

# ATLAS ZUR WÄRMEBEHANDLUNG DER STÄHLE

## BAND 4

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubilder

2. Teil

[www.stahleisen.de](http://www.stahleisen.de)

# ATLAS ZUR WÄRMEBEHANDLUNG DER STÄHLE

HERAUSGEGEBEN VOM

MAX-PLANCK-INSTITUT FÜR EISENFORSCHUNG

IN ZUSAMMENARBEIT MIT DER

TECHNISCHEN UNIVERSITÄT BERLIN

UND DEM

WERKSTOFFAUSSCHUSS DES

VEREINS DEUTSCHER EISENHÜTTENLEUTE

BAND 4

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubilder

2. Teil

VON

JÜRGEN ORLICH

UND

HANS-JOACHIM PIETRZENIUK

1976

---

VERLAG STAHL EISEN M. B. H., DÜSSELDORF

DK 621.78  
669.14

Alle Rechte, insbesondere die der Übersetzung in fremde Sprachen und der Speicherung  
in Datenverarbeitungsanlagen, vorbehalten.

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

© 1976 Verlag Stahl Eisen m. b. H., Düsseldorf

Printed in Germany

O-15-1076 u

ISBN 3-514-00182-0

ADOLF ROSE GEWIDMET



# INHALTSÜBERSICHT BAND 4

## TEIL I

### TEXT

	Seite
I-0. Einführung . . . . .	15
I-0.1. Vorwort . . . . .	15
I-0.2. Auswahl der Stähle . . . . .	15
I-1. Versuchsdurchführung . . . . .	16
I-1.1. Darstellung der Ergebnisse . . . . .	16
I-1.1.1. ZTA-Schaubild (kontinuierlich) . . . . .	16
I-1.1.2. ZTA-Schaubild (isothermisch) . . . . .	16
I-1.2. Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubild . . . . .	17
I-1.3. ZTA-Austenitkornwachstum-Schaubild . . . . .	17
I-1.4. ZTA-Abschreckhärte-Schaubild . . . . .	18
I-1.5. ZTA-Martensitbeginn-Schaubild . . . . .	18
I-1.6. ZTA-Karbidauflösung-Schaubild . . . . .	19
I-2. Hinweise zur Benutzung der ZTA-Schaubilder . . . . .	19
I-3. Schriftumsverzeichnis . . . . .	21

## TEIL II

### TAFELN

	Seite
II-1. Chemische Zusammensetzung der in den Tafeln enthaltenen Stähle . . . . .	28
II-2. Verwendete Ätzmittel . . . . .	29
II-3. ZTA-Schaubilder . . . . .	31
Vergütungsstähle	
Ck 35	kont. (ZTU: Bd. 2, II-140) 31
46 Cr 2	kont., isoth. 37
41 Cr 4	kont., isoth. (ZTU: Bd. 1, II-105) 49
32 CrMo 12	kont., isoth. 61
Federstähle	
50 CrV 4	Schmelze 1 kont., isoth. (ZTU: Bd. 1, II-113) 73
50 CrV 4	Schmelze 2 kont., isoth. (ZTU: Bd. 1, II-113) 85
58 CrV 4	kont., isoth. 97
Stähle für Flammenhärtung	
Cf 53	Schmelze 1 kont., isoth. 109
Cf 53	6 Ausgangsgefüge Schmelze 2 kont. 141
Unlegierte Werkzeugstähle	
C 70 W 2	kont. (ZTU: Bd. 1, II-242) 147
C 100 W 2	kont., isoth. (ZTU: Bd. 1, II-241) 153
Kaltarbeitsstahl	
105 WCr 6	kont., isoth. (ZTU: Bd. 1, II-226) 165
Nichtrostende Stähle	
X 20 Cr 13	Schmelze 1 kont., isoth. 181
X 20 Cr 13	Schmelze 2 kont., isoth. 193
X 22 CrNi 17	Schmelze 1 kont., isoth. 205
X 22 CrNi 17	Schmelze 2 kont., isoth. 217
Schweißbare Baustähle	
StE 26;	Schmelze 1 kont. (ZTU: Bd. 2, II-330) 229
StE 26;	Schmelze 2 kont. (ZTU: Bd. 2, II-330) 235
StE 36;	Schmelze 1 kont. (ZTU: Bd. 2, II-331) 241
StE 36;	Schmelze 2 kont. (ZTU: Bd. 2, II-331) 247
StE 47 (Ni-V)	kont. (ZTU: Bd. 2, II-332) 253
StE 47 (Ni-Ti)	kont. (ZTU: Bd. 2, II-333) 259
StE 47 (Cu-Ni-V)	kont. (ZTU: Bd. 2, II-334) 265
StE 70 (Ni-Cr-Mo-B)	kont. (ZTU: Bd. 2, II-337) 271
Reaktorbaustahl	
22 NiMoCr 3 7	kont. 277

# INHALTSÜBERSICHT DER BÄNDE 1-3

## BAND 1

### TEIL I

#### TEXT

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

#### VERZEICHNISSE

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



## NACHTRÄGE

	Seite		Seite
Nachtrag zum Textteil . . . . .	65	Nachtrag zum Verzeichnis des Schrifttums über	
Härtungsverhalten . . . . .	65	Umwandlungsschaubilder . . . . .	68
Umwandlungsverhalten . . . . .	65	Nachtrag zum Verzeichnis der im Schrifttum	
Darstellung der Ergebnisse in den ZTU-		über Umwandlungsschaubilder (S. 68) an-	
Schaubildern . . . . .	67	gegebenen Stähle, nach dem Kohlenstoff-	
		gehalt geordnet . . . . .	71

## 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.	

### TAFELN

II-100 Chemische Zusammensetzung der in den Tafeln enthaltenen Stähle . . . . .	81		
<b>Vergütungsstähle</b>			
II-101 A bis F	Stahl Ck 45	6 Blatt	83
II-102 A bis F	Stahl 37 MnSi 5	6 Blatt	89
II-103 A bis F	Stahl 42 MnV 7	6 Blatt	95
II-104 A bis G	Stahl 34 Cr 4	7 Blatt	101
II-105 A bis G	Stahl 41 Cr 4	7 Blatt	109
II-106 A bis F	Stahl 36 Cr 6	6 Blatt	117
II-107 A bis F	Stahl 25 CrMo 4	6 Blatt	123
II-108 A bis F	Stahl 34 CrMo 4	6 Blatt	129
II-109 A bis F	Stahl 42 CrMo 4	6 Blatt	135
II-110 A bis G	Stahl 50 CrMo 4	7 Blatt	141
II-111 A bis F	Stahl 27 MnCrV 4	6 Blatt	149
II-112 A bis F	Stahl 42 CrV 6	6 Blatt	155
II-113 A bis N	Stahl 50 CrV 4	13 Blatt	161
<b>Stähle für schwere Schmiedestücke</b>			
II-114 A, D bis F	Stahl 28 NiCrMo 7 4	4 Blatt	175
II-115 A/C, D/E, F	Stahl mit 0,3% C und 3% Ni	3 Blatt	179
II-116 A/C, D/E, F	Stahl mit 0,45% C und 5% Ni	3 Blatt	183
<b>Einsatzstähle</b>			
II-121 A bis F	Stahl 16 MnCr 5	6 Blatt	187
II-122 A bis F	Stahl 15 CrNi 6	6 Blatt	193
II-123 A bis F	Stahl 18 CrNi 8	6 Blatt	199
<b>Federstähle</b>			
II-131 A/C, E/F	Stahl 38 Si 6	2 Blatt	205
II-132 A/C, D/E, F	Stahl 71 Si 7	3 Blatt	207
<b>Warmarbeitsstähle</b>			
II-201 A, B/C, D bis F	Stahl X 30 WCrV 9 3	5 Blatt	210
II-202 A, B/C, D bis F	Stahl X 30 WCrV 5 3	5 Blatt	216
II-203 A, B/C, D bis F	Stahl 45 CrVMoW 5 8	5 Blatt	222
II-204 A, B/C, D bis F	Stahl X 38 CrMoV 5 1	5 Blatt	228
II-205 A, B/C, D bis G	Stahl 45 CrMoV 6 7	6 Blatt	234
II-206 A, B/C, D bis F	Stahl 56 Ni CrMoV 7	5 Blatt	240
<b>Kaltarbeitsstähle</b>			
II-221 A, B/C, D bis F	Stahl X 40 Cr 13	5 Blatt	246
II-222 A, B/C, D bis F	Stahl X 210 Cr 12	5 Blatt	252
II-223 A, B/C, E, F	Stahl X 210 CrW 12	4 Blatt	258

			Seite
II-224 A, B/C, D bis F	Stahl 145 Cr 6	5 Blatt	262
II-225 A, B/C, D bis F	Stahl 100 Cr 6	5 Blatt	268
II-226 A, B/C, D bis F	Stahl 105 WCr 6	5 Blatt	274
II-227 A, B/C, D bis F	Stahl 61 CrSiV 5	5 Blatt	280
II-228 A, B/C, D bis F	Stahl 60 WCrV 7	5 Blatt	286
II-229 A, B/C, D bis G	Stahl X 45 NiCrMo 4	6 Blatt	292
<b>Unlegierte Werkzeugstähle</b>			
II-241 A, B/C, D bis F	Stahl C 100 W 1	5 Blatt	298
II-242 A, B/C, D bis F	Stahl C 70 W 1	5 Blatt	304
<b>Schnellarbeitsstähle</b>			
II-261 A/C, D, F	Stahl ABC III	3 Blatt	310
II-262 A/C, D, F	Stahl B 18	3 Blatt	314
II-263 A/C, D, F	Stahl D	3 Blatt	318
II-264 A/C, D, F	Stahl DMo 5	3 Blatt	322
II-265 A/C, D, F	Stahl E 18 Co 5	3 Blatt	326
<b>Stähle für besondere technische Zwecke, insbesondere Kesselbleche, warmfeste Rohre und Trommeln</b>			
II-301 A, D/E, F	Stahl mit 0,2% C; 1,2% Mn; 1% Cu; 0,6% Ni	3 Blatt	330
II-302 A, D bis F	Stahl mit 0,2% C; 1% Mn; 1% Cu; 0,25% Mo; 0,8% Ni	4 Blatt	334
II-311 A, E/F	Stahl mit 0,15% C und 0,5% Mn	2 Blatt	338
II-312 A, E/F, G bis J	Stahl 19 Mn 5	5 Blatt	340
II-313 A, C/E	Stahl mit 0,4% C und 1,8% Mn	2 Blatt	346
II-321 A, D/E, F	Stahl mit 0,15% C; 1,2% Cr; 0,25% Ni; 0,3% V	3 Blatt	348
II-322 A, E/F	Stahl 10 CrMo 9 10	2 Blatt	352
II-323 A, E/F	Stahl 13 CrMo 4 4	2 Blatt	354
II-324 A, E/F	Stahl 20 MnMo 4	2 Blatt	356
<b>Warmfester Stahlguß</b>			
II-381 A, E/F	Stahlguß mit 0,15% C; 1% Cr; 0,9% Mo; 0,2% V	2 Blatt	358
II-382 A, E/F	Stahlguß GS-22 CrMo 5 4	2 Blatt	360
<b>Stähle für Forschungszwecke</b>			
II-401 A, D/E, F	Stahl mit 1% C und 2% Mn	3 Blatt	362
II-402 A, D/E, F	Stahl mit 0,45% C und 2% Mn	3 Blatt	366
II-403 A, D, F	Stahl mit 0,45% C und 3,5% Cr	3 Blatt	370

# BAND 2

## TEIL I

### TEXT

	Seite
I-0. Einführung . . . . .	9
I-0.1. Vorwort . . . . .	9
I-0.2. Auswahl der Stähle . . . . .	9
I-1. Darstellung der Schaubilder . . . . .	10
I-2. Meßverfahren . . . . .	11
I-3. Umwandlungsverhalten der Einsatzstähle . . . . .	13
I-3.1. ZTU-Schaubilder . . . . .	13
I-3.2. Bestimmung der Ac-Temperaturen . . . . .	13
I-3.3. Festlegung der Austenitisierungstemperaturen . . . . .	14
I-3.4. Bestimmung der kritischen Kühlzeiten . . . . .	14
I-3.5. Bestimmung der Ms-Temperaturen . . . . .	14
I-3.6. Randhärtebarkeitskurven . . . . .	14
I-4. Abkühlungs- und Umwandlungsvorgänge im Bereich der Schweißnaht . . . . .	14

