkannt werden, nachdem etwa 3% des Austenits umgewandelt sind. Zur Feststellung des Umwandlungsbeginns wurde daher die wesentlich empfindlichere Gefügeuntersuchung herangezogen. Als Umwandlungsbeginn ist in den Schaubildern einheitlich der Zeitpunkt für 1% umgewandelte Menge eingetragen; die hierfür notwendigen Gefügeuntersuchungen wurden an Plättchenproben von im allgemeinen 1 mm Dicke durchgeführt. Die jeweils in Blatt F für jeden Stahl wiedergegebenen zwei Gefügebilder bei isothermischem Versuch sind an den Dilatometerproben aufgenommen, ebenso wurden auch die angegebenen Härtewerte an den Dilatometerproben bestimmt. Das erste Gefügebild entspricht einer Umwandlung bei der Temperatur des Umwandlungshöchstwertes in der Perlitstufe, das zweite einer Umwandlung in der Zwischenstufe.

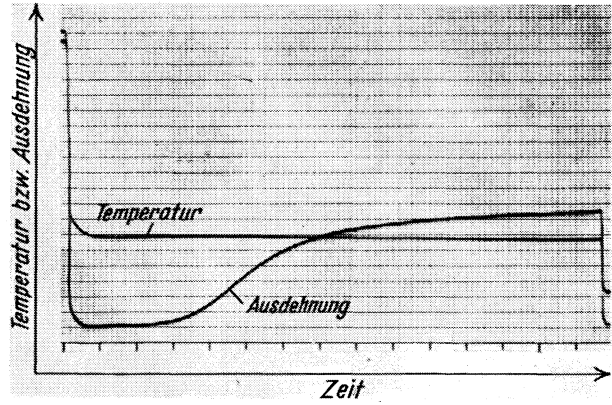


Bild 14. Längenänderung bei isothermischer Umwandlung, gemessen mit dem Abschreck-Dilatometer nach Bild 12

Alle diese Messungen wurden im Temperaturbereich von A_{c_3} -Temperatur bis Martensittemperatur schrittweise in Stufen von 30 bis 50° durchgeführt. Bild 15 zeigt den dilatometrisch und metallographisch bestimmten Umwandlungsablauf eines Stahles 42 CrMo 4 und gibt die Versuchsbedingungen hinsichtlich Temperatur und Haltezeit wieder.

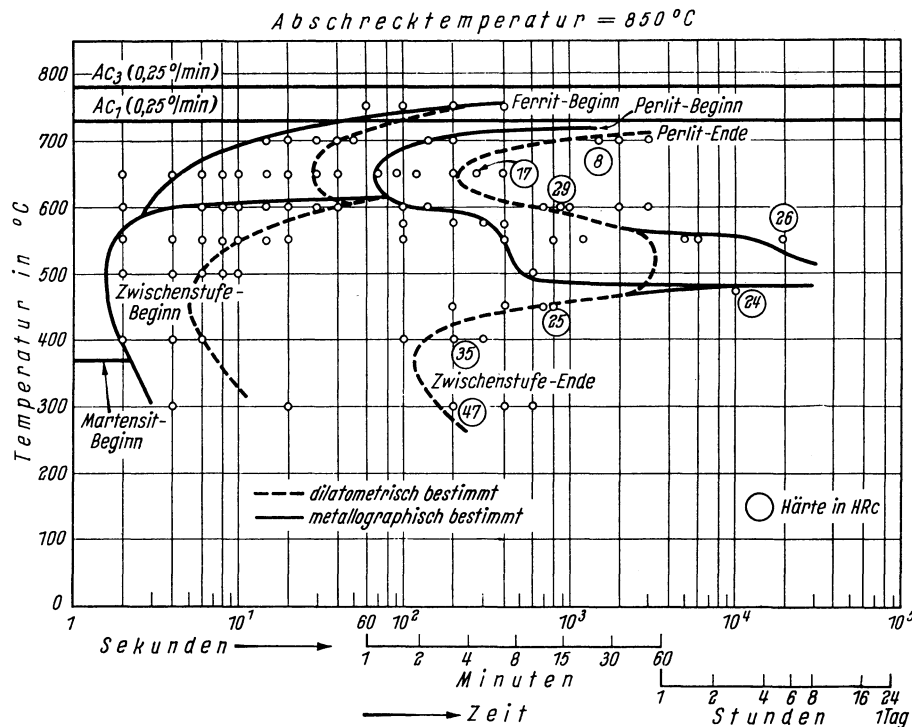


Bild 15. Versuchsaufwand zur Bestimmung eines isothermischen ZTU-Schaubildes (Stahl 42 CrMo 4)

Außer für die genauere Bestimmung des Umwandlungsbeginns erwies sich eine zusätzliche metallographische Untersuchung auch dort als unerlässlich, wo mehrere Umwandlungsvorgänge nacheinander ablaufen, wie z. B. die Ferrit- und die Perlitbildung im Bereich der

Perlitstufe bei untereutektoiden*)Stählen, oder die Zwischenstufen- und die Perlitumwandlung bei einer Reihe von legierten Stählen. Die Bedeutung der Gefügeuntersuchung, insbesondere bei der Bestimmung des isothermischen Umwandlungsverhaltens, zeigt sich darin, daß für jedes isothermische ZTU-Schaubild etwa 50 Gefügeuntersuchungen notwendig waren. Es geht über den Rahmen dieser Darstellung hinaus, die Gefüge in größerer Vollständigkeit im Tafelteil wiederzugeben.

Zur Feststellung des Umwandlungsablaufes kann auch jede andere physikalische Eigenschaftsänderung benutzt werden, z. B. die Änderung der Magnetisierung bei Umwandlungen unterhalb der Curietemperatur oder die Änderung des elektrischen Widerstandes. Bei jedem isothermischen ZTU-Schaubild ist die Art des Untersuchungsverfahrens angegeben, um auf die möglicherweise dadurch bedingten Unterschiede hinzuweisen.

Die Martensitbildung ist im Gegensatz zu den Umwandlungen in der Perlit- und Zwischenstufe nicht unterkühlbar. Sie setzt am M_s -Punkt ein und schreitet nur dann fort, wenn die Temperatur weiter sinkt. Die Mengen an Martensit, die bei gleichgehaltener Temperatur entstehen können, sind gering und haben praktisch keine Bedeutung. Die beim Halten auf Temperaturen unterhalb des Martensitpunktes nach einer gewissen Anlaufzeit häufig zu beobachtende Ausdehnung entspricht der Zwischenstufenumwandlung, die sich bei den meisten Stählen bis weit in das Martensitgebiet hinein fortsetzt.

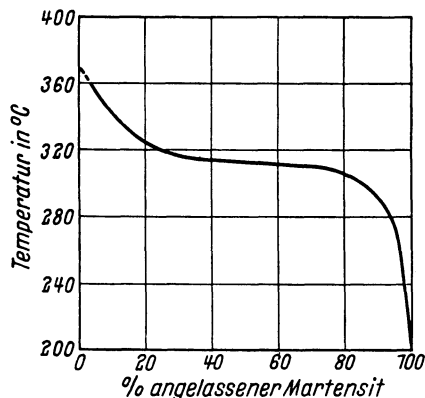


Bild 16. Martensitmenge in Abhängigkeit von der Temperatur, bestimmt nach dem Verfahren von A. B. Greninger und A. R. Troiano²⁰⁾. (Stahl 34 Cr 4, Austenitisierungstemperatur 850°)

In einem Schaubild für den isothermischen Umwandlungsablauf kann daher die Martensitbildung grundsätzlich nicht beschrieben werden. Es bleibt lediglich die Möglichkeit, den Beginn, also die M_s -Temperatur, und das Fortschreiten der Martensitbildung mit sinkender Temperatur darzustellen. Die Mengenbestimmung bei den Temperaturen unterhalb M_s kann nach dem Vorschlag von A. B. GRENINGER und A. R. TROIANO²⁰⁾ in der Weise erfolgen, daß man bis auf eine bestimmte Versuchstemperatur abschreckt, dort so lange hält, bis der gebildete Martensit angelassen ist, und dann weiter abkühlt. Der bis zur Versuchstemperatur gebildete und während des Haltens angelassene Martensit kann durch seine Dunkelfärbung von dem Martensit unterschieden werden, der bei der weiteren Abkühlung entstanden ist (Bild 16). Als Haltezeit wurden hierbei 30 s gewählt; diese Zeit muß in jedem Fall kürzer sein als die Anlaufzeit der Zwischenstufenumwandlung bei der gleichen Temperatur.

Die Martensitmengen-Temperatur-Kurve entspricht im allgemeinen dem in Bild 16 dargestellten Verlauf. Daraus können die Temperaturen für M_s , entsprechend 1% Martensit, M_{50} , entsprechend einer Menge von 50% Martensit, und M_{90} , entsprechend einer Menge von 90% Martensit, abgelesen werden.

I-122 Darstellung

Die Darstellung des isothermischen Umwandlungsverhaltens erfolgt nach dem Vorbild von E. S. DAVENPORT und E. C. BAIN⁸⁾ in einem Zeit-Temperatur-Schaubild, dessen Zeitachse als Abszisse logarithmisch und dessen Temperaturachse als Ordinate linear geteilt ist. In dieses Schaubild sind die Zeitpunkte für 1% Umwandlungsgefüge als Umwandlungsbeginn für die verschiedenen Umwandlungstemperaturen eingetragen und durch einen Kurvenzug miteinander verbunden. In entsprechender Weise ist die Kurve für das Umwandlungsende

*)Im Sprachgebrauch hat sich an Stelle des Wortes „eutektoid“ die Ausdrucksweise „eutektoidisch“ durchgesetzt.

mit etwa 99% festgelegt. Die Zeitzählung beginnt mit dem Eintauchen der Probe in das Warmbad. Die Felder der verschiedenen Umwandlungsvorgänge, Ferrit-, Karbid-, Perlit-, Zwischenstufen- und Martensitbildung, bezeichnet mit F, K, P, Zw und M, sind metallographisch bestimmt und überall da, wo es möglich ist, gegeneinander abgegrenzt. Die Mengen der nacheinander bei gleichgehaltener Temperatur gebildeten verschiedenartigen Gefügebestandteile sind, soweit bestimmt, für einige Umwandlungstemperaturen in das Schaubild eingetragen. Härtewerte sind bei derjenigen Temperatur und Haltezeit angegeben, bei der der Versuch beendet wurde.

Der Zusammenhang des ZTU-Schaubildes mit den Gleichgewichtstemperaturen ist durch Eintragen der Ac_1 - und Ac_3 - bzw. Ac_{cm} -Temperaturen hergestellt. Diese Temperaturen wurden durch dilatometrische Aufnahme eines Erwärmungsvorganges bei einer Erwärmungsgeschwindigkeit von 3°/min ermittelt.

Die Martensitumwandlung ist beschrieben durch die Temperaturen für M_s , M_{50} und M_{90} .

I-123 Erläuterung isothermischer Umwandlungsvorgänge an einem Beispiel

Der Ablauf der isothermischen Umwandlungen soll am Beispiel des Stahles 42 MnV 7 (Bild 17) noch einmal im einzelnen beschrieben werden. Im isothermischen ZTU-Schaubild dieses Stahles treten zwei Umwandlungshöchstwerte bzw. Temperaturen mit kürzesten Anlaufzeiten auf, eine im Bereich der Perlitbildung bei 600°, eine zweite in der Zwischenstufe bei 475°, mit Anlaufzeiten von 8 s bei 600° und etwa 1 s bei 475°. Die Zeiten für vollständige Umwandlung betragen 170 s bei 600° und 220 s bei 400°. Perlitbereich und Zwischenstufe sind in bezug auf das Umwandlungsende durch einen Höchstwert der Zeit bei 470° voneinander getrennt. Die Trennung der beiden Umwandlungsbereiche macht sich in vielen Fällen auch durch einen Höchstwert der Anlaufzeit bemerkbar, der hier nur schwach ausgeprägt ist.

Im Bereich der Perlitstufe geht der Perlitbildung (P) eine Ferritbildung (F) voraus. Die Linie des Ferrit-Umwandlungsbeginns muß sich der Ac_3 -Linie nähern, die Linien des Perlit-Umwandlungsbeginns und -endes der Ac_1 -Linie.

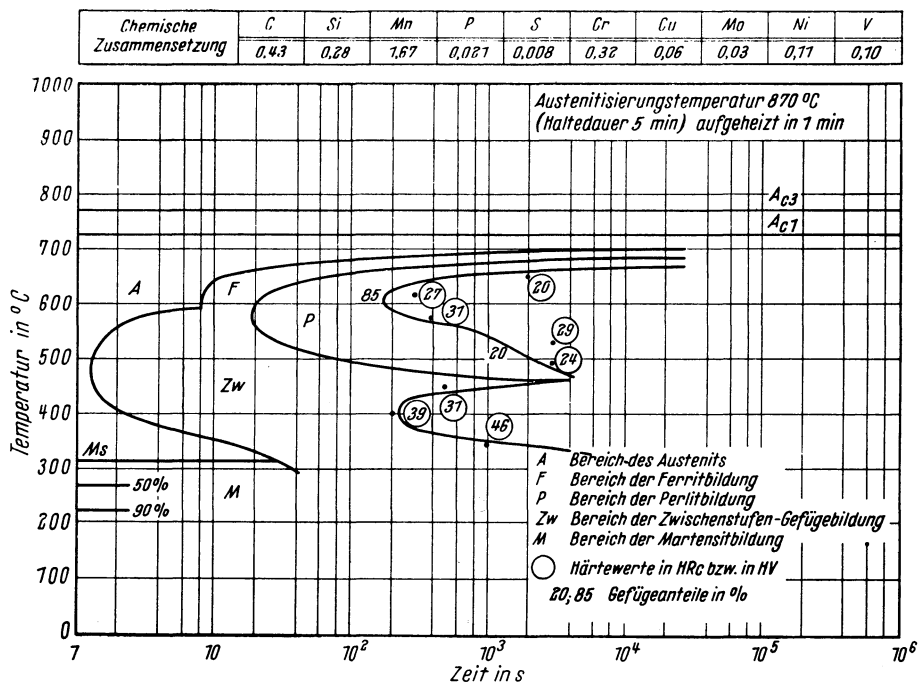


Bild 17. Isothermisches ZTU-Schaubild des Stahles 42 MnV 7

Eine Probe dieses Stahles, die von Härtetemperatur auf 600° abgeschreckt und bei dieser Temperatur gehalten wird, beginnt nach 8 s Ferrit zu bilden. Nach 20 s setzt die Perlitbildung ein. Nach beendeter Umwandlung besteht das Gefüge zu 15% aus Ferrit und zu 85% aus Perlit.

Eine Probe dieses Stahles, die von Härtetemperatur auf 265° abgeschreckt wird, beginnt nach Erreichen des Martensitpunktes bei 310° mit der Martensitbildung, bei 265° sind bereits 50% des Austenits in Martensit umgewandelt. Beim Halten auf 265° beginnt nach etwa 60 s die Umwandlung des restlichen Austenits in Zwischenstufengefüge.

I-124 Vergleichbarkeit der isothermischen Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder verschiedener Verfasser

%C	%Mn	%Cr	%V	Korngröße
0,43	0,74	0,92	0,16	8

Abschrecktemperatur = 850 °C

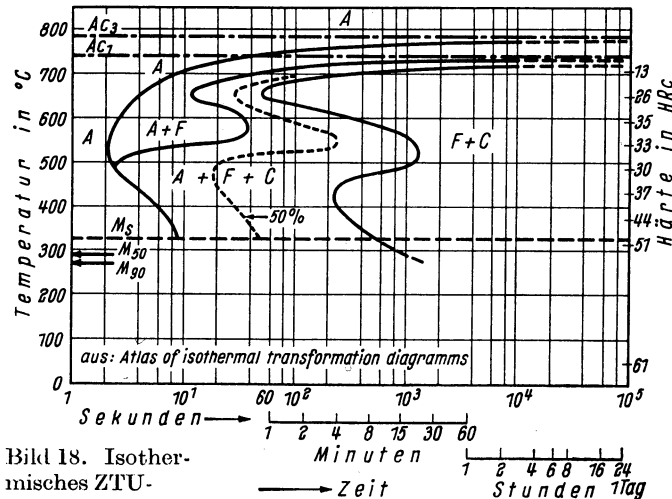


Bild 18. Isothermisches ZTU-Schaubild des SAE-Stahles 6145 (nach United States Steel Corp.⁹⁾

Das beigefügte Schrifttumsverzeichnis I-8 gibt ein Bild von der Fülle des Stoffes an Umwandlungsschaubildern. Diese Vielfalt der Versuchsergebnisse macht es notwendig, die Vergleichbarkeit der hier wiedergegebenen ZTU-Schaubilder mit den aus dem Schrifttum bekannten für Stähle ähnlicher chemischer Zusammensetzung zu überprüfen. Die ZTU-Schaubilder anderer Verfasser sind

%C	%Mn	%Cr	%Mo	Korngröße
0,37	0,77	0,98	0,21	7 bis 8

Abschrecktemperatur = 850 °C

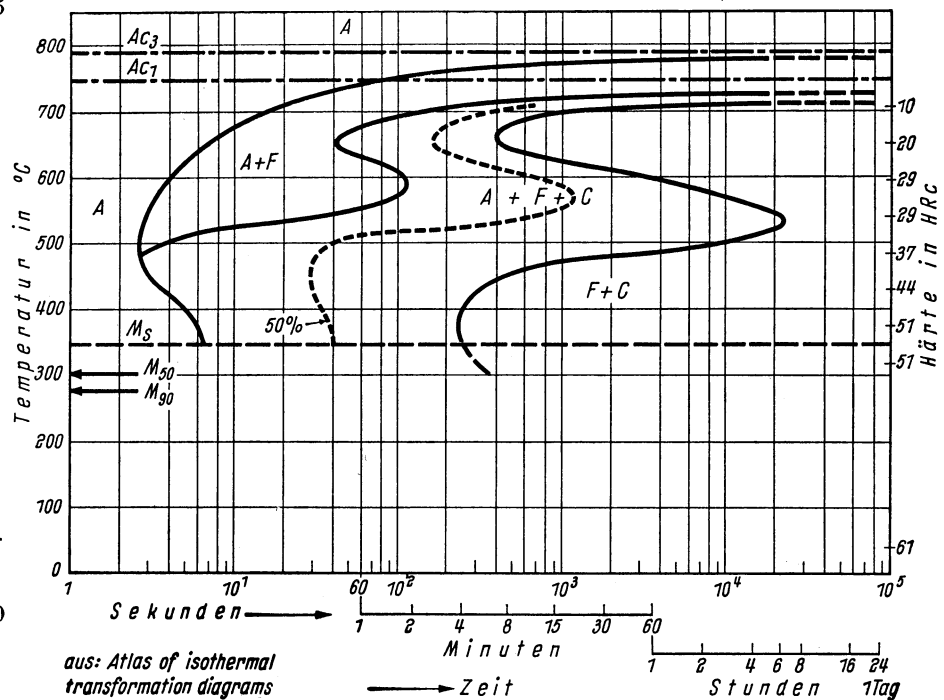


Bild 19. Isothermisches ZTU-Schaubild des SAE-Stahles 4145 (nach United States Steel Corp.⁹⁾

mit den hier veröffentlichten immer dann gut vergleichbar, wenn gleiche Versuchs- und Auswertegrundsätze vorliegen. Das ist offenbar der Fall bei den Versuchsergebnissen von H. KRÄNER und M. KRONEIS²¹⁾, von A. HULTGREN²²⁾ und der United States Steel Corp.⁹⁾.

Zum Beweis sind aus der Vielzahl der Bilder des Atlas der United States Steel Corp. zwei herausgenommen (Bilder 18 und 19) und entsprechenden Umwandlungsschaubildern der hier untersuchten Stähle²³⁾ (Bilder 20 und 21) gegenübergestellt. Bei einem solchen Vergleich ist zunächst zu beachten, daß in den amerikanischen Veröffentlichungen⁹⁾ die Umwandlungsbereiche (Ferritbildung, Perlitbildung, Zwischenstufenumwandlung) nicht voneinander getrennt dargestellt sind; es wird bei den Umwandlungsgefügen nur zwischen Ferrit (F) und Karbid (C) unterschieden. Das ist der Grund, weshalb sich die Bilder, insbesondere in bezug auf die Linien des Umwandlungsbeginnes, zunächst

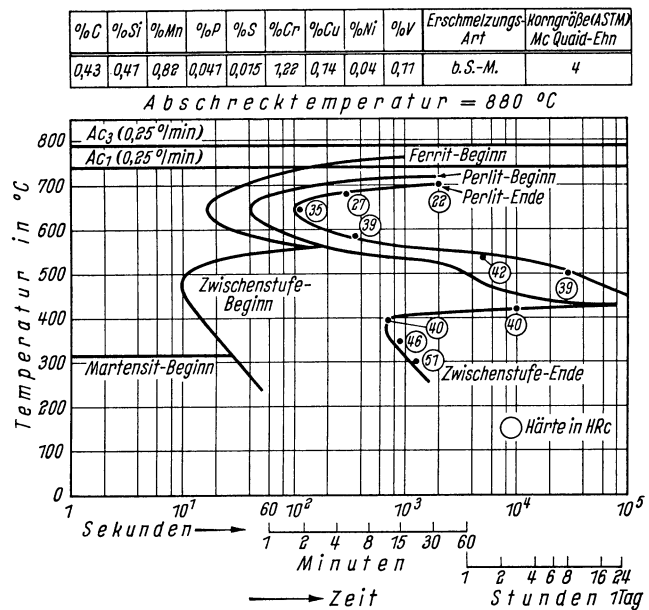


Bild 20. Isothermisches ZTU-Schaubild des Stahles 50CrV 4

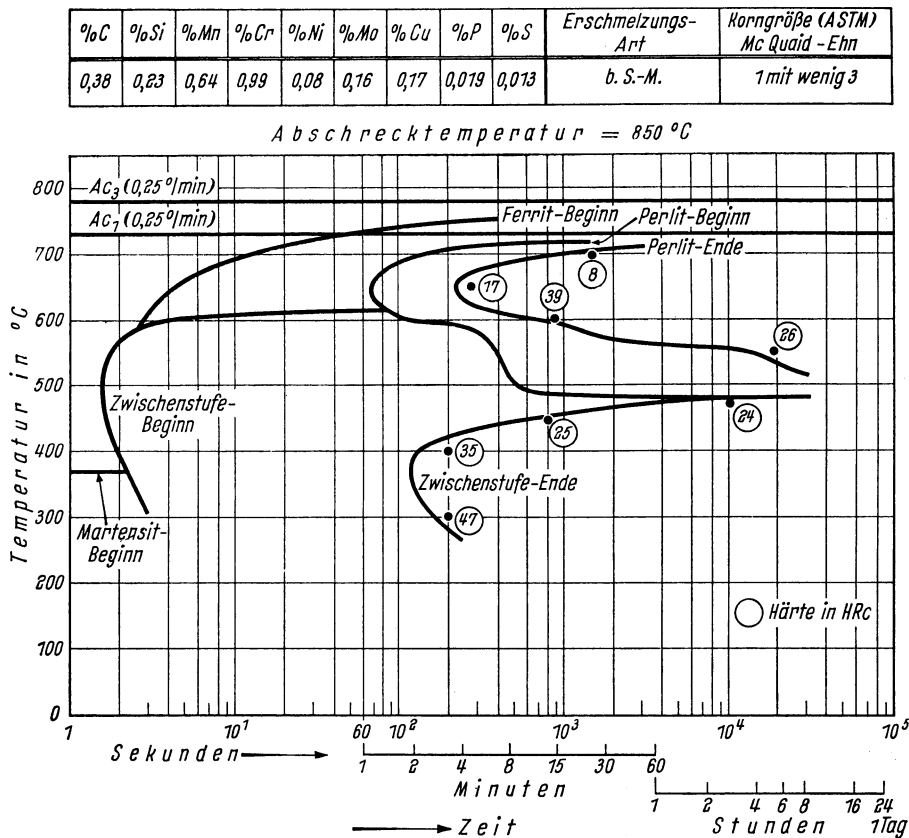


Bild 21. Isothermisches ZTU-Schaubild des Stahles 42CrMo 4

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
	0,47	0,23	0,67	0,015	0,016	7,07	0,23	0,20

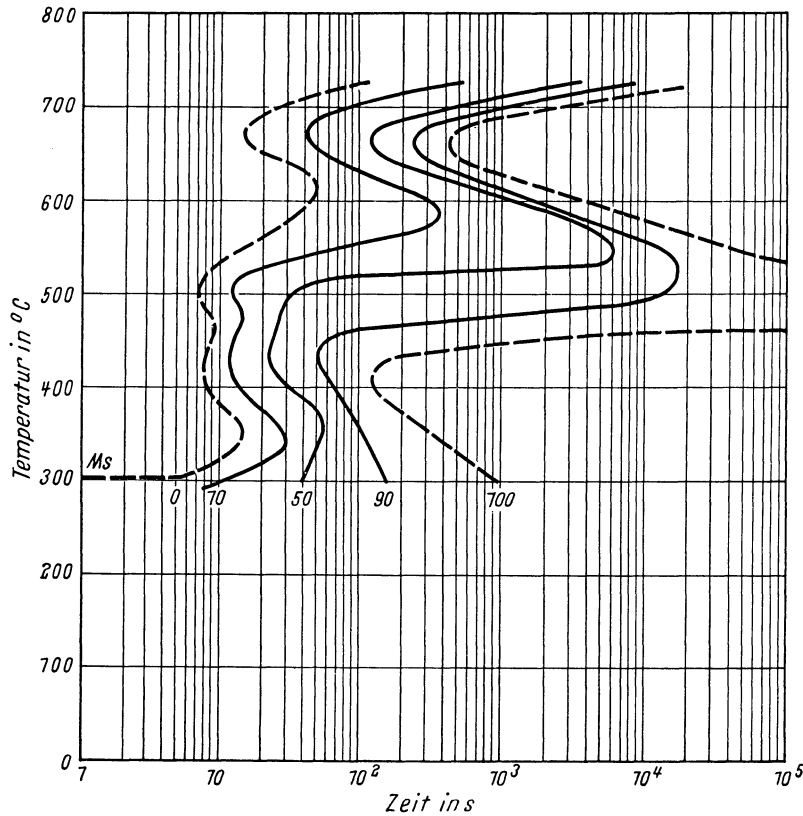


Bild 22. Isothermisches ZTU-Schaubild des Stahles En 19 (nach Iron and Steel Inst.¹¹⁾)

nicht sehr ähnlich sehen. Berücksichtigt man jedoch diese Unterschiede in der Darstellung, so entsprechen sich alle wesentlichen Aussagen der Bilder gut. Die Temperaturen der Umwandlungshöchstwerte stimmen in den Bildern 18 und 20 mit 650° in der Perlitstufe und 490° in der Zwischenstufe genau überein. Bei dem deutschen Stahl (Bild 20) ist das Umwandelungsgeschehen zu etwas längeren Zeiten verschoben, die Ursache liegt nach der angegebenen Zusammensetzung eindeutig in den höheren Mangan- und Chromgehalten.

In den Bildern 19 und 21 sind 2 Chrom-Molybdän-Stähle vom Typ 42 CrMo 4, die in ihrer chemischen Zusammensetzung gut übereinstimmen, in ihrem Umwandlungsverhalten darge-

stellt^{9,23}). Die ZTU-Schaubilder entsprechen sich hinsichtlich der Umwandlungstemperaturen und -zeiten gut. Demgegenüber erscheint ein ähnlicher Stahl in einem Schaubild, das dem „Atlas of Isothermal Transformation Diagrams“ des Iron Steel Institute¹¹⁾ entnommen ist (Bild 22), trotz gleicher Zusammensetzung umwandlungsträger; der Unterschied prägt sich deutlich in den Anlaufzeiten und weniger deutlich im Umwandlungsende aus. Der Grund für diese Abweichung dürfte in der Art der Versuchsführung und in der Auswertung liegen.

In den Schaubildern des englischen Atlas¹¹⁾ sind außer den Kurven für Umwandlungsbeginn und -ende zusätzlich Kurven für eine 10-, 50- und 90%ige Umwandlung eingetragen. Eine solche Aufgliederung des Umwandlungsablaufes erscheint aber nur dann notwendig, wenn es sich um Stähle handelt, die sich in technisch anwendbaren Zeiten nicht mehr vollständig umwandeln. Aussagen über die Art des Umwandlungsgefüges werden nicht gemacht.

Bei den Untersuchungen der United States Steel Corp. und in den Arbeiten des Max-Planck-Institutes ist der Umwandlungsbeginn durch metallographische Bestimmung von 1% umgewandelter Menge festgelegt. Die Angaben des englischen Schaubildes stützen sich im wesentlichen auf dilatometrische Messungen, die den Umwandlungsbeginn erst bei etwas größerer Menge erkennen lassen.

Die unterschiedliche Versuchsführung beeinflusst das Umwandlungsende nur wenig. Aus diesem Grunde sind bei den 3 Darstellungen der Bilder 19, 21 und 22 die Kurven für das Umwandlungsende nahezu gleich angegeben. Es zeigt sich, daß auch da noch die Überein-

stimmung für die meisten Anwendungsgebiete ausreichend ist, wo die Voraussetzung hinsichtlich gleicher Versuchsführung und Auswertung nicht mehr vollkommen erfüllt ist.

F. WEVER und O. KRISEMENT²⁴⁾ haben gezeigt, daß die Art des Abkühlungsverlaufs von Austenitisierungstemperatur auf isothermische Umwandlungstemperatur wesentlichen Einfluß auf die Anlaufzeit der Umwandlung hat. Der Abkühlungsverlauf ist durch die Versuchsführung, insbesondere durch Probenform und -größe, bedingt.

Die Vergleichbarkeit der ZTU-Schaubilder verschiedenen Ursprungs hängt also im wesentlichen davon ab, wie weit die folgenden Voraussetzungen erfüllt sind: gleiche Definition für Umwandlungsbeginn (entsprechend 1% umgewandelte Menge) und -ende (entsprechend 99% umgewandelte Menge); gleicher Zeit-Temperatur-Verlauf der Abkühlung auf Haltetemperatur.

I-13 Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild für kontinuierliche Abkühlung

I-131 Aufnahmeverfahren

Die Versuche zur Aufstellung der Umwandlungsschaubilder für kontinuierliche Abkühlung wurden vorwiegend dilatometrisch durchgeführt. Für langsame Abkühlungsvorgänge mit Geschwindigkeiten zwi-

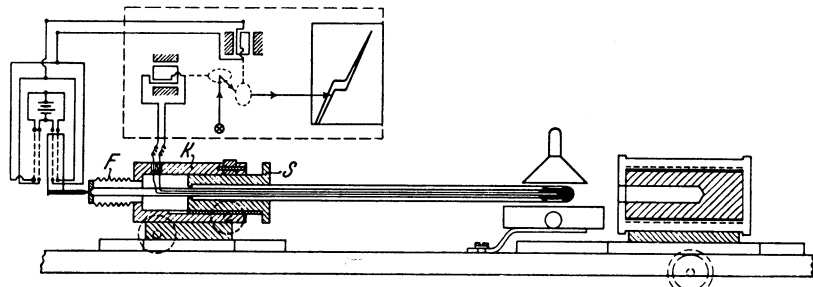
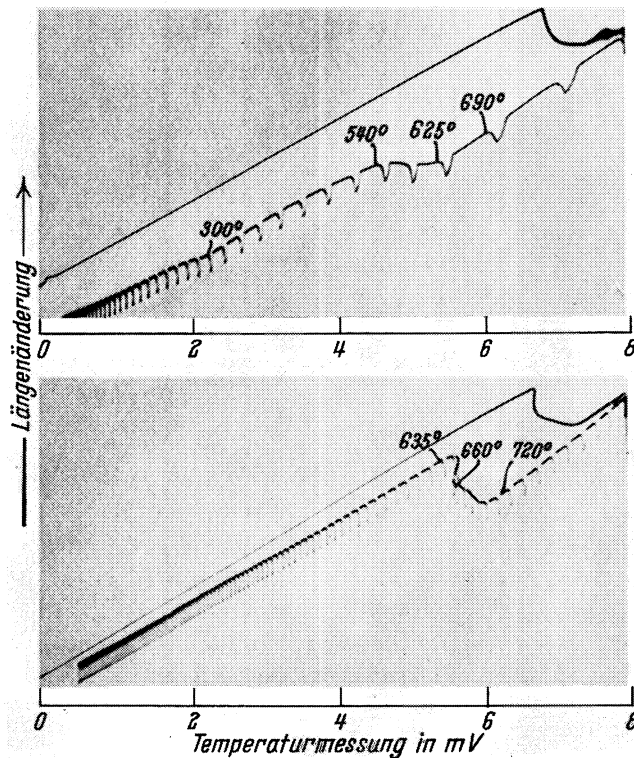


Bild 23. Dilatometer für Versuche mit kontinuierlicher Abkühlung



Abkühlungsgeschwindigkeit = 6,6°/s
 Härte in HRc = 36
 Gefügeanteile = 15% Ferrit
 20% Perlit
 30% Zwischenstufe
 35% Martensit

Abkühlungsgeschwindigkeit = 1,8°/s
 Härte in HRc = 23
 Gefügeanteile = 35% Ferrit
 65% Perlit

Bild 24. Umwandlungsvorgänge in Stahl 37 MnSi 5 (Schmelze 1) bei Abkühlungsgeschwindigkeiten von 6,6° und 1,8°/s bei 500°

schen $1,3^\circ/\text{min}$ und $3,0^\circ/\text{min}$ wurde ein Dilatometer nach F. BOLLENRATH²⁵⁾ der Firma Leitz, Wetzlar, benutzt. Die Temperatur wurde dabei unmittelbar in der Probe über Thermoelement und Galvanometer gemessen. Durch Unterbrechen der Lichtquelle wurden Zeitmarken aufgedruckt. Der Abkühlungsvorgang wurde über einen Programmregler mit Rückführung nach einem Temperatur-Zeit-Verlauf gesteuert, wie er etwa der Abkühlung in Industrieöfen entspricht.

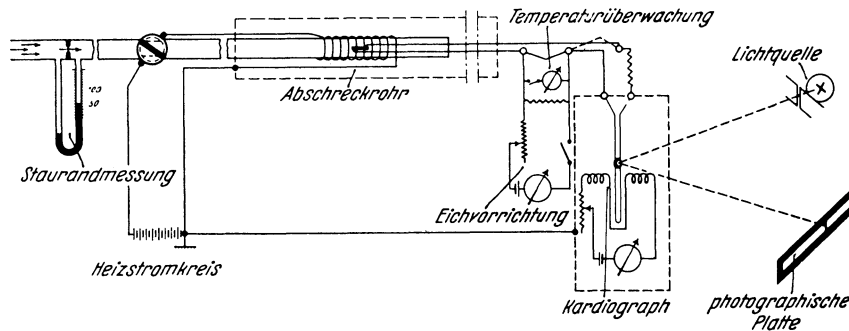


Bild 25. Versuchsanordnung zur thermischen Analyse bei erhöhter Abkühlungsgeschwindigkeit

Abkühlungsvorgänge mit größeren Geschwindigkeiten von $3,0^\circ/\text{min}$ bis $60^\circ/\text{s}$ wurden mit der Dilatometeranordnung nach F. WEVER und A. ROSE³⁾ untersucht (Bild 23). In diesem Dilatometer läßt sich die Abkühlungsgeschwindigkeit in weiten Grenzen verändern, die Abkühlung folgt dabei in guter Näherung dem Newtonschen Gesetz. Die Proben haben bei 4,5 mm Durchmesser eine Länge von 15 mm. Sie sind zur Aufnahme des Thermoelementes bis zur Mitte axial aufgebohrt. Die Längenänderung der Probe wird durch einen Quarzstab auf eine Thermobrücke übertragen und bewirkt in dieser durch Veränderung des Temperaturgleichgewichtes eine Spannung, die der Längenänderung verhältnismäßig ist. Diese Spannung wird zusammen mit dem Meßwert für die Temperatur mit einem Koordinatenschreiber aufgenommen. Die Abkühlungsgeschwindigkeit wird mit Hilfe von Zeitmarken bestimmt (Bild 24).

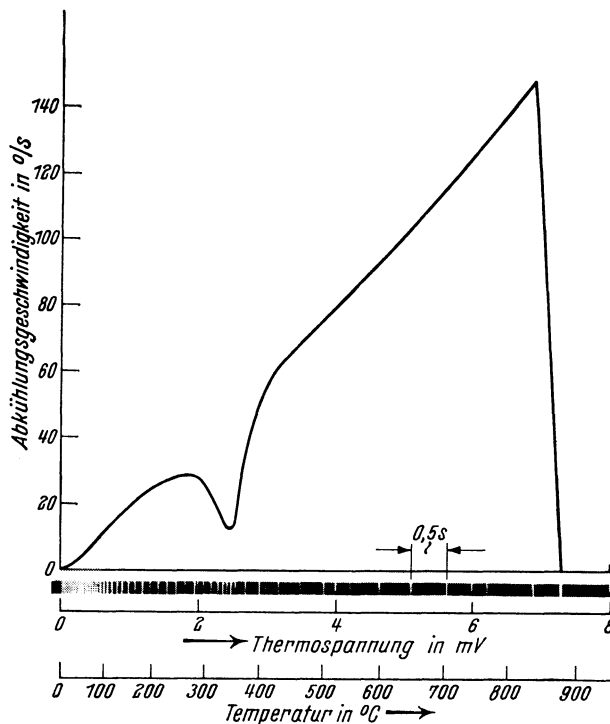


Bild 26. Messung der Abkühlungsgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur

Die Spannung wird zusammen mit dem Meßwert für die Temperatur mit einem Koordinatenschreiber aufgenommen. Die Abkühlungsgeschwindigkeit wird mit Hilfe von Zeitmarken bestimmt (Bild 24).

Für die Untersuchung schnell umwandelnder unlegierter oder schwach legierter Stähle, die überkritische Abkühlungsgeschwindigkeiten von über $60^\circ/\text{s}$ notwendig machen, wurden Plättchenproben von 4 mm Durchmesser und 0,5 bis 2 mm Dicke verwendet, die in einem Wasserstoffstrom mit veränderlicher Geschwindigkeit abgekühlt wurden²⁾. Die Temperatur wurde dabei mittels eines angeschweißten Thermoelementes gemessen, das zugleich die Probe trägt. Die Aufnahme erfolgt auf unbewegter photographischer Platte nach dem Verfahren von F. WEVER und A. ROSE²⁾ (Bilder 25 und 26), das eine unmittelbare Messung der Abkühlungs-

geschwindigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur gestattet und damit eine genaue Auswertung bei sehr hohen Abkühlungsgeschwindigkeiten ermöglicht. Zu diesem Zweck werden Marken gleichen Zeitabstandes durch intermittierende Belichtung eines Spaltes vor der Lichtquelle auf der Platte erzeugt. Es ergibt sich eine Strichfolge wie in Bild 26 unter der Abszissenachse dargestellt. Der Markenabstand (0,5 s in Bild 26) ist proportional der Abkühlungsgeschwindigkeit bei der betreffenden Temperatur.

An allen Proben wurden nach beendeter Abkühlung Gefügeuntersuchungen und Härtemessungen durchgeführt. Zur genaueren Festlegung der Umwandlungsbereiche, insbesondere zur Abgrenzung der Ferrit- gegen die Perlitbildung bzw. des Perlitbereiches gegen die

Zwischenstufe, wurden metallographische Untersuchungen an Proben durchgeführt, deren Umwandlung während der Abkühlung bei bestimmten Temperaturen durch schnellstmögliches Abschrecken unterbrochen worden war.

Der Beginn der Martensitbildung ist bei kontinuierlicher Abkühlung in der Temperatur-Längenänderungs-Kurve durch das Abbiegen vom geradlinigen Verlauf gekennzeichnet. Das Fortschreiten der Martensitbildung mit sinkender Temperatur kann ebenfalls mit hinreichender Genauigkeit aus der Dilatometerkurve abgeleitet werden, wenn man die Längenänderung durch die Umwandlung der umgewandelten Menge verhältnismäßig setzt (Bild 27).

Der Beginn der Martensitbildung wird — überkritische Abkühlung vorausgesetzt — nach kontinuierlicher Abkühlung bei der gleichen Temperatur festgestellt wie bei isothermischer Versuchsführung. Die Temperatur der beginnenden Martensitbildung wird erniedrigt, wenn bei unterkritischen Abkühlungsgeschwindigkeiten eine Zwischenstufenumwandlung oder eine Ferrit- und Perlitbildung vorhergegangen ist. So sinkt z. B. im Falle des Stahles 42 MnV 7 (Bild 28) die M_s -Temperatur in diesem Bereich von 310° auf 240° . Diese Erniedrigung der M_s -Temperatur ist durch Entmischungsvorgänge zu erklären, die eine Anreicherung des Kohlenstoffs im Austenit bewirken.

Die Temperaturen für 50% und 90% Martensit sind bei kontinuierlicher Abkühlung nicht die gleichen wie im isothermischen Versuch. Sie liegen bei kontinuierlicher Abkühlung im allgemeinen niedriger und sind abhängig von der Abkühlungsgeschwindigkeit.

I-132 Darstellung

Für die Aufstellung eines vollständigen Schaubildes sind im allgemeinen 10 bis 12 Abkühlungskurven erforderlich, die in bezug auf die Abkühlungsgeschwindigkeit dem Umwandlungsverhalten des Stahles angepaßt sein müssen. Diese Kurven sind in die Schaubilder als

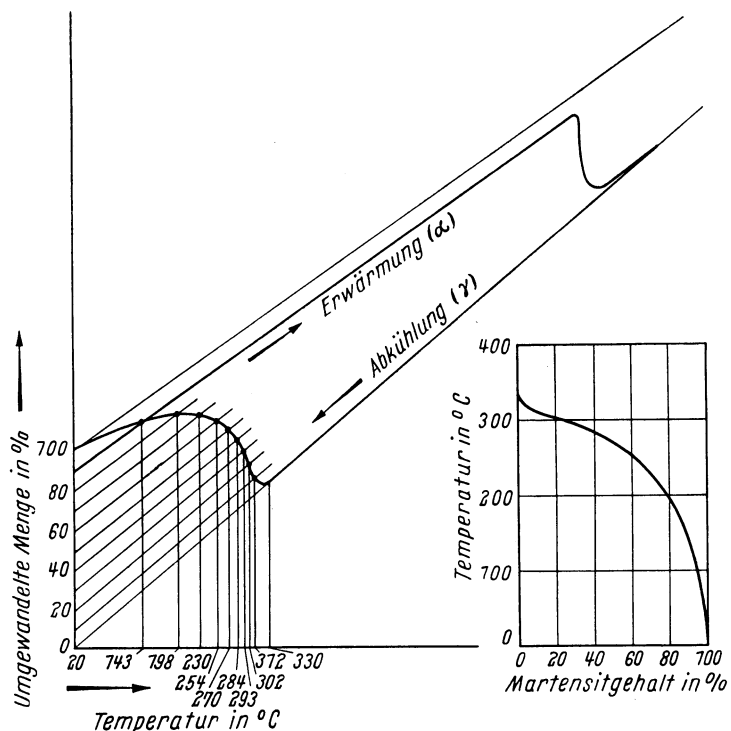


Bild 27. Ermittlung der Martensitmenge in Abhängigkeit von der Temperatur im Längenänderungs-Temperatur-Schaubild

Parameter eingetragen. Die Koordinaten und ihre Teilung sind die gleichen wie im isothermischen ZTU-Schaubild. Als Nullpunkt der Zeitrechnung ist der Durchgang durch den Ac_3 -Punkt angenommen. Damit werden auch Schaubilder eines Stahles vergleichbar, die von verschiedenen Austenitisierungstemperaturen ausgehend aufgenommen sind. Die nach Abkühlung auf Raumtemperatur gemessene Härte ist am Kurvenende angegeben.

Die Umwandlungsbereiche für Ferrit-, Perlit-, Martensitbildung und für die Zwischenstufe sind in der gleichen Weise wie in den isothermischen ZTU-Schaubildern mit F, P, M und Zw bezeichnet. Sie sind hier im wesentlichen allein durch die Linien für den jeweiligen Umwandlungsbeginn begrenzt, der mit 1% gebildeten Umwandlungsgefüges festgelegt ist. Nur im Bereich der Perlitbildung bei langsamer Abkühlung können auch die Temperaturen für *vollständige* Umwandlung festgelegt werden. Alle anderen Umwandlungsvorgänge bei Abkühlungen mit größerer Geschwindigkeit bleiben *unvollständig*. Reste des Austenits wandeln sich erst im Bereich der Martensitbildung um. Die Mengen der in den einzelnen Umwandlungsbereichen gebildeten Gefüge sind nicht aus der Größe der durchlaufenen Felder F, P usw. zu entnehmen. Sie sind ergänzend an den Schnittpunkten der Abkühlungskurven mit der unteren Grenze des jeweiligen Bereiches in Prozenten angeschrieben. Die Bestimmung wurde, wie im Abschnitt I-122 beschrieben, nach erfolgter Abkühlung der Probe metallographisch vorgenommen.

I-133 Erläuterung kontinuierlicher Umwandlungsvorgänge an einem Beispiel

Die Aussagen, die ein kontinuierliches Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild ermöglicht, sollen wiederum am Beispiel des Stahles 42 MnV 7 (Bild 28) besprochen werden. Es lassen sich auch hier drei Bereiche unterscheiden: der gleichgewichtsähnliche Bereich der Ferrit- und Perlitbildung, der bei den langsamsten Abkühlungsvorgängen an die Ac_3 - und Ac_1 -Temperatur anschließt, der Bereich der Martensitbildung, der von den höchsten Abkühlungsgeschwindigkeiten ausgeht, und die Zwischenstufe, die sowohl hinsichtlich der Geschwindigkeit als auch hinsichtlich der Temperatur zwischen diesen beiden Bereichen liegt.

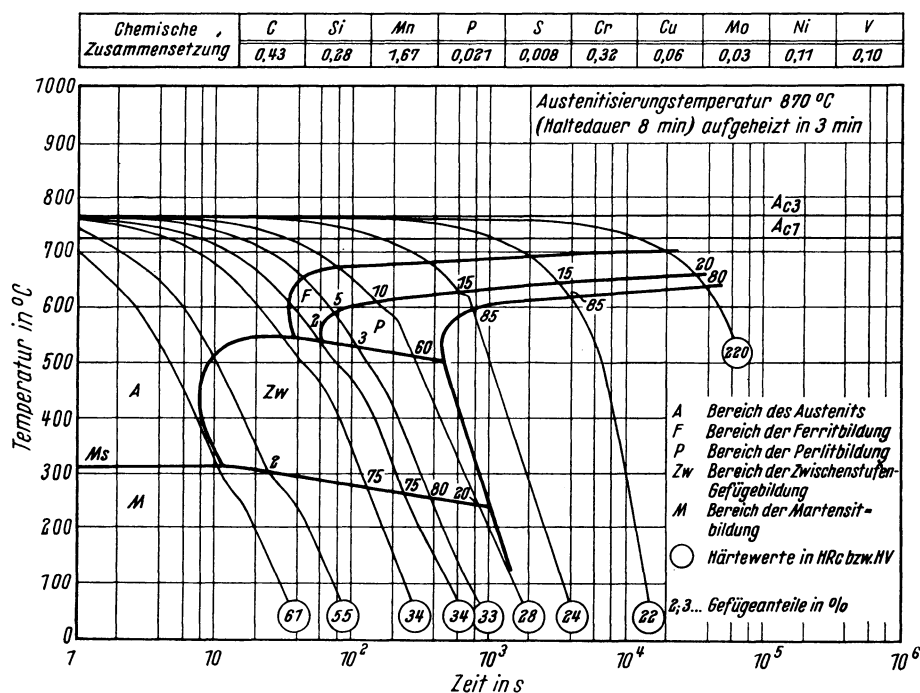


Bild 28. ZTU-Schaubild für kontinuierliche Abkühlung des Stahles 42 MnV 7

Es erscheint notwendig, noch einmal darauf hinzuweisen, daß alle Aussagen aus dem kontinuierlichen ZTU-Schaubild nur entlang der eingezeichneten Abkühlungskurven zu lesen sind.

Der langsamste Abkühlungsvorgang, der in Bild 28 dargestellt ist, führt nach $2 \cdot 10^4$ s bei 700° zur Ferritbildung. Bis zum Beginn der Perlitbildung nach weiteren $1 \cdot 10^4$ s bei etwa 660° werden 20% Ferrit gebildet. Die Perlitbildung wird vollständig bei $4 \cdot 10^4$ s und 640° . Das Gefüge hat eine Härte von 220 HV. Mit zunehmender Abkühlungsgeschwindigkeit (Kurven mit den Härtewerten 22 und 24 HRc) sinken diese Temperaturen gleichmäßig, gleichzeitig nehmen die Ferritmengen ab und die Perlitmengen zunächst zu. Bei einem Abkühlungsvorgang, bei dem nach 80 s und bei 675° die Ferritbildung und bei etwa 150 s und 610° die Perlitbildung einsetzt, läuft die letztere nicht mehr vollständig ab, sondern wird, nachdem etwa 60% Perlit entstanden und inzwischen 510° erreicht sind, durch die Zwischenstufenumwandlung abgelöst. Mit sinkender Temperatur entstehen bis zum Erreichen des Martensitpunktes nach 800 s etwa 20% Zwischenstufengefüge. Die Umwandlung ist damit noch nicht vollständig geworden. Die restliche Austenitmenge von 10% ist, wie der erniedrigte M_s -Punkt von 245° anzeigt, an Kohlenstoff angereichert. Sie wandelt sich mit weiter sinkender Temperatur in Martensit um. Die Härte der in dieser Weise abgekühlten Probe beträgt 28 HRc.

Bei kontinuierlichen Abkühlungsvorgängen, die schneller als in 30 s auf 600° abkühlen, tritt keine Ferrit- und Perlitbildung mehr auf, sondern lediglich unterhalb 550° Zwischenstufenumwandlung mit nachfolgender Martensitbildung; die Härte steigt über 34 HRc an. Kontinuierliche Abkühlungen, die die Temperatur von 400° schneller als in 8 s erreichen, sind überkritisch und führen zu rein martensitischen Gefügen mit Härtewerten von über 60 HRc.

I-134 Vergleichbarkeit kontinuierlicher ZTU-Schaubilder verschiedener Verfasser

Die Vergleichbarkeit der kontinuierlichen ZTU-Schaubilder verschiedener Verfasser hängt ebenso wie diejenige der isothermischen Schaubilder (s. I-124) davon ab, daß gleiche Begriffsbestimmungen für Beginn und Ende der Umwandlungen benutzt worden sind, wie auch davon, daß die zugrundegelegten Abkühlungsvorgänge hinreichend ähnlich sind. Einen wesentlichen Teil hat das kontinuierliche ZTU-Schaubild dadurch, daß die Abkühlungsvorgänge selbst im Schaubild dargestellt sind und damit alle wesentlichen Faktoren, die das Umwandlergebnis beeinflussen können, im Schaubild enthalten sind.

Bisher sind im Schrifttum erst wenige ZTU-Schaubilder für kontinuierliche Abkühlung bekannt geworden. Vorschläge zur Bestimmung eines ZTU-Schaubildes für kontinuierliche Abkühlung aus dem isothermischen ZTU-Schaubild sind von R. A. GRANGE und J. M. KIEFER²⁶⁾ sowie von W. J. PUMPHREY und F. W. JONES²⁷⁾ gemacht worden. Im Atlas der United States Steel Corp.⁹⁾ wird auf die Notwendigkeit kontinuierlicher ZTU-Schaubilder hingewiesen. Als Beispiel werden zwei Bilder gegeben, die nach R. A. GRANGE und J. M. KIEFER aus den isothermischen konstruiert sein sollen. Der Abkühlungsverlauf, der der Bestimmung zugrunde gelegt ist, entspricht recht genau der Newtonschen Abkühlung. Die Übereinstimmung eines dieser Beispiele (Bild 29), eines Stahles mit der Zusammensetzung des Stahles 42 CrMo 4, mit dem nach Abschnitt I-131 experimentell bestimmten ZTU-Schaubild (Bild 30) ist überraschend gut. Die Vollständigkeit des im Atlas der United States Steel Corp.⁹⁾ gegebenen Bildes — auch besonders in den Bereichen, die durch eine Berechnung nicht bestimmt werden können — läßt vermuten, daß für die Aufstellung auch experimentelle Unterlagen zur Verfügung gestanden haben.

Ein experimentelles Verfahren zur Bestimmung solcher Schaubilder hat zum ersten Male C. A. LIEDHOLM²⁸⁾ angegeben. Zur Beantwortung der Frage nach dem Umwandlungsverhalten bei kontinuierlichem Abkühlungsverlauf hat C. A. LIEDHOLM vorgeschlagen, die Stirn-

abschreckprobe zu einem Zeitpunkt vor beendeter Abkühlung allseitig in Wasser abzuschrecken, um den Umwandlungszustand in diesem Zeitpunkt festzuhalten. Kann man durch Messung oder Rechnung jedem Meßpunkt der Stirnabschreckprobe einen bestimmten Abkühlungsverlauf zuordnen, so ist durch einen solchen abgebrochenen Stirnabschreckversuch je ein Punkt auf einer Schar von Abkühlungskurven bestimmt. Auf diese Weise läßt sich mit gewissen Einschränkungen ein Umwandelungsschaubild für den Bereich von Abkühlungsvorgängen, wie ihn die Stirnabschreckprobe erfaßt, aufstellen. Auf die engen Grenzen dieses Verfahrens in bezug auf den Bereich der erfaßbaren Abkühlungsvorgänge und auf die Frage der Ähnlichkeit der Abkühlungsvorgänge mit denen des ZTU-Schaubildes wird in Abschnitt I-24 eingegangen werden.

Mit Hilfe dieses Verfahrens haben H. KRAINER und M. KRONEIS²¹⁾ eine Reihe legierter Baustähle untersucht. In den Bildern 31 und 32 ist das Umwandelungsschaubild für kontinuierliche Abkühlung des Stahles 25 CrMo 4 von H. KRAINER und M. KRONEIS mit den im vor-

%C	%Mn	%Cr	%Mo	Korngröße
0,37	0,77	0,98	0,27	7 bis 8

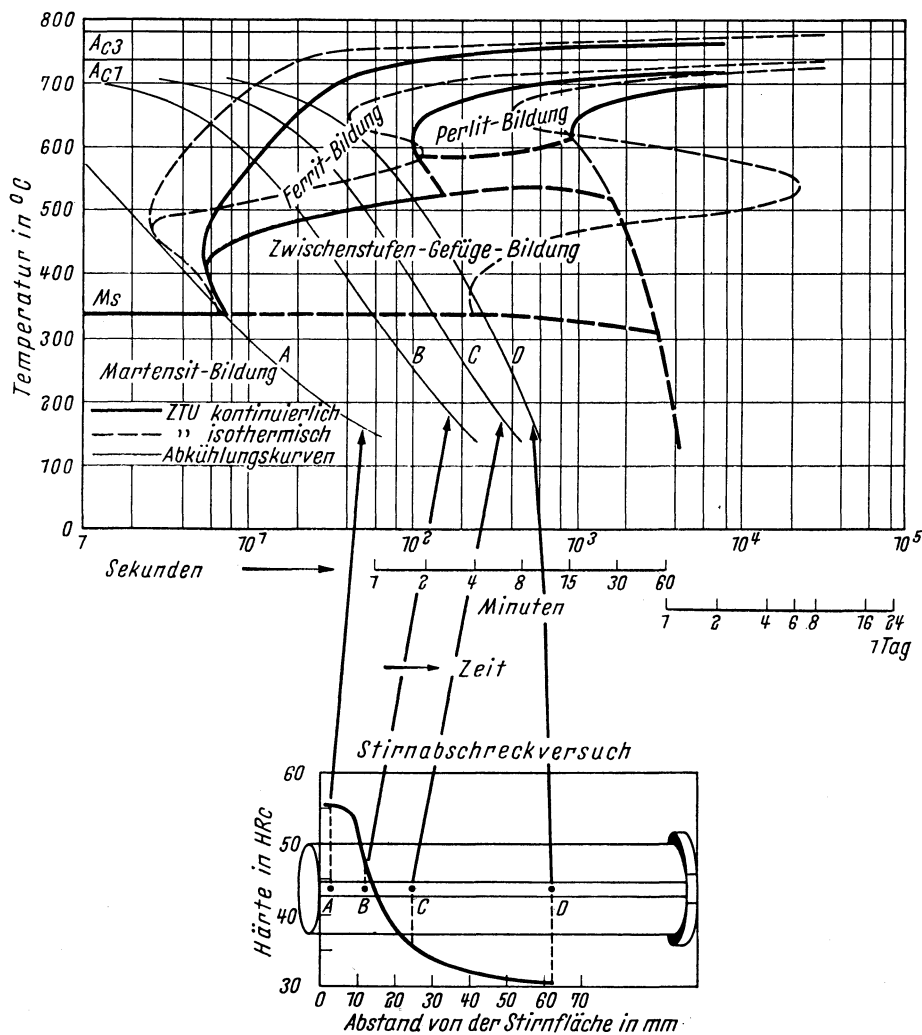


Bild 29. ZTU-Schaubild für kontinuierliche Abkühlung des SAE-Stahles 4140 (nach United States Steel Corp.⁹⁾)

liegenden Atlas enthaltenen verglichen. Die Linien für den Beginn der Umwandlungen stimmen gut überein. Aus den Bildern wird deutlich, daß die Bestimmung nach dem Verfahren von C. A. LIEDHOLM nur einen kleinen Ausschnitt aus dem gesamten Umwandlungsschaubild wiedergeben kann.

Grundsätzliche Einwände gegen die mit Hilfe der Sternabschreckprobe ermittelten Ergebnisse ergeben sich daraus, daß für alle Stähle einheitliche Abkühlungskurven nach T. F. RUSSELL und J. C. WILLIAMSON²⁹⁾ zugrunde gelegt werden. Dabei ist die unterschiedliche Wärmeleitfähigkeit der Stähle und die bei der Umwandlung freiwerdende Wärmemenge (Bild 33) nicht berücksichtigt. Beide Erscheinungen können zu einer erheblichen Veränderung der Abkühlungskurve führen.

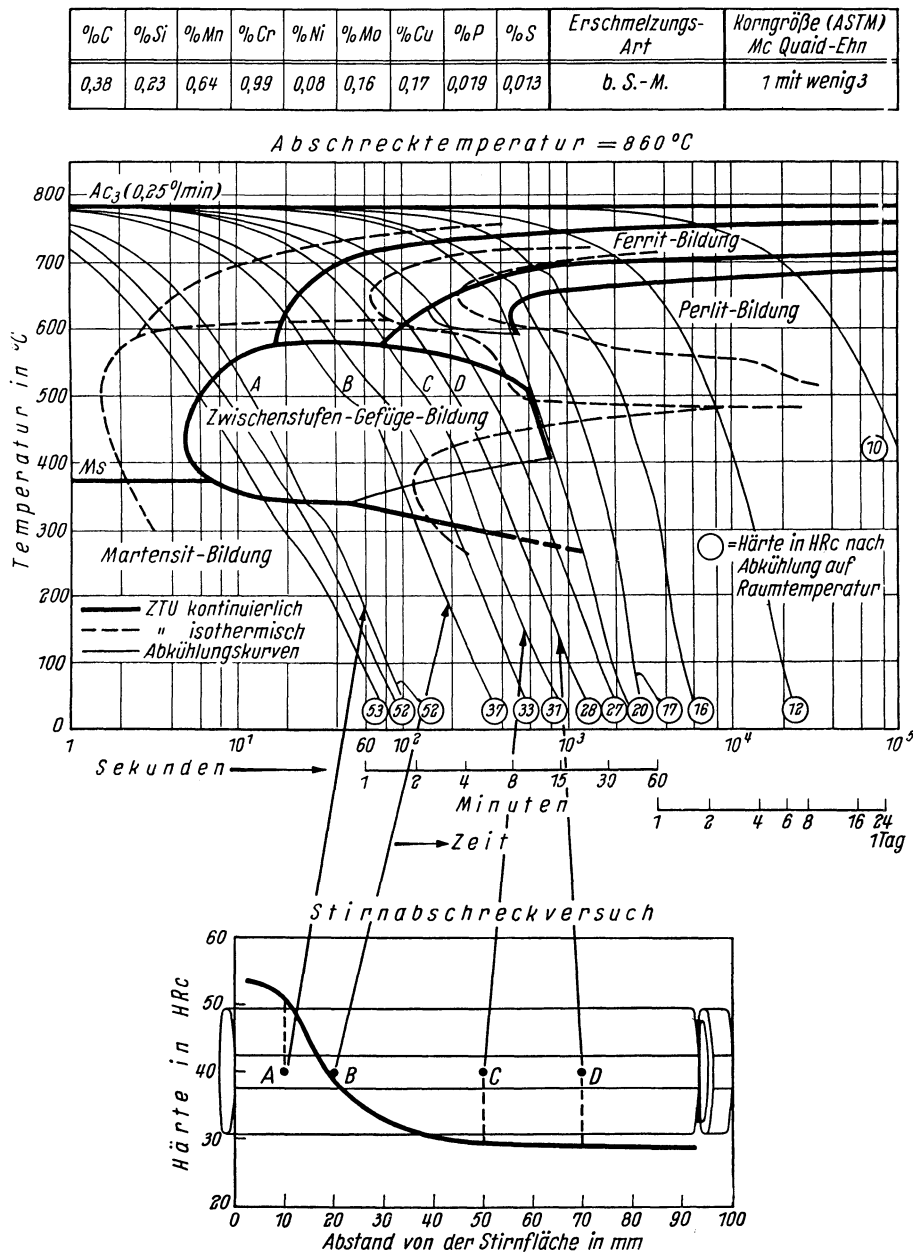
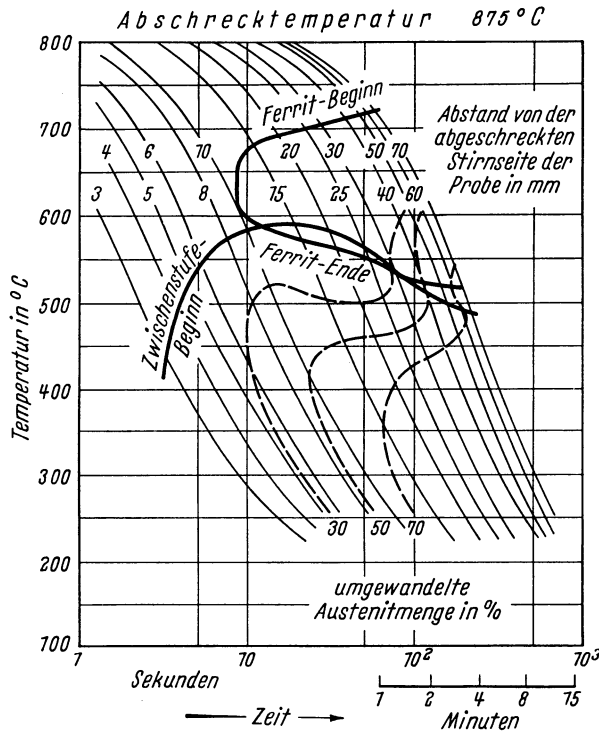


Bild 30. ZTU-Schaubild für kontinuierliche Abkühlung des Stahles 42 CrMo 4

%C	%Si	%Mn	%Cr	%Mo	%Ni
0,22	0,24	0,67	7,0	0,78	0,77



Weichen auf Grund dieser Einflüsse die tatsächlichen Abkühlungsvorgänge von dem zugrunde gelegten Zeit-Temperatur-Verlauf ab, so können die experimentellen Ergebnisse nicht mehr eindeutig zugeordnet werden. Auf diese Tatsache ist bereits in der Erörterung zu der Arbeit von H. KRAINER und M. KRONEIS²¹⁾ hingewiesen worden.

In diesem Zusammenhang muß bemerkt werden, daß mit zunehmender Abkühlungsgeschwindigkeit die Zuordnung eines Umwandlungseffektes zu einem Zeit-Temperatur-Verlauf zu Schwierigkeiten führt. So hängt der Fehler in der Bestimmung der M_s -Temperatur von dem mehr oder weniger

Bild 31. ZTU-Schaubild für kontinuierliche Abkühlung des Stahles 25 CrMo 4, mit der Stirnabschreckprobe bestimmt (nach H. Krainer u. M. Kroneis²¹⁾)

Bild 32. ZTU-Schaubild für kontinuierliche Abkühlung des Stahles 25 CrMo 4, dilatometrisch bestimmt

%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Cu	%V	%P	%S	Erschmelzungs- Art	Korngröße(ASTM) Mc Quaid-Ehn
0,23	0,25	0,64	0,97	0,33	0,23	0,16	<0,07	0,010	0,071	bas.E.	1 mit wenig 3

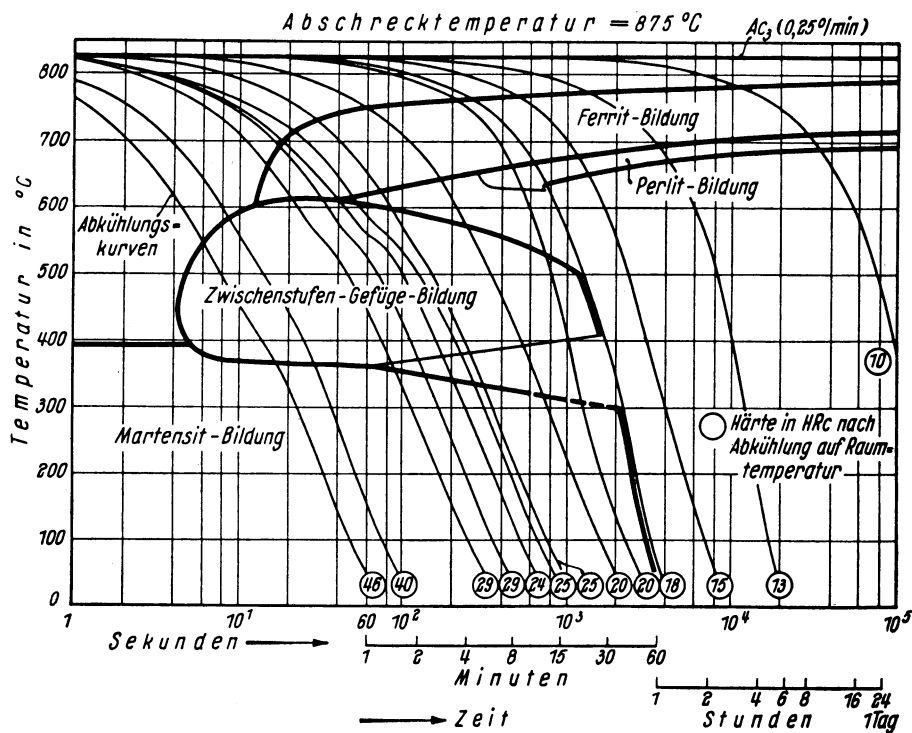


Bild 33. Einfluß der Wärmetönung auf den Abkühlungsverlauf an der Oberfläche der Stirnabschreckprobe

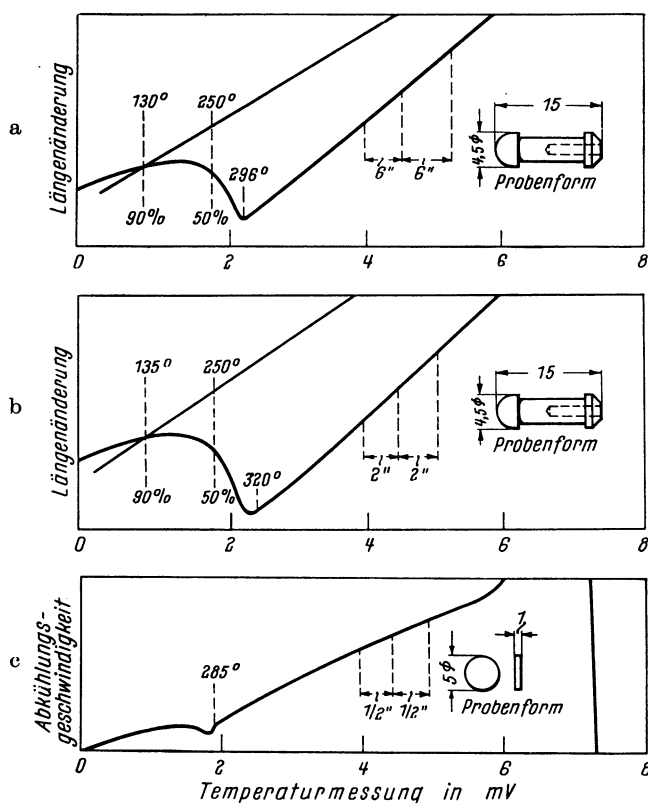
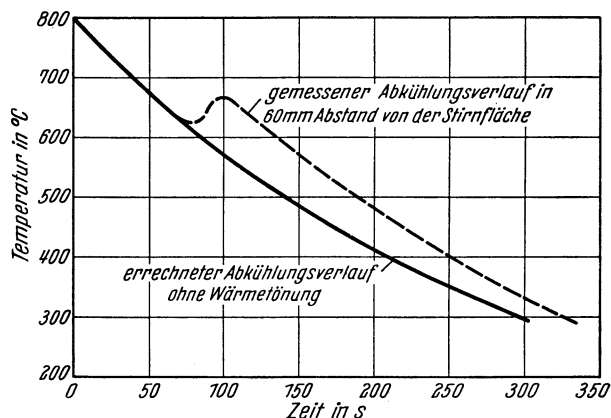


Bild 34. Bestimmung des Martensitpunktes des Stahles 50 CrV 4 bei unterschiedlicher Meßanordnung

großen Temperaturgefälle innerhalb der Probe, das Vorzeichen des Fehlers von der Lage der Temperaturmeßstelle ab. Das Temperaturgefälle ist um so größer, je größer die Probe und je höher die Abkühlungsgeschwindigkeit ist. Bild 34 gibt in Teil a die Bestimmung des Martensitpunktes bei relativ langsamer Abkühlung für die in Bild 23 beschriebene Probenform wieder, in Teil b für die gleiche Probenform bei schnellerer Abkühlung. Durch das größere Temperaturgefälle von der Probenmitte zum Rand wird im Fall b der M_s -Punkt um 24° höher bestimmt als im Fall a. Die Temperaturmeßstelle liegt im Innern der Probe. Im Fall c wurde die Temperatur nach Bild 26 an der Oberfläche der Probe gemessen; trotz der geringen Probengröße wird die M_s -Temperatur dann zu niedrig bestimmt. Derartige Unterschiede dürften die Ursache für die häufig schlechte Übereinstimmung der M_s -Punkte bei verschiedenen Bearbeitern sein.

I-135 Vergleichende Betrachtung der isothermischen und kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder

Auf die Unterschiede der äußeren Gestalt der beiden ZTU-Schaubildarten ist bereits hingewiesen worden. Es ist bekannt und unter Berücksichtigung der Hypothese von E. SCHEIL³⁰⁾ über den Verbrauch der Anlaufzeit auch verständlich, daß die Linien für den Umwandlungsbeginn bei kontinuierlicher Abkühlung gegenüber denen bei isothermischer Versuchsführung zu längeren Zeiten und tieferen Temperaturen verschoben sind. Diese Zusammenhänge benutzen R. A. GRANGE und J. M. KIEFER²⁶⁾ sowie W. J. PUMPHREY und F. W. JONES²⁷⁾ in

den oben erwähnten Vorschlägen zur Bestimmung der ZTU-Schaubilder für kontinuierliche Abkühlung aus dem isothermischen Schaubild. Den umgekehrten Weg gehen F. WEVER und O. KRISEMENT²⁴⁾ in dem von ihnen angegebenen Rechnungsverfahren. Sie schlagen vor, wegen der Schwierigkeiten, isothermische ZTU-Schaubilder mit genügender Annäherung an den ihnen zugrunde gelegten idealen Abkühlungsverlauf experimentell zu bestimmen, so vorzugehen, daß man ein kontinuierliches ZTU-Schaubild mit bekanntem Abkühlungsverlauf aufnimmt und daraus das ideale isothermische Schaubild berechnet. Diesem Vorschlag kommt entgegen, daß der Aufwand zur Bestimmung des kontinuierlichen ZTU-Schaubildes kleiner ist als beim isothermischen, die erreichte Genauigkeit dagegen größer.

Wenn es nach dem Gesagten auch möglich erscheint, das kontinuierliche ZTU-Schaubild aus dem isothermischen abzuleiten und umgekehrt, so muß doch darauf aufmerksam gemacht werden, daß die Rechnungen nur unter idealisierenden Bedingungen gelten und daß ein quantitativer Zusammenhang bisher nur für den Bereich der Perlitstufe nachgewiesen ist.

I-2 Das Umwandlungsschaubild für kontinuierliche Abkühlung als Grundlage für die Beurteilung von Abkühlungsvorgängen in Stahlproben unterschiedlicher Abmessung und unter verschiedenen Abkühlungsbedingungen

I-21 Allgemeines

Die kontinuierlichen Schaubilder sind auf Grund von Versuchen aufgestellt, bei denen sich die Proben in erster Näherung nach dem Newtonschen Gesetz $T = T_0 \cdot e^{-\alpha t}$ abkühlen. Bei der Wärmebehandlung technischer Werkstücke wird die Abkühlung anderen, an verschiedenen Stellen eines Werkstückes vielleicht verschiedenen Abkühlungsgesetzen folgen. Damit ergibt sich die Frage, wieweit unter diesen Umständen die kontinuierlichen Umwandlungsschaubilder überhaupt Aussagen von Wert für die Wärmebehandlung technischer Werkstücke machen können. Hierzu liegen Versuche an Rundproben bis zu Durchmessern von 100 mm und an Stirnabschreckproben vor.

I-22 Abkühlung zylindrischer Proben

Die Bilder 35 bis 37 geben Zeit-Temperatur-Kurven wieder, die an verschiedenen Stellen des Querschnittes von Rundproben mit Hilfe eingesetzter Thermolemente bei Abkühlung in Wasser, Öl und an Luft aufgenommen wurden. Die Durchführung dieser Versuche ist in Arbeiten von A. ROSE und W. STRASSBURG³¹⁾ sowie A. ROSE und D. WILD³²⁾ ausführlich beschrieben.

Diese Temperaturkurven weichen in ihrem Verlauf bei der Abkühlung an Luft, abgesehen von der Wärmetönung bei der Umwandlung, nur wenig vom Newtonschen Gesetz ab. Bei der Abkühlung in Öl und in Wasser sind die Abweichungen größer; in der Nähe der Oberfläche folgt die Abkühlung bis zu Temperaturen unter 400° noch gut dem Verlauf der Dilatometerkurven, darunter wird die Abkühlungsgeschwindigkeit kleiner. Diese Abweichung beeinflusst den Umwandlungsablauf nur unwesentlich. Im Probenkern verläuft die Abkühlung bei hohen Temperaturen langsamer als die einer Vergleichsprobe aus dem Schaubild mit gleicher Abkühlungszeit bis 500°, im mittleren Temperaturbereich von 600° bis 400° dagegen schneller und darunter wieder langsamer.

Auch diese Unterschiede in der Abkühlung sind nicht groß genug, um erkennbare Abweichungen im Umwandlungsverhalten und in den Eigenschaften zu bewirken. Die realen Abkühlungskurven der Bilder 35 bis 37 ergeben, in das kontinuierliche Schaubild eingetragen,

Bild 35. Abkühlungsverlauf des Stahles 34 Cr 4 in einer zylindrischen Probe mit 28 mm Durchmesser bei Wasser-, Öl- und Luftabkühlung

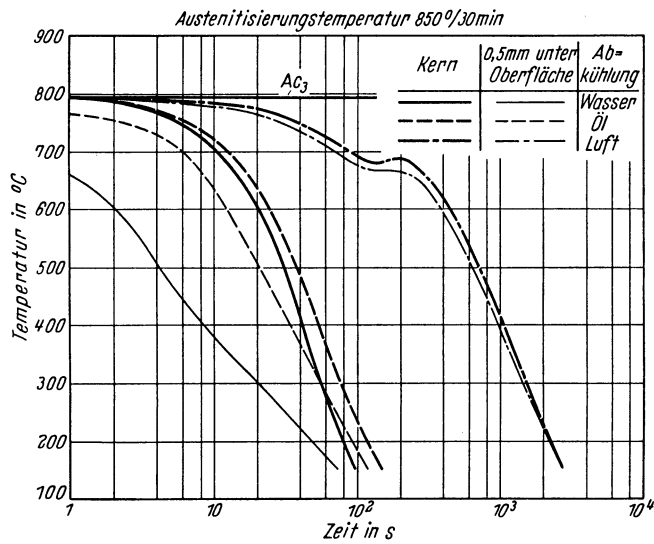
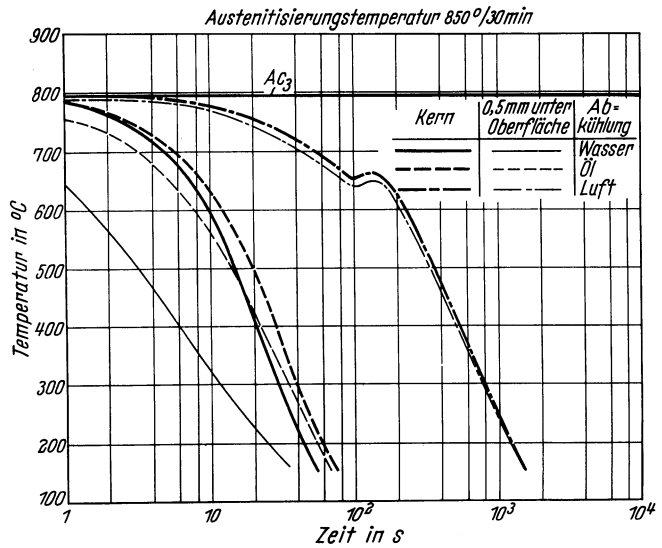


Bild 36. Abkühlungsverlauf des Stahles 34 Cr 4 in einer zylindrischen Probe mit 48 mm Durchmesser bei Wasser-, Öl- und Luftabkühlung

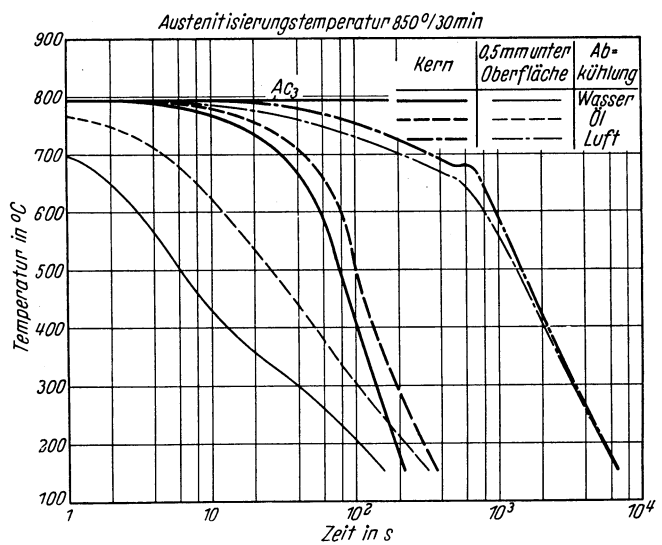


Bild 37. Abkühlungsverlauf des Stahles 34 Cr 4 in einer zylindrischen Probe mit 95 mm Durchmesser bei Wasser-, Öl- und Luftabkühlung

die tatsächlichen Umwandlungstemperaturen, die Härtewerte und Aussagen über die Gefügezusammensetzung.

Bei der Besprechung der Umwandlungsschaubilder für kontinuierliche Abkühlung war hervorgehoben worden, daß jeder gegebenen Abkühlung bzw. Abkühlungsgeschwindigkeit ein bestimmter Gefügezustand, gekennzeichnet durch Art und Menge der Gefügebestandteile, und damit auch eine bestimmte Härte zugeordnet ist. Diese Zuordnung ist umkehrbar: Unter der Voraussetzung, daß der Abkühlungsvorgang an irgendeiner Stelle eines Werkstückes

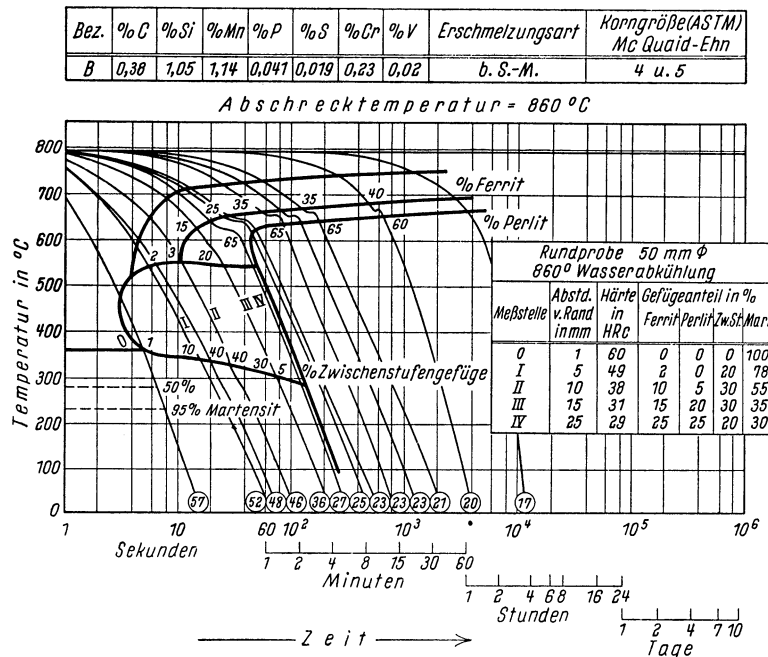


Bild 38. Bestimmung der Abkühlung einer Rundprobe aus Gefüge und Härte mit Hilfe des ZTU-Schaubildes (Stahl 37 MnSi 5)

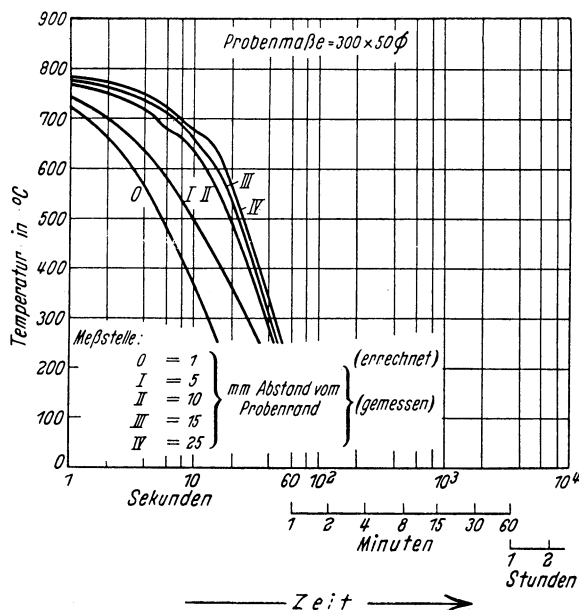


Bild 39. Abkühlungsverlauf in einer Rundprobe des Stahles 37 MnSi 5 bei Wasserabkühlung

mit ausreichender Genauigkeit dem Kurvenverlauf im Umwandlungsschaubild folgt, gehört zu dem Zustand an dieser Stelle, wie er durch Gefüge und Härte gekennzeichnet ist, eindeutig ein bestimmter Abkühlungsvorgang.

Dieser Zusammenhang wird durch Versuche bestätigt, über die A. ROSE und W. STRASSBURG³¹⁾ berichtet haben. Bei diesen Versuchen wurde eine Rundprobe des Stahles 37 MnSi 5 von 50 mm Durchmesser in Abständen von 1, 5, 10, 15 und 25 mm unter der Oberfläche mit Thermoelementen versehen und danach in Wasser abgeschreckt. An der gebrochenen Probe wurden sodann Gefüge und Härte über den Querschnitt bestimmt und im Umwandlungsschaubild (Bild 38) die zugehörigen Abkühlungskurven 0, I bis IV ermittelt, die auf gleiche Gefüge und Härtewerte führen.

Sie fallen mit den gemessenen Kurven in Bild 39 gut zusammen; man kann also auch aus Gefüge und Härte an irgendeiner Stelle einer Stahlprobe mit ausreichender Genauigkeit die Temperaturkurve rekonstruieren, nach der sich die Probe an dieser Stelle abgekühlt hat, wenn das Umwandelungsschaubild für kontinuierliche Abkühlung bekannt ist.

I-23 Abkühlungsverlauf der Stirnabschreckprobe

Die Verknüpfungen zwischen Abkühlungsvorgang einerseits, Gefüge und Härte andererseits lassen sich auch auf die Stirnabschreckprobe übertragen. Die Beziehungen zwischen Stirnabschreckprobe und Umwandelungsschaubild eines Stahles werden dadurch einfach und übersichtlich. Nach Versuchen von A. ROSE und W. STRASSBURG³¹⁾, bei denen der Temperaturverlauf der Abkühlung einer Stirnabschreckprobe an verschiedenen Punkten längs einer Mantellinie gemessen wurde (Bild 40), erfolgt die Abkühlung in stärkerer Abweichung vom Newtonschen Gesetz. Die Härte-

werte zeigen jedoch trotz dieser Abweichungen noch befriedigende Übereinstimmung mit denen des ZTU-Schaubildes, wenn man zur Ermittlung der entsprechenden Abkühlungskurven des Schaubildes die Lage des Abkühlungsvorganges der Stirnabschreckprobe nur im Bereich der wesentlichen Umwandlungs- und vorbereitenden Vorgänge, d. h. im allgemeinen bei Temperaturen oberhalb 500°, heranzieht. Die Beziehung der Stirnabschreckprobe zu dem Umwandelungsschaubild ist für das Beispiel des Stahles 25 CrMo 4 in Bild 41 dadurch hergestellt, daß den Meßpunkten der Stirnabschreckprobe in 5; 10; 20; .. mm Abstand von der Stirnfläche bestimmte Abkühlungsvorgänge im ZTU-Schaubild, gekennzeichnet durch gleiche Abkühlungszeiten

von A_{c_3} bis 500°, d. h. 5; 15,2; 47,3; .. s, zugeordnet sind. Damit wird deutlich, welchen Bereich an Abkühlungsvorgängen die Stirnabschreckprobe aus dem ZTU-Schaubild herauschneidet und wie gering die Änderungen der Abkühlungsgeschwindigkeit zum oberen, nicht abgeschreckten Ende hin werden. Der langsamste Abkühlungsvorgang ist bereits bei etwa 80 mm Abstand von der Stirnfläche mit einer Abkühlungszeit von 215 s erreicht. Man kann also ebenso wie bei den Rundproben aus Gefüge und Härte an irgendeinem Punkt der Mantelfläche einer Stirnabschreckprobe auf den Abkühlungsvorgang an dieser Stelle schließen. Man kann umgekehrt, wenn einmal die Abkühlungskurve an einer Stelle der Mantelfläche der Stirnabschreckprobe bestimmt ist, für jeden Stahl mit ähnlicher Wärmeleitfähigkeit, d. h. mit vergleichbarer Abkühlung, aus dem Umwandelungsschaubild ablesen, welches Gefüge und welche Härte an der gleichen Stelle einer Stirnabschreckprobe aus diesem Stahl zu erwarten sind.

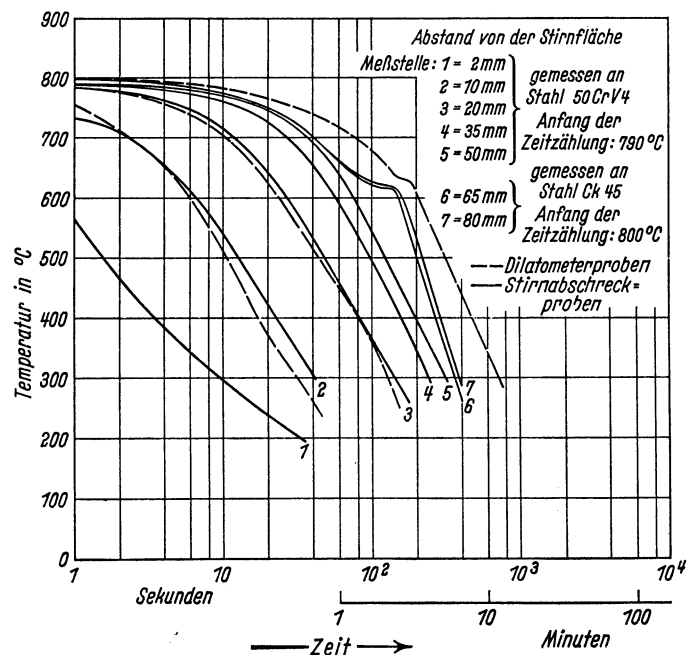


Bild 40. Abkühlungsvorgänge an Meßstellen von Stirnabschreckproben

I-24 Die Stirnabschreckprobe als Hilfsmittel zur Kennzeichnung der Streuung im Umwandlungsverhalten

Bild 41 stellt in seinem unteren Teil die Streuung der Härtebarkeit der Stahlsorte 25 CrMo 4 an 5 Stirnabschreckhärtekurven verschiedener Schmelzen dar. Die Kurven liegen mit allen Meßwerten entweder oberhalb oder unterhalb der mittleren Härtekurve der Schmelze 4, die durch die Strichstärke hervorgehoben ist. An keiner Stelle findet eine Überschneidung statt.

Chemische Zusammensetzung in %	Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	1	0,30	0,28	0,56	0,017	0,023	0,99	0,24	0,21	0,24	0,01
	2	0,27	0,21	0,62	0,020	0,009	1,23	0,16	0,29	0,41	<0,01
	3	0,24	0,14	0,64	0,024	0,017	0,99	0,17	0,17	0,27	<0,01
	4	0,23	0,25	0,64	0,070	0,071	0,97	0,16	0,23	0,33	<0,01
	5	0,22	0,20	0,60	0,014	0,013	0,97	0,16	0,23	0,38	0,01

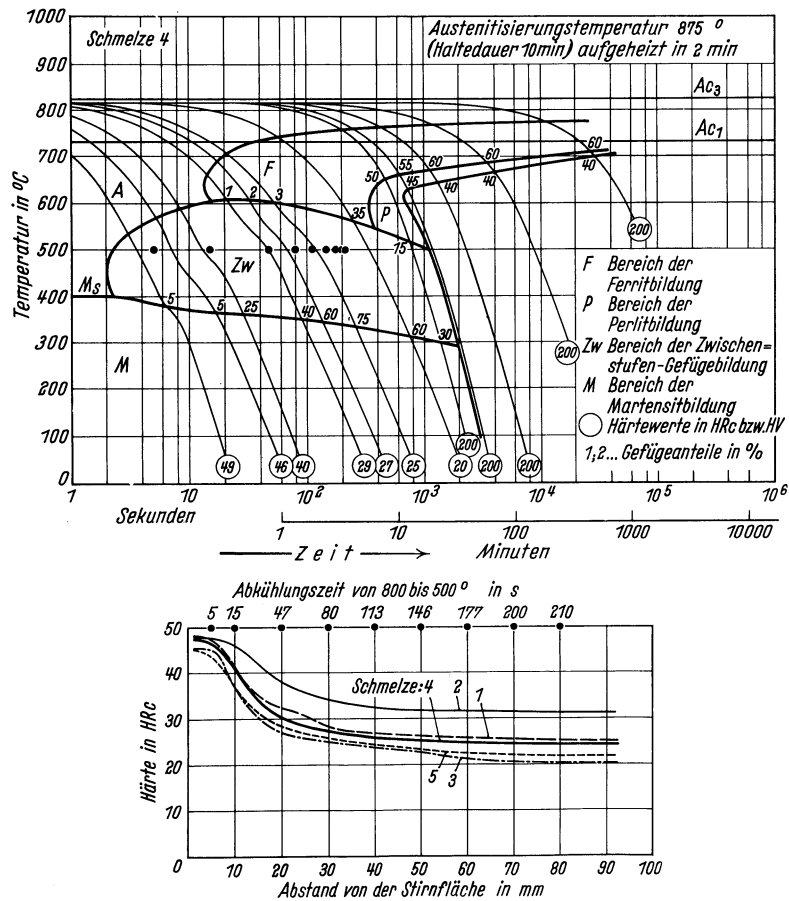


Bild 41. Zusammenhang zwischen Stirnabschreckprobe und ZTU-Schaubild, insbesondere zwischen den Streuungen in der Härtebarkeit und dem Umwandlungsverhalten verschiedener Schmelzen des Stahles 25 CrMo 4

Dieses Verhalten ist kennzeichnend für die am häufigsten vorkommende Streuung der Härtebarkeit bei Baustählen. Aus der relativen Lage der Stirnabschreckkurven der einzelnen Schmelzen zu derjenigen der Schmelze 4, die der Aufstellung des Umwandlungsschaubildes zugrunde gelegt ist, ergibt sich unter Berücksichtigung des Kohlenstoffgehaltes beispielsweise für die Schmelze 3 eine Verschiebung des Schaubildes zu kürzeren Zeiten und für die Schmelze 2 eine Verschiebung zu längeren Zeiten. Im einzelnen werden diese Beziehungen in einer Darstellung von F. WEVER und A. ROSE³³⁾ besprochen.

Einen anderen kennzeichnenden Fall der Streuung von Härtekurven verschiedener Schmelzen beschreibt Bild 42 für den Stahl 50 CrV 4. Hier treten neben Härtekurven, wie sie soeben beschrieben wurden, andere auf, die nach dem Steilabfall einen Wendepunkt in ihrem Verlauf zeigen, z. B. die Schmelzen 1 und 5. Derartige Kurven wurden auch bei den Stählen 34 Cr 4, 41 Cr 4 und 42 MnV 7 beobachtet. Die ausgezogenen Linien in dem Schaubild (Bild 42) gehören zu Schmelze 1. Sie erklären den Verlauf mit Wendepunkt dadurch, daß der erste Steilabfall durch schnelle Zunahme des weichereren Zwischenstufengefüge-

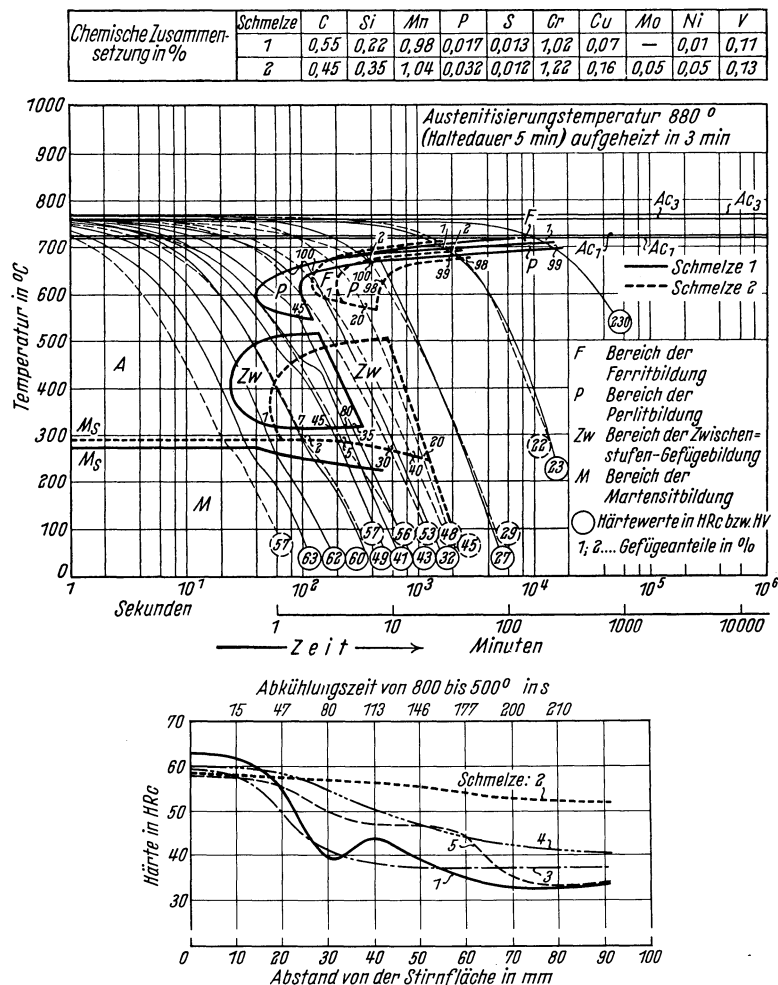


Bild 42. Zusammenhang zwischen Streuungen in der Härtebarkeit und dem Umwandlungsverhalten für 2 Schmelzen des Stahles 50 CrV 4

Anteils entsteht und der Wiederanstieg bzw. die Verzögerung des weiteren Abfalles durch Perlitgefüge verhältnismäßig hoher Härte. Die Härtekurve der Schmelze 2 zeigt keinen Wendepunkt und liegt oberhalb der eben beschriebenen; ihr entsprechen die gestrichelten Linien im Schaubild. Die Menge des Zwischenstufengefüges ist hier wesentlich geringer, der Beginn der Zwischenstufenbildung nach rechts verschoben, und der Perlitanteil ist so klein, daß es nicht zu einem Wiederanstieg kommt. Der letztere Fall wird im allgemeinen dann eintreten, wenn der Kohlenstoffgehalt verhältnismäßig niedrig ist. Eine ähnliche Verschiebung der Umwandlungslinien wird auch bei einer Erhöhung der Austenitisierungstemperatur beobachtet. Es ist daher zu erwarten, daß Härtekurven mit Wiederanstieg bzw. Wendepunkt diesen charakteristischen Verlauf verlieren, wenn das Abschrecken von höherer Temperatur erfolgt.

Tatsächlich zeigt die Härtekurve der Schmelze 1 in Bild 43 nach Abschrecken von 1050° einen Verlauf ohne Wendepunkt, wie in Bild 42 die Schmelzen 2 und 4.

Die Abweichungen der Härtekurven von der Mittelkurve werden durch Schwankungen in der Analyse und durch metallurgische Einflüsse bedingt, die von der Schmelzföhrung her jedem Stahl anhaften. Von den Schwankungen der Analyse wirken sich Abweichungen im Kohlenstoffgehalt bevorzugt auf die Höchsthärtigkeit aus, während Schwankungen in den Gehalten der Legierungselemente mehr die Umwandlungsfreudigkeit selbst beeinflussen.

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,55	0,22	0,98	0,017	0,013	1,02	0,07	—	0,07	0,11

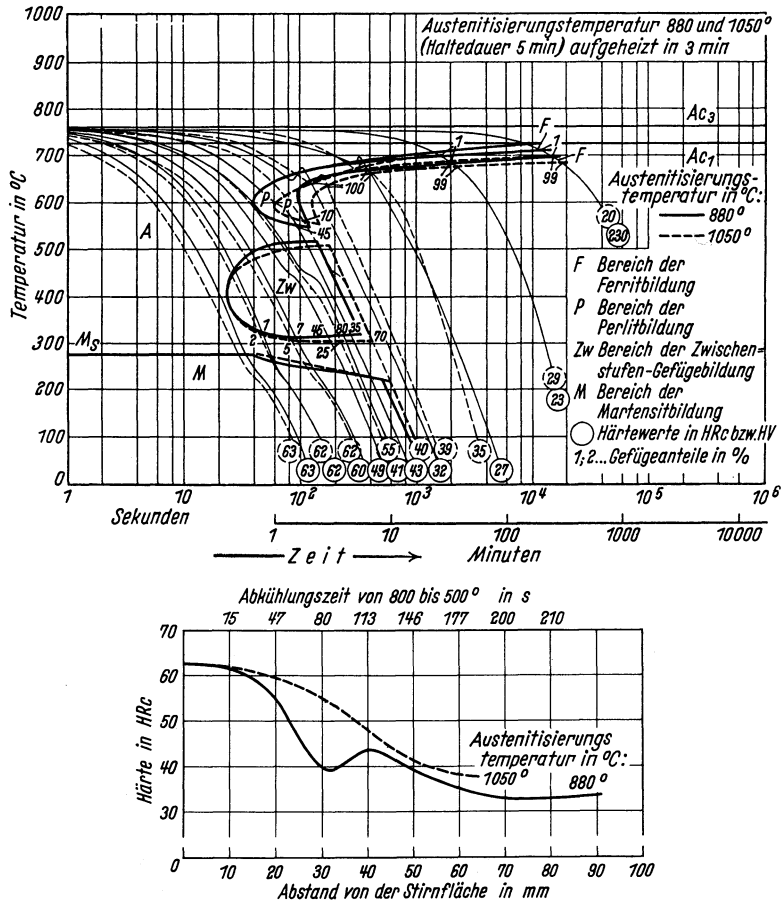


Bild 43. Einfluß der Austenitisierungstemperatur auf das Umwandlungsverhalten und die Härtebarkeit

I-3 Das Umwandlungsschaubild für kontinuierliche Abkühlung als Grundlage für die Beschreibung der Härtebarkeit

I-31 Allgemeines

Nach den Aussagen in Abschnitt I-2 über den unmittelbaren Zusammenhang zwischen dem Härtungsverhalten von Proben beliebigen Querschnitts in verschiedenen Kühlmitteln und dem kontinuierlichen ZTU-Schaubild enthält dieses die allgemeinste und vollständigste Beschreibung der Härtebarkeit eines Stahles. Es ist aber nicht für jeden Stahl das kontinuierliche ZTU-Schaubild bekannt, und es ist auch im allgemeinen nicht möglich,

erst das ZTU-Schaubild eines Stahles auszuarbeiten, wenn dessen Wärmebehandlung zur Erörterung steht. So werden noch auf lange Zeit hinaus die bekannten einfachen Verfahren zur Kennzeichnung des Härungsverhaltens nicht entbehrt werden können.

Aus dem Wunsch, mit einem einzigen Versuch an einem Probestück das Härungsverhalten eines Stahles möglichst vollständig zu beschreiben, ist die Stirnabschreckhärteprüfung von W. E. JOMINY und A. L. BOEGEHOLD³⁴⁾ entwickelt worden. Die Stirnabschreckprobe umfaßt den Bereich der Abkühlungsvorgänge von der Wasserabschreckung an der Oberfläche kleinerer Querschnitte bis etwa zur Abkühlung im Kern einer 150mm-Rundprobe bei Öl-abkühlung, sie deckt also nur einen Teilausschnitt des Umwandlungsschaubildes ab.

Es ist bereits darauf hingewiesen worden, daß die Stirnabschreckprobe ihre praktische Bedeutung insbesondere zur Schmelzenkontrolle neben den Umwandlungsschaubildern behalten wird.

Darüber hinaus besteht in der Praxis der Wunsch, gleichsam als Zusammenfassung der Härteigenschaften eine Zahlenangabe zu besitzen, die einen schnellen Vergleich und ein Einordnen von Stählen und Stahlsorten ermöglicht. Aus diesem Bedürfnis heraus sind die verschiedensten Härtebarkeitskennzahlen vorgeschlagen worden.

I-32 Zusammenhang der Härtebarkeitskennzahlen mit dem ZTU-Schaubild für kontinuierliche Abkühlung

Der älteste Begriff, der zum Zwecke der Kennzeichnung der Härtebarkeit geprägt wurde, ist die „kritische Abkühlungsgeschwindigkeit“. Er stammt aus Umwandlungsversuchen von A. PORTEVIN und M. GARVIN³⁵⁾. Er ist physikalisch eindeutig und gibt die kleinste Abkühlungsgeschwindigkeit an, bei der noch reiner Martensit entsteht. Die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit ist aus derjenigen Abkühlungskurve im Umwandlungsschaubild zu entnehmen, die noch an den Feldern der Perlit- und Zwischenstufe vorbeiführt (Bild 44). An Stelle der Abkühlungsgeschwindigkeit, die auf eine bestimmte Temperatur bezogen sein muß, läßt sich auch die Abkühlungszeit, bezogen auf einen bestimmten Temperaturbereich, zur Beschreibung dieses kritischen Abkühlungsvorganges benutzen. Die Abkühlungszeit ist, wenn der Temperaturbereich ab Ac_3 gewählt wird, unmittelbar aus dem Schaubild abzulesen. Sie beträgt bei dem Stahl 42 MnV 7 (Bild 44) 5 s bis 500° . In der oben erwähnten Arbeit³¹⁾ wird sie als kritische Abkühlungszeit für die Martensitbildung mit K_m bezeichnet.

M. A. GROSSMANN³⁶⁻³⁹⁾ geht bei der Festlegung eines Härtebarkeitskennwertes von der Erwägung aus, daß nicht so sehr die Erzielung vollständiger Martensitbildung interessiert, als

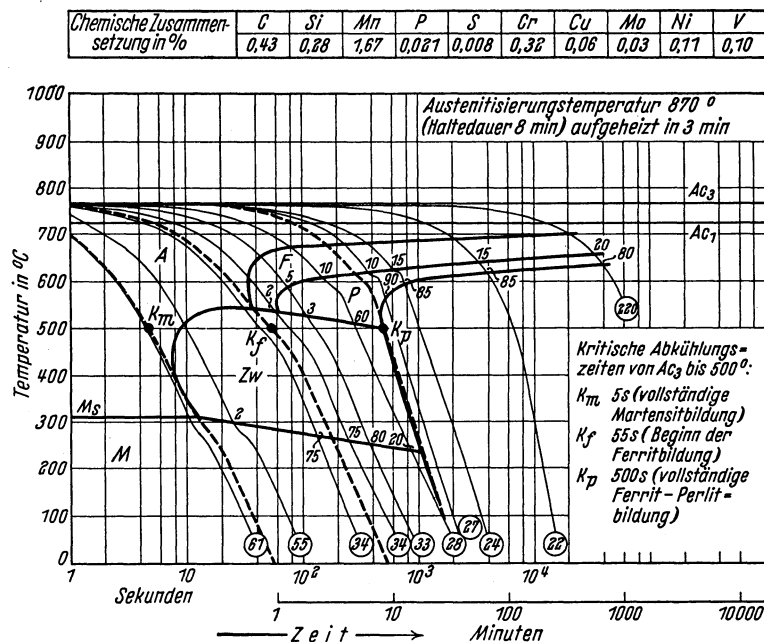


Bild 44. Kritische Abkühlungszeiten des Stahls 42 MnV 7

vielmehr derjenige Durchmesser, der mit 50% Martensit im Kern noch gerade *ausreichend* durchhärtet. Erfahrungsgemäß ist ein derartiger Martensitanteil im Gefüge genauer zu bestimmen als Beginn oder Ende der Martensitbildung. M. A. GROSSMANN bezeichnet den Durchmesser einer zylindrischen Probe, die diese Bedingungen gerade erfüllt, als kritischen Durchmesser D_k . Um von weiteren Einflußgrößen frei zu werden, bezieht er den kritischen Durchmesser auf ein ideales Abschreckmittel mit der Abschreckintensität $H = \infty$ und bezeichnet den kritischen Durchmesser dann als idealen Durchmesser D_1 . Die Bestimmung

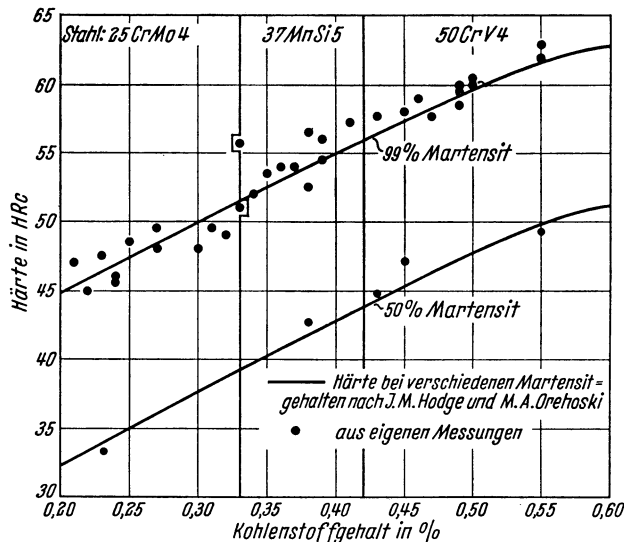


Bild 45. Härte von Gefügen mit 50 bzw. 99% Martensit in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt

erfolgt aus mindestens zwei Einhärtungsversuchen an verschiedenen Querschnitten oder aus dem Ergebnis des Stirnabschreckhärte-Versuches, wobei der Abstand für denjenigen Härtewert zu bestimmen ist, der einem Martensitanteil von 50% entspricht. Nach J. M. HODGE und M. A. OREHOSKI⁴⁰) hängt dieser Härtewert allein vom Kohlenstoffgehalt ab. Er kann aus einmal bestimmten Unterlagen (s. Bild 45) entnommen werden.

Im kontinuierlichen ZTU-Schaubild entspricht dem idealen kritischen Durchmesser derjenige Abkühlungsvorgang, der zur Bildung von 50% Martensit führt. Die Angabe dieses Abkühlungsvorganges kann den D_1 -Wert voll ersetzen.

I-33 Kennzeichnung der Härtebarkeit durch die kritischen Abkühlungsvorgänge im ZTU-Schaubild für kontinuierliche Abkühlung

Mit der Aufstellung von ZTU-Schaubildern für kontinuierliche Abkühlung, die den gesamten Bereich technischer Abkühlungsvorgänge in Form von Zeit-Temperatur-Kurven unmittelbar enthalten, ergibt sich die Möglichkeit, kritische Abkühlungsvorgänge als Werkstoffeigenschaft für bestimmte Stähle oder Stahlsorten zu bestimmen. Die Vorgänge können beschrieben werden durch die Angabe einer Abkühlungsgeschwindigkeit bei einer bestimmten Temperatur oder über einen Temperaturbereich bzw. durch die über einen Temperaturbereich verbrauchte Abkühlungszeit. So ergibt sich beispielsweise für den Stahl 42 MnV 7 (Bild 44) eine kritische Geschwindigkeit, bezogen auf 500°, für vollständige Martensitbildung von 50°/s und für 50% Martensit von 8°/s. Die Abkühlungszeiten von A_{c_3} bis 500° betragen für die beiden Vorgänge 5 s bzw. 30 s. Diese kritischen Zeiten werden mit K_m und K_{50} bezeichnet. Der erste Vorgang ist identisch mit der in Abschnitt I-32 definierten kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit. Er ist im ZTU-Schaubild dargestellt durch die am weitesten rechts liegende Abkühlungskurve, die keinen anderen Umwandlungsbereich schneidet als den martensitischen. Bei langsamer verlaufenden Abkühlungsvorgängen tritt im allgemeinen neben dem Martensit zunächst Zwischenstufengefüge auf und später Ferrit und Perlit. So besteht bei der oben erwähnten Abkühlung zur Bildung von 50% Martensit das Gefüge bei dem Stahl 42 MnV 7 neben dem Martensitanteil nur aus 50% Zwischenstufengefüge, bei dem Stahl 37 MnSi 5 (Bild 46) dagegen aus etwa 5% Ferrit, 5% Perlit und 40% Zwischenstufengefüge. Solange mit abnehmender Geschwindigkeit Zwischenstufengefüge auftritt, werden auch noch Martensitanteile gefunden. Das bedeutet, daß erst bei Eintreten vollständiger Ferrit-Perlit-

Bildung die letzten Reste Martensit verschwunden sind. Es ist aber bekannt und durch Versuche von M. KRON-EIS, R. GATTRINGER und H. KRÄINER⁴¹⁾ nachgeprüft, daß die Eigenschaften vergüteter Stähle ganz wesentlich von der Art dieser Mischgefüge, insbesondere von der Ferritmenge, abhängen. Man sollte deshalb nicht Einzelwerte wie K_m oder K_{50} als hinreichend kennzeichnend für einen Stahl ansehen, sondern auch die Abkühlungsgeschwindigkeiten bzw.

Bez.	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%V	Erschmelzungsart	Korngröße(ASM) Mc Quaid-Ehn
B	0,38	1,05	1,14	0,041	0,019	0,23	0,02	b. S.-M.	4 u. 5

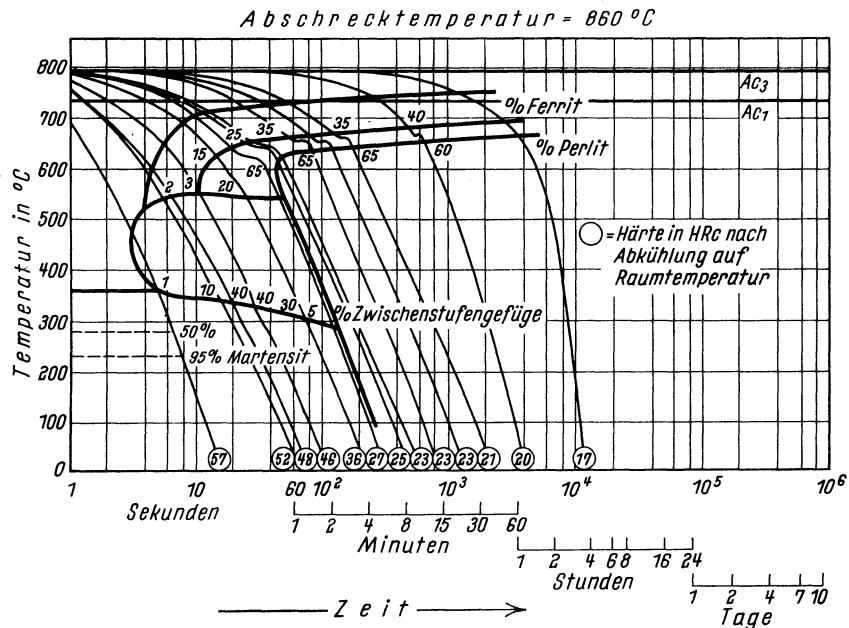


Bild 46. ZTU-Schaubild des Stahles 37 MnSi 5 für kontinuierliche Abkühlung

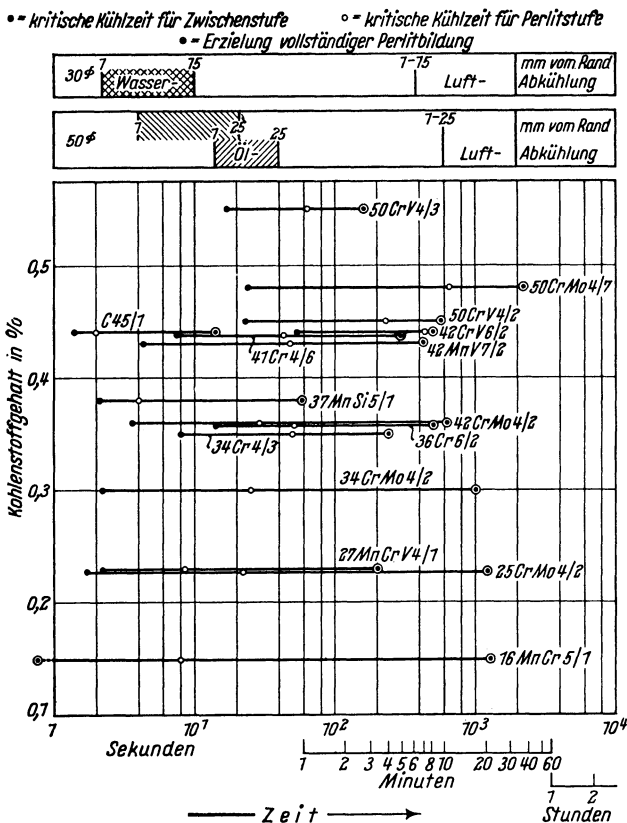


Bild 47. Kritische Abkühlzeiten für eine Reihe von Baustählen, gemessen vom Durchlaufen des A_{c_3} -Punktes bis 500°

Abkühlungszeiten für das erste Auftreten von Ferrit (K_f) und für den Beginn vollständiger Perlitbildung (K_p) angeben. In dem Falle des als Beispiel angeführten Stahles 42 MnV 7 (Bild 44) betragen diese Zeiten $K_f = 55$ s und $K_p = 500$ s, bei dem Stahl 37 MnSi 5 (Bild 46) $K_f = 4$ s und $K_p = 60$ s. Der letztgenannte Abkühlungsvorgang entspricht der unteren kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit, d. h. der Grenze der Mischgefüge mit Martensit gegen rein ferritisch-perlitische Gefüge.

Durch diese drei Werte K_m , K_f und K_p werden die wesentlichsten Aussagen des Umwandlungsschaubildes für kontinuierliche Abkühlung zusammengefaßt und die Bereiche der Abkühlungsvorgänge nicht nur für die Martensitbildung, sondern auch für Ferrit- und Perlitbildung beschrieben. Diese Werte sind für jeden der untersuchten Stähle im Teil II jeweils auf Blatt A angegeben. Eine Zusammenstellung dieser kritischen Abkühlungszeiten, die unmittelbar aus jedem kontinuierlichen

ZTU-Schaubild abzulesen sind, zeigt das Bild 47 für eine Reihe von Einsatz- und Vergütungsstählen, deren Zusammensetzung und ZTU-Schaubilder im Teil II angegeben sind. Die Stähle sind auf der Ordinate nach ihrem Kohlenstoffgehalt geordnet. Nach diesem Bilde können die verschiedenen legierten Stähle in bezug auf ihre Härtebarkeit zahlenmäßig verglichen und darüber hinaus auch in bezug auf das Auftreten von Zwischenstufengefüge, Ferrit und Perlit in Abhängigkeit von den Abkühlungszeiten unterschieden werden. Weiter können die schnellsten Abkühlungsvorgänge (bzw. Mindestabkühlungszeiten) abgelesen werden, die gerade noch ein ferritisch-perlitisches Gefüge ohne Zwischenstufengefüge und Martensit ergeben.

Bei allen in dieser Zusammenstellung angeführten Stählen wird der kritische Abkühlungsvorgang für vollständige Martensitbildung durch die Lage der Zwischenstufenumwandlung bestimmt. Die Ferrit-Perlit-Umwandlung zeigt erst bei niedrigen Legierungs- und Kohlenstoffgehalten vergleichbar kurze Anlaufzeiten. Der Einfluß des Kohlenstoffs läßt sich selbst bei sonst gleichen Legierungsgehalten wie in der Reihe der Cr-Mo-Stähle nicht durch eine einfache Gesetzmäßigkeit beschreiben, es ist lediglich festzustellen, daß alle drei Werte K_m , K_r und K_p mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt zumindest bis 0,50% C zunehmen. Sehr deutlich zeigt sich bei den mit Molybdän legierten Stählen der Einfluß des Molybdäns in einer Verschiebung der Perlitbildung zu längeren Zeiten und damit verbunden in einer zeitlichen Vergrößerung des Bereiches der Zwischenstufe.

Wie in dem oberen Teil des Bildes 47 angegeben, lassen sich die kritischen Abkühlungszeiten in Beziehung setzen zu den Abkühlungsvorgängen in Rundproben.

I-4 Durchführung technischer Wärmebehandlungen auf Grund der Umwandlungsschaubilder

I-41 Allgemeines

Die Umwandlungsschaubilder haben sich als Hilfsmittel bei der Durchführung von Wärmebehandlungen in vielen Fällen bewährt. Mit ihrer Hilfe ist es möglich, für einen vorgegebenen Endzweck den bestgeeigneten Stahl auszuwählen und den Wärmebehandlungsvorgang so festzulegen, daß der gewünschte Gefügestand auf dem kürzesten Wege erreicht wird.

Im folgenden werden einige Beispiele für die Anwendung der isothermischen und der kontinuierlichen Umwandlungsschaubilder auf Aufgaben der praktischen Wärmebehandlung besprochen.

I-42 Isothermische Wärmebehandlungsvorgänge

Isothermische Wärmebehandlungen sind das Glühen auf Perlit sowie einige Formen der Zwischenstufenumwandlung und der Warmbadhärtung. Sie verlaufen entweder streng isothermisch oder unter so langsamer Temperaturänderung, daß diese im Vergleich zur Umwandlungsgeschwindigkeit keine Rolle spielt. Die Abkühlung des zu behandelnden Werkstückes auf die Haltetemperatur erfolgt stets mit endlicher Geschwindigkeit. Man wird sie jedoch dann — im Sinne der Anwendung des isothermischen ZTU-Schaubildes — als genügend groß bezeichnen können, wenn die Abkühlungszeiten bis zur Haltetemperatur etwa um eine Größenordnung unter den Anlaufzeiten bei dieser Temperatur liegen.

Das isothermische Glühen auf Perlit wird in den Fällen angewendet, wo ein einheitliches perlitisches Gefüge mit gleichmäßiger Verteilung der Karbide in möglichst kurzer Zeit erzielt werden soll. Diese Wärmebehandlung wird notwendig in bestimmten Fällen, z. B. zur Erzielung guter Bearbeitbarkeit und gleichmäßiger Festigkeitseigenschaften über große Querschnitte, insbesondere bei Stählen für schwere Schmiedestücke. Die in diesen Fällen häufig

angewandte sehr langsame Abkühlung ist unwirtschaftlich. Sie ist darüber hinaus häufig gefährlich, weil sie das Werkstück zu lange Zeit in Temperaturbereichen hält, wo die angestrebte Perlitumwandlung, wenn überhaupt, nur äußerst langsam erfolgt, dafür aber unerwünschte Entmischungen eintreten, wie die Ausbildung von Zeilengefüge. Die isothermische Glühung ist ein geeignetes Hilfsmittel zur Vermeidung dieser Schwierigkeiten.

Der Temperaturbereich der Perlitbildung ist bei den Stählen, für die eine isothermische Glühung aus den oben erwähnten Gründen wünschenswert erscheint, häufig so eng, daß nur die genaue Einhaltung der Temperatur kürzester Anlaufzeit, wie sie durch das isothermische ZTU-Schaubild angegeben

wird, eine Perlitbildung in tragbaren Zeiten ermöglicht. So setzt z. B. bei dem Stahl 28 NiCrMo 7 4 für schwere Schmiedestücke, dessen isothermisches Schaubild in Bild 48 wiedergegeben ist, die Perlitumwandlung bei der Temperatur der kürzesten Anlaufzeit, 660°, nach 25 min ein und ist nach 220 min beendet. Bei einer nur um 30° höheren Temperatur beginnt sie nach 40 min und benötigt insgesamt 1400 min.

Beiden im vorhergehenden Abschnitt beschriebenen, sehr langsam umwandelnden Stählen kann die vollständige isothermische Umwandlung in Perlit noch derart lange Glühzeiten erfordern, daß es vorteilhafter sein kann, den Zerfall des Austenits in Ferrit und Karbid in den Bereich der Zwischenstufenumwandlung zu verlegen, wenn diese, wie auch im Falle des Stahles 28 NiCrMo 7 4 nach Bild 48, schneller abläuft als die Perlitumwandlung. Die Einformung der Karbide, die bei einer solchen Zwischenstufenumwandlung gebildet werden, zu einem perlitähnlichen Zustand kann dann durch ein anschließendes Anlassen bei hohen Temperaturen verhältnismäßig schnell erzielt werden.

Geht man weiter davon aus, daß die *Umwandlung in der Zwischenstufe* zu Gefügen führt, die nicht nur äußerlich große Ähnlichkeit mit Vergütungsgefügen haben, sondern auch diesen in den Festigkeitseigenschaften ähnlich sind, so sollte eine isothermische Umwandlung in der Zwischenstufe überall da Erfolg versprechen, wo die Nachteile der Martensitbildung — Abkühlungs- und Umwandlungsspannungen — vermieden werden müssen. Der Vorteil der Zwischenstufenumwandlung in bezug auf die Verzugs- und Rißgefahr bei spannungsempfindlichen Werkstücken beruht nicht allein darauf, daß die Umwandlungstemperatur um 200° höher und damit in einem Bereich verhältnismäßig guter Verformbarkeit liegt, sondern auch in der bedeutend geringeren Volumenänderung bei der Umwandlung im Vergleich mit der Martensitbildung.

Der technische Vorgang der Zwischenstufenvergütung erfolgt in der Weise, daß das Werkstück von Austenitisierungstemperatur in einem Warmbad, Salzbad oder Metallschmelze, abgeschreckt und so lange darin gehalten wird, bis die Umwandlung vollzogen ist.

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,30	0,24	0,46	0,030	0,025	1,44	0,20	0,37	2,06	<0,01

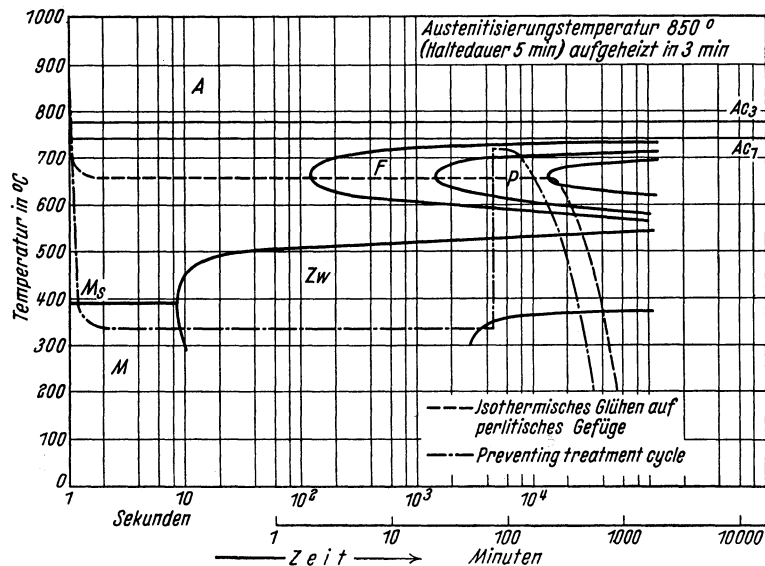


Bild 48. Isothermische Wärmebehandlungsvorgänge am Stahl 28 NiCrMo 7 4

Die günstigste Temperatur und die erforderliche Haltedauer können aus dem isothermischen ZTU-Schaubild unmittelbar abgelesen werden. Die nachfolgende Abkühlung kann in beliebiger Weise erfolgen.

Hinweise für weitere Anwendungen der Zwischenstufenumwandlung ergeben sich aus den Feststellungen von G. HOCH⁴²⁾ und W. STRASSBURG⁴³⁾ über eine Erhöhung der Standzeit von wolframarmen Schnelldrehstählen nach Umwandlung in der Zwischenstufe und aus neueren Untersuchungen über die Wärmebehandlung von Gußeisen⁴⁴⁾. Bei den letzteren Versuchen hat sich herausgestellt, daß sich die Festigkeit und Zähigkeit von Gußeisen durch eine isothermische Umwandlung in der Zwischenstufe ganz erheblich verbessern läßt, vorausgesetzt, daß die Art der Graphitausscheidung, die durch eine derartige Wärmebehandlung nicht verändert wird, eine Vergütung überhaupt rechtfertigt.

Die *Warmbadhärtung* nutzt eine Eigenart des Umwandlungsverhaltens vieler Stähle aus, die sich darin ausprägt, daß unterhalb des Umwandlungsmaximums der Zwischenstufe bis zur Martensitbildung ein Bereich zunehmender Umwandlungsträgheit liegt. Dadurch ergibt sich die Möglichkeit, derartige Stähle von der Härtetemperatur in einem Salz-, Metall- oder Ölbad auf eine Temperatur kurz oberhalb des Martensitpunktes abzukühlen und dort so lange ohne Umwandlung zu halten, bis sich die Temperaturunterschiede im Werkstück und damit die Wärmespannungen ausgeglichen haben. Der Martensit bildet sich dann beim nachfolgenden Abkühlen gleichzeitig im ganzen Werkstück. Der Vorteil einer derartigen Wärmebehandlung liegt in dem nahezu vollständigen Vermeiden von Abkühlungs- und Umwandlungsspannungen. Damit ist dieses Verfahren überall da am Platze, wo eine besondere Härterißgefahr besteht, insbesondere bei höher legierten Bau- und Werkzeugstählen und bei Werkstücken mit großen Querschnittsunterschieden.

Die Kenntnis der isothermischen ZTU-Schaubilder hat in neuerer Zeit zur *Entwicklung besonderer Schweißverfahren*⁴⁵⁾ geführt, die im Grunde eine ähnliche Wärmebehandlung

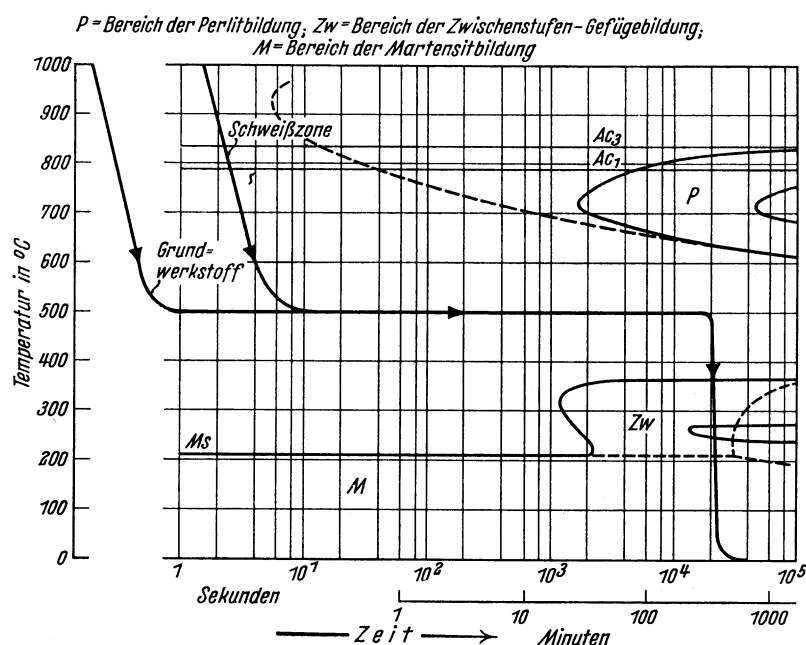


Bild 49. Stufenschweißung an einem Schnellarbeitsstahl (schematisch)

darstellen wie das Warmbadhärtens. Sie werden angewendet zur Schweißung von Werkzeugstählen und Schnellarbeitsstählen, bei denen übliche Schweißverfahren nicht angewendet werden können, weil in der Übergangszone Martensit entsteht, der Härterisse verursacht.

Diese Schwierigkeit kann bei Stählen, die ein Umwandlungsschaubild von der Art des Bildes 49 haben, dadurch umgangen werden, daß das Werkstück auf Austenitisierungstemperatur erwärmt, anschließend

auf die Temperatur größter Umwandlungsträgheit zwischen Perlitstufe und Zwischenstufe abgekühlt und bei dieser Temperatur geschweißt wird. Bei der Abkühlung erfolgt dann die

Martensitbildung gleichzeitig in Werkstück und Schweiße. Dieses Verfahren wird als Stufenhärtungsschweißen bezeichnet⁴⁵).

Unter Umständen kann bei Stählen, die in der Zwischenstufe nicht genügend umwandlungsträge sind, wie z. B. die Vergütungsstähle, das Verfahren dahingehend abgewandelt werden, daß für das Schweißen die langen Anlaufzeiten im Perlitbereich ausgenutzt werden.

I-43 Kontinuierliche Wärmebehandlungsvorgänge

Die große Mehrzahl der praktischen Wärmebehandlungen erfolgt unter kontinuierlich verlaufenden Abkühlungsvorgängen. Ein wesentlicher Teil dieser Wärmebehandlungen hat die *Erzeugung ferritisch-perlitischer Gefüge* zum Ziel, wie z. B. das Normalglühen, das Grobkornglühen und das Weichglühen. Aussagen über die schnellstmögliche Abkühlung zur vollständigen Umwandlung in ferritisch-perlitisches Gefüge sind den ZTU-Schaubildern unmittelbar zu entnehmen. Im Beispiel des Stahles 42 MnV 7 entspricht der schnellstmögliche Abkühlungsvorgang zur Erzeugung von Ferrit und Perlit einer Ofenabkühlung mit 20°/min. Aus dem Umwandlungsschaubild (Bild 44) ist auch ersichtlich, daß die Umwandlung bereits bei einer Temperatur von 550°, d. h. nach 8 min, vollständig ist. Der weitere Abkühlungsverlauf, der bis auf Raumtemperatur 40 min dauern würde, ist auf das Umwandlungsverhalten ohne Einfluß. Ofenzeitverluste können dadurch vermieden werden, daß das Stück an Luft abgelegt wird. Diese Möglichkeit kann bei langsamer umwandelnden Stählen bedeutungsvoll sein.

Die Änderung der Gefügezusammensetzung und Härte im Bereich der Umwandlungsfelder des Ferrits und Perlits zeigt die Möglichkeiten an, je nach der Verteilung des Karbids perlitische Gefüge sowohl von verhältnismäßig hoher als auch von sehr niedriger Festigkeit zu erzielen.

Die Vorteile einer *Zwischenstufenvergütung* in den Fällen, wo bei einer Vergütung durch Abschrecken und Anlassen Härterißgefahr besteht, und in den Fällen, wo eine höhere Kerbzähigkeit erzielt werden soll, sind bereits in Abschnitt I-42 beschrieben worden. Auf die wirtschaftlichen Vorteile einer isothermischen Vergütung gegenüber der Abschreck-Anlaß-Vergütung ist dort ebenfalls hingewiesen worden. Diese Vorteile lassen sich noch vergrößern, wenn es gelingt, durch einen so einfachen Wärmebehandlungsvorgang, wie ihn die kontinuierliche Abkühlung mit bestimmter Geschwindigkeit darstellt, Zwischenstufengefüge mit entsprechend guten Eigenschaften zu erzeugen.

Aus allen bisher untersuchten Umwandlungsschaubildern der Vergütungsstähle ist zu ersehen, daß in keinem Falle bei kontinuierlicher Abkühlung reines Zwischenstufengefüge

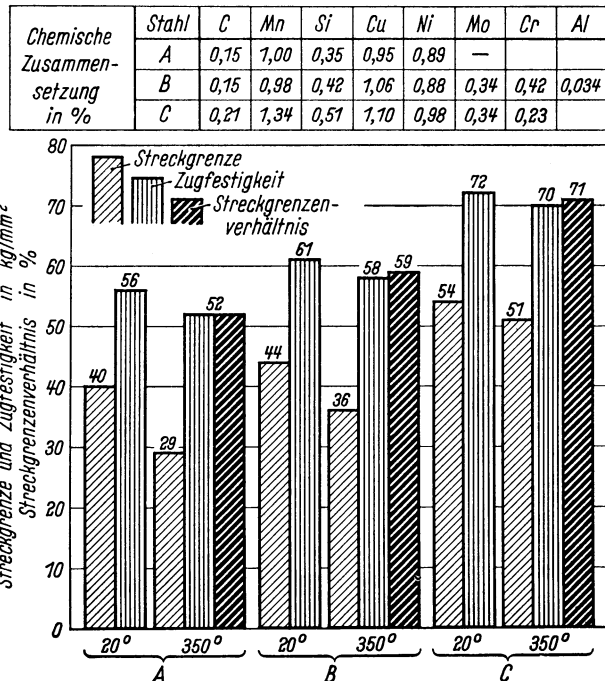
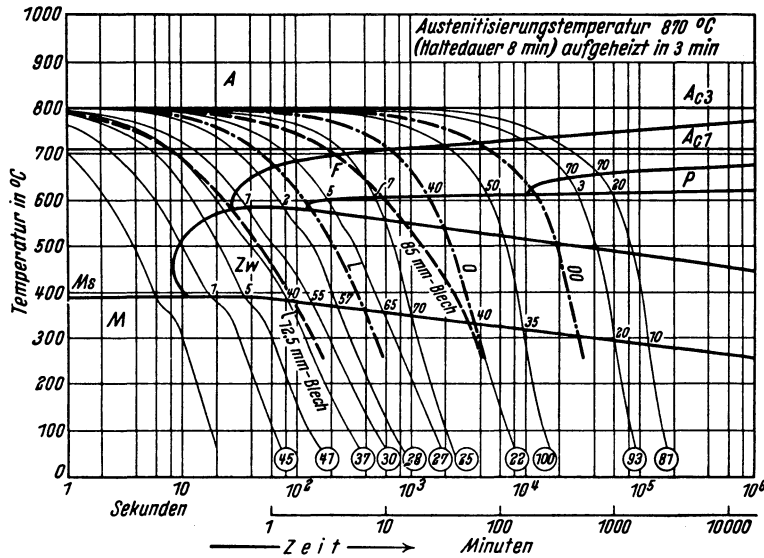


Bild 50. Festigkeitseigenschaften von Cu-Ni- und Cu-Ni-Mo-Stählen nach Normalglühen (Abkühlung 0 in Bild 51) mit anschließendem Stabilglühen bei 600°

auftritt. Ganz allgemein folgt der Zwischenstufenumwandlung noch eine Martensitumwandlung nach, und in weiten Bereichen läuft der Zwischenstufenumwandlung eine teilweise Ferrit-Perlit-Bildung voraus. Der Anteil des Zwischenstufengefüges ist dabei sehr unterschiedlich, er kann bis zu 90% betragen. Für die Eigenschaften wird im allgemeinen ein geringer Martensitanteil weniger störend sein als etwa auftretende Ferritbestandteile⁴¹⁾.

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	Ta/Nb
	0,79	0,38	1,72	0,037	0,036	0,28	0,98	0,27	0,79	Spuren



- L — Luftabkühlung einer Rundprobe von 16 mm Dmr.
- O — Ofenabkühlung einer Rundprobe von 16 mm Dmr. bei offener Ofentür, entspr. Luftabkühlung von etwa 80 mm dicken Blechen
- OO — Ofenabkühlung einer Rundprobe von 16 mm Dmr. bei geschlossener Ofentür

Bild 51. ZTU-Schaubild für kontinuierliche Abkühlung eines Cu-Ni-Mo-Stahles mit Abkühlungskurven verschiedener Schweiß- und Wärmebehandlungsvorgänge

Bei dem 12,5 mm-Blech muß dagegen bei dem Auftreten von 60% Martensit mit Härterissen gerechnet werden.

Diese ungewöhnlichen Eigenschaften, hohe Festigkeit bei Luftabkühlung und trotzdem geringe Härterißempfindlichkeit beim Schweißen, sind, wie das Schaubild zeigt, durch die bevorzugte Umwandlungsneigung in der Zwischenstufe in einem Abkühlungszeitbereich von 40 bis 10000 s bedingt.

Für den Vorgang der Abschreckhärtung ist die wichtigste Aussage, die aus dem ZTU-Schaubild für kontinuierliche Abkühlung entnommen werden kann, die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit. Die Bestimmung der kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit und ihre Beziehung zum Abkühlungsverhalten von Rundproben verschiedener Querschnitte in den verschiedenen Kühlmitteln ist in Abschnitt I-22 dargelegt worden. Es bleibt darauf hinzuweisen, daß auch für die Anwendung isothermischer Wärmebehandlungsverfahren (Abschnitt I-42) die Kenntnis der kritischen Abkühlungszeiten notwendig sein kann, weil sonst unnötig schnelle Abkühlungen zur Erzielung einer isothermischen Umwandlung gefordert werden.

Die Beurteilung des zu erwartenden Ergebnisses einer Abschreckhärtung erfolgt in der Weise, daß ein Deckblatt (vgl. Bl. II-01) mit den Abkühlungskurven des in Frage kommenden

Ein Beispiel für die Anwendung der kontinuierlichen Vergütung in der Zwischenstufe ist die Entwicklung der hochfesten schweißbaren Kesselbaustähle⁴⁶⁾. So werden z. B. bei Kupfer-Nickel-Molybdän-Stählen nach Luftabkühlung dicker Bleche Festigkeitseigenschaften erreicht wie sonst nur nach Vergütung (Bild 50; B, C). In das Umwandlungsschaubild dieses Stahles (Bild 51) sind neben dem Abkühlungsvorgang 0, bei dem noch 40% Zwischenstufengefüge gebildet werden, auch solche in der Schweißzone eines 85 mm-Blechtes und eines von 12,5 mm Dicke eingetragen. Aus dieser Darstellung wird deutlich, daß bei dem 85 mm-Blech die Gefahr des Auftretens von Härterissen beim Schwei-

Querschnitts auf das kontinuierliche ZTU-Schaubild gelegt wird. Die an den verschiedenen Stellen des Querschnitts zu erwartenden Gefügestände und Härteverhältnisse können dann unmittelbar abgelesen werden.

I-5 Einfluß der Stahlzusammensetzung und der Wärmevorbehandlung auf die Umwandlungsschaubilder

I-51 Einfluß der Legierungselemente

Der Einfluß des Kohlenstoffs als wesentlichstes Legierungselement der Stähle wird am deutlichsten in der Ausbildung des Ferritbereiches. Im isothermischen ZTU-Schaubild zeigen reine Kohlenstoffstähle bis 0,4% C und niedrig bis mittel legierte Stähle die Ferritbildung im allgemeinen als erste Reaktion im Bereich der Perlitstufe. Bei reinen Kohlenstoffstählen unterschreiten die Anlaufzeiten dieser Ferritbildung im Temperaturbereich des Umwandlungsmaximums die meßtechnisch erfaßbare Grenze von 1 s. Diese schnelle Ferritbildung läßt sich auch bei Stählen mit hohen Legierungsgehalten nur verhältnismäßig geringfügig verschieben, vorausgesetzt, daß der Kohlenstoffgehalt niedrig ist. So liegt bei dem Stahl 28 NiCrMo 7 4 der Ferritbeginn schon bei 120 s, während die Perlitumwandlung erst nach 14 000 s vollständig abgelaufen ist. Bei Kohlenstoffgehalten von mehr als 0,4% tritt im allgemeinen die voreutektoide Ferritbildung nur oberhalb des Umwandlungsmaximums auf, während unterhalb nur perlitische Strukturen gefunden werden. Die Perlitbildung wird mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt bis etwa 0,6% C in ihrem Anfang und Ende zu längeren Zeiten verschoben. Bei höheren Kohlenstoffgehalten scheinen die Anlaufzeiten durch die Vorausscheidung von Zementit wieder abzunehmen. Bei übereutektoiden Stählen leitet also eine voreutektoide Zementitausscheidung den Zerfallsvorgang des Austenits ein. Diese Zementitvorausscheidung kann z. B. bei einem Stahl mit 2% Mangan und 1,2% Kohlenstoff über den Bereich der Perlitbildung hinausgehen, bis weit in den Temperaturbereich, der im allgemeinen der Zwischenstufe zugeordnet wird.

Bei reinen Kohlenstoffstählen und bei Nickelstählen zeigt das Umwandlungsschaubild keine Trennung in zwei Umwandlungsbereiche. Die Zwischenstufenumwandlung läßt sich nur durch Gefügeuntersuchungen feststellen; sie reicht hinauf bis in das Umwandlungsmaximum bei 550° und kann bei den Nickelstählen sogar darüber hinaus bis 600° festgestellt werden⁴⁷⁾.

Das Auftreten von reaktionsträgen Zonen zwischen der Perlit- und Zwischenstufe wird deutlich bei Stählen mit sonderkarbidbildenden Legierungselementen wie Chrom, Molybdän, Vanadin, Wolfram. Diese verschieben die Perlitbildung zu höheren Temperaturen. So kann das Maximum der Perlitbildung von 500° bei reinen Kohlenstoffstählen und bei nickellegierten Stählen auf etwa 700° bei Stählen mit sonderkarbidbildenden Legierungselementen verschoben sein. Gleichzeitig wird das Maximum der Zwischenstufenbildung von etwa 500° auf 400° erniedrigt. Auf diese Weise rücken die beiden Umwandlungsbereiche mit steigender Affinität der Legierungselemente zum Kohlenstoff und mit zunehmender Konzentration auseinander. Bei der Umwandlungstemperatur von 500° entsteht ein umwandlungsträger Bereich, der schließlich zur vollständigen Trennung beider Umwandlungsgebiete führen kann. In den angrenzenden Temperaturbereichen der Perlit- und Zwischenstufe wird die Umwandlung im allgemeinen nicht mehr vollständig. Die Vergrößerung der Anlaufzeiten bis zum Beginn der Umwandlung durch die verschiedenen Legierungselemente kennzeichnet ihren Einfluß auf die Härtebarkeit. Die stärkste Wirkung übt in dieser Richtung das Mangan aus.

M. A. GROSSMANN⁴⁸⁾ hat ein Verfahren vorgeschlagen, in einem rechnerischen Ansatz die Konzentration der Legierungselemente mit einem jeweils kennzeichnenden Gewicht einzusetzen und auf diese Weise das Härteverhalten der legierten Stähle vorauszusagen.

Die Lage des Martensitpunktes hängt in erster Linie vom Kohlenstoffgehalt ab¹⁻⁵) (Bild 2). Seine Temperatur wird durch die meisten Legierungselemente erniedrigt.

Diese Einflüsse sind sinngemäß auch bei den kontinuierlichen ZTU-Schaubildern festzustellen. Jedoch bleibt ganz allgemein durch die Art der Versuchsführung die Verschiebung und Trennung der einzelnen Umwandlungsbereiche undeutlicher.

I-52 Einfluß der Austenitisierungstemperatur

Es ist bekannt, daß mit steigender Härtetemperatur die Härtebarkeit zunimmt. In der Darstellung der ZTU-Schaubilder bewirkt jede Änderung der Austenitisierungstemperatur erhebliche Verschiebungen der Anlauf- und Umwandlungszeiten. Daher ist in den Schaubildblättern des Teiles II sowohl für isothermische als auch für kontinuierliche Versuchsführung das Umwandlungsverhalten für die normale Härtetemperatur und für eine erhöhte Austenitisierungstemperatur von 1050° angegeben.

Im isothermischen Versuch werden mit Überschreiten der A_{c_3} -Temperatur Beginn und Ablauf der Umwandlung im Perlitbereich zu längeren Zeiten verschoben, während Umwandlungsbeginn und -ablauf in der Zwischenstufe nahezu unverändert bleiben. Das gleiche gilt für den Umwandlungsablauf bei kontinuierlicher Abkühlung. Hier läßt sich erkennen, daß die Ferritbildung am stärksten zu längeren Zeiten verschoben wird, etwas weniger, aber noch deutlich meßbar, die Perlitbildung, dagegen kaum die Zwischenstufenumwandlung. Auf diese Weise wird das Feld der Ferritbildung mit steigender Austenitisierungstemperatur verkleinert. Ein Einfluß auf die Martensittemperatur läßt sich nicht feststellen.

Die Ursache für die Verschiebung der Ferrit- und Perlitbildung liegt, vorausgesetzt, daß nicht einfach eine weitere Auflösung von Karbiden und damit eine Änderung der Zusammensetzung des Mischkristalls stattgefunden hat, in der Veränderung der Keimzahl in Abhängigkeit von der Temperatur und der Kornvergrößerung. Die Umwandlung in der Zwischenstufe scheint von derartigen Keimen weniger beeinflußt zu sein. Sie zeigt in dieser Hinsicht deutlich eine engere Verwandtschaft zum Martensit.

I-53 Grundsätzliche Formen der Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder

Aus den im letzten Abschnitt beschriebenen Einflüssen der Legierungselemente lassen sich folgende kennzeichnende Formen der *isothermischen* ZTU-Schaubilder ableiten (Bilder 52 bis 56):

Form I: Schaubilder mit einem Umwandlungsmaximum und stetigen Kurven für Umwandlungsbeginn und -ende. Beispiel: Stahl Ck 45, Tafel II-101 D

Form II: Schaubilder mit beginnender Trennung in zwei Umwandlungsbereiche, die im Umwandlungsbeginn gerade erkannt werden kann, im Umwandlungsende dagegen bereits deutlich festzustellen ist. Beispiel: Stahl mit 0,45% C und 2% Mn, Tafel II-402 D

Form III: Schaubilder mit deutlicher Einsattelung in den Linien des Umwandlungsbeginns und vollständiger Trennung des Umwandlungsendes von Perlitbereich und Zwischenstufe. Im Gebiet der Trennung bleiben die Umwandlungen unvollständig. Beispiel: Stahl 50 CrV4, Tafel II-113 D

Form IV: Schaubilder mit vollständiger Trennung der beiden Umwandlungsbereiche. Im Zwischengebiet findet keine Umwandlung statt. Beispiel: Stahl 28 NiCrMo 7 4, Tafel II-114 D

Form V: Schaubilder ohne Zwischenstufe. Bei hohen Legierungs- und niedrigen Kohlenstoffgehalten liegt die Martensitbildung bei verhältnismäßig hohen Temperaturen, während die Zwischenstufe so weit erniedrigt ist, daß sie von der Martensitstufe überdeckt wird. Beispiel: Stahl X 40 Cr 13, Tafel II — 221 D

Die Schaubilder der Formen II, III und IV können annähernd gleiche Anlauf- und Umwandlungszeiten in der Perlit- und Zwischenstufe zeigen (z. B. 50 CrV 4, Bild 20), sie können aber auch in der Perlitstufe sehr viel längere Anlaufzeiten aufweisen als in der Zwischenstufe, wie im Falle des Stahles 28 NiCrMo 7 4 (Bild 48). Umgekehrt kann auch der Fall eintreten, daß die Anlauf- und Umwandlungszeiten in der Perlitstufe kürzer sind als in der Zwischenstufe

(Tafel II-401 D/E). Dieser unterschiedliche Ablauf der Umwandlungen in den beiden Stufen macht sich im Umwandlungsende besonders deutlich bemerkbar.

Das *kontinuierliche* ZTU-Schaubild zeigt nicht die charakteristischen Unterschiede in der Ausbildungsform der einzelnen Umwandlungsbereiche. Die Trennung von Perlitbereich und Zwischenstufe ist weniger deutlich und tritt nur bei wenigen Vergütungsstählen mit höheren Gehalten an Kohlenstoff und Chrom und bei Werkzeugstählen in Erscheinung. Im Umwandlergebnis macht sich diese Trennung nicht bemerkbar, da in jedem Falle bei unvollständiger Umwandlung in der Perlitstufe noch die Umwandlung in der Zwischenstufe mit anschließender Martensitbildung durchlaufen wird. Kennzeichnend für die Beschreibung dieser Schaubilder sind die Abkühlungsvorgänge, die die einzelnen Umwandlungsbereiche zeitlich abgrenzen.

I-6 Der Umwandlungsablauf in den verschiedenen Bereichen der Umwandlergebnisse

I-61 Allgemeines

Abschließend soll der Versuch gemacht werden, die Wesenszüge der Umwandlungsvorgänge zu beschreiben, die nach dem heutigen Wissensstande eine über den Einzelfall hinausgehende allgemeinere Bedeutung haben. Dabei soll nicht übersehen werden, daß damit die Mannigfaltigkeit der möglichen Reaktionen aus Unterkühlungszuständen bei der Vielzahl der legierten Stähle nicht erschöpfend zu beschreiben ist.

Die Aussagen werden sich auf den homogenen Austenit als Ausgangszustand beziehen müssen. Jede Abweichung von dem so definierten Zustand, wie unaufgelöste Karbide, nichtbeseitigte Entmischungen, können Veränderungen des Umwandlungsvorganges bewirken.

Die Umwandlergebnisse beschreiben den Ablauf der Austenitum-

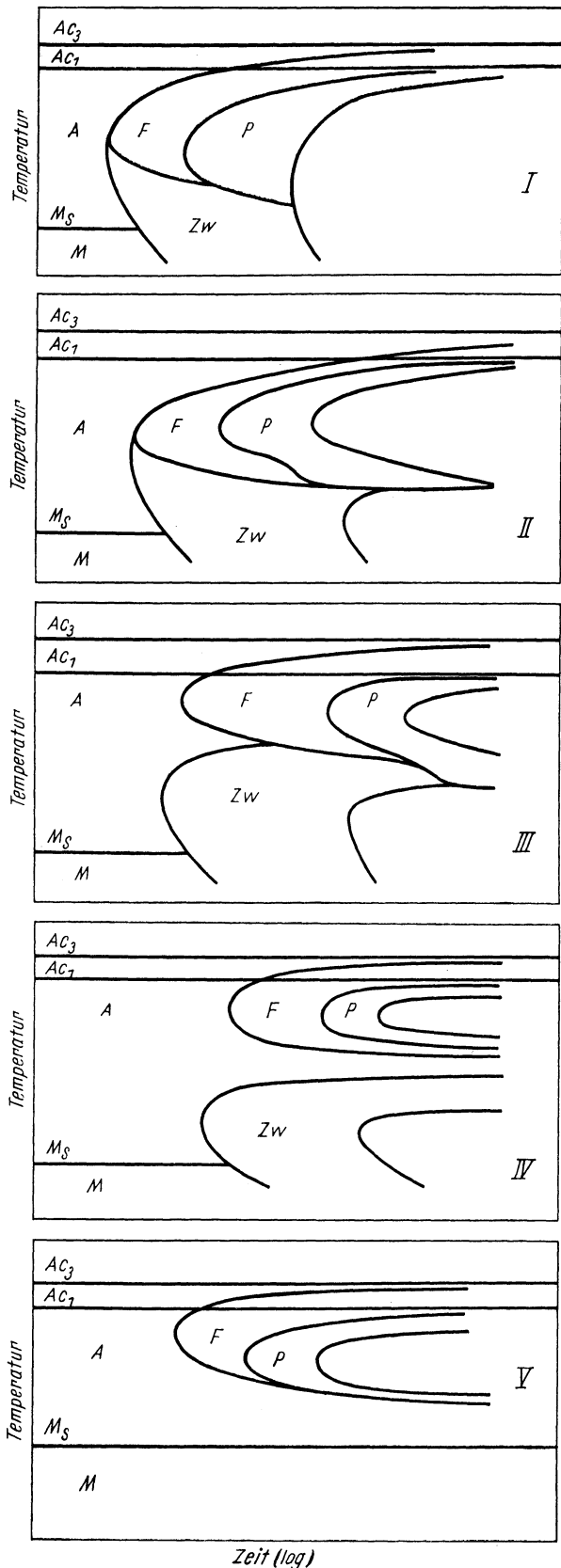


Bild 52—56. Kennzeichnende Formen isothermischer ZTU-Schaubilder

wandlung in Abhängigkeit von Temperatur und Zeit. Ihre Gestalt ist bestimmt durch die nach dem Gleichgewichtsschaubild möglichen Reaktionen und die Veränderungen, die diese mit zunehmender Unterkühlung erleiden. Das heißt, die ZTU-Schaubilder beschreiben die Zerfallsvorgänge der flächenzentrierten γ -Phase großer Löslichkeit aller Komponenten der Stahlegierung in eine oder mehrere der folgenden Phasen mit sehr unterschiedlicher Lösungsfähigkeit für die Komponenten: raumzentriertes α -Eisen, Karbide (im allgemeinen Zementit) und raumzentriertes, tetragonal verzerrtes α -Eisen.

Um diese Umwandlungen in Gang zu bringen, ist neben der Instabilität des Austenits notwendig, daß Diffusionsvorgänge die Entmischungen zur Bildung von Phasen mit geringerem Lösungsvermögen ermöglichen.

In den Umwandlungsschaubildern prägen sich im allgemeinen drei Umwandlungsbereiche, Perlit-, Zwischen- und Martensitstufe, aus, die durch zwei Bereiche größerer Umwandlungsträgheit getrennt sein können. Das Auftreten von Umwandlungsmaxima unterhalb der Gleichgewichtstemperatur der Umwandlung ist dadurch zu erklären, daß die thermodynamische Instabilität des Austenits mit zunehmendem Abstand von der Gleichgewichtstemperatur zunimmt, die Diffusionskonstanten dagegen abnehmen⁴⁹). Die Eigenart der *Perlitstufe* scheint dadurch bestimmt, daß die sich bildenden Kristallarten, insbesondere der Ferrit, durch Diffusionskristallisation entstehen, während im Bereich der *Zwischenstufe* zumindest die Keimbildung der Ferritkristalle stets durch Umklappen erfolgt, das weitere Wachstum jedoch durch Diffusionsvorgänge gesteuert wird⁵⁰). Im Bereich der *Martensitbildung* dagegen erfolgt die Bildung des α -Eisens allein durch diffusionslose Umklappvorgänge.

I-62 Perlitumwandlung

Die Reaktionen in der Perlitstufe schließen sich in stetigem Übergang an die Gleichgewichtsreaktionen an und setzen voraus, daß die Legierungselemente und der Kohlenstoff noch diffusionsfähig sind. Der Gleichgewichtszustand wird nach genügend langen Haltezeiten immer erreicht.

Bei *untereutektoiden Stählen* erfolgt die voreutektoide *Ferritbildung* in der Perlitstufe durch Keimbildung und Wachstum auf Grund von Diffusionsvorgängen. Sie beginnt bei höheren Temperaturen an den Korngrenzen und kann bei genügender Unterkühlung die Form des Widmannstätten-Gefüges annehmen.

Bei *übereutektoiden Stählen* bildet sich der voreutektoide *Zementit* bei Temperaturen dicht unter A_1 ebenfalls zunächst an den Korngrenzen, bei tieferen Temperaturen dagegen nadel- oder plattenförmig durch das ganze Korn hindurch⁵¹).

Der *eutektoide Zerfall* des Austenits in Perlit erfolgt ebenfalls durch Keimbildung und Wachstum der beteiligten Phasen Ferrit und Zementit als gekoppelte Reaktion. Für *übereutektoide* Stähle kann als gesichert angesehen werden, daß diese Reaktion durch den Zementit eingeleitet wird^{64,65}). Im *untereutektoiden* Bereich soll der Ferrit die Ankeimung bewirken^{66,67}). Diese Aussagen stützen sich auf Gefügebeobachtungen, insbesondere auf Untersuchungen des Orientierungszusammenhangs zwischen den voreutektoiden Phasen und den entsprechenden Bestandteilen des Perlits.

Der Orientierungszusammenhang des Austenits mit den Umwandlungsphasen ist nur für den voreutektoiden Ferrit bekannt⁶⁸⁻⁷¹).

Zur Erklärung des Umwandlungsmaximums in der Perlitstufe genügt der oben gegebene Hinweis auf die mit sinkender Temperatur zunehmende Instabilität des Austenits einerseits und die abnehmenden Diffusionskonstanten andererseits.

Die bei Beginn der Perlitumwandlung gebildeten Karbide können von der Gleichgewichtszusammensetzung abweichen. Sie kommen dem Gleichgewichtszustand um so näher, je größer die Affinität der Legierungselemente zum Kohlenstoff ist^{22,23}) (Bild 57). Legie-

rungselemente mit verhältnismäßig geringer Affinität zum Kohlenstoff, wie Mangan, die von dem Zementit Fe_3C in feste Lösung aufgenommen werden, sind im Anfang der Umwandlung nur mit Gehalten im Karbid vertreten, die die Durchschnittszusammensetzung der Legierung nicht wesentlich überschreiten. Sie reichern sich erst im Verlauf längerer Haltezeiten auf den Gleichgewichtswert an. Chrom tritt selbst bei Gehalten, bei denen es nach dem Gleichgewicht zur Bildung von Sonderkarbiden kommen müßte, zunächst in ein Karbid von der Struktur des Zementits Fe_3C mit hohem Chromgehalt ein. Der Übergang dieses Karbides in das Sonderkarbid des Gleichgewichts erfolgt erst nach sehr langen Haltezeiten⁵³). Sehr starke Karbidbildner wie Vanadin bilden auch bei unterkühlter Umwandlung in der Perlitstufe das Sonderkarbid unmittelbar.

Legierungselemente, deren Affinität zum Eisen größer ist als zum Kohlenstoff, wie Nickel, diffundieren im Verlauf längerer Glühzeiten aus dem anfangs gebildeten Mischkarbid in den Ferrit zurück²³).

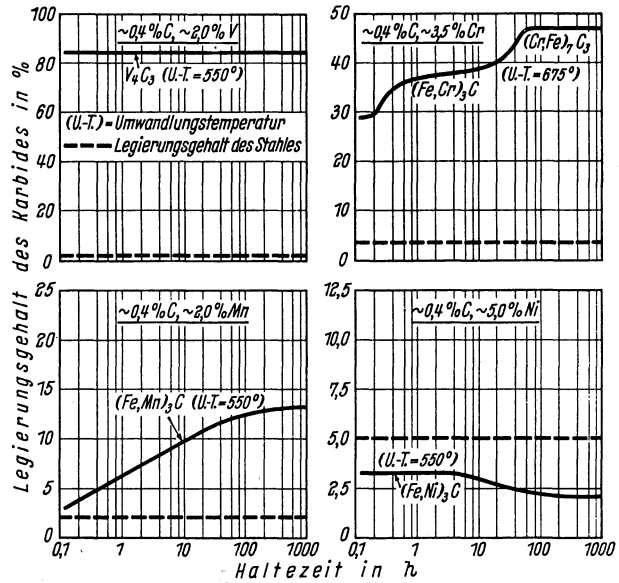


Bild 57. Einfluß langer Haltezeiten in der Perlitstufe auf den Legierungsgehalt der Karbide bei Vanadin-, Chrom-, Mangan- und Nickelstählen mit 0,4% C

bilden auch bei unterkühlter Umwandlung in der Perlitstufe das Sonderkarbid unmittelbar.

I-63 Zwischenstufenumwandlung

Im Bereich der Zwischenstufe hat die Selbstdiffusion des Eisens und die Diffusion der Legierungselemente, die an Gitterplätze des Eisens treten, stark abgenommen, wenn nicht sogar praktisch aufgehört. Allein die Diffusion des Kohlenstoffs findet noch in merklichem Umfang statt. Die Umwandlung kann daher nur durch Diffusionsvorgänge des Kohlenstoffs vorbereitet werden⁴⁹), die einerseits zu Anreicherungen in Richtung auf die Karbidbildung führen, andererseits zu stellenweisen Verarmungen, die eine Ferritbildung durch Umklappen vorbereiten. Die Umwandlung in der Zwischenstufe wird bei Stählen mit niedrigem Kohlenstoffgehalt durch die Ferritbildung eingeleitet⁵²). Die Ferritkeime entstehen nach einem Umklappmechanismus, ebenso wie der Martensit, in Form von Nadeln, die im Verlauf der Umwandlung zu größeren Ferritbereichen gleicher Orientierung anwachsen. Versuche von T. KO und S. A. COTTRELL⁵⁴) beweisen diesen Umklappmechanismus und belegen eindeutig das kohärente Wachstum der Nadeln. Der Ferrit zeigt einen Orientierungszusammenhang mit dem Austenit, der durch Versuche von W. HOFMANN und G. SCHUHMACHER⁵⁵) aufgeklärt ist. Das Wachstum der Ferritkristalle erfolgt in dem gleichen Maße, wie der Kohlenstoff in den Austenit abdiffundiert. Die so bewirkte Kohlenstoffanreicherung hat eine Stabilisierung des Restaustenits zur Folge oder eine Karbidausscheidung, die ihrerseits wieder eine weitere Ferritbildung ermöglicht.

Bei Stählen mit höherem Kohlenstoffgehalt kann im Bereich der Zwischenstufe eine nadel- oder plattenförmige Zementitausscheidung die Umwandlung einleiten⁵¹). Der nach der Vorausscheidung an Kohlenstoff verarmte Austenit kann dann in ähnlicher Weise zerfallen wie bei den kohlenstoffarmen Stählen.

Ebenso wie in der Perlitstufe sollte das Maximum der Umwandlungsfähigkeit in der Zwischenstufe durch die Überlagerung zweier entgegengesetzter Vorgänge erklärt werden.

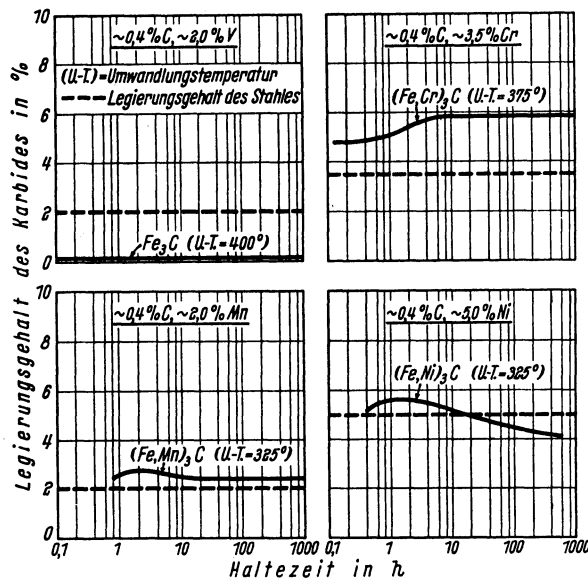


Bild 58. Einfluß langer Haltezeiten in der Zwischenstufe auf den Legierungsgehalt der Karbide bei Vanadin-, Chrom-, Mangan- und Nickelstählen mit 0,4% C

stoffgehaltes, das eine oder das andere der Fall ist. Die gebildeten Karbide haben nach bisherigen Feststellungen die Struktur des Zementits Fe_3C und Legierungsgehalte — soweit die Legierungselemente im Zementit überhaupt löslich sind —, die der Stahlzusammensetzung nahezu entsprechen (Bild 58). Die Legierungsgehalte der Karbide ändern sich auch bei sehr langen Haltezeiten nicht oder nur unwesentlich.

I-64 Martensitbildung

Mit Erreichen der Martensittemperatur wird die Instabilität des Austenits so groß, daß ein diffusionsloses Umklappen des Gitters möglich ist. Die Martensitbildung kann auf Grund der heutigen Erkenntnisse im wesentlichen gedeutet werden. Das Austenitgitter klappt in ein tetragonal raumzentriertes Gitter um, dessen tetragonale Achse gedehnt ist und in dem die Kohlenstoffatome definierte Plätze einnehmen. Der Umklappvorgang, der für den ganzen neu zu bildenden Kristall mit großer Geschwindigkeit erfolgt, ist sowohl hinsichtlich des Orientierungszusammenhanges mit dem ursprünglichen Austenitkorn⁵⁶⁾ als auch hinsichtlich seiner energetischen Voraussetzungen⁵⁷⁾ geklärt. Mit der Austenit-Martensit-Umwandlung ist eine beträchtliche Volumenvergrößerung verbunden⁵⁸⁾. Diese hat innere Spannungen zur Folge, die dem vollständigen Ablauf der Umwandlung entgegenwirken.

Zu beachten ist, daß der bei höheren Temperaturen gebildete Martensit heterogen zerfallen ist durch Ausscheidung von feinen Karbidteilchen.

Die Strukturbestimmung dieser Karbidteilchen ergab das hexagonale ϵ -Karbonid Fe_2C bzw. das orthorhombische Eisenkarbid Fe_3C ^{72,73)}.

Die mit sinkender Temperatur zunehmende Instabilität des Austenits prägt sich hier darin aus, daß die Annäherung an die Martensittemperatur die Bildung von Ferritkeimen nach einem martensitähnlichen Umklappmechanismus erleichtert. Zur Bildung von Umklappkeimen braucht sich der Austenit um so weniger zu entmischen, je tiefer die Temperatur ist. Die notwendigen Diffusionswege werden verkürzt. Andererseits sind aber Diffusionsvorgänge nötig, damit die Keime wachsen können. Diese Diffusionsmöglichkeit nimmt mit fallender Temperatur ab.

Die Karbidbildung kann in der Zwischenstufe unmittelbar aus dem Austenit⁵²⁾ oder über einen übersättigten Ferrit⁴⁹⁾ erfolgen. Nach den bisherigen Versuchen ist anzunehmen, daß je nach der Zusammensetzung des Stahles, insbesondere nach der Höhe seines Kohlenstoffgehaltes,

I-7 Schrifttumsverzeichnis zum Textteil (I-0 bis I-6)

1. WEVER, F., u. N. ENGEL: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 12 (1930) S. 93/114.
2. WEVER, F., u. A. ROSE: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 19 (1937) S. 289/98.
3. WEVER, F., u. A. ROSE: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 20 (1938) S. 55/60.
4. WEVER, F., u. A. ROSE: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 20 (1938) S. 213/27.
5. ROSE, A., u. W. FISCHER: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 21 (1939) S. 133/45.
6. WEVER, F., u. H. LANGE: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 14 (1932) S. 71/83.
7. WEVER, F.: Stahl u. Eisen 69 (1949) S. 664/70.
8. DAVENPORT, E. S., u. E. C. BAIN: Trans. Amer. Inst. min. metal. Engrs. 90 (1930) S. 117/54.
9. Atlas of isothermal transformation diagrams. United States Steel Corp. Pittsburgh 1951.
10. Supplement to Atlas of isothermal transformation diagrams. United States Steel Corp. Pittsburgh 1953.
11. Atlas of isothermal transformation diagrams of B. S. En steels. London 1949. (Spec. Rep. Iron Steel Inst. Nr. 40).
12. Transformation characteristics of nickel steels. London 1952.
13. DELBART, G., u. A. CONSTANT: Courbes de transformation des aciers de fabrication française. Saint-Germain-en-Laye 1954.
14. Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650—50. Düsseldorf 1950.
15. Vornorm ASTM A 255—48 T.
16. SAE-Handbook. New York 1950. S. 398/411.
17. Spec. Rep. Iron Steel Inst. No. 36 (1946) S. 9/17.
18. PETER, W., u. A. ROSE: Arch. Eisenhüttenw. 22 (1951) S. 303/12.
19. Stahl-Eisen-Prüfblatt 1680—53. Düsseldorf 1953.
20. GRENINGER, A. B., u. A. R. TROIANO: Trans. Amer. Soc. Metals 28 (1940) S. 537/74.
21. KRAINER, H., u. M. KRONEIS: Arch. Eisenhüttenw. 22 (1951) S. 231/44.
22. HULTGREN, A., u. Mitarbeiter: Isothermal transformation of austenite and partitioning of alloying elements in low alloy steels. Kungl. Svenska Vetenskaps Akademiens Handlingar. Bd. 4. Stockholm 1953.
23. ROSE, A., u. W. PETER: Stahl u. Eisen 72 (1952) S. 1063/75.
24. WEVER, F., u. O. KRISEMENT: Arch. Eisenhüttenw. 23 (1952) S. 229/37.
25. BOLLENRATH, F.: Z. Metallkde. 25 (1933) S. 163/65 u. 26 (1934) S. 62/65.
26. GRANGE, R. A., u. J. M. KIEFER: Trans. Amer. Soc. Metals 29 (1941) S. 35/114.
27. PUMPHREY, W. J., u. F. W. JONES: J. Iron Steel Inst. 159 (1948) S. 137/44.
28. LIEDHOLM, C. A.: Metal Progr. 45 (1944) S. 94/99.
29. RUSSELL, T. F., u. J. C. WILLIAMSON: Symposium on the hardenability of steel. London 1946. Vgl. J. Iron Steel Inst. 20 (1947) S. 299/305.
30. SCHEIL, E.: Arch. Eisenhüttenw. 8 (1934/35) S. 565/67.
31. ROSE, A., u. W. STRASSBURG: Arch. Eisenhüttenw. 24 (1953) S. 505/14.
32. ROSE, A., u. D. WILD: Arch. Eisenhüttenw. 25 (1954) demnächst.
33. WEVER, F., u. A. ROSE: Stahl u. Eisen 74 (1954) S. 749/60 .
34. JOMINY, W. E., u. A. L. BOEGEHOLD: Trans. Amer. Soc. Metals 26 (1938) S. 574ff.; vgl. Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 462.
35. PORTEVIN, A., u. M. GARVIN: Rev. Métall., Mém., 14 (1917) S. 604/06.
36. GROSSMANN, M. A.: Metal Progr. 33 (1938) S. 373/76, 432 u. 436.
37. GROSSMANN, M. A., M. ASIMOW u. S. A. URBAN: Hardenability of alloy steels. Am. Soc. Met. Cleveland 1939; vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 602.
38. ASIMOW, M., u. M. A. GROSSMANN: Trans. Amer. Soc. Metals 28 (1940) S. 949/85.

39. ASIMOW, M., W. F. CRAIG u. M. A. GROSSMANN: SAE Journal 49 (1941) S. 283/92.
40. HODGE, J. M., u. M. A. OREHOSKI: Trans. Amer. Inst. min. metall. Engrs., Techn. Publ. Nr. 1994.
41. KRONEIS, M., R. GATTRINGER u. H. KRAINER: Stahl u. Eisen 73 (1953) S. 22/30.
42. HOCH, G.: Härtereitechn. Mitt. 7 (1951) S. 35/46.
43. STRASSBURG, W.: Härtereitechn. Mitt. 8 (1955) Heft 3, S. 9/23.
44. HUMMEL, U. v. u. E. PIWOWARSKY: Gießerei, techn.-wiss. Beih. (1951) S. 219/30.
45. NORÉN, T.: Stahl u. Eisen 72 (1952) S. 347/50.
46. NEHL, F., u. A. ROSE: Stahl u. Eisen 74 (1954) S. 1054/62.
47. KO, T.: J. Iron Steel Inst. 175 (1953) S. 16/18.
48. GROSSMANN, M. A.: Trans. Amer. Inst. min. metall. Engrs. 150 (1942) S. 226.
49. WIESTER, H. J.: Arch. Eisenhüttenw. 18 (1944/45) S. 97/112.
50. JELLINGHAUS, W., u. E. HOUDREMONT: Arch. Eisenhüttenw. 25 (1954) S. 263/70.
51. JELLINGHAUS, W., A. ROSE u. H. HOLETZKO: Arch. Eisenhüttenw. 25 (1954) S. 251/62.
52. SCHRADER, A., u. F. WEVER: Arch. Eisenhüttenw. 23 (1952) S. 489/95.
53. WEVER, F., u. W. KOCH: Stahl u. Eisen 74 (1954) S. 989/1000.
54. KO, T., u. S. A. COTTRELL: J. Iron Steel Inst. 172 (1952) S. 307/13.
55. HOFMANN, W., u. G. SCHUHMACHER: Arch. Eisenhüttenw. 25 (1954) demnächst.
56. KURDJUMOW, G., u. O. P. MAKSSIMOWA: Doklady Akad. Nauk, SSSR 73 (1950) S. 95 ff.
57. HOUDREMONT, E., u. O. KRISEMENT: Arch. Eisenhüttenw. 24 (1953) S. 53/68.
58. KRISEMENT, O., E. HOUDREMONT u. F. WEVER: Rev. Métall., Mém., 51 (1954) S. 401/10.
59. ROSE, A., u. L. RADEMACHER: Stahl u. Eisen 76 (1956) S. 1570/73.
60. ROSE, A., u. L. RADEMACHER: Stahl u. Eisen 77 (1957) S. 409/21.
61. SCHRADER, A., A. ROSE, L. RADEMACHER u. W. PITSCH: Arch. Eisenhüttenwes. 28 (1957) S. 461/68.
62. GARÇON, R.: Centre Technique de la Grosse Forge. Paris 27.—29. 5. 1948, S. 127/55.
63. BÜHLER, H., u. F. I. SCHMIDT: Stahl u. Eisen 78 (1958) S. 663/68.
64. MEHL, R. F.: J. Iron Steel Inst. 159 (1948) S. 113/29.
65. MEHL, R. F., u. W. C. HAGEL: Progr. in Metal Physics 6 (1956) S. 74/134.
66. NICHOLSON, M. E.: J. Metals 6 (1954) S. 1071/4.
67. HULTGREN, A., u. H. ÖHLIN: Jernk. Ann. 144 (1960) S. 356/91.
68. MEHL, R. F., C. S. BARRETT u. D. W. SMITH: Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng. 105 (1933) S. 215/58.
69. MEHL, R. F., u. D. W. SMITH: Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng. 113 (1934) S. 203/10.
70. MEHL, R. F., u. D. W. SMITH: Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng. 116 (1935) S. 330.
71. SMITH, G. V., u. R. F. MEHL: Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng. 150 (1942) S. 210/26.
72. ABORN, R. H.: Trans. Amer. Soc. Met. 48 (1956) S. 51/85.
73. KURDJUMOW, G.: J. Iron Steel Inst. 195 (1960) S. 26/49.

I-8 Verzeichnis des Schrifttums über Umwandlungsschaubilder*)

1. ABORN, R. H.: s. ZIMMERMANN, J. G., R. H. ABORN u. E. C. BAIN.
2. ABORN, R. H.: s. PERCY, J. W., J. G. ZIMMERMANN u. R. H. ABORN.
3. ANDERSEN, J. K. L.: Bestimmung eines ZTU-Diagrammes (isothermisch) mit Hilfe eines optischen Dilatometers. J. Iron Steel Inst. 162 (1949) S. 29/32.
4. ANDREW, J. H., H. LEE, H. K. LLOYD u. N. STEPHENSON: Wasserstoff und Umwandlungscharakteristiken in Stählen. J. Iron Steel Inst. 156 (1947) S. 208/53.
5. ARMSTRONG, W. M.: s. SOCTT, D. A., W. M. ARMSTRONG u. F. A. FORWARD.
6. ATHERTON, J. E.: s. LINDSAY, R. W., u. J. E. ATHERTON.
7. Atlas of isothermal transformation diagrams. (2nd ed.). United States Steel Corp. Pittsburgh 1951.
8. Atlas of isothermal transformation diagrams. Supplement. United States Steel Corp. Pittsburgh 1953.
9. Atlas of isothermal transformation diagrams of B. S. EN steels. London 1949. (Spec. Rep. Iron Steel Inst. No. 40).
10. Atlas Umwandlungsverhalten von Nickelstählen. The Mond Nickel Comp. Ltd. 2. Aufl. London 1952.
11. AUSTIN, J. B.: Abhängigkeit der Geschwindigkeit bei der Austenitumwandlung von der Temperatur. Trans. Amer. Inst. min. metall. Engrs. 116 (1935) S. 309/17.
12. AUSTIN, C. R.: Isothermische Wärmebehandlung von Meehanite-Metall. Metal Progr. 62 (1952) S. 109/12.
13. AUSTIN, C. R., u. J. R. DOIG: Die Unterdrückung von Perlit in Mangan-Molybdän-Stählen. Trans. Amer. Soc. Metals 36 (1946) S. 336/60.
14. AVERBACH, B. L., u. M. COHEN: Der isothermische Zerfall von Martensit und Restaustenit. Trans. Amer. Soc. Metals 41 (1949) S. 1024/57.
15. AVERY, H. S.: s. WILKS, C. R., E. COOK u. H. S. AVERY.
16. BAER, C. K., u. A. E. NEHRENBURG: Praktische Möglichkeiten der Bainithärtung von Schnelldrehstahl. Iron Age 160 (1947) Nr. 10, S. 65/70; Nr. 12, S. 77/82.
17. BAIN, E. C.: s. DAVENPORT, E. S., u. E. C. BAIN.
18. BAIN, E. C.: s. ZIMMERMANN, J. G., R. H. ABORN u. E. C. BAIN.
19. BERNHART jr., C. B.: s. RICKETT, R. C., J. G. CUTTON, C. B. BERNHART jr. u. J. R. MILLIKIN.
20. BERNHART jr., C. B.: s. RICKETT, R. C., C. B. BERNHART jr. u. J. R. HAMILTON.
21. BLANCHARD, J. R.: s. PARKE, R. M., J. R. BLANCHARD u. A. J. HERZIG.
22. BLANCHARD, J. R., R. M. PARKE u. A. J. HERZIG: Der Einfluß von Molybdän auf die isothermische Umwandlung von Austenit in Stählen mit niedrigem und mittlerem Kohlenstoffgehalt. Trans. Amer. Soc. Metals 29 (1941) S. 317/38.
23. BLANCHARD, J. R., R. M. PARKE u. A. J. HERZIG: Der Einfluß von Molybdän auf die isothermische Austenitumwandlung in eutektoiden und übereutektoiden Stählen. Trans. Amer. Soc. Metals 31 (1943) S. 849/76.
24. BÖHLER, Gebr., u. Co. A. G.: Böhler Werkzeugstähle. Ort? 1953.
25. BOWNE jr., J. F.: Der Gebrauch direkter Umwandlungsangaben zur Bestimmung der erforderlichen Vor- und Nachwärmung von Schweiß- und tiefhärtenden Stählen sowie von Schweißnähten. Weld. J. 25 (1946) S. 234s/41s.

*) Schrifttumshinweise über Stähle, die in Teil II behandelt sind, sind in dieser Zusammenstellung nicht enthalten.

26. BOYCE, J. F., u. R. A. GRANGE: Die Umwandlung des Austenits in den Einsatzstählen 1321 und 13B21. (Unveröff. Bericht des USS Res. Lab.) Suppl. to Atlas of i. t. diagrams. USS. Pittsburgh 1953. S. 92/93 u. 96/98.
27. BOYCE, J. F., u. R. A. GRANGE: Der Einfluß des Kohlenstoffs auf die Austenitumwandlung in einem 5%-Nickelstahl. (Unveröff. Bericht des USS Res. Lab.) Suppl. to Atlas of i. t. diagrams. USS. Pittsburgh 1953. S. 145/46.
28. BOYCE, J. F., u. R. A. GRANGE: Die Umwandlung des Austenits in dem Einsatzstahl 3310. (Unveröff. Bericht des USS Res. Lab.) Suppl. to Atlas of i. t. diagrams. USS. Pittsburgh 1953. S. 222.
29. BRUCKNER, W. H.: Die Schweißbarkeit der Stähle. Weld. J. 21 (1942) S. 55s/59s.
30. BRUCKNER, W. H., u. J. HINO: Die Geschwindigkeit der Einformung und die physikalischen Eigenschaften perlitischen schmiedbaren Eisens nach isothermischer Glühung. Trans. Amer. Foundrym. Ass. 52 (1944) S. 1189/216.
31. CARPENTER STEEL Co.: (Unveröff. Bericht) Suppl. to Atlas of i. t. diagrams. USS. Pittsburgh 1953. S. 197, 214 u. 249.
32. CHAUSSIN, C.: Isothermische Behandlung von Stählen. Métall. et Constr. méc. 84 (1952) S. 631/39.
33. CHILDS, W. J.: s. HESS, W. F., W. D. DOTY u. W. J. CHILDS.
34. CHIPMAN, J.: s. FLINN, R. A., M. COHEN u. J. CHIPMAN.
35. CHISWICK, H. H., u. A. B. GREENINGER: Einfluß von Nickel, Molybdän, Kobalt und Silizium auf Kinetik und Temperatur der Austenit-Martensit-Umwandlung in Stahl. Trans. Amer. Soc. Metals 32 (1944) S. 483/516.
36. CHRISTENSON, A. L., E. C. NELSON u. C. E. JACKSON: Ein Dilatometer für hohe Geschwindigkeiten und das Umwandlungsverhalten von sechs Stählen beim Abschrecken. Trans. Amer. Inst. min. metall. Engrs. 162 (1945) S. 606/26.
37. CHUANG, W. P.: s. LIBSCH, J. F., W. P. CHUANG u. W. J. MURPHY.
38. COHEN, M.: Restaustenit. Trans. Amer. Soc. Metals 41 (1949) S. 35/94.
39. COHEN, M.: s. AVERBACH, B. L., u. M. COHEN.
40. COHEN, M.: s. FLINN, R. A., M. COHEN u. J. CHIPMAN.
41. COHEN, M.: s. GORDON, P., M. COHEN u. R. S. ROSE.
42. COHEN, M.: s. HILLIKER, C. R., u. M. COHEN.
43. COHEN, M.: s. HOWARD jr., R. T., u. M. COHEN.
44. CONSTANT, A.: s. DELBART, G., u. A. CONSTANT.
45. COOK, E.: s. FLINN, R. A., E. COOK u. A. J. FELLOWS.
46. COOK, E.: s. WILKS, C. R., E. COOK u. H. S. AVERY.
47. COTTRELL, A. H.: Zügeigenschaften des instabilen Austenits und seine Zerfallsprodukte bei tieferen Temperaturen. J. Iron Steel Inst. 151 (1945) S. 93P/104P.
48. COTTRELL, S. A., u. T. KO: Einfluß hoher Austenitisierungstemperaturen auf die Bildung von Zwischenstufengefüge. J. Iron Steel Inst. 173 (1953) S. 224/29.
49. COTTRELL, S. A.: s. KO, T., u. S. A. COTTRELL.
50. CRUCIBLE STEEL Co. OF AMERICA: Data Sheet. Sept. 1946, Juni/Dez. 1947, Febr./März/Apr./Aug./Sept./Okt. 1948, Febr. 1949.
51. CUTTON, J. G.: s. RICKETT, R. L., J. G. CUTTON, C. B. BERNHART jr. u. J. R. MILLIKIN.
52. D'AMICO, D. C.: s. MURPHY, D. W., W. P. WOOD u. D. C. D'AMICO.
53. DAVENPORT, E. S.: Isothermische Umwandlung in Stählen. Trans. Amer. Soc. Metals 27 (1939) S. 837/86.
54. DAVENPORT, E. S., u. E. C. BAIN: Umwandlung des Austenits bei konstanten Temperaturen. Trans. Amer. Inst. min. metall. Engrs., Iron Steel Div., 90 (1930) S. 117/54.
55. DAVENPORT, E. S., R. A. GRANGE u. R. J. HAFSTEN: Diskussion mit H. J. ELMENDORF u. H. A. BROWN über „Einfluß der Austenit-Korngröße auf das isothermische Umwandlungsverhalten des Stahles SAE-4140“. Trans. Amer. Inst. min. metall. Engrs. 145 (1941) S. 301/14.
56. DELBART, G., u. A. CONSTANT: Courbes de transformation des aciers de fabrication française. Von G. DELBART u. A. CONSTANT. (Publication de l'IRSID) St-Germain-en-Laye 1954.
57. DELBART, G., u. F. MARATRAY: Stähle mit niedrigen Gehalten an Legierungselementen, behandelt bei kontinuierlicher und gestufter Abkühlung. Rev. Métall., Mém., 50 (1953) S. 781/806.

58. DELBART, G., u. R. POTASZKIN: Die mechanischen Eigenschaften eines Nickel-Chrom-Molybdän-Stahles nach Stufenabschreckung. *J. Iron Steel Inst.* 157 (1947) S. 527/35.
59. DELBART, G., u. M. RAVERY: Der Einfluß der Mikrostruktur auf die Warmfestigkeit des Stahles. *Metal Treatm. Drop Forgg.* 17 (1950) S. 172.
60. DOIG, J. R.: s. AUSTIN, C. R., u. J. R. DOIG.
61. DOTY, W. D.: s. HESS, F. W., W. J. CHILDS u. W. D. DOTY.
62. DOWDELL, R. L.: s. NAGLER, C., u. R. L. DOWDELL.
63. DUBE, A., u. S. L. GERTSMAN: Einige metallurgische Grundlagen für die wirksame Wärmebehandlung von Stählen. *Trans. Can. Inst. Min. & Metall.* 48 (1945) S. 165/83.
64. EBNER, K.: s. KRONEIS, M., R. GATTRINGER, K. EBNER u. H. KRAINER.
65. EDDY, C. T., R. J. MARCOTTE u. R. J. SMITH: Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Kurven für den Gebrauch bei der Wärmebehandlung von Stahlguß. *Trans. Amer. Inst. min. metall. Engrs.* 162 (1945) S. 250/67.
66. EDDY, C. T.: s. MARCOTTE, R. J., u. C. T. EDDY.
67. EILENDER, W., R. MINTROP u. W. LUTZ: Untersuchungen über die Zwischenstufenvergütung von Warmarbeitsstählen. *Stahl u. Eisen* 72 (1952) S. 1149/57.
68. ELMENDORF, H. J.: Der Einfluß wechselnder Martensitmengen auf die isothermische Umwandlung von Austenit, der nach kontrolliertem Abschrecken erhalten bleibt. *Trans. Amer. Soc. Metals* 33 (1944) S. 236/55.
69. ENOS, G. M., G. J. PEER u. J. C. HOLZWARTH: Dynamische Warmhärteprüfung (unter besonderer Bezugnahme auf isothermische Umwandlungen). *Metal Progr.* 54 (1948) S. 51/55.
70. FELLOWS, J. A.: s. FLINN, R. A., E. COOK u. J. A. FELLOWS.
71. FLINN, R. A., M. COHEN u. J. CHIPMAN: Das nadelige Gefüge in Nickel-Molybdän-Gußeisen. *Trans. Amer. Soc. Metals* 30 (1942) S. 1255/83.
72. FLINN, R. A., E. COOK u. J. A. FELLOWS: Eine quantitative Untersuchung der Austenitumwandlung. *Trans. Amer. Soc. Metals* 31 (1943) S. 41/70.
73. FORWARD, F. W.: s. SCOTT, D. A., W. M. ARMSTRONG u. F. W. FORWARD.
74. GATTRINGER, R.: s. KRONEIS, M., R. GATTRINGER, K. EBNER u. H. KRAINER.
75. GATTRINGER, R.: s. KRONEIS, M., R. GATTRINGER u. H. KRAINER.
76. GERTSMAN, S. L.: s. DUBE, A., u. S. L. GERTSMAN.
77. GILLMOR, R. N.: Der Einfluß von Legierungselementen auf die kritischen Punkte der Stähle auf Grund dilatometrischer Messungen. *Trans. Amer. Soc. Metals* 30 (1942) S. 1377/418.
78. GIOVE, J. L.: s. HODGE, J. F., J. L. GIOVE u. R. G. STORM.
79. GORDON, P., M. COHEN u. R. S. ROSE: Die Kinetik des Austenitzerfalls in Schnelldrehstahl. *Trans. Amer. Soc. Metals* 31 (1943) S. 161/217.
80. GRANGE, R. A., u. J. M. KIEFER: Austenitumwandlung bei stetiger Abkühlung und ihre Beziehung zur isothermischen Umwandlung. *Trans. Amer. Soc. Metals* 29 (1941) S. 35/114.
81. GRANGE, R. A.: s. BOYCE, J. F., u. R. A. GRANGE.
82. GRANGE, R. A.: s. LAMBERT, V., u. R. A. GRANGE.
83. GRANGE, R. A.: s. DAVENPORT, E. S., R. A. GRANGE u. R. J. HAFSTEN.
84. GRENINGER, A. B.: s. CHISWICK, H. H., u. A. B. GRENINGER.
85. GUARNIERI, G. J., u. J. J. KANTER: Einige Charakteristiken des metastabilen Austenits von Stahlguß mit 4—6% Cr und 0,5% Mo. *Trans. Amer. Soc. Metals* 40 (1948) S. 1147/64.
86. HAFSTEN, R. J.: s. DAVENPORT, H. S., R. A. GRANGE, u. R. J. HAFSTEN.
87. HAM, J. L., R. M. PARKE u. A. J. HERZIG: Kinetik und Reaktionsprodukte der isothermischen Umwandlung eines 6%-Wolfram-6%-Molybdän-Schnellarbeitsstahles. *Trans. Amer. Soc. Metals* 29 (1941) S. 623/37.
88. HAMILTON, J. R.: s. RICKETT, R. L., C. B. BERNHART jr. u. J. R. HAMILTON.
89. HAWKES, M. F., u. R. F. MEHL: Der Einfluß des Kobalts auf die Geschwindigkeit der Keimbildung und die Geschwindigkeit des Wachstums beim Perlit. *Trans. Amer. Inst. min. metall. Engrs.* 172 (1947) S. 467/92.
90. HEAL, H. T., u. H. MYKURA: Die Untersuchung von Umwandlungen bei hohen Temperaturen mittels Röntgenstrahlen. *Metal Treatm. Drop Forgg.* 17 (1950) S. 134.
91. HERZIG, A. J.: s. BLANCHARD, H. R., R. M. PARKE u. A. J. HERZIG.

92. HERZIG, A. J.: s. PARKE, R. M., u. A. J. HERZIG.
93. HERZIG, A. J.: s. PARKE, R. M., J. R. BLANCHARD u. A. J. HERZIG.
94. HERZIG, A. J.: s. HAM, J. L., R. M. PARKE u. A. J. HERZIG.
95. HESS, W. F., W. D. DOTY u. W. J. CHILDS: Wärmebehandlung von Punktschweißungen in Stahlblechen. Weld. Res. Counc. 12 (1947) Nr. 11, S. 641/52.
96. HILLIKER, C. R., u. M. COHEN: Isothermische Umwandlung in grauem Gußeisen. Iron Age 147 (1941) Nr. 7, S. 43/46.
97. HINO, J.: s. BRUCKNER, W. H., u. J. HINO.
98. HODAPP, W. L.: s. PAYSON, P., W. L. HODAPP u. J. LEEDER.
99. HODGE, J. M., J. L. GIOVE u. R. G. STORM: Der Einfluß des Molybdäns auf die Härbarkeit. Trans. Amer. Inst. min. metall. Engrs. 185 (1949) S. 218/27.
100. HOLLOMON, J. H., u. L. D. JAFFE: Der Begriff der Härbarkeit. Trans. Amer. Inst. min. metall. Engrs. 167 (1946) S. 601/16.
101. HOLZWARTH, J. C.: s. ENOS, G. M., G. J. PEER u. J. C. HOLZWARTH.
102. HOWARD JR., R. T., u. M. COHEN: Die Austenitumwandlung oberhalb und innerhalb der Martensitstufe. Trans. Amer. Inst. min. metall. Engrs. 176 (1948) S. 384/400.
103. HULTGREN, A.: Isothermische Austenitumwandlung. Trans. Amer. Soc. Metals 39 (1947) S. 915/1005.
104. HULTGREN, A., u. Mitarbeiter: Isothermische Umwandlung des Austenits. Jernkont. Ann. 135 (1951) S. 403/94.
105. HULTGREN, A., u. Mitarbeiter: Isothermische Umwandlung des Austenits und Verteilung der Legierungselemente in niedrig legierten Stählen. Kgl. Svenska Ventenskapsakad. Handl. Bd. 4 (1953) Nr. 3; vgl. Rev. Métall., Mém., 50 (1953) S. 737/60 u. 847/67.
106. IRON AND STEEL INSTITUTE: s. Atlas of isothermal transformation diagrams of B. S. EN steels.
107. JACKSON, C. E.: s. CHRISTENSON, A. L., E. C. NELSON u. C. E. JACKSON.
108. JAFFE, L. D.: s. HOLLOMON, T. H., u. L. D. JAFFE.
109. JAFFE, L. D.: Anisothermische Bildung des Bainits und voreutektoidischer Bestandteile im Stahl. Trans. Amer. Inst. min. metall. Engrs. 176 (1948) S. 363/83.
110. JEPSON, M. D., u. F. C. THOMPSON: Beschleunigung der isothermischen Umwandlung von Austenit. J. Iron Steel Inst. 162 (1949) S. 49/56.
111. JONES, F. W.: s. PUMPHREY, W. J., u. F. W. JONES.
112. JULIEN, C. A.: s. SHEEHAN, J. P., C. A. JULIEN u. C. R. TROIANO.
113. KAHLES, J. F.: Untersuchungen über die Bildung und Umwandlung von Eisen-Kohlenstoff-Pulver-Legierungen. Trans. Amer. Soc. Metals 38 (1947) S. 618/58.
114. KANTER, J. J.: s. GUARNIERI, G. J., u. J. J. KANTER.
115. KIEFFER, J. M.: s. GRANGE, R. A., u. J. M. KIEFFER.
116. KLEIN, J. L.: s. PAYSON, P., u. J. L. KLEIN.
117. KLIER, E. P.: Austenitumwandlung in einem Stahl mit 3% Chrom und 1% Kohlenstoff. Metals Technology, Sept. 1945, T. P. Nr. 1855.
118. KLIER, E. P., u. T. LYMAN: Die Bainitumsetzung in übereutektoidischen Stählen. Trans. Amer. Inst. min. metall. Engrs. 158 (1944) S. 394/422.
119. KO, T., u. S. A. COTTRELL: Die Bildung von Zwischenstufengefüge. J. Iron Steel Inst. 172 (1952) S. 307/13 u. 3 Taf.
120. KO, T.: s. COTTRELL, S. A., u. T. KO.
121. KRAINER, H., u. M. KRONEIS: Untersuchungen über die Austenitumwandlung legierter Baustähle bei Unterkühlung. Arch. Eisenhüttenw. 22 (1951) S. 231/44; vgl. Stahl u. Eisen 71 (1951) S. 1021.
122. KRAINER, H.: s. KRONEIS, M., R. GATTRINGER, K. EBNER u. H. KRAINER.
123. KRAINER, H.: s. KRONEIS, M., R. GATTRINGER u. H. KRAINER.
124. KRAINER, H.: s. KRONEIS, M., u. H. KRAINER.
125. KRONEIS, M., u. H. KRAINER: Prüfung legierter Baustähle auf Härbarkeit. Stahl u. Eisen 71 (1951) S. 1365/75.
126. KRONEIS, M., R. GATTRINGER u. H. KRAINER: Beziehungen zwischen Umwandlungskinetik, Gefügeausbildung und Festigkeitseigenschaften von Chrom-Vanadin-Stählen. Stahl u. Eisen 73 (1953) S. 22/30.

127. KRONEIS, M., R. GATRINGER, K. EBNER u. H. KRAINER: Isothermische Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder gebräuchlicher Werkzeugstähle. Arch. Eisenhüttenw. 24 (1953) S. 333/51; Berichtigung: S. 447; vgl. Stahl u. Eisen 73 (1953) S. 1185.
128. KRONEIS, M.: s. KRAINER, H., u. M. KRONEIS.
129. LAMBERT, V., u. R. A. GRANGE: Der Einfluß des Molybdäns auf die Umwandlung des Austenits in einem 3,5%igen Nickelstahl. (Unveröff. Bericht des USS Res. Lab.). Suppl. to Atlas of i. t. diagrams USS. Pittsburgh 1953. S. 139 u. 243/44.
130. LEE, H.: s. ANDREW, J. H., H. LEE, H. K. LLOYD u. N. STEPHENSON.
131. LEEDER, J.: s. PAYSON, P., W. L. HODAPP u. J. LEEDER.
132. LIBSCH, J. F., WEN-PIN CHUANG u. W. J. MURPHY: Der Einfluß von Legierungselementen auf die Umwandlungscharakteristiken induktiv erhitzter Stähle. Trans. Amer. Soc. Metals 42 (1950) S. 121/49.
133. LINDSAY, R. W., u. J. E. ATHERTON: Untersuchung der Wärmebehandlung von perlitischem schmiedbarem Eisen. Amer. Foundrym. 8 (1945) Nr. 2, S. 27/32.
134. LLOYD, H. K.: s. ANDREW, J. H., H. LEE, H. K. LLOYD u. N. STEPHENSON.
135. LORIA, E. A.: Isothermische Umwandlung von Austenit in zwei legierten Stählen. Trans. Amer. Soc. Metals 41 (1949) S. 1248/60.
136. LORIG, C. H.: s. MANNING, G. K., u. C. H. LORIG.
137. LORING, B. M.: Die S-Kurve eines Chrom-Nickel-Stahls. Trans. Amer. Inst. min. metall. Engrs. 150 (1942) S. 283/88.
138. LUTZ, W.: s. EILENDER, W., R. MINTROP u. W. LUTZ.
139. LYMAN, T., u. A. R. TROIANO: Isothermische Austenitumwandlung in hochchromhaltigen Stählen mit 1% Kohlenstoff. Trans. Amer. Inst. min. metall. Engrs. 162 (1945) S. 196/222.
140. LYMAN, T., u. A. R. TROIANO: Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf die Umwandlungen in 3% igem Chromstahl. Trans. Amer. Soc. Metals 37 (1946) S. 402/44.
141. LYMAN, T.: s. KLIER, E. P., u. T. LYMAN.
142. MANNING, G. K., u. C. H. LORIG: Die Beziehung zwischen der Umwandlung bei konstanter Temperatur und der Umwandlung während der Abkühlung. Trans. Amer. Inst. min. metall. Engrs. 167 (1946) S. 442/66.
143. MANNING, G. K.: s. ROSENTHAL, P. C., u. G. K. MANNING.
144. MARATRAY, F.: s. DELBART, G., u. F. MARATRAY.
145. MARCOTTE, R. J., u. C. T. EDDY: Der Einfluß der Homogenisierung auf Gußstähle. Trans. Amer. Soc. Metals 40 (1948) S. 649/76.
146. MARCOTTE, R. J.: s. EDDY, C. T., R. J. MARCOTTE u. R. J. SMITH.
147. MAVROCORDATOS, C., u. T. F. RUSSELL: s. RUSSELL, T. F. u. C. MAVROCORDATOS.
148. MAYER, G.: s. STEVEN, W., u. G. MAYER.
149. MCGUIRE, F. T.: s. RUSSELL, J. V., u. F. T. MCGUIRE.
150. MEHL, R. F.: s. HAWKES, M. F., u. R. F. MEHL.
151. MILLIKIN, J. R.: s. RICKETT, R. L., J. G. CUTTON, C. B. BERNHART jr. u. J. R. MILLIKIN.
152. MINTROP, R.: s. EILENDER, W., R. MINTROP u. W. LUTZ.
153. MOND NICKEL Co., LTD.: s. Atlas über das Umwandlungsverhalten von Nickelstählen. 2. Aufl. London 1952.
154. MORRAL, F. R.: Neuzeitliche Wärmebehandlung. Iron Age 161 (1948) Nr. 24, S. 83/85.
155. MORRISON, J. W.: Unmittelbare Widerstandserwärmung von Draht zur Wärmebehandlung. Iron Steel Engr. 16 (1939) Nr. 12, S. 28/36.
156. DE MOSS, J. E.: s. TROIANO, A. R., u. J. E. DE MOSS.
157. MURPHY, D. W., W. P. WOOD u. D. C. D'AMICO: Austenitumwandlung in Grauguß. Trans. Amer. Foundrym. Ass. 46 (1938) S. 563/86.
158. MURPHY, W. J.: s. LIBSCH, J. F., WEN-PIN CHUANG u. W. J. MURPHY.
159. MYKURA, H.: s. HEAL, H. T., u. H. MYKURA.
160. NAGLER, C., u. R. L. DOWDELL: Isothermische Umwandlung von Molybdän-Gußeisen. Trans. Amer. Foundrym. Ass. 55 (1947) S. 260/76.
161. NEHRENBURG, A. E.: s. BAER, C. K., u. A. E. NEHRENBURG.
162. NELSON, E. C.: s. CHRISTENSON, A. L., E. C. NELSON u. C. E. JACKSON.

163. OAKLEY, D. B., u. J. F. OESTERLE: Dilatometrische Untersuchungen über die Austenitumwandlung in Mo-Gußbeisen. Trans. Amer. Soc. Metals 28 (1940) S. 823.
164. OESTERLE, J. F.: s. OAKLEY, D. B., u. J. F. OESTERLE.
165. PARKE, R. M., J. R. BLANCHARD u. A. J. HERZIG: Neue Ergebnisse über die Anwendung von Mangan-Molybdän-Stählen. Metal Progr. 40 (1941) S. 906/10.
166. PARKE, R. M., u. A. J. HERZIG: Härbarkeit von molybdänhaltigen SAE-Stählen. Metals & Alloys 11 (1940) S. 6/13.
167. PARKE, R. M.: s. BLANCHARD, J. R., R. M. PARKE u. A. J. HERZIG.
168. PARKE, R. M.: s. HAM, J. L., R. M. PARKE u. A. J. HERZIG.
169. PAYSON, P.: Das Glühen von Stahl. Iron Age 151 (1943) Nr. 26, S. 44; Iron Age 152 (1943) Nr. 1, S. 48; Nr. 2, S. 74; Nr. 3, S. 70; Nr. 4, S. 60.
170. PAYSON, P., W. L. HODAPP u. J. LEEDER: Das Körnigglühen von Stahl durch isothermische Umwandlung. Trans. Amer. Soc. Metals 28 (1940) S. 306/32.
171. PAYSON, P., u. J. L. KLEIN: Das Härten von Werkzeugstählen. Trans. Amer. Soc. Metals 31 (1943) S. 218/56.
172. PAYSON, P., u. C. H. SAVAGE: Martensitreaktionen in legierten Stählen. Trans. Amer. Soc. Metals 33 (1944) S. 261/75.
173. PEER, G. J.: s. ENOS, G. M., G. J. PEER u. J. C. HOLZWARH.
174. PELLINI, W. S., u. B. R. QUENEAU: Entstehung der Anlaßsprödigkeit in legierten Stählen. Trans. Amer. Soc. Metals 39 (1947) S. 139/61.
175. PERCY, J. W., J. G. ZIMMERMANN u. R. H. ABORN: Umwandlungserscheinungen in zwei Schienenstählen. (Unveröff. Bericht des USS Res. Lab.) Suppl. to Atlas of i. t. diagrams. USS. Pittsburgh 1953. S. 19 u. 89.
176. POTASZKIN, R.: s. DELBART, G., u. R. POTASZKIN.
177. PUMPHREY, W. J.: Verhalten eines Chromstahls bei der Jominy-Härtbarkeitsprüfung. J. Iron Steel Inst. 157 (1947) S. 27/30.
178. PUMPHREY, W. J., u. F. W. JONES: Gegenseitige Beziehung von Härbarkeit und isothermischer Umwandlung. J. Iron Steel Inst. 159 (1948) S. 137/44.
179. QUENEAU, B. R.: s. PELLINI, W. S., u. B. R. QUENEAU.
180. RAVERY, M.: s. DELBART, G., u. M. RAVERY.
181. RICKETT, R. L., J. G. CUTTON, C. B. BERNHART JR. u. J. R. MILLIKIN: Isothermische Umwandlung und Stirnabschreckhärbarkeit einiger NE-Stähle. Trans. Amer. Soc. Metals 35 (1945) S. 22/45.
182. RICKETT, R. L., W. F. WHITE u. J. M. RUCKMAN: Umwandlung des Austenits in einem 12% igen Chromstahl. (Unveröff. Bericht des USS Res. Lab.) Suppl. to Atlas of i. t. diagrams. USS. Pittsburgh 1953. S. 62, 64/66, 69 u. 70.
183. RICKETT, R. L., C. B. BERNHART jr. u. J. R. HAMILTON: Isothermisches Umwandlungsdiagramm, Härbarkeit und mechanische Eigenschaften einiger Stähle der NE 9400-, 9500- und 9600-Serie. (Unveröff. Bericht des USS Res. Lab.) Suppl. to Atlas of i. t. diagrams. USS. Pittsburgh 1953. S. 287.
184. ROSE, R. S.: s. GORDON, P., M. COHEN u. R. S. ROSE.
185. ROSENTHAL, P. C., u. G. K. MANNING: Wärmebehandlung von schweren Stahlgußteilen. Steel 119 (1946) S. 88/90, 92, 94 u. 111.
186. ROTE, F. B., W. C. TRUCKENMILLER u. W. P. WOOD: Elektrische Widerstandsmessung zur Bestimmung der isothermischen Austenitumwandlung. Trans. Amer. Soc. Metals 30 (1942) S. 1359/76.
187. RUCKMANN, J. M.: s. RICKETT, R. L., W. F. WHITE u. J. M. RUCKMAN.
188. RUSSELL, J. V., u. F. T. MCGUIRE: Metallographische Untersuchung des Austenitzerfalls in Manganstählen. Trans. Amer. Soc. Metals 33 (1944) S. 103/25.
189. RUSSELL, T. F., u. C. MAVROCORDATOS: Erfahrungen in der Untersuchung isothermischer Umwandlung. J. Iron Steel Inst. 162 (1949) S. 33/43.
190. SAVAGE, C. H.: s. PAYSON, P., u. C. H. SAVAGE.
191. SCOTT, D. A., W. M. ARMSTRONG u. F. A. FORWARD: Einfluß von Nickel und Molybdän auf die isothermische Umwandlung von Austenit in reinen Eisen-Nickel- und Eisen-Nickel-Molybdän-Legierungen mit 0,55% Kohlenstoff. Trans. Amer. Soc. Metals 41 (1949) S. 1145/64.

192. SEABRIGHT, L. H.: Anwendung von ZTU-Schaubildern auf die Wärmebehandlung von Werkzeugstählen. *Iron Age* 168 (1951) Nr. 15, S. 101/05.
193. SHEEHAN, J. P., C. A. JULIEN u. A. R. TROIANO: Die Umwandlungscharakteristiken zehn ausgewählter Nickelstähle. *Trans. Amer. Soc. Metals* 41 (1949) S. 1165/84.
194. SHEPHERD, B. F.: Beobachtungen über die Genauigkeit von isothermischen Umwandlungsschaubildern. *Iron Age* 164 (1949) Nr. 8, S. 61/66.
195. SMITH, R. J.: s. EDDY, C. T., R. J. MARCOTTE u. R. J. SMITH.
196. STANTON, L. R.: s. THOMPSON, F. C., u. L. R. STANTON.
197. STEPHENSON, N.: s. ANDREW, J. H., H. LEE, H. K. LLOYD u. N. STEPHENSON.
198. STEVEN, W., u. G. MAYER: ZTU-Schaubilder für kontinuierliche Abkühlung von Stählen. *J. Iron Steel Inst.* 174 (1953) S. 33/45.
199. STORM, R. G.: s. HODGE, J. M., J. L. GIOVE u. R. G. STORM.
200. SYKES, W. P.: Die Zwischenstufenumwandlung in einigen Eisen-Kobalt-Wolfram-Legierungen ohne und mit Chromzusätzen. *Trans. Amer. Soc. Metals* 34 (1945) S. 415/24.
201. THOMPSON, F. C., u. L. R. STANTON: Der Einfluß von Sauerstoff auf die isothermische Umwandlung von Stahl und Vorschlag eines Prüfverfahrens. *J. Iron Steel Inst.* 153 (1946) S. 259 P/63 P.
202. THOMPSON, F. C.: s. JEPSON, M. D., u. F. C. THOMPSON.
203. TROIANO, A. R.: Darstellung von ZTU-Schaubildern für die Stähle gleicher Härtebarkeit SAE 5140, 2340 und I1340 und Untersuchung des auftretenden Restaustenits. *Trans. Amer. Soc. Metals* 41 (1949) S. 1093.
204. TROIANO, A. R., u. J. E. DE MOSS: Umwandlung in einem Krupp-Einsatzstahl. *Trans. Amer. Soc. Metals* 39 (1947) S. 788/800.
205. TROIANO, A. R.: s. SHEEHAN, J. P., C. A. JULIEN u. A. R. TROIANO.
206. TROIANO, A. R.: s. LYMAN, T., u. A. R. TROIANO.
207. TRUCKENMILLER, W. C.: s. ROTE, F. B., W. C. TRUCKENMILLER u. W. P. WOOD.
208. U. S. S. Corp.: s. Atlas of isothermal transformation diagrams. United States Steel Corp. u. Suppl. to Atlas of i. t. diagrams.
209. v. HUMMEL, U., u. E. PIWOWARSKY: Über die Zwischenstufenvergütung von Gußeisen — insbesondere die Aufstellung von TTT-Kurven — und erzielbare mechanische Eigenschaften. *Gießerei-techn.-wiss. Beih.*, (1951) S. 219/30.
210. WHITE, W. F.: s. RICKETT, R. L., W. F. WHITE u. J. M. RUCKMAN.
211. WILKS, C. R., E. COOK u. H. S. AVERY: Weiterentwicklung der Stirnabschreckprüfung. *Trans. Amer. Soc. Metals* 35 (1945) S. 1/21.
212. WINTERTON, K.: Der Einfluß der Überhitzung auf die Umwandlungscharakteristiken eines Nickel-Chrom-Molybdän-Stahles. *J. Iron Steel Inst.* 151 (1945) S. 79 P/85 P.
213. WOOD, W. P.: s. ROTE, F. B., W. C. TRUCKENMILLER u. W. P. WOOD.
214. WOOD, W. P.: s. MURPHY, D. W., W. P. WOOD u. D. C. D'AMICO.
215. ZIMMERMANN, J. G., R. H. ABORN u. E. C. BAIN: Wirkung kleiner Vanadinzusätze auf eutektoiden Stahl. *Trans. Amer. Soc. Metals* 25 (1937) S. 755/87.
216. ZIMMERMANN, J. G.: s. PERCY, J. W., J. G. ZIMMERMANN u. R. H. ABORN.

**I-9 Verzeichnis der im Schrifttum über Umwandlungsschaubilder (I-8)
angegebenen Stähle¹⁾, nach dem Kohlenstoffgehalt geordnet**

% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% V	% W	Sonstiges %	Stahlbezeichnung	Schrifttumshinweis
0,04	0,11	0,15			1,85				17,21	29,30 Co		8, 200
0,04	0,11	0,15							17,76	29,50 Co		8, 200
0,04	0,11	0,15			2,76				17,33	29,10 Co		8, 200
0,06	0,20	0,33			5,04	0,55						8, 169
≤0,07					1,35	0,20	0,55					8, 50
≤0,07					1,35	0,20	0,55				2)	8, 50
0,074	0,27	0,39	0,034	0,010	12,22	0,52	0,30			0,039 N ₂	403	8, 182
0,08	0,13	0,26			2,93							8, 140
0,08	0,16	0,38	0,020	0,008	11,94	0,53	0,44			0,0035 B; 0,046 N ₂	403 m. B	8, 182
0,09	0,27	0,44			12,60							8, 169
0,09	0,27	0,44			12,60	0,32						8, 25
0,09	0,29	0,60	0,025	0,342	12,28	0,40	0,32				416	8, 182
0,10	0,20	0,34			1,66		3,51				SAE 3312	8, 169
0,10	0,25	0,50	≤0,025	≤0,025	1,55		3,50				E 3310	8, 50
0,11	0,30	0,50	0,017	0,005	0,64	≤0,10	1,59	≤0,03		0,31 Cu; 0,051 As	10 NC 6	56
0,11	0,25	0,59	0,009	0,012		0,74	0,06					8, 22
0,11	0,31	0,62	0,013	0,013	13,24	0,02	0,15			0,019 N ₂	410	8, 182
0,12		0,39	0,016	0,030			1,87			1,05 Cu		8, 29
0,12	0,22	0,60	0,009	0,012		0,49	0,06					8, 22
0,12	0,27	0,61	0,009	0,012		0,13	0,06					8, 22
0,12	0,25	0,63	0,009	0,012		0,31	0,06					8, 22
0,12	0,26	0,65	0,009	0,012		0,008	0,06					8, 22
0,12	0,16	0,70	0,020	0,010	0,60	0,65				0,03 Al; ≤0,010 Ti		8, 59
0,12	0,74	0,79	0,017	0,190	12,82	0,05	0,25			0,08 Zr; 0,037 N ₂	416	8, 182
0,14	0,21	0,41			5,12	0,51	0,19					8, 25
0,14	0,22	0,51					5,29				SAE 2515	8, 169
0,15	0,12	0,24			2,91							8, 140
0,15	0,44	0,36	0,022	0,020	2,24	0,85	0,09			0,097 Al; 0,047 As; 0,23 Cu; 0,01 Ti	10 CD 9	56
0,15	0,20	0,45	0,013	0,020	1,54	0,03	4,03					8, 204
0,15	0,30	0,55	0,013	≤0,001	0,82	0,09	1,30	Sp.		Sp. Ti 0,115 Cu	16 NC 6	56
≤0,15	≤0,50	≤1,00	≤0,04	≤0,03	12,00						REZISTAL403	8, 50
≤0,15	≤1,00	≤1,00	≤0,04	≤0,03	12,00						REZISTAL410	8, 50
≤0,15	≤1,00	≤1,00	≤0,04	≤0,03	13,00						REZISTAL420	8, 50
0,17	0,26	0,57	0,017	0,018	0,13	0,26	1,73				SAE 4615	8, 166
0,17	0,23	0,80	0,002	0,025	1,06	0,24	0,21	0,066		0,057 As; 0,18 Cu; 0,032 Ti	18 CD 4	56
0,17	0,24	1,19	0,021	0,032	0,05	0,03	0,10	0,002		0,20 Cu; 0,007 Ti;	3)	8, 36
0,17	0,27	1,21	0,021	0,020	0,05	0,04	0,13	0,005		0,020 Al 0,25 Cu; 0,008 Ti; 0,010 Al	3)	8, 36

¹⁾ Die im Teil II des Atlas behandelten Stähle sind in diesem Verzeichnis nicht enthalten. Ihre Zusammenstellung befindet sich auf Blatt II-0.

²⁾ aufgekocht, Kohlenstoffgehalt nach dem Aufkochen nicht angegeben.

³⁾ Es ist das Schaubild für kontinuierliche Abkühlung wiedergegeben, nicht, wie in allen übrigen Fällen, das isothermische.

% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% V	% W	Sonstiges %	Stahlbezeichnung	Schrifttums-hinweis
0,18	0,35	1,21	0,043	0,036							1242	8, 103
0,19	0,30	0,55	0,018	0,010	0,81	≤0,10	1,52	≤0,03		0,055 As; 0,20 Cu 0,97 Cu	20 NC 6	56
0,19		0,71	0,015	0,024			1,80					8, 29
0,19	0,14	1,37	0,026	0,012	0,20	0,31	0,56				En-13	8, 9
0,20	0,17	0,25	0,011	0,012	3,02		0,06					4, 8
0,20	0,25	0,50	<0,040	<0,040		0,25	1,80				A 4620	8, 50
0,20	0,25	0,70	<0,040	<0,040	0,65		1,25				A 3120	8, 50
0,20		1,00		0,08		0,10						8, 50
0,20		1,00		0,08		0,10					a)	8, 50
0,22	0,24	0,61	0,017	0,021	1,00	0,18	0,14				VCMo 125	121
0,23	0,26	0,25				0,80						105
0,24	0,37	0,27	0,021	0,010	13,32	0,06	0,32			0,09 Cu	En-56	8, 9
0,24	0,13	1,33	0,023	0,009	1,84	0,19	0,3	0,06			40 CrMnMo 7	67
0,25	0,15	0,52	0,010	0,024	1,14	0,65	3,33	0,16			En-28	4, 8
0,25	0,14	0,54	0,022	0,035							SAE 1025 ³⁾	8, 36
0,25	0,30	0,60			1,10	0,20						125
0,25	0,22	0,62	0,016	0,012	1,05	0,24	0,125	≤0,03	0,08	0,063 As; 0,105 Cu 0,057 As; 0,16 Cu	25 CD 4	56
0,25	0,21	0,68	0,018	0,009	1,10	0,22	0,19	Sp.			25 CD 4	56
0,25	1,50	1,30				0,40	1,80					8, 50
0,26	0,23	0,31	0,014	0,028	3,11							8, 140
0,26	0,38	0,44			1,91	2,20	2,39		1,05		28 MoNiCrW 26 10	127
0,26	0,21	0,55	0,010	0,022	3,34	0,54	0,25				En-40	8, 9
0,26	0,42	1,51	0,021	0,028	0,45	0,50						8, 211
0,27	0,38	0,26	0,037	0,021	2,63		0,23	0,45	8,4		30 WCrV 34 11	67
0,27	0,26	0,53	0,023	0,010	0,71	0,18	3,38					8, 103
0,27	0,25	0,86			0,03	0,71	0,05					8, 13
0,28					3,25			0,25	9,00			8, 50
0,28	0,41	0,49	0,011	0,03	1,00	0,41	0,04			0,05 Cu		8, 142
0,28	0,25	0,62			0,15		3,78					8, 178
0,28	0,19	0,65	0,016	0,023	0,66	0,22	0,16				SAE 4130	8, 166
0,28	0,41	0,69	0,043	0,028	0,12	0,03	3,30				2330	8, 65
0,28	1,49	0,92	0,001	0,018	0,99		0,12			0,099 Cu; 0,04 As	30 SC 6	56
0,28	0,30	1,21	0,021	0,032							32 Mn 5	121
0,29	0,13	0,15	0,010	0,011	0,04	0,01	7,61					8, 193
0,29	0,056	0,21	0,026	0,017	1,45		3,25					8, 137
0,29	0,40	0,49	0,011	0,03	1,49	0,41	0,04			0,05 Cu		8, 142
0,29	0,34	0,50	0,008	0,026	2,40	0,34	0,03			0,05 Cu		8, 142
0,29	0,30	0,77	0,012	0,021	0,68	0,20				0,02 Al	SAE 4130 ³⁾	8, 36
0,29	1,30	1,33	0,008	0,016			0,12			0,10 Cu; 0,039 As	30 MS 6	56
0,29	0,24	1,64			0,05	0,45	0,02					8, 13
0,29	0,26	1,67	0,033	0,030	0,12	0,04	0,21			0,11 Cu	En-14	8, 9
0,29	1,11	1,70	0,017	0,014	0,01	0,13	0,10					8, 166
0,30	1,00				5,00	1,35			1,25			8, 50
0,30	0,45	0,40			2,30			0,34	8,78		30 WCrV 34 11	127
0,30	0,41	0,49	0,011	0,03	0,51	0,41	0,04			0,05 Cu		8, 142
0,30	0,25	0,50	0,012	0,016	1,28		0,09	0,05		0,09 Cu; 0,044 As	30 C 5	56
0,30		0,55	0,018	0,022			3,34					8, 29
0,30	0,36	0,60	0,008	0,027	2,04	0,33	0,03			0,04 Cu		8, 142
0,30	0,30	0,60			2,35			0,20				125
0,30	0,22	0,69	0,029	0,051	0,85	0,30	2,83	≤0,01		0,12 Cu; 0,005 Al; 0,005 N ₂ ; 0,0004 B	SAE 4330	8, 109

% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% V	% W	Sonstiges %	Stahlbezeichnung	Schrifttumshinweis
0,30	0,46	0,75	0,026	0,040							SAE 1030	8, 65
0,30	0,50	0,75			0,80	0,25						8, 50
0,30	0,28	0,77			1,50		0,22					121
0,30	0,32	0,91	0,017	0,016	0,52	0,17	0,61			0,98 Al		
0,30	0,49	1,63			0,44	0,33				0,06 Cu	NE 8630 *)	8, 36
0,31	0,20	0,44	0,036	0,033	1,26	0,47	3,40					8, 72
0,31	0,26	0,46			2,08	0,48	0,26					8, 212
0,31	0,28	0,50	0,010	0,005	1,20	0,50	3,33	≤0,03	0,08	0,15 Cu; 0,042 As	32 NCD 15	8, 58
0,31	0,20	0,54	0,034	0,006	2,14	0,11	0,29	0,57	3,94		30 WCrV 17 9	67
0,31	0,20	0,62	0,018	0,012	0,64	0,58	2,63				En-25	8, 9
0,31	0,28	0,66	0,014	0,018	0,72	0,34	1,67				SAE 4340	8, 166
0,32	0,20	0,30	0,017	0,008	0,69	<0,10	2,95	0,03	0,06	0,31 Cu; 0,056 As	30 NC 11	56
0,32	0,95	0,35			4,86	1,45			1,29			8, 171
0,32	0,21	0,40	0,007	0,016	1,30	0,099	0,11	0,125		0,125 Cu; 0,041 As	30 CV 5	56
0,32	0,29	0,47	0,022	0,020	1,21	0,30	4,13	0,013	0,11	0,15 Cu	En-30	8, 9
0,32	0,19	0,51	0,013	0,009	1,37	0,48	3,02	0,18			En-28	8, 10
0,32	0,36	0,54	0,034	0,021	0,75	0,27	0,07				SAE 4130	8, 65
0,32	0,27	0,56	0,018	0,012	0,74	0,51	2,37				En-25	8, 10
0,32	0,22	0,57	0,016	0,016	0,65	0,26	3,38					8, 47
0,32	0,28	0,61	0,018	0,013	0,63	0,22	3,22	0,025	0,16	0,12 Cu	En-23	8, 9, 198
0,32	0,22	0,63	0,023	0,023	0,51	0,55	2,60				En-25	48
0,32		0,64					≤0,10			1,14 Cu		8, 118
0,32	0,31	0,74	0,015	0,014	0,12	0,23	1,70				SAE 4640	8, 166
0,33	0,06	0,23	0,013	0,021	1,79		3,78					8, 174
0,33		0,51			2,32	0,36	0,82					8, 63
0,33	0,17	0,51	0,013	0,009	1,44	0,31	4,16				En-30 B	8, 10
0,33	0,23	0,57	0,005	0,007	0,85	0,09	3,26				En-23	8, 10
0,33	0,21	0,62	0,022	0,025	0,10	0,05	0,89				En-12	8, 9
0,33	0,20	0,68	0,029	0,029	0,53	0,58	2,59				En-25	48
0,33	0,41	0,69	0,043	0,028	0,72	0,28	1,41				SAE 4340	8, 65
0,33	0,23	0,74	0,031	0,027	0,07		3,47				En-21	8, 9, 48
0,33	0,18	1,48	0,028	0,028	0,16	0,27	0,26			0,14 Cu	En-16	8, 9
0,33	0,23	1,54	0,021	0,024	0,15	0,05	0,18				En-15	8, 9
0,34	0,20	1,06	0,037	0,040	0,23	0,02	0,75				En-12	8, 10
0,35	1,13	0,39			4,92	1,42		0,36			36 CrMoVSi 20	127
0,35	0,25	0,43			1,55	0,53	2,52					8, 58
0,35	0,14	0,44	0,016	0,008	1,43	0,13	4,23				En-30 A	8, 10
0,35	0,30	0,60			1,40					0,80 Al		125
0,35	0,13	0,65	0,035	0,032	0,55		1,27				En-111	8, 10, 198
0,35	0,28	1,65	0,016	0,027	0,27		0,20	0,15				121
0,36	0,49	0,43			13,50		0,24					8, 169
0,36	0,66	0,45			2,46			0,73	4,59		30 WCrV 17 9	127
0,36	0,31	0,50	0,018	0,025	2,20		0,24	0,28				121
0,36	0,22	0,52	0,007	0,005	1,17	0,27	1,52				En-24	8, 10
0,36	0,31	0,56	0,013	0,013	0,16		3,28					4, 8
0,36	0,22	0,58	0,015	0,020	0,08	≤0,01	0,25			0,5 Cu	XC 38	56
0,37	1,25	1,25										125
0,37	1,11	1,45	0,020	0,027	0,32		0,12				37 MnSi 5	121
0,37	0,17	1,51	0,027	0,035		0,45					En-17	48
0,38					13,0							8, 182
0,38	0,18	0,20			2,98							8, 118
0,38	0,18	0,20	0,018	0,013	2,98							8, 140
0,38	0,32	0,40	0,012	0,022	1,72		1,14					121
0,38	0,21	0,41	0,013	0,010	1,29	≤0,10	0,031	0,125		≤0,05 Cu; 0,035 As	40 CV 5	56
0,38	0,22	0,44	0,018	0,003	1,50	0,150	3,40	0,015		0,132 Cu; 0,056 As	40 NC 17	56

% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% V	% W	Sonstiges %	Stahlbezeichnung	Schrifttums-hinweis
0,38	1,08	0,53			5,00	1,15	0,30	0,08				8, 25
0,38	0,15	0,56	0,011	0,005	0,74	0,46	2,42				En-26	8, 10, 198
0,38	0,29	0,58			0,20		3,11				SAE 2340	8, 169
0,38	0,27	0,67	0,016	0,020	1,01	0,18	0,08				SAE 4140	8, 166
0,38	0,20	0,69	0,017	0,010	0,95	0,26	1,58				En-24	8, 9
0,38	0,23	0,82	0,018	0,022	1,02	0,20	0,29				SAE 4110	8, 166
0,38	0,66	1,45			0,52	0,19	0,57			0,015 Zr	NE 9540	8, 181
0,38	0,25	1,49	0,036	0,028		0,41					En-17	8, 9, 198
0,38	0,26	1,51			0,99		0,40					8, 25
0,39	0,25	0,31				2,08						105
0,39	0,58	0,32	0,030	0,029	1,43	0,50	0,21	0,84	0,85		45CrVMoW 5 8	67
0,39	0,87	0,39			1,06				1,98		35 WCr 7	127
0,39		0,56				0,74	3,53					8, 129
0,39	0,23	0,62	0,021	0,018	1,11	0,18	1,44				En-110	8, 9
0,39	0,26	0,67	0,009	0,012		0,49	0,06					8, 22
0,39	0,27	0,68	0,021	0,028		0,08	3,01			0,025 Al		8, 99
0,39		0,71			0,75		1,15				SAE 3140	8, 55
0,39	0,20	0,86			0,13	0,05	1,12					8, 178
0,39	0,71	1,10				0,46						8, 13
0,39	0,56	1,44			0,53	0,01	0,06			0,020 Zr	NE 9642	8, 181
0,39	0,27	1,58			0,16	0,44	0,05					8, 13
0,39		1,67					≤0,10					8, 118
0,39	0,35	1,80						0,12				125
0,40	1,05				5,00	1,35		0,35				8, 50
0,40	1,05				5,00	1,35		1,10				8, 50
0,40	1,15				5,25				4,25			8, 50
0,40	1,05	0,35			5,00	1,35		1,10				192
0,40	1,52	0,42			1,24			0,12			45 SiCrV 6	127
0,40		0,57				0,01	3,49					8, 129
0,40	0,26	0,62	0,007	0,005	0,28	0,10	3,45				En-22	8, 10
0,40	0,20	0,64			1,81	0,39	0,23			0,96 Al		8, 169
0,40	0,20	0,68	0,016	0,032	1,00	0,22	0,21				SAE 4140	8, 166
0,40	0,28	0,68	0,020	0,013	0,74	0,25	1,87				SAE 4140	8, 132
0,40	0,32	0,69	0,018	0,028		0,18	2,99			0,025 Al		8, 99
0,40	0,25	0,70	<0,040	<0,040	0,80	0,25	1,80				A 4340	8, 50
0,40	0,26	0,71	0,019	0,028		0,32	3,00			0,025 Al		8, 49
0,40	0,33	0,72			1,47	0,55		0,34			45 CrMoV 6 7	127
0,40	0,25	0,80	<0,040	<0,040	0,65		1,25				A 3140	8, 50
0,40	0,25	0,80	<0,040	<0,040	0,90	0,20					A 4140	8, 50
0,40	0,31	0,89			0,11		3,34				SAE 2340	203
0,40		1,00	0,05	0,08		0,10						8, 50
0,40	0,21	1,34	0,028	0,027	0,53	0,22	1,03			0,08 Cu	En-100	8, 9
0,40	0,24	1,38	0,033	0,031	0,53	0,16	0,74				En-100	8, 10
0,40	0,22	1,43			0,29	0,32	0,23				NE 8442	8, 169
0,40	0,40	2,06			0,11		0,05				SAE T 1340	203
0,41	0,09	0,48	0,016	0,043	0,17	0,22	1,75				En-160	8, 10, 198
0,41	0,27	0,48			1,05		1,68				SAE 3240	8, 169
0,41	0,24	0,55	0,014	0,007	0,80	0,057	0,93	0,010		0,095 Cu; 0,046 As	35 NC 6	56
0,41		0,60				0,21	3,51					8, 129
0,41	0,25	0,64	0,027	0,030	1,37	0,28					En-19	48
0,41	0,23	0,67	0,015	0,016	1,01	0,23	0,20				En-19	8, 9
0,41	0,27	0,68	0,018	0,027	0,95		0,05			0,025 Al		8, 99
0,41	0,21	0,69	0,018	0,028	0,95	0,08	0,05			0,025 Al		8, 99
0,41	0,23	0,69	0,009	0,012		0,29	0,06					8, 22
0,41	0,28	0,70	0,019	0,030			3,02			0, 020Al		8, 99
0,41	0,30	0,73	0,018	0,015	0,82	0,25	1,79				SAE 4340 ⁸⁾	8, 36
0,41	0,11	0,76				0,25	1,85				SAE 4640	8, 169

% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% V	% W	Sonstiges %	Stahlbezeichnung	Schriftums-hinweis
0,41	0,30	0,86			1,06	0,23					A 4142	8, 169
0,41	0,27	0,90			1,04		0,04				SAE 5140	203
0,42	0,25	0,55	0,009	0,012		0,71	0,06					8, 22
0,42	1,78	0,62	0,043	0,013	0,05	0,007	0,18	Sp.		0,22 Cu; 0,059 As; 0,03 Ti 0,025 Al	45 S 8	56
0,42	0,20	0,65	0,018	0,028	0,94	0,32	0,05					8, 99
0,42	0,31	0,67	0,029	0,022	0,72	0,48	2,53					8, 9, 48, 198
0,42	0,18	0,68	0,017	0,025	0,81	0,29	1,74			0,10 Cu	SAE 4342	8, 25
0,42	0,23	0,69	0,018	0,028	0,94	0,18	0,05			0,025 Al		8, 99
0,42		0,72			0,99	0,42	0,05					8, 118
0,43	0,18	0,68			0,81	0,29	1,74				SAE 4342	8, 169
0,43	0,27	0,76				0,67						8, 13
0,43	0,23	0,90			0,27	0,26	0,23				A 4042	8, 169
0,43	0,30	0,91	0,030	0,020	1,01						1094	8, 103
0,43	0,21	0,95	0,018	0,024	0,15	0,04	0,93				En-12	198
0,43	1,38	0,95	0,012	≤0,010	1,06	≤0,10	0,035	0,035		≤0,05 Cu; 0,033 As	45 SC 6	56
0,43	0,23	1,57	0,011	0,029	0,12	0,07	0,20					8, 100
0,43	0,28	1,70	0,011	0,029		0,17						8, 165
0,44	0,23	0,58	0,029	0,004	1,26	0,11	1,40				En-110	8, 10
0,44	0,22	0,60	0,023	0,023	1,19	0,37	0,24				En-19	198
0,44	0,79	0,60			1,23				1,94		45 WCr 7	127
0,44	0,28	0,65	0,009	0,012	0,15		0,06					8, 22
0,44	0,28	0,77			0,98		0,18					8, 118
0,44	0,06	1,64	0,029	0,022	1,64	0,40	1,84	0,15				8, 174
0,45	1,31	0,55	0,013	0,005	0,60	0,22	0,21	≤0,05		0,27 Cu; 0,049 As; Sp. Ti	45 SCD 6	56
0,45	0,26	0,67	0,009	0,012		0,009	0,06					8, 22
0,45		0,70			1,00			0,20				8, 50
0,45		0,9			1,7			0,15				126
0,45	1,34	1,50	0,017	≤0,010	0,033	≤0,1	0,025	0,04		≤0,09 Cu; 0,037 As	45 MS 6	56
0,46	0,15	0,25				0,32						105
0,46	0,16	0,68	0,014	0,019	1,27	0,30	1,69	0,13			56NiCrMoV 7	67
0,46	0,28	0,77	0,016	0,025	1,06	0,22	0,15				SAE 4150	8, 166
0,46	0,19	0,80			0,13		0,17				SAE 1050	8, 169, 170
0,47	0,73	0,50			1,20	0,39		1,00	0,45		45CrVMoW 5 8	127
0,48	0,16	0,22	0,006	0,016	0,04	0,01	7,61					8, 193
0,48	0,34	0,40				0,23						105
0,48	0,25	0,86	0,023	0,021	0,98	0,04	0,18			0,09 Cu	En-18	8, 9, 48
0,48	0,59	1,30			0,54	0,01	0,06			0,025 Zr	NE 9650	8, 183
0,49					1,05							105
0,49										0,97 Co		105
0,49									0,45			105
0,49	0,33	0,41	0,017	0,009	1,87		2,97				NE 8949	3, 8
0,49	0,20	1,01			0,56	0,38	0,54					8, 169
0,50										1,05 Al		105
0,50					1,25			0,20	2,75			8, 50
0,50	≤0,01	≤0,001										8, 191
0,50	0,14	0,26					4,97					105
0,50	1,0	0,35	0,018	0,013	0,11	0,50	0,19					8, 31
0,50	0,27	0,42					3,08					105
0,50		0,73			0,04		3,92					8, 118
0,50		0,91									SAE 1050	8, 211
0,50	0,131	0,91										8, 54
0,50	0,19	0,95			1,03		0,22	0,20			SAE 6150	8, 169
0,50		1,25		0,08	0,65	0,18						8, 50
0,50	0,17	1,50			0,20	0,45	0,10					8, 169

% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% V	% W	Sonstiges %	Stahlbezeichnung	Schrifttums-hinweis
0,51						0,35	3,69					8, 191
0,51	0,16	0,21	0,005	0,016	0,04	0,01	10,11					8, 193
0,51	0,17	0,23	0,006	0,017	0,04	0,01	5,26					8, 193
0,51	0,16	0,25			1,55							105
0,51	0,33	0,32			3,15							105
0,51	1,66	0,69										105
0,51	0,27	0,72	0,021	0,020	0,94	0,05	0,15	0,20	0,11	0,15 Cu	En-47	8, 9
0,51	0,51	1,38	0,019	0,039	0,53	0,03	0,04				NE 9650	8, 181
0,51	0,03	4,12									4105	8, 103
0,52							2,11					8, 191
0,52	0,03	0,26	0,28									105
0,52	0,04	0,26						0,24				105
0,52	0,71	0,30			1,76				2,43		55 WCr 7	127
0,52	0,40	0,60	0,013	0,011	1,00	0,22	0,17	≤0,05		0,38 Cu; 0,060 As	50 CD 4	56
0,52		0,69	0,020	0,028							AISI 1050	8, 132
0,52	0,21	0,85			0,50	0,26	0,53				NE 8749	8, 169
0,52	0,30	1,18			0,13	0,30	0,16					8, 14
0,52		1,19			0,51	0,35	0,53				NE 8949	8, 181
0,52		3,23									3205	8, 103
0,53	0,27	0,30			1,04	0,16	3,30				50 NiCr 13	127
0,53	0,29	0,35				0,17						105
0,53	0,35	0,70	0,020	0,010	0,09	≤0,10	0,24	≤0,03		0,52 Cu; 0,049 As 0,012 Al	XC 55	56
0,53	0,05	4,05	0,03	0,03	0,04		0,04					8, 188
0,54	0,21	0,21				0,54						105
0,54	0,27	0,24				0,82						105
0,54	0,93	0,62			7,83				6,90			8, 169
0,54	0,28	0,64			0,77	0,34	1,75	0,06			55 NiCrMoV 6	127
0,54		0,66								0,2 U		8, 118
0,55						0,34	2,13					8, 191
0,55							3,78					8, 191
0,55					3,90	0,45		0,90				8, 50
0,55						0,35						8, 191
0,55	1,68	0,52	0,012	0,014	0,05	0,014	0,19	Sp.	1,96		2006	8, 103
0,55		0,61								0,20 Cu; 0,054 As; 0,05 Ti	55 S 7	56
0,55	0,34	0,66			1,03	0,52	1,71	0,06			56 NiCrMoV 7	127
0,55		0,80			1,10			0,14			50 CrV 4 ^s)	126
0,55	1,74	0,87	0,038	0,037							En-45	8, 9
0,55		1,89									1906	8, 103
0,56							4,89					8, 191
0,59						0,35	5,31					8, 191
0,59		0,30										8, 53
0,59	0,26	0,34			2,26		3,20				SAE 3360	8, 169
0,59	0,28	0,96			1,06	0,54		0,12				8, 135
0,60		2,04								0,0015 B		8, 26
0,60	0,26	0,39			2,22		3,29				13 B 21 carb.	8, 25
0,60	1,90	0,75			0,25	0,30					SAE 3360	8, 50
0,62	0,17	0,30			16,59							8, 169
0,63		5,05									5106	8, 103
0,64	0,22	0,68										7, 8
0,64	0,69	0,78			1,18			0,12			61 CrSiV 5	127
0,65	0,19	0,39	0,011	0,023	0,16	0,03	0,19					8, 166
0,65		1,32										8, 53
0,65	0,23	1,32	0,022	0,041								8, 175
0,68										7,4 Co		8, 89
0,68	0,22	0,34										105
0,68	0,19	0,48	≤0,025	≤0,020								8, 155
0,69	0,12	0,22	0,022	0,011	3,00							8, 140
0,70	0,26	0,33								2,97 Co		105

% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% V	% W	Sonstiges %	Stahlbezeichnung	Schrifttums-hinweis
0,70	≤1,00	≤1,00	<0,04	<0,03	17,00	≤0,75					REZISTAL 440 A	8, 50
0,71										1,95 Co		8, 89
0,71	0,32	0,26			4,04			1,13	18,09			8, 169
0,71	0,29	0,43								4,2 Co		8, 89
0,71	0,29	0,89			0,28	0,94	0,25					8, 169
0,72	0,43	0,23			4,04			1,24	18,38	4,72 Co		8, 171
0,72	0,39	0,27			4,09			1,25	18,59			8, 171
0,72	0,19	0,32			0,09	0,45	0,09					8, 13
0,72	0,23	0,35	0,018	0,010	0,94		1,75					8, 31
0,73					4,00			1,10	18,00			8, 50
0,73					4,00			2,00	14,00			8, 50
0,73	0,33	0,21	0,015	0,006	4,39	0,18		1,09	17,80			8, 79
0,74	0,25	0,34			1,43	0,23	0,21					8, 178
0,75					1,0		1,75					8, 69
0,75					4,00	0,75		1,15	18,00	5,00 Co		8, 50
0,75	0,27	0,50	0,007	0,020								8, 102
0,75		0,70			0,75	0,30	1,50					8, 50
0,75	0,33	0,70	0,017	0,016	0,17		0,20				En-42 XC 70	8, 9
0,75	0,24	0,75	0,012	0,010	0,06	≤0,10	0,43	≤0,03		0,56 Cu; 0,053 As		56
0,75		0,85			0,50							8, 50
0,76		0,27			2,06	0,25						8, 63
0,76	0,20	0,41	0,012	0,023	0,13	0,08	2,50			0,12 Cu		8, 90
0,76	0,26	0,42	0,006	0,026								8, 89
0,77	0,22	0,20	0,006	0,019	0,04	0,01	10,01					8, 193
0,77	0,29	0,70	0,011	0,029		0,15						8, 23
0,77	0,29	0,71	0,011	0,029		0,017						8, 23
0,77	0,28	0,72	0,011	0,029		0,52						8, 23
0,77		2,90									2908	8, 103
0,78	0,28	0,73	0,011	0,029		0,32						8, 23
0,79	0,22	0,21	0,008	0,016	0,04	0,01	7,53					8, 193
0,79	0,22	0,23	0,007	0,015	0,04	0,01	5,25					8, 193
0,79	0,21	0,76	0,026	0,030								8, 175
0,79	0,27	0,76	0,011	0,029		0,77						8, 23
0,80		0,45			1,52		3,33				3310 carb. 1321 carb.	8, 28
0,80		1,88										8, 26
0,80					4,00	0,75		2,00	14,00	5,00 Co		8, 50
0,80	0,27	0,23			4,07	6,09		1,65	5,70			8, 87
0,80	0,29	0,24			4,15	4,94		1,89	6,64			8, 25
0,80	0,28	0,52			0,07	0,03	5,00				SAE2512carb.	8, 27
0,80	0,30	0,90			0,09	0,44	0,16					8, 13
0,81	0,26	0,24	0,016	0,007	4,10	4,69		1,64	5,95			8, 79
0,81	0,31	0,41			4,11	4,27		1,51	5,46	5,22 Co		8, 169, 171
0,82	0,28	0,26			4,14	3,69		1,56	5,59			8, 169
0,82	0,23	0,32	0,011	0,027								201
0,83					4,15	5,00		1,90	6,40			8, 50
0,83					4,15	5,00		1,90	6,40	5,00 Co		8, 50
0,83	0,3	0,25			4,15	5,00		1,90	6,40			192
0,83	0,25	0,32			3,89	4,30		1,30	5,79			8, 169, 171
0,83	0,28	0,82			1,13	0,05	0,34					8, 177
0,84	0,22	0,53	0,033	0,049	0,09		0,12			0,12 Cu		8, 110
0,85					4,00	0,75		2,10	18,50			8, 50
0,85					4,00	8,00		1,90				8, 50
0,85	0,18	0,23			0,07		0,05					8, 170
0,85	0,35	0,34			1,48	0,13	0,50	0,19			85 Cr 7 En-44 T	127
0,85	0,20	0,64	0,034	0,027	0,02	0,01	0,09					119
0,85	0,26	1,18			0,50				0,44			8, 171
0,86	0,34	0,35	0,005	0,012	1,62	0,004	0,58	0,174		0,050 Cu; 0,030 As	100 CV 6	56

% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% V	% W	Sonstiges %	Stahlbezeichnung	Schrifttums-hinweis
0,86	0,38	0,66			1,21	0,50	2,47					8, 135
0,87	0,29	1,78	0,027	0,010	0,20	0,03	0,15					8, 31
0,88	0,41	0,41										8, 215
0,89	0,15	0,29										8, 215
0,89	0,19	0,39			1,58		4,00					8, 204
0,90	0,30	1,25			0,50				0,50			192
0,90		1,30			0,50				0,50			8, 50
0,91	0,29	1,21			0,55				0,49			8, 169
0,93	0,11	0,31	0,012	0,010	0,12	≤0,10	0,20	≤0,03		0,62 Cu; 0,056 As	XC 95	56
0,93	0,43	0,49			18,40	0,55						8, 169
0,93	0,23	1,17			0,54			0,14	0,77		95 WCrV 2	127
0,94	0,25	1,86						0,16			90 MnV 8	127
0,95								0,20				8, 50
0,95	0,20	0,25										8, 50
0,95	0,25	0,25										8, 50
0,95		0,45										8, 53
0,95	0,19	0,45	0,084	0,027								8, 89
0,95		0,48								0,95 Co		8, 53
0,95	0,25	0,48	0,038	0,024						0,95 Co		8, 89
0,96	0,32	0,55	0,013	0,012	0,11		0,08				En-44	8, 9
0,97					2,91							105
0,97	0,40	0,48			4,58	1,04		0,25				8, 171
0,97	0,32	0,72	0,012	0,020	0,80	0,26	1,54	0,027		0,06 Cu; 0,025 Al; 0,005 N ₂ ; 0,0006 B	SAE 43100	8, 109
0,98					0,99							105
0,98	0,35	0,40			1,43						100 Cr 6	127
0,98		0,49								1,98 Co		8, 53
0,98	0,24	0,49	0,041	0,024						1,98 Co		8, 89
0,99	0,32	0,82			4,78	1,04		0,23			100CrMoV 20	127
0,99		5,20									5210	8, 103
1,0												8, 110
1,00	0,25	0,20						0,25				192
1,00	0,27	0,30	0,013	0,003	1,71	0,042	0,21	0,01		0,14 Cu; 0,060 As; 0,02 Ti	100 C 6	56
1,00	0,25	0,30										8, 50
1,00		0,35			1,20	0,30						8, 50
1,00		0,40			5,25	1,15		0,40				8, 50,
1,0	0,3	0,4			1,4		0,2					192
1,00	≤1,00	≤1,00	<0,04	<0,03	18,00	0,55		0,15			SAE 52100 REZISTAL 440 BM	8, 69
1,0		2,04								0,0015 B	13 B 21	8, 50
1,01	0,30	0,50			1,21							8, 26
1,02	0,35	0,33	0,020	0,012	2,9							8, 171
1,02	0,35	0,33	0,016	0,011	8,8							8, 139
1,02		2,41										8, 139
1,03	0,19	0,98			1,03						2410	8, 103
1,04	0,35	0,18	0,01	0,01	4,0				1,68		105 WCr 6	127
1,04	0,33	0,35			1,35		0,10					8, 139
1,04	0,30	0,42				0,32					SAE 52100	8, 169
1,04	0,15	1,02			0,56						105 MnCr 4	105
1,05	0,20	0,25										127
1,05	0,35	0,31	0,017	0,012	5,7							8, 50
1,05	0,20	0,35										8, 139
1,08	0,25	0,53	0,022	0,015	1,46	0,06	0,33	0,025	0,11	0,09 Cu	En-31	8, 50
1,10	0,50	0,30			0,25							8, 9,48
1,12	0,24	0,51	0,009	0,016			5,36					8, 50
1,12	0,28	0,55	0,007	0,014			3,56					8, 102
												8, 102

% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% V	% W	Sonstiges %	Stahlbezeichnung	Schrifttumshinweis
1,13	0,24	0,59	0,006	0,018								8, 102
1,14	0,16	0,22										8, 171
1,15	0,28	0,76	0,011	0,029		0,53						8, 23
1,16	0,21	0,27			0,11		0,08					8, 170
1,16	0,29	0,75	0,011	0,029		0,15						8, 23
1,17	0,22	0,21	0,009	0,019	0,04	0,01	10,30					8, 193
1,18	0,22	0,22	0,008	0,016	0,04	0,01	7,64					8, 193
1,18	0,28	0,75	0,011	0,029			0,78					8, 23
1,18	0,29	0,76	0,011	0,029			0,009					8, 23
1,19	0,28	0,77	0,011	0,029			0,33					8, 23
1,2	0,28	0,52			0,07	0,03	5,0				SAE 2512 carb.	8, 27
1,2		1,88									1321 carb.	8, 26
1,2		2,04								0,0015 B	13 B 21 carb.	8, 26
1,26	0,23	0,21	0,009	0,019	0,04	0,01	5,30					8, 193
1,28	0,37	0,29	0,019	0,017	2,9							8, 140
1,30									3,50			8, 50
1,32	0,40	0,28			0,22		0,13		3,51			8, 169
1,32	0,50	0,28			0,22				3,51			8, 171
1,35	0,28	0,52	0,006	0,017								8, 102
1,50					11,50	0,80		0,20				8, 50
1,50	0,30	0,25			11,5	0,80		0,20				192
1,50	0,36	0,30			11,00	0,74		0,23				8, 25
1,54	0,26	0,43			1,52			0,13			145 Cr 6	127
1,55	0,45	0,27			11,34	0,53		0,24				8, 25, 171
1,78	0,25	0,27	0,025	0,010	11,70	0,61	0,35	0,09	0,63		Z 200 C 12	56
1,94	0,33	1,01			2,02						200 Cr 8	127
2,02	0,52	0,39			12,39						210 Cr 46	127
2,25					11,50	0,80		0,20				8, 50

Stahlguß-Werkstoffe

0,26	0,72	0,62	0,028	0,007	5,17	0,46	0,32					8, 85
0,28	0,41	0,69	0,043	0,028	0,12	0,03	3,30				2330	8, 65
0,28	0,47	0,70			5,25	0,62				0,05 Al		8, 77
0,30	0,46	0,75	0,026	0,040							1030	8, 65
0,30	0,47	0,78	0,041	0,031			3,65				2330	8, 145
0,30	0,45	0,80	0,043	0,033	0,92						5130	8, 145
0,30		1,52			0,66	0,55	1,11					8, 185
0,30		1,54			2,05	0,43	0,97					8, 185
0,30		2,02			0,66	0,55	1,11					8, 185
0,30		2,50			2,05	0,43	0,97					8, 185
0,30	0,47	0,77	0,012	0,031	1,01						5130	8, 145
0,30	0,48	0,80	0,013	0,032			3,49				2330	8, 145
0,31		2,02			0,66	0,55	1,11					8, 185
0,31		2,02			0,66	0,55	1,80					8, 185
0,32	0,36	0,54	0,034	0,021	0,75	0,27	0,07				4130	8, 65
0,33	0,41	0,69	0,043	0,028	0,72	0,28	1,41				4330	8, 65
0,33		1,49			0,67	0,50	2,07					8, 185
0,33		1,49			0,67	0,95	2,07					8, 185

Grauguß-Werkstoffe

2,5	2,5	0,85	0,10	0,10		0,04	0,06					8, 71
2,5	2,5	0,85	0,10	0,10		0,1	1,0					8, 71
2,5	2,5	0,85	0,10	0,10		0,3	1,0					8, 71
2,5	2,5	0,85	0,10	0,10		0,5	1,0					8, 71
2,5	2,5	0,85	0,10	0,10		1,0	1,0					8, 71
2,5	2,5	0,85	0,10	0,10		0,5	2,0					8, 71
2,5	2,5	0,85	0,10	0,10		1,0	2,0					8, 71
2,5	2,5	0,85	0,10	0,10		0,5	3,0					8, 71
2,5	2,5	0,85	0,10	0,10		1,0	3,0					8, 71
2,5	2,5	0,85	0,10	0,10		0,5	4,0					8, 71

% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% V	% W	Sonstiges %	Stahlbezeichnung	Schrifttums-hinweis
2,5	2,5	0,85	0,10	0,10		1,0	4,0					8, 71
2,5	2,5	0,85	0,10	0,10		0,5	5,0					8, 71
2,5	2,5	0,85	0,10	0,10		1,0	5,0					8, 71
2,9	2,1											163
2,9	2,1					0,5						163
2,93	1,89	0,74	0,218	0,062		0,513						8, 160
2,97	2,00											8, 157
2,97	2,00									0,02/0,03 Al		8, 157
2,97	2,02	0,82	0,30	0,08								8, 186
3,0	2,2	0,4	<0,12	<0,12								209
3,0	2,2	0,4	<0,12	<0,12			0,25					209
3,0	2,2	0,4	<0,12	<0,12		0,5	1,0					209
3,0	2,2	0,4	<0,12	<0,12		0,5	1,0				4)	209
3,0	1,85	0,73	0,216	0,072		0,249						8, 160
3,04	1,83	0,72	0,212	0,072		0,149						8, 160
3,12	1,91	0,76	0,210	0,068		0,086						8, 160
3,14	2,15	0,81	0,219	0,064								8, 160
3,63	1,75	0,53	0,56	0,10								8, 96
3,68	1,20	0,37	0,28	0,10			2,03					8, 96

4) Sphärolitisches Gußeisen.

Nachtrag zum Textteil

Die Stähle mit höheren Gehalten an sonderkarbidbildenden Legierungselementen, vor allem an Chrom, Molybdän, Vanadin und Wolfram, deren Schaubilder in den beiden Ergänzungen zum Tafelteil nachgeliefert worden sind, zeigen gegenüber den früher herausgegebenen, niedriger legierten Stählen einige kennzeichnende Unterschiede in ihrem Härtings- und Umwandlungsverhalten. Diese Unterschiede sind im Textteil, der in Zusammenhang mit den niedriger legierten Stählen veröffentlicht worden ist, noch nicht beschrieben. Im folgenden soll dieser Teil in dem dadurch notwendigen Umfang ergänzt werden.

Härtungsverhalten

Bei den höher legierten Stählen ist eine Kennzeichnung der Härbarkeit durch den Stirnabschreckversuch nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650 (siehe I-111) nicht mehr möglich. Die bei diesem Versuch erzielten Abkühlungsgeschwindigkeiten sind auch am nicht abgeschreckten Probenende noch so hoch, daß der angestrebte kennzeichnende Härteabfall über die Probenlänge infolge der Umwandlungsträgheit dieser Stähle im allgemeinen nicht erreicht werden kann. In gewissen Grenzen lassen sich jedoch die Abkühlungsvorgänge des Prüfverfahrens zu niedrigeren Geschwindigkeiten erweitern, wenn die Probenmasse durch Aufsetzen einer Kappe nach Bild 59 vergrößert wird⁵⁹⁾ oder die Abkühlung des Probenendes in einem Ofen erfolgt. Im ersten Falle werden beispielsweise die Abkühlungsvorgänge, die, ausgedrückt durch die Abkühlungszeit von 800 bis 500°, bei der Versuchsdurchführung nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650 den Bereich bis 150 s überdecken, auf über 400 s ausgedehnt. Entsprechend dieser Ausdehnung der Abkühlungsvorgänge wird eine sinnvolle Anwendung des Stirnabschreckversuches auch für einen Teil der höher legierten Stähle möglich.

In Bild 022 des Deckblattes II-02 sind die Abkühlungszeiten, die bei der Versuchsdurchführung nach Prüfblatt 1650 einerseits und der Anordnung mit vergrößerter Probenmasse andererseits erzielt werden, in Abhängigkeit vom Abstand von der abgeschreckten Stirnfläche für Austenitisierungstemperaturen zwischen 800 und 1100° dargestellt. Zur Anwendung dieses Deckblattes wird in Blatt II-00 eine kurze Anweisung gegeben*.

Für die Werkzeugstähle wird die Überhitzungsempfindlichkeit durch Härte-Härte-temperatur**, das Anlaßverhalten durch Härte-Anlaßtemperatur-Schaubilder** und mit Ausnahme der Schnellarbeitsstähle durch die Härtekurven der angelassenen Stirnabschreckproben beschrieben.

Umwandlungsverhalten

Die höher mit sonderkarbidbildenden Elementen legierten Stähle sind im allgemeinen übereutektoidisch, teilweise auch ledeburitisch. Die ledeburitischen, d. h. unter- oder übereutektischen Legierungen (vgl. z.B. die Schnellarbeitsstähle in den Tafeln II-261 bis II-265),

* Bei einigen Stählen konnten für die Stirnabschreckversuche aus dem angelieferten Stangenmaterial nur Proben von 18,5 mm Dmr hergestellt werden. Die sich daraus ergebenden veränderten Abkühlungszeiten sind in der Darstellung der betreffenden Stirnabschreckhärtekurven am oberen Bildrand angegeben.
**) Die Haltezeit auf Härtetemperatur ist gleich der in den ZTU-Schaubildern. Die Härtewerte sind aus den Meßergebnissen über den Probenquerschnitt gemittelt.

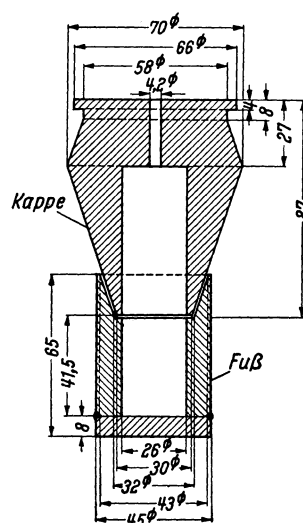


Bild 59

enthalten beim Austenitisieren unter allen Bedingungen neben dem Austenit ungelöste Karbidteilchen, in den ZTU-Schaubildern mit A + K beschrieben. In den übereutektoidischen Stählen bleiben Karbidbestandteile nur dann ungelöst zurück, wenn die Austenitisierungstemperatur in einem heterogenen Phasenraum liegt oder wenn während der angewendeten Haltezeit das Gleichgewicht zwischen Austenit und Karbid nicht eingestellt wird. Unter den technischen Austenitisierungsbedingungen wird die Einstellung des Gleichgewichts im allgemeinen nicht erreicht⁶⁰). Die übereutektoidischen Stähle zeigen daher nach technisch üblicher Austenitisierung in den meisten Fällen noch ungelöste Karbidteilchen. Selbst untereutektoidische Stähle (vgl. die Einsatzstähle in den Tafeln II-122 und II-123) können unter diesen Ungleichgewichtsbedingungen noch in einem heterogenen Zustand Austenit + Karbid vorliegen.

Der Austenitzerfall sollte bei den ledeburitischen und übereutektoidischen Stählen mit einer voreutektoidischen Karbidausscheidung (K) beginnen. Als Folge des erwähnten Ungleichgewichts wird diese Reaktion jedoch häufig unterdrückt, es kann sogar bei den schwach übereutektoidischen Stählen zu einer voreutektoidischen Ferritbildung kommen⁶⁰).

Beim weiteren Zerfall des Austenits in der Perlitstufe können außer Ferrit und Perlit, wie sie bei den niedriger legierten Stählen auftreten, noch andersartige Gefüge gebildet werden⁶¹). So beobachtet man bei einigen Stählen mit niedrigen Kohlenstoffgehalten aus der Gruppe der warmfesten Stähle die Bildung einer Ferritphase, die übersättigt bis auf Raumtemperatur unterkühlbar ist. Die Übersättigung ist dabei kurz unterhalb der Bildungstemperatur bereits so groß, daß bei langem Halten im isothermischen Versuch bzw. kleinen Abkühlungsgeschwindigkeiten bei kontinuierlicher Abkühlung Sonderkarbide, wie die voreutektoidischen Karbidteilchen mit K bezeichnet, ausgeschieden werden können.

Neben dem Perlit, der aus Ferrit und Zementit aufgebaut ist, können perlitähnliche Gefüge, in den ZTU-Schaubildern wie der Perlit mit P bezeichnet, auftreten, bei denen das Sonderkarbid von der Struktur $M_{23}C_6$ in der kennzeichnenden lamellaren Gefügebildung vorliegt⁶¹). Weiterhin werden häufig nichtlamellare Eutektoide (F + K) gebildet, an denen andere Sonderkarbide beteiligt sind⁶¹). Die Verteilung dieser Sonderkarbide in der gleichzeitig entstehenden Ferritphase kann im Anfang der Umwandlung bzw. bei hohen Abkühlungsgeschwindigkeiten so fein sein, daß diese Eutektoide lediglich durch eine mehr oder weniger starke, gelbliche bis bräunliche Tönung vom Ferrit zu unterscheiden sind. Die Karbidphase wird als gesonderter Bestandteil erst sichtbar, wenn sie koaguliert ist. An der Bildung der beschriebenen Eutektoide können auch verschiedene Karbidstrukturen nebeneinander beteiligt sein. Häufig treten die zwei- und mehrphasigen Eutektoide zeitlich nacheinander auf. Das perlitartige Gefüge kann sowohl am Beginn als auch gegen Ende des eutektoidischen Zerfalls gebildet werden.

Bei einigen Stählen aus der Gruppe der Werkzeugstähle erfolgt die Martensitbildung nicht mehr in einem gleichmäßigen Ablauf, sondern in zwei voneinander abgesetzten Temperaturstufen⁶⁰). Dieser stufenweise Ablauf steht mit Inhomogenitäten des Austenits in Zusammenhang, die entweder bereits nach der Austenitisierung vorliegen oder während der Abkühlung durch sekundäre Karbidausscheidungen entstehen können. In beiden Fällen entspricht die erste Stufe im Ablauf der Martensitbildung der Umwandlung von an Kohlenstoff und Legierungselementen ärmeren Austenitbereichen, während die zweite Stufe die Umwandlung von höher legierten Bereichen anzeigt. Sind die Inhomogenitäten bereits nach der Austenitisierung vorhanden, so sind beide Stufen von der Abkühlungsgeschwindigkeit unbeeinflusst. Entstehen sie durch sekundäre Karbidausscheidung, so wird bevorzugt die erste Stufe mit abnehmender Abkühlungsgeschwindigkeit und zunehmender Menge sekundärer Karbidbestandteile zu höheren Temperaturen verschoben.

Darstellung der Ergebnisse in den ZTU-Schaubildern

Die Gleichgewichtstemperaturen der eutektoidischen und übereutektoidischen Stähle sind mit Ac_{1b} für den Beginn und Ac_{1e} für das Ende der Austenitbildung bei der Auflösung der Eutektoide bezeichnet.

Bei den Schnellarbeitsstählen ist die Erwärmungs- und Haltezeit auf Austenitisierungstemperatur als Summe, wie üblich mit Tauchzeit bezeichnet, angegeben.

Die Abkühlungskurven in den ZTU-Schaubildern für kontinuierliche Abkühlung werden von der Temperatur an gezeichnet, bei der Phasenänderungen des Austenits beginnen können. Bei den Baustählen ist dies die A_3 -Temperatur. In den übereutektoidischen und ledeburitischen Stählen können bereits unmittelbar bei Beginn der Abkühlung von Austenitisierungstemperatur Phasenänderungen in Form von Karbidausscheidungen stattfinden. Aus diesem Grunde werden hier die Abkühlungskurven im allgemeinen nicht von der Gleichgewichtstemperatur Ac_{1e} an dargestellt, sondern von der technischen Austenitisierungstemperatur. Die Abkühlungszeiten werden von dieser Temperatur ab gezählt.

Eine vergleichende Auswertung kontinuierlicher ZTU-Schaubilder kann nur dann unmittelbar durchgeführt werden, wenn die Ausgangstemperatur (Austenitisierungs- bzw. Ac_3 -Temperatur) für die Aufzeichnung der Abkühlungskurven bzw. für die Zählung der Abkühlungszeiten annähernd gleich ist. Ist diese Bedingung nicht erfüllt, so ergeben sich für den gleichen Abkühlungsvorgang so große zeitliche Verschiebungen und dementsprechende Differenzen in den Abkühlungszeiten, daß ein Vergleich der Schaubilder nur nach Berücksichtigung dieser zeitlichen Verschiebungen vorgenommen werden kann. Für diesen Zweck ist das Bild 023 im Deckblatt II-02 angelegt worden.

Der stufenweise Ablauf der Martensitbildung ist durch eine zusätzliche doppeltstrichpunktierte Linie (---) kenntlich gemacht. Bei Verlauf unterhalb M_s weist diese Linie auf die Inhomogenitäten des Austenits am Ende der Austenitisierung hin, bei Verlauf oberhalb M_s auf die Inhomogenitäten, die durch voreutektoidische Karbidausscheidungen verursacht sind.

Bei den Werkzeugstählen ist in den isothermischen ZTU-Schaubildern als zusätzliche Kennzeichnung des Austenitisierungszustandes am Koordinatenanfangspunkt der Härtewert aus dem Härte-Härtetemperatur-Schaubild für die betreffende Austenitisierungstemperatur angegeben.

Die Prozentangabe der Gefügeanteile bezieht sich immer auf den austenitischen Mischkristall als die umwandlungsfähige Phase. Dies ist besonders zu beachten bei den Werkzeugstählen mit hohen Gehalten an Karbidbestandteilen, die bei der Austenitisierung nicht aufgelöst worden sind.

Nachtrag zum Verzeichnis des Schrifttums über Umwandlungsschaubilder

217. ABE, K., u. R. R. HASIGUTI: Das Umwandlungsverhalten von Wälzlagerstählen. *Tetsu to Hagané* 42 (1956) S. 1123/27.
218. AMMARELLER, S., u. P. OPEL: Beschleunigung der Austenit-Perlit-Umwandlung eines Einsatzstahles mit 2% Cr und 2% Ni durch Zusatz von Vanadin. *Stahl u. Eisen* 75 (1955) S. 65/69.
219. APBLETT, W. R., L. K. POOLE u. W. S. PELLINI: Gefügeumwandlung bei kontinuierlicher Abkühlung in der wärmebeeinflussten Zone von Schweißungen. *Weld. Res. Counc.* 1953, S. 421/30.
220. Atlas of isothermal transformation diagrams. 2. ed. London 1956. (Spec. Rep. Iron Steel Inst. No. 56.)
221. BAILEY, E. F., u. W. J. HARRIS: Austenitzerfall im Schweißgut von kohlenstoffarmem Ni-Mo-Stahl. *Weld. Res. Counc.* 1953, S. 134/38.
222. BLICKWEDE, D. J.: Wärmebehandlungsschaubild für AISI 4024. *Metal Progr.* 71 (1957) Nr. 6, S. 96B.
223. BLICKWEDE, D. J., u. R. C. HESS: Schaubilder zur Ermittlung des Gefüges von legierten Stählen nach dem Härten. *Metal Progr.* 71 (1957) Nr. 3, S. 97B u. 97/103.
224. BLICKWEDE, D. J., u. R. C. HESS: Das Umwandlungsverhalten einiger legierter Vergütungsstähle. *Trans. Amer. Soc. Metals* 49 (1957) S. 427/48.
225. CADEK, J.: Über zwei Typen der perlitischen und ferritischen Reaktion in legierten Stählen. *Hutn. Listy* 10 (1955) S. 409/14.
226. CADEK, J.: Der isothermische Zerfall von Austenit in mit Wolfram legierten Stählen. *Hutn. Listy* 10 (1955) S. 587/95.
227. CADEK, J.: Isothermischer Zerfall von Austenit in wolframlegierten Stählen. *Hutn. Listy* 11 (1956) S. 409/19.
228. CALVO RODES, R.: Die theoretischen Grundlagen des Zerfalls von Austenit. *Inst. Hierro Acero* 6 (1953) S. 183/209.
229. CASADIO, M.: Ermittlung von ZTU-Kurven bei der Austenitumwandlung. *Metallurg. Ital.* 45 (1953) S. 163/65.
230. COLLETTE, G., C. CRUSSARD, A. KOHN, J. PLATEAU, G. POMEY u. M. WEISZ: Untersuchung über die Austenitumwandlung im Mangan-Hartstahl. *Rev. Métallurg., Mém.*, 54 (1957) S. 433/86.
231. CONSTANT, A.: Aufzeichnung von Umwandlungskurven bei kontinuierlicher Abkühlung. *Circ. Inform. techn.* 13 (1956) S. 1625/35.
232. CORBETT, R. B., J. A. SUCCOP u. A. FEDUSKA: Ferritische Mo-Warmarbeitsstähle. *Trans. Amer. Soc. Metals* 46 (1954) S. 1599/618.
233. COTTRELL, C. L. M.: Schweißbarkeit eines C-Mn-Stahles. *Brit. Weld. J.* 2 (1955) S. 75/80.
234. COTTRELL, C. L. M.: Einfluß des Wasserstoffgehaltes eines Mn-Mo-Stahles auf sein Umwandlungsschaubild für kontinuierliche Abkühlung. *J. Iron Steel Inst.* 176 (1954) S. 273/82.
235. DAVENPORT, E. S.: Umwandlungsvorgänge in eutektoidischem Cr-Mo-Ni-Stahl. *J. Metals, Trans.*, 9 (1957) S. 677/88.
236. DELBART, G., u. A. CONSTANT: *Courbes de Transformation*. Publication de l'IRSID, St. Germain-en-Laye 1956.
237. DRAPAL, St.: Einfluß von Si und Cr auf die Austenitumwandlung in der Perlitstufe bei kontinuierlicher Abkühlung von Gußeisen mit Kugelgraphit. *Hutn. Listy* 12 (1957) S. 1087/94.
238. EEGHEM, J. VAN, J. VIDTS u. A. DE SY: Umwandlungsschaubilder und Wärmebehandlung von legierten Gußeisensorten. *Fonderie* Nr. 101, 1954, S. 3973/89.
239. GILLAM, E., u. D. G. COLE: Vervollständigung von ZTU-Schaubildern unterhalb der M_s -Temperatur. *Iron & Steel* 26 (1953) S. 471/74.
240. GREULICH, E.: Untersuchungen über die isothermischen ZTU-Schaubilder und die Abschreckhärbarkeit von Stählen. *Arch. Eisenhüttenwes.* 28 (1957) S. 91/100.
241. GROSSMANN, M. A.: *Elements of Hardenability*. Cleveland/Ohio 1952. S. 57/59 u. 118/19.

242. GULJAJEW, A. P., u. N. A. MALININA: Umwandlungsverhalten und zweckmäßige Wärmebehandlung eines Schnellarbeitsstahles. *Metallowedeniye Obrabotka i Metall* 1956 S. 2/8.
243. HODGE, J. H., u. L. C. BIBBER: Niedrig legierter Stahl für Druckbehälter. *Iron & Steel* 29 (1956) S. 551/55.
244. HUGO, J. P., u. J. H. WOODHEAD: Zusammenhang zwischen Festigkeitseigenschaften und Gefüge einiger 3%iger Nickelstähle. *J. Iron Steel Inst.* 186 (1957) S. 174/88.
245. IMAI, Y., u. Sh. O'HARA: Wärmebehandlung einer Schmiedestahlwalze. *Sci. Rep. Res. Inst. Tôhoku Univ., Ser. A*, 7 (1955) S. 469/81.
246. *Inst. Hierro Acero* 6 (1953) Beil. Nr. 20.
247. *Inst. Hierro Acero* 6 (1953) Beil. Nr. 21.
248. *Inst. Hierro Acero* 6 (1953) Beil. Nr. 22.
249. *Inst. Hierro Acero* 6 (1953) Beil. Nr. 23.
250. *Inst. Hierro Acero* 7 (1954) Beil. Nr. 24.
251. *Inst. Hierro Acero* 7 (1954) Beil. Nr. 25.
252. IRVINE, K. J., u. F. B. PICKERING: Austenitischer Manganstahl. Einfluß der Wärmebehandlung auf metallographische und mechanische Eigenschaften. *Iron & Steel* 29 (1956) S. 135/39.
253. KO, T.: Bildung von Bainit in Stahl mit rd. 0,30% C und 3,5% Ni. *J. Iron Steel Inst.* 175 (1953) S. 16/18.
254. KRAINER, H., M. KRONEIS u. R. GATTRINGER: Umwandlungsverhalten und Schlagzähigkeit von Einsatzstählen. *Arch. Eisenhüttenwes.* 26 (1955) S. 131/40.
255. MALKIEWICZ, T.: Einfluß einer Warmverformung auf die Austenitumwandlung in Cr-Ni-Mo-Stahl. *Hutnik* 24 (1957) S. 427/36.
256. MAYER, G., u. R. H. HICKLEY: Das isothermische Umwandlungsverhalten von aufgekohltem Ni-Mo-Stahl mit 2% Ni. *Metallurgia* 52 (1955) S. 236/39.
257. MAYER, G.: Isothermische und kontinuierliche ZTU-Schaubilder von Stählen. *Metal Treatm. Drop Forg.* 23 (1956) S. 451/56.
258. MAYER, G.: Isothermische und kontinuierliche ZTU-Schaubilder von Stählen. *Metal Treatm. Drop Forg.* 23 (1956) S. 495/98.
259. MEYNET, G.: Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf die ZTU-Schaubilder von Stählen der Klasse CD 4. *Rev. Métallurg., Mém.*, 51 (1954) S. 365/79.
260. MOLINDER, G.: Restaustenitstabilisierung beim Härten von Stahl. *Värmländska Bergmannaför. Ann.* 1952, S. 89/119.
261. MOORE, P. T.: Anisothermischer Zerfall von Austenit in einem mittellegierten Stahl. *J. Iron Steel Inst.* 177 (1954) S. 305/11.
262. MOTZ, J.: Die Kohlenstoffauflösung im Austenit von Gußeisenlegierungen und ihre Bedeutung für die Wärmebehandlung. *Gießerei, techn.-wiss. Beih.* Nr. 18, 1957, S. 943/53.
263. OSBOEN, C. J.: ZTU-Schaubilder für einen Cr-Si-Stahl. *Australasian Eng.* 48 (1956) S. 63/64.
264. PENEDO, S. F.: Umwandlungsverhalten eines Cr-V-Federstahles. *Inst. Hierro Acero* 7 (1954) S. 451/63.
265. PETER, W., u. W. MATZ: Das Umwandlungsverhalten von Stählen mit 12 bis 14% Cr. *Arch. Eisenhüttenwes.* 28 (1957) S. 807/23.
266. PORTEVIN, A., A. CONSTANT u. G. DELBART: Bedingungen zur Bildung von Widmannstätten-schem Gefüge bei untereutektoidischem Stahl. *C. R. hebd. Séances Acad. Sci.* 239 (1954) S. 209/12.
267. POUILLARD: Grundlagen für die Wahl von Stählen für große Schmiedestücke. *Journées de la Grosse Forge. Paris* 1952. S. 159/97.
268. SESTAK, B.: Beitrag zur Untersuchung von Austenitumwandlungen bei langsamer Abkühlung. *Hutn. Listy* 11 (1956) S. 299/307.

269. SLATTENSHECK, A.: Die Wärmebehandlungsverfahren zum Oberflächenhärten von Stahl. Härtereitechn. Mitt. 5 (1950) S. 109/52.
270. STEFEC, R.: Umwandlungsschaubilder einiger tschechoslowakischer Stähle. Hutn. Listy 8 (1953) S. 461/64.
271. STEININGER, Z.: Einfluß der Legierungszusätze auf die Eigenschaften patentierter Stahldrähte. Hutnik 22 (1955) S. 306/13.
272. STEVEN, W., u. G. MAYER: ZTU-Schaubilder von Stählen für kontinuierliche Abkühlung. J. Iron Steel Inst. 174 (1953) S. 33/45.
273. STEVEN, W., u. G. MAYER: Kontinuierliche ZTU-Schaubilder für Stähle. Iron & Steel 27 (1954) S. 317/21.
274. STEVEN, W., u. A. G. HAYNES: Temperaturen der Martensit- und Zwischenstufenumwandlung von Cr-Ni-Mo-Vergütungsstählen. Iron & Steel 29 (1956) S. 634/38; J. Iron Steel Inst. 183 (1956) S. 349/59.
275. STEVEN, W., u. D. R. THORNEYCROFT: Abhängigkeit des Umwandlungsverhaltens von Cr-Ni-Mo-Stahl von der Probenahme. J. Iron Steel Inst. 187 (1957) S. 15/31.
276. STUHLMANN, W.: Die Aussage der ZTU-Schaubilder für den Härtereingenieur. Härtereitechn. Mitt. 6 (1950) Nr. 4, S. 31/48.
277. SY, A. DE: TTT-Diagramme tragen zum Verständnis des Mechanismus der isothermischen Umwandlung bei. Gießerei 41 (1954) S. 589/93.
278. SY, A. DE, u. J. VAN EEGHEM: Untersuchung der isothermischen Umwandlung des mit Cu-Cr und Ni-Cr und 0,5% Mo legierten Gußeisens. Gießerei 44 (1957) S. 189/99.
279. TAYLOR-GILL, A. P. T.: Wärmebehandlung und Gefüge von Werkzeugstählen. Iron & Steel 30 (1957) S. 631/35; Iron & Steel 31 (1958) Nr. 19/24.
280. VANA, J.: Umwandlungsverhalten legierter tschechoslowakischer Baustähle. Hutn. Listy 13 (1958) S. 308/13.
281. WYSS, U.: Die ZTU-Schaubilder der Stähle und ihre Bedeutung für das Planen von Wärmebehandlungen. Berlin 1952. (Metallkundliche Berichte. Bd. 34.)
282. YAMANAKA, N., u. K. KUSAKA: Einfluß des C-, Ni-, Co-, W-, Mo-Gehalts auf die Eigenschaften von Warmarbeitsstählen mit 9% W und 2,5% Cr. Tetsu to Hagané 44 (1958) S. 46/52.
283. CHAPMAN, R. D., u. W. E. JOMINY: Eine Methode zur Bestimmung des Umwandlungsverhaltens von Stählen bei kontinuierlicher Abkühlung. Trans. Amer. Soc. Metals 47 (1954) Preprint Nr. 33, S. 1/16.
284. DELBART, G.: Borstähle. Centre de Perfectionnement Technique. Fascicule No. 3013. 21. 5. 1953.
285. FOLKHARD, E.: Die Entwicklung und der heutige Stand des schweißbaren St 52. Schweizer Archiv 21 (1955) S. 183/98.
286. GUDTSOV, N. T., u. T. N. NAZAROVA: Einfluß des Bors auf die Kinetik der Austenitumwandlung im Stahl. Izvestija Akademii Nauk SSSR, Otd. Tekh. Nauk, 1950, S. 386/93.
287. KAWAI, T., R. INOUE u. K. OGAWA: Untersuchung von Borstählen. Tetsu to Hagané 39 (1953) S. 602/09.
288. LIEDHOLM, C. A.: Untersuchung der Umwandlungsvorgänge bei kontinuierlicher Abkühlung. Trans. Amer. Soc. Metals 38 (1947) S. 180/208.
289. METT, B. YU.: Der Einfluß des Mo auf die Kinetik des isothermischen Austenitzerfalls. Doklady Akademii Nauk SSSR 68 (1949) S. 681/84.
290. MOLINDER, G.: Isothermische ZTU-Schaubilder für einige genormte schwedische Werkzeugstähle. Jernkontorets Tekniska Råd 18 (1954) S. 263/90.
291. WYSS, U.: Einfluß des bainitischen Gefüges auf die mechanischen Eigenschaften eines warmfesten Cr-Mo-Vergütungsstahles. Schweizer Archiv 15 (1949) S. 365/74.

**Nachtrag zum Verzeichnis der im Schrifttum über Umwandlungsschaubilder
(S. 68) angegebenen Stähle, nach dem Kohlenstoffgehalt geordnet**

% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% V	% W	Sonstiges	Stahl- bezeichnung	Schrift- tuma- hinweis
0,06		0,43										7,271
0,07	0,30	0,21			12,30		0,09					265
0,08	0,45	1,05	0,014	0,015	0,20	0,75	2,00	0,25				221
0,08	0,16	0,29	0,007	0,035	0,08	0,02	2,06			0,060 As; 0,13 Cu	10 N 8	236
0,10	0,26	0,50				2,95						232
0,10	0,32	0,48	0,020	0,010	0,78	0,13	2,85					249
0,10	0,26	0,33	0,010	0,005	0,68	0,19	3,02			0,056 As; 0,14 Cu	10 NC 12	236
0,11	0,09	0,38	0,026	0,010	1,33	0,07	4,15				En 39 A core	220
0,11	0,45	0,49	0,012	0,005	12,0	0,02	0,13	0,02	0,06	0,055 As; 0,07 Cu	Z 12 C 13	236
0,11	0,21	0,36	0,010	0,028	0,28	0,09	2,89				En 33 core	220
0,11	0,13	0,38	0,023	0,016	0,87	0,08	3,26				En 36 core	220
0,13	0,52	0,33			12,5		0,12					265
0,13	0,33	0,35	0,008	0,015	0,86	0,08	3,42			0,057 As; 0,16 Cu	12 NC 15	236
0,14	0,28	0,36			0,68		3,18					7,254
0,14	0,19	0,46	0,006	0,009	1,11	0,12	3,55				En 36 core	220
0,15					1,12	1,05	0,80					281
0,15	0,20	0,38	0,027	0,018	1,16	0,17	4,33				En 39 B core	220
0,15	0,35	0,32	0,016	0,005	0,84	0,14	3,09			0,048 As; 0,12 Cu	14 NC 12	236
0,15	0,26	0,53	0,020	0,013	1,04	1,05	0,11	0,25		0,053 As; 0,15 Cu	15 CDV 04-10	236
0,15	0,35	1,10										219
0,15	0,26	0,92	0,014	0,020	0,50	0,46	0,88	0,06		0,0031 B; 0,32 Cu		243
0,15	0,26	0,72			1,12	1,05	0,80					291
0,15	0,01	0,37									St 37	285
0,16	0,28	0,49			1,86		1,68	0,09				218
0,16	0,30	0,55	0,020	0,013	1,56		1,52					240
0,16	0,16	0,44	0,011	0,029	0,09	0,28	1,90			0,22 Cu		256
0,16	0,20	0,46	0,008	0,013	1,02	0,26	3,02			0,055 As; 0,12 Cu	16 NCD 13	236
0,16	0,18	0,53	0,022	0,011	0,26	0,25	1,56				En 34 core	220
0,17	0,31	1,10	0,018	0,018	0,87							240
0,17	0,35	0,56			1,84		2,05					218
0,17	0,26	0,47			1,88	0,03	1,55	0,10				218
0,17	0,22	0,88	0,019	0,016	0,59	0,05	0,86				En 351 core	220
0,17	0,28	0,68	0,022	0,011	0,49	0,13	1,13			0,050 As; 0,10 Cu	16 NCD 5-02	236
0,18	0,46	1,37	0,036	0,035	1,55			0,27				240
0,18	0,34	0,41	0,018	0,011	1,50	0,11	4,27		0,81		Poldi Hor	280
0,18	0,26	0,93	0,016	0,008	1,11	0,11	1,34				En 353 core	220
0,19	0,25	0,50			1,85		1,70	0,13				218
0,19	0,21	0,90	0,017	0,015	1,08	0,18	1,87				En 354 core	220
0,20	0,37	0,49			1,90		1,57	0,10				218
0,20		1,30				0,25						234
0,20	0,23	0,61	0,015	0,011	1,65	0,19	2,00				En 355 core	220
0,20	0,15	0,71	0,032	0,018	0,80	0,05	1,13				En 352 core	220
0,20	0,30	0,72	0,010	0,010	0,79	0,02	0,27			0,056 As; 0,17 Cu	18 C 3	236
0,20	0,41	1,37									St 52	285
0,21	0,33	0,50			1,99	0,07	2,08					7,254
0,22	0,23	1,22	0,014	0,032	1,14			0,29	0,56			226
0,22	0,30	0,50				2,95	2,80					232
0,23	0,05	1,49	0,024	0,032	0,07	0,08	0,25			0,11 Cu; 0,04 ml H ₂ /100 g		233
0,23	0,37	1,13			1,17							7,254
0,23	0,23	1,23	0,015	0,029	1,03			0,32	2,77			226
0,24	0,30	0,63				2,95						232

% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% V	% W	Sonstiges	Stahl- bezeichnung	Schrift- tums- hinweis
0,24	0,46	0,37			13,00		0,08					265
0,24	0,42	0,44			12,30		0,03					265
0,24	0,33	0,88				0,23	0,18					222
0,25		1,04			1,17			0,34	1,06			225
0,25		1,04			1,17			0,34				225
0,25	0,21	1,17	0,016	0,028	1,13			0,33				226
0,25	0,37	0,29			13,40		0,13					265
0,25	0,23	1,04	0,014	0,029	1,17			0,34	1,06			226
0,25	0,23	0,37			13,10		0,82					265
0,25	0,28	0,36			0,68		3,18					7,254
0,26	0,43	0,38			9,70		0,02					265
0,27	0,33	0,50			1,99	0,07	2,08					7,254
0,27	0,13	0,60	0,030	0,022	0,74	0,55	0,19				En 20 WH	220
0,27	0,31	0,73	0,006	0,008	0,72	0,31	1,84					288
0,28	1,25	0,59	0,055	0,048	0,92	0,22	<0,05			0,014 As; 0,033 Cu	30 SCD 6	236
0,28	0,96	0,54	0,025	0,003	2,80	0,13	0,54	0,24	8,77	0,077 As; 2,05 Co	Z 30 WCKV 09-03	236
0,29	0,85	0,40	0,023	0,005	12,32	<0,10	0,18	<0,05		0,056 As; 0,12 Cu	Z 30 C 13	236
0,29	1,92	0,92	0,021	0,009	0,88		0,22				Poldi Rol	280
0,29	0,25	0,47	0,015	0,022	0,07	0,28	1,90			0,12 Cu		256
0,30	0,37	1,13			1,17							7,254
0,30	2,20	0,48	0,012	<0,005	10,5	1,00	0,12	0,012		0,043 As; 0,07 Cu	Z 40 CSD 10	236
0,30	0,10	0,35	0,020	0,017	1,62	0,60	3,00			0,047 As; 0,16 Cu	30 NCD 12 (Bis)	236
0,30	0,30	0,40	0,015	0,016	0,86	0,40	3,20			0,058 As; 0,17 Cu	30 NCD 12	236
0,30	0,22	0,60	0,014	0,015	0,08		0,11			0,011 N ₂		284
0,30	0,22	0,60	0,014	0,015	0,08		0,11			0,011 N ₂		284
0,30	1,30	1,20			1,28	Sp	0,03			Sp Ti		286
0,30	1,35	1,15			1,30	Sp	0,03			0,0017 B; 0,03 Ti		286
0,31	0,28	0,55	0,016	0,010	2,31			0,16			Poldi CVX	280
0,31	0,30	0,67	0,01	0,01	3,00	0,51	0,94			0,061 As; 0,19 Cu	32 CND 11	236
0,32					1,37	0,48	3,02	0,18			En28	219
0,32	0,20	0,63	0,017	0,010	0,81	0,63	2,95					229
0,32	0,30	0,43	0,022	0,010	0,84		3,30				Poldi CNS	280
0,32	0,28	0,61	0,018	0,013	0,63	0,22	3,22				En 23	272
0,32	1,11	0,45	0,026	0,013	1,42		0,14				Poldi Tor	280
0,32	0,52	0,35			13,60		0,20					265
0,32	0,11	0,40	0,021	0,034	Sp.		3,01					244
0,32	0,25	0,47			2,85			0,54	9,35			282
0,32	0,29	0,47	0,022	0,020	1,21	0,30	4,13	0,013	0,11	0,15 Cu	En 30	239, 274
0,32	0,21	0,28			2,64			0,39	9,00	2,53 Co		282
0,32	0,30	0,76	0,021	0,010	1,08	0,02	0,26			0,054 As; 0,17 Cu	32 C 4	236
0,32	0,27	0,55	0,016	0,012	1,80	0,58	1,90			0,057 As; 0,16 Cu	30 NCD 8	236
0,33	0,18	1,48	0,028	0,028	0,16	0,27	0,26				En 16	272
0,33	0,23	0,74			0,07		3,47				En 21	253
0,33	0,24	0,52	0,030	0,010	0,72		2,92					247
0,33					1,70		2,00					267
0,33					1,70	0,21	2,00					267
0,33					1,70	0,36	2,00					267
0,33					1,70	0,66	2,00					267
0,33	0,30	1,12	0,018	0,027	0,11	0,04	0,24			0,058 As; 0,19 Cu	32 M 5	236
0,33	0,32	0,51	0,008	0,016	0,83	0,03	3,38			0,059 As; 0,13 Cu	30 NC 12	236
0,33	0,21	0,34	0,015	0,009	0,76	0,18	2,92			0,052 As; 0,14 Cu	30 NC 12	236
0,33	0,24	0,72	0,010	0,010	0,54	0,17	1,22			0,058 As; 0,22 Cu	35 NCD 5	236

% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% V	% W	Sonstiges	Stahl- bezeichnung	Schrift- tums- hinweis
0,34	0,37	0,52	0,005	0,014	1,80	0,53	2,65	0,15		0,048 As; 0,20 Cu	35 NCDV 10	236
0,34	0,26	1,72	0,022	0,022	0,29						Poldi 2526	280
0,34	0,33	0,50			1,99	0,07	2,08					7,254
0,35	0,13	0,65	0,035	0,032	0,55		1,27				En 111	272
0,35	1,21	1,30	0,025	0,017								240
0,35		0,37										7,271
0,35		0,37			0,05							7,271
0,36	0,22	0,57	0,035	0,031	1,69			0,21	0,38			227
0,36	0,23	0,61	0,038	0,038	1,71			0,21	1,57			227
0,36	0,29	0,72	0,031	0,010	1,43	0,23	1,46					255
0,36	0,27	0,66	0,020	0,016	0,22					0,06 Al		266
0,36	0,30	0,39	0,010	0,005	1,65	0,23	3,70			0,054 As; 0,12 Cu	35 NCD 14	236
0,36	0,27	0,66	0,020	0,016	0,21	0,02	0,20			0,058 As; 0,22 Cu	XC 35	236
0,36	0,32	0,53	0,013	0,010	1,86	0,05	3,74			0,051 As; 0,13 Cu	35 NC 15	236
0,37	0,37	0,50	0,015	0,019	0,05	0,28	1,75			0,12 Cu		256
0,37	0,28	0,83	0,015	0,010	0,99	0,16	1,49					229
0,37		0,77			0,98	0,21						241
0,37	0,28	0,57	0,020	0,020								250
0,37	0,28	0,53	0,030	0,010	1,44	0,19				1,54 Al		251
0,37	0,28	0,37	0,009	0,010	1,49	0,38	3,79			0,052 As; 0,13 Cu	35 NCD 16	236
0,37	0,26	0,59	0,017	0,025	0,94	0,12	2,54			0,054 As; 0,20 Cu	35 NC 11	236
0,37	0,30	0,79	0,019	0,010	1,00	0,18	0,17			0,072 As; 0,10 Cu	35 CD 4	236
0,37	0,28	0,89	0,025	0,035	0,63	0,05	1,24				En 111	220
0,37					1,00							267
0,37					1,00	0,20						267
0,37					1,00	0,36						267
0,37					1,00	0,61						267
0,37					1,70		3,80					267
0,37					1,70	0,20	3,80					267
0,37					1,70	0,37	3,80					267
0,37					1,70	0,61	3,80					267
0,37	0,26	0,64	0,028	0,028	1,80			0,22	0,98			227
0,37	0,25	0,65	0,022	0,028	1,76			0,23				227
0,37	0,42	0,72	0,020	0,020	0,88	0,25				0,0045 N ₂		287
0,37	0,42	0,72	0,020	0,020	0,88	0,25				0,005 B;		287
0,37	0,42	0,72	0,020	0,020	0,88	0,25				0,0045 N ₂		287
0,37	0,42	0,72	0,020	0,020	0,88	0,25				0,003 B;		287
0,37	0,42	0,72	0,020	0,020	0,88	0,25				0,0045 N ₂		287
0,37					1,00	0,20				0,006 B;		287
0,38					0,74	0,46	2,42			0,0045 N ₂		7,276
0,38	0,20	0,69	0,017	0,010	0,95	0,26	1,58				En 24	258
0,38	0,26	0,74	0,023	0,010	0,90	0,04	0,26			0,058 As; 0,17 Cu	38 C 4	7,229, 239
0,38	0,20	0,60	0,030	0,019	0,99	0,24	1,35					236
0,38	0,25	1,49	0,036	0,028	0,10	0,41	0,24				En 17	275
0,38	0,15	0,56	0,011	0,005	0,74	0,46	2,42				En 26	272
0,38		0,37			0,57							7,271
0,38	0,26	0,70	0,015	0,013	0,98	0,22	1,63					261
0,40	0,26	0,34	0,032	0,010	2,85	0,16	0,12	0,26	3,39	0,067 As	40 WCDS	236
0,40					0,28	0,10	3,45				35-12	257
0,40	0,37	1,13			1,17						En 22	228
0,40	0,28	0,36			0,68		3,18					7,254
0,40												228
0,40		2,00										228
0,40							5,00					228
0,40					1,20							228
0,40					3,50							228

% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% V	% W	Sonstiges	Stahl- bezeichnung	Schrift- tums- hinweis
0,40	0,31	0,80	0,013	0,017	0,78	0,24	1,85				SAE 4340	283
0,41	0,28	0,58	0,028	0,036	1,39	0,74	0,15				En 20 OH	220
0,41	0,13	0,48	0,016	0,043	0,17	0,22	1,75				En 160	272
0,41	0,28	0,87	0,015	0,020	0,72	0,20	1,83				AISI 4340	224
0,42	0,25	0,87	0,020	0,025	0,89	0,04	0,20				AISI 5140	224
0,42	0,41	0,60	0,013	0,012	1,25	0,05	4,40			0,051 As; 0,14 Cu	40 NC 18	236
0,42		0,68			0,93							7,271
0,42		0,78			0,80	0,33	1,79					7,229
0,42	0,31	0,67	0,029	0,022	0,72	0,48	2,53				En 26	239, 272
0,42		0,76			0,80	0,33	1,79					7,281
0,43	0,29	1,65				0,36						241
0,43	0,21	0,95	0,018	0,024	0,15	0,04	0,93				En 12	272, 273
0,43	0,28	0,30			13,80		0,15					265
0,43	0,25	0,84	0,010	0,008	0,81	0,23	1,00				AISI 9840	224
0,44	0,34	0,88	0,020	0,020	0,65	0,14	0,49			B	AISI 86 B 40	224
0,44	0,29	1,04	0,019	0,036	1,13	0,15					AISI 4140	224
0,44	0,31	0,80	0,030	0,013	0,96	0,05	0,46			0,058 As; 0,18 Cu	45 C 4	236
0,44		0,90			0,54	0,22	0,45					241
0,44	0,22	0,60	0,023	0,023	1,19	0,37	0,24				En 19	272
0,45	0,32	0,40			13,80		0,12					265
0,45		1,00			1,10	0,15						223
0,45		0,90			0,65	0,15	0,50			B		223
0,45		0,80			0,90		0,20					223
0,45	0,27	0,52	0,015	0,025	0,055	0,01	0,12			0,13 Cu	XC 42	236
0,45	0,20	0,34	0,019	0,007	1,25	<0,10	0,44	0,36	2,20	0,059 As	45 WC 20-04	236
0,47	0,33	0,50			1,99	0,07	2,08					7,254
0,47	0,01	2,10										241
0,47	0,36	1,37	0,015	0,025	0,15		0,02			0,055 As; 0,19 Cu	45 M 5	236
0,48	0,67	0,27	0,010	0,005	1,20	0,015	0,14	0,13	2,34	0,057 As	45 WC 20-04	236
0,49	0,24	0,61	0,036	0,022	1,10			0,10				246
0,49	0,21	0,92	0,020	0,019	1,11			0,18				240
0,49	0,99	0,34			1,15	0,35		0,15	2,32		SIS 14 2710	290
0,50	1,48	1,05	0,048	0,044	1,20	0,20	<0,05			0,014 As; 0,42 Cu 0,048 As; 0,12 Cu	45 SCD 6	236
0,50	0,40	0,78	0,010	0,027	0,52	0,03	0,48				45 NC 2	236
0,50	0,37	1,13			1,17							7,254
0,50	0,53	0,23										7,271
0,50	1,61	0,70	0,030	0,020								248
0,50		4,12										103, 281
0,50	0,39	0,23			12,30		0,10					265
0,51	0,04	1,56										241
0,53	2,32	0,24										7,271
0,54	1,27	0,23										7,271
0,54		0,46										7,257, 271
0,54	0,26	0,34	0,024	0,019	1,28	0,07	3,92				En 39 A ₁ case	220
0,54	0,27	0,43			0,98	0,37	3,00				SIS 14 2550	290
0,55							3,88					7,281
0,55	0,28	0,36			0,68		3,18					7,254
0,55	0,16	0,51	0,014	0,020	0,04	0,24	1,85		0,22			256
0,55	1,17	0,67	0,017	0,015	0,69			0,15				264
0,55	0,18	0,46	0,021	0,034	Sp.		1,04					244
0,56		0,26					1,97					7,271
0,56	1,15	0,71			0,74							263
0,56	0,33	0,40			12,60		0,15					265
0,56	0,18	0,47	0,020	0,028	1,16	0,18	4,25				En 39 B ₁ case	220
0,57	0,30	0,80	0,015	0,020	1,10	0,25	1,15	2,30	9,00			235
0,59		0,89			0,64	0,22	0,53					241
0,59	0,34	0,66	0,020	0,012	0,65	0,02	0,17				En 11	220
0,60	0,37	0,31			13,40		0,22					265
0,60		1,88										7,271

% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% V	% W	Sonstiges	Stahl- bezeichnung	Schrift- tums- hinweis
0,60	0,37	1,13			1,17							7,254
0,60	0,33	0,50			1,99	0,07	2,08					7,254
0,60							1,00					7,276
0,60							2,00					7,276
0,60							4,00					7,276
0,60							5,00					7,276
0,61	0,27						0,99					7,271
0,62	2,13	0,86			0,33							241
0,62	0,30	1,20	0,030	0,034	0,17	0,27	0,13				SAE 4063	283
0,63	0,40	0,65	0,011	0,019	0,13					0,02 Cu; 0,0127 N ₂		287
0,63	0,40	0,65	0,011	0,019	0,13					0,004 B; 0,02 Cu; 0,0127 N ₂		287
0,63	0,22	0,87										241
0,63		0,87										7,271
0,64		1,13										7,271
0,67	0,18	0,49	0,022	0,025	Sp.		2,92					244
0,68	0,26	0,87				0,24						241
0,68	0,24	0,49				0,65						289
0,70					4,50			1,50	18,00			279
0,70	0,37	1,13			1,17							7,254
0,70	0,28	0,36			0,68		3,18					7,254
0,70	0,33	0,50			1,99	0,07	2,08					7,254
0,70	0,16	0,35	0,025	0,018	0,96	0,06	3,24				En 36 ₁ case	220
0,72	0,25	1,06	0,023	0,027	1,31	0,36						240
0,75	0,31	0,77	0,027	0,017	0,67	0,06	0,13			0,17 Cu	75 Cr	280
0,78												279
0,79	0,39	0,33			13,30		0,25					265
0,80					0,80	0,30						259
0,80		0,31			1,62		0,24					245
0,80	0,37	1,13			1,17							7,254
0,80	0,28	0,36			0,68		3,18					7,254
0,80	0,33	0,50			1,99	0,07	2,08					7,254
0,80		0,20										269
0,80		0,40										269
0,80		0,70										269
0,80		1,30										269
0,80		1,50										269
0,81	0,42	0,31	0,028	0,022	1,28	0,05	0,47			0,16 Cu	80 Cr	280
0,81	0,29	0,99	0,022	0,023	1,10	0,07	0,13			0,16 Cu	85 Cr	280
0,81	0,28	0,17	0,018	0,019	4,23	0,09	0,08	1,08	17,60	0,05 Co	Z 80 W 18	236
0,83	0,62	13,10	0,030	0,008		0,025	0,11			0,15 Cu		230
0,84	0,23	0,54	0,016	0,021	0,04	0,26	1,90			0,18 Cu		256
0,85		1,00			0,50				0,50			279
0,88	0,24	0,41	0,010	0,010	0,78	0,05	0,10			0,056 As; 0,12 Cu	95 C 3	236
0,89		0,30										269
0,89		0,29										7,271
0,90												269
0,90					4,30			2,30	9,00			242
0,90	0,33	0,37			12,10		0,12					265
0,90	0,33	0,50			1,99	0,07	2,08					7,254
0,92	0,30	0,93	0,028	0,019	0,57	0,03	0,90				En 351 case	220
0,92	0,38	1,28			0,60			0,08	0,54		SIS 14 2140	290
0,93	0,30	0,50	0,026	0,017	1,18	0,16	4,25				En 39 B ₂ case	220
0,93	0,38	0,71	0,029	0,017	1,70	0,20	2,10				En 355 case	220
0,93	0,20	1,25	0,020	0,007	0,60		0,24			0,055 As; 0,15 Cu	90 M 5	236
0,95	0,37	1,13			1,17						En 33 case	7,254
0,95	0,25	0,40	0,028	0,015	0,36	0,08	2,95					220
0,96	0,26	0,74	0,029	0,016	0,84	0,09	1,19				En 352 case	220
0,96	1,57	0,76			0,98						SIS 14 2092	290
0,97	0,33	1,00	0,029	0,018	1,13	0,23	1,93				En 354 case	220
0,98	0,33	0,58			5,30	1,11		0,19			SIS 14 2260	290
0,99	0,29	0,56	0,025	0,015	0,32	0,29	1,61				En 34 case	220
1,00	0,12	0,30	0,028	0,016	0,90	0,07	3,27				En 36 ₂ case	220
1,00	0,28	0,99	0,023	0,012	1,12	0,11	1,42				En 353 case	220

% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% V	% W	Sonstiges	Stahl- bezeichnung	Schrift- tums- hinweis
1,00	0,33	0,50			1,99	0,07	2,08					7,254
1,02	0,27	0,47	0,029	0,018	1,22	0,05	4,15				En 39 A ₂ case	220
1,02	0,28	0,46									SIS 14 1880	290
1,05	0,37	1,13			1,17							7,254
1,05					1,60							217
1,07	0,40	0,38			12,80		0,12					265
1,12	0,22	0,30			0,26			0,13	1,03		SIS 14 2705	290
1,13		0,29										7,271
1,13		0,30										269
1,15	0,33	0,50			1,99	0,07	2,08					7,254
1,16		0,14										269
1,18	0,28	0,63	0,022	0,011	0,49	0,13	1,13			0,050 As; 0,10 Cu	120 CND 5-02	236
1,18	0,26	12,28	0,042	0,008								252
1,25	0,37	1,13			1,17							7,254
1,27	0,20	0,33			0,18							260
1,28	0,35	12,40	0,030	0,009	0,03	0,015	0,28			0,076 As; 0,23 Cu	Z 120 M 12	230, 236
1,29	0,27	0,20	0,015	0,005	0,04	0,01	0,09			0,08 Cu	X 120	236
1,43	0,21	0,22	0,020	0,013	2,55	0,008	0,11	0,015		0,033 As; 0,05 Cu	140 C 10	236
1,50	0,33	0,50			1,99	0,07	2,08					7,254
1,55	0,26	0,44			13,00	0,73		0,15			SIS 14 2310	290
1,56	0,20	0,37	0,020	0,001	12,46	0,54	0,26	0,65	0,73	0,038 As; 0,10 Cu	Z 180 C 13	236
1,58	0,25	0,31			13,30		0,14					265
1,60	0,37	1,13			1,17							7,254
1,71	0,24	0,34			12,60		0,15					265
1,90	0,33	0,50			1,99	0,07	2,08					7,254
1,94					12,30							268
1,99	0,42	0,75			13,10				1,20		SIS 14 2312	290
2,00					12,00							279
2,07	0,32	0,42			13,40		0,17					265
2,10	0,37	1,13			1,17							7,254

Grauguß-Werkstoffe

3,00	2,71	0,42	0,032	0,019	0,21					0,080 Mg		237
3,00	2,04	0,81	0,080	0,070	0,26		0,99					238
3,00	1,90	0,95	<0,15	<0,10								278
3,00	1,90	0,95	<0,15	<0,10		0,55						278
3,00	1,90	0,95	<0,15	<0,10	0,25	0,55				1,00 Cu		278
3,00	1,90	0,95	<0,15	<0,10	0,25	0,55	1,00					278
3,00	1,90	0,95	<0,15	<0,10	0,25	0,55				2,00 Cu		278
3,00	1,90	0,95	<0,15	<0,10	0,25	0,55	2,00					278
3,00	1,90	0,95	<0,15	<0,10	0,25	0,55	0,90			1,00 Cu		278
3,00	2,04	0,81	0,09	0,07	0,26		0,99					277
3,04	1,79	0,85	0,08	0,07	0,24					1,97 Cu		238
3,04	1,79	0,85	0,08	0,07	0,24					1,97 Cu		277
3,05	2,15	0,37	0,044	0,007	0,21					0,097 Mg		237
3,06	2,76	0,38	0,036	0,010	0,05					0,070 Mg		237
3,08	1,80	0,83	0,08	0,07	0,23					1,02 Cu		238, 277
3,15	2,09	0,40	0,046	0,010	0,76					0,056 Mg		237
3,15	2,09	0,84	0,090	0,080	0,25		2,04					238, 277
3,16	2,22	0,40	0,040	0,010	0,03					0,059 Mg		237
3,18	2,71	0,38	0,036	0,012	0,75					0,049 Mg		237
3,19	2,76	0,37	0,030	0,013	0,47					0,077 Mg		237
3,20	2,20	0,38	0,038	0,011	0,48					0,091 Mg		237
3,60	2,40	0,40					1,00			0,08 Mg		262
3,60	2,40	0,40								0,08 Mg		262
3,60	2,40	0,40										262

ATLAS ZUR WÄRMEBEHANDLUNG DER STÄHLE

TEIL II

VON

ADOLF ROSE, WALTER PETER, WERNER STRASSBURG, LEO RADEMACHER

In den Deckblättern sind kontinuierliche Abkühlungsvorgänge bzw. die diesen entsprechenden Abkühlungszeiten bis 500° wiedergegeben. Sie können daher nur auf die ZTU-Schaubilder für kontinuierliche Abkühlung angewendet werden. Ihre Zeiteilung wird zu diesem Zweck mit der des ZTU-Schaubildes zur Deckung gebracht. Dabei ist darauf zu achten, daß diese bei den Deckblättern mit 1 s beginnt, bei einem Teil der ZTU-Schaubilder dagegen mit 0,1 s*. Im einzelnen sind die Darstellungen in der folgenden Weise anzuwenden.

Deckblatt II-01

Aus den Abkühlungskurven von Rundstahl in den Bildern 011 und 012 können durch Auflegen auf die ZTU-Schaubilder nach ihrer Lage zu den Umwandlungsbereichen die Umwandlungstemperaturen, die Gefügezusammensetzungen und die Härtewerte, wie in Abschnitt I-22 beschrieben, ermittelt werden. Die unmittelbare Anwendung dieser Bilder ist beschränkt auf ZTU-Schaubilder, in denen die Zeitzählung für die Abkühlungskurven bei annähernd der gleichen Temperatur beginnt.

In Bild 013 sind die Abkühlungskurven nur durch die Abkühlungszeiten bis 500° gekennzeichnet bei einer Ausgangstemperatur von 800° für den Beginn der Zeitzählung. Hierdurch ist es möglich, mit diesem Bild für die Abkühlungskurven in der Randzone und im Kern von Rundstahl beliebigen Durchmessers zwischen 10 und 1000 mm bei Abkühlung in Wasser, Öl und Luft eine zusammenfassende Darstellung zu geben. Den Kurvenzügen liegen neben eigenen Messungen³¹⁾ auch Ergebnisse aus anderen Untersuchungen^{12, 62 u. 63)} zugrunde.

Aus Bild 013 werden für die Abmessung des vorliegenden Werkstückes die Abkühlungszeiten in dem zur Anwendung kommenden Abschreckmittel bestimmt. Für ein Werkstück von 100 mm Dmr. ergibt sich beispielsweise bei Abkühlung in Wasser für die Randzone eine Abkühlungszeit von etwa 6 s und für den Kern von 90 s. Mit diesen Zeiten werden auf der 500°-Linie des in Frage kommenden ZTU-Schaubildes für kontinuierliche Abkühlung die zugehörigen Abkühlungskurven ermittelt, die, wie bereits erwähnt, nach Abschnitt I-22 Aussagen über die zu erwartenden Umwandlungstemperaturen, Gefügezusammensetzungen und Härtewerte von der Randzone bis in den Kern des Werkstückes gestatten. Umgekehrt kann auf diesem Wege auch für die in einem Werkstück gewünschte Gefügezusammensetzung und Härteverteilung der geeignete Werkstoff oder das zweckmäßige Abschreckmittel ausgesucht werden.

Auch bei der Anwendung des Bildes 013 ist zu beachten, daß eine unmittelbare Beziehung nur für Abkühlungsvorgänge möglich ist, deren Zeiten von 800° oder einer ähnlichen Temperatur ab gezählt sind.

Deckblatt II-02

Die Abkühlungskurven der Stirnabschreckproben in Bild 021 sind nach Abschnitt I-23 grundsätzlich in der gleichen Weise zu handhaben wie die für die Rundstähle in Bild 011 und 012.

In Bild 022 sind die Abkühlungsvorgänge der Stirnabschreckprobe wiederum nur durch die Abkühlungszeiten bis 500° beschrieben. Dadurch ist es auch hier möglich, eine zusammenfassende Darstellung zu geben, die die Abhängigkeit der Abkühlungsvorgänge vom

*) Bei der Anwendung ergibt sich die Notwendigkeit, die Deckblätter auf den ZTU-Schaubildern zu verschieben. Deshalb sind diese Blätter zur Vereinfachung ihrer Handhabung am *rechten* Bildrand gelocht.

Stirnabstand, von der Ausgangstemperatur und der Versuchsdurchführung beschreibt. Für die Benutzung dieser Darstellung gilt grundsätzlich das gleiche wie für das Bild 013. Es wird die gesuchte Abkühlungszeit bestimmt, und mit dieser Zeit auf der 500°-Linie des ZTU-Schaubildes der zugehörige Abkühlungsvorgang mit den Angaben über den Temperaturbereich der Umwandlung, die Gefügezusammensetzung und den Härtewert ermittelt. Die unmittelbare Anwendung des Bildes 022 ist im Gegensatz zu den vorhergehenden Bildern nicht auf 800° beschränkt, sondern in dem gesamten Temperaturbereich zwischen 800 und 1100° möglich.

Die Abkühlungsvorgänge der ZTU-Schaubilder für kontinuierliche Versuchsführung sind in ihrer Abhängigkeit von der Ausgangstemperatur für die Zeitählung in Bild 023 durch die Abkühlungszeit bis 500° wiedergegeben. In der Darstellung ist also die Verschiebung der Abkühlungskurven bei Erhöhung der Ausgangstemperatur durch die Zunahme der Abkühlungszeit bis 500° ausgedrückt. So ergibt sich beispielsweise für einen Abkühlungsvorgang, der, von 800° ausgehend, bis 500° etwa 200 s benötigt, bei Erhöhung der Ausgangstemperatur auf 1000° eine Zunahme der Abkühlungszeit auf 300 s. Die Verschiebung des Abkühlungsvorganges für diese Temperaturerhöhung beträgt also bei 500° etwa 100 s.

Das Bild 023 bietet demzufolge die Möglichkeit, Abkühlungsvorgänge miteinander zu vergleichen, die von verschiedener Ausgangstemperatur ab gezählt sind.

Chemische Zusammensetzung der in den Tafeln enthaltenen Stähle II-100

In der Spalte „Stahl“ bedeutet die Zahl in Klammern die Nummer der zu den Umwandlungsschaubildern verwendeten Schmelze

Stahl	Blatt	Chemische Zusammensetzung in %												Sonstiges
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W		
Ck 45 (3)	II-101	0,44	0,22	0,66	0,022	0,029	0,15	n. b.	n. b.	n. b.	0,02	n. b.		
37 MnSi 5 (2)	II-102	0,38	1,05	1,14	0,035	0,019	0,23	n. b.	n. b.	n. b.	0,02	n.		
42 MnV 7 (2)	II-103	0,43	0,28	1,67	0,021	0,008	0,32	0,06	0,03	0,11	0,10	n. b.		
34 Cr 4 (2)	II-104	0,36	0,29	0,69	0,011	0,014	1,09	0,12	0,07	0,08	0,01	n.		
34 Cr 4 (3)		0,35	0,23	0,65	0,026	0,013	1,11	0,18	0,05	0,23	< 0,01	n. b.		
41 Cr 4 (1)	II-105	0,44	0,22	0,80	0,030	0,023	1,04	0,17	0,04	0,26	< 0,01	n. b.		
41 Cr 4 (3)		0,41	0,25	0,71	0,031	0,024	1,06	0,17	0,02	0,22	< 0,01	n. b.		
36 Cr 6 (1)	II-106	0,36	0,25	0,49	0,021	0,020	1,54	0,16	0,03	0,21	< 0,01	n. b.		
25 CrMo 4 (4)	II-107	0,22	0,25	0,64	0,010	0,011	0,97	0,16	0,23	0,33	< 0,01	n. b.		
34 CrMo 4 (5)	II-108	0,30	0,22	0,64	0,011	0,012	1,01	0,19	0,24	0,11	< 0,01	n. b.		
42 CrMo 4 (5)	II-109	0,38	0,23	0,64	0,019	0,013	0,99	0,17	0,16	0,08	< 0,01	n. b.		
50 CrMo 4 (2)	II-110	0,50	0,32	0,80	0,017	0,022	1,04	0,17	0,24	0,11	< 0,01	n. b.		
50 CrMo 4 (5)		0,46	0,22	0,50	0,015	0,014	1,00	0,26	0,21	0,22	< 0,01	n. b.		
27 MnCrV 4 (3)	II-111	0,24	0,21	1,06	0,014	0,020	0,79	0,17	0,02	0,18	0,10	n. b.		
42 CrV 6 (1)	II-112	0,44	0,26	0,75	0,016	0,019	1,70	0,18	0,08	0,17	0,09	n. b.		
50 CrV 4 (1)	II-113	0,55	0,22	0,98	0,017	0,013	1,02	0,07	n. b.	0,01	0,11	n. b.		
50 CrV 4 (4)		0,47	0,35	1,04	0,032	0,012	1,20	0,16	0,05	0,05	0,12	n. b.		
50 CrV 4 (5)		0,47	0,35	0,82	0,035	0,015	1,20	0,14	n. b.	0,04	0,11	n. b.		
28 NiCrMo 7 4	II-114	0,30	0,24	0,46	0,030	0,025	1,44	0,20	0,37	2,06	< 0,01	n. b.		
Stahl mit Ni	II-115	0,30	0,32	0,51	0,011	0,007	0,07	n. b.	n. b.	3,03	n. b.	n. b.	0,032 Al; < 0,01 Ti	
Stahl mit Ni	II-116	0,43	0,24	0,43	0,014	0,014	0,04	n. b.	n. b.	5,00	n. b.	n. b.	0,031 Al; < 0,01 Ti	
16 MnCr 5 (4)	II-121	0,16	0,22	1,12	0,030	0,008	0,99	0,22	0,02	0,12	0,01	n. b.	0,015 Al	
15 CrNi 6 (3)	II-122	0,13	0,31	0,51	0,023	0,009	1,50	0,22	0,06	1,55	< 0,01	n. b.	0,010 Al	
18 CrNi 8 (3)	II-123	0,16	0,31	0,50	0,013	0,014	1,95	0,20	0,03	2,02	0,01	n. b.	0,030 Al	
38 Si 6	II-131	0,38	1,37	0,79	0,011	0,022	0,16	0,10	n. b.	0,16	0,01	n. b.		
71 Si 7	II-132	0,73	1,62	0,73	0,019	0,012	0,10	0,19	n. b.	0,12	0,01	n. b.		
X 30WCrV 9 3(1)	II-201	0,28	0,11	0,36	0,008	0,004	2,57	n. b.	0,03	0,04	0,35	8,88		
X 30WCrV 5 3(1)	II-202	0,28	0,16	0,39	0,020	0,006	2,35	n. b.	0,06	0,06	0,53	4,10		
45CrVMoW 5 8(1)	II-203	0,39	0,58	0,45	0,018	0,003	1,45	n. b.	0,47	0,13	0,70	0,55		
X 38CrMoV 5 1(1)	II-204	0,39	0,94	0,48	0,013	0,005	5,53	0,20	0,87	0,04	0,48	n. b.		
45CrMoV 6 7 (1)	II-205	0,43	0,27	0,75	0,011	0,011	1,31	n. b.	0,72	0,11	0,23	n. b.		
45CrMoV 6 7 (3)		0,38	0,18	0,81	0,021	0,008	1,54	n. b.	0,63	0,01	0,27	n. b.		
56NiCrMoV 7 (3)	II-206	0,52	0,29	0,70	0,010	0,010	1,09	n. b.	0,43	1,72	0,14	n. b.		
X 40 Cr 13	II-221	0,44	0,30	0,20	0,025	0,010	13,12	0,09	< 0,01	0,31	0,02	n. b.		
X 210 Cr 12 (3)	II-222	2,08	0,28	0,39	0,017	0,012	11,48	0,15	0,02	0,31	0,04	n. b.		
X 210CrW12(1)	II-223	2,19	0,26	0,32	0,027	0,008	11,75	0,12	0,12	0,08	0,08	0,84		
145 Cr 6 (2)	II-224	1,42	0,37	0,61	0,024	0,015	1,37	0,04	n. b.	n. b.	0,18	n. b.		
100 Cr 6 (1)	II-225	1,04	0,26	0,33	0,023	0,006	1,53	0,20	< 0,01	0,31	< 0,01	n. b.		
105 WCr 6 (3)	II-226	1,06	0,28	0,97	0,016	0,018	1,05	0,25	0,03	0,13	n. b.	1,15		
61 CrSiV 5 (2)	II-227	0,58	0,89	0,81	0,013	0,006	1,27	0,14	0,02	0,06	0,11	n. b.		
60 WCrV 7 (2)	II-228	0,55	0,94	0,34	0,015	0,012	1,27	n. b.	0,05	0,12	0,18	2,10		
X 45NiCrMo4(3)	II-229	0,40	0,20	0,35	0,010	0,015	1,27	0,16	0,24	4,03	0,04	n. b.		
X 45NiCrMo4(1)		0,46	0,24	0,50	0,012	0,007	1,52	0,20	0,07	3,96	n. b.	0,59		
C 100 W 1 (1)	II-241	1,03	0,17	0,22	0,014	0,012	0,07	0,04	0,01	0,10	< 0,01	n. b.		
C 70 W 1	II-242	0,76	0,22	0,29	0,008	0,008	0,11	0,17	0,02	0,07	0,02	n. b.		
ABC III	II-261	0,97	0,31	0,18	0,035	0,006	4,11	0,20	2,61	0,25	2,51	3,23		
B 18	II-262	0,81	0,15	0,33	0,024	0,003	3,77	0,20	0,44	0,12	1,07	18,25		
D	II-263	0,87	0,27	0,32	0,020	0,005	3,99	0,05	0,80	0,11	2,52	11,91		
DMo 5	II-264	0,85	0,30	0,31	0,015	0,010	4,15	0,18	4,79	0,18	2,01	6,34		
E 18 Co 5	II-265	0,80	0,23	0,30	0,019	0,005	4,34	0,04	0,78	0,30	1,52	17,89	4,52 Co	
Stahl mit Mn, Cu u. Ni	II-301	0,20	0,38	1,20	0,039	0,025	0,06	0,91	n. b.	0,55	n. b.	n. b.		
Stahl mit Mn, Cu, Mo u. Ni	II-302	0,19	0,38	1,12	0,037	0,036	0,28	0,98	0,27	0,79	n. b.	n. b.	Spuren Ta/Nb	
Stahl mit Mn	II-311	0,13	0,26	0,56	0,019	0,027	0,07	0,20	< 0,01	0,05	< 0,01	n. b.		

Stahl	Blatt	Chemische Zusammensetzung in %											
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W	Sonstiges
19 Mn 5 (1)	II-312	0,19	0,42	1,20	0,025	0,025	0,08	0,21	<0,01	0,06	< 0,01	n. b.	
19 Mn 5 (2)		0,23	0,45	1,32	0,029	0,022	0,05	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	0,001 Al
19 Mn 5 (3)		0,20	0,53	1,20	0,032	0,030	0,10	0,17	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	0,026 Al
19 Mn 5 (4)		0,23	0,40	1,53	0,019	0,010	0,03	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	0,001 Al
Stahl mit Mn	II-313	0,42	0,27	1,82	0,026	0,019	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	
Stahl mit Cr, Ni u. V	II-321	0,15	0,48	0,67	0,044	0,024	1,20	0,18	n. b.	0,25	0,31	n. b.	
10 CrMo 9 10	II-322	0,11	0,21	0,47	0,010	0,010	2,29	0,18	1,02	0,14	< 0,01	n. b.	
13 CrMo 4 4	II-323	0,18	0,25	0,62	0,011	0,017	0,80	0,18	0,40	0,14	< 0,01	n. b.	
20 MnMo 4	II-324	0,17	0,27	0,79	0,009	0,020	0,08	0,16	0,41	0,45	0,02	n. b.	
Stahlguß mit Cr, Mo u. V	II-381	0,13	0,32	0,63	0,016	0,012	0,95	n. b.	0,86	0,07	0,19	n. b.	
GS-22 CrMo 5 4	II-382	0,23	0,47	0,68	0,026	0,009	0,96	n. b.	0,39	n. b.	n. b.	n. b.	
Stahl mit Mn	II-401	0,98	0,08	1,84	0,023	0,011	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	
Stahl mit Mn	II-402	0,48	0,28	1,98	0,020	0,011	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	
Stahl mit Cr	II-403	0,43	0,14	0,04	0,015	0,012	3,52	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	0,14 Al

Stahl Ck 45

II-101 A

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Alte Bezeichnung nach DIN 1667: C 45

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.1191

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	mindestens	0,42	0,15	0,50						
höchstens	0,50	0,35	0,80	0,035	0,035					

Temperaturen nach DIN 17200 für

Normalglühen	Weichglühen	Härten	
		in Wasser	in Öl
840 bis 870° C	650 bis 700° C	820 bis 850° C	830 bis 860° C

Chemische Zusammensetzung von 5 Schmelzen, die aus insgesamt 16 untersuchten zur Kennzeichnung der Streuung der Härtebarkeit ausgewählt wurden. (Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
1	0,48	0,26	0,59	0,029	0,020	0,23	0,19	0,02	0,23	< 0,01
2	0,47	0,32	0,74	0,017	0,027	0,11	0,18	0,02	0,17	< 0,01
3	0,44	0,22	0,66	0,022	0,029	0,15	n. b.	n. b.	n. b.	0,02
4	0,42	0,35	0,56	0,020	0,020	0,17	0,18	0,03	0,18	< 0,01
5	0,42	0,21	0,50	0,032	0,035	0,13	n. b.	n. b.	n. b.	0,02

Erschmelzungsart und Korngrößen der ausgewählten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Austenit-Korngröße nach		McQuaid-Ehn-Korngröße
		5 min 840° C	5 min 1050° C	
1	bas. Siemens-Martin-Ofen	9, vereinzelt 7	4 und 5	6
2	„ „	8	3 und 4	4 und 6
3	„ „	8	5, vereinzelt 3	6
4	„ „	6 bis 7	3	1 und 2
5	„ „	6 bis 7	2 und 3	2 und 3

Verarbeitung: Geschmiedet auf 30 mm ø

Vorbehandlung: Normalglühung 30 min 870° C / Luftabkühlung

Zusätzliche Angaben über die den Umwandelungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 3

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
		0,44	0,22	0,66	0,022	0,029	0,15	n. b.	n. b.	n. b.

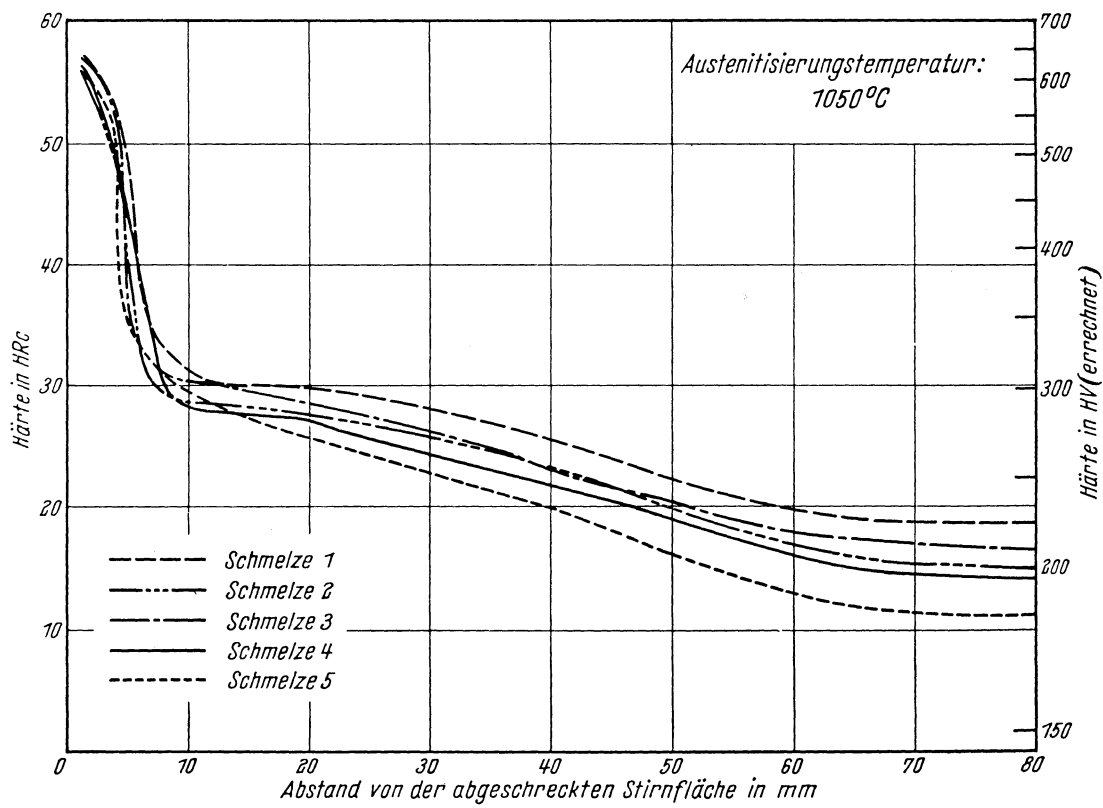
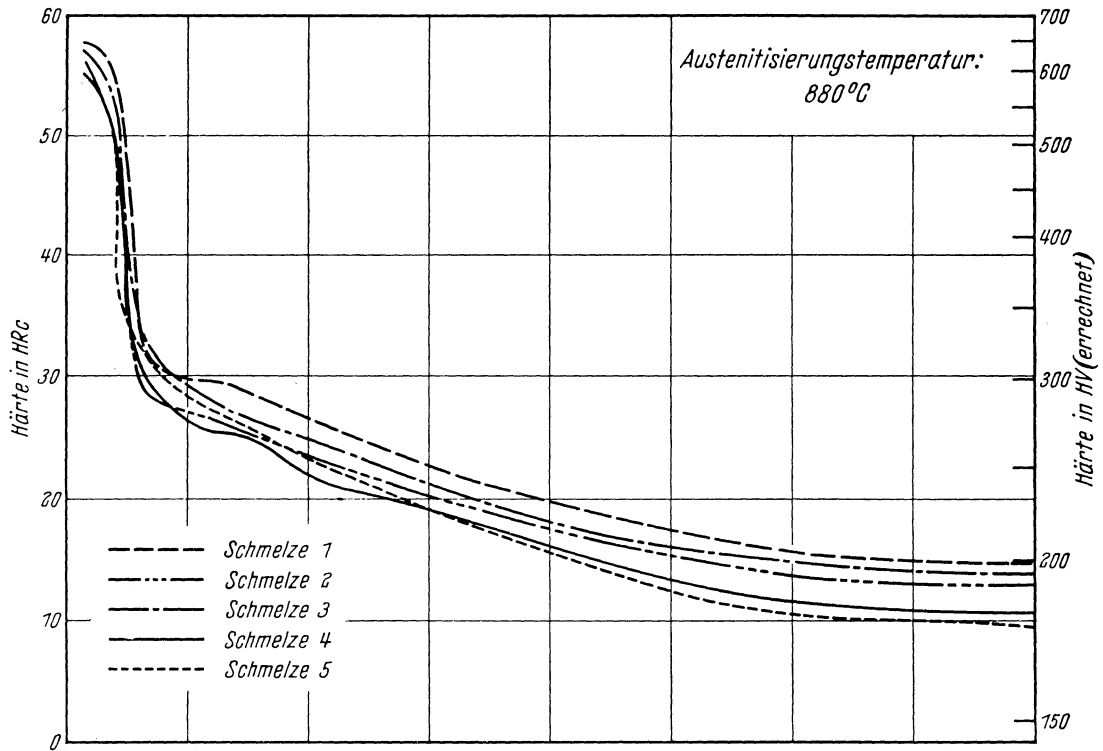
Ac₃-Temperatur: 785° C }
 Ac₁-Temperatur: 735° C } gemessen beim Erwärmen mit 3°/min.
 Ms-Temperatur: 350° C

Kritische Abkühlungszeiten von Ac₃ bis 500° C nach Abkühlen von 880° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

$$\left\{ \begin{array}{l} K_m = 1,5 \text{ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \\ K_{50} = 4,0 \text{ s (50\% Martensit)} \\ K_f = 2,2 \text{ s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)} \\ K_p = 14 \text{ s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \end{array} \right.$$

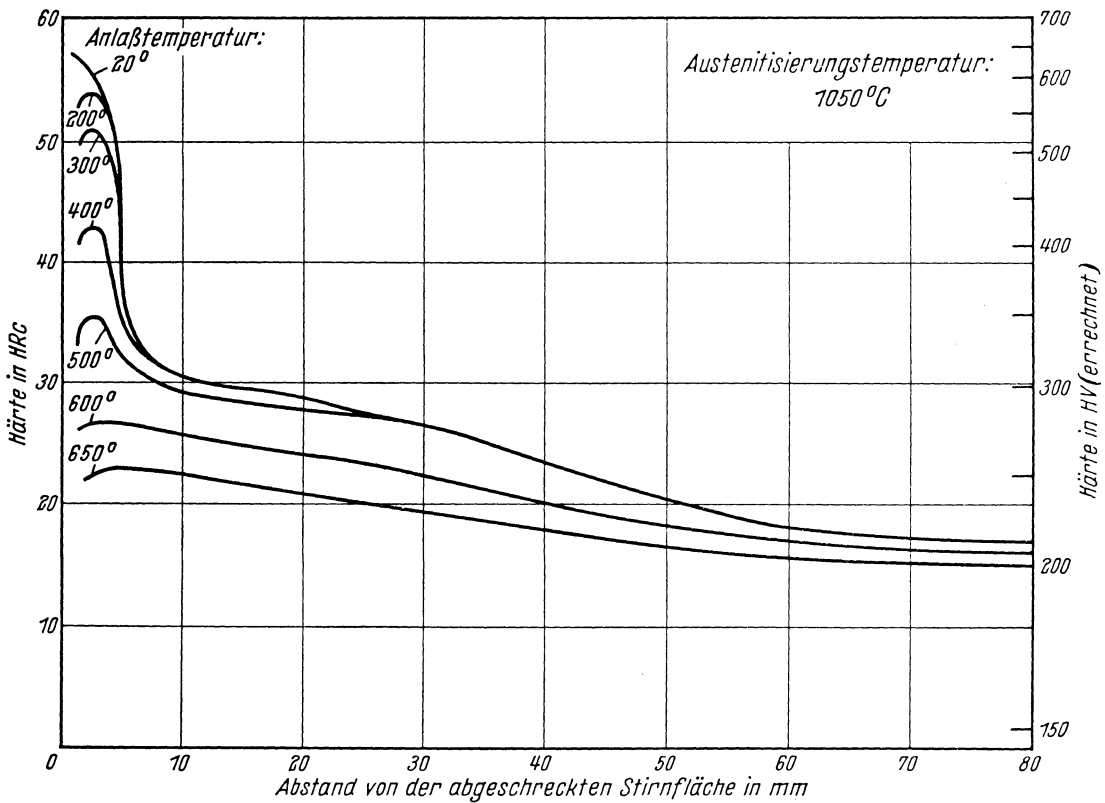
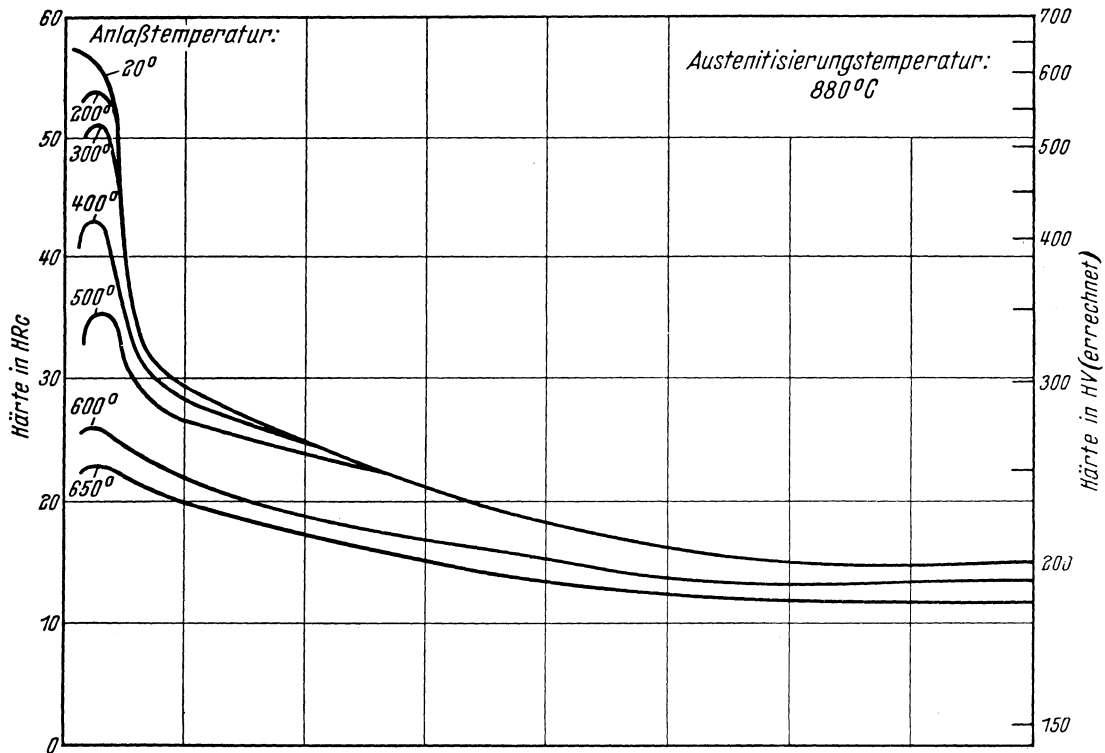
Bearbeiter: A. Rose u. W. Strassburg

Stirnabschreckkurven der Schmelzen 1 bis 5
(Stirnabschreckprüfung nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650-50)

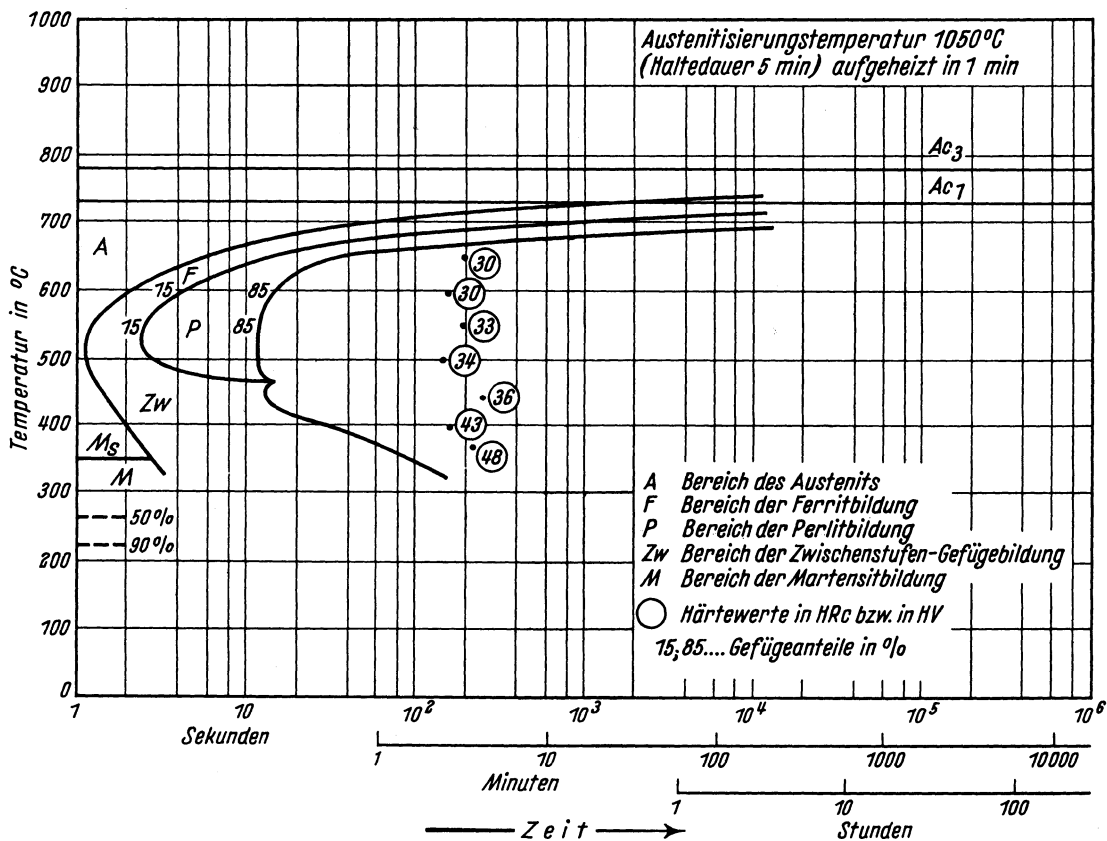
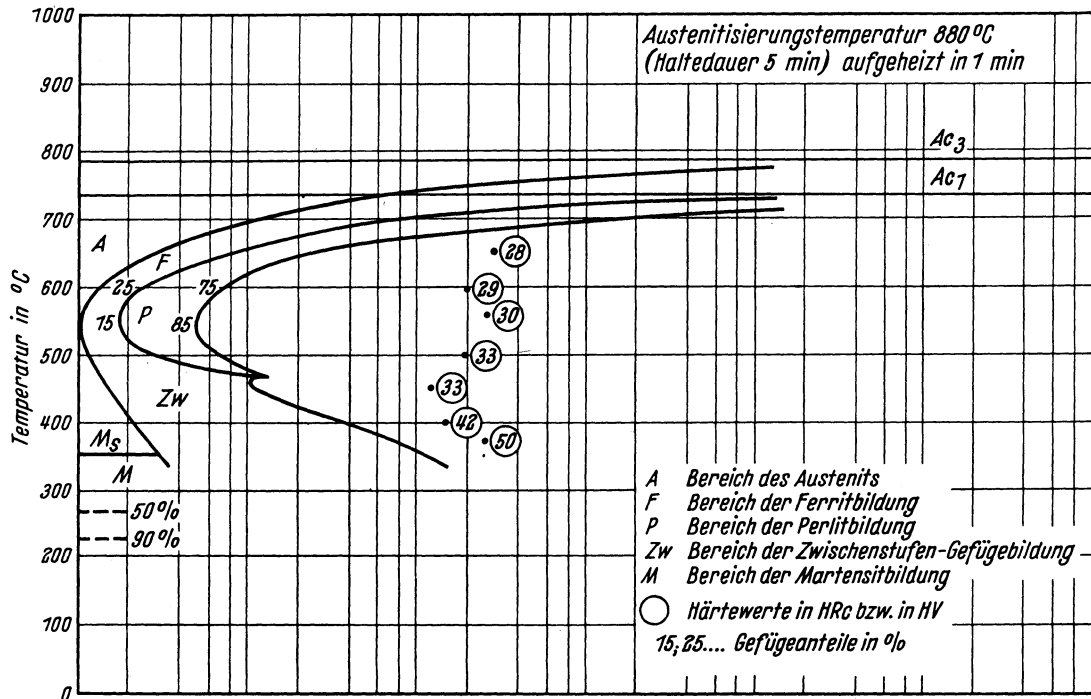


Härtekurven angelassener Stirnabschreckproben der Schmelze 3

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,44	0,22	0,66	0,022	0,029	0,15	—	—	—	0,02

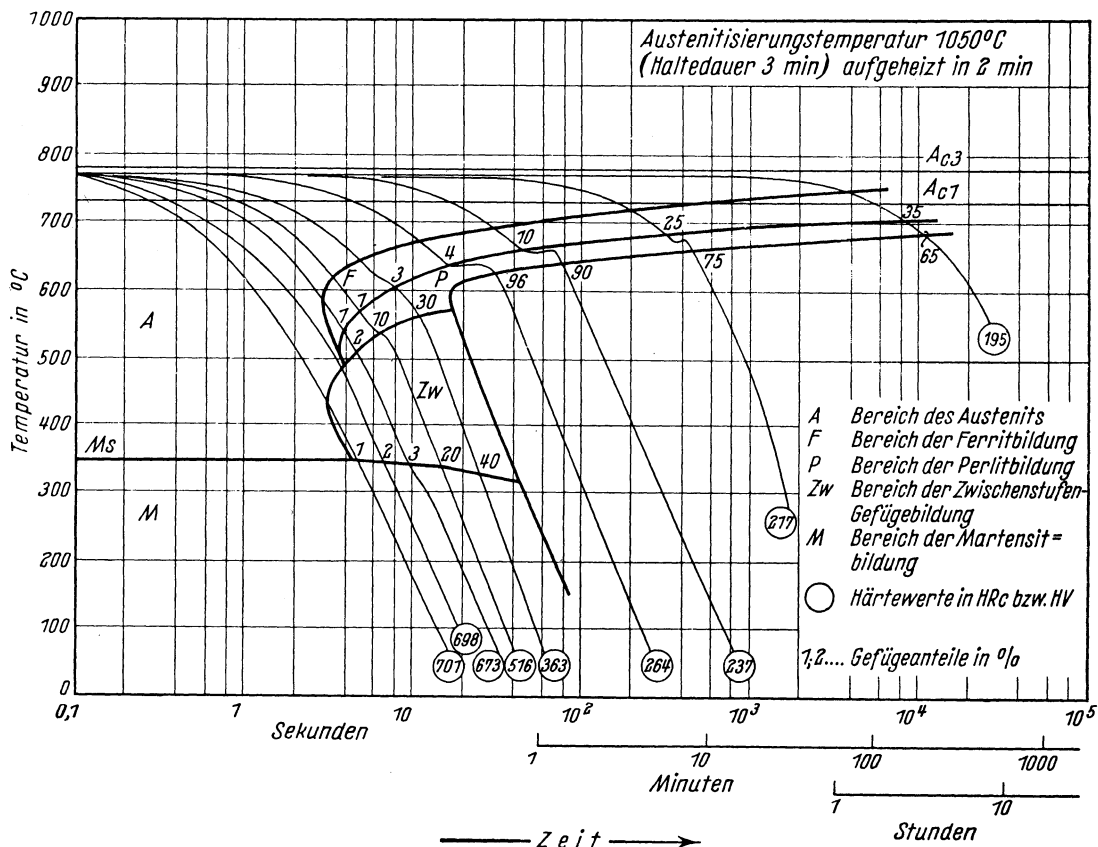
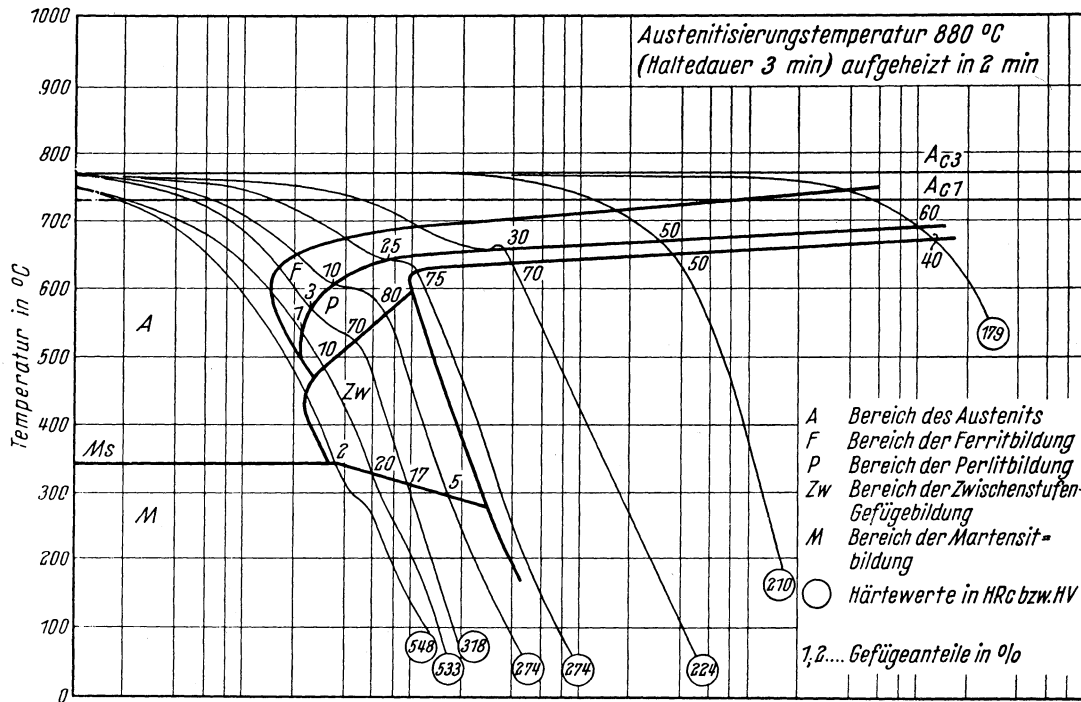


Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,44	0,22	0,66	0,022	0,029	0,15	—	—	—	0,02



Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Hohlproben von 4 mm Außen-Dmr.; 3,2 mm Innen-Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 1,5 mm Dicke.

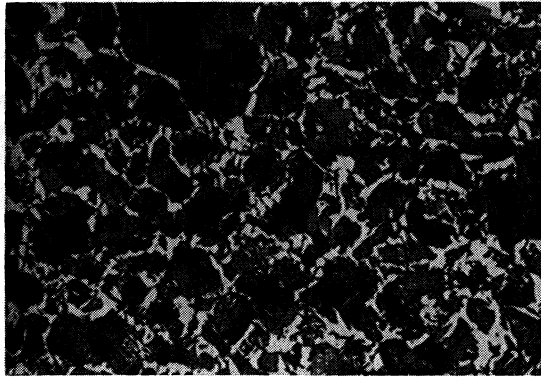
Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,44	0,22	0,66	0,022	0,029	0,15	—	—	—	0,02



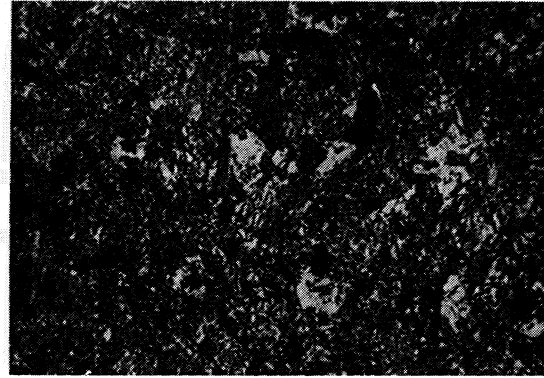
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 3 bei einer Austenitisierungstemperatur von 880° C. (500 : 1)

isothermisch

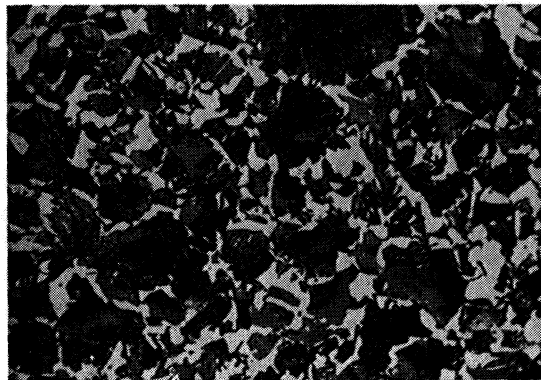


Umwandlungstemperatur 545° C
15% Ferrit, 85% Perlit
Härte 31 HRc

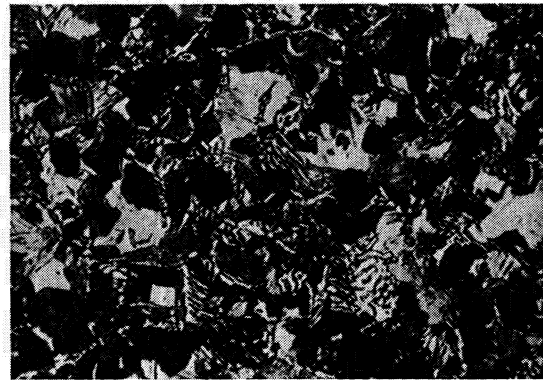


Umwandlungstemperatur 400° C
Zwischenstufengefüge
Härte 42 HRc

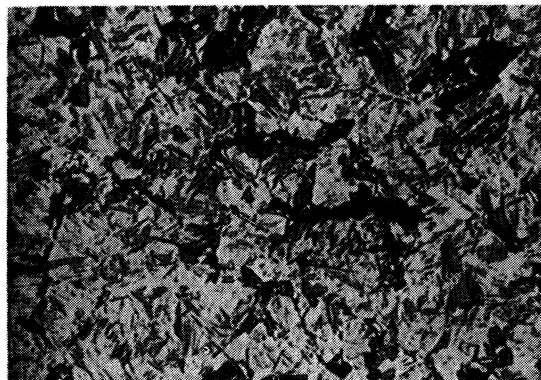
kontinuierlich



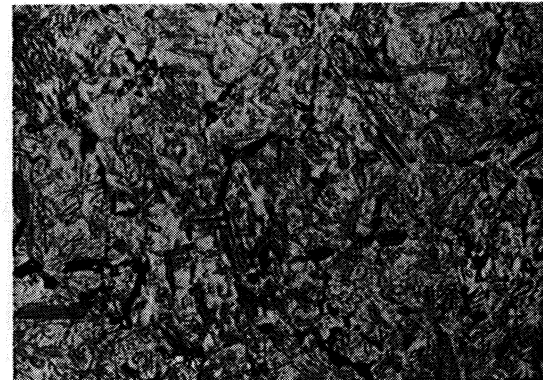
25% Ferrit, 75% Perlit
Härte 274 HV



3% Ferrit, 70% Perlit, 17% Zwischenstufengefüge,
10% Martensit
Härte 318 HV



1% Ferrit, 10% Perlit, 20% Zwischenstufengefüge,
69% Martensit
Härte 533 HV



1-2% Zwischenstufengefüge, 99-98% Martensit
Härte 548 HV

Stahl 37 MnSi 5

II-102 A

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Alte Bezeichnung nach DIN 1667: 37 MnSi 5

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.5122

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	mindestens	0,33	1,1	1,1						
höchstens	0,41	1,4	1,4	0,035	0,035					

Temperaturen nach DIN 17200 für

Normalglühen	Weichglühen	Härten	
		in Wasser	in Öl
860 bis 890° C	680 bis 720° C	830 bis 850° C	840 bis 860° C

Chemische Zusammensetzung von 5 Schmelzen, die aus insgesamt 11 untersuchten zur Kennzeichnung der Streuung der Härbarkeit ausgewählt wurden. (Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
1	0,39	1,40	1,22	0,023	0,018	0,16	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.
2	0,38	1,05	1,14	0,035	0,019	0,23	n. b.	n. b.	n. b.	0,02
3	0,37	0,89	0,99	0,017	0,014	0,11	0,20	0,03	0,20	< 0,01
4	0,34	1,11	1,23	0,022	0,012	0,19	0,17	0,04	0,18	0,03
5	0,33	1,25	1,27	0,035	0,006	0,30	0,16	0,05	0,21	< 0,01

Erschmelzungsart und Korngrößen der ausgewählten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Austenit-Korngröße nach		McQuaid-Ehn-Korngröße
		7 min 860° C	7 min 1050° C	
1	bas. Siemens-Martin-Ofen	9	3 bis 4	3, vereinzelt 5
2	„ „	9	4	4 und 6
3	„ Hochfrequenzofen	8 bis 9	3 bis 4	4 und 6
4	„ Siemens-Martin-Ofen	8, vereinzelt 10	3, vereinzelt 5	4 bis 5
5	„ Elektro-Ofen	8 bis 9	3, vereinzelt 2	7

Verarbeitung: Geschmiedet auf 30 mm Ø

Vorbehandlung: Normalglühung 30 min 870° C / Luftabkühlung

Zusätzliche Angaben über die den Umwandelungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 2

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
		0,38	1,05	1,14	0,035	0,019	0,23	n. b.	n. b.	n. b.

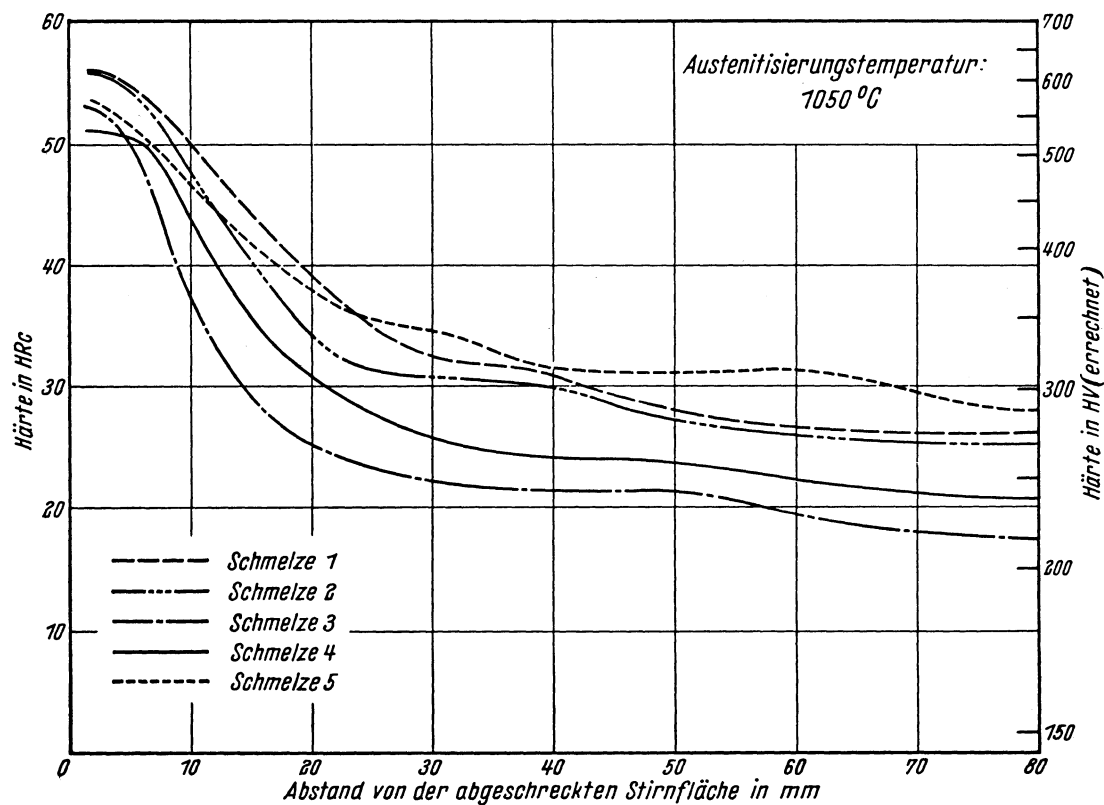
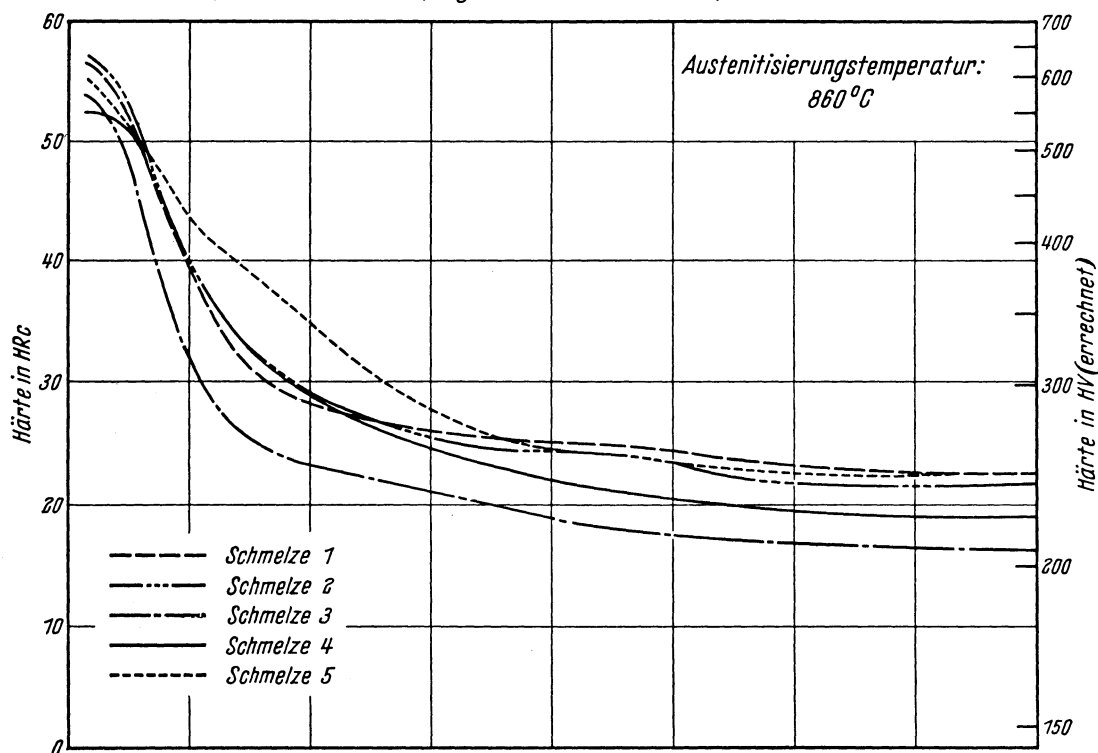
Ac₃-Temperatur: 795° C }
 Ac₁-Temperatur: 735° C } gemessen beim Erwärmen mit 3°/min.
 Ms-Temperatur: 330° C

Kritische Abkühlungszeiten von Ac₃ bis 500° C nach Abkühlen von 860° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

$$\left\{ \begin{array}{l} K_m = 2,2 \text{ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \\ K_{50} = 18 \text{ s (50\% Martensit)} \\ K_f = 5 \text{ s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)} \\ K_p = 58 \text{ s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \end{array} \right.$$

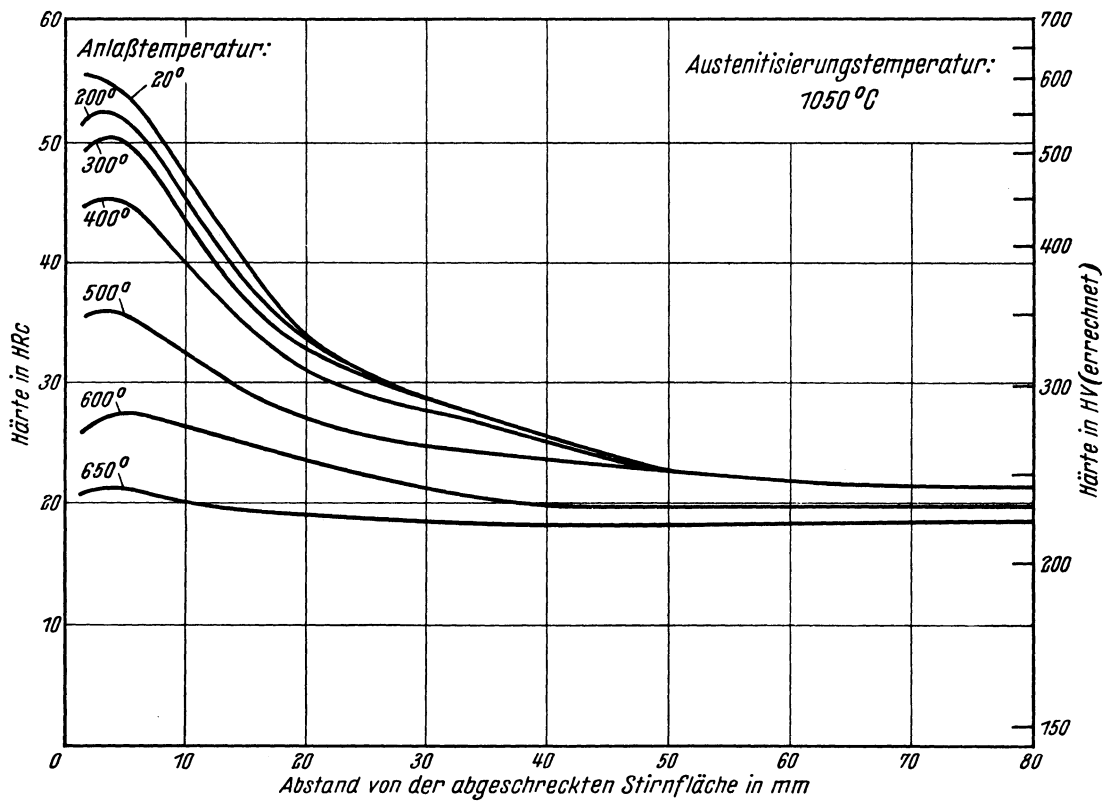
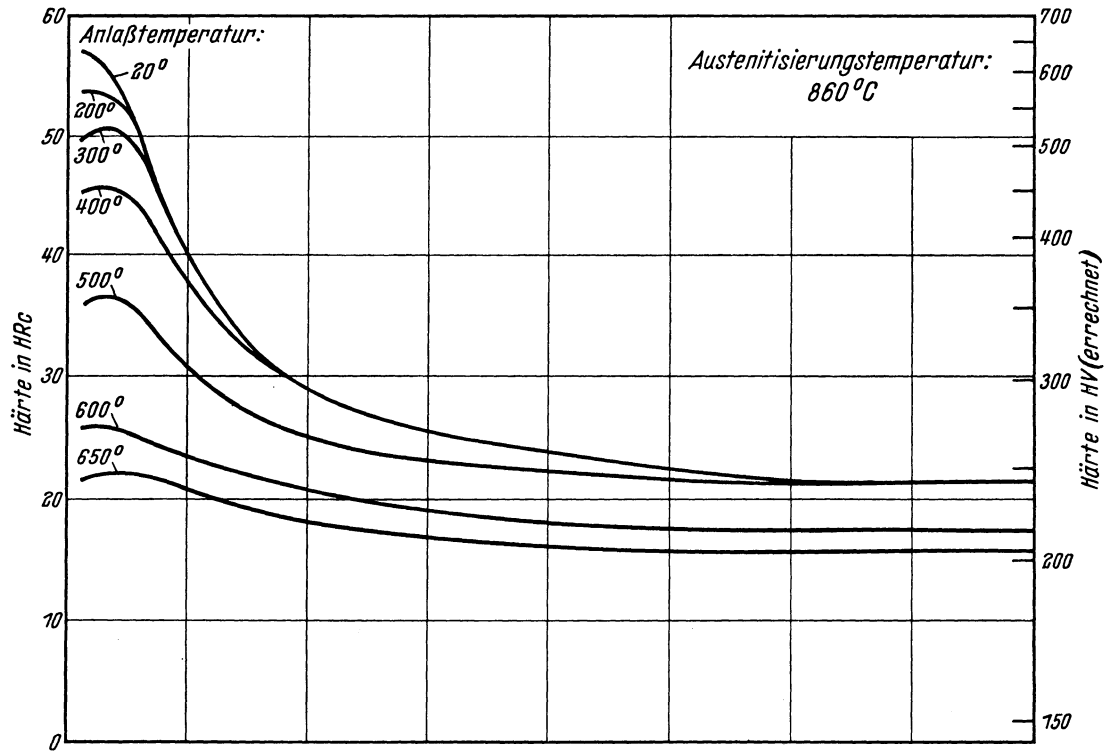
Bearbeiter: A. Rose, W. Peter u. W. Strassburg

Stirnabschreckkurven der Schmelzen 1 bis 5
(Stirnabschreckprüfung nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650-50)

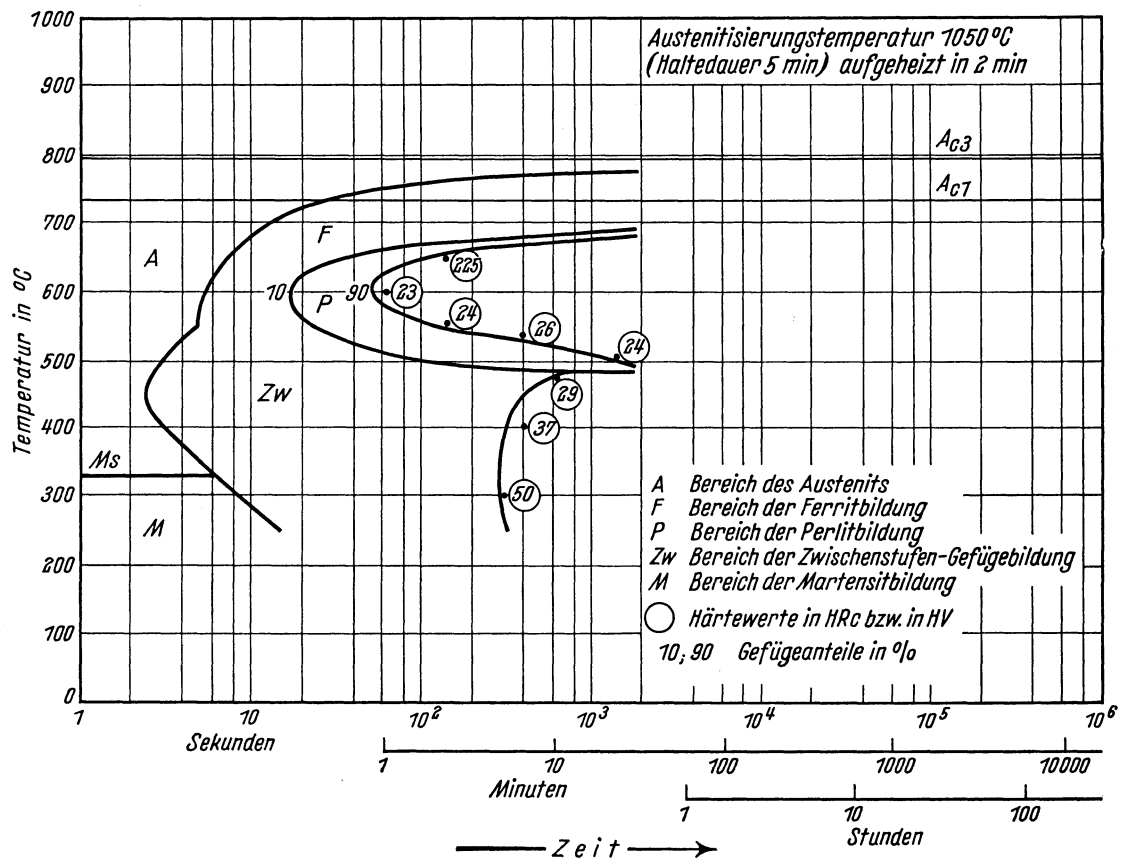
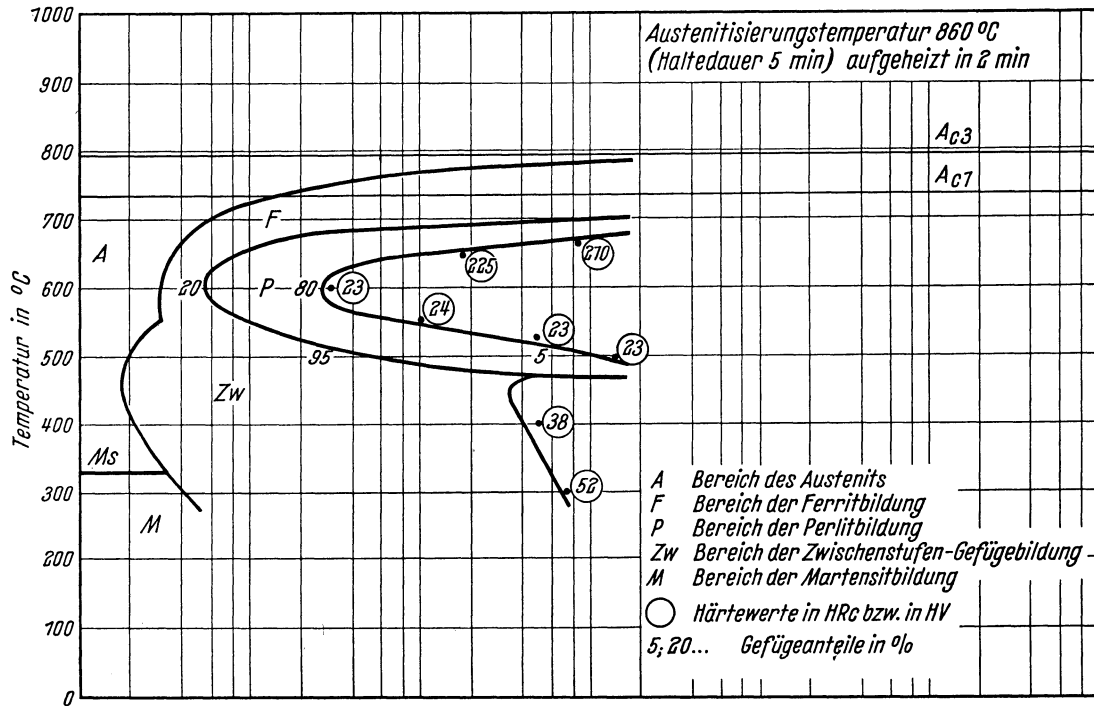


Härtekurven angelassener Stirnabschreckproben der Schmelze 2

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,38	1,05	1,14	0,035	0,019	0,23	—	—	—	0,02

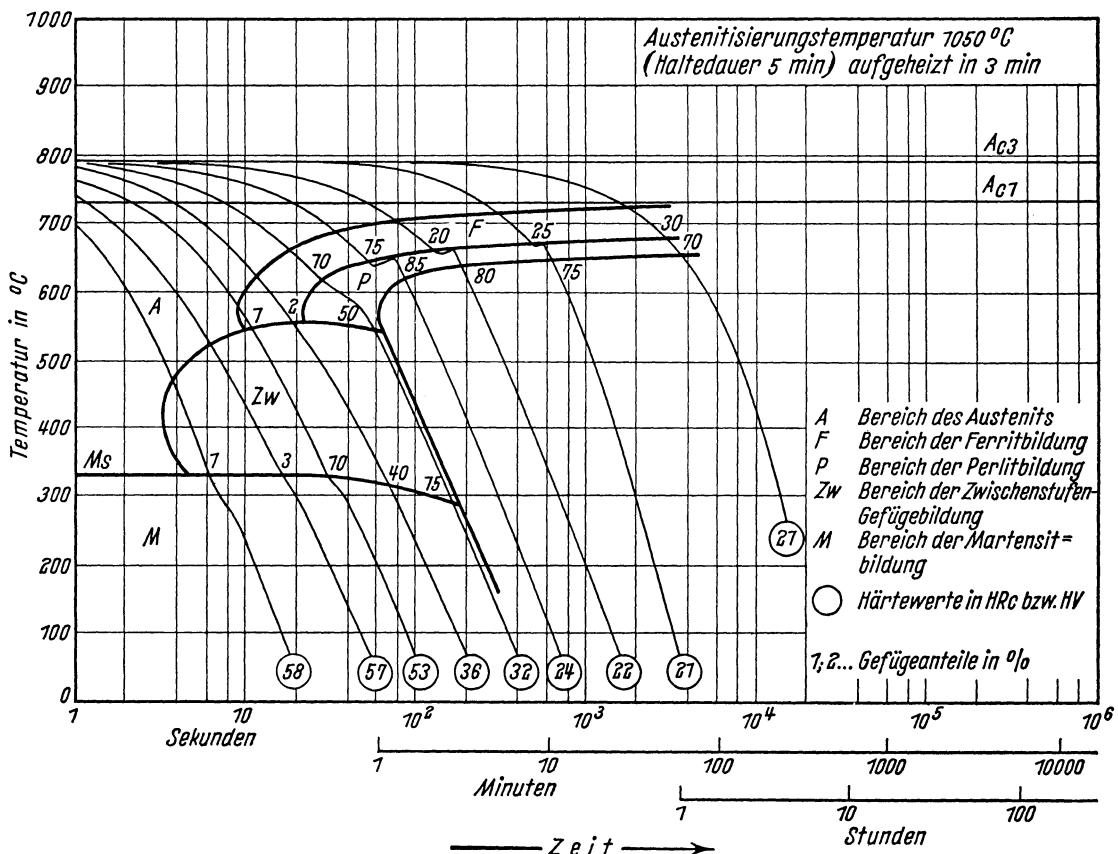
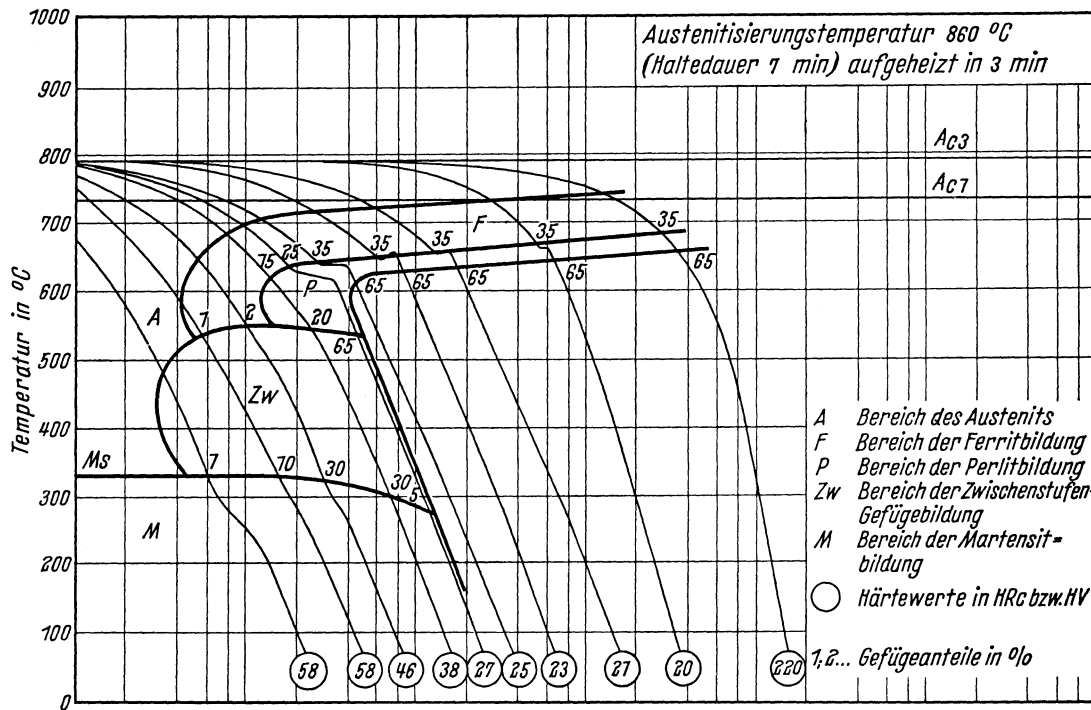


Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,38	1,05	1,14	0,035	0,019	0,23	—	—	—	0,02



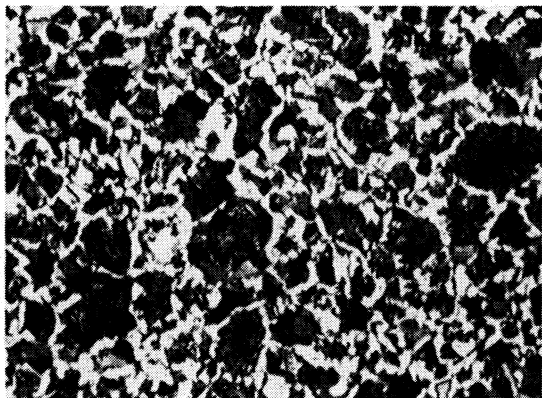
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 1,5 mm Dicke.