## TEIL II

### TAFELN

II-100 Chemische Zusammensetzung der in den Tafeln enthaltenen Stähle . . . . .	18
Einsatzstähle	
II-120 A, B, EE bis QQ	Stahl Ck 15 20
II-121 A, B, EE bis QQ	Stahl 16 MnCr 5 46
II-122 A, B, EE bis QQ	Stahl 15 CrNi 6 72
II-123 A, B, EE bis MM, PP, QQ	Stahl 18 CrNi 8 98
II-124 A, B, EE bis QQ	Stahl 14 NiCr 14 120
II-125 A, B, EE bis QQ	Stahl 20 MoCr 4 146
II-126 A, B, EE bis QQ	Stahl 25 MoCr 4 172
II-127 A, B, EE bis QQ	Stahl 20 NiMoCr 6 198
II-128 A, B, EE bis QQ	Stahl 20 Mo 5 224
Vergütungsstahl	
II-140 A, EE, GG	Stahl Ck 35 251
Stahl für besondere technische Zwecke	
II-325 A, E	Stahl 20 MnMo 4 mit erhöhtem Mo-Gehalt 256
Schweißbare Baustähle	
II-330 A, E, G	Stahl StE 26 259
II-331 A, EE	Stahl StE 36 263
II-332 A, EE	Stahl StE 47 (Ni-V) 267
II-333 A, EE	Stahl StE 47 (Ni-Ti) 271
II-334 A, EEE	Stahl StE 47 (Cu-Ni-V) 274
II-335 A, EEE	Stahl StE 47 (Cu-Ni-Ti) 278
II-336 A, EE, GG	Stahl StE 70 (Cr-Mo-Zr) 283
II-337 A, EE	Stahl StE 70 (Ni-Cr-Mo-B) 289
Schweißzusatzwerkstoffe	
II-350 A, E	Schweißzusatzwerkstoff für unlegierte und niedriglegierte Stähle Gruppe Kb IX nach DIN 1913 292
II-351 A, E	Schweißzusatzwerkstoff für hochfeste Stähle 294
II-352 A, E	Schweißzusatzwerkstoff für verschleißfeste Auftragschweißung Gruppe E6-60 nach DIN 8555 296
Schienenstähle	
II-360 A, EEE	Schienenstahl nach DB TL 918 254 Bl. 2 298
II-361 A, EE	Schienenstahl nach UIC 860 V, B 303
II-362 A, EE	Schienenstahl nach UIC 860 V, C 307

# BAND 3

## TEIL I

### TEXT

	Seite
I-0. Einführung . . . . .	9
I-0.1. Vorwort . . . . .	9
I-0.2. Auswahl der Stähle . . . . .	10
I-1. Versuchsanlage . . . . .	10
I-1.1. Probenform . . . . .	10
I-1.2. Dilatometer . . . . .	11
I-1.3. Temperaturregelkreis . . . . .	13
I-1.4. Meßwertregistrierung und Bestimmung der Umwandlungspunkte . . . . .	14
I-2. Versuchsdurchführung . . . . .	16
I-2.1. Darstellung der Ergebnisse . . . . .	19
I-2.1.1. ZTA-Schaubild (kontinuierlich) . . . . .	19
I-2.1.2. ZTA-Schaubild (isothermisch) . . . . .	19
I-2.2. Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubild . . . . .	20
I-2.3. ZTA-Austenitkornwachstum-Schaubild . . . . .	21
I-2.4. ZTA-Abschreckhärte-Schaubild . . . . .	22
I-2.5. ZTA-Martensitbeginn-Schaubild . . . . .	22
I-2.6. ZTA-Karbidauflösung-Schaubild . . . . .	23
I-3. Einflußfaktoren auf das Austenitisierungsverhalten der Stähle . . . . .	23
I-3.1. Einfluß des Ausgangsgefüges . . . . .	24
I-3.2. Einfluß der chemischen Zusammensetzung der Schmelze . . . . .	25
I-4. Hinweise zur Benutzung der ZTA-Schaubilder . . . . .	25

## TEIL II

### TAFELN

	Seite
II-1. Chemische Zusammensetzung der in den Tafeln enthaltenen Stähle . . . . .	30
II-2. Verwendete Ätzmittel . . . . .	31
II-3. ZTA-Schaubilder . . . . .	32
Einsatzstähle	
Ck 15	kont. (ZTU: Bd. 2, II-120) 32
20 MnCr 5	Schmelze 1 kont. 38 (50)
20 MnCr 5	Schmelze 2 kont. 44 (50)
15 CrNi 6	Schmelze 1 kont., isoth. (ZTU: Bd. 1 + 2, II-122) 54
15 CrNi 6	Schmelze 2 kont., isoth. (ZTU: Bd. 1 + 2, II-122) 66
Vergütungsstähle	
Ck 45	kont. (ZTU: Bd. 1, II-101) 78
37 MnSi 5	kont. (ZTU: Bd. 1, II-102) 84
38 Cr 2	kont. 90
34 Cr 4	Schmelze 1 kont. (ZTU: Bd. 1, II-104) 96
34 Cr 4	Schmelze 2 kont. (ZTU: Bd. 1, II-104) 102
34 CrMo 4	kont., isoth. (ZTU: Bd. 1, II-108) 108
42 CrMo 4	kont. (ZTU: Bd. 1, II-109) 120
50 CrMo 4	8 Ausgangsgefüge kont., isoth. (ZTU: Bd. 1, II-110) 127
Nitrierstahl	
34 CrAlMo 5	kont., isoth. 164
Kaltarbeitsstähle	
100 Cr 6	kont., isoth. (ZTU: Bd. 1, II-225) 176
90 MnV 8	Schmelze 1 kont., isoth. 192
90 MnV 8	Schmelze 2 kont. 214
Warmarbeitsstahl	
X 38 CrMoV 5 1	kont., isoth. (ZTU: Bd. 1, II-204) 222
Nichtrostende Stähle	
X 40 Cr 13	kont., isoth. (ZTU: Bd. 1, II-221) 238
X 35 CrMo 17	kont., isoth. 252

ATLAS ZUR WÄRMEBEHANDLUNG DER STÄHLE

BAND 4

TEIL I

TEXT



## **I-0. Einführung**

### **I-0.1. Vorwort**

Das große Echo auf den 3. Band zum ATLAS ZUR WÄRMEBEHANDLUNG DER STÄHLE mit der dort erstmals veröffentlichten Sammlung von Zeit-Temperatur-Austenitierung-Schaubildern rechtfertigt die damals bereits geplante Weiterführung der Arbeit in einem 4. Band.

In der Zwischenzeit ist die Versuchsanlage durch Anwendung neuentwickelter elektronischer Bauteile verbessert worden. Die Untersuchungsmethodik zum Aufstellen der ZTA-Schaubilder ist jedoch die gleiche geblieben, so daß auf eine Wiederholung der Versuchsbeschreibung aus dem 3. Band verzichtet wird. Um den 4. Band auch als selbständige Diagrammsammlung benutzbar zu machen, sind die Beschreibung der einzelnen Schaubildtypen sowie einige Benutzungshinweise aus dem 3. Band übernommen worden. Die verwendeten Ätzmittel sind unverändert geblieben. Im 4. Band sind die Schaubilder in einer anderen Reihenfolge angeordnet. Dem ZTA-Schaubild für kontinuierliche Temperaturführung ist jeweils das entsprechende Schaubild für isothermische Temperaturführung gegenübergestellt.

Es wurde angestrebt, mit einem vertretbaren Aufwand einen Überblick über das Austenitierungsverhalten der wichtigsten Stahlgruppen zu geben. Dadurch sind die Ergebnisse in einigen Details mit stärkeren Streuungen behaftet. Diese Streuungen liegen in der gleichen Größenordnung wie die Unterschiede zwischen gleichartigen Schmelzen.

Ergänzt wird der 4. Band durch eine Zusammenstellung von Veröffentlichungen, die sich mit Fragen der Austenitierung und der Schnellerwärmung befassen. Dieses Kapitel wurde von Herrn Dipl.-Ing. Gundolf Reichelt vom Institut für Werkstofftechnik der Technischen Universität Berlin bearbeitet. Hierfür sei ihm herzlich gedankt. Ebenso gebührt der Dank Fräulein Saskia Weickert, die die metallographischen Untersuchungen durchführte, und Herrn Dr.-Ing. Hans Hougardy vom Max-Planck-Institut für Eisenforschung, der die kritische Durchsicht des Manuskriptes übernahm. Die VDEh-Gesellschaft zur Förderung der Eisenforschung hat das umfangreiche Versuchsprogramm finanziell unterstützt. Die Versuchswerkstoffe wurden über den Werkstoffausschuß des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute von der Stahl erzeugenden Industrie zur Verfügung gestellt.

Herr Prof. Dr. phil. Adolf Rose hatte alle Arbeiten der Verfasser stets durch wertvolle Ratschläge gefördert und mit großem Interesse verfolgt. Während dieses Buch entstand, ist Prof. Rose unerwartet verstorben. Die Verfasser verdanken ihm nicht nur wissenschaftlich sondern auch menschlich sehr viel. Sie möchten ihm durch die Widmung dieses Buches ihren Dank abstaten.

### **I-0.2. Auswahl der Stähle**

Die Stahlauswahl erfolgte durch eine Umfrage bei den Stahlerzeugern und -verbrauchern, die der Werkstoffausschuß des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute durchführte. In dem vorliegenden 4. Band des ATLAS ZUR WÄRMEBEHANDLUNG DER STÄHLE sind zu den Vergütungs- und Werkzeugstählen die schweißbaren Feinkornbaustähle als neue Gruppe hinzugekommen. Bei diesen Stählen ist vor allem das Austenitkornwachstum während des Schweißvorganges von besonderem Interesse. Das Schweißen kann in diesem Zusammenhang als Wärmebehandlung mit hoher Aufheiz- und Abkühlungsgeschwindigkeit betrachtet werden. Aus der Vielzahl der angebotenen Feinkornbaustähle wurden die Versuchswerkstoffe ausgewählt, die in ihrer chemischen Zusammensetzung als repräsentativ für die jeweilige Stahlqualität gelten können. Auf vielfachen Wunsch wurde außerdem ein Stahl aus der Gruppe der Reaktorbaustähle als Beispiel hinzugenommen.

## I-1. Versuchsdurchführung

### I-1.1. Darstellung der Ergebnisse

#### I-1.1.1. ZTA-Schaubild (kontinuierlich)

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

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

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

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

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

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

#### I-1.1.2. ZTA-Schaubild (isothermisch)

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

In dem Kapitel I-2. „Hinweise zur Benutzung der ZTA-Schaubilder“ ist beschrieben, wie ZTA-Schaubilder (isothermisch) mit anderen Aufheizgeschwindigkeiten aus den gegebenen Schaubildern abgeleitet werden können.



### I-1.2. Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubild

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

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

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

Der Beginn ( $Ac_1$  bzw.  $Ac_{1b}$ ) und das Ende ( $Ac_3$  bzw.  $Ac_{1e}$ ) der  $\alpha$ - $\gamma$ -Umwandlung und – soweit vorhanden und meßbar – das Ende der Karbidauflösung ( $Ac_c$ ) ist eingezeichnet. Zwischen „inhomogenem“ und „homogenem“ Austenit ist eine Grenze aufgeführt. Diese Grenze ist durch die Lage des Martensitpunktes festgelegt. Der Martensitpunkt wird beeinflußt durch den Gehalt an gelöstem Kohlenstoff und Legierungselementen im Austenit. Mit fortschreitender Karbidauflösung und gleichmäßiger Verteilung des Kohlenstoffs und der Legierungselemente im Austenit sinkt der Beginn der Martensitbildung zu niedrigeren Temperaturen. Bei vollständiger Homogenisierung im Austenit verändert der Martensitpunkt seine Lage nicht mehr. Die Austenitisierungstemperatur bzw. Haltezeit, bei der der Martensitpunkt seinen tiefsten Wert erreicht hat, wird als Grenze zwischen „inhomogenem“ und „homogenem“ Austenit definiert. Es muß betont werden, daß es sich hierbei um eine Festlegung im technischen Sinne handelt. Der so gekennzeichnete „homogene“ Austenit entspricht nicht der metallkundlichen Definition des Begriffes, bei dem lediglich das Vorhandensein einer einzigen Phase im Gegensatz zur Heterogenität gefordert wird. Um die Erweiterung des Begriffes zu verdeutlichen, sind auf den Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubildern die Wörter „inhomogener Austenit“ und „homogener Austenit“ in Anführungsstriche gesetzt. Bei den Stählen Ck 35, Cf 53, C 70 W 2, C 100 W 2, StE 26, StE 36, StE 47 und StE 70 konnte der Martensitpunkt wegen der hohen erforderlichen Abkühlgeschwindigkeit (Wasserabschreckung) nicht bestimmt werden. Die Grenze zwischen „homogenem“ und „inhomogenem“ Austenit ist hier analog aus dem Härteverlauf abgeleitet worden. Das Ende der Karbidauflösung ( $Ac_c$ ), der Heterogenität, ist auf den Schaubildern entweder durch eine gestrichelte oder eine durchgezogene Linie gekennzeichnet. Wurde diese Temperatur nur aus dem Dilatationsverlauf bestimmt, so wurde die Linie gestrichelt. Konnten dagegen die Werte anschließend noch metallographisch bestätigt werden, so wurde eine durchgezogene Linie gezeichnet.

Auf den Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubildern ist weiterhin die Curie-Temperatur ( $Ac_2$ ) eingetragen. Bei der induktiven Erwärmung von Stahl steigt die Stromeindringtiefe bei Überschreiten der Curie-Temperatur sprunghaft um etwa eine Zehnerpotenz. Dieses macht sich bei der angewendeten Versuchsführung in einer geringen nicht ausregelbaren Unstetigkeit der Temperaturkurve bemerkbar. Der Curie-Punkt ist bei den vorliegenden Untersuchungsbedingungen von der Aufheizgeschwindigkeit und der Haltezeit unabhängig.