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,38	1,05	1,14	0,035	0,019	0,23	—	—	—	0,02

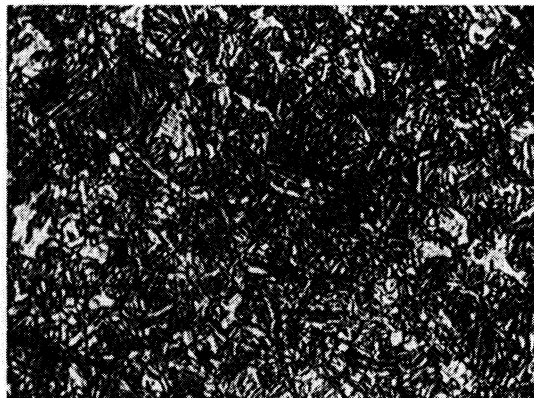


Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 1 mm Dicke.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 2 bei einer Austenitisierungstemperatur von 860° C. (500 : 1) isothermisch

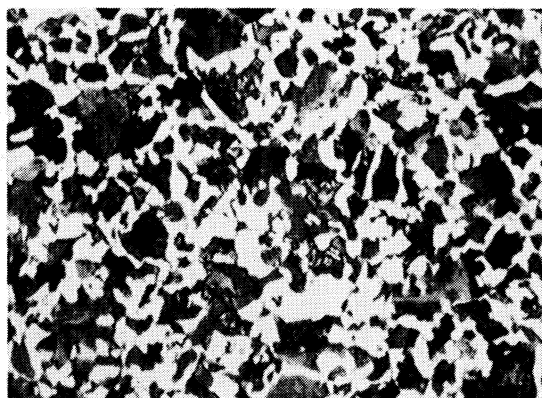


Umwandlungstemperatur 600° C
20% Ferrit, 80% Perlit
Härte 23 HRc



Umwandlungstemperatur 400° C
Zwischenstufengefüge
Härte 38 HRc

kontinuierlich



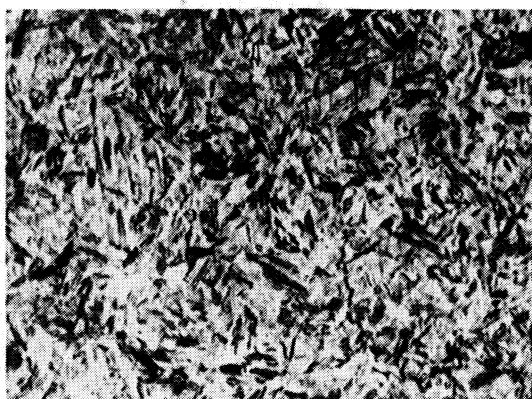
35% Ferrit, 65% Perlit
Härte 23 HRc



2% Ferrit, 30% Zwischenstufengefüge,
68% Martensit
Härte 46 HRc



1% Ferrit, 10% Zwischenstufengefüge,
89% Martensit
Härte 58 HRc



1% Zwischenstufengefüge, 99% Martensit
Härte 58 HRc

Stahl 42 MnV 7

II-103 A

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Alte Bezeichnung nach DIN 1667: 42 MnV 7

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.5223

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	mindestens	0,38	0,15	1,6						
höchstens	0,45	0,35	1,9	0,035	0,035					0,12

Temperaturen nach DIN 17200 für

Normalglühen	Weichglühen	Härten	
		in Wasser	in Öl
860 bis 890° C	640 bis 680° C	840 bis 860° C	850 bis 870° C

Chemische Zusammensetzung von 5 Schmelzen, die aus insgesamt 8 untersuchten zur Kennzeichnung der Streuung der Härtebarkeit ausgewählt wurden. (Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
1	0,45	0,27	1,76	0,017	0,018	0,18	0,19	< 0,01	0,06	0,07
2	0,43	0,28	1,67	0,021	0,008	0,32	0,06	0,03	0,11	0,10
3	0,41	0,28	1,78	0,017	0,016	0,19	0,13	0,04	0,10	0,11
4	0,41	0,26	1,65	0,017	0,021	0,13	0,19	< 0,01	0,07	0,07
5	0,38	0,28	1,76	0,035	0,015	0,33	0,16	0,05	0,17	0,07

Erschmelzungsart und Korngrößen der ausgewählten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Austenit-Korngröße nach		McQuaid-Ehn-Korngröße
		5 min 870° C	5 min 1050° C	
1	bas. Siemens-Martin-Ofen	7	3	6 und 5
2	„ „	8	3 bis 4	5 bis 6
3	„ Elektro-Ofen	7	3	7
4	„ Siemens-Martin-Ofen	8	3	6, vereinzelt 5
5	„ „	7 bis 8	3	6, vereinzelt 5

Verarbeitung: Geschmiedet auf 30 mm \varnothing

Vorbehandlung: Normalglühung 30 min 870° C / Luftabkühlung

Zusätzliche Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 2

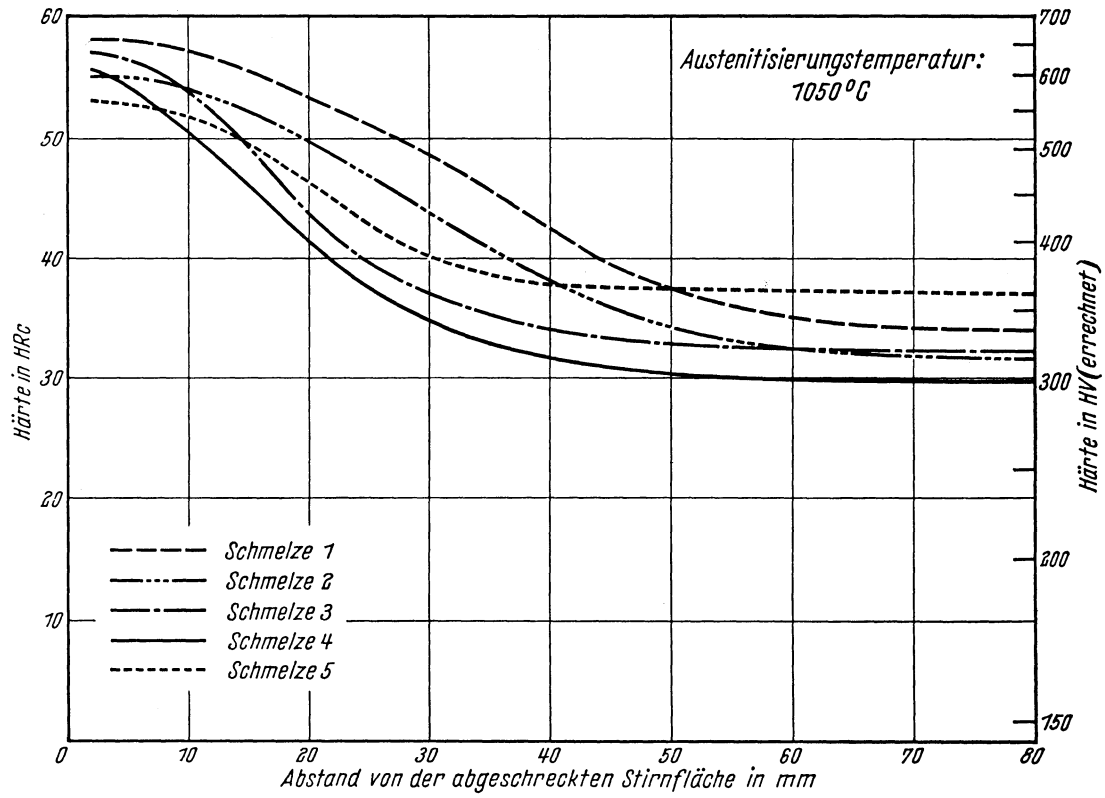
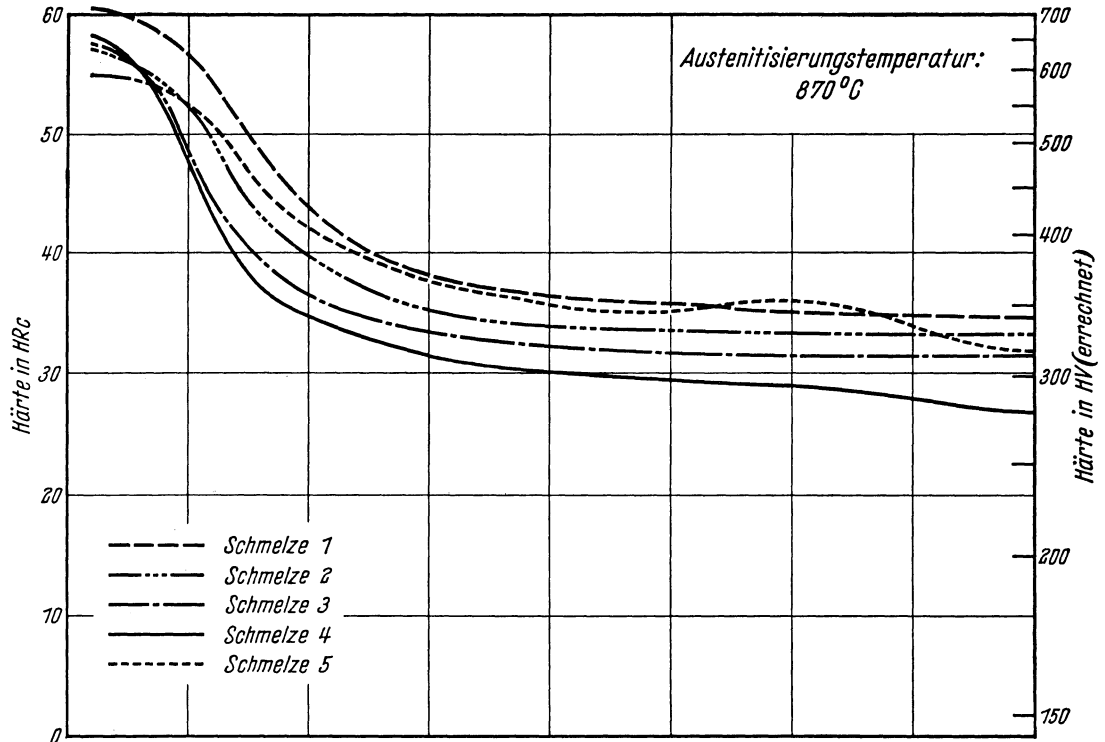
Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
		0,43	0,28	1,67	0,021	0,008	0,32	0,06	0,03	0,11

A_{c_3} -Temperatur: 770° C }
 A_{c_1} -Temperatur: 725° C } gemessen beim Erwärmen mit 3°/min.
 M_s -Temperatur: 310° C

Kritische Abkühlungszeiten von A_{c_3} bis 500° C nach Abkühlen von 870° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)
 $\left\{ \begin{array}{l} K_m = 5,0 \text{ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \\ K_{50} = 35 \text{ s (50\% Martensit)} \\ K_f = 55 \text{ s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)} \\ K_p = 500 \text{ s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \end{array} \right.$

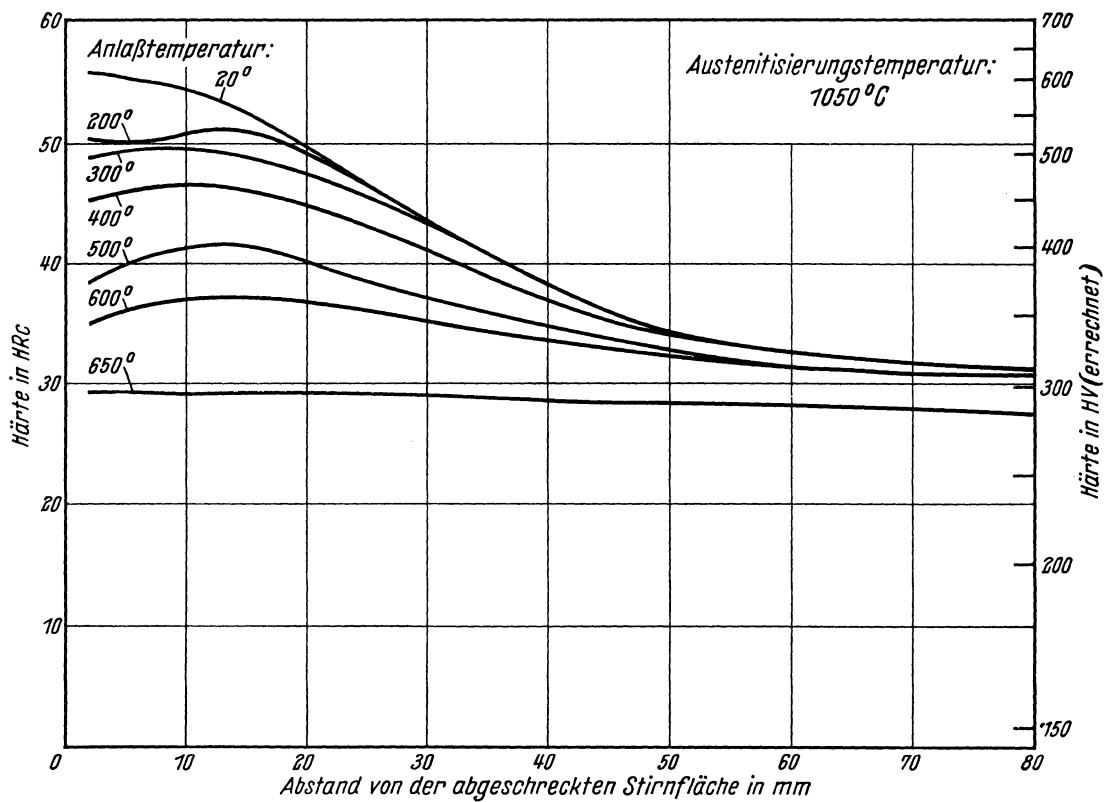
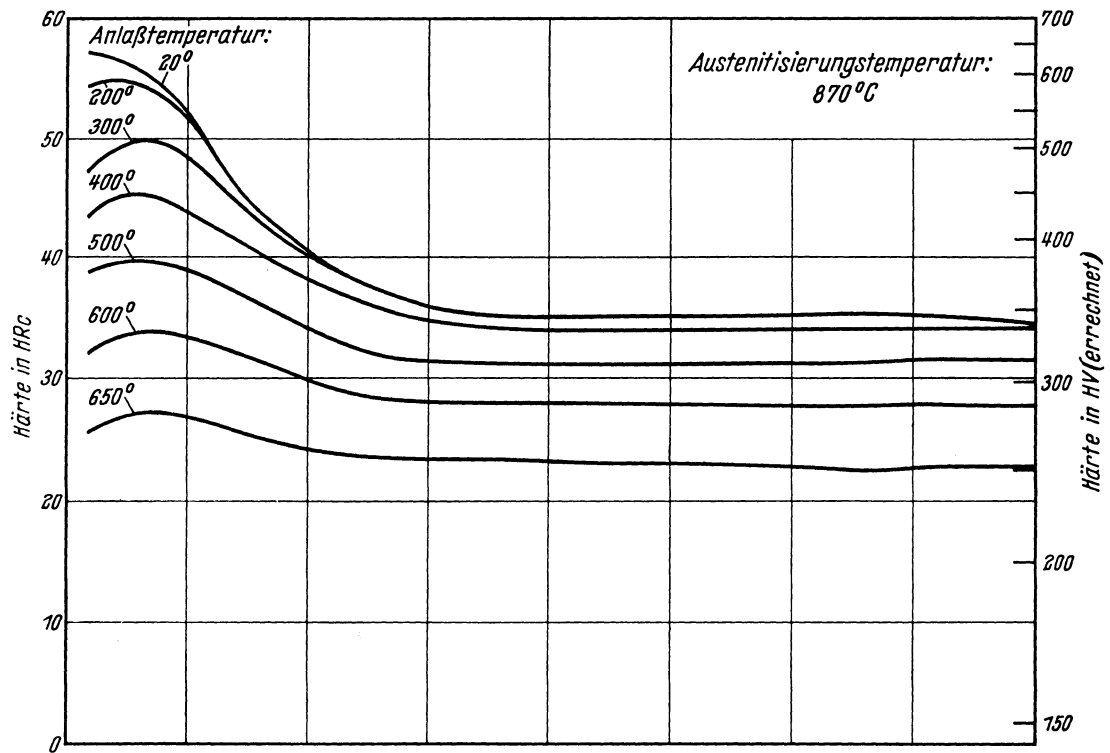
Bearbeiter: A. Rose u. W. Strassburg

Stirnabschreckkurven der Schmelzen 1 bis 5
(Stirnabschreckprüfung nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650-50)

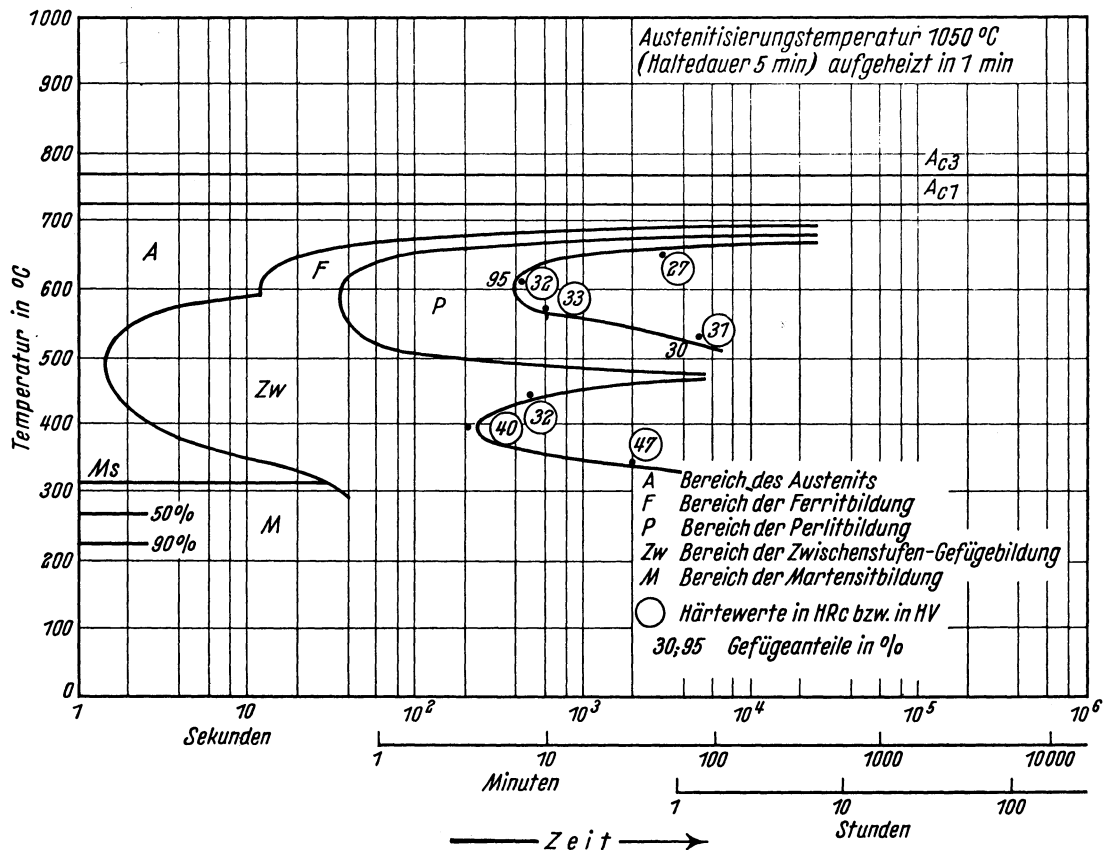
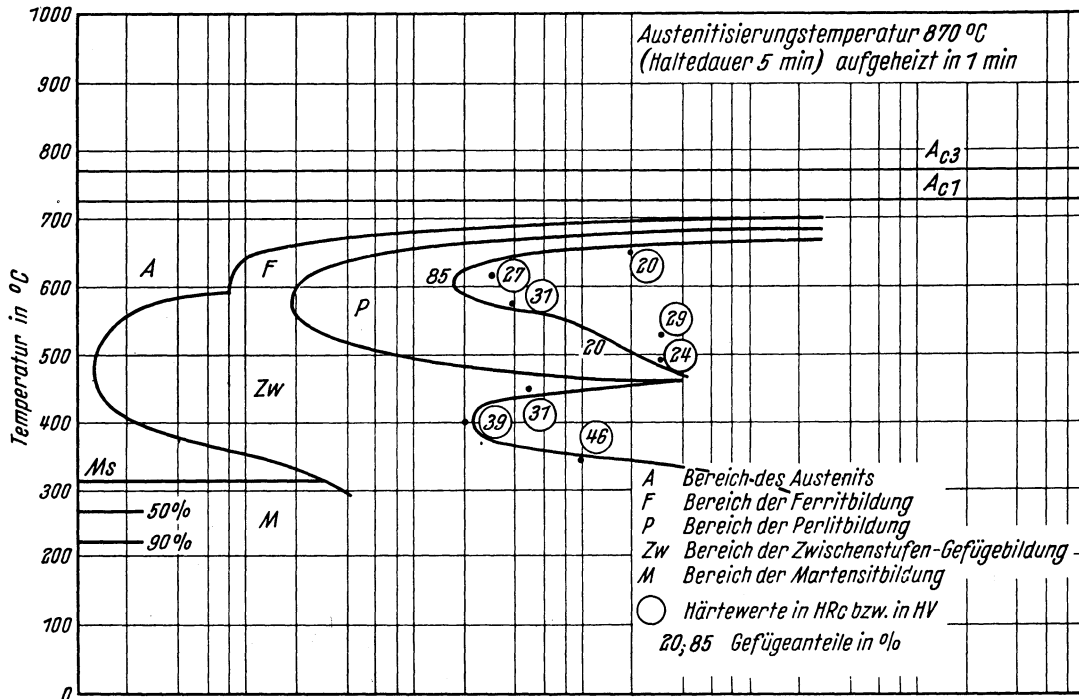


Härtekurven angelassener Stirnabschreckproben der Schmelze 2

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,43	0,28	1,67	0,021	0,008	0,32	0,06	0,03	0,11	0,10

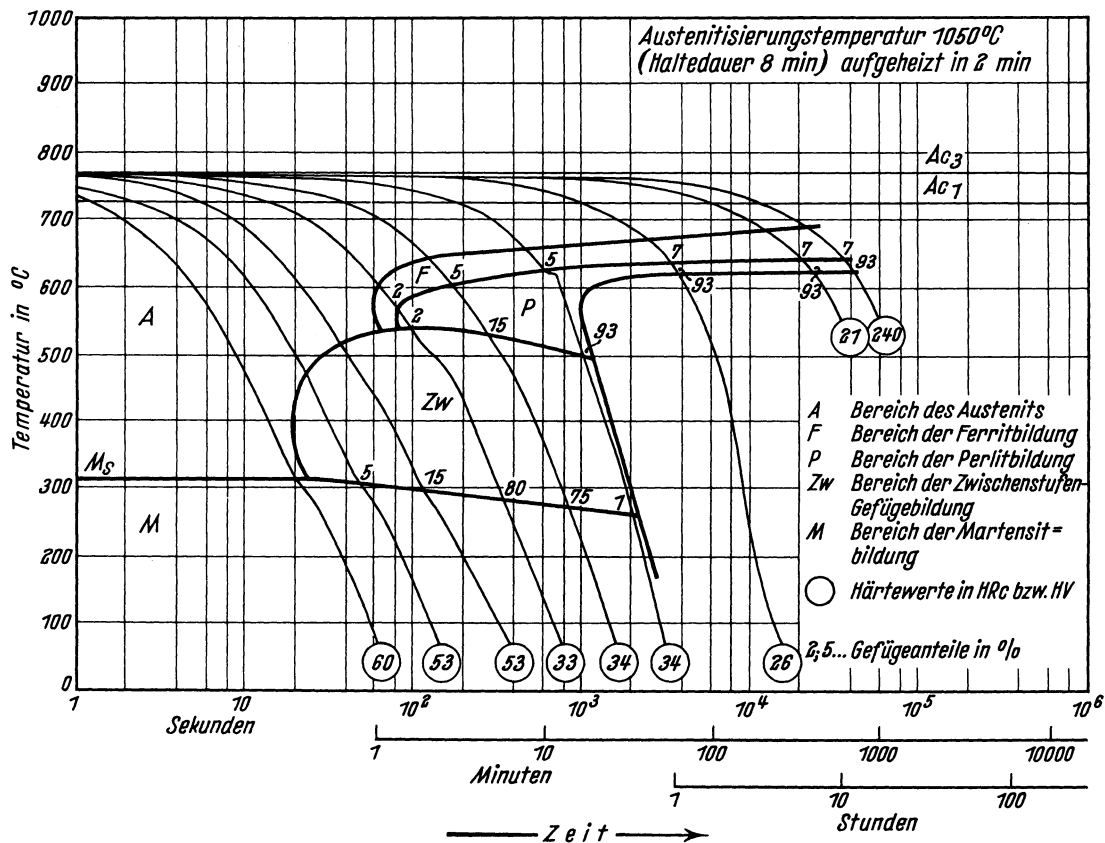
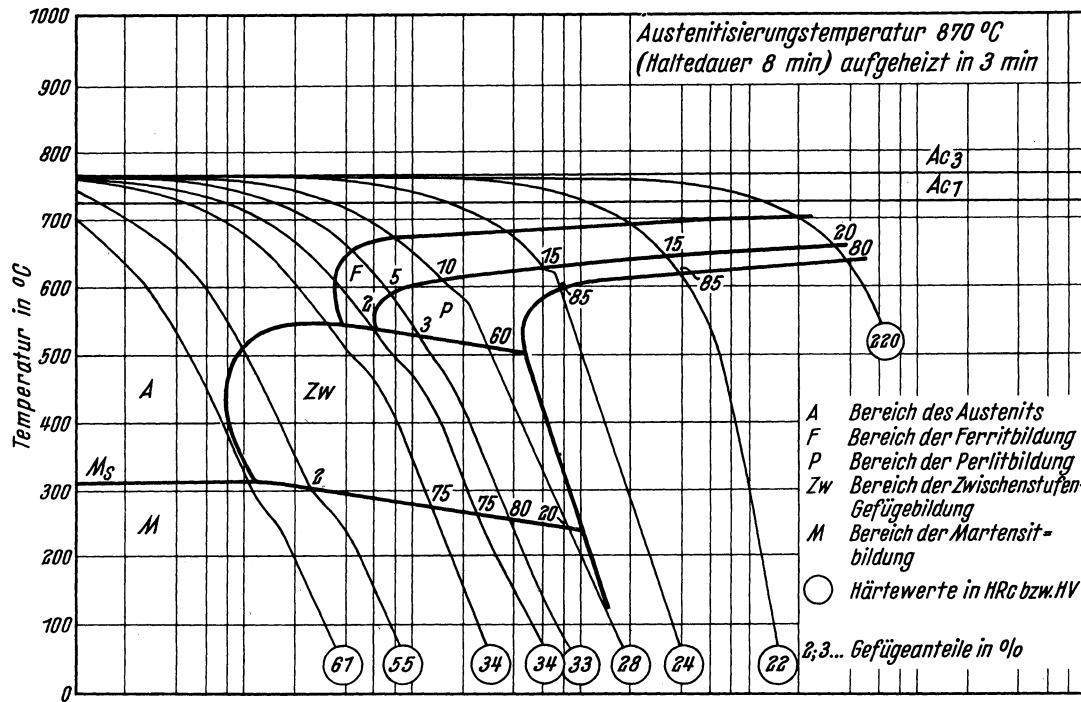


Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,43	0,28	1,67	0,021	0,008	0,32	0,06	0,03	0,11	0,10



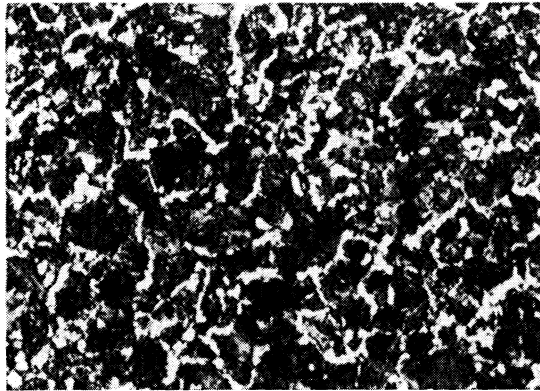
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Hohlproben von 4 mm Außen-Dmr.; 3,2 mm Innen-Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 2 mm Dicke.

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,43	0,28	1,67	0,021	0,008	0,32	0,06	0,03	0,11	0,10

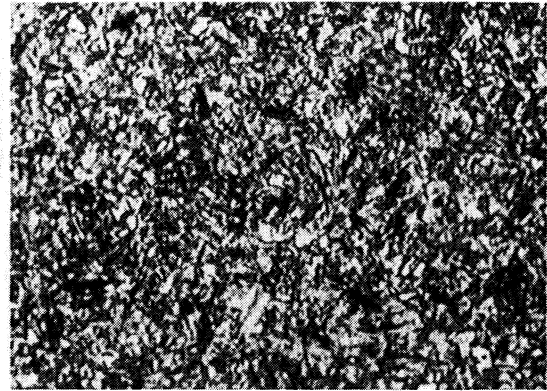


Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 2 bei einer Austenitisierungstemperatur von 870° C. (500 : 1)
isothermisch

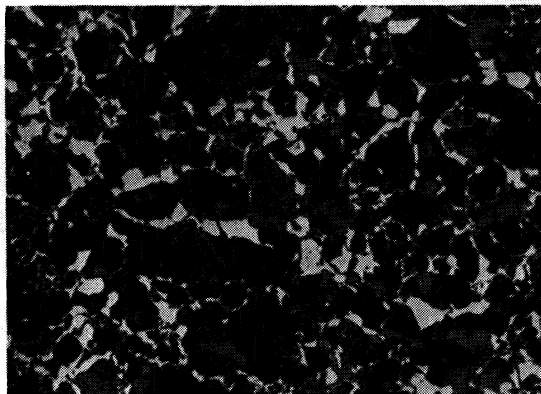


Umwandlungstemperatur 615° C
15% Ferrit, 85% Perlit
Härte 27 HRc

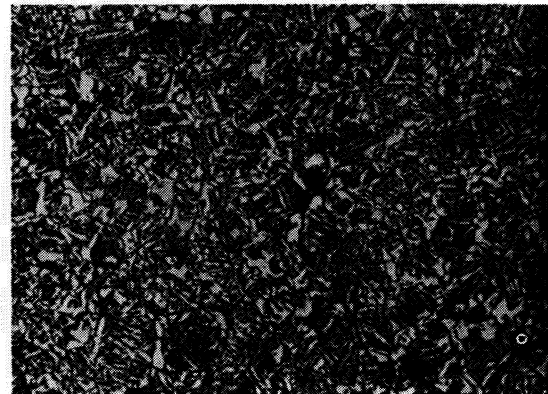


Umwandlungstemperatur 400° C
Zwischenstufengefüge
Härte 39 HRc

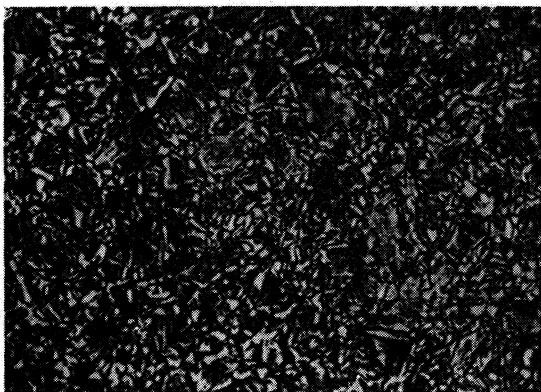
kontinuierlich



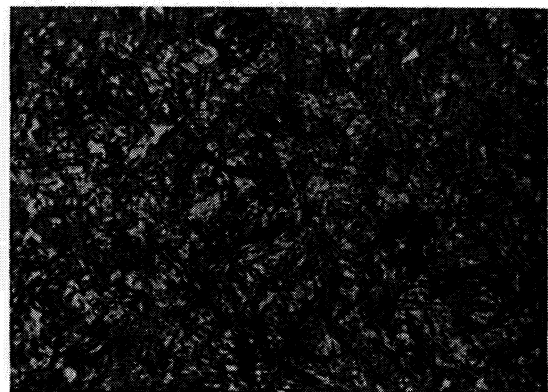
15% Ferrit, 85% Perlit
Härte 24 HRc



5% Ferrit, 3% Perlit, 80% Zwischenstufengefüge,
12% Martensit
Härte 33 HRc



75% Zwischenstufengefüge, 25% Martensit
Härte 34 HRc



Martensit
Härte 61 HRc

Stahl 34 Cr 4

II-104 A

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Alte Bezeichnung nach DIN 1667: —

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.7033

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	mindestens	0,30	0,15	0,50			0,90			
höchstens	0,37	0,35	0,80	0,035	0,035	1,20				

Temperaturen nach DIN 17200 für

Normalglühen	Weichglühen	Härten	
		in Wasser	in Öl
850 bis 880° C	680 bis 720° C	820 bis 840° C	830 bis 850° C

Chemische Zusammensetzung von 5 Schmelzen, die aus insgesamt 11 untersuchten zur Kennzeichnung der Streuung der Härtebarkeit ausgewählt wurden. (Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
1	0,37	0,35	0,68	0,027	0,020	1,06	0,17	0,02	0,18	<0,01
2	0,36	0,29	0,69	0,011	0,014	1,09	0,12	0,07	0,08	0,01
3	0,35	0,23	0,65	0,026	0,013	1,11	0,18	0,05	0,23	<0,01
4	0,33	0,23	0,55	0,016	0,017	1,03	0,20	0,07	0,05	0,01
5	0,30	0,21	0,57	0,015	0,018	0,90	0,25	< 0,01	0,06	0,01

Erschmelzungsart und Korngrößen der ausgewählten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Austenit-Korngröße nach		Mc Quaid-Ehn-Korngröße
		7 min 850° C	7 min 1050° C	
1	bas. Siemens-Martin-Ofen	8	3	4
2	„ Elektro-Ofen	8 bis 9	3	9, vereinzelt 7
3	„ Siemens-Martin-Ofen	9	3 bis 4	3 bis 4
4	„ „	7 bis 8	3 bis 4	3 und 5
5	„ „	7, vereinzelt 6	3	3, vereinzelt 2

Verarbeitung: Geschmiedet auf 30 mm Ø

Vorbehandlung: Normalglühung 30 min 870° C / Luftabkühlung

Zusätzliche Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 3

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
		0,35	0,23	0,65	0,026	0,013	1,11	0,18	0,05	0,23

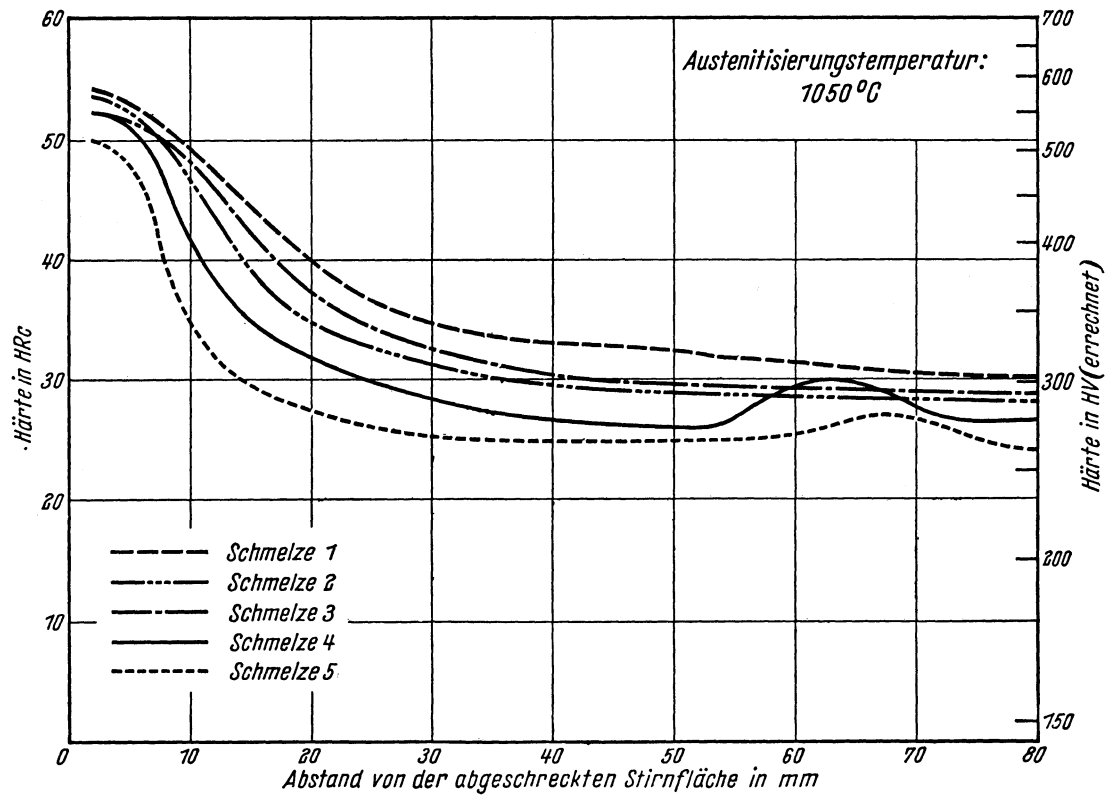
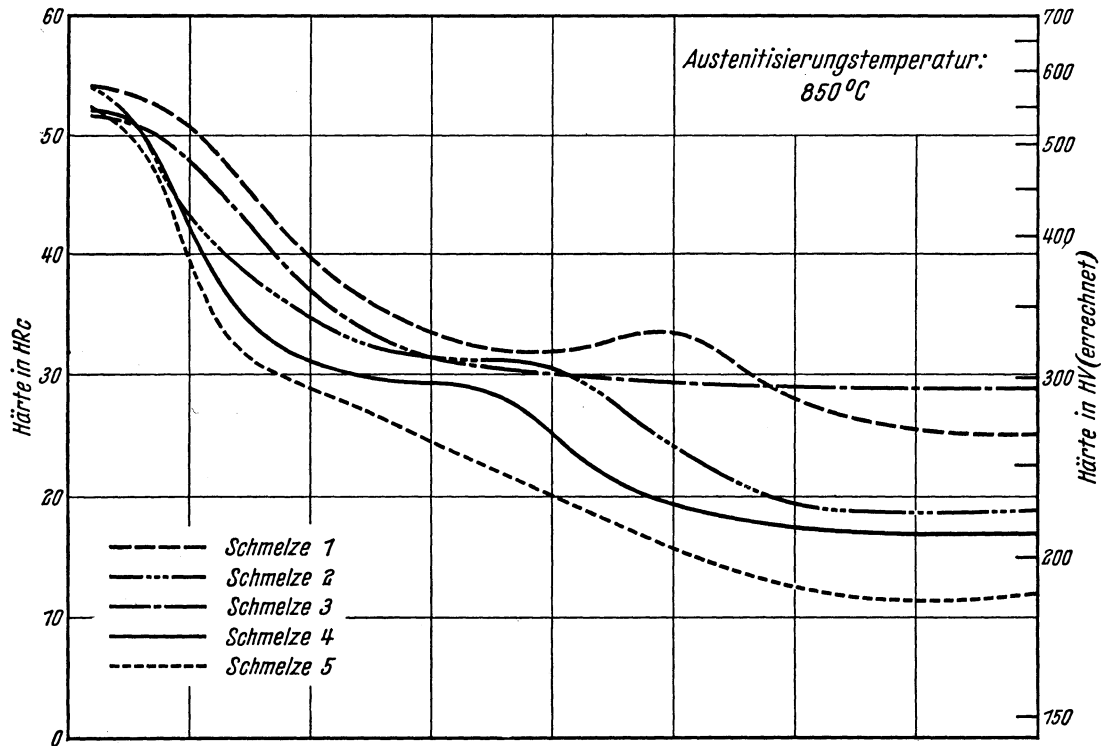
A_{c3} -Temperatur: 795° C }
 A_{c1} -Temperatur: 745° C } gemessen beim Erwärmen mit 3°/min.
 M_s -Temperatur: 360° C

Kritische Abkühlungszeiten von A_{c3} bis 500° C nach Abkühlen von 850° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

$$\left\{ \begin{array}{l} K_m = 8 \text{ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \\ K_{50} = 40 \text{ s (50\% Martensit)} \\ K_f = 50 \text{ s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)} \\ K_p = 230 \text{ s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \end{array} \right.$$

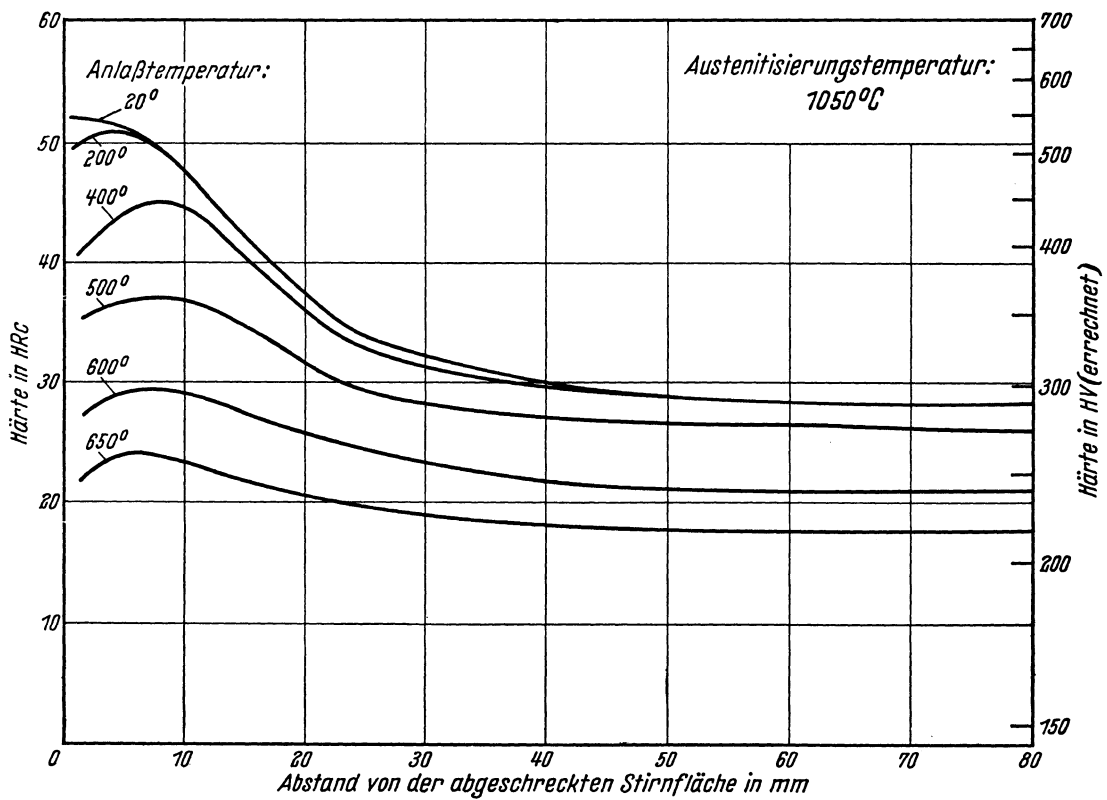
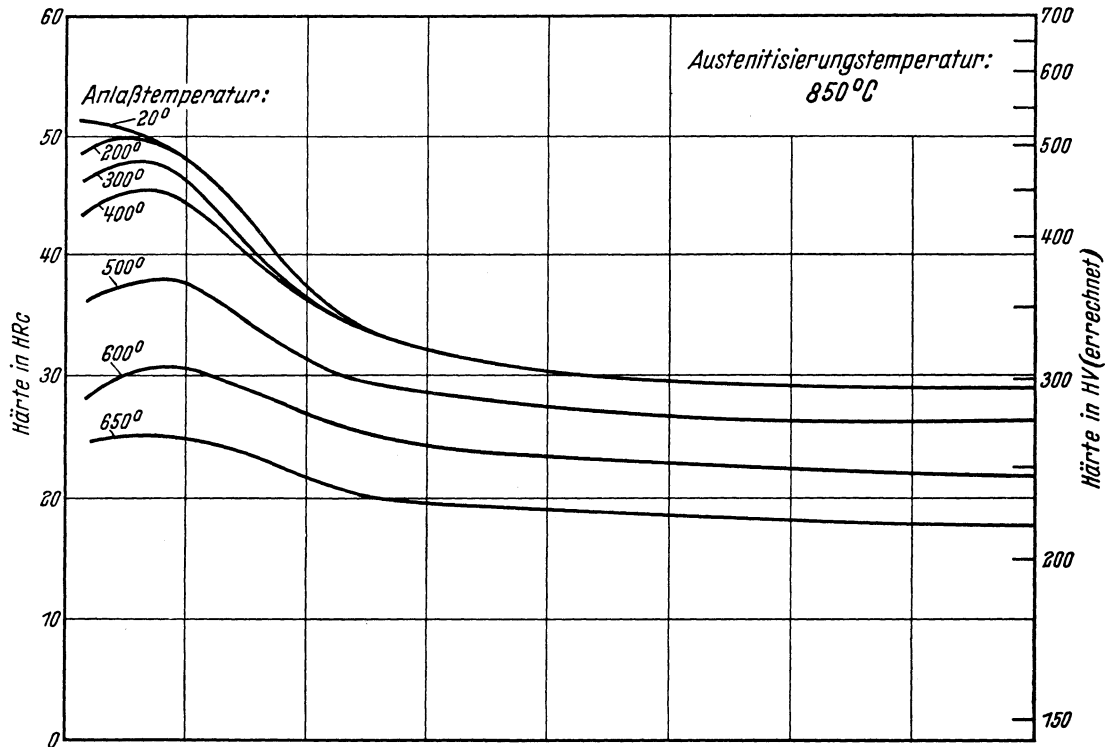
Bearbeiter: A. Rose u. W. Strassburg

Stirnabschreckkurven der Schmelzen 1 bis 5
(Stirnabschreckprüfung nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650-50)

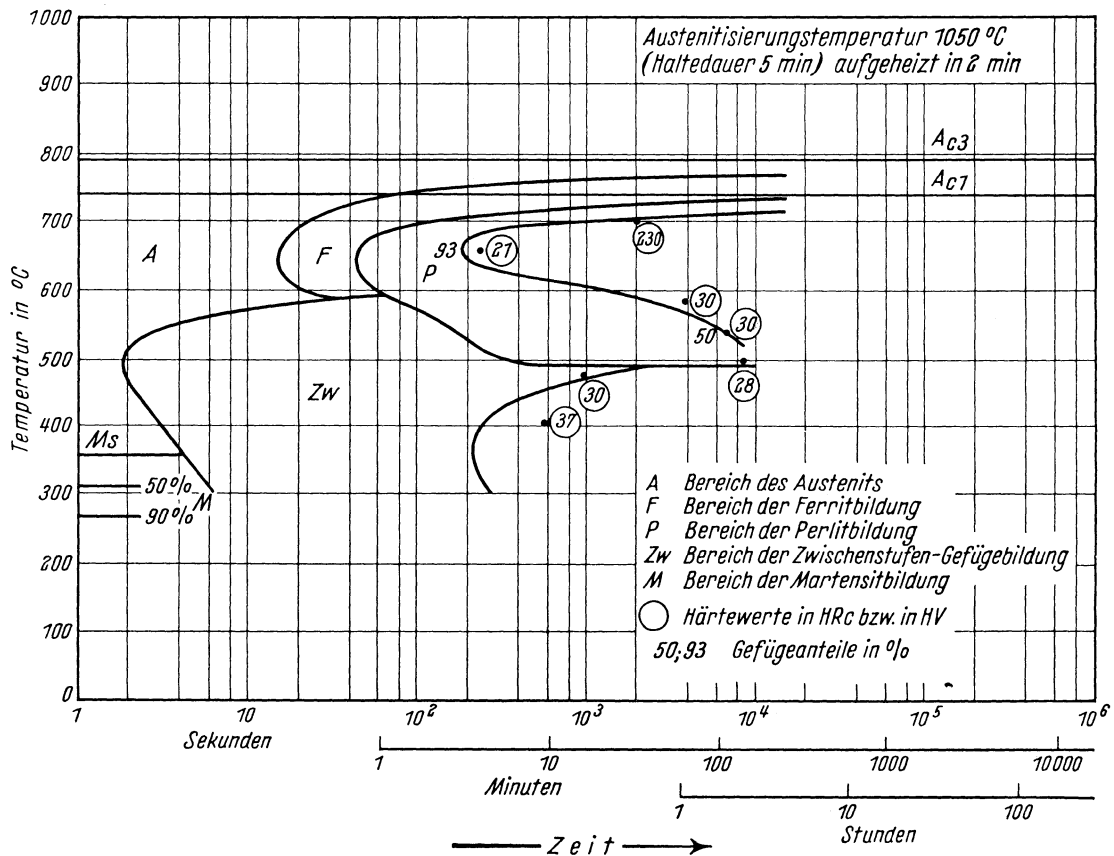
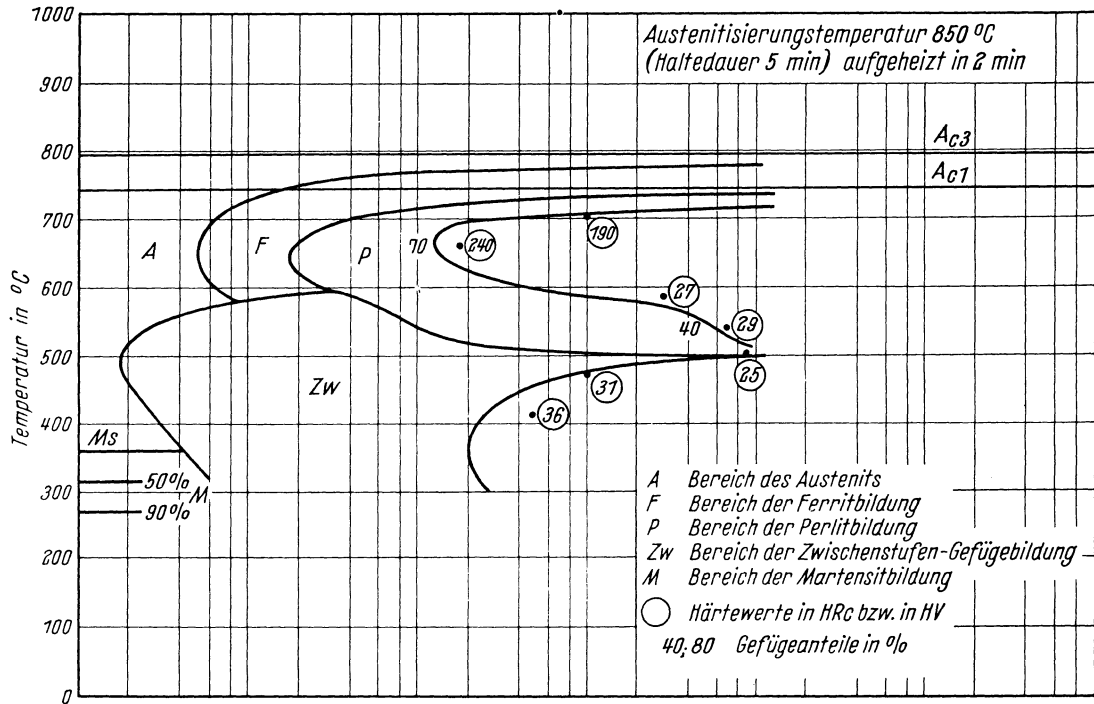


Härtekurven angelassener Stirnabschreckproben der Schmelze 3

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,35	0,23	0,65	0,028	0,013	1,11	0,18	0,05	0,23	<0,01

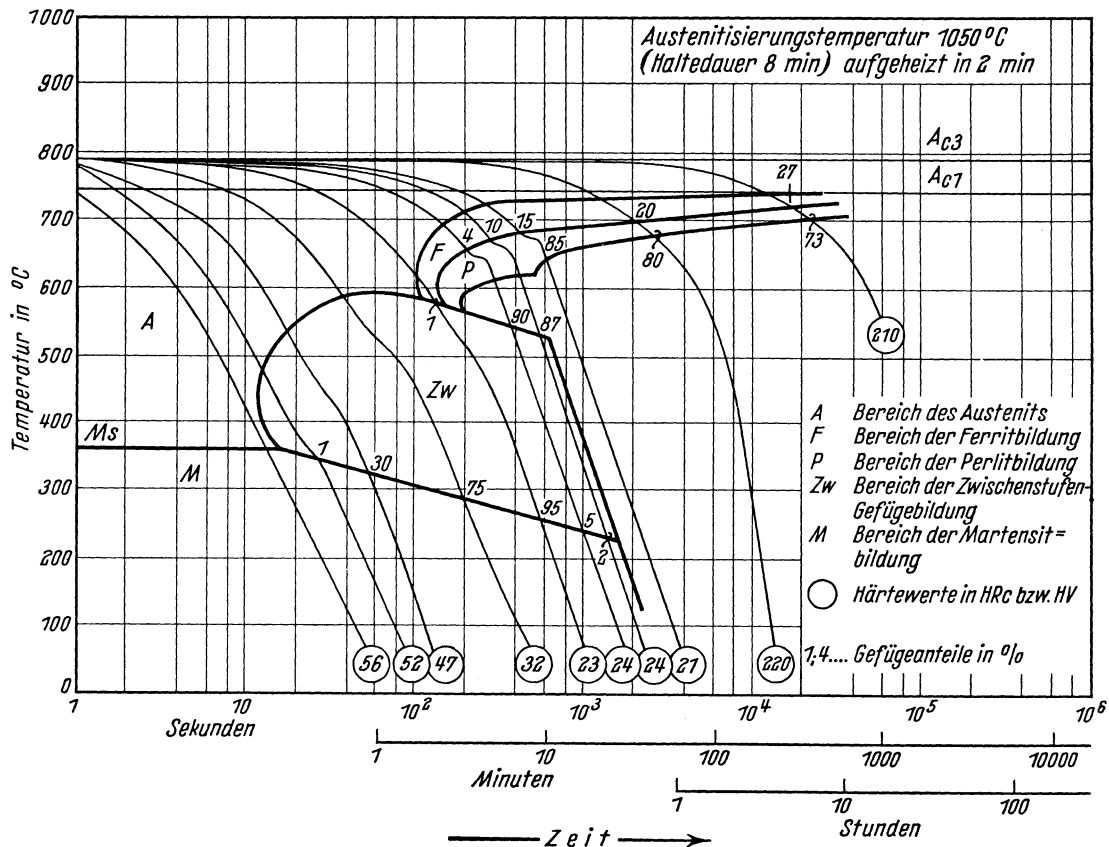
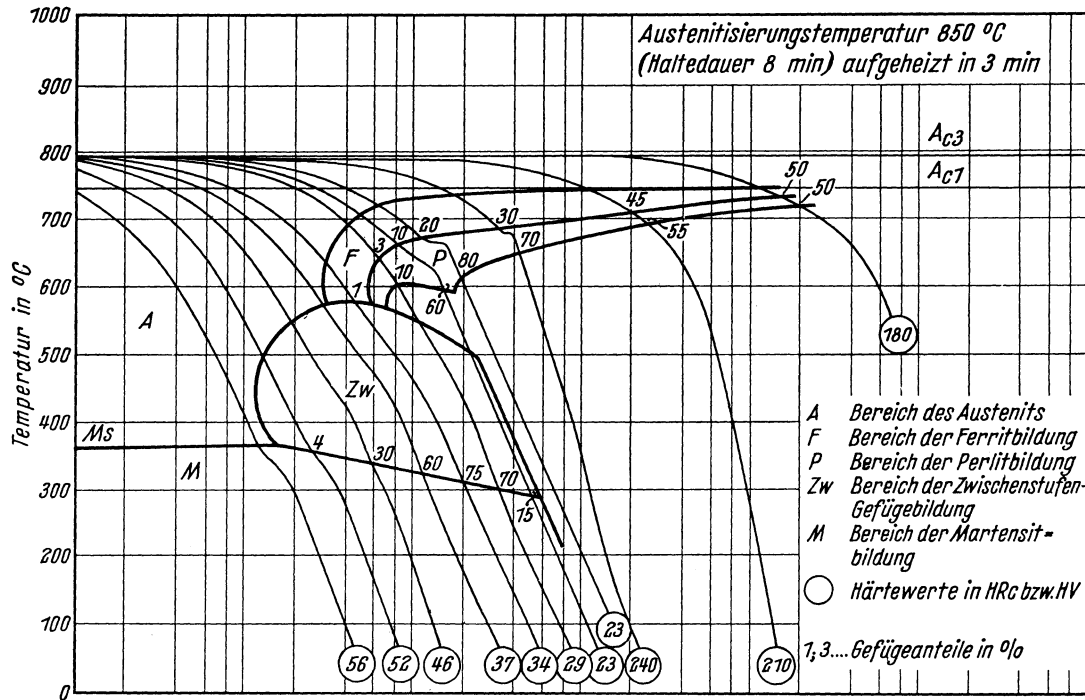


Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,35	0,23	0,65	0,026	0,013	1,11	0,18	0,05	0,23	< 0,01



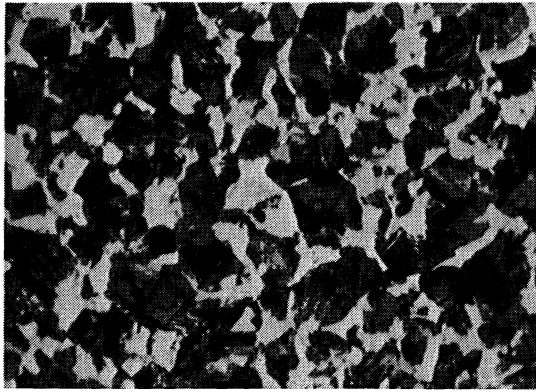
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Hohlproben von 4 mm Außen-Dmr.; 3,2 mm Innen-Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 2 mm Dicke.

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,35	0,23	0,65	0,026	0,013	1,11	0,18	0,05	0,23	<0,01

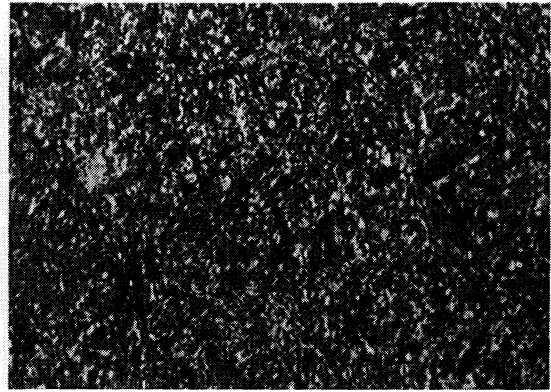


Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 3 bei einer Austenitisierungstemperatur von 850° C. (500 : 1)
isothermisch

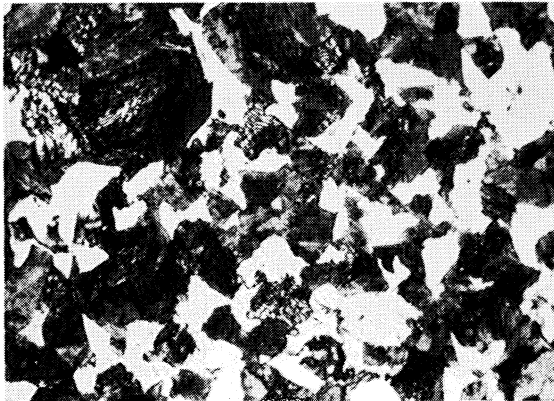


Umwandlungstemperatur 660° C
30% Ferrit, 70% Perlit
Härte 240 HV

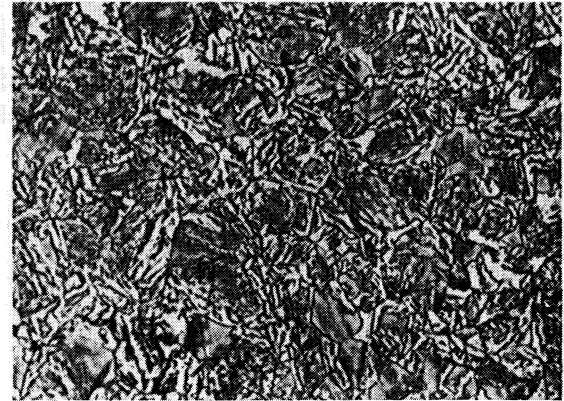


Umwandlungstemperatur 405° C
Zwischenstufengefüge
Härte 36 HRc

kontinuierlich



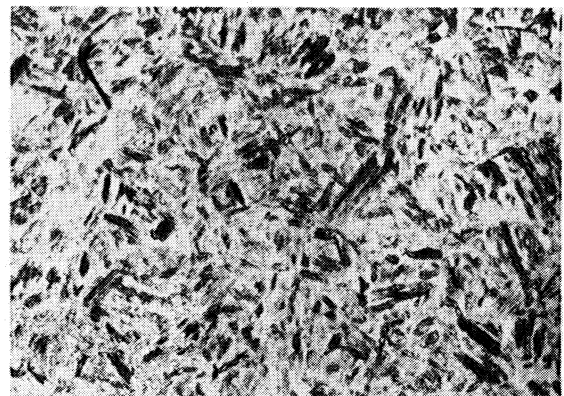
30% Ferrit, 70% Perlit
Härte 240 HV



1% Ferrit, 75% Zwischenstufengefüge,
24% Martensit
Härte 34 HRc

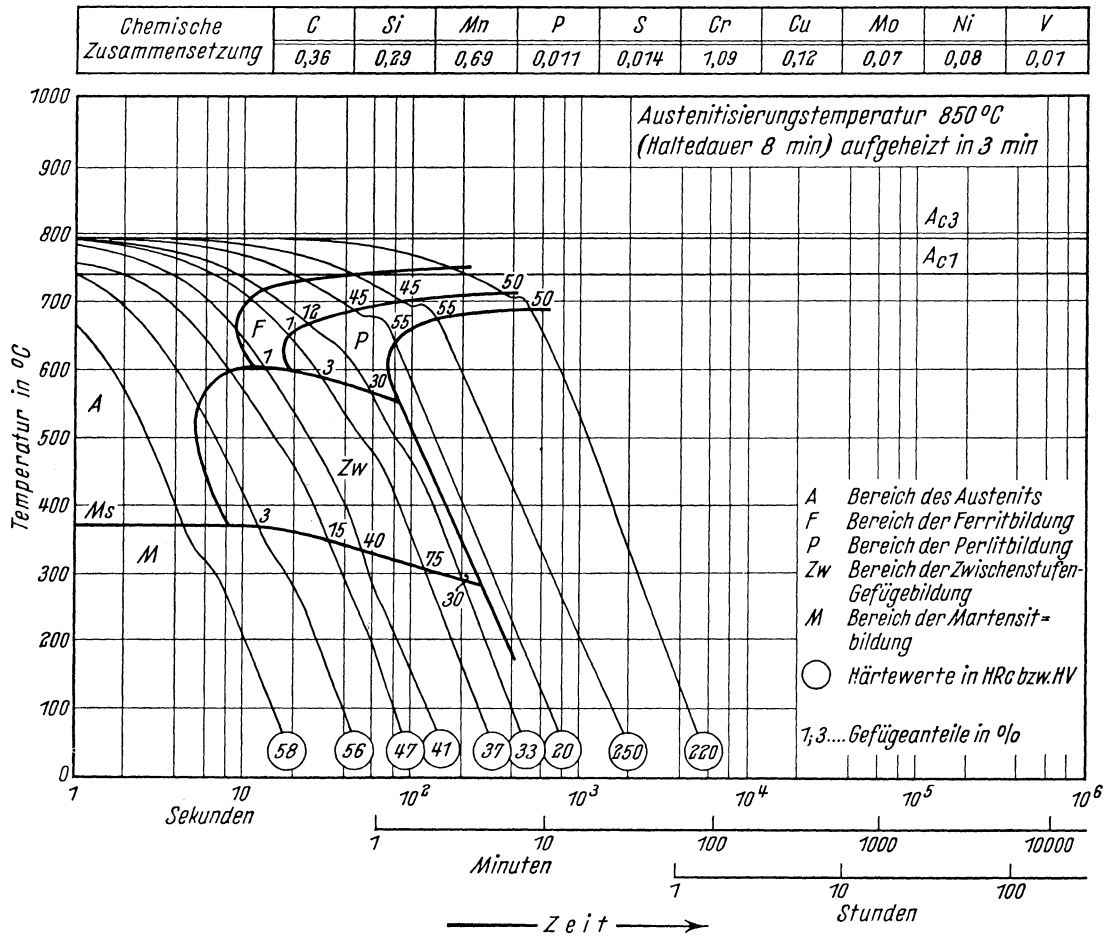


60% Zwischenstufengefüge, 40% Martensit
Härte 37 HRc



Martensit
Härte 56 HRc

*Zeit - Temperatur - Umwandlungs - Schaubild
(kontinuierlich)*



Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Stahl 41 Cr 4

II-105 A

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Alte Bezeichnung nach DIN 1667: —

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.7035

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
mindestens	0,38	0,15	0,50			0,90				
höchstens	0,44	0,35	0,80	0,035	0,035	1,2				

Temperaturen nach DIN 17200 für

Normalglühen	Weichglühen	Härten	
		in Wasser	in Öl
850 bis 880° C	680 bis 720° C	820 bis 840° C	830 bis 850° C

Chemische Zusammensetzung von 5 Schmelzen, die aus insgesamt 15 untersuchten zur Kennzeichnung der Streuung der Härbarkeit ausgewählt wurden. (Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
1	0,44	0,22	0,80	0,030	0,023	1,04	0,17	0,04	0,26	<0,01
2	0,41	0,33	0,73	0,030	0,012	1,11	0,12	0,01	0,35	<0,01
3	0,41	0,25	0,71	0,031	0,024	1,06	0,17	0,02	0,22	<0,01
4	0,39	0,28	0,71	0,022	0,030	1,04	0,18	< 0,01	0,03	0,01
5	0,38	0,23	0,64	0,013	0,021	1,06	0,19	< 0,01	0,08	0,01

Erschmelzungsart und Korngrößen der ausgewählten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Austenit-Korngröße nach		McQuaid-Ehn-Korngröße
		8 min 840° C	8 min 1050° C	
1	bas. Siemens-Martin-Ofen	7	3, vereinzelt 2	3 und 4
2	„ „	8	3	6
3	„ „	7 bis 8	3	3 und 4
4	„ „	8, vereinzelt 7	4, vereinzelt 3	3 bis 4 u. 5 bis 6
5	„ „	7 bis 8	3	4 bis 5

Verarbeitung: Geschmiedet auf 30 mm Ø

Vorbehandlung: Normalglühung 30 min 870° C / Luftabkühlung

Zusätzliche Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 1

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,44	0,22	0,80	0,030	0,023	1,04	0,17	0,04	0,26	<0,01

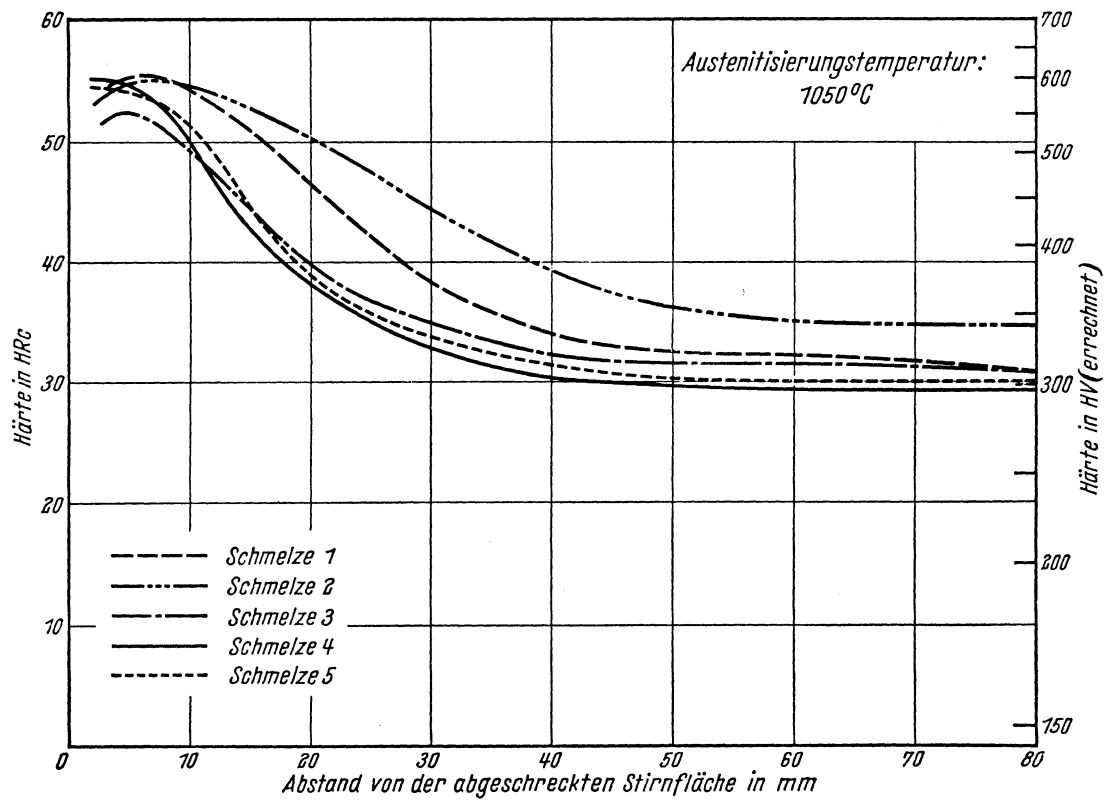
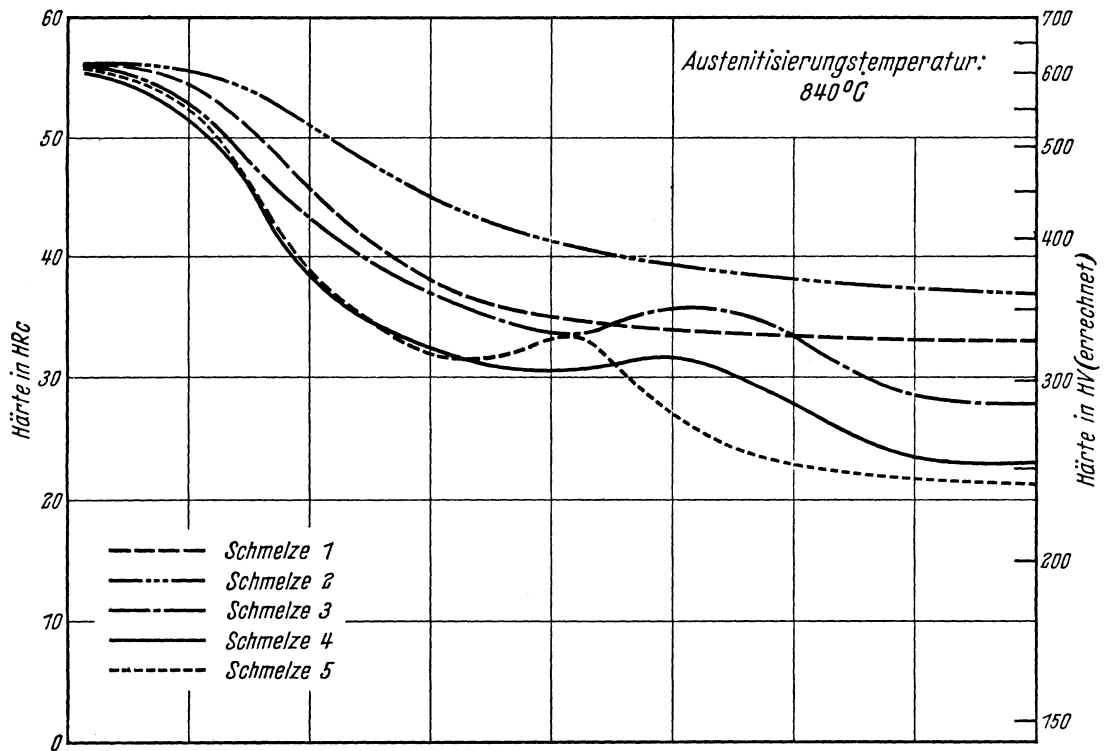
Ac₃-Temperatur: 790° C }
 Ac₁-Temperatur: 745° C } gemessen beim Erwärmen mit 3°/min.
 Ms-Temperatur: 355°

Kritische Abkühlungszeiten von Ac₃ bis 500° C nach Abkühlen von 840° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

$$\left\{ \begin{array}{l} K_m = 8 \text{ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \\ K_{50} = 40 \text{ s (50\% Martensit)} \\ K_f = 43 \text{ s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)} \\ K_p = 270 \text{ s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \end{array} \right.$$

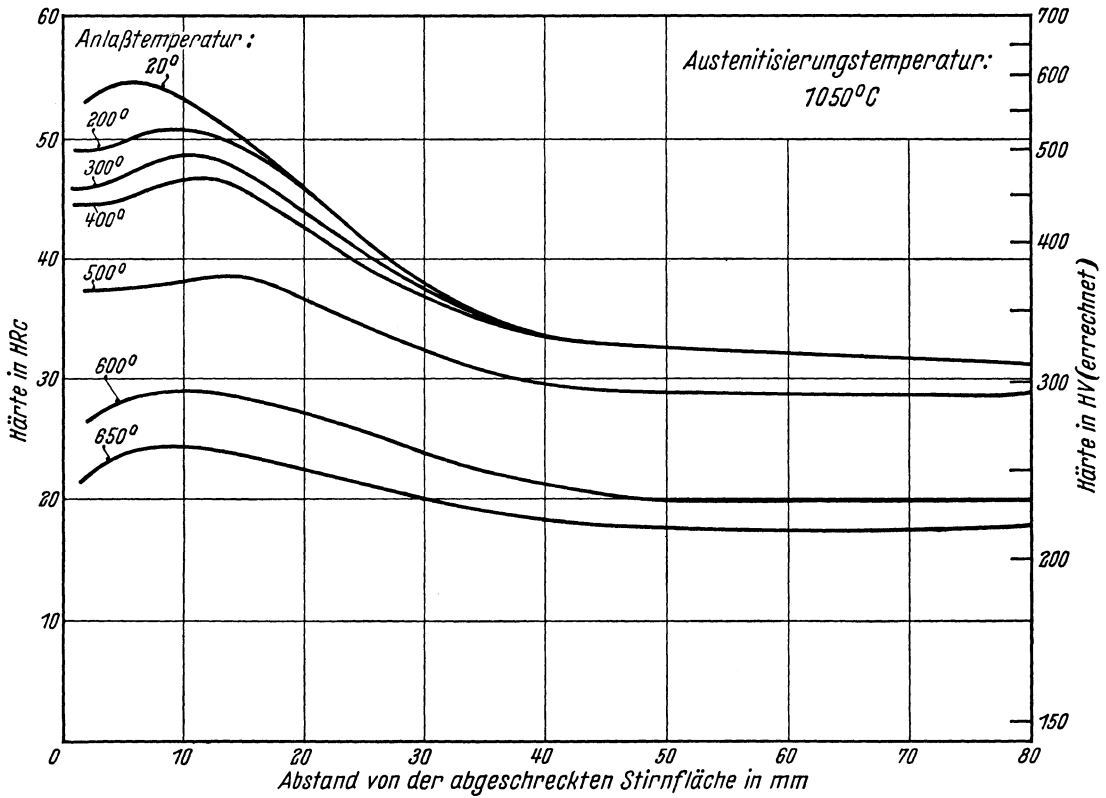
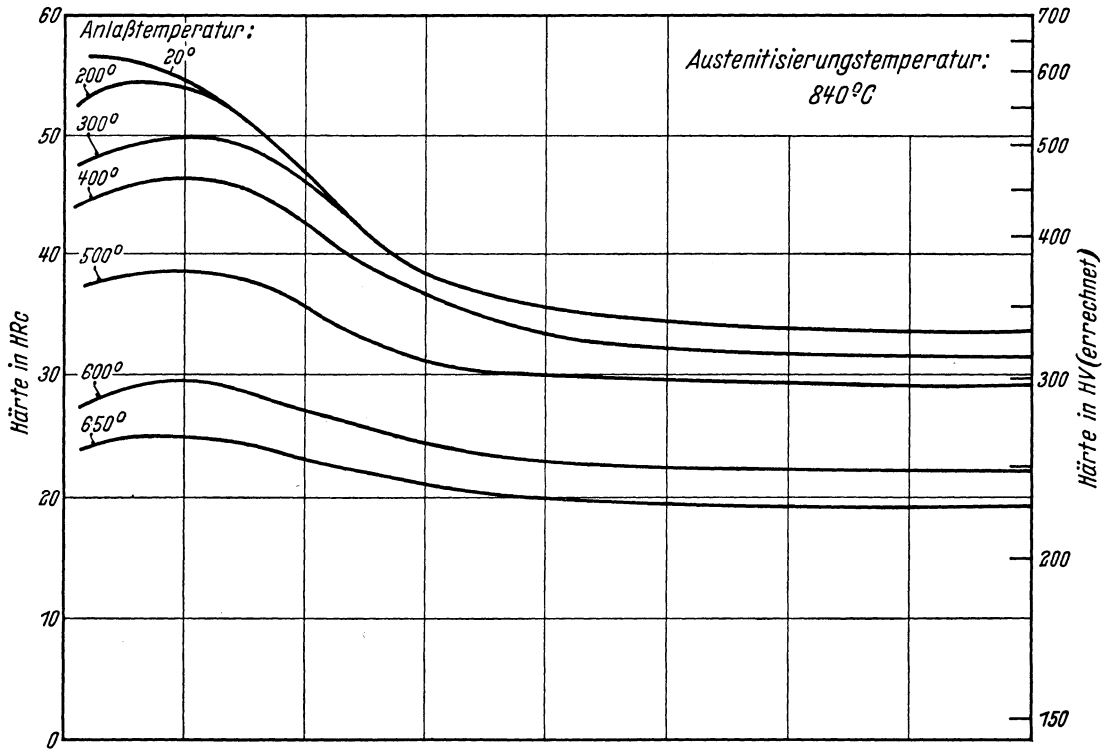
Bearbeiter: A. Rose u. W. Strassburg

Stirnabschreckkurven der Schmelzen 1 bis 5
(Stirnabschreckprüfung nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650-50)

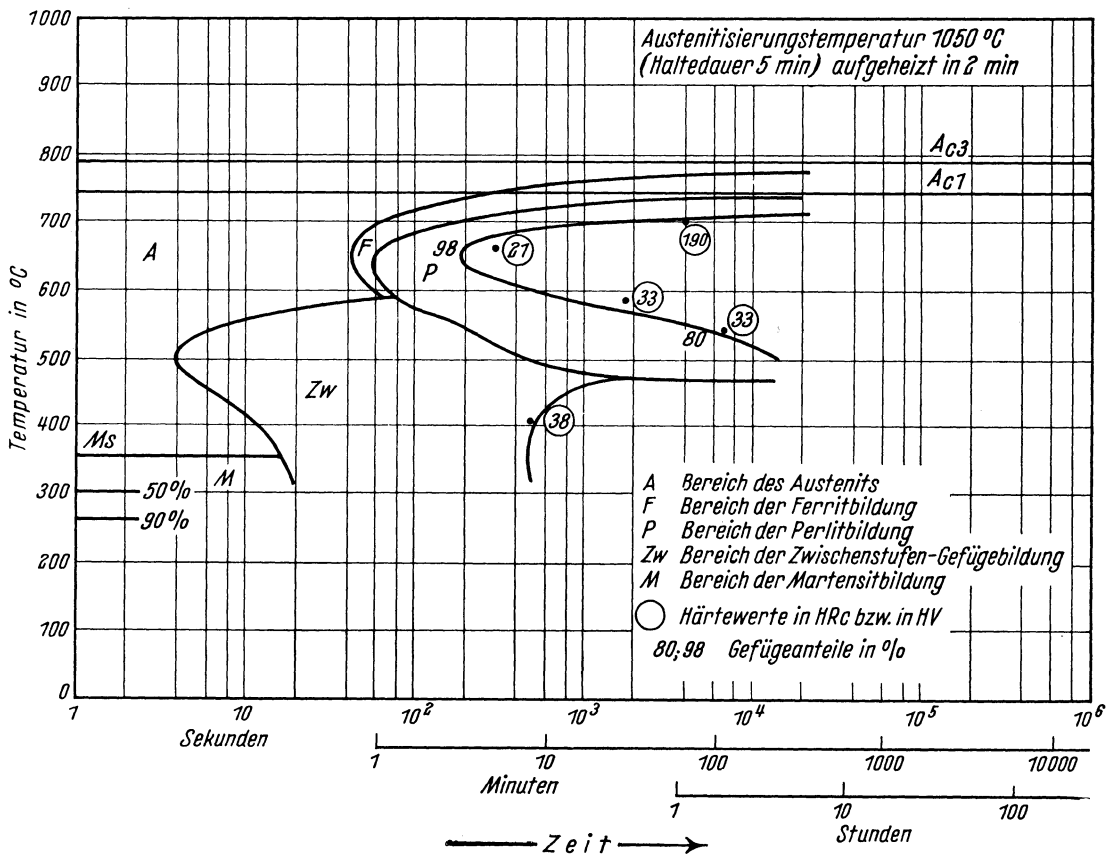
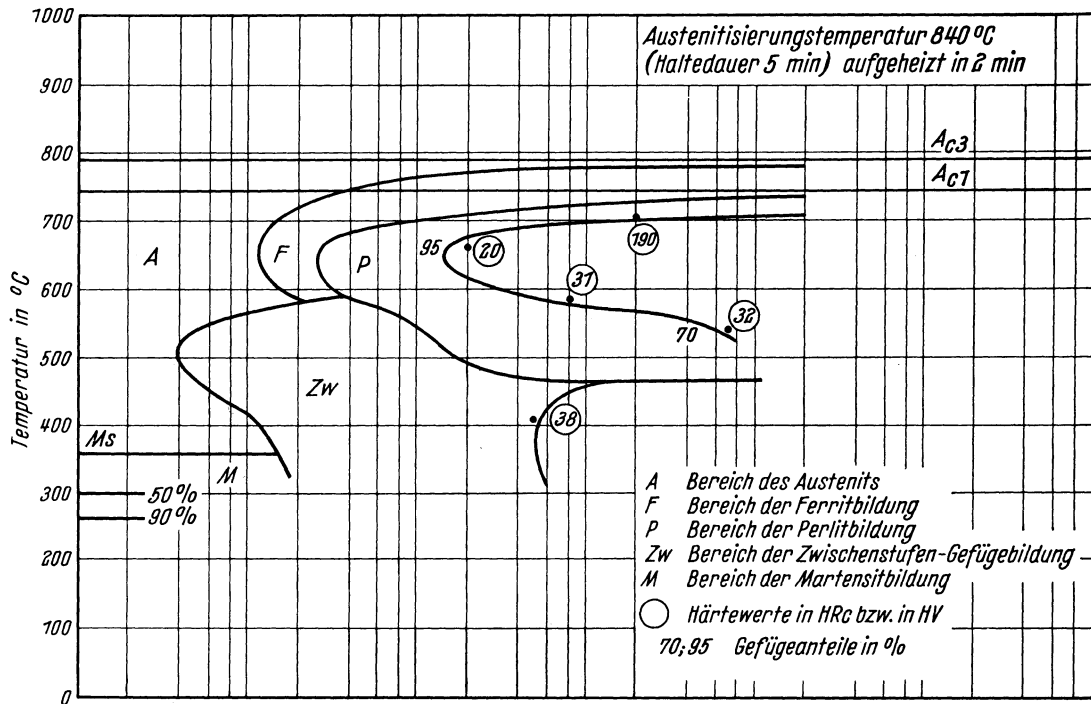


Härtelcurven angelassener Stirnabschreckproben der Schmelze 1

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,44	0,22	0,80	0,030	0,023	1,04	0,17	0,04	0,28	< 0,01

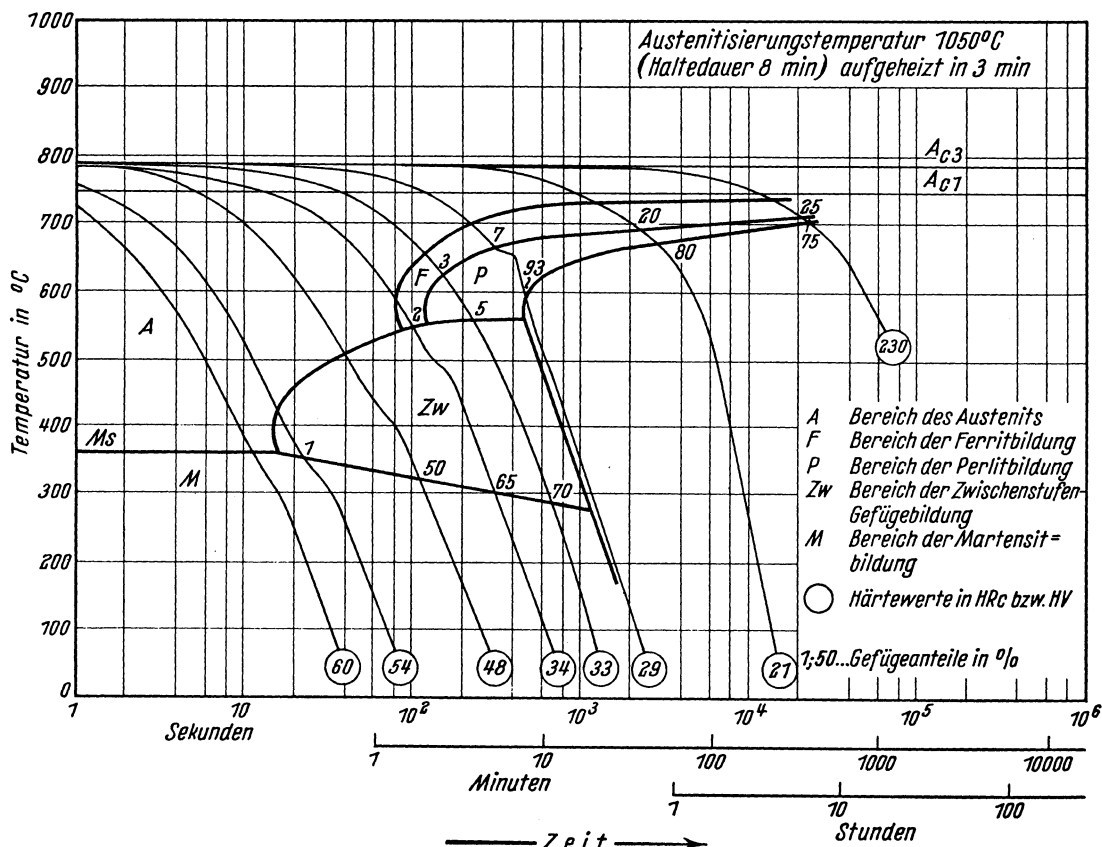
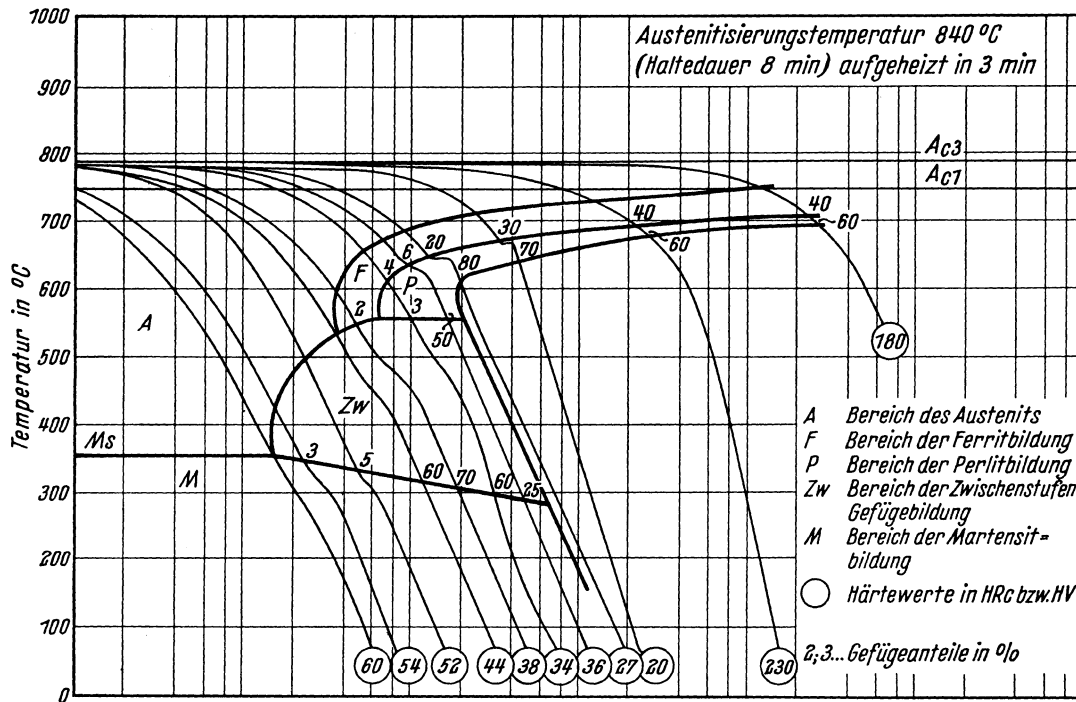


Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,44	0,22	0,80	0,030	0,023	1,04	0,17	0,04	0,26	<0,01



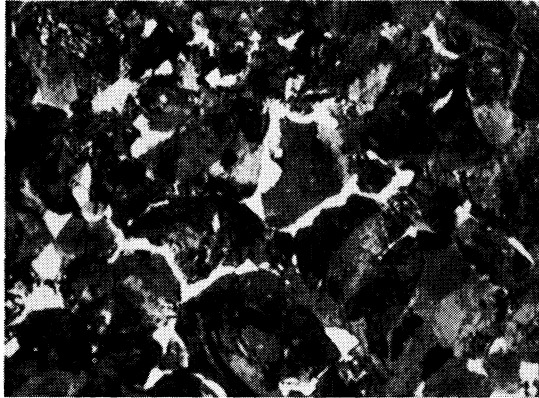
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Hohlproben von 4 mm Außen-Dmr.; 3,2 mm Innen-Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,44	0,22	0,80	0,030	0,023	1,04	0,17	0,04	0,26	<0,01

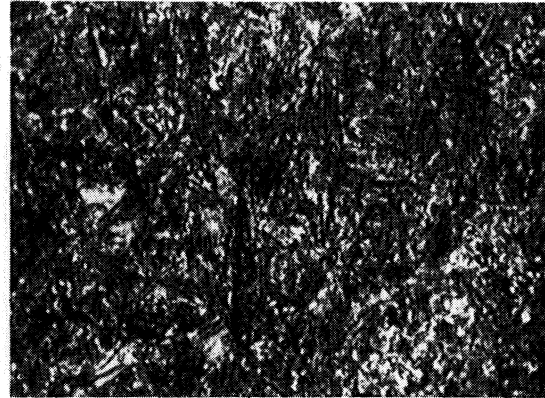


Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 1 bei einer Austenitisierungstemperatur von 840° C. (500 : 1) isothermisch

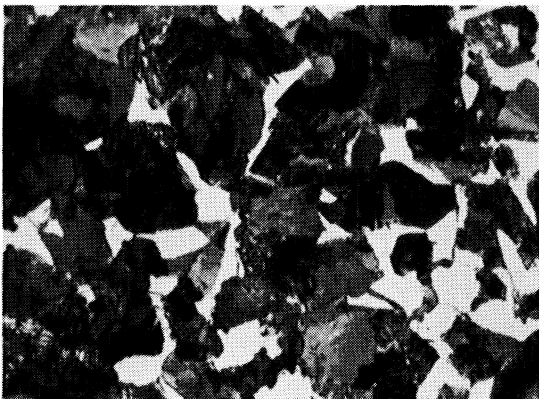


Umwandlungstemperatur 660° C
5% Ferrit, 95% Perlit
Härte 20 HRc



Umwandlungstemperatur 400° C
Zwischenstufengefüge
Härte 38 HRc

kontinuierlich



30% Ferrit, 70% Perlit
Härte 20 HRc



2% Ferrit, 70% Zwischenstufengefüge,
28% Martensit
Härte 38 HRc

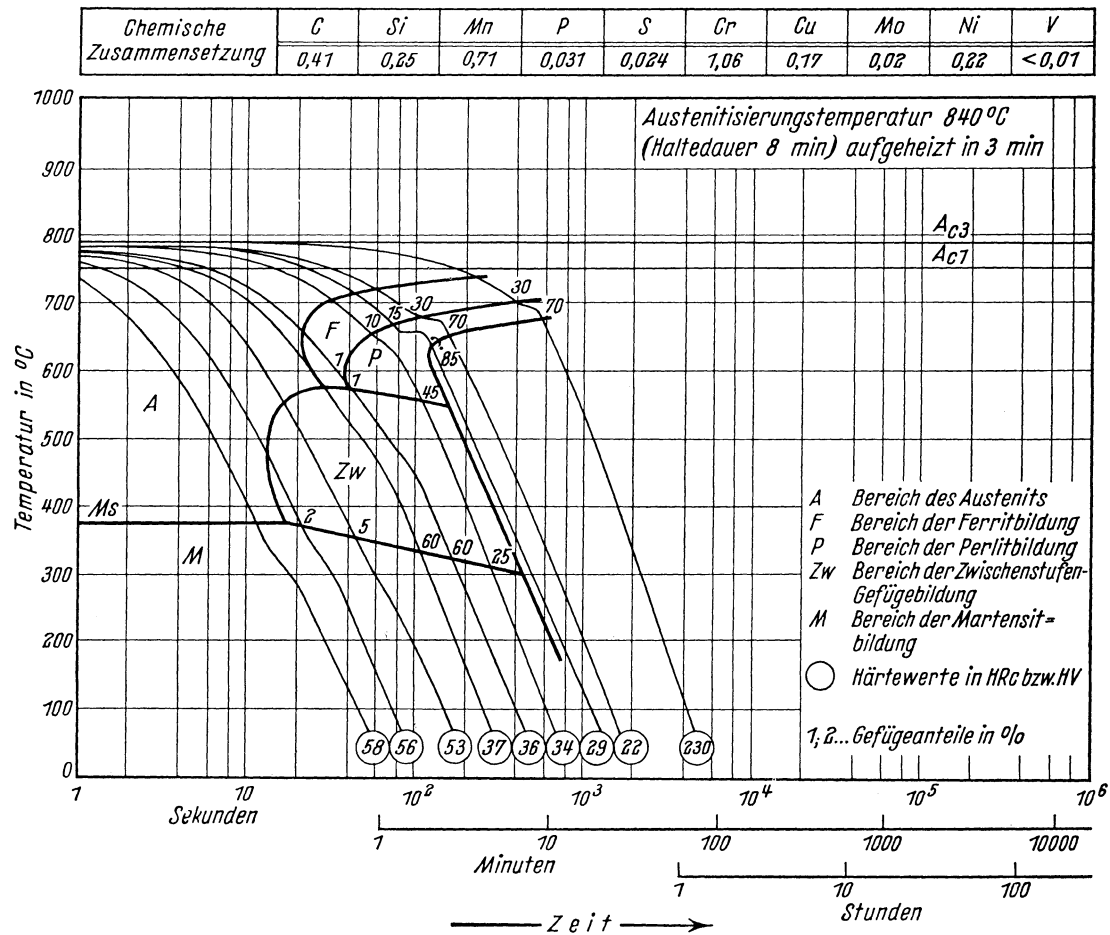


60% Zwischenstufengefüge, 40% Martensit
Härte 44 HRc



Martensit
Härte 60 HRc

Zeit - Temperatur - Umwandlungs - Schaubild
(kontinuierlich)



Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Stahl 36 Cr 6

II-106 A

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Alte Bezeichnung nach DIN 1667: —

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.7059

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	mindestens	0,32	0,15	0,30			1,4			
höchstens	0,40	0,35	0,60	0,035	0,035	1,7				

Temperaturen nach DIN 17200 für

Normalglühen	Weichglühen	Härten	
		in Wasser	in Öl
850 bis 880° C	680 bis 720° C	820 bis 840° C	830 bis 860° C

Chemische Zusammensetzung von 5 Schmelzen, die zur Kennzeichnung der Streuung der Härtebarkeit verwendet wurden. (Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
1	0,36	0,25	0,49	0,021	0,020	1,54	0,16	0,03	0,21	<0,01
2	0,35	0,24	0,49	0,021	0,019	1,55	0,16	0,04	0,23	<0,01
3	0,32	0,17	0,47	0,014	0,011	1,53	0,16	0,04	0,18	<0,01
4	0,37	0,21	0,40	0,019	0,003	1,48	0,18	0,01	0,20	0,02
5	0,37	0,27	0,42	0,013	0,007	1,51	0,18	0,01	0,15	0,02

Erschmelzungsart und Korngrößen der ausgewählten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Austenit-Korngröße nach		McQuaid-Ehn-Korngröße
		5 min 860° C	5 min 1050° C	
1	bas. Elektro-Ofen	7 bis 8	3 und 4	5
2	„ „	8	2 und 4	6 bis 7
3	„ „	8 bis 9	3 bis 4	4, vereinzelt 5
4	„ „	7 bis 8	2	3 bis 4
5	„ „	8	3, vereinzelt 2	4 und 6

Verarbeitung: Geschmiedet auf 30 mm \varnothing

Vorbereitung: Normalglühung 30 min 870° C / Luftabkühlung

Zusätzliche Angaben über die den Umwandelungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 1

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
		0,36	0,25	0,49	0,021	0,020	1,54	0,16	0,03	0,21

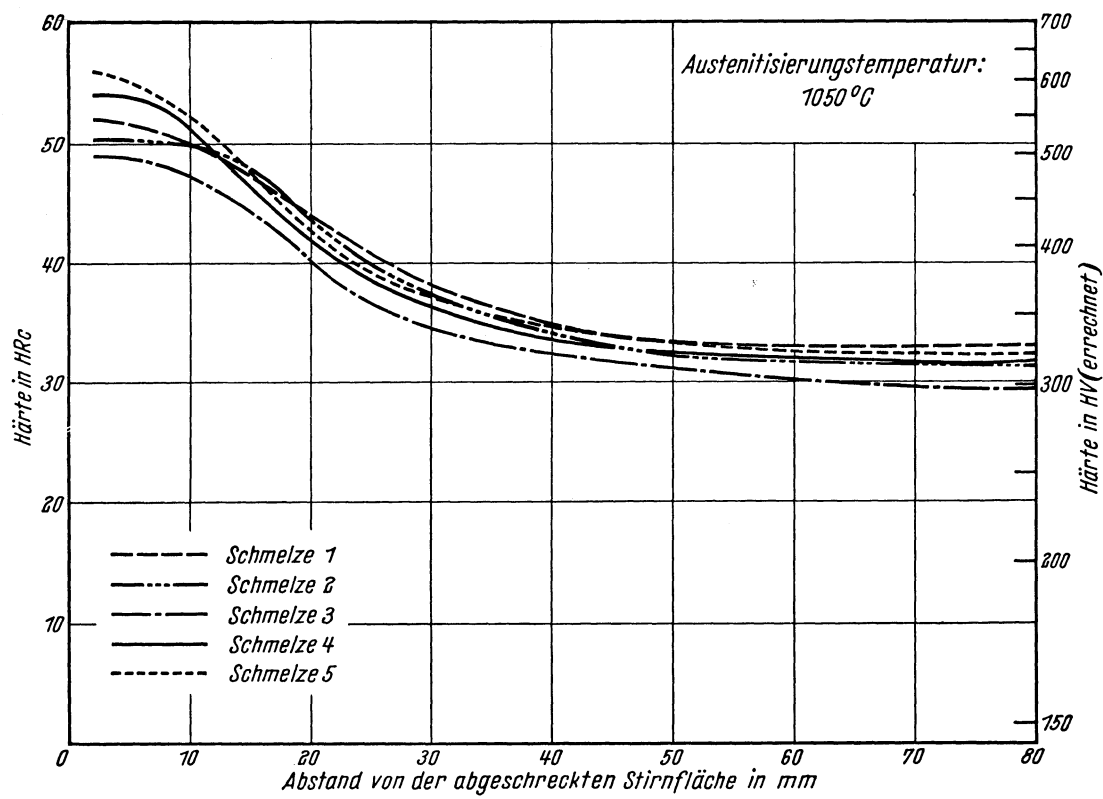
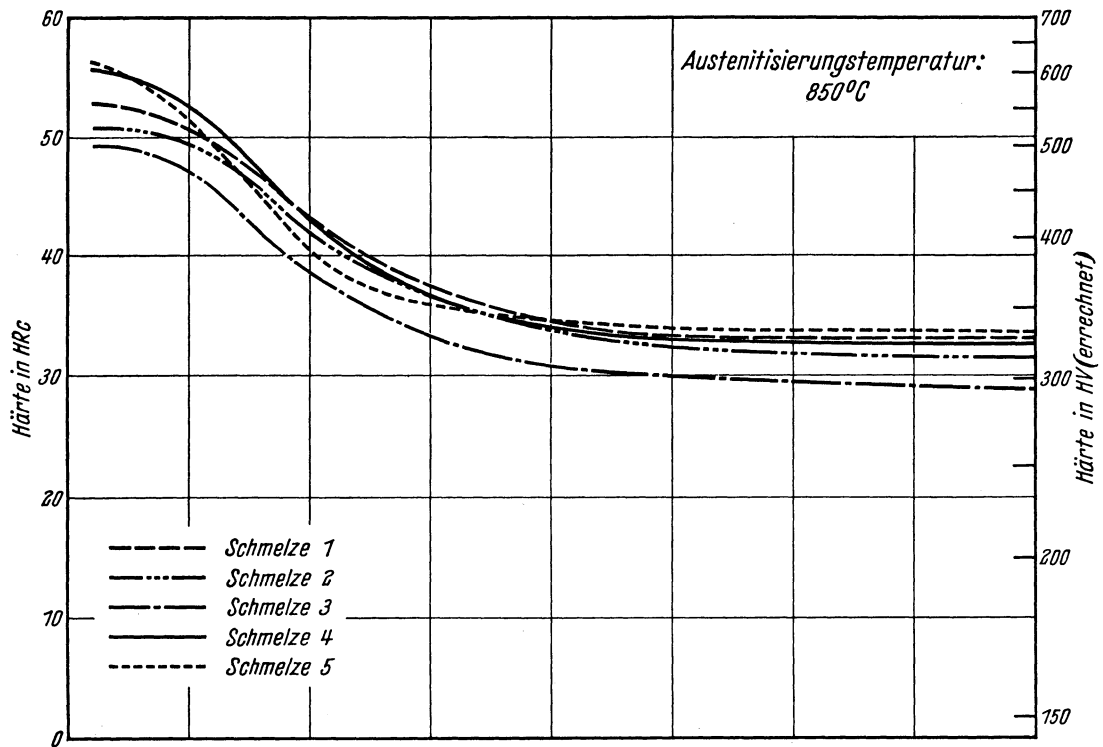
A_{c_3} -Temperatur: 800° C }
 A_{c_1} -Temperatur: 750° C } gemessen beim Erwärmen mit 3°/min.
 M_s -Temperatur: 340° C

Kritische Abkühlungszeiten von A_{c_3} bis 500° C nach Abkühlen von 860° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

$$\left\{ \begin{array}{l} K_m = 11 \text{ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \\ K_{50} = 42 \text{ s (50\% Martensit)} \\ K_r = 50 \text{ s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)} \\ K_p = 500 \text{ s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \end{array} \right.$$

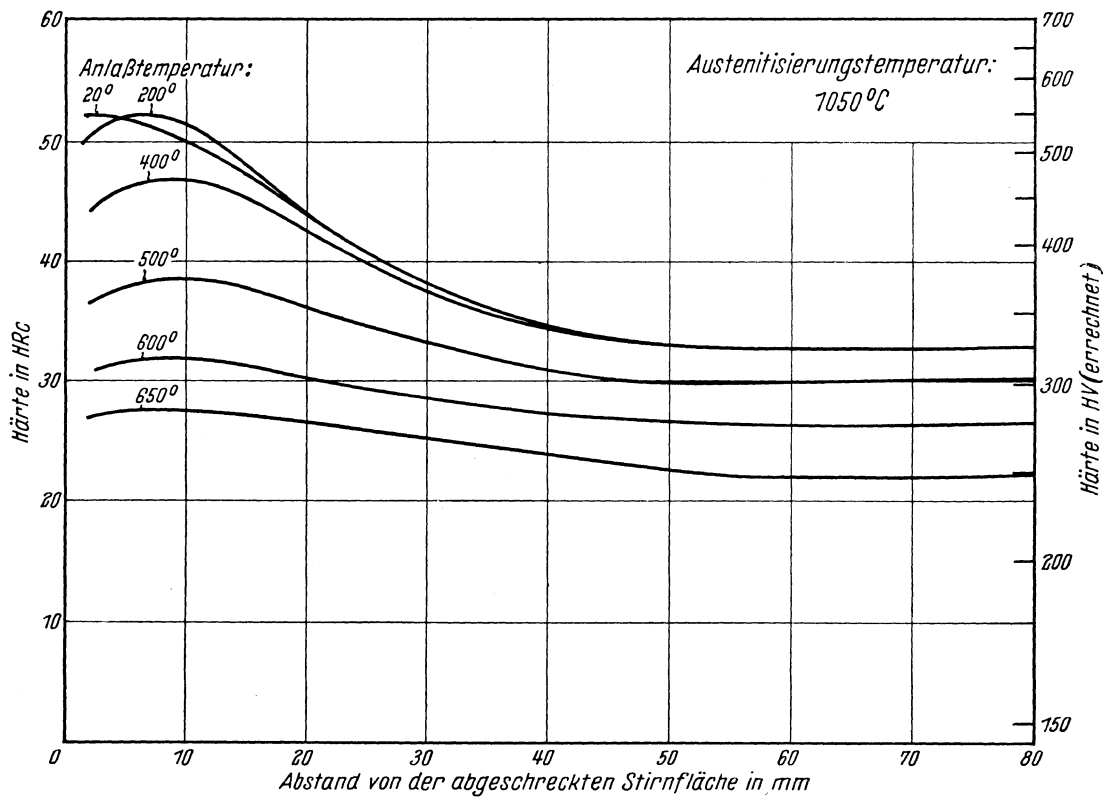
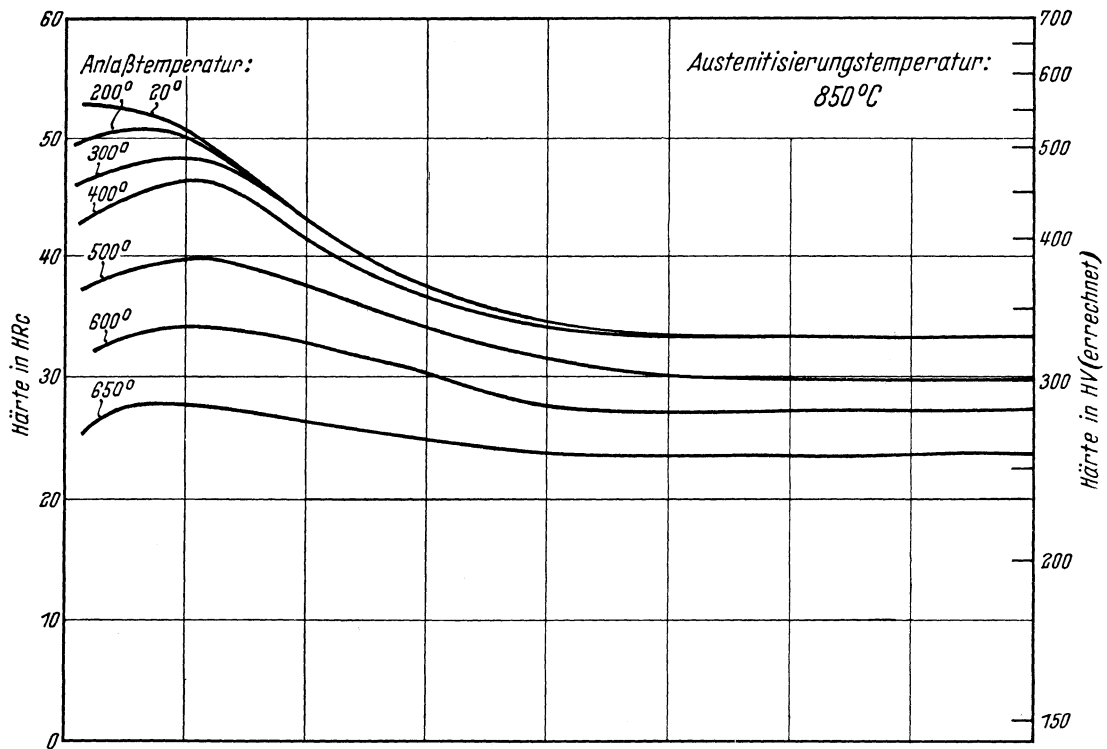
Bearbeiter: A. Rose u. W. Strassburg

Stirnabschreckkurven der Schmelzen 1 bis 5
(Stirnabschreckprüfung nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650-50)

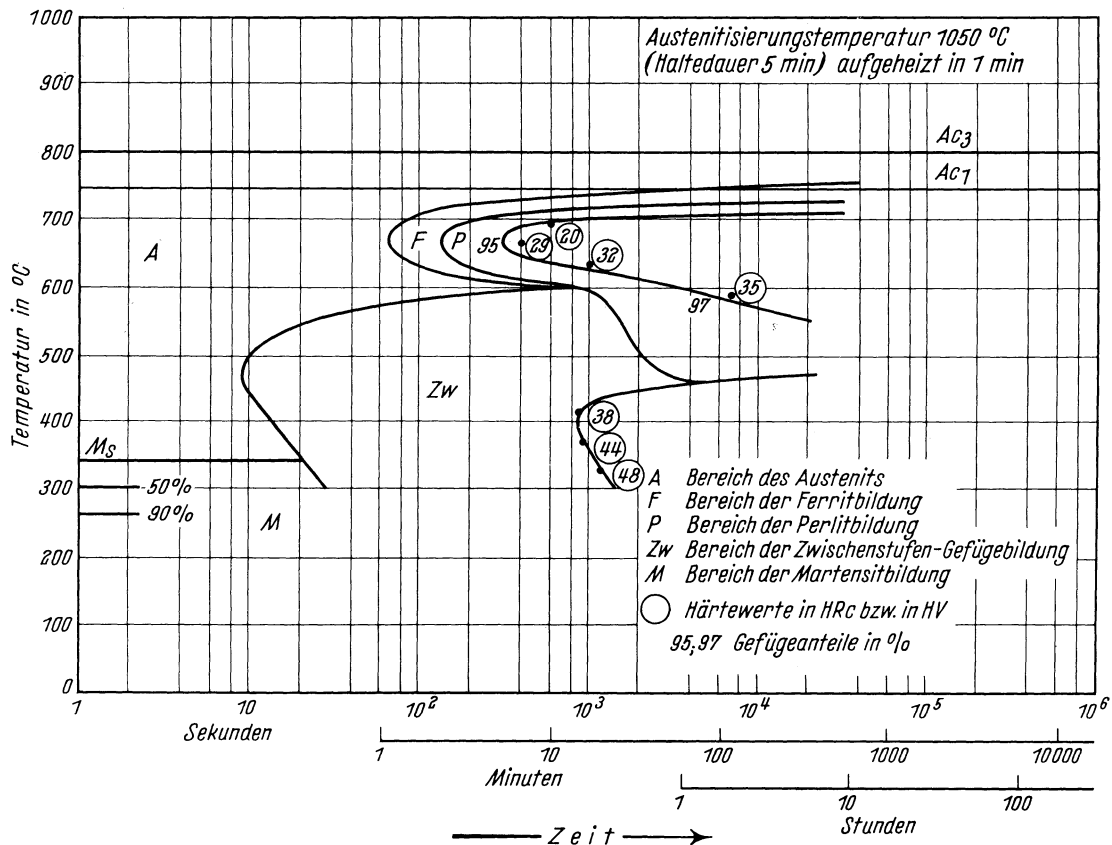
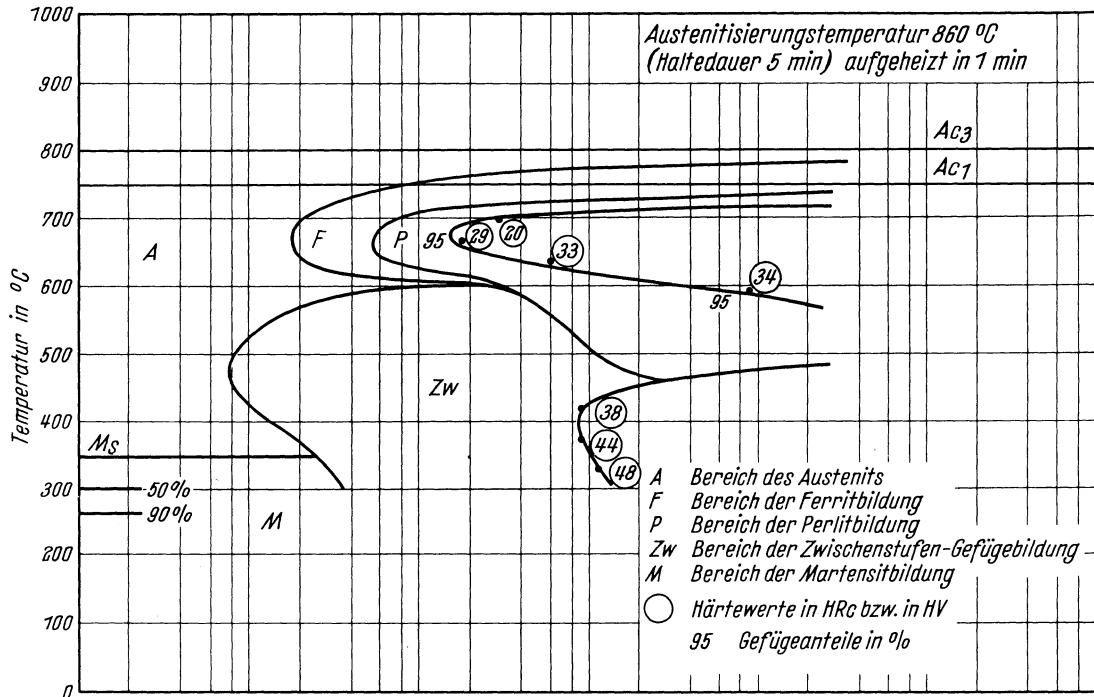


Härtekurven angelassener Stirnabschreckproben der Schmelze 1

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,36	0,25	0,49	0,021	0,020	1,54	0,16	0,03	0,21	<0,01

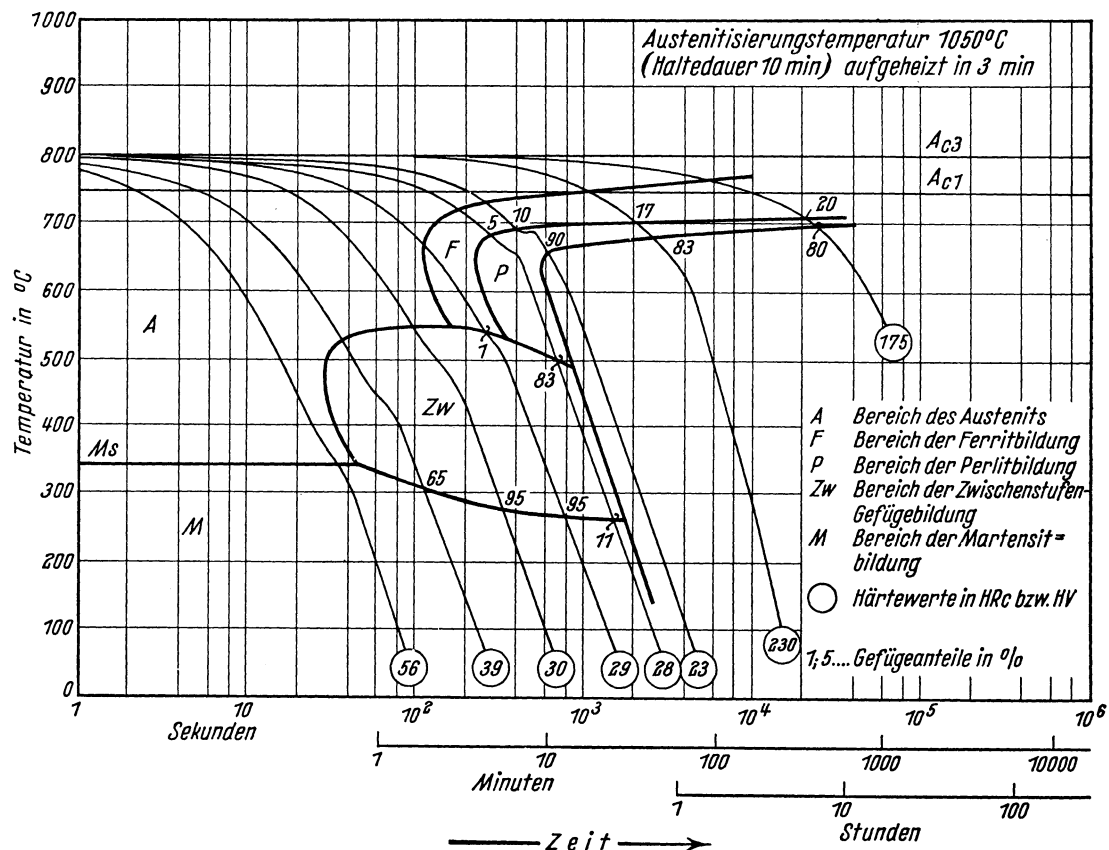
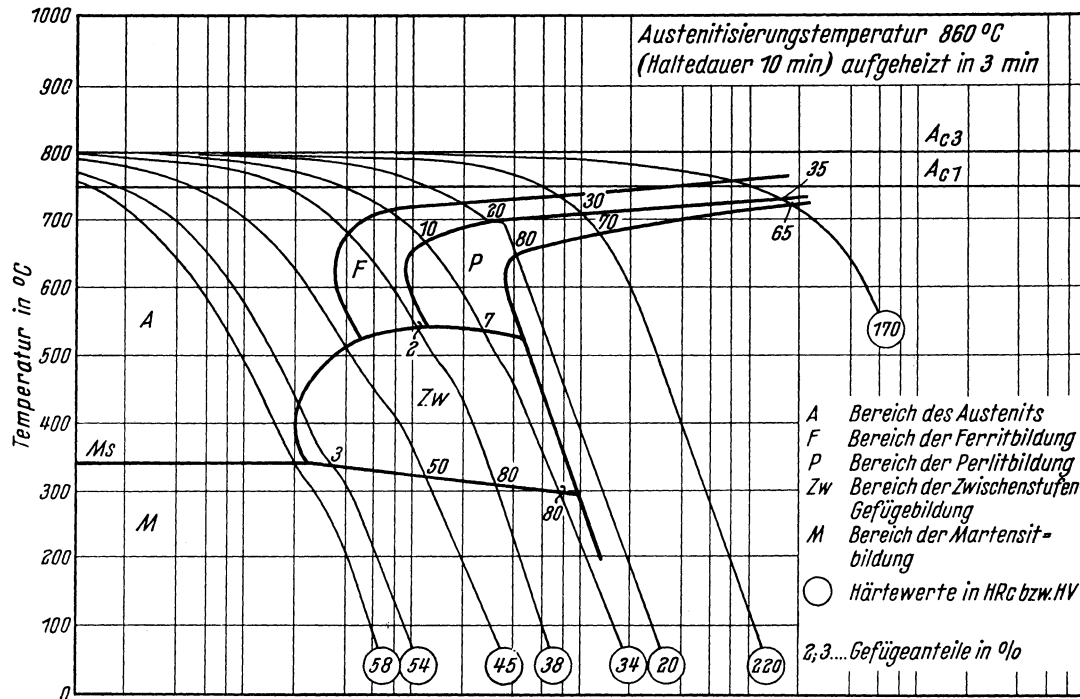


Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,36	0,25	0,49	0,027	0,020	1,54	0,16	0,03	0,27	<0,01



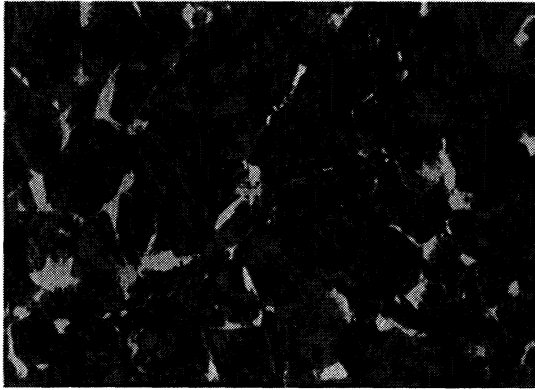
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Hohlproben von 4 mm Außen-Dmr.; 3,2 mm Innen-Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 2 mm Dicke.

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,36	0,25	0,49	0,021	0,020	1,54	0,16	0,03	0,21	<0,01

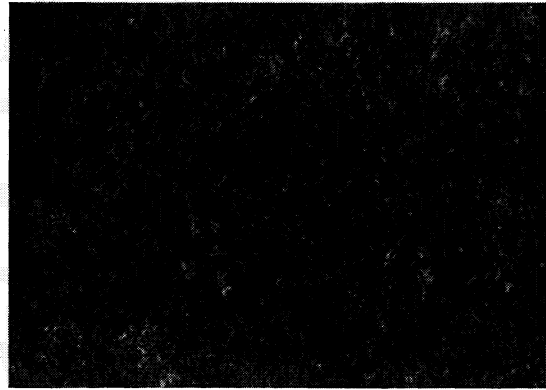


Bestimmungsverfahren : Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 1 bei einer Austenitisierungstemperatur von 860° C. (500 : 1)
isothermisch

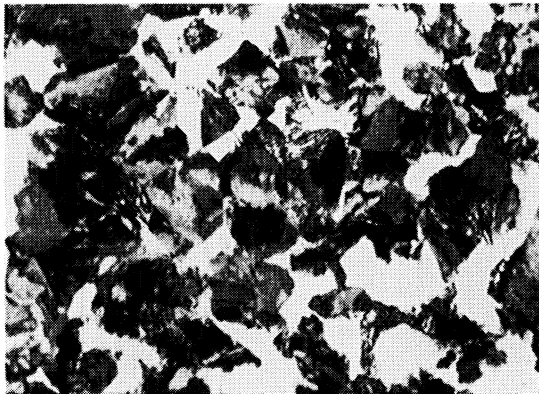


Umwandlungstemperatur 665° C
5% Ferrit, 95% Perlit
Härte 29 HRc



Umwandlungstemperatur 415° C
Zwischenstufengefüge
Härte 38 HRc

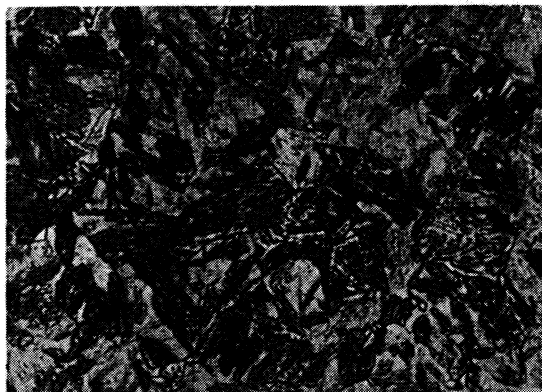
kontinuierlich



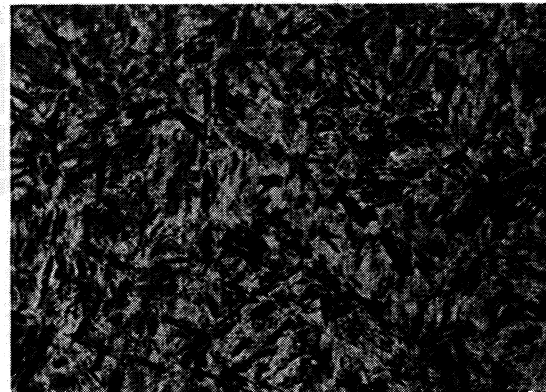
20% Ferrit, 80% Perlit
Härte 20 HRc



2% Ferrit, 80% Zwischenstufengefüge,
18% Martensit
Härte 38 HRc



50% Zwischenstufengefüge, 50% Martensit
Härte 45 HRc



Martensit
Härte 58 HRc

Stahl 25 CrMo 4

II-107 A

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Alte Bezeichnung nach DIN 1667: VCMo 125

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.7218

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	mindestens	0,22	0,15	0,50			0,90		0,15	
höchstens	0,29	0,35	0,80	0,035	0,035	1,2		0,25		

Temperaturen nach DIN 17200 für

Normalglühen	Weichglühen	Härten	
		in Wasser	in Öl
860 bis 890° C	680 bis 720° C	830 bis 850° C	840 bis 860° C

Chemische Zusammensetzung von 5 Schmelzen, die aus insgesamt 16 untersuchten zur Kennzeichnung der Streuung der Härbarkeit ausgewählt wurden. (Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
1	0,29	0,28	0,56	0,017	0,023	0,99	0,24	0,21	0,24	0,01
2	0,25	0,32	0,78	0,016	0,005	1,06	0,16	0,25	0,24	<0,01
3	0,24	0,15	0,64	0,024	0,017	0,99	0,17	0,17	0,21	<0,01
4	0,22	0,25	0,64	0,010	0,011	0,97	0,16	0,23	0,33	<0,01
5	0,22	0,20	0,60	0,014	0,013	0,97	0,16	0,23	0,38	0,01

Erschmelzungsart und Korngrößen der ausgewählten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Austenit-Korngröße nach		McQuaid-Ehn-Korngröße
		10 min 875° C	10 min 1050° C	
1	bas. Siemens-Martin-Ofen	8	3	2 und 3
2	„ Elektro-Ofen	8	3 bis 4	6 bis 7
3	„ Siemens-Martin-Ofen	8, vereinzelt 9	3 bis 4	3
4	„ Elektro-Ofen	8 bis 9	3 bis 4	2, vereinzelt 3
5	„ „	9	3, vereinzelt 2	4

Verarbeitung: Geschmiedet auf 30 mm Ø

Vorbehandlung: Normalglühung 30 min 880° C / Luftabkühlung

Zusätzliche Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 4

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
		0,22	0,25	0,64	0,010	0,011	0,97	0,16	0,23	0,33

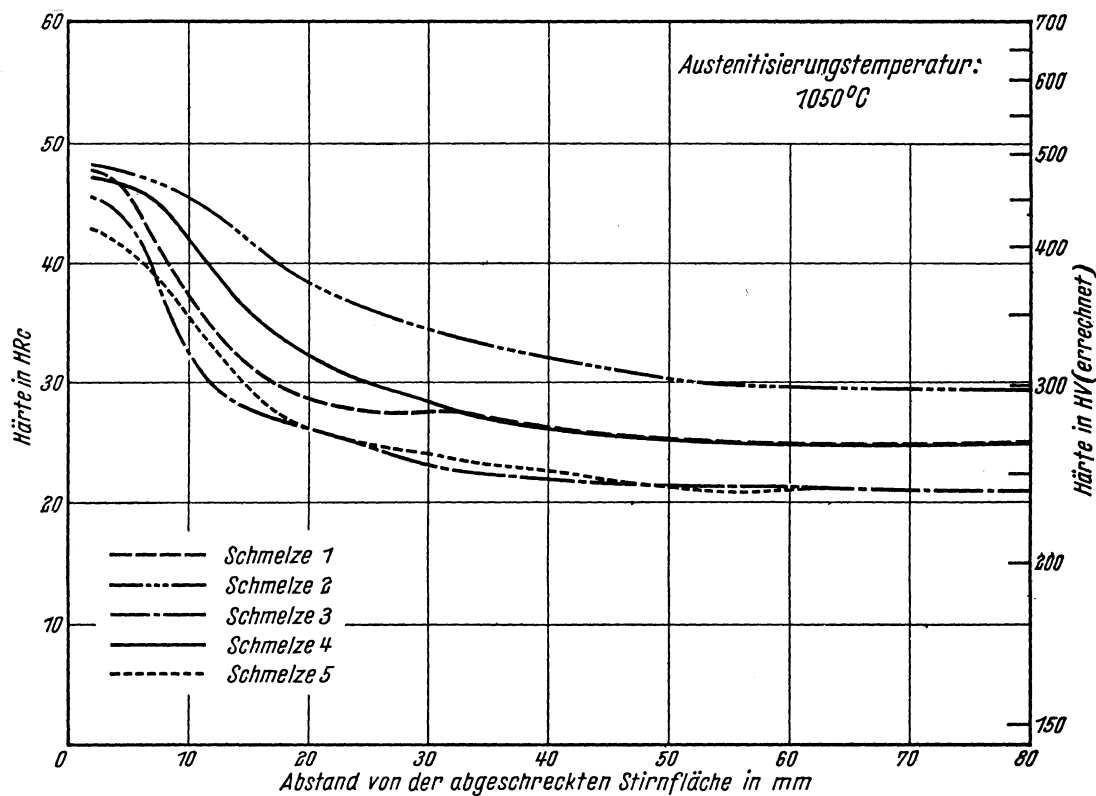
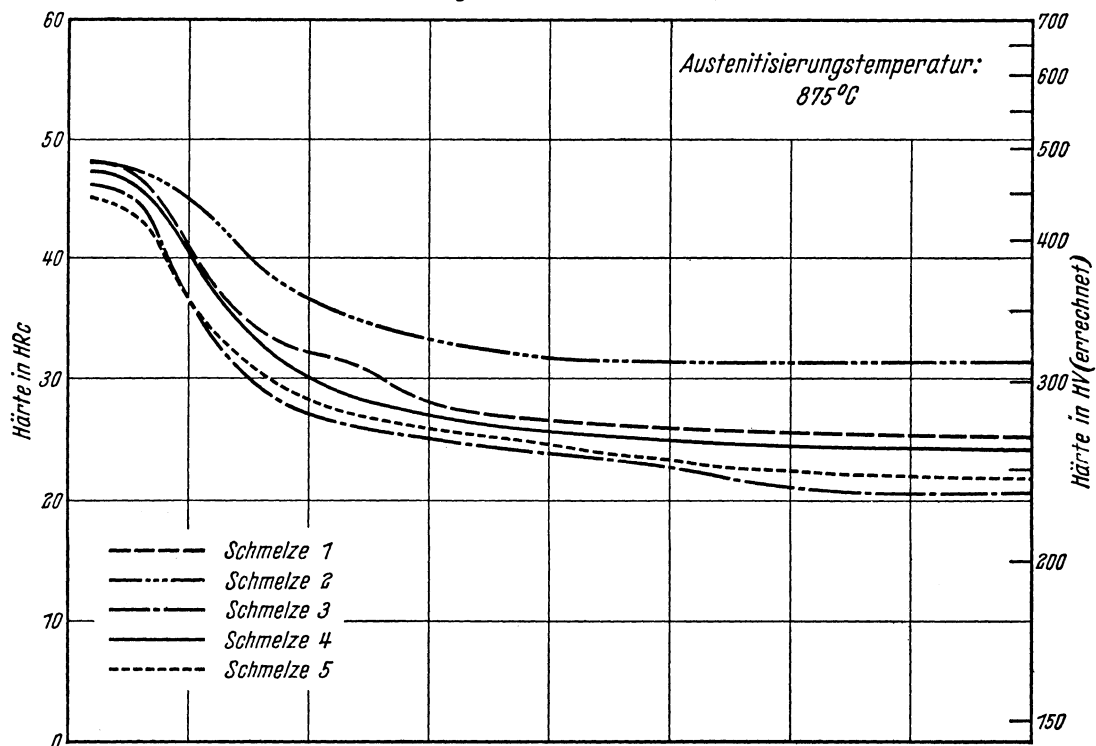
A_{c_3} -Temperatur: 825° C }
 A_{c_1} -Temperatur: 730° C } gemessen beim Erwärmen mit 3°/min.
 M_s -Temperatur: 400° C

Kritische Abkühlungszeiten von A_{c_3} bis 500° C nach Abkühlen von 875° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

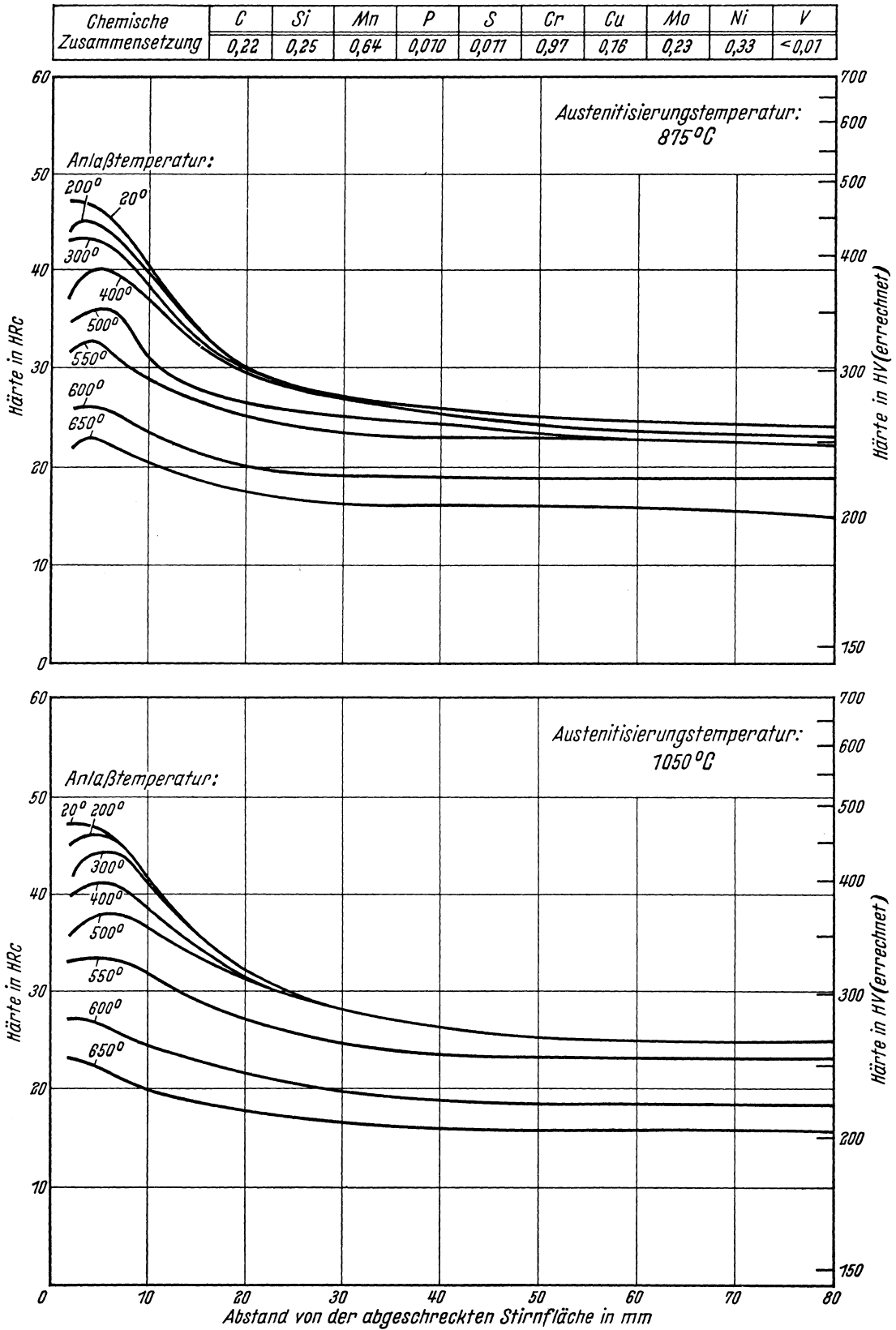
$$\left\{ \begin{array}{l} K_m = 1,7 \text{ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \\ K_{50} = 50 \text{ s (50\% Martensit)} \\ K_f = 23 \text{ s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)} \\ K_p = 1150 \text{ s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \end{array} \right.$$

Bearbeiter: A. Rose, W. Peter u. W. Strassburg

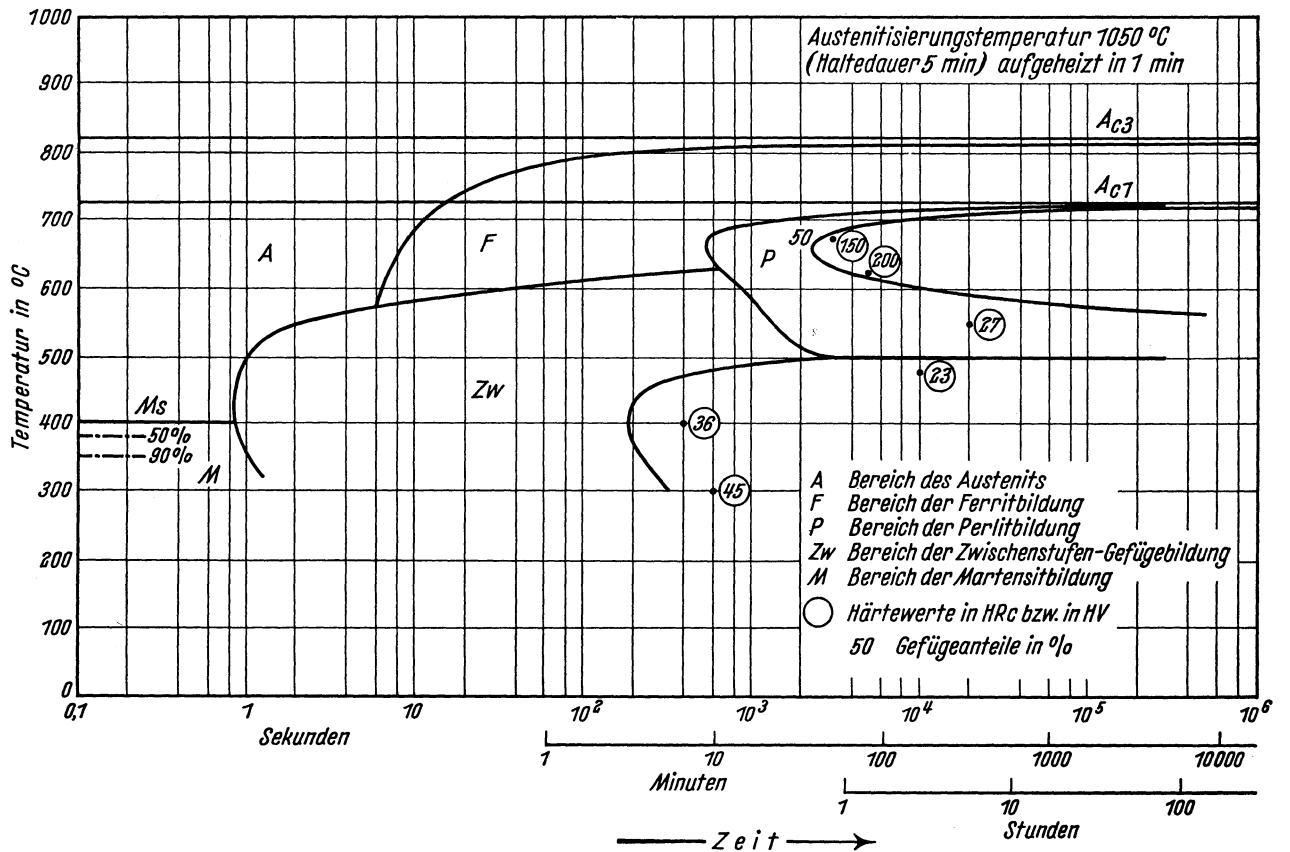
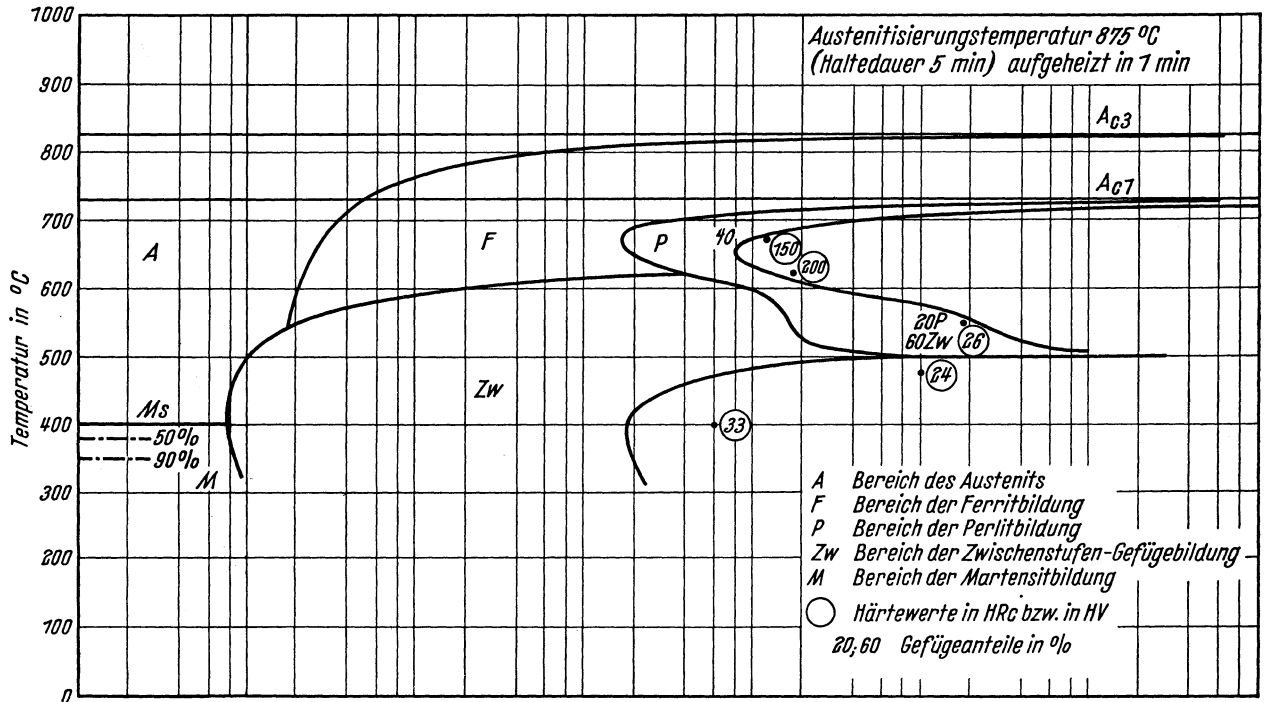
Stirnabschreckkurven der Schmelzen 1 bis 5
(Stirnabschreckprüfung nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650-50)



Härtekurven angelassener Stirnabschreckproben der Schmelze 4

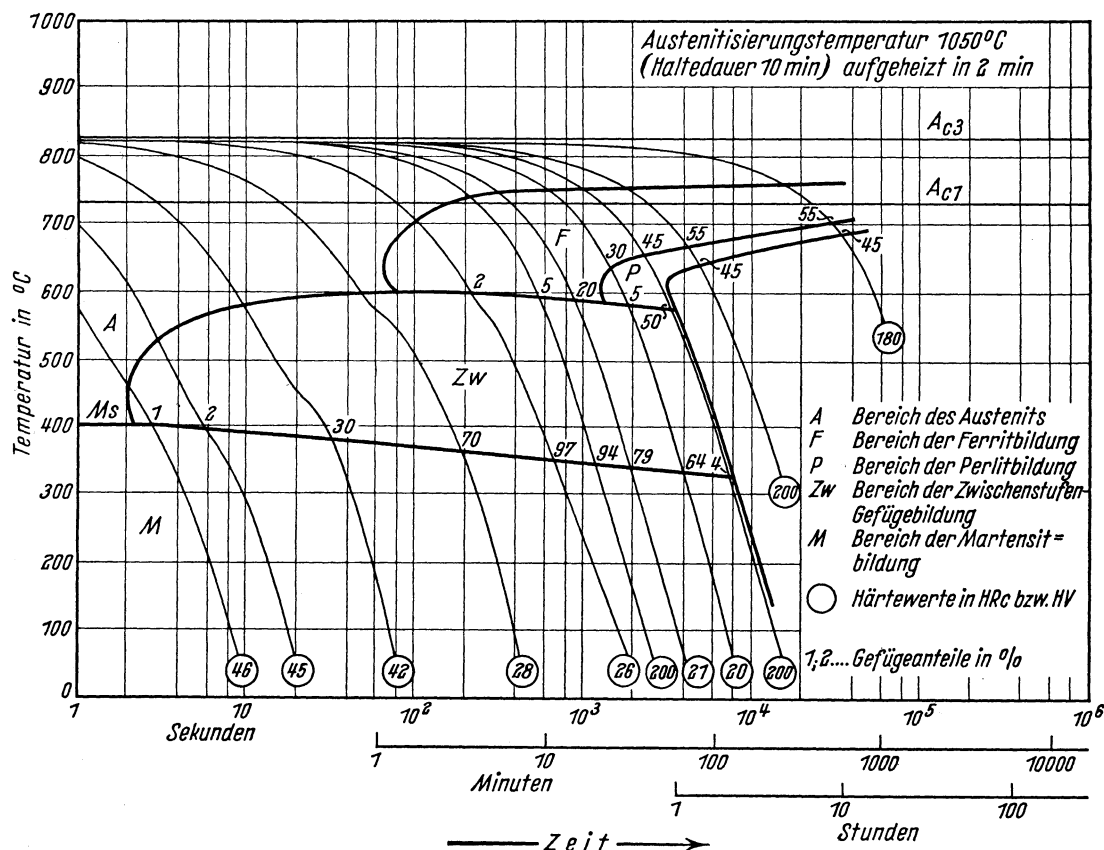
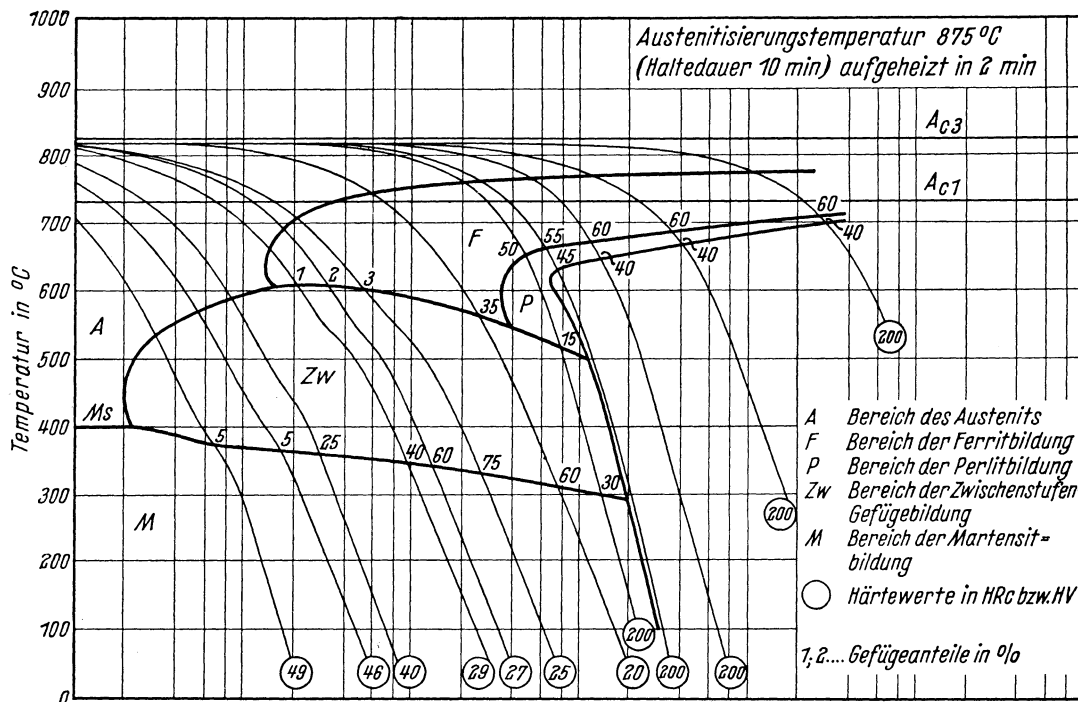


Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,22	0,25	0,64	0,010	0,011	0,97	0,16	0,23	0,33	<0,01



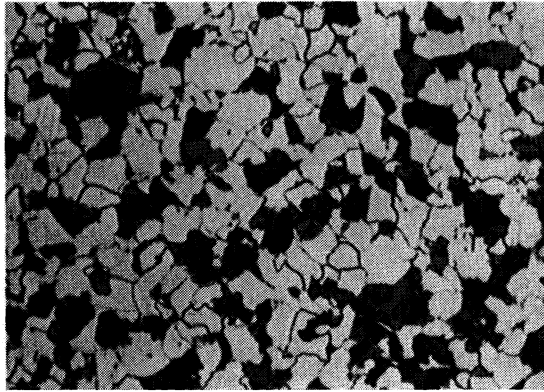
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Hohlproben von 4 mm Außen-Dmr.; 3,2 mm Innen-Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 1,5 mm Dicke.

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,22	0,25	0,64	0,010	0,011	0,97	0,16	0,23	0,33	< 0,01

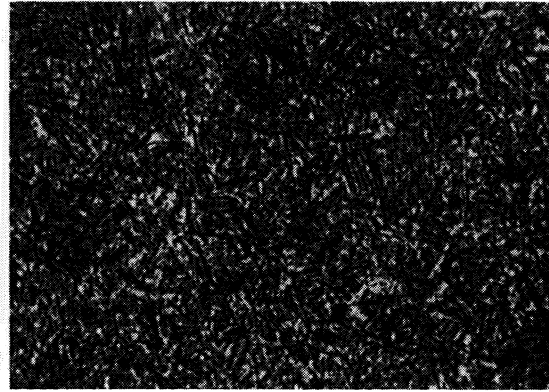


Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 4 bei einer Austenitisierungstemperatur von 875° C. (500 : 1)
isothermisch

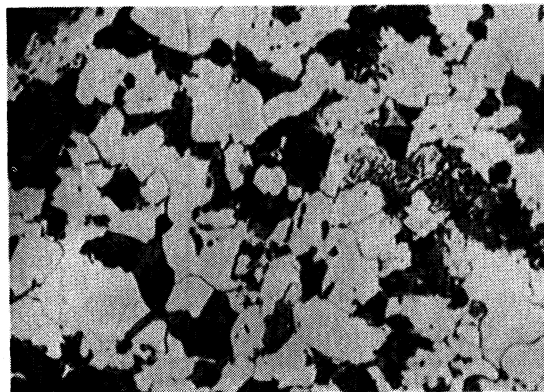


Umwandlungstemperatur 675° C
60% Ferrit, 40% Perlit
Härte 150 HV

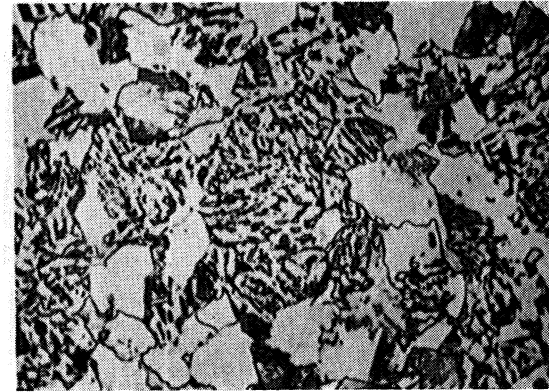


Umwandlungstemperatur 405° C
Zwischenstufengefüge
Härte 33 HRc

kontinuierlich



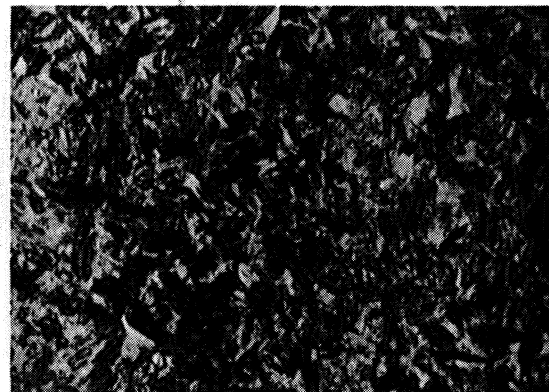
60% Ferrit, 40% Perlit
Härte 200 HV



35% Ferrit, 60% Zwischenstufengefüge,
5% Martensit
Härte 20 HRc



25% Zwischenstufengefüge, 75% Martensit
Härte 40 HRc



5% Zwischenstufengefüge, 95% Martensit
Härte 49 HRc

Stahl 34 CrMo 4

II-108 A

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN 1667: VCMo 135

Stoffnummer nach DIN 17 007: 1.7220

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
mindestens	0,30	0,15	0,50			0,90		0,15		
höchstens	0,37	0,35	0,80	0,035	0,035	1,2		0,25		

Temperaturen nach DIN 17 200 für

Normalglühen	Weichglühen	Härten	
		in Wasser	in Öl
850 bis 880° C	680 bis 720° C	820 bis 840° C	
		830 bis 850° C	

Chemische Zusammensetzung von 5 Schmelzen, die aus insgesamt 14 untersuchten zur Kennzeichnung der Streuung der Härtebarkeit ausgewählt wurden. (Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
1	0,37	0,25	0,65	0,017	0,023	1,08	0,21	0,20	0,27	<0,01
2	0,32	0,30	0,65	0,015	0,022	1,18	0,23	0,25	0,27	<0,01
3	0,30	0,21	0,61	0,019	0,015	1,10	0,16	0,18	0,28	<0,01
4	0,30	0,35	0,57	0,018	0,014	0,96	0,14	0,22	0,17	<0,01
5	0,30	0,22	0,64	0,011	0,012	1,01	0,19	0,24	0,11	<0,01

Erschmelzungsart und Korngrößen der ausgewählten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Austenit-Korngröße nach		McQuaid-Ehn-Korngröße
		5 min 850° C	5 min 1050° C	
1	bas. Siemens-Martin-Ofen	7	3	4 bis 5
2	„ „	8, vereinzelt 7	3	4, vereinzelt 5
3	„ „	7 b. 8, vereinz. 6	3, vereinzelt 2	3
4	„ Elektro-Ofen	7	3 bis 4	4 und 6
5	„ „	9	4 bis 5	3, vereinzelt 1

Verarbeitung: Geschmiedet auf 30mm Ø

Vorbehandlung: Normalglühung 30min 870° C/Luftabkühlung

Zusätzliche Angaben über die den Umwandelungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 5

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,30	0,22	0,64	0,011	0,012	1,01	0,19	0,24	0,11	<0,01

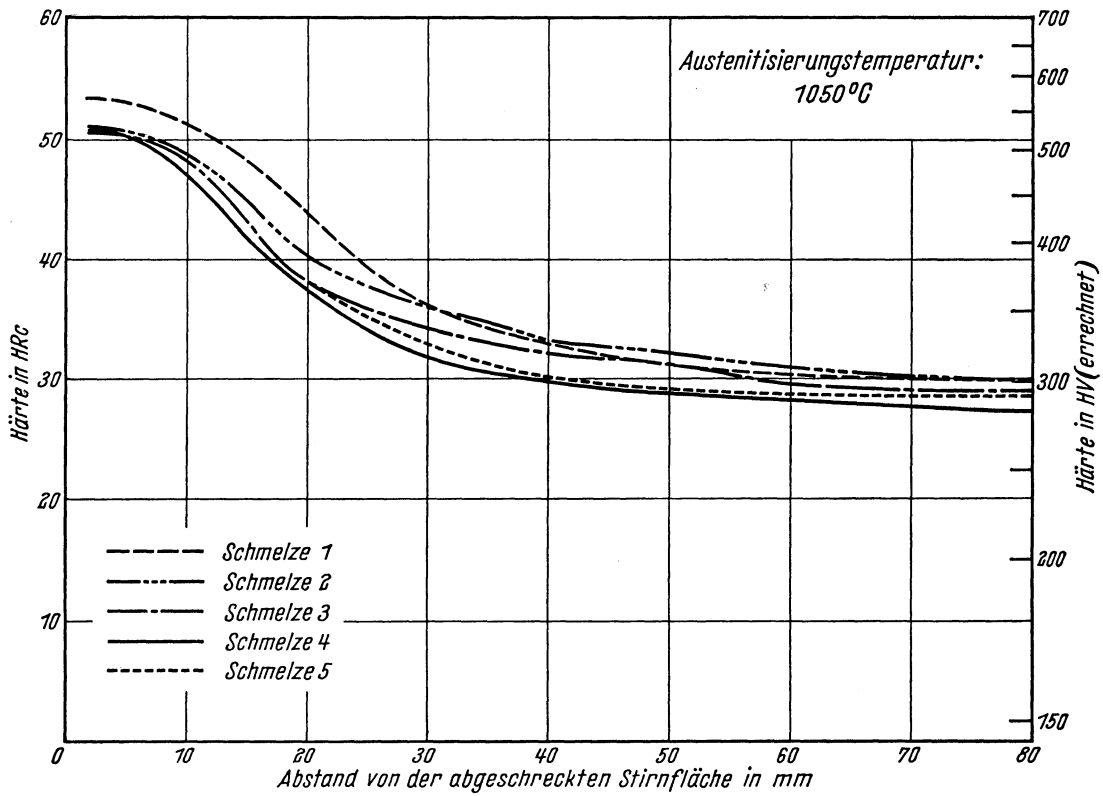
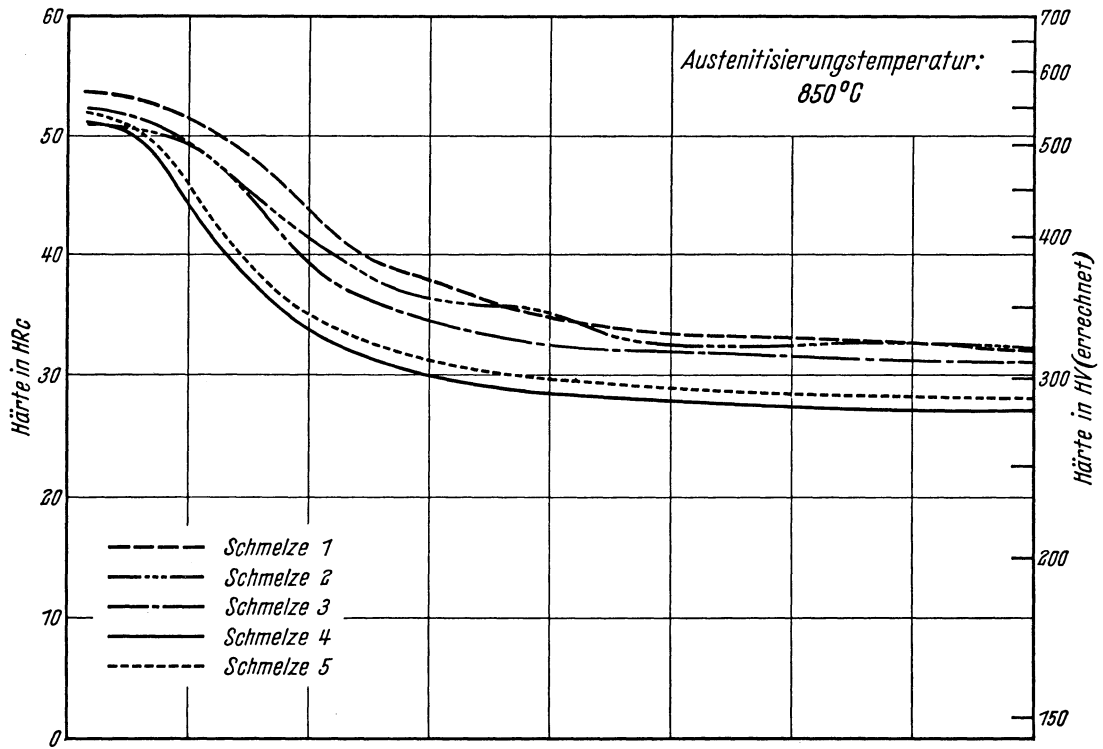
Ac₃-Temperatur: 795° C }
 Ac₁-Temperatur: 730° C } gemessen beim Erwärmen mit 3°/min.
 Ms-Temperatur: 385° C

Kritische Abkühlungszeiten von Ac₃ bis 500° C nach Abkühlen von 850° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

$\left\{ \begin{array}{l} K_m = 2,2 \text{ s} \\ K_{50} = 15 \text{ s} \\ K_f = 30 \text{ s} \\ K_p = 900 \text{ s} \end{array} \right.$	(gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)
	(50% Martensit)
	(Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)
	(gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

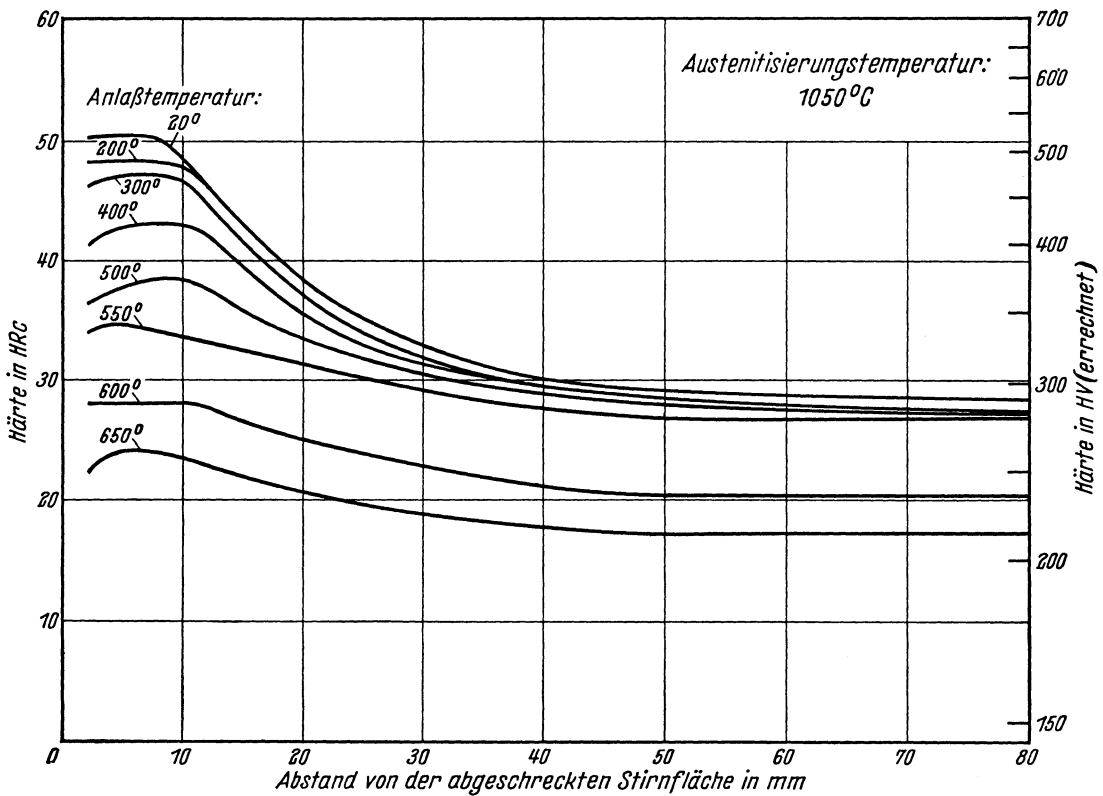
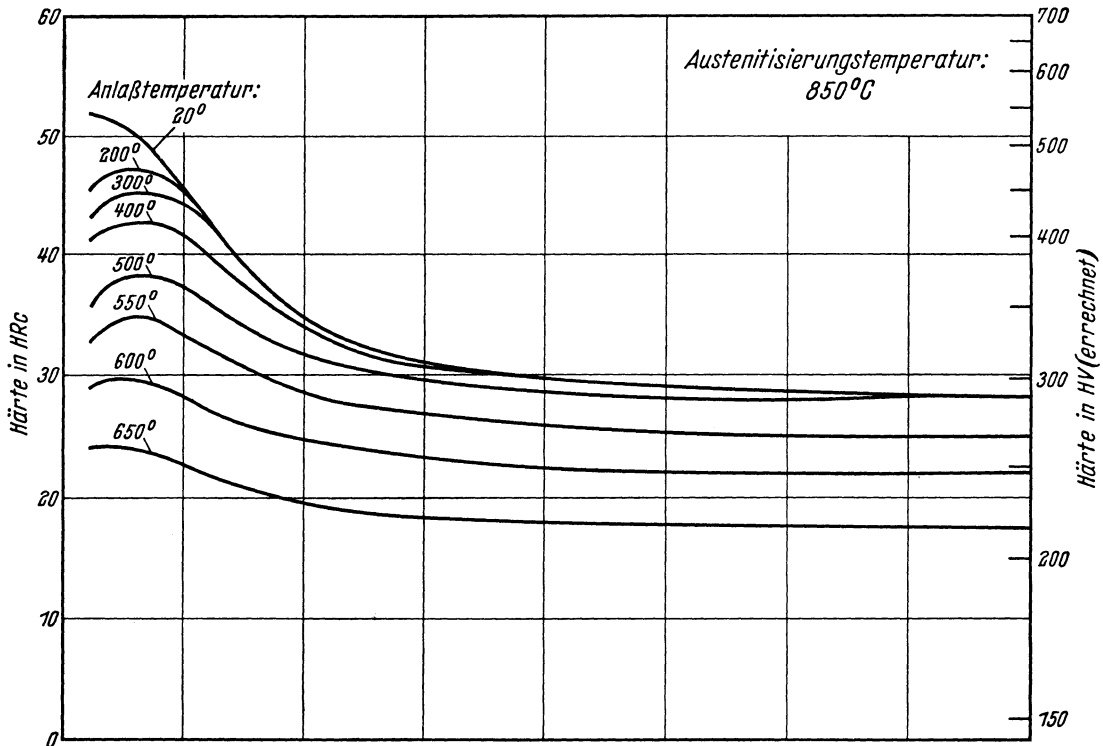
Bearbeiter: A. Rose, W. Peter u. W. Strassburg

Stirnabschreckkurven der Schmelzen 1 bis 5
(Stirnabschreckprüfung nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650-50)

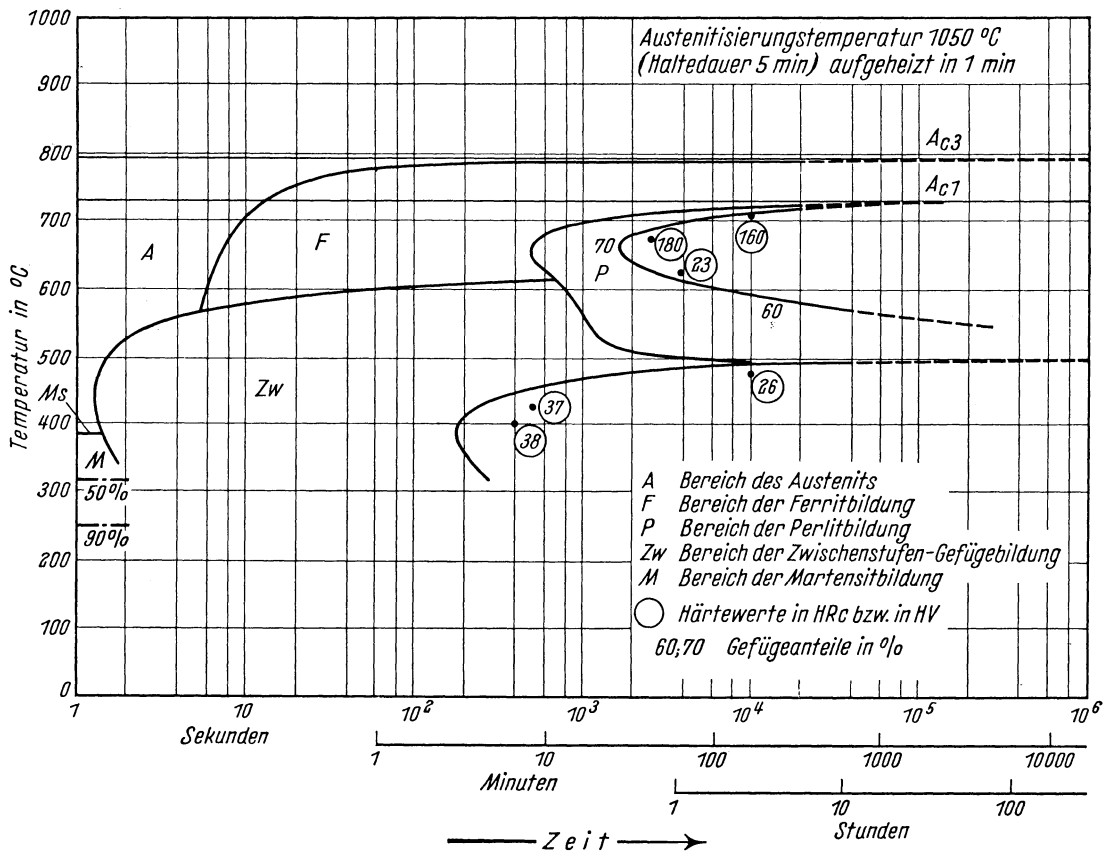
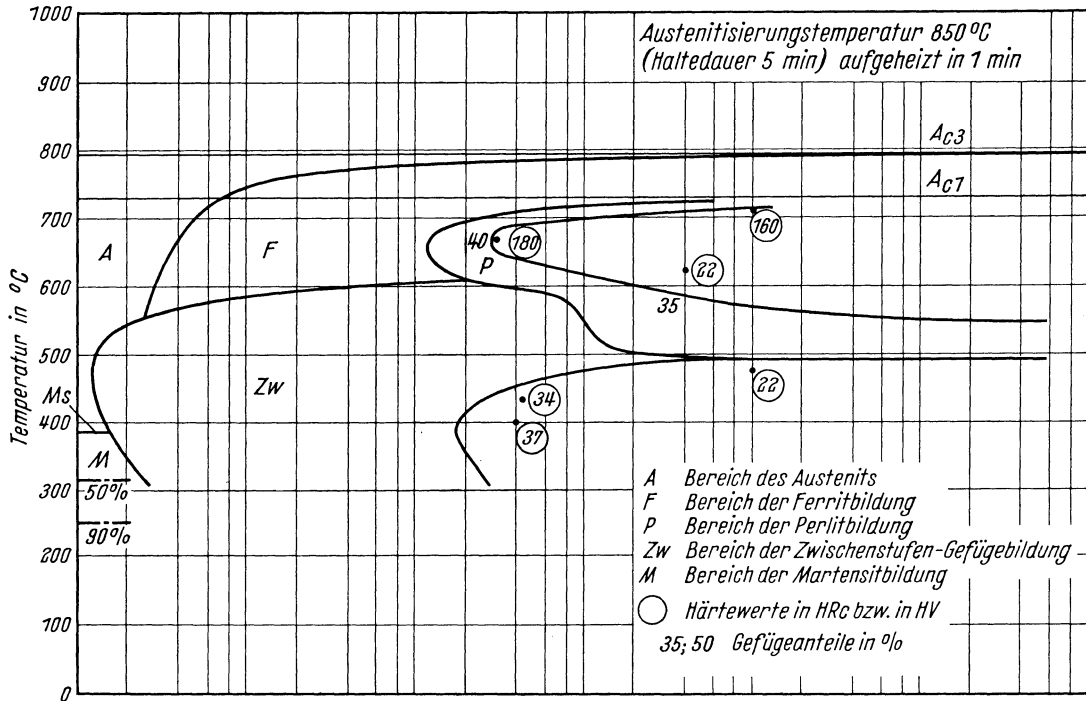


Härtekurven angelassener Stirnabschreckproben der Schmelze 5

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,30	0,22	0,64	0,011	0,012	1,01	0,19	0,24	0,11	< 0,01

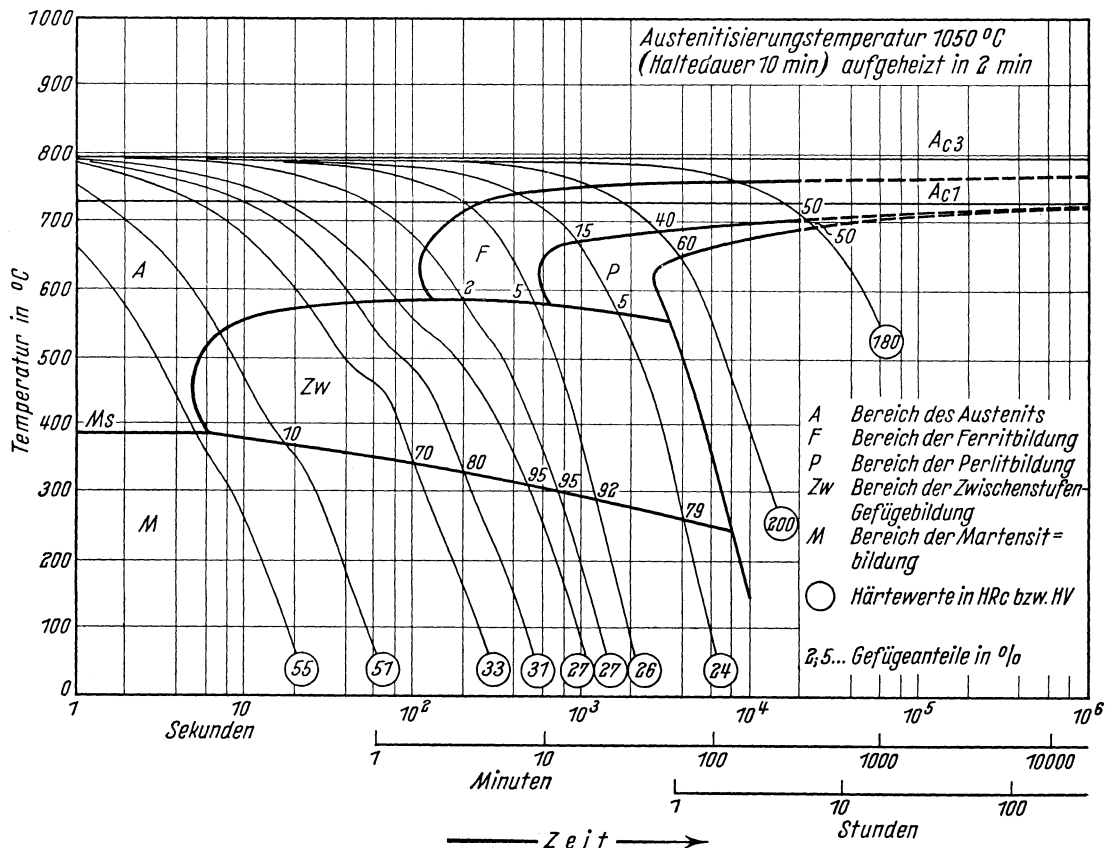
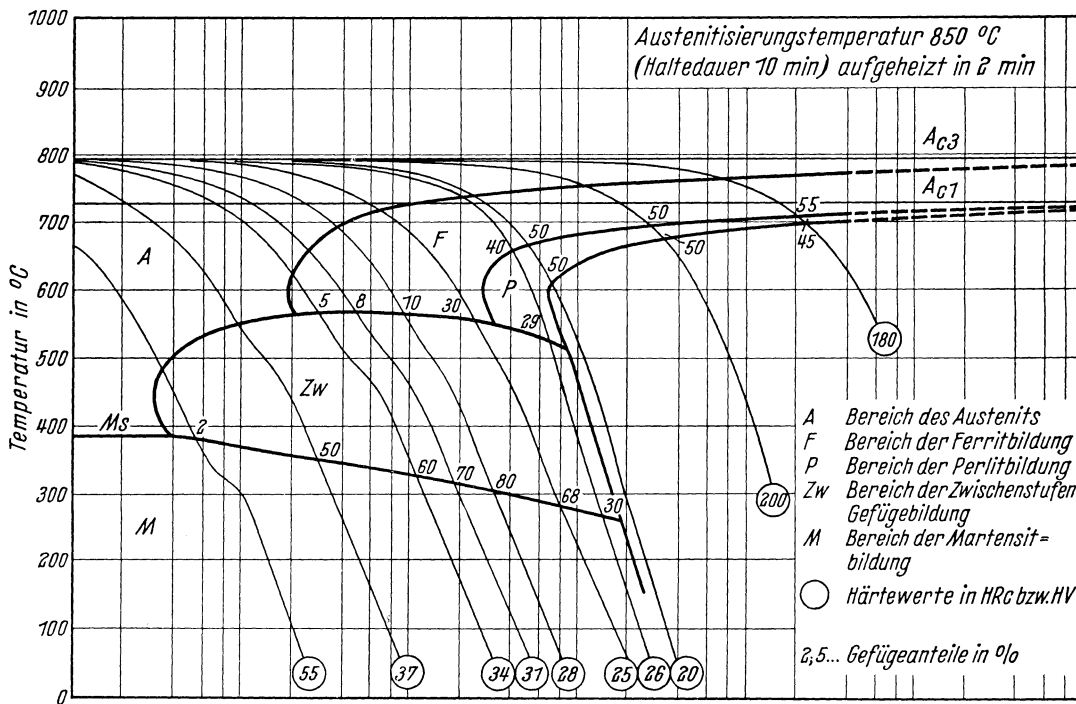


Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,30	0,22	0,64	0,011	0,012	1,01	0,19	0,24	0,11	<0,01



Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Hohlproben von 4 mm Außen-Dmr.; 3,2 mm Innen-Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 1,5 mm Dicke.

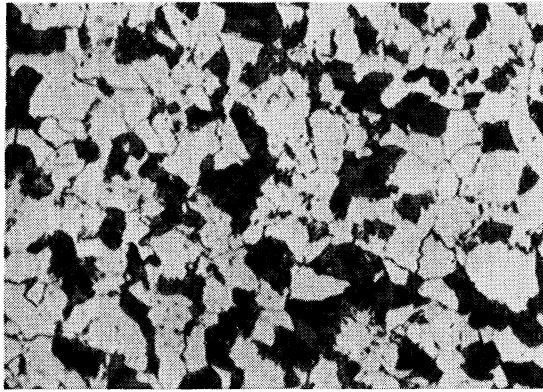
Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,30	0,22	0,64	0,011	0,012	1,01	0,19	0,24	0,11	<0,01



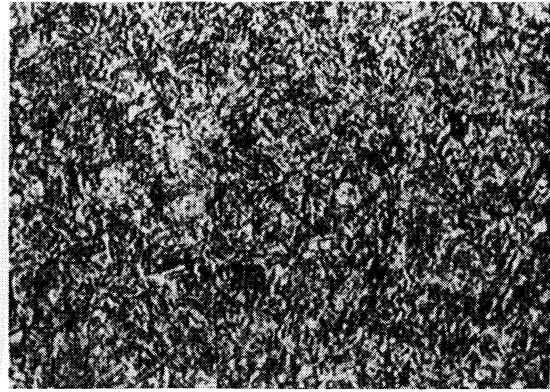
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 5 bei einer Austenitisierungstemperatur von 850° C. (500 : 1)

isothermisch

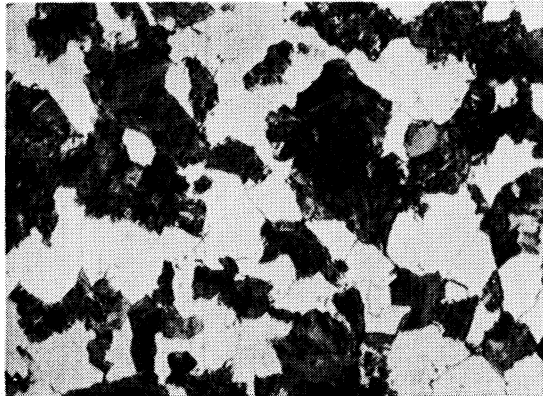


Umwandlungstemperatur 675° C
60% Ferrit, 40% Perlit
Härte 180 HV

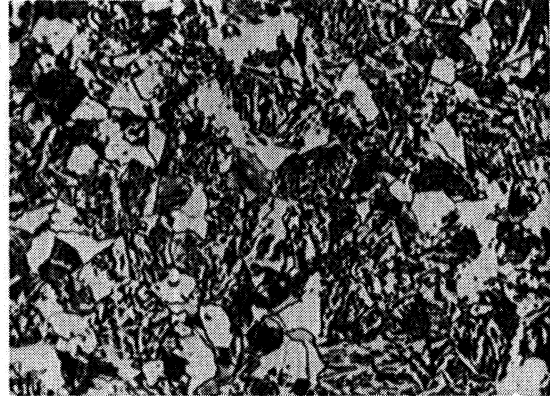


Umwandlungstemperatur 400° C
Zwischenstufengefüge
Härte 37 HRc

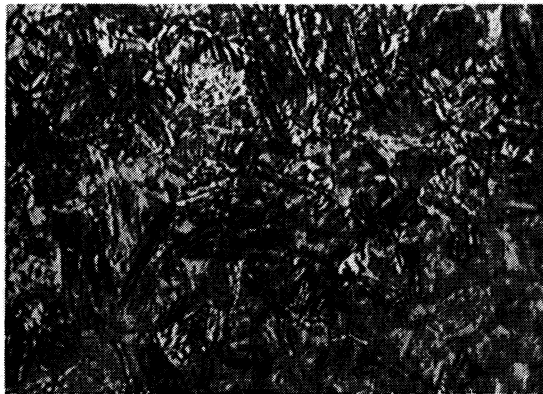
kontinuierlich



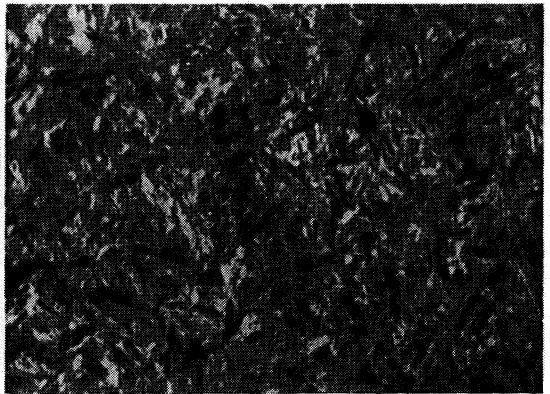
50% Ferrit, 50% Perlit
Härte 200 HV



30% Ferrit, 68% Zwischenstufengefüge,
2% Martensit
Härte 25 HRc



50% Zwischenstufengefüge, 50% Martensit
Härte 37 HRc



2% Zwischenstufengefüge, 98% Martensit
Härte 55 HRc

Stahl 42 CrMo 4

II-109 A

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Alte Bezeichnung nach DIN 1667: VCMo 140

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.7225

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
mindestens	0,38	0,15	0,50			0,90		0,15		
höchstens	0,45	0,35	0,80	0,035	0,035	1,2		0,25		

Temperaturen nach DIN 17200 für

Normalglühen	Weichglühen	Härten	
		in Wasser	in Öl
850 bis 880° C	680 bis 720° C	820 bis 840° C	830 bis 850° C

Chemische Zusammensetzung von 5 Schmelzen, die aus insgesamt 24 untersuchten zur Kennzeichnung der Streuung der Härbarkeit ausgewählt wurden. (Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
1	0,44	0,28	0,67	0,025	0,024	1,07	0,21	0,15	0,22	<0,01
2	0,40	0,30	0,65	0,016	0,014	1,10	0,22	0,21	0,42	<0,01
3	0,39	0,15	0,50	0,013	0,014	0,97	0,19	0,19	0,20	<0,01
4	0,38	0,18	0,62	0,033	0,023	1,03	0,28	0,21	0,22	<0,01
5	0,38	0,23	0,64	0,019	0,013	0,99	0,17	0,16	0,08	<0,01

Erschmelzungsart und Korngrößen der ausgewählten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Austenit-Korngröße nach		McQuaid-Ehn-Korngröße
		5 min 860° C	5 min 1050° C	
1	bas. Siemens-Martin-Ofen	9	3	4, vereinzelt 6
2	„ Elektro-Ofen	7, vereinzelt 8	3 bis 4	8
3	„ Hochfrequenzofen	7 bis 8	3 bis 4	4 und 5
4	„ Siemens-Martin-Ofen	7 bis 8	3	3 und 5
5	„ „	8 bis 9	2 bis 3	1 und 3

Verarbeitung: Geschmiedet auf 30mm Ø

Vorbehandlung: Normalglühung 30min 870° C/Luftabkühlung

Zusätzliche Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 5

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,38	0,23	0,64	0,019	0,013	0,99	0,17	0,16	0,08	<0,01

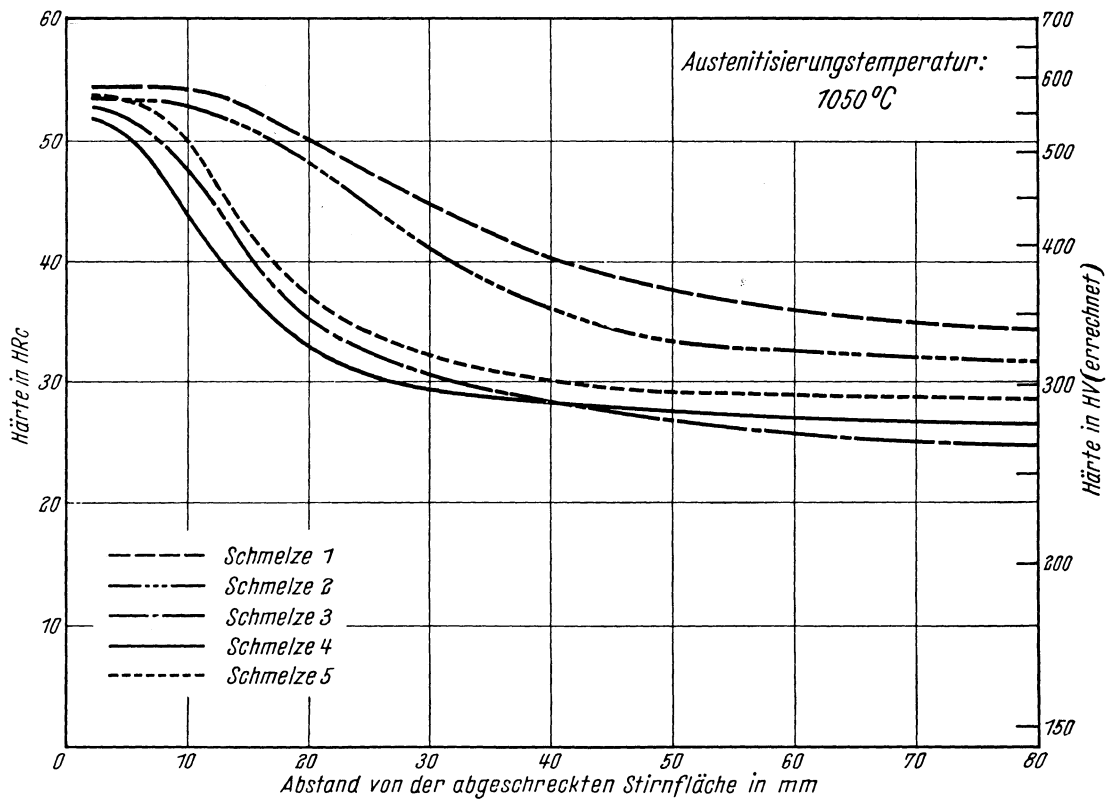
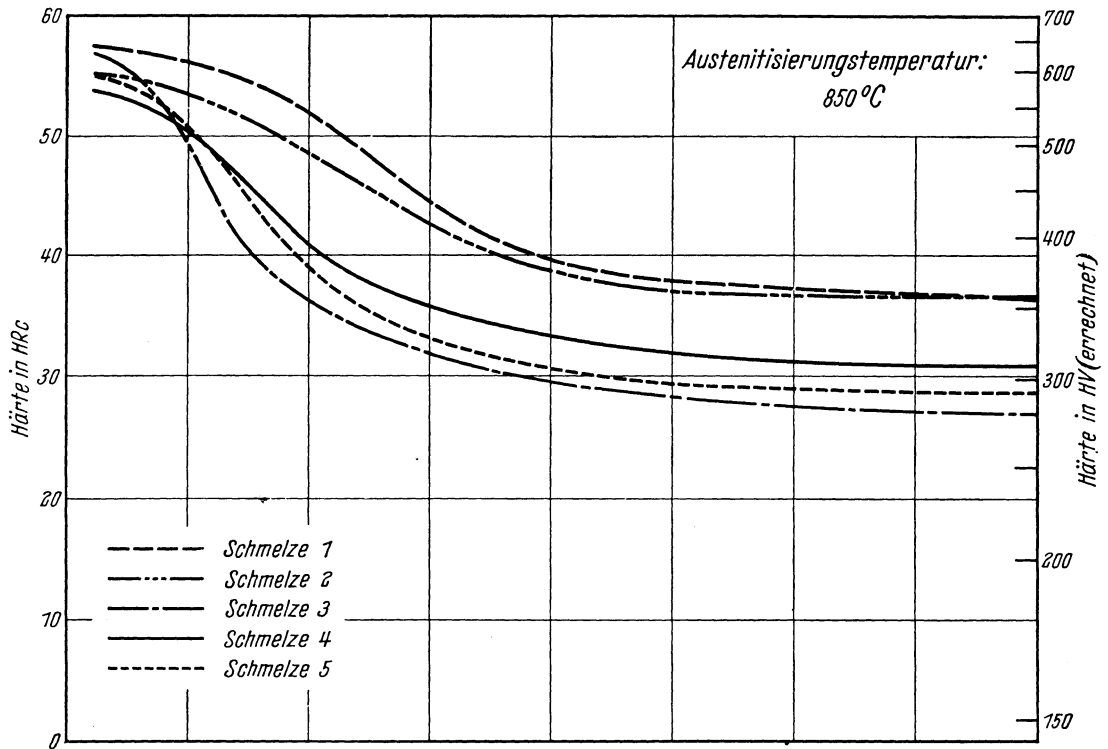
Ac₃-Temperatur: 780° C }
 Ac₁-Temperatur: 730° C } gemessen beim Erwärmen mit 3°/min.
 Ms-Temperatur: 360° C

Kritische Abkühlungszeiten von Ac₃ bis 500° C nach Abkühlen von 850° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

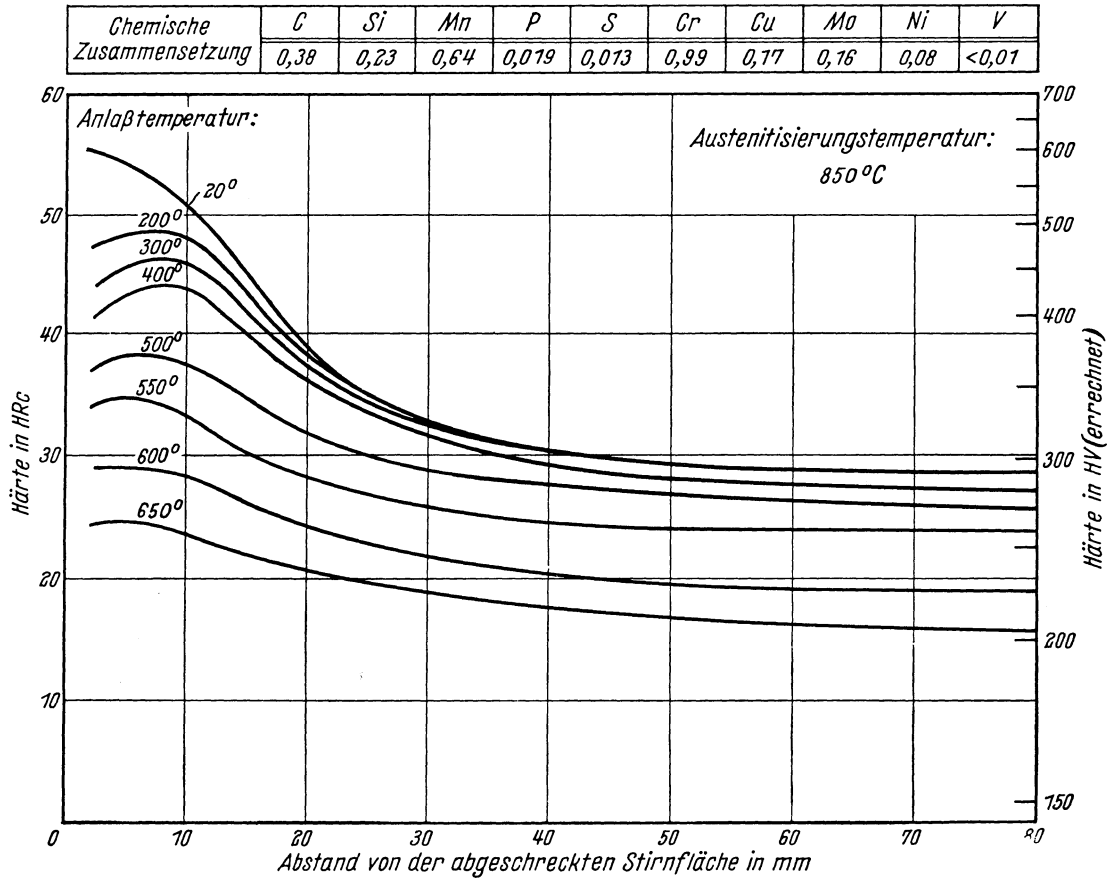
$$\left\{ \begin{array}{l} K_m = 3,8 \text{ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \\ K_{50} = 36 \text{ s (50\% Martensit)} \\ K_f = 29 \text{ s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)} \\ K_p = 600 \text{ s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \end{array} \right.$$

Bearbeiter: A. Rose, W. Peter u. W. Strassburg

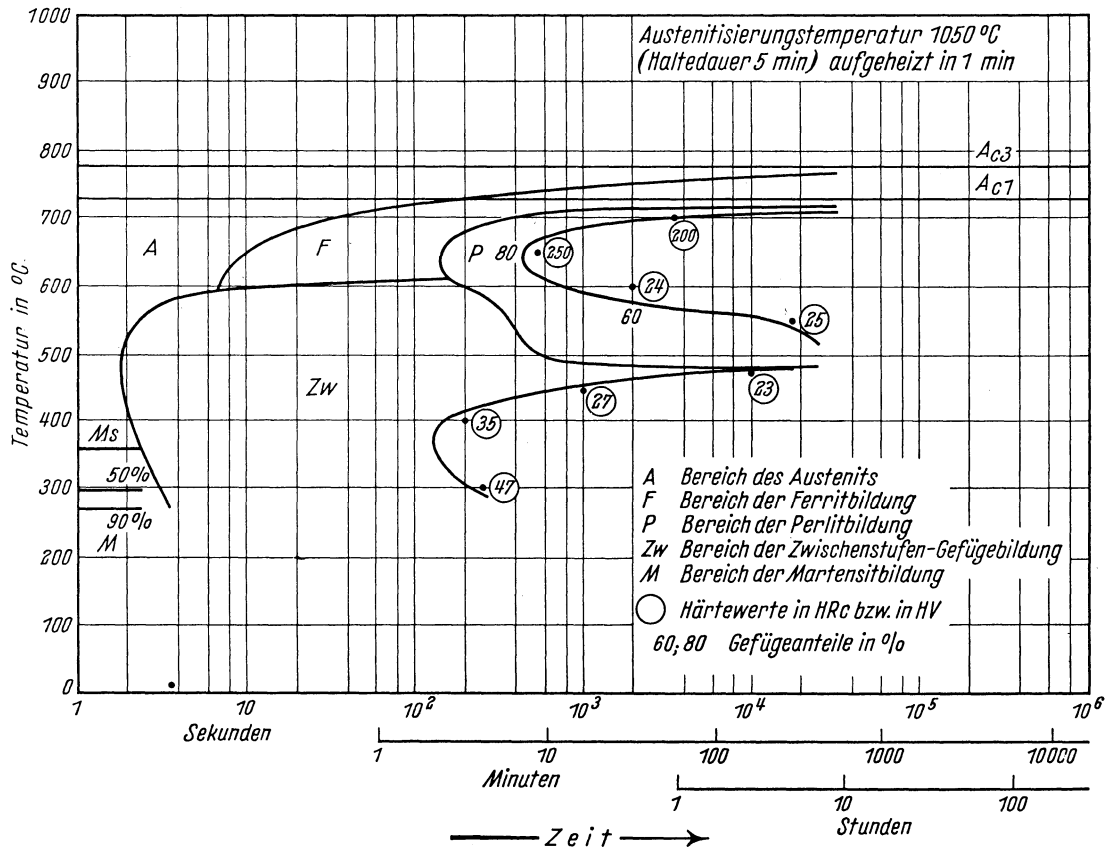
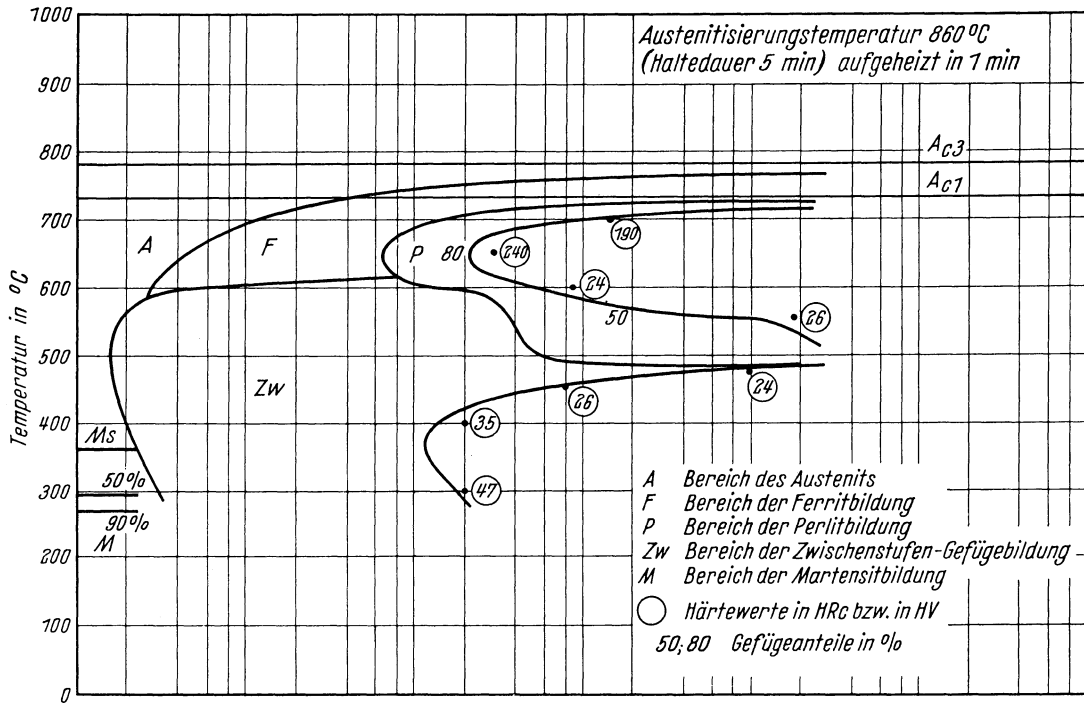
Stirnabschreckkurven der Schmelzen 1 bis 5
(Stirnabschreckprüfung nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650-50)



Härtekurven angelassener Stirnabschreckproben der Schmelze 5

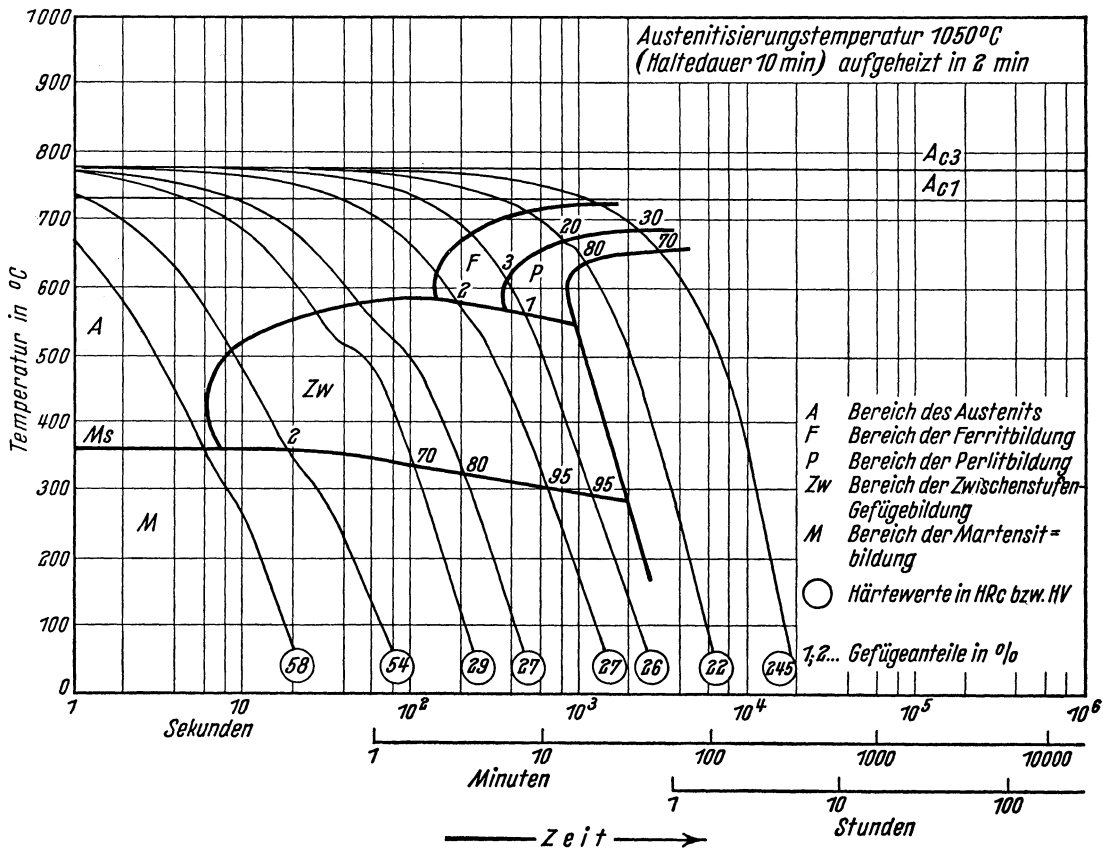
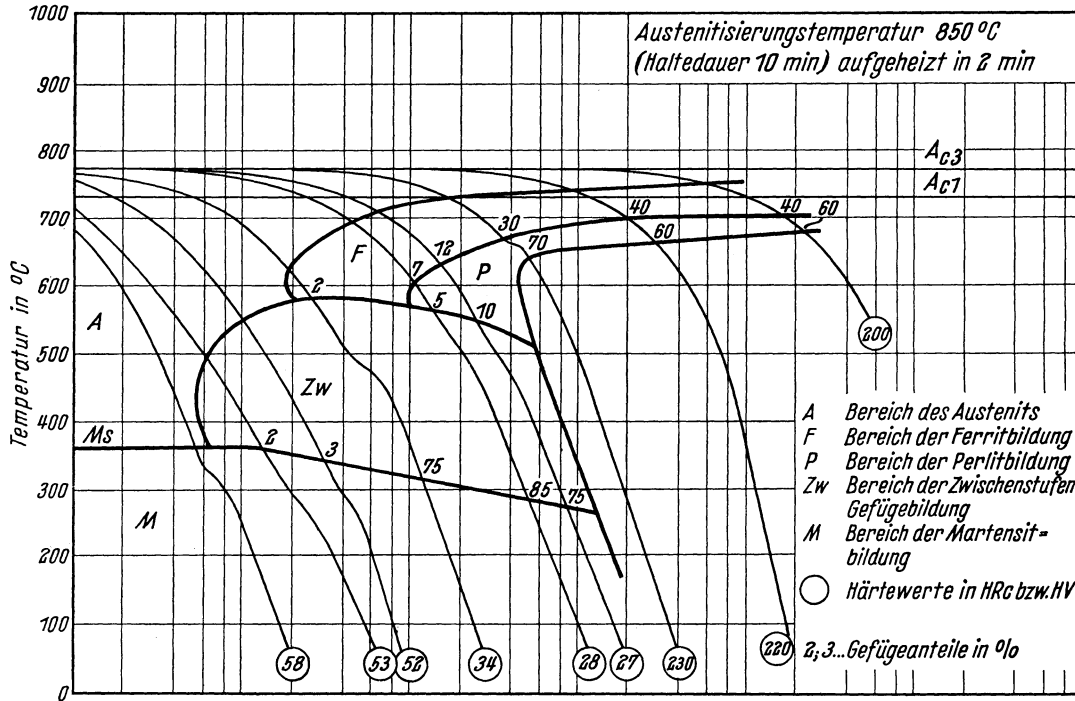


Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,38	0,23	0,64	0,019	0,013	0,99	0,17	0,16	0,08	< 0,01



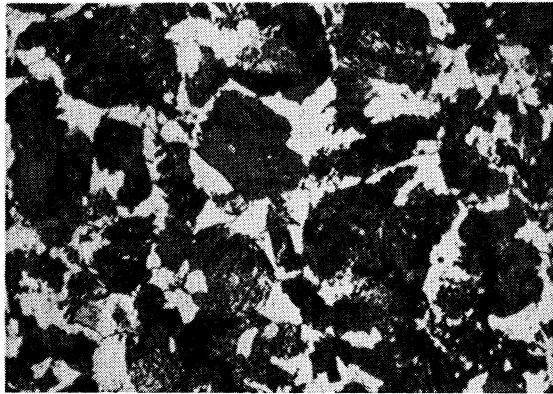
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Hohlproben von 4 mm Außen-Dmr.; 3,2 mm Innen-Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 1,5 mm Dicke.

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,38	0,23	0,64	0,019	0,013	0,99	0,17	0,16	0,08	<0,01

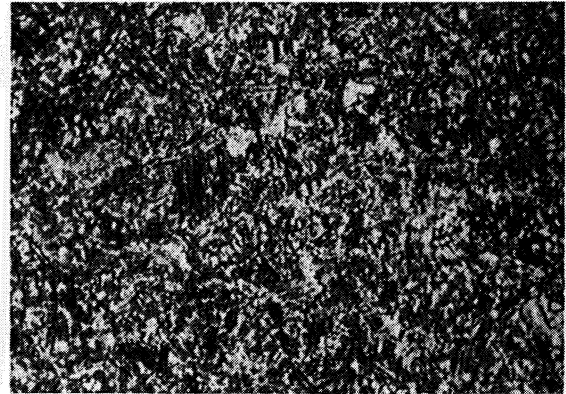


Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 5 bei einer Austenitisierungstemperatur von 860 bzw. 850° C. (500 : 1)
isothermisch

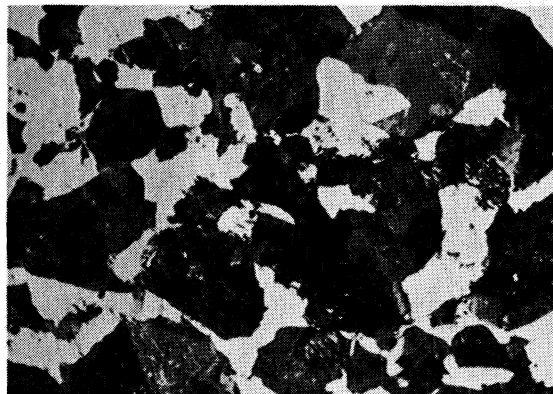


Umwandlungstemperatur 650° C
20% Ferrit, 80% Perlit
Härte 240 HV

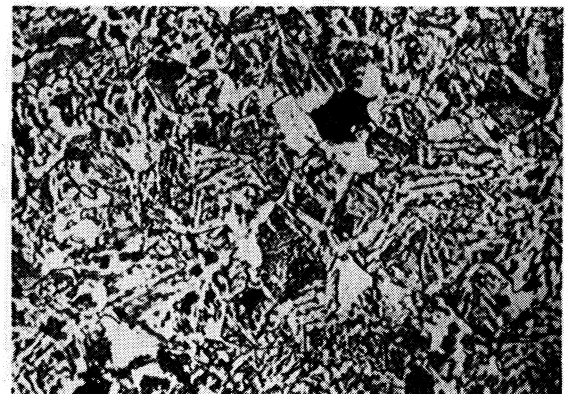


Umwandlungstemperatur 400° C
Zwischenstufengefüge
Härte 35 HRc

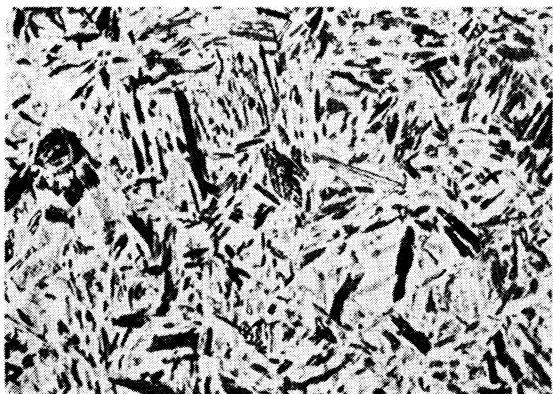
kontinuierlich



30% Ferrit, 70% Perlit
Härte 230 HV



7% Ferrit, 5% Perlit, 85% Zwischenstufengefüge,
3% Martensit
Härte 28 HRc



3% Zwischenstufengefüge, 97% Martensit
Härte 52 HRc



Martensit
Härte 58 HRc

Stahl 50 CrMo 4

II-110 A

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Alte Bezeichnung nach DIN 1667: —

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.7228

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	mindestens	0,46	0,15	0,50			0,90		0,15	
höchstens	0,54	0,35	0,80	0,035	0,035	1,2		0,25		

Temperaturen nach DIN 17200 für

Normalglühen	Weichglühen	Härten	
		in Wasser	in Öl
850 bis 880° C	680 bis 720° C	820 bis 840° C	830 bis 850° C

Chemische Zusammensetzung von 5 Schmelzen, die aus insgesamt 8 untersuchten zur Kennzeichnung der Streuung der Härtebarkeit ausgewählt wurden. (Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
1	0,51	0,25	0,67	0,012	0,011	1,05	0,17	0,25	0,39	<0,01
2	0,50	0,32	0,80	0,017	0,022	1,04	0,17	0,24	0,11	<0,01
3	0,49	0,17	0,70	0,030	0,014	1,05	0,17	0,17	0,25	<0,01
4	0,48	0,27	0,63	0,011	0,023	0,99	0,17	0,25	0,39	<0,01
5	0,46	0,22	0,46	0,015	0,014	1,00	0,26	0,21	0,22	<0,01

Erschmelzungsart und Korngrößen der ausgewählten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Austenit-Korngröße nach		Mc Quaid-Ehn-Korngröße
		5 min 850° C	5 min 1050° C	
1	bas. Elektro-Ofen	8	4	8
2	„ Hochfrequenzofen	8, vereinzelt 7	4	2 bis 3
3	„ Siemens-Martin-Ofen	8 bis 9	3 bis 4	3 und 5
4	„ Elektro-Ofen	8 bis 9	3 bis 4	8
5	„ Siemens-Martin-Ofen	8	3 bis 4	5

Verarbeitung: Geschmiedet auf 30mm ø

Vorbehandlung: Normalglühung 30min 870° C/Luftabkühlung

Zusätzliche Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 2

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
		0,50	0,32	0,80	0,017	0,022	1,04	0,17	0,24	0,11

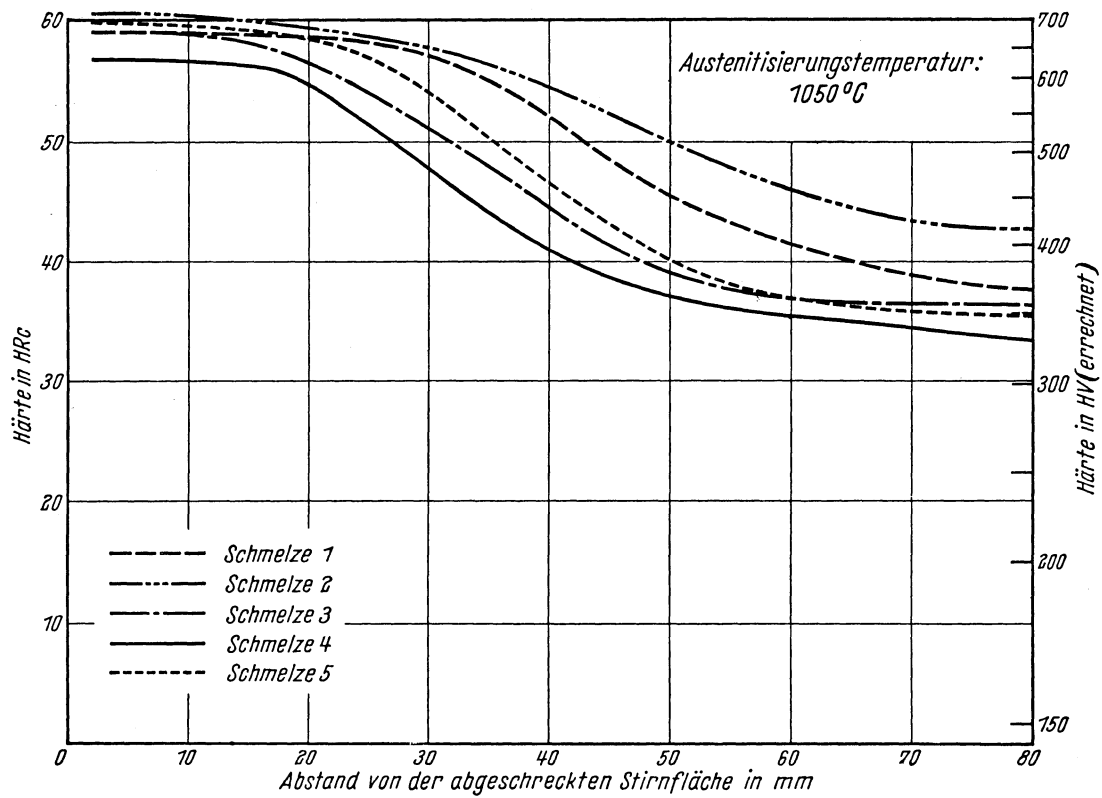
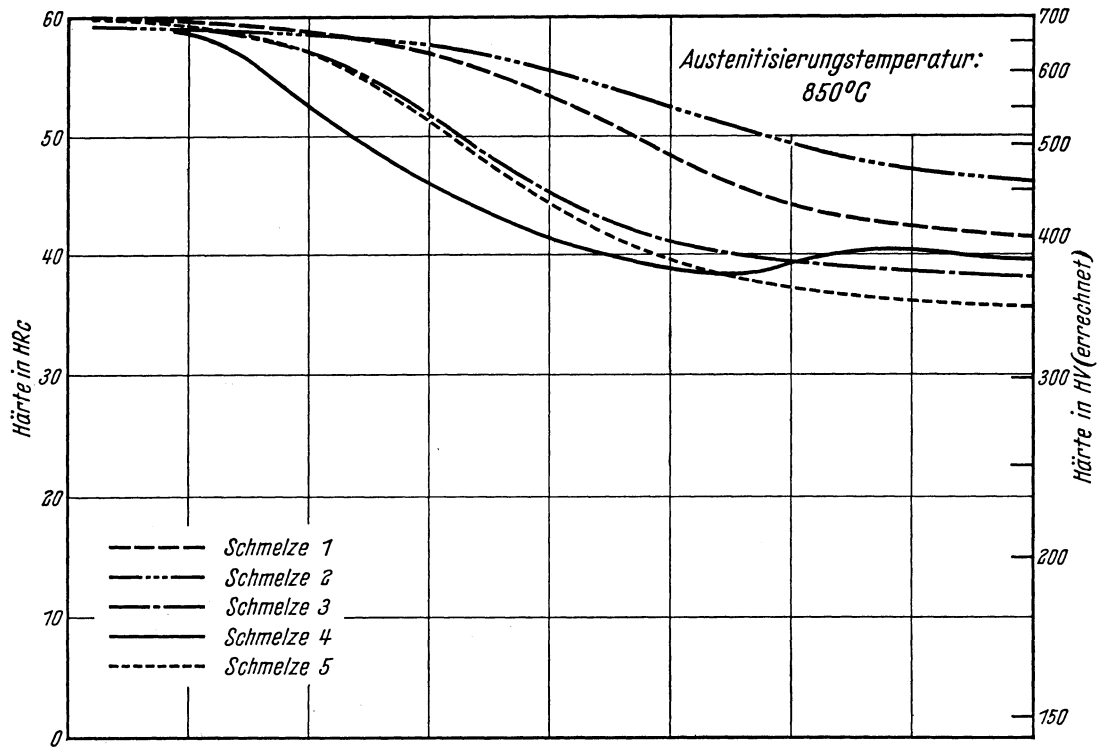
Ac₃-Temperatur: 760° C }
 Ac₁-Temperatur: 725° C } gemessen beim Erwärmen mit 3°/min.
 Ms-Temperatur: 290° C

Kritische Abkühlungszeiten von Ac₃ bis 500° C nach Abkühlen von 850° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

$$\left\{ \begin{array}{l} K_m = 24 \text{ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \\ K_{50} = 200 \text{ s (50\% Martensit)} \\ K_f = 650 \text{ s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)} \\ K_p = 2200 \text{ s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \end{array} \right.$$

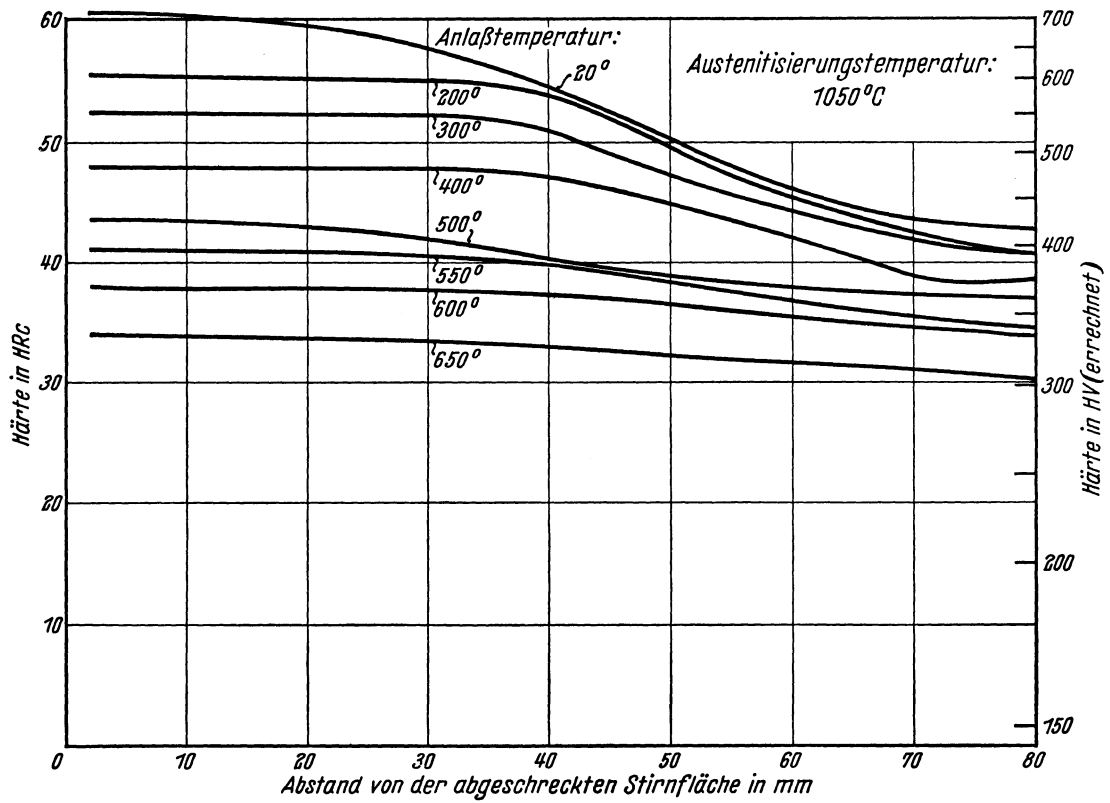
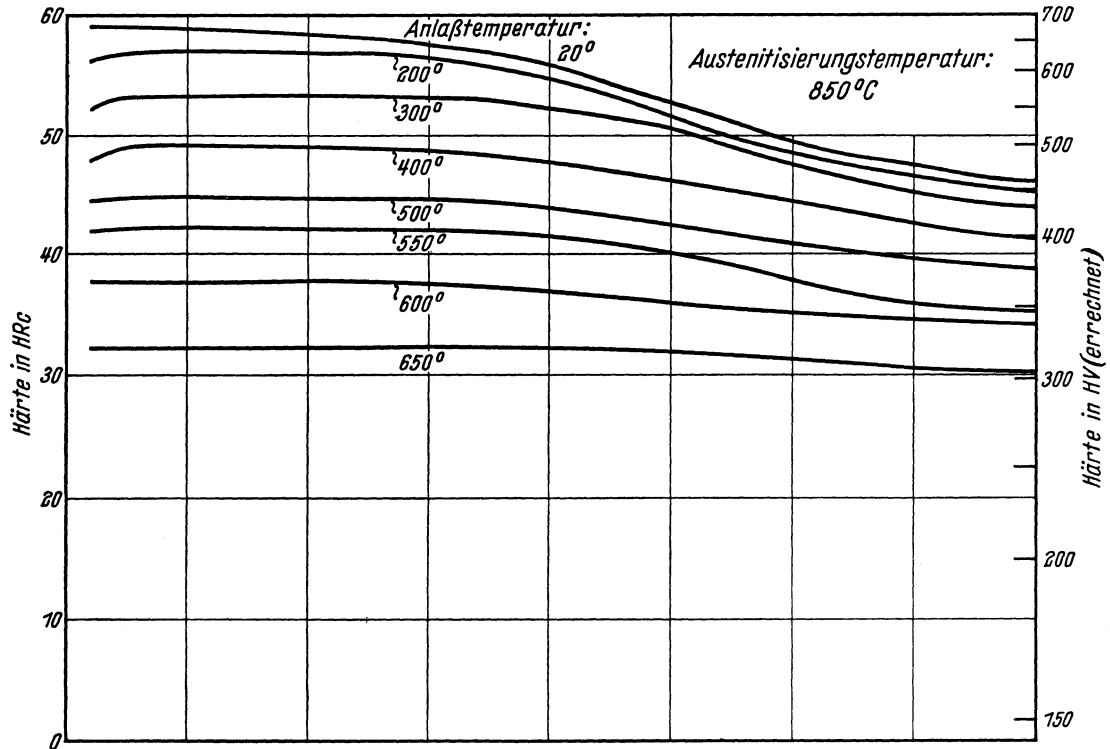
Bearbeiter: A. Rose, W. Peter u. W. Strassburg

Stirnabschreckkurven der Schmelzen 1 bis 5
(Stirnabschreckprüfung nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650-50)

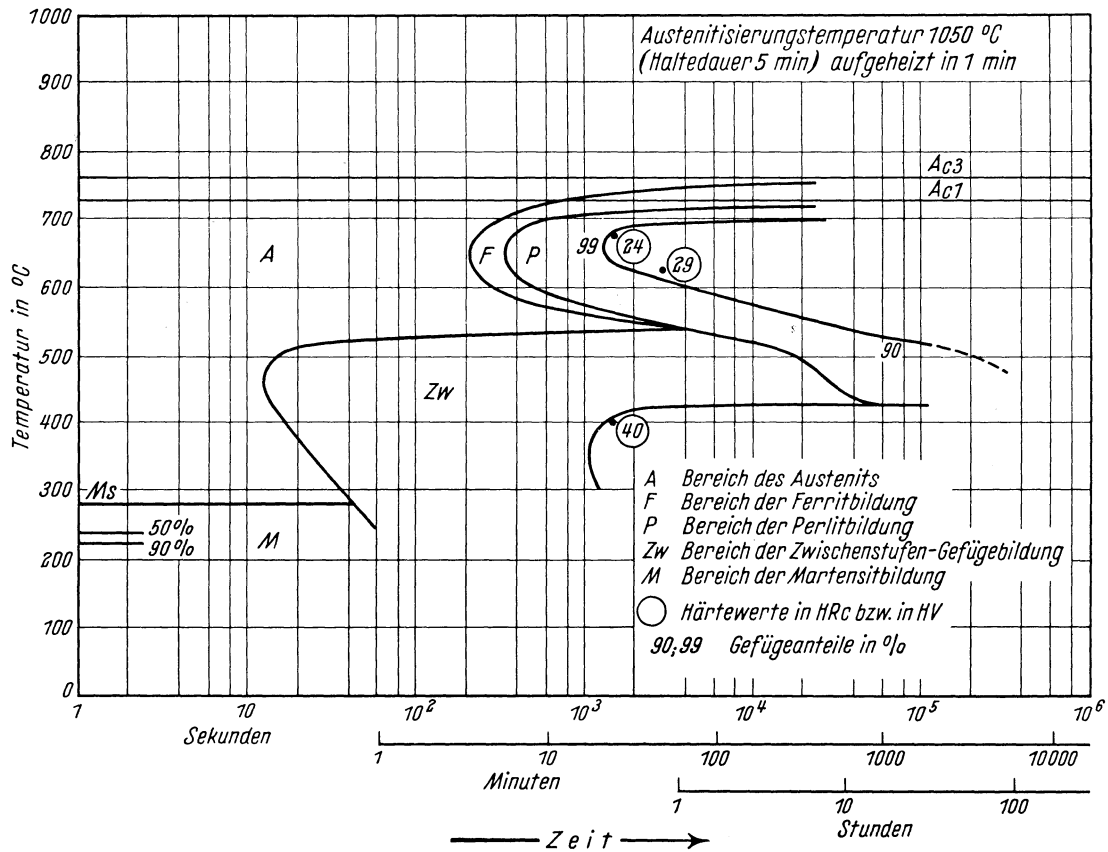
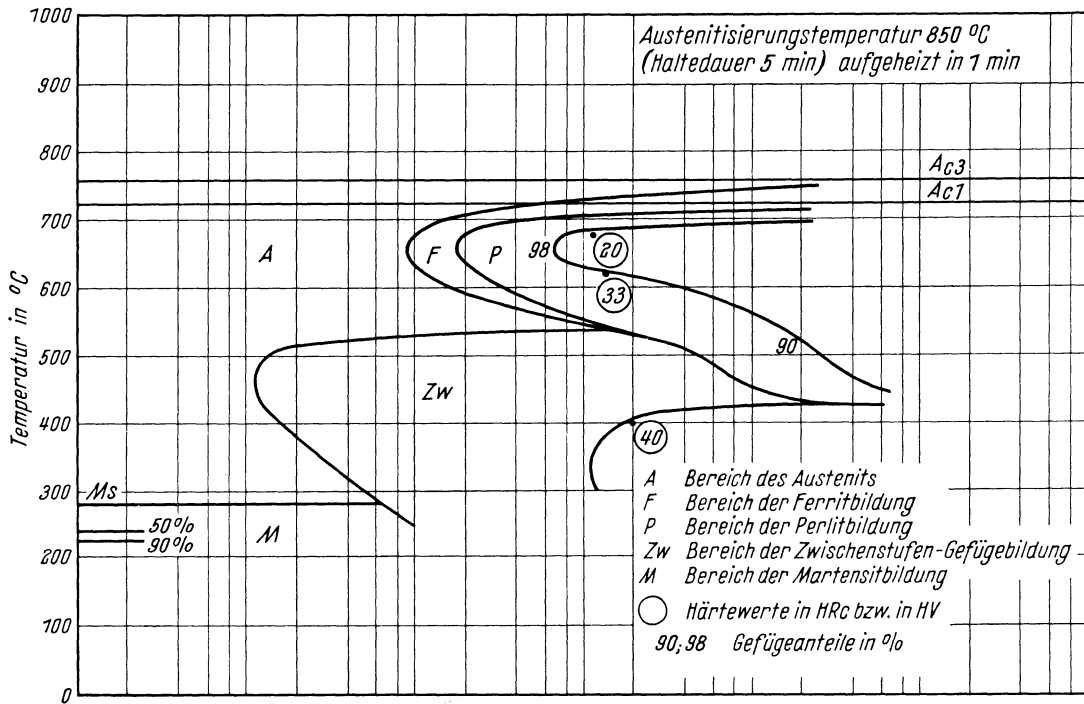


Härtekurven angelassener Stirnabschreckproben der Schmelze 2

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,50	0,32	0,80	0,017	0,022	1,04	0,17	0,24	0,11	< 0,01

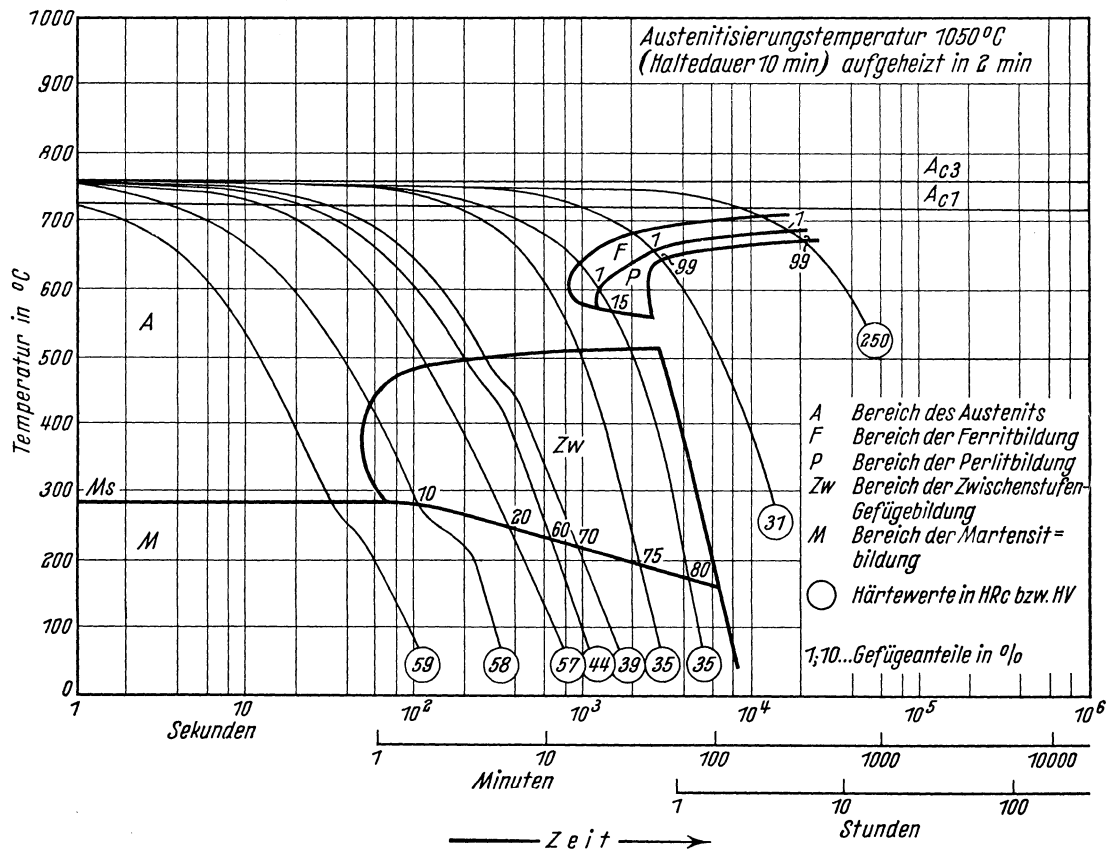
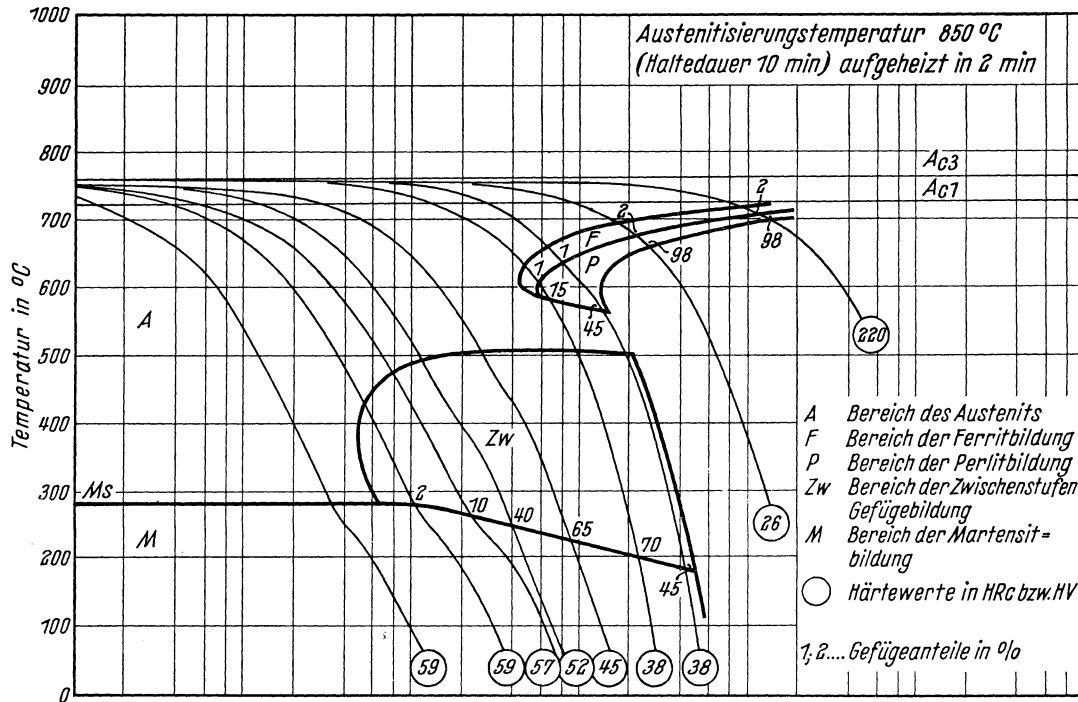


Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,50	0,32	0,80	0,017	0,022	1,04	0,17	0,24	0,11	<0,01



Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,50	0,32	0,80	0,017	0,022	1,04	0,17	0,24	0,11	<0,01



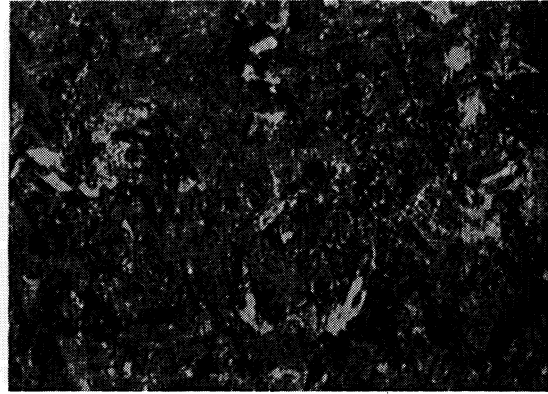
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 2 bei einer Austenitisierungstemperatur von 850° C. (500 : 1)

isothermisch

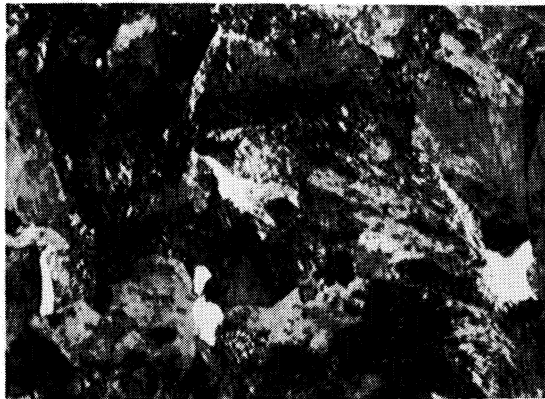


Umwandlungstemperatur 655° C
2% Ferrit, 98% Perlit
Härte 29 HRc



Umwandlungstemperatur 400° C
Zwischenstufengefüge
Härte 40 HRc

kontinuierlich



2% Ferrit, 98% Perlit
Härte 26 HRc



1% Ferrit, 15% Perlit, 70% Zwischenstufengefüge,
14% Martensit
Härte 38 HRc

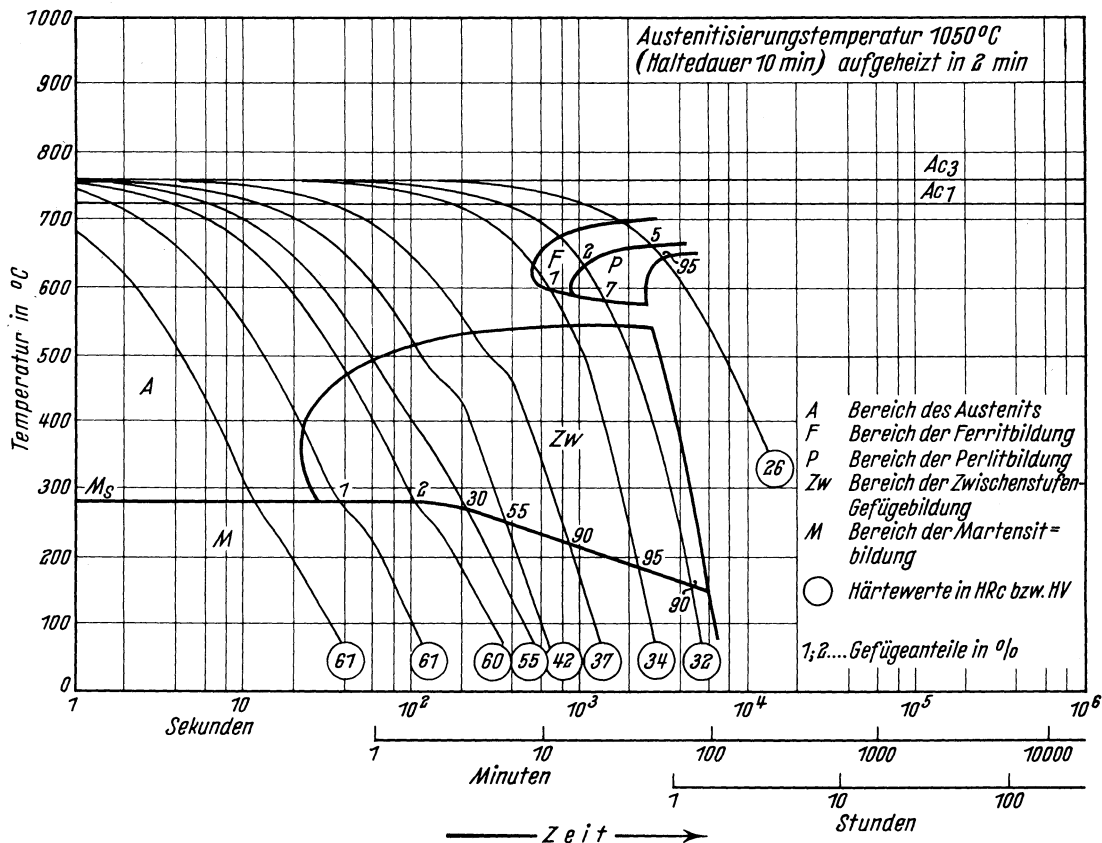
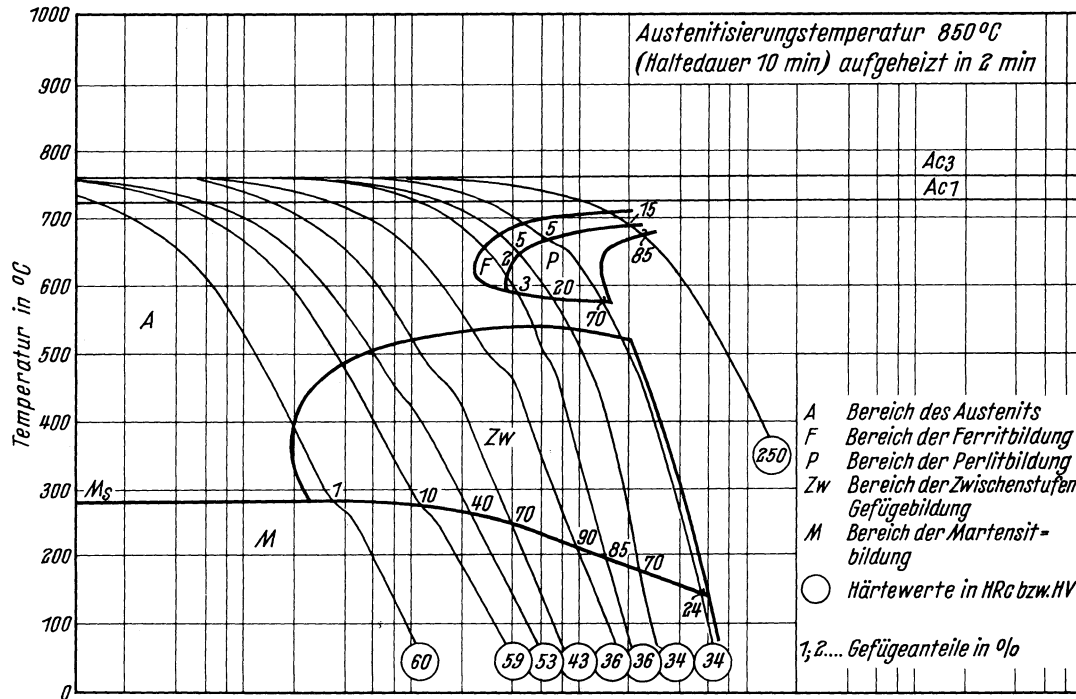


65% Zwischenstufengefüge, 35% Martensit
Härte 45 HRc



Martensit
Härte 59 HRc

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,46	0,22	0,46	0,015	0,014	1,00	0,26	0,27	0,22	<0,01



Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Stahl 27 MnCrV 4

II-111 A

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Alte Bezeichnung nach DIN 1667: —

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.8162

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	mindestens	0,24	0,15	1,0			0,60			
höchstens	0,30	0,35	1,3	0,035	0,035	0,90				0,12

Temperaturen nach DIN 17200 für

Normalglühen	Weichglühen	Härten	
		in Wasser	in Öl
860 bis 890° C	680 bis 720° C	850 bis 870° C	860 bis 880° C

Chemische Zusammensetzung von 5 Schmelzen, die aus insgesamt 6 untersuchten zur Kennzeichnung der Streuung der Härtebarkeit ausgewählt wurden. (Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
1	0,33	0,24	1,17	0,021	0,018	0,85	0,22	0,02	0,07	0,08
2	0,27	0,15	1,19	0,013	0,021	0,85	0,21	0,03	0,15	0,11
3	0,24	0,21	1,06	0,014	0,020	0,79	0,17	0,02	0,18	0,10
4	0,24	0,20	1,06	0,014	0,019	0,68	0,17	0,02	0,18	0,07
5	0,27	0,20	1,12	0,022	0,017	0,90	0,20	0,01	0,13	0,06

Erschmelzungsart und Korngrößen der ausgewählten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Austenit-Korngröße nach		McQuaid-Ehn-Korngröße
		5 min 880° C	5 min 1050° C	
1	bas. Siemens-Martin-Ofen	8	3 bis 4	6
2	bas. Elektro-Ofen	8	3 bis 4	7
3	„ „	9	4 bis 5	7 und 6
4	„ „	7 bis 8	3	6
5	„ „	8	3 bis 4	5 bis 6

Verarbeitung: Geschmiedet auf 30mm Ø

Vorbehandlung: Normalglühung 30min 880° C/Luftabkühlung

Zusätzliche Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 3

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
		0,24	0,21	1,06	0,014	0,020	0,79	0,17	0,02	0,18

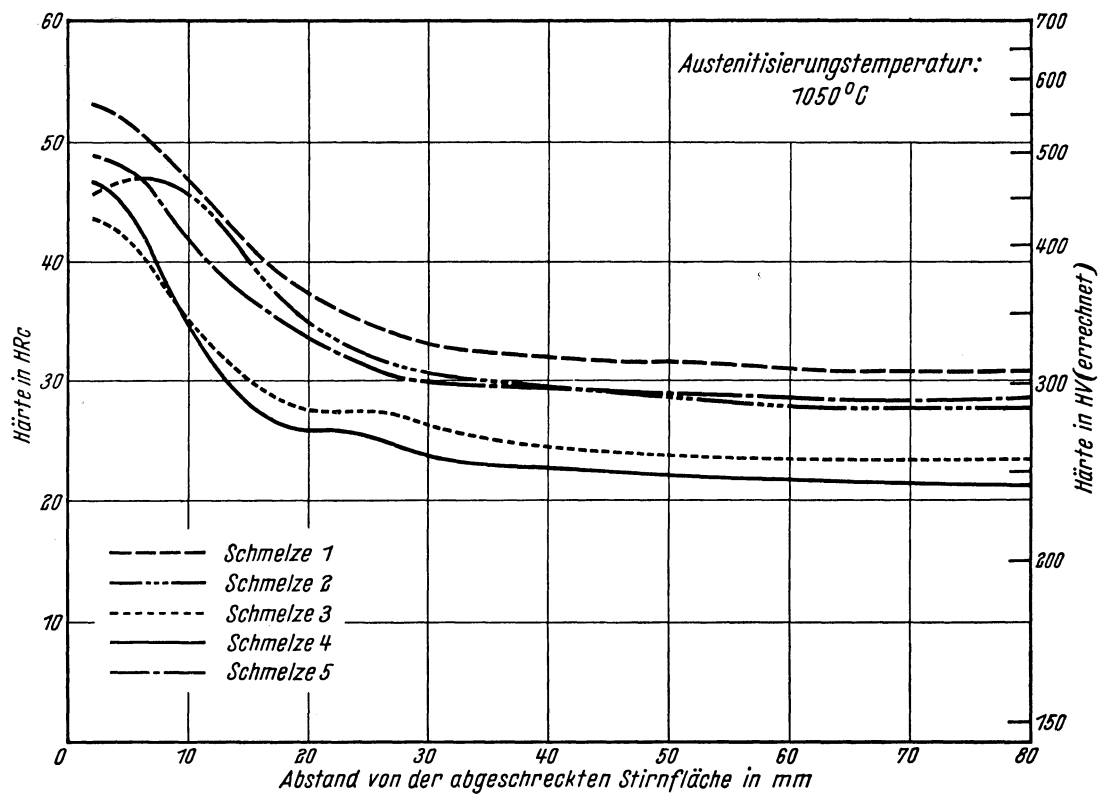
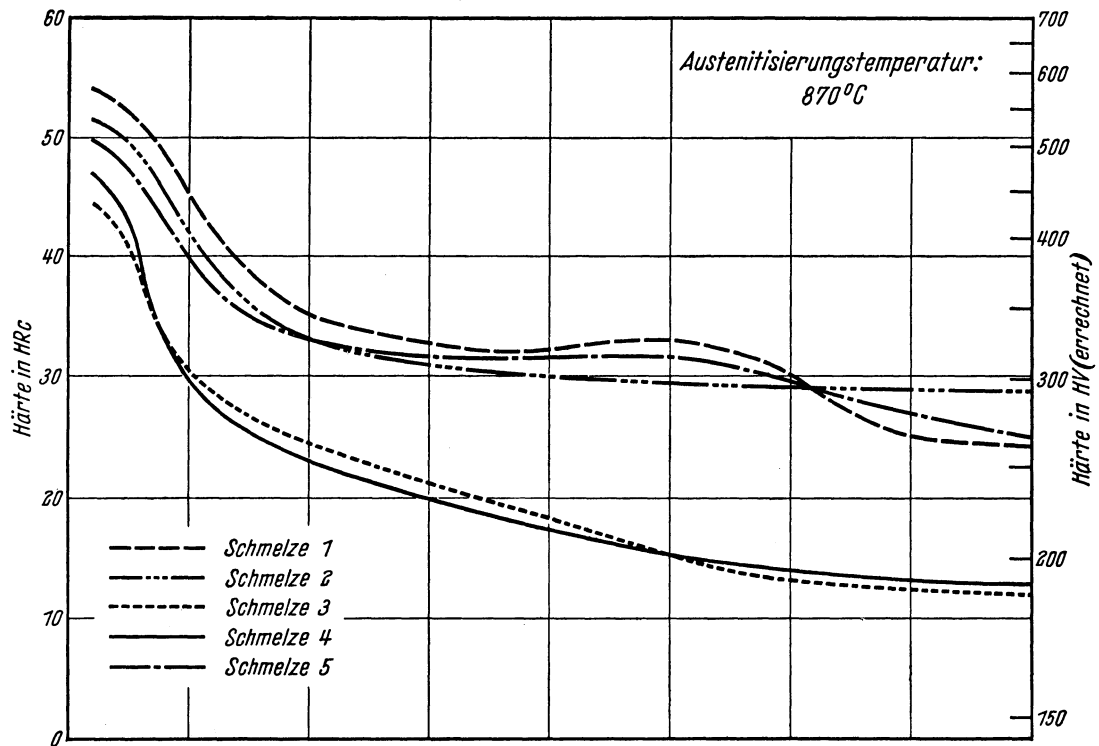
Ac₃-Temperatur: 820° C }
 Ac₁-Temperatur: 735° C } gemessen beim Erwärmen mit 3°/min.
 Ms-Temperatur: 420° C

Kritische Abkühlungszeiten von Ac₃ bis 500° C nach Abkühlen von 880° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

$$\left\{ \begin{array}{l} K_m = 1,5 \text{ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \\ K_{50} = 13 \text{ s (50\% Martensit)} \\ K_f = 10 \text{ s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)} \\ K_p = 210 \text{ s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \end{array} \right.$$

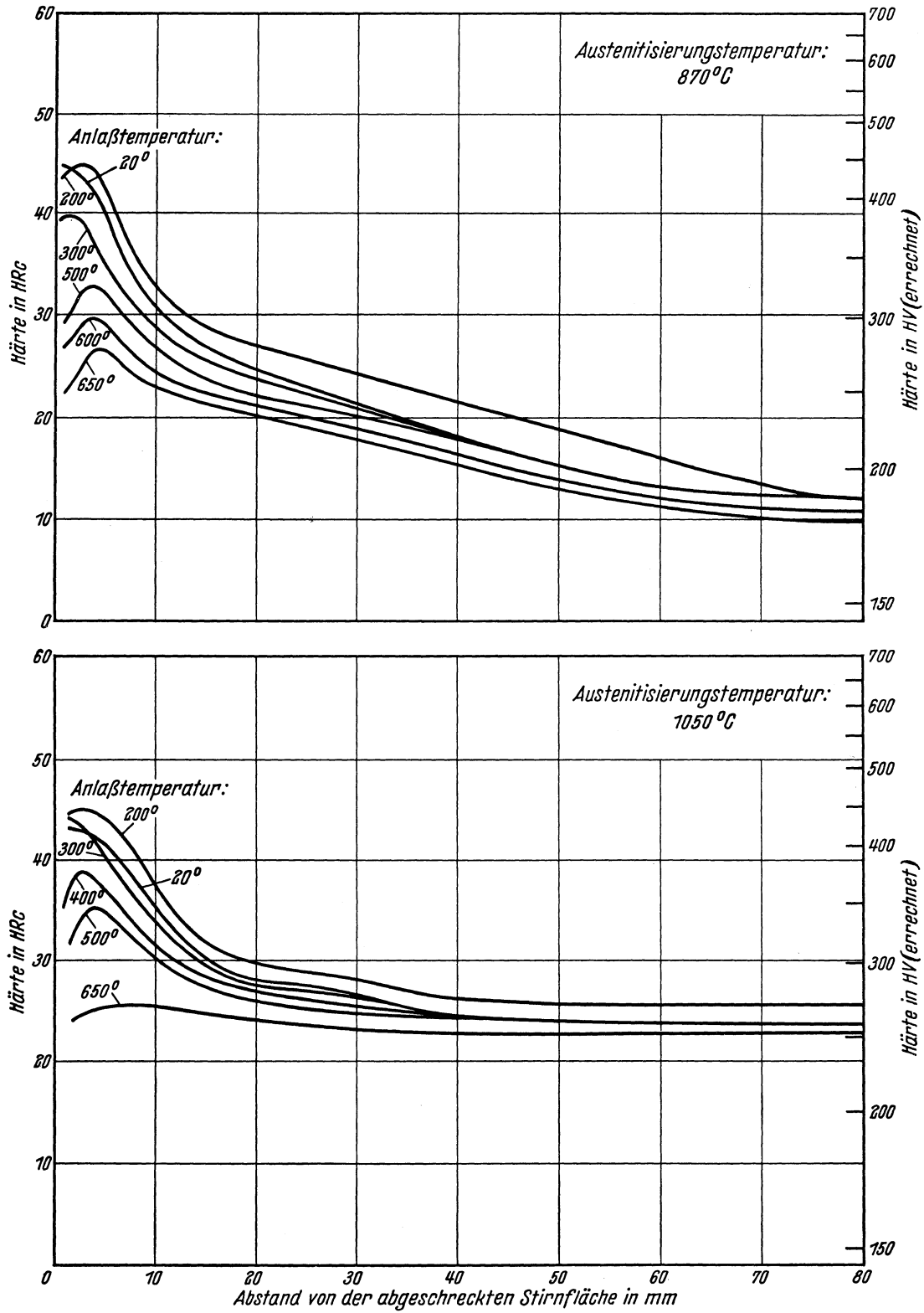
Bearbeiter: A. Rose u. W. Strassburg

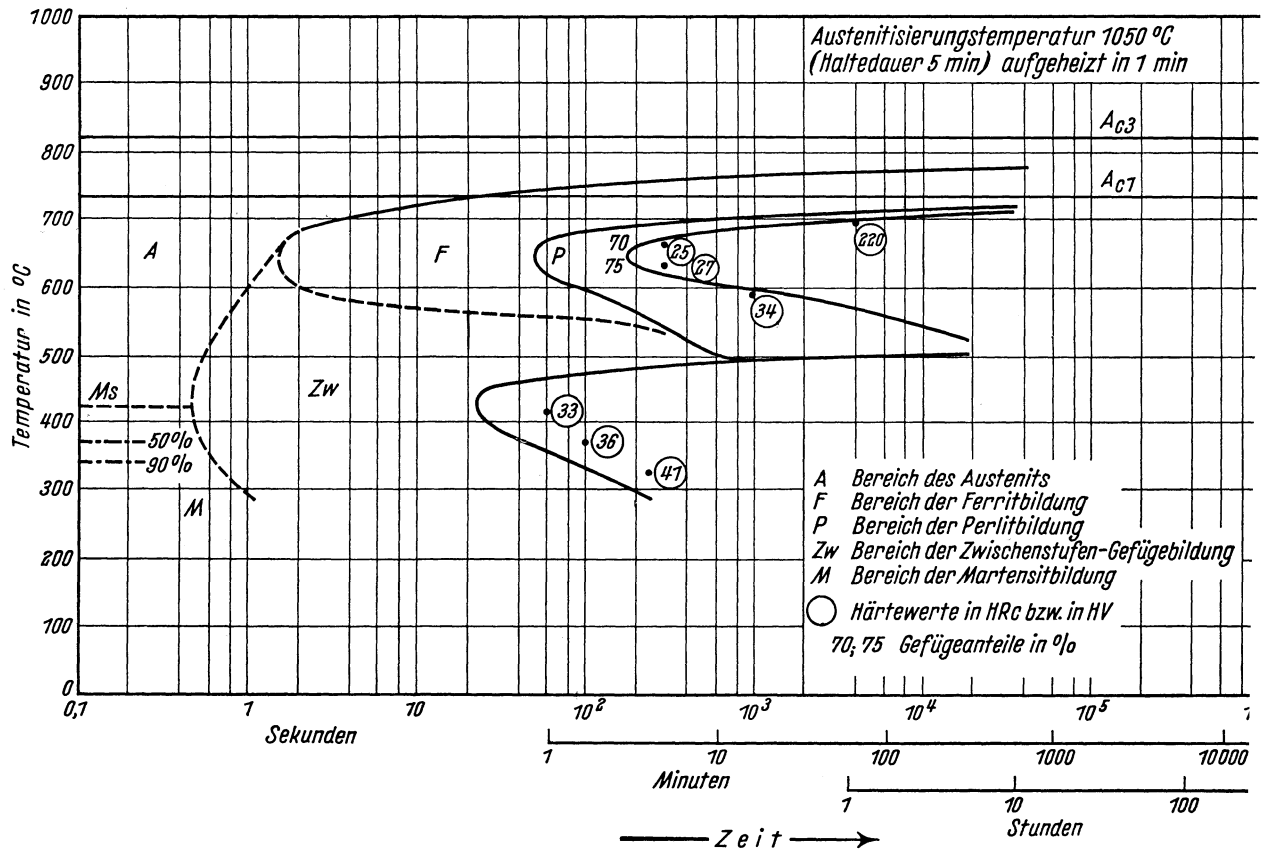
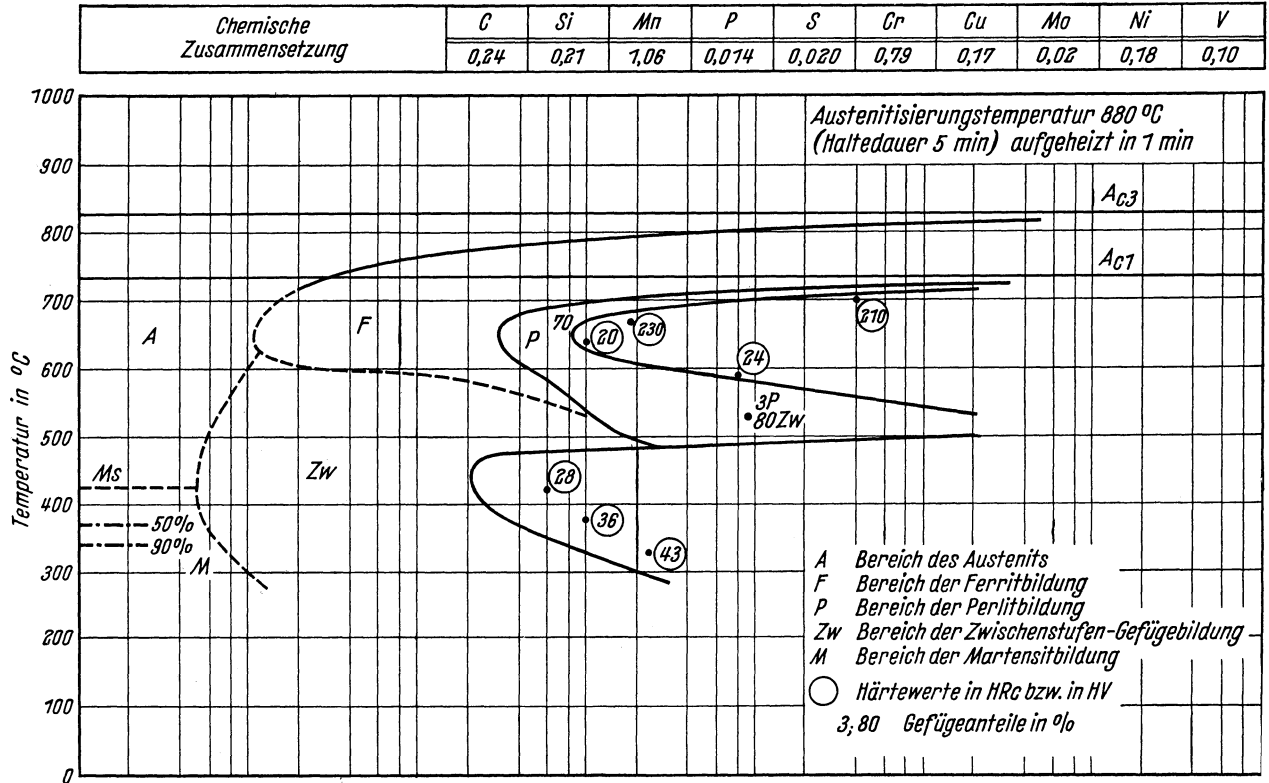
Stirnabschreckkurven der Schmelzen 1 bis 5
(Stirnabschreckprüfung nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650-50)



Härtekurven angelassener Stirnabschreckproben der Schmelze 3

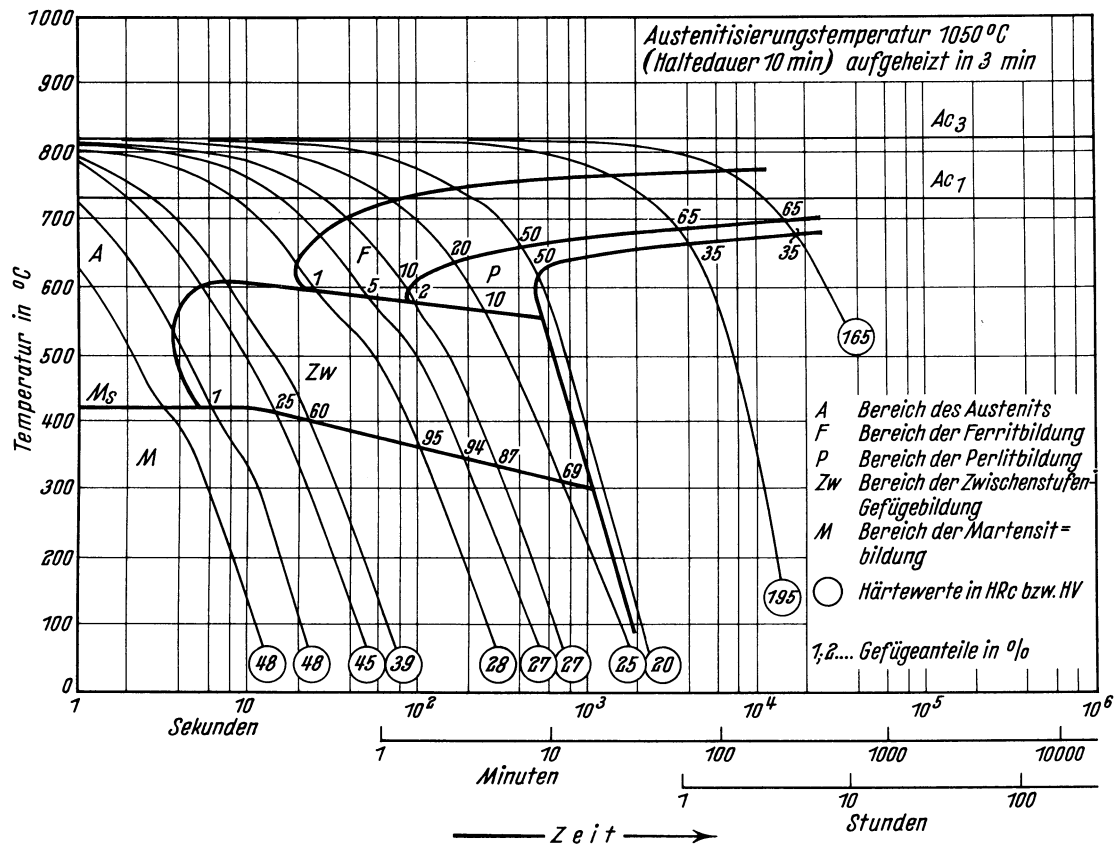
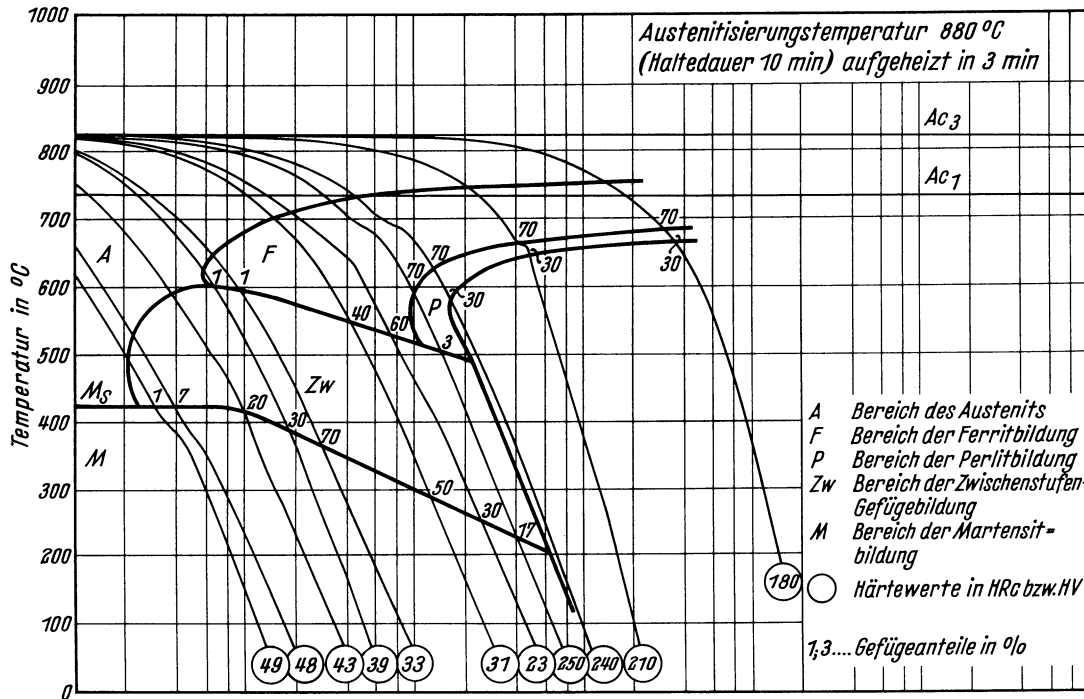
Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,24	0,27	1,06	0,014	0,020	0,79	0,17	0,02	0,18	0,10





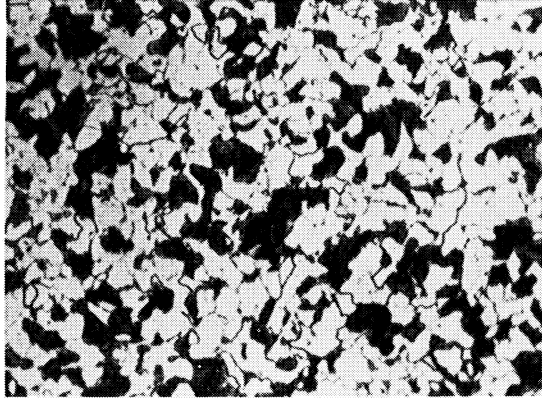
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Hohlproben von 4 mm Außen-Dmr.; 3,2 mm Innen-Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 1,5 mm Dicke.

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,24	0,21	1,06	0,014	0,020	0,79	0,17	0,02	0,18	0,10

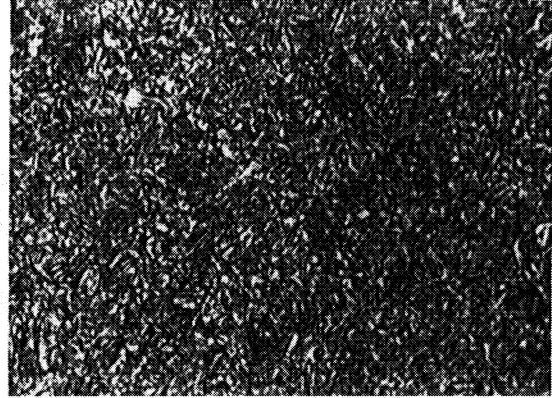


Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 3 bei einer Austenitisierungstemperatur von 880° C. (500 : 1)
isothermisch

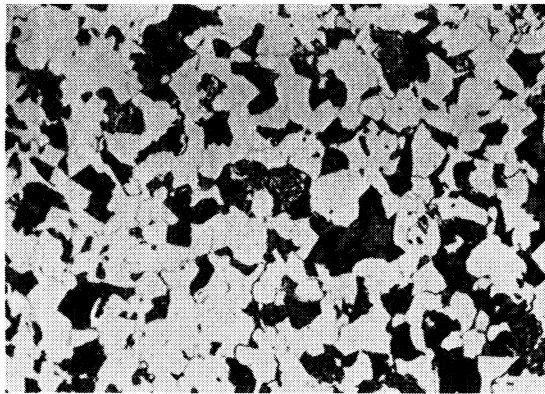


Umwandlungstemperatur 665° C
70% Ferrit, 30% Perlit
Härte 230 HV

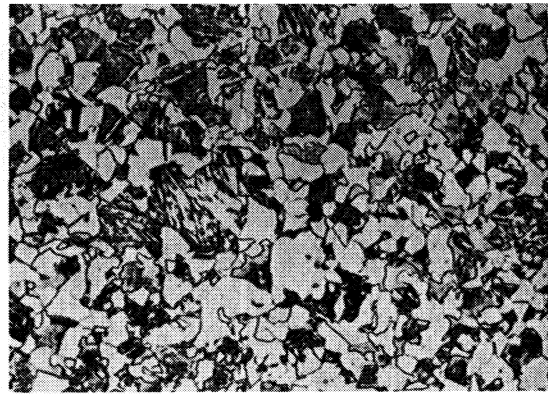


Umwandlungstemperatur 420° C
Zwischenstufengefüge
Härte 28 HRc

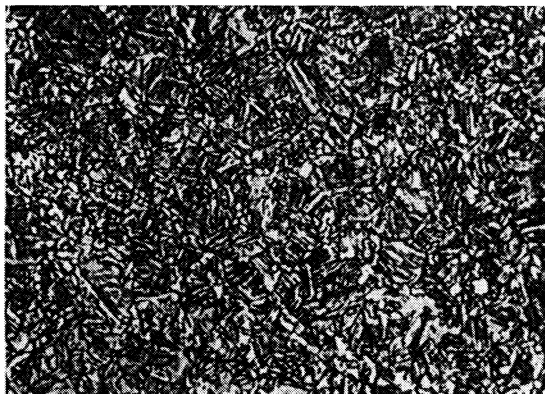
kontinuierlich



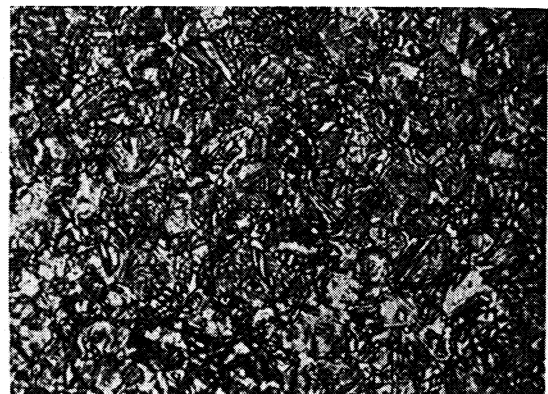
70% Ferrit, 30% Perlit
Härte 240 HV



60% Ferrit, 30% Zwischenstufengefüge,
10% Martensit
Härte 23 HRc



1% Ferrit, 70% Zwischenstufengefüge,
29% Martensit
Härte 33 HRc



20% Zwischenstufengefüge, 80% Martensit
Härte 43 HRc

Stahl 42 CrV 6

II-112 A

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Alte Bezeichnung nach DIN 1667: —

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.7561

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
mindestens	0,38	0,15	0,50			1,4				0,07
höchstens	0,46	0,35	0,80	0,035	0,035	1,7				0,12

Temperaturen nach DIN 17200 für

Normalglühen	Weichglühen	in Wasser	Härten	in Öl
850 bis 880° C	680 bis 720° C	(820 bis 840° C)		830 bis 860° C

Chemische Zusammensetzung von 4 Schmelzen, die zur Kennzeichnung der Streuung der Härtebarkeit verwendet wurden. (Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
1	0,44	0,26	0,75	0,016	0,019	1,70	0,18	0,08	0,17	0,09
2	0,42	0,26	0,60	0,020	0,005	1,64	0,20	<0,01	0,13	0,08
3	0,42	0,25	0,71	0,029	0,026	1,48	0,26	0,01	0,04	0,08
4	0,42	0,35	0,68	0,015	0,017	1,46	0,15	0,10	0,14	0,07

Erschmelzungsart und Korngrößen der ausgewählten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Austenit-Korngröße nach		McQuaid-Ehn-Korngröße
		5 min 850° C	5 min 1050° C	
1	bas. Elektro-Ofen	9 bis 10	4	5
2	„ „	10	6	5
3	„ Siemens-Martin-Ofen	10	6	5, vereinzelt 4
4	„ Elektro-Ofen	8	3	6 bis 7

Verarbeitung: Geschmiedet auf 30mmØ.

Vorbehandlung: Normalglühung 30min 870° C/Luftabkühlung

Zusätzliche Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 1

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,44	0,26	0,75	0,016	0,019	1,70	0,18	0,08	0,17	0,09

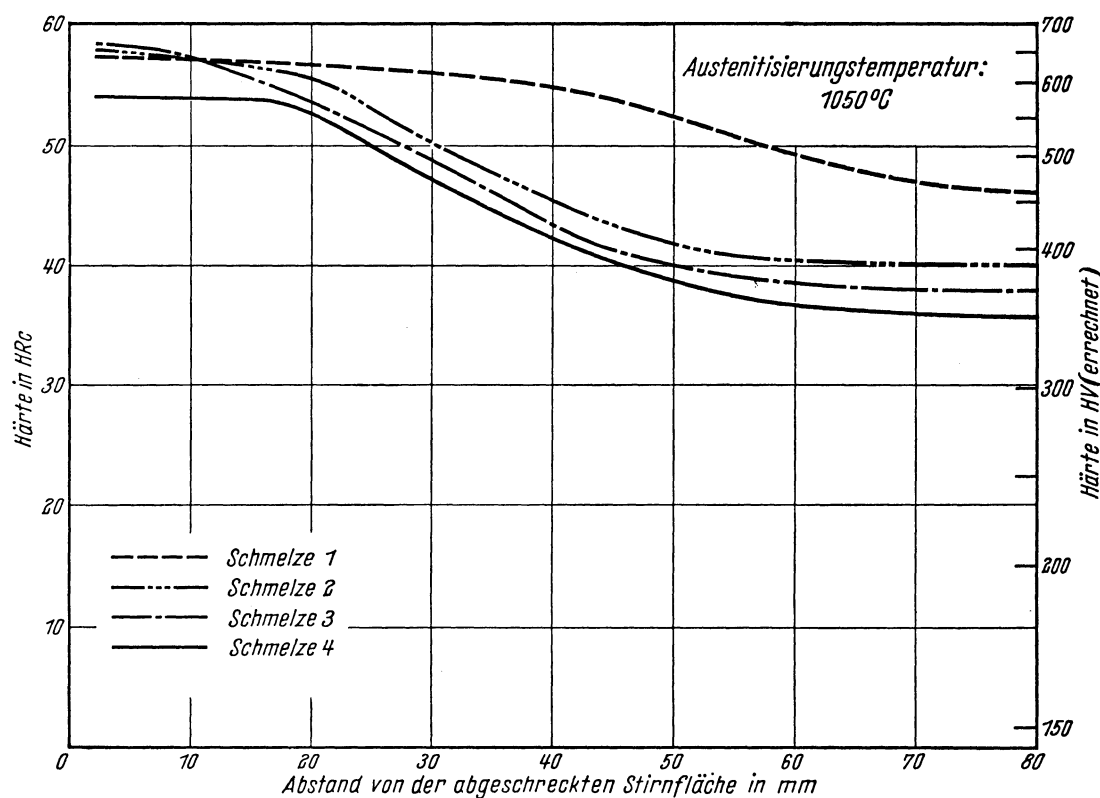
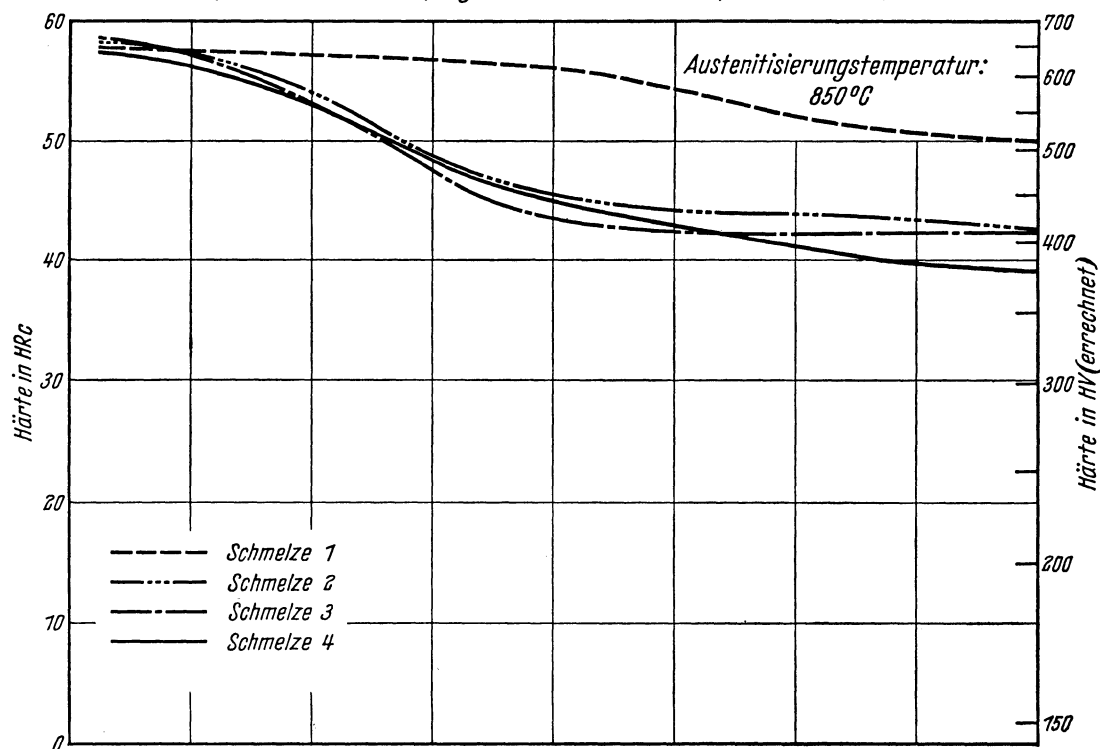
A_{c_3} -Temperatur: 790° C }
 A_{c_1} -Temperatur: 760° C } gemessen beim Erwärmen mit 3°/min.
 M_s -Temperatur: 300° C

Kritische Abkühlungszeiten von A_{c_3} bis 500° C nach Abkühlen von 850° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

$$\left\{ \begin{array}{l} K_m = 50 \text{ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \\ K_{50} = 350 \text{ s (50\% Martensit)} \\ K_f = 400 \text{ s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)} \\ K_p = 500 \text{ s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \end{array} \right.$$

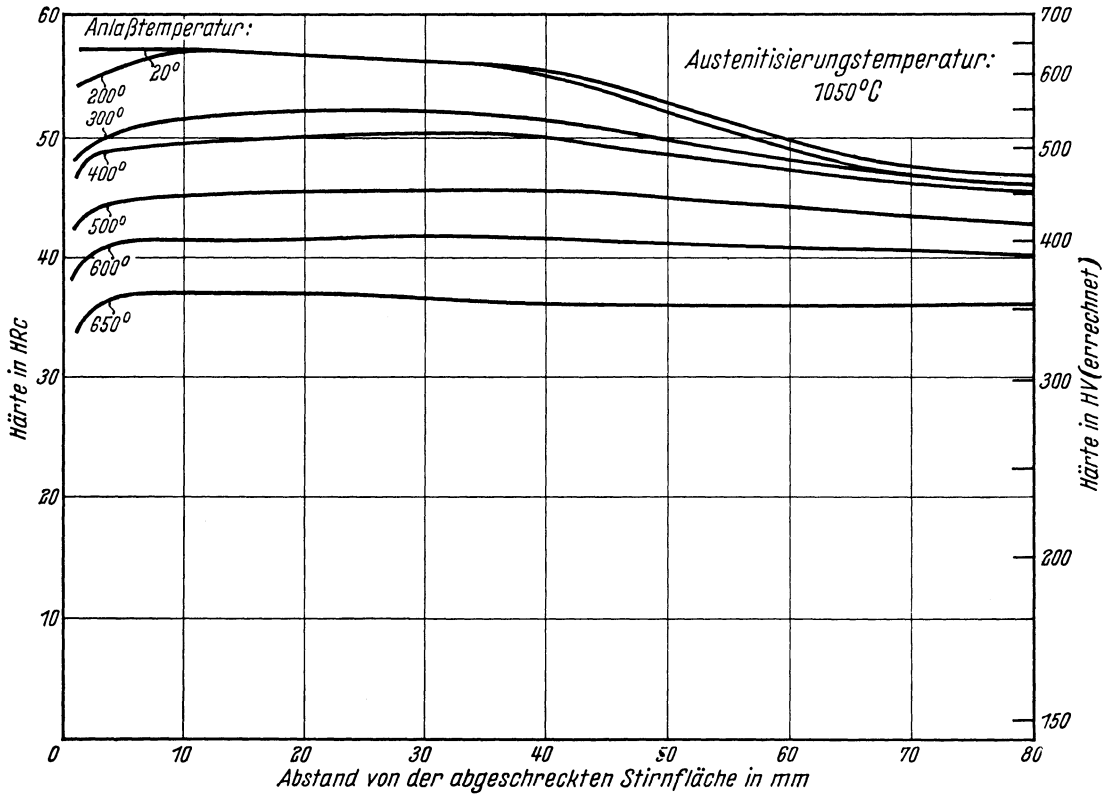
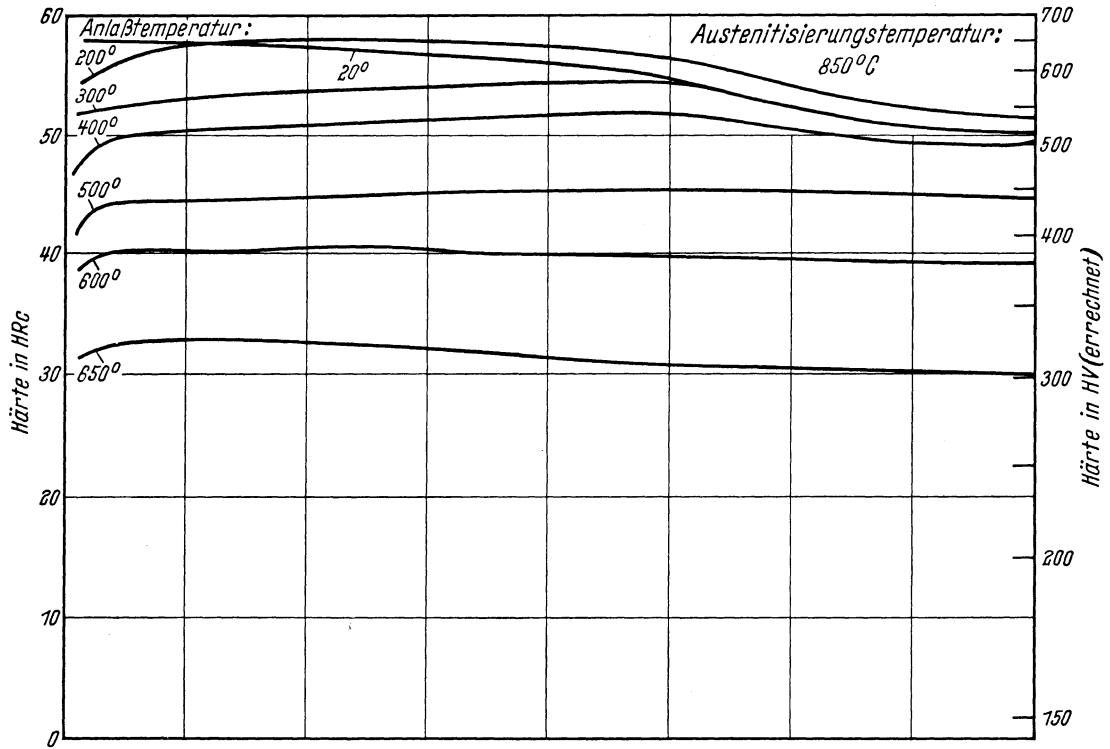
Bearbeiter: A. Rose u. W. Strassburg

Stirnabschreckkurven der Schmelzen 1 bis 4
(Stirnabschreckprüfung nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650-50)

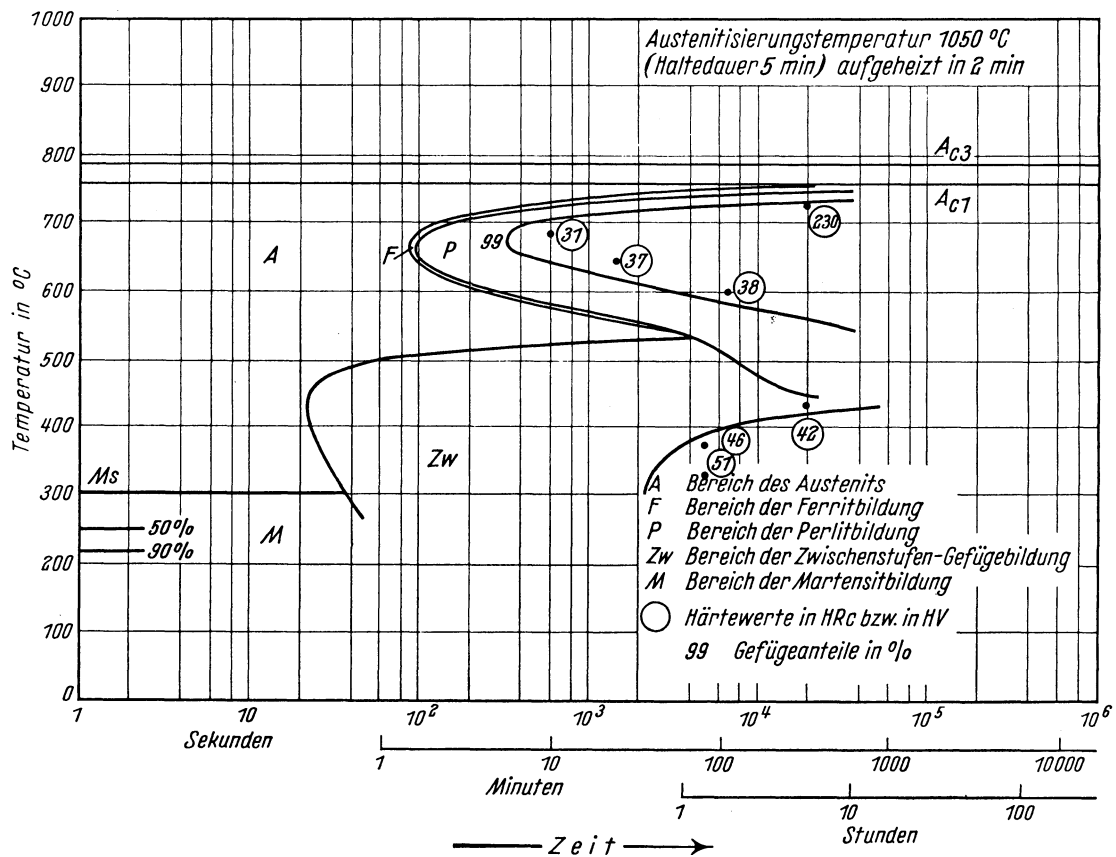
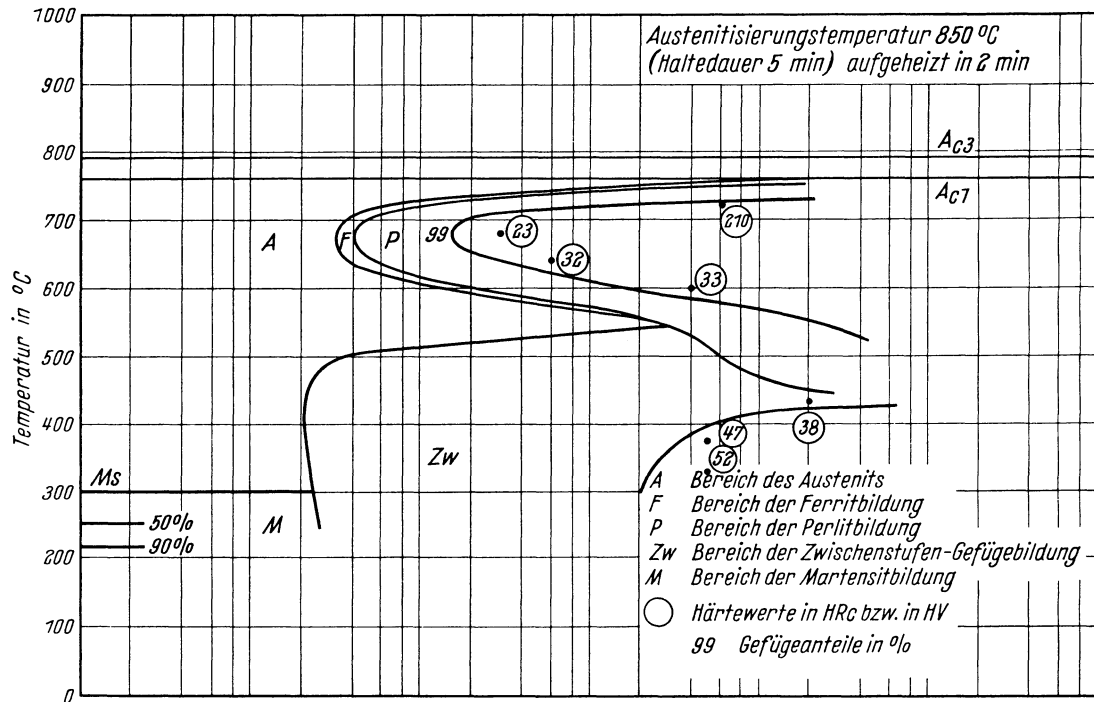


Härtekurven angelassener Stirnabschreckproben der Schmelze 1

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,44	0,28	0,75	0,018	0,019	7,70	0,78	0,08	0,17	0,09

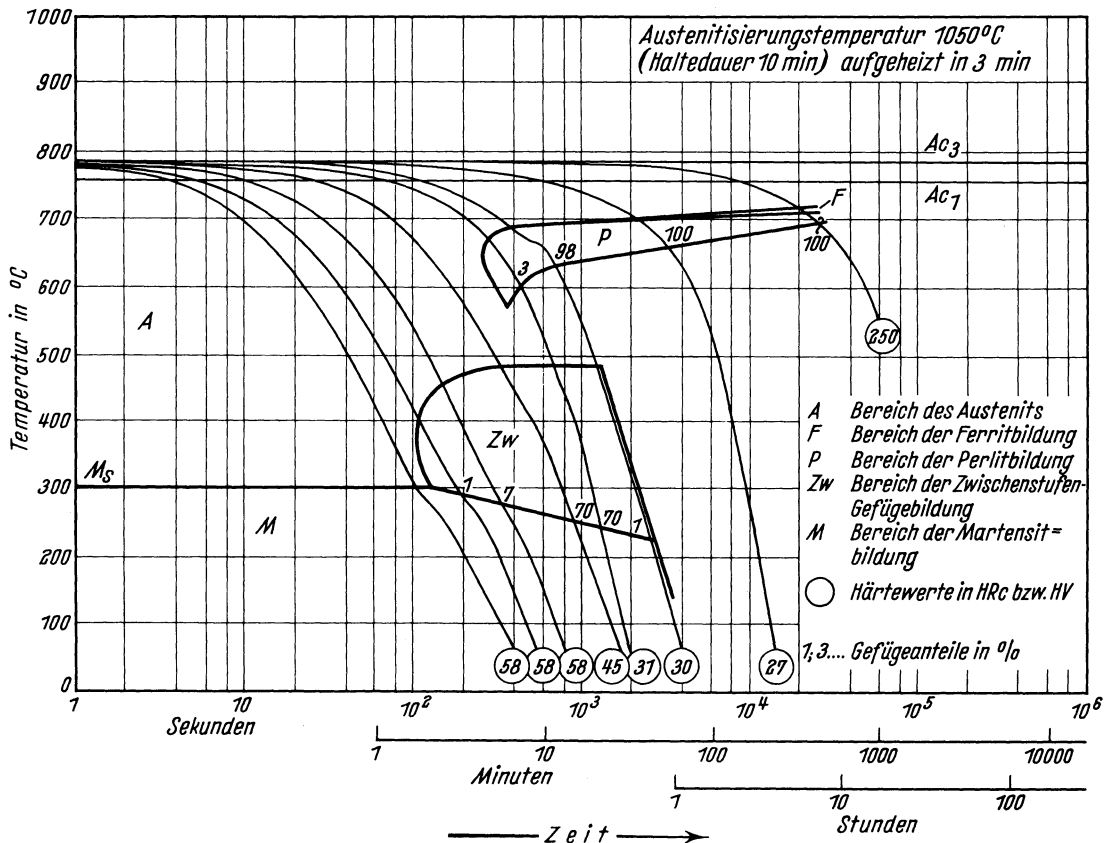
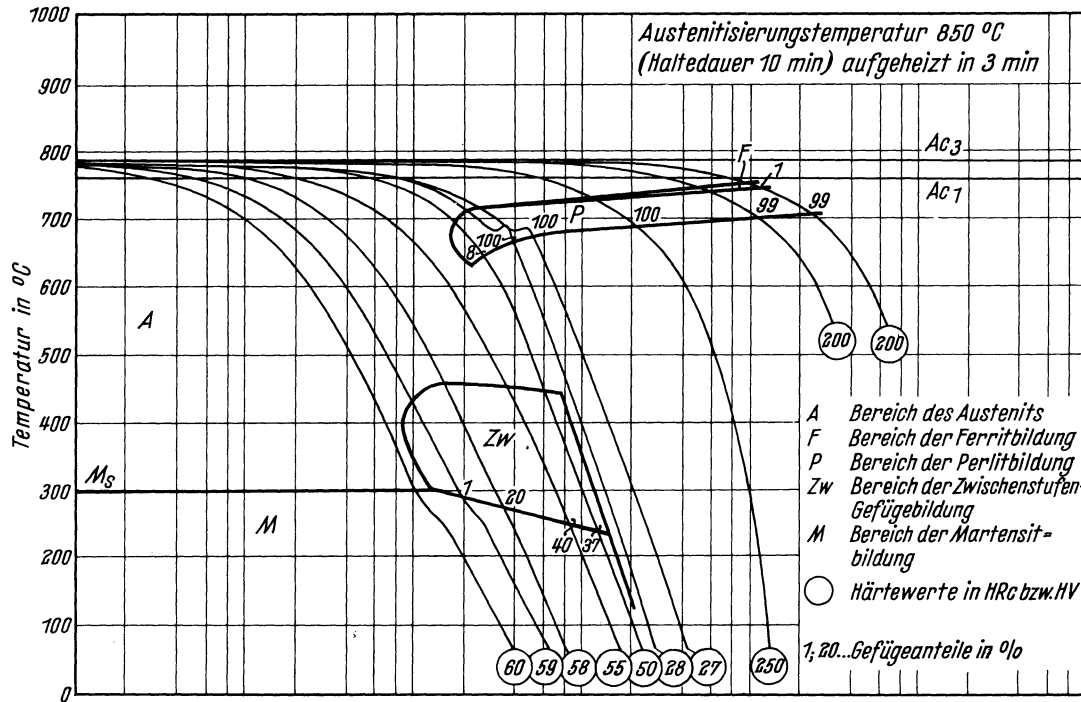


Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,44	0,26	0,75	0,016	0,019	1,70	0,18	0,08	0,17	0,09



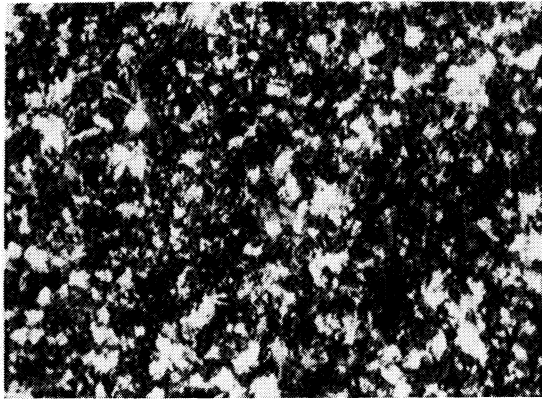
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,44	0,26	0,75	0,016	0,019	1,70	0,18	0,08	0,17	0,09

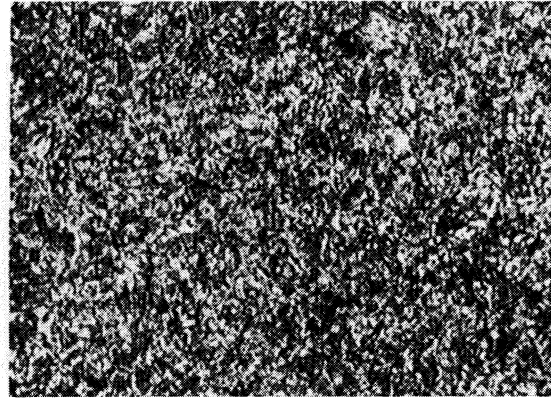


Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 1 bei einer Austenitisierungstemperatur von 850° C. (500 : 1)
isothermisch

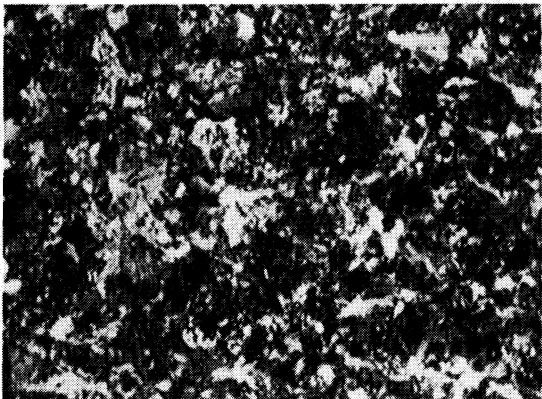


Umwandlungstemperatur 685° C
1% Ferrit, 99% Perlit
Härte 23 HRc

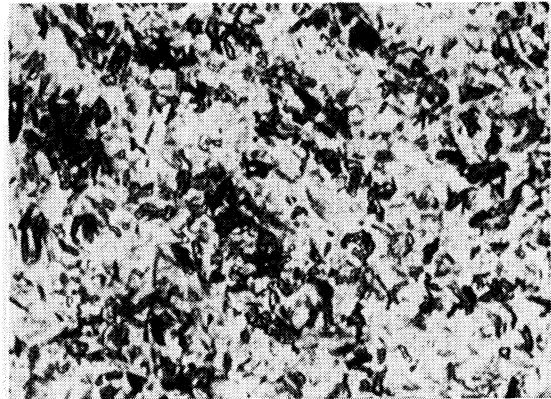


Umwandlungstemperatur 330° C
Zwischenstufengefüge
Härte 52 HRc

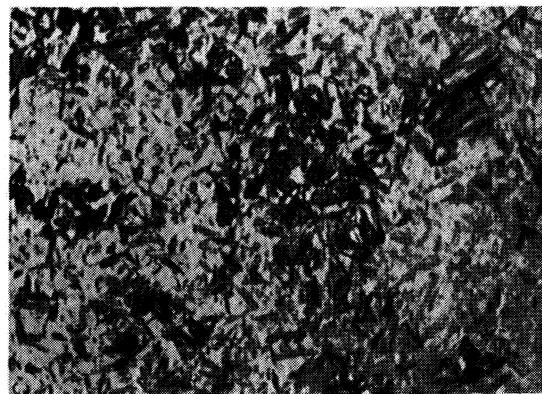
kontinuierlich



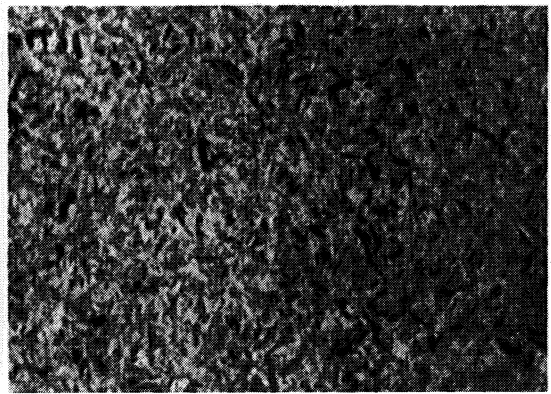
Perlit
Härte 28 HRc



40% Zwischenstufengefüge, 60% Martensit
Härte 55 HRc



20% Zwischenstufengefüge, 80% Martensit
Härte 58 HRc



Martensit
Härte 60 HRc

Stahl 50 CrV 4**II-113 A**

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN 1667: 50 CrV 4

Stoffnummer nach DIN 17 007: 1.8159

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
mindestens	0,47	0,15	0,80			0,90				0,07
höchstens	0,55	0,35	1,1	0,035	0,035	1,2				0,12

Temperaturen nach DIN 17 200 für

Normalglühen	Weichglühen	Härten	
		in Wasser	in Öl
850 bis 880° C	680 bis 720° C	(820 bis 840° C)	830 bis 860° C

Chemische Zusammensetzung von 5 Schmelzen, die aus insgesamt 16 untersuchten zur Kennzeichnung der Streuung der Härtebarkeit ausgewählt wurden. (Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
1	0,55	0,22	0,98	0,017	0,013	1,02	0,07	n. b.	0,01	0,11
2	0,53	0,27	0,93	0,029	0,013	0,98	0,20	0,05	0,33	0,07
3	0,49	0,23	0,82	0,018	0,018	1,03	0,14	0,03	0,11	0,07
4	0,47	0,35	1,04	0,032	0,012	1,20	0,16	0,05	0,05	0,12
5	0,47	0,35	0,82	0,035	0,015	1,20	0,14	n. b.	0,04	0,11

Erschmelzungsart und Korngrößen der ausgewählten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Austenit-Korngröße nach		McQuaid-Ehn-Korngröße
		8 min 880° C	8 min 1050° C	
1	bas. Elektro-Ofen	10 bis 11	5, vereinzelt 4	5, vereinzelt 4
2	„ Siemens-Martin-Ofen	7 bis 8	3	7
3	„ Hochfrequenzofen	8 bis 9	4	4
4	„ Siemens-Martin-Ofen	10 bis 11	5 bis 6	5 bis 6
5	„ „	10 bis 11	4	4

Verarbeitung: Geschmiedet auf 30mmØ.

Vorbehandlung: Normalglühung 30min 870° C/Luftabkühlung

Zusätzliche Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegenden Schmelzen

Schmelze	Ac ₃ -Temperatur	Ac ₁ -Temperatur	Ms-Temperatur
1	760°	725°	270°
4	770°	720°	290°
5	780°	735°	300°

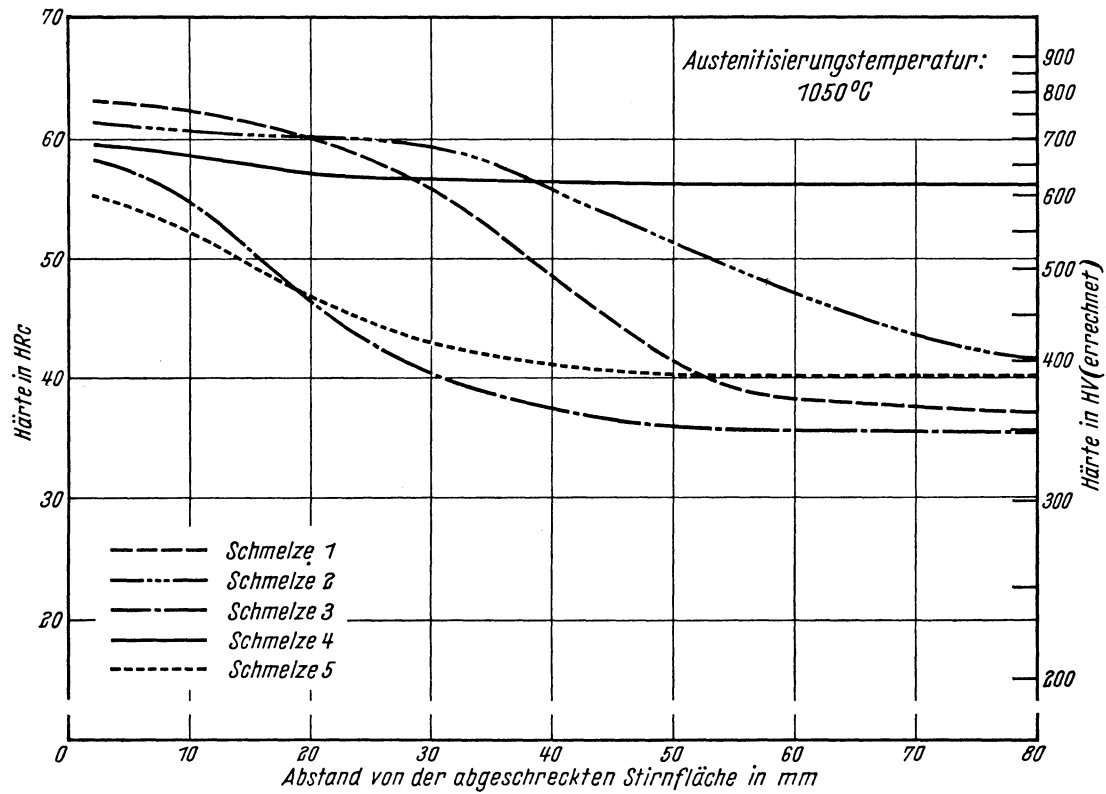
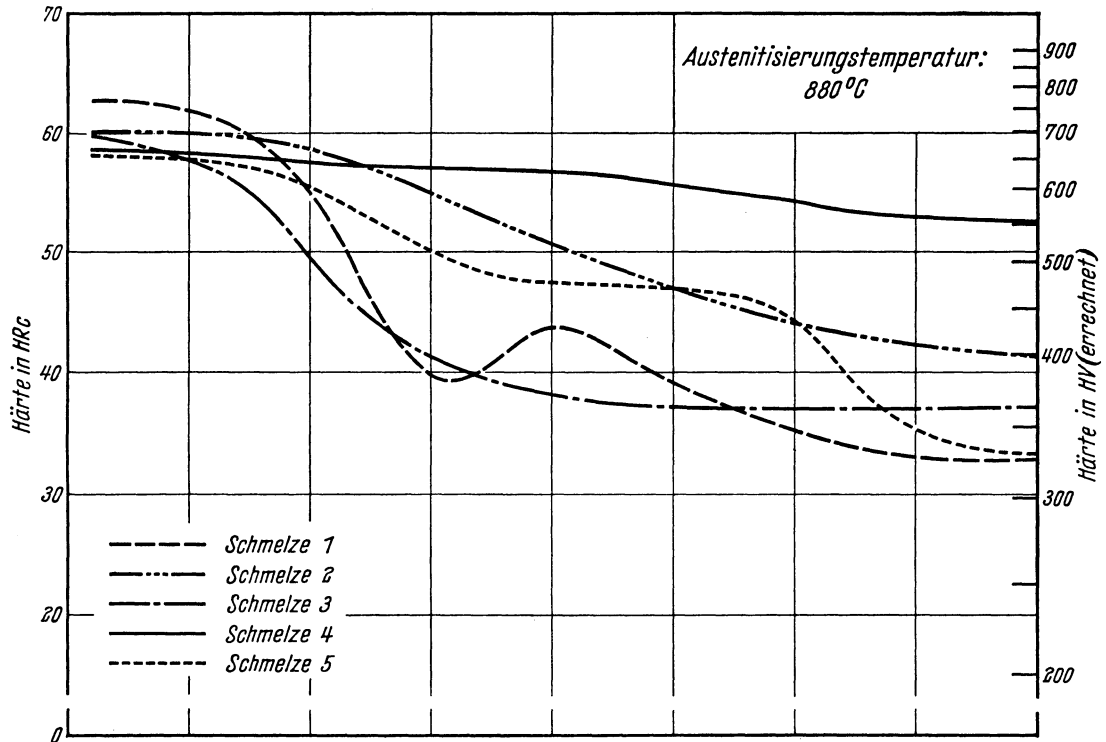
Kritische Abkühlungszeiten von Ac₃ bis 500° nach Abkühlen von 800° C, entnommen aus den ZTU-Schaubildern für kontinuierliche Abkühlung.

Schmelze	K _m in s	K ₅₀ in s	K _f in s	K _p in s
1	14	60	80	150
4	24	320	210	590
5	12	90	65	200

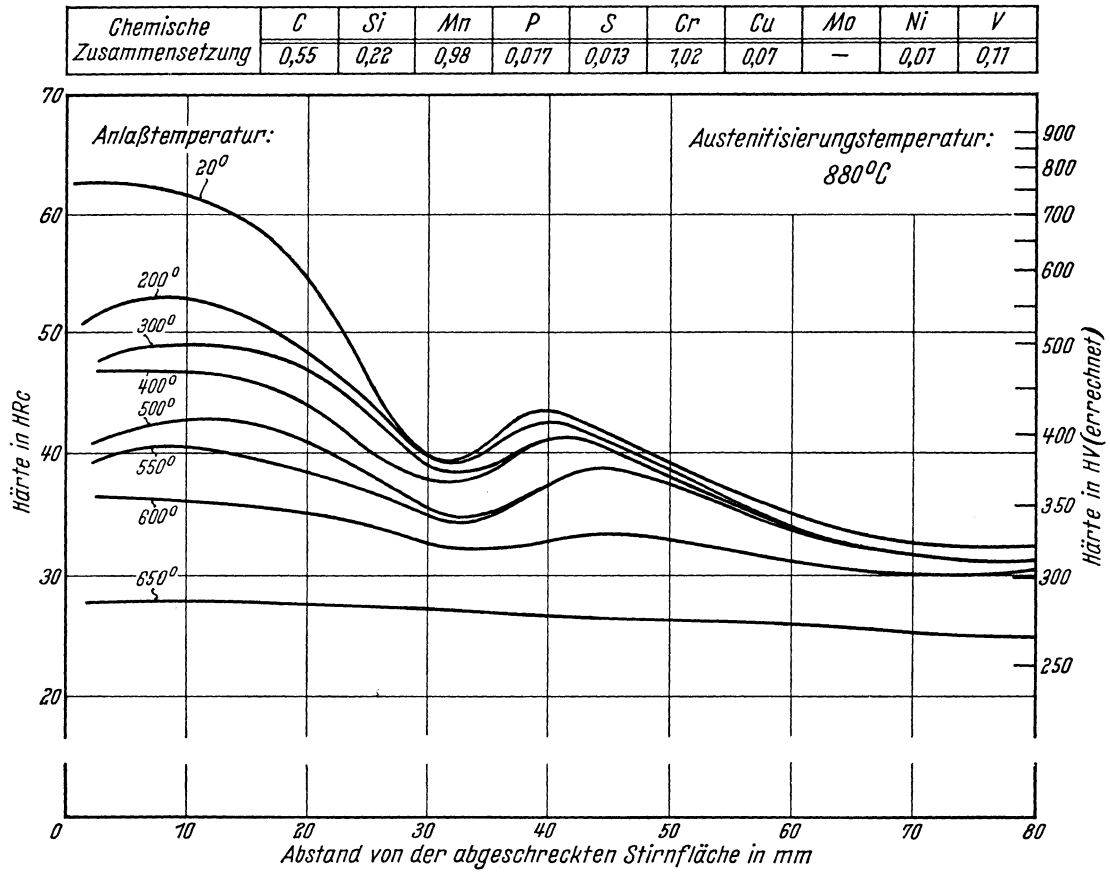
K_m: gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer AbkühlungsgeschwindigkeitK₅₀: 50% MartensitK_f: Beginn der Ferrit- bzw. PerlitbildungK_p: gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit

Bearbeiter: A. Rose, W. Peter u. W. Strassburg

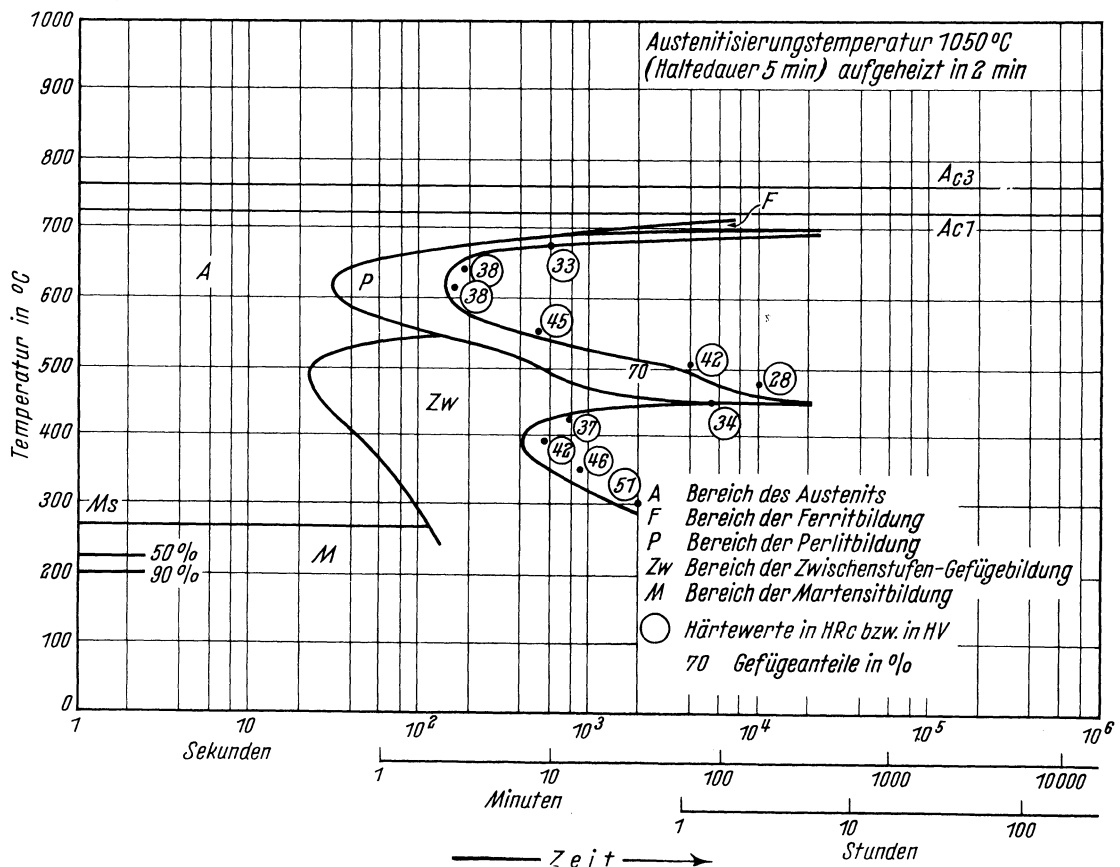
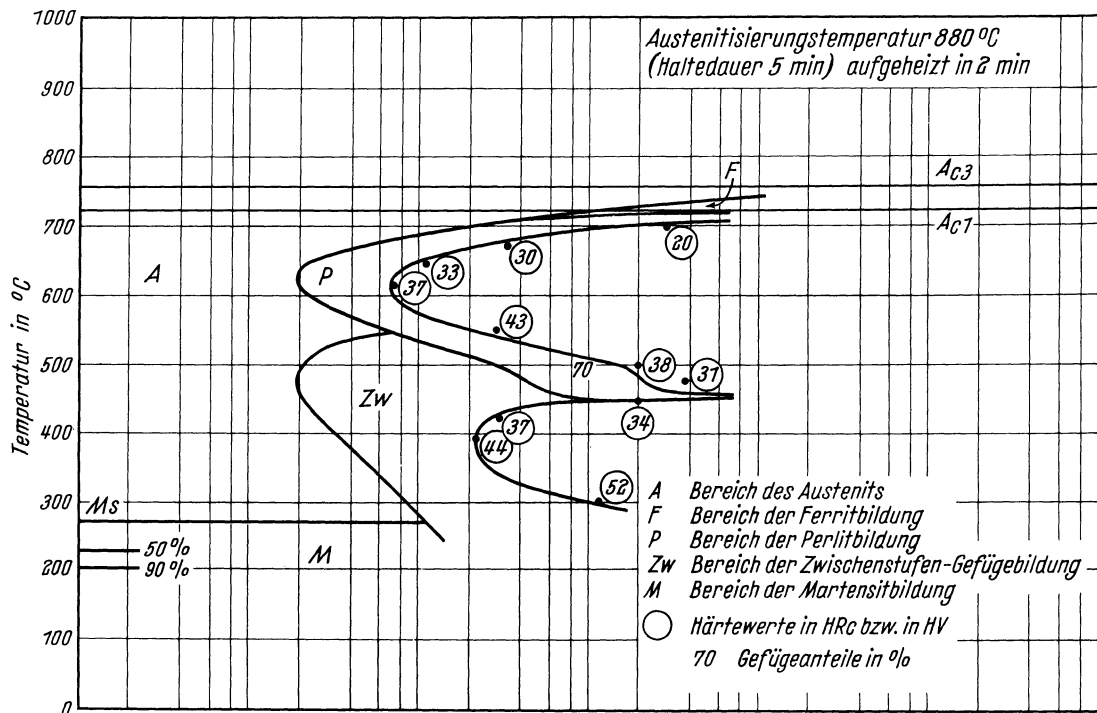
Stirnabschreckkurven der Schmelzen 1 bis 5
(Stirnabschreckprüfung nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650-50)



Härtekurven angelassener Stirnabschreckproben der Schmelze 1

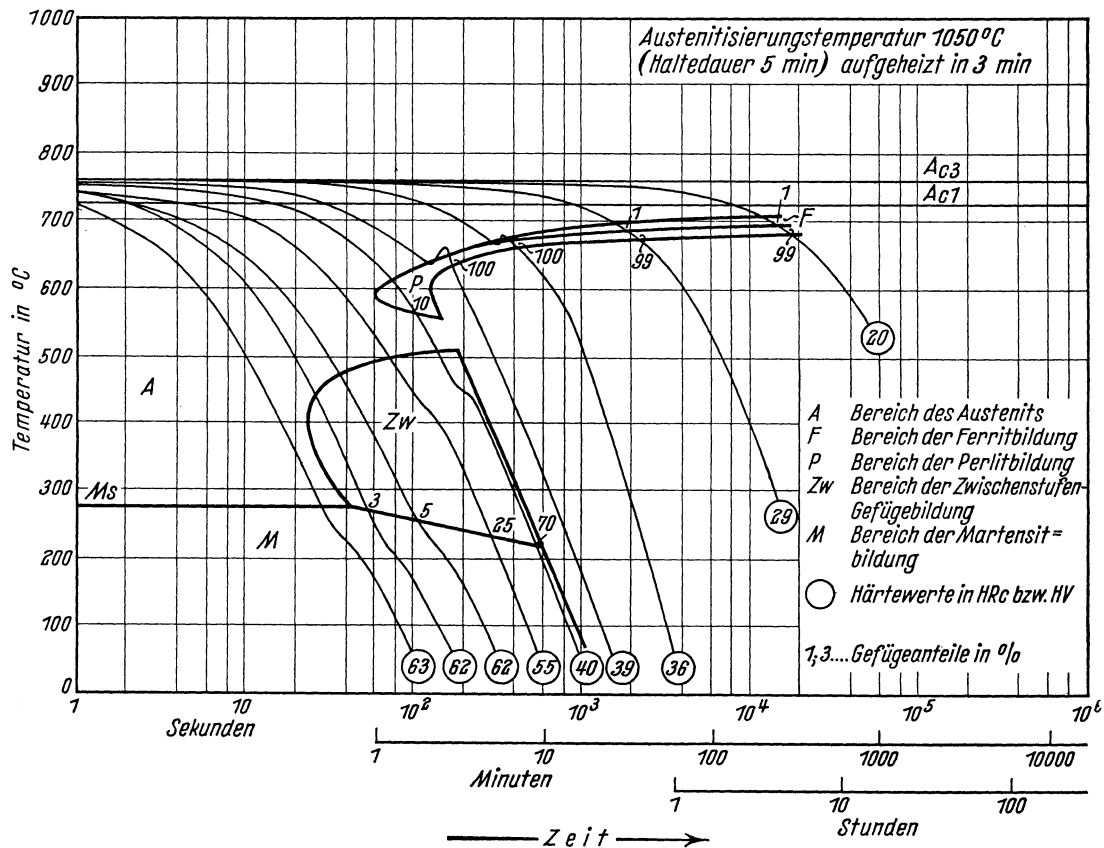
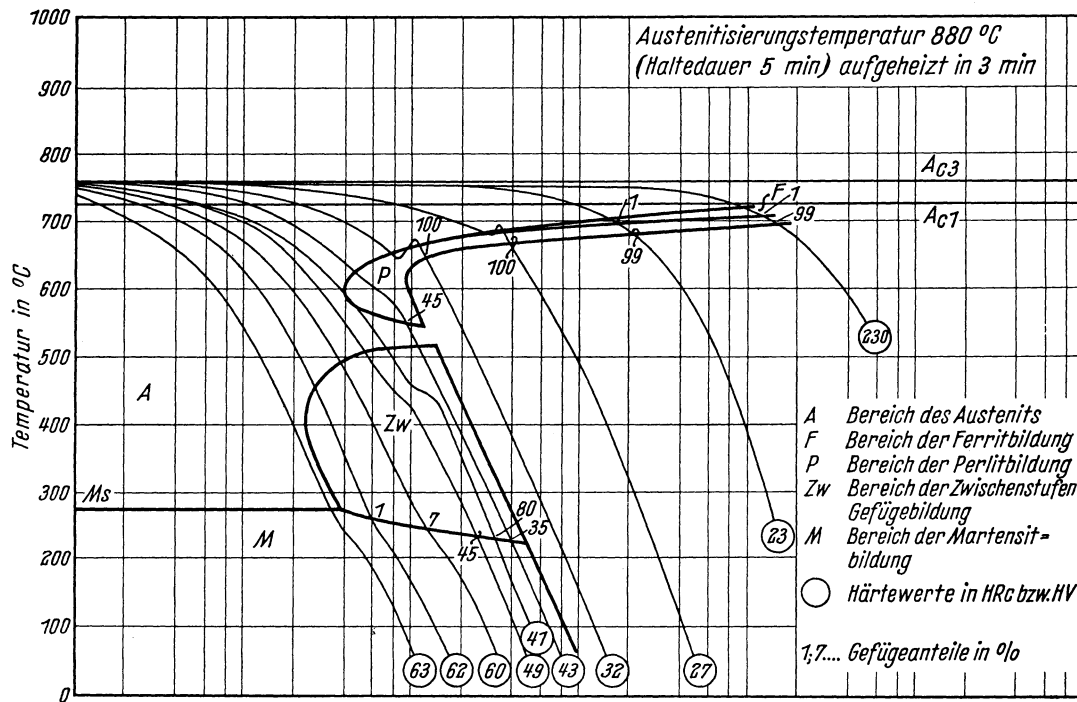


Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,55	0,22	0,98	0,077	0,013	1,02	0,07	—	0,01	0,11



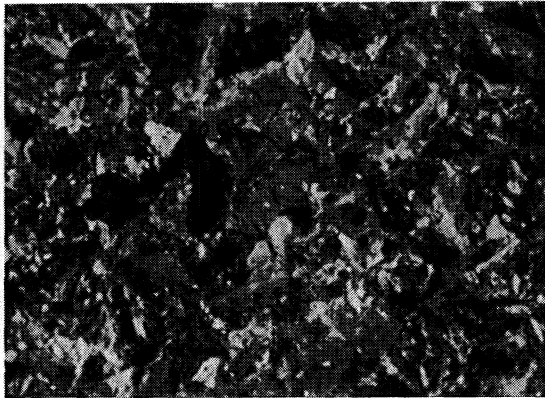
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,55	0,22	0,98	0,017	0,013	1,02	0,07	—	0,01	0,11

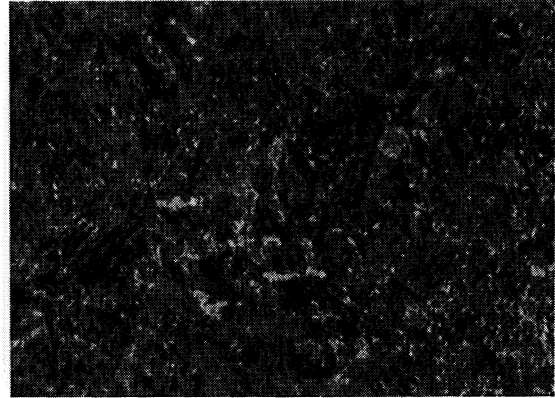


Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 1 bei einer Austenitisierungstemperatur von 880° C. (500 : 1)
isothermisch

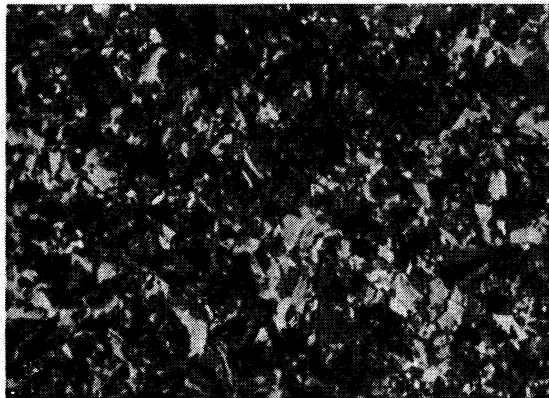


Umwandlungstemperatur 615° C
Perlit
Härte 37 HRc

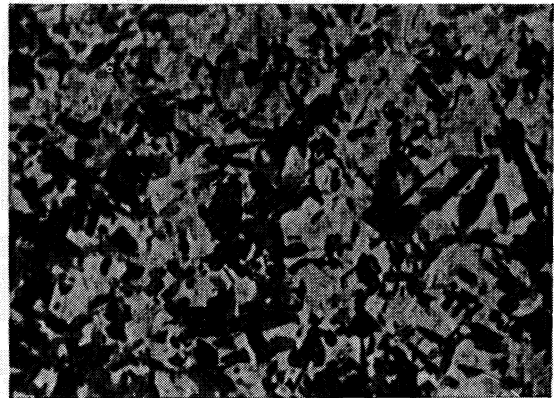


Umwandlungstemperatur 390° C
Zwischenstufengefüge
Härte 44 HRc

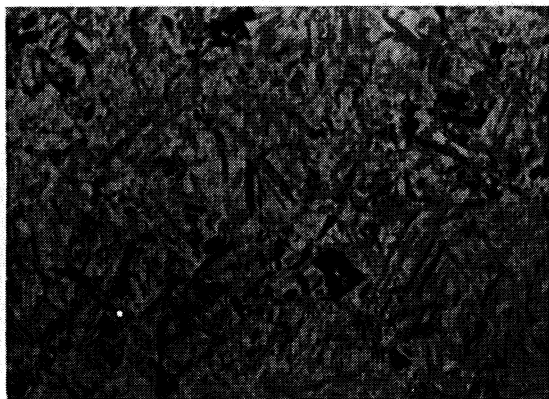
kontinuierlich



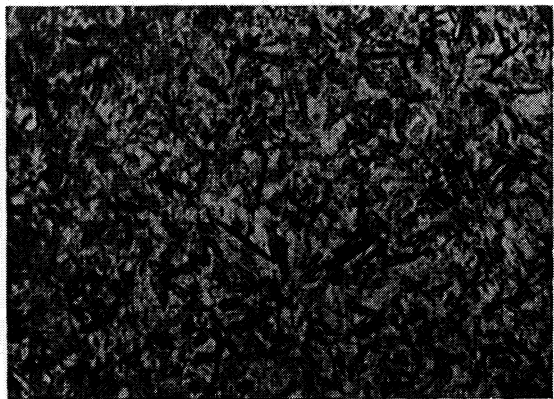
Perlit
Härte 32 HRc



45% Zwischenstufengefüge, 55% Martensit
Härte 49 HRc

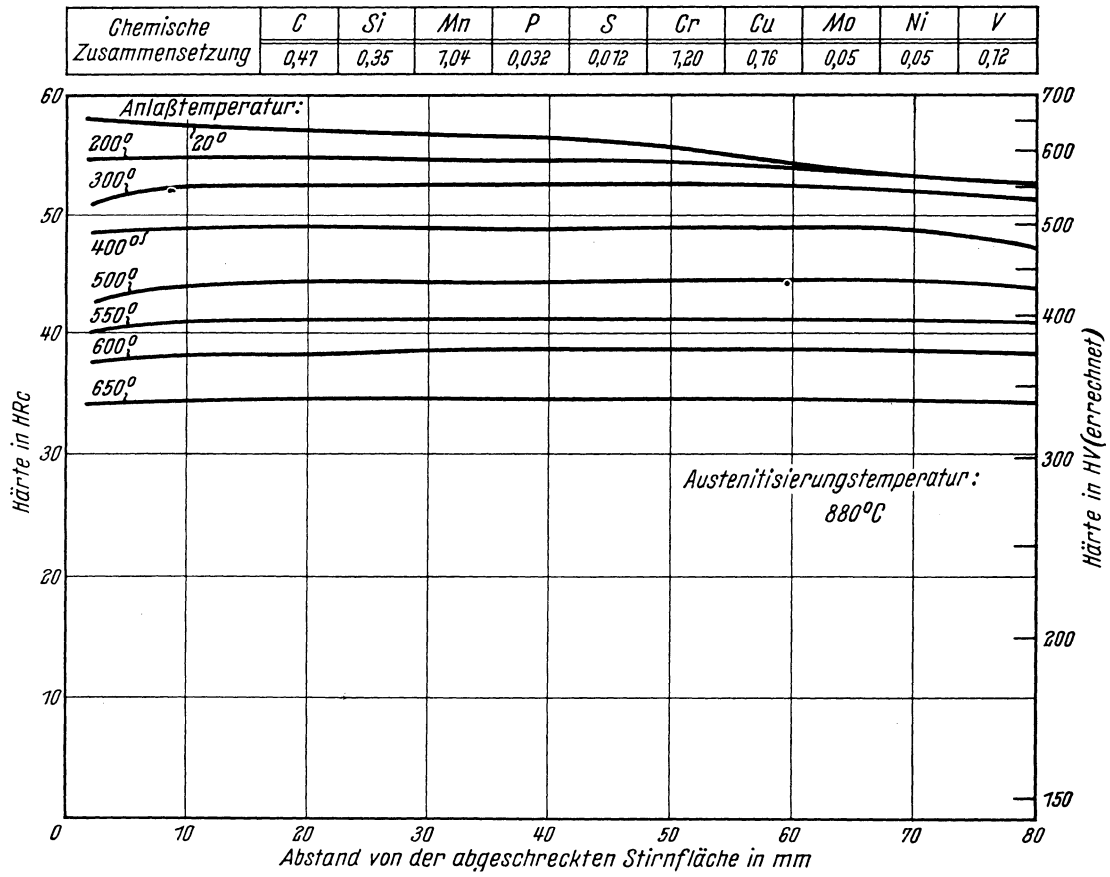


7% Zwischenstufengefüge, 93% Martensit
Härte 60 HRc

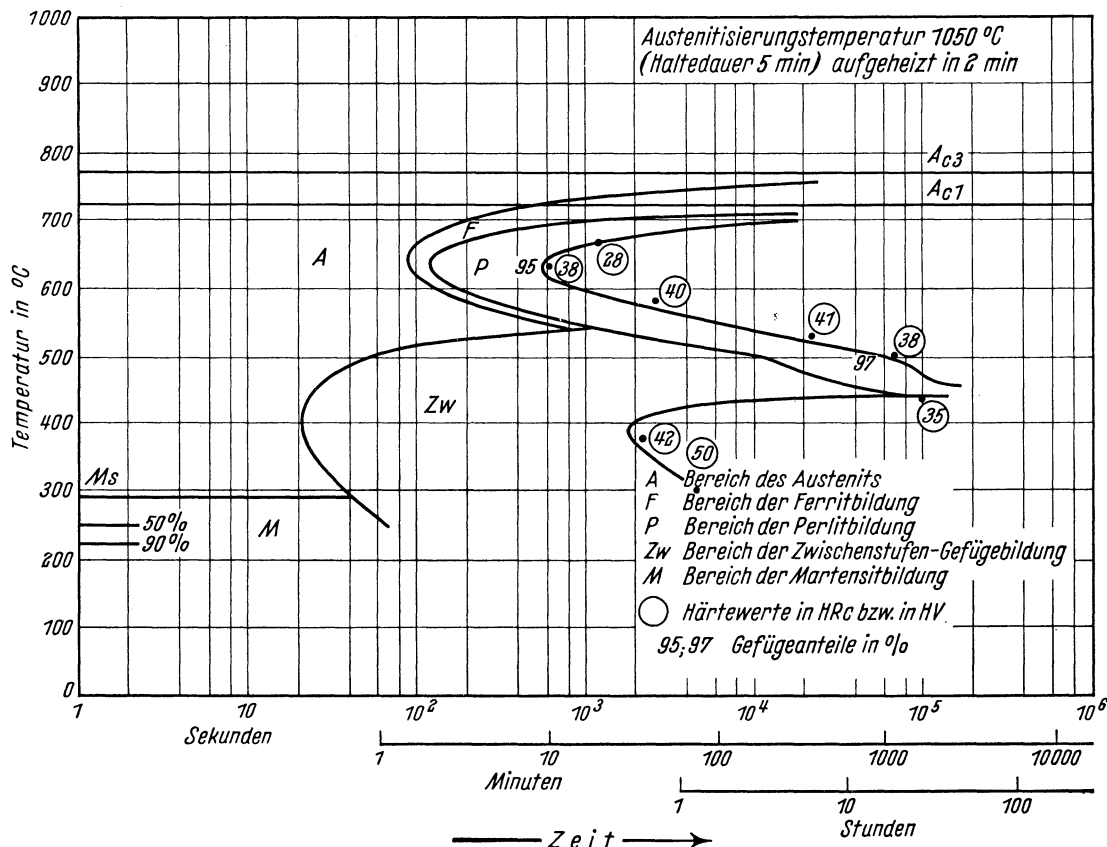
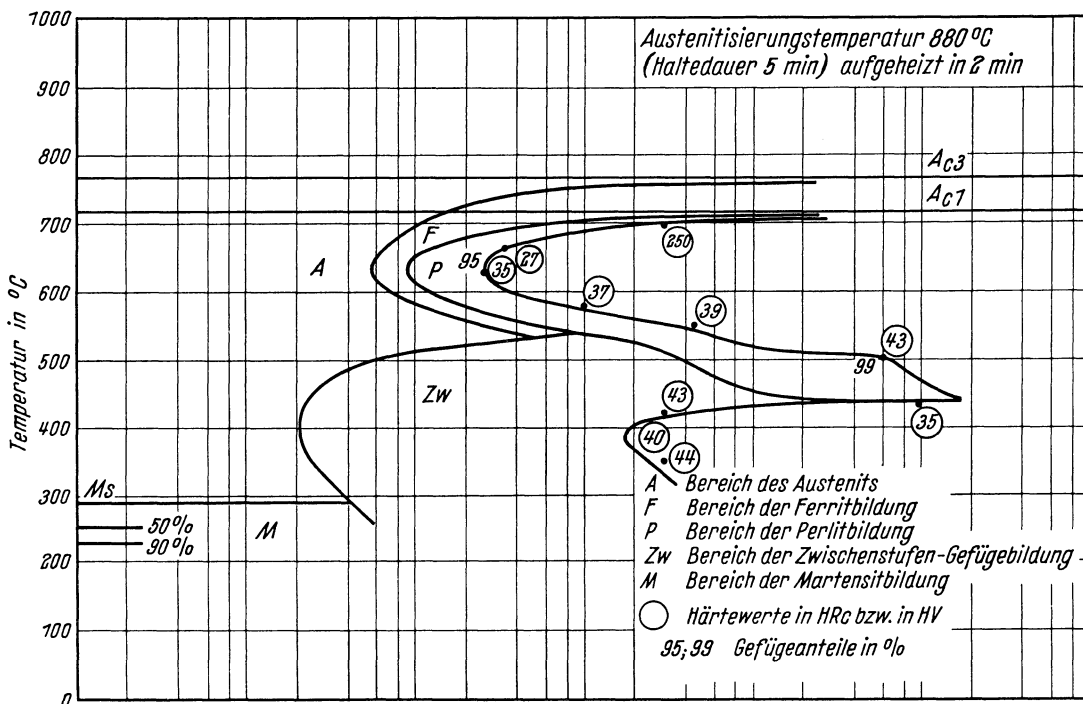


Martensit
Härte 63 HRc

Härtekurven angelassener Stirnabschreckproben der Schmelze 4

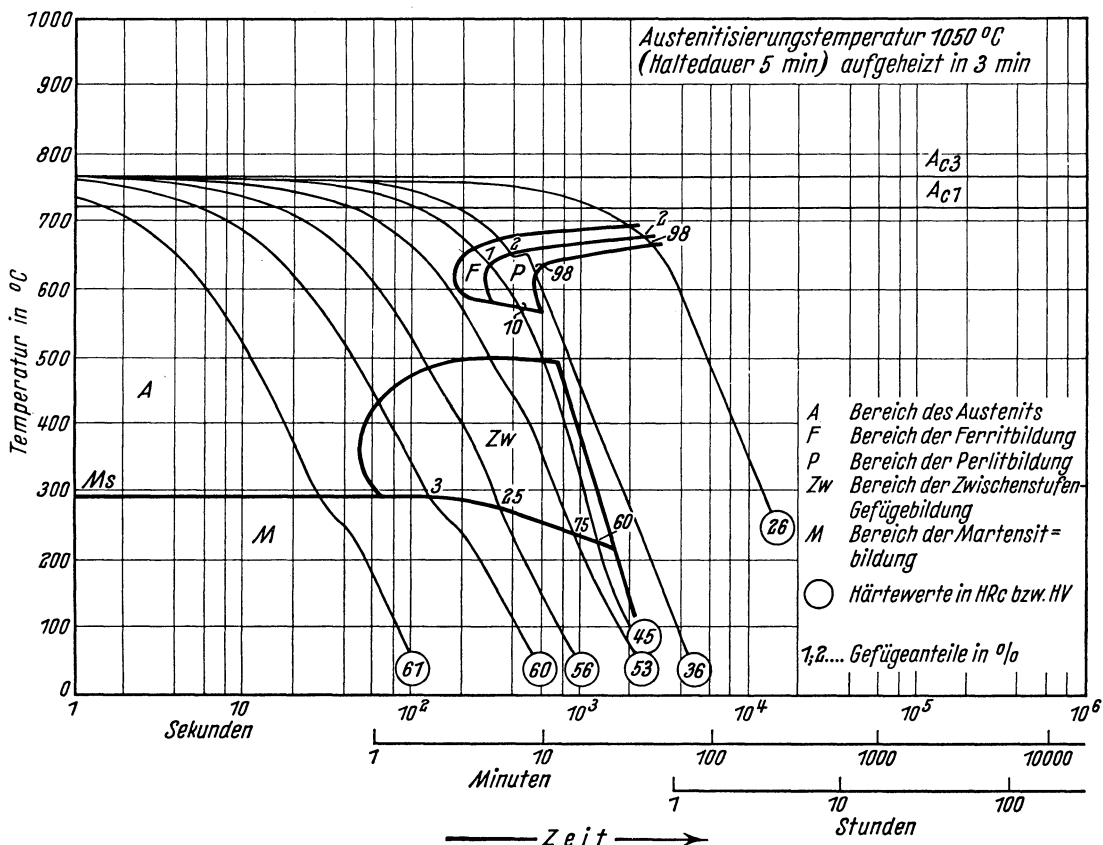
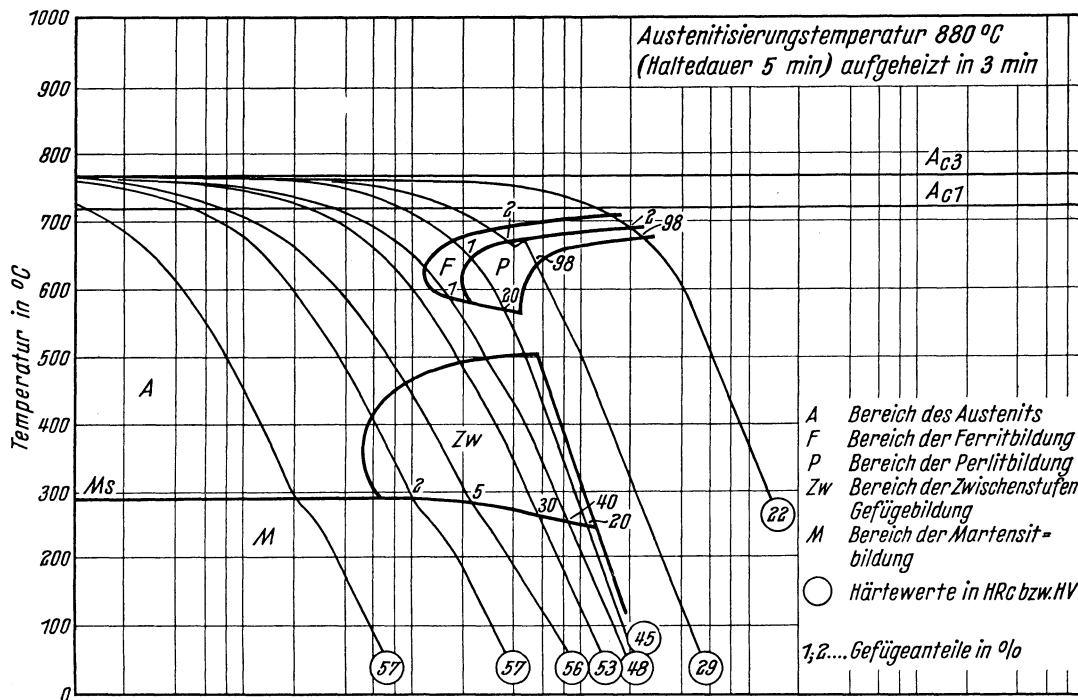


Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
		0,47	0,35	1,04	0,032	0,012	1,20	0,16	0,05	0,05



Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,47	0,35	1,04	0,032	0,012	1,20	0,16	0,05	0,05	0,12



Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Stahl 50 CrV 4

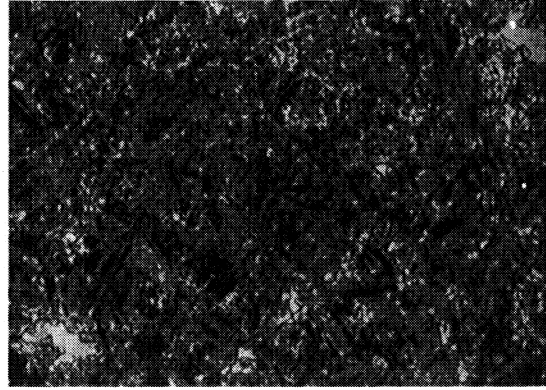
II-113 K

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 4 bei einer Austenitisierungstemperatur von 880° C. (500 : 1)

isothermisch

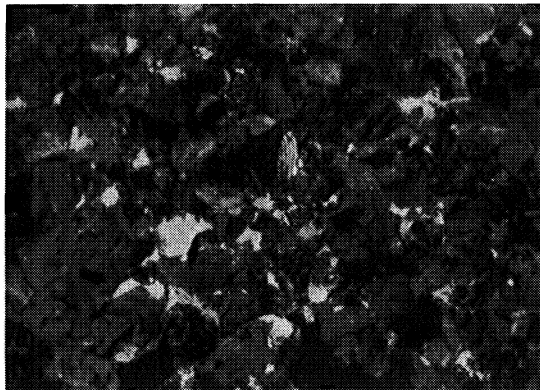


Umwandlungstemperatur 660° C
5% Ferrit, 95% Perlit
Härte 27 HRc

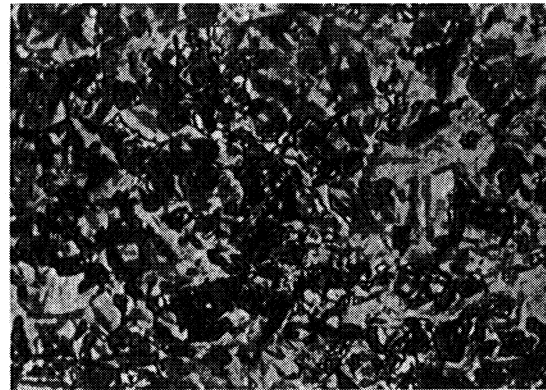


Umwandlungstemperatur 390° C
Zwischenstufengefüge
Härte 40 HRc

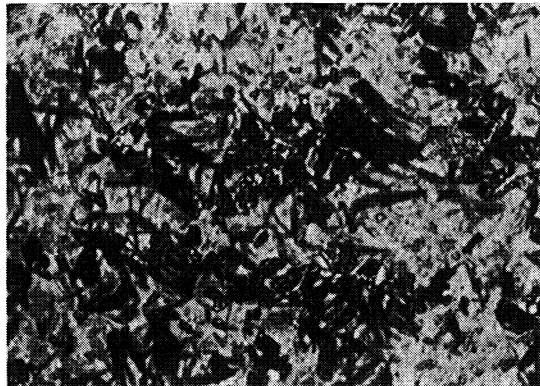
kontinuierlich



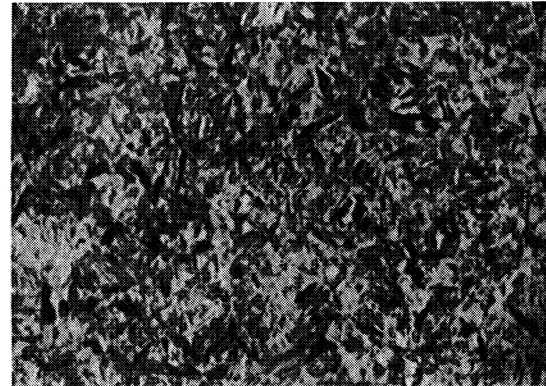
2% Ferrit, 98% Perlit
Härte 29 HRc



1% Ferrit, 40% Zwischenstufengefüge,
59% Martensit
Härte 48 HRc

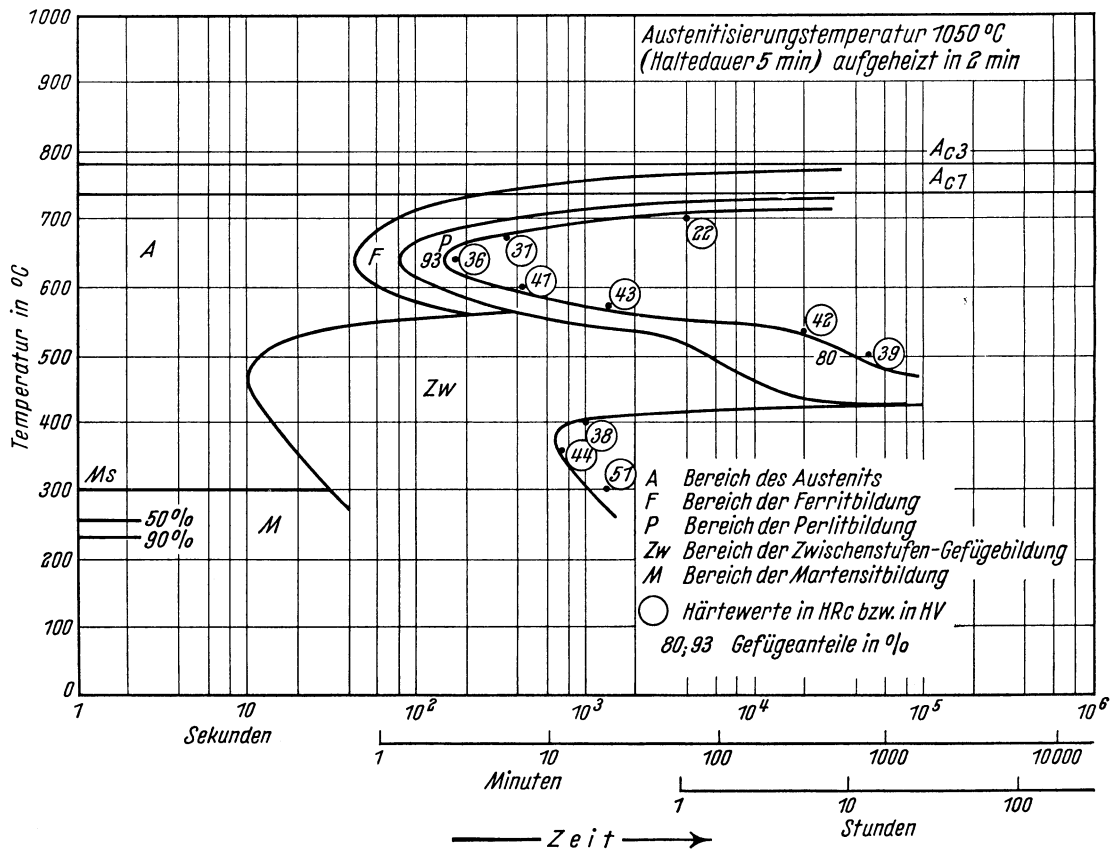
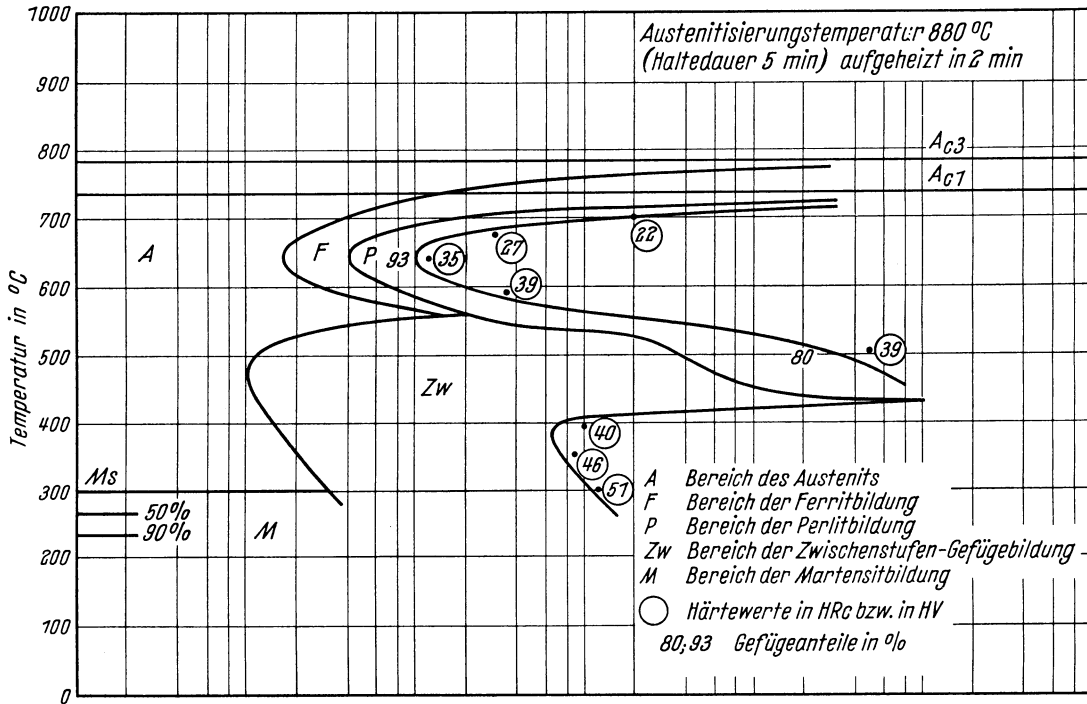


30% Zwischenstufengefüge, 70% Martensit
Härte 53 HRc



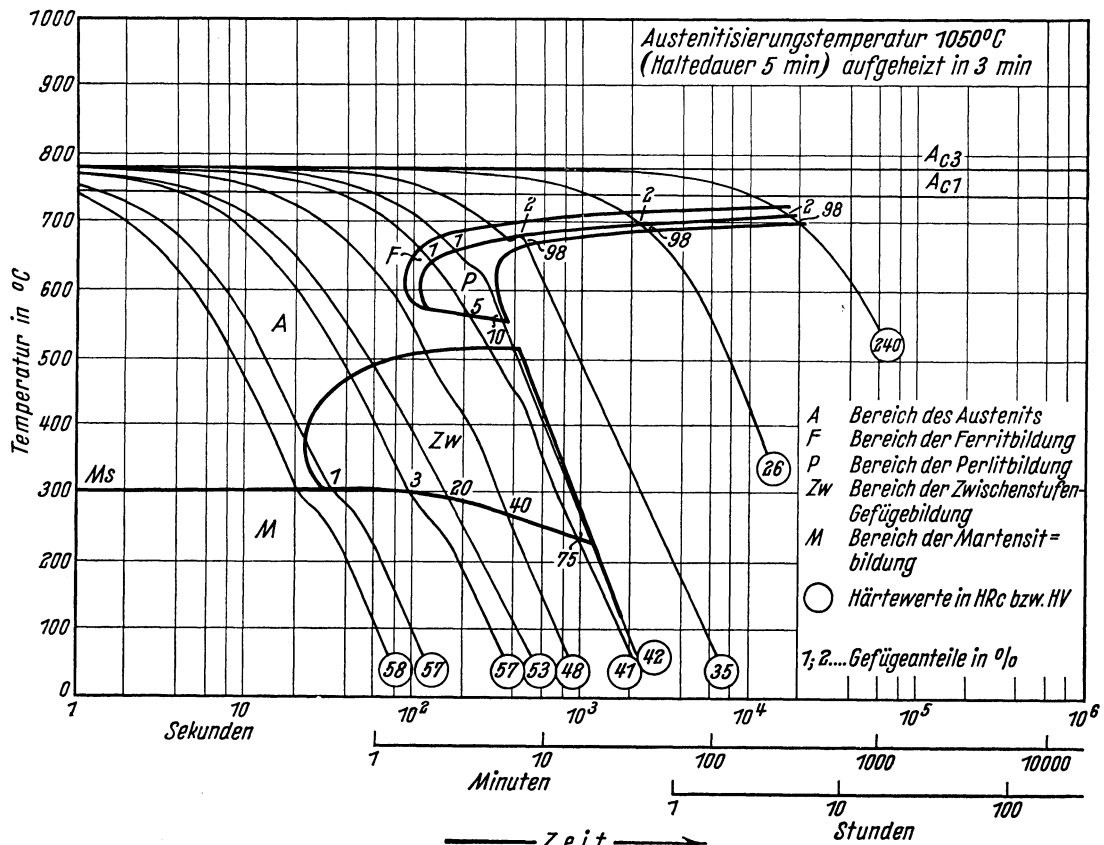
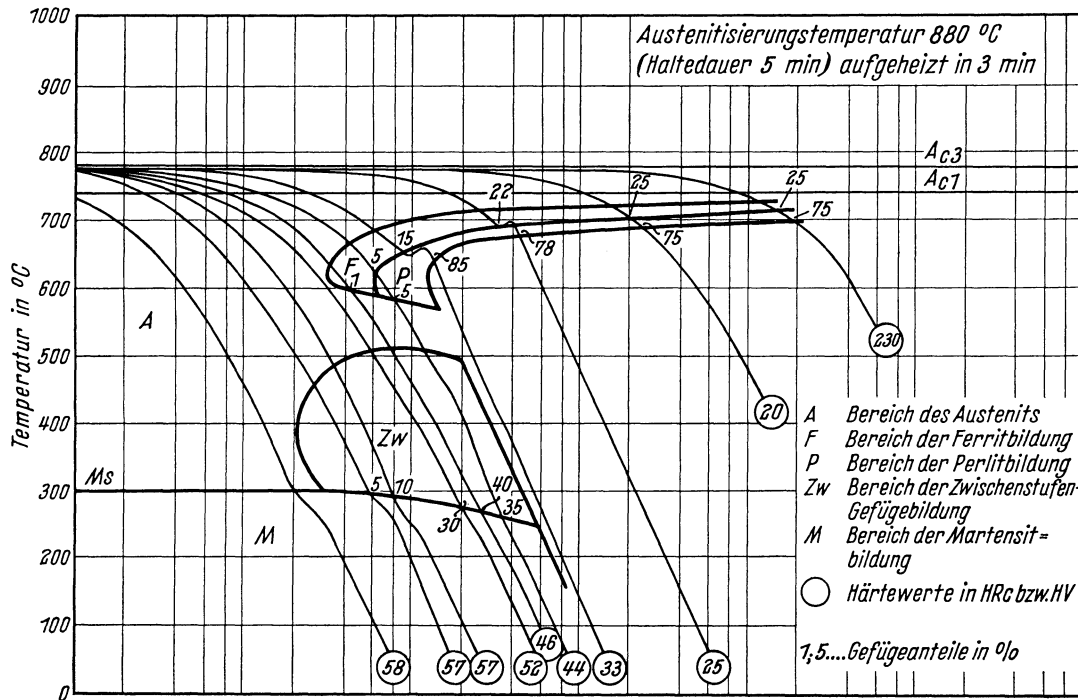
Martensit
Härte 57 HRc

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,47	0,35	0,82	0,035	0,015	1,20	0,14	—	0,04	0,11



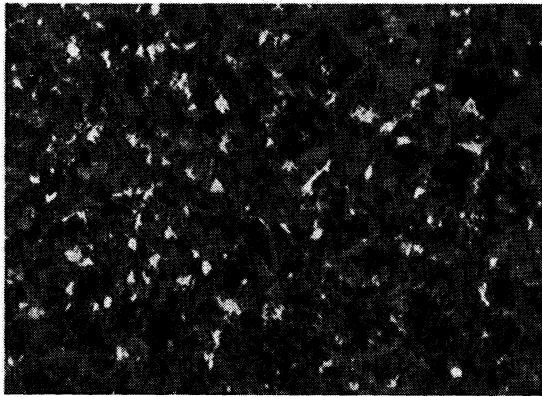
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

Gemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,47	0,35	0,82	0,035	0,015	1,20	0,14	—	0,04	0,11

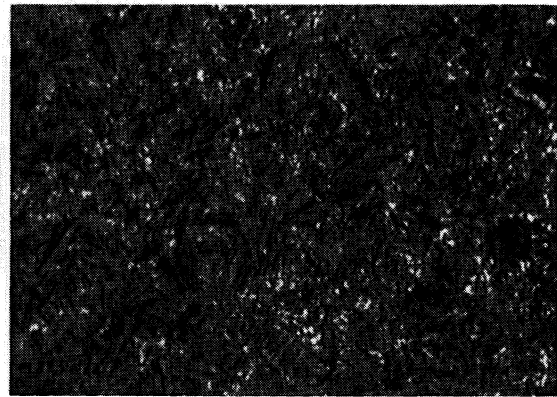


Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 5 bei einer Austenitisierungstemperatur von 880° C. (500 : 1)
isothermisch



Umwandlungstemperatur 645° C
7% Ferrit, 93% Perlit
Härte 35 HRc

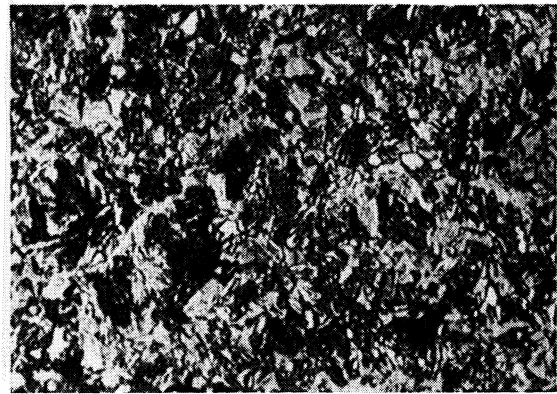


Umwandlungstemperatur 350° C
Zwischenstufengefüge
Härte 46 HRc

kontinuierlich



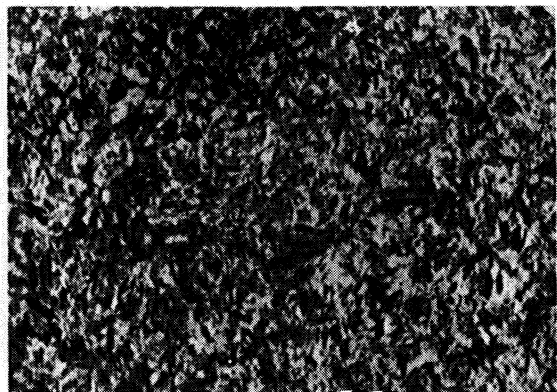
15% Ferrit, 85% Perlit
Härte 33 HRc



5% Ferrit, 5% Perlit, 35% Zwischenstufengefüge,
55% Martensit
Härte 44 HRc



30% Zwischenstufengefüge, 70% Martensit
Härte 52 HRc



Martensit
Härte 58 HRc

Stahl 28 NiCrMo 7 4

II-114 A

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 6592

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
mindestens	0,24	0,15	0,30			1,1		0,30	1,8	
höchstens	0,32	0,35	0,50			1,4		0,40	2,1	

Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,30	0,24	0,46	0,030	0,025	1,44	0,20	0,37	2,06	<0,01

Erschmelzungsart: basischer Siemens-Martin-Ofen

Austenit-Korngrösse nach 10 min 850° C: 8 bis 9

Austenit-Korngrösse nach 10 min 1050° C: 4 bis 5

McQuaid-Ehn-Korngröße: 3 und 5

Verarbeitung: Geschmiedet auf 30 mm \varnothing

Vorbehandlung: 30 min 870°/Luftabkühlung; 2 h 550°/Luftabkühlung

Ac₃-Temperatur: 775° C

Ac₁-Temperatur: 740° C

Ms-Temperatur: 350° C

Kritische Abkühlungszeiten von Ac₃ bis 500° C nach Abkühlen von 850° C aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich):

K_m = 30 s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit).