### I-1.3. ZTA-Austenitkornwachstum-Schaubild

In die ZTA-Austenitkornwachstum-Schaubilder sind außer den Kurven der Phasenumwandlung Linien gleicher Austenitkorngröße eingetragen. Es handelt sich hierbei um die Abschreckkorngröße, d.h. um die Austenitkorngröße, die im Moment des Abschreckens vor-

handen ist. Die Korngrößenbestimmung erfolgt durch Vergleich mit der im Stahl-Eisen-Prüfblatt 1510 enthaltenen Richtreihe. Eine Zusammenstellung der zur Entwicklung der Austenitkorngrößen verwendeten Ätzmittel ist dem Teil II vorangestellt.

Die ZTA-Austenitkornwachstum-Schaubilder enthalten wegen der Übersichtlichkeit nur Angaben über die größten in dem jeweiligen Temperaturbereich vorkommenden Korngrößen. Diese Beschränkung erscheint gerechtfertigt, da sie an Volumen den Hauptanteil stellen und da kleinere Kornnetze Anschnitte des großen Kornes darstellen können. Der subjektive Fehler bei der Korngrößenbestimmung durch Vergleich mit der Richtreihe ist kleiner als  $\pm 1/2$  Korngrößenklasse. Dieses wurde bei einer Untersuchungsserie mit mehreren Versuchspersonen festgestellt.

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

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

#### I-1.4. ZTA-Abschreckhärte-Schaubild

Auf dem ZTA-Abschreckhärte-Schaubild sind neben den Kurven der Phasenumwandlung Linien gleicher Abschreckhärte wiedergegeben. Die Abschreckhärte ist mit einer Belastung von 1 kp (HV 1) gemessen worden. Für die Härtemessung, ebenso wie für die metallographischen Untersuchungen, wird die Probe bis zu den Schweißpunkten des Thermoelementes (siehe Band 3, Bild 1) abgeschliffen. Die Härte wird auf der ringförmigen Querschnittsfläche gemessen. Die Härtewerte weisen im allgemeinen eine Streubreite von  $\pm 20$  HV 1 auf. Bei Stählen mit starker Seigerung können Abweichungen bis zu  $\pm 50$  HV 1 von den angegebenen Werten auftreten.

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

#### I-1.5. ZTA-Martensitbeginn-Schaubild

Das ZTA-Martensitbeginn-Schaubild zeigt neben den Kurven der Phasenumwandlung Linien gleicher Martensitbeginn-Temperaturen ( $M_s$ ). Diese besagen, daß sich beim Abschrecken von dem entsprechenden Austenitisierungszustand der Martensitpunkt  $M_s$  bei der im Schaubild als Parameter angegebenen Temperatur ausprägt. Da die Martensitbildung ein exothermer Vorgang ist, läßt sich der Martensitpunkt ( $M_s$ ) aus dem Temperaturverlauf beim Abschrecken besser bestimmen als aus der Dilatationskurve. Die Temperaturkurve zeigt am Martensitpunkt einen deutlichen Knick.

In dem Umwandlungsintervall zwischen  $Ac_1$  bzw.  $Ac_{1b}$  und  $Ac_3$  bzw.  $Ac_{1e}$  hat der zu Beginn sich bildende Austenit eine höhere Konzentration an Kohlenstoff und Legierungselementen als der im Bereich des Umwandlungsendes entstehende. Da die Temperatur des Martensitpunktes bestimmt wird durch den Gehalt an im Austenit gelöstem Kohlenstoff und Legierungselementen, steigt  $M_s$  im Umwandlungsintervall zunächst leicht an (Stahl 34 CrAlMo 5, s. Bd. 3, Seite 168). Nach Überschreiten des Umwandlungsendes sinkt der Martensitpunkt dann mit fortschreitender Auflösung der Restkarbide und zunehmender Austenithomogenisierung kontinuierlich ab. Bei gleichmäßiger Verteilung des Kohlenstoffs und der Legierungselemente im Austenit („homogener Austenit“) ändert der Martensitpunkt zunächst seine Lage nicht mehr.

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

### I-1.6. ZTA-Karbidauflösung-Schaubild

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

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

## I-2. Hinweise zur Benutzung der ZTA-Schaubilder

In die ZTA-Schaubilder (kontinuierlich) sind durch die Strichstärke leicht hervorgehoben die Aufheizlinien eingezeichnet. Sie tragen am Ende Angaben über die Aufheizgeschwindigkeit. Die ZTA-Schaubilder (kontinuierlich) sind in entsprechender Weise wie die ZTU-Schaubilder (kontinuierlich) nur entlang der Aufheizlinien zu lesen. Die Kurven für dazwischenliegende andere Aufheizgeschwindigkeiten können durch Parallelverschiebung der Aufheizlinien leicht eingezeichnet werden, vorausgesetzt, es handelt sich um Aufheizevorgänge mit einem linearen Zeit-Temperatur-Verlauf. Diese Forderung nach einer konstanten Aufheizgeschwindigkeit über den gesamten Temperaturbereich kann im allgemeinen bei den technischen Erwärmungsverfahren nicht erfüllt werden. Unter folgender Vereinfachung lassen sich die ZTA-Schaubilder auch bei diesen nichtlinearen Aufheizevorgängen anwenden:

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

In dem Temperaturbereich von 700 °C bis zur Abschrecktemperatur kann in erster

Näherung der Zeit-Temperatur-Verlauf als linear angenommen werden. Die konstante Aufheizgeschwindigkeit errechnet sich dann wie folgt:

$$\text{Aufheizgeschwindigkeit (700 °C bis Abschrecktemp.) in } ^\circ\text{C/s} = \frac{\text{Abschrecktemp. in } ^\circ\text{C} - 700 ^\circ\text{C}}{\text{Aufheizzeit bis Abschrecktemp. in s} - \text{Aufheizzeit bis 700 } ^\circ\text{C in s}} ;$$

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

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

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

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

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

Um den Einfluß der Aufheizgeschwindigkeit auf den Ablauf der Austenitisierungsvorgänge bei der isothermischen Wärmebehandlung zu zeigen, sind im Band 3, Teil II, für den Stahl 90 MnV 8 (S. 200) als Beispiel unterschiedlich aufgenommene isothermische ZTA-Schaubilder wiedergegeben.

Hierbei ist dem mit einer Aufheizgeschwindigkeit auf Haltetemperatur von  $130 ^\circ\text{C/s}$  erstellten isothermischen ZTA-Schaubild das entsprechende mit einer Aufheizgeschwindigkeit von  $1,3 ^\circ\text{C/s}$  erstellte Schaubild gegenübergestellt.

Aus den Schaubildern für  $130 ^\circ\text{C/s}$  Aufheizgeschwindigkeit und den dazugehörigen ZTA-Schaubildern (kontinuierlich) lassen sich in erster Näherung ZTA-Schaubilder (isothermisch) für beliebige andere Aufheizgeschwindigkeiten zeichnerisch ableiten.

Diese zeichnerische Entwicklung eines ZTA-Austenitkornwachstum-Schaubildes soll für eine Aufheizgeschwindigkeit von  $10 ^\circ\text{C/s}$  beschrieben werden. Hierzu wird zunächst das Koordinatennetz des ZTA-Schaubildes (isothermisch) von 0,01 bis  $10^3$  s auf einen Bogen Transparentpapier gezeichnet. Da man davon ausgehen kann, daß nach einer Haltezeit von  $10^3$  s die vorausgegangene Erwärmungsphase keinen Einfluß mehr auf die Austenitisierungsvorgänge hat, können die auf dem üblicherweise abgebildeten ZTA-Schaubild (isothermisch) für die Aufheizgeschwindigkeit  $130 ^\circ\text{C/s}$  bei der Haltezeit  $10^3$  s eingetragenen Austenitkorngrößen auf das zu erstellende Schaubild für die Haltezeit  $10^3$  s unmittelbar übertragen werden. Aus dem ZTA-Austenitkornwachstum-Schaubild (kontinuierlich) des betreffenden Stahles werden jetzt die Temperaturen für die verschiedenen Austenitkorngrößen entlang der Aufheizgeschwindigkeit  $10 ^\circ\text{C/s}$  entnommen. Hierzu kann die Temperaturachse bei 0,01 s Haltezeit des Transparentbogens an die Aufheizlinie  $10 ^\circ\text{C/s}$  angelegt werden.

Es kann weiterhin abgeschätzt werden, daß sich nach einer Aufheizung mit  $10 ^\circ\text{C/s}$  die Austenitkorngröße bis zu einer Haltezeit von 0,1 s nicht wesentlich ändern wird. Die Linien gleicher Austenitkorngröße können also bei dieser Aufheizgeschwindigkeit bis zu einer Haltezeit von 0,1 s waagrecht als Gerade eingezeichnet werden. Diese Geraden werden nun mit den zu Beginn eingetragenen entsprechenden Werten für  $10^3$  s Haltezeit durch eine Kurvenschar verbunden, die derjenigen auf dem abgebildeten ZTA-Austenitkornwachstum-Schaubild (isothermisch) für  $130 ^\circ\text{C/s}$  „ähnlich“ sein soll.

### I-3. Schriftumsverzeichnis

#### 1. Übersichtsarbeiten zum Austenitisierungsprozeß

- Christian, J.W.: The theory of transformations in metals and alloys. Oxford 1965. S. 691/96.  
Eckstein, H.-J.: Wärmebehandlung von Stahl. Leipzig 1970. S. 254/301.  
Paxton, H.W.: The formation of austenite. In: Transformation and hardenability in steels. Symposium sponsored by Climax Molybdenum Company of Michigan and the University of Michigan. Ann Arbor 1967. S. 3/14.  
Roth, W.: Untersuchungen über die Austenitbildung bei einigen unlegierten und legierten Stählen unter besonderer Berücksichtigung hoher Erhitzungsgeschwindigkeiten. Aachen 1963. (Dr.-Ing.-Diss. Techn. Hochsch. Aachen.)  
Reichelt, G.: Literaturbericht zur Austenitisierungskinetik. Technische Universität Berlin, Institut für Werkstofftechnik 1975.

#### 2. Ältere Arbeiten zur $\alpha \rightarrow \gamma$ -Umwandlung und zur Karbidauflösung

- Osmond, F.: J. Iron Steel Inst. 1890, I, S. 38/80.  
Arnold, J.O., u. A. McWilliam: J. Iron Steel Inst. 68 (1905). S. 27/55.  
Andrew, J.H., J.E. Rippon, C.P. Miller u. A. Wragg: J. Iron Steel Inst. 101 (1920) S. 527/612.  
Jones, J.A.: J. Iron Steel Inst. 107 (1923) S. 439/54.  
Jungbluth, H.: Stahl u. Eisen 45 (1925) S. 1918/19.  
Pomp, A., u. R. Wijkander: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 8 (1926) S. 55/62.  
Hultgren, A.: Trans. Amer. Soc. Metals 16 (1929) S. 227/56.  
Walldow, E.: J. Iron Steel Inst. 122 (1930) S. 301/41.  
Carpenter, H., u. J.M. Robertson: J. Iron Steel Inst. 125 (1932) S. 309/38.  
Carpenter, H.C.H., u. J.M. Robertson: J. Iron Steel Inst. 127 (1933) S. 259/300.  
Lauderdale, R.H., u. O.E. Harder: Trans. Amer. Soc. Metals 27 (1939) S. 581/607.  
Digges, T.G., u. S.J. Rosenberg: Trans. Amer. Soc. Metals 31 (1943) S. 753/76.  
Welchner, J., E.S. Rowland, u. J.E. Ubben: Trans. Amer. Soc. Metals 32 (1944) S. 521/52.

#### 3. Arbeiten zur Austenitisierung mit elektrischen Erwärmungstechniken, insbesondere mit induktiver Schnellerwärmung

- Osborn jr., H.B.: Trans. electrochem. Soc. 79 (1941) S. 215/41.  
Vaughn, F.F., V.R. Farlow u. E.R. Meyer: Trans. Amer. Soc. Metals 30 (1942) S. 516/40.  
Ellis, O.W.: Trans. Amer. Soc. Metals 32 (1944) S. 270/89.  
Martin, D.L., u. F.E. Wiley: Trans. Amer. Soc. Metals 34 (1945) S. 351/406.  
Poynter, J.W.: Trans. Amer. Soc. Metals 36 (1946) S. 165/209.  
Poynter, J.W.: Trans. Amer. Soc. Metals 40 (1948) S. 1077/98.  
Martin, D.L., u. W.G. Van Note: Trans. Amer. Soc. Metals 36 (1946) S. 210/53.  
Libsch, J.F., W.-P. Chuang u. W.J. Murphy: Trans. Amer. Soc. Metals 42 (1950) S. 121/49.  
Sloan, J.R., u. R.H. Haugh: Trans. Amer. Soc. Metals 40 (1948) S. 1036/76.  
Eilender, W., u. R. Mintrop: Stahl u. Eisen 68 (1948) S. 83/85.  
Orlich, J.: Beschreibung der Austenitisierungsvorgänge unlegierter und legierter Stähle bei induktiver Schnellerwärmung. Berlin 1971. (Dr.-Ing.-Diss. Techn. Univ. Berlin.)

#### 4. Untersuchungen zur quantitativen experimentellen Erfassung der $\alpha \rightarrow \gamma$ -Umwandlung und der Karbidauflösung

- Mehl, R.F.: Trans. Amer. Soc. Metals 29 (1941) S. 813/62.  
Robert, G.A., u. R.F. Mehl: Trans. Amer. Soc. Metals 31 (1943) S. 613/50.  
Nehrenberg, A.E.: J. Metals, Trans., 188 (1950) S. 162/74.  
Nehrenberg, A.E.: J. Metals 4 (1952) S. 181.  
Rathenau, G.W., u. G. Baas: Acta metallurg., New York, 2 (1954) S. 875/83.  
Molinder, G.: Acta metallurg., New York, 4 (1956) S. 565/71  
Strassburg, W.: Beitrag zur Austenitbildung untereutektoider Stähle. Aachen 1955. (Dr.-Ing.-Diss. Techn. Hochsch. Aachen.)  
Rose, A., u. W. Strassburg: Arch. Eisenhüttenwes. 27 (1956) S. 513/20.  
Rose, A., u. W. Strassburg: Stahl u. Eisen 76 (1956) S. 976/83.  
Rose, A.: Freiberg. Forsch.-H., Reihe B, Nr. 35, 1959, S. 148/73.  
Rose, A.: Ind.-Bl. (1958) S. 160/66.  
Rose, A.: Härtereitechn. Mitt. 13 (1958) S. 46/76.  
Huggins, R.A., H. Udin u. J. Wulff: Weld. Res. 1956, S. 18/26.  
Schmidtman, E., u. H. Brandis: Arch. Eisenhüttenwes. 30 (1959) S. 83/89.  
Bungardt, K., H. Preisendanz und H. Brandis: Arch. Eisenhüttenwes. 32 (1961) S. 261/68.

- Mima, G., u. S. Hori: *Trans. Japan Inst. Metals* 3 (1962) S. 190/96.  
 Kunz, F.: *Neue Hütte* 10 (1965) S. 615/18.  
 Glowacki, Z., u. A. Barbacki: *J. Iron Steel Inst.* 204 <sup>3</sup>(1966), S. 1034.  
 Gullberg, R.: *J. Iron Steel Inst.* 209 (1971) S. 71/72.  
 Heisig, U.: *Neue Hütte* 10 (1965) S. 43/47.  
 Speich, G.R., A. Szirmae u. R.M. Fischer: In: *Advances in electron metallography*. Vol. 6. Philadelphia/Pa. 1966. (Special technical publication. No. 396.) S. 97/114.  
 Rose, A., H.A. Matthesius u. H.P. Hougardy: *Arch. Eisenhüttenwes.* 40 (1969) S. 323/31.  
 Sandström, R., B. Lehtinen u. R. Lagneborg: *Scand. J. Metallurg.* 4 (1975) Nr. 1, S. 17/41.

##### 5. Untersuchungen zum Austenitkornwachstum

- Grossmann, M.A.: *Trans. Amer. Soc. Steel Treatm.* 21 (1933) S. 1078/111.  
 Grossmann, M.A.: *Trans. Amer. Soc. Metals* 22 (1934) S. 861/78.  
 McQuaid, H.W.: *Trans. Amer. Soc. Metals* 23 (1935) S. 797/838.  
 McQuaid, H.W.: *Trans. Amer. Soc. Metals* 25 (1937) S. 490/535.  
 Murphy, D.W., u. W.P. Wood: *Trans. Amer. Soc. Metals* 24 (1936) S. 75/95.  
 Dorn, J.E., u. O.E. Harder: *Trans. Amer. Soc. Metals* 26 (1938) S. 106/32.  
 Tobin, H., u. R.L. Kenyon: *Trans. Amer. Soc. Metals* 26 (1938) S. 133/52.  
 Digges, T.G., u. L. Jordan: *Trans. Amer. Soc. Metals* 23 (1935) S. 839/60.  
 Shapiro, C.L.: *Iron Age* 143 (1939) Nr. 11, S. 25/27; Nr. 13, S. 23/27; Nr. 14, S. 33/37.  
 Digges, T.G.: *Trans. Amer. Soc. Metals* 29 (1941) S. 285/316.  
 Rosenberg, S.J., u. T.G. Digges: *Trans. Amer. Soc. Metals* 29 (1941) S. 638/69.  
 Rosenberg, S.J., u. T.G. Digges: *Trans. Amer. Soc. Metals* 31 (1943) S. 777/816.  
 Baeyertz, M.: *Trans. Amer. Soc. Metals* 30 (1942) S. 458/90.  
 Miller, O.O.: *Trans. Amer. Soc. Metals* 43 (1951) S. 260/89.  
 Feltham, P.: *Acta metallurg.*, New York, 5 (1957) S. 97/105.  
 Borchers, H., u. G. Boxhorn: *Arch. Eisenhüttenwes.* 29 (1958) S. 47/56.  
 Cina, B.: *J. Iron Steel Inst.* 194 (1960) S. 18/28.  
 Rose, A., A. Wicker u. H. Ketteler: *Arch. Eisenhüttenwes.* 34 (1963) S. 617/24.  
 Orzechowski, St.: *Freiberg. Forsch.-H., Reihe B*, Nr. 97, 1964, S. 33/64.  
 Skuin, K.: *Neue Hütte* 10 (1965) S. 477/80.  
 Hillert, M.: *Acta metallurg.*, New York, 13 (1965) S. 227/38.  
 Gladman, T., u. F.B. Pickering: *J. Iron Steel Inst.* 205 (1967) S. 653/64.  
 Burchard, W.-G.: *Untersuchungen zum Austenitkornwachstum an Kaltarbeitsstählen*. Aachen 1969. (Dr.-Ing.-Diss. Techn. Hochsch. Aachen.)  
 Pietrzeniuk, H.-J.: *Dispersoide als Mittel zur Behinderung des Austenitkornwachstums und zur Verfestigung schweißbarer Baustähle der Art des St 52*. Berlin 1971. (Dr.-Ing.-Diss. Techn. Univ. Berlin.)  
 Peisker, D., u. H.-J. Eckstein: *Freiberg. Forsch.-H., Reihe B*, Nr. 167, 1972, 151 S.

##### 6. Untersuchungen zur Lage der kritischen Punkte

- Yokota, K., u. N. Iguchi: *Mem. Fac. Sci. Eng. Waseda Univ.* Nr. 14, 1950, S. 22/23. -  
 Report III. On the eutectoid transformation. *Rep. Cast. Res. Lab., Waseda Univ.* No. 4, 1953, S. 33/35. -  
*Rep. Cast. Res. Lab., Waseda Univ.* No. 5, 1954, S. 44/47.  
 Miwa, Y., u. N. Iguchi: *Nippon Kinzoku Gakkai-Shi* 37 (1973) S. 945/50.  
 Iguchi, N., u. K. Yokota: *Nippon Kinzoku Gakkai-Shi* 39 (1975) S. 19/23.  
 Miwa, Y., N. Iguchi u. K. Yokota: *Nippon Kinzoku Gakkai-Shi* 39 (1975) S. 24/28.  
 Feuerstein, W.J., u. W.K. Smith: *Trans. Amer. Soc. Metals* 46 (1954) S. 1270/84.  
 Albutt, K.J., u. S. Garber: *J. Iron Steel Inst.* 204 (1966) S. 1217/22.  
 Murry, G., u. A. Constant: *Circ. Inform. techn.* 24 (1967) S. 1561/84.

##### 7. Untersuchungen zur $\alpha \rightarrow \gamma$ -Umwandlung an reinem Eisen und Substitutionsmischkristallen

- Eichen, E., u. J.W. Spretnak: *Trans. Amer. Soc. Metals* 51 (1959) S. 454/75.  
 Bharucha, V., G.A. Mancini, G.W. Powell u. J.W. Spretnak: *Trans. metallurg. Soc. AIME* 221 (1961) S. 498/503.  
 Giraldenqu, P., u. P. Lacombe: *Acta metallurg.*, New York, 11 (1963) S. 151/53.  
 Grilke, S., M. Auconturier u. P. Giraldenqu: *Acta metallurg.*, New York, 11 (1963) S. 107/10.  
 Zerwekh, R.P., u. C.M. Wayman: *Acta metallurg.*, New York, 13 (1965) S. 99/107.  
 Wayman, C.M., u. S.R. Rouze: *Trans. metallurg. Soc. AIME* 236 (1966) S. 598/600.  
 Clinard, F.W., u. O.D. Sherby: *Acta metallurg.*, New York, 12 (1964) S. 911/19.  
 Bowden, H.G., u. P.M. Kelley: *Acta metallurg.*, New York, 15 (1967) S. 1489/500.

## 8. Experimentell-theoretische Untersuchungen zur Austenitisierungskinetik

- Niedzwiedz, S., Y. Partom, A. Taub u. B. Weiss: Trans. Amer. Soc. Metals 58 (1965) S. 253/72.
- Niedzwiedz, S., B. Weiss u. Y. Partom: Trans. Amer. Soc. Metals 62 (1969) S. 11/17.
- Judd, R.R., u. R.W. Paxton: Trans. metallurg. Soc. AIME 242 (1968) S. 206/15.
- Speich, G.R., u. A. Szirmae: Trans. metallurg. Soc. AIME 245 (1969) S. 1063/74; s. bes. S. 1073/74.
- Esser, F., u. H.-J. Eckstein: Freiberg. Forsch.-H., Reihe B, Nr. 155, 1971, 109 S.
- Karlsson, B.: Z. Metallkde. 63 (1972) S. 160/64.
- Hillert, M., K. Nilsson u. L.E. Törndahl: J. Iron Steel Inst. 209 (1971) S. 49/66.
- Nilsson, K.: Trans. Iron Steel Inst. Japan 11 (1971) S. 149/56.
- Gullberg, R.: J. Iron Steel Inst. 211 (1973) S. 59/65.

## 9. Einfluß der Austenitisierungsbedingungen und des Austenitisierungszustandes auf die Rückumwandlung und die Gebrauchseigenschaften der Stähle

- Bain, E.C.: Trans. Amer. Soc. Steel Treatm. 20 (1932) S. 385/428.
- Davenport, E.S., u. E.C. Bain: Trans. Amer. Soc. Metals 22 (1934) S. 879/925.
- Digges, T.G.: Trans. Amer. Soc. Metals 29 (1941) S. 285/316.
- Roberts, G.A., u. R.F. Mehl: Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Techn. Publ. Nr. 1568, 16 S.; Metals Technol. 10 (1943) Nr. 4.
- Bailey, E.F., u. W.J. Harris jr.: J. Metals, Trans., 188 (1950) S. 997/1000.
- Troiano, A.R., u. R.F. Hehemann: Iron Age 174 (1954) Nr. 20, S. 124/26; Nr. 21, S. 151/53.
- Osborn jr., H.B.: Metal Progr. 68 (1955) S. 105/09.
- Trautman, O.C.: Wire W. Prod. 12 (1937) S. 711/14 u. 767/71.
- Sweitzer, G.A.: Wire W. Prod. 31 (1956) S. 1155/59 u. 1278/79.
- Stich, W.: Stahl u. Eisen 77 (1957) S. 394/408.
- Wilmes, S., u. P. Herrn: Härtereitechn. Mitt. 19 (1964) S. 231/39.
- Rose, A., u. L. Rademacher: Stahl u. Eisen 77 (1957) S. 409/21.
- Nakazowa, K.: Trans. Japan Inst. Metals 4 (1963) S. 200/05
- Schaarwächter, W., R. Bock u. K.H. Muhr: Stahl u. Eisen 84 (1964) S. 1333/40.
- Rose, A.: Grundlagen der Wärmebehandlung von Draht.  
In: Herstellung von Stahldraht. T. 2. Düsseldorf 1969. S. 7/43.
- Papsdorf, W.: Einfluß der Wärmebehandlung auf die Drahteigenschaften.  
In: Herstellung von Stahldraht. T. 2. Düsseldorf 1969. S. 44/90.
- Bandel, G., u. H.-C.: Haumer: Stahl u. Eisen 84 (1964) S. 932/46.
- Skuin, K.: Neue Hütte 10 (1965) S. 677/83.
- Richman, M.H., D.A. Thomas u. M. Cohen: Acta metallurg., New York, 7 (1959) S. 814/16.
- Barford, J., u. W.S. Owen: J. Iron Steel Inst. 197 (1961) S. 146/51.
- Sastri, A.S., u. D.R.F. West: J. Iron Steel Inst. 203 (1965) S. 138/45.
- Swoboda, K., A. Kulmburg u. L. Schwarz: Radex-Rdsch. 1967 S. 819/24.
- Ziegler, G.: Röntgenographische Untersuchungen zur Erfassung des Austenitisierungseinflusses bei niedriglegierten Werkzeugstählen. Aachen 1967. (Dr.-Ing.-Diss. Techn. Hochsch. Aachen.)
- Rose, A.: Stahl u. Eisen 85 (1965) S. 1229/40.
- Rose, A., u. H.-P. Hougardy: Z. Metallkde. 58 (1967) S. 747/52.
- Iijima, K.: Trans. Japan Inst. Metals 4 (1963) S. 52/56.
- Bock, R., u. W. Schaarwächter: Arch. Eisenhüttenwes. 38 (1967) S. 211/15.
- Meijer, H.A., u. J.J. de Jong: Arch. Eisenhüttenwes. 38 (1967) S. 735/42.
- Vodopivec, F.: Arch. Eisenhüttenwes. 42 (1971) S. 283/86.
- Staska, E., u. A. Kulmburg: Arch. Eisenhüttenwes. 43 (1972) S. 855/61.
- Grange, R.A.: Trans. Amer. Soc. Metals 59 (1966) S. 26/48.
- Peter, W., u. H. Finkler: Härtereitechn. Mitt. 15 (1969) S. 77/84.
- Proctor, R.P.M., u. H.W. Paxton: Trans. Amer. Soc. Metals 62 (1969) S. 989/99.
- Webster, D.: Trans. Amer. Soc. Metals 62 (1969) S. 759/67.
- Schäfer, A.: Z. Werkst.-Techn. 1 (1970) S. 173/82.
- Roberts, M.J.: Metallurg. Trans. 1 (1970) S. 3287/94.
- Miller, R.L.: Metallurg. Trans. 3 (1972) S. 905/12.
- Naito, T., u. Y. Kibayashi: Trans. Iron Steel Inst. Japan 12 (1972) S. 454/63.
- Matsuda, Sh., T. Inone, H. Mimura u. T. Okamura: Trans. Iron Steel Inst. Japan 12 (1972) S. 325/33.
- Bellamy, G., u. S. Garber: J. Iron Steel Inst. 210 (1972) S. 588/605.
- DOS 2251894 vom 23. Okt. 1972.