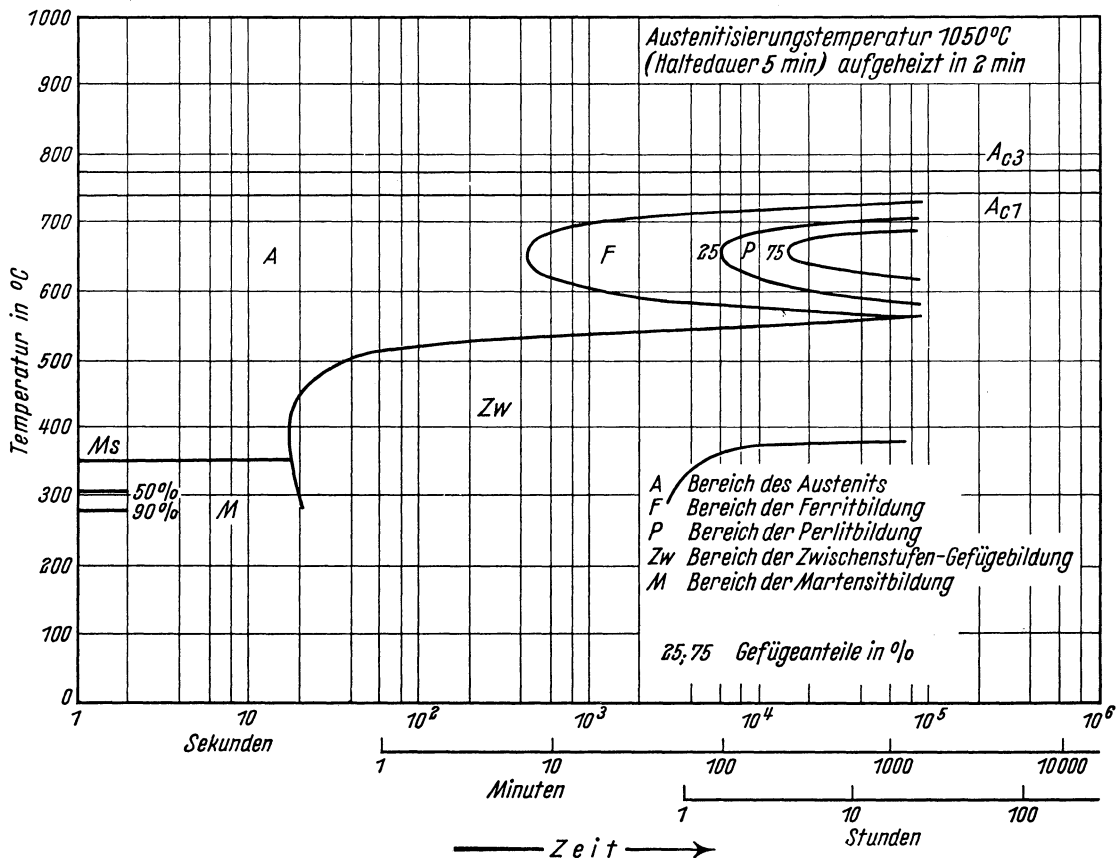
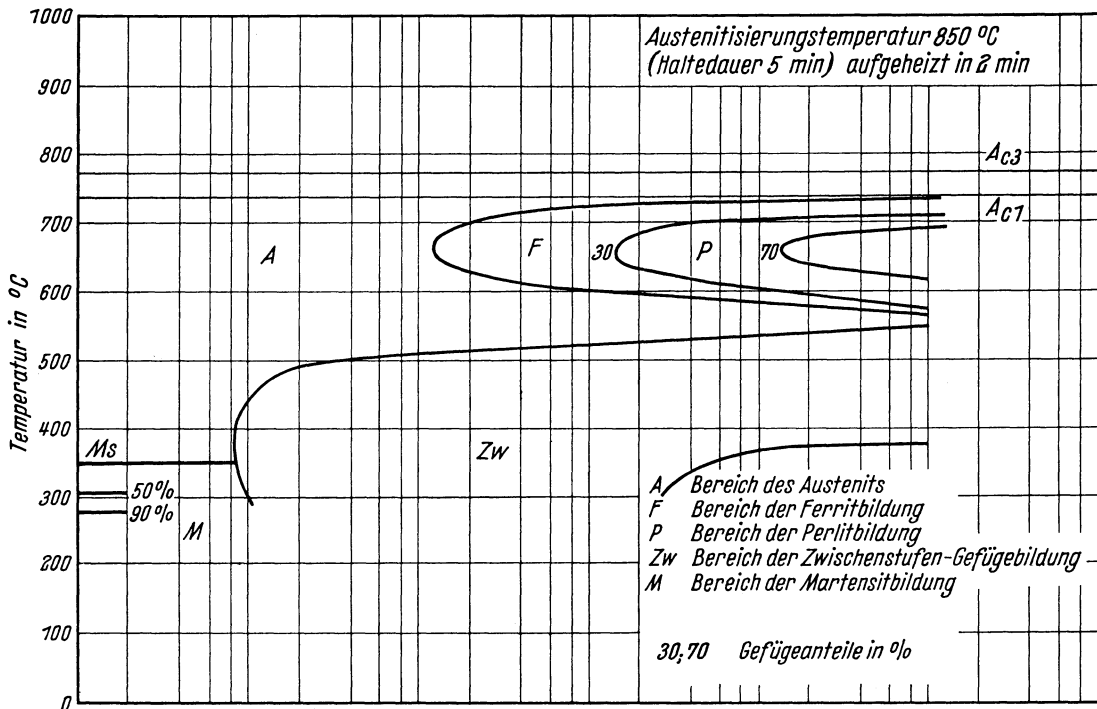
K₅₀ = 600 s (50% Martensit).

K_r = 580 s (Beginn der Ferritbildung).

K_p = 50 000 s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit).

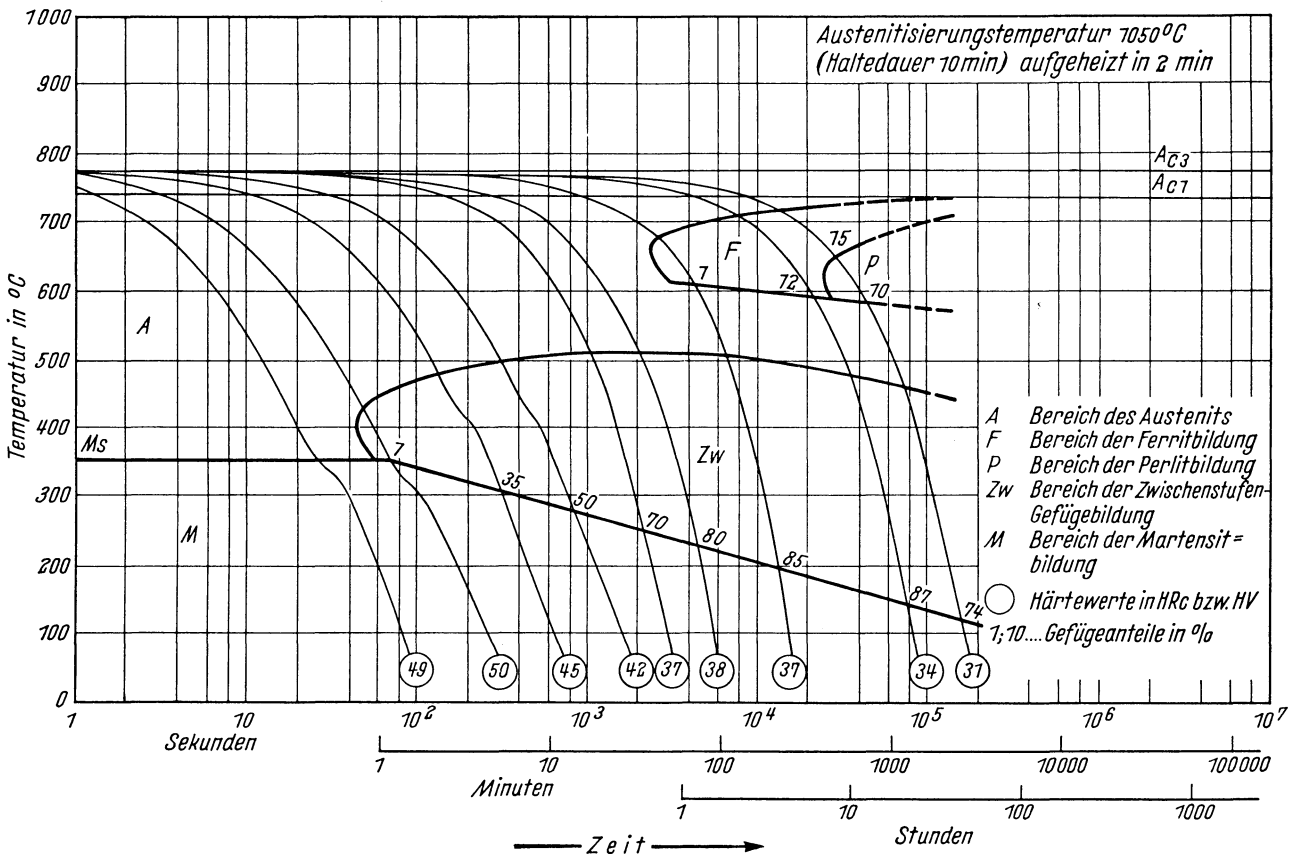
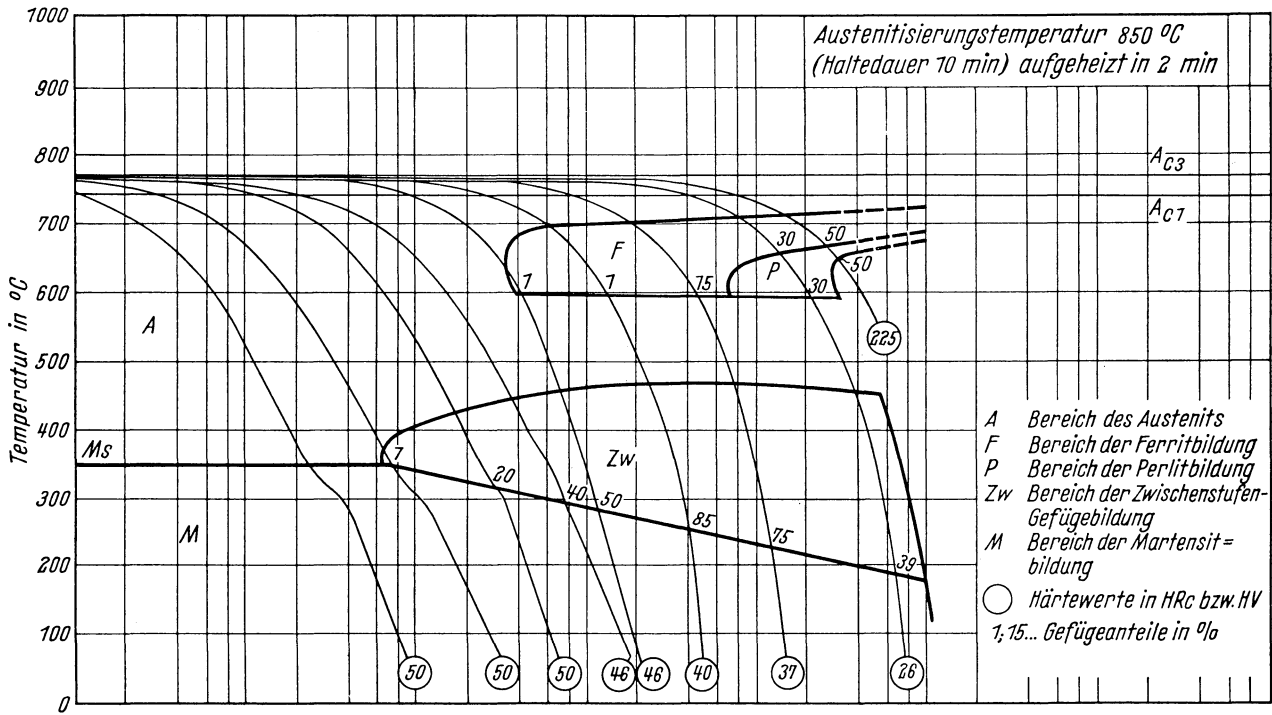
Bearbeiter: A. Rose, W. Peter u. W. Strassburg

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,30	0,24	0,46	0,030	0,025	1,44	0,20	0,37	2,06	<0,01



Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

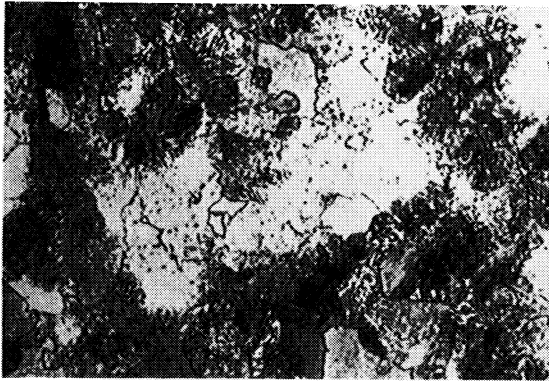
Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
		0,30	0,24	0,46	0,030	0,025	7,44	0,20	0,37	2,06



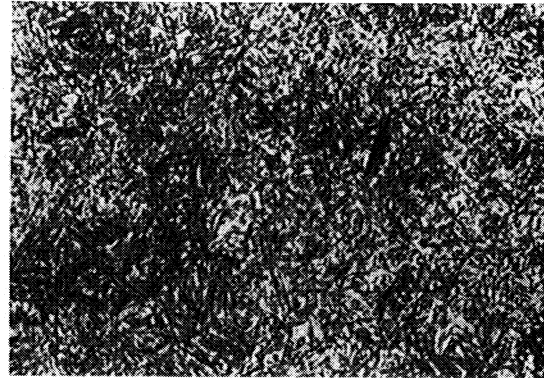
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern bei einer Austenitisierungstemperatur von 850° C. (500 : 1)

isothermisch



Umwandlungstemperatur 670° C
30% Ferrit, 70% Perlit
Härte 205 HV



Umwandlungstemperatur 340° C
Zwischenstufengefüge und Martensit
Härte 44 HRc

kontinuierlich



50% Ferrit, 50% Perlit
Härte 225 HV



15% Ferrit, 75% Zwischenstufengefüge,
10% Martensit
Härte 37 HRc



40% Zwischenstufengefüge, 60% Martensit
Härte 46 HRc



Martensit
Härte 50 HRc

Angaben über die den Umwandelungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al, ges.	Cr	Cu	Mo	Ni	Ti
		0,30	0,32	0,51	0,011	0,007	0,032	0,07	n. b.	n. b.	3,03

Erschmelzungsart: basischer Elektro-Ofen

Austenit-Korngröße nach 10 min 850° C: 12

Verarbeitung: geschmiedet auf 30 mm 8 kt

McQuaid-Ehn-Korngröße: 10 bis 11

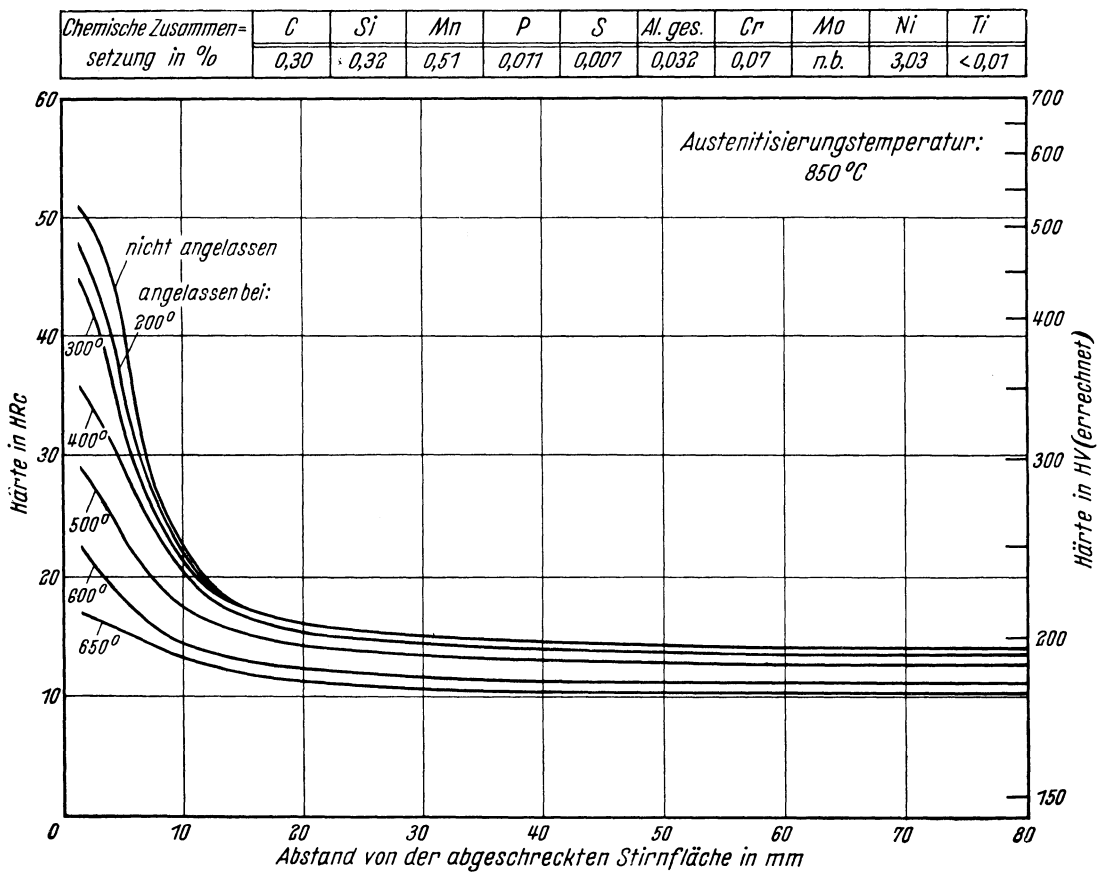
Vorbehandlung: Normalglühung 30 min 850° C / Luftabkühlung

Ac₃-Temperatur: 760° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
 Ac₁-Temperatur: 690° C }
 M_s-Temperatur: 340° C }

Kritische Abkühlungszeiten von Ac₃ bis 500° C nach Abkühlen von 850° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

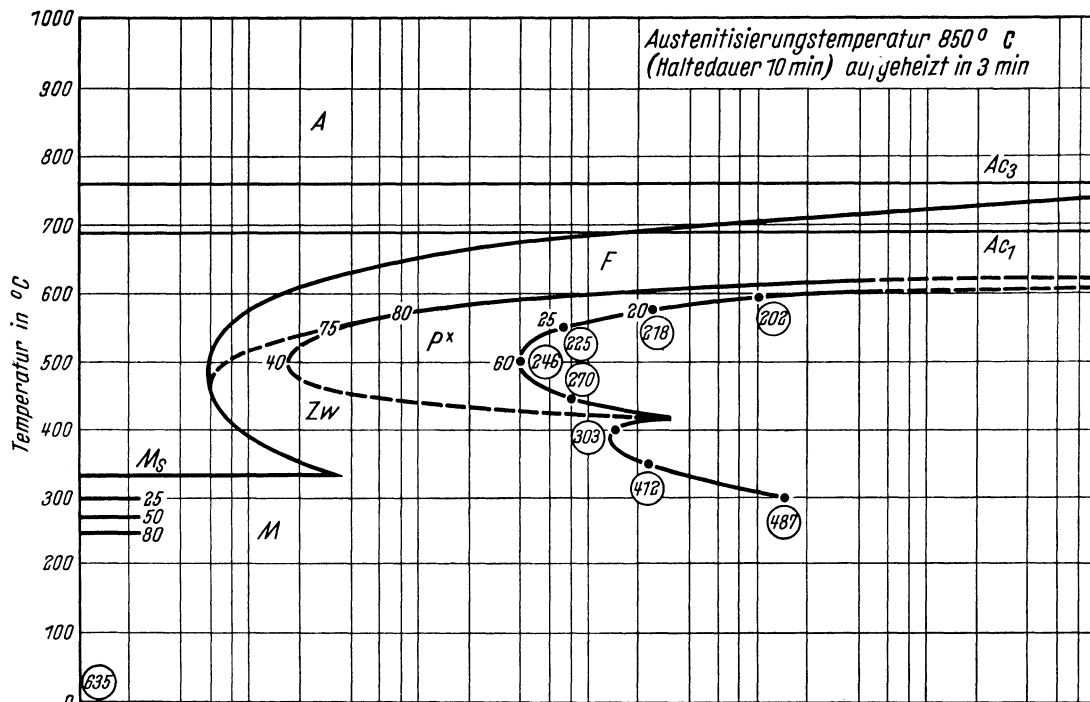
- K_m = 1,1 s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)
- K₅₀ = 3,3 s (50% Martensit)
- K_r = 1,1 s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)
- K_p = 68 s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

Härtekurven der Stirnabschreckprobe

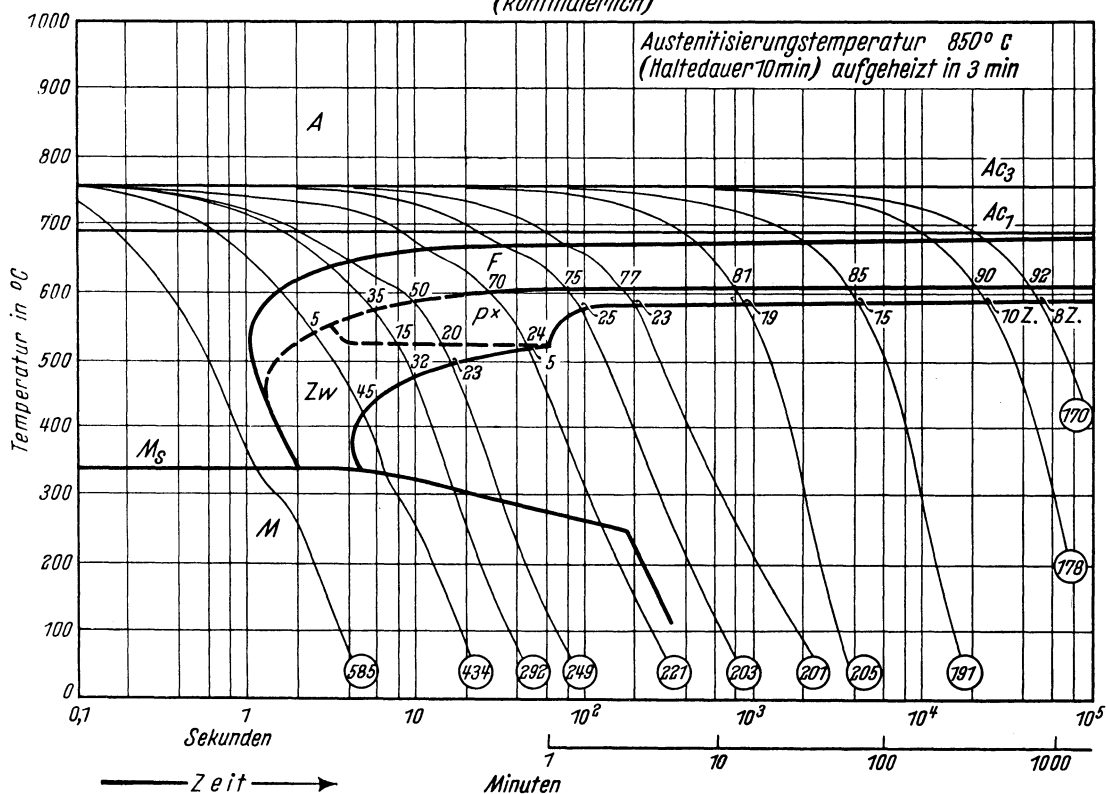


Bearbeiter: A. Rose, L. Rademacher u. W. Peter

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al, ges.	Cr	Mo	Ni	Ti
	0,30	0,32	0,51	0,011	0,007	0,032	0,07	n. b.	3,03	< 0,01



(kontinuierlich)



- | | | | |
|----|---|----------|--|
| A | Bereich des Austenits | 10 Z | 10% Zementit |
| F | Bereich der Ferritbildung | Zw | Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung |
| Px | Bereich der Perlitbildung
(Gefügeausbildung häufig anomal) | M | Bereich der Martensitbildung |
| ○ | Härtewerte in HV | 5; 15... | Gefügeanteile in Prozent |

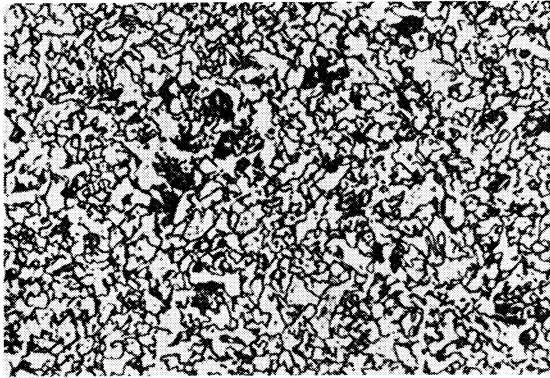
Bestimmungsverfahren: Isothermisch: Metallographisch an Plättchen von 1,5 mm Dicke.
Kontinuierlich: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.
Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Stahl mit 0,3% C und 3% Ni

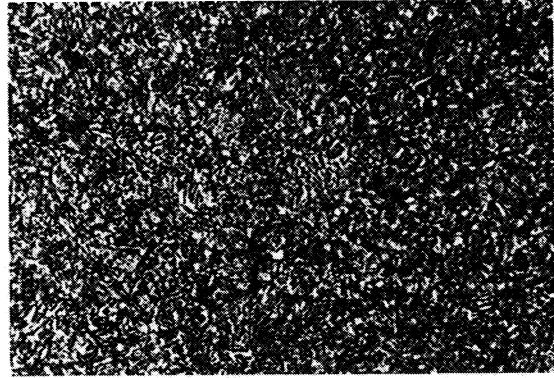
II-115 F

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern bei einer Austenitisierungstemperatur von 850° C.
(500 : 1)

isothermisch

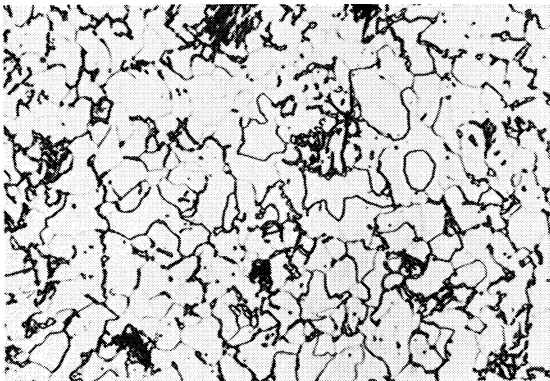


Umwandlungstemperatur 550° C
75% Ferrit, 25% Perlit
Härte 225 HV

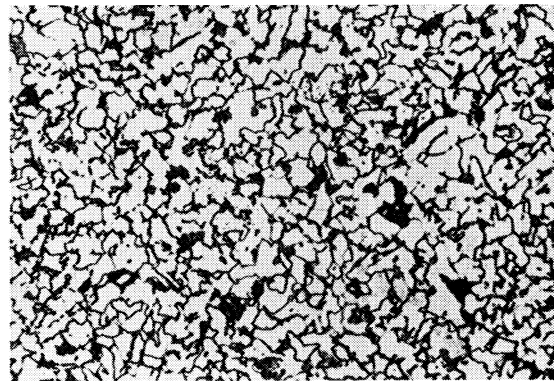


Umwandlungstemperatur 400° C
Zwischenstufengefüge
Härte 303 HV

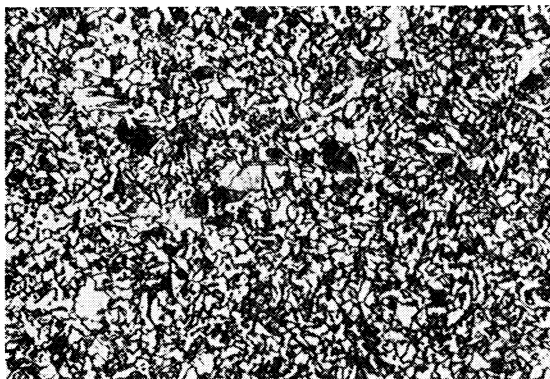
kontinuierlich



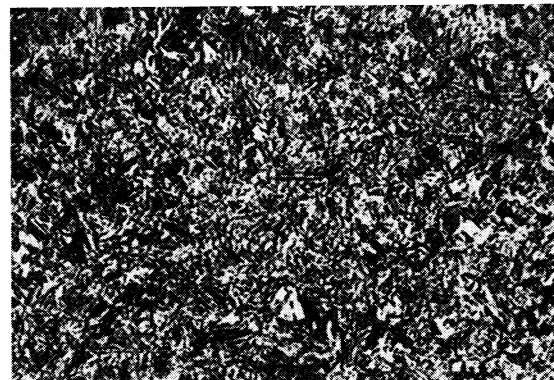
92% Ferrit, 8% Zementit
Härte 170 HV



75% Ferrit, 25% Perlit
Härte 203 HV



50% Ferrit, 20% Perlit,
23% Zwischenstufengefüge, 7% Martensit
Härte 249 HV



Martensit
Härte 585 HV

Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al, ges.	Cr	Cu	Mo	Ni	Ti
		0,43	0,24	0,43	0,014	0,014	0,031	0,04	n. b.	n. b.	5,0

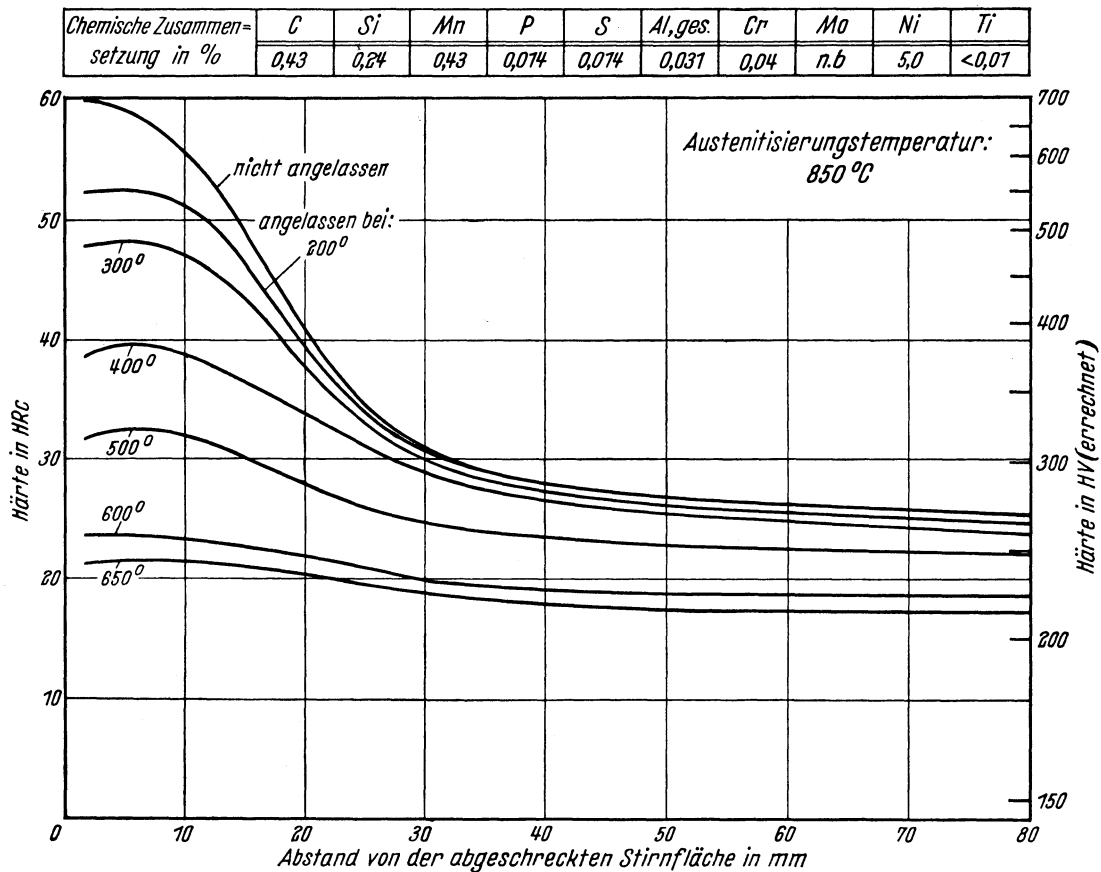
Erschmelzungsart: saurer Hochfrequenz-Ofen Austenit-Korngröße nach 10 min 850° C: 12
 Verarbeitung: geschmiedet auf 30 mm 8 kt. McQuaid-Ehn-Korngröße: 10 bis 11
 Vorbehandlung: Normalglühung 30 min 850° C / Luftabkühlung

Ac₃-Temperatur: 710° C }
 Ac₁-Temperatur: 650° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
 M_s-Temperatur: 260° C }

Kritische Abkühlungszeiten von Ac₃ bis 500° C nach Abkühlen von 850° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich):

- K_m = 13 s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)
- K₅₀ = 37 s (50% Martensit)
- K_f = 13 s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)
- K_p = 380 s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

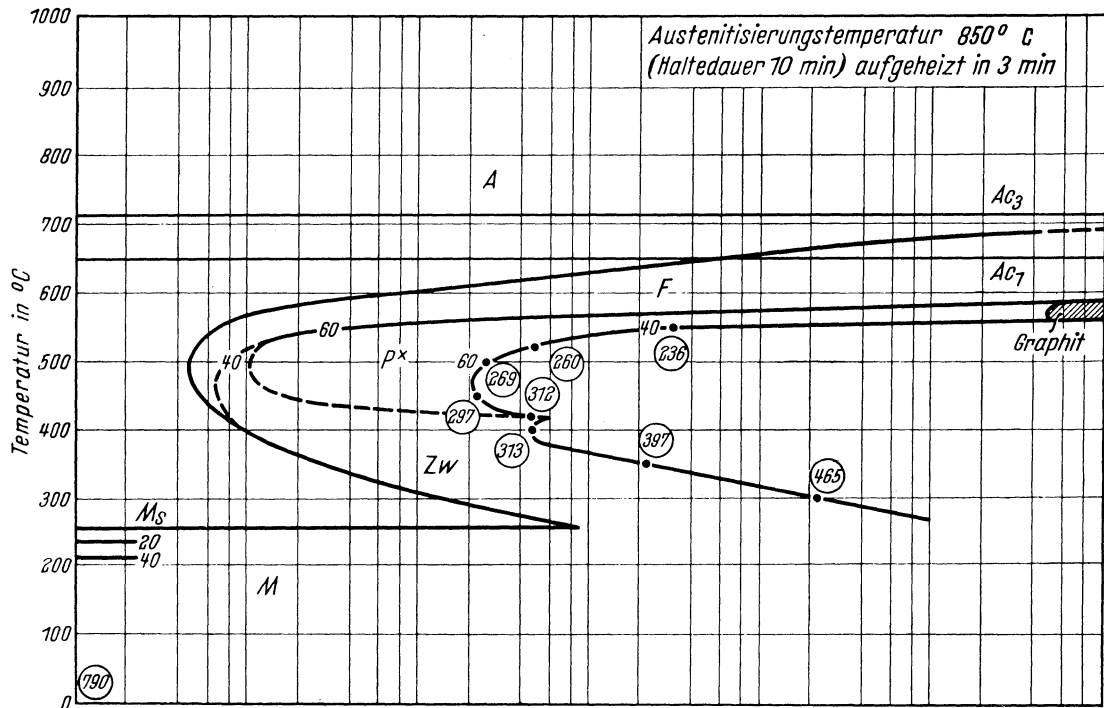
Härtekurven der Stirnabschreckprobe



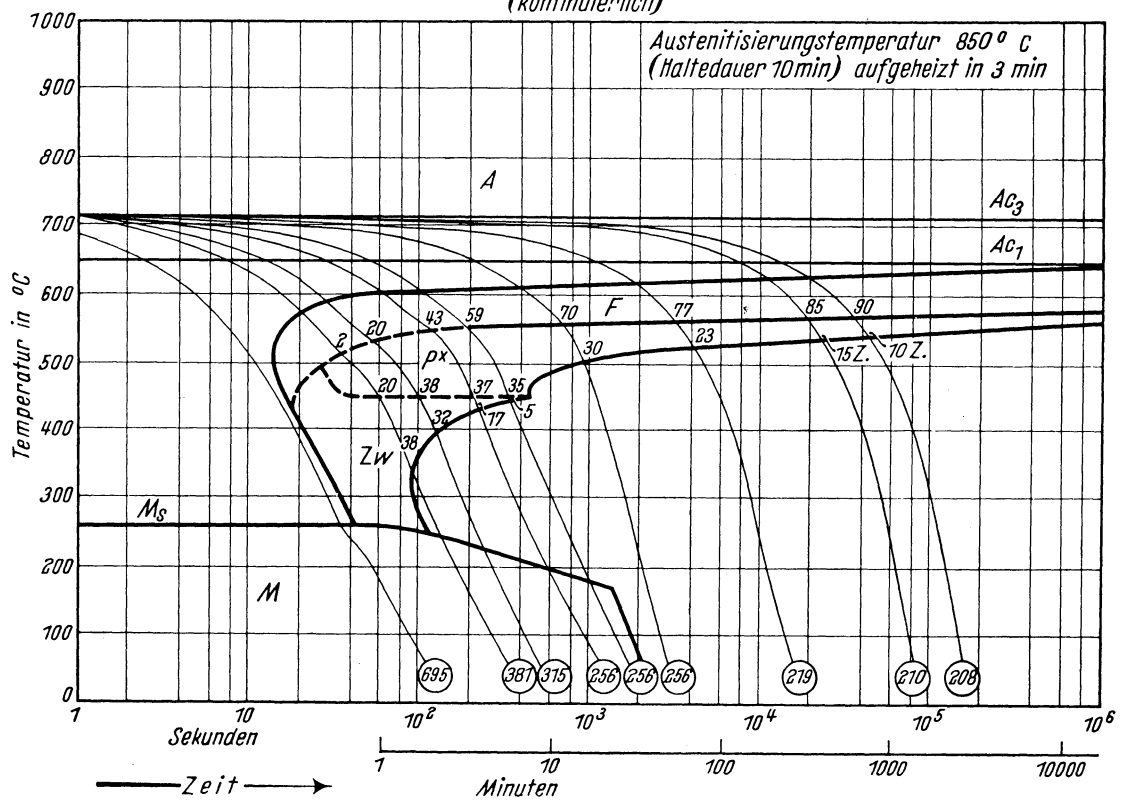
(Stirnabschreckversuch nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650—50)

Bearbeiter: A. Rose, L. Rademacher u. W. Peter

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al, ges.	Cr	Mo	Ni	Ti
	0,43	0,24	0,43	0,014	0,014	0,031	0,04	n. b.	5,0	< 0,01



(kontinuierlich)



- A Bereich des Austenits
- F Bereich der Ferritbildung
- Px Bereich der Perlitbildung (Gefügeausbildung häufig anomal)
- Härtewerte in HV
- 15 Z 15% Zementit
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 2; 5... Gefügeanteile in Prozent

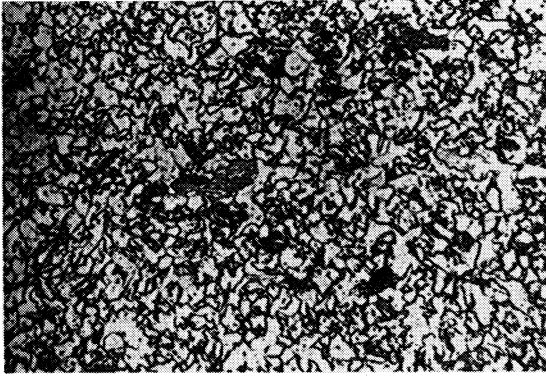
Bestimmungsverfahren: Isothermisch: Metallographisch an Plättchen von 1,5 mm Dicke.
Kontinuierlich: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Stahl mit 0,45 % C und 5 % Ni

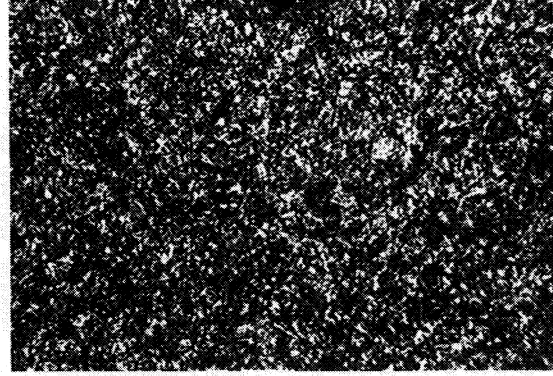
II-116 F

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern bei einer Austenitisierungstemperatur von 850° C.
(500 : 1)

isothermisch

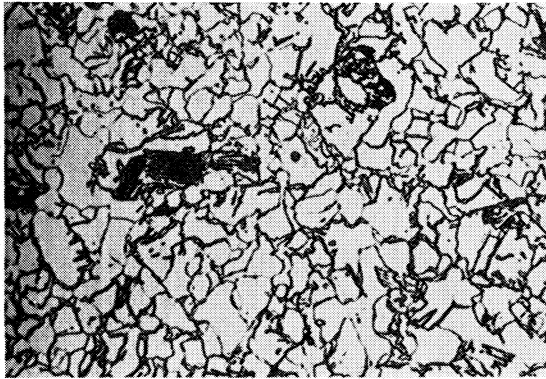


Umwandlungstemperatur 550° C
60% Ferrit, 40% Perlit
Härte 236 HV

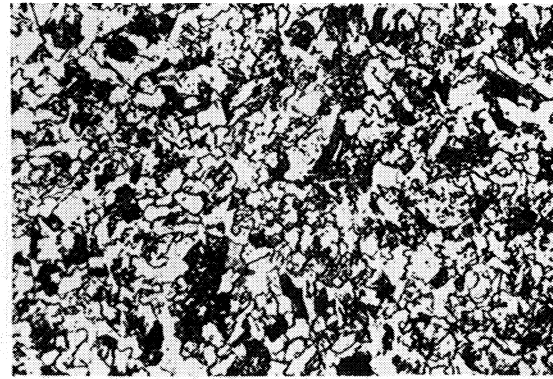


Umwandlungstemperatur 400° C
Zwischenstufengefüge
Härte 313 HV

kontinuierlich



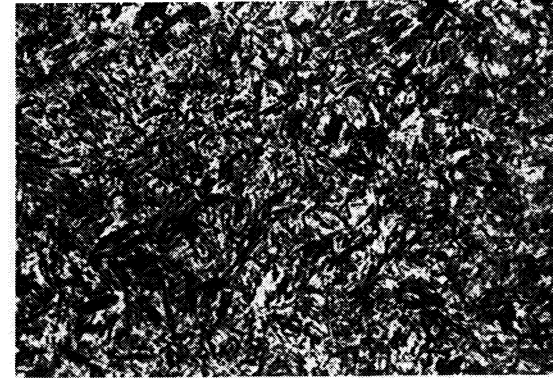
90% Ferrit, 10% Zementit
Härte 208 HV



70% Ferrit, 30% Perlit
Härte 256 HV



20% Ferrit, 38% Perlit,
32% Zwischenstufengefüge, 10% Martensit
Härte 315 HV



Martensit
Härte 695 HV

Stahl 16 MnCr 5

II-121 A

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN 1664: EC 80

Stoffnummer nach DIN 17 007: 7131

Einsatzstahl nach DIN 17 210

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
mindestens	0,14	0,15	1,0			0,80				
höchstens	0,19	0,35	1,3	0,035	0,035	1,1				

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Normalglühen	Kernhärten in Öl, Wasser oder Salzbädern von 200 bis 300° C	Randhärten in Öl, Wasser oder Salzbädern von 180 bis 250° C	Anlassen auf
850 bis 880° C	840 bis 870° C	810 bis 840° C	175 bis 200° C

Chemische Zusammensetzung (in Prozent) von 5 Schmelzen, die aus insgesamt 11 untersuchten zur Kennzeichnung der Streuung der Härtebarkeit ausgewählt wurden. (Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Al, ges.	Cr	Cu	Mo	Ni	V
1	0,19	0,25	1,26	0,013	0,013	0,014	0,97	n. b.	n. b.	<0,01	n. b.
2	0,18	0,21	1,14	0,008	0,010	0,006	0,90	0,18	0,02	0,27	0,01
3	0,17	0,26	1,24	0,015	0,011	0,054	1,06	n. b.	n. b.	<0,01	n. b.
4	0,16	0,22	1,12	0,030	0,008	0,015	0,99	0,22	0,02	0,12	0,01
5	0,16	0,38	1,17	0,012	0,014	0,021	1,11	0,18	0,02	0,19	0,02

Erschmelzungsart und Korngrößen der ausgewählten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Austenit-Korngröße nach		McQuaid-Ehn-Korngröße
		10 min 870° C	10 min 1050° C	
1	bas. Siemens-Martin-Ofen	7	3	3 bis 4 u. 5 bis 6 vereinzelt 2
2	„ Elektro-Ofen	6 bis 7	3	3, vereinzelt 2
3	„ Siemens-Martin-Ofen	8 bis 9	6 bis 7	8 bis 9
4	„ Siemens-Martin-Ofen	6	2 bis 3	3
5	„ Elektro-Ofen	9	4	8 bis 9

Verarbeitung: Geschmiedet auf 30 mm Ø

Vorbehandlung: Normalglühung 30 min 870° C/Luftabkühlung

Zusätzliche Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 4

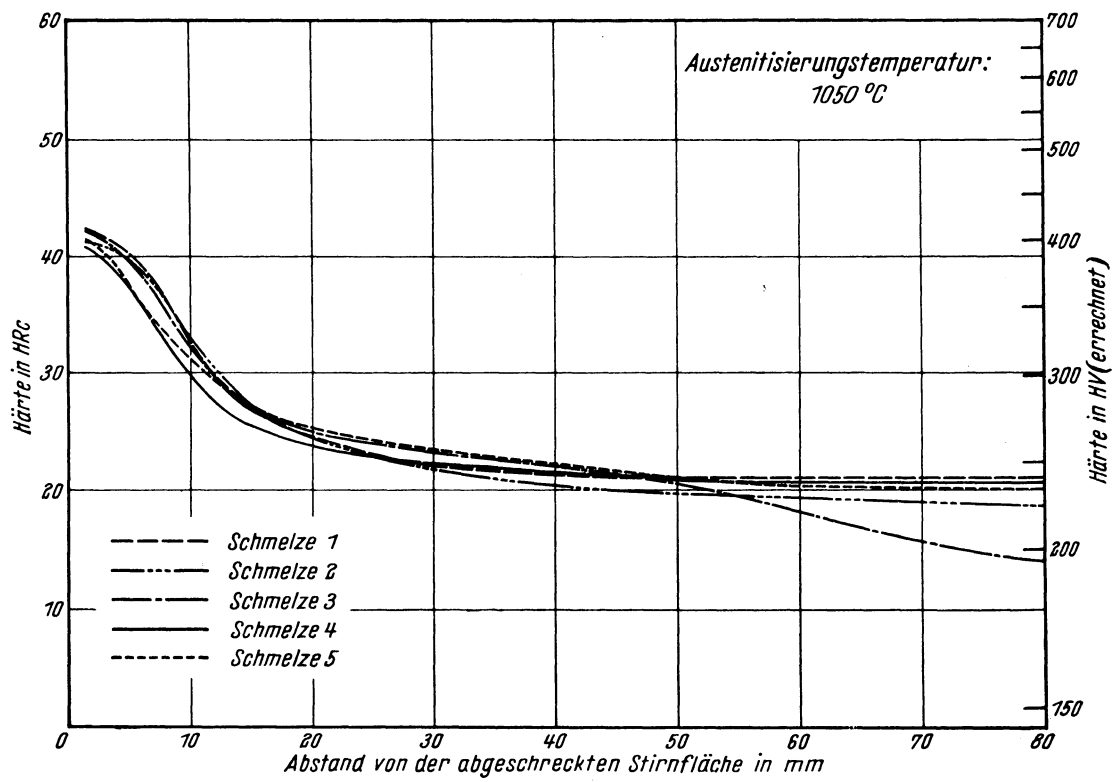
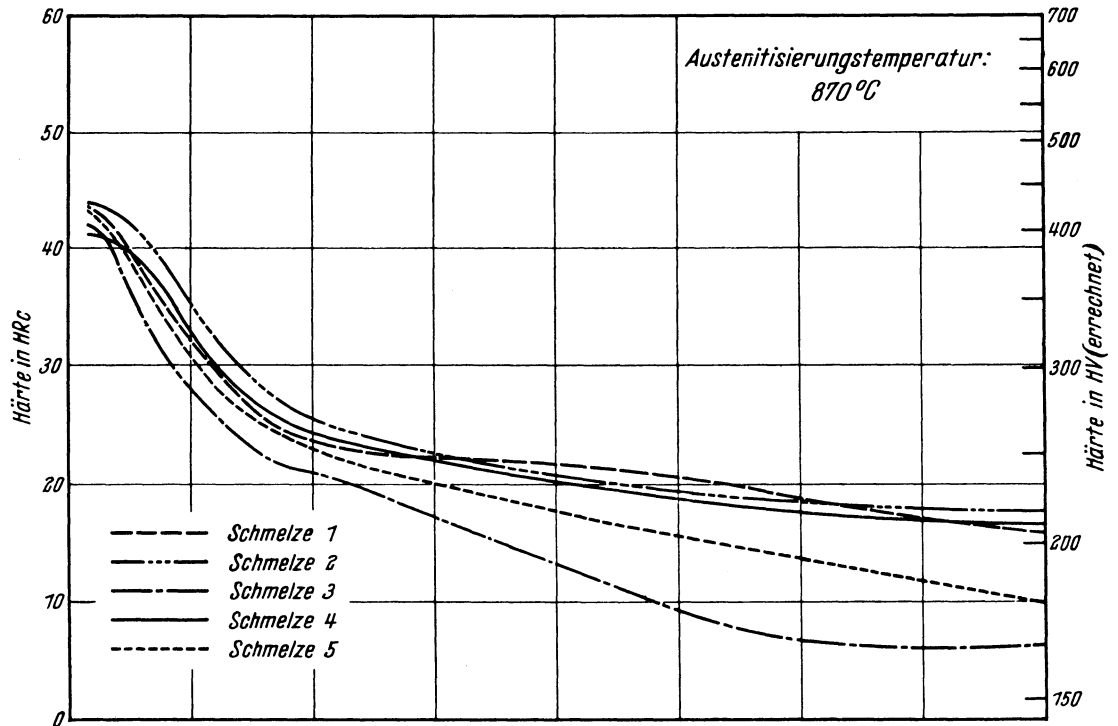
Ac₃-Temperatur: 845° C }
 Ac₁-Temperatur: 750° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
 M_s-Temperatur: 400° C

Kritische Abkühlzeiten von Ac₃ bis 500° C nach Abkühlen von 870° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

{	K _m = 1,4 s	(gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)
	K ₅₀ = 14 s	(50% Martensit)
	K _t = 13 s	(Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)
	K _p = 770 s	(gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

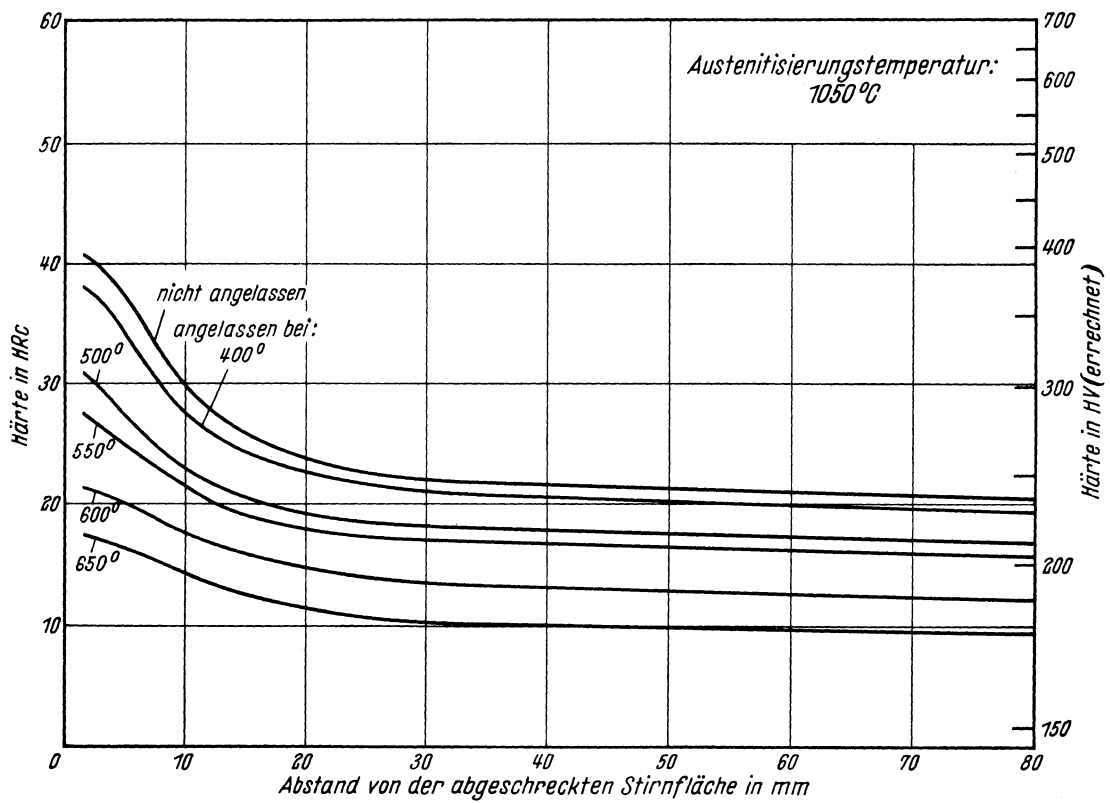
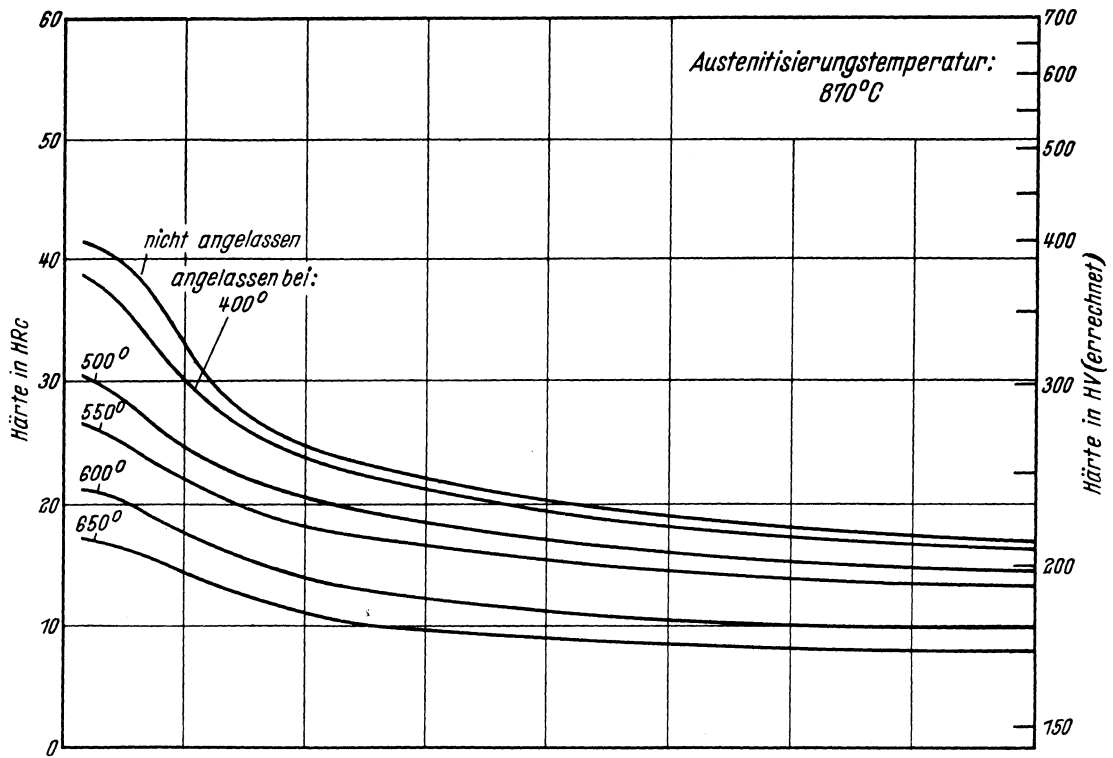
Bearbeiter: A. Rose und W. Strassburg

Stirnabschreckkurven der Schmelzen 1 bis 5
(Stirnabschreckprüfung nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650-50)

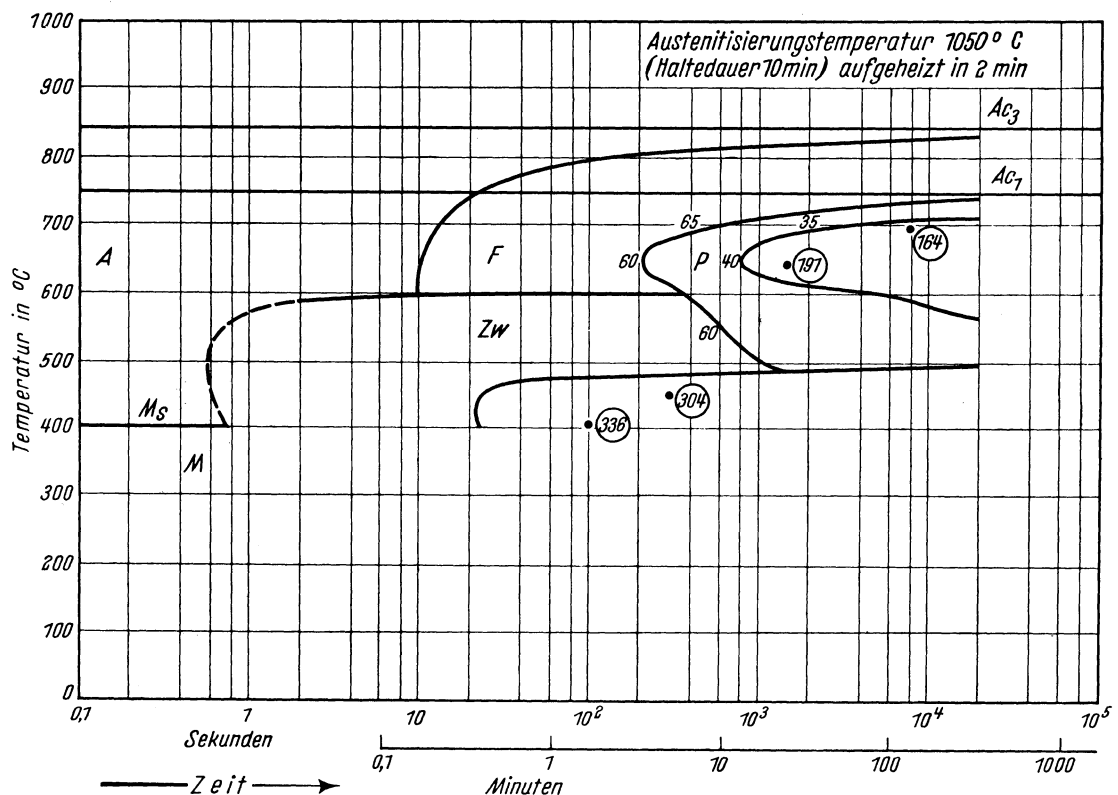
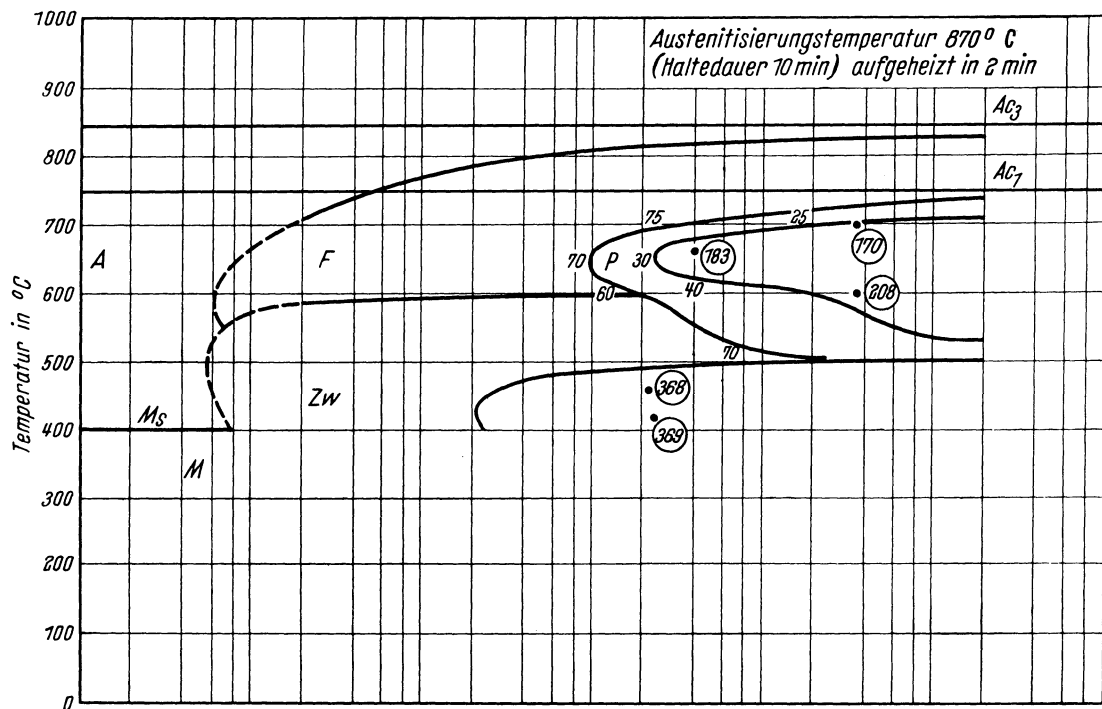


Härtekurven angelassener Stirnabschreckproben der Schmelze 4

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al, ges.	Cr	Mo	Ni	V
		0,16	0,22	1,12	0,030	0,008	0,015	0,39	0,02	0,12



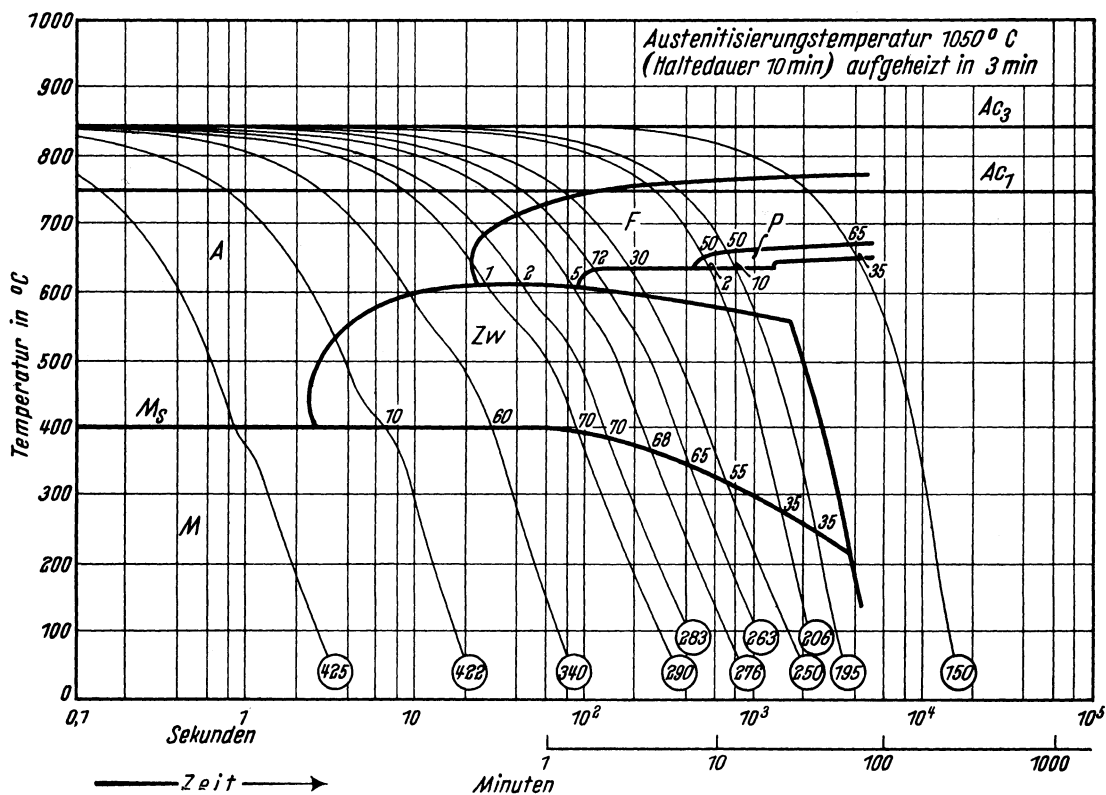
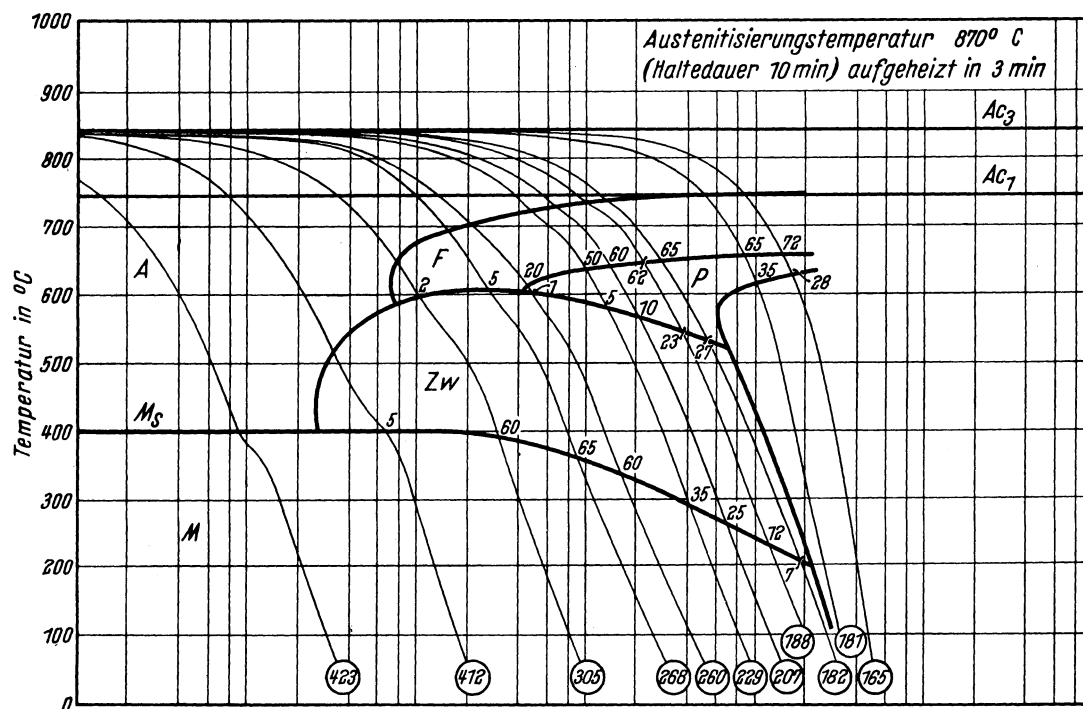
Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al, ges.	Cr	Mo	Ni	V
	0,16	0,22	1,12	0,030	0,008	0,015	0,99	0,02	0,12	0,01



- A Bereich des Austenits
- F Bereich der Ferritbildung
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 25; 30... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Hohlproben von 4 mm Außen-Dmr.; 3,2 mm Innen-Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 1,5 mm Dicke.

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al, ges.	Cr	Mo	Ni	V
	0,16	0,22	1,12	0,030	0,008	0,015	0,99	0,02	0,12	0,01

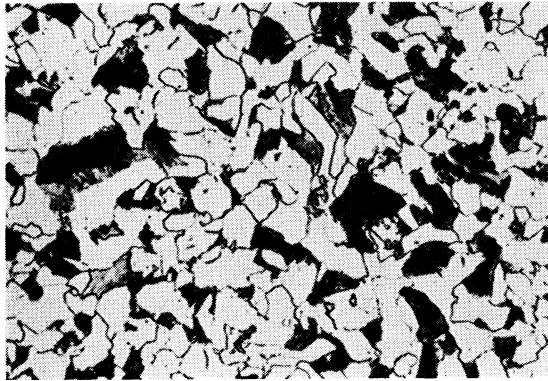


- A Bereich des Austenits
- F Bereich der Ferritbildung
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 1; 2... Gefügeanteile in Prozent

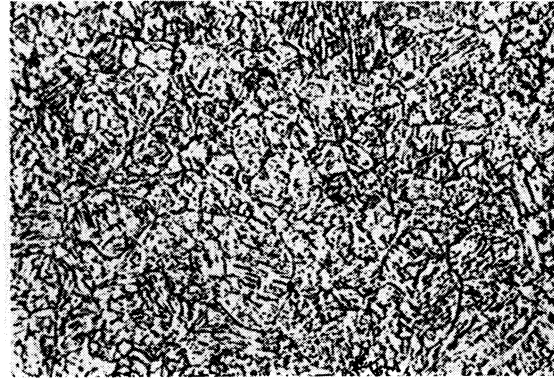
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 4 bei einer Austenitisierungstemperatur von 870° C. (500 : 1)

isothermisch

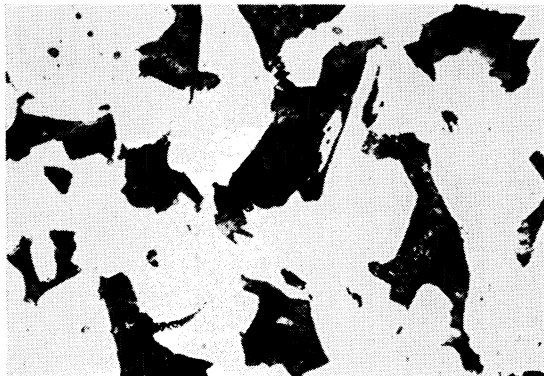


Umwandlungstemperatur 665° C
70% Ferrit, 30% Perlit
Härte 183 HV

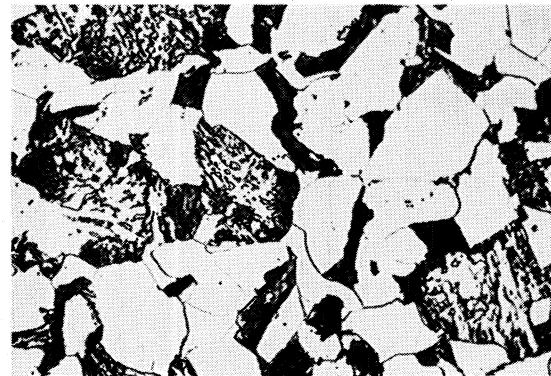


Umwandlungstemperatur 460° C
Zwischenstufengefüge
Härte 368 HV

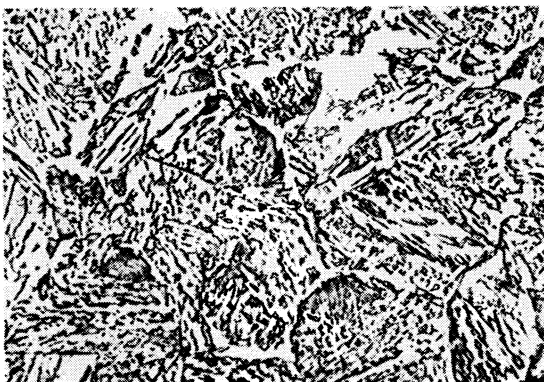
kontinuierlich



65% Ferrit, 35% Perlit
Härte 181 HV



60% Ferrit, 10% Perlit,
25% Zwischenstufengefüge, 5% Martensit
Härte 207 HV



5% Ferrit, 65% Zwischenstufengefüge,
30% Martensit
Härte 268 HV



Martensit
Härte 423 HV

Stahl 15 CrNi 6

II-122 A

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN: —

Stoffnummer nach DIN 17 007: 5919

Einsatzstahl nach DIN 17 210

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
mindestens	0,12	0,15	0,40			1,4			1,4	
höchstens	0,17	0,35	0,60	0,035	0,035	1,7			1,7	

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Normalglühen	Kernhärten in Öl, Wasser oder Salzbädern von 200 bis 300° C	Randhärten in Öl, Wasser oder Salzbädern von 180 bis 250° C	Anlassen auf
850 bis 880° C	840 bis 870° C	800 bis 830° C	175 bis 200° C

Chemische Zusammensetzung (in Prozent) von 5 Schmelzen, die aus insgesamt 15 untersuchten zur Kennzeichnung der Streuung der Härtebarkeit ausgewählt wurden. (Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Al, ges.	Cr	Cu	Mo	Ni	V
1	0,17	0,31	0,59	0,021	0,023	0,010	1,79	0,16	0,05	1,62	<0,01
2	0,16	0,28	0,43	0,010	0,008	0,005	1,58	0,20	0,06	1,54	<0,01
3	0,13	0,31	0,51	0,023	0,009	0,010	1,50	0,22	0,06	1,55	<0,01
4	0,13	0,35	0,48	0,012	0,006	0,003	1,54	0,19	0,03	1,49	0,04
5	0,13	0,27	0,43	0,022	0,014	0,020	1,45	0,17	0,02	1,45	<0,01

Erschmelzungsart und Korngrößen der ausgewählten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Austenit-Korngröße nach		McQuaid-Ehn-Korngröße
		10 min 870° C	10 min 1050° C	
1	bas. Siemens-Martin-Ofen	8	3 bis 4	4 u. 5 bis 6, vereinzelt 3
2	„ Elektro-Ofen	7	3	3 u. 4, vereinzelt 2 u. 5
3	„ „	8	3 bis 4	7, vereinzelt 5
4	„ „	7	4	5 u. 7
5	„ „	8	3	7 bis 8, vereinz. 6

Verarbeitung: Geschmiedet auf 30 mm \varnothing

Vorbereitung: Normalglühung 30 min 870° C / Luftabkühlung

Zusätzliche Angaben über die den Umwandelungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 3

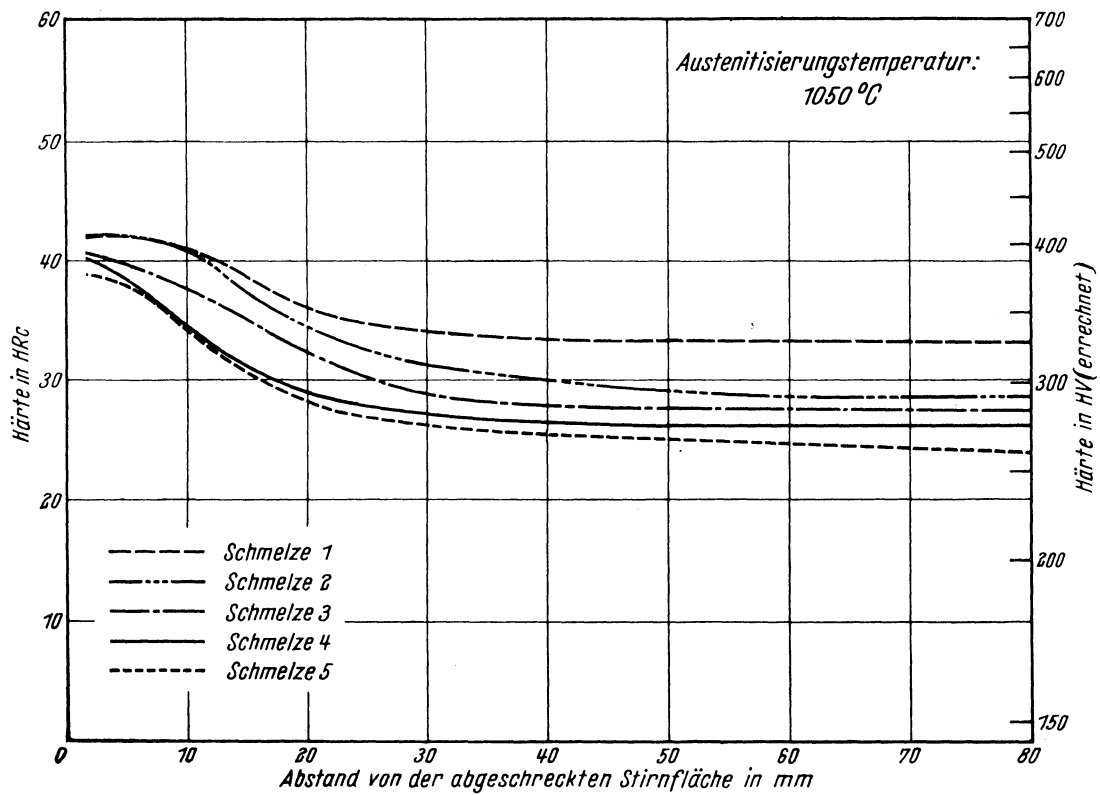
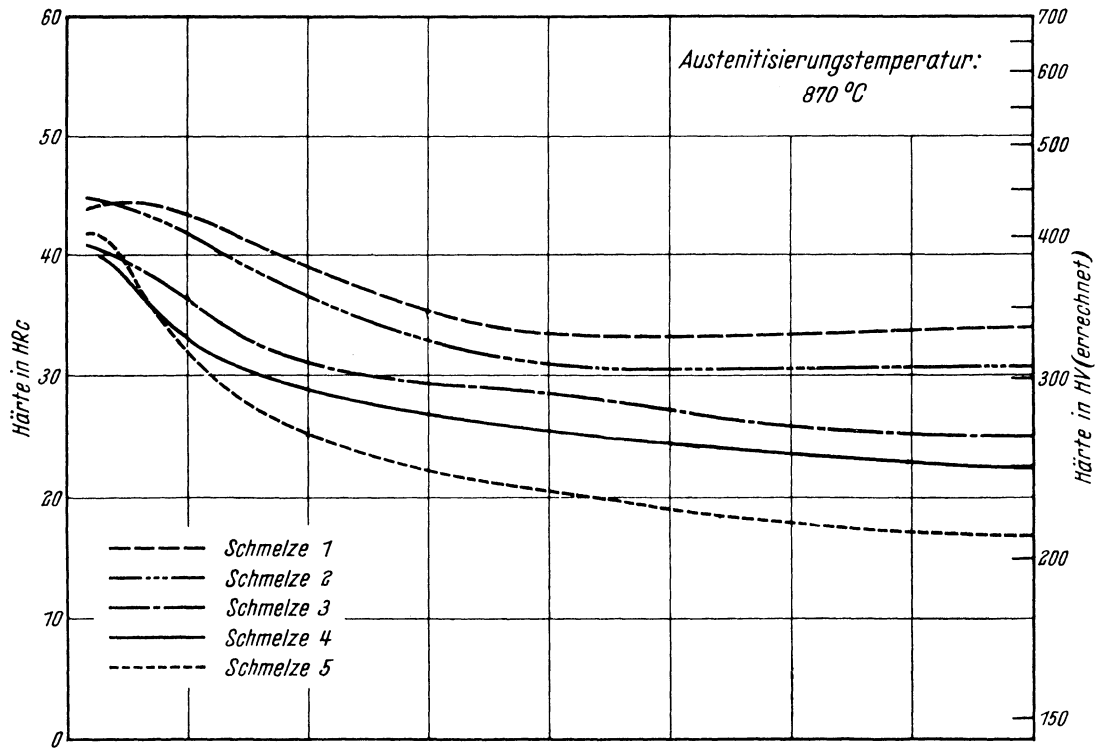
A_{c_3} -Temperatur: 820° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
 A_{c_1} -Temperatur: 735° C }
 M_s -Temperatur: 440° C }

Kritische Kühlzeiten von A_{c_3} bis 500° C nach Abkühlen von 870° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

$$\left\{ \begin{array}{l} K_m = 1 \text{ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \\ K_{50} = 8,5 \text{ s (50\% Martensit)} \\ K_f = 30 \text{ s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)} \\ K_p = 2100 \text{ s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \end{array} \right.$$

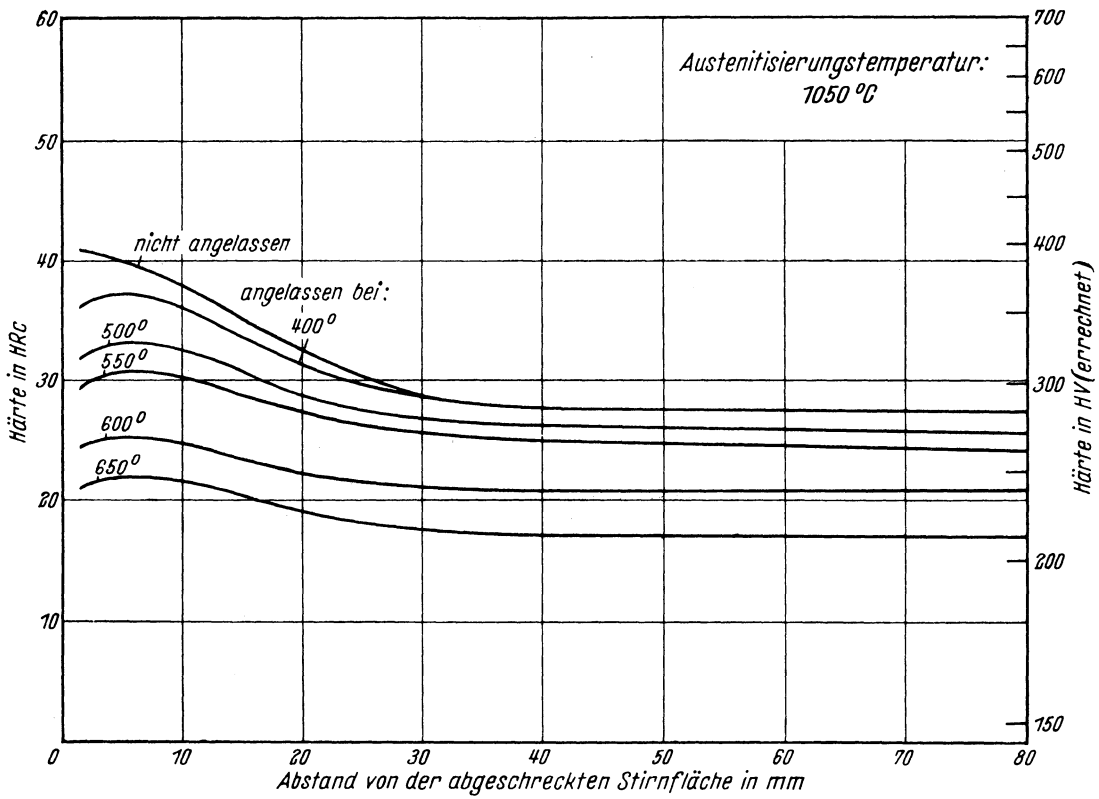
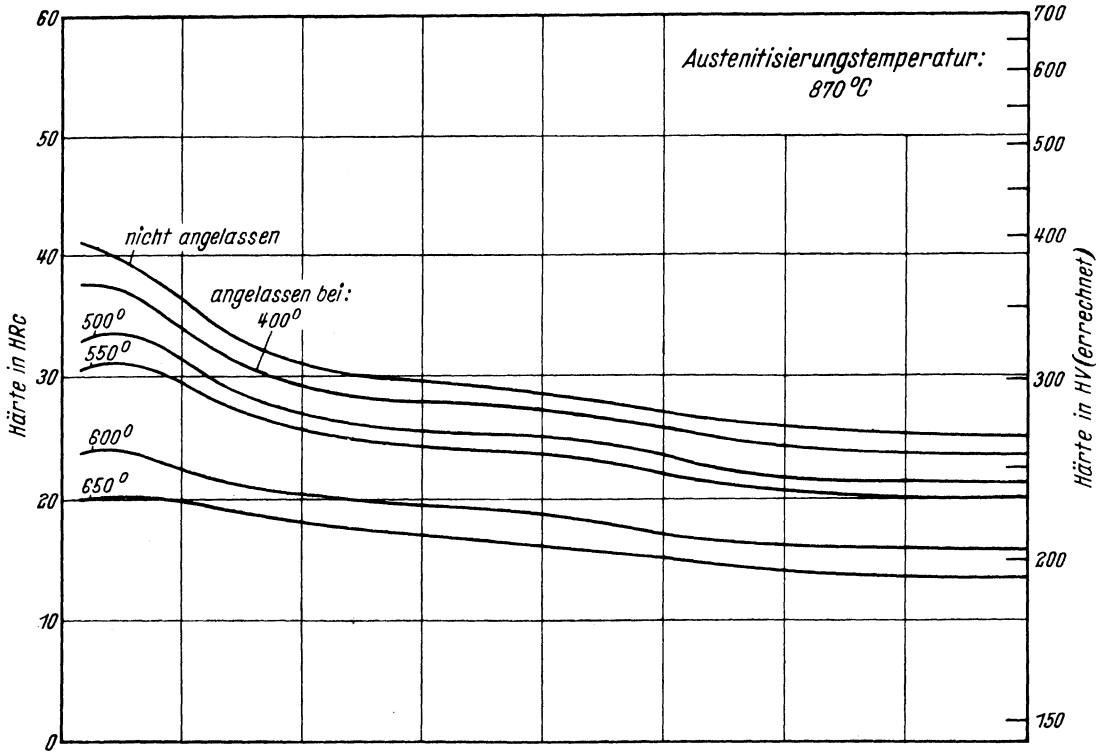
Bearbeiter: A. Rose und W. Strassburg

Stirnabschreckkurven der Schmelzen 1 bis 5
(Stirnabschreckprüfung nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650-50)

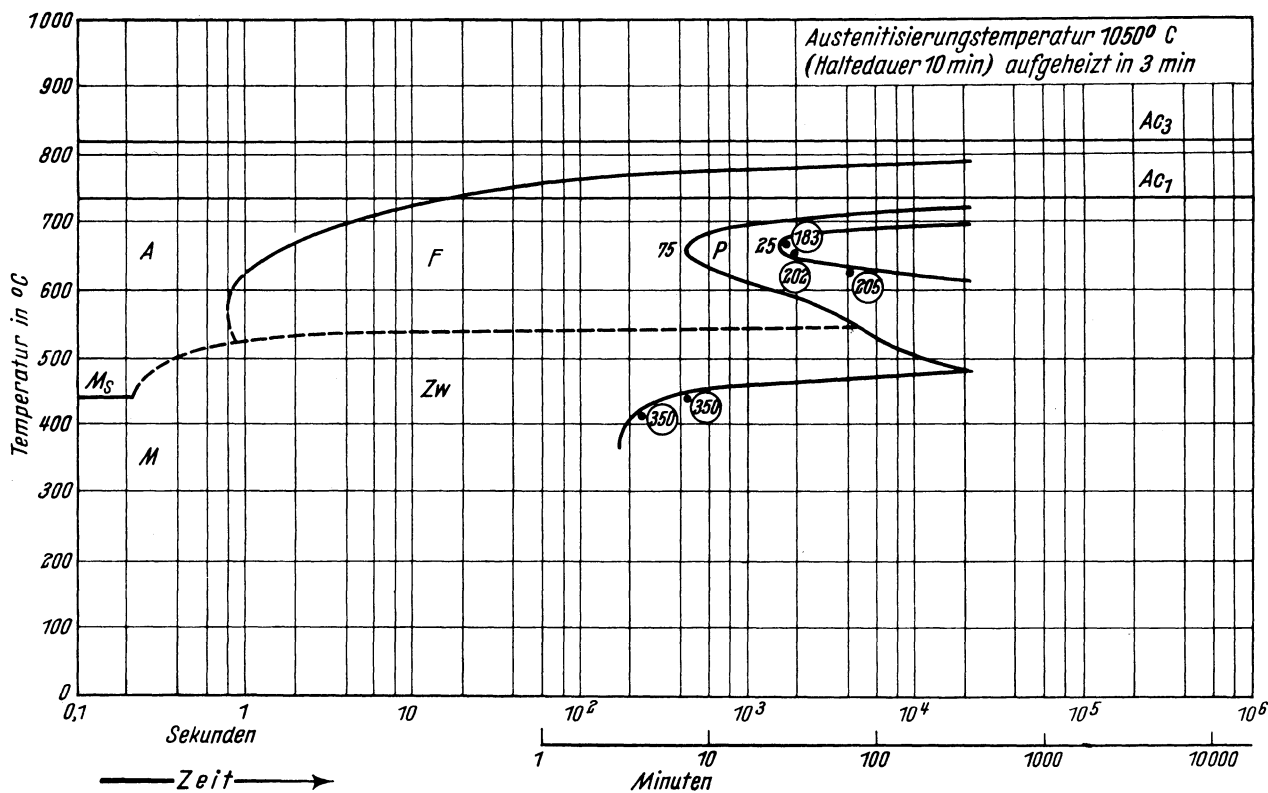
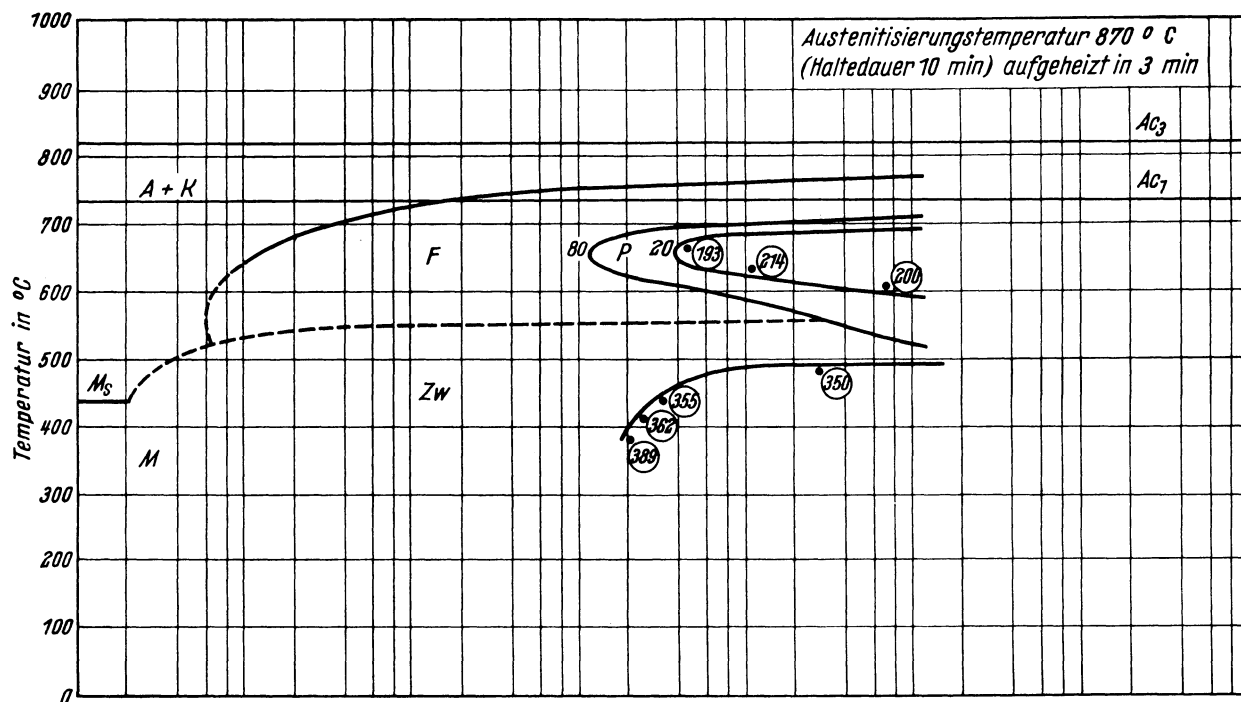


Härtekurven angelassener Stirnabschreckproben der Schmelze 3

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al.ges.	Cr	Mo	Ni	V
	0,73	0,31	0,51	0,023	0,009	0,070	1,50	0,06	1,55	< 0,01



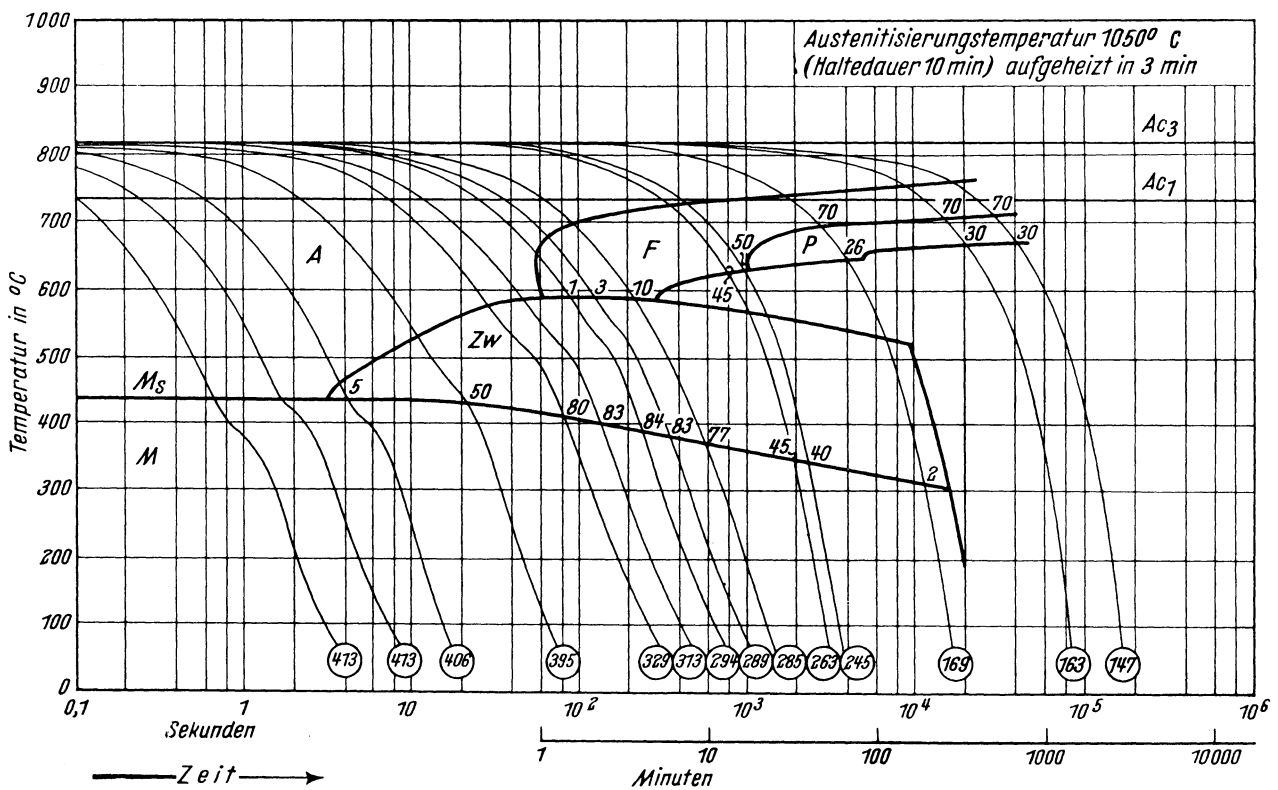
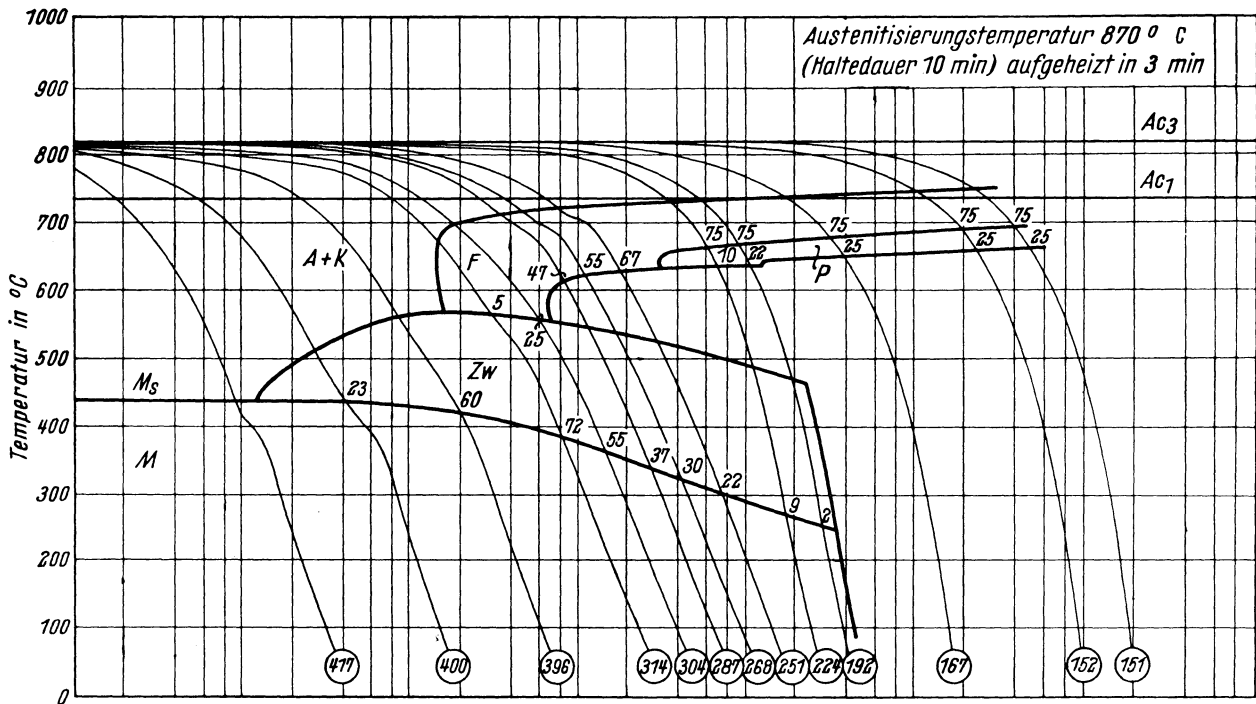
Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al, ges.	Cr	Mo	Ni	V
		0,13	0,31	0,51	0,023	0,009	0,010	1,50	0,06	1,55



- | | | | |
|-------|-----------------------------------|-----------|--|
| A | Bereich des Austenits | P | Bereich der Perlitbildung |
| A + K | Bereich des Austenits und Karbids | Zw | Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung |
| F | Bereich der Ferritbildung | M | Bereich der Martensitbildung |
| ○ | Härtewerte in HV | 20; 25... | Gefügeanteile in Prozent |

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Hohlproben von 4 mm Außen-Dmr.; 3,2 mm Innen-Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 1,5 mm Dicke.

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al, ges.	Cr	Mo	Ni	V
		0,13	0,31	0,51	0,023	0,009	0,010	1,50	0,06	1,55

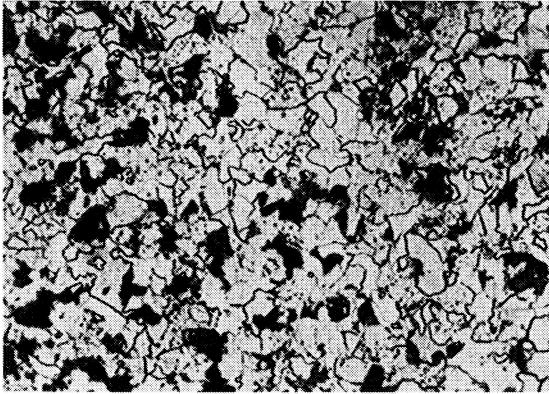


- A Bereich des Austenits
- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- F Bereich der Ferritbildung
- Härtewerte in HV
- P Bereich der Perlitbildung
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 1; 2... Gefügeanteile in Prozent

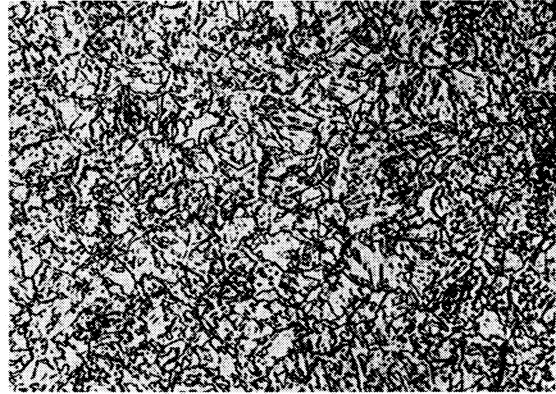
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 3 bei einer Austenitisierungstemperatur von 870° C. (500 : 1)

isothermisch

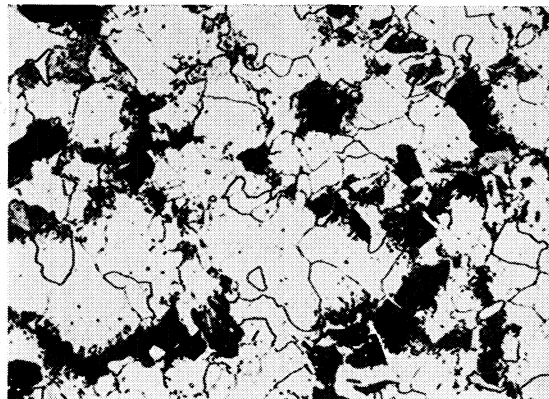


Umwandlungstemperatur 665° C
Ungelöste Karbide, 80% Ferrit,
20% Perlit
Härte 193 HV

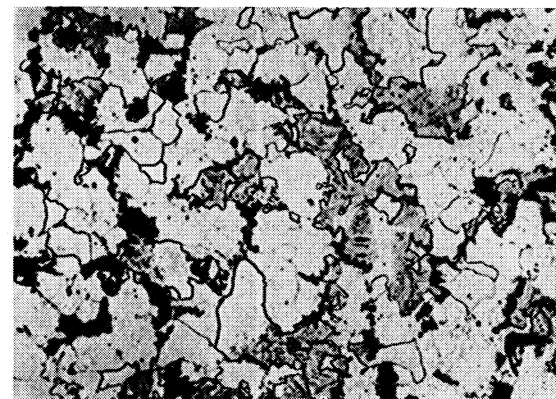


Umwandlungstemperatur 415° C
Ungelöste Karbide, 90% Zwischenstufengefüge,
10% Martensit
Härte 362 HV

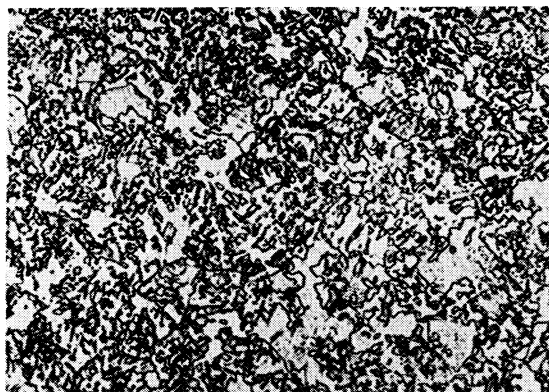
kontinuierlich



Ungelöste Karbide, 75% Ferrit, 25% Perlit
Härte 167 HV



Ungelöste Karbide, 75% Ferrit, 10% Perlit,
9% Zwischenstufengefüge, 6% Martensit
Härte 224 HV



Ungelöste Karbide, 25% Ferrit,
55% Zwischenstufengefüge, 20% Martensit
Härte 304 HV



Ungelöste Karbide,
Martensit
Härte 417 HV

Stahl 18 CrNi 8

II-123 A

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Alte Bezeichnung nach DIN: —

Stoffnummer nach DIN 17007: 5920

Einsatzstahl nach DIN 17210

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
mindestens	0,15	0,15	0,40			1,8			1,8	
höchstens	0,20	0,35	0,60	0,035	0,035	2,1			2,1	

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Normalglühen	Kernhärten in Öl, Wasser oder Salzbädern von 200 bis 300° C	Randhärten in Öl, Wasser oder Salzbädern von 180 bis 250° C	Anlassen auf
850 bis 880° C	840 bis 870° C	800 bis 820° C	175 bis 200° C

Chemische Zusammensetzung (in Prozent) von 5 Schmelzen, die aus insgesamt 14 untersuchten zur Kennzeichnung der Streuung der Härtebarkeit ausgewählt wurden. (Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Al, ges.	Cr	Cu	Mo	Ni	V
1	0,20	0,20	0,60	0,021	0,010	0,010	2,07	0,21	0,01	1,90	0,01
2	0,16	0,24	0,49	0,023	0,013	0,017	1,94	0,22	0,07	1,89	0,04
3	0,16	0,31	0,50	0,013	0,014	0,030	1,95	0,20	0,03	2,02	0,01
4	0,16	0,43	0,46	0,012	0,006	0,008	1,81	0,27	0,02	1,86	0,02
5	0,15	0,13	0,60	0,014	0,008	0,030	1,94	0,21	0,06	2,02	<0,01

Erschmelzungsart und Korngrößen der ausgewählten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Austenit-Korngröße nach		McQuaid-Ehn-Korngröße
		10 min 870° C	10 min 1050° C	
1	bas. Elektro-Ofen	8	4	5 bis 6, vereinz. 4
2	„ „	8	4	3 bis 4 u. 5 bis 6
3	„ „	9	4 bis 5	8, vereinzelt 6
4	„ „	8	3	8, vereinzelt 7 + 6
5	„ „	6 bis 7	3	5 bis 6 u. 3 bis 4

Verarbeitung: Geschmiedet auf 30 mm \varnothing

Vorbehandlung: Perlitisierende Glühung 30 min 870° C / Luftabkühlung bis 670° C 2 h / Luftabkühlung

Zusätzliche Angaben über die den Umwandelungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 3

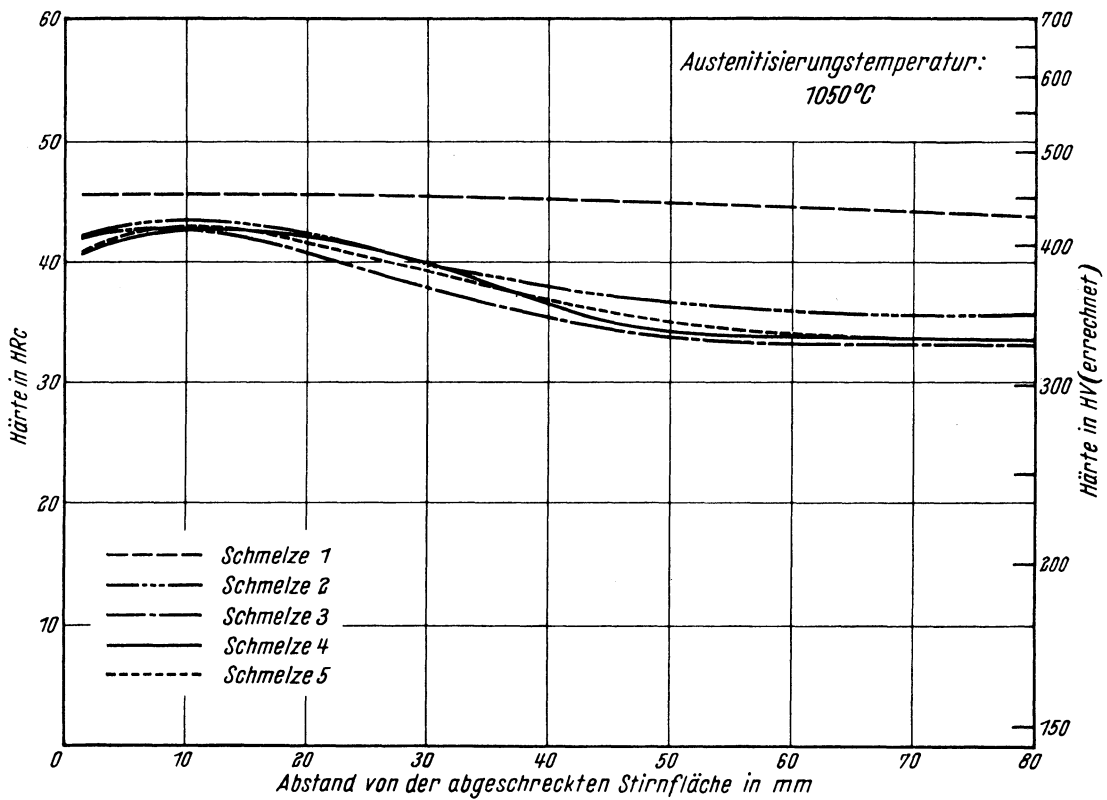
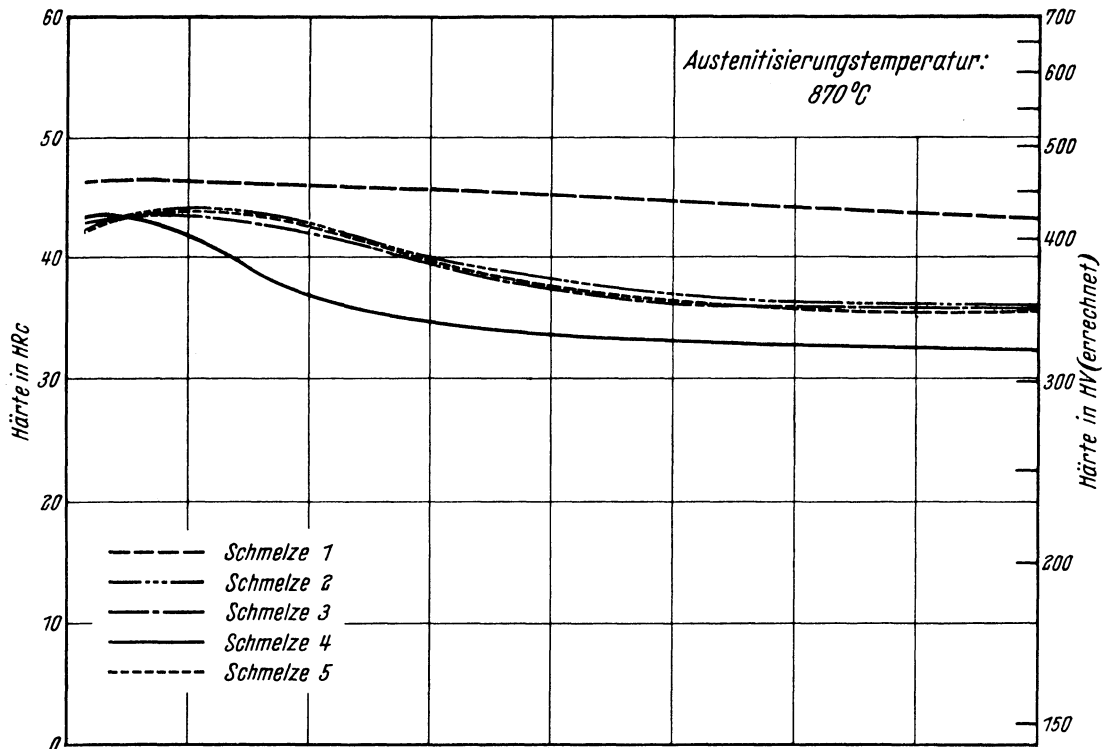
A_{c_3} -Temperatur: 790° C }
 A_{c_1} -Temperatur: 735° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
 M_s -Temperatur: 450° C }

Kritische Kühlzeiten von A_{c_3} bis 500° C nach Abkühlen von 870° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

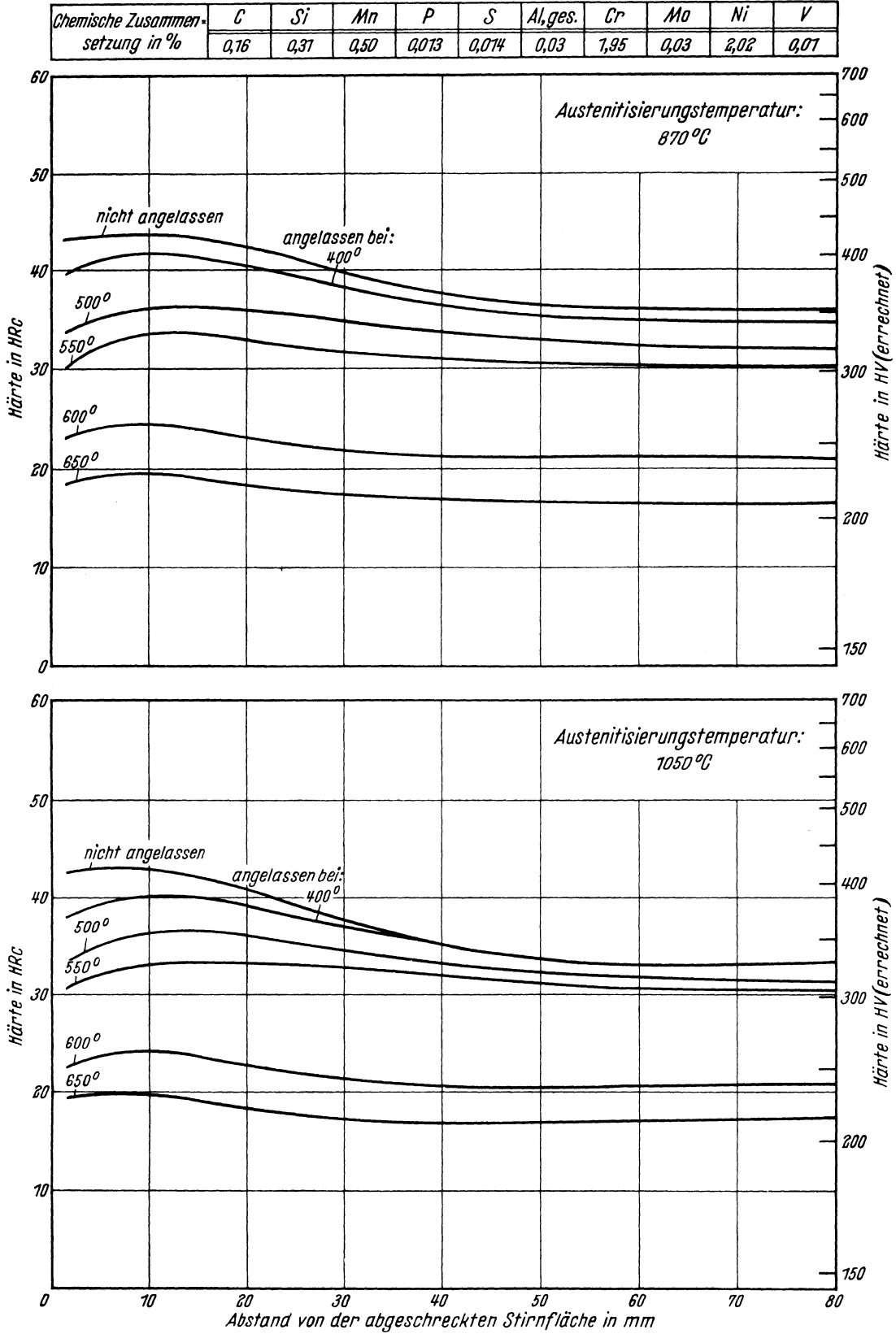
$K_m = 12$ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)
 $K_{50} = 32$ s (50% Martensit)
 $K_f = 200$ s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)
 $K_p = 16000$ s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

Bearbeiter: A. Rose und W. Strassburg

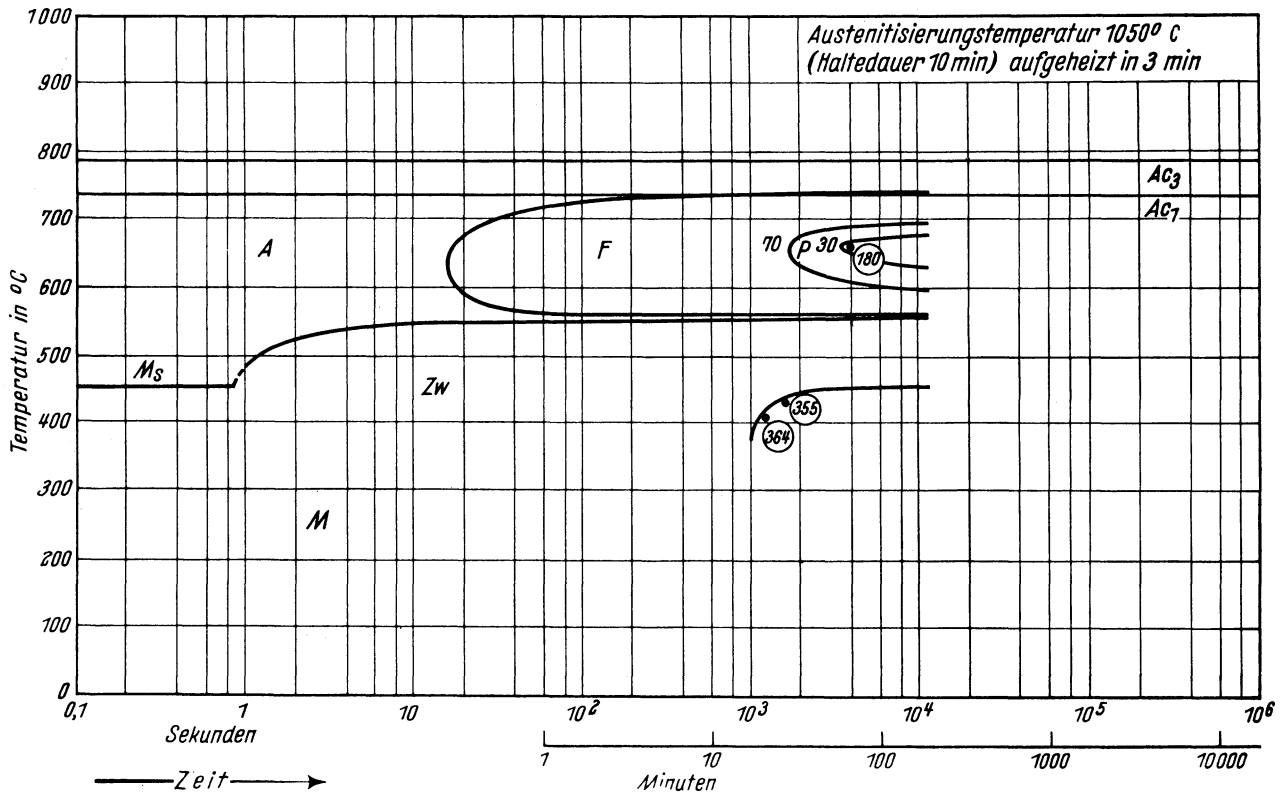
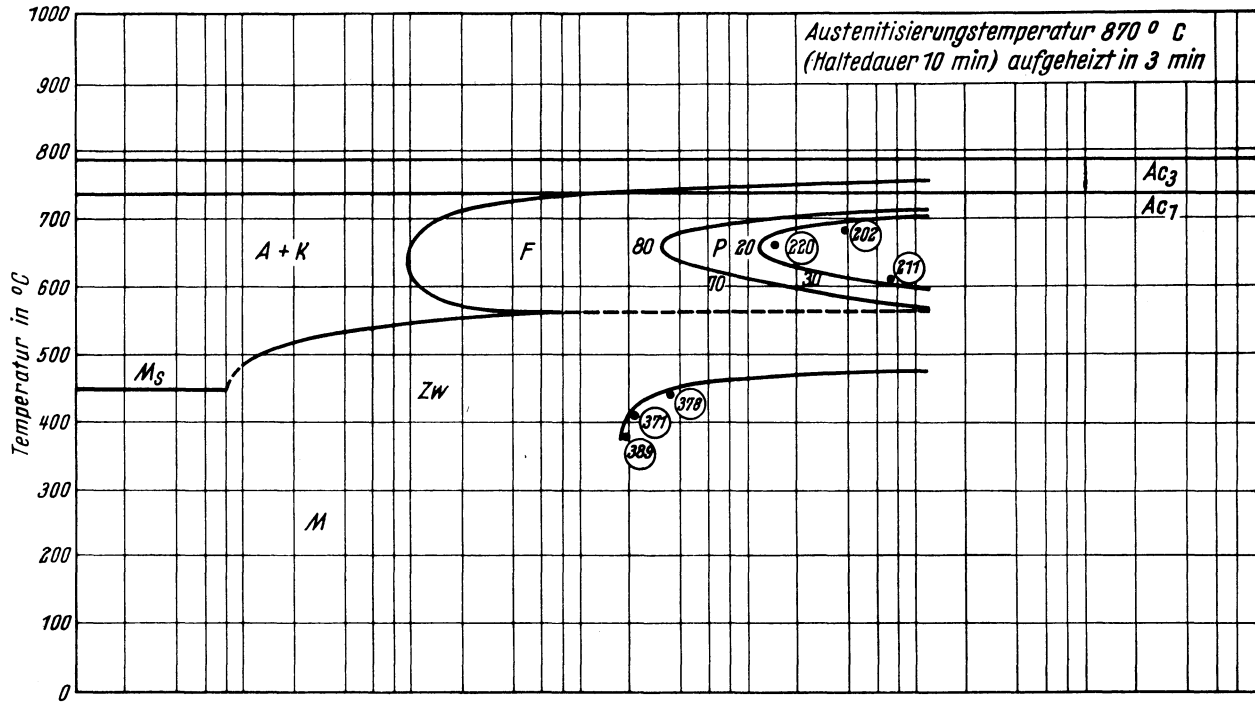
Stirnabschreckkurven der Schmelzen 1 bis 5
(Stirnabschreckprüfung nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650-50)



Härtelcurven angelassener Stirnabschreckproben der Schmelze 3



Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al, ges.	Cr	Mo	Ni	V
	0,16	0,31	0,50	0,013	0,014	0,03	1,95	0,03	2,02	0,01



- Zeit →
- A Bereich des Austenits
 - A + K Bereich des Austenits und Karbids
 - F Bereich der Ferritbildung
 - Härtewerte in HV
 - P Bereich der Perlitbildung
 - Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
 - M Bereich der Martensitbildung
 - 20; 30... Gefügeanteile in Prozent

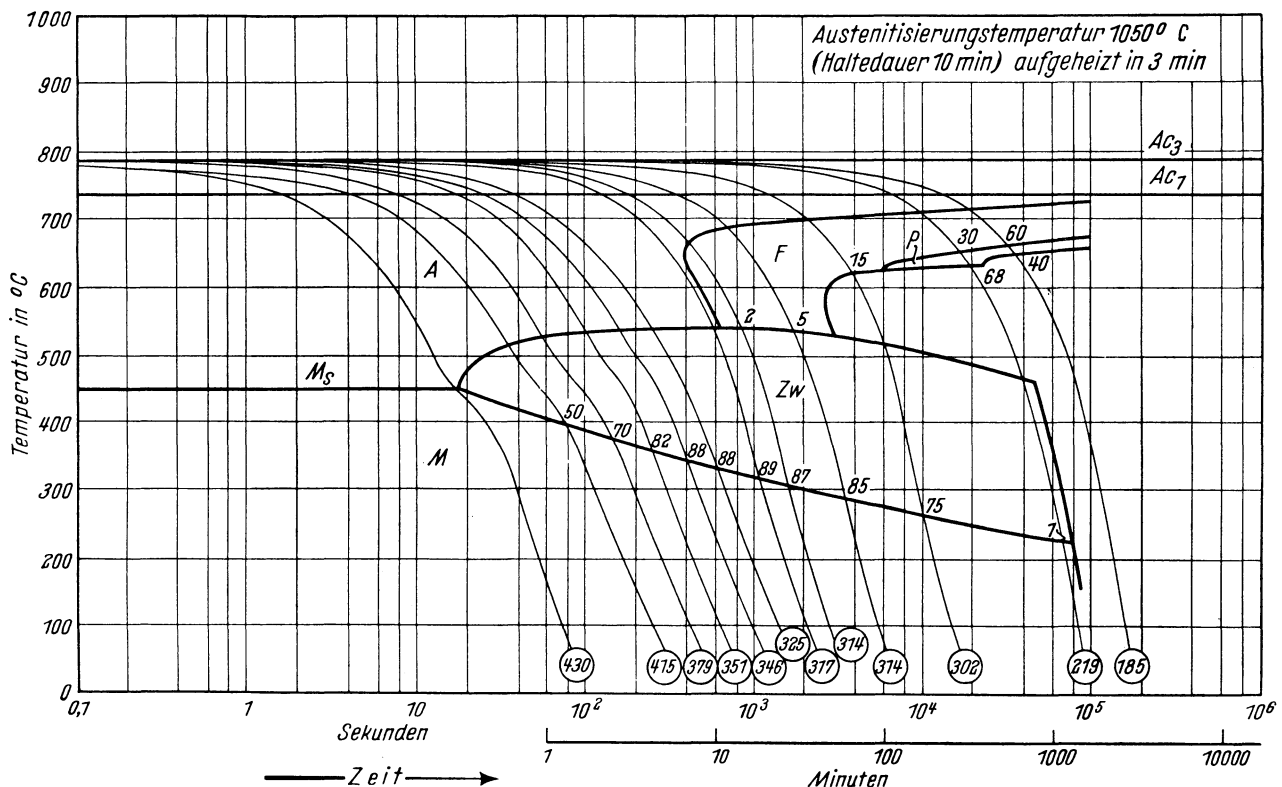
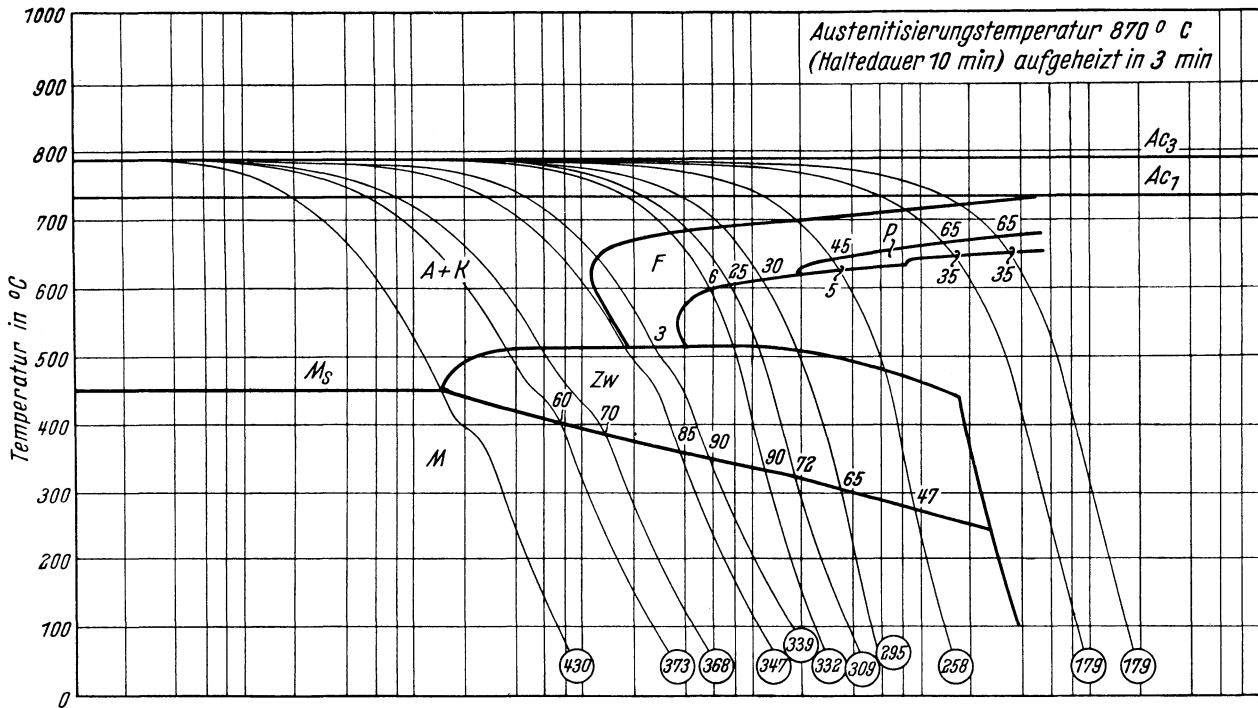
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Hohlproben von 4 mm Außen-Dmr.; 3,2 mm Innen-Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 2 mm Dicke.

Stahl 18 CrNi 8
(Schmelze 3)

Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(kontinuierlich)

II-123 E

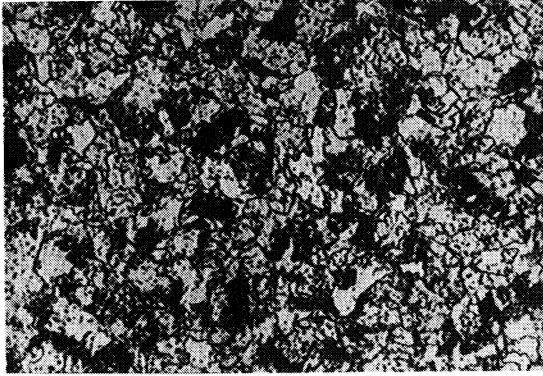
Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al, ges.	Cr	Mo	Ni	V
		0,16	0,31	0,50	0,013	0,014	0,03	1,95	0,03	2,02



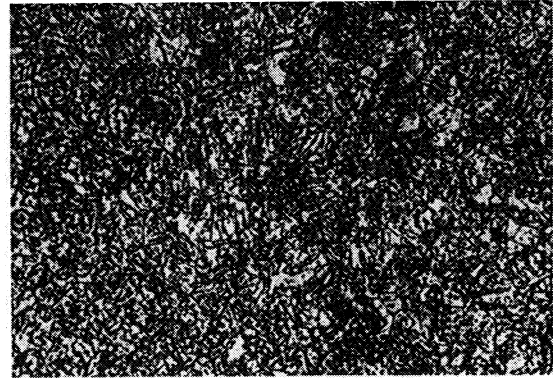
- A Bereich des Austenits
- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- F Bereich der Ferritbildung
- Härtewerte in HV
- P Bereich der Perlitbildung
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 1; 2... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 3 bei einer Austenitisierungstemperatur von 870° C. (500 : 1)
isothermisch

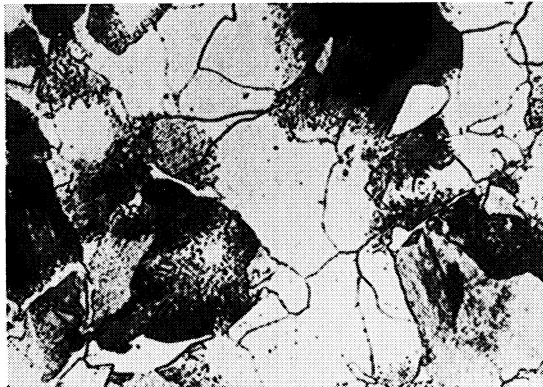


Umwandlungstemperatur 610° C
Ungelöste Karbide, 70% Ferrit,
30% Perlit
Härte 211 HV

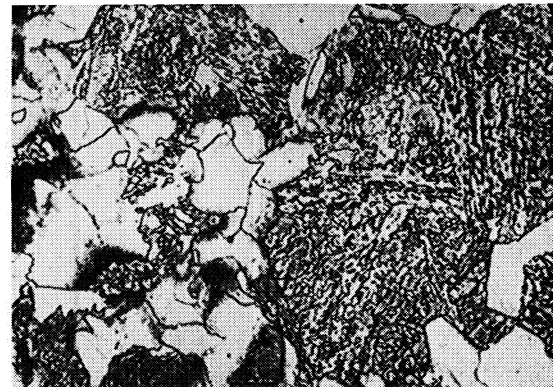


Umwandlungstemperatur 430° C
Ungelöste Karbide, 90% Zwischenstufengefüge,
10% Martensit
Härte 378 HV

kontinuierlich



Ungelöste Karbide, 65% Ferrit,
35% Perlit
Härte 179 HV



Ungelöste Karbide, 45% Ferrit, 5% Perlit,
47% Zwischenstufengefüge, 3% Martensit
Härte 258 HV



Ungelöste Karbide, 6% Ferrit,
90% Zwischenstufengefüge, 4% Martensit
Härte 332 HV



Ungelöste Karbide,
Martensit
Härte 430 HV

Stahl 38 Si 6

II-131 A/C

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Alte Bezeichnung nach DIN:

Stoffnummer nach DIN 17007: 0900

Stahl für warmgeformte Federn nach Vornorm DIN 17 221

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	V
mindestens	0,35	1,4	0,50						
höchstens	0,42	1,6	0,80	0,050	0,050				

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Normalglühen	Weichglühen	Härten		Anlassen
		von	in	
830 bis 860° C	640 bis 680° C	830 bis 860° C	Wasser	470 bis 540° C

Angaben über die den Umwandlungsschaubild zugrunde liegende Schmelze

Chemische Zusammensetzung (in Prozent)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	V
0,38	1,37	0,79	0,011	0,022	0,16	0,10	0,16	0,01

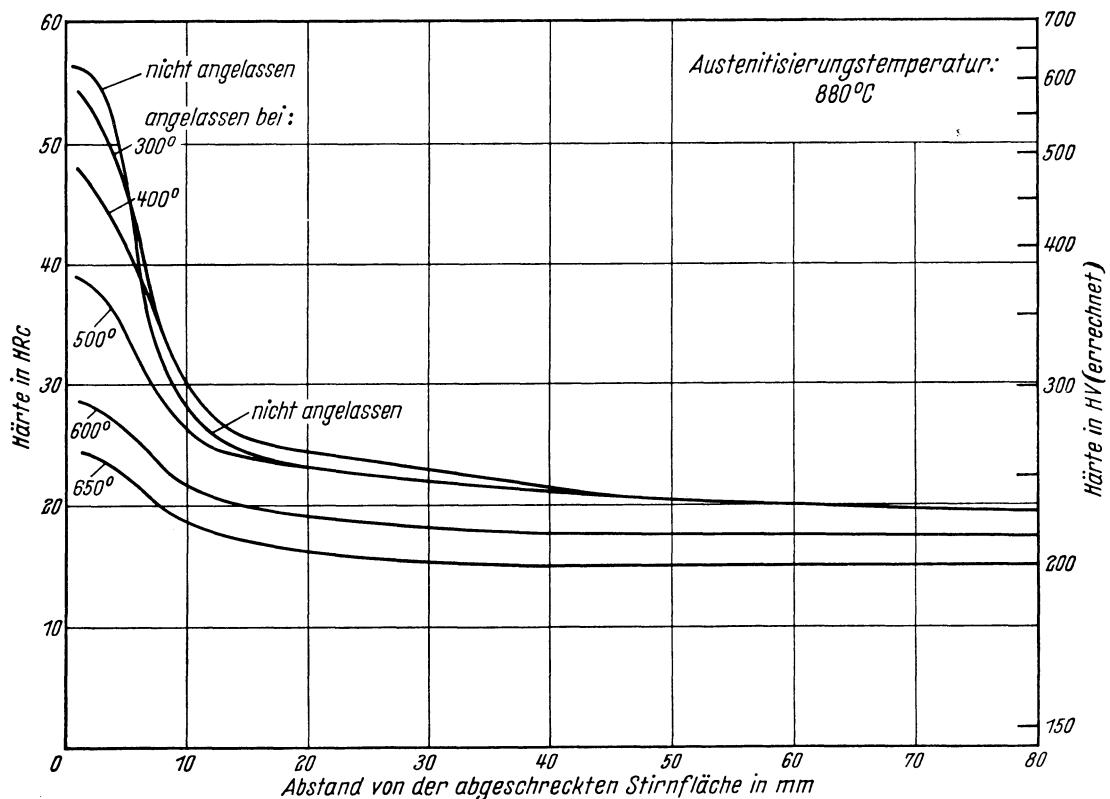
Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung	Austenit-Korngröße nach 10 min 880° C
bas. Siemens-Martin-Ofen	gewalzt auf 72 × 20 mm	keine nach dem Walzer	9 bis 10 u. 8 bis 9

Ac₃-Temperatur 840° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
 Ac₁-Temperatur 765° C }
 M_s-Temperatur nach einer Austenitisierung 10 min 880° C: 355° C

Kritische Abkühlungszeiten von Austenitisierungstemperatur 880 bis 500° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

$K_m = 1,4s$ (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)
 $K_{50} = 10s$ (50% Martensit)
 $K_f = 1,4s$ (Beginn der Umwandlung in der Perlitstufe)
 $K_p = 30s$ (gerade vollständige Umwandlung in der Perlitstufe, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

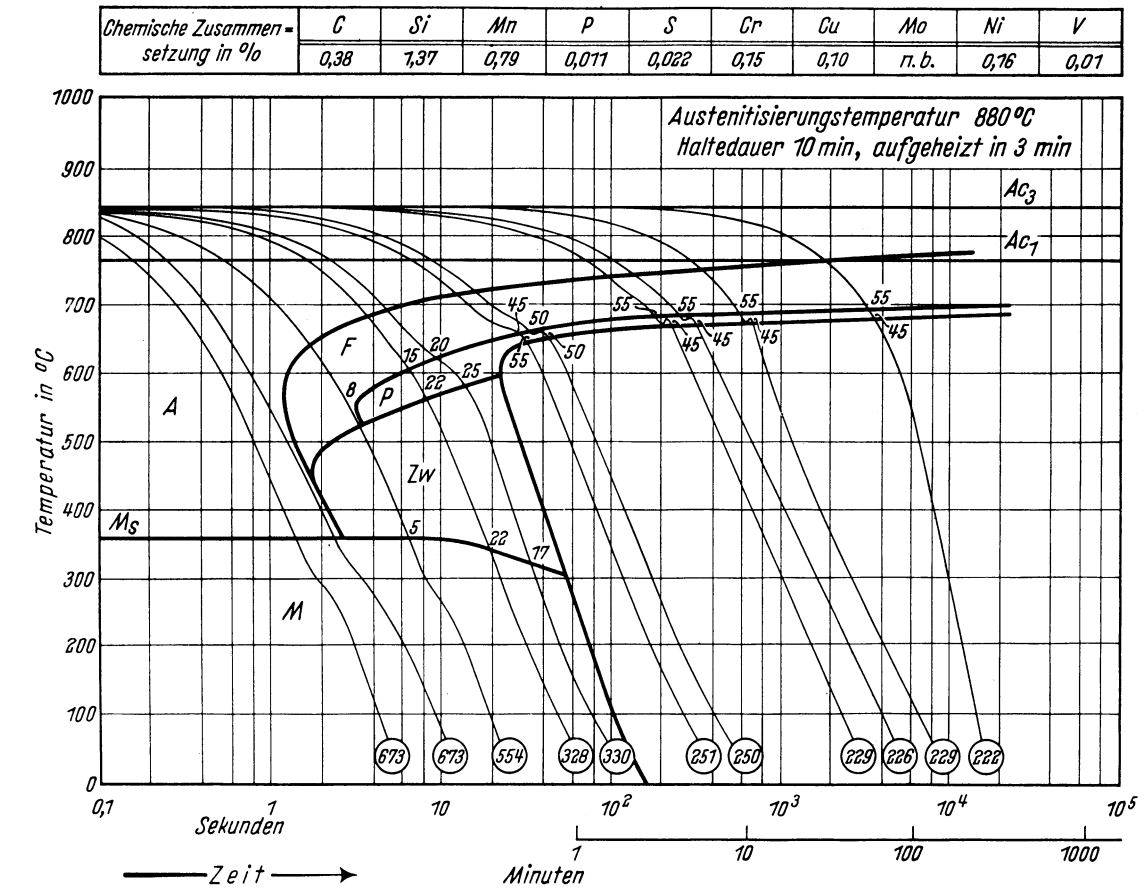
Härtekurven der Stirnabschreckprobe*)



*) Stirnabschreckversuch nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650—50. Stirnabschreckprobe von 18,5 mm Dmr. und 100 mm Länge. Haltezeit auf Anlaßtemperatur 2 Stunden.

Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(kontinuierlich)



- A Bereich des Austenits
- F Bereich der Ferritbildung
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 5; 8... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zum Umwandlungsschaubild (500:1)

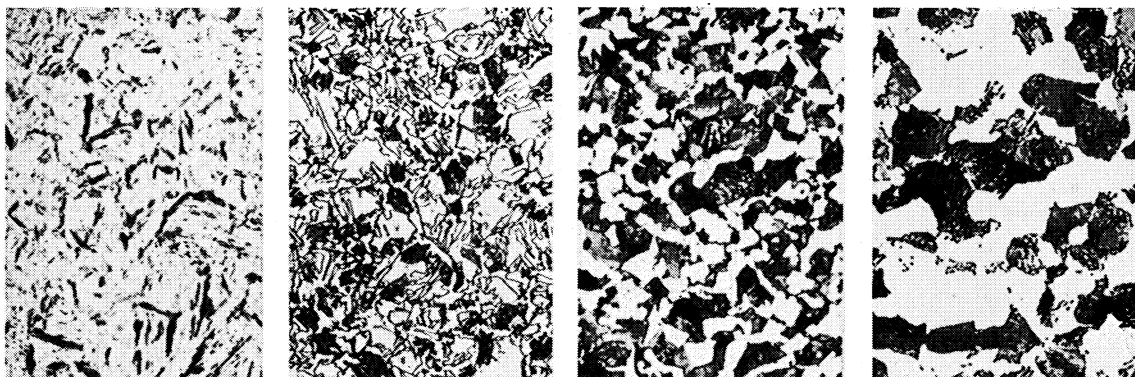


Bild 1

Bild 2

Bild 3

Bild 4

		Bild 1	Bild 2	Bild 3	Bild 4
Ferrit	in %	—	15	45	55
Perlit	in %	—	22	55	45
Zwischenstufengefüge	in %	—	22	—	—
Martensit	in %	100	41	—	—
Härte	in HV	673	328	251	222

Stahl 71 Si 7

II-132 A/C

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN: —

Stoffnummer nach DIN 17 007: 5029

Stahl für kaltgewalzte Federbänder nach Vornorm DIN 17 222

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	V
mindestens	0,68	1,5	0,60						
höchstens	0,75	1,8	0,80	0,035	0,035				

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Normalglühen	Weichglühen	Härten		Anlassen
		von	in	
—	630 bis 670° C	810 bis 840° C	Öl	280 bis 340° C

Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze
Chemische Zusammensetzung (in Prozent)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	V
0,73	1,62	0,73	0,019	0,012	0,10	0,19	0,12	0,01

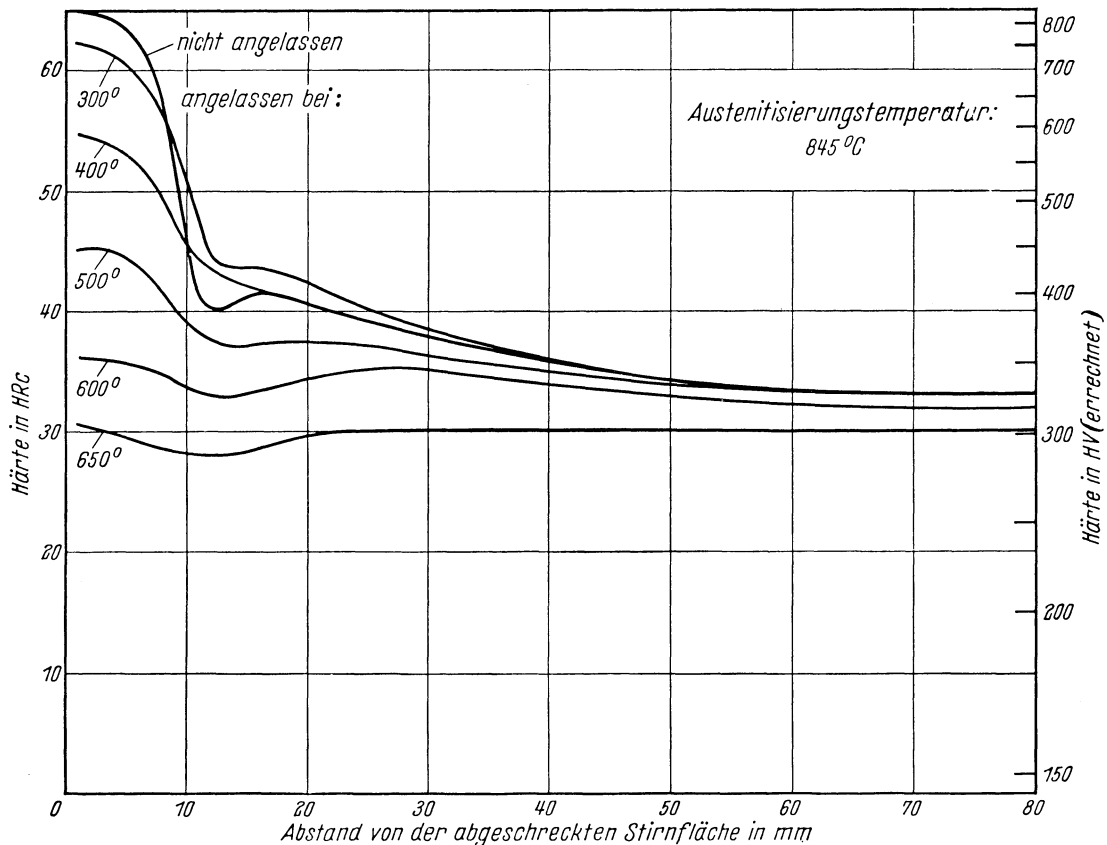
Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung	Austenit-Korngröße nach 10 min 845° C
bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 30 mm Ø	keine nach dem Walzen	7 u. 8, vereinz. 8—9

Ac₃-Temperatur 775° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
Ac₁-Temperatur 750° C }
M_s-Temperatur nach einer Austenitierung 10 min 845° C: 215° C

Kritische Abkühlzeiten von Austenitierungstemperatur 845 bis 500° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

- K_m = 9,5s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)
- K₅₀ = 28s (50% Martensit)
- K_f = 10s (Beginn der Umwandlung in der Perlitstufe)
- K_p = 36s (gerade vollständige Umwandlung in der Perlitstufe, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

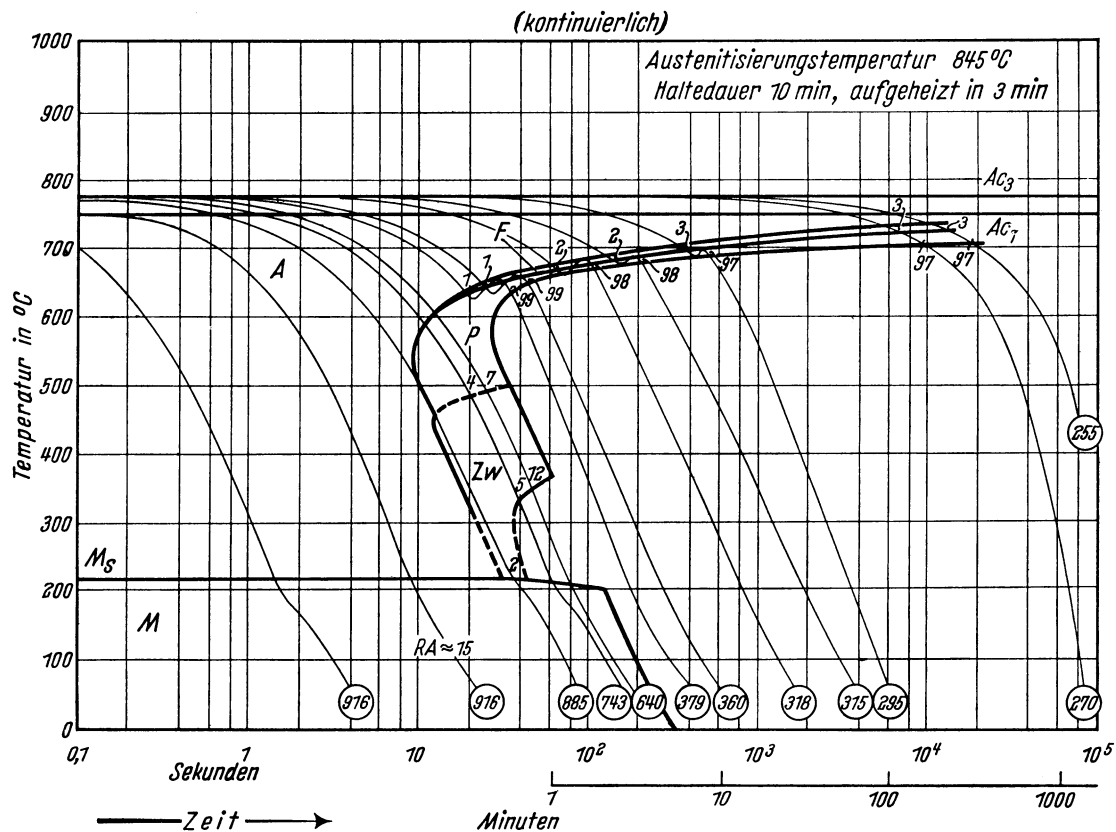
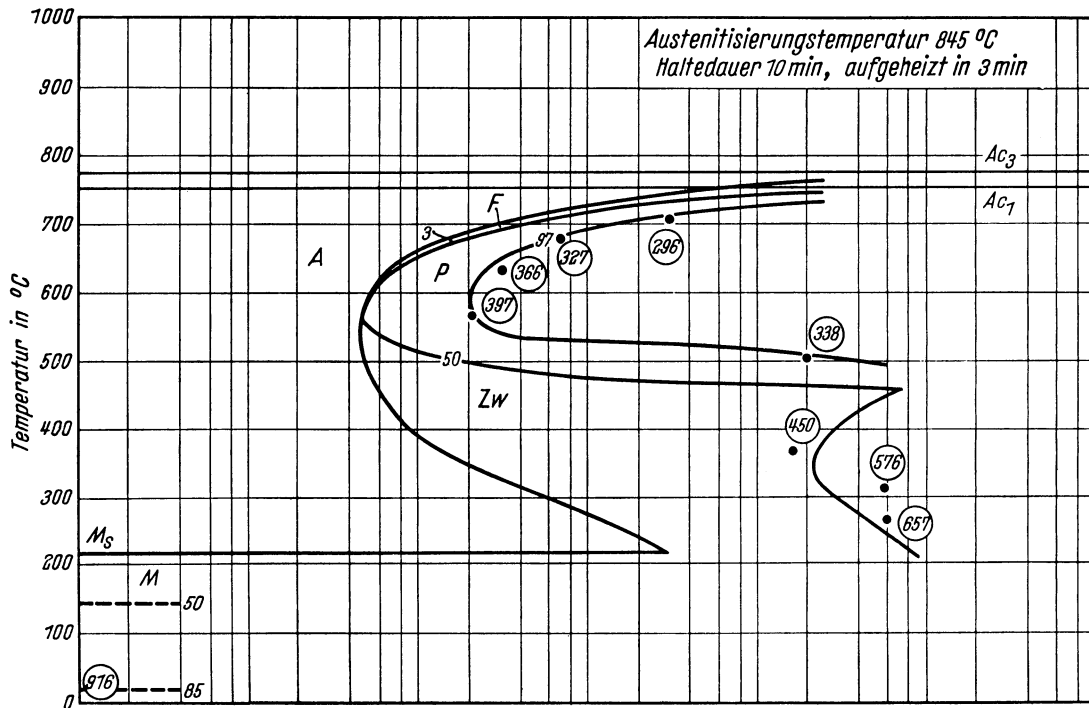
Härtekurven der Stirnabschreckprobe*)



*) Stirnabschreckversuch nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650—50. Haltezeit auf Anlaßtemperatur 2 Stunden.

Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,73	1,62	0,73	0,019	0,012	0,70	0,19	n. b.	0,72	0,01

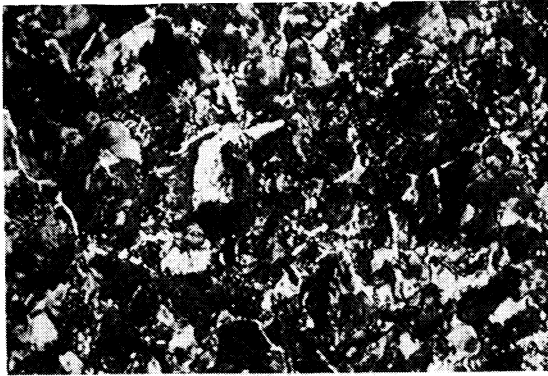


- A Bereich des Austenits
- F Bereich der Ferritbildung
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- RA Restaustenit
- 1; 2... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Isothermisch: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 1,5 mm Dicke.
Kontinuierlich: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern bei einer Austenitisierungstemperatur von 845° C. (500:1)

isothermisch



Umwandlungstemperatur 630° C
3% Ferrit, 97% Perlit
Härte 366 HV

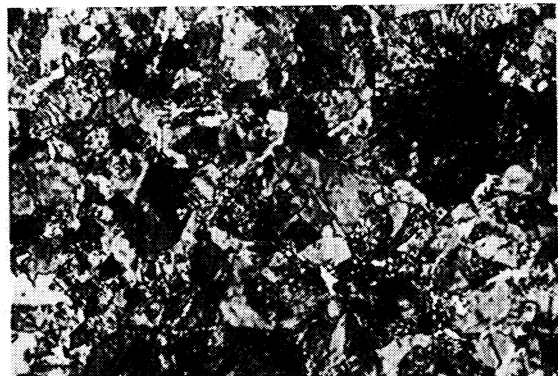


Umwandlungstemperatur 310° C
Zwischenstufengefüge
Härte 576 HV

kontinuierlich



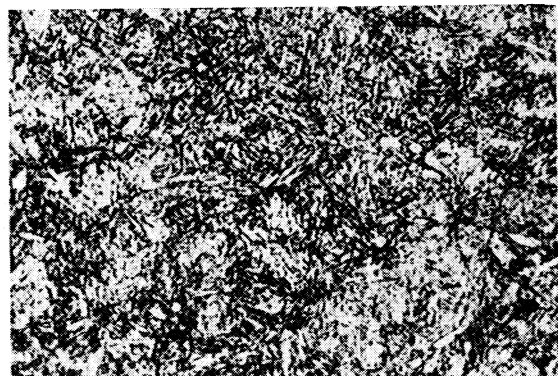
3% Ferrit, 97% Perlit
Härte 255 HV



1% Ferrit, 99% Perlit
Härte 379 HV



7% Perlit, 12% Zwischenstufengefüge,
81% Martensit
Härte 640 HV



Martensit und Restaustenit
Härte 916 HV

Stahl X 30 WCrV 9 3

II-201 A

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN 17 006: 30 WCrV 3411

Stoffnummer nach DIN 17 007: 2581

Legierter Warmarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 250

Chemische Zusammensetzung in % (Richtwerte)	C	Si	Mn	Co	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,30	0,2	0,3		2,5				0,4

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Weichglühen bei	von	Härten in
740 bis 780° C	1100 bis 1150° C	Öl, freier Luft oder Gebläsewind, Warmbad von 450 bis 550° C

Chemische Zusammensetzung (in Prozent) von 3 Schmelzen zur Kennzeichnung des Härungsverhaltens.
(Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
1	0,28	0,11	0,36	0,008	0,004	2,57	0,16	0,03	0,04	0,35	8,88
2	0,25	0,17	0,38	0,011	0,018	2,42	0,12	0,03	<0,01	0,32	8,60
3	0,35	0,17	0,34	0,022	0,006	2,57	0,16	0,10	0,04	0,37	9,15

Erschmelzungsart, Verarbeitung, Vorbehandlung und Austenit-Korngröße der untersuchten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung	Austenit-Korngröße nach 18 min 1120° C
1	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 30 mm Ø	weichgeglüht	7 bis 8
2	„ „	geschmiedet auf 30 mm Ø	„	4, vereinzelt 3 und 5
3	„ „	geschmiedet auf 15 mm []	„	11

Zusätzliche Angaben über die den Umwandelungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 1

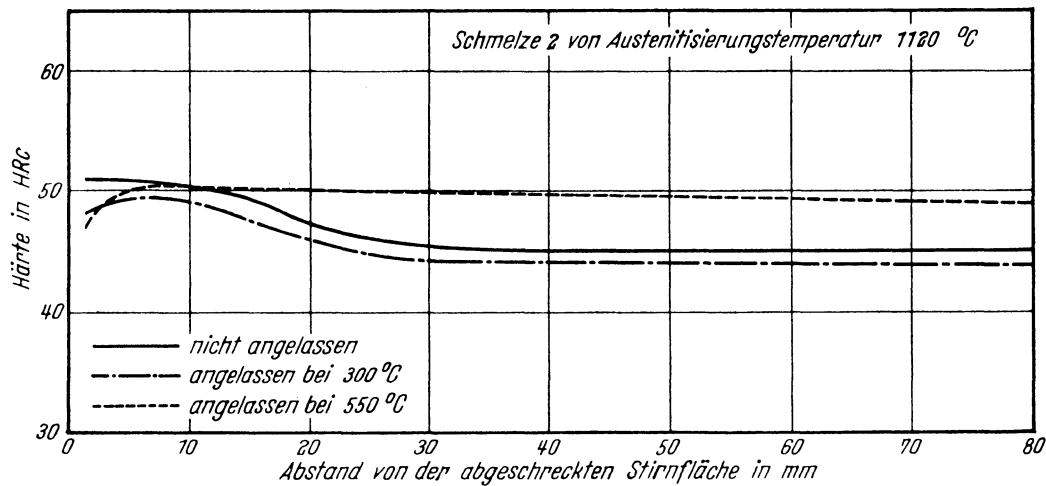
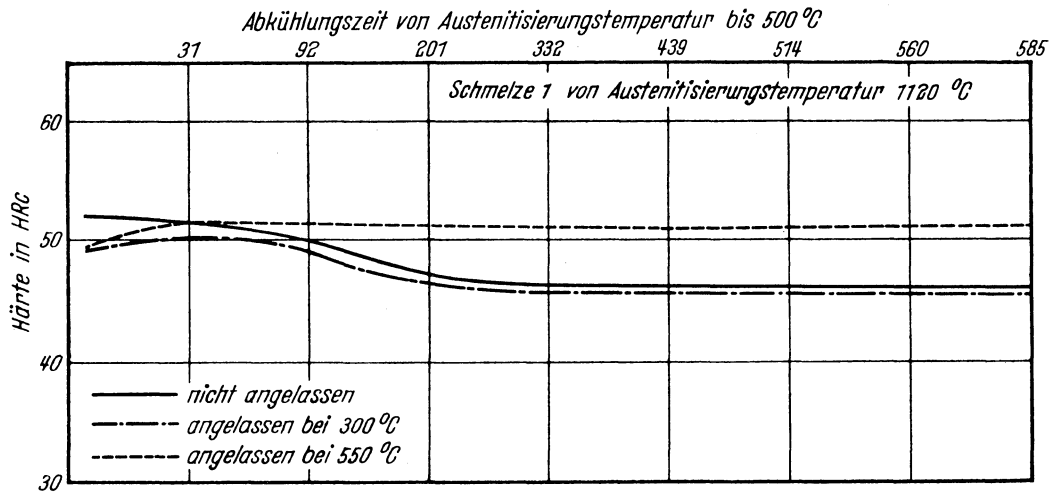
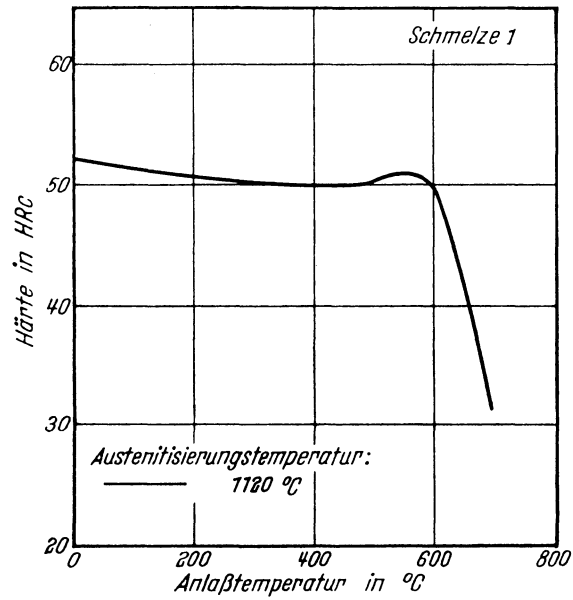
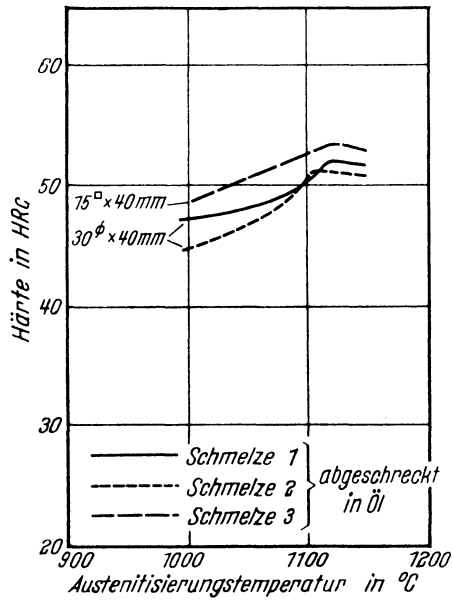
Ac_{1e} -Temperatur: 925° C }
 Ac_{1b} -Temperatur: 820° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
 M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 1120° C: 420° C

Kritische Abkühlungszeiten
von Austenitisierungstemperatur
1120° C bis 500° C, entnommen
aus dem ZTU-Schaubild
(kontinuierlich):

K_m	=	21 s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)
K_{50}	=	34 s (50% Martensit)
K_t	=	1100 s (Beginn der Umwandlung in der Perlitstufe)
K_p	=	> 200 000 s (gerade vollständige Umwandlung in der Perlitstufe, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

Bearbeiter: A. Rose, L. Rademacher u. W. Peter

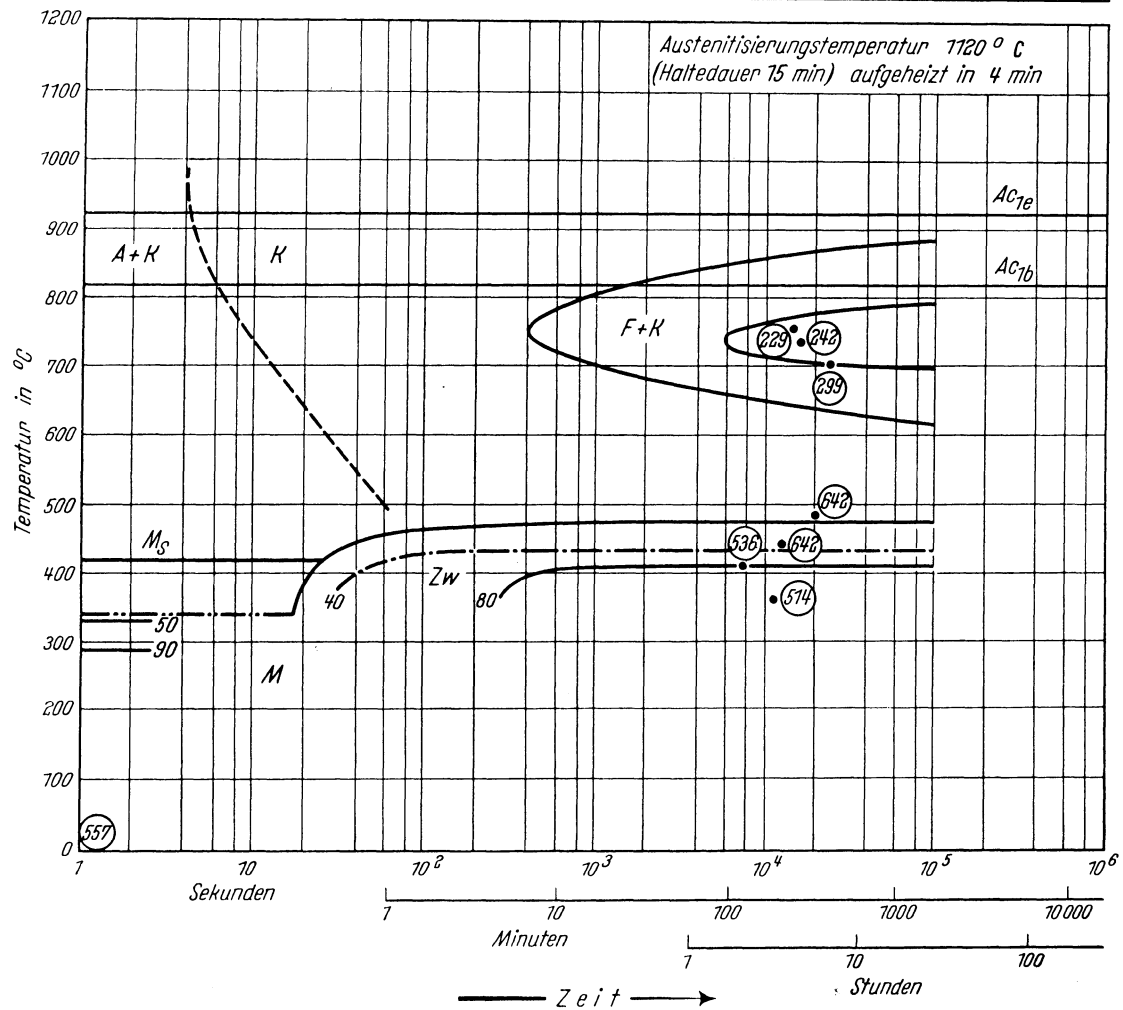
Kennzeichnung des Härungsverhaltens durch
 Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-Anlaßtemperatur-Schaubild — Stirnabschreckkurven*)



*) Stirnabschreckversuch mit vergrößerter Masse, siehe Nachtrag zum Textteil.
 Stirnabschreckproben von 18,5 mm Dmr. und 100 mm Länge.
 Haltezeit auf Anlaßtemperatur in allen Fällen 2 Stunden.

Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(isothermisch)

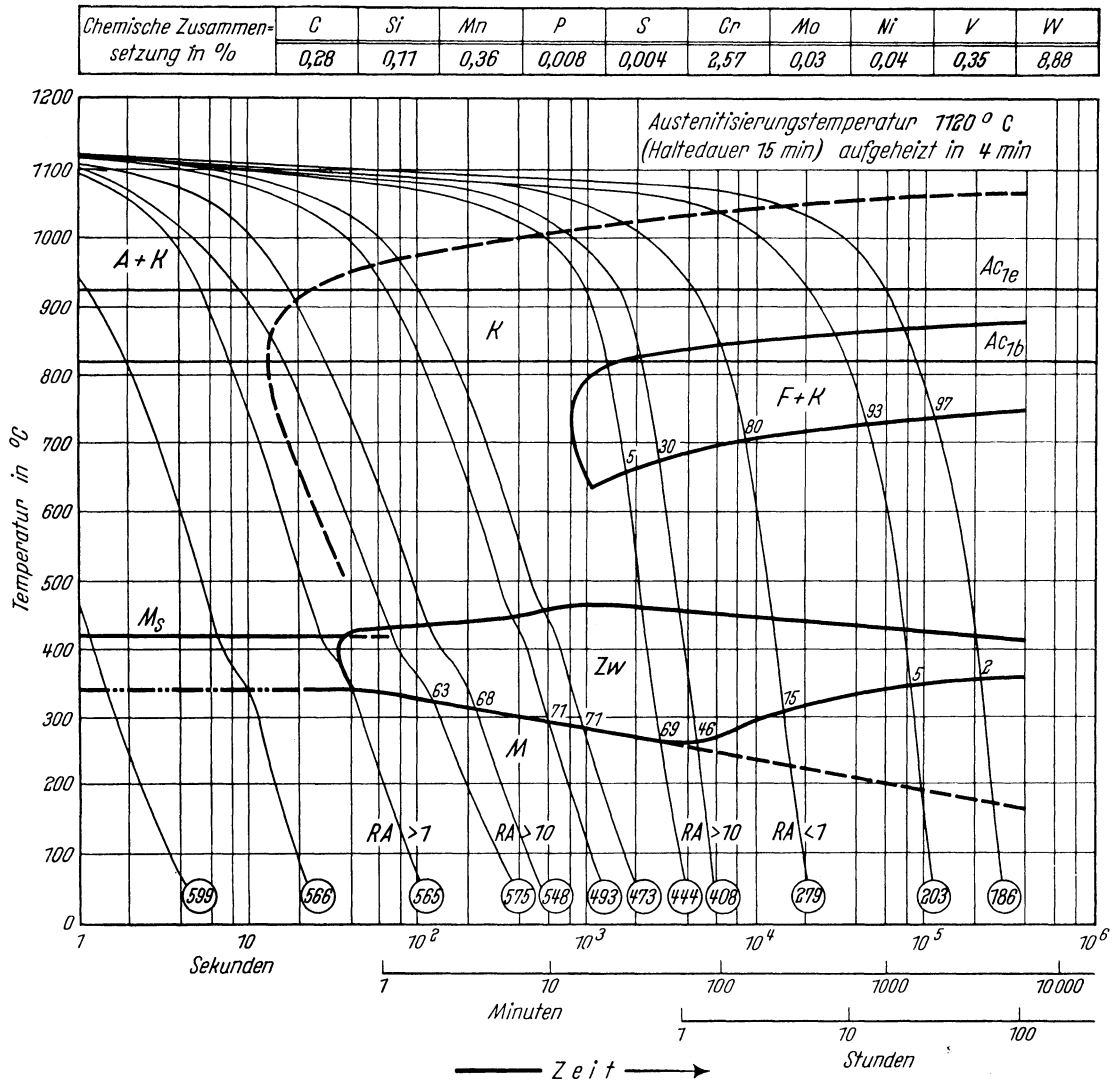
Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,28	0,17	0,36	0,008	0,004	2,57	0,03	0,04	0,35	8,88



- | | | | |
|-------|---|-----------|---|
| A + K | Bereich des Austenits und Karbids | Zw | Bereich der Zwischenstufen-Gefüge-
bildung |
| K | Bereich der Karbidbildung | M | Bereich der Martensitbildung |
| F + K | Bereich der Bildung eines nichtlamellaren
Eutektoids | ○ | Härtewerte in HV |
| ○ | Härtewerte in HV | 40; 50... | Gefügeanteile in Prozent |

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

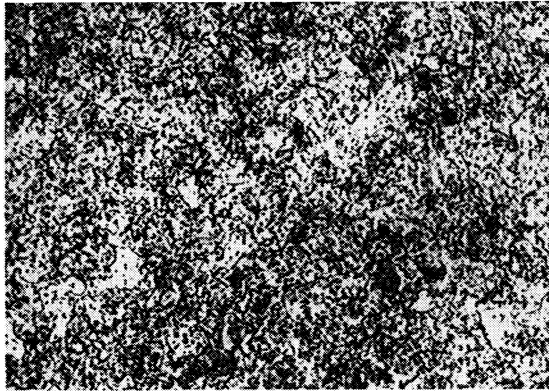
*Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(kontinuierlich)*



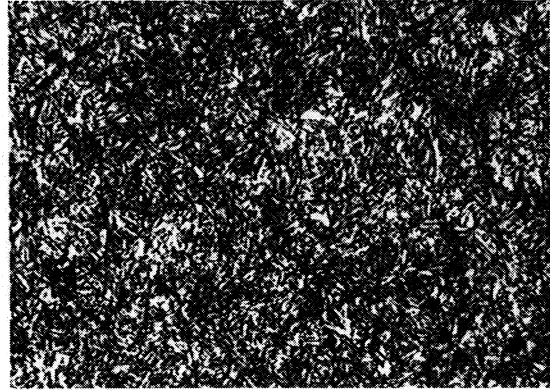
- | | |
|---|--|
| <p>A + K Bereich des Austenits und Karbids
 K Bereich der Karbidbildung
 F + K Bereich der Bildung eines nichtlamellaren Eutektoids
 ○ Härtewerte in HV</p> | <p>Zw Bereich der ZwischenstufenGefügebildung
 M Bereich der Martensitbildung
 RA Restaustenit
 1; 2... Gefügeanteile in Prozent</p> |
|---|--|

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 1 bei einer Austenitisierungstemperatur von 1120° C. (500 : 1)
isothermisch

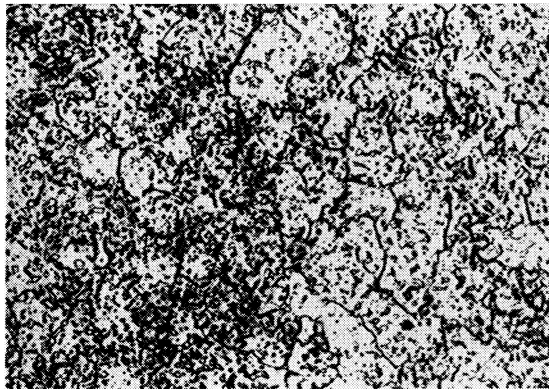


Umwandlungstemperatur 740° C
Ungelöste und voreutektoidische Karbide,
Eutektoid F + K
Härte 242 HV

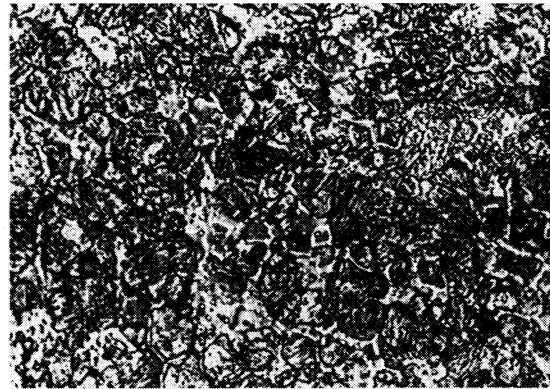


Umwandlungstemperatur 365° C
Ungelöste Karbide, 80% Zwischenstufengefüge,
20% Martensit und Restaustenit
Härte 514 HV

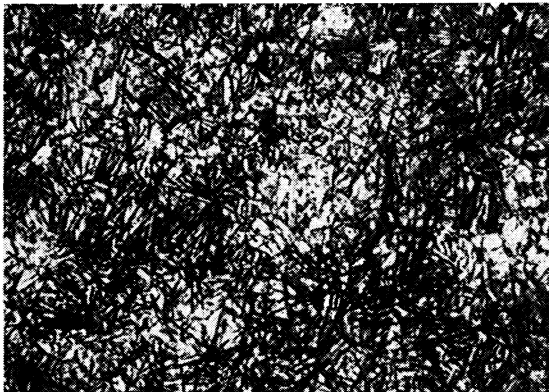
kontinuierlich



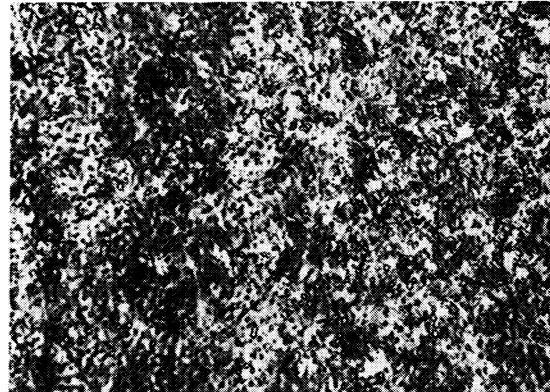
Ungelöste und voreutektoidische Karbide,
97% Eutektoid F + K, 3% Zwischenstufengefüge
und Martensit
Härte 186 HV



Ungelöste und voreutektoidische Karbide,
30% Eutektoid F + K, 46% Zwischenstufen-
gefüge, 24% Martensit und Restaustenit
Härte 408 HV



Ungelöste und voreutektoidische Karbide, 63% Zwi-
schenstufengefüge, 37% Martensit und Restaustenit
Härte 575 HV



Ungelöste Karbide,
Martensit
Härte 599 HV

Stahl X 30 WCrV 5 3

II-202 A

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Alte Bezeichnung nach DIN 17006: 30 WCrV 17 9

Stoffnummer nach DIN 17007: 2567

Legierter Warmarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 250

Chemische Zusammensetzung in % (Richtwerte)	C	Si	Mn	Co	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,30	0,2	0,3		2,5				0,6

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Weichglühen bei	von	Härten in
740 bis 780° C	1050 bis 1100° C	Öl, Warmbad von 450 bis 550° C

Chemische Zusammensetzung (in Prozent) von 3 Schmelzen zur Kennzeichnung des Härungsverhaltens.
(Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
1	0,28	0,16	0,39	0,020	0,006	2,35	0,15	0,06	0,06	0,53	4,10
2	0,27	0,15	0,32	0,013	0,028	2,16	0,14	0,03	0,01	0,43	4,10
3	0,31	0,21	0,34	0,012	0,006	2,48	0,14	0,21	0,05	0,59	4,29

Erschmelzungsart, Verarbeitung, Vorbehandlung und Austenit-Korngröße der untersuchten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung	Austenit-Korngröße nach 18 min 1090° C
1	bas. Elektro-Ofen	geschmiedet auf 30 mm Ø	weichgeglüht	4
2	„ „ „	„ „ 30 mm Ø	„	3 bis 4
3	„ „ „	„ „ 15 mm □	„	4 und 5

Zusätzliche Angaben über die den Umwandelungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 1

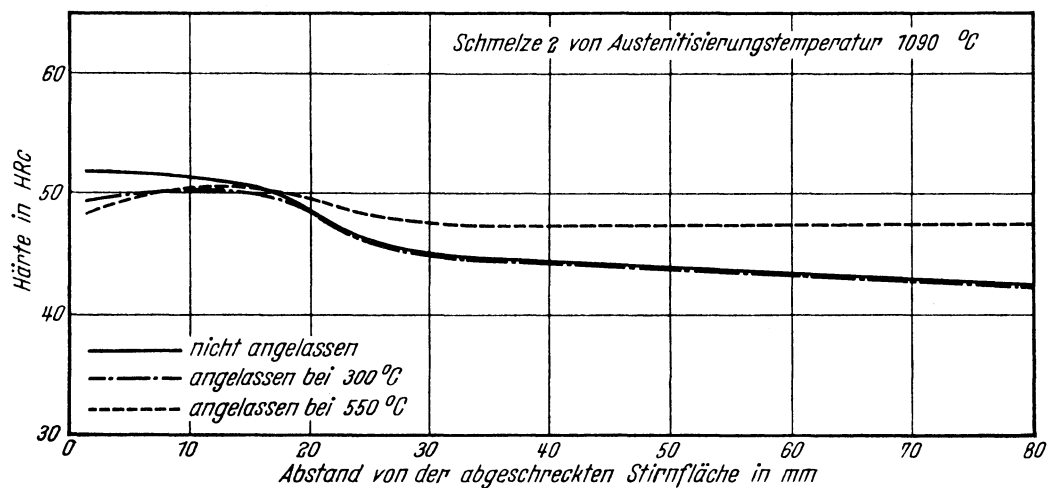
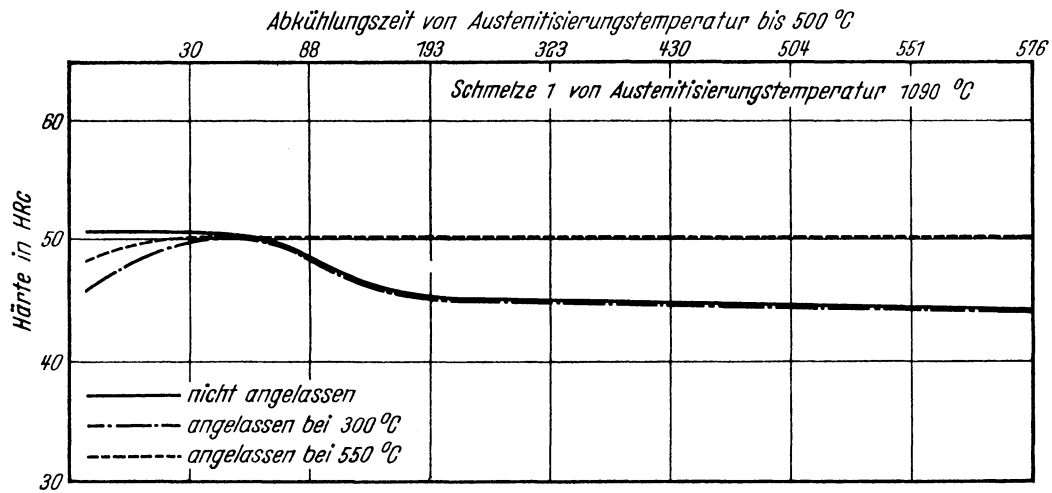
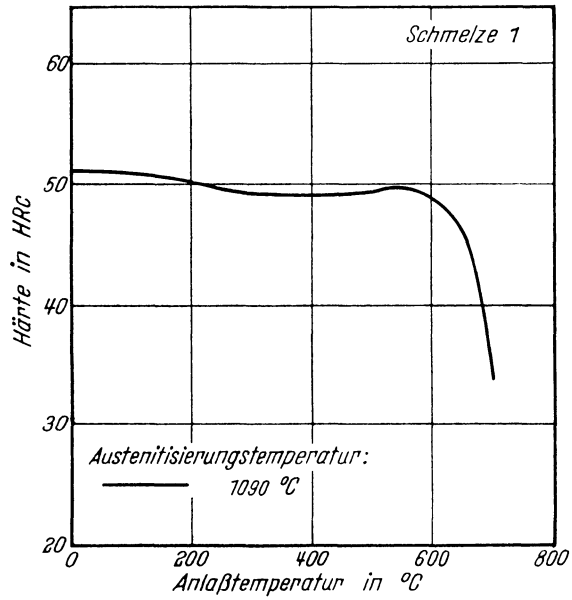
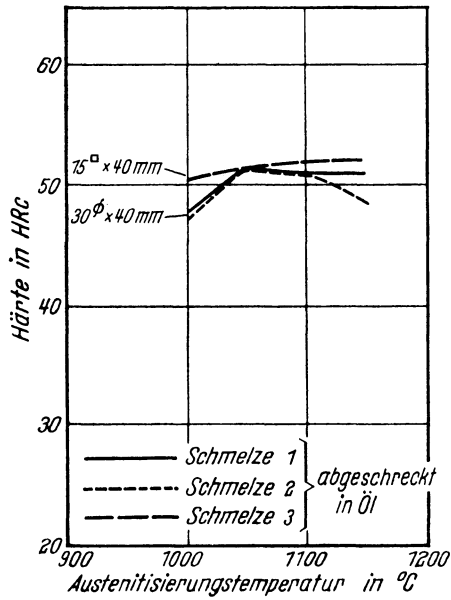
Ac_{1e} -Temperatur: 925° C }
 Ac_{1b} -Temperatur: 820° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
 M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 1090° C: 400° C

Kritische Abkühlungszeiten
von Austenitisierungstemperatur
1090° C bis 500° C, entnommen
aus dem ZTU-Schaubild
(kontinuierlich)

$$\left\{ \begin{array}{l} K_m = 21 \text{ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht} \\ \text{oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \\ K_{50} = 34 \text{ s (50\% Martensit)} \\ K_f = 4300 \text{ s (Beginn der Umwandlung in der Perlitstufe)} \\ K_p = 23000 \text{ s (gerade vollständige Umwandlung in der Perlitstufe,} \\ \text{entspricht im allgemeinen unterer kritischer Ab-} \\ \text{kühlungsgeschwindigkeit)} \end{array} \right.$$

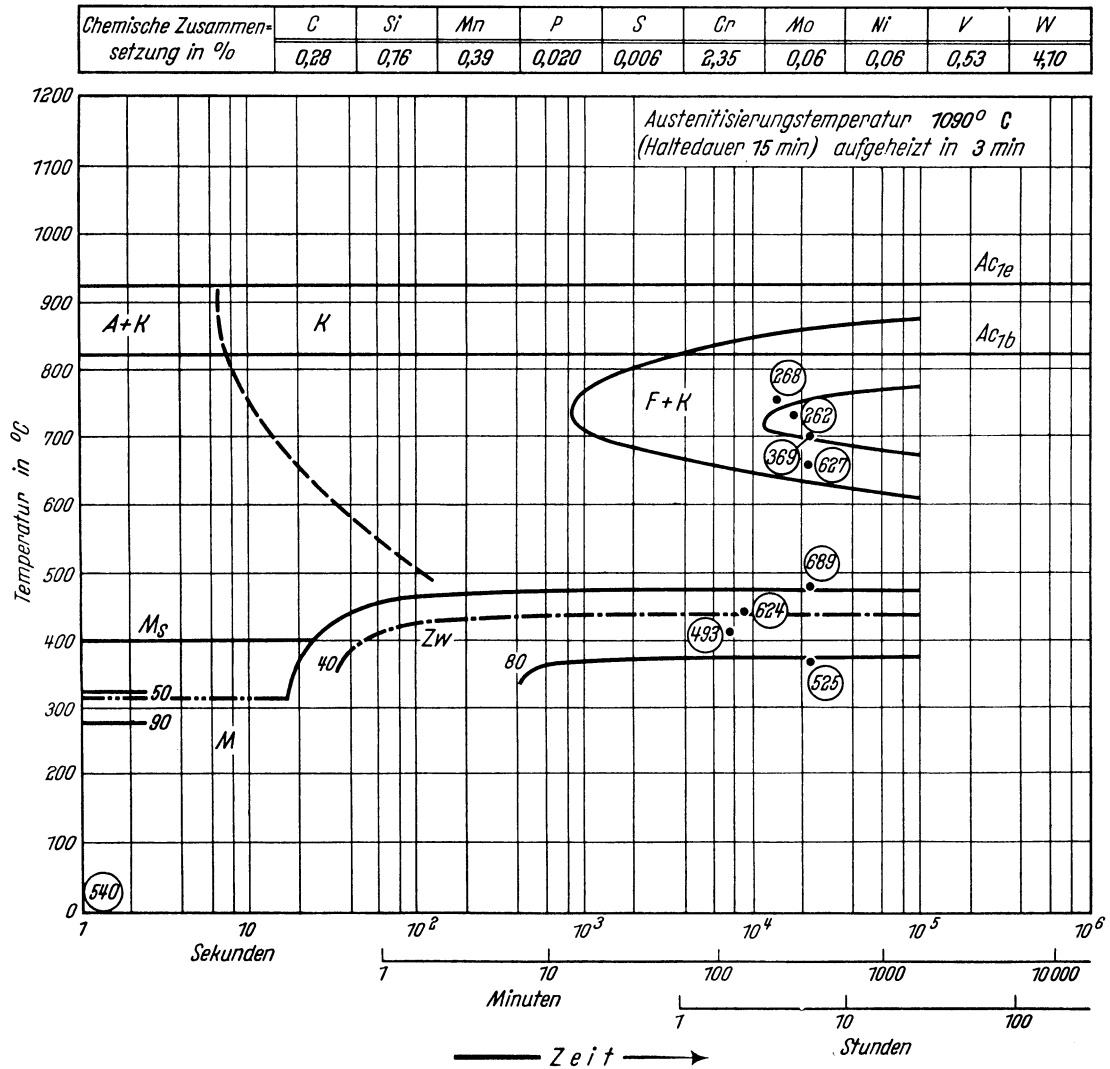
Bearbeiter: A. Rose, L. Rademacher u. W. Peter

Kennzeichnung des Härungsverhaltens durch
 Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-Anlaßtemperatur-Schaubild — Stirnabschreckkurven*)



*) Stirnabschreckversuch mit vergrößerter Masse, siehe Nachtrag zum Textteil.
 Stirnabschreckproben von 18,5 mm Dmr. und 100 mm Länge.
 Haltezeit auf Anlaßtemperatur in allen Fällen 2 Stunden.