## 10. Spezielle Untersuchungen, die die Austenitisierung betreffen

- Leslie, W.C., D.W. Stevens u. M. Cohen: Deformation and transformation structures in shock-loaded iron-base alloys.  
In: High strength materials.
- Ed. V.F. Zackay. New York/London/Sydney 1965. S. 382/435.
- Bless, S.J.: J. appl. Phys. 43 (1972) S. 1580/85.

- Andre, K.H., L. Ettenreich u. F. Früngel: Härtereitechn. Mitt. 27 (1972) S. 45/51.  
 Kulmburg, A., D. Schmidl u. K. Swoboda: Härtereitechn. Mitt. 26 (1971) S. 111/20.  
 Schmidl-Swoboda, D., u. K. Swoboda: Radex-Rdsch. 1970, S. 204/212. – Dieselben: Böhler-Forschungsberichte Nr. 401.  
 Schlicht, H.: Härtereitechn. Mitt. 28 (1973) S. 112/23.  
 Orlich, J.: Die Austenitisierungsvorgänge bei der Schnellerwärmung und der Impulserwärmung von Stahl.  
 Vortrag auf dem 15. Internationalen Kolloquium für Wärmebehandlung in Caen/Frankreich, 29.–31. Mai 1974.  
 Stähli, G.: Härtereitechn. Mitt. 29 (1974) S. 55/67.  
 Reichelt, G., u. B. Kocjancic: Härtereitechn. Mitt. 30 (1975) S. 321/34.

#### Austenitisierung von Eisen-Stickstoff-Legierungen:

- Grozier, J.D., H.W. Paxton u. W.W. Mullins: Trans. metallurg. Soc. AIME 233 (1965) S. 130/142.  
 Pavlick, J.E., W.W. Mullins u. H.W. Paxton: Trans. metallurg. Soc. AIME 236 (1966) S. 875/881.

#### Austenitisierung von Eisen-Nickel-(Kohlenstoff-)Legierungen:

- Krauss, G., u. W. Pitsch: Trans. metallurg. Soc. AIME 233 (1965) S. 919/26.  
 Keßler, H., u. W. Pitsch: Arch. Eisenhüttenwes. 38 (1967) S. 321/28.  
 Keßler, H., u. W. Pitsch: Arch. Eisenhüttenwes. 38 (1967) S. 469/73.  
 Korngiebel, E., u. H. Löffler: Neue Hütte 17 (1972) S. 471/74.  
 Apple, C.A., u. G. Krauss: Acta metallurg., New York, 20 (1972) S. 849/56.

Untersuchungen zum Austenitisierungsvorgang in teilweise oder vollkommen graphitisierten Eisenlegierungen finden sich im Abschnitt 4 (Mima und Hori 1962), im Abschnitt 8 (Niedzwiedz, Partom, Taub und Weiss 1965) und im Abschnitt 12.

### 11. Untersuchungen mit allgemeiner Relevanz für den Austenitisierungsprozeß

Allgemeine theoretische Arbeiten zur Kinetik struktureller Änderungen in Metallen und metallischen Legierungen:

- Avrami, M.: J. Chem. Phys. 7 (1939) S. 1103/12; 8 (1940) S. 212/24; 9 (1941) S. 177/84.  
 Pitsch, W.: Arch. Eisenhüttenwes. 38 (1967) S. 853/64.  
 Stüwe, H.-P.: Härtereitechn. Mitt. 24 (1969) S. 1/5.  
 Hobstetter, J.N.: Theory of nucleation in solid-solid transformations.  
 In: Decomposition of austenite by diffusional processes. Ed. by V.F. Zackay u. H.I. Aaronson. New York/London 1962. S. 1/38.  
 Kirkaldy, J.S.: Theory of diffusional growth in solid-solid transformations.  
 In: Decomposition of austenite by diffusional processes. Ed. by V.F. Zackay u. H.I. Aaronson. New York/London 1962. S. 39/130.  
 Kirkaldy, J.S., u. J.E. Lane: Canad. J. Phys. 44 (1966) S. 2059/72.  
 Eifert, J.R., D.A. Chatfield, G.W. Powell u. J.W. Spretnak: Trans. metallurg. Soc. AIME 242 (1968) S. 66/71.  
 Pegel, B.: Trans. Japan Inst. Metals 9 (1968) Suppl. S. 273/77.  
 Häßner, A.: Freiberg. Forsch.-H., Reihe B, Nr. 168, 1972, S. 3/82.  
 Gleiter, H.: Acta metallurg., New York, 17 (1969) S. 565/73.  
 Gleiter, H.: Acta metallurg., New York, 17 (1969) S. 853/62.  
 Jones, G.J., u. R.K. Trivedi: J. appl. Phys. 42 (1971) S. 4299/304.

#### Untersuchungen zur Thermodynamik der Eisenlegierungen:

- Shapiro, C.L., u. J. Strauss: Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Techn. Publ. Nr. 1646, 19 S., Metals Techn. 10 (1943) Nr. 8.  
 Andrews, K.W.: J. Iron Steel Inst. 203 (1965) S. 721/27.  
 Bungardt, K., K. Kind u. W. Oelsen: Arch. Eisenhüttenwes. 27 (1956) S. 61/66.  
 Irvine, K.J., F.B. Pickering u. T. Gladman: J. Iron Steel Inst. 205 (1967) S. 161/82.  
 Nordberg, H., u. B. Aronsson: J. Iron Steel Inst. 206 (1968) S. 1263/66.  
 Gjostein, N.A., H.A. Domian, H.I. Aronsson u. E. Eichen: Acta metallurg. New York, 14 (1966) S. 1637/44.  
 Bundy, F.P.: J. appl. Phys. 36 (1965) S. 616/20.  
 Hawkes, G.L., u. D.R. Morris: Trans. metallurg. Soc. AIME 242 (1968) S. 1083/89.  
 McLellan, R.B., Th.L. Garrard, S.I. Horowitz u. J.A. Sprague: Trans. metallurg. Soc. AIME 239 (1967) S. 528/35.  
 Zupp, R.R., u. D.A. Stevenson: Trans. metallurg. Soc. AIME 242 (1968) S. 862/69.  
 Wada, T.: Trans. Iron Steel Inst. Japan 8 (1968) S. 1/13.  
 Wada, T., H. Wada, J.F. Elliot u. J. Chipman: Metallurg. Trans. 2 (1971) S. 2199/2208.



#### Diffusionsdaten:

- Wells, C., W. Batz u. R.F. Mehl: J. Metals, Trans., 188 (1950) S. 553/60.
- Steiner, W., u. O. Krisement: Arch. Eisenhüttenwes. 30 (1959) S. 637/40.
- Darken, L.S.: Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Techn. Publ. Nr. 2443, 9 S., Metals Techn. 15 (1948) Nr. 6; J. Metals, Trans., 185 (1949) S. 304.
- Hartl, M., u. H. Wever: Arch. Eisenhüttenwes. 43 (1972) S. 609/12.
- Homan, C.G.: Acta metallurg., New York, 12 (1964) S. 1071/79.
- Siller, R.H., u. H.B. McLellan: Trans. metallurg. Soc. AIME 245 (1969) S. 697/700.
- Lange, K.W., u. H. Schenck: Arch. Eisenhüttenwes. 41 (1970) S. 681/84.
- Bester, H., u. K.W. Lange: Arch. Eisenhüttenwes. 43 (1972) S. 207/13.
- McLellan, R.B., M.C. Rudee u. T. Ishibacki: Trans. metallurg. Soc. AIME 233 (1965) S. 1938/43.
- Wolfe, R.A., u. H.W. Paxton: Trans. metallurg. Soc. AIME 230 (1964) S. 1426/32.  
(Die Arbeit betrifft im wesentlichen das Fe-Cr-System.)
- Fridberg, J., L.-E. Törndahl u. M. Hillert: Jernkont. Ann. 153 (1969) S. 263/76.  
(Kritische Schrifttumauswertung der Diffusionsdaten von Substitutionselementen.)

#### 12. Untersuchungen zum Austenitisierungsprozeß aus dem slawischen Sprachenraum

- Mirkin, I.L., u. N.D. Diterichs: Trudy Moskovskogo Instituta Stali imeni I.V. Stalina 1938, Nr. 10, S. 91/121; nach Chem. Zbl. 111 (1940) I, S. 278.
- Mirkin, I.L.: Trudy Moskovskogo Instituta Stali imeni I.V. Stalina 1938, Nr. 10, S. 65/77; nach Chem. Zbl. 111 (1940) I, S. 277.
- Mirkin, I.L., u. M.Je. Blanter: Trudy Moskovskogo Instituta Stali imeni I.V. Stalina 1938, Nr. 10, S. 122/33; nach Chem. Zbl. 111 (1940) I, S. 278.
- Blanter, M.Je.: Zavodskaja Laboratorija 13 (1947), S. 233/35.
- Rodigin, N.M.: Doklady Akademii Nauk SSSR 60 (1948) Nr. 1, S. 53/56.
- Lozinskij, M.G.: Izvestija Akademii Nauk SSSR, Otdelenie Techničeskich Nauk 1948, Nr. 1, S. 109/30.
- Maslenikova, M.I., u. Ja.R. Rausin: Žurnal Techničeskoj Fiziki 20 (1950) S. 692/97
- Spektor, A.G.: Žurnal Techničeskoj Fiziki 20 (1950) S. 1136/40.
- Spektor, A.G.: Žurnal Techničeskoj Fiziki 21 (1951) S. 467/70.
- Spektor, Ya.I., u. A.P. Gracheva: Metallovedenie i Termičeskaja Obrabotka Metallov 1959, Nr. 9, S. 12/17.
- Golovin, G.F.: Žurnal Techničeskoj Fiziki 20 (1950) S. 1476/82.
- Golovin, G.F.: Žurnal Techničeskoj Fiziki 21 (1951) S. 482/86.
- Gridnev, V.N.: Žurnal Techničeskoj Fiziki 21 (1951) S. 473/81
- Gridnev, V.N., u. V.I. Trefilov: Doklady Akademii Nauk SSSR 96 (1954) S. 741/43.
- Gridnev, V.N.: Žurnal Techničeskoj Fiziki 24 (1954) S. 1812/22.
- Gridnev, V.N., u. S.P. Oškaderov: In: Phasenumwandlungen in Metallen und Legierungen. Moskau 1965.
- Gridnev, V.N., O.M. Ivasišin, Ju.Ja. Meškov u. S.P. Oškaderov: Fizika Metallov i Metallovedenie 36 (1973) S. 1018/24; Phys. Metals Metallogr. 35 (1973) Nr. 5, S. 108/13.
- Kutowskij, S.I.: Žurnal Techničeskoj Fiziki 21 (1951) S. 593/96.
- Zamjatnin, M.M.: Žurnal Techničeskoj Fiziki 21 (1951) S. 471/72.
- Kamensky, R.: Slévárenstvi 2 (1954) S. 356/58.
- Bunin, K.P., u. A.A. Baranov: Metallovedenie i Termičeskaja Obrabotka Metallov 1958, Nr. 7, S. 15/18.
- Guljajev, A.P., u. V.M. Salkin: Žurnal Techničeskoj Fiziki 24 (1954) S. 216/21; vgl. Chem. Zbl. 126 (1955) Sp. 3087.
- Guljajev, A.P., u. V.M. Salkin: Žurnal Techničeskoj Fiziki 24 (1954) S. 222/26; vgl. Chem. Zbl. 126 (1955) Sp. 3087.
- Kotschershinski, Ju.A.: Fizika Metallov i Metallovedenie 1 (1955) S. 488/93; nach Chem. Zbl. 128 (1957) Sp. 7585.
- Svetschnikov, V.N., u. Ju.A. Kotschershinski: Voprosy Fiziki Metallov i Metallovedenija 10 (1959) S. 182/85.
- Fomin, G.T.: Metallovedenie i Termičeskaja Obrabotka Metallov 1959, Nr. 8, S. 54/55.
- Kidin, I.N.: Doklady Akademii Nauk SSSR 106 (1956) S. 1019/22.
- Kidin, I.N.: Metallovedenie i Obrabotka Metallov 1956, Nr. 1, S. 40/41.
- Kidin, I.N.: Fizika Metallov i Metallovedenie 3 (1956) S. 530/36.
- Kidin, I.N., E.W. Astaveva u. A.N. Marchalkin: Metallovedenie i Obrabotka Metallov 1958, Nr. 9, S. 2/12.
- Sokolov, B.K., u. V.D. Sadovskii: Metallovedenie i Termičeskaja Obrabotka Metallov 1959, Nr. 5, S. 7/14.
- Bojarski, Z.: Prace Inst. Hutn. 12 (1960) S. 263/71.
- Mazanec, K., u. E. Kamenska: Fizika Metallov i Metallovedenie 12 (1961) S. 91/96; Phys. Metals Metallogr. 12 (1961) S. 79/83.
- Rastegaev, M.V.: Metallovedenie i Termičeskaja Obrabotka Metallov 1959, Nr. 12, S. 19/23.
- Brainin, I.Ye., u. N.N. Seleznev: Fizika Metallov i Metallovedenie 12 (1961) S. 260/64; Phys. Metals Metallogr. 12 (1961) S. 87/90.
- Grozin, B.D., u. S.B. Nizhnik: Fizika Metallov i Metallovedenie 12 (1961) S. 84/90; Phys. Metals Metallogr. 12 (1961) S. 73/78.
- Kagan, A.S., T.G. Rass u. T.Ya. Gorazdovskii: Fizika Metallov i Metallovedenie 12 (1961) S. 617/19; Phys. Metals Metallogr. 12 (1961) S. 139/41.

- Savitskiy, K.V., Ju.J. Kogan u. M.P. Kurdina: Fizika Metallov i Metallovedenie 17 (1964) S. 541/46; Phys. Metals Metallogr. 17 (1964) S. 59/63.
- Noskova, N.I., u. V.A. Pavlov: Fizika Metallov i Metallovedenie 12 (1961) S. 580/83; Phys. Metals Metallogr. 12 (1961) S. 104/06.
- Donukis, T.L., V.A. Lobodjuk, G.I. Savvakina, P.V. Titov, N.P. Fedas u. L.G. Chandros: Fizika Metallov i Metallovedenie 31 (1971) S. 183/89; Phys. Metals Metallogr. 31 (1971) S. 182/87.
- Filippov, M.A., u. B.N. Kodes: Fizika Metallov i Metallovedenie 31 (1971) S. 172/76; Phys. Metals Metallogr. 31 (1971) S. 171/75.
- Gorbač, V.G., u. B.K. Sokolov: Metallovedenie i Termičeskaja Obrabotka Metallov 1961, Nr. 6, S. 42/44; Metal Sci. Heat Treatm. Metals 1961, S. 268/70.
- Tovpenets, E.S., u. F.I. Ivanov: Metallovedenie i Termičeskaja Obrabotka Metallov 1959, Nr. 7, S. 50/57.
- Muchamedov, A.A.: Metallovedenie i Termičeskaja Obrabotka Metallov 1968, Nr. 4, S. 31/34; Metal Sci. Heat Treatm. Metals 1968, S. 526/28.
- Šepeljakovskij, K.Z., u. G.A. Ostrovskij: Metallovedenie i Termičeskaja Obrabotka Metallov 1971, Nr. 4, S. 50/53; Metal Sci. Heat Treatm. Metals 13 (1971) S. 317/19.
- Gridnev, V.N., V.G. Gavriljuk, Ju.Ya. Meškov u. V.G. Prokopenko: Metallovedenie i Termičeskaja Obrabotka Metallov 1972, Nr. 2, S. 2/4; Metal Sci. Heat Treatm. Metals 14 (1972) S. 95/97.
- Zaguljaeva, S.V., u. M.I. Vinograd: Metallovedenie i Termičeskaja Obrabotka Metallov 1972, Nr. 10, S. 40/42; Metal Sci. Heat Treatm. Metals 14 (1972) S. 876/78.
- Raskolenko, L.G., G.I. Jancen, V.P. Ksenofontov, Ju.D. Novomejskij u. A.I. Byčkova: Metallovedenie i Termičeskaja Obrabotka Metallov 1973, Nr. 7, S. 51/53; Metal Sci. Heat Treatm. Metals 15 (1973) S. 602/04.
- Šepeljakovskij, K.Z., A.N. Maršalkin u. V.A. Kanygin: Metallovedenie i Termičeskaja Obrabotka Metallov 1973, Nr. 8, S. 9/13; Metal Sci. Heat Treatm. Metals 15 (1973) S. 646/49.
- Beljakov, L.N., V.L. Nikolskaja u. S.S. Ryzak: Metallovedenie i Termičeskaja Obrabotka Metallov 1968, Nr. 6, S. 26/32; Metal Sci. Heat Treatm. Metals 1968, S. 438/42.
- Livšic, B.G., A.K. Izgorodin, V.N. Nikolaeva, M.Ja. Cvilnig u. V.A. Klyčeva: Metallovedenie i Termičeskaja Obrabotka Metallov 1972, Nr. 6, S. 65/66; Metal Sci. Heat Treatm. Metals 14 (1972) S. 544/45.
- Lamkov, K.K., Ju.G. Dorofeev u. Ju.S. Šatov: Metallovedenie i Termičeskaja Obrabotka Metallov 1973, Nr. 8, S. 72/73; Metal Sci. Heat Treatm. Metals 15 (1973) S. 712/13.
- Djačenko, V.S., S.S. Djačenko u. A.M. Petričenko: Metallovedenie i Termičeskaja Obrabotka Metallov 1968, Nr. 9, S. 2/5; Metal Sci. Heat Treatm. Metals 1968, S. 671/74.
- Lipčin, N.N.: Metallovedenie i Termičeskaja Obrabotka Metallov 1959, Nr. 11, S. 19/23.
- Lipčin, N.N.: Metallovedenie i Termičeskaja Obrabotka Metallov 1961, Nr. 6, S. 44/48; Metal Sci. Heat Treatm. Metals 1961, S. 270/74.
- Lipčin, N.N., N.L. Oslon u. S.A. Kokovyakina: Metallovedenie i Termičeskaja Obrabotka Metallov 1972, Nr. 1, S. 6/8; Metal Sci. Heat Treatm. Metals 14 (1972) S. 7/8.
- Lipčin, N.N.: Metallovedenie i Termičeskaja Obrabotka Metallov 1974, Nr. 8, S. 2/6 u. 1 Taf. nach S. 16; Metal Sci. Heat Treatm. Metals 16 (1974) S. 639/43.
- Burdun, V.V., V.N. Gridnev, V.N. Minakov, V.I. Brefilov u. A.S. Firstov: Doklady Akademii Nauk SSSR 217 (1974) S. 1045/48.

**ATLAS ZUR WÄRMEBEHANDLUNG DER STÄHLE**

**BAND 4**

**TEIL II**

**TAFELN**

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

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	N	Ni	V	Sonstiges
<b>Vergütungsstähle</b>													
Ck 35	0,31	0,29	0,52	0,023	0,023	0,005	0,13	0,28	<0,01	0,0063	0,06	0,01	
46 Cr 2	0,48	0,29	0,71	0,018	0,010	0,028	0,48	0,03	n. b.	0,0084	n. b.	n. b.	
41 Cr 4	0,40	0,22	0,57	0,025	0,028	0,020	0,95	0,01	0,04	0,0098	0,10	n. b.	
32 CrMo 12	0,32	0,22	0,94	0,019	0,008	0,033	2,88	0,11	0,38	0,0131	0,22	n. b.	
<b>Federstähle</b>													
50 CrV 4; Schmelze 1	0,47	0,27	0,90	0,017	0,024	0,017	1,10	0,18	0,03	0,0065	0,15	0,08	
50 CrV 4; Schmelze 2	0,47	0,31	0,94	0,030	0,020	0,002	1,13	0,25	<0,01	0,0052	0,23	0,10	
58 CrV 4	0,57	0,26	0,97	0,016	0,022	0,030	0,96	0,12	n. b.	0,0071	n. b.	0,09	
<b>Stähle für Flammenhärtung</b>													
Cf 53; Schmelze 1	0,51	0,28	0,64	0,022	0,012	0,022	0,04	0,04	n. b.	0,005	0,03	0,09	
Cf 53; Schmelze 2	0,51	0,74	0,53	0,016	0,029	0,008	n. b.	0,09	n. b.	0,0084	n. b.	n. b.	
<b>Unlegierte Werkzeugstähle</b>													
C 70 W 2	0,72	0,22	0,33	0,009	0,006	0,008	0,08	0,07	0,02	0,0043	0,05	n. b.	
C 100 W 2	1,02	0,15	0,19	0,005	0,007	0,009	n. b.	0,17	n. b.	0,0051	n. b.	n. b.	
<b>Kaltarbeitsstahl</b>													
105 WCr 6	1,06	0,22	1,03	0,014	0,005	n. b.	1,03	0,20	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	1,14 W
<b>Nichtrostende Stähle</b>													
X 20 Cr 13; Schmelze 1	0,17	0,42	0,43	0,023	0,019	n. b.	13,6	0,10	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	
X 20 Cr 13; Schmelze 2	0,19	0,34	0,49	0,020	0,017	n. b.	11,9	0,08	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	
X 22 CrNi 17; Schmelze 1	0,22	0,42	0,34	0,021	0,010	0,005	16,6	n. b.	n. b.	n. b.	1,64	n. b.	
X 22 CrNi 17; Schmelze 2	0,26	0,41	0,29	0,030	0,010	n. b.	16,6	n. b.	0,03	n. b.	1,64	n. b.	
<b>Schweißbare Baustähle</b>													
StE 26; Schmelze 1	0,16	0,02	0,41	0,012	0,024	0,064	n. b.	n. b.	n. b.	0,008	n. b.	n. b.	
StE 26; Schmelze 2	0,11	0,20	0,78	0,007	0,017	0,049	n. b.	n. b.	n. b.	0,0042	n. b.	n. b.	
StE 36; Schmelze 1	0,14	0,37	1,22	0,010	0,014	0,036	0,10	n. b.	n. b.	0,0156	n. b.	0,056	
StE 36; Schmelze 2	0,18	0,37	1,34	0,016	0,022	0,027	n. b.	n. b.	n. b.	0,0058	0,02	0,000	
StE 47 (Ni-V)	0,16	0,36	1,56	0,014	0,017	0,021	n. b.	n. b.	n. b.	0,0180	0,43	0,177	
StE 47 (Ni-Ti)	0,18	0,41	1,35	0,021	0,014	0,030	n. b.	n. b.	n. b.	0,0052	0,57	n. b.	0,14 Ti
StE 47 (Cu-Ni-V)	0,13	0,26	1,26	0,019	0,018	0,008	n. b.	0,57	n. b.	0,0112	0,62	0,11	0,024 Nb
StE 70 (Ni-Cr-Mo-B)	0,18	0,28	0,82	0,025	0,010	n. b.	0,58	0,30	0,46	0,0113	0,89	0,04	0,0030 B
<b>Reaktorbaustahl</b>													
22 NiMoCr 3 7	0,19	0,26	0,95	0,015	0,011	0,018	0,43	0,13	0,71	0,0095	1,40	0,03	

## II-2. Verwendete Ätzmittel

Nr. Zusammensetzung des Ätzmaterials

---

- 1 3%ige alkohol. Salpetersäure
- 2 4 g Pikrinsäure, 100 ml Alkohol
- 3 gesättigte Natriumthiosulfatlösung
- 4 elektrolytisch-potentiostatische Ätzung mit 8n NaOH
- 5 10 g Kaliumferrizyanid, 10 g Kaliumhydroxid, 100 ml dest. Wasser
- 6 V2A-Beize: 10 ml Salpetersäure 1,40; 0,30 ml Vogels Sparbeize  
100 ml Salzsäure; 100 ml dest. Wasser
- 7 V2A-Beize: gebraucht (gealtert); Ätztemperatur: 50 °C
- 8 gesättigte wäßrige Pikrinsäure; 80 mg Cu(II)-chlorid; 60 mg Novost; Ätztemperatur 75–85 °C;  
Ätzzeit 30–60 s;  
Schwarzen Niederschlag auf der Probe mit Ammoniakwasser und Watte abreiben.
- 9 gesättigte wäßrige Pikrinsäure etwas verdünnt, 80 mg Cu(II)-chlorid, ca. 1 ml Salzsäure, 60 mg  
Novost, Ätztemperatur 75–85 °C; Ätzzeit 30–60 s;  
Schwarzen Niederschlag auf der Probe mit Ammoniakwasser und Watte abreiben
- 10 10 g Eisen(II)-chlorid, 75 ml Alkohol, 25 ml Wasser, 20 ml gesättigte alkohol. Pikrinsäure, 3 mg  
Zinnchlorid, 4 ml Glanzol, 10 ml Zekol
- 11 3 g Pikrinsäure, 50 ml Alkohol, 1 ml Ammoniak, 10 ml Agepon, 1 ml Salzsäure, 1 mg Cu-am-  
moniumchlorid
- 12 6 g Pikrinsäure, 48 ml Alkohol, 10 ml Glanzol, 1 mg Cu-ammoniumchlorid



# Stahl Ck 35

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Stoffnummer nach DIN 17 007: 1.1181

Vergütungsstahl nach DIN 17 200

Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	N	Ni	V
Sollwerte mindestens	0,32	0,15	0,50									
höchstens	0,39	0,35	0,80	0,035	0,035							
untersuchte Schmelze	0,31	0,29	0,52	0,023	0,023	0,005	0,13	0,28	< 0,01	0,0063	0,06	0,01