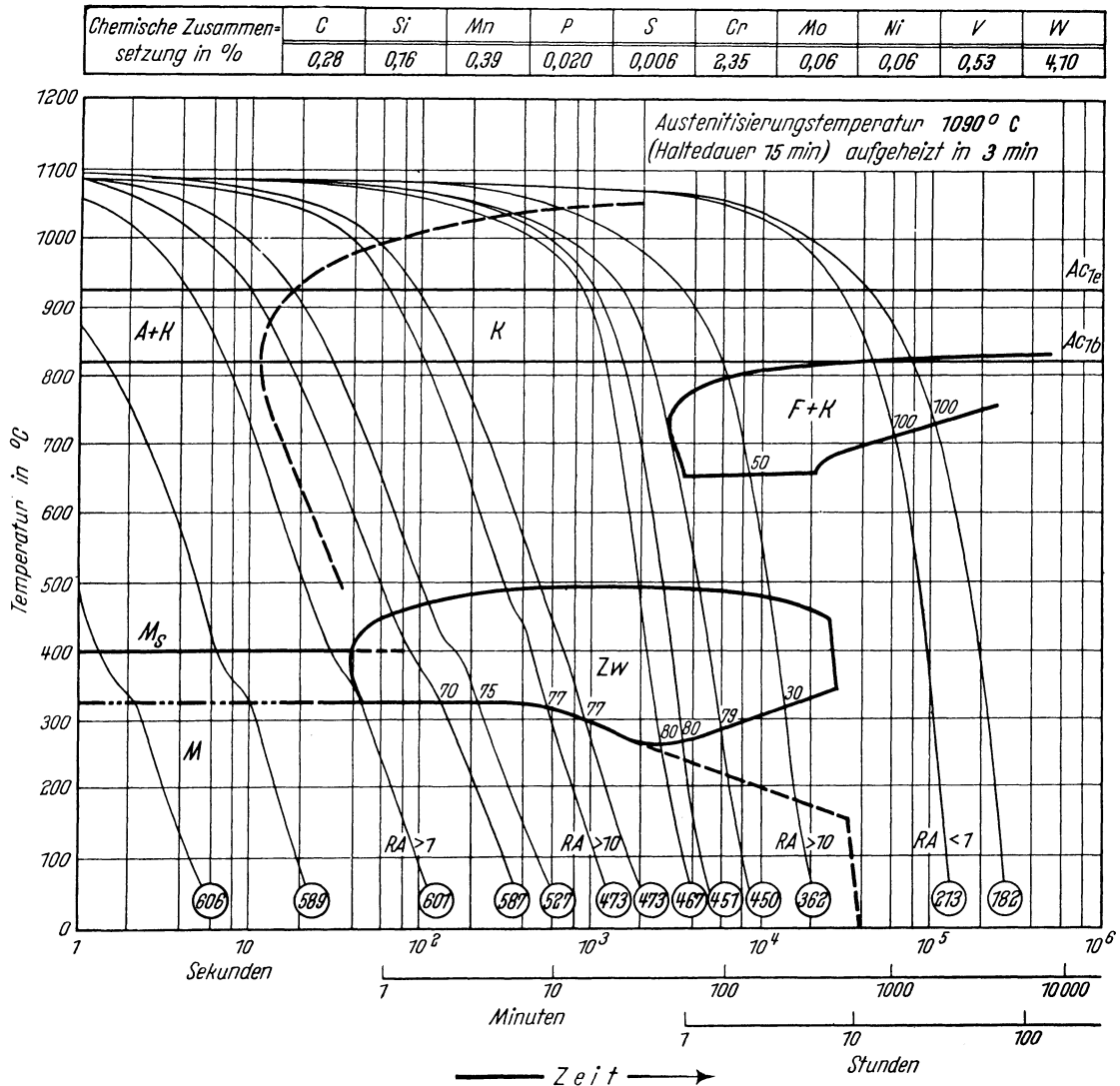
Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(isothermisch)



- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- K Bereich der Karbidbildung
- F + K Bereich der Bildung eines nichtlamellaren Eutektoids
- Härtewerte in HV
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 40; 50... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

*Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(kontinuierlich)*

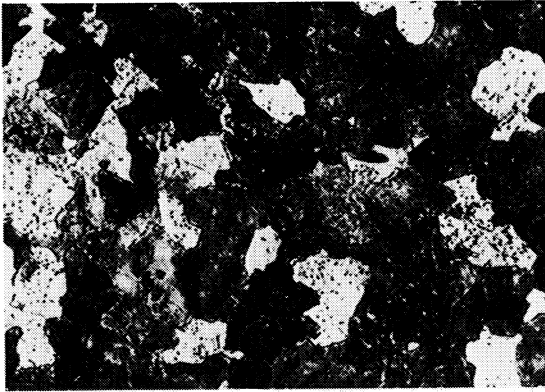


- | | |
|---|--|
| <p>A + K Bereich des Austenits und Karbids
 K Bereich der Karbidbildung
 F + K Bereich der Bildung eines nichtlamellaren Eutektoids
 ○ Härtewerte in HV</p> | <p>Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
 M Bereich der Martensitbildung
 RA Restaustenit
 1; 10... Gefügeanteile in Prozent</p> |
|---|--|

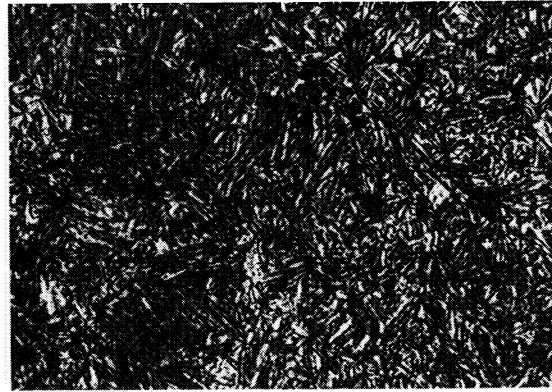
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 1 bei einer Austenitisierungstemperatur von 1090° C. (500 : 1)

isothermisch

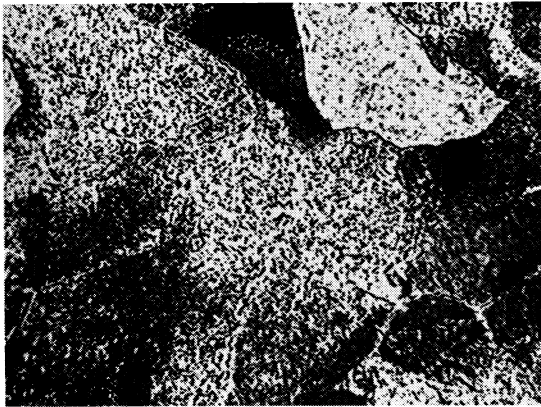


Umwandlungstemperatur 735° C
Ungelöste und voreutektoidische Karbide,
Eutektoid F + K
Härte 262 HV

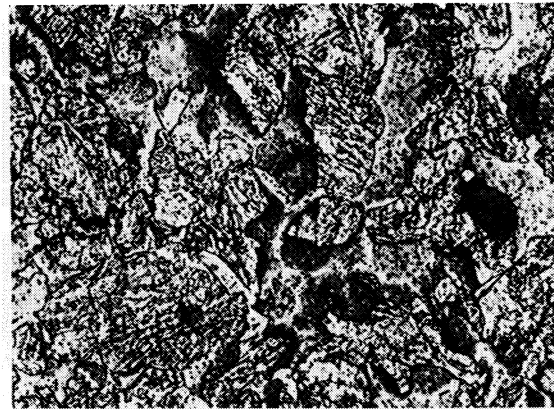


Umwandlungstemperatur 365° C
Ungelöste Karbide, 80% Zwischenstufengefüge,
20% Martensit und Restaustenit
Härte 525 HV

kontinuierlich



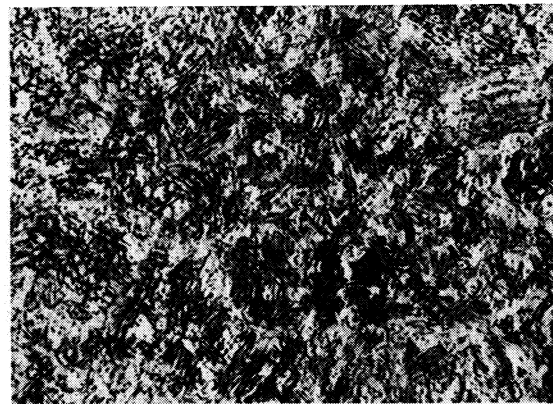
Ungelöste und voreutektoidische Karbide,
Eutektoid F + K
Härte 182 HV



Ungelöste und voreutektoidische Karbide,
50% Eutektoid F + K, 30% Zwischenstufen-
gefüge, 20% Martensit und Restaustenit
Härte 362 HV



Ungelöste und voreutektoidische Karbide,
70% Zwischenstufengefüge, 30% Martensit
und Restaustenit
Härte 587 HV



Ungelöste Karbide,
Martensit
Härte 606 HV

Stahl 45 CrVMoW 5 8

II-203 A

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN: —

Stoffnummer nach DIN 17 007: 2603

Legierter Warmarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 250

Chemische Zusammensetzung in % (Richtwerte)	C	Si	Mn	Co	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,45	0,6	0,4		1,5	0,5		0,8	0,5

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Weichglühen bei	Härten	
	von	in
740 bis 780° C	1000 bis 1050° C	Öl, kleinere Querschnitte auch in Gebläsewind

Chemische Zusammensetzung (in Prozent) von 2 Schmelzen zur Kennzeichnung des Härungsverhaltens.
(Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
1	0,39	0,58	0,45	0,018	0,003	1,45	0,20	0,47	0,13	0,70	0,55
2	0,38	0,40	0,41	0,022	0,022	1,50	0,15	0,47	0,03	0,72	0,60

Erschmelzungsart, Verarbeitung, Vorbehandlung und Austenit-Korngröße der untersuchten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung	Austenit-Korngröße nach	
				18 min 1050° C	18 min 1100° C
1	bas. Elektro-Ofen saurer Hoch- frequenzofen	geschmiedet auf 30 mm Ø	weichgeglüht	5	4 bis 5
2		„ „ 30 mm Ø	„	5, vereinzelt 4	4

Zusätzliche Angaben über die den Umwandelungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 1

Ac_{1c} -Temperatur: 900° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
 Ac_{1b} -Temperatur: 790° C }

M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 1050° C: 360° C

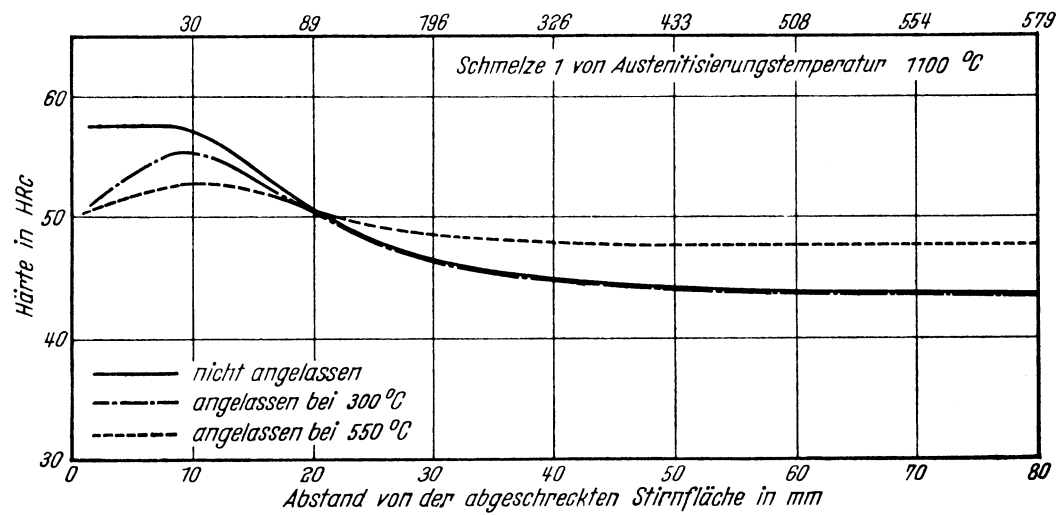
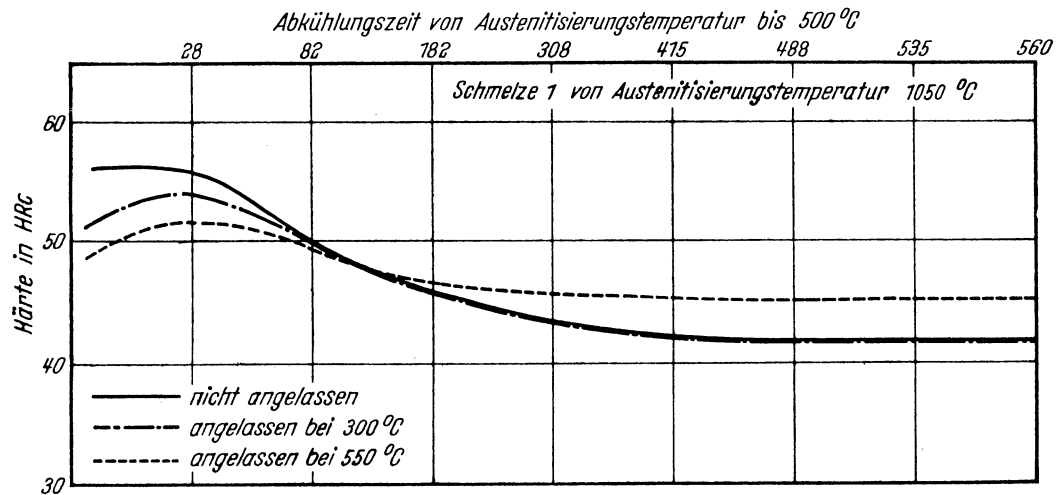
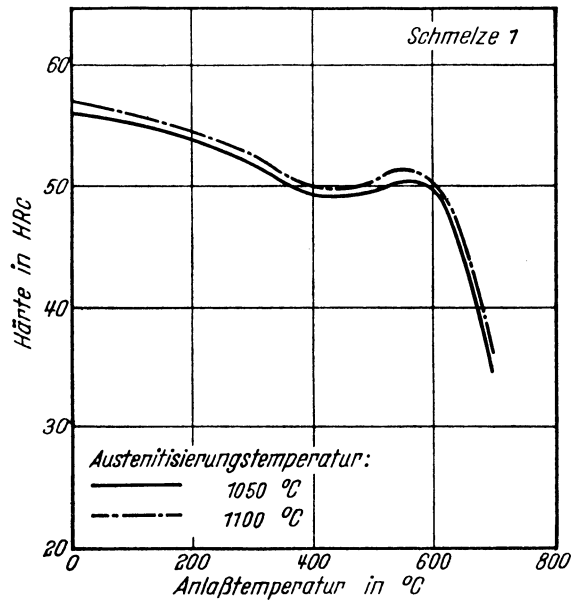
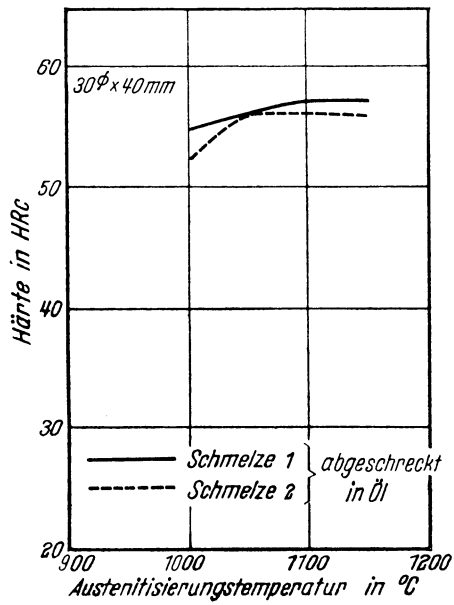
M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 1100° C: 340° C

Kritische Abkühlungszeiten
von Austenitisierungstemperatur
1050° C bis 500° C, entnommen
aus dem ZTU-Schaubild
(kontinuierlich)

$$\left\{ \begin{array}{l} K_m = 13 \text{ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht} \\ \text{oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \\ K_{50} = 57 \text{ s (50\% Martensit)} \\ K_t = 380 \text{ s (Beginn der Umwandlung in der Perlitstufe)} \\ K_p = 9500 \text{ s (gerade vollständige Umwandlung in der Perlitstufe,} \\ \text{entspricht im allgemeinen unterer kritischer Ab-} \\ \text{kühlungsgeschwindigkeit)} \end{array} \right.$$

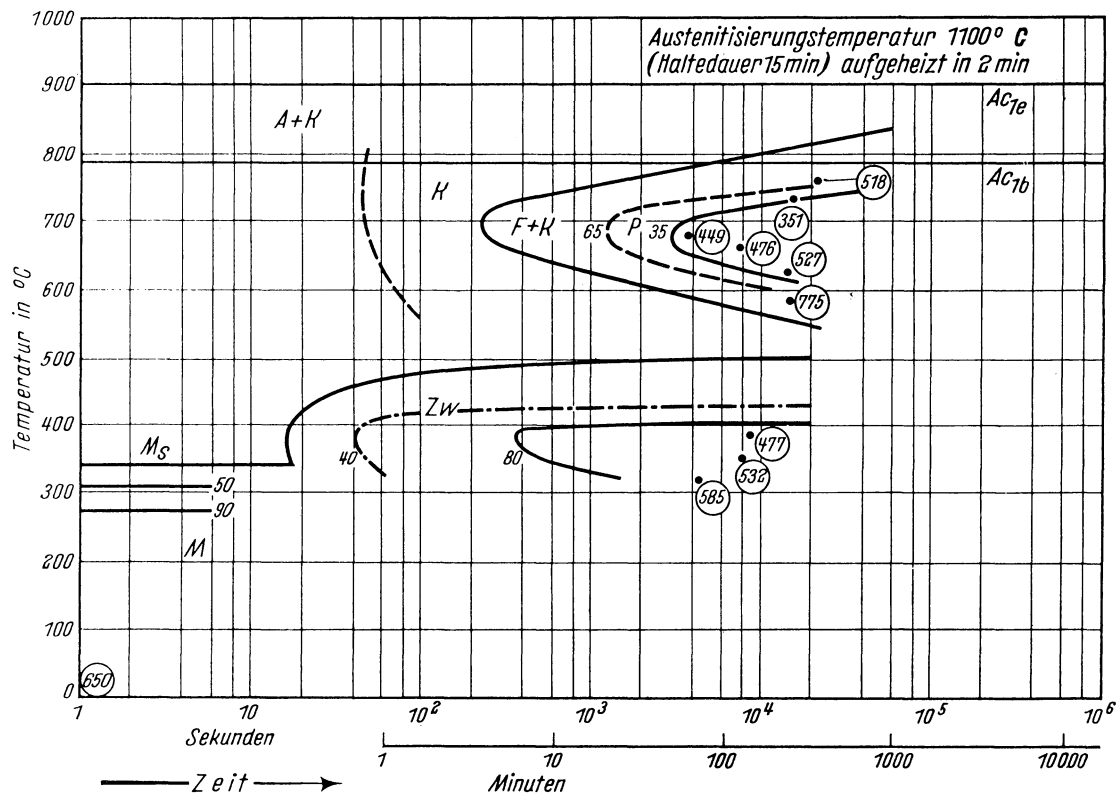
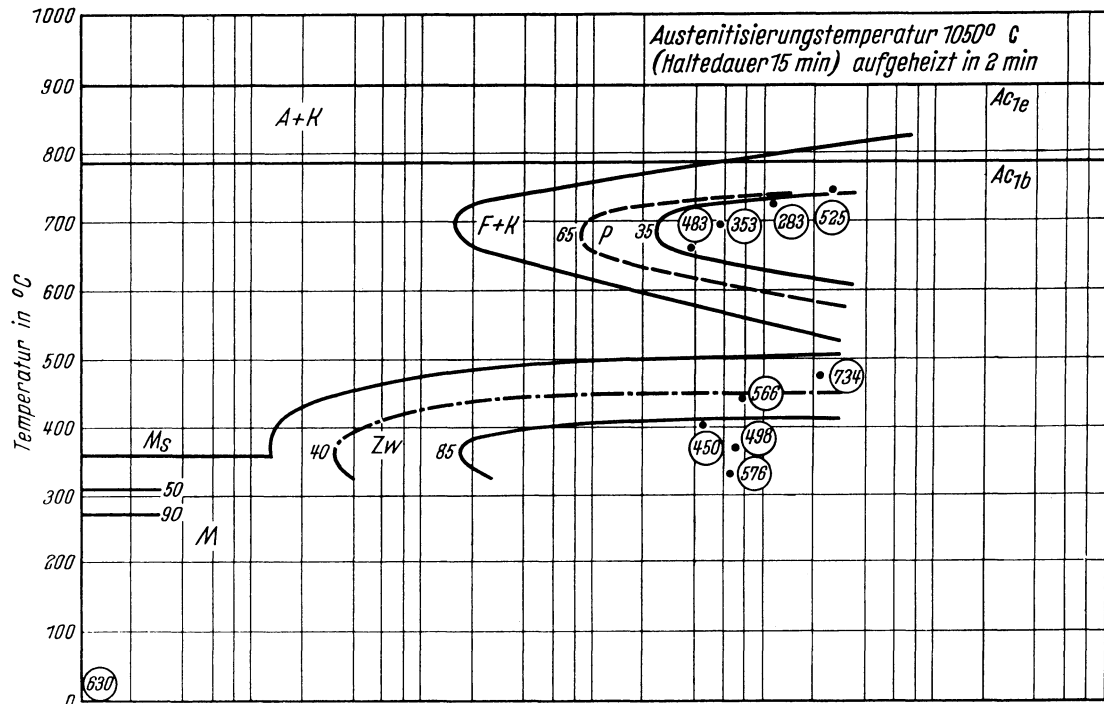
Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Kennzeichnung des Härtungsverhaltens durch
 Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-Anlaßtemperatur-Schaubild — Stirnabschreckkurven*)



*) Stirnabschreckversuch mit vergrößerter Masse, siehe Nachtrag zum Textteil.
 Stirnabschreckproben von 18,5 mm Dmr. und 100 mm Länge.
 Haltezeit auf Anlaßtemperatur in allen Fällen 2 Stunden.

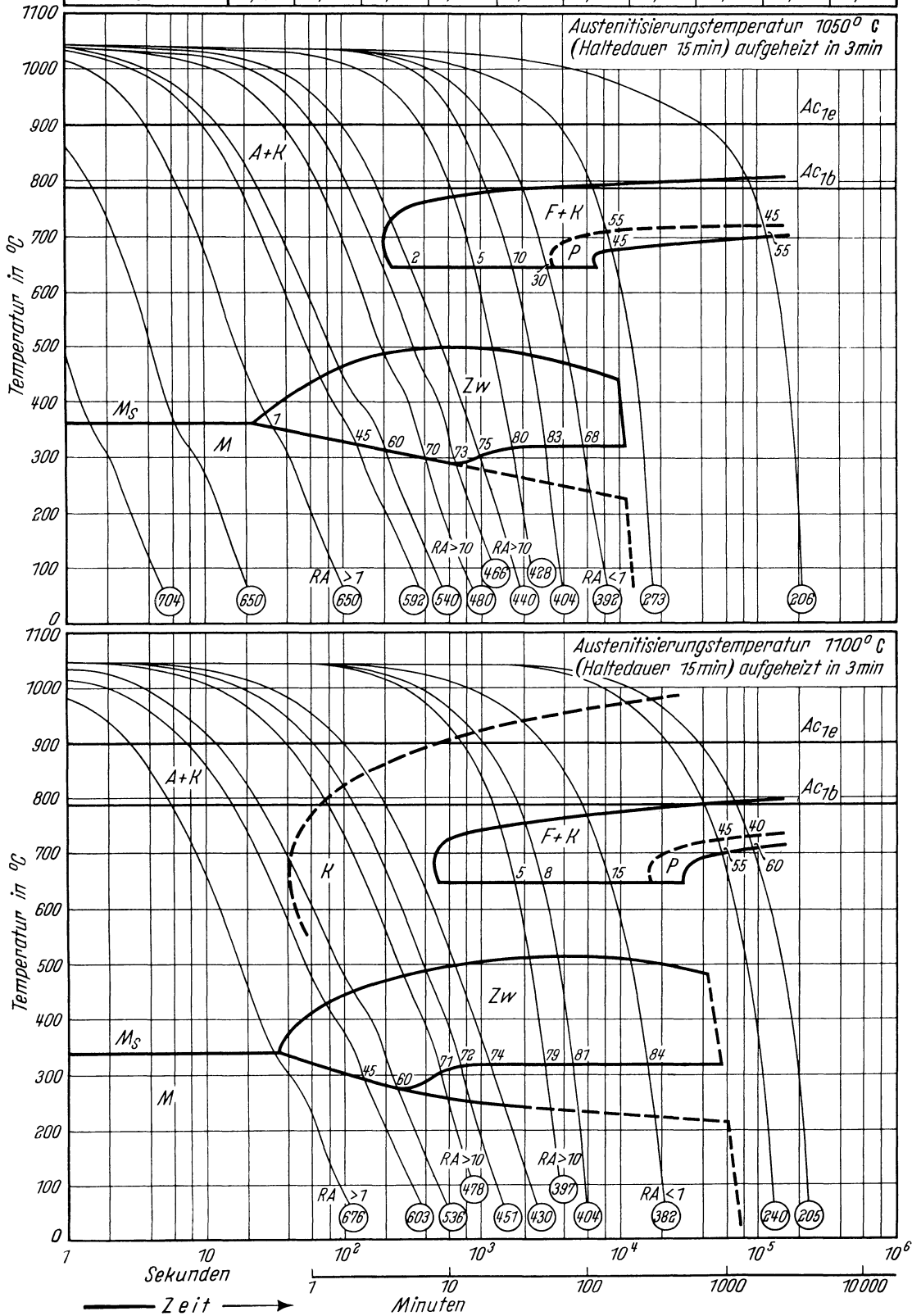
Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,39	0,58	0,45	0,018	0,003	1,45	0,47	0,13	0,70	0,55



- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- K Bereich der Karbidbildung
- F + K Bereich der Bildung eines nichtlamellaren Eutektoids
- Härtewerte in HV
- P Bereich der Perlitbildung
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 35; 40... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

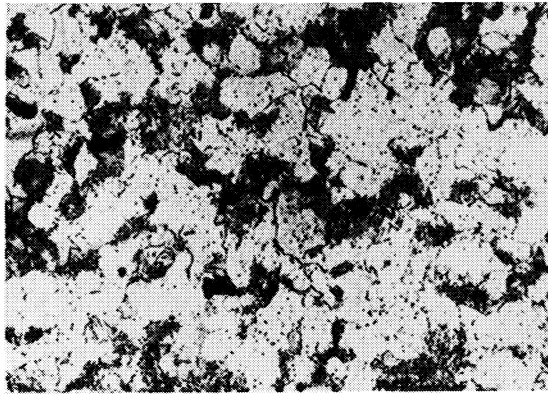
Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,39	0,58	0,45	0,078	0,003	1,45	0,47	0,13	0,70	0,55



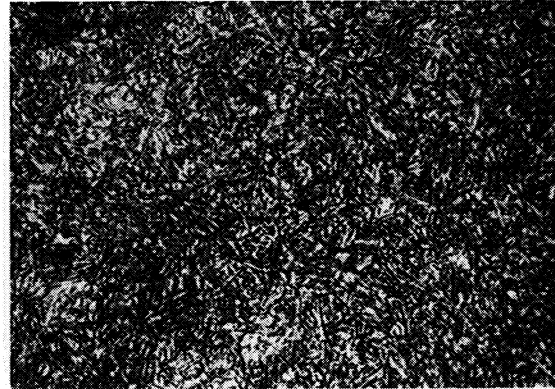
- | | | | |
|-------|---|---------|---|
| A + K | Bereich des Austenits und Karbids | Zw | Bereich der Zwischenstufen-Gefüge-
bildung |
| K | Bereich der Karbidbildung | M | Bereich der Martensitbildung |
| F + K | Bereich der Bildung eines nichtlamellaren
Eutektoids | RA | Restaustenit |
| P | Bereich der Perlitbildung | 1; 2... | Gefügeanteile in Prozent |
| ○ | Härtewerte in HV | | |

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 1 bei einer Austenitisierungstemperatur von 1050° C. (500 : 1)
isothermisch

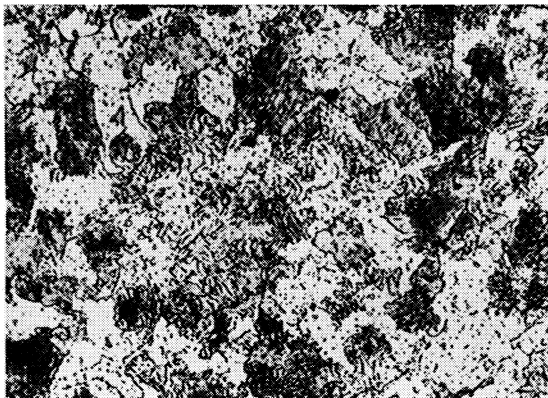


Umwandlungstemperatur 700° C
Ungelöste Karbide, 65% Eutektoid F + K
35% Perlit
Härte 353 HV



Umwandlungstemperatur 370° C
Ungelöste Karbide, 85% Zwischenstufengefüge,
15% Martensit und Restaustenit
Härte 498 HV

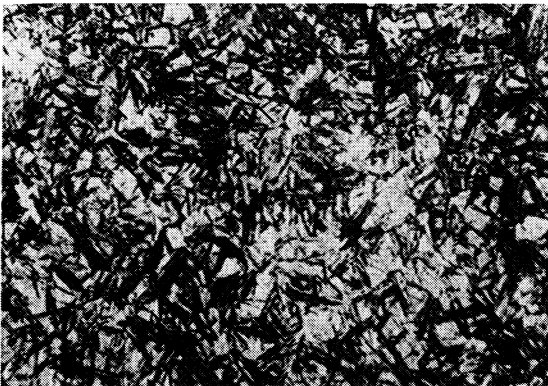
kontinuierlich



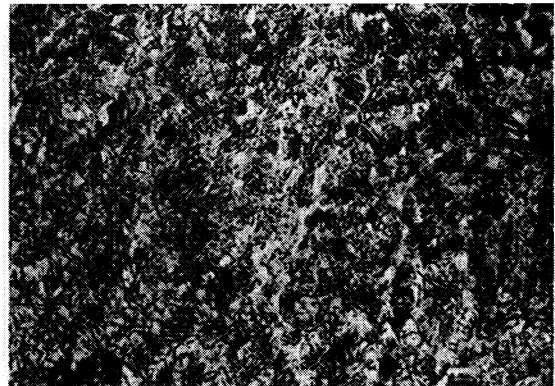
Ungelöste Karbide, 45% Eutektoid F + K,
55% Perlit
Härte 206 HV



Ungelöste Karbide, 10% Eutektoid F + K,
83% Zwischenstufengefüge, 7% Martensit und
Restaustenit
Härte 404 HV



Ungelöste Karbide, 60% Zwischenstufengefüge,
40% Martensit und Restaustenit
Härte 540 HV



Ungelöste Karbide,
Martensit
Härte 650 HV

Stahl X 38 CrMoV 5 1

II-204 A

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN 17 006: 40 CrMoV 21

Stoffnummer nach DIN 17 007: 2343

Legierter Warmarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 250

Chemische Zusammensetzung in % (Richtwerte)	C	Si	Mn	Co	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,38	1,0	0,4		5,0	1,3		0,3	

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Weichglühen bei	Härten	
	von	in
800 bis 840° C	1000 bis 1050° C	Luft, Öl, Warmbad von 450 bis 550° C

Chemische Zusammensetzung (in Prozent) von 2 Schmelzen zur Kennzeichnung des Härungsverhaltens.
(Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
1	0,39	0,94	0,48	0,013	0,005	5,53	0,20	0,87	0,04	0,48	n. b.
2	0,33	1,13	0,47	0,013	0,011	4,96	0,16	1,33	0,04	0,37	n. b.

Erschmelzungsart, Verarbeitung, Vorbehandlung und Austenit-Korngröße der untersuchten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung	Austenit-Korngröße nach	
				18 min 1030° C	18 min 1100° C
1	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 30 mm Ø	weichgeglüht	4	4
2	„ „ „	geschmiedet auf 30 mm Ø	„	1	1

Zusätzliche Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 1

Ac_{1c} -Temperatur: 920° C }
 Ac_{1b} -Temperatur: 840° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min

M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 1030° C: 275° C

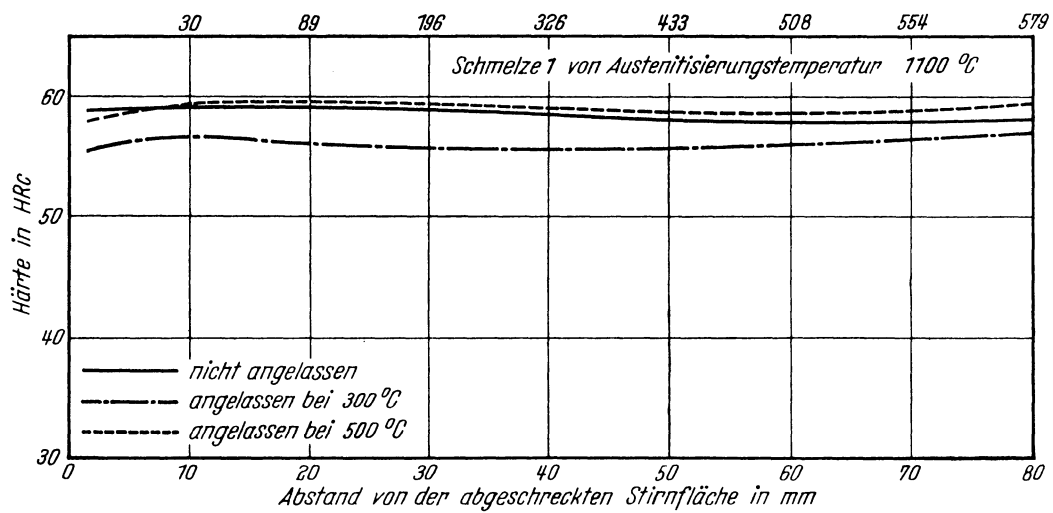
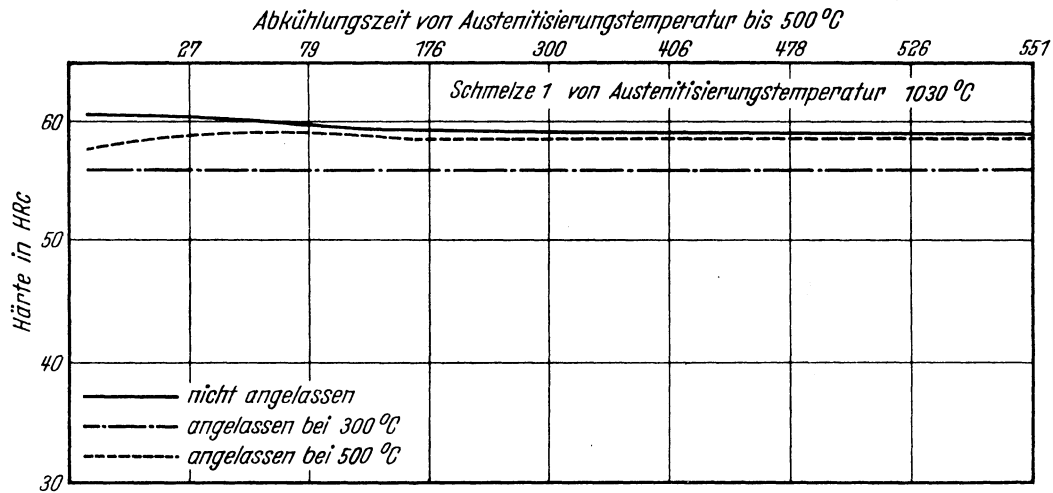
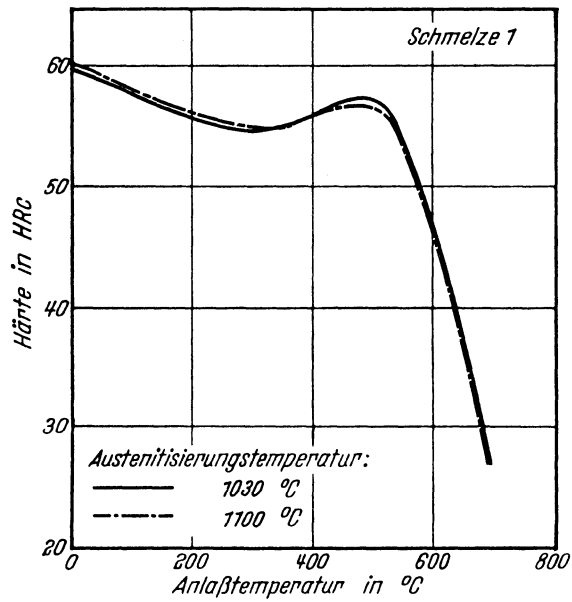
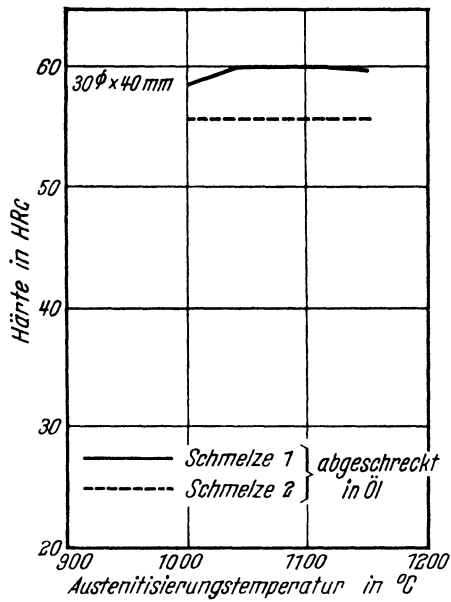
M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 1100° C: 270° C

Kritische Abkühlungszeiten
von Austenitisierungstemperatur
1030° C bis 500° C, entnommen
aus dem ZTU-Schaubild
(kontinuierlich)

$K_m = 3400$ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)
 $K_{50} = 13000$ s (50% Martensit)
 $K_f = 3400$ s (Beginn der Umwandlung in der Perlitstufe)
 $K_p = 42000$ s (gerade vollständige Umwandlung in der Perlitstufe, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

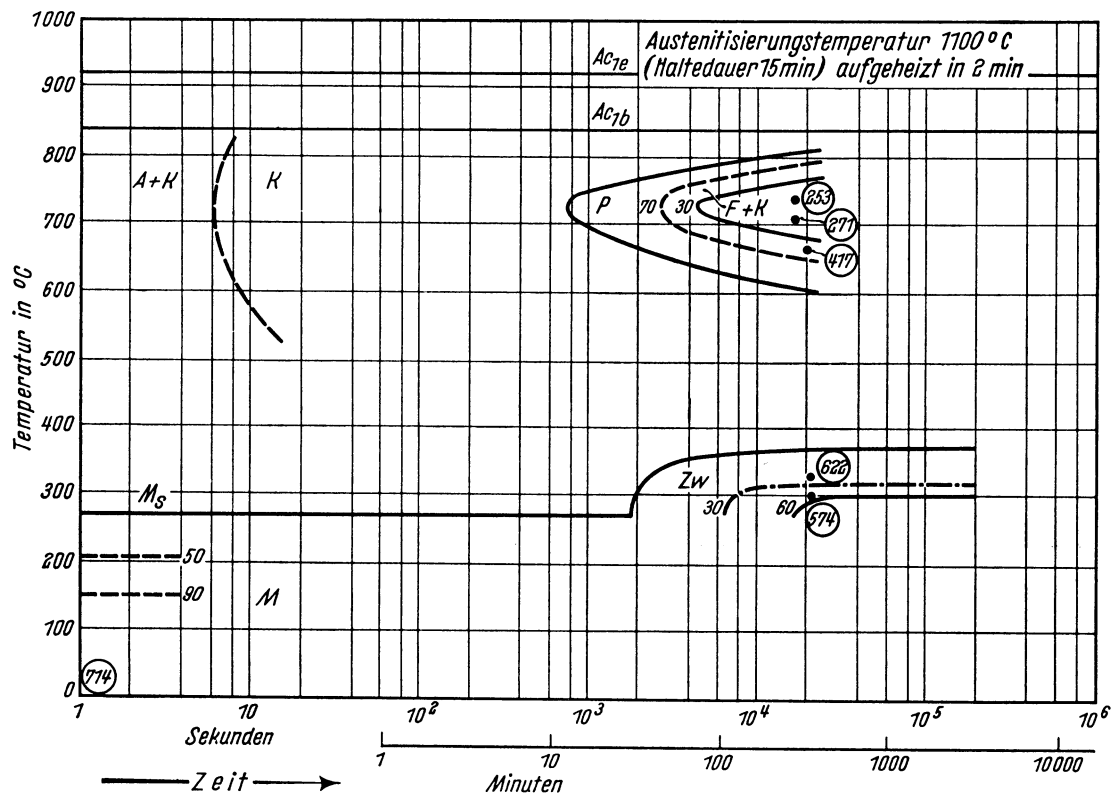
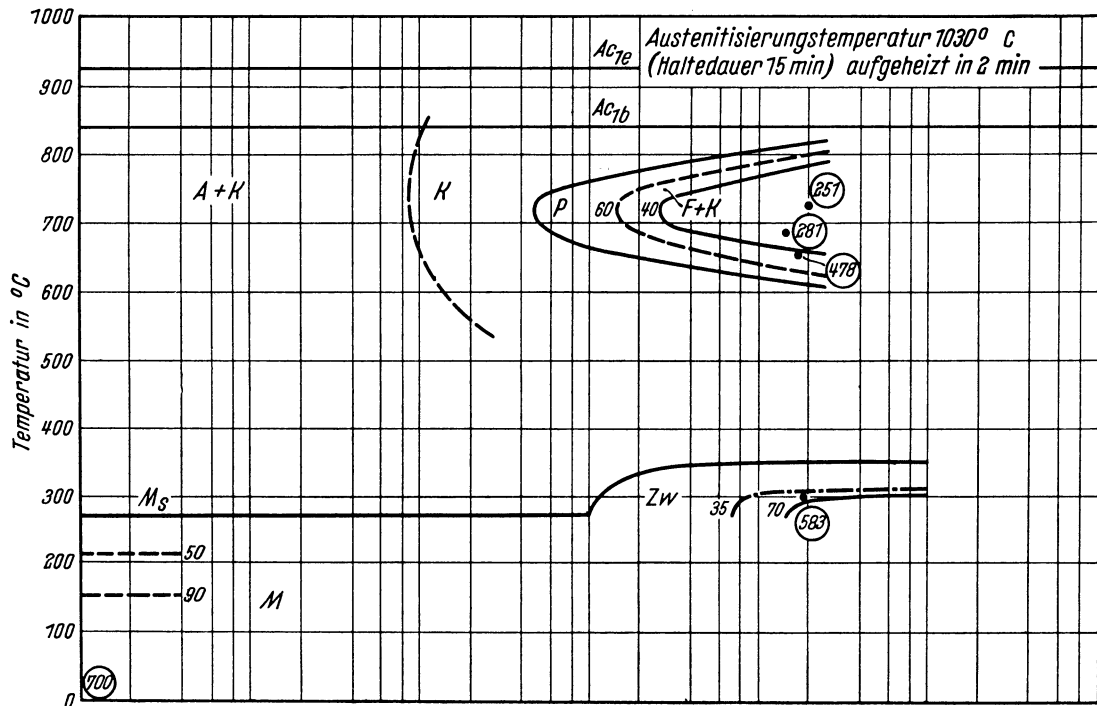
Bearbeiter: A. Rose, L. Rademacher u. W. Peter

Kennzeichnung des Härungsverhaltens durch
 Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-Anlaßtemperatur-Schaubild — Stirnabschreckkurven*)



*) Stirnabschreckversuch mit vergrößerter Masse, siehe Nachtrag zum Textteil.
 Stirnabschreckproben von 18,5 mm Dmr. und 100 mm Länge.
 Haltezeit auf Anlaßtemperatur in allen Fällen 2 Stunden.

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,39	0,94	0,48	0,013	0,005	5,53	0,20	0,87	0,04	0,48

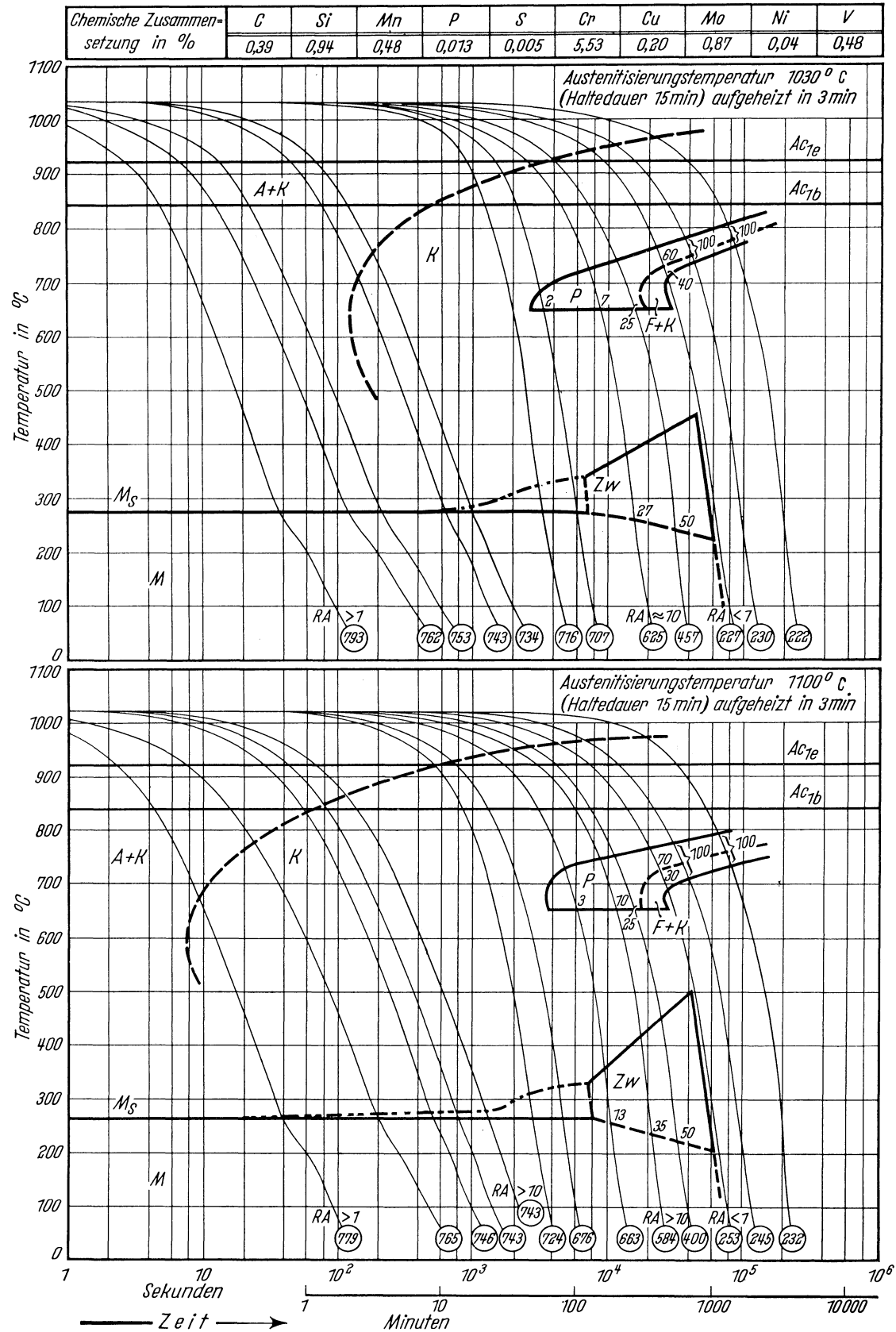


- | | | | |
|-------|---|-----------|---|
| A + K | Bereich des Austenits und Karbids | Zw | Bereich der Zwischenstufen-Gefüge-
bildung |
| K | Bereich der Karbidbildung | M | Bereich der Martensitbildung |
| P | Bereich der Perlitbildung | | |
| F + K | Bereich der Bildung eines nichtlamellaren
Eutektoids | | |
| ○ | Härtewerte in HV | 30; 35... | Gefügeanteile in Prozent |

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

Stahl X 38 CrMoV 5 1 Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(Schmelze 1)

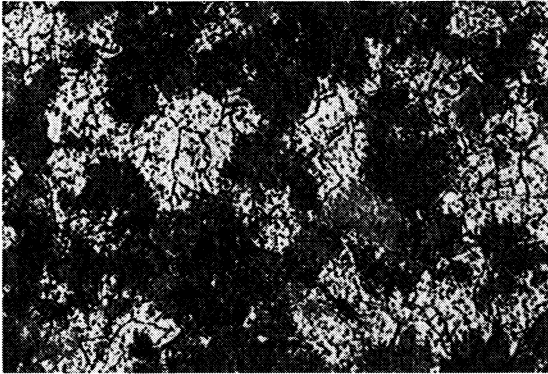
II-204 E



- | | |
|--|---|
| <p>A + K Bereich des Austenits und Karbids</p> <p>K Bereich der Karbidbildung</p> <p>P Bereich der Perlitbildung</p> <p>F + K Bereich der Bildung eines nichtlamellaren Eutektoids</p> <p>○ Härtewerte in HV</p> | <p>Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung</p> <p>M Bereich der Martensitbildung</p> <p>RA Restaustenit</p> <p>1; 2... Gefügeanteile in Prozent</p> |
|--|---|

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 1 bei einer Austenitisierungstemperatur von 1030° C. (500 : 1)
isothermisch

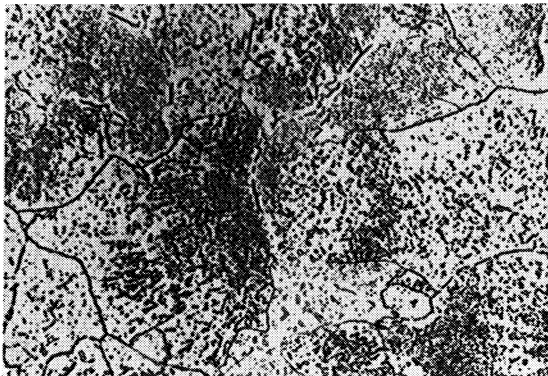


Umwandlungstemperatur 730° C
Ungelöste und voreutektoidische Karbide,
60% Perlit, 40% Eutektoid F + K
Härte 251 HV

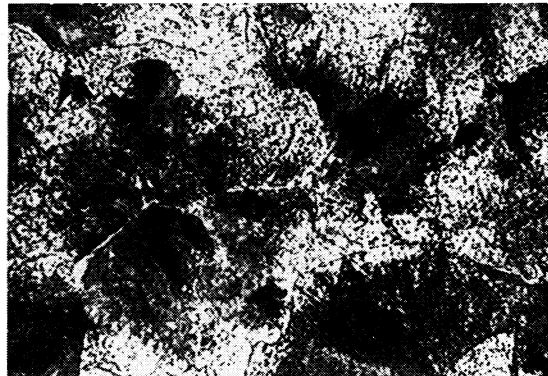


Umwandlungstemperatur 300° C
Ungelöste Karbide, 70% Zwischenstufengefüge,
30% Martensit und Restaustenit
Härte 583 HV

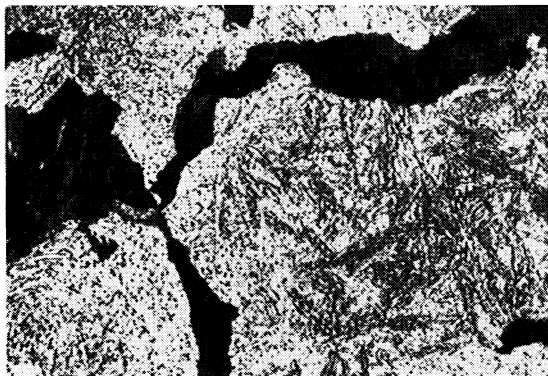
kontinuierlich



Ungelöste und voreutektoidische Karbide,
Perlit und Eutektoid F + K
Härte 222 HV



Ungelöste und voreutektoidische Karbide,
60% Perlit, 40% Eutektoid F + K
Härte 227 HV



Ungelöste und voreutektoidische Karbide,
25% Perlit, 50% Zwischenstufengefüge,
25% Martensit und Restaustenit
Härte 457 HV



Ungelöste und voreutektoidische Karbide,
Martensit und Restaustenit
Härte 716 HV

Stahl 45 CrMoV 6 7

II-205 A

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN: —

Stoffnummer nach DIN 17 007: 2323

Legierter Warmarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 250

Chemische Zusammensetzung in % (Richtwerte)	C	Si	Mn	Co	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,45	0,3	0,7		1,5	0,7		0,3	

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Weichglühen bei	von	Härten in
740 bis 780° C	930 bis 970° C	Öl

Chemische Zusammensetzung (in Prozent) von 3 Schmelzen zur Kennzeichnung des Härungsverhaltens. (Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
1	0,43	0,27	0,75	0,011	0,011	1,31	0,11	0,72	0,11	0,23	n. b.
2	0,50	0,10	0,78	0,012	0,013	1,38	0,18	0,57	0,12	0,27	n. b.
3	0,38	0,18	0,81	0,021	0,008	1,54	0,17	0,63	0,01	0,27	n. b.

Erschmelzungsart, Verarbeitung, Vorbehandlung und Austenit-Korngröße der untersuchten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung	Austenit-Korngröße nach	
				18 min 970° C	18 min 1050° C
1	bas. Elektro-Ofen	geschmiedet auf 30 mm Ø	weichgeglüht	9 bis 10	5
2	„ „ „	„ „ 30 mm Ø	„	8 bis 9	4
3	„ „ „	„ „ 30 mm Ø	„	9	4 bis 5

Zusätzliche Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegenden Schmelzen 1 und 3

Schmelze	Ac _{1c} -Temperatur*)	Ac _{1b} -Temperatur*)	M _s -Temperatur nach	
			15 min 970° C	15 min 1050° C
1	830° C	745° C	325° C	325° C
3	840° C	745° C	350° C	—

*) gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min

Kritische Abkühlungszeiten von Austenitisierungstemperatur 970° C bis 500° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

Schmelze	K _m in s	K ₅₀ in s	K _f in s	K _p in s
1	40	230	8000	90 000
3	40	260	2100	50 000

K_m: (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

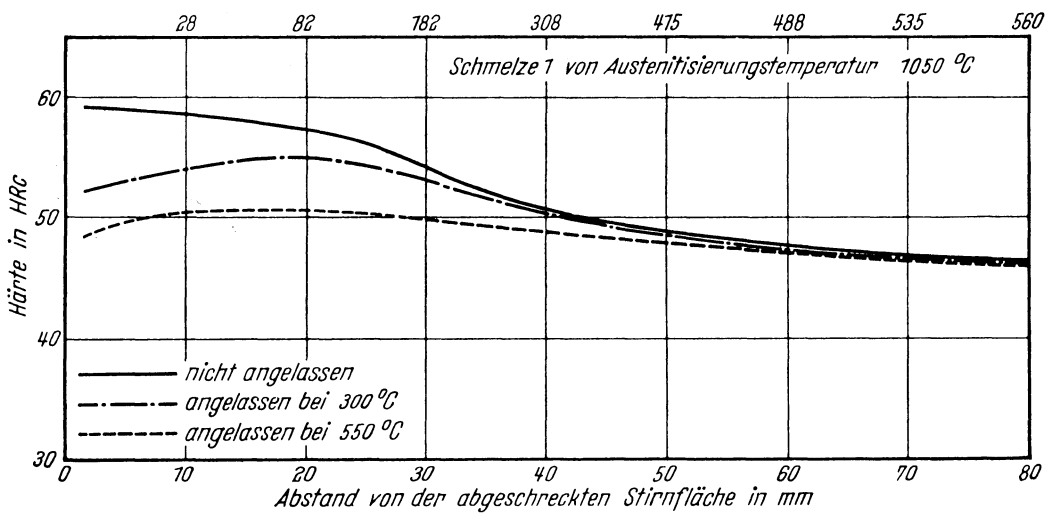
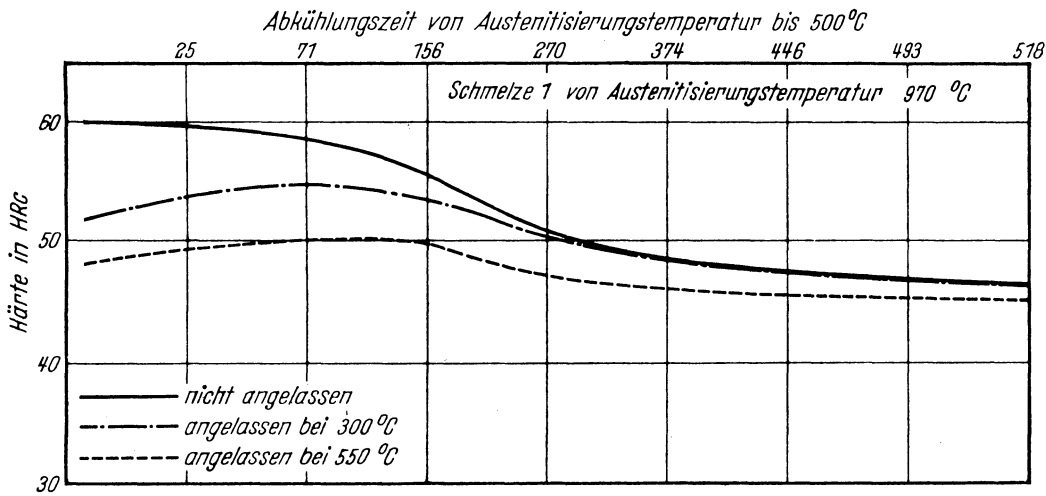
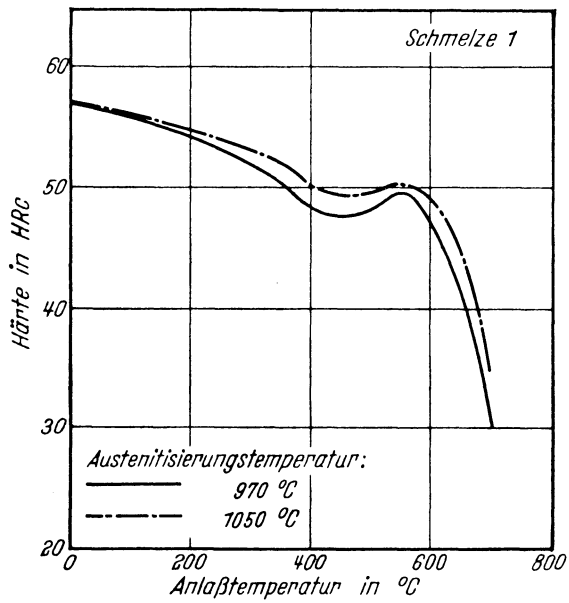
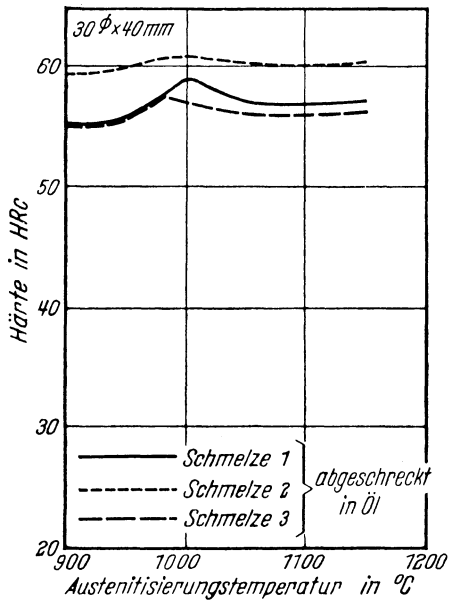
K₅₀: (50% Martensit)

K_f: (Beginn der Umwandlung in der Perlitstufe)

K_p: (gerade vollständige Umwandlung in der Perlitstufe, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

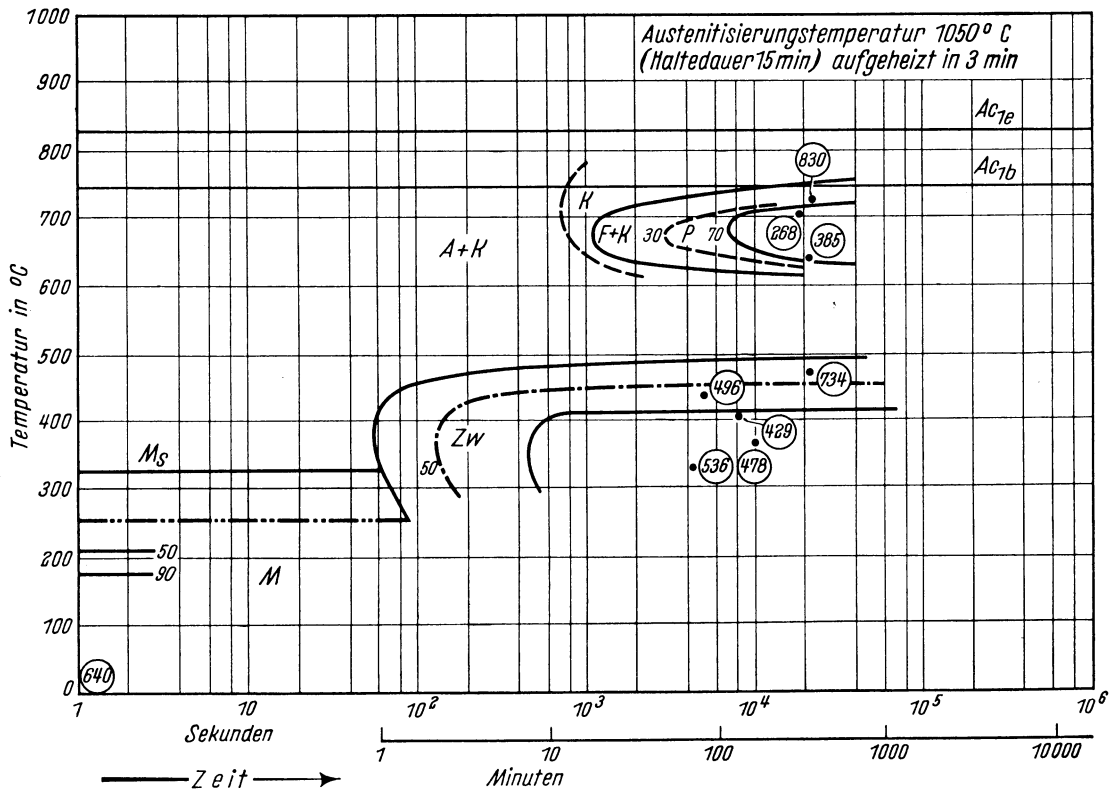
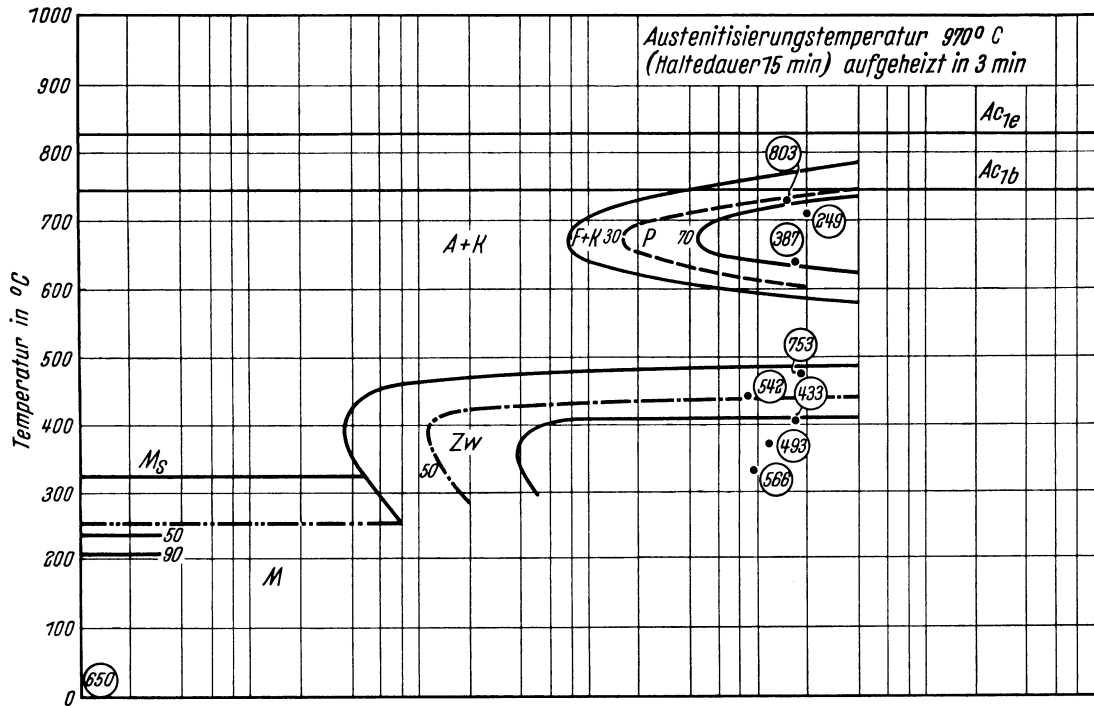
Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Kennzeichnung des Härungsverhaltens durch
 Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-Anlaßtemperatur-Schaubild — Stirnabschreckkurven*)



*) Stirnabschreckversuch mit vergrößerter Masse, siehe Nachtrag zum Textteil.
 Stirnabschreckproben von 18,5 mm Dmr. und 100 mm Länge.
 Haltezeit auf Anlaßtemperatur in allen Fällen 2 Stunden.

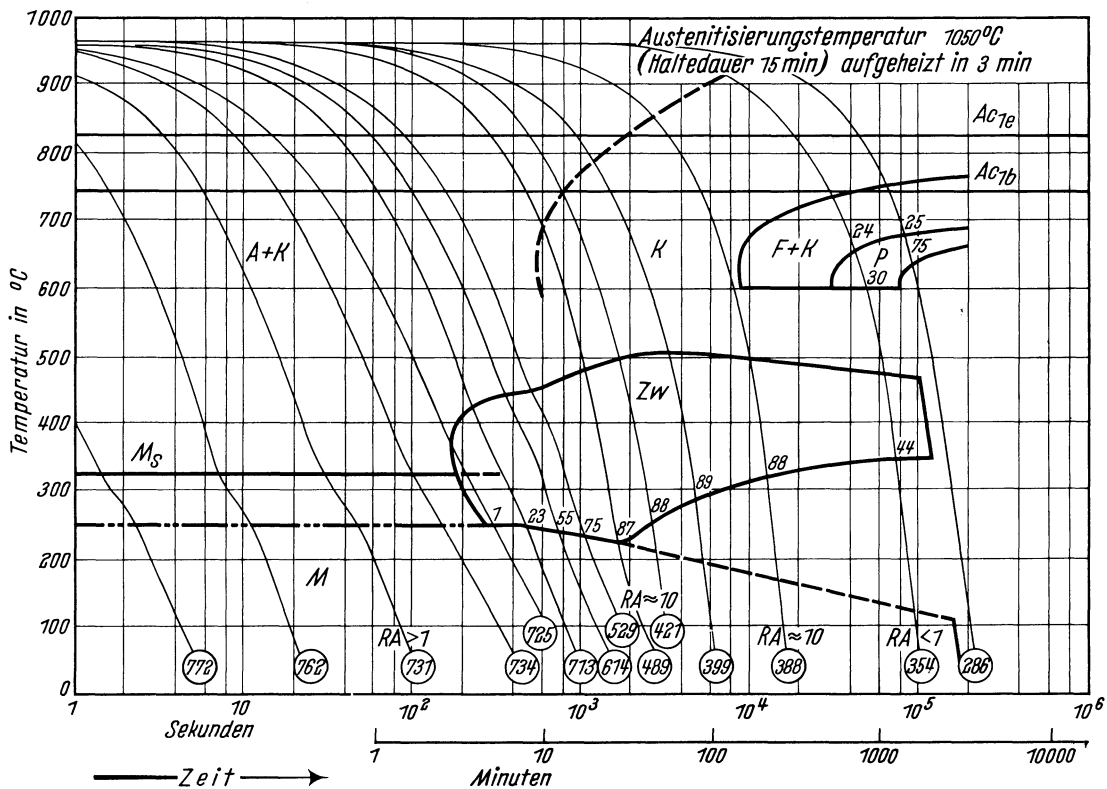
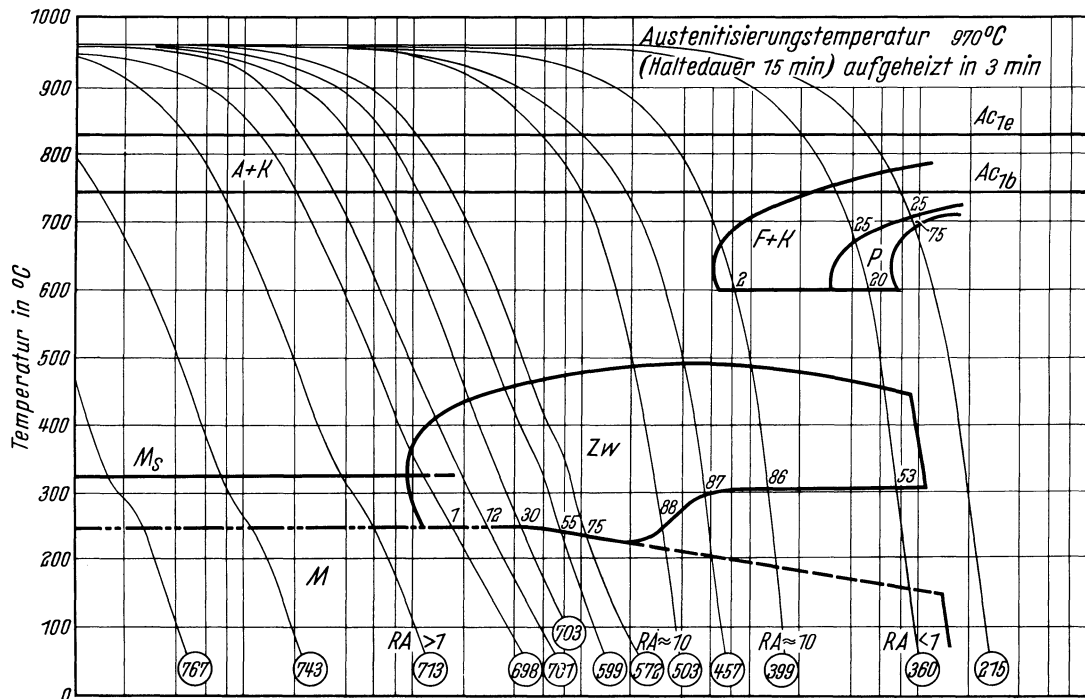
Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,43	0,27	0,75	0,011	0,011	1,31	0,72	0,11	0,23	n.b.



- | | | | |
|-------|--|-----------|--|
| A + K | Bereich des Austenits und Karbids | P | Bereich der Perlitbildung |
| K | Bereich der Karbidbildung | Zw | Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung |
| F + K | Bereich der Bildung eines nichtlamellaren Eutektoids | M | Bereich der Martensitbildung |
| ○ | Härtewerte in HV | 30; 50... | Gefügeanteile in Prozent |

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

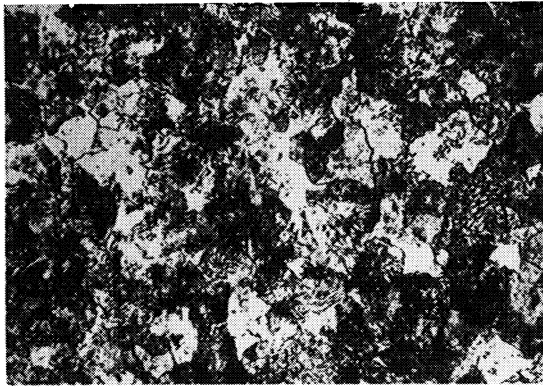
Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,43	0,27	0,75	0,011	0,011	1,31	0,72	0,11	0,23	n.b.



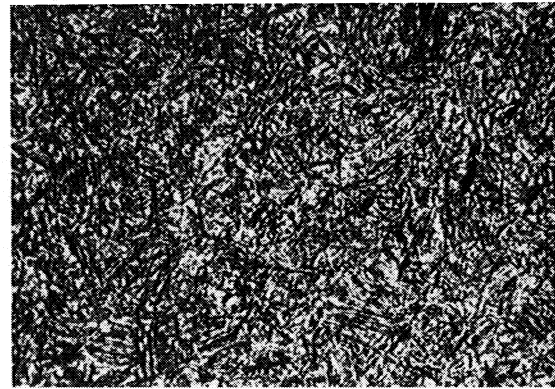
- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- K Bereich der Karbidbildung
- F + K Bereich der Bildung eines nichtlamellaren Eutektoids
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- RA Restaustenit
- 1; 2... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zu den Umwandschaubildern der Schmelze 1 bei einer Austenitisierungstemperatur von 970° C. (500 : 1)
isothermisch

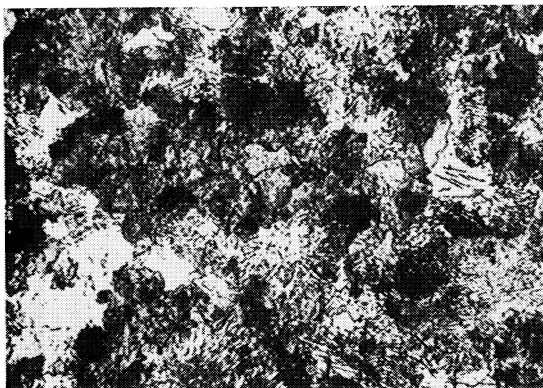


Umwandlungstemperatur 710° C
Ungelöste Karbide, 30% Eutektoid F + K, 70% Perlit
Härte 249 HV

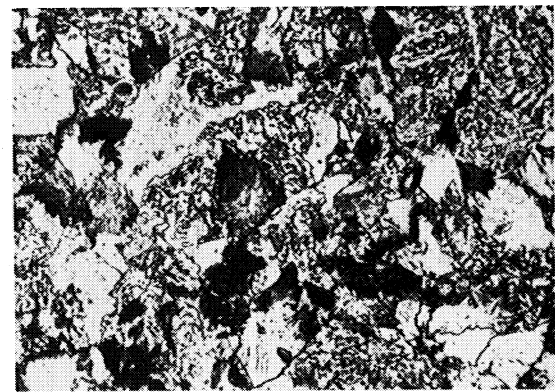


Umwandlungstemperatur 330° C
Ungelöste Karbide, Zwischenstufengefüge
Härte 566 HV

kontinuierlich



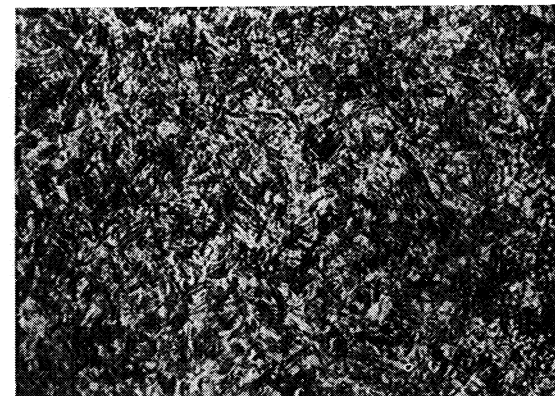
Ungelöste Karbide, 25% Eutektoid F + K,
75% Perlit
Härte 215 HV



Ungelöste Karbide, 25% Eutektoid F + K,
20% Perlit, 53% Zwischenstufengefüge,
2% Martensit und Restaustenit
Härte 360 HV

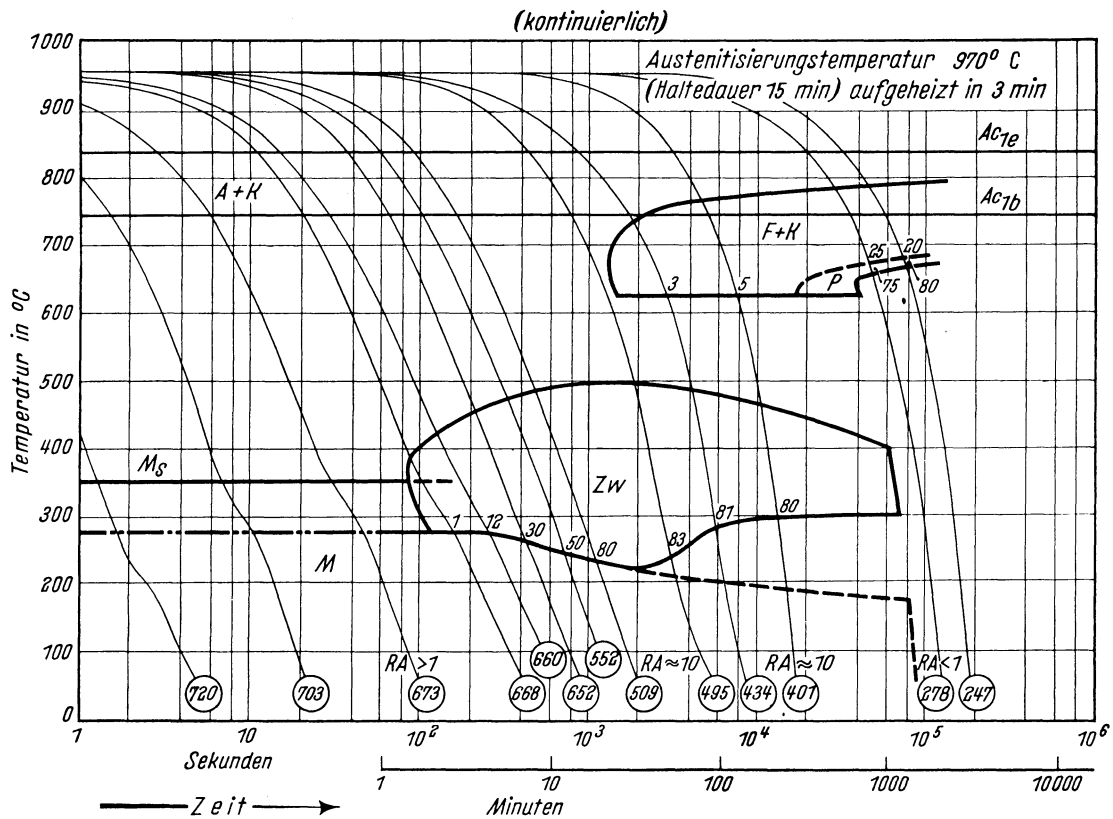
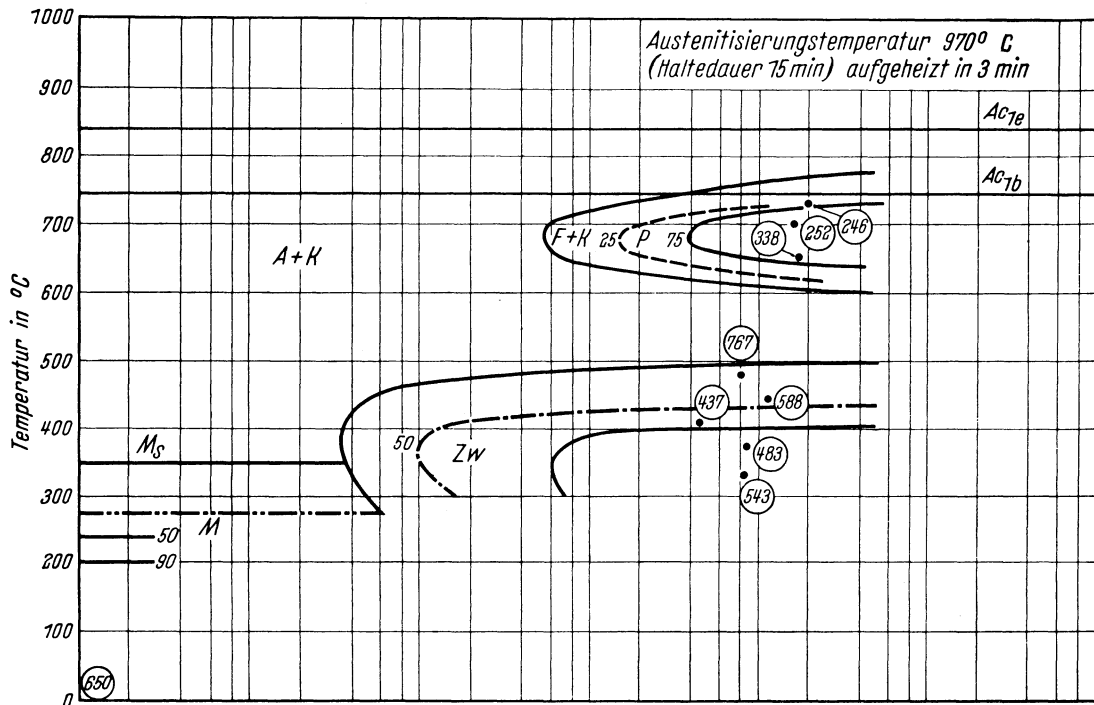


Ungelöste Karbide, 55% Zwischenstufengefüge,
45% Martensit und Restaustenit
Härte 599 HV



Ungelöste Karbide, Martensit und Restaustenit
Härte 743 HV

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W
		0,38	0,18	0,97	0,021	0,008	1,54	0,63	0,07	0,27



- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- F + K Bereich der Bildung eines nichtlamellaren Eutektoids
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- RA Restaustenit
- 1; 3... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Isothermisch: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.
 Kontinuierlich: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Stahl 56 NiCrMoV 7

II-206 A

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Alte Bezeichnung nach DIN: —

Stoffnummer nach DIN 17007: 2714

Legierter Warmarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 250

Chemische Zusammensetzung in % (Richtwerte)	C	Si	Mn	Co	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,55	0,3	0,7			1,0	0,5	1,7	0,1

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Weichglühen bei	von	Härten in
660 bis 700° C	840 bis 880° C 860 bis 900° C	Öl freier Luft oder Gebläsewind

Chemische Zusammensetzung (in Prozent) von 3 Schmelzen zur Kennzeichnung des Härungsverhaltens. (Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
1	0,52	0,19	0,66	0,015	0,007	1,23	0,04	0,45	1,59	0,11	n. b.
2	0,47	0,28	0,63	0,020	0,012	1,17	0,17	0,27	1,36	0,06	n. b.
3	0,52	0,29	0,70	0,010	0,010	1,09	0,23	0,43	1,72	0,14	n. b.

Erschmelzungsart, Verarbeitung, Vorbehandlung und Austenit-Korngröße der untersuchten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung	Austenit-Korngröße nach	
				15 min 850° C	15 min 950° C
1	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 20 mm □	weichgeglüht	10 bis 11	9 bis 10
2	„ „ „	geschmiedet auf 20 mm □	„	8 bis 9	4
3	„ „ „	„ „ 20 mm □	„	7	4 bis 5

Zusätzliche Angaben über die den Umwandelungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 3

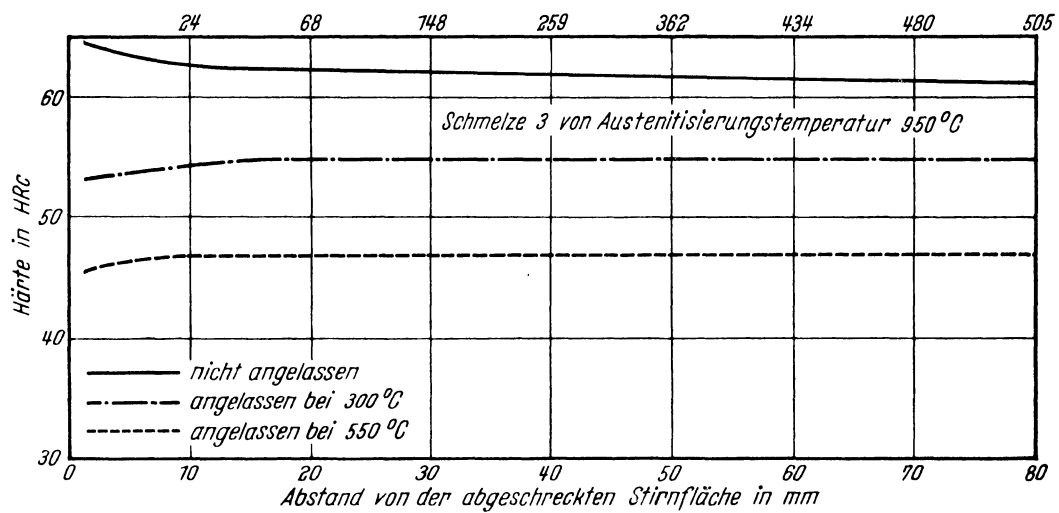
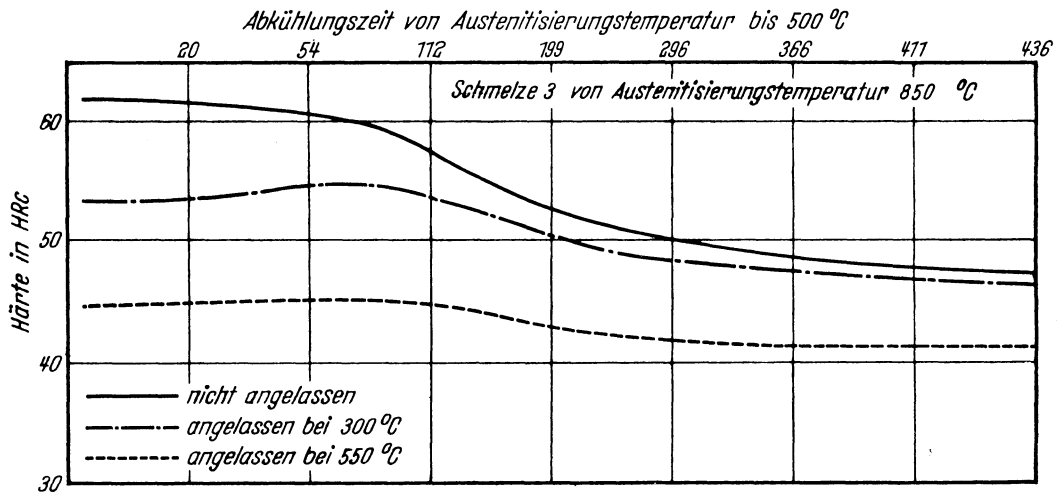
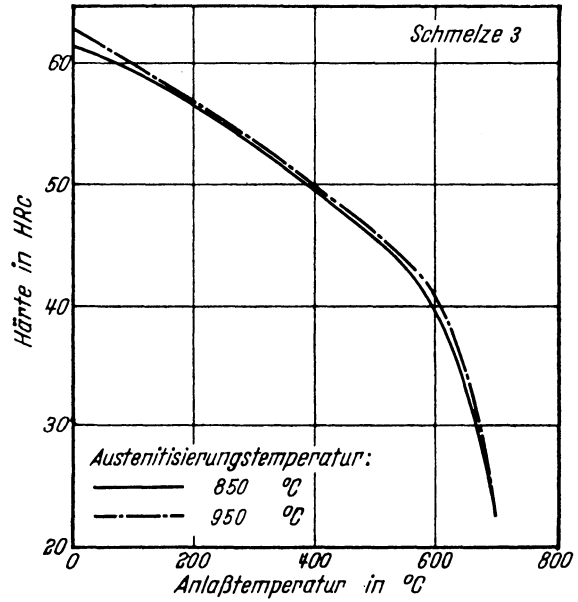
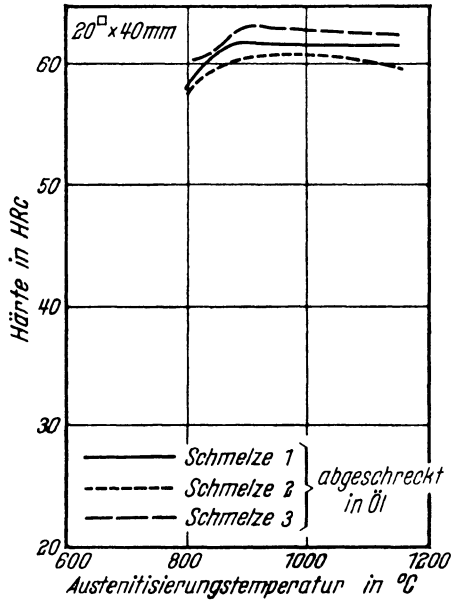
Ac_{1e} -Temperatur: 790° C }
 Ac_{1b} -Temperatur: 710° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
 M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 850° C: 275° C
 M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 950° C: 255° C

Kritische Abkühlungszeiten von Austenitisierungstemperatur 850° C bis 500° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

$$\left\{ \begin{array}{l} K_m = 180 \text{ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \\ K_{50} = 2100 \text{ s (50\% Martensit)} \\ K_t = 14000 \text{ s (Beginn der Umwandlung in der Perlitstufe)} \\ K_p = 65000 \text{ s (gerade vollständige Umwandlung in der Perlitstufe, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \end{array} \right.$$

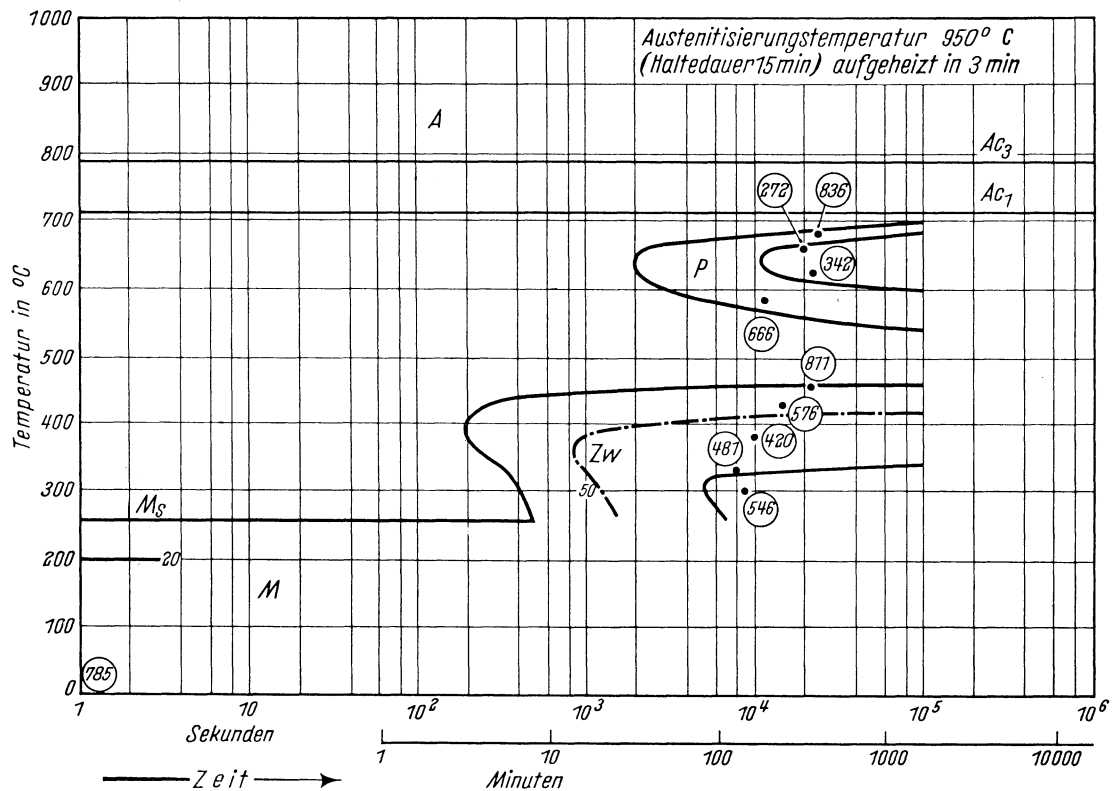
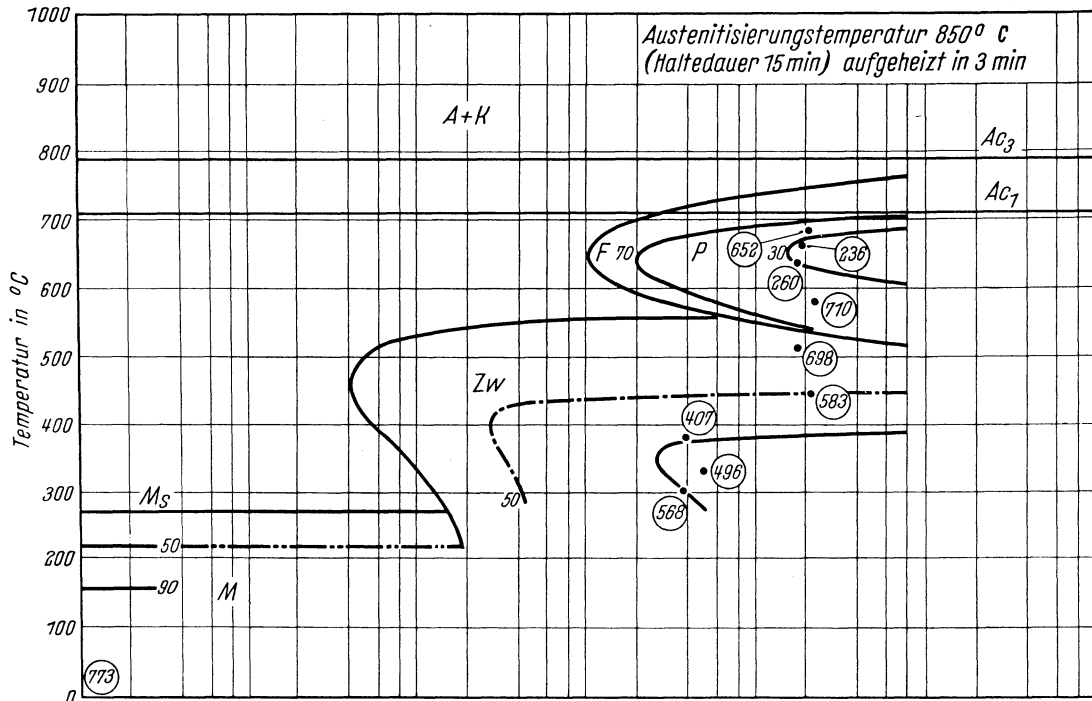
Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Kennzeichnung des Härungsverhaltens durch
 Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-Anlaßtemperatur-Schaubild — Stirnabschreckkurven*)



*) Stirnabschreckversuch mit vergrößerter Masse, siehe Nachtrag zum Textteil.
 Stirnabschreckproben von 18,5 mm Dmr. und 100 mm Länge.
 Haltezeit auf Anlaßtemperatur in allen Fällen 2 Stunden.

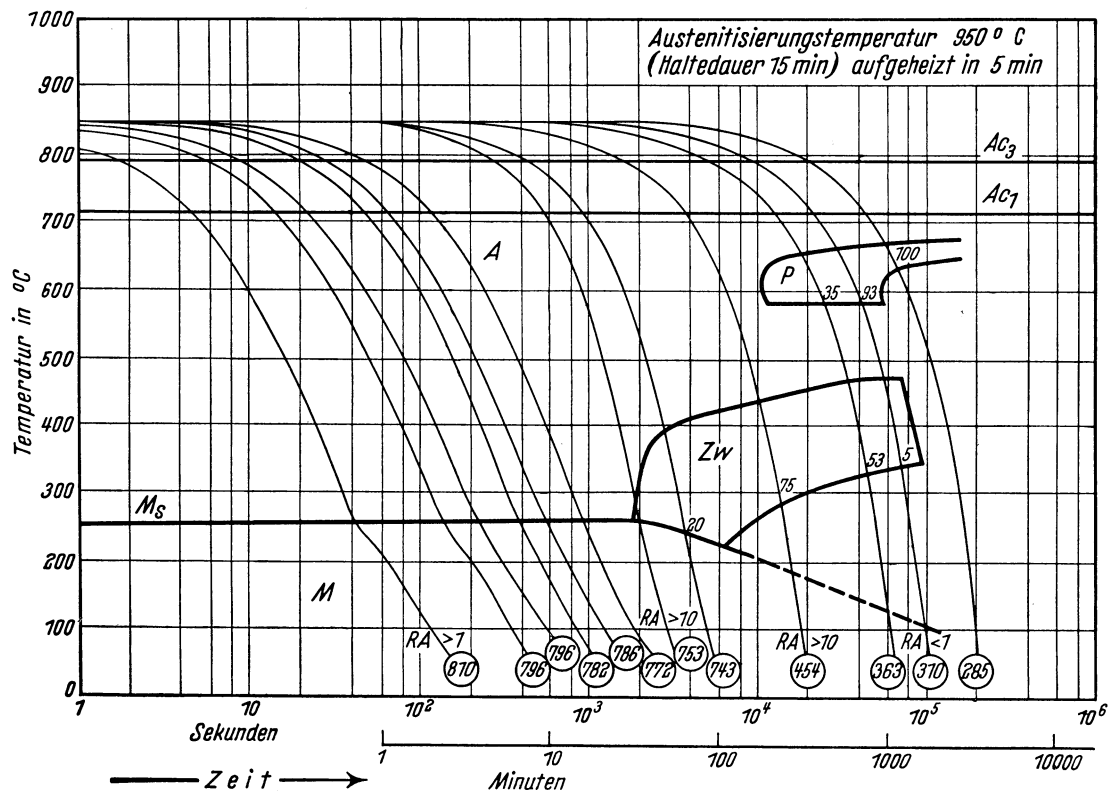
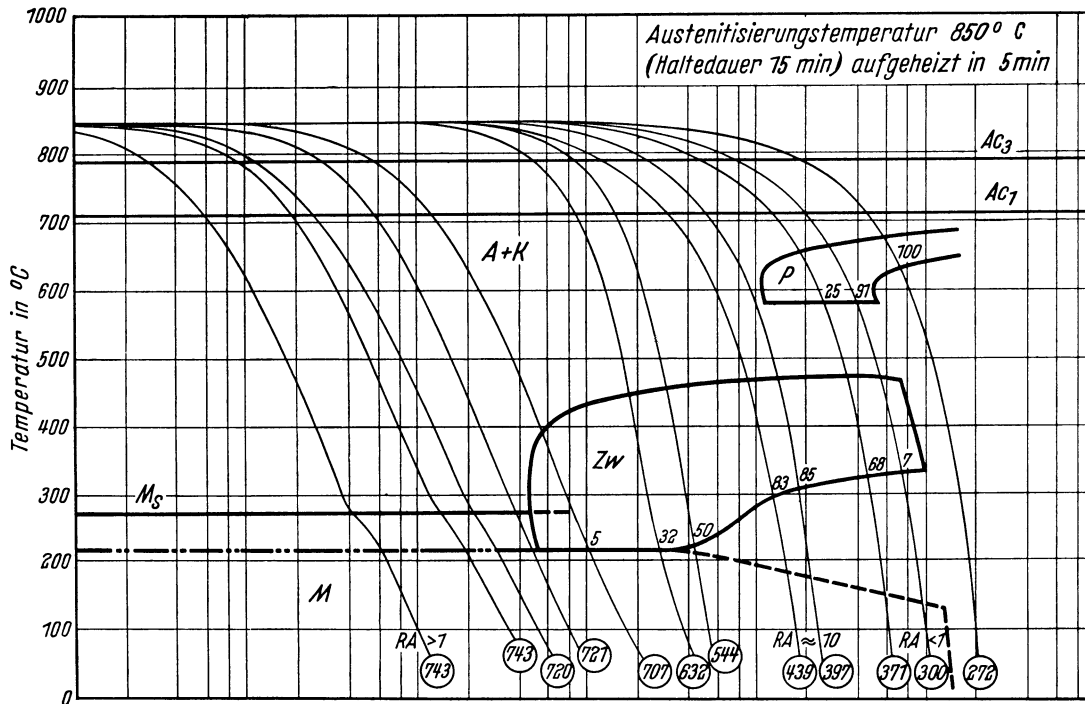
Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,52	0,29	0,70	0,010	0,010	1,09	0,43	1,72	0,14	n. b.



- A Bereich des Austenits
- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- F Bereich der Ferritbildung
- Härtewerte in HV
- P Bereich der Perlitbildung
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 20; 30... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,52	0,29	0,70	0,070	0,070	1,09	0,43	1,72	0,74	n.b.

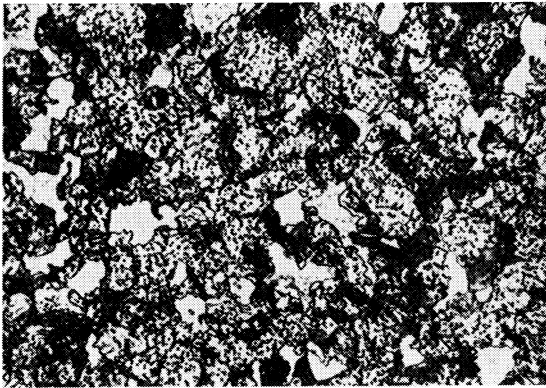


- A Bereich des Austenits
- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- RA Restaustenit
- 1; 5... Gefügeanteile in Prozent

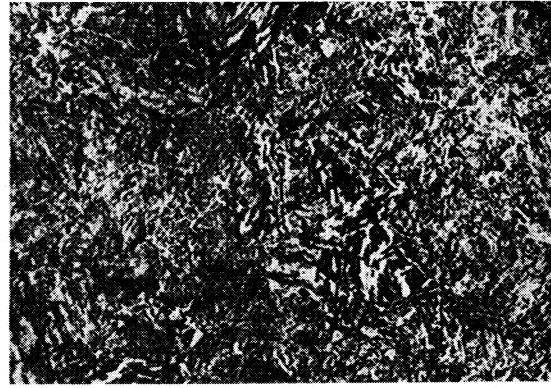
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 3 bei einer Austenitisierungstemperatur von 850° C. (500 : 1)

isothermisch

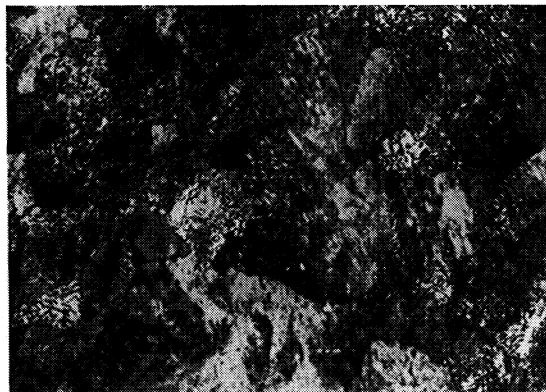


Umwandlungstemperatur 662° C
Ungelöste Karbide, 70% Ferrit, 30% Perlit
Härte 236 HV

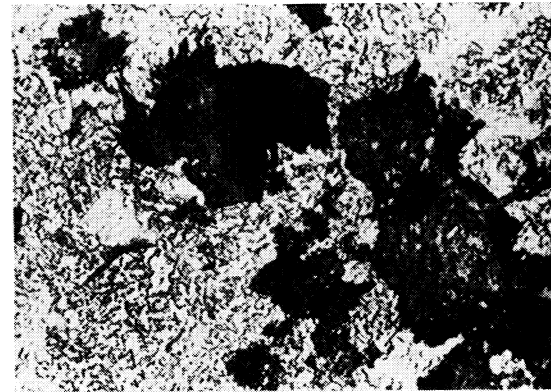


Umwandlungstemperatur 330° C
Ungelöste Karbide, Zwischenstufengefüge
Härte 496 HV

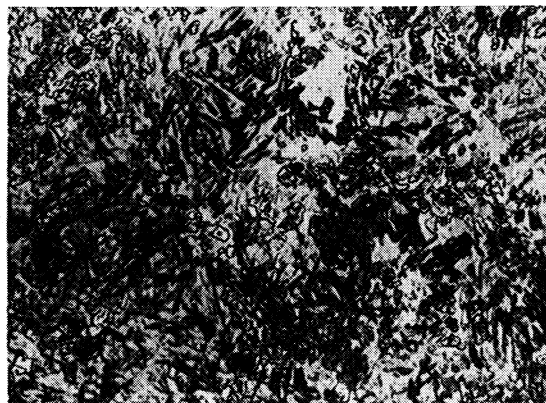
kontinuierlich



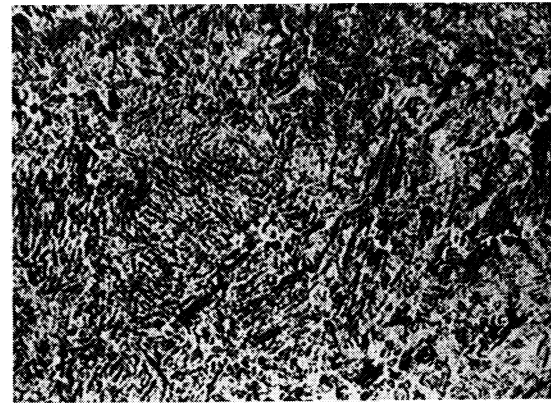
Ungelöste Karbide, Perlit
Härte 272 HV



Ungelöste Karbide, 25% Perlit, 68% Zwischenstufen-
gefüge, 7% Martensit und Restaustenit
Härte 371 HV



Ungelöste Karbide, 50% Zwischenstufengefüge,
50% Martensit und Restaustenit
Härte 544 HV



Ungelöste Karbide, Martensit und Restaustenit
Härte 743 HV

Stahl X 40 Cr 13

II-221 A

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN 17 006: 40Cr52

Stoffnummer nach DIN 17 007: 2093

Legierter Kaltarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 200
und nichtrostender Walz- und Schmiedestahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 400

Chemische Zusammensetzung in % (Richtwerte)	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,40	0,40	0,30	13,0				

Angaben über die den Umwandelungschaubildern zugrunde liegende Schmelze
Temperaturen für die Wärmebehandlung

Weichglühen	Härten	
	von	in
750 bis 800° C	960 bis 1010° C	Öl

Chemische Zusammensetzung (in Prozent)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
0,44	0,30	0,20	0,025	0,010	13,12	0,09	<0,01	0,31	0,02	n. b.

Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung	Austenit-Korngröße nach	
			15 min 980° C	15 min 1050° C
bas. Elektro-Ofen	geschmiedet auf 25 mm □	weichgeglüht	10 bis 11, vereinzelt 9	9 und 10, vereinzelt 8

Ac_{1e} -Temperatur 850° C }
 Ac_{1b} -Temperatur 790° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min

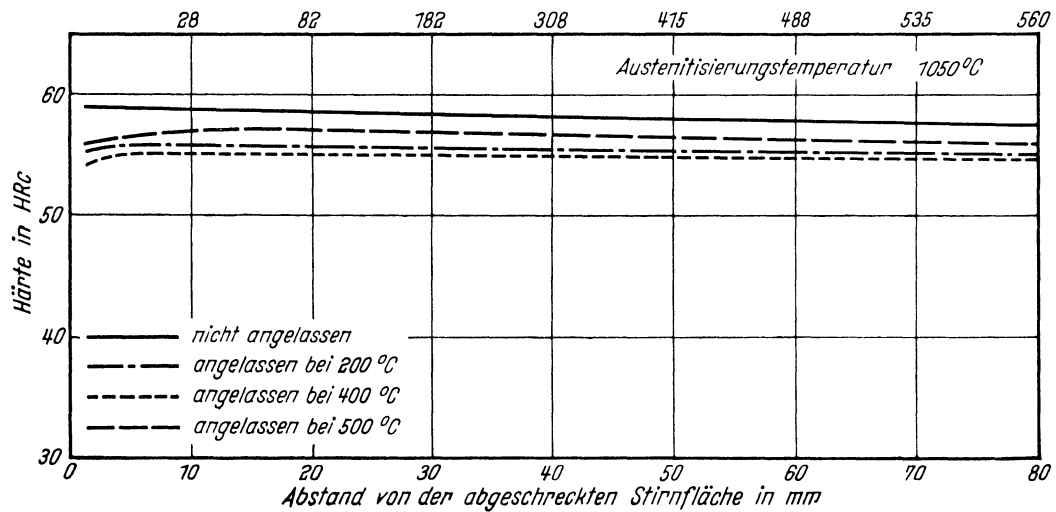
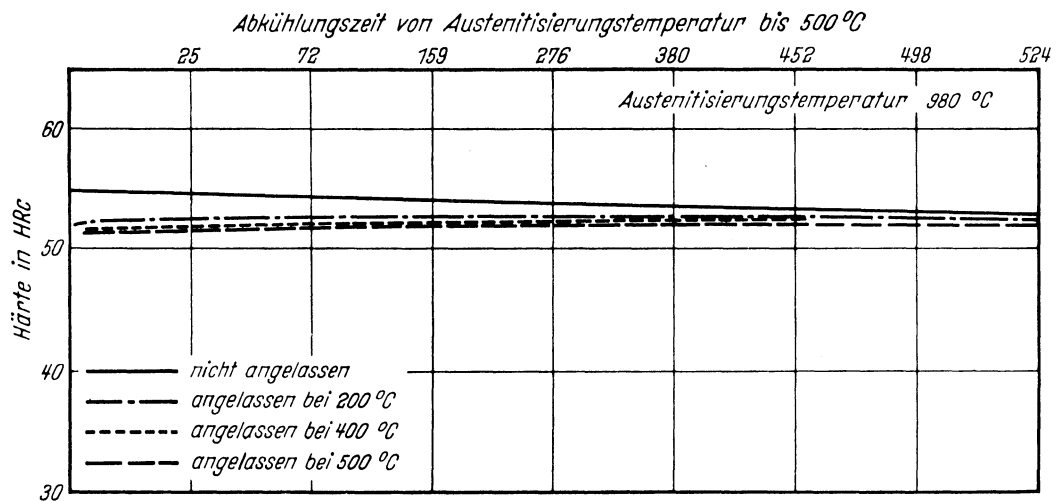
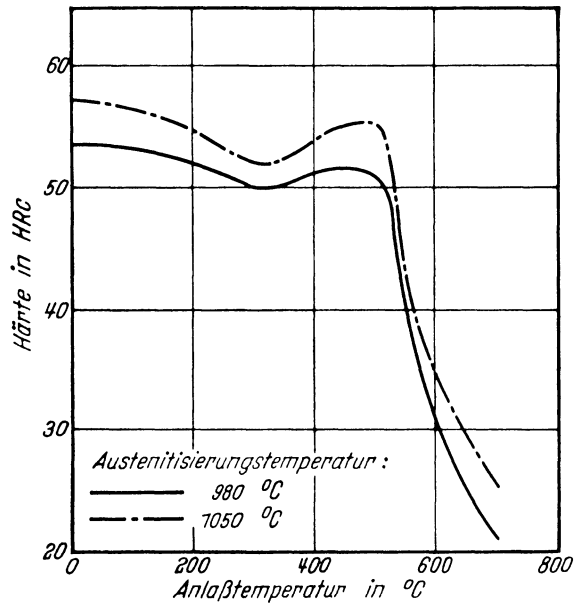
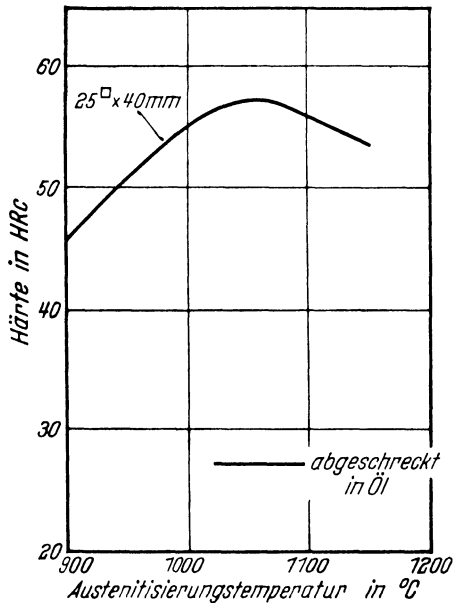
M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 980° C : 270° C
 M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 1050° C : 145° C

Kritische Abkühlungszeiten von
Austenitisierungstemperatur
980 bis 500° C,
entnommen aus dem ZTU-
Schaubild (kontinuierlich)

$$\left\{ \begin{array}{l} K_m = 650s \text{ (gerade noch vollständige Martensitbildung, ent-} \\ \text{spricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \\ K_{50} = 2800s \text{ (50\% Martensit)} \\ K_f = 650s \text{ (Beginn der Umwandlung in der Perlitstufe)} \\ K_p = 5000s \text{ (gerade vollständige Umwandlung in der Perlitstufe,} \\ \text{entspricht im allgemeinen unterer kritischer Ab-} \\ \text{kühlungsgeschwindigkeit)} \end{array} \right.$$

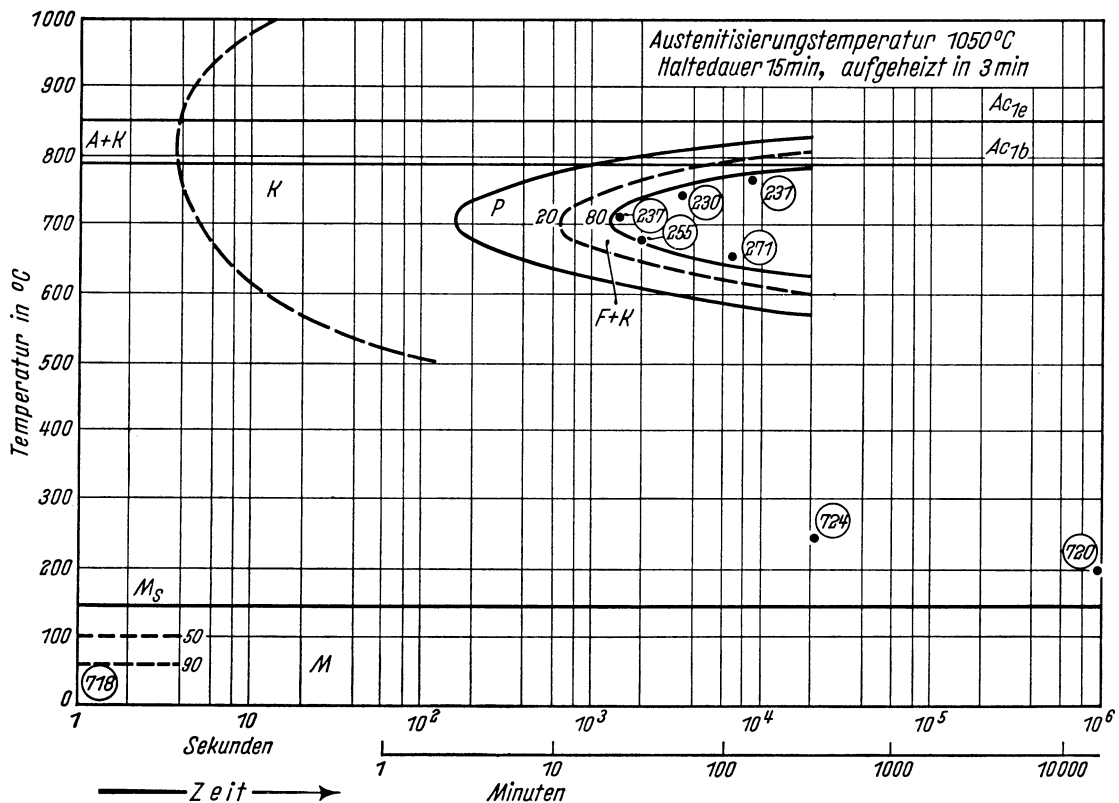
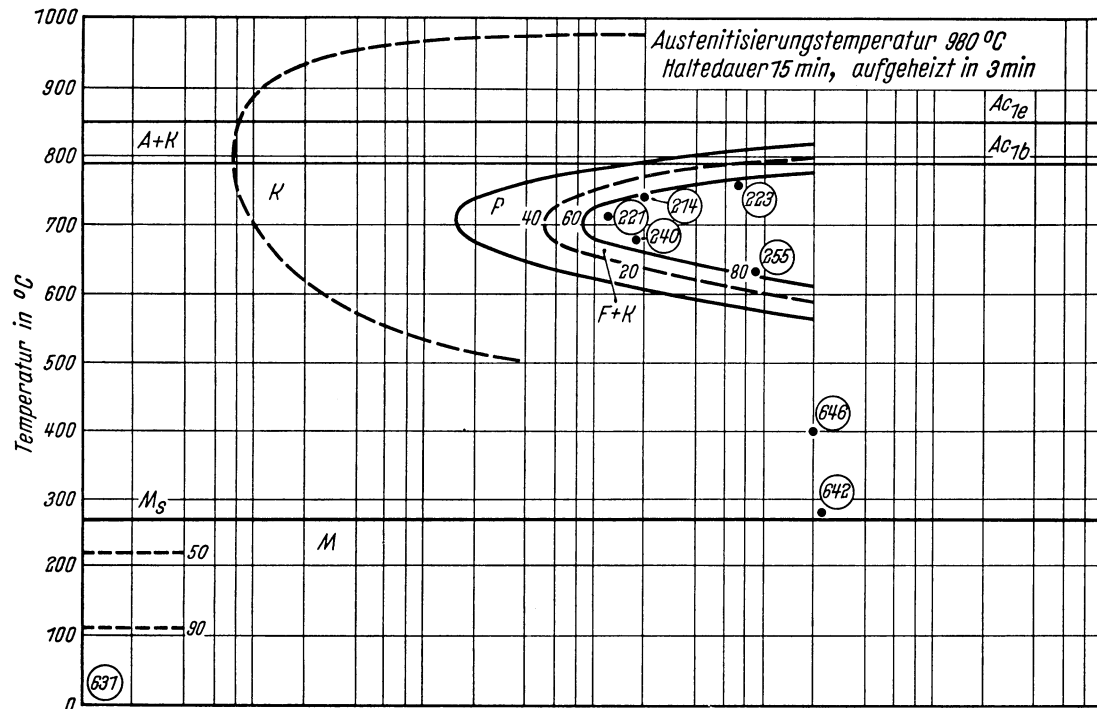
Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Kennzeichnung des Härungsverhaltens durch
Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-Anlaßtemperatur-Schaubild — Stirnabschreckkurven*)



*) Stirnabschreckversuch mit vergrößerter Masse, siehe Nachtrag zum Textteil. Stirnabschreckproben von 18,5 mm Dmr. und 100 mm Länge. Haltezeit auf Anlaßtemperatur in allen Fällen 2 Stunden.

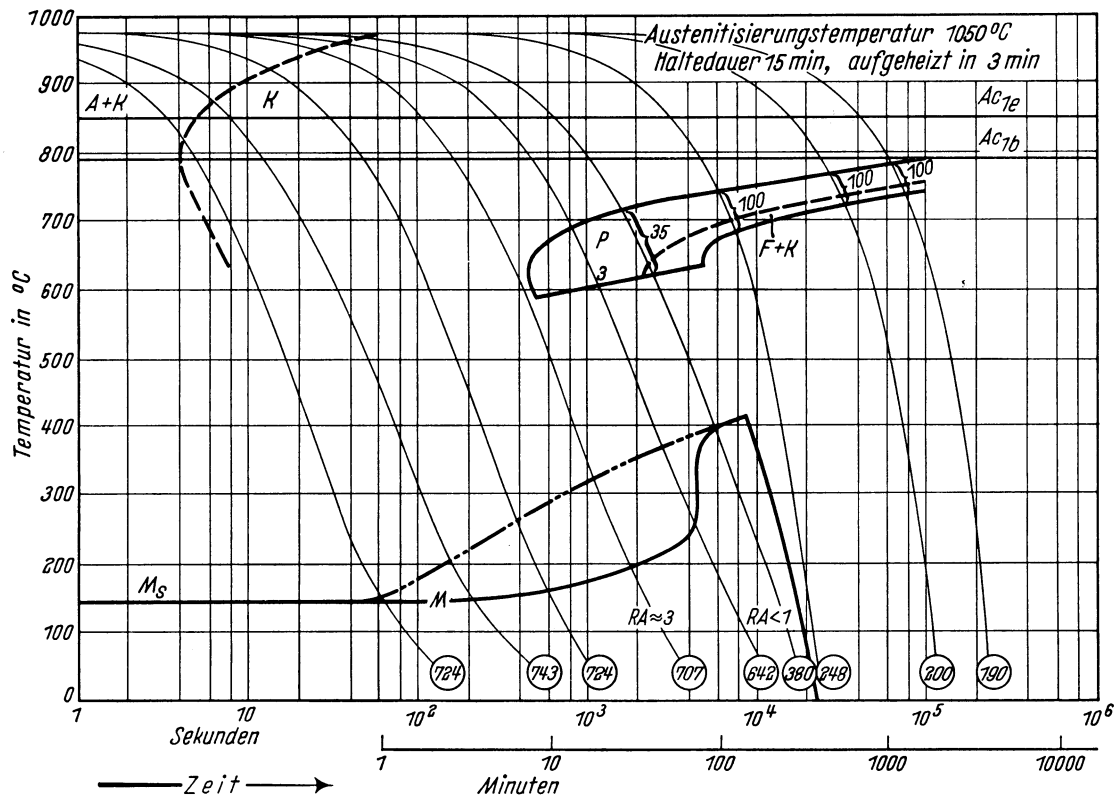
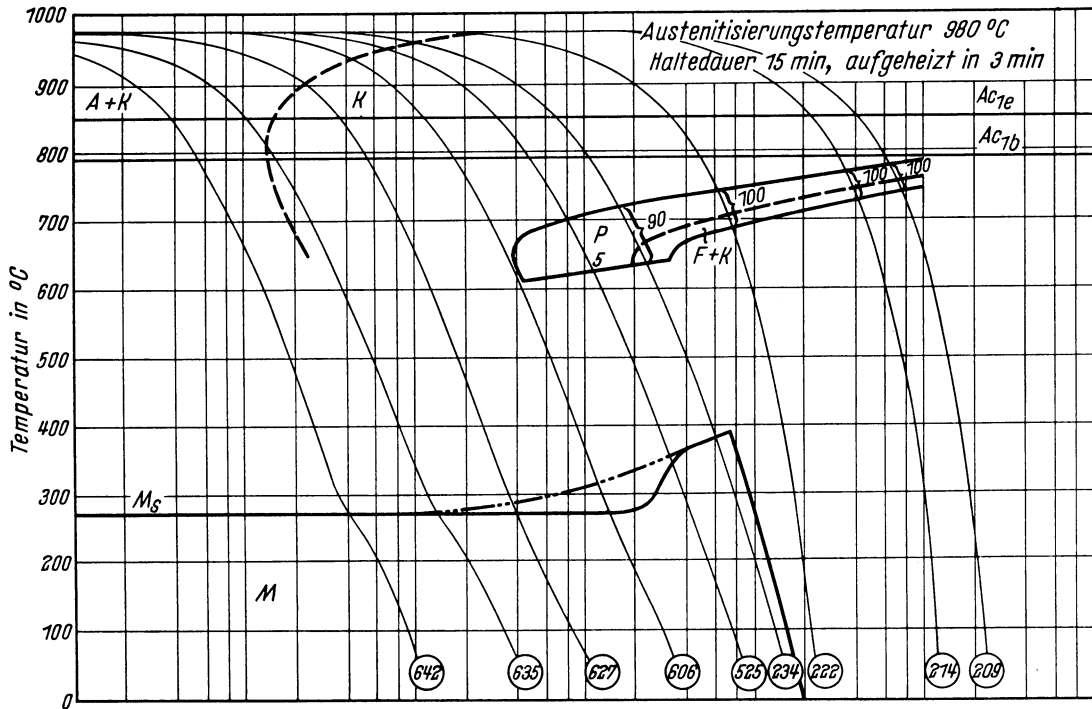
Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,44	0,30	0,20	0,025	0,010	13,12	0,09	<0,01	0,31	0,02



- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- K Bereich der Karbidbildung
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- F + K Bereich der Bildung eines nichtlamellaren Eutektoids
- M Bereich der Martensitbildung
- 20; 40... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,44	0,30	0,20	0,025	0,010	13,12	0,09	< 0,01	0,31	0,02

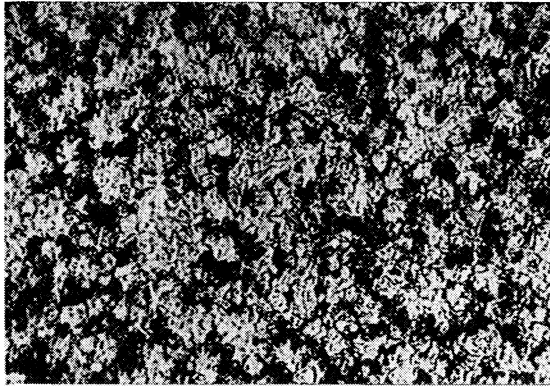


- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- K Bereich der Karbidbildung
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- F + K Bereich der Bildung eines nichtlamellaren Eutektoids
- M Bereich der Martensitbildung
- RA Restaustenit
- < 1; 3 ... Gefügeanteile in Prozent

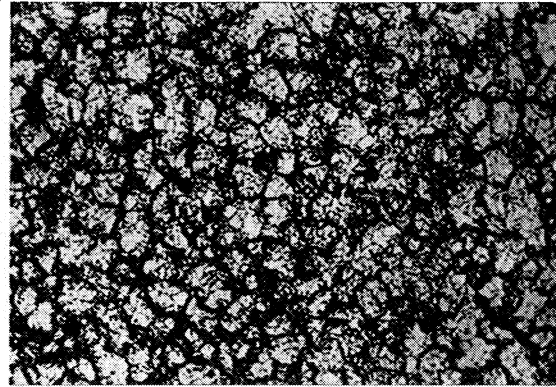
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern bei einer Austenitisierungstemperatur von 980° C. (500:1)

isothermisch

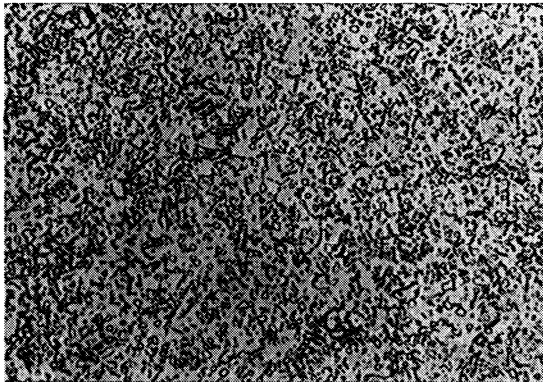


Umwandlungstemperatur 710° C
Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene
Karbide, 40 % Perlit, 60 % Eutektoid F + K
Härte 221 HV

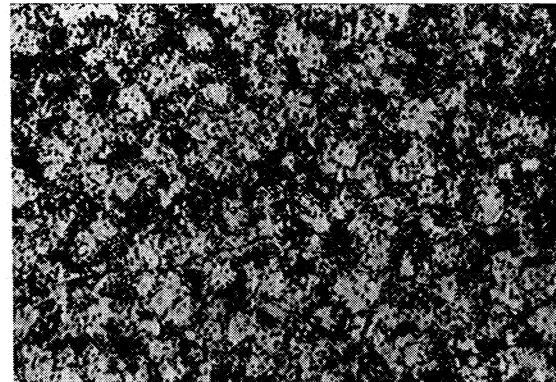


Umwandlungstemperatur 630° C
Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene
Karbide, 20 % Perlit, 80 % Eutektoid F + K
Härte 255 HV

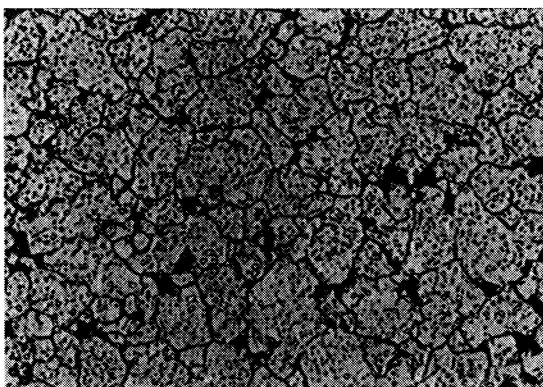
kontinuierlich



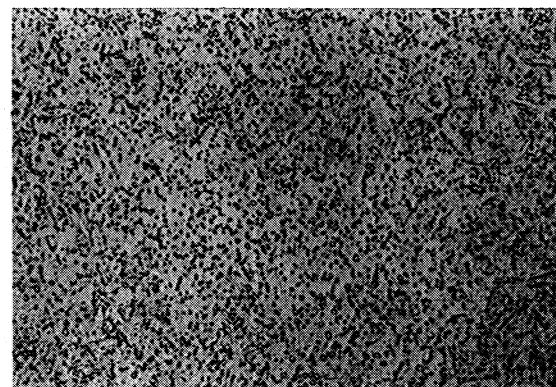
Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene
Karbide, Perlit und Eutektoid F + K
Härte 209 HV



Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene
Karbide, 90 % Perlit und Eutektoid F + K,
10 % Martensit
Härte 234 HV



Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene
Karbide, 5 % Perlit, 95 % Martensit
Härte 525 HV



Ungelöste Karbide, Martensit
Härte 642 HV

Stahl X 210 Cr 12

II-222 A

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN 17 006 : 210 Cr 46

Stoffnummer nach DIN 17 007 : 2080

Legierter Kaltarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 200

Chemische Zusammensetzung in % (Richtwerte)	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	W
	2,10	0,3	0,3	12,0				

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Weichglühen	Härten
	von in
810 bis 840° C	930 bis 960° C 950 bis 980° C (bis höchstens 30 mm Dicke) Öl Luft

Chemische Zusammensetzung (in Prozent) von 3 Schmelzen zur Kennzeichnung des Härungsverhaltens (Siehe auch Blatt B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
1	2,14	0,29	0,25	0,026	0,026	12,47	0,04	n. b.	0,20	0,18	n. b.
2	2,14	0,36	0,31	0,021	0,005	11,36	0,09	0,12	0,10	n. b.	n. b.
3	2,08	0,28	0,39	0,017	0,012	11,48	0,15	0,02	0,31	0,04	n. b.

Erschmelzungsart, Verarbeitung, Vorbehandlung und Austenit-Korngröße der untersuchten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vor- behandlung	Austenit-Korngröße nach	
				15 min 970° C	15 min 1050° C
1	saurer Hochfrequenzofen	geschmiedet auf 20 mm \varnothing	weichgeglüht	8 bis 9	7
2	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 20 mm \square	„	8 bis 9	6 bis 7
3	„ „ „	geschmiedet auf 20 mm \varnothing	„	8 bis 9	6 bis 7

Zusätzliche Angaben über die den Umwandelungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 3

A_{c1e} -Temperatur 797° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min

A_{c1b} -Temperatur 768° C }

M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 970° C: 184° C

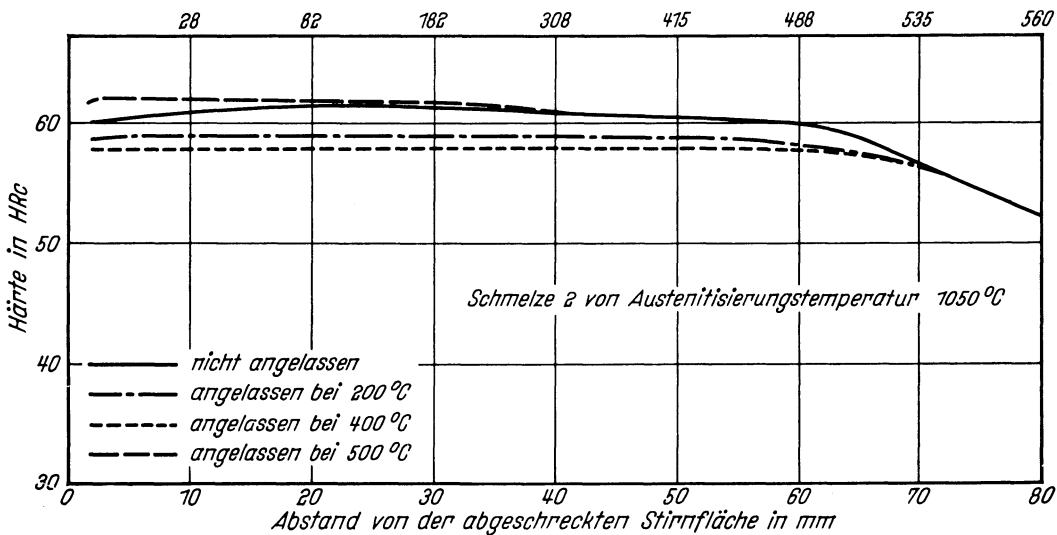
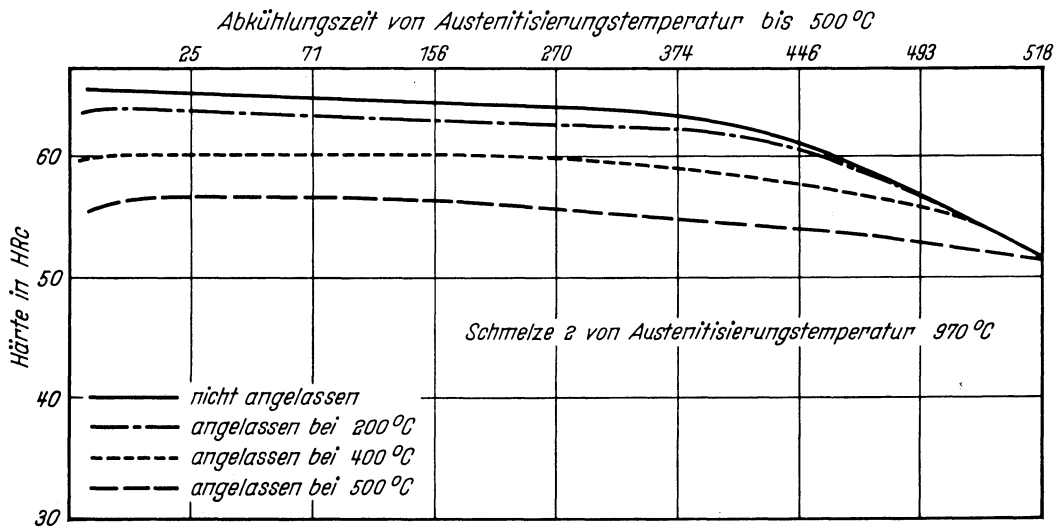
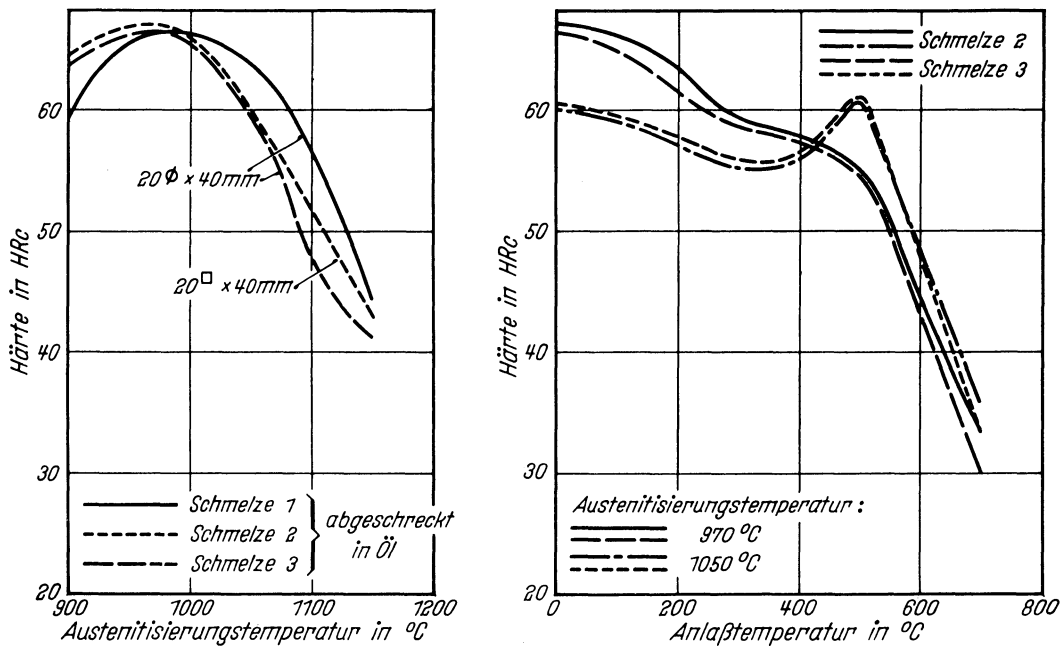
M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 1050° C: 70° C

Kritische Abkühlungszeiten von
Austenitisierungstemperatur
970 bis 500° C, entnommen aus
dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

$K_m = 240s$ (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)
 $K_{50} = 850s$ (50% Martensit)
 $K_f = 240s$ (Beginn der Umwandlung in der Perlitstufe)
 $K_p = 1700s$ (gerade vollständige Umwandlung in der Perlitstufe, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

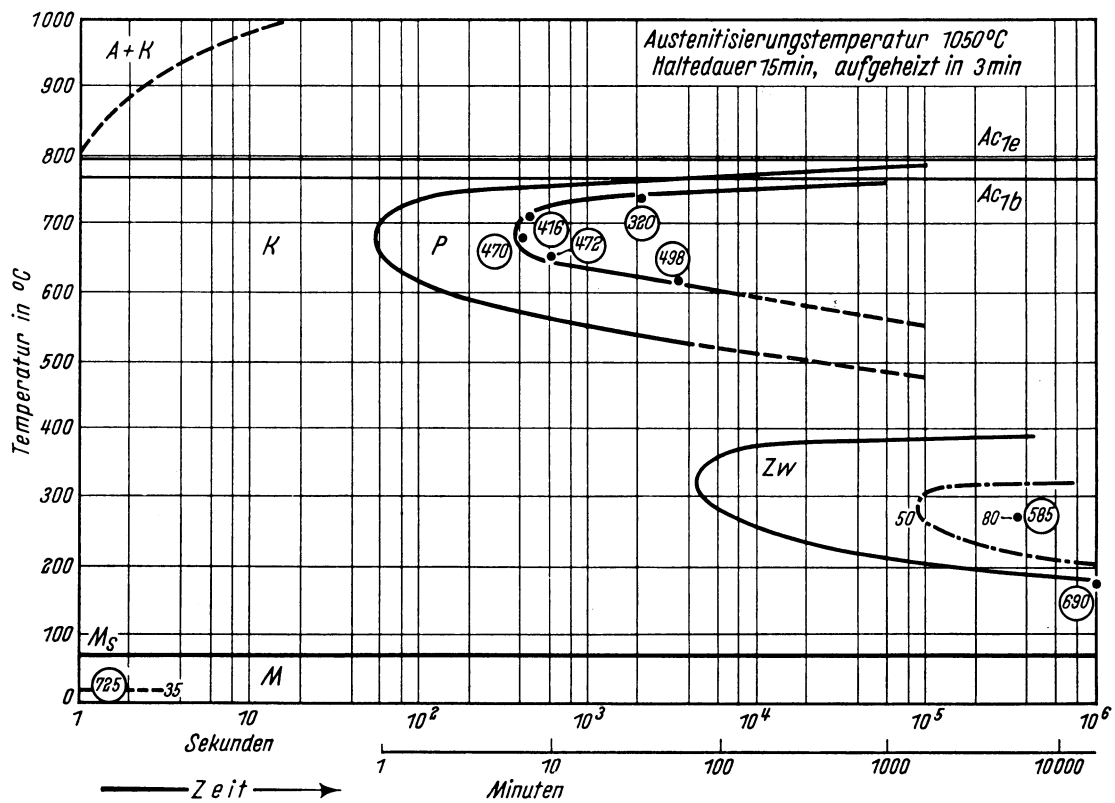
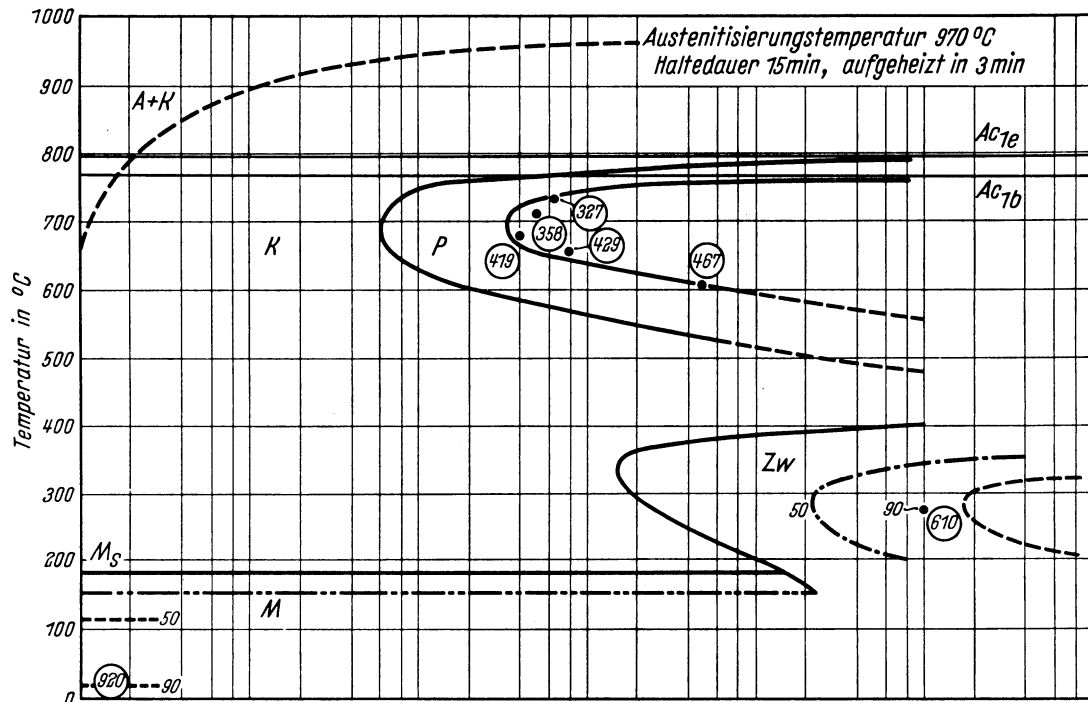
Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Kennzeichnung des Härtungsverhaltens durch
 Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-Anlaßtemperatur-Schaubild — Stirnabschreckkurven*)



*) Stirnabschreckversuch mit vergrößerter Masse, siehe Nachtrag zum Textteil. Stirnabschreckproben von 18,5 mm Dmr. und 100 mm Länge. Haltezeit auf Anlaßtemperatur in allen Fällen 2 Stunden.

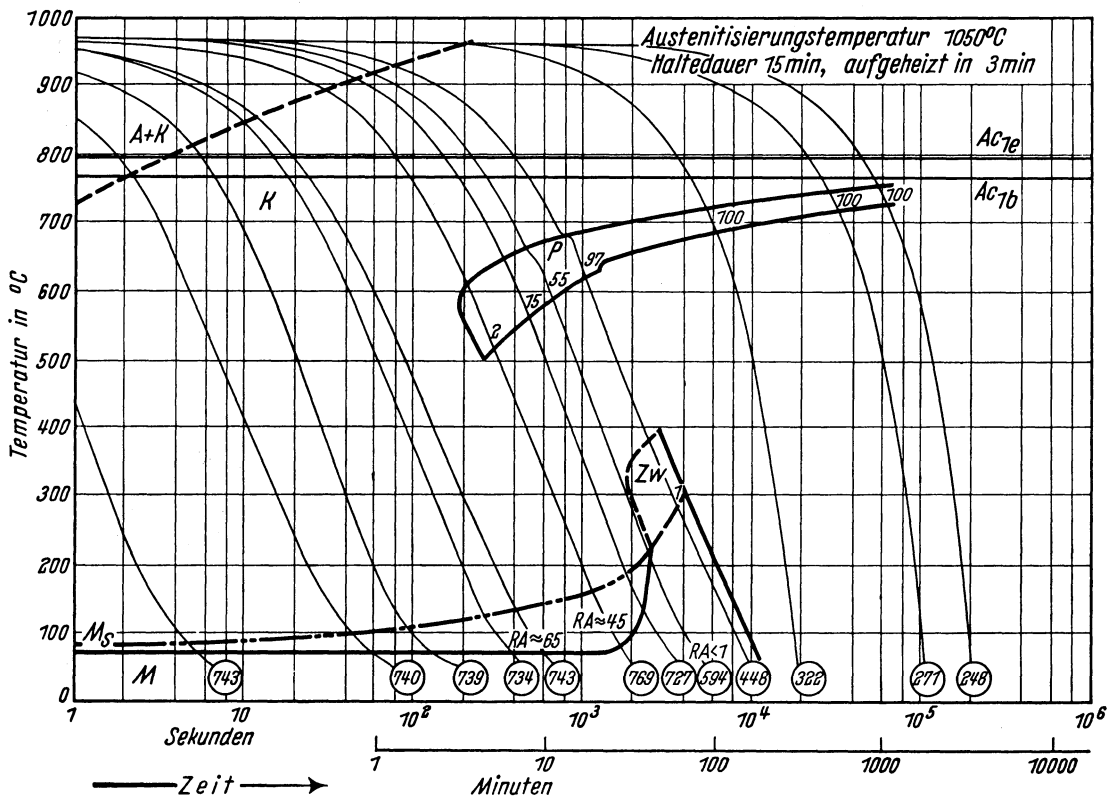
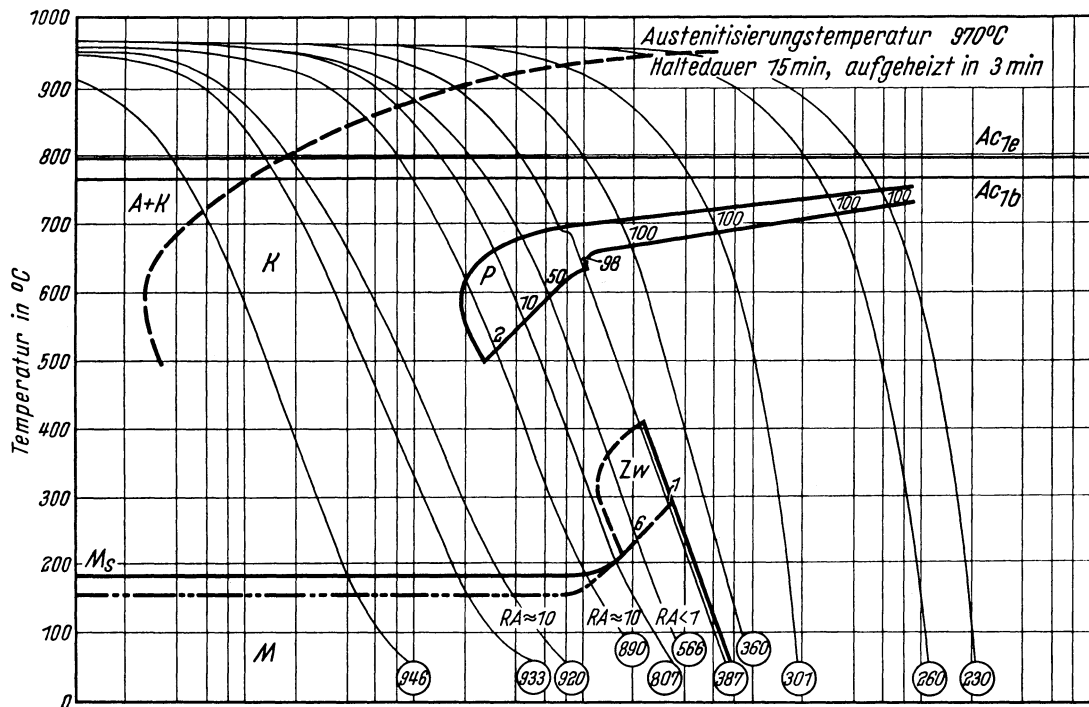
Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	2,08	0,28	0,39	0,017	0,012	11,48	0,15	0,02	0,31	0,04



- | | | | |
|-------|-----------------------------------|-----------|---|
| A + K | Bereich des Austenits und Karbids | Zw | Bereich der Zwischenstufen-Gefüge-
bildung |
| K | Bereich der Karbidbildung | M | Bereich der Martensitbildung |
| P | Bereich der Perlitbildung | ○ | Härtewerte in HV |
| ○ | Härtewerte in HV | 35; 50... | Gefügeanteile in Prozent |

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	2,08	0,28	0,39	0,017	0,012	11,48	0,15	0,02	0,31	0,04

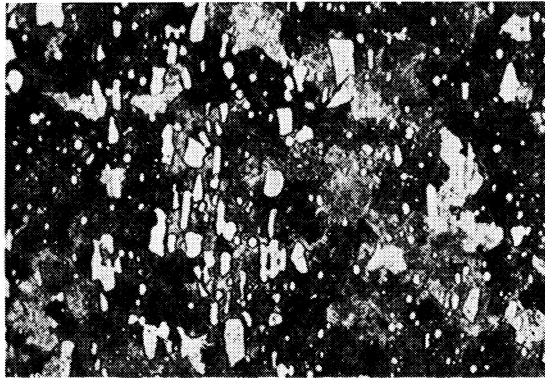


- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- K Bereich der Karbidbildung
- P Bereich des Perlitbildung
- M Bereich der Martensitbildung
- RA Restaustenit
- 1; 2 ... Gefügeanteile in Prozent
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- Härtewerte in HV

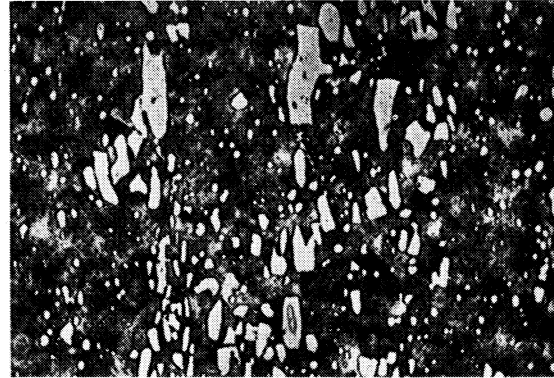
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 3 bei einer Austenitisierungstemperatur von 970° C. (500:1)

isothermisch

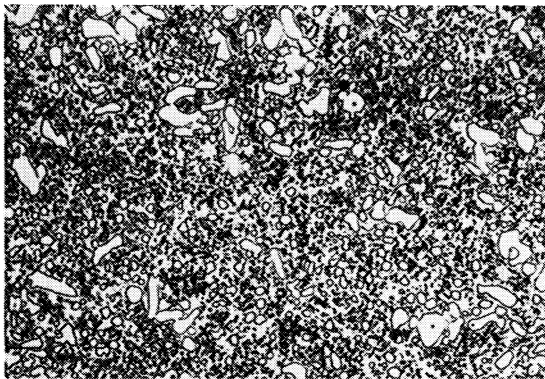


Umwandlungstemperatur 710° C
Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene
Karbide, Perlit
Härte 358 HV

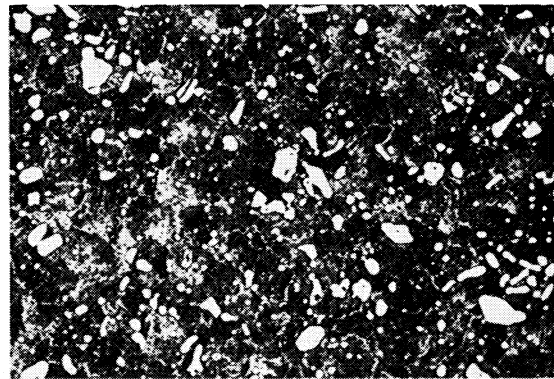


Umwandlungstemperatur 677° C
Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene
Karbide, Perlit
Härte 419 HV

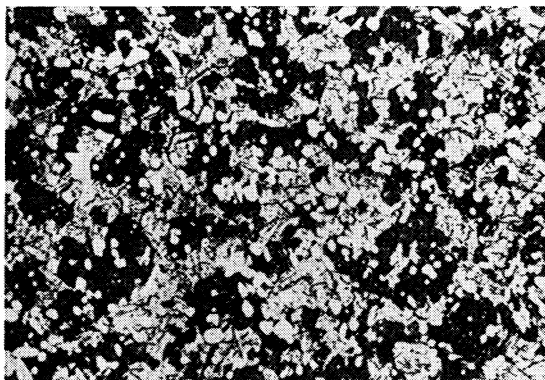
kontinuierlich



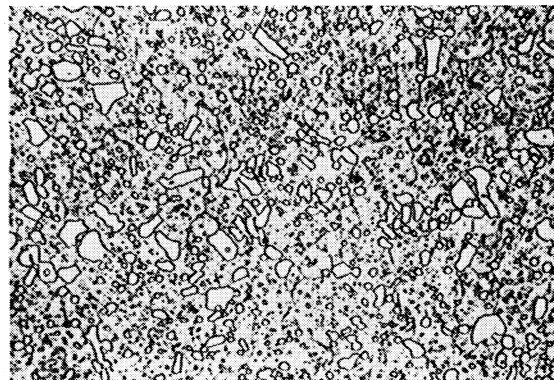
Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene
Karbide, Perlit
Härte 230 HV



Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene
Karbide, Perlit
Härte 360 HV



Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene
Karbide, 50 % Perlit, 6 % Zwischenstufengefüge,
44 % Martensit und Restaustenit
Härte 566 HV



Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene
Karbide, Martensit und Restaustenit
Härte 933 HV

Stahl X 210 CrW 12

II-223 A

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach Din 17 006 : 210 CrW 46

Stoffnummer nach DIN 17 007 : 2436

Legierter Kaltarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 200

Chemische Zusammensetzung in % (Richtwerte)	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	W
	2,10	0,3	0,3	12,0				

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Weichglühen	Härten
	von in
800 bis 840° C	950 bis 980° C Luft

Chemische Zusammensetzung (in Prozent) von 2 Schmelzen zur Kennzeichnung des Härungsverhaltens (Siehe auch Blatt B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
1	2,19	0,26	0,32	0,027	0,008	11,75	0,12	0,12	0,08	0,08	0,84
2	2,02	0,27	0,41	0,027	0,009	11,55	0,11	0,12	0,10	0,05	0,96

Erschmelzungsart, Verarbeitung, Vorbehandlung und Austenit-Korngröße der untersuchten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vor- behandlung	Austenit-Korngröße nach	
				15 min 970° C	15 min 1050° C
1	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 15 mm □	weichgeglüht	8 bis 9	6 bis 7
2	„ „ „	geschmiedet auf 32 mm ∅	„	10 und 11	9 und 10 vereinzelt 11

Zusätzliche Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 1

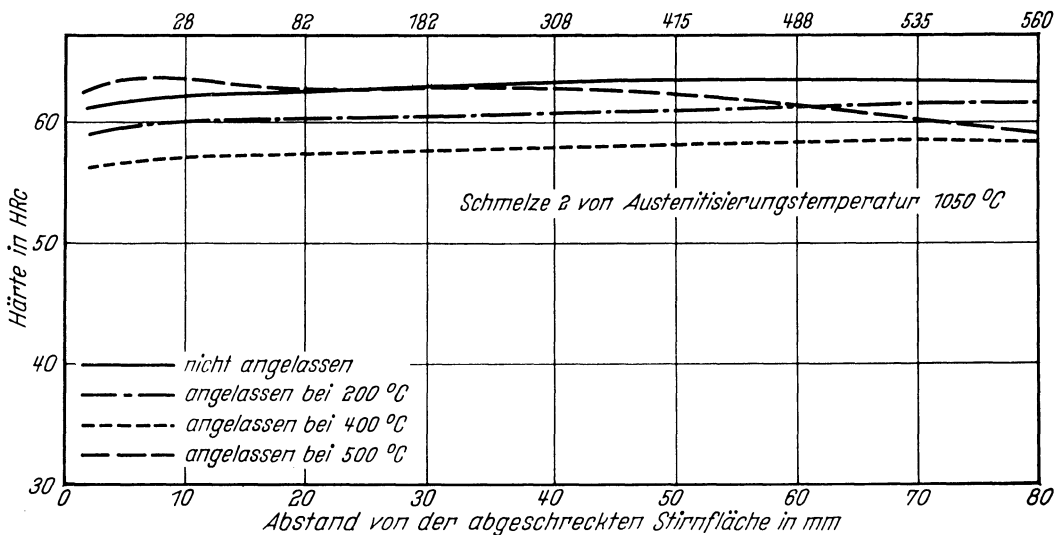
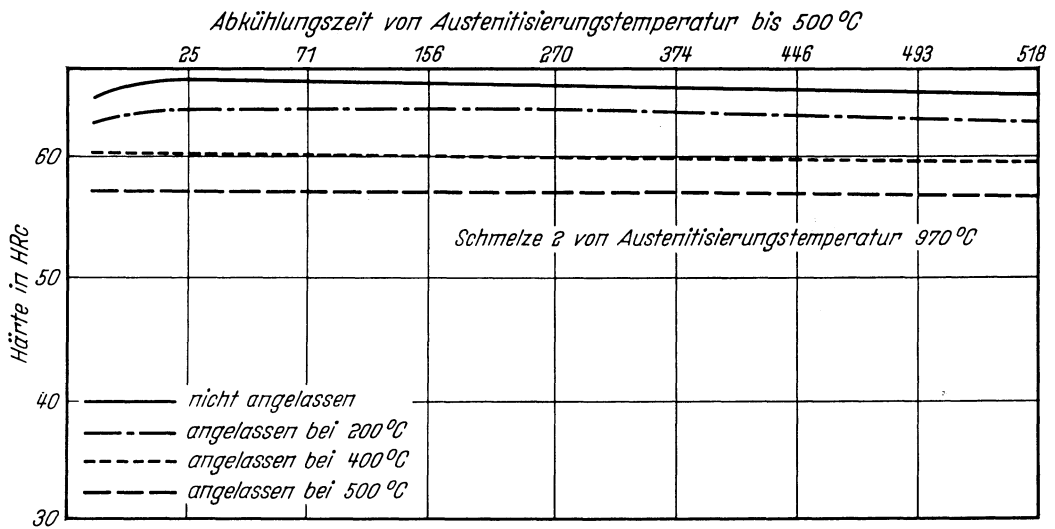
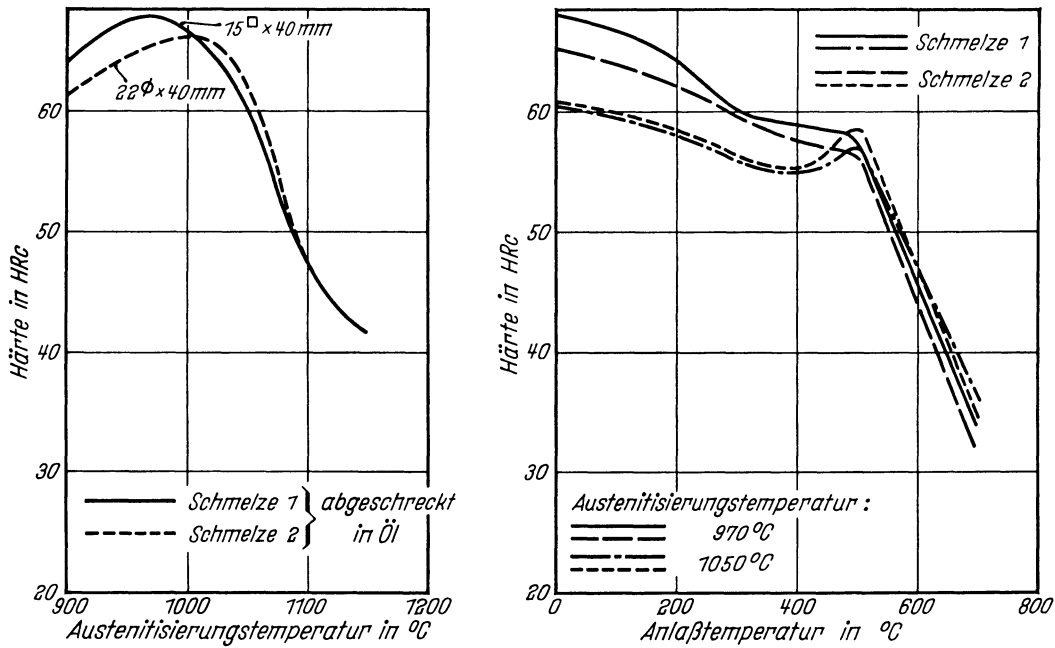
A_{c1e} -Temperatur: 810° C }
 A_{c1b} -Temperatur: 770° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
 M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 970° C: 180° C
 M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 1050° C: 70° C

Kritische Abkühlungszeiten von
Austenitisierungstemperatur
970 bis 500° C entnommen aus
dem ZTU-Schaubild (kontinuier-
lich)

$K_m = 260$ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, ent-
spricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)
 $K_{50} = 920$ s (50% Martensit)
 $K_t = 260$ s (Beginn der Umwandlung in der Perlitstufe)
 $K_p = 2500$ s (gerade vollständige Umwandlung in der Perlitstufe,
entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abküh-
lungsgeschwindigkeit)

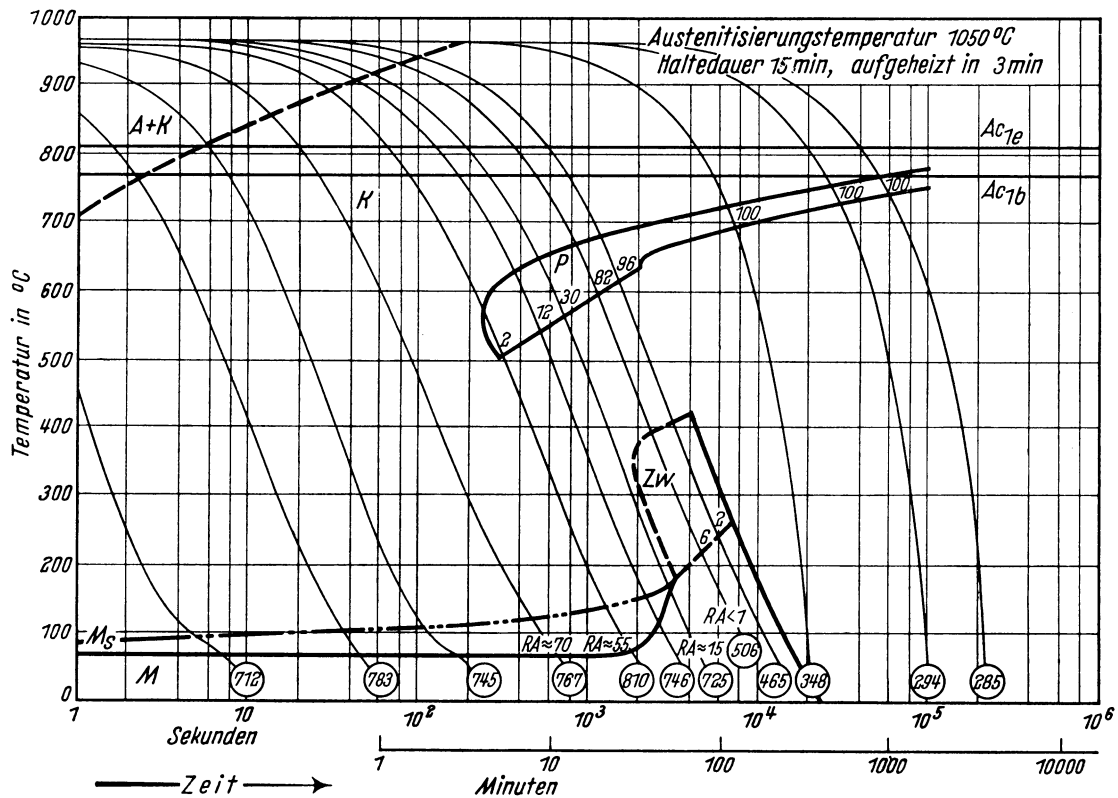
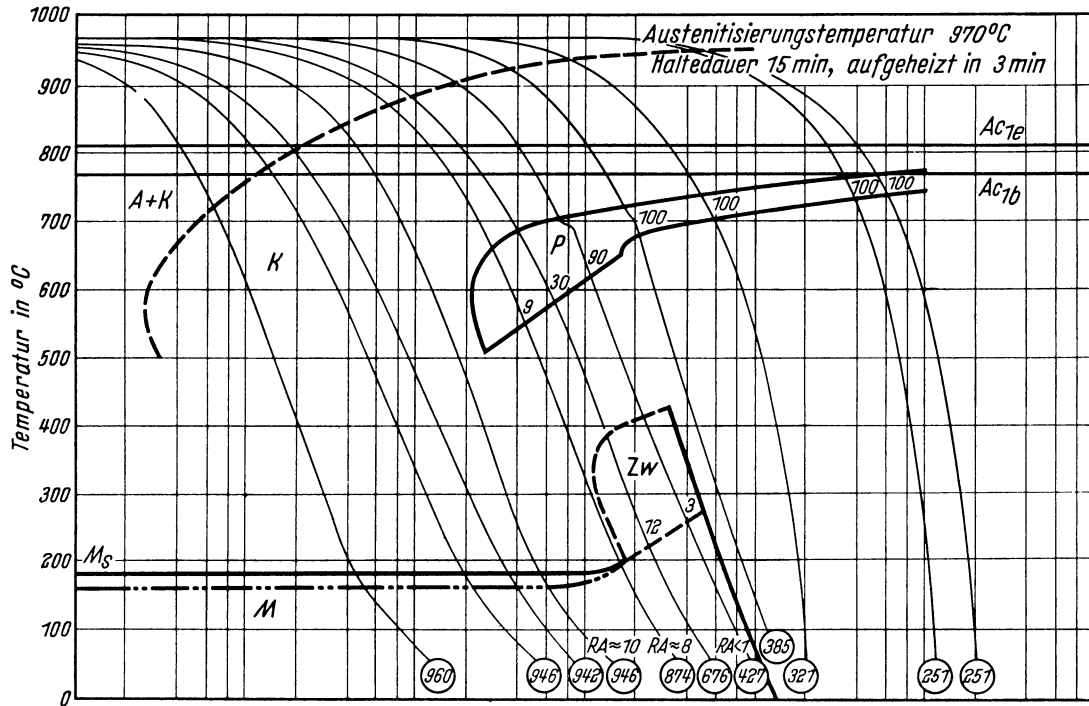
Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Kennzeichnung des Härungsverhaltens durch
Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-Anlaßtemperatur-Schaubild — Stirnabschreckkurven*)



*) Stirnabschreckversuch mit vergrößerter Masse, siehe Nachtrag zum Textteil. Stirnabschreckproben von 18,5 mm Dmr. und 100 mm Länge. Haltezeit auf Anlaßtemperatur in allen Fällen 2 Stunden.

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
	2,19	0,26	0,32	0,027	0,008	11,75	0,12	0,12	0,08	0,08	0,84

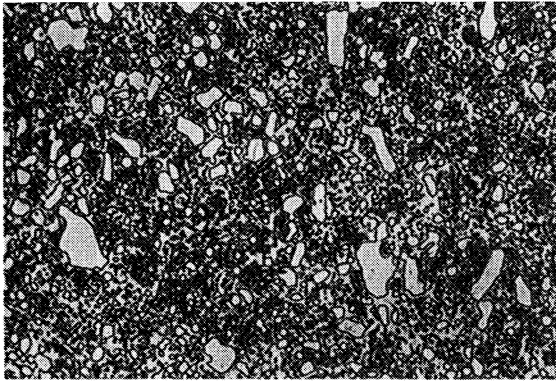


- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- K Bereich der Karbidbildung
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- RA Restaustenit
- < 1; 2... Gefügeanteile in Prozent

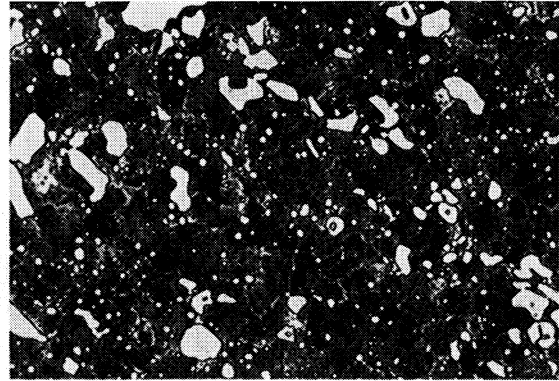
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 1 bei einer Austenitisierungstemperatur von 970° C. (500:1)

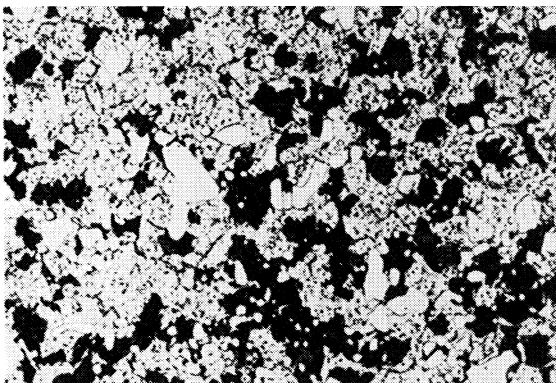
kontinuierlich



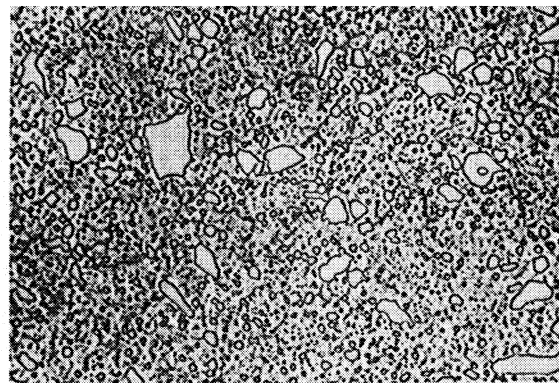
Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene
Karbide, Perlit
Härte 251 HV



Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene
Karbide, Perlit
Härte 385 HV



Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene
Karbide, 30 % Perlit, 12 % Zwischenstufengefüge,
58 % Martensit und Restaustenit
Härte 676 HV



Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene
Karbide, Martensit und Restaustenit
Härte 942 HV

Stahl 145 Cr 6

II-224 A

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Alte Bezeichnung nach DIN: —

Stoffnummer nach DIN 17007: 2063

Legierter Kaltarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 200

Chemische Zusammensetzung in % (Nichtwerte)	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	W
		1,45	0,2	0,6	1,4			(0,1)

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Weichglühen	Härten	
	von	in
710 bis 750° C	820 bis 850° C	Öl

Chemische Zusammensetzung (in Prozent) von 3 Schmelzen zur Kennzeichnung des Härungsverhaltens (Siehe auch Blatt B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
1	1,56	0,19	0,66	0,014	0,011	1,37	0,15	0,03	0,05	n. b.	n. b.
2	1,42	0,37	0,61	0,024	0,015	1,37	0,04	n. b.	n. b.	0,18	n. b.
3	1,40	0,27	0,36	0,030	0,024	1,49	0,16	0,08	0,08	0,24	n. b.

Erschmelzungsart, Verarbeitung, Vorbehandlung und Austenit-Korngröße der untersuchten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung	Austenit-Korngröße nach	
				15 min 860° C	15 min 950° C
1	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 22 mm Ø	weichgeglüht	7 bis 8	6
2	saurer Hochfrequenzofen	geschmiedet auf 20 mm Ø	„	7 bis 8	6
3	„	geschmiedet auf 20 mm □	„	8	6

Zusätzliche Angaben über die den Umwandelungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 2

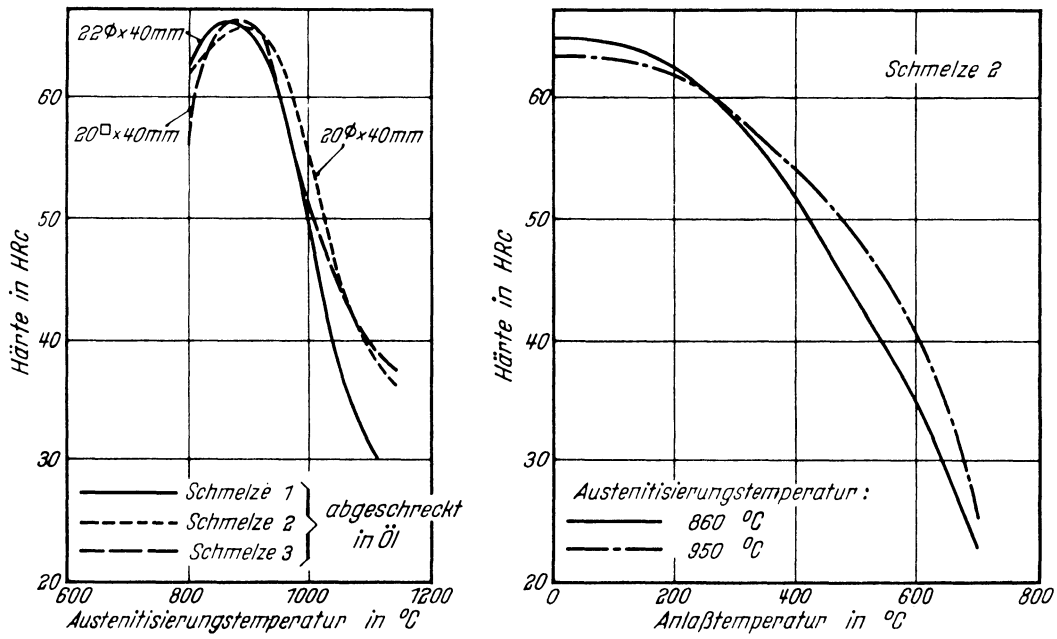
Ac_{1e} -Temperatur: 780° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
 Ac_{1b} -Temperatur: 740° C }
 M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 860° C: 220° C
 M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 950° C: 110° C

Kritische Abkühlungszeiten von Austenitisierungstemperatur 860 bis 500° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

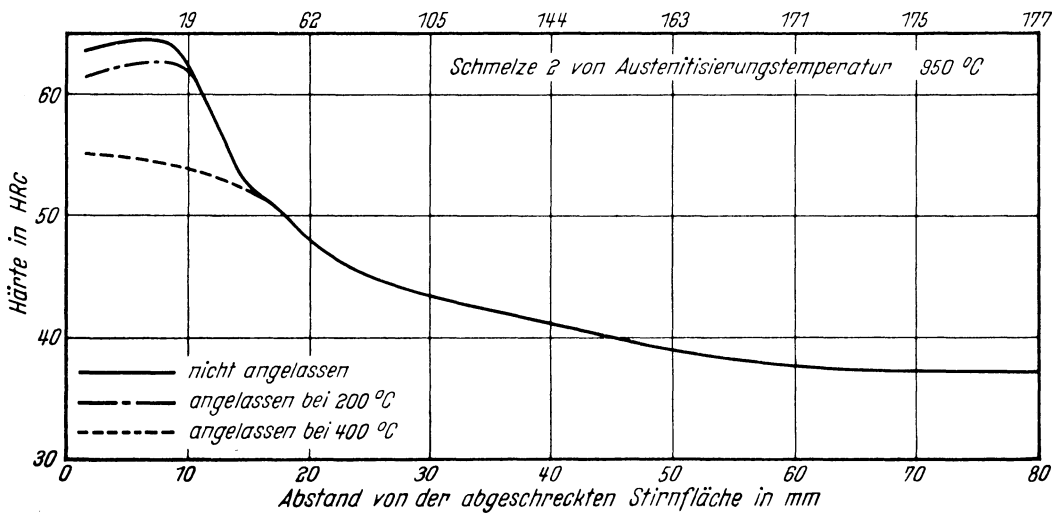
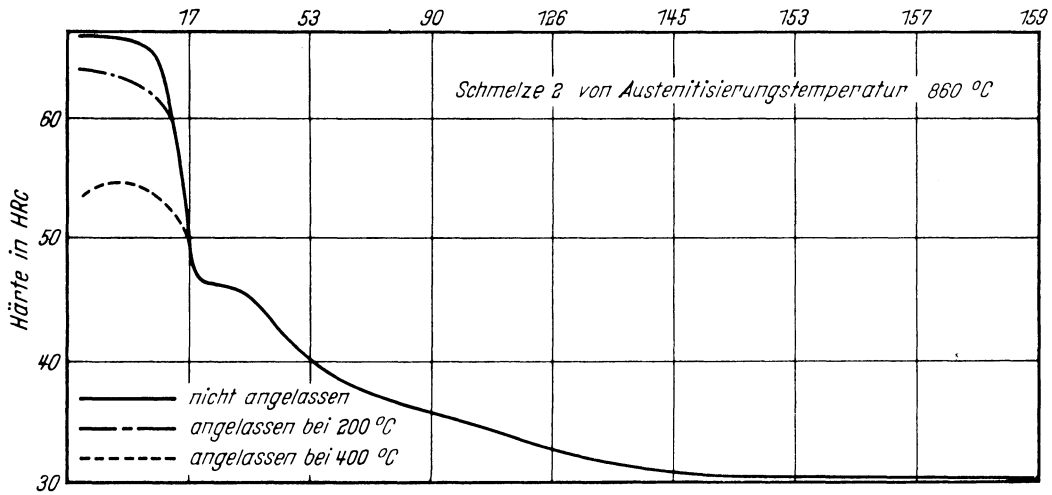
$$\left\{ \begin{array}{l} K_m = 10 \text{ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \\ K_{50} = 23 \text{ s (50\% Martensit)} \\ K_f = 12 \text{ s (Beginn der Umwandlung in der Perlitstufe)} \\ K_p = 38 \text{ s (gerade vollständige Umwandlung in der Perlitstufe, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \end{array} \right.$$

Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Kennzeichnung des Härungsverhaltens durch
Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-Anlaßtemperatur-Schaubild — Stirnabschreckkurven*)

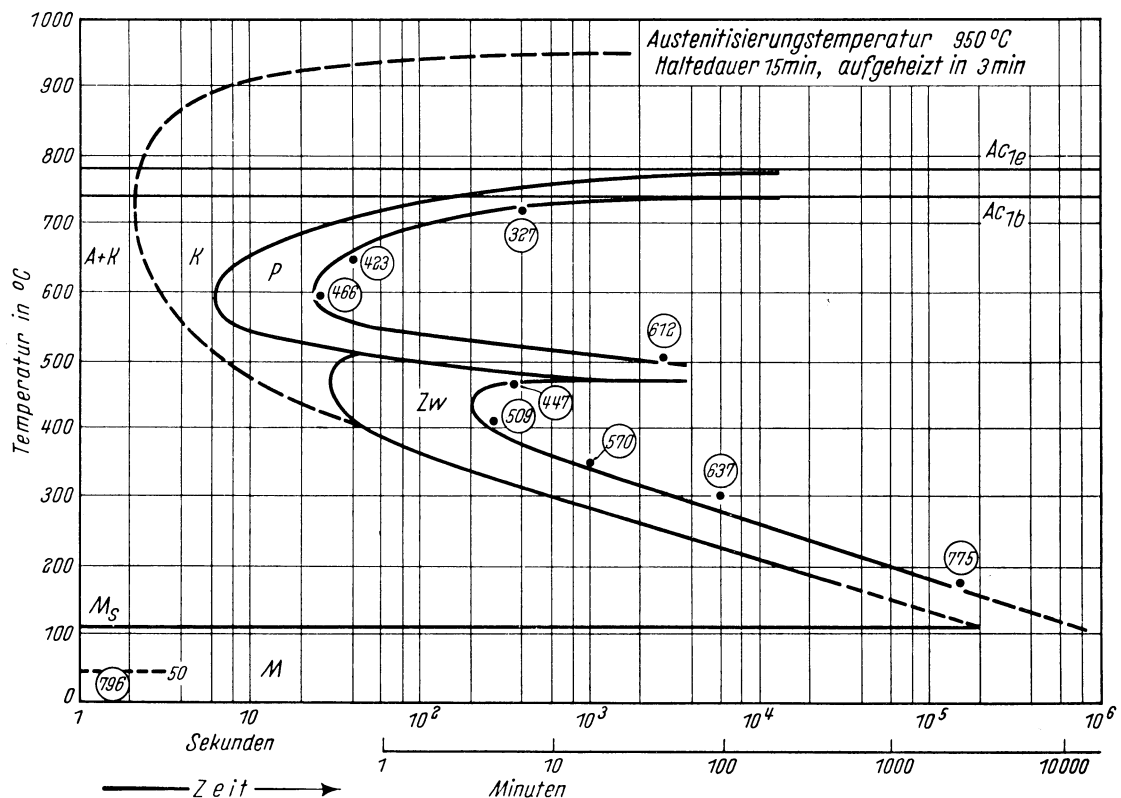
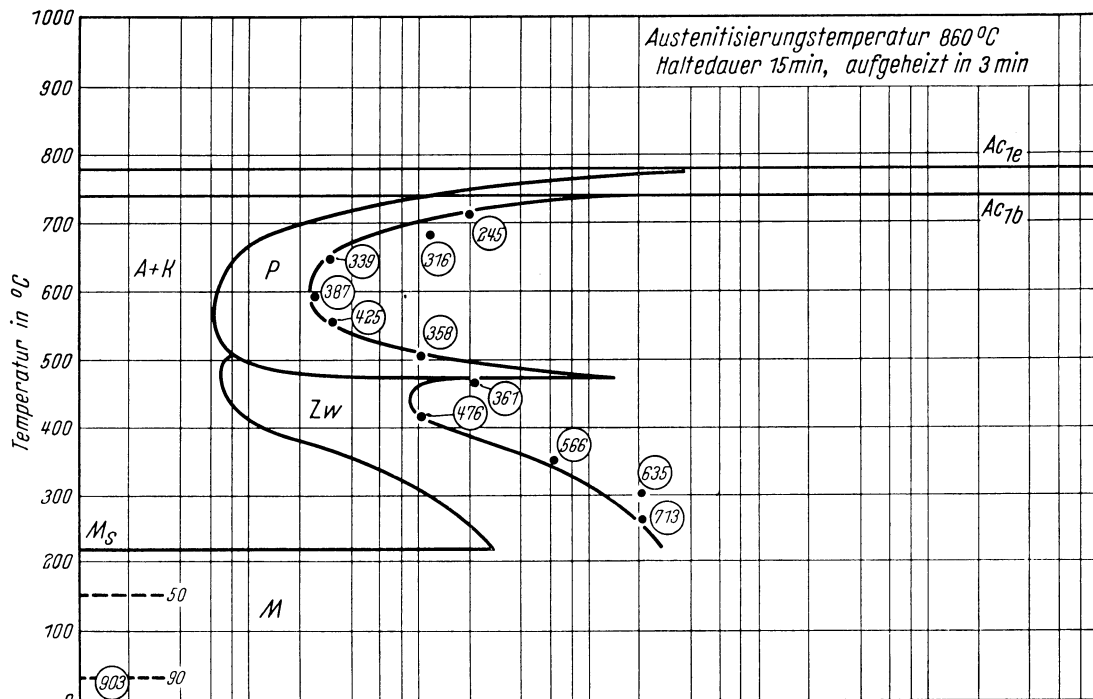


Abkühlungszeit von Austenitisierungstemperatur bis 500 °C



*) Stirnabschreckversuch nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650—50. Stirnabschreckproben von 18,5 mm Dmr. und 100 mm Länge. Haltezeit auf Anlaßtemperatur in allen Fällen 2 Stunden.

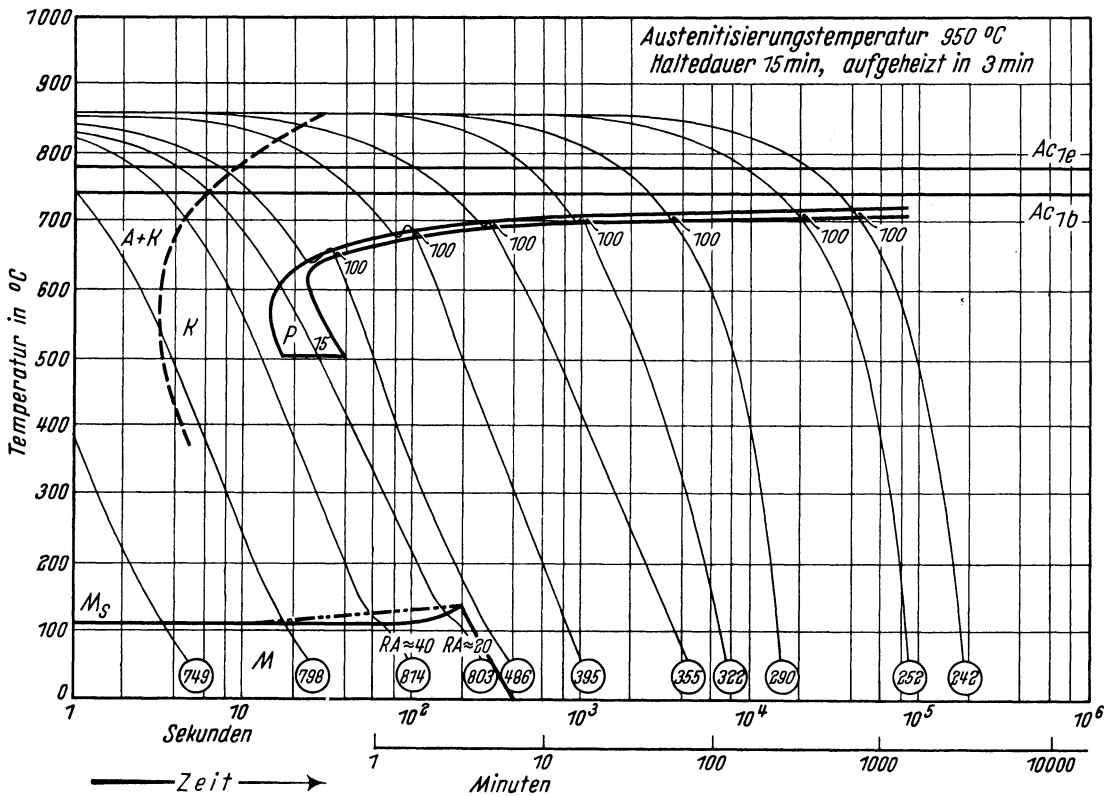
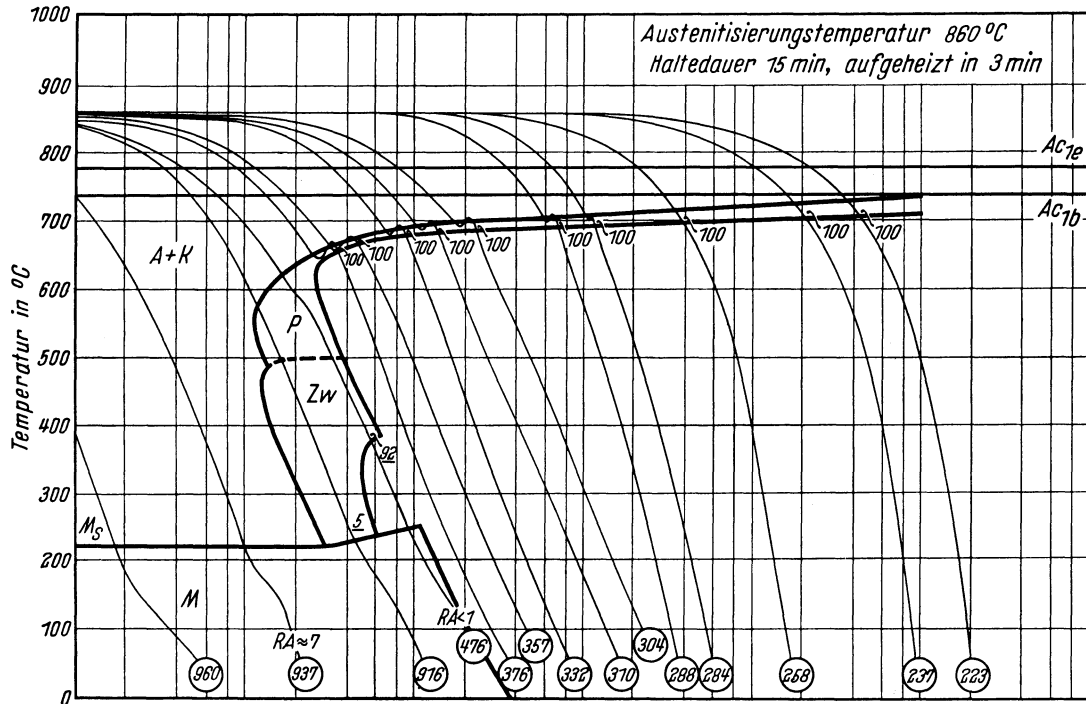
Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	1,42	0,37	0,61	0,024	0,015	1,37	0,04	n.b.	n.b.	0,18



- | | | | |
|-------|-----------------------------------|-----------|---|
| A + K | Bereich des Austenits und Karbids | Zw | Bereich der Zwischenstufen-Gefüge-
bildung |
| K | Bereich der Karbidbildung | M | Bereich der Martensitbildung |
| P | Bereich der Perlitbildung | 50; 90... | Gefügeanteile in Prozent |
| ○ | Härtewerte in HV | | |

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	1,42	0,37	0,61	0,024	0,075	1,37	0,04	n. b.	n. b.	0,18

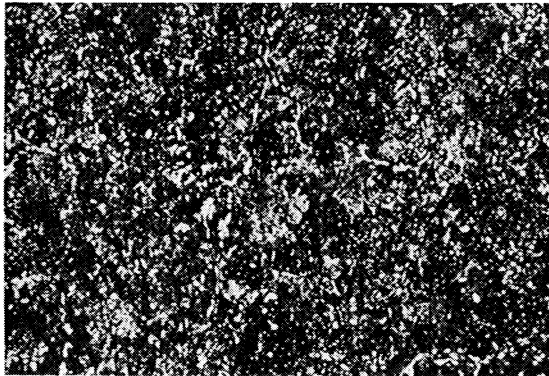


- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- K Bereich der Karbidbildung
- P Bereich der Perlitbildung
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- RA Restaustenit
- Härtewerte in HV
- < 1; ≈ 7... Gefügeanteile in Prozent
- 5; 92... Summe Perlit + Zwischenstufen-Gefüge in Prozent

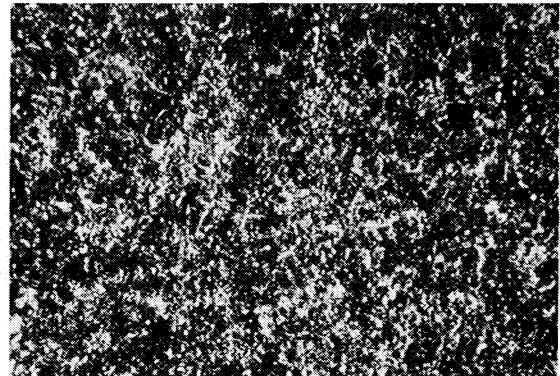
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 2 bei einer Austenitisierungstemperatur von 860° C. (500:1)

isothermisch

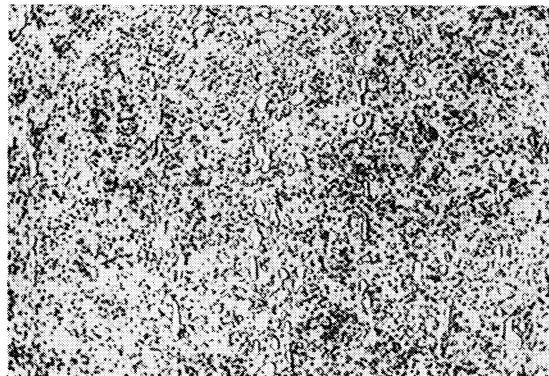


Umwandlungstemperatur 595° C
Ungelöste Karbide, Perlit
Härte 387 HV

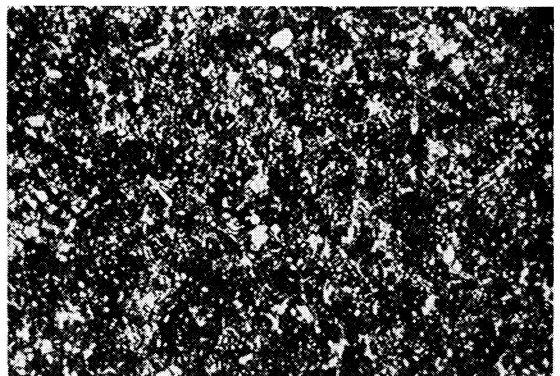


Umwandlungstemperatur 415° C
Ungelöste Karbide, Zwischenstufengefüge
Härte 476 HV

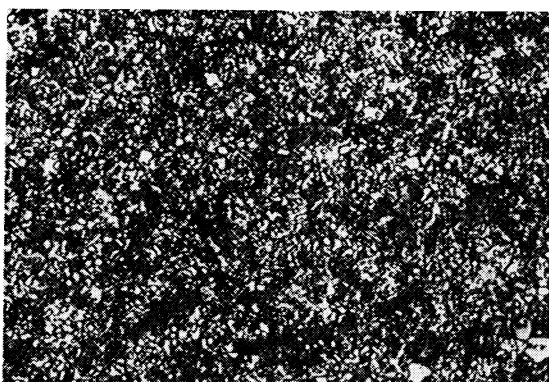
kontinuierlich



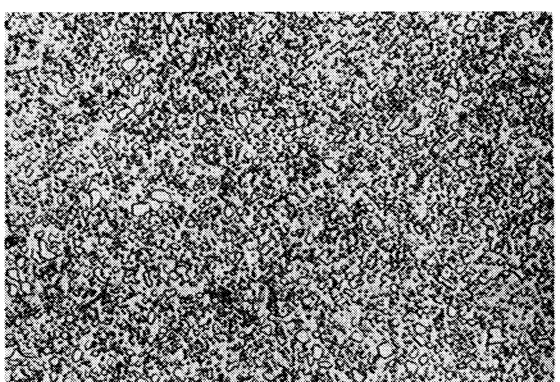
Ungelöste Karbide, Perlit
Härte 223 HV



Ungelöste Karbide, Perlit
Härte 284 HV



Ungelöste Karbide, 92% Perlit und Zwischenstufengefüge, 8% Martensit und Restaustenit
Härte 476 HV



Ungelöste Karbide, Martensit und Restaustenit
Härte 937 HV

Stahl 100 Cr 6

II-225 A

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN: —

Stoffnummer nach DIN 17 007 : 2067

Legierter Kaltarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 200

Chemische Zusammensetzung in % (Richtwerte)	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	W
	1,00	0,3	0,3	1,5				

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Weichglühen	Härten	
	von	in
710 bis 750° C	830 bis 860° C	Öl

Chemische Zusammensetzung (in Prozent) von 2 Schmelzen zur Kennzeichnung des Härungsverhaltens (Siehe auch Blatt B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
1	1,04	0,26	0,33	0,023	0,006	1,53	0,20	< 0,01	0,31	< 0,01	n. b.
2	1,02	0,27	0,33	0,018	0,024	1,46	0,15	< 0,01	0,01	< 0,01	n. b.

Erschmelzungsart, Verarbeitung, Vorbehandlung und Austenit-Korngröße der untersuchten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vor- behandlung	Austenit-Korngröße nach	
				15 min 860° C	15 min 1050° C
1	bas. Elektro-Ofen	geschmiedet auf 30 mm Ø	weichgeglüht	8	4
2	„ „ „	gewalzt auf 25 mm □	„	7 bis 8	5 bis 6

Zusätzliche Angaben über die den Umwandelungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 1

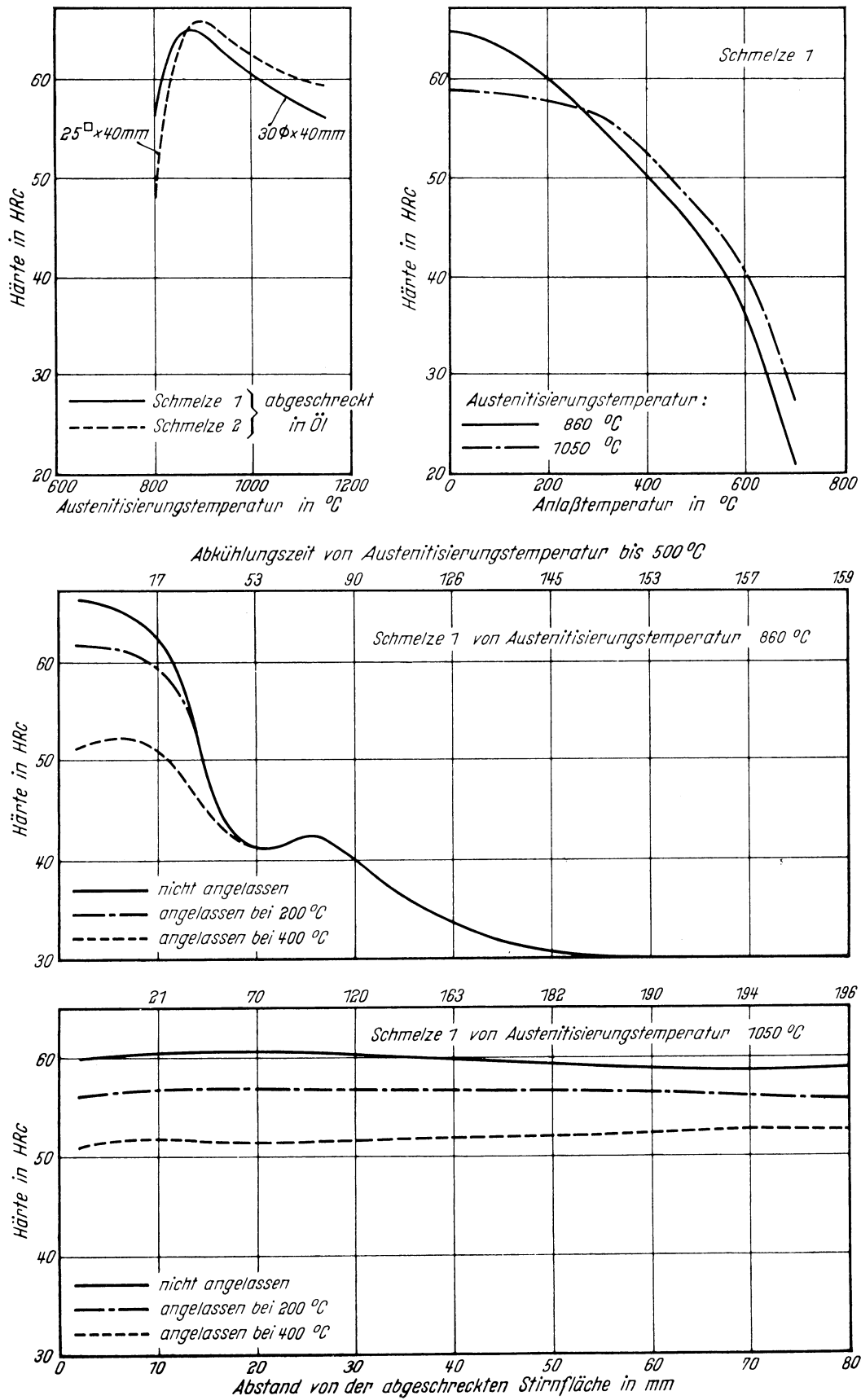
A_{c1e} -Temperatur: 795° C }
 A_{c1b} -Temperatur: 750° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
 M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 860° C: 245° C
 M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 1050° C: 135° C

Kritische Abkühlungszeiten von
 Austenitisierungstemperatur
 860 bis 500° C, entnommen aus
 dem ZTU-Schaubild (kontinuier-
 lich)

$$\left\{ \begin{array}{l}
 K_m = 18 \text{ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, ent-} \\
 \text{spricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \\
 K_{50} = 40 \text{ s (50\% Martensit)} \\
 K_r = 55 \text{ s (Beginn der Umwandlung in der Perlitstufe)} \\
 K_p = 130 \text{ s (gerade vollständige Umwandlung in der Perlitstufe,} \\
 \text{entspricht im allgemeinen unterer kritischer Ab-} \\
 \text{kühlungsgeschwindigkeit)}
 \end{array} \right.$$

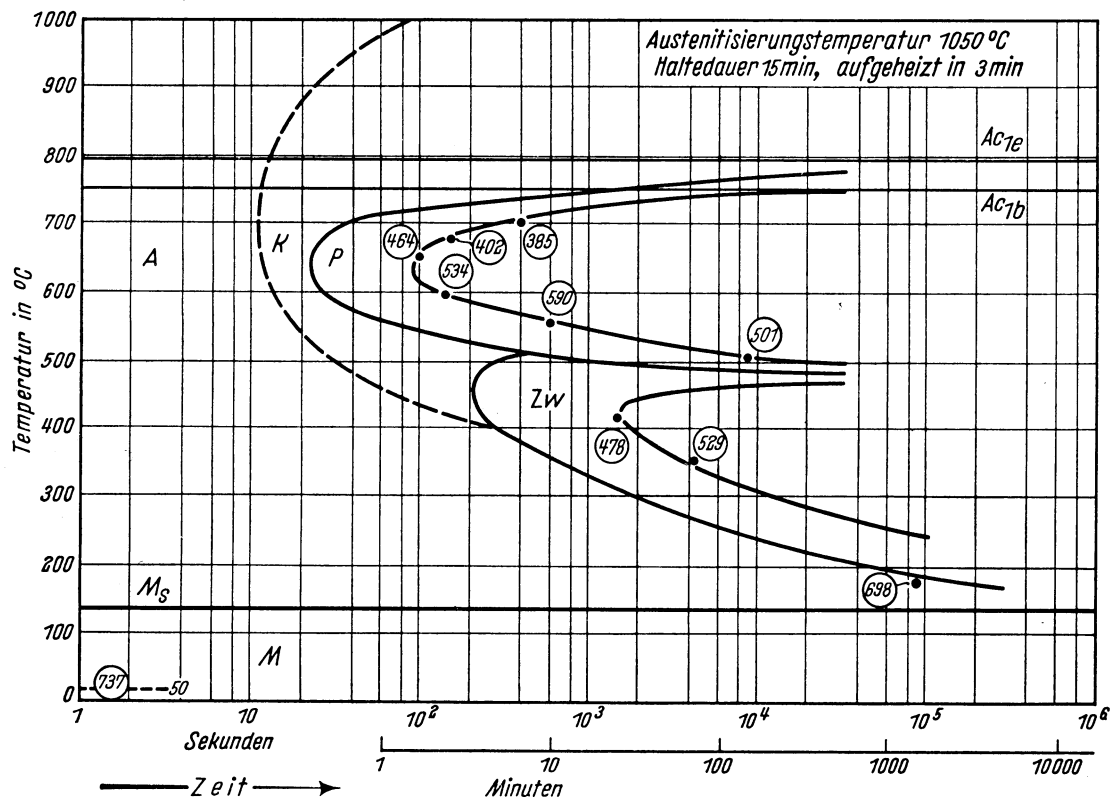
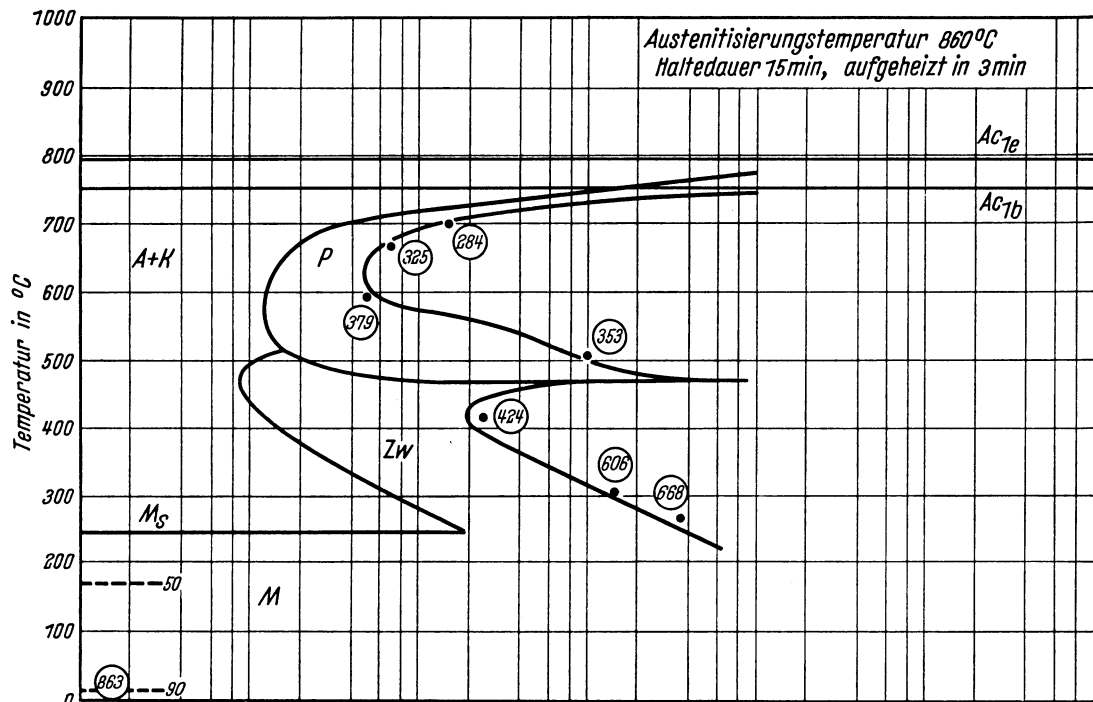
Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Kennzeichnung des Härungsverhaltens durch
Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-Anlaßtemperatur-Schaubild — Stirnabschreckkurven*)



*) Stirnabschreckversuch nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650—50. Stirnabschreckproben von 18,5 mm Dmr. und 100 mm Länge. Haltezeit auf Anlaßtemperatur in allen Fällen 2 Stunden.

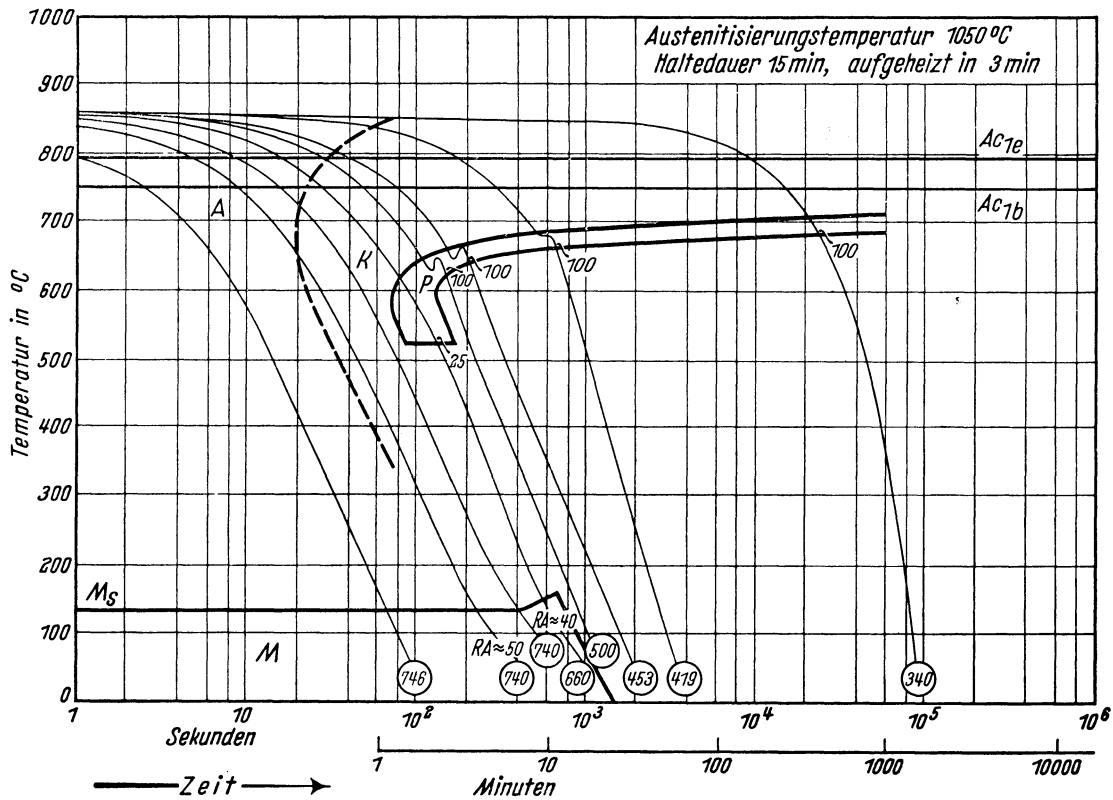
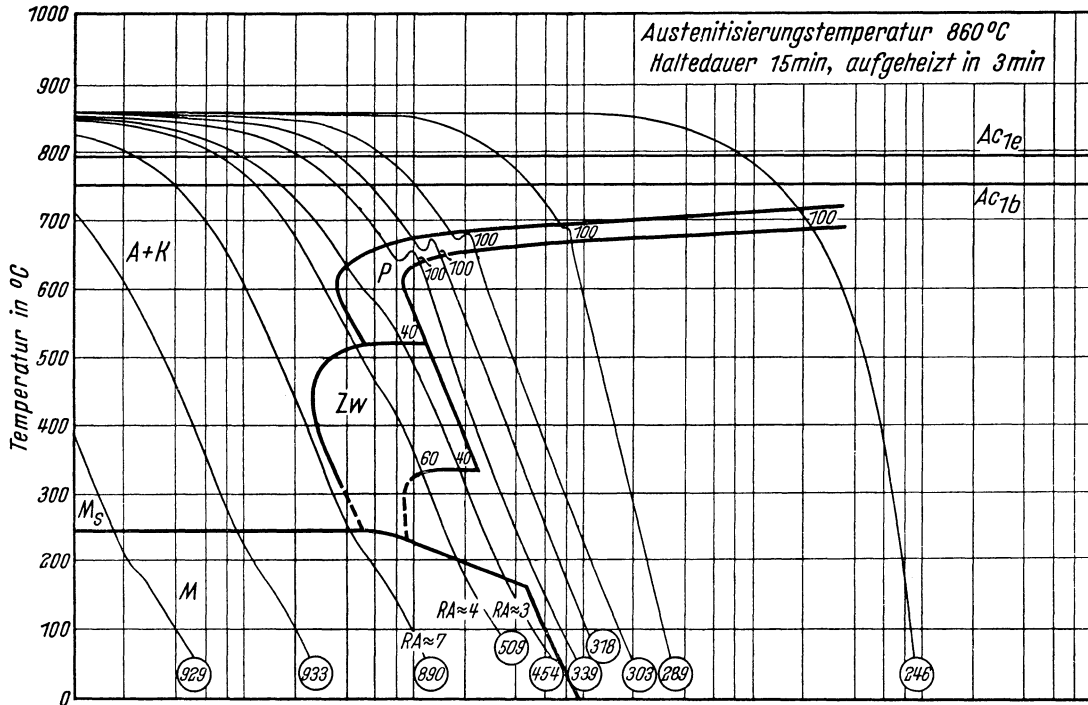
Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	1,04	0,26	0,33	0,023	0,006	1,53	0,20	<0,01	0,31	<0,01



- A Bereich des Austenits
- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- K Bereich der Karbidbildung
- Härtewerte in HV
- P Bereich der Perlitbildung
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- 50; 90... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	1,04	0,26	0,33	0,023	0,006	1,53	0,20	<0,01	0,37	<0,01

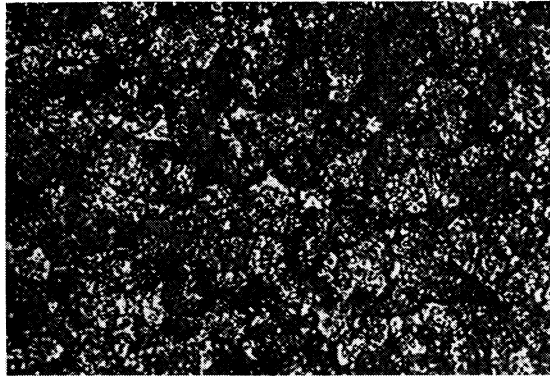


- | | | | |
|-------|-----------------------------------|-------------|---|
| A | Bereich der Austenits | Zw | Bereich der Zwischenstufen-Gefüge-
bildung |
| A + K | Bereich des Austenits und Karbids | M | Bereich der Martensitbildung |
| K | Bereich der Karbidbildung | RA | Restaustenit |
| P | Bereich der Perlitbildung | ≈ 3; ≈ 4... | Gefügeanteile in Prozent |
| ○ | Härtewerte in HV | | |

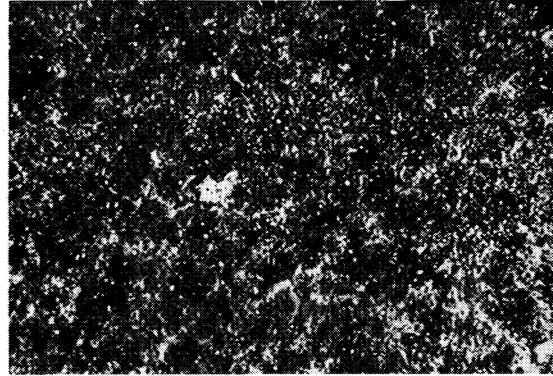
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 1 bei einer Austenitisierungstemperatur von 860° C. (500:1)

isothermisch

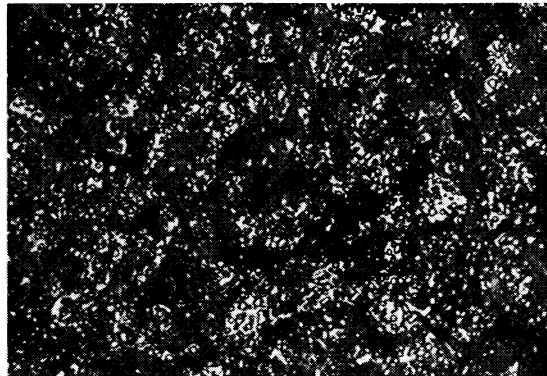


Umwandlungstemperatur 595° C
Ungelöste Karbide, 98 % Perlit, 2 %
Martensit und Restaustenit
Härte 379 HV

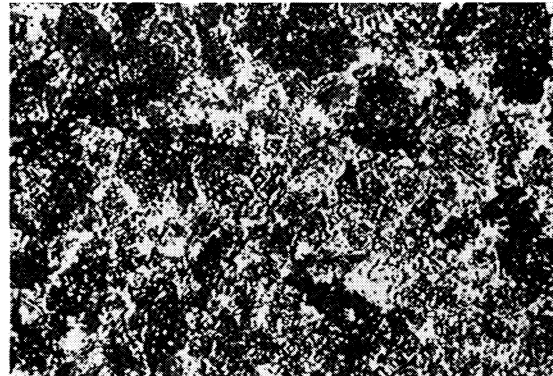


Umwandlungstemperatur 415° C
Ungelöste Karbide, Zwischenstufengefüge
Härte 424 HV

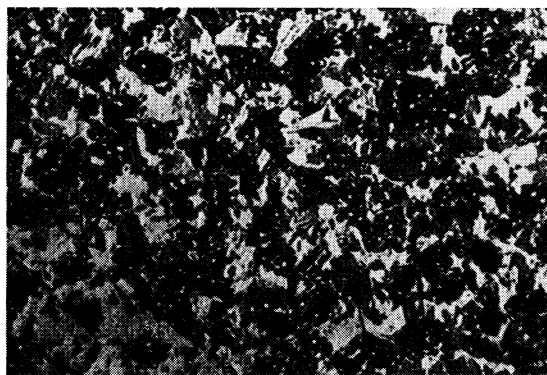
kontinuierlich



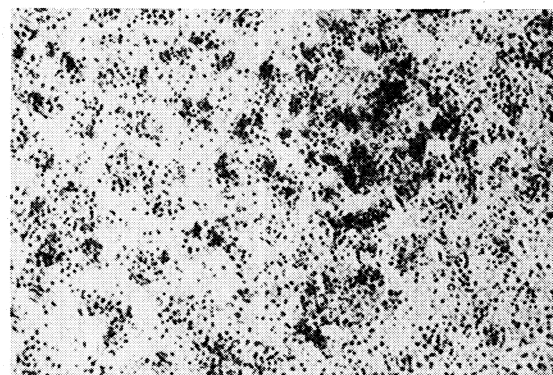
Ungelöste Karbide, Perlit
Härte 289 HV



Ungelöste Karbide, 40 % Perlit, 40 % Zwischen-
stufengefüge, 20 % Martensit und Restaustenit
Härte 454 HV



Ungelöste Karbide, 60 % Zwischenstufengefüge,
40 % Martensit und Restaustenit
Härte 509 HV



Ungelöste Karbide, Martensit und Restaustenit
Härte 933 HV

Stahl 105 WCr 6

II-226 A

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN: —

Stoffnummer nach DIN 17 007 : 2419

Legierter Kaltarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 200

Chemische Zusammensetzung in % (Richtwerte)	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	W
	1,05	0,2	1,0	1,0				

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Weichglühen	Härten
710 bis 750° C	von 800 bis 830° C in Öl

Chemische Zusammensetzung (in Prozent) von 3 Schmelzen zur Kennzeichnung des Härungsverhaltens (Siehe auch Blatt B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
1	1,06	0,28	0,98	0,014	0,009	1,03	0,16	0,02	0,05	n. b.	1,14
2	0,97	0,32	0,93	0,014	0,005	1,09	0,13	0,06	0,08	n. b.	1,54
3	1,03	0,28	0,97	0,016	0,018	1,05	0,25	0,03	0,13	n. b.	1,15

Erschmelzungsart, Verarbeitung, Vorbehandlung und Austenit-Korngröße der untersuchten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung	Austenit-Korngröße nach	
				15 min 815° C	15 min 890° C
1	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 20 mm \varnothing	weichgeglüht	7	4 bis 5
2	„ „ „	geschmiedet auf 20 mm \square	„	8	4
3	„ „ „	„ „ „	„	7	4

Zusätzliche Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 3

Ac_{1e}-Temperatur: 770° C }
 Ac_{1b}-Temperatur: 730° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min

M_s-Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 815° C : 245° C

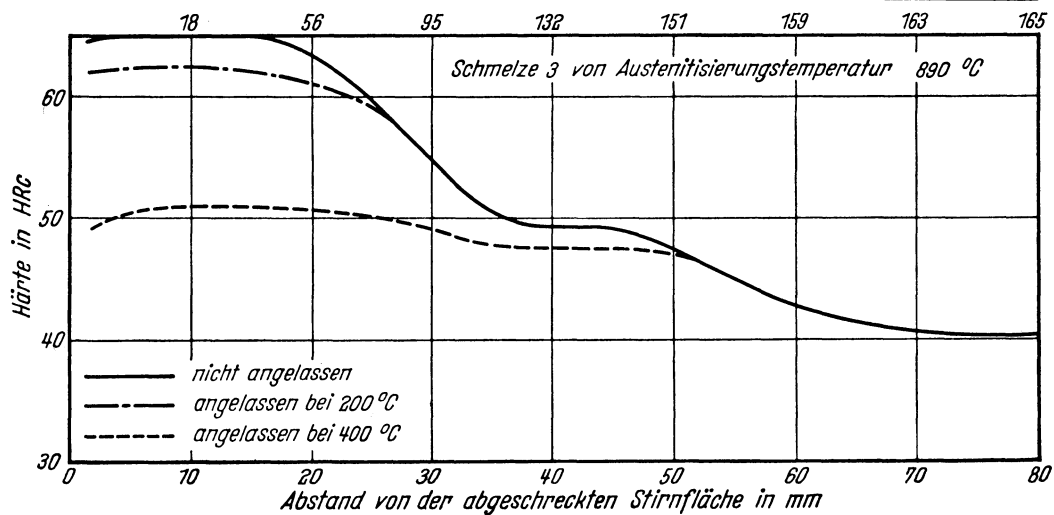
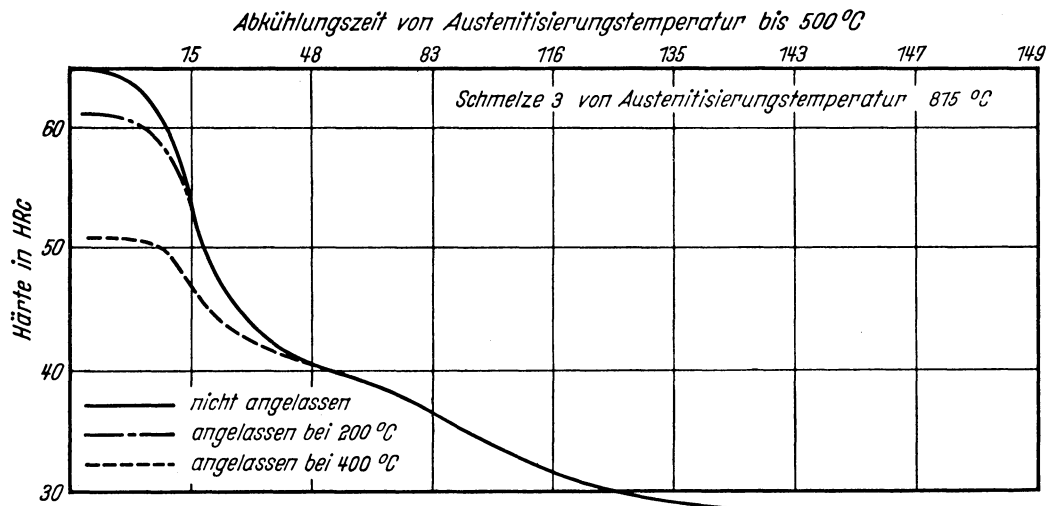
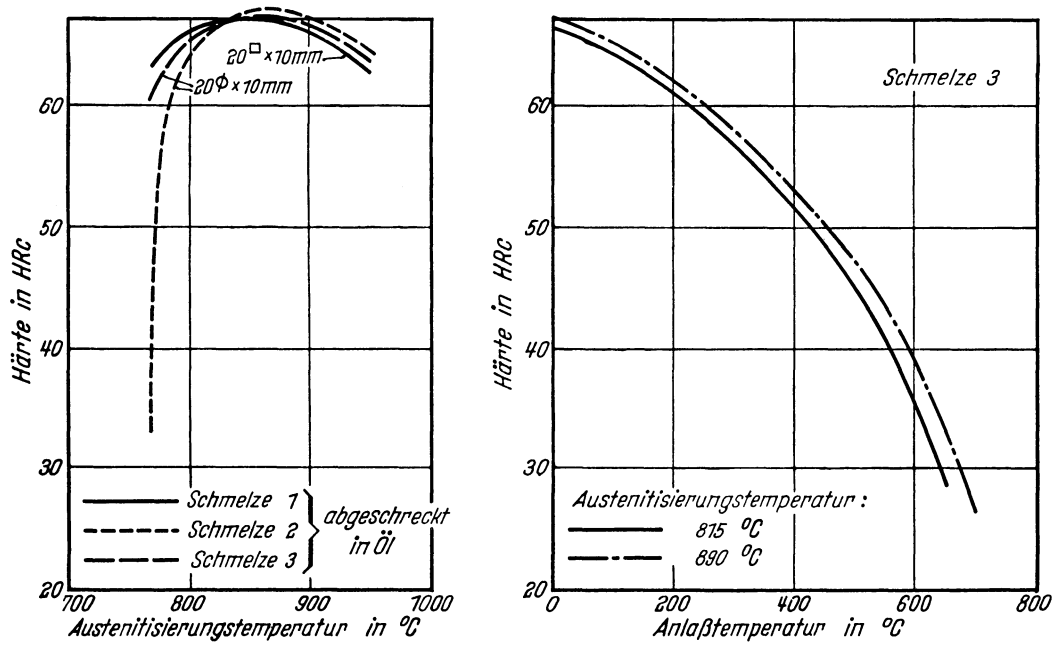
M_s-Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 890° C : 155° C

Kritische Abkühlungszeiten von Austenitisierungstemperatur 815 bis 500° C entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

{	K _m = 5 s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)
	K ₅₀ = 18 s (50% Martensit)
	K _r = 6 s (Beginn der Umwandlung in der Perlitstufe)
	K _p = 78 s (gerade vollständige Umwandlung in der Perlitstufe, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

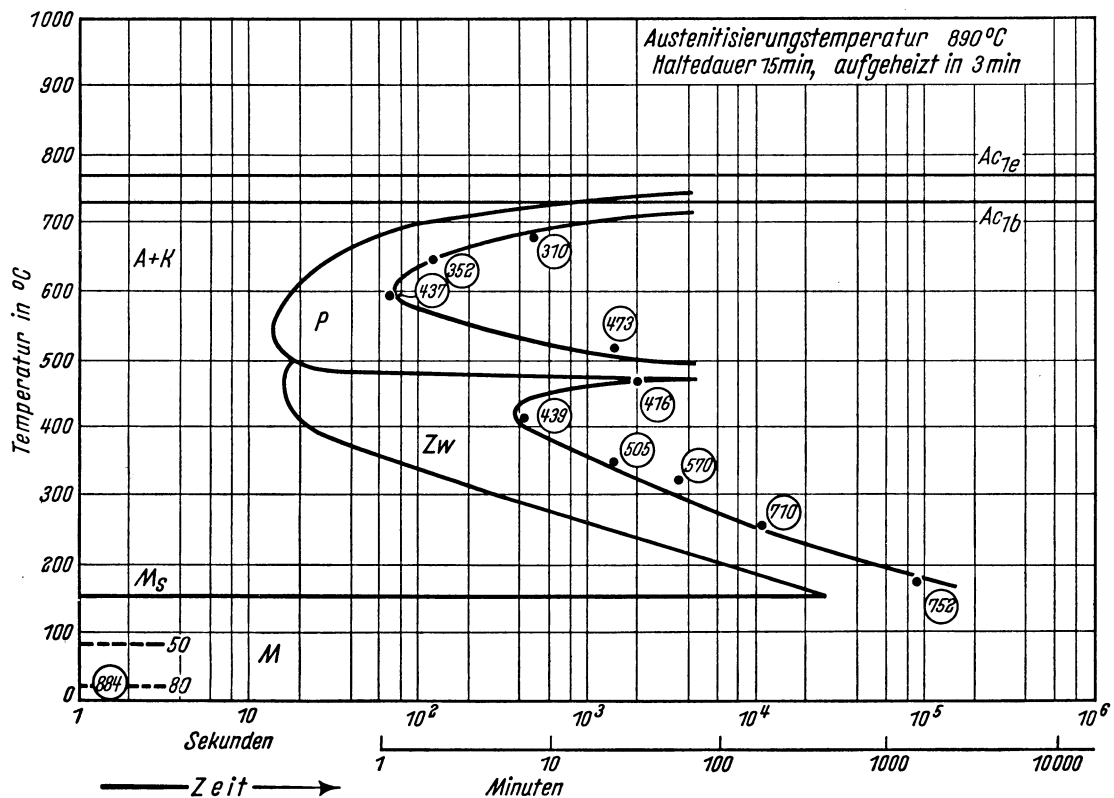
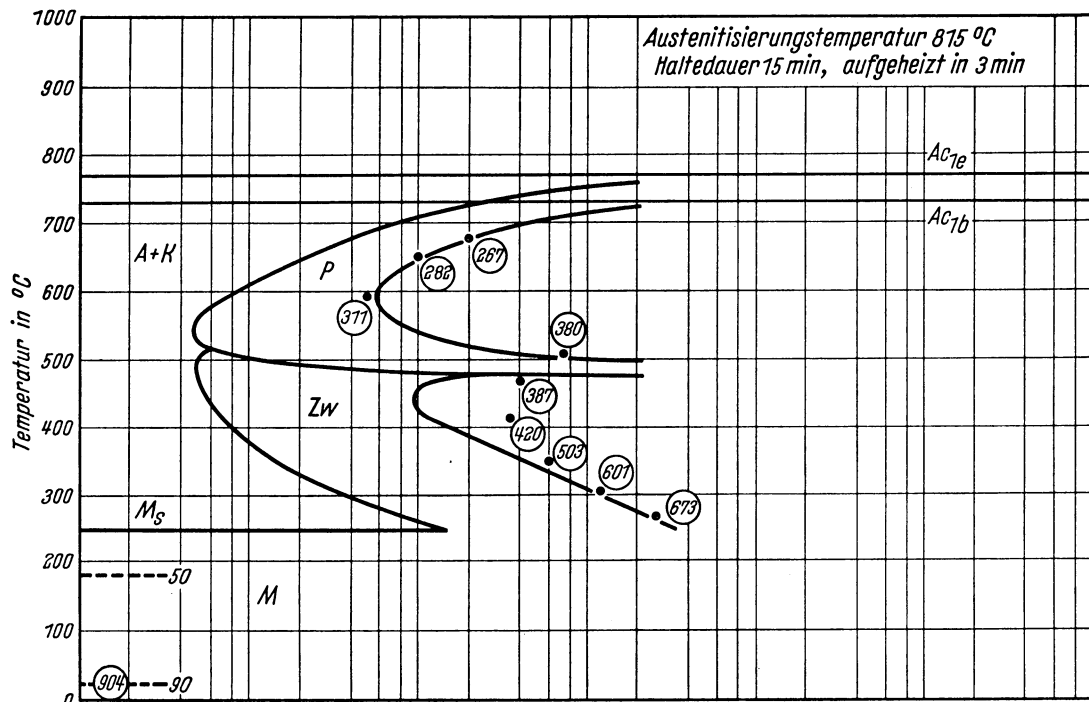
Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Kennzeichnung des Härtingsverhaltens durch
 Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-Anlaßtemperatur-Schaubild — Stirnabschreckkurven*)



*) Stirnabschreckversuch nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650—50. Stirnabschreckproben von 18,5 mm Dmr. und 100 mm Länge. Haltezeit auf Anlaßtemperatur in allen Fällen 2 Stunden.

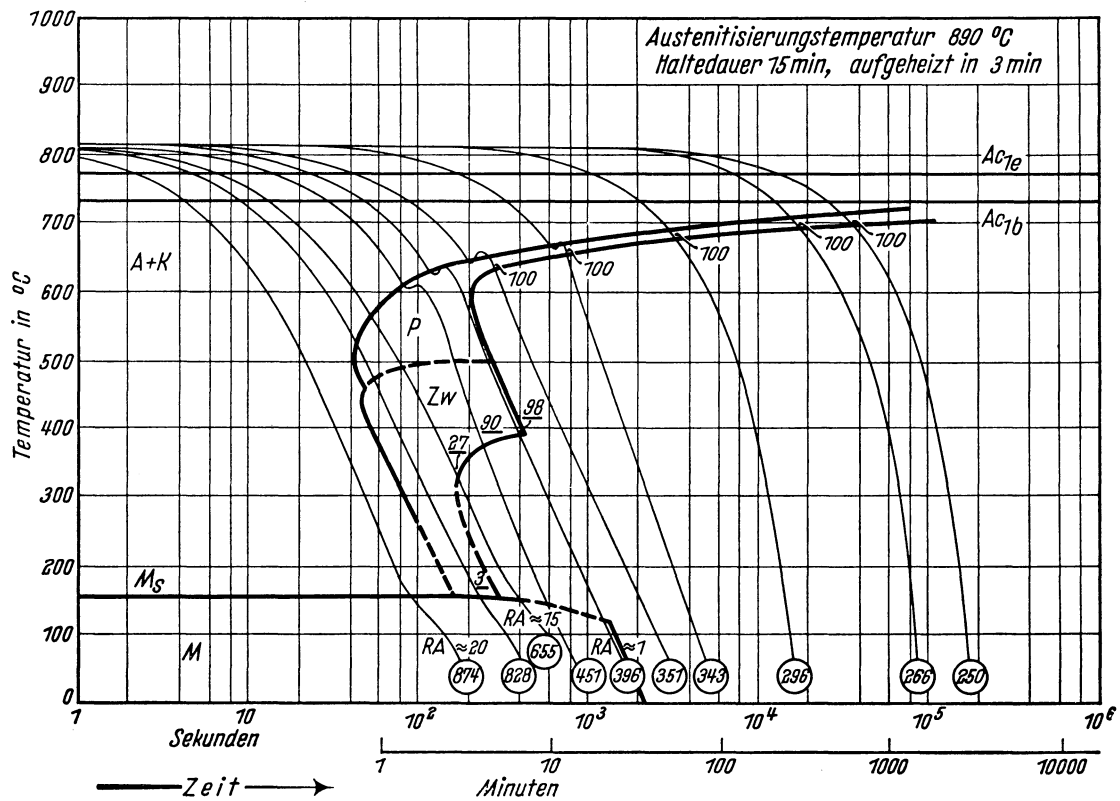
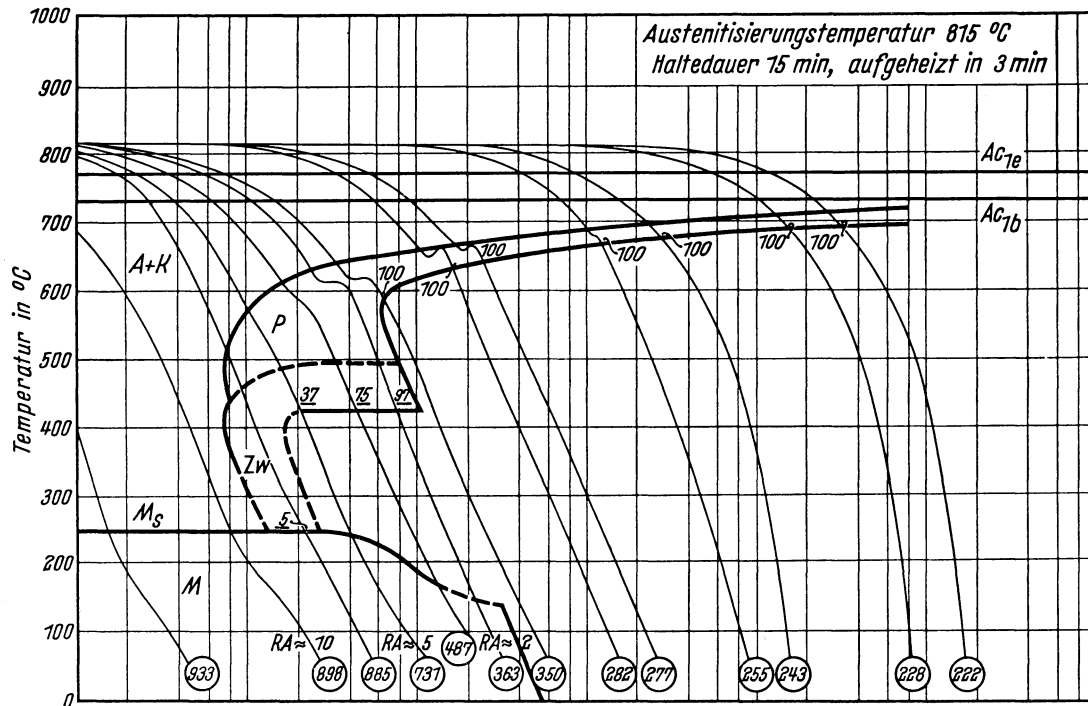
Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	W
	1,03	0,28	0,97	0,016	0,018	1,05	0,25	0,03	0,73	1,15



- | | | | |
|-------|-----------------------------------|-----------|---|
| A + K | Bereich des Austenits und Karbids | Zw | Bereich der Zwischenstufen-Gefüge-
bildung |
| P | Bereich der Perlitbildung | M | Bereich der Martensitbildung |
| ○ | Härtewerte in HV | 50; 80... | Gefügeanteile in Prozent |

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	W
	1,03	0,28	0,97	0,018	0,018	1,05	0,25	0,03	0,13	1,15

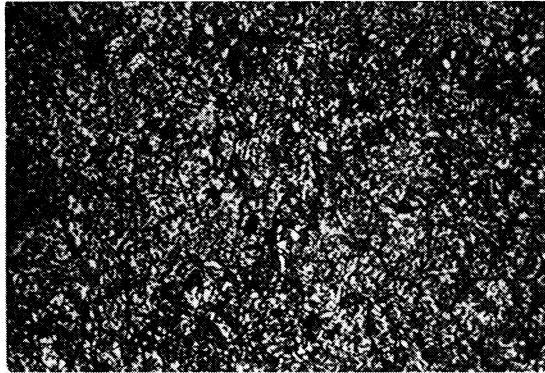


- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- P Bereich der Perlitbildung
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- RA Restaustenit
- Härtewerte in HV
- ≈1; ≈2... Gefügeanteile in Prozent
- 3; 5... Summe Perlit + Zwischenstufen-Gefüge in Prozent

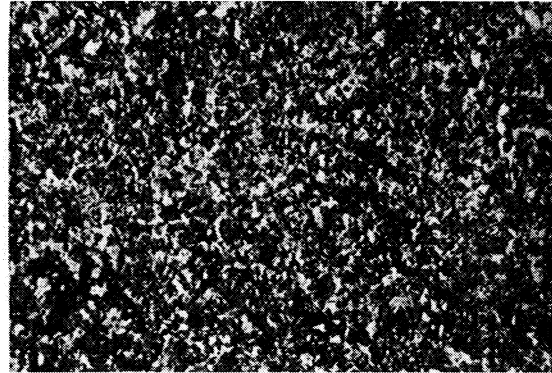
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 3 bei einer Austenitisierungstemperatur von 815° C. (500:1)

isothermisch

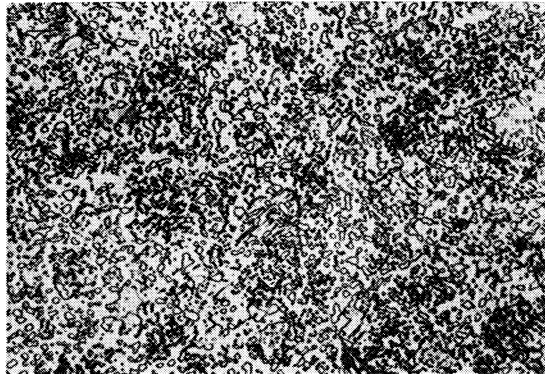


Umwandlungstemperatur 595° C
Ungelöste Karbide, 96 % Perlit,
4 % Martensit und Restaustenit
Härte 311 HV

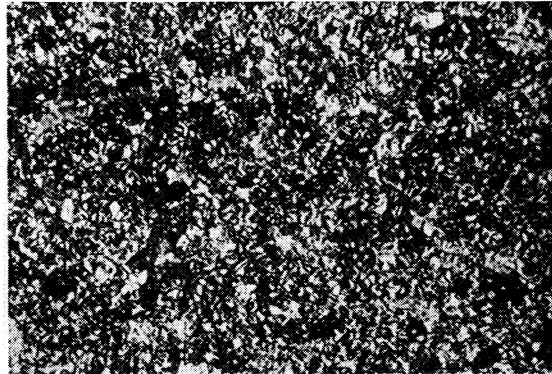


Umwandlungstemperatur 415° C
Ungelöste Karbide, Zwischenstufengefüge
Härte 420 HV

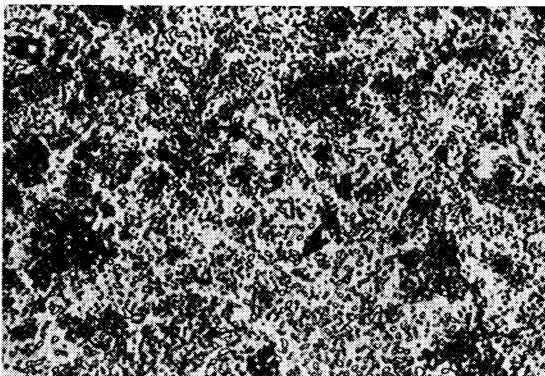
kontinuierlich



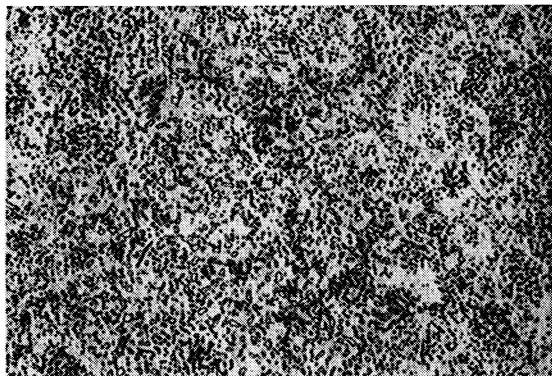
Ungelöste Karbide, Perlit
Härte 222 HV



Ungelöste Karbide, 97 % Perlit und
Zwischenstufengefüge,
3 % Martensit und Restaustenit
Härte 363 HV



Ungelöste Karbide, 37 % Perlit und
Zwischenstufengefüge,
63 % Martensit und Restaustenit
Härte 731 HV



Ungelöste Karbide, Martensit und Restaustenit
Härte 933 HV

Stahl 61 CrSiV 5

II-227 A

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN: —

Stoffnummer nach DIN 17 007 : 2243

Legierter Kaltarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 200

Chemische Zusammensetzung in % (Richtwerte)	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,61	0,9	0,8	1,2			0,1	

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Weichglühen	Härten	
	von	in
710 bis 750° C	850 bis 880° C	Öl

Chemische Zusammensetzung (in Prozent) von 3 Schmelzen zur Kennzeichnung des Härungsverhaltens (Siehe auch Blatt B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
1	0,63	0,86	0,65	0,011	0,010	1,21	0,19	n. b.	0,16	0,15	n. b.
2	0,58	0,89	0,81	0,013	0,006	1,27	0,14	0,02	0,06	0,11	n. b.
3	0,50	0,73	0,81	0,016	0,010	1,23	0,23	0,06	0,21	0,11	n. b.

Erschmelzungsart, Verarbeitung, Vorbehandlung und Austenit-Korngröße der untersuchten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung	Austenit-Korngröße nach	
				15 min 870° C	15 min 950° C
1	bas. Elektro-Ofen	geschmiedet auf 20 mm Ø	weichgeglüht	7 bis 8	5
2	„ „ „	gewalzt auf 20 mm □	„	6 bis 7	4 bis 5
3	„ „ „	geschmiedet auf 20 mm □	„	7 bis 8	5

Zusätzliche Angaben über die den Umwandelungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 2

Ac_{1e} -Temperatur 800° C : }
 Ac_{1b} -Temperatur : 745° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min

M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 870° C : 270° C

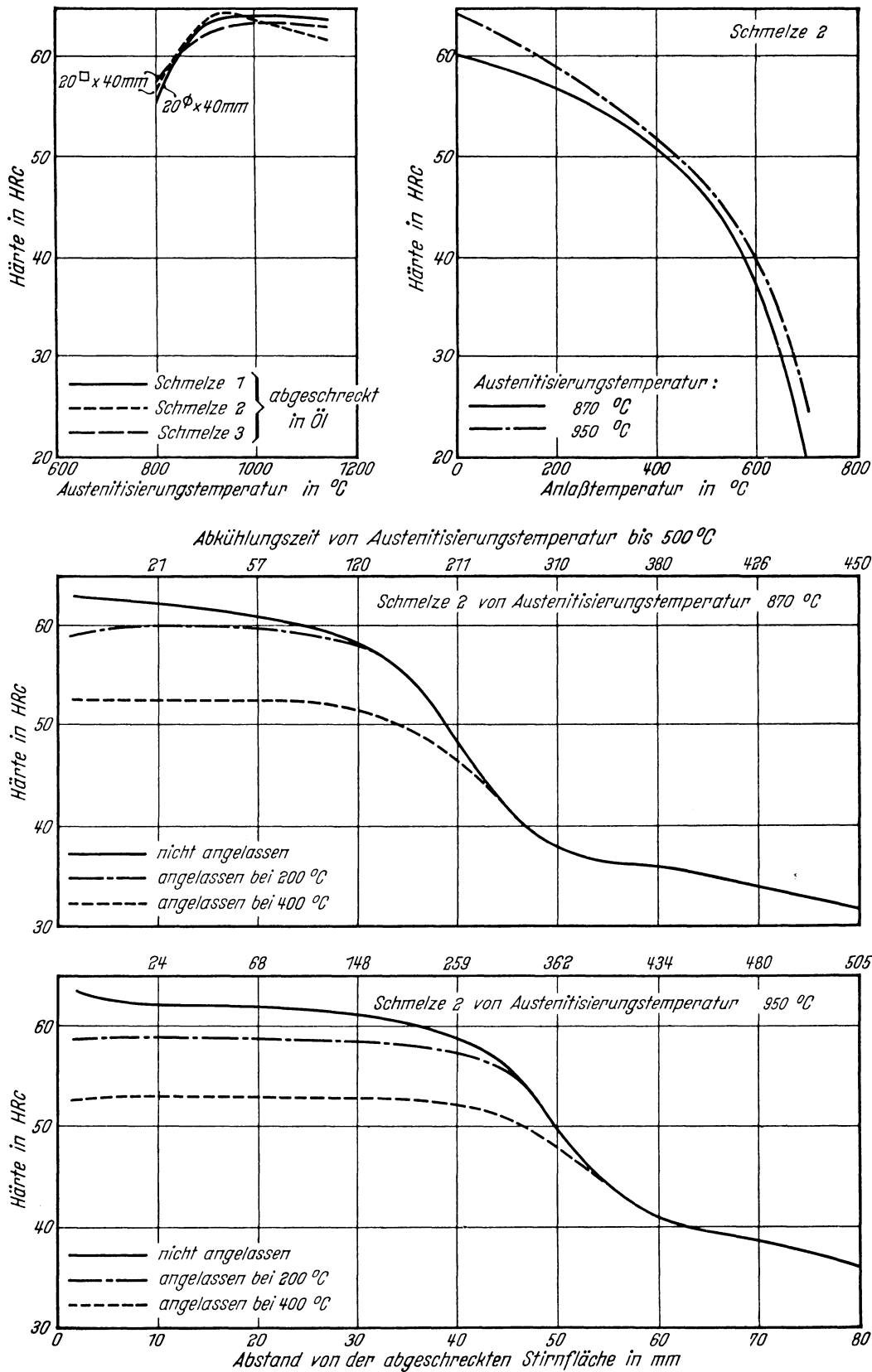
M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 950° C : 255° C

Kritische Abkühlungszeiten von Austenitisierungstemperatur 870 bis 500° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

{	$K_m = 34$ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)
	$K_{50} = 215$ s (50% ₀ Martensit)
	$K_f = 120$ s (Beginn der Umwandlung in der Perlitstufe)
	$K_p = 230$ s (gerade vollständige Umwandlung in der Perlitstufe, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

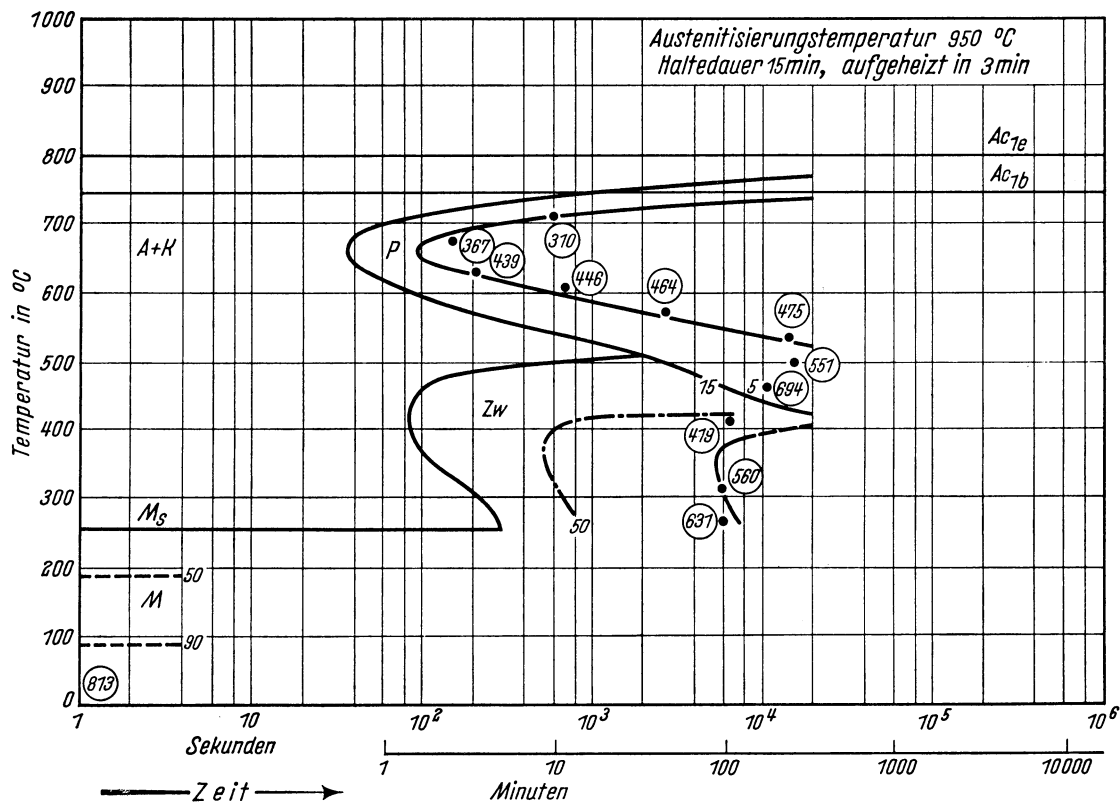
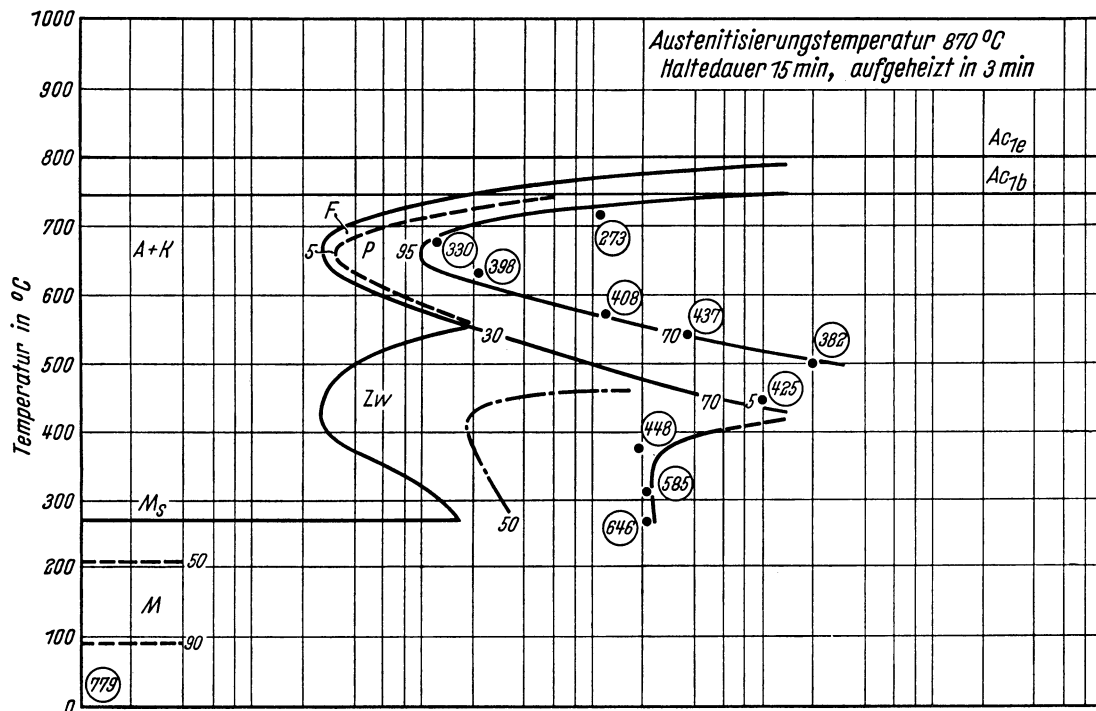
Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Kennzeichnung des Härungsverhaltens durch
Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-Anlaßtemperatur-Schaubild — Stirnabschreckkurven*)



*) Stirnabschreckversuch mit vergrößerter Masse, siehe Nachtrag zum Textteil. Stirnabschreckproben von 18,5 mm Dmr. und 100 mm Länge. Haltezeit auf Anlaßtemperatur in allen Fällen 2 Stunden.

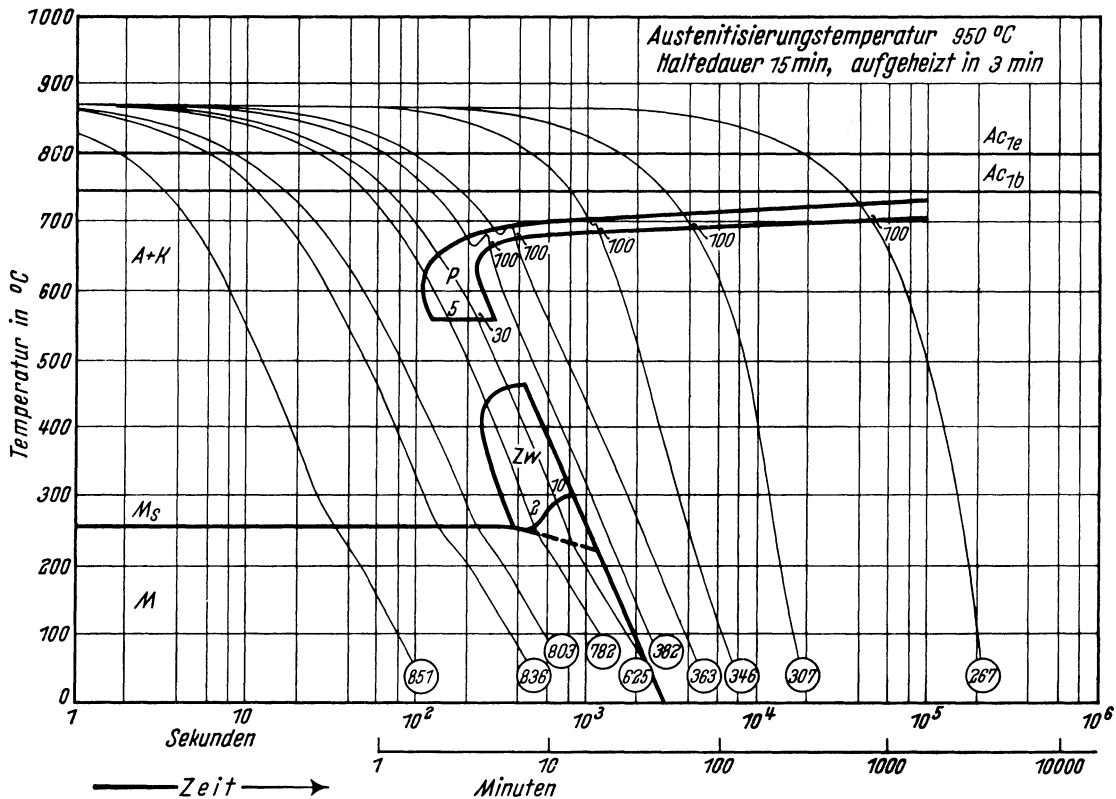
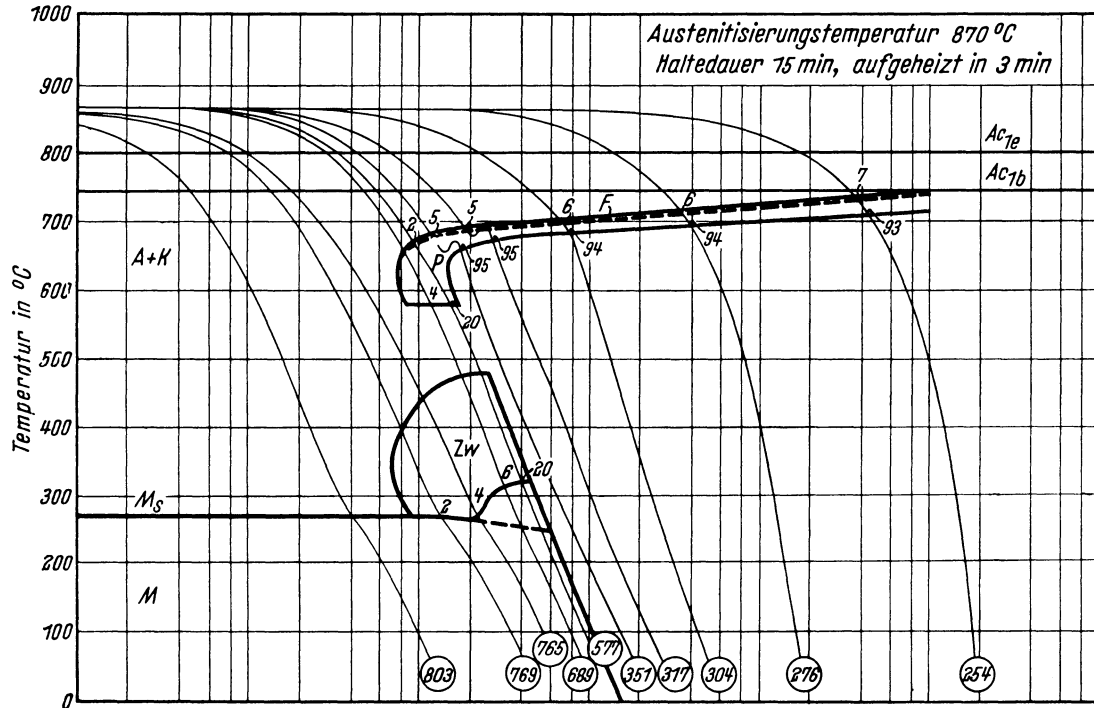
Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,58	0,89	0,81	0,013	0,006	1,27	0,74	0,02	0,06	0,71



- | | | | |
|-------|-----------------------------------|----|---|
| A + K | Bereich des Austenits und Karbids | Zw | Bereich der Zwischenstufen-Gefüge-
bildung |
| F | Bereich der Ferritbildung | M | Bereich der Martensitbildung |
| P | Bereich der Perlitbildung | ○ | 5; 15... Gefügeanteile in Prozent |
| ○ | Härtewerte in HV | | |

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,58	0,89	0,87	0,013	0,006	1,27	0,74	0,02	0,06	0,11

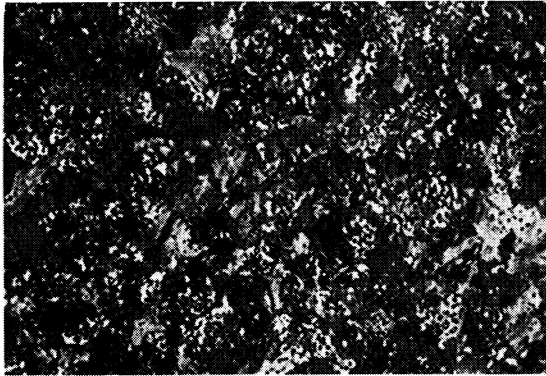


- | | | | |
|-------|-----------------------------------|---------|---|
| A + K | Bereich des Austenits und Karbids | Zw | Bereich der Zwischenstufen-Gefüge-
bildung |
| F | Bereich der Ferritbildung | M | Bereich der Martensitbildung |
| P | Bereich der Perlitbildung | 2; 4... | Gefügeanteile in Prozent |
| ○ | Härtewerte in HV | | |

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

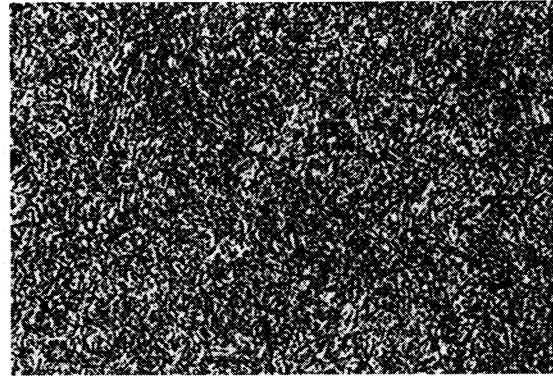
Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 2 bei einer Austenitisierungstemperatur von 870° C. (500:1)

isothermisch



Umwandlungstemperatur 675° C
Ungelöste Karbide, 5 % Ferrit, 95 % Perlit

Härte 330 HV



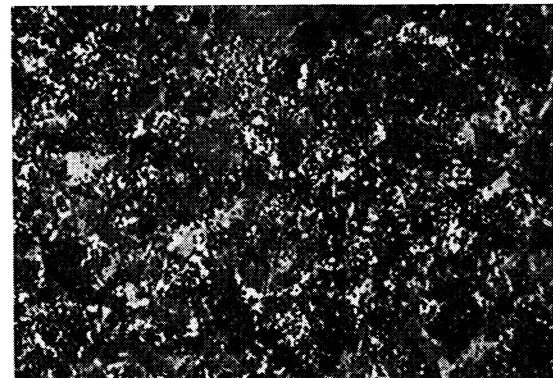
Umwandlungstemperatur 310° C
Ungelöste Karbide, 98 % Zwischenstufengefüge,
2 % Martensit
Härte 585 HV

kontinuierlich



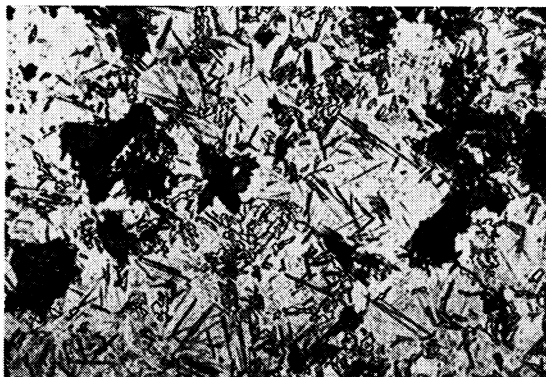
Ungelöste Karbide, 7 % Ferrit, 93 % Perlit

Härte 254 HV

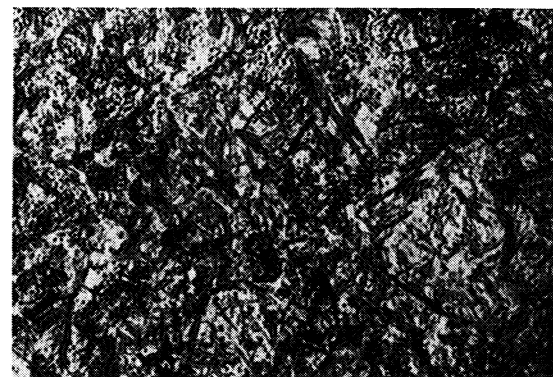


Ungelöste Karbide, 5 % Ferrit, 95 % Perlit

Härte 351 HV



Ungelöste Karbide, 2 % Ferrit, 20 % Perlit,
20 % Zwischenstufengefüge, 58 % Martensit
Härte 577 HV



Ungelöste Karbide, Martensit

Härte 803 HV

Stahl 60 WCrV 7

II-228 A

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN 17 006: 55 WCrV 7

Stoffnummer nach DIN 17 007: 2550

Legierter Kaltarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 200

Chemische Zusammensetzung in % (Richtwerte)	C	Si	Mn	Co	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,60	0,6	0,3		1,1			0,2	2,0

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Weichglühen bei	von	Härten in
710 bis 750° C	870 bis 900° C	Öl

Chemische Zusammensetzung (in Prozent) von 3 Schmelzen zur Kennzeichnung des Härungsverhaltens. (Siehe auch Bl. B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
1	0,56	0,65	0,35	0,016	0,006	1,42	0,02	0,18	0,10	0,18	2,16
2	0,55	0,94	0,34	0,015	0,012	1,27	0,22	0,05	0,12	0,18	2,10
3	0,58	0,86	0,23	0,021	0,004	1,09	0,21	0,05	0,24	0,12	1,84

Erschmelzungsart, Verarbeitung, Vorbehandlung und Austenit-Korngröße der untersuchten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung	Austenit-Korngröße nach	
				15 min 880° C	15 min 950° C
1	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 20 mm []	weichgeglüht	10	9
2	„ „ „	vorgewalzt u. geschmiedet auf 20 mm []	„	10 bis 11	9 bis 10
3	„ „ „	vorgewalzt u. geschmiedet auf 20 mm []	normalgeglüht	8	6 bis 7

Zusätzliche Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 2

Ac_{1c}-Temperatur: 830° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min

Ac_{1b}-Temperatur: 775° C }

M_s-Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 880° C: 310° C

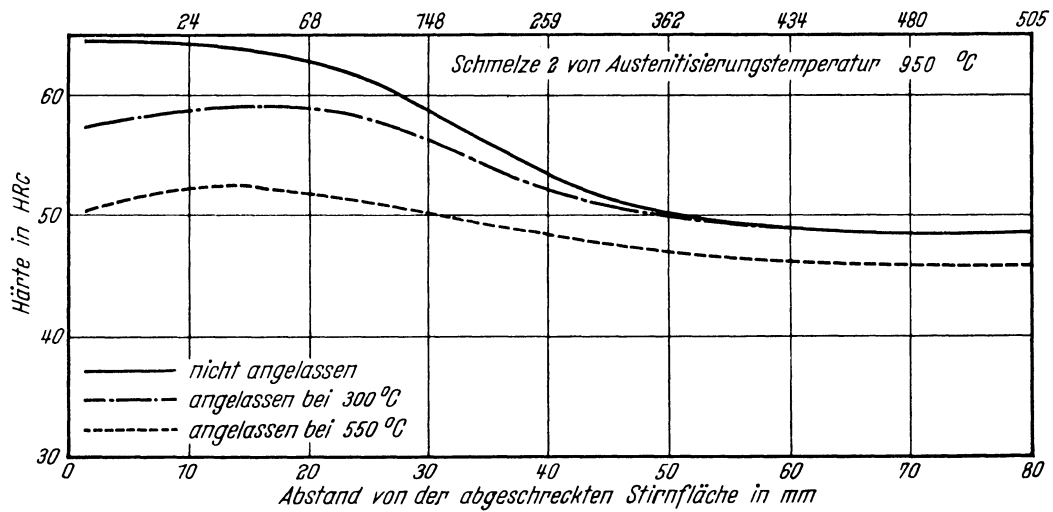
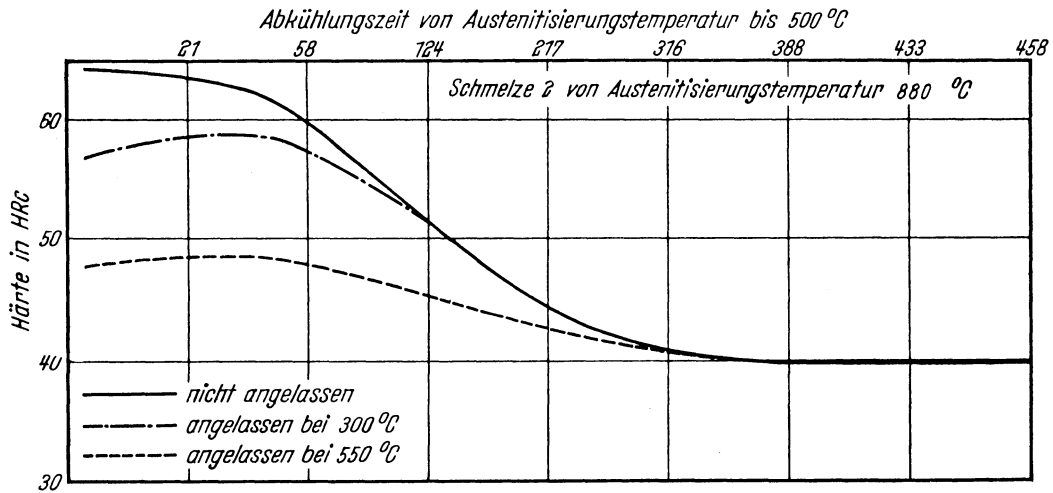
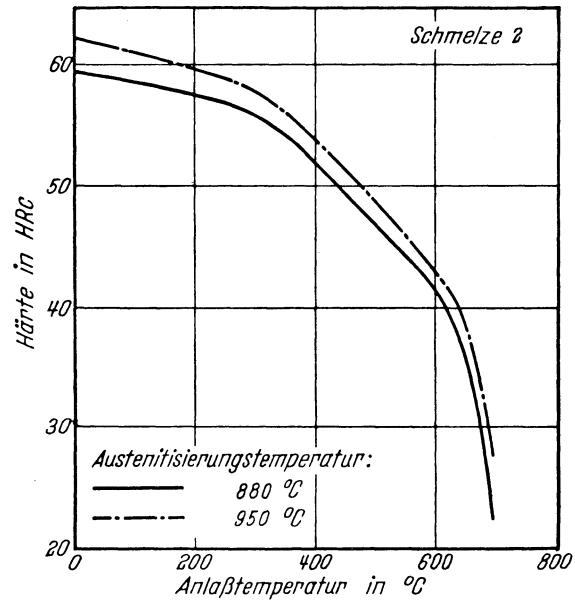
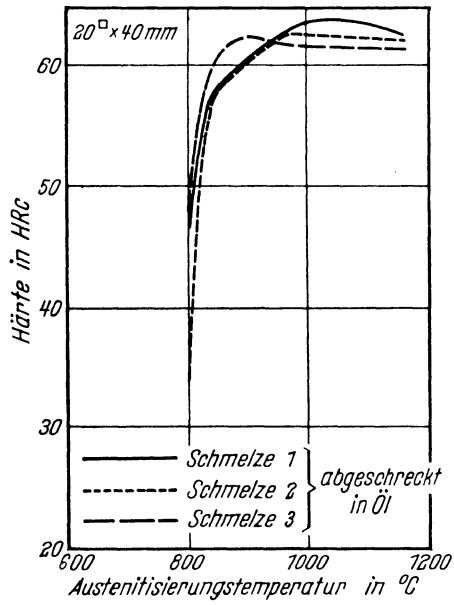
M_s-Temperatur nach einer Austenitisierung 15 min 950° C: 275° C

Kritische Abkühlungszeiten von Austenitisierungstemperatur 880° C bis 500° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

$$\left\{ \begin{array}{l} K_m = 43 \text{ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \\ K_{50} = 130 \text{ s (50\% Martensit)} \\ K_t = 460 \text{ s (Beginn der Umwandlung in der Perlitstufe)} \\ K_p = 2600 \text{ s (gerade vollständige Umwandlung in der Perlitstufe, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \end{array} \right.$$

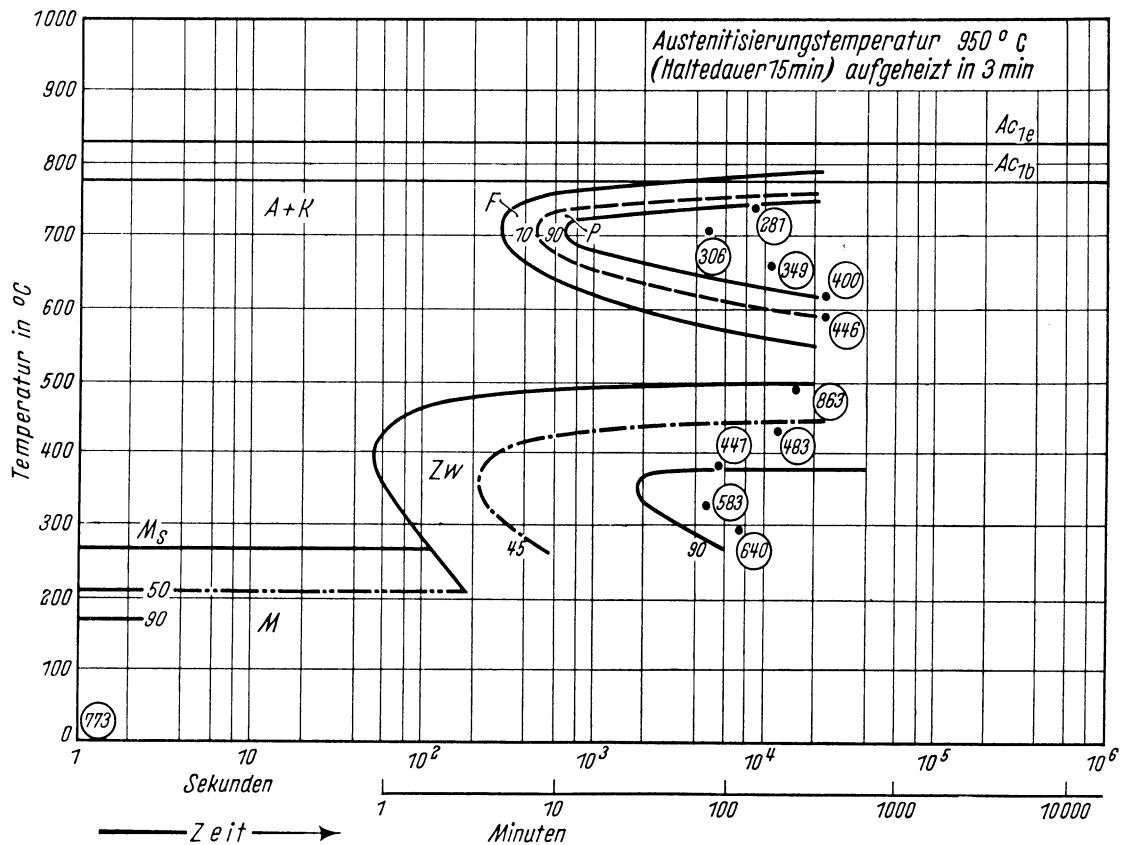
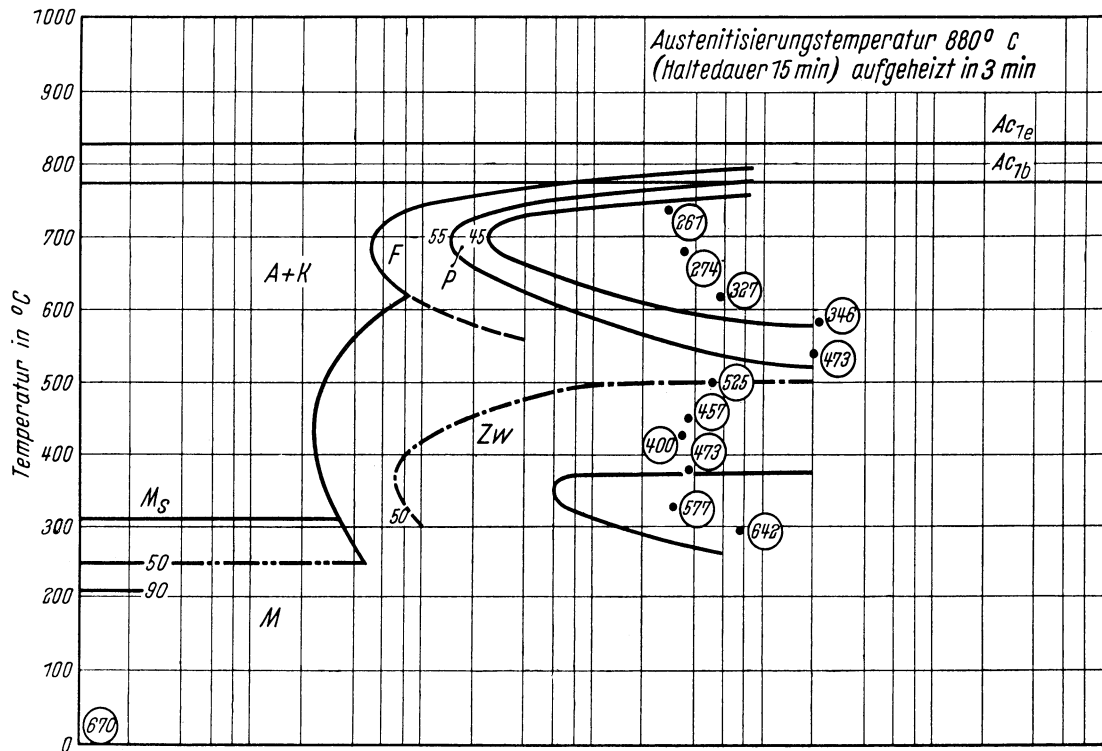
Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Kennzeichnung des Härungsverhaltens durch
 Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-Anlaßtemperatur-Schaubild — Stirnabschreckkurven*)



*) Stirnabschreckversuch mit vergrößerter Masse, siehe Nachtrag zum Textteil.
 Stirnabschreckproben von 18,5 mm Dmr. und 100 mm Länge.
 Haltezeit auf Anlaßtemperatur in allen Fällen 2 Stunden.

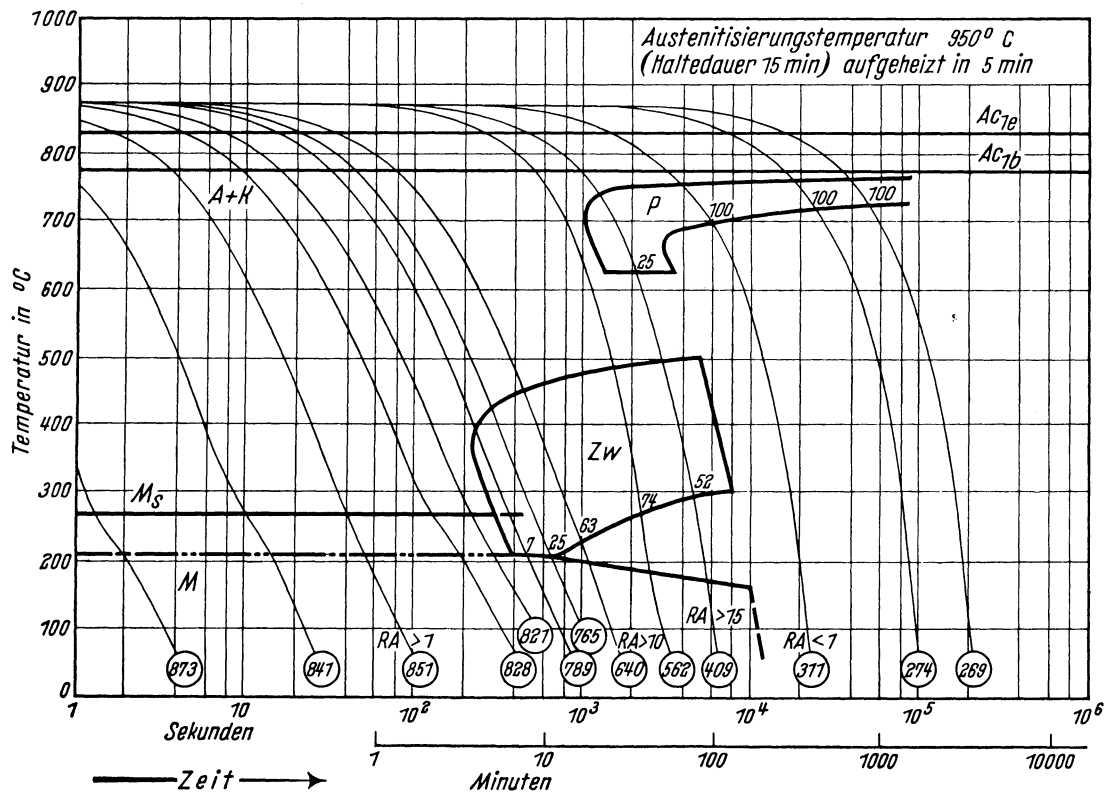
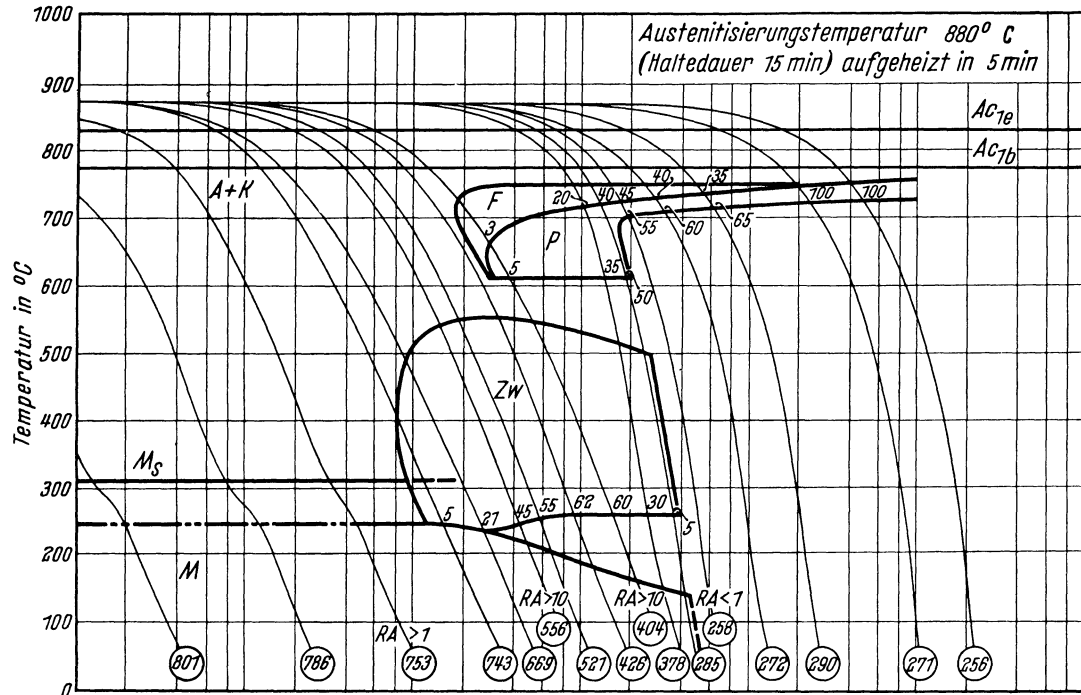
Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,55	0,94	0,34	0,015	0,012	1,27	0,05	0,12	0,18	2,10



- | | | | |
|-------|-----------------------------------|-----------|---|
| A + K | Bereich des Austenits und Karbids | Zw | Bereich der Zwischenstufen-Gefüge-
bildung |
| F | Bereich der Ferritbildung | M | Bereich der Martensitbildung |
| P | Bereich der Perlitbildung | ○ | Härtewerte in HV |
| ○ | Härtewerte in HV | 10; 45... | Gefügeanteile in Prozent |

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,55	0,94	0,34	0,015	0,012	1,27	0,05	0,12	0,18	2,10

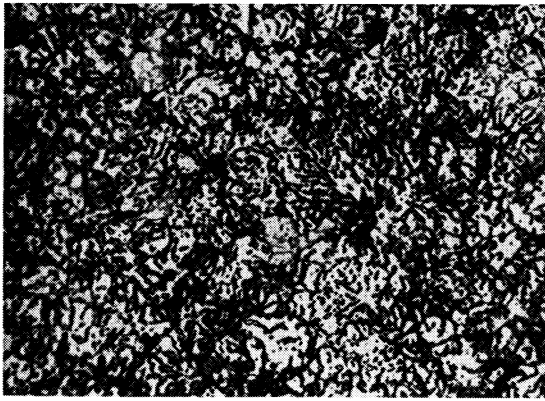


- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- F Bereich der Ferritbildung
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- RA Restaustenit
- 1; 3... Gefügeanteile in Prozent

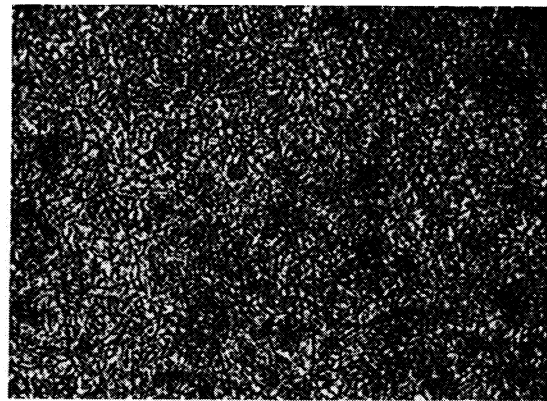
Anm.: Im oberen Schaubild nehmen die Perlitmengen mit der Abkühlungszeit zu. Die Ursache ist die mit der gleichzeitigen Verlängerung der Austenitierungszeit verbundene Verbesserung der Karbidauflösung (siehe auch unteres Schaubild von 950° C).

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 2 bei einer Austenitisierungstemperatur von 880° C. (500 : 1)
isothermisch

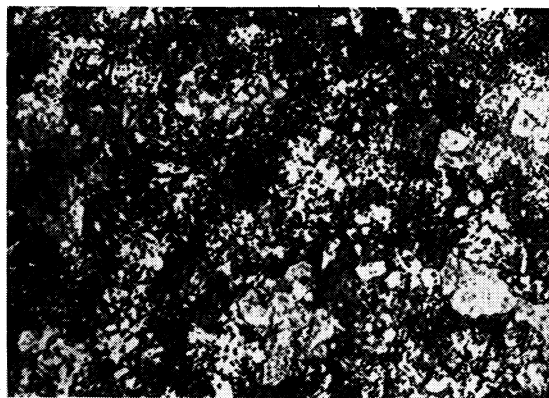


Umwandlungstemperatur 685° C
Ungelöste Karbide, 55% Ferrit, 45% Perlit
Härte 274 HV

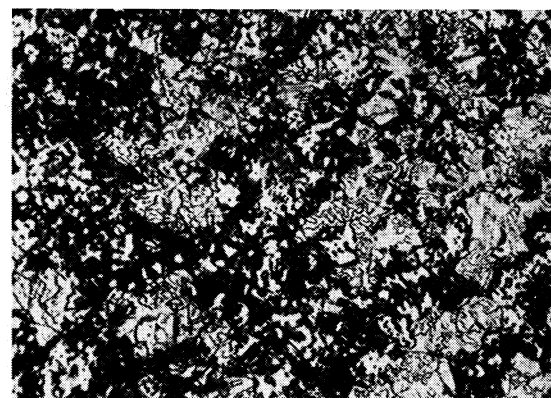


Umwandlungstemperatur 327° C
Ungelöste Karbide, Zwischenstufengefüge
Härte 577 HV

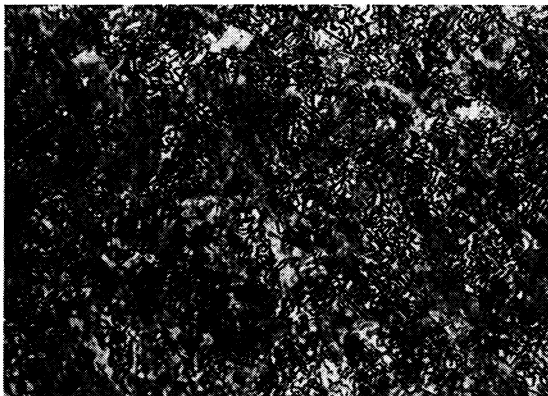
kontinuierlich



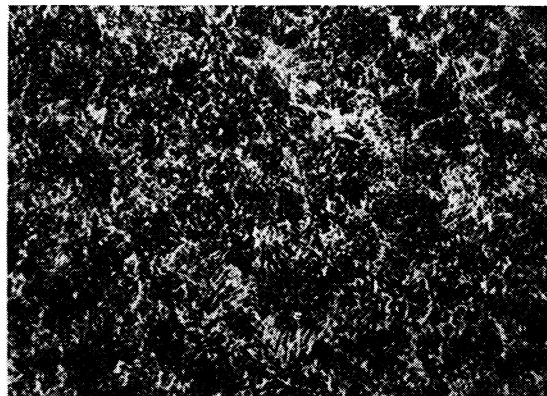
Ungelöste Karbide, 35% Ferrit,
65% Perlit
Härte 290 HV



Ungelöste Karbide, 20% Ferrit, 35% Perlit,
30% Zwischenstufengefüge, 15% Martensit
und Restaustenit
Härte 378 HV



Ungelöste Karbide, 55% Zwischenstufengefüge,
45% Martensit und Restaustenit
Härte 521 HV



Ungelöste Karbide,
Martensit
Härte 801 HV

Stahl X 45 NiCrMo 4

II-229 A

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN 17 006: 40 NiCrMo 15

Stoffnummer nach DIN 17 007 : 2767

Legierter Kaltarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 200

Chemische Zusammensetzung in % (Richtwerte)	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,45	0,2	0,5	1,3	0,2*	4,0		

* oder 0,5₀ W

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Weichglühen	von	Härten in
610 bis 650° C	840 bis 870° C	Öl, Luft

Chemische Zusammensetzung (in Prozent) von 3 Schmelzen zur Kennzeichnung des Härungsverhaltens (Siehe auch Blatt B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
1	0,46	0,24	0,50	0,012	0,007	1,53	0,20	0,07	3,96	n. b.	0,59
2	0,43	0,25	0,50	0,035	0,017	1,34	0,18	0,36	4,23	0,08	0,32
3	0,40	0,20	0,35	0,010	0,015	1,27	0,16	0,24	4,03	0,04	n. b.

Erschmelzungsart, Verarbeitung, Vorbehandlung und Austenit-Korngröße der untersuchten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung	Austenit-Korngröße nach	
				15 min 860° C	15 min 950° C
1	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 20 mm □	weichgeglüht	8	5
2	saurer Hochfrequenzofen	geschmiedet auf 20 mm □	„	7	4 bis 5
3	bas. Elektro-Ofen	„ „ „	„	8	5 bis 6

Zusätzliche Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegenden Schmelzen

Schmelze	Ac _{1e} -Temperatur*	Ac _{1b} -Temperatur*	Ms-Temperatur nach	
			15 min 860° C	15 min 950° C
1	760° C	670° C	235° C	230° C
3	750° C	680° C	270° C	265° C

* gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min

Kritische Abkühlungszeiten von Austenitisierungstemperatur 860 bis 500° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

Schmelze	K _m in s	K ₅₀ in s	K _f in s	K _p in s
1	2700	17 000	48 000	> 200 000
3	1600	5 500	58 000	> 200 000

K_m = (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

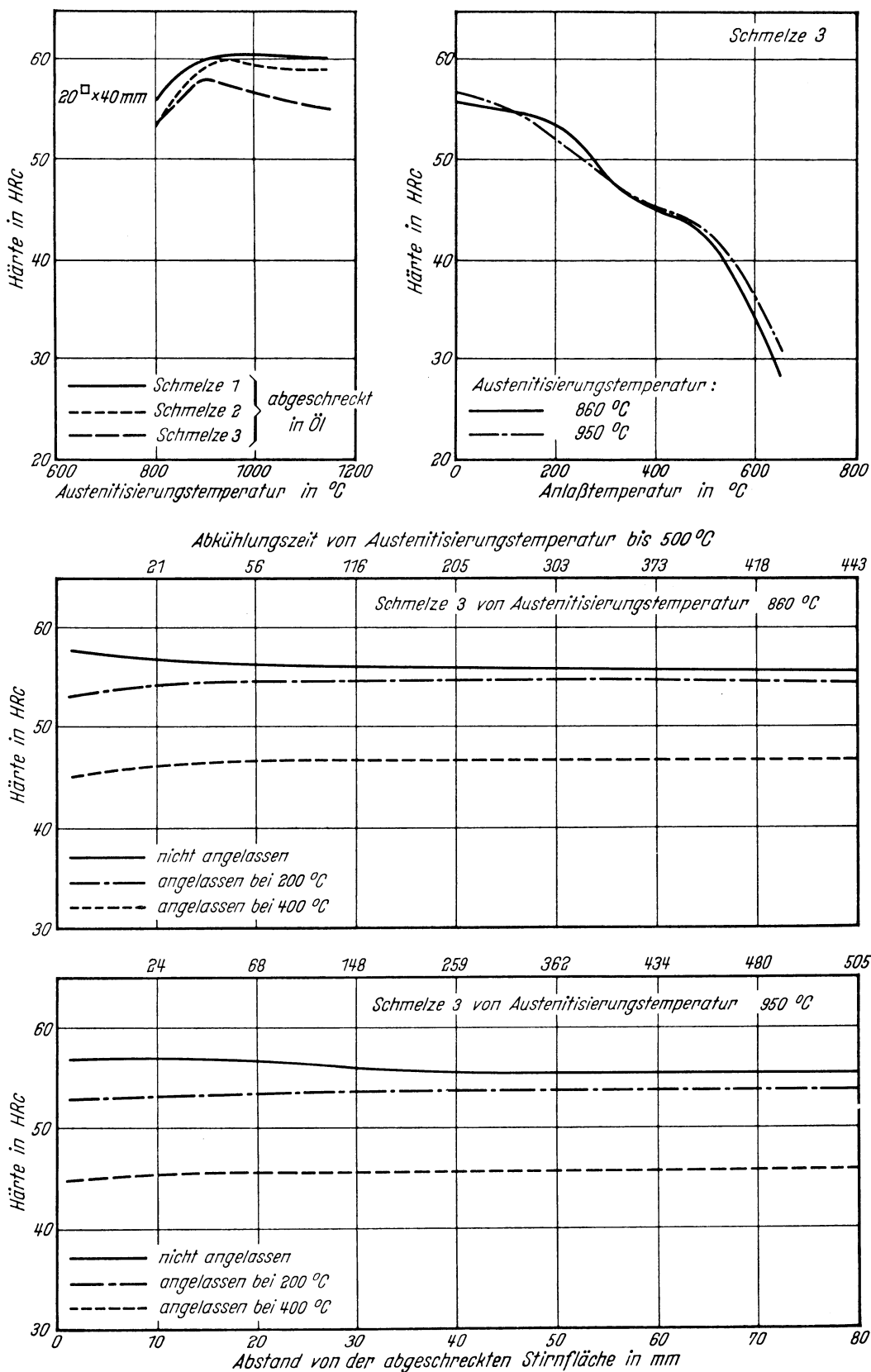
K₅₀ = (50₀ Martensit)

K_f = (Beginn der Umwandlung in der Perlitstufe)

K_p = (gerade vollständige Umwandlung in der Perlitstufe, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

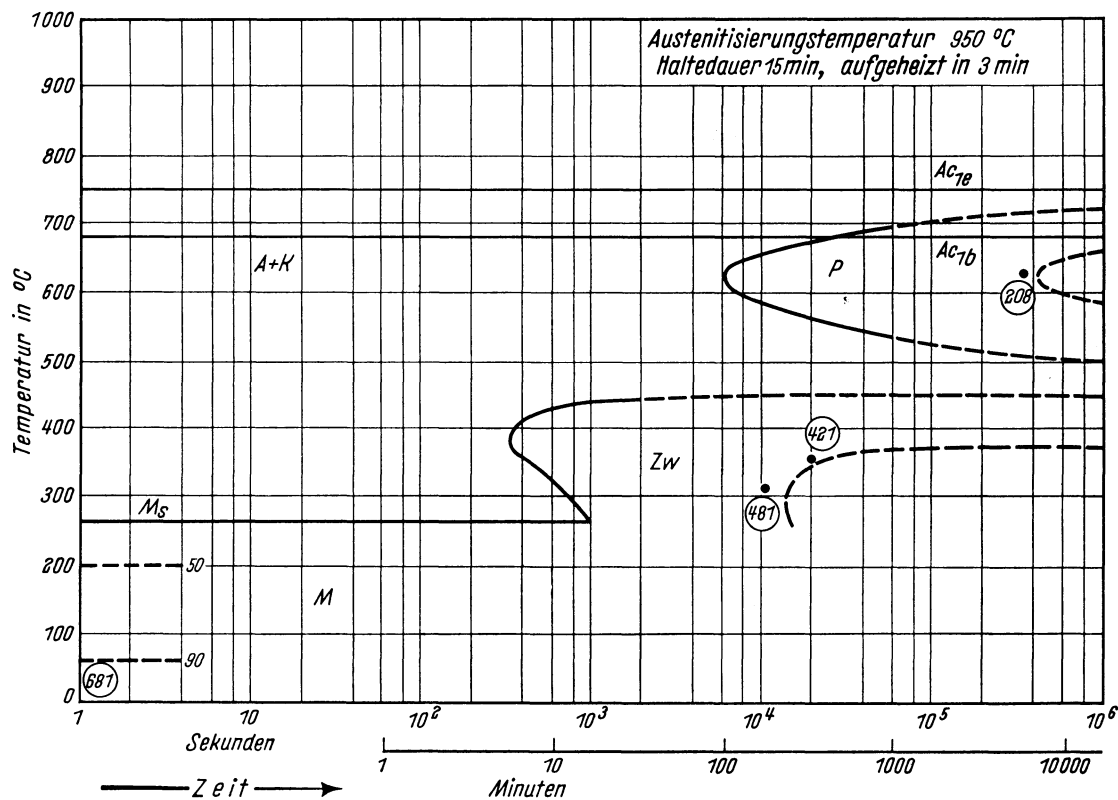
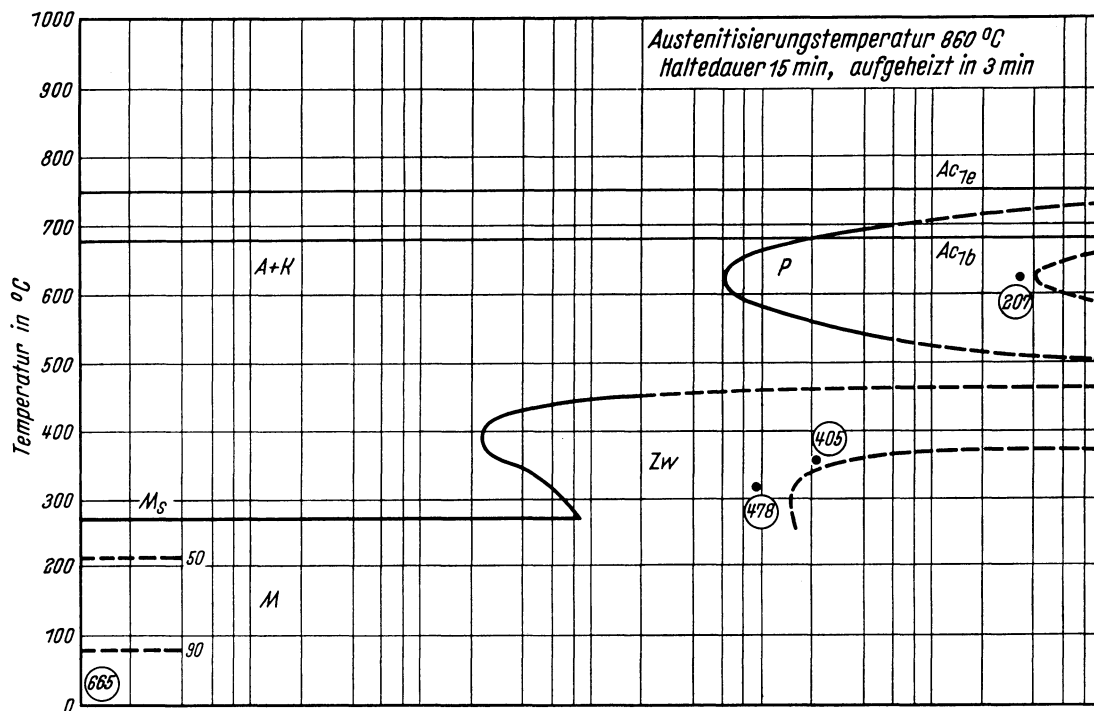
Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Kennzeichnung des Härungsverhaltens durch
 Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-Anlaßtemperatur-Schaubild — Stirnabschreckkurven*)



*) Stirnabschreckversuch mit vergrößerter Masse, siehe Nachtrag zum Textteil. Stirnabschreckproben von 18,5 mm Dmr. und 100 mm Länge. Haltezeit auf Anlaßtemperatur in allen Fällen 2 Stunden.

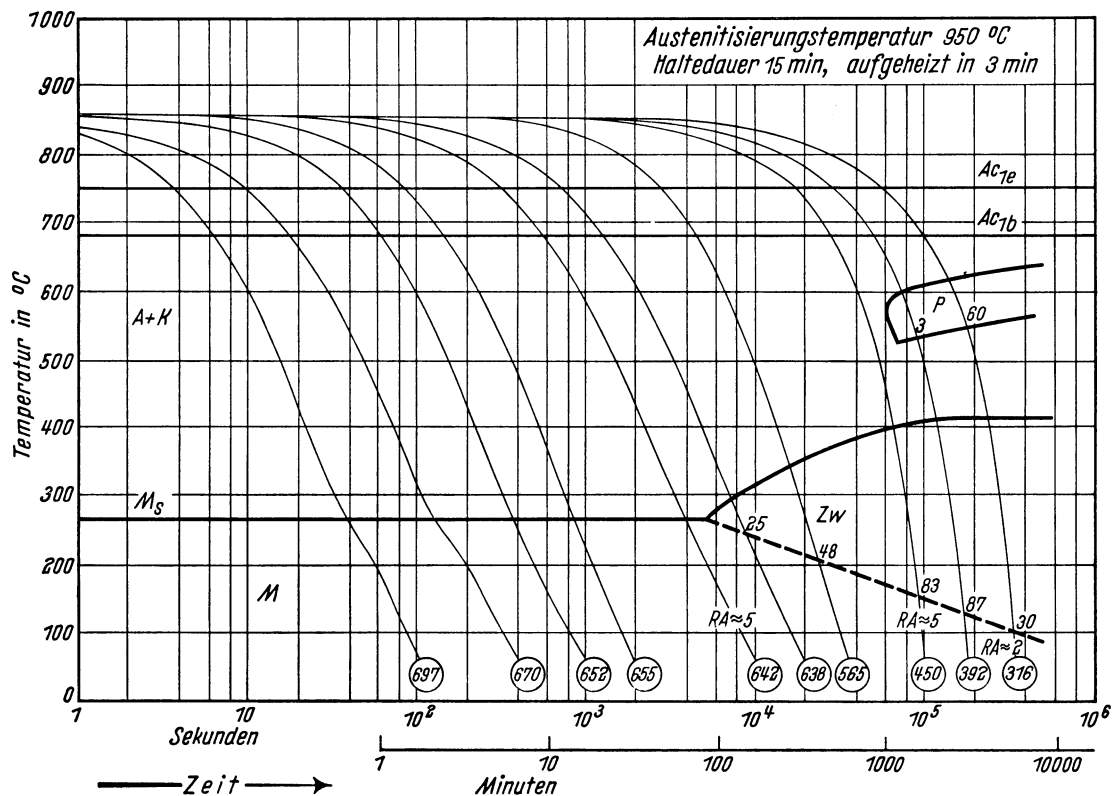
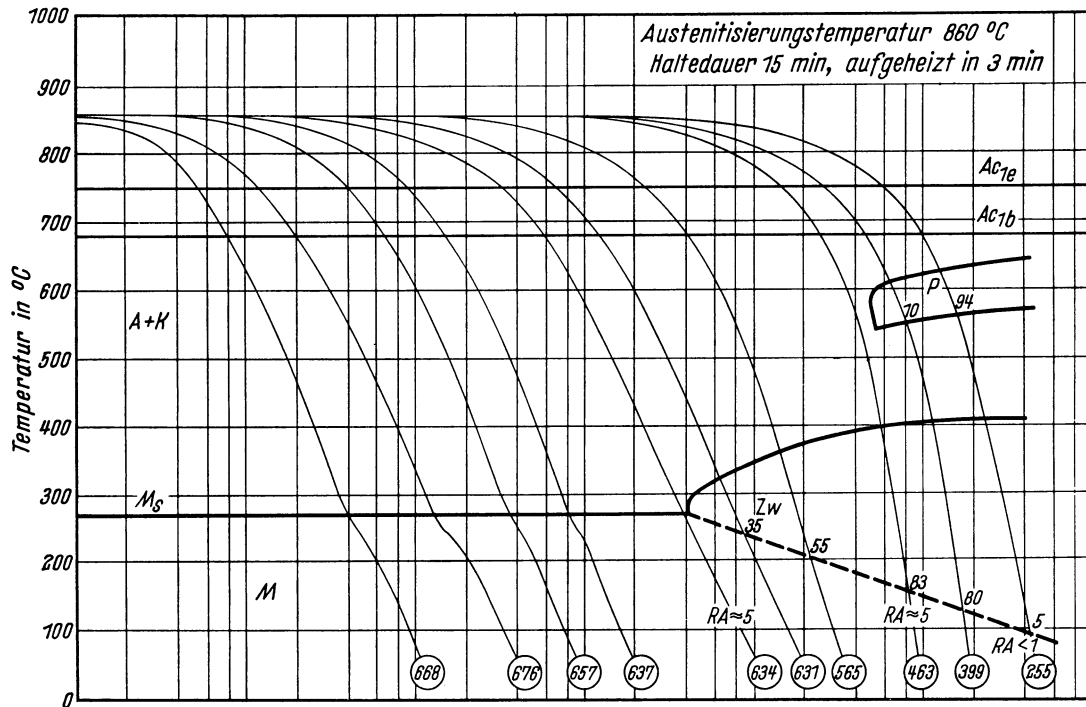
Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,40	0,20	0,35	0,010	0,015	1,27	0,16	0,24	4,03	0,04



- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 50; 90... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
		0,40	0,20	0,35	0,010	0,015	1,27	0,16	0,24	4,03

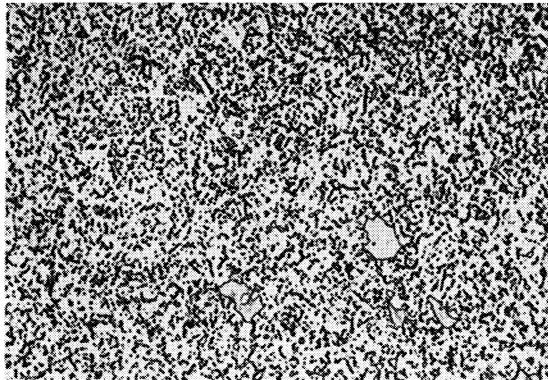


- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- P Bereich der Perlitbildung
- M Bereich der Martensitbildung
- RA Restaustenit
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- RA < 1; ≈ 2... Gefügeanteile in Prozent
- Härtewerte in HV

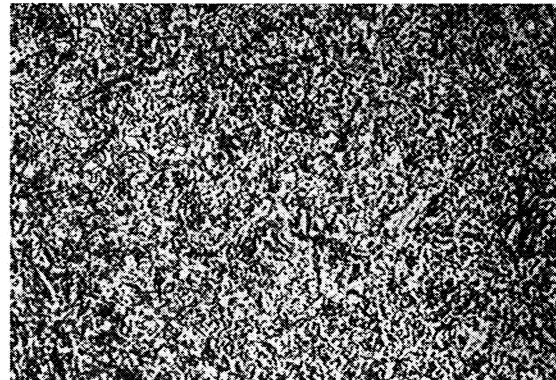
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 3 bei einer Austenitisierungstemperatur von 860° C. (500:1)

isothermisch

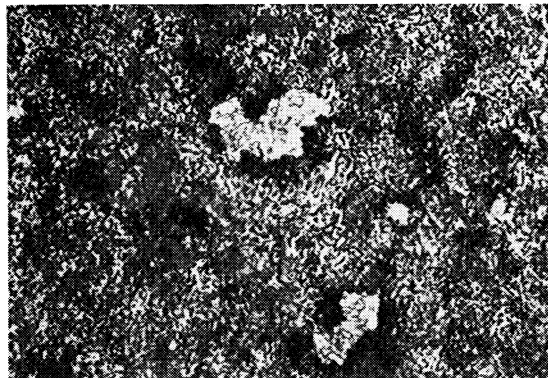


Umwandlungstemperatur 625° C
Ungelöste Karbide, 96 % Perlit,
4 % Martensit und Restaustenit
Härte 207 HV



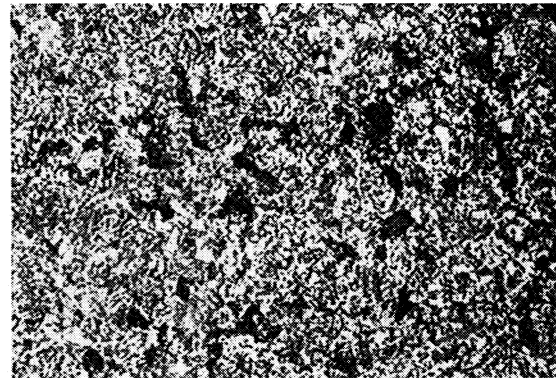
Umwandlungstemperatur 315° C
Ungelöste Karbide, 90 % Zwischenstufengefüge,
10 % Martensit und Restaustenit
Härte 478 HV

kontinuierlich



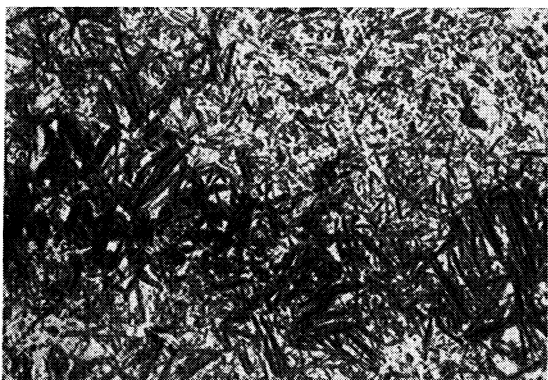
Ungelöste Karbide, 94 % Perlit, 5 % Zwischenstufe,
1 % Martensit und Restaustenit

Härte 255 HV



Ungelöste Karbide, 10 % Perlit,
80 % Zwischenstufengefüge,
10 % Martensit und Restaustenit

Härte 399 HV



Ungelöste Karbide, 35 % Zwischenstufengefüge,
65 % Martensit und Restaustenit

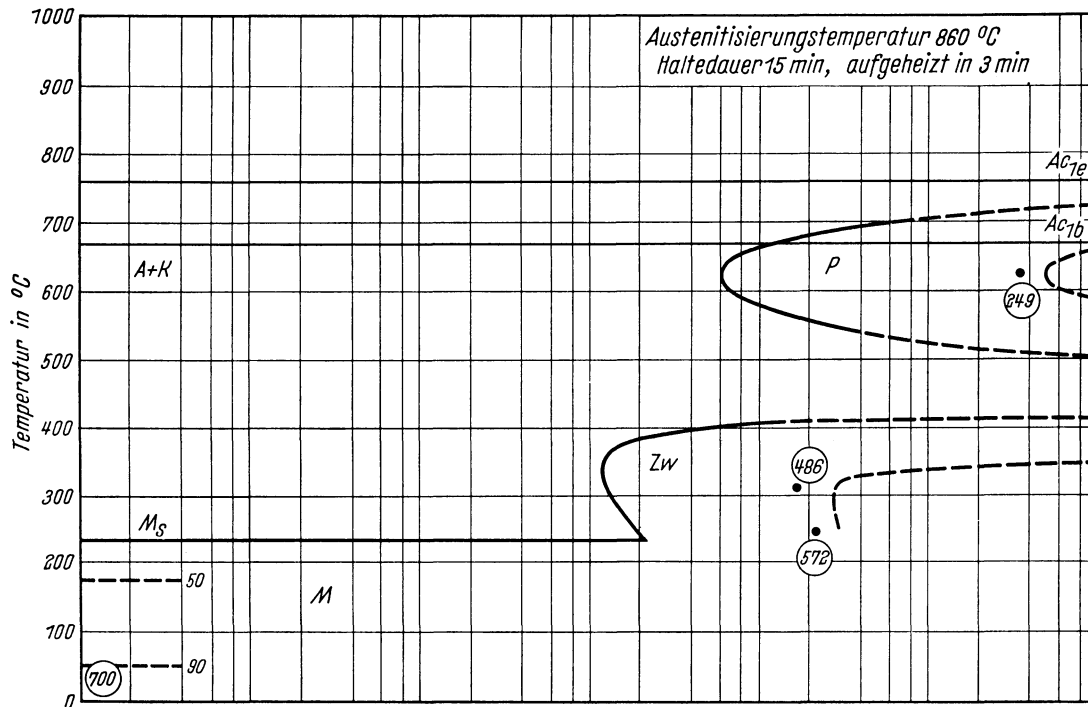
Härte 631 HV



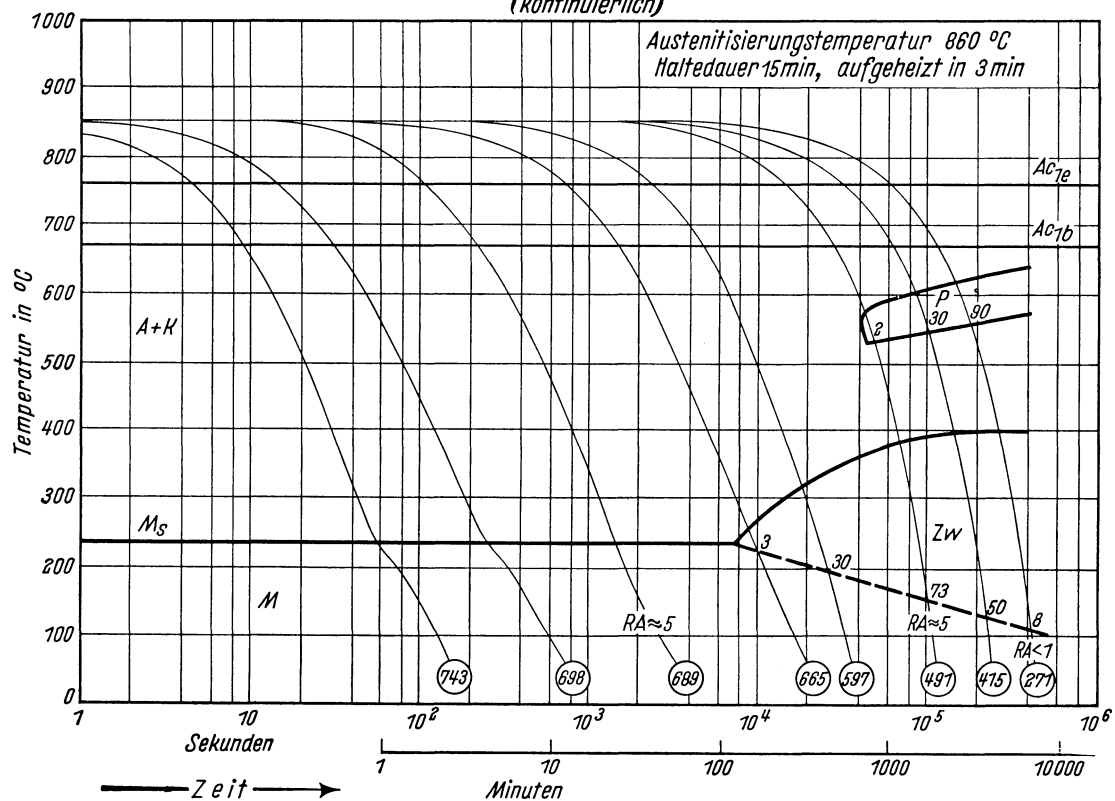
Ungelöste Karbide, Martensit und Restaustenit

Härte 676 HV

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
	0,46	0,24	0,50	0,012	0,007	1,53	0,20	0,07	3,96	n.b.	0,59



(kontinuierlich)



A + K Bereich des Austenits und Karbids
P Bereich der Perlitbildung

Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefüge-
bildung

M Bereich der Martensitbildung

RA Restaustenit
< 1; 2... Gefügeanteil in Prozent

○ Härtewerte in HV

Bestimmungsverfahren: Isothermisch: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke. Kontinuierlich: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Stahl C 100 W 1

II-241 A

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN: –

Stoffnummer nach DIN 17 007: 1540

Unlegierter Werkzeugstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 150

Chemische Zusammensetzung in % (Richtwerte)	C	Si	Mn	P	S			
	≈ 1,00	< 0,25	< 0,25	< 0,025	< 0,025	< 0,025		

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Weichglühen	Härten	
	von	in
680 bis 710° C	760 bis 790° C (790 bis 820° C)	Wasser (Öl)

Chemische Zusammensetzung (in Prozent) von 3 Schmelzen zur Kennzeichnung des Härungsverhaltens (Siehe auch Blatt B)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
1	1,03	0,17	0,22	0,014	0,012	0,07	0,14	0,01	0,10	< 0,01	n. b.
2	1,01	0,26	0,25	0,010	0,011	0,08	0,16	0,02	0,11	0,05	n. b.
3	0,94	0,19	0,19	0,007	0,005	0,06	0,15	0,01	0,07	n. b.	n. b.

Erschmelzungsart, Verarbeitung, Vorbehandlung und Austenit-Korngröße der untersuchten Schmelzen

Schmelze	Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung	Austenit-Korngröße nach	
				5 min 790° C	5 min 860° Cn
1	bas. Elektro-Ofen	geschmiedet auf 20 mm □	normalgeglüht	8 bis 9	6
2	„ „ „	geschmiedet auf 20 mm ∅	weichgeglüht	7 bis 8	6
3	„ „ „	geschmiedet auf 20 mm □	„	8	6

Zusätzliche Angaben über die den Umwandelungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze 1

Ac_{1e}-Temperatur: 736° C }
Ac_{1b}-Temperatur: 717° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min

M_s-Temperatur nach einer Austenitisierung 10 min 790° C: 175° C

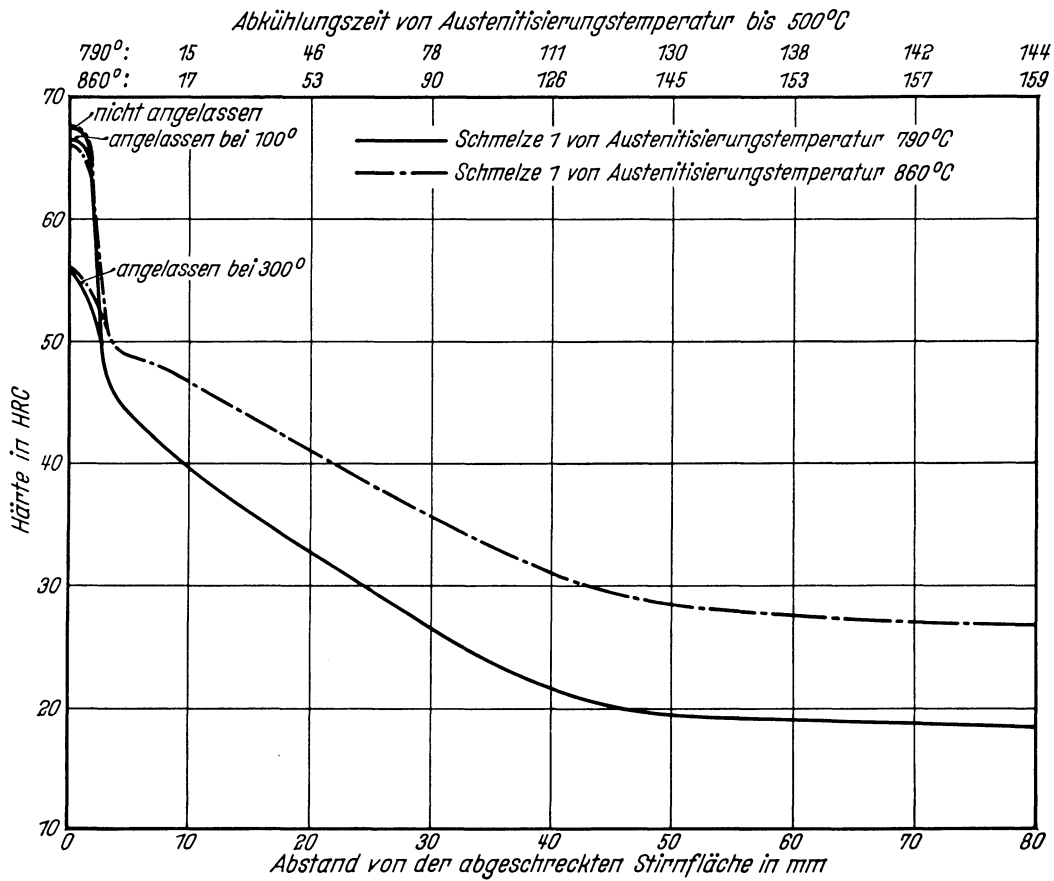
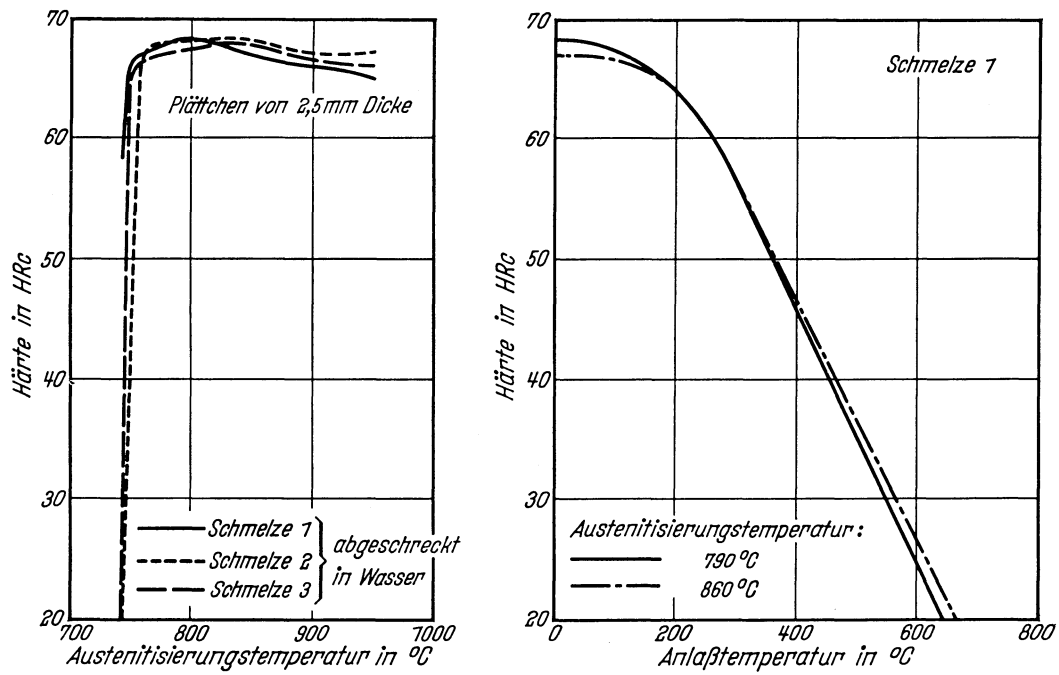
M_s-Temperatur nach einer Austenitisierung 10 min 860° C: 160° C

Kritische Abkühlungszeiten von Austenitisierungstemperatur 790 bis 500° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

$$\left\{ \begin{array}{l} K_m = 0,4 \text{ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \\ K_{50} = 0,9 \text{ s (50\% Martensit)} \\ K_f = 0,4 \text{ s (Beginn der Umwandlung in der Perlitstufe)} \\ K_p = 1,5 \text{ s (gerade vollständige Umwandlung in der Perlitstufe, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \end{array} \right.$$

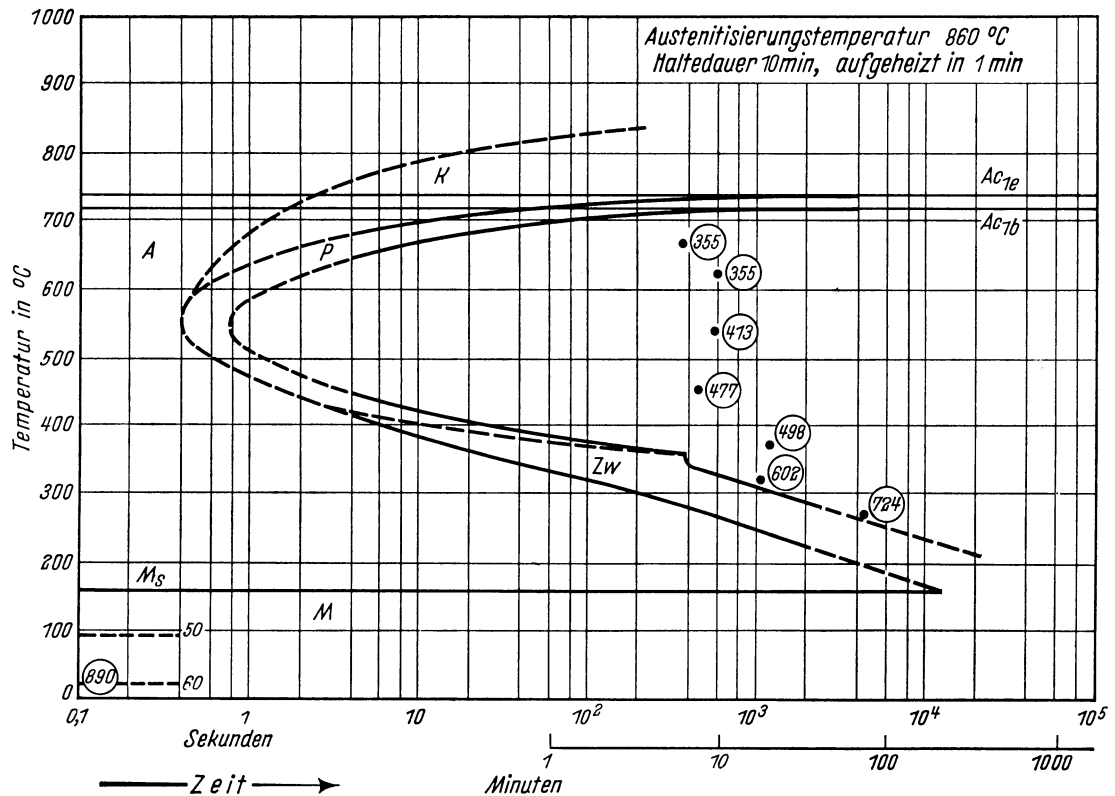
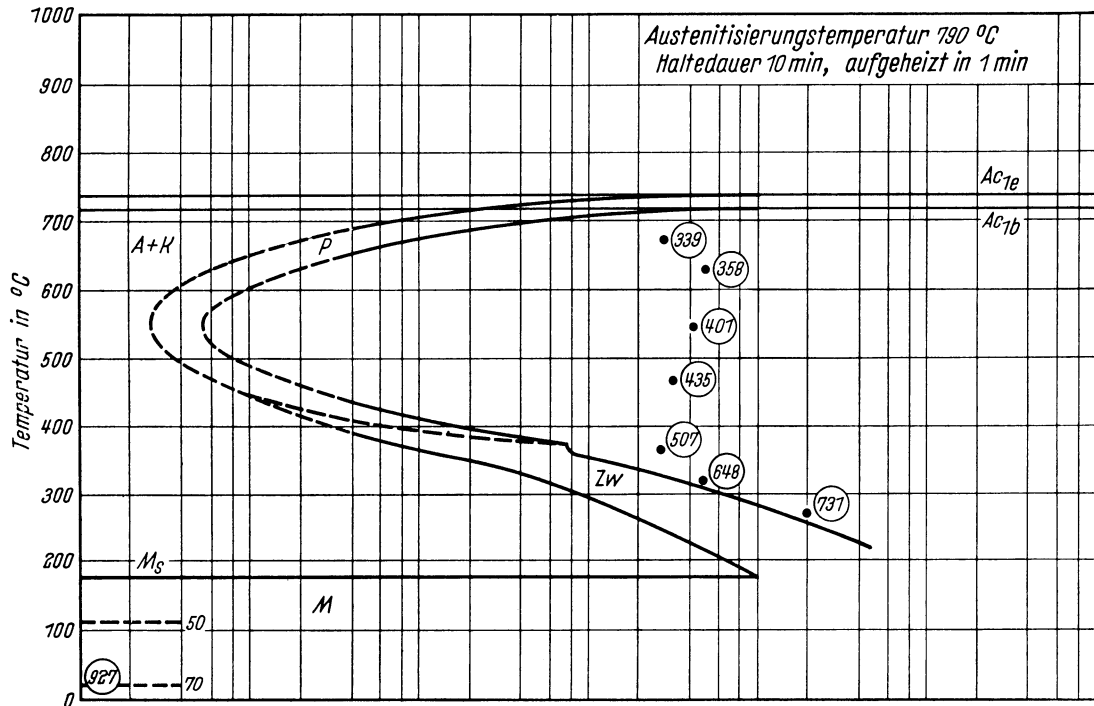
Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Kennzeichnung des Härungsverhaltens durch
Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-Anlaßtemperatur-Schaubild — Stirnabschreckkurven*)



*) Stirnabschreckversuch nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650—50. Stirnabschreckproben von 18,5 mm Dmr. und 100 mm Länge. Haltezeit auf Anlaßtemperatur in allen Fällen 2 Stunden.

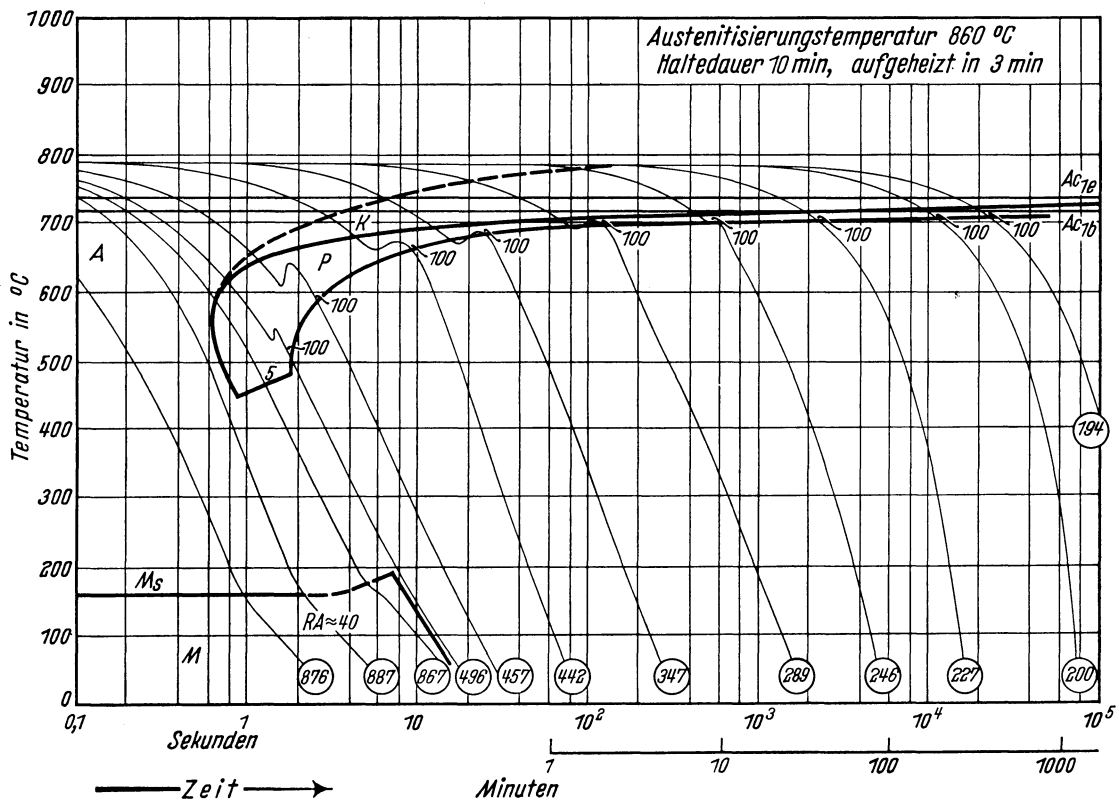
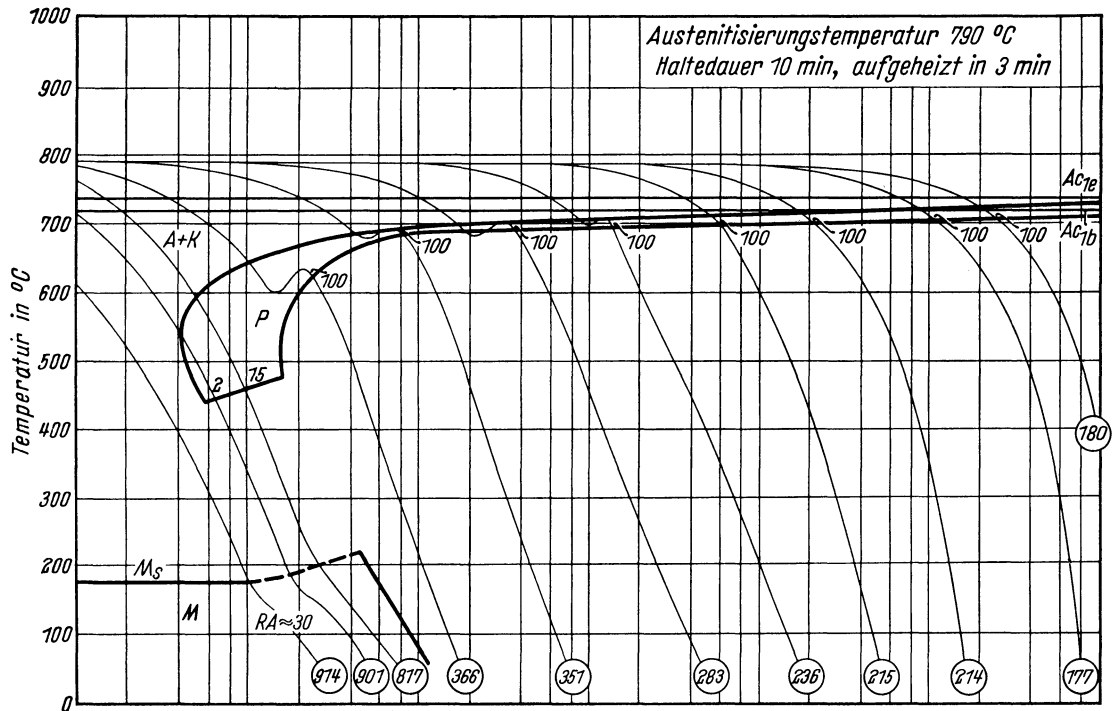
Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	1,03	0,17	0,22	0,014	0,012	0,07	0,74	0,07	0,10	Spuren



- A Bereich des Austenits
- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- K Bereich der Karbidbildung
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 50; 60... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Hohlproben von 4 mm Außen-Dmr., 3,2 mm Innen-Dmr. und 30 mm Länge.

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
		1,03	0,17	0,22	0,014	0,012	0,07	0,14	0,01	0,10

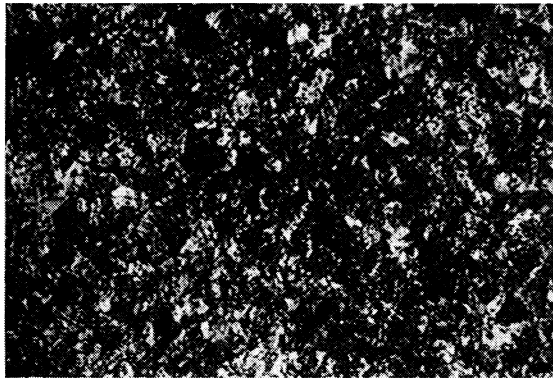


- A Bereich des Austenits
- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- K Bereich der Karbidbildung
- Härtewerte in HV
- P Bereich der Perlitbildung
- M Bereich der Martensitbildung
- RA Restaustenit
- 2; 5... Gefügeanteile in Prozent

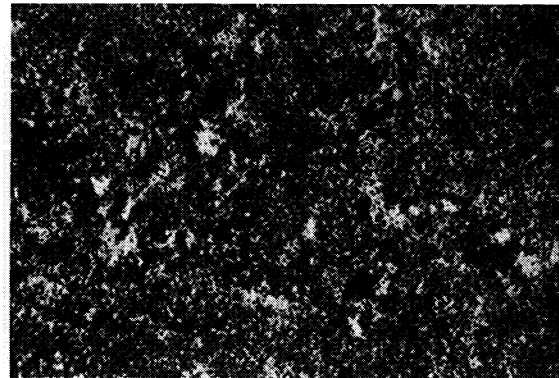
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern der Schmelze 1 bei einer Austenitisierungstemperatur von 790° C. (500:1)

isothermisch

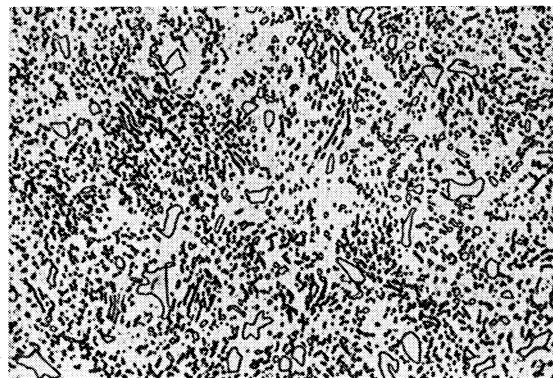


Umwandlungstemperatur 545° C
Ungelöste Karbide, Perlit
Härte 401 HV

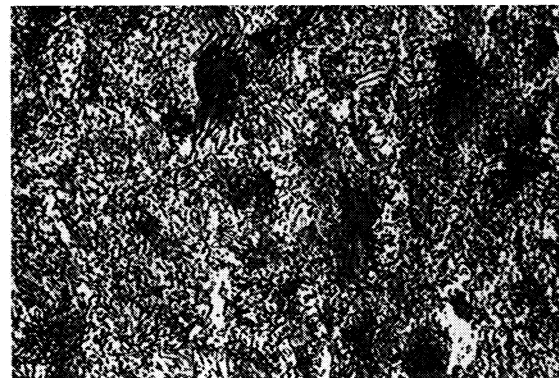


Umwandlungstemperatur 365° C
Ungelöste Karbide, Zwischenstufengefüge
Härte 507 HV

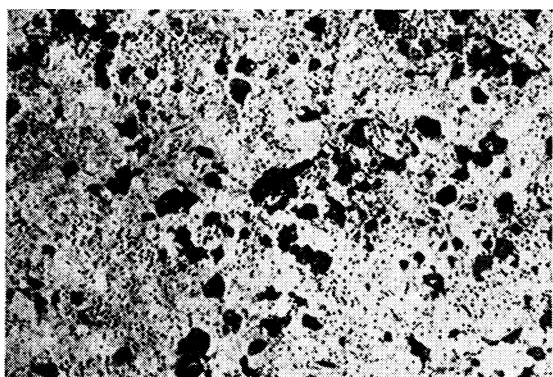
kontinuierlich



Ungelöste Karbide, Perlit
Härte 180 HV



Ungelöste Karbide, Perlit
Härte 236 HV



Ungelöste Karbide, 15 % Perlit,
85 % Martensit und Restaustenit
Härte 817 HV



Ungelöste Karbide, Martensit und Restaustenit
Härte 914 HV

Stahl C 70 W 1

II-242A

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Alte Bezeichnung nach DIN: —

Stoffnummer nach DIN 17007 : 1520

Unlegierter Werkzeugstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 150

Chemische Zusammensetzung in % (Richtwerte)	C	Si	Mn	P	S			
	≈ 0,70	< 0,25	< 0,25	< 0,025	< 0,025			

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Weichglühen	Härten
680 bis 710° C	von 780 bis 810° C (810 bis 840° C) in Wasser (Öl)

Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze
Chemische Zusammensetzung (in Prozent)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
0,76	0,22	0,29	0,008	0,008	0,11	0,17	0,019	0,07	0,02	n. b.

Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung	Austenit-Korngröße nach	
			5 min 810° C	5 min 860° C
bas. Elektro-Ofen	geschmiedet auf 30 mm Ø	weichgeglüht	7 bis 8	4

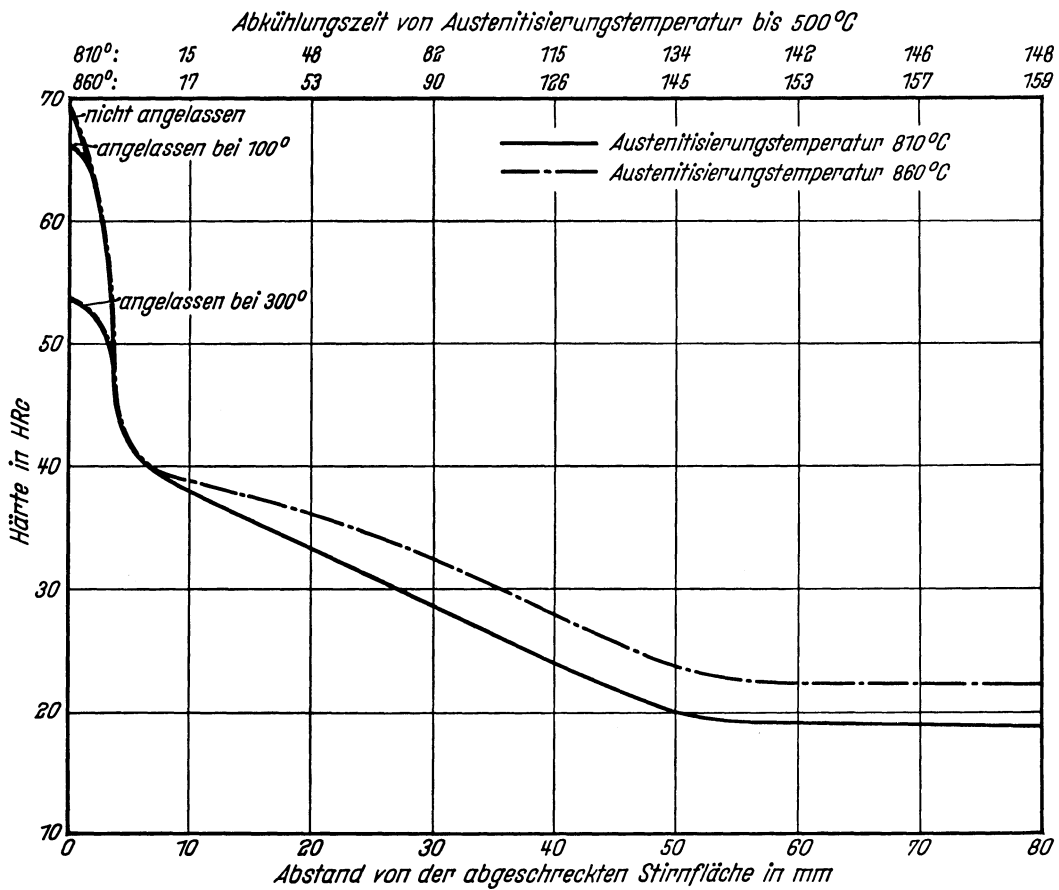
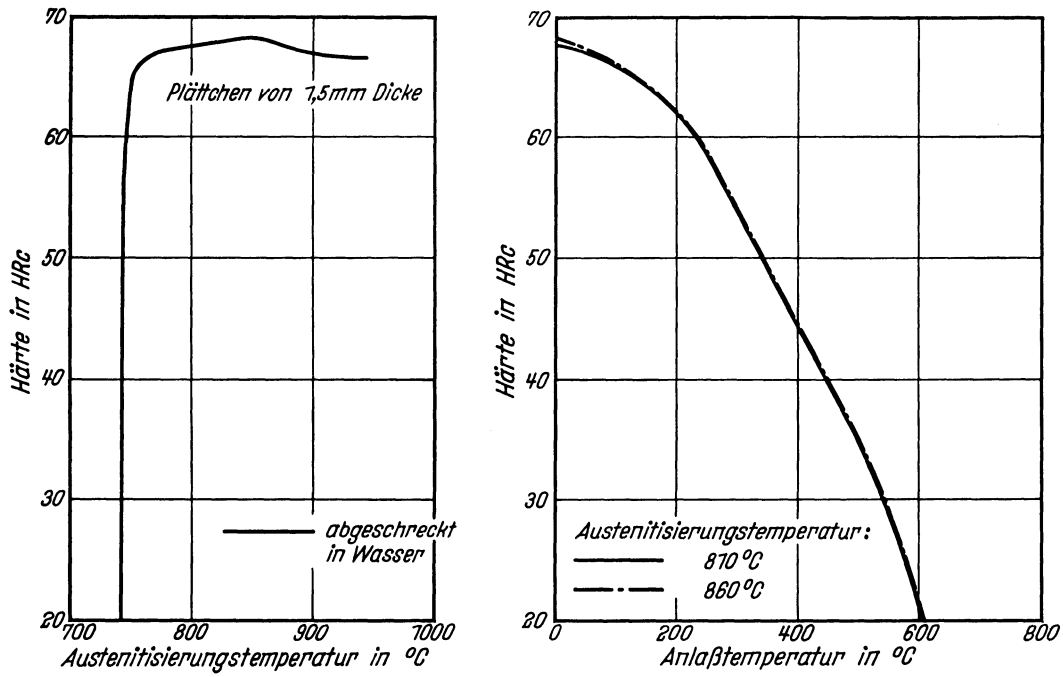
A_{c_3} -Temperatur: 740° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
 A_{c_1} -Temperatur 720° C }
 M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 10 min 810° C : 245° C
 M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 10 min 860° C : 210° C

Kritische Abkühlungszeiten von
Austenitisierungstemperatur
810 bis 500° C, entnommen aus
dem ZTU-Schaubild (kontinuier-
lich)

$$\left\{ \begin{array}{l} K_m = 0,9 \text{ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, ent-} \\ \text{spricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)} \\ K_{50} = 2,5 \text{ s (50\% Martensit)} \\ K_f = 0,9 \text{ s (Beginn der Umwandlung in der Perlitstufe)} \\ K_p = 4 \text{ s (gerade vollständige Umwandlung in der Perlitstufe,} \\ \text{entspricht im allgemeinen unterer kritischer Ab-} \\ \text{kühlungsgeschwindigkeit)} \end{array} \right.$$

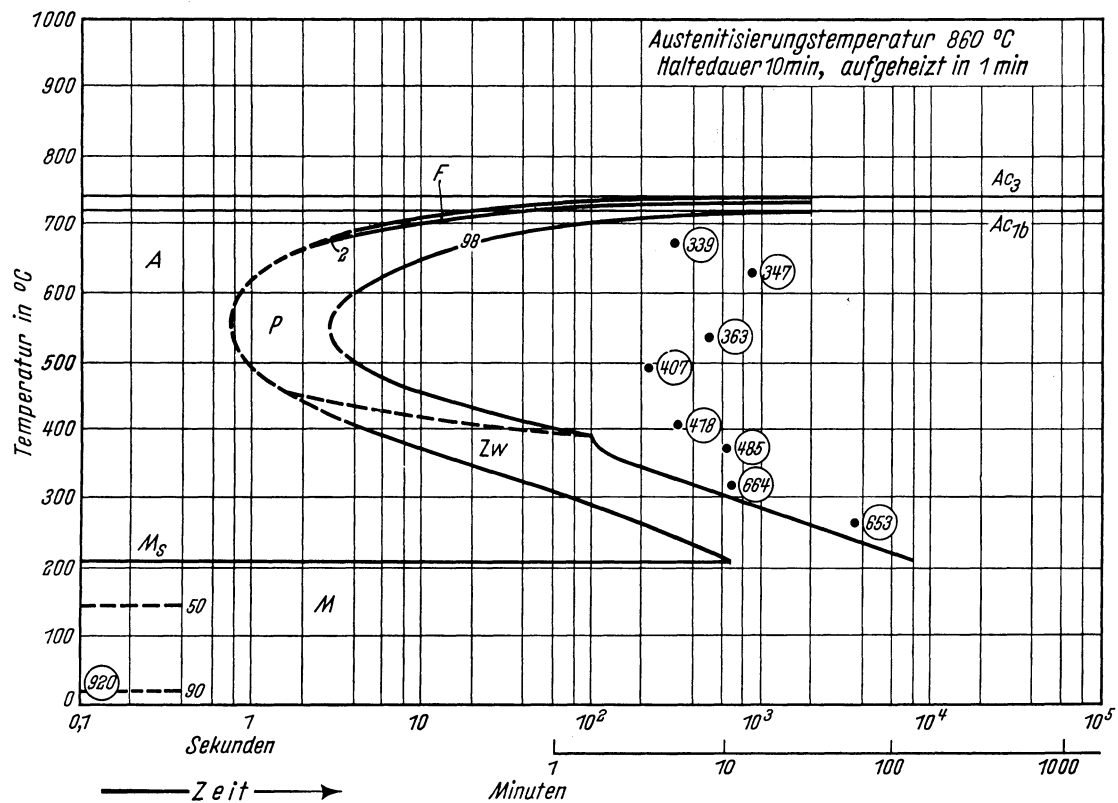
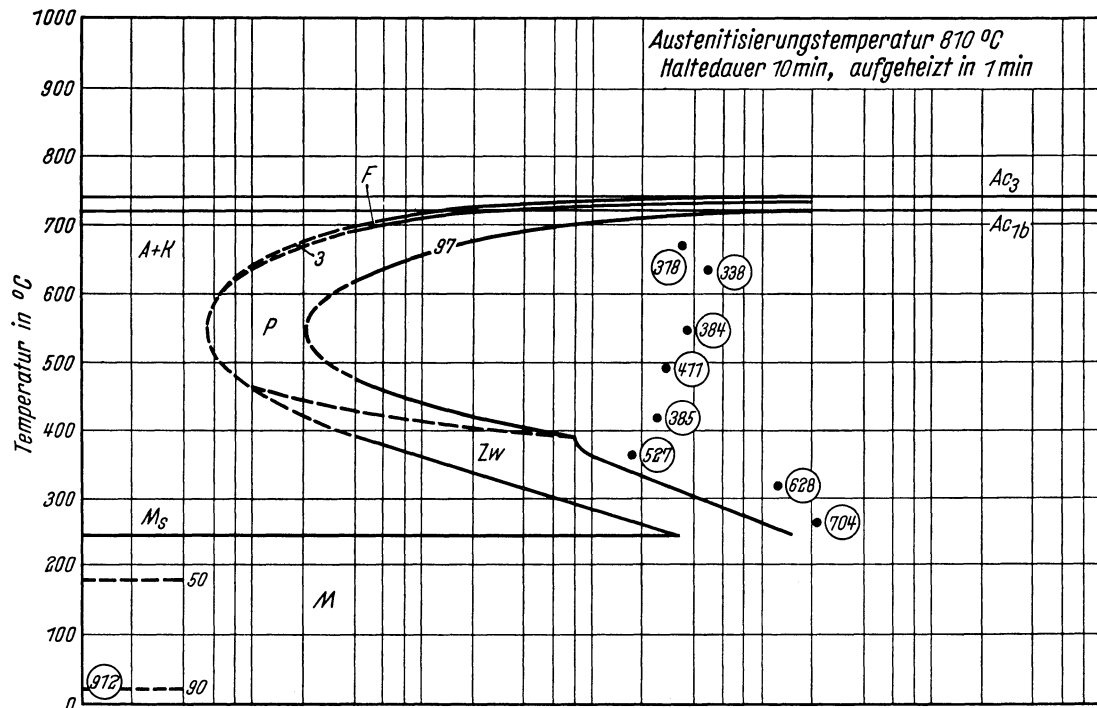
Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Kennzeichnung des Härungsverhaltens durch
 Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-Anlaßtemperatur-Schaubild — Stirnabschreckkurven*)



*) Stirnabschreckversuch nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650—50. Stirnabschreckproben von 18,5 mm Dmr. und 100 mm Länge. Haltezeit auf Anlaßtemperatur in allen Fällen 2 Stunden.

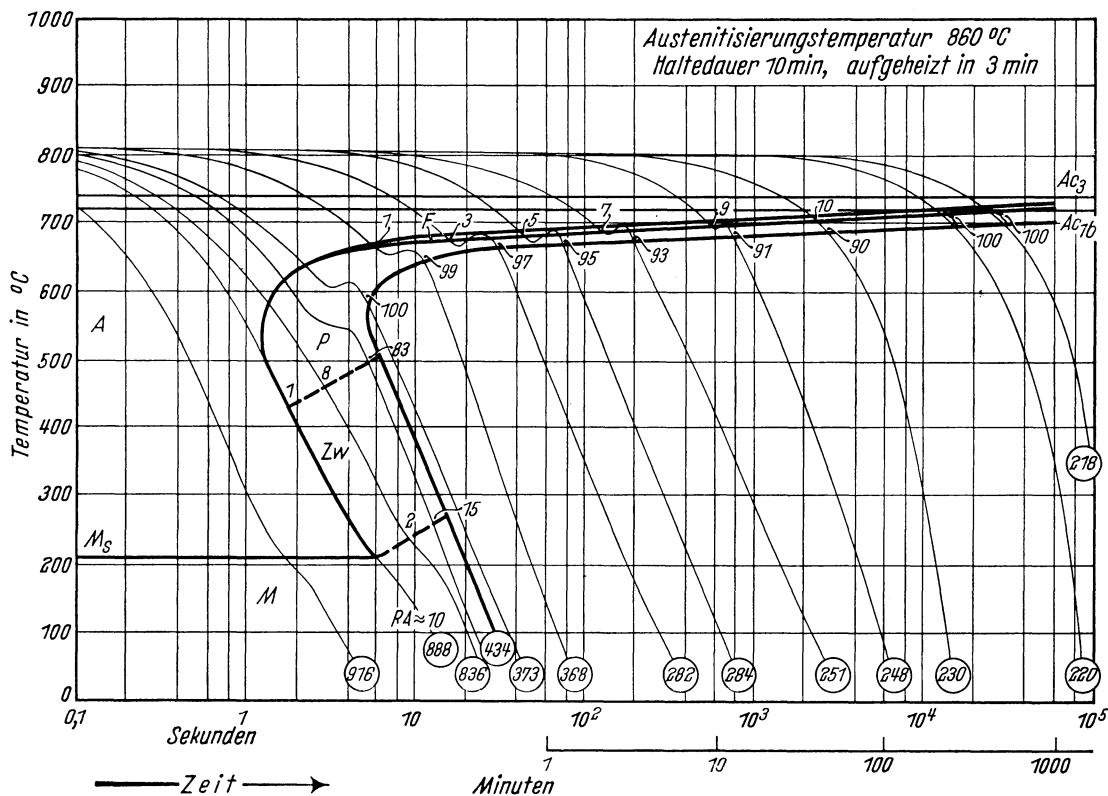
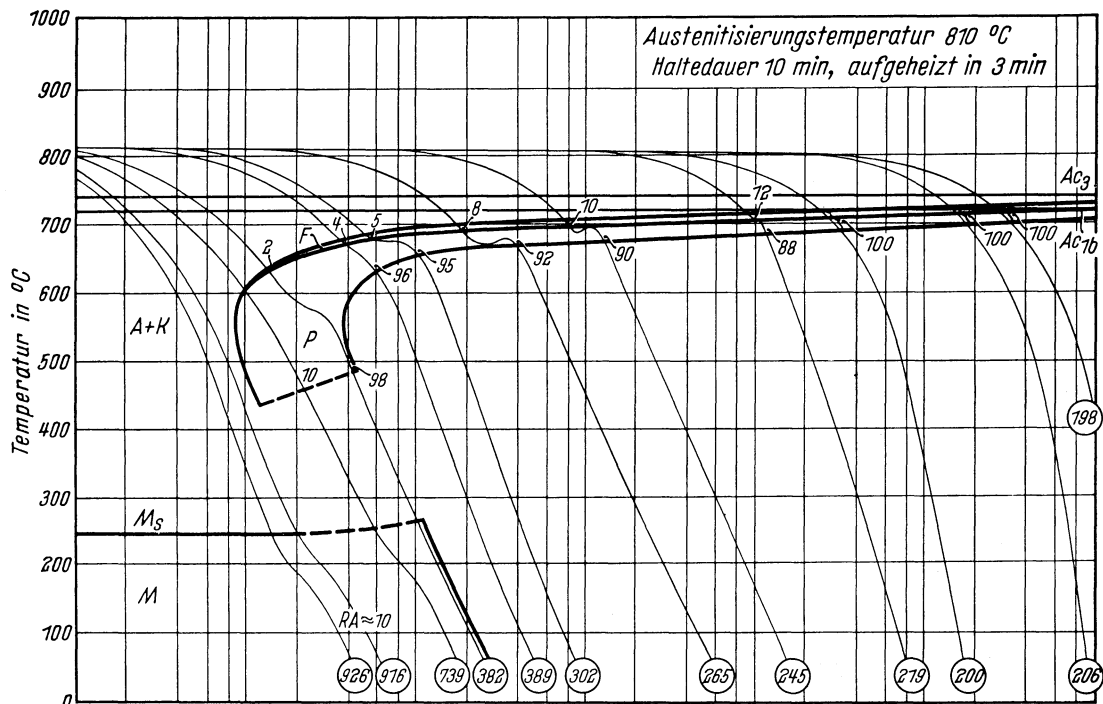
Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,76	0,22	0,29	0,008	0,008	0,11	0,77	0,019	0,07	0,02



- A Bereich des Austenits
- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- F Bereich der Ferritbildung
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefüge-
bildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 2; 3... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Hohlproben von 4 mm Außen-Dmr., 3,2 mm Innen-Dmr. und 30 mm Länge.

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,76	0,22	0,29	0,008	0,008	0,11	0,17	0,019	0,07	0,02

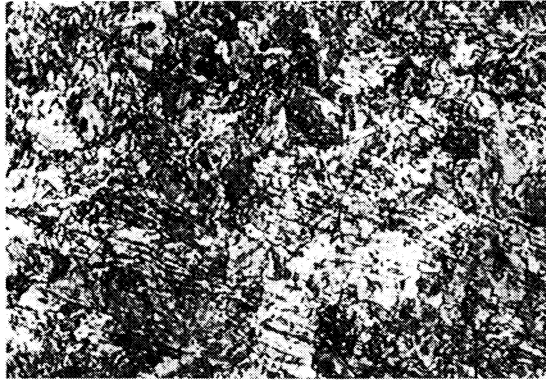


- A Bereich des Austenits
- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- F Bereich der Ferritbildung
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- RA Restaustenit
- 1; 2... Gefügeanteile in Prozent

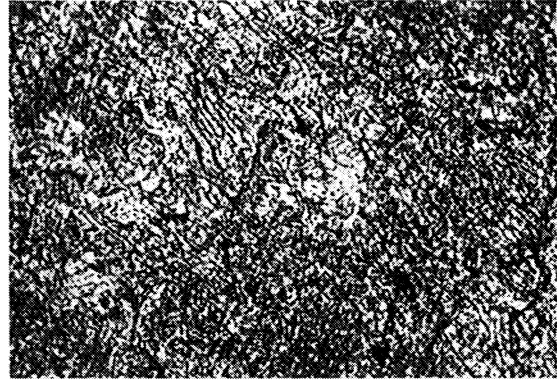
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern bei einer Austenitisierungstemperatur von 810° C. (500:1)

isothermisch

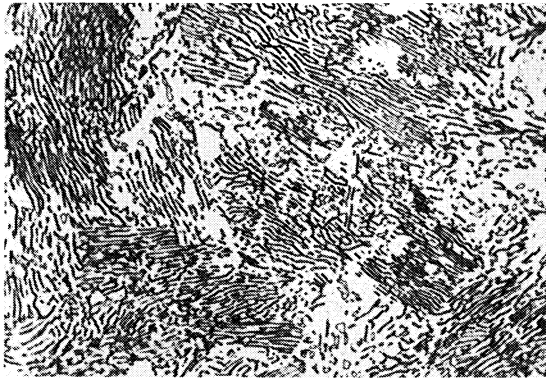


Umwandlungstemperatur 545° C
Ungelöste Karbide, Perlit
Härte 384 HV

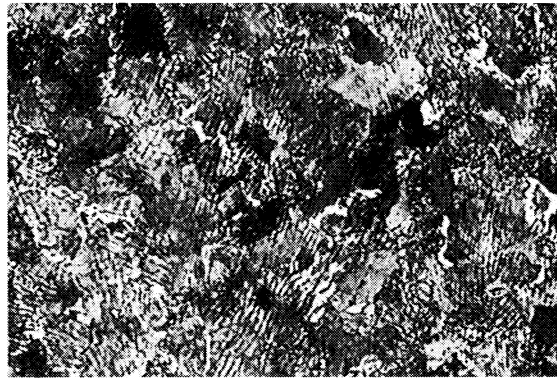


Umwandlungstemperatur 320° C
Ungelöste Karbide, Zwischenstufengefüge
Härte 628 HV

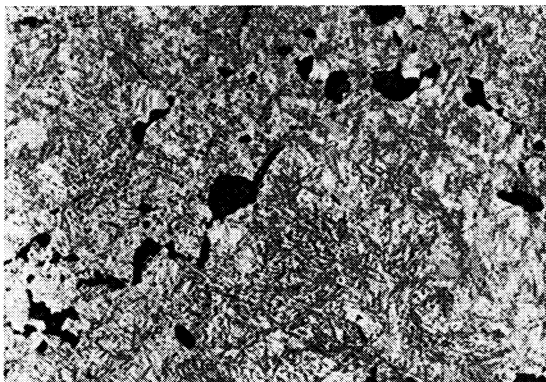
kontinuierlich



Ungelöste Karbide, Ferrit und Perlit
Härte 198 HV



Ungelöste Karbide, 5 % Ferrit, 95 % Perlit
Härte 302 HV



Ungelöste Karbide, 10 % Perlit,
90 % Martensit und Restaustenit
Härte 739 HV



Ungelöste Karbide, Martensit und Restaustenit
Härte 926 HV

Stahl ABC III

II-261 A/C

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Alte Bezeichnung nach DIN: —

Stoffnummer nach DIN 17007 : 3333

Schnellarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 320

Chemische Zusammensetzung in %	C	Co	Cr	Mo	V	W
	0,92 bis 1,02			3,8 bis 4,5	2,5 bis 2,8	2,2 bis 2,5

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Glühen	Härten		Härtemittel	Anlassen
	von Meißeln, einfachen Werkzeugen	von schwierig geformten und Schlichtwerkzeugen		
760 bis 790° C	1210 bis 1240° C	1180 bis 1210° C	Öl, Warmbad oder trockene Druckluft	530 bis 550° C

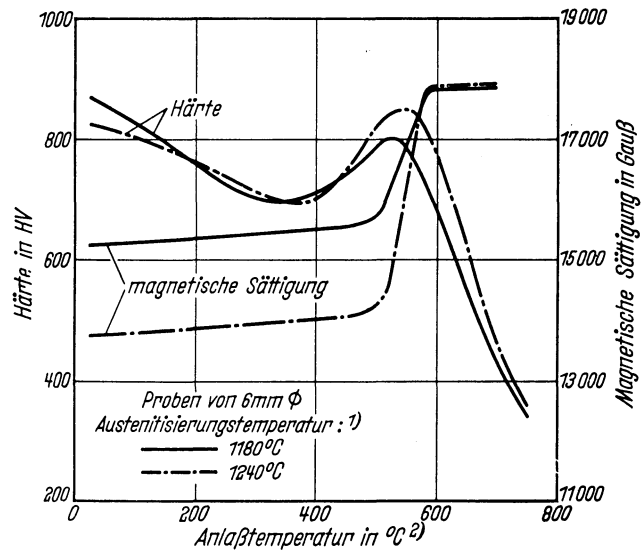
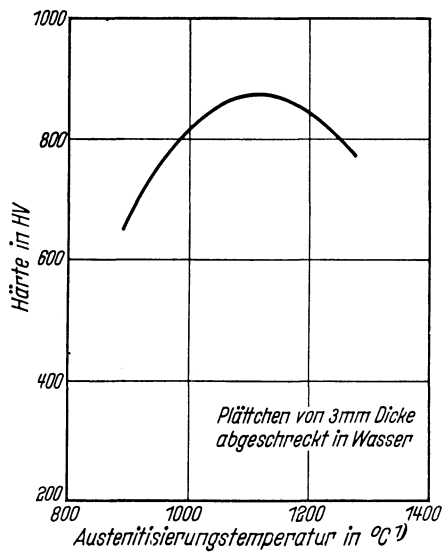
Angaben über die den Umwandelungschaubildern zugrunde liegende Schmelze
Chemische Zusammensetzung (in Prozent)

C	Si	Mn	P	S	Co	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
0,97	0,31	0,18	0,035	0,006	n. b.	4,11	0,20	2,61	0,25	2,51	3,23

Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung	Austenit-Korngröße nach	
			2 min 1180° C	2 min 1240° C
bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 13 mm □	geglüht	12 bis 8	7 bis 5

A_{c1e} -Temperatur: 870° C }
 A_{c1b} -Temperatur: 810° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
 M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 2 min 1180° C : 165° C
 M_s -Temperatur nach einer Austenitisierung 2 min 1240° C : 150° C

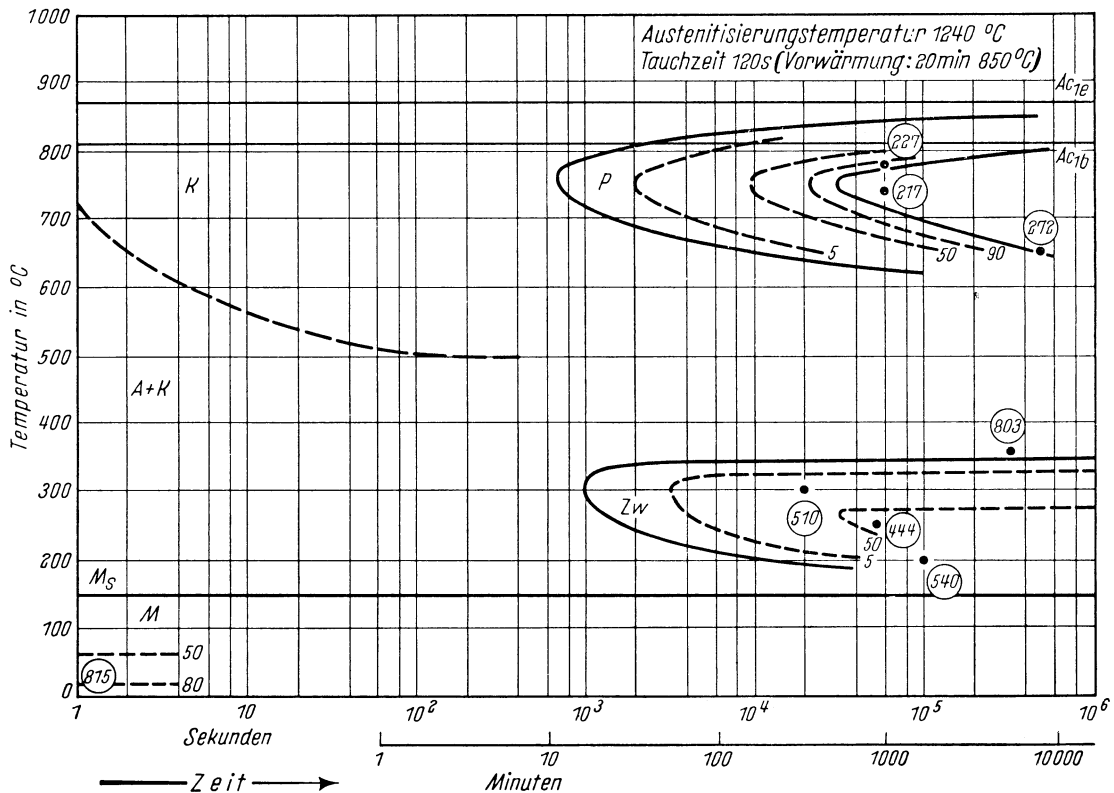
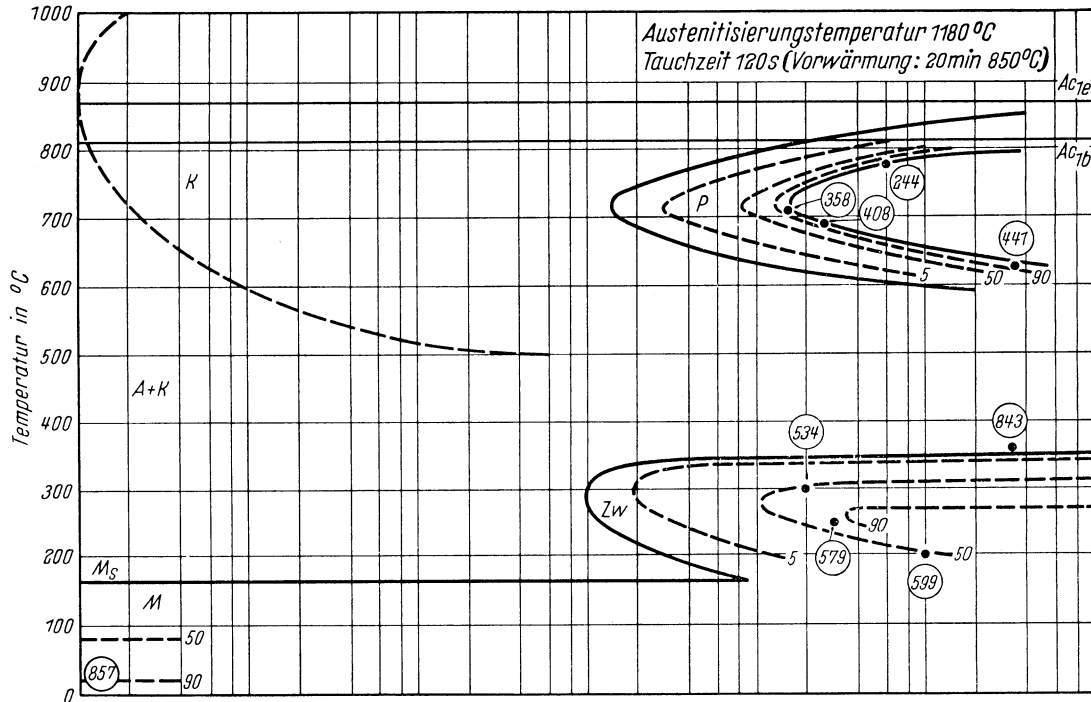
Kennzeichnung des Härungsverhaltens durch
Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-(Magn. Sättigung)-Anlaßtemperatur-Schaubild



1) Tauchzeit 120 s (Vorwärmung: 20 min 850° C); 2) Haltezeit 2 × 1 Stunde.