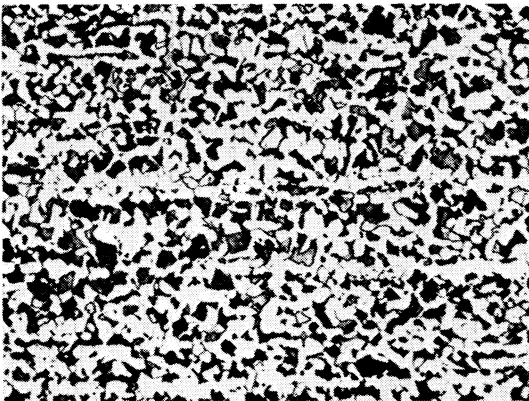
Lieferzustand

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

Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17 200

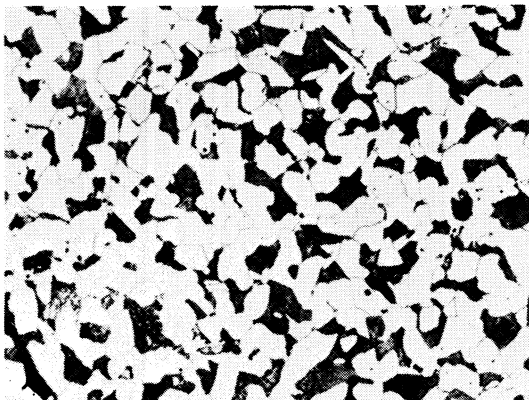
Weichglühen	Normalglühen	Härten in Wasser	Härten in Öl	Anlassen
650–700 °C	860–890 °C	840–870 °C	850–880 °C	550–660 °C

Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1



Querschliff

200:1

Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	–
Austenitkorngrenzen	11

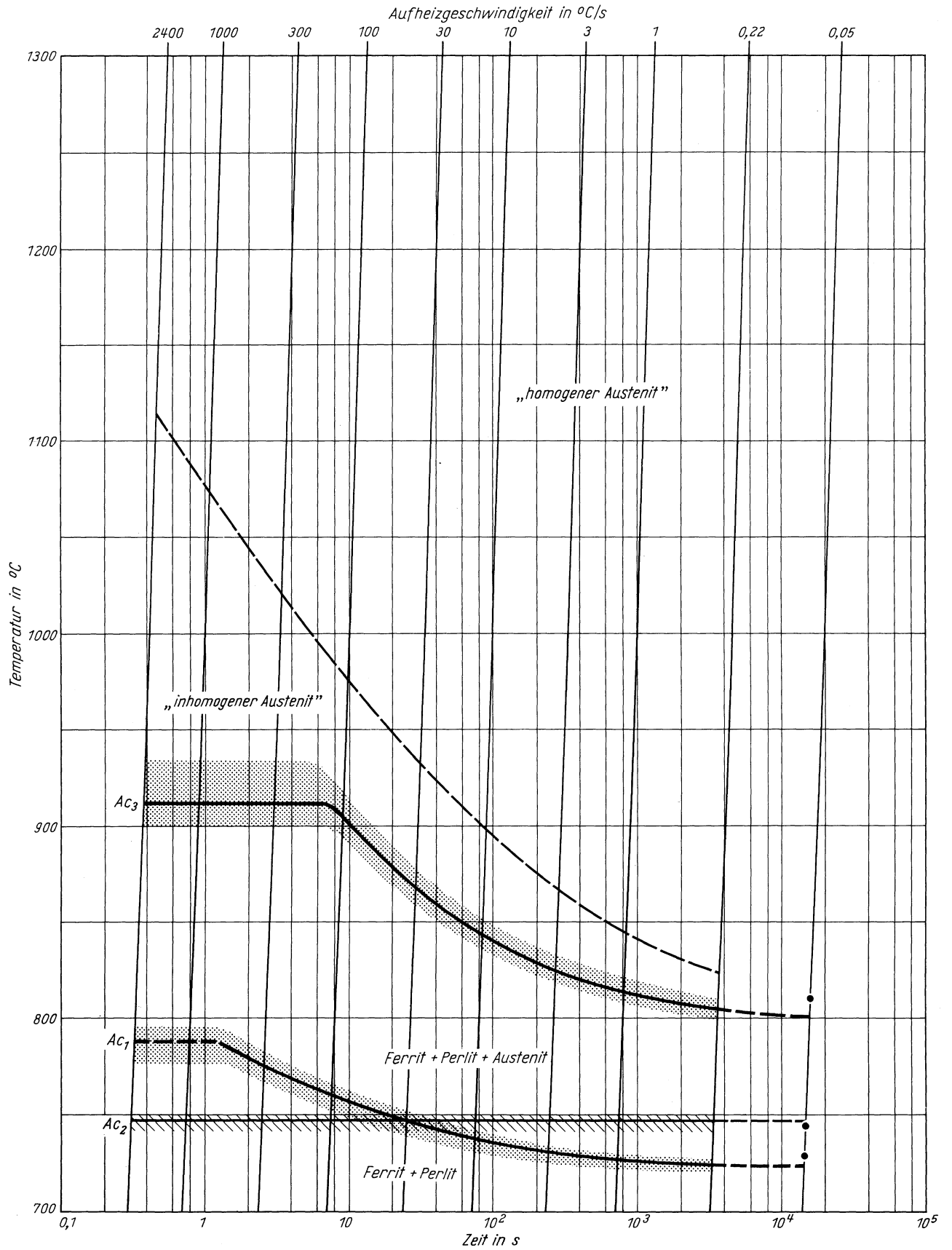


Querschliff

1000:1

# Stahl Ck 35

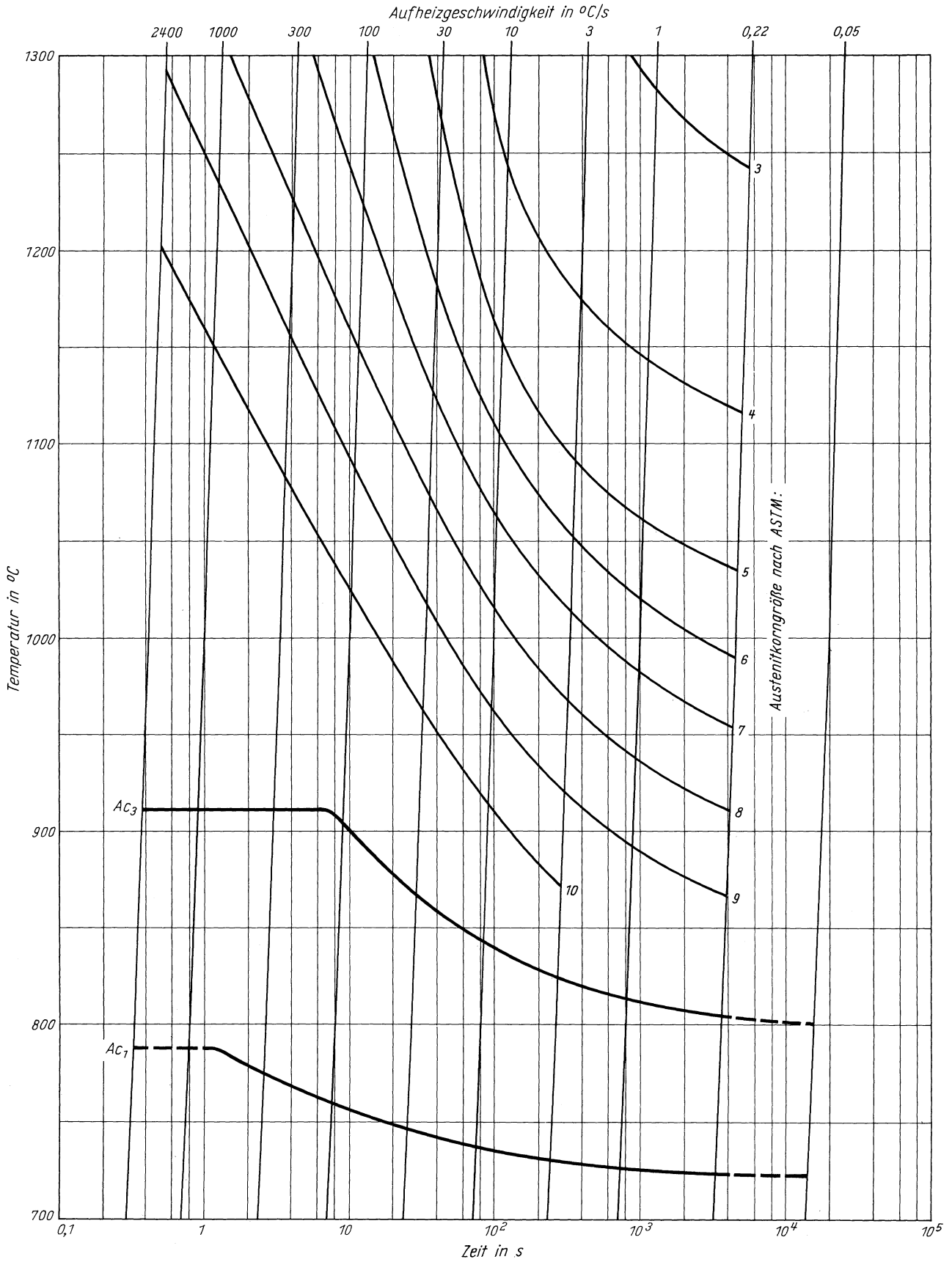
Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(kontinuierlich)





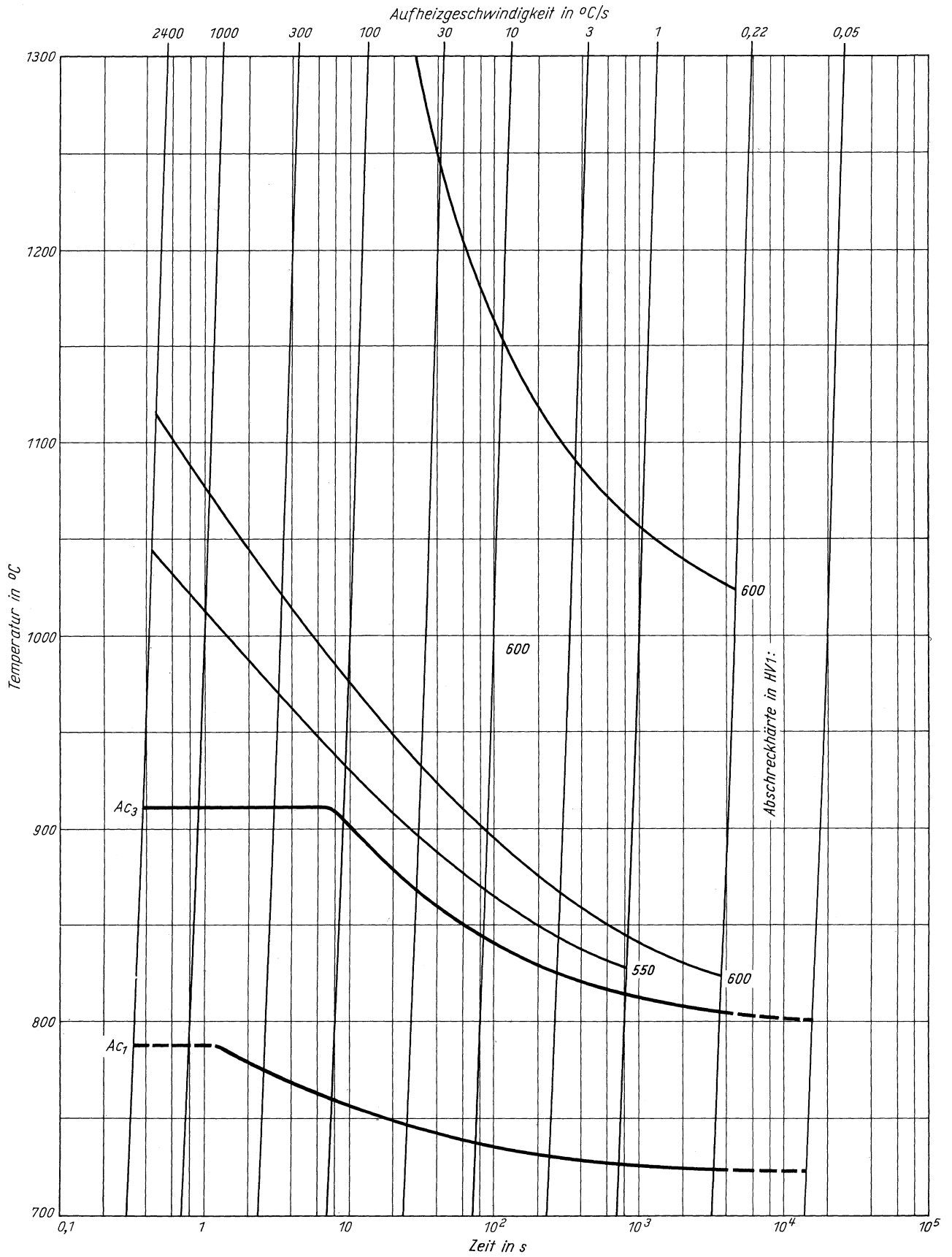
**Stahl Ck 35**

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)