Bearbeiter: A. Rose, L. Rademacher u. J. M. van Wyk

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,97	0,31	0,18	0,035	0,006	4,11	2,61	0,25	2,51	3,23



- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- K Bereich der Karbidbildung
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 5; 50... Gefügeanteile in Prozent

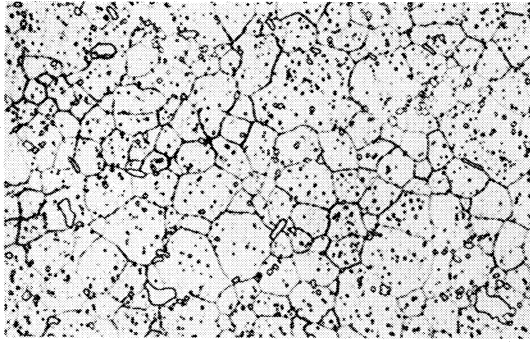
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

Gefüge im abgeschreckten und angelassenen Zustand nach einer Austenitisierung bei

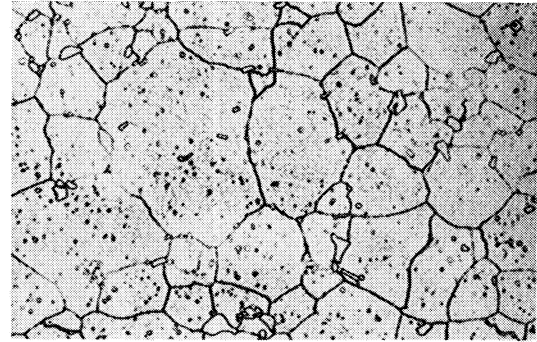
1180° C

500:1

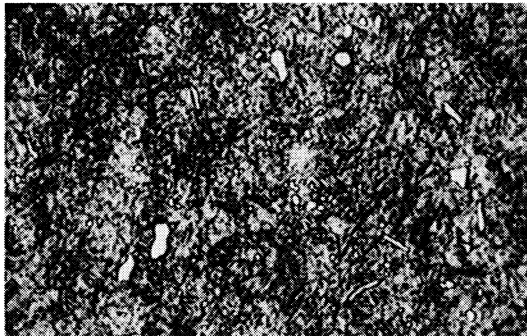
1240° C



Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, Martensit und Restaustenit
Härte 857 HV



Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, Martensit und Restaustenit
Härte 815 HV



Angelassen bei 550° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, angelassener Martensit und Restaustenit. — Härte 792 HV



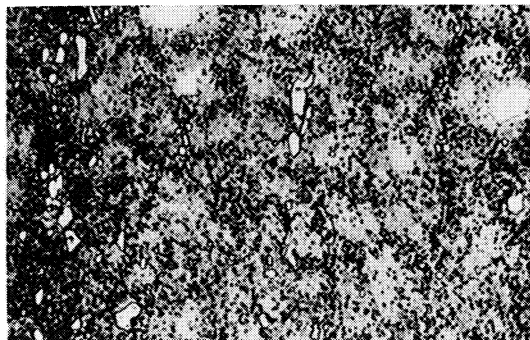
Angelassen bei 550° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, angelassener Martensit und Restaustenit. — Härte 850 HV

Gefüge zu den isothermischen Umwandelungschaubildern bei einer Austenitisierungstemperatur von

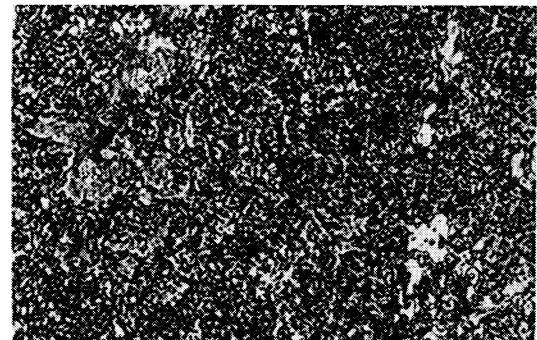
1180° C

500:1

1240° C



Umwandlungstemperatur 710° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, 97% Perlit, 3% Martensit und Restaustenit
Härte 358 HV



Umwandlungstemperatur 740° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, Perlit
Härte 217 HV



Umwandlungstemperatur 250° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, 85% Zwischenstufengefüge, 15% Martensit und Restaustenit. — Härte 579HV



Umwandlungstemperatur 250° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, 70% Zwischenstufengefüge, 30% Martensit und Restaustenit. — Härte 444 HV

Stahl B 18

II-262 A/C

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN: —

Stoffnummer nach DIN 17 007 : 3355

Schnellarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 320

Chemische Zusammensetzung in %	C	Co	Cr	Mo	V	W
	0,70 bis 0,78			3,8 bis 4,5		1,0 bis 1,2

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Glühen	Härten		Härtemittel	Anlassen
	von Meißeln, einfachen Werkzeugen	von schwierig geformten und Schlichtwerkzeugen		
800 bis 830° C	1260 bis 1290° C	1230 bis 1260° C	Öl, Warmbad oder trockene Druckluft	550 bis 570° C

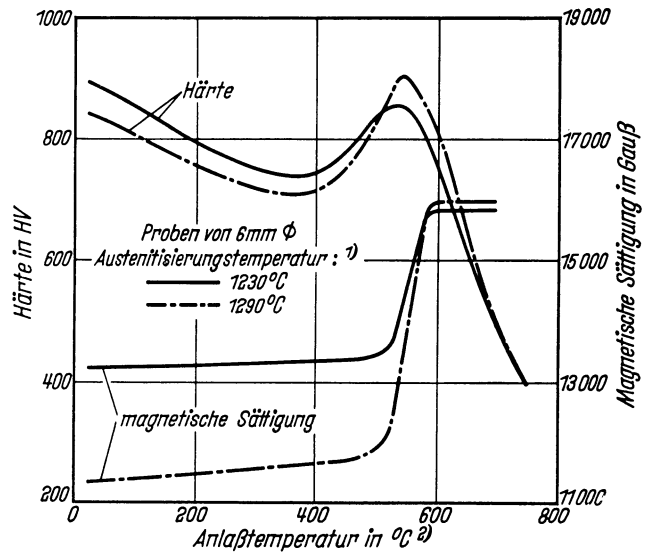
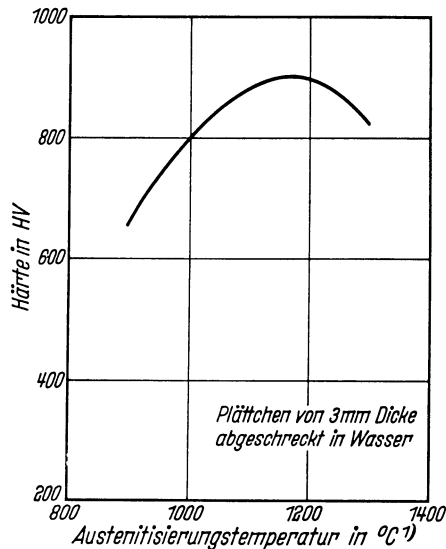
Angaben über die den Umwandelungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze
Chemische Zusammensetzung (in Prozent)

C	Si	Mn	P	S	Co	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
0,81	0,15	0,33	0,024	0,003	n. b.	3,77	0,20	0,44	0,12	1,07	18,25

Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung	Austenit-Korngröße nach	
			2 min 1230° C	2 min 1290° C
bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 30 mm ø	geglüht	11 bis 8	10 bis 8

Ac_{1e}-Temperatur: 860° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
Ac_{1b}-Temperatur: 810° C }
M_s-Temperatur nach einer Austenitisierung 2 min 1230° C : 160° C
M_s-Temperatur nach einer Austenitisierung 2 min 1290° C : 140° C

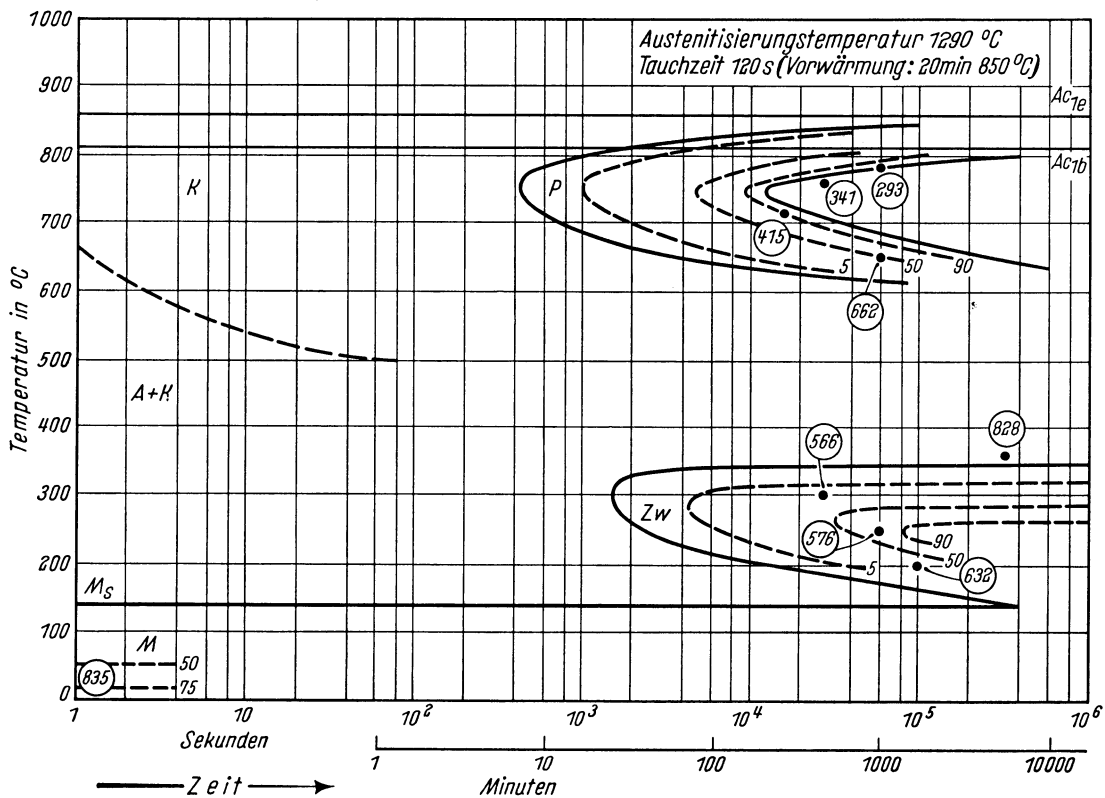
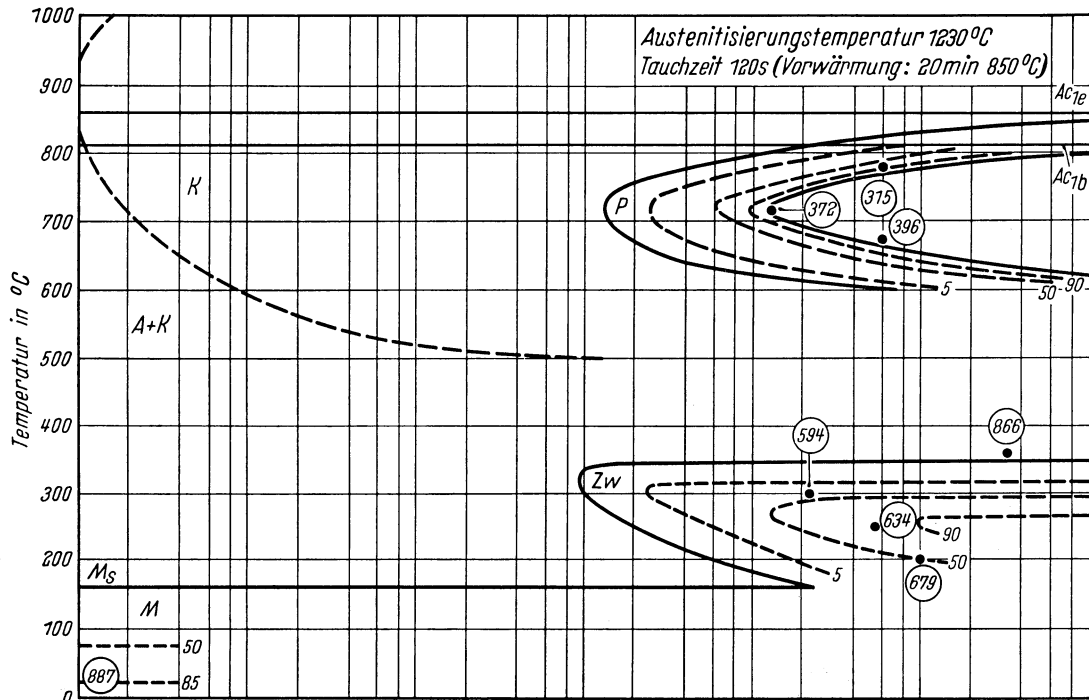
Kennzeichnung des Härungsverhaltens durch Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-(Magn. Sättigung)-Anlaßtemperatur-Schaubild



1). Tauchzeit 120 s (Vorwärmung: 20 min 850° C); 2). Haltezeit 2 × 1 Stunde.

Bearbeiter: A. Rose, L. Rademacher u. J. M. van Wyk

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,81	0,15	0,33	0,024	0,003	3,77	0,44	0,12	1,07	12,25

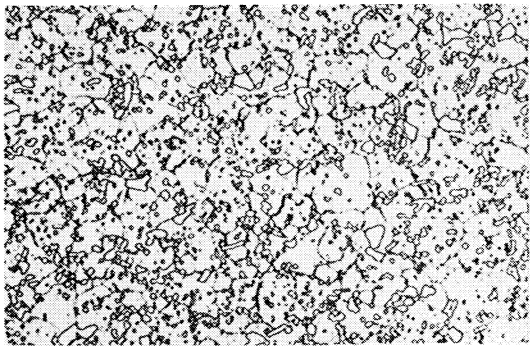


A + K Bereich des Austenits und Karbids
 K Bereich der Karbidbildung
 P Bereich der Perlitbildung
 O Härtewerte in HV

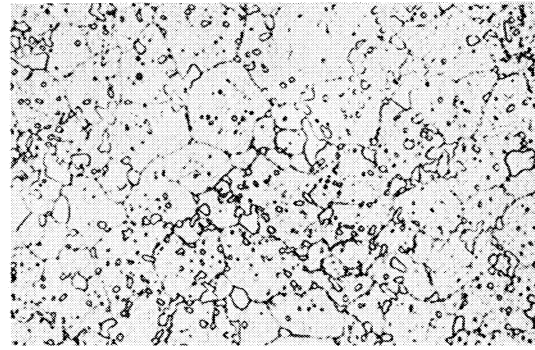
Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefüge-
 bildung
 M Bereich der Martensitbildung
 5; 50... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

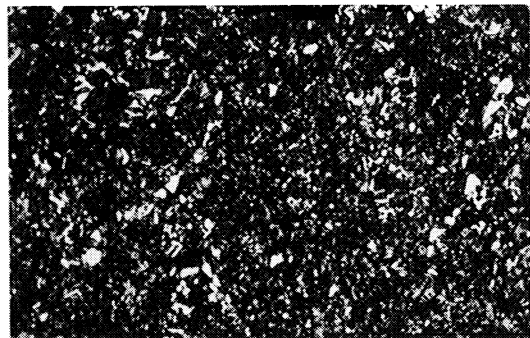
Gefüge im abgeschreckten und angelassenen Zustand nach einer Austenitisierung bei
 1230° C 500:1 1290° C



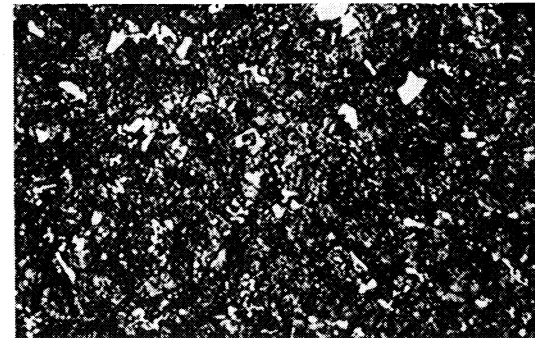
Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, Martensit und Restaustenit
 Härte 887 HV



Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, Martensit und Restaustenit
 Härte 835 HV



Angelassen bei 550° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, angelassener Martensit und Restaustenit. — Härte 858 HV

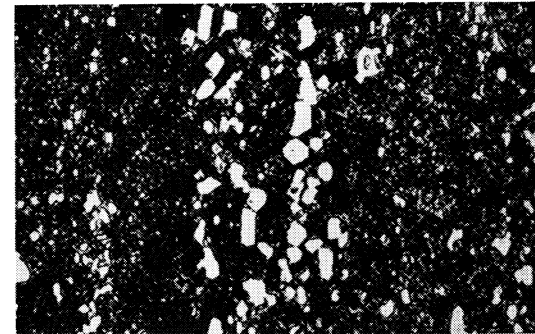


Angelassen bei 550° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, angelassener Martensit und Restaustenit. — Härte 904 HV

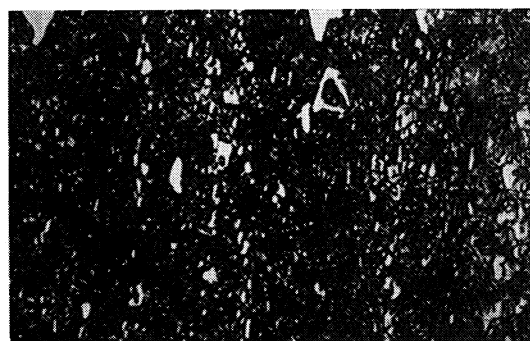
Gefüge zu den isothermischen Umwandschaubildern bei einer Austenitisierungstemperatur von
 1230° C 500:1 1290° C



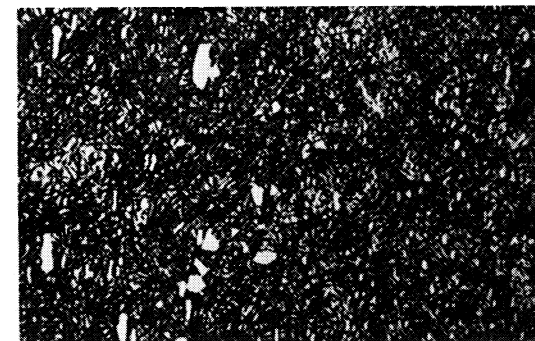
Umwandlungstemperatur 715° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, Perlit
 Härte 372 HV



Umwandlungstemperatur 755° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, Perlit
 Härte 341 HV



Umwandlungstemperatur 250° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, 85% Zwischenstufengefüge, 15% Martensit und Restaustenit. — Härte 634 HV



Umwandlungstemperatur 250° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, 75% Zwischenstufengefüge, 25% Martensit und Restaustenit. — Härte 576 HV

Stahl D

II-263 A/C

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN: —

Stoffnummer nach DIN 17 007 : 3318

Schnellarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 320

Chemische Zusammensetzung in %	C	Co	Cr	Mo	V	W
	0,82 bis 0,90	—	3,8 bis 4,5	0,7 bis 1,0	2,3 bis 2,6	11,5 bis 12,5

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Glühen	Härten		Härtemittel	Anlassen
	von Meißeln, einfachen Werkzeugen	von schwierig geformten und Schlichtwerkzeugen		
760 bis 810° C	1240 bis 1270° C	1210 bis 1240° C	Öl, Warmbad oder trockene Druckluft	550 bis 570° C

Angaben über die den Umwandelungschaubildern zugrunde liegende Schmelze
Chemische Zusammensetzung (in Prozent)

C	Si	Mn	P	S	Co	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
0,87	0,27	0,32	0,020	0,005	n. b.	3,99	0,05	0,80	0,11	2,52	11,91

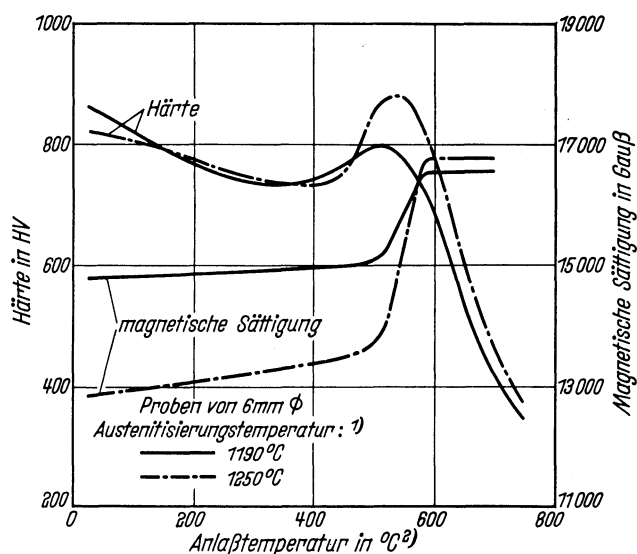
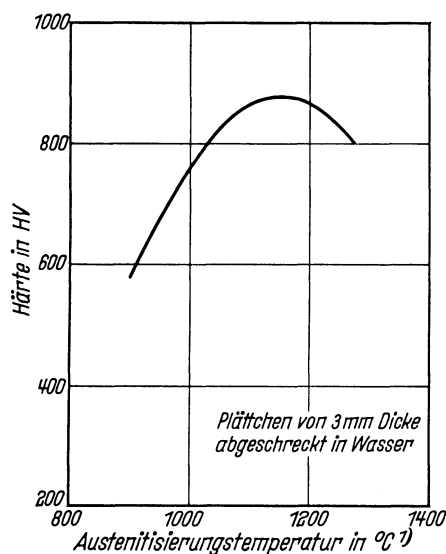
Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung	Austenit-Korngröße nach	
			2 min 1210° C	2 min 1270° C
bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 20 mm □	geglüht	11 bis 9	10 bis 8

Ac_{1e}-Temperatur: 890° C }
Ac_{1b}-Temperatur: 825° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min

M_s-Temperatur nach einer Austenitisierung 2 min 1210° C : 205° C

M_s-Temperatur nach einer Austenitisierung 2 min 1270° C : 155° C

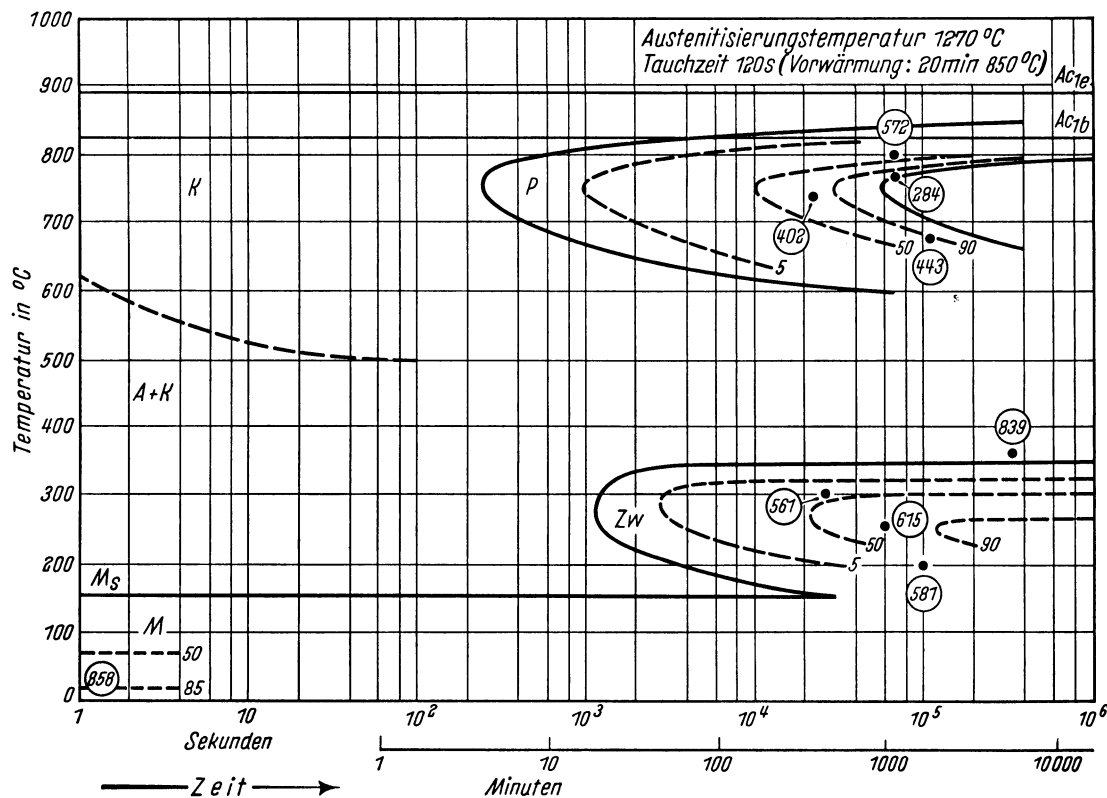
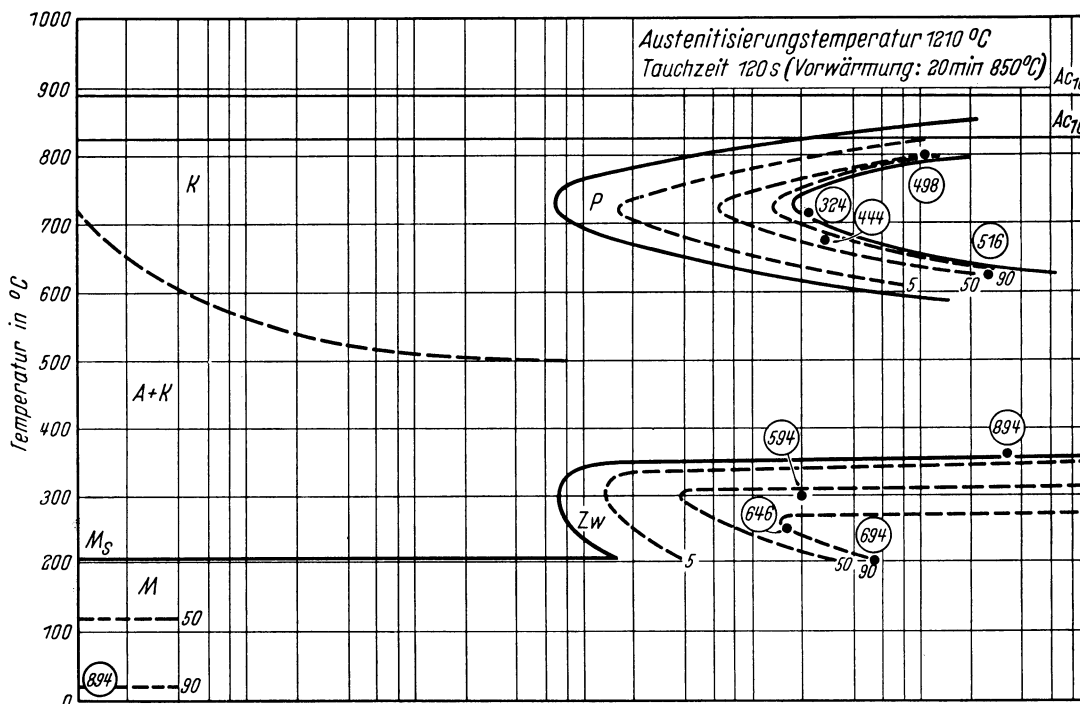
Kennzeichnung des Härungsverhaltens durch
Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-(Magn. Sättigung)-Anlaßtemperatur-Schaubild



1). Tauchzeit 120 s (Vorwärmung: 20 min 850° C); 2). Haltezeit 2 × 1 Stunde.

Bearbeiter: A. Rose, L. Rademacher u. J. M. van Wyk

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,87	0,27	0,32	0,020	0,005	3,99	0,80	0,11	2,52	11,97



- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- K Bereich der Karbidbildung
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 5; 50... Gefügeanteile in Prozent

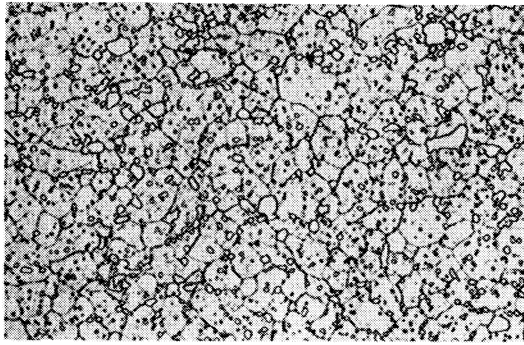
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

Gefüge im abgeschreckten und angelassenen Zustand nach einer Austenitisierung bei

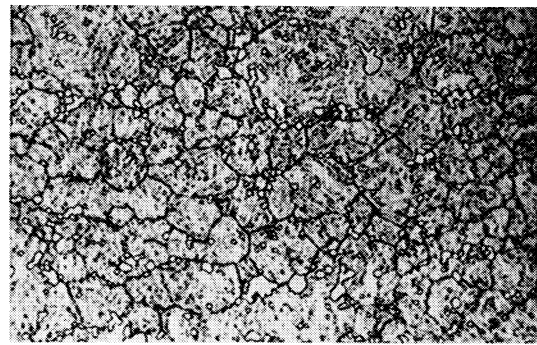
1210° C

500:1

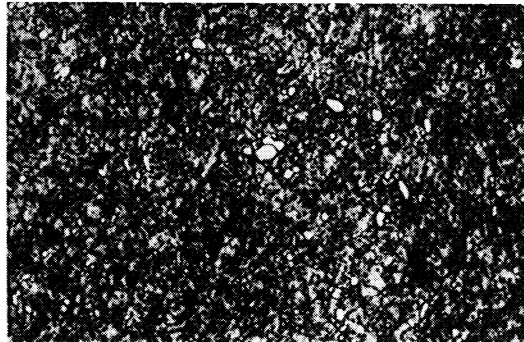
1270° C



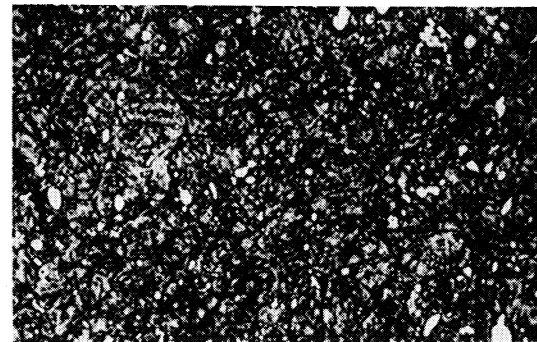
Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, Martensit und Restaustenit
Härte 894 HV



Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, Martensit und Restaustenit
Härte 858 HV



Angelassen bei 550° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, angelassener Martensit und Restaustenit. — Härte 780 HV

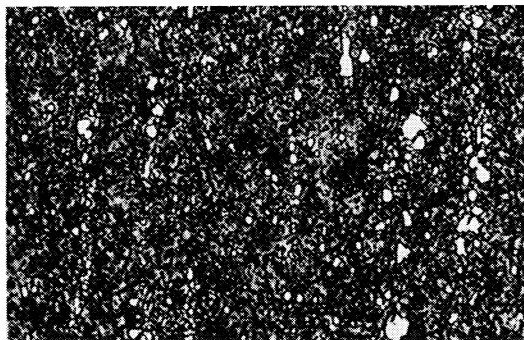


Angelassen bei 550° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, angelassener Martensit und Restaustenit. — Härte 891 HV

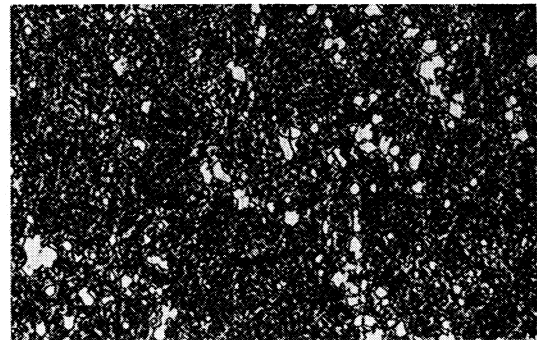
Gefüge zu den isothermischen Umwandlungsschaubildern bei einer Austenitisierungstemperatur von

1210° C

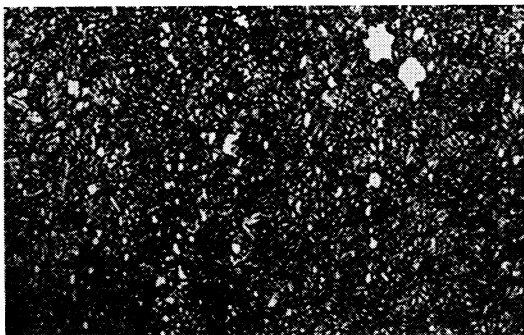
1270° C



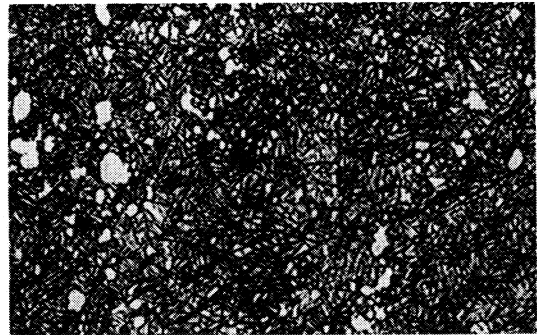
Umwandlungstemperatur 715° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, Perlit
Härte 324 HV



Umwandlungstemperatur 770° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, Perlit
Härte 284 HV



Umwandlungstemperatur 250° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, 85% Zwischenstufengefüge, 15% Martensit und Restaustenit. — Härte 646 HV



Umwandlungstemperatur 250° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, 75% Zwischenstufengefüge, 25% Martensit und Restaustenit. — Härte 615 HV

Stahl DMo 5

II-264 A/C

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN: —

Stoffnummer nach DIN 17 007 : 3343

Schnellarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 320

Chemische Zusammensetzung in %	C	Co	Cr	Mo	V	W
	0,78 bis 0,86			3,8 bis 4,5	4,8 bis 5,3	1,7 bis 2,0

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Glühen	Härten		Härtemittel	Anlassen
	von Meißeln, einfachen Werkzeugen	von schwierig geformten und Schlichtwerkzeugen		
800 bis 830° C	1220 bis 1250° C	1190 bis 1220° C	Öl, Warmbad oder trockene Druckluft	540 bis 560° C

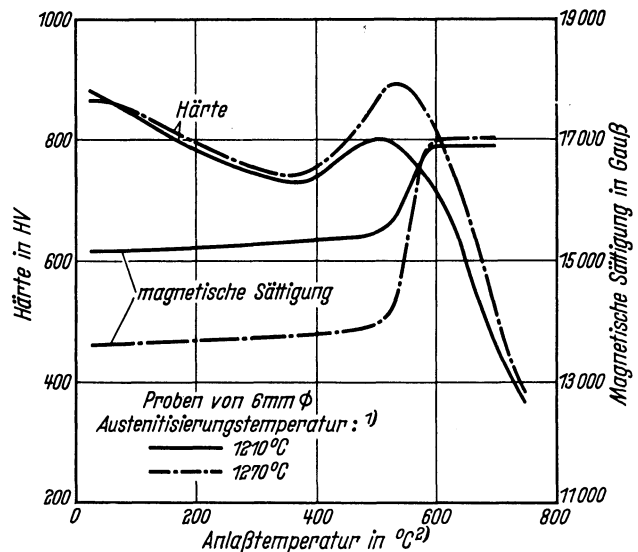
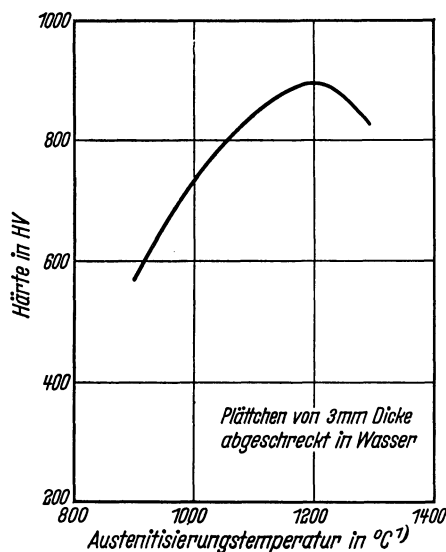
Angaben über die den Umwandelungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze
Chemische Zusammensetzung (in Prozent)

C	Si	Mn	P	S	Co	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
0,85	0,30	0,31	0,015	0,010	n. b.	4,15	0,18	4,79	0,18	2,01	6,34

Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung	Austenit-Korngröße nach	
			2 min 1190° C	2 min 1250° C
bas. Elektro-Ofen	vorgewalzt, geschmiedet auf 20 mm Ø	geglüht	12 bis 9	10 bis 8

Ac_{1e}-Temperatur: 875° C }
 Ac_{1b}-Temperatur: 820° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
 M_s-Temperatur nach einer Austenitisierung 2 min 1190° C : 195° C
 M_s-Temperatur nach einer Austenitisierung 2 min 1250° C : 140° C

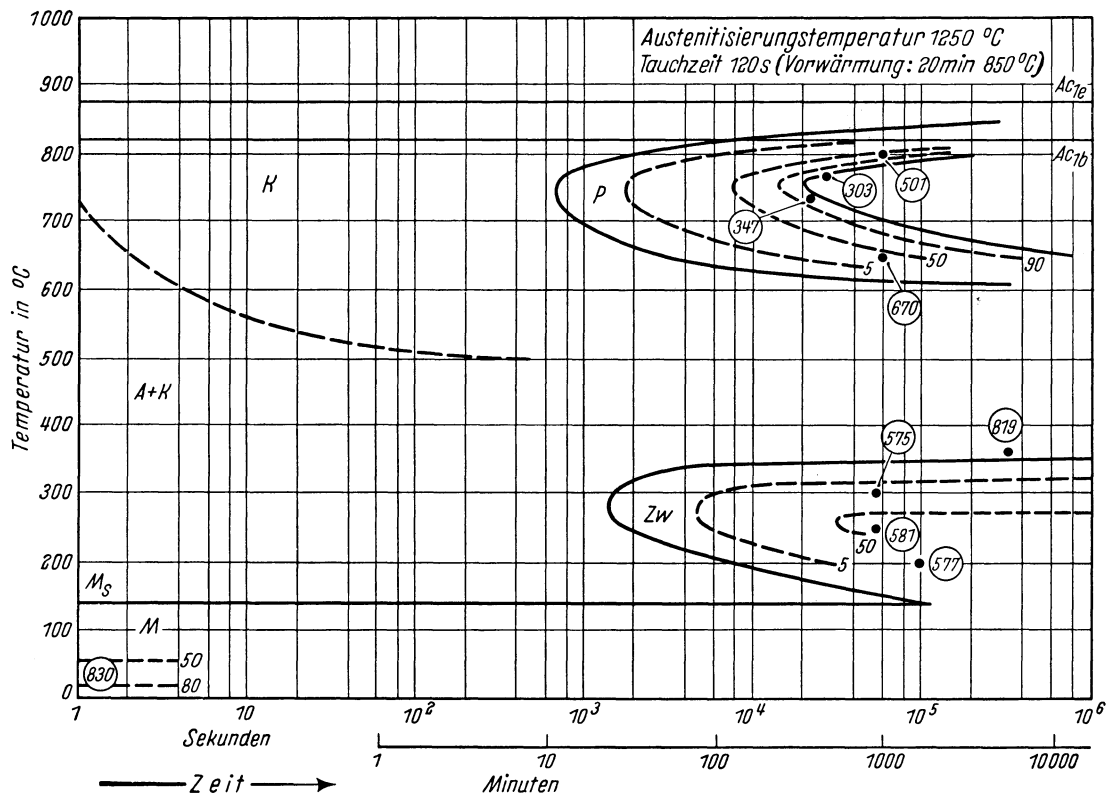
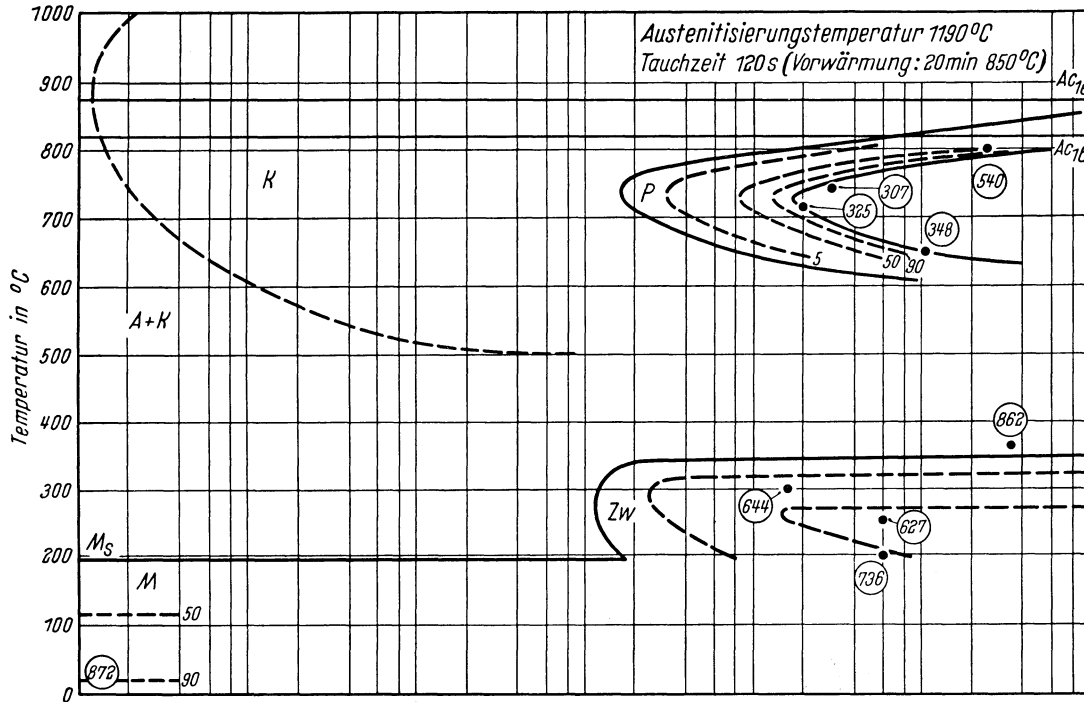
Kennzeichnung des Härungsverhaltens durch
Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-(Magn. Sättigung)-Anlaßtemperatur-Schaubild



1). Tauchzeit 120 s (Vorwärmung: 20 min 850° C); 2). Haltezeit 2 × 1 Stunde.

Bearbeiter: A. Rose, L. Rademacher u. J. M. van Wyk

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W
		0,85	0,30	0,31	0,015	0,010	4,15	4,79	0,18	2,01



A + K Bereich des Austenits und Karbids
K Bereich der Karbidbildung
P Bereich der Perlitbildung
○ Härtewerte in HV

Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefüge-
bildung
M Bereich der Martensitbildung
5; 50... Gefügeanteile in Prozent

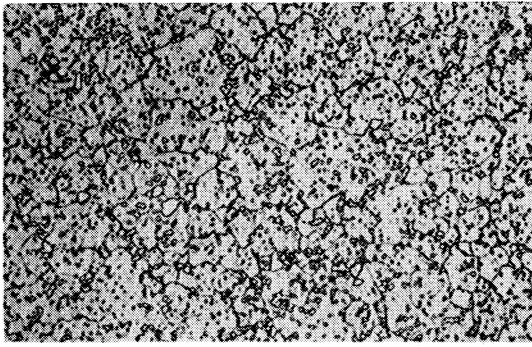
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

Gefüge im abgeschreckten und angelassenen Zustand nach einer Austenitisierung bei

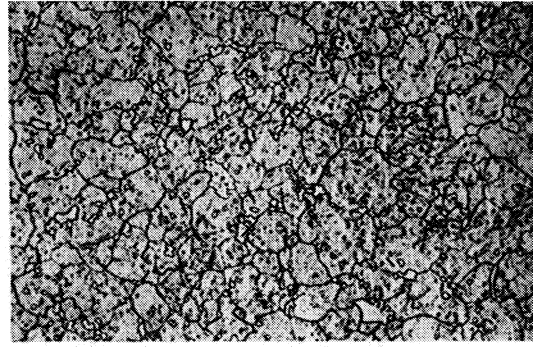
1190° C

500:1

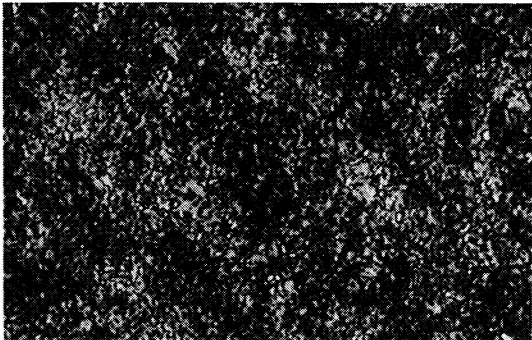
1240° C



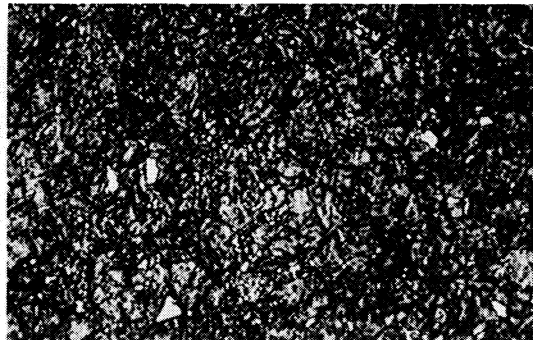
Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, Martensit und Restaustenit
Härte 872 HV



Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, Martensit und Restaustenit
Härte 830 HV



Angelassen bei 550° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, angelassener Martensit und Restaustenit. — Härte 777 HV



Angelassen bei 550° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, angelassener Martensit und Restaustenit. — Härte 882 HV

Gefüge zu den isothermischen Umwandlungsschaubildern bei einer Austenitisierungstemperatur von

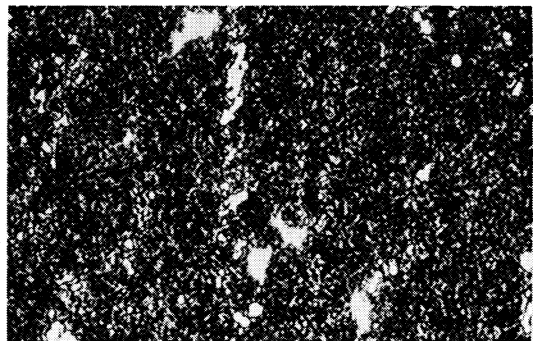
1190° C

500:1

1240° C



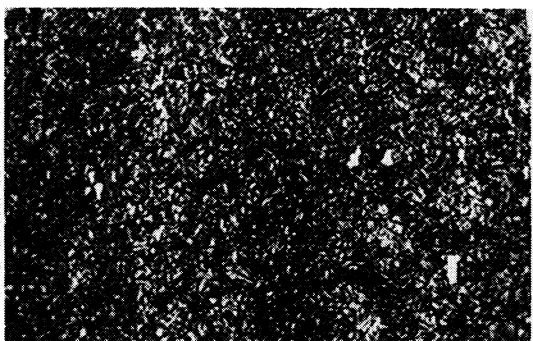
Umwandlungstemperatur 745° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, Perlit
Härte 307 HV



Umwandlungstemperatur 735° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, 98% Perlit, 2% Martensit und Restaustenit
Härte 347 HV



Umwandlungstemperatur 250° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, 80% Zwischenstufengefüge, 20% Martensit und Restaustenit. — Härte 627 HV



Umwandlungstemperatur 250° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, 70% Zwischenstufengefüge, 30% Martensit und Restaustenit. — Härte 581 HV

Stahl E 18 Co 5

II-265 A/C

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN: —

Stoffnummer nach DIN 17 007 : 3255

Schnellarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 320

Chemische Zusammensetzung in %	C	Co	Cr	Mo	V	W
	0,75 bis 0,83	4,5 bis 5,0	3,8 bis 4,5	0,5 bis 0,8	1,4 bis 1,7	17,5 bis 18,5

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Glühen	Härten		Härtmittel	Anlassen
	von Meißeln, einfachen Werkzeugen	von schwierig geformten und Schlichtwerkzeugen		
800 bis 830° C	1280 bis 1310° C	1250 bis 1280° C	Öl, Warmbad oder trockene Druckluft	560 bis 580° C

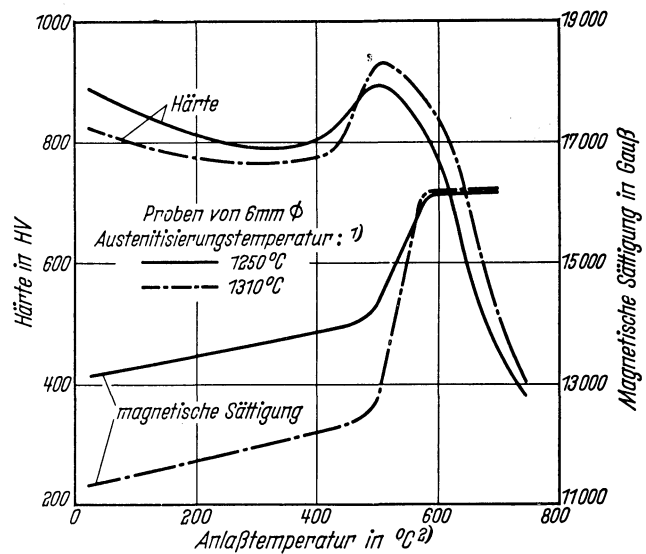
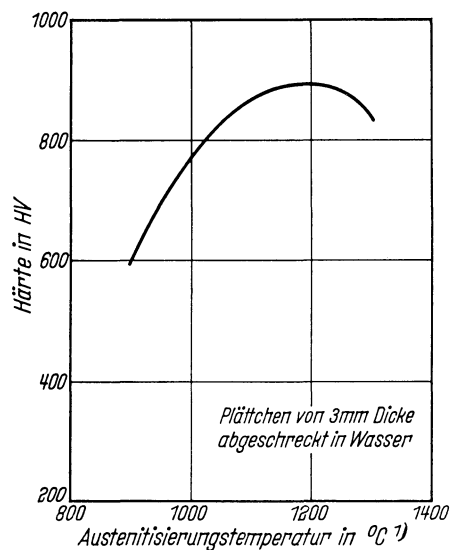
Angaben über die den Umwandelungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze
Chemische Zusammensetzung (in Prozent)

C	Si	Mn	P	S	Co	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W
0,80	0,23	0,30	0,019	0,005	4,52	4,34	0,04	0,78	0,30	1,52	17,89

Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung	Austenit-Korngröße nach	
			2 min 1250° C	2 min 1310° C
bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 20 mm □	geglüht	11 bis 8	10 bis 7

Ac_{1e}-Temperatur: 865° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
 Ac_{1b}-Temperatur: 820° C }
 M_s-Temperatur nach einer Austenitisierung 2 min 1250° C : 180° C
 M_s-Temperatur nach einer Austenitisierung 2 min 1310° C : 130° C

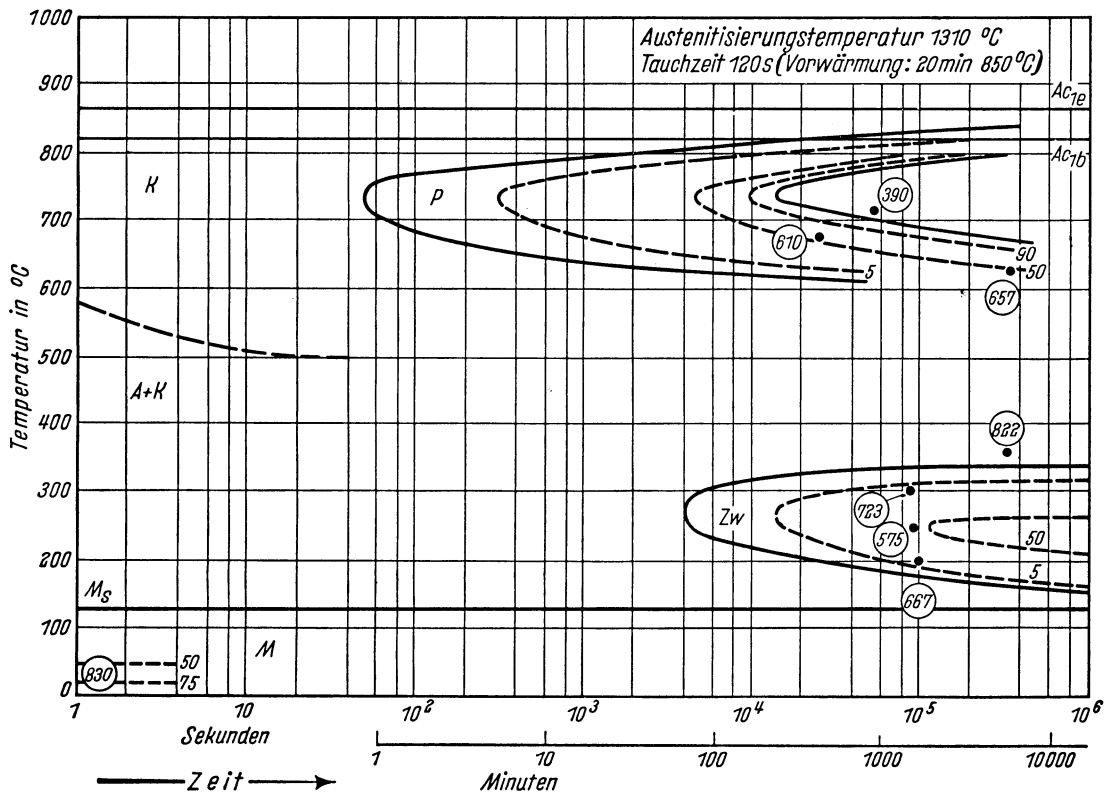
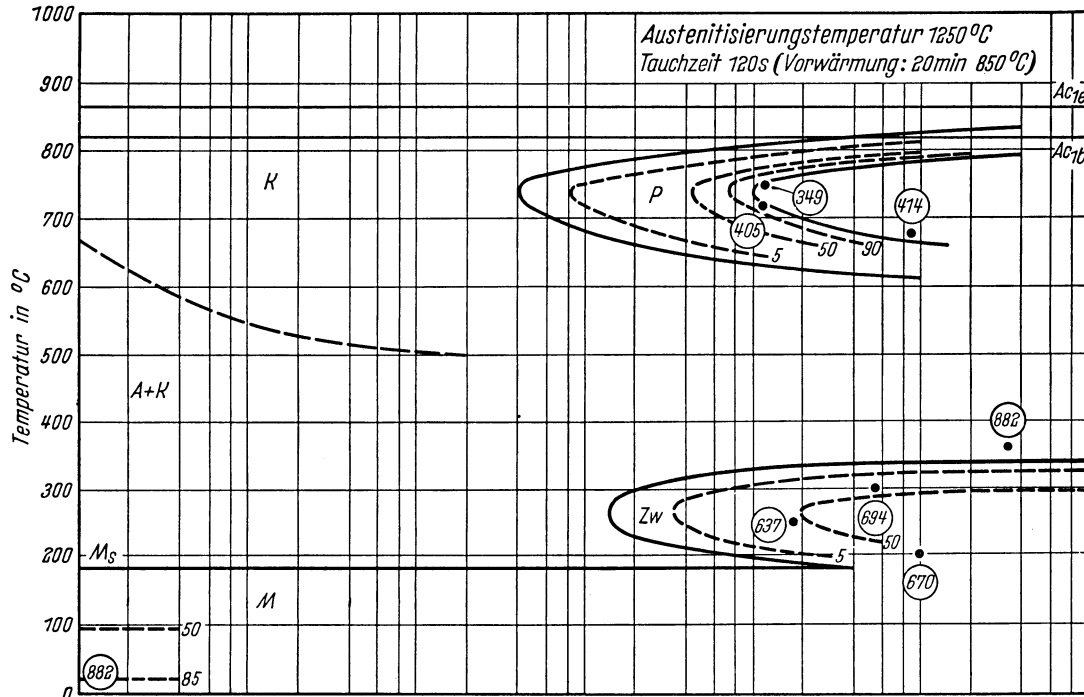
Kennzeichnung des Härungsverhaltens durch
 Härte-Härtetemperatur-Schaubild — Härte-(Magn. Sättigung)-Anlaßtemperatur-Schaubild



1). Tauchzeit 120 s (Vorwärmung: 20 min 850° C); 2). Haltezeit 2 × 1 Stunde.

Bearbeiter: A. Rose, L. Rademacher u. J. M. van Wyk

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Co	Cr	Mo	Ni	V	W
	0,80	0,23	0,30	0,019	0,005	4,52	4,34	0,78	0,30	1,52	17,89



- A + K Bereich des Austenits und Karbids
- K Bereich der Karbidbildung
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 5; 50... Gefügeanteile in Prozent

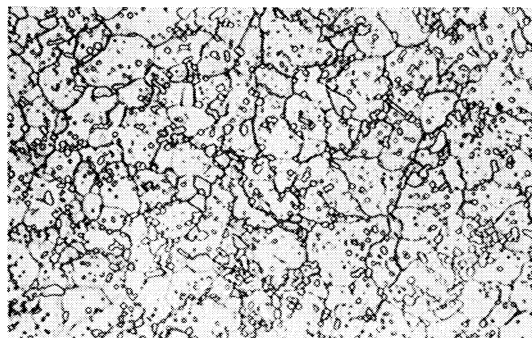
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.

Gefüge im abgeschreckten und angelassenen Zustand nach einer Austenitisierung bei

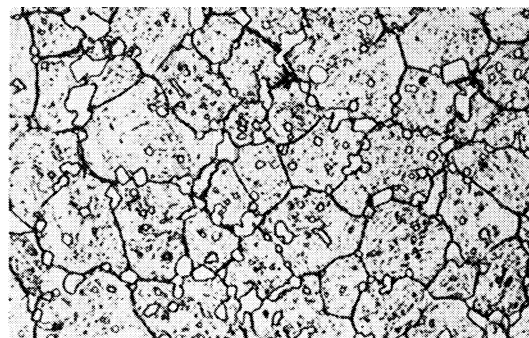
1250° C

500:1

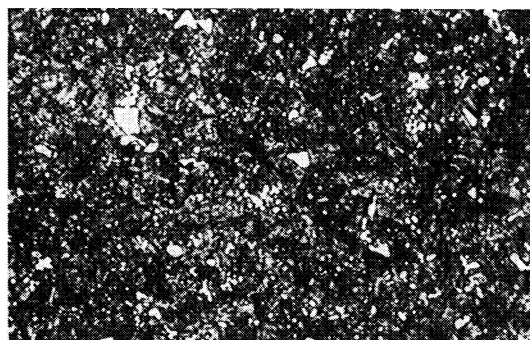
1310° C



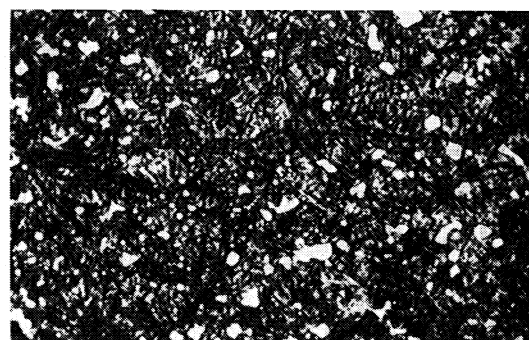
Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, Martensit und Restaustenit
Härte 882 HV



Ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, Martensit und Restaustenit
Härte 830 HV



Angelassen bei 550° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, angelassener Martensit und Restaustenit. — Härte 864 HV



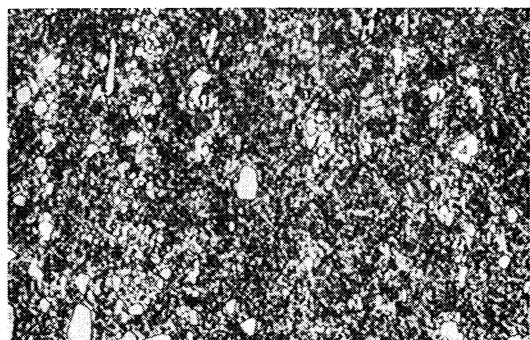
Angelassen bei 550° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, angelassener Martensit und Restaustenit. — Härte 913 HV

Gefüge zu den isothermischen Umwandschaubildern bei einer Austenitisierungstemperatur von

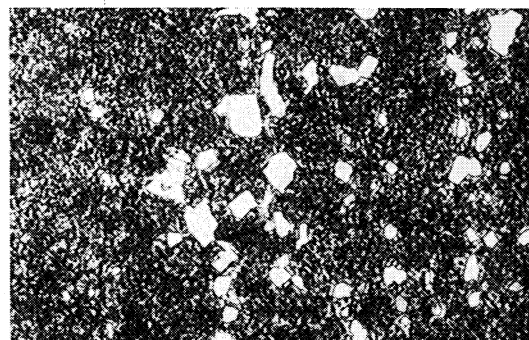
1250° C

500:1

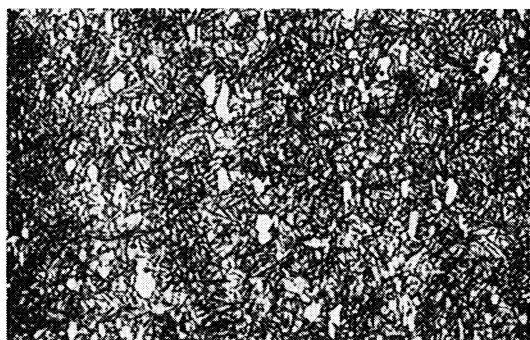
1310° C



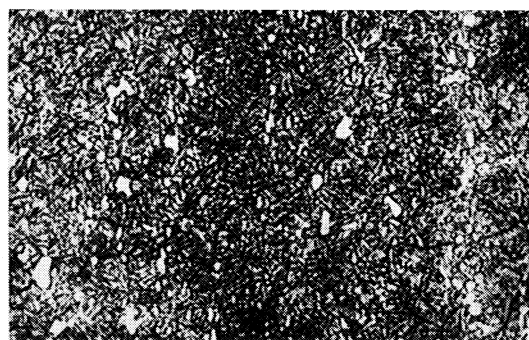
Umwandlungstemperatur 755° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, Perlit
Härte 349 HV



Umwandlungstemperatur 715° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, Perlit
Härte 390 HV



Umwandlungstemperatur 250° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, 40% Zwischenstufengefüge, 60% Martensit und Restaustenit. — Härte 637 HV



Umwandlungstemperatur 250° C; ungelöste und voreutektoidisch ausgeschiedene Karbide, 35% Zwischenstufengefüge, 65% Martensit und Restaustenit. — Härte 575 HV

Stahl mit 0,2 % C; 1,2 % Mn; 1 % Cu; 0,6 % Ni**II-301 A**

Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni
	0,20	0,38	1,20	0,039	0,024	0,06	0,91	0,55

Erschmelzungsart: basischer Siemens-Martin-Ofen

McQuaid-Ehn-Korngröße: 4, vereinzelt 3

Verarbeitung: Geschmiedet auf 30 mm \varnothing

Vorbehandlung: Normalglühung 30 min 870° C/Luftabkühlung

Ac₃-Temperatur: 805° CAc₁-Temperatur: 705° C

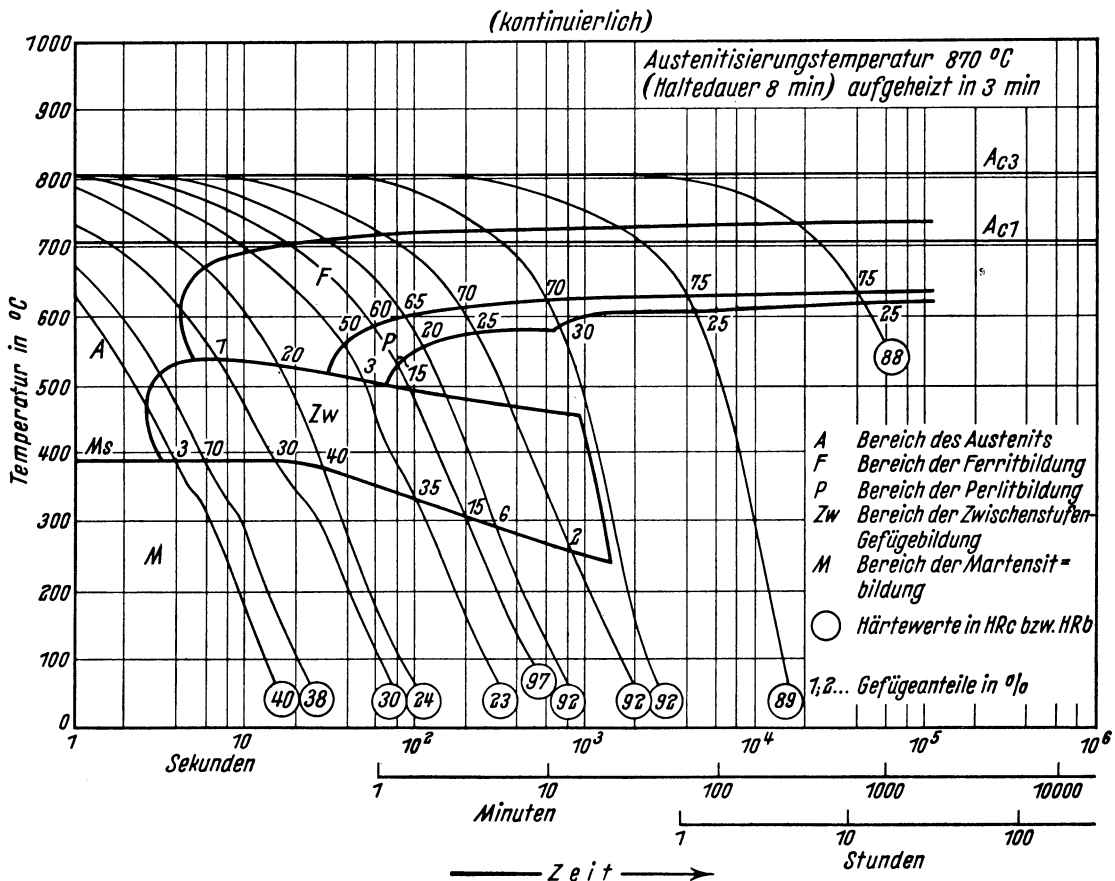
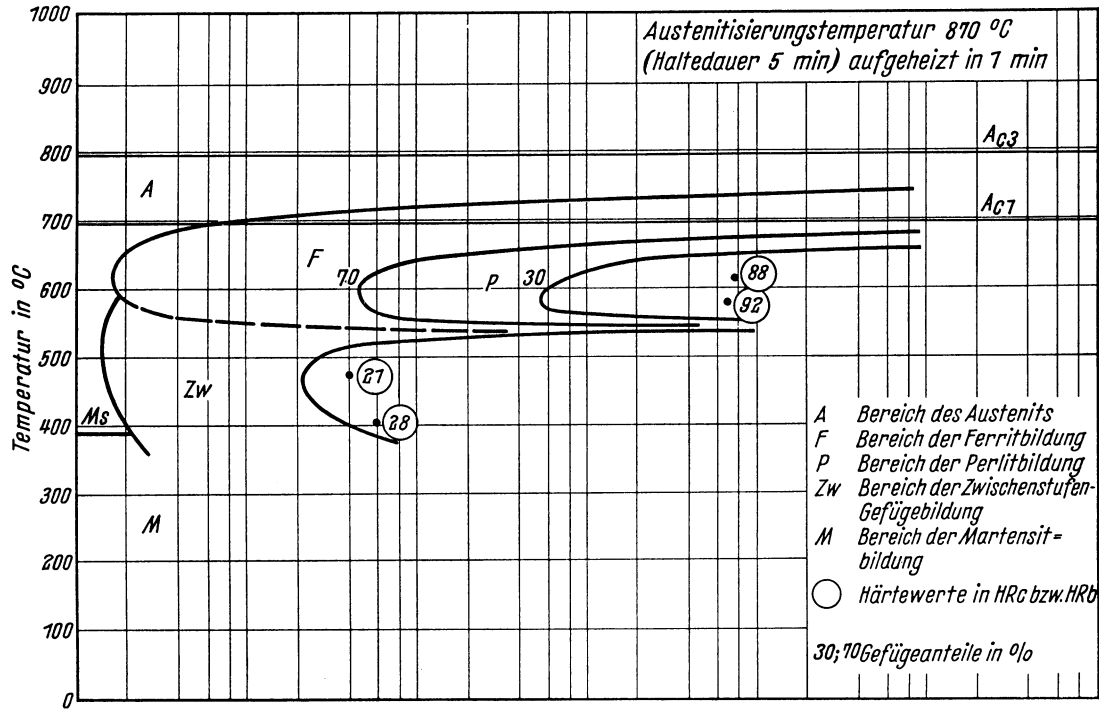
Ms-Temperatur: 395° C

Kritische Abkühlungszeiten von Ac₃ bis 500° C nach Abkühlen von 870° C aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich):K_m = 2 s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit).K₅₀ = 16 s (50% Martensit).K_f = 6 s (Beginn der Ferritbildung).K_p = 800 s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit).

Bearbeiter: A. Rose u. W. Strassburg

Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(isothermisch)

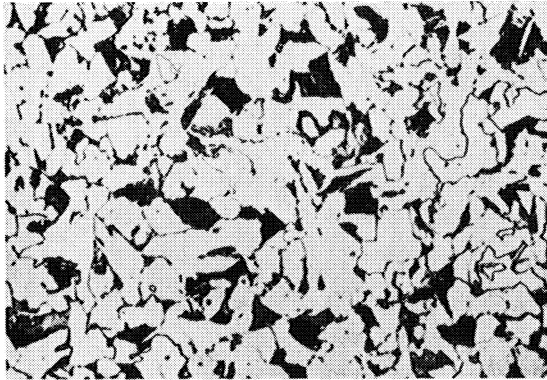
Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,20	0,38	1,20	0,039	0,024	0,06	0,97	—	0,55	—



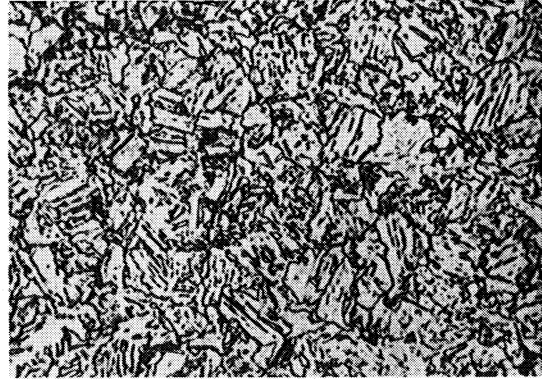
Bestimmungsverfahren. Isothermisch: Dilatometrisch und metallographisch an Hohlproben von 4 mm Außen-Dmr.; 3,2 mm Innen-Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 1,5 mm Dicke. Kontinuierlich: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern bei einer Austenitisierungstemperatur von 870° C. (500 : 1)

isothermisch

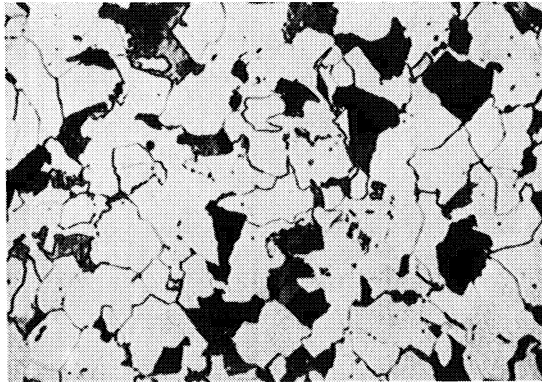


Umwandlungstemperatur 615° C
70% Ferrit, 30% Perlit
Härte 88 HRb

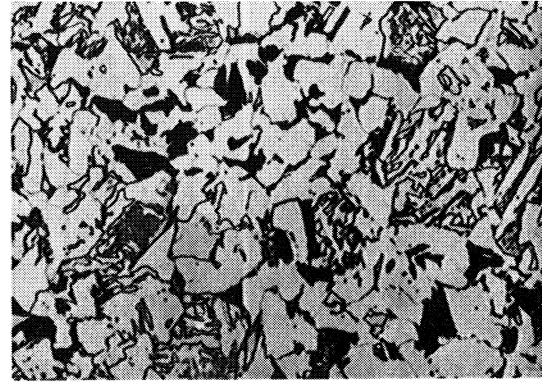


Umwandlungstemperatur 475° C
Zwischenstufengefüge
Härte 21 HRc

kontinuierlich



70% Ferrit, 30% Perlit
Härte 92 HRb



60% Ferrit, 15% Perlit, 15% Zwischenstufengefüge,
10% Martensit
Härte 97 HRb



20% Ferrit, 40% Zwischenstufengefüge,
40% Martensit
Härte 24 HRc



3% Zwischenstufengefüge, 97% Martensit
Härte 40 HRc

Stahl mit 0,2 % C; 1 % Mn; 1 % Cu; 0,25 % Mo; 0,8 % Ni**II-302 A**

Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	Ta/Nb
	0,19	0,38	1,12	0,037	0,036	0,28	0,98	0,27	0,79	Spuren

Erschmelzungsart: basischer Siemens-Martin-Ofen

McQuaid-Ehn-Korngröße: 5 und 2

Verarbeitung: Geschmiedet auf 30 mm \varnothing

Vorbehandlung: Normalglühung 30 min 870° C/Luftabkühlung

Ac₃-Temperatur: 800° CAc₁-Temperatur: 710° C

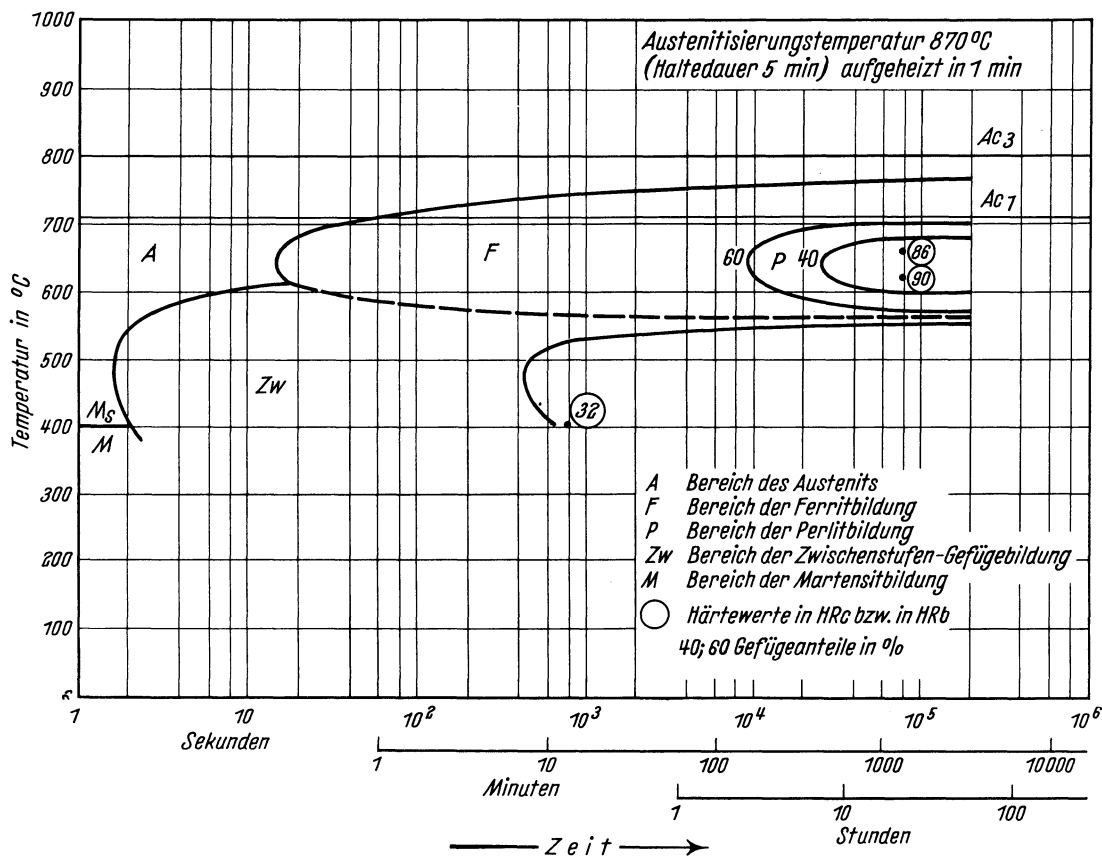
Ms-Temperatur: 400° C

Kritische Abkühlungszeiten von Ac₃ bis 500° C nach Abkühlen von 870° C aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich):K_m = 6 s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit).K₅₀ = 50 s (50% Martensit).K_f = 50 s (Beginn der Ferritbildung).

Bearbeiter: A. Rose u. W. Strassburg

Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(isothermisch)

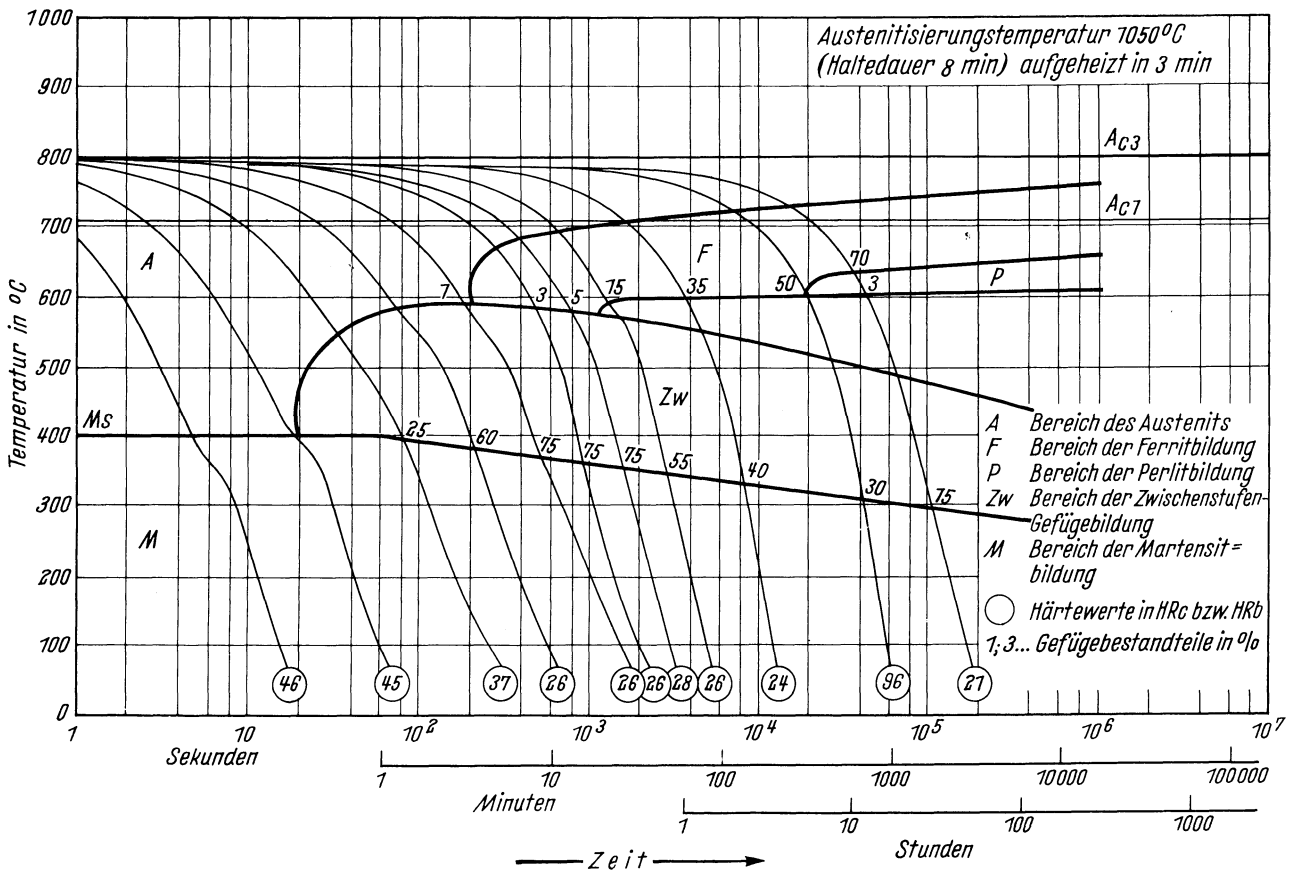
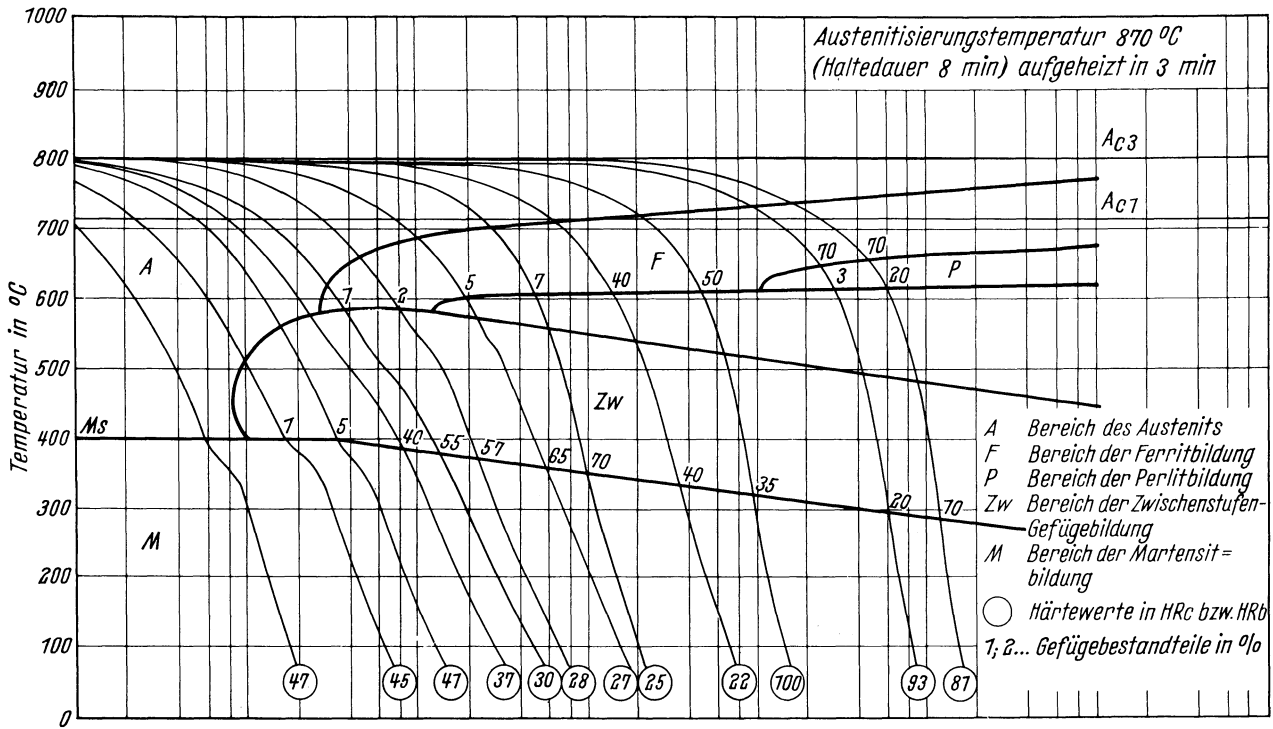
Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	Ta/Nb
	0,19	0,38	1,12	0,037	0,036	0,28	0,98	0,27	0,79	Spuren



Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Hohlproben von 4 mm Außen-Dmr.; 3,2 mm Innen-Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 1,5 mm Dicke.

Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(kontinuierlich)

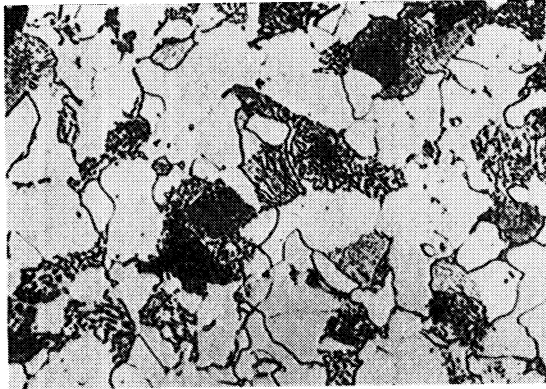
Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	Ta/Nb
		0,19	0,38	1,12	0,037	0,036	0,28	0,98	0,27	0,79



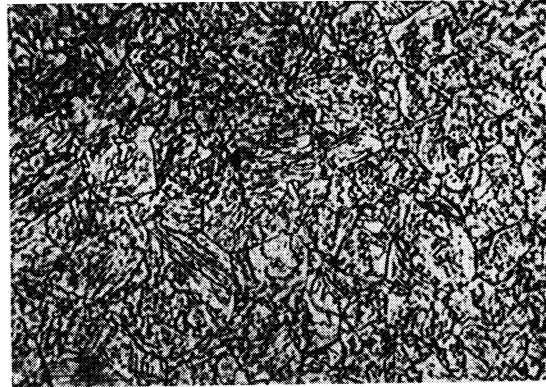
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern bei einer Austenitisierungstemperatur von 870° C. (500 : 1)

isothermisch



Umwandlungstemperatur 660° C
60% Ferrit, 40% Perlit
Härte 86 HRb

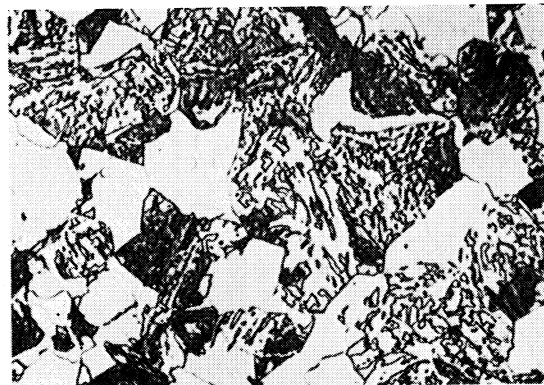


Umwandlungstemperatur 480° C
Zwischenstufengefüge
Härte 27 HRc

kontinuierlich



70% Ferrit, 20% Perlit, 10% Zwischenstufengefüge,
Spuren Martensit
Härte 81 HRb



40% Ferrit, 40% Zwischenstufengefüge,
20% Martensit
Härte 22 HRc



Spuren Ferrit, 40% Zwischenstufengefüge,
60% Martensit
Härte 37 HRc



Martensit
Härte 47 HRc

Stahl mit 0,15 % C und 0,5 % Mn

II-311 A

Alte Bezeichnung nach DIN: —

Stoffnummer nach DIN 17007: 0082

Stahl für Kesselbleche H II nach DIN 17 155

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	Ni	V
mindestens	0,20	0,35	0,50	0,05	0,05		0,30				
höchstens											

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Normalglühen	Weichglühen	Luftvergüten	
		Vergütetemperatur	Anlaßtemperatur
890 bis 920° C	—	—	—

Angaben über die dem Umwandlungsschaubild zugrunde liegende Schmelze

Chemische Zusammensetzung (in Prozent)

C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	Ni	V
0,13	0,26	0,56	0,019	0,027	n. b.	0,07	0,20	<0,01	0,05	<0,01

Erschmelzungsart: basischer Siemens-Martin-Ofen Austenit-Korngröße nach 5 min 920° C: 7 und 6

Verarbeitung: gewalzt auf 80 mm Blechdicke McQuaid-Ehn-Korngröße: 8 und 6

Vorbehandlung: Normalglühung 920° C / Luftabkühlung

Ac₃-Temperatur: 890° C }
Ac₁-Temperatur: 725° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C / min
M_s-Temperatur: 450° C }

Kritische Abkühlungszeiten von Ac₃ bis 500° C nach Abkühlen von 920° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich):

K_m = 0,2 s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

K₅₀ = 1,0 s (50% Martensit)

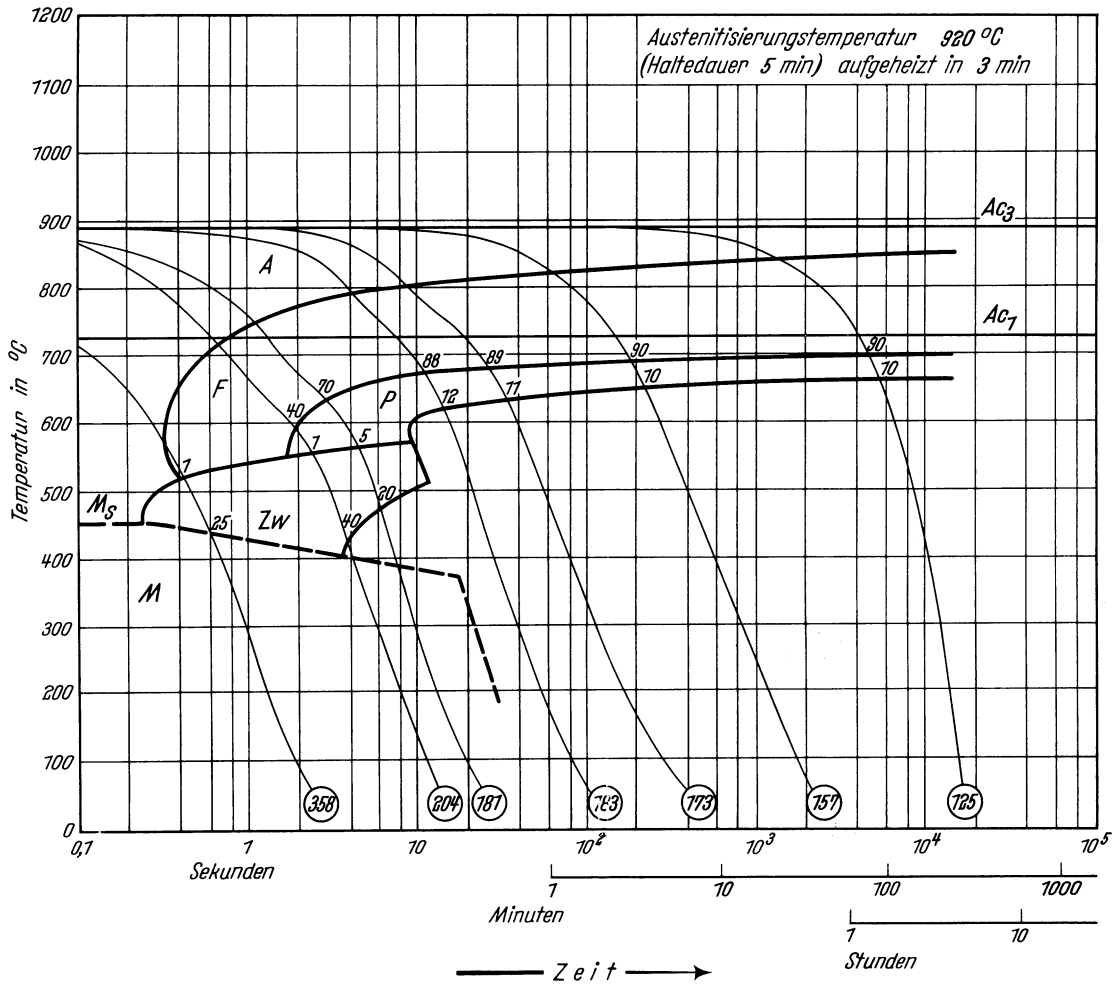
K_f = 0,4 s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)

K_p = 12 s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(kontinuierlich)

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
		0,13	0,26	0,56	0,019	0,027	0,07	0,20	< 0,01	0,05



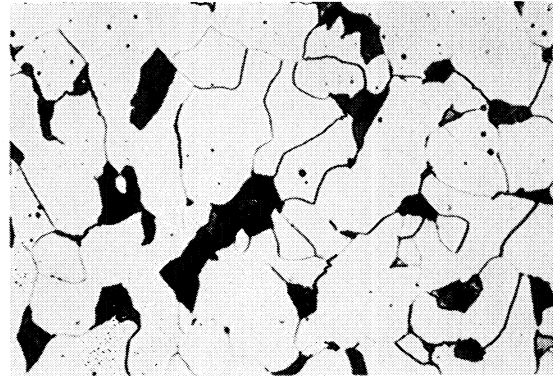
- A Bereich des Austenits
- F Bereich der Ferritbildung
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 1; 5... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zum Umwandlungsschaubild (500 : 1)



70% Ferrit, 5% Perlit, 20% Zwischenstufen-
gefüge, 5% Martensit
Härte 181 HV



90% Ferrit, 10% Perlit
Härte 125 HV

Stahl 19 Mn 5

II-312 A

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Alte Bezeichnung nach DIN: —

Stoffnummer nach DIN 17007: 0935

Stahl für Kesselbleche nach DIN 17155

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	Ni	V
mindestens	0,17	0,40	1,00								
höchstens	0,23	0,60	1,30	0,050	0,050		0,30				

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Normalglühen	Weichglühen	Luftvergüten	
		Vergütetemperatur	Anlaßtemperatur
880 bis 910° C	—	—	—

Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegenden Schmelzen

Chemische Zusammensetzung (in Prozent)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Al, ges.	Cr	Cu	Mo	Ni	V
1	0,19	0,42	1,20	0,025	0,025	n. b.	0,08	0,21	< 0,01	0,06	< 0,01
2	0,23	0,45	1,32	0,029	0,022	0,001	0,05	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.
3	0,20	0,53	1,20	0,032	0,030	0,026	0,10	0,17	n. b.	n. b.	n. b.
4	0,23	0,40	1,53	0,019	0,010	0,001	0,03	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.

Erschmelzungsart, Verarbeitung und Vorbehandlung

Schmelze	Erschmelzungsart	Verarbeitung	Vorbehandlung
1	bas. Siemens-Martin-Ofen	gewalzt auf 35 mm Blechdicke	Normalglühung 880° C/Luft-abkühlung
2	saurer Hochfrequenz-Ofen	geschmiedet auf 50 mm □	keine nach dem Schmieden
3	bas. Siemens-Martin-Ofen	gewalzt auf 15 mm Blechdicke	Normalglühung 880° C/Luft-abkühlung
4	saurer Hochfrequenz-Ofen	geschmiedet auf 50 mm □	keine nach dem Schmieden

Austenit- und McQuaid-Ehn-Korngröße; A_{c3} -, A_{c1} - und M_s -Temperatur; kritische Abkühlungszeiten von A_{c3} bis 500° C nach Abkühlen von 900° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich)

Schmelze	Austenit-Korngröße nach 5 min 900° C	McQuaid-Ehn-Korngröße	Temperaturen für			K_m in s	K_{50} in s	K_f in s	K_p in s
			A_{c3} *)	A_{c1} *)	M_s				
1	7 bis 8	6 bis 7 u. 8 bis 9	860° C	725° C	430° C	0,7	4,8	1,5	55
2	6	3 bis 4, ver-einzelt 2	845° C	725° C	410° C	1,6	8,0	3,6	160
3	7 bis 8	9 bis 10	860° C	725° C	430° C	0,4	2,5	1,0	55
4	7	5 bis 6, ver-einzelt 4	840° C	725° C	400° C	1,6	8,2	3,6	500

*) gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min

K_m : (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

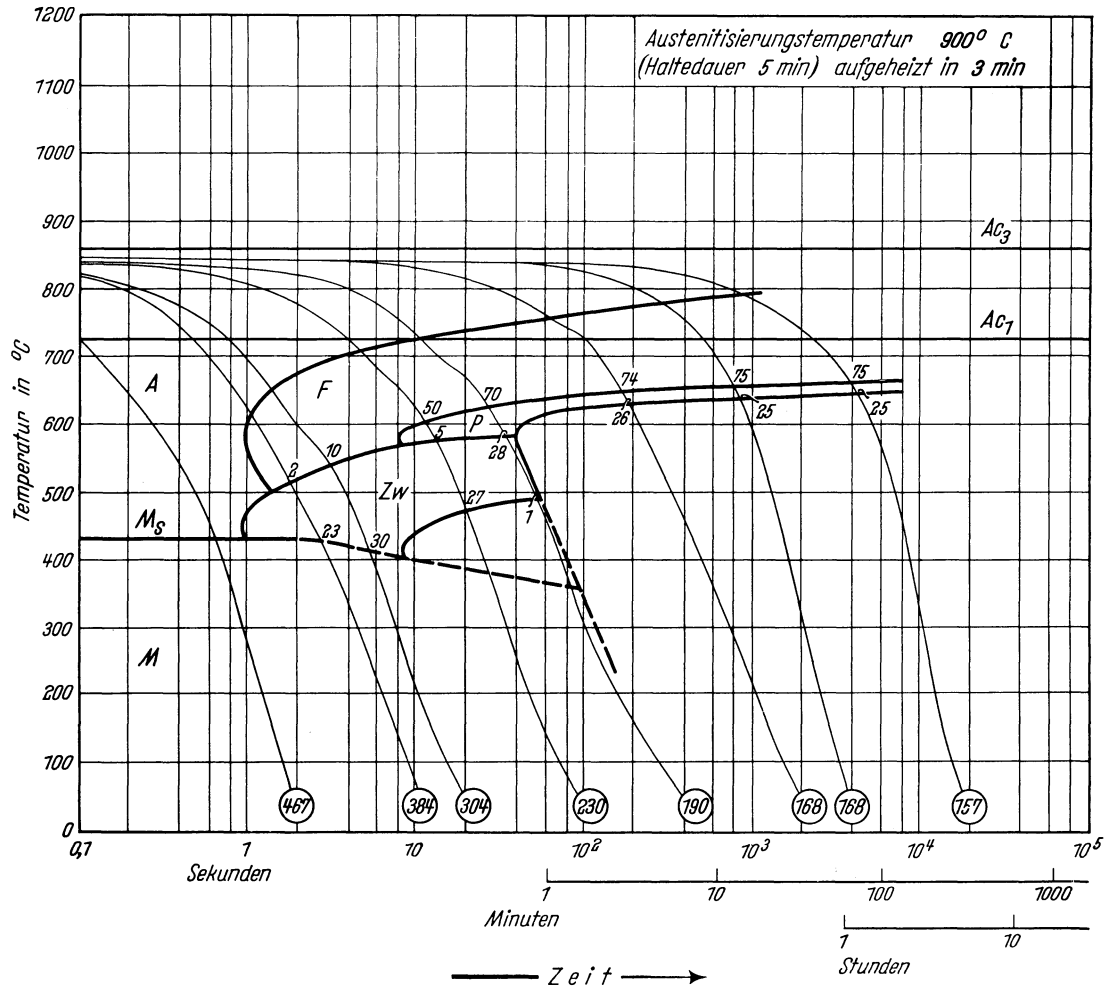
K_{50} : (50% Martensit)

K_f : (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)

K_p : (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,19	0,42	1,20	0,025	0,025	0,08	0,21	<0,01	0,06	<0,01



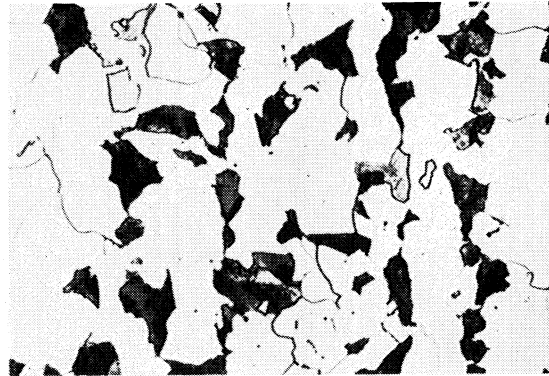
- A Bereich des Austenits
- F Bereich der Ferritbildung
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- Ml Bereich der Martensitbildung
- 1; 2... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zum Umwandlungsschaubild (500 : 1)



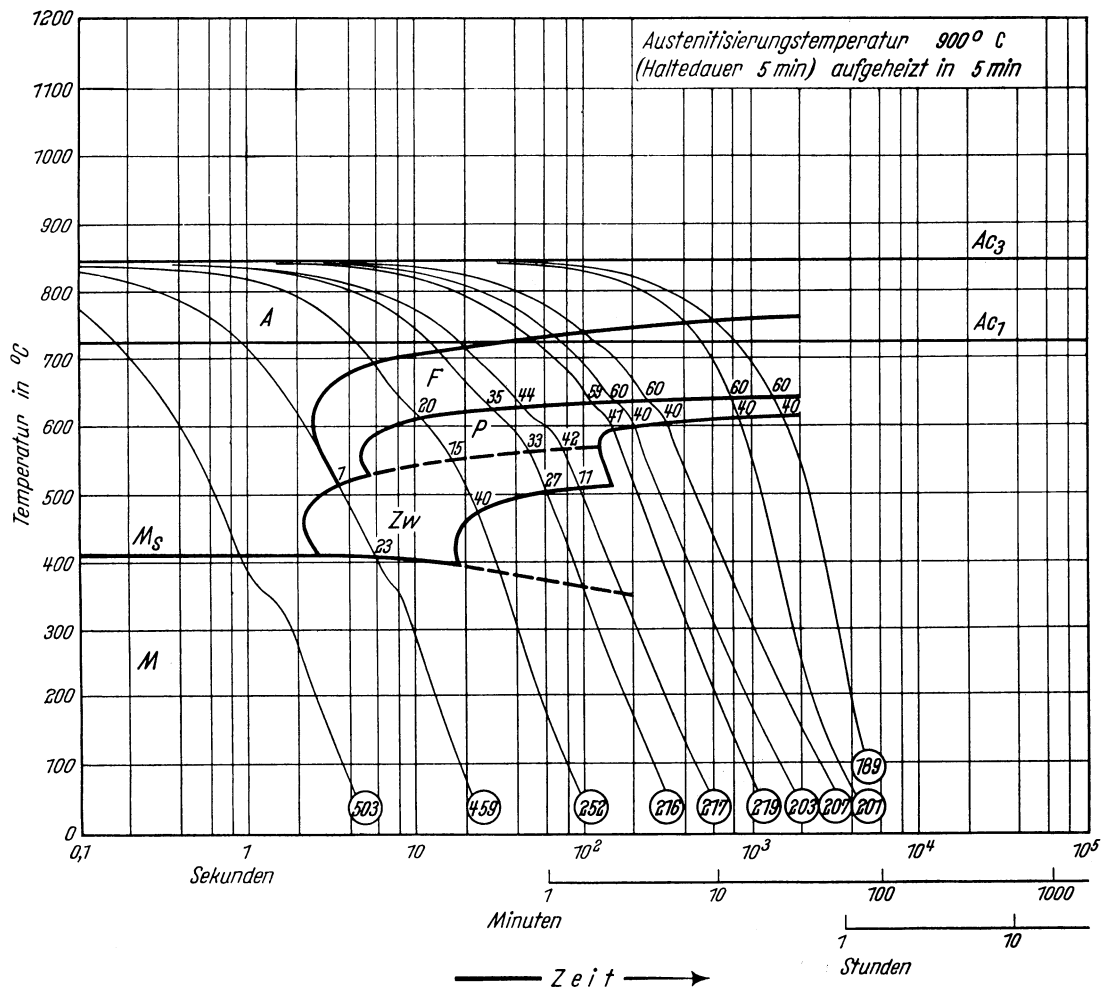
10% Ferrit, 30% Zwischenstufengefüge,
60% Martensit
Härte 304 HV



75% Ferrit, 25% Perlit
Härte 168 HV

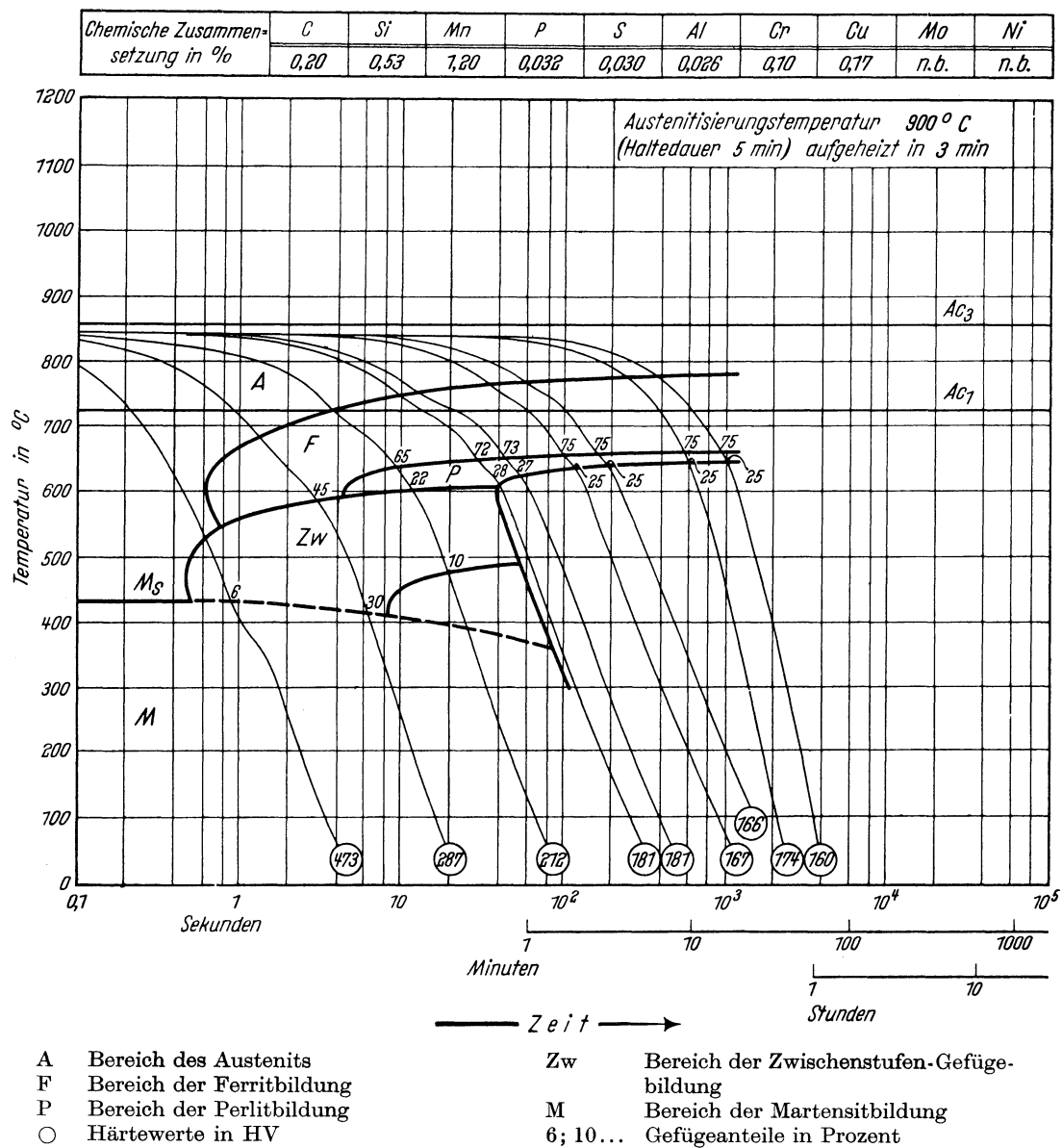
Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(kontinuierlich)

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,23	0,45	1,32	0,029	0,022	0,05	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.



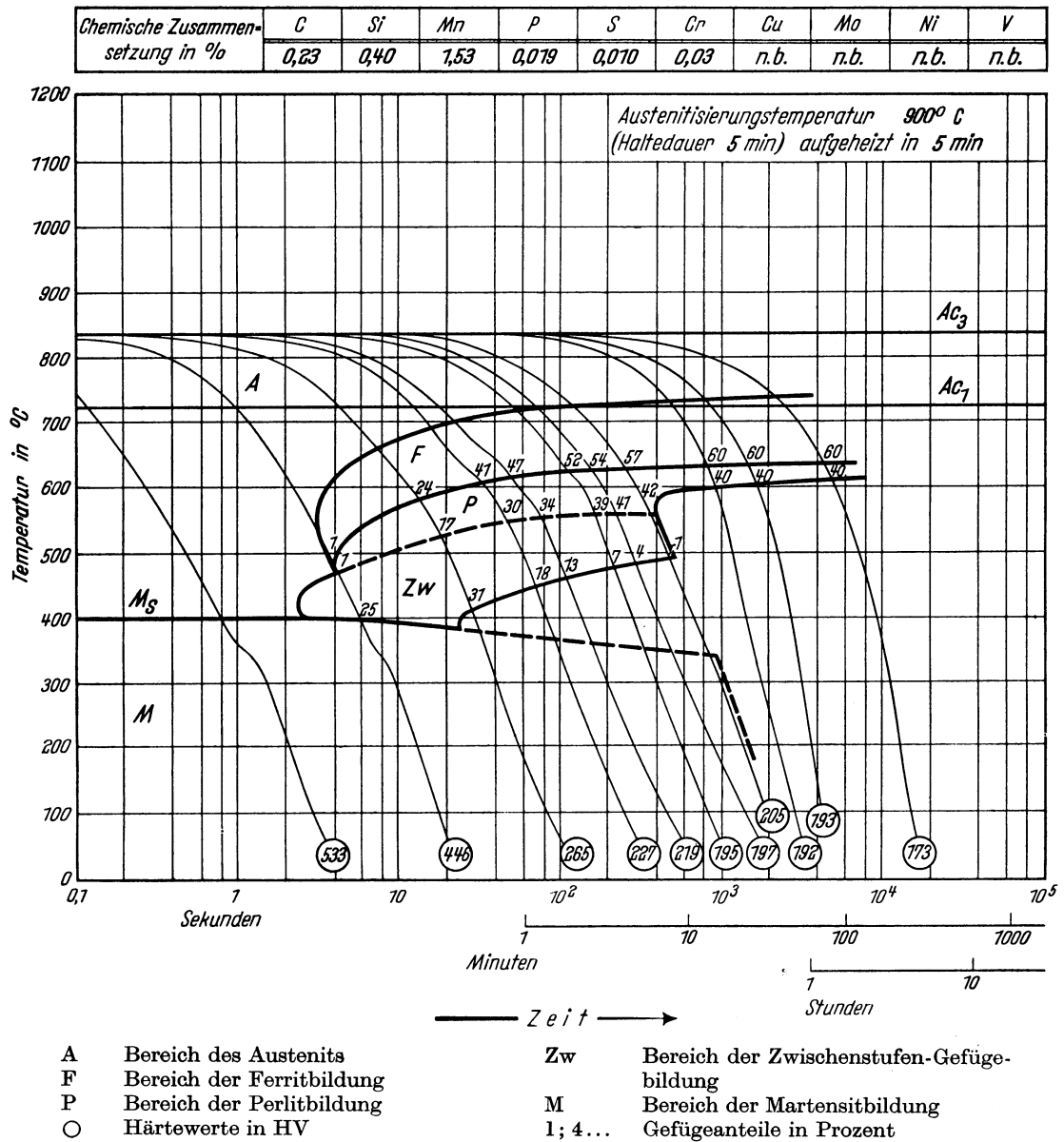
Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(kontinuierlich)



Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

*Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(kontinuierlich)*



Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Stahl mit 0,4% C und 1,8% Mn

II-313 A

Alte Bezeichnung nach DIN E 1665: VM 175

Stoffnummer nach DIN 17 007: —

Vergütungsstahl

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	mindestens	0,33		1,6							
	höchstens	0,40	0,4	1,9	0,035	0,035					

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Normalglühen	Weichglühen	Ölvergüten	
		Härtetemperatur	Anlaßtemperatur
840 bis 860° C	680 bis 720° C	820 bis 840° C	550 bis 650° C

Angaben über die dem Umwandlungsschaubild zugrunde liegende Schmelze

Chemische Zusammensetzung (in Prozent)

C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	Ni	V
0,42	0,27	1,82	0,026	0,019	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.

Erschmelzungsart: basischer Siemens-Martin-Ofen Austenit-Korngröße nach 7 min 860° C: 7 und 6
Verarbeitung: geschmiedet auf 55 × 30 mm McQuaid-Ehn-Korngröße: 4, vereinzelt 5 und 3
Vorbehandlung: keine nach dem Schmieden

Ac₃-Temperatur: 765° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
Ac₁-Temperatur: 700° C }
Ms-Temperatur: 340° C }

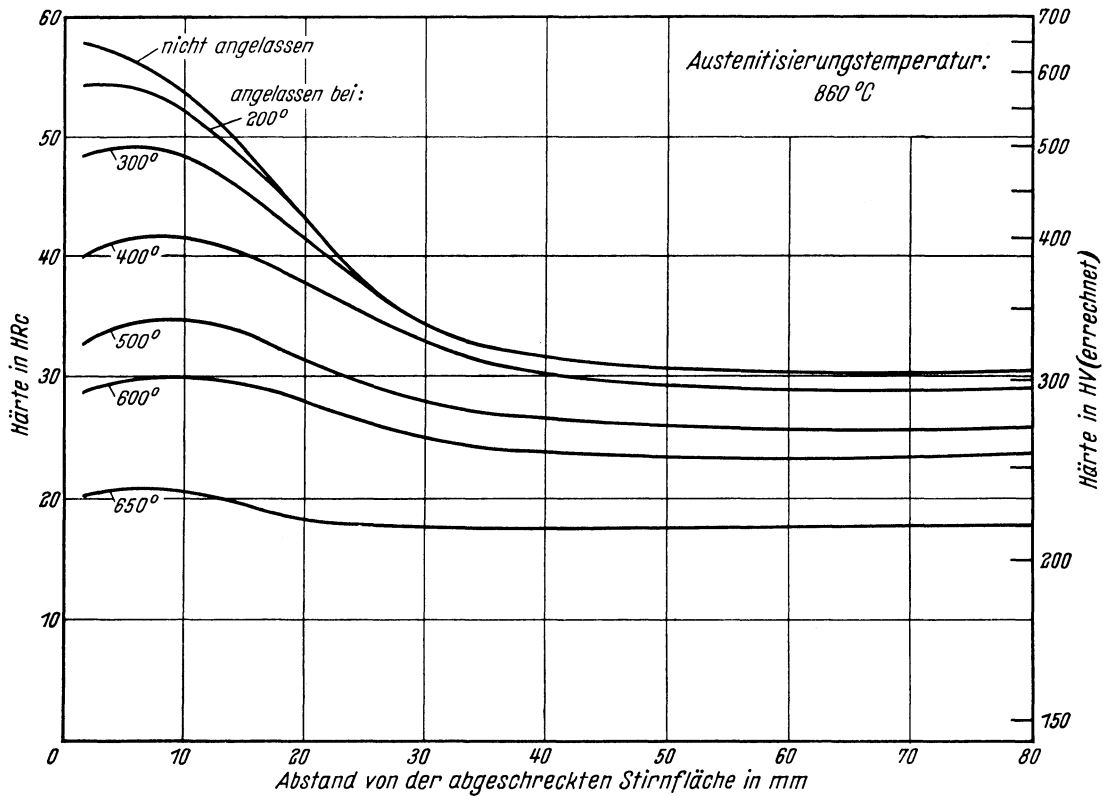
Kritische Abkühlungszeiten von Ac₃ bis 500° C nach Abkühlen von 860° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich):

K_m = 10 s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)
K₅₀ = 40 s (50% Martensit)
K_f = 40 s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)
K_p = 1200 s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

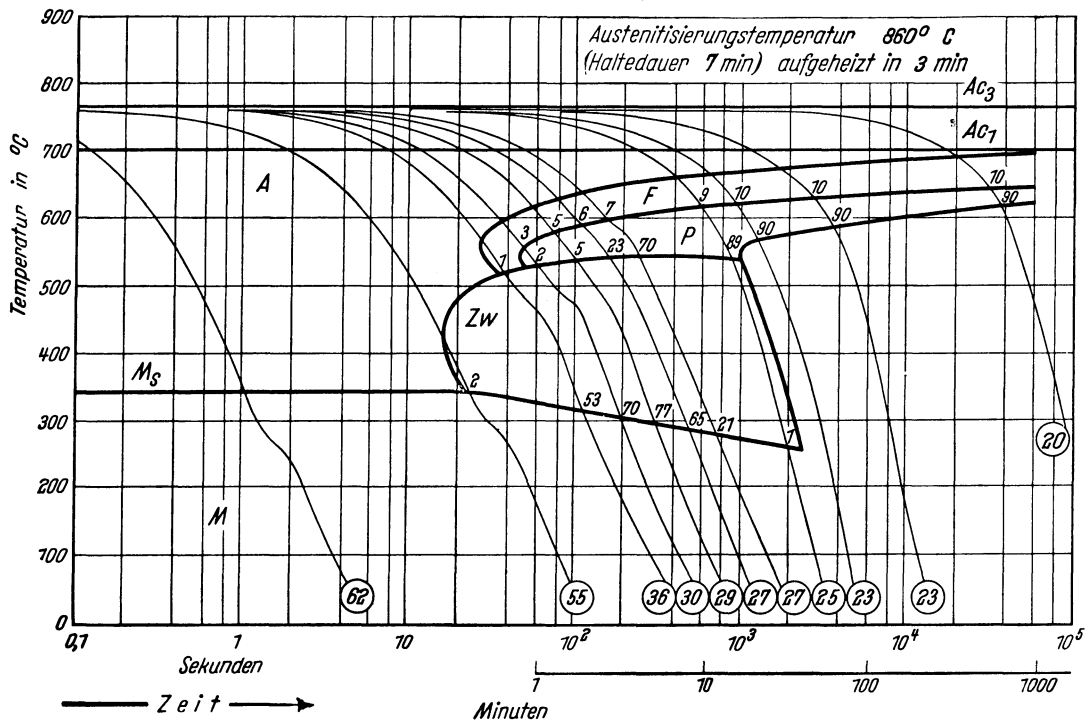
Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,42	0,27	1,82	0,026	0,019	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.

Härtekurven der Stirnabschreckprobe
(Versuch nach Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650—50)



Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(kontinuierlich)



- A Bereich des Austenits
- F Bereich der Ferritbildung
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HRC
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 1; 2... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Stahl mit 0,15 % C; 1,2 % Cr; 0,25 % Ni; 0,3 % V**II-321 A**

Angaben über die dem Umwandlungsschaubild zugrunde liegende Schmelze

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,15	0,48	0,67	0,044	0,024	n. b.	1,20	0,18	n. b.	0,25	0,31

Erschmelzungsart: basischer Siemens-Martin-Ofen Austenit-Korngröße nach 8 min 920°C: 8 bis 9

Verarbeitung: geschmiedet auf ~ 30 mm \varnothing McQuaid-Ehn-Korngröße: 10

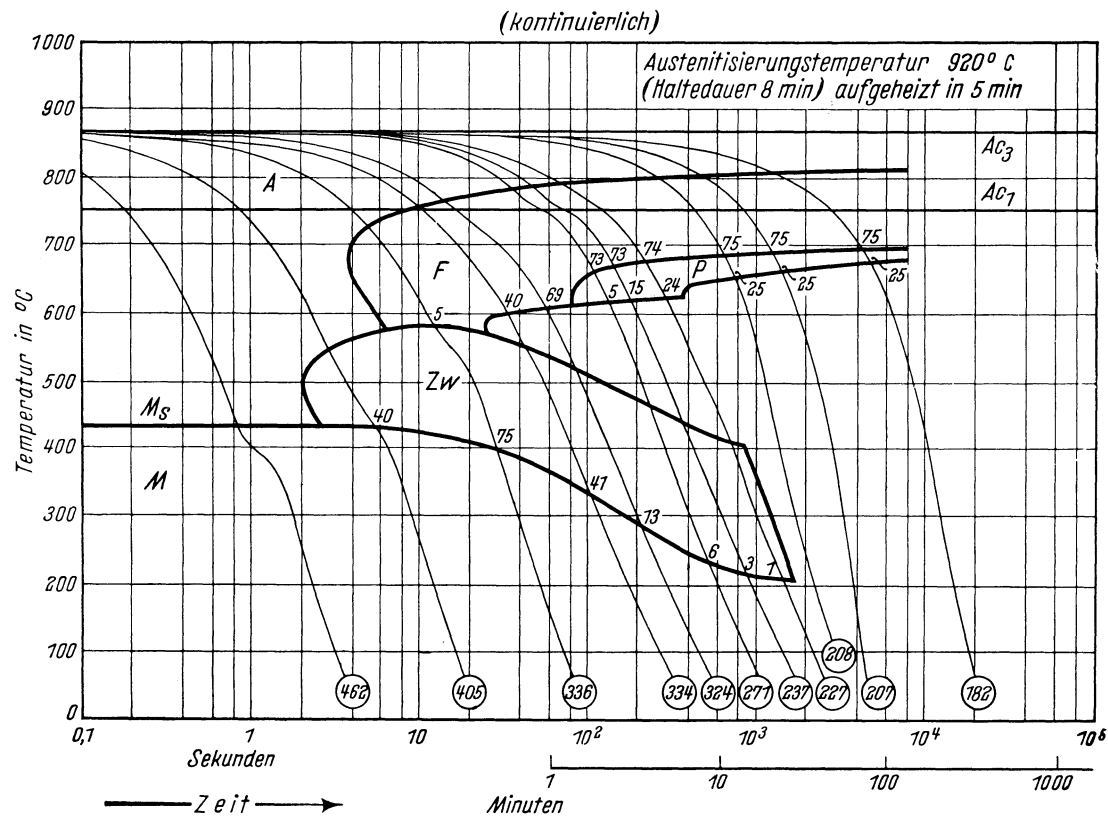
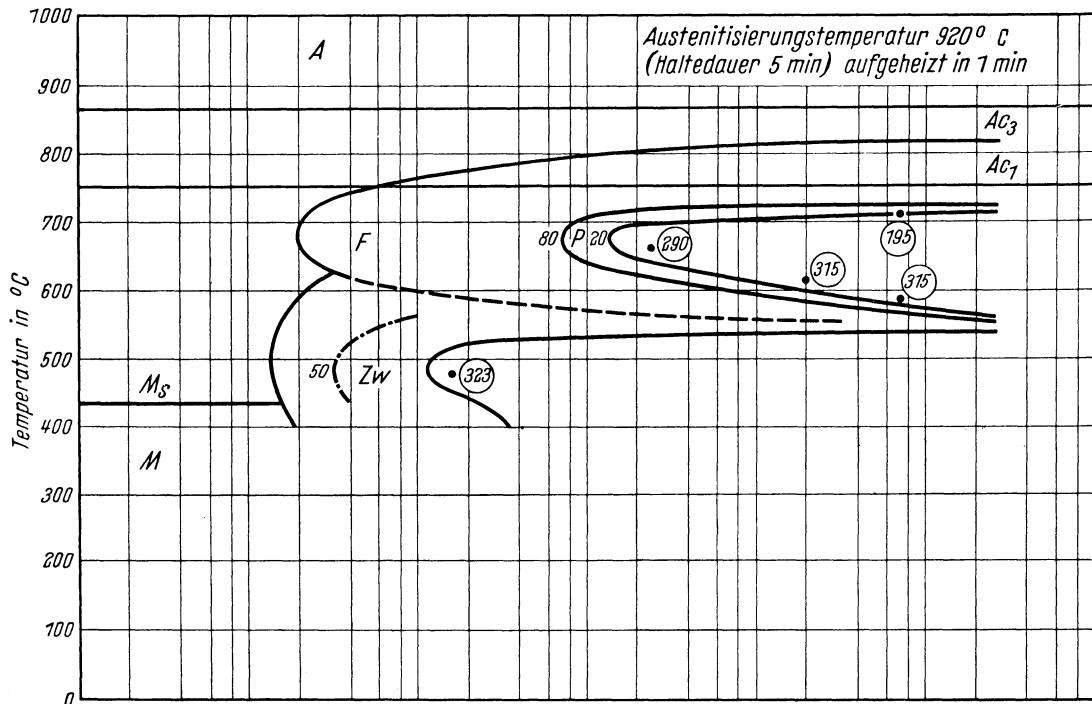
Ac₃-Temperatur: 870° C }
Ac₁-Temperatur: 755° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
M_s-Temperatur: 435° C

Kritische Abkühlungszeiten von Ac₃ bis 500° C nach Abkühlen von 920° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich):K_m = 1,8 s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)K₅₀ = 4,2 s (50% Martensit)K_f = 9,0 s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)K_p = 600 s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(isothermisch)

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
		0,15	0,48	0,67	0,044	0,024	1,20	0,18	n.b.	0,25



- A Bereich des Austenits
- F Bereich der Ferritbildung
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 1; 3... Gefügeanteile in Prozent

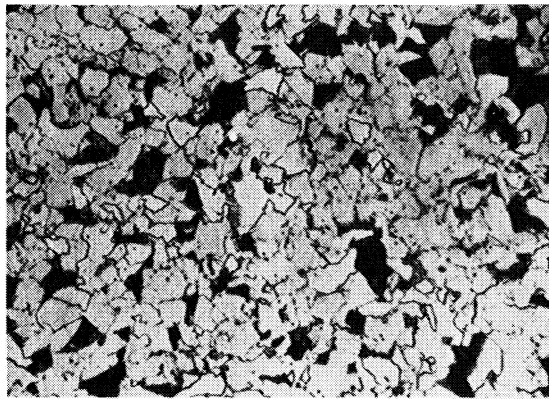
Bestimmungsverfahren: Isothermisch: Dilatometrisch und metallographisch an Hohlproben von 4 mm Außen-Dmr.; 3,2 mm Innen-Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 2 mm Dicke. Kontinuierlich: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Stahl mit 0,15 % C; 1,2 % Cr; 0,25 % Ni; 0,3 % V

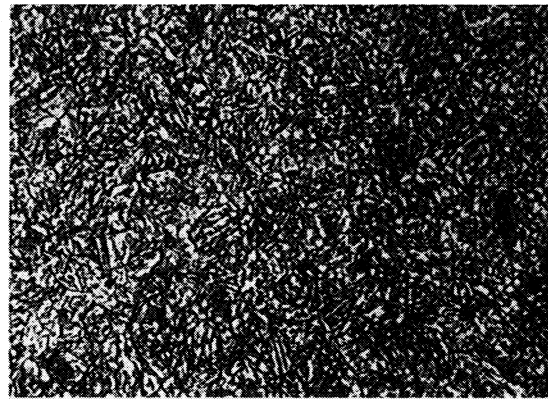
II-321 F

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern bei einer Austenitisierungstemperatur von 920° C.
(500 : 1)

isothermisch

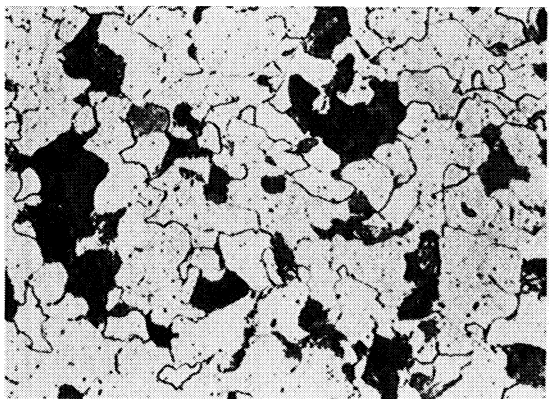


Umwandlungstemperatur 660° C
80% Ferrit, 20% Perlit
Härte 290 HV

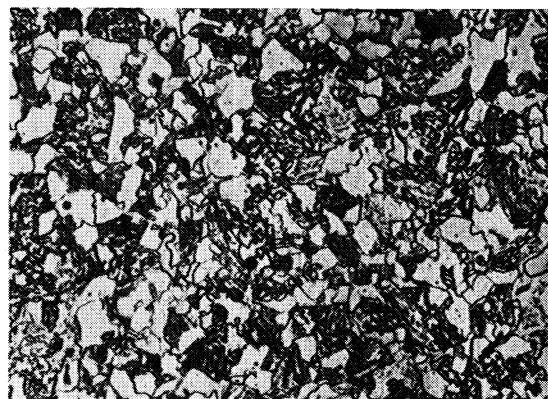


Umwandlungstemperatur 475° C
Zwischenstufengefüge
Härte 323 HV

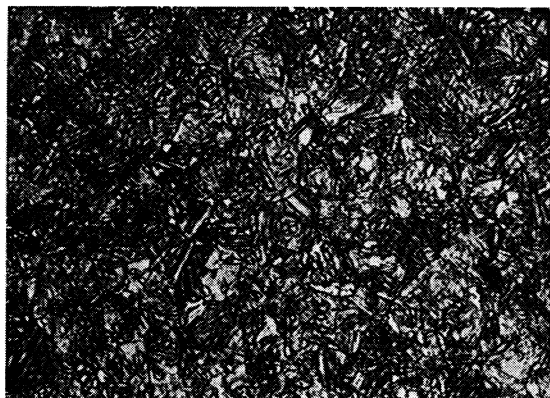
kontinuierlich



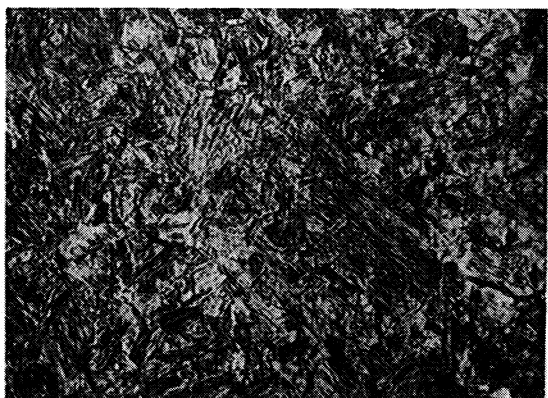
75% Ferrit, 25% Perlit
Härte 182 HV



40% Ferrit, 41% Zwischenstufengefüge,
19% Martensit
Härte 334 HV



40% Zwischenstufengefüge, 60% Martensit
Härte 405 HV



Martensit
Härte 462 HV

Stahl 10 CrMo 9 10

II-322 A

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN: —

Stoffnummer nach DIN 17 007: 7380

Stahl für nahtlose, warmfeste Rohre nach DIN 17 175

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	Ni	V
mindestens			0,4				2,0		0,9		
höchstens	0,15	0,5	0,6	0,04	0,04		2,5		1,1		

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Normalglühen	Weichglühen	Luftvergüten	
		Vergütetemperatur	Anlaßtemperatur
900 bis 960° C	—	900 bis 960° C	680 bis 780° C

Angaben über die dem Umwandlungsschaubild zugrunde liegende Schmelze

Chemische Zusammensetzung (in Prozent)

C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	Ni	V
0,11	0,21	0,47	0,010	0,010	n. b.	2,29	0,18	1,02	0,14	<0,01

Erschmelzungsart: basischer Elektro-Ofen

Austenit-Korngröße nach 10 min 980° C: 6, vereinzelt 5

Verarbeitung: geschmiedet auf 30 mm Ø

McQuaid-Ehn-Korngröße: 5, vereinzelt 4

Vorbehandlung: keine nach dem Schmieden

Ac₃-Temperatur: 870° C }
Ac₁-Temperatur: 780° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
M_s-Temperatur: 465° C }

Kritische Abkühlungszeiten von Ac₃ bis 500° C nach Abkühlen von 980° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich):

K_m = 0,7 s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

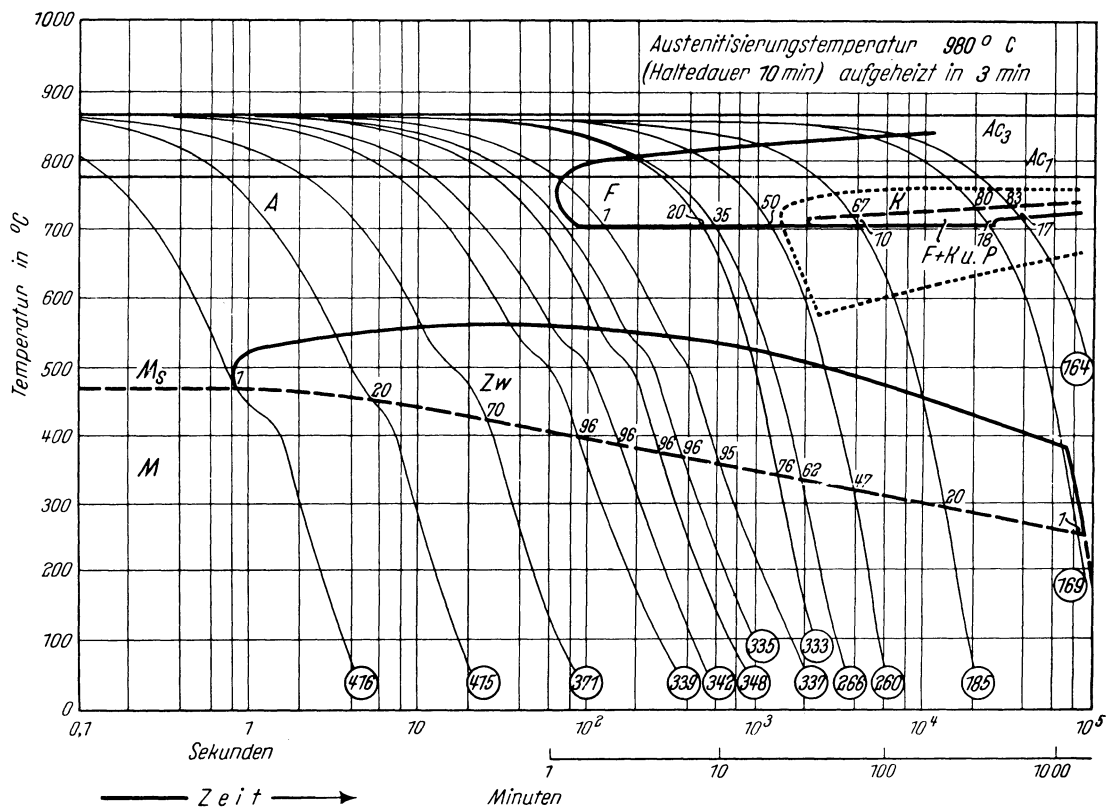
K₅₀ = 9 s (50% Martensit)

K_f = 300 s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)

K_p = 60 000 s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Chemische Zusammen-	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
setzung in %	0,77	0,27	0,47	0,010	0,010	2,29	0,18	1,02	0,74	<0,01



- A Bereich des Austenits
- F Bereich der Ferritbildung
- K Bereich der Karbidbildung aus dem Ferrit
- F + K Bereich der Bildung eines nichtlamellaren Eutektoids
- Härtewerte in HV
- P Bereich der Perlitbildung
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 1; 10... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zum Umwandlungsschaubild (500 : 1)

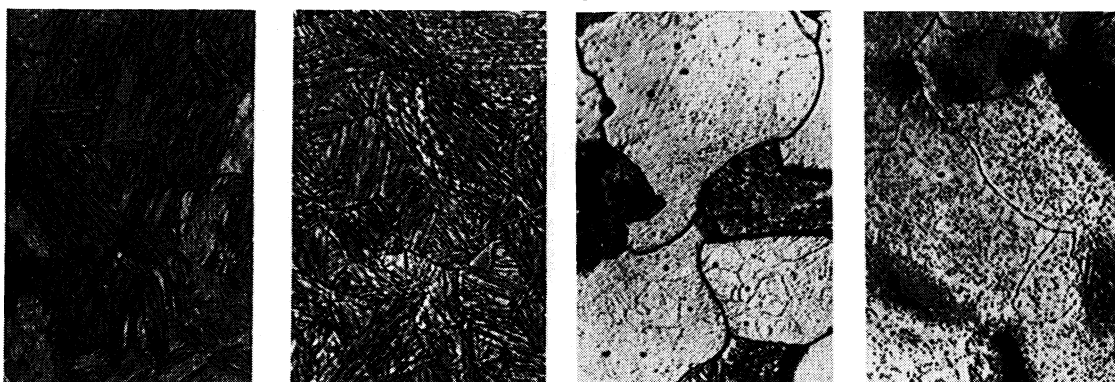


Bild 1

Bild 2

Bild 3

Bild 4

		Bild 1	Bild 2	Bild 3	Bild 4
Ferrit	in %	—	—	—	—
Ferrit mit Karbidausscheidungen	in %	—	—	67	83
Eutektoid F + K	in %	—	—	} 10	} 17
Perlit	in %	—	—		
Zwischenstufengefüge	in %	1	70	20	—
Martensit	in %	99	30	3	—
Härte	in HV	416	371	185	164

Stahl 13 CrMo 4 4

II-323 A

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Alte Bezeichnung nach DIN: —

Stoffnummer nach DIN 17007: 7335

Stahl für Kesselbleche nach DIN 17155

und nahtlose, warmfeste Rohre nach DIN 17175

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	Ni	V
mindestens	0,10	0,15	0,40				0,70		0,40		
höchstens	0,18	0,35	0,70	0,040	0,040		1,00		0,50		

Temperaturen für die Wärmebehandlung

Normalglühen	Weichglühen	Luftvergüten	
		Vergütetemperatur	Anlaßtemperatur
910 bis 940° C	650 bis 700° C	910 bis 940° C	650 bis 720° C

Angaben über die dem Umwandlungsschaubild zugrunde liegende Schmelze

Chemische Zusammensetzung (in Prozent)

C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	Ni	V
0,18	0,25	0,62	0,011	0,017	n. b.	0,80	0,18	0,40	0,14	<0,01

Erschmelzungsart: basischer Elektro-Ofen Austenit-Korngröße nach 10 min 920° C: 7

Verarbeitung: geschmiedet auf 30 mm Ø McQuaid-Ehn-Korngröße: 5, vereinzelt 4

Vorbehandlung: keine nach dem Schmieden

A_{c_3} -Temperatur: 845° C }
 A_{c_1} -Temperatur: 745° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
 M_s -Temperatur: 435° C }

Kritische Abkühlungszeiten von A_{c_3} bis 500° C nach Abkühlen von 920° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich):

$K_m = 0,7$ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

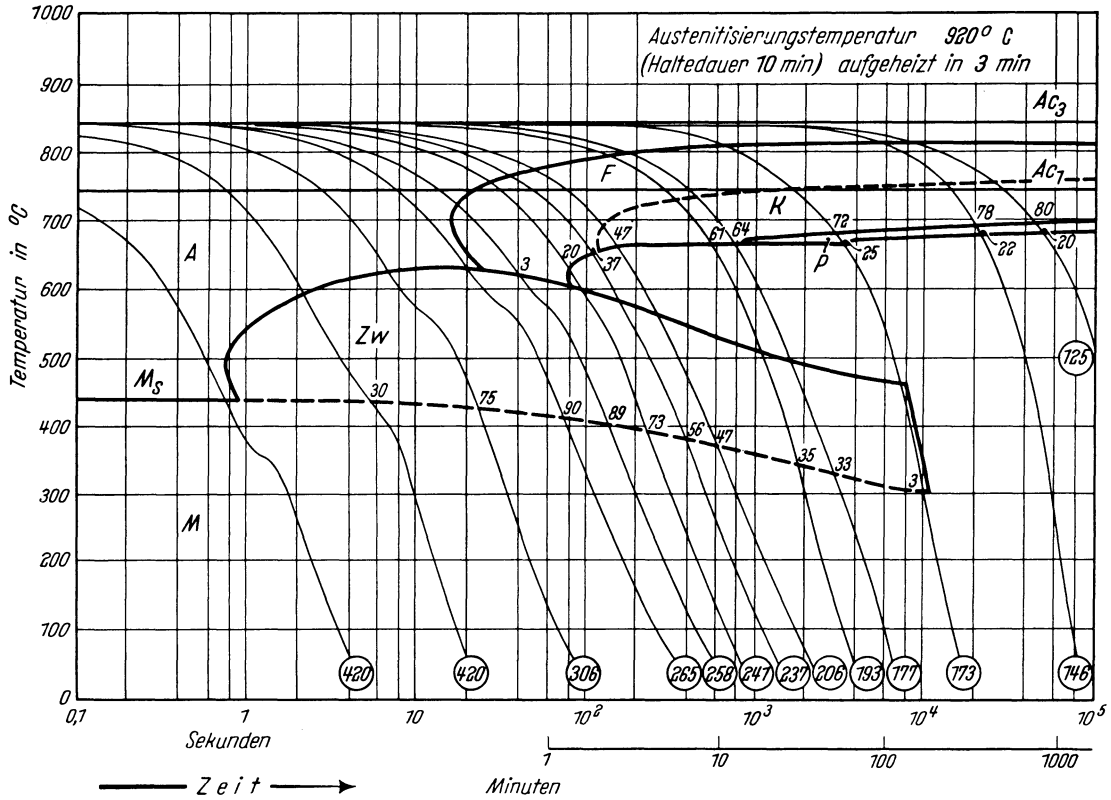
$K_{50} = 7$ s (50% Martensit)

$K_f = 60$ s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)

$K_p = 7500$ s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,18	0,25	0,62	0,011	0,017	0,80	0,18	0,40	0,14	<0,01



- A Bereich des Austenits
- F Bereich der Ferritbildung
- K Bereich der Karbidbildung aus dem Ferrit
- Härtewerte in HV
- P Bereich der Perlitbildung
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 3; 20... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zum Umwandlungsschaubild (500 : 1)

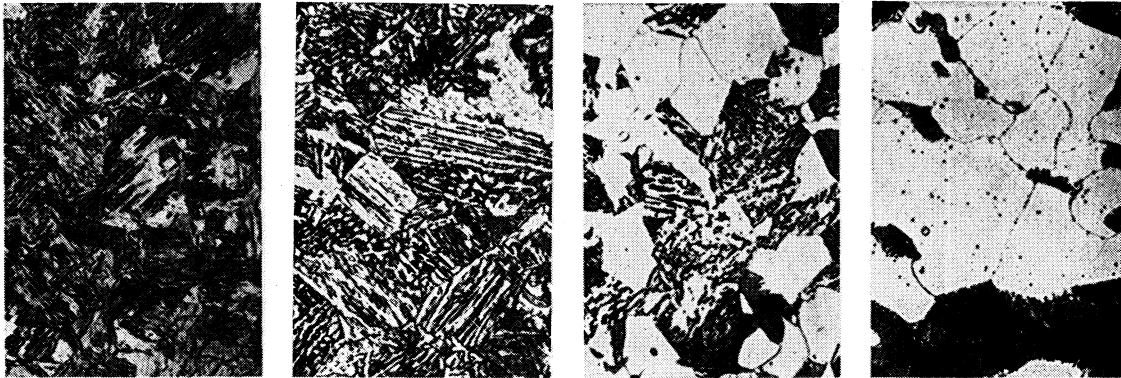


Bild 1

Bild 2

Bild 3

Bild 4

		Bild 1	Bild 2	Bild 3	Bild 4
Ferrit	in %	—	—	—	—
Ferrit mit Karbidausscheidungen	in %	—	—	47	78
Perlit	in %	—	—	—	22
Zwischenstufengefüge	in %	—	75	47	—
Martensit	in %	100	25	6	—
Härte	in HV	420	306	206	146

Stahl 20 MnMo 4

II-324 A

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN: —

Stoffnummer nach DIN 17 007: 5417

Stahl für nahtlose Trommeln für Dampfpanlagen nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 600

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	Ni	V
mindestens	0,17	0,15	1,0						0,20		
höchstens	0,23	0,35	1,2						0,30		

Angaben über die dem Umwandelungsschaubild zugrunde liegende Schmelze

Chemische Zusammensetzung (in Prozent)

C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	Ni	V
0,17	0,27	0,79	0,009	0,020	n. b.	0,08	0,16	0,41	0,45	0,02

Erschmelzungsart: basischer Elektro-Ofen

Austenit-Korngröße nach 10 min 910° C: 8 bis 7

Verarbeitung: geschmiedet auf 30 mm \varnothing

McQuaid-Ehn-Korngröße: 5 und 4

Vorbehandlung: keine nach dem Schmieden

A_{c_3} -Temperatur: 855° C }
 A_{c_1} -Temperatur: 725° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
 M_s -Temperatur: 420° C }

Kritische Abkühlungszeiten von A_{c_3} bis 500° C nach Abkühlen von 910° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich):

K_m = 0,6 s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

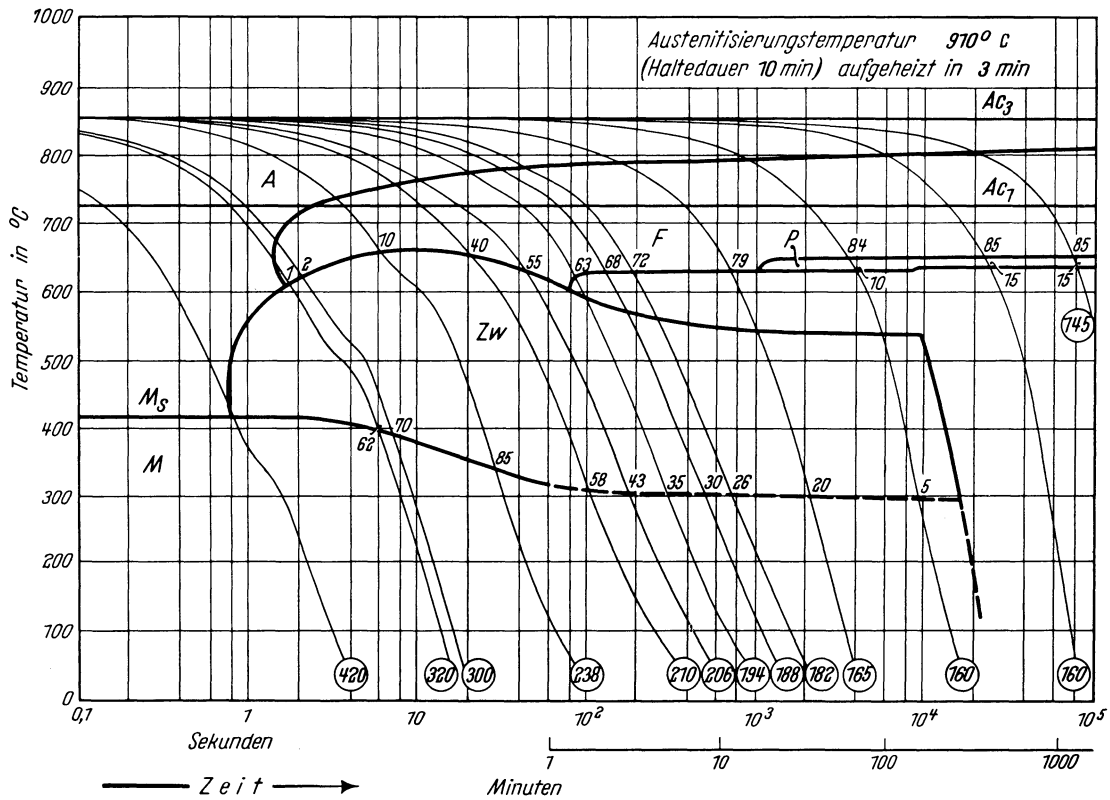
K_{50} = 2,5 s (50% Martensit)

K_f = 3,2 s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)

K_p = 11 000 s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

Bearbeiter: A. Rose u. L. Rademacher

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,17	0,27	0,79	0,009	0,020	0,08	0,16	0,41	0,45	0,02



- A Bereich des Austenits
- F Bereich der Ferritbildung
- P Bereich der Perlitbildung
- Härtewerte in HV
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 1; 2... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zum Umwandschaubild (500 : 1)

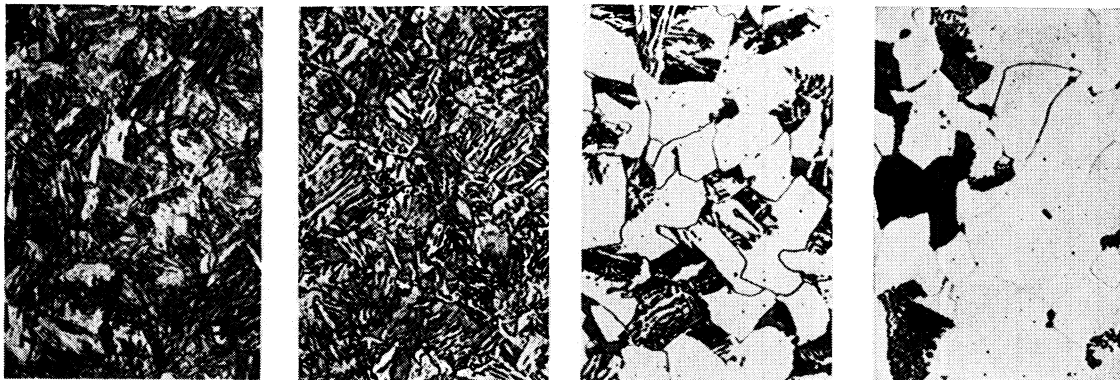


Bild 1

Bild 2

Bild 3

Bild 4

		Bild 1	Bild 2	Bild 3	Bild 4
Ferrit	in %	—	2	63	85
Perlit	in %	—	—	—	15
Zwischenstufengefüge	in %	Spuren	70	35	—
Martensit	in %	100	28	2	—
Härte	in HV	420	300	194	160

Stahlguß mit 0,15 % C; 1 % Cr; 0,9 % Mo; 0,2 % V

II-381 A

Angaben über die dem Umwandelungsschaubild zugrunde liegende Schmelze

Chemische Zusammensetzung (in Prozent)

C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	Ni	V
0,13	0,32	0,63	0,016	0,012	n. b.	0,95	n. b.	0,86	0,07	0,19

Erschmelzungsart: basischer Elektro-Ofen Austenit-Korngröße nach 15 min 960° C: 5 bis 6

Verarbeitung: gegossen auf ~ 30 mm ø McQuaid-Ehn-Korngröße: 6 bis 7

Vorbehandlung: geglüht 4 Stunden 1050° C / Luftabkühlung

Ac₃-Temperatur: 885° C }
Ac₁-Temperatur: 765° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
M_s-Temperatur: 430° C

Kritische Abkühlungszeiten von Ac₃ bis 500° C nach Abkühlen von 960° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich):

K_m = 1,5 s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

K₅₀ = 4 s (50% Martensit)

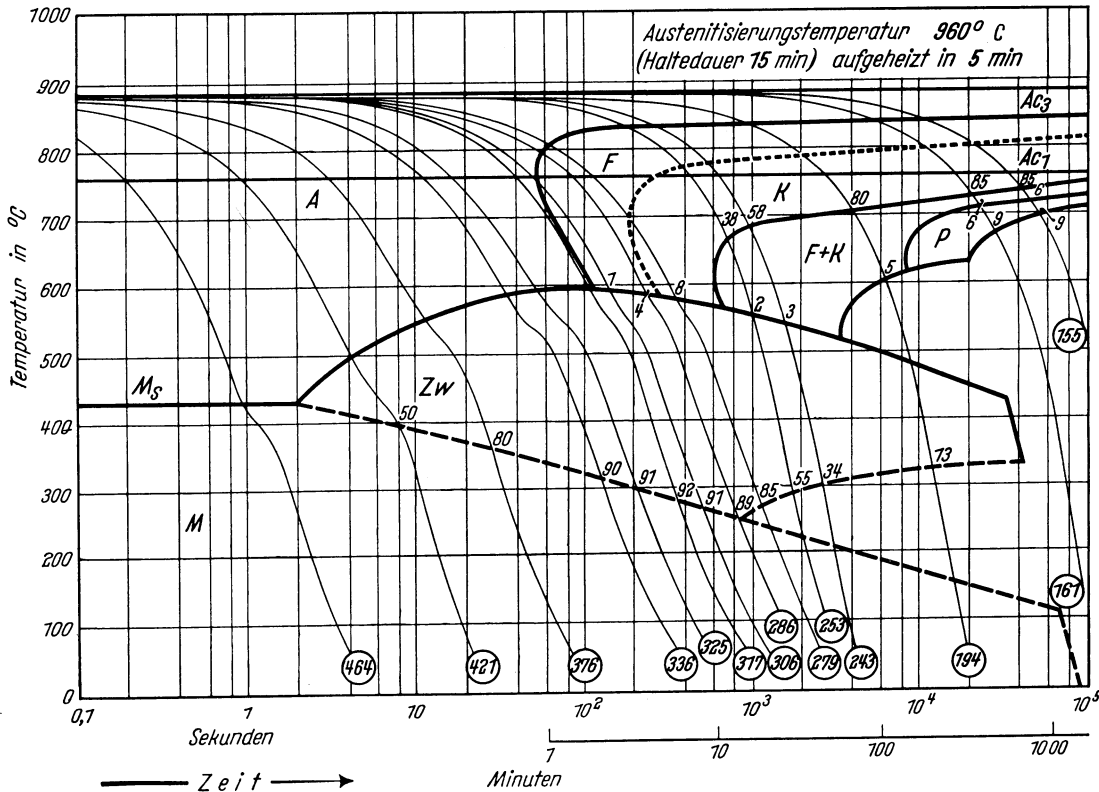
K_f = 200 s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)

K_p = 30000 s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

Bearbeiter: A. Rose, W. Strassburg u. L. Rademacher

Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(kontinuierlich)

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,13	0,32	0,63	0,016	0,012	0,95	n.b.	0,86	0,07	0,19



- A Bereich des Austenits
- F Bereich der Ferritbildung
- K Bereich der Karbidbildung aus dem Ferrit
- F + K Bereich der Bildung eines nichtlamellaren Eutektoids
- Härtewerte in HV
- P Bereich der Perlitbildung
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 1; 2... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zum Umwandlungsschaubild (500 : 1)

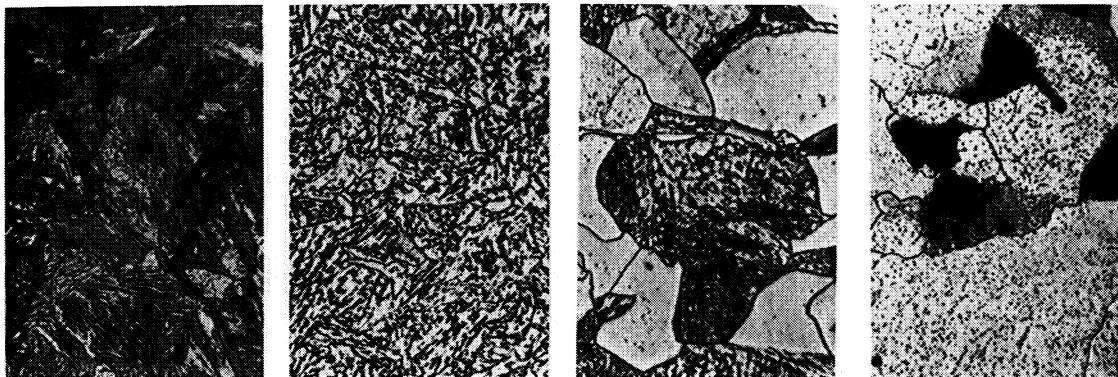


Bild 1

Bild 2

Bild 3

Bild 4

		Bild 1	Bild 2	Bild 3	Bild 4
Ferrit	in %	—	—	—	—
Ferrit mit Karbidausscheidungen	in %	—	—	38	85
Eutektoid F + K	in %	—	—	2	6
Perlit	in %	—	—	—	9
Zwischenstufengefüge	in %	—	90	55	—
Martensit	in %	100	10	5	—
Härte	in HV	464	336	253	155

Stahlguß GS - 22 CrMo 5 4

II-382 A

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Alte Bezeichnung nach DIN 1682: Cr-MoStg 53.82

Stoffnummer nach DIN 17 007: 7354

Warmfester Stahlguß nach DIN 17 245

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	Ni	V
mindestens	0,19	0,30	0,50				0,80		0,40		
höchstens	0,25	0,50	0,80	0,040	0,040		1,10		0,50		

Angaben über die dem Umwandelungsschaubild zugrunde liegende Schmelze

Chemische Zusammensetzung (in Prozent)

C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	Ni	V
0,23	0,47	0,68	0,026	0,009	n. b.	0,96	n. b.	0,39	n. b.	n. b.

Erschmelzungsart: basischer Elektro-Ofen

Austenit-Korngröße nach 15 min 930° C: 6

Verarbeitung: gegossen auf ~ 30 mm ø

McQuaid-Ehn-Korngröße: 6 bis 7

Vorbehandlung: geglüht 4 Stunden 1050° C / Luftabkühlung

Ac₃-Temperatur: 850° C }
Ac₁-Temperatur: 755° C } gemessen beim Erwärmen mit 3° C/min
M_s-Temperatur: 425° C

Kritische Abkühlungszeiten von Ac₃ bis 500° C nach Abkühlen von 930° C, entnommen aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich):

K_m = 2 s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

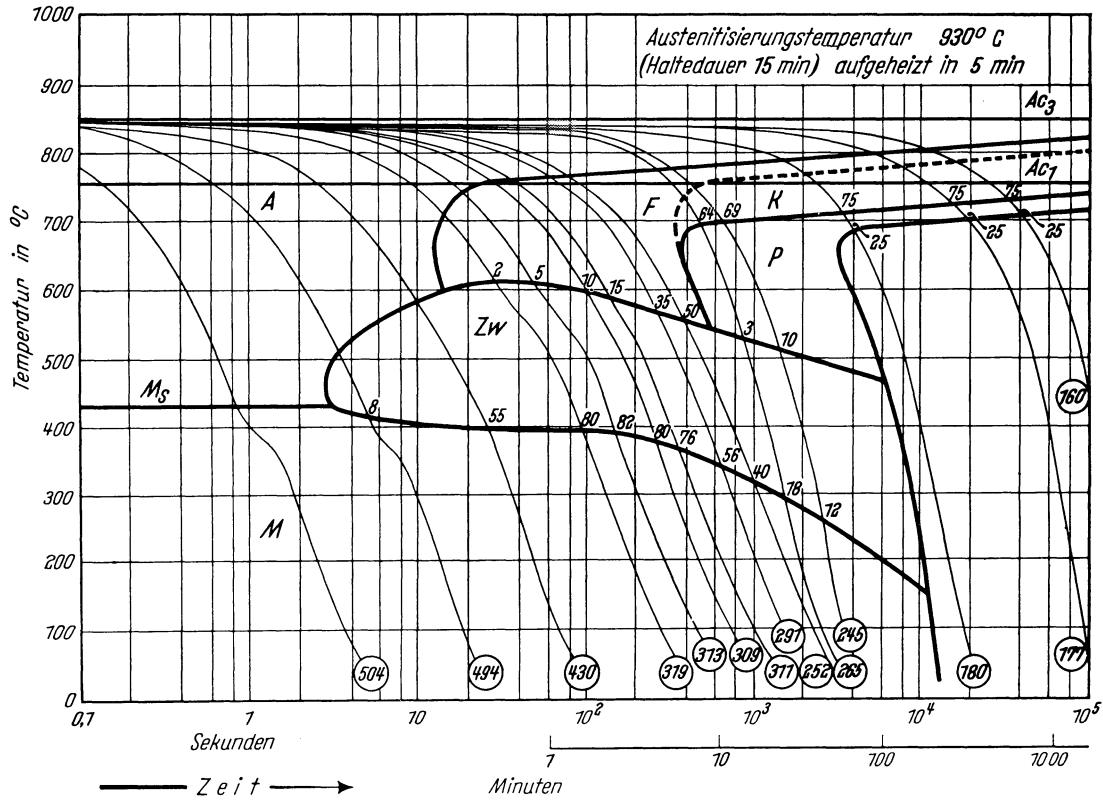
K₅₀ = 13 s (50% Martensit)

K_f = 25 s (Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung)

K_p = 5700 s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit)

Bearbeiter: A. Rose, W. Strassburg u. L. Rademacher

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,23	0,47	0,68	0,026	0,009	0,96	n.b.	0,39	n.b.	n.b.



- A Bereich des Austenits
- F Bereich der Ferritbildung
- K Bereich der Karbidbildung aus dem Ferrit
- Härtewerte in HV
- P Bereich der Perlitbildung
- Zw Bereich der Zwischenstufen-Gefügebildung
- M Bereich der Martensitbildung
- 2; 3... Gefügeanteile in Prozent

Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge. Thermische Analyse (Gasabschreckung) an Plättchen von 4 mm Dmr. und 0,5 bzw. 1,0 mm Dicke.

Gefüge zum Umwandlungsschaubild (500 : 1)

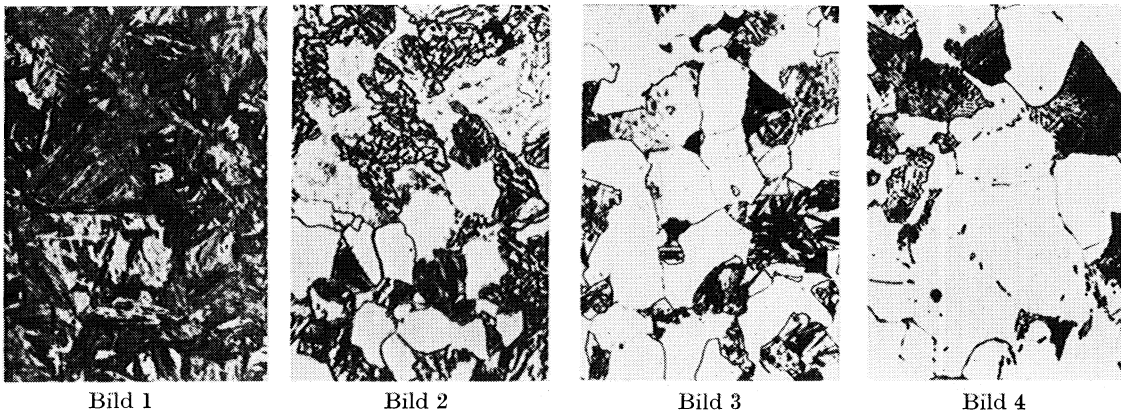


		Bild 1	Bild 2	Bild 3	Bild 4
Ferrit	in %	—	35	—	—
Ferrit mit Karbidausscheidungen	in %	—	—	69	75
Perlit	in %	—	—	10	25
Zwischenstufengefüge	in %	—	56	12	—
Martensit	in %	100	9	9	—
Härte	in HV	504	291	245	160

Stahl mit 1 % C und 2 % Mn

II-401 A

Angaben über die den Umwandelungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S
	0,98	0,08	1,84	0,023	0,011

Erschmelzungsart: basischer Hochfrequenzofen, 200 kg-Schmelze

Austenit-Korngröße nach 8 min 900° C: 6 bis 7

McQuaid-Ehn-Korngröße: 5 und 3, vereinzelt 1

Verarbeitung: Geschmiedet auf 30 mm \varnothing

Vorbehandlung: 30 min 950°/Luftabkühlung; 5 h 620°/Luftabkühlung.

A_{cm} -Temperatur: 850° C

A_{c1} -Temperatur: 710° C

M_s -Temperatur: 120° C

Kritische Abkühlungszeiten von A_{cm} bis 500° C nach Abkühlen von 900° C aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich):

$K_m = 55$ s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit).

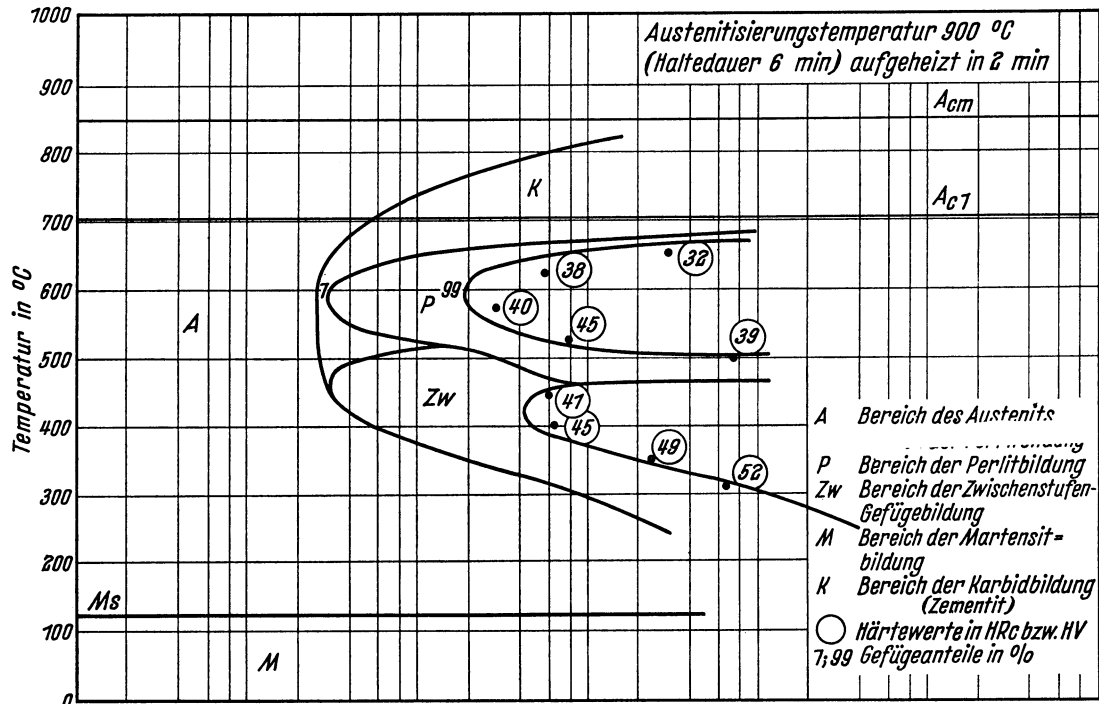
$K_{50} = 200$ s (50% Martensit).

$K_p = 1500$ s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit).

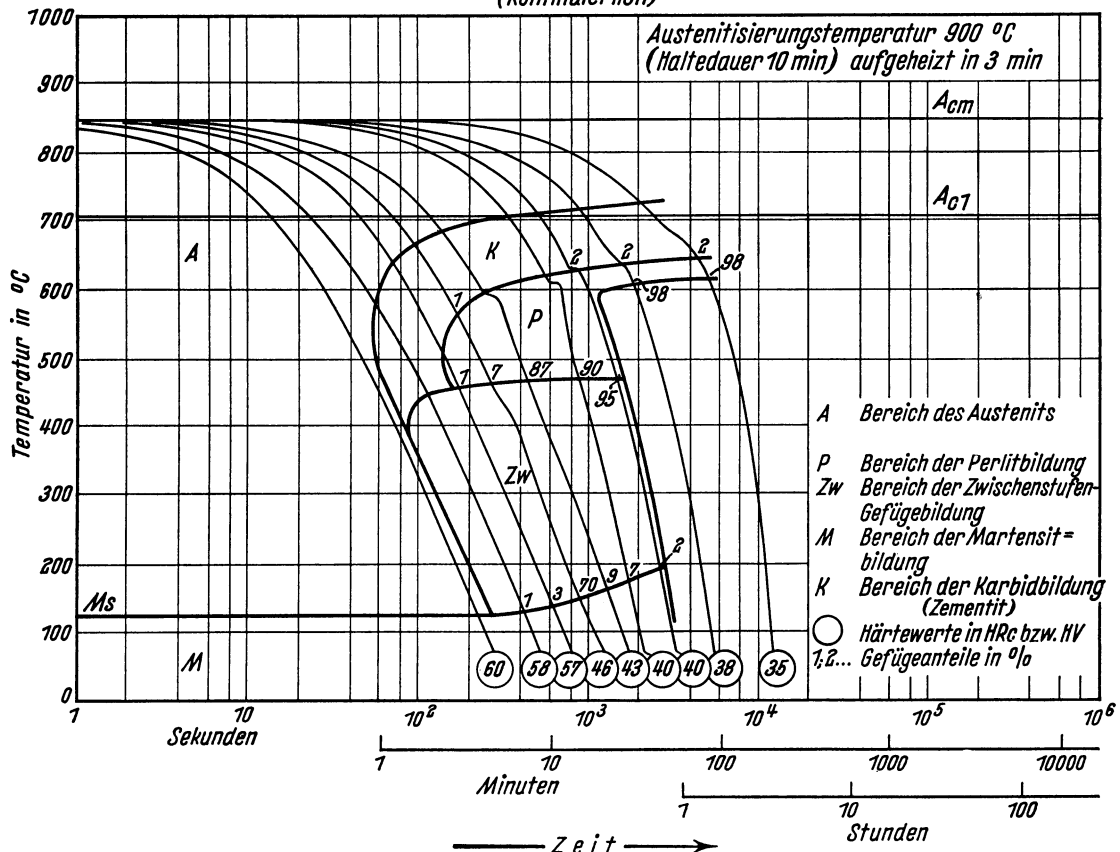
Bearbeiter: A. Rose u. A. Schrader

(isothermisch)

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,98	0,08	1,84	0,023	0,011	—	—	—	—	—



(kontinuierlich)



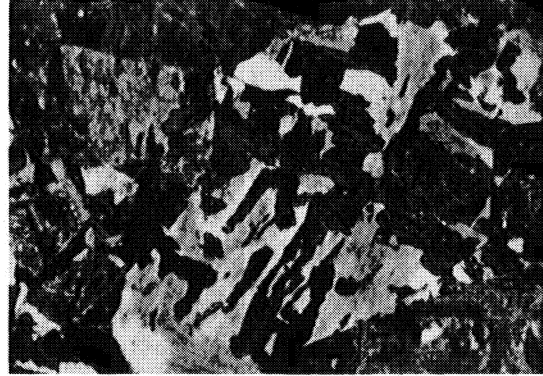
Bestimmungsverfahren. Isothermisch: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.
 Kontinuierlich: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern bei einer Austenitisierungstemperatur von 900° C. (500 : 1)

isothermisch



Umwandlungstemperatur 580° C
Perlit mit Zementitnetzwerk und -nadeln
Härte 40 HRc

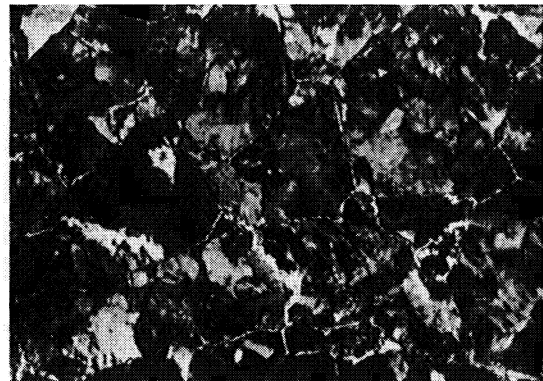


Umwandlungstemperatur 400° C
Zwischenstufengefüge
Härte 45 HRc

kontinuierlich



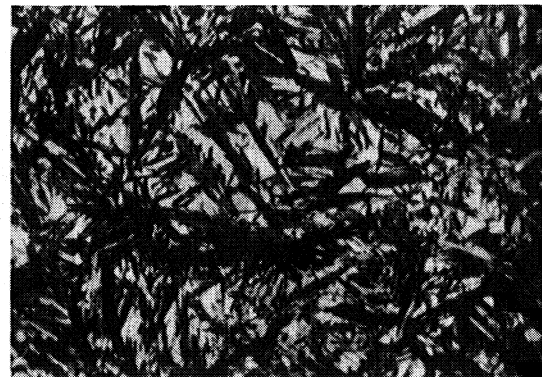
Perlit mit Zementitnetzwerk
Härte 38 HRc



92% Perlit mit Zementitnetzwerk, 7% Zwischenstufengefüge, 1% Martensit
Härte 40 HRc



8% Perlit mit Zementitnetzwerk, 70% Zwischenstufengefüge, 22% Martensit mit Restaustenit
Härte 46 HRc



Martensit mit Restaustenit
Härte 60 HRc

Stahl mit 0,45 % C und 2 % Mn

II-402 A

Angaben über die den Umwandlungsschaubildern zugrunde liegende Schmelze

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S
	0,48	0,28	1,98	0,020	0,011

Erschmelzungsart: saurer Hochfrequenzofen, 12 kg-Schmelze

Ac₃-Temperatur: 765° C

Ac₁-Temperatur: 720° C

Ms-Temperatur: 290° C

Kritische Abkühlungszeiten vom Ac₃ bis 500°C nach Abkühlen von 850°C aus dem ZTU-Schaubild (kontinuierlich):

K_m = 10 s (gerade noch vollständige Martensitbildung, entspricht oberer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit).

K₅₀ = 50 s (50% Martensit).

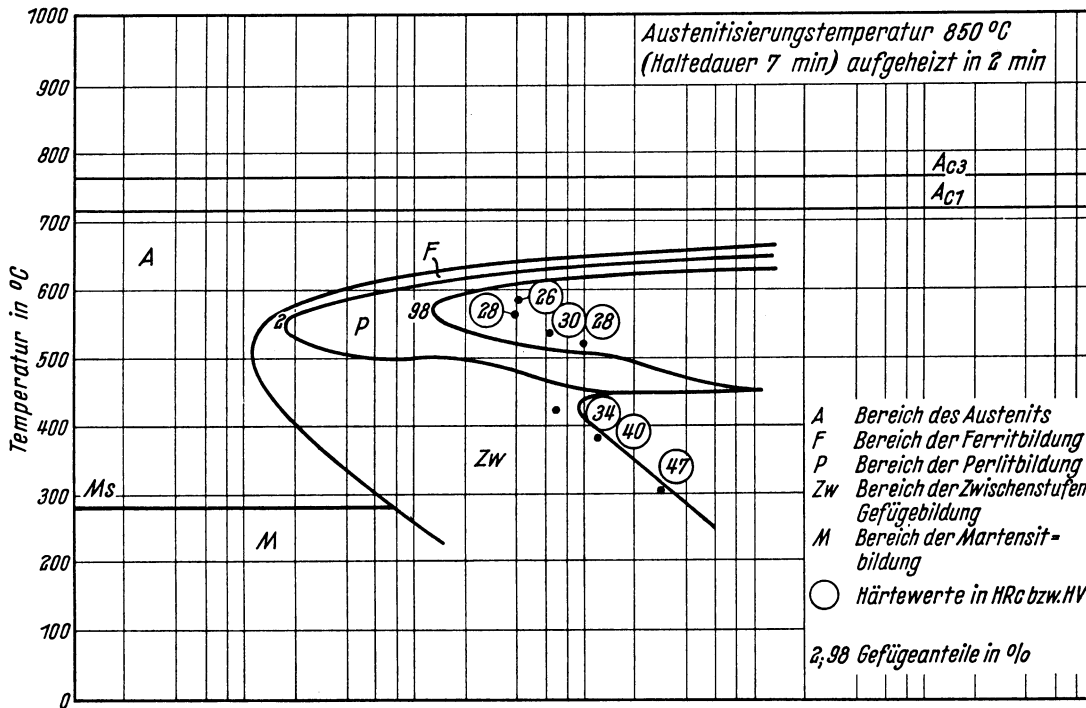
K_r = 34 s (Beginn der Ferritbildung).

K_p = 210 s (gerade vollständige Perlitbildung, entspricht im allgemeinen unterer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit).

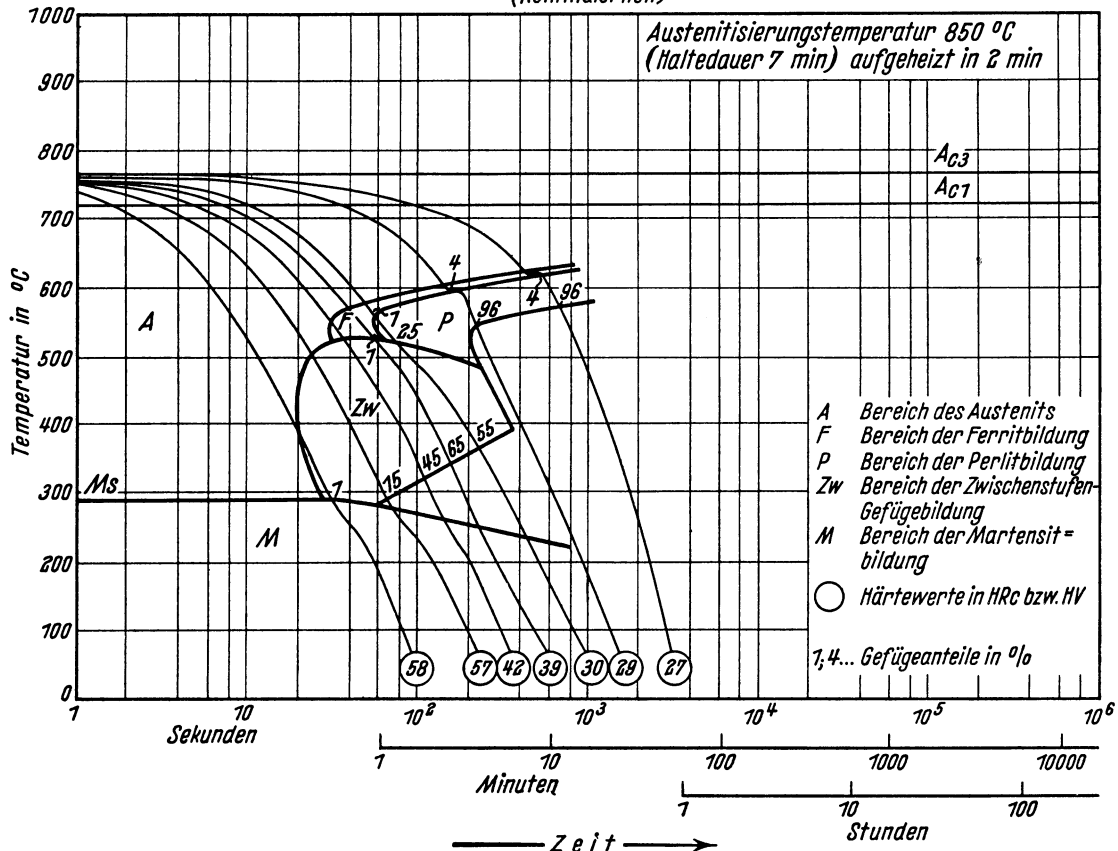
Bearbeiter: A. Rose u. P. Opel

Zeit - Temperatur - Umwandlungs - Schaubild
(isothermisch)

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,48	0,28	1,98	0,020	0,011	—	—	—	—	—



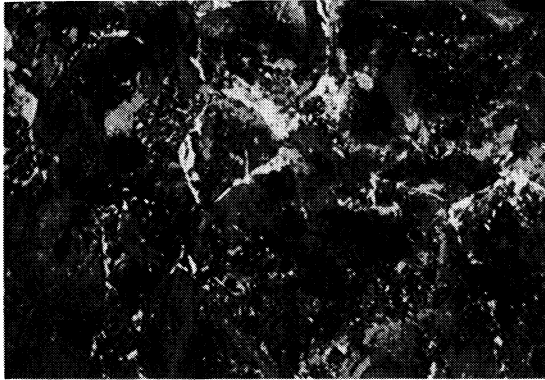
(kontinuierlich)



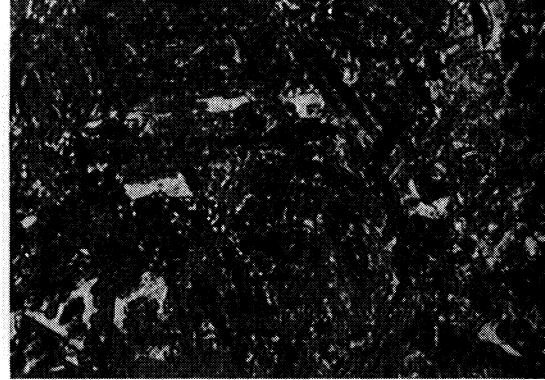
Bestimmungsverfahren. Isothermisch: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge. Metallographisch an Plättchen von 3 mm Dicke.
Kontinuierlich: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Gefüge zu den Umwandlungsschaubildern bei einer Austenitisierungstemperatur von 850° C. (500 : 1)

isothermisch

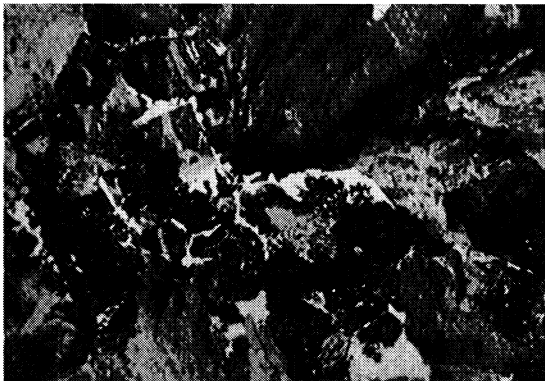


Umwandlungstemperatur 526° C
2% Ferrit, 98% Perlit
Härte 28 HRc



Umwandlungstemperatur 380° C
Zwischenstufengefüge
Härte 40 HRc

kontinuierlich



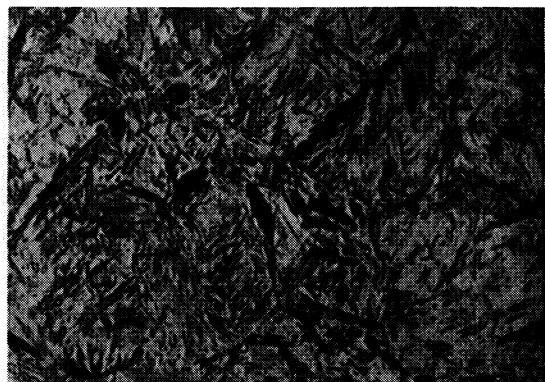
4% Ferrit, 96% Perlit
Härte 29 HRc



1% Ferrit, 25% Perlit, 55% Zwischenstufengefüge,
19% Martensit
Härte 30 HRc



15% Zwischenstufengefüge, 85% Martensit
Härte 57 HRc



1% Zwischenstufengefüge, 99% Martensit
Härte 58 HRc

Stahl mit 0,45 % C und 3,5 % Cr

II-403 A

Angaben über die dem Umwandelungsschaubild zugrunde liegende Schmelze

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr
	0,43	0,14	0,04	0,015	0,012	0,14	3,52

Erschmelzungsart: basischer Hochfrequenzofen

McQuaid-Ehn-Korngröße: 8

Verarbeitung: Geschmiedet auf 30 mm \varnothing

Vorbehandlung: Normalglühung 30 min 870° C/Luftabkühlung

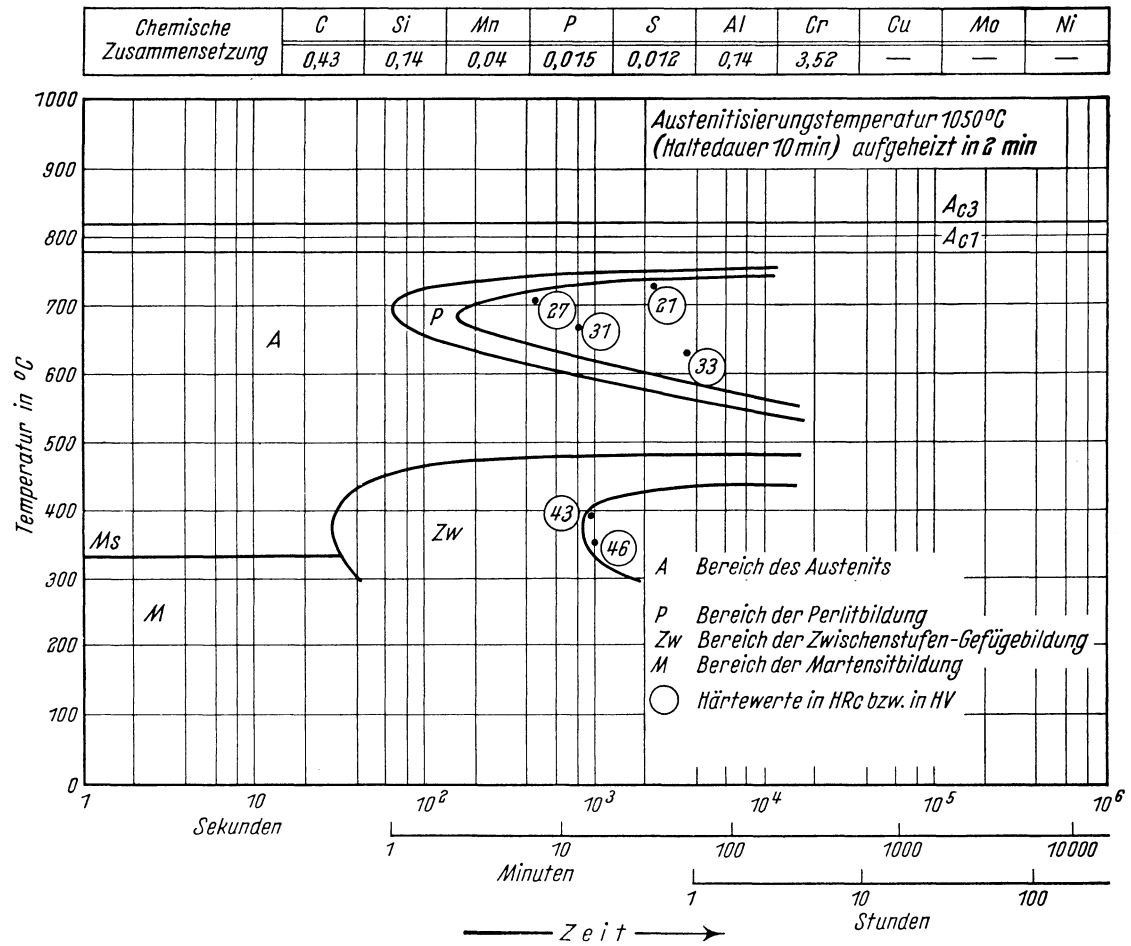
Ac₃-Temperatur: 820° C

Ac₁-Temperatur: 780° C

Ms-Temperatur: 330° C

Bearbeiter: A. Rose

Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(isothermisch)



Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4 mm Dmr. und 30 mm Länge

Gefüge zum isothermischen Umwandschaubild bei einer Austenitisierungstemperatur von 1050° C. (500 : 1)



Umwandlungstemperatur 705° C
Perlit
Härte 27 HRc



Umwandlungstemperatur 395° C
Zwischenstufengefüge
Härte 43 HRc