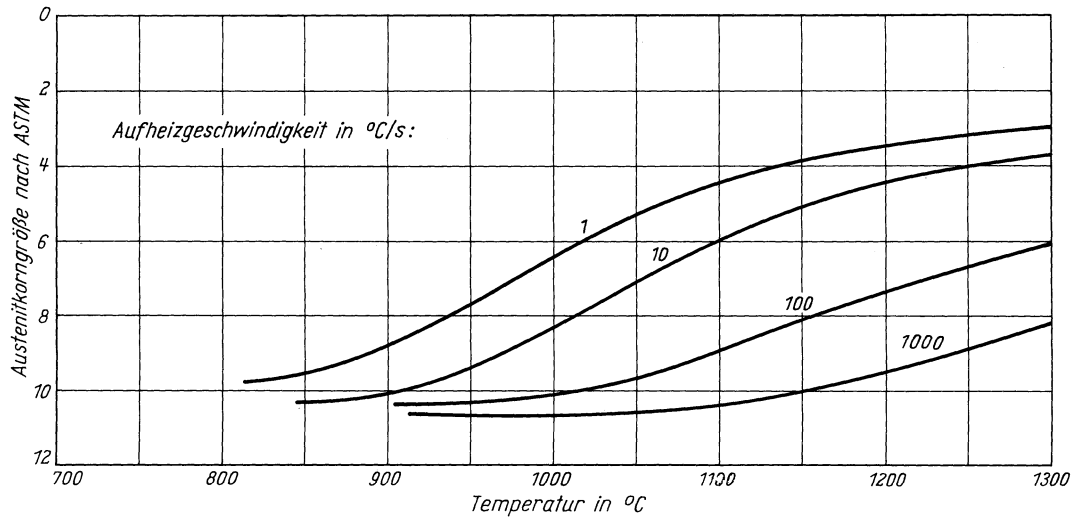
**Stahl Ck 35**

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)

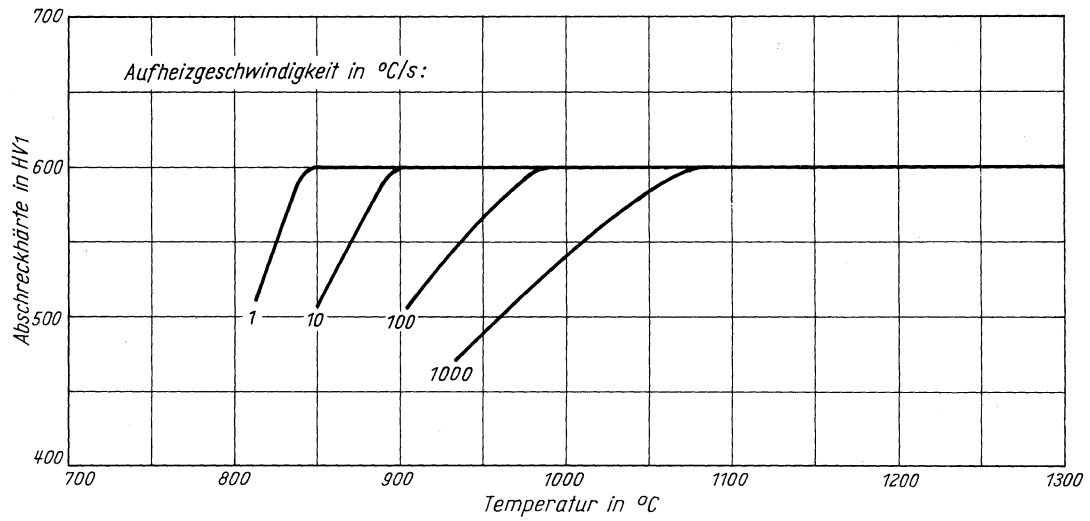


# Stahl Ck 35

Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur





# Stahl 46 Cr 2

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Stoffnummer nach DIN 17 007: 1.7006

Vergütungsstahl nach DIN 17 200

## Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	N
Sollwerte mindestens	0,42	0,15	0,50	0,035			0,40		
höchstens	0,50	0,40	0,80	0,035	0,035		0,60		
untersuchte Schmelze	0,48	0,29	0,71	0,018	0,010	0,028	0,48	0,03	0,0084

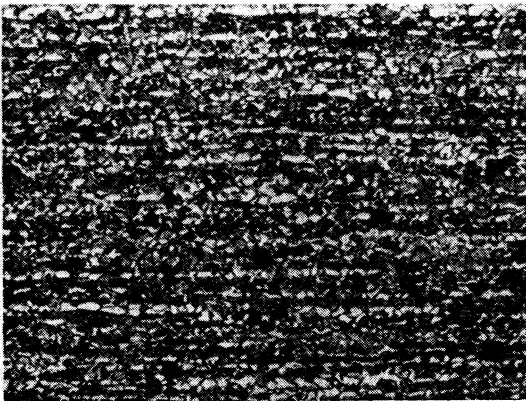
## Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze	LD	gezogen auf 11 mm Dmr.

## Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17 200

Weichglühen	Normalglühen	Härten in Wasser	Härten in Öl	Anlassen
650–700°C	840–870°C	820–850°C	830–860°C	550–660°C

## Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1

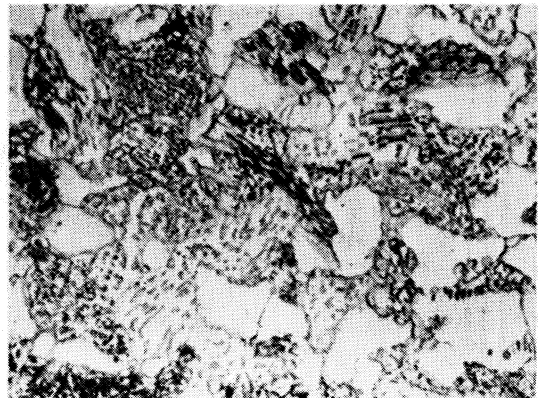


Querschliff

200:1

## Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	1
Karbid	–
Austenitkorngrenzen	8

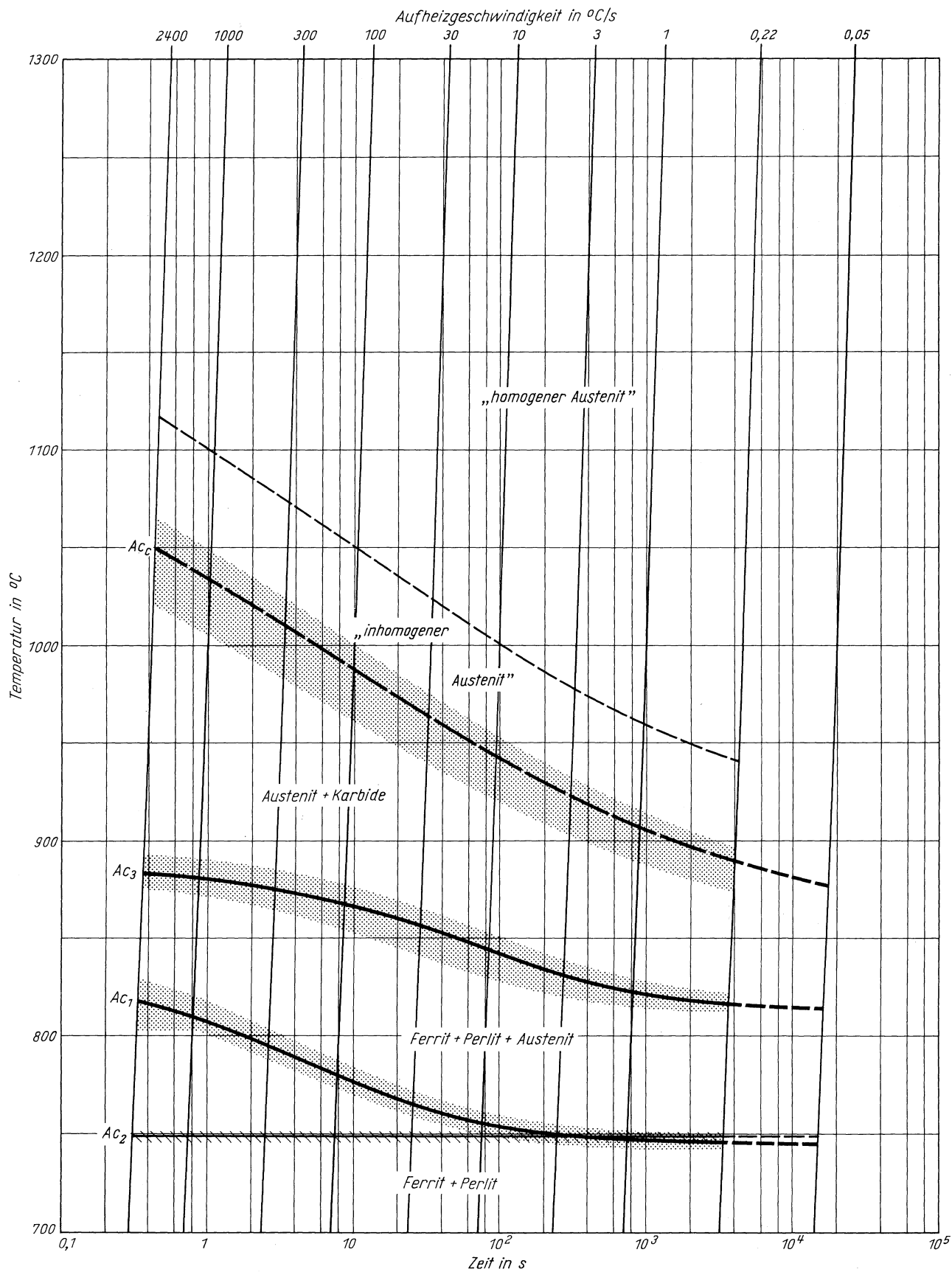


Querschliff

1000:1

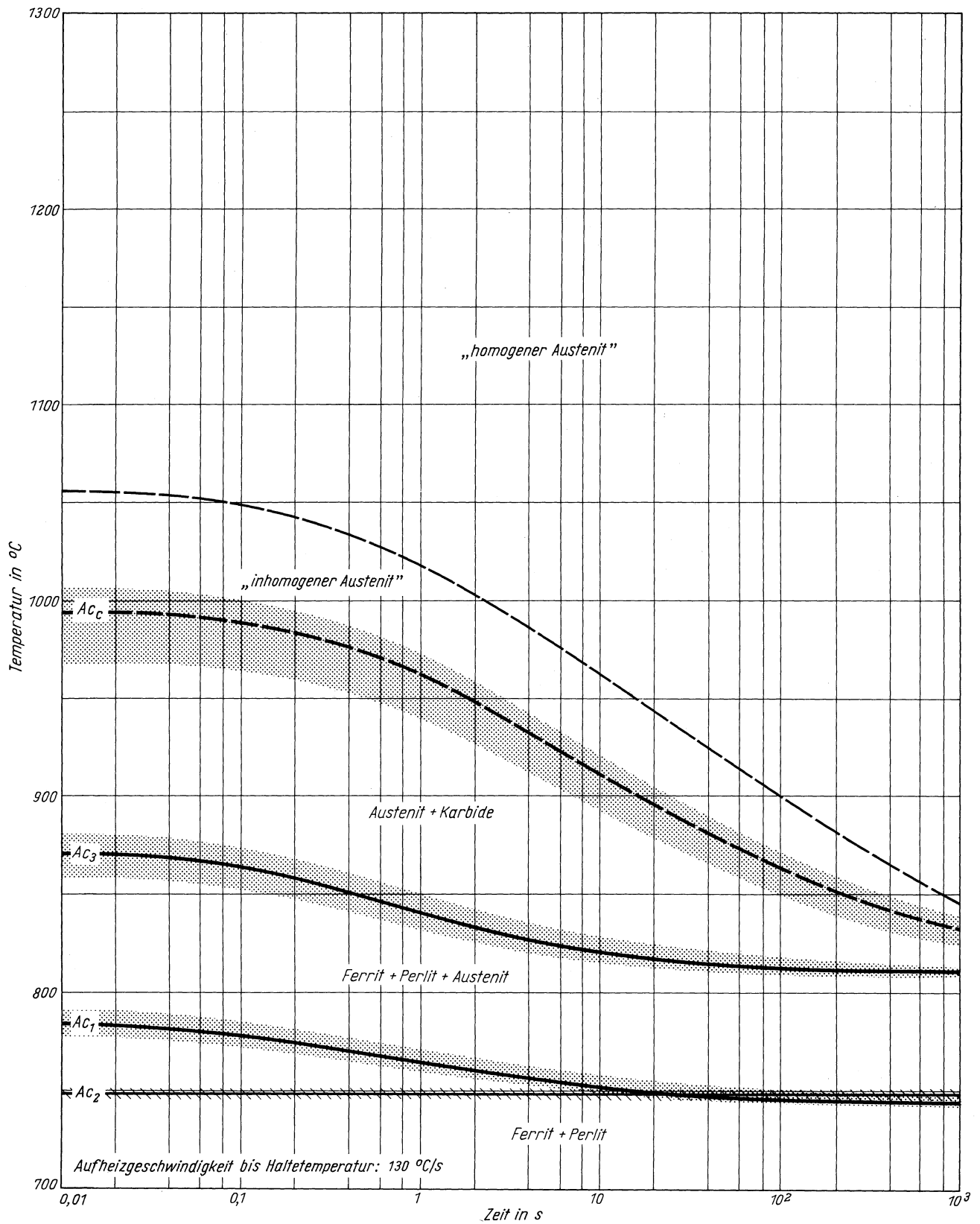
# Stahl 46 Cr 2

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(kontinuierlich)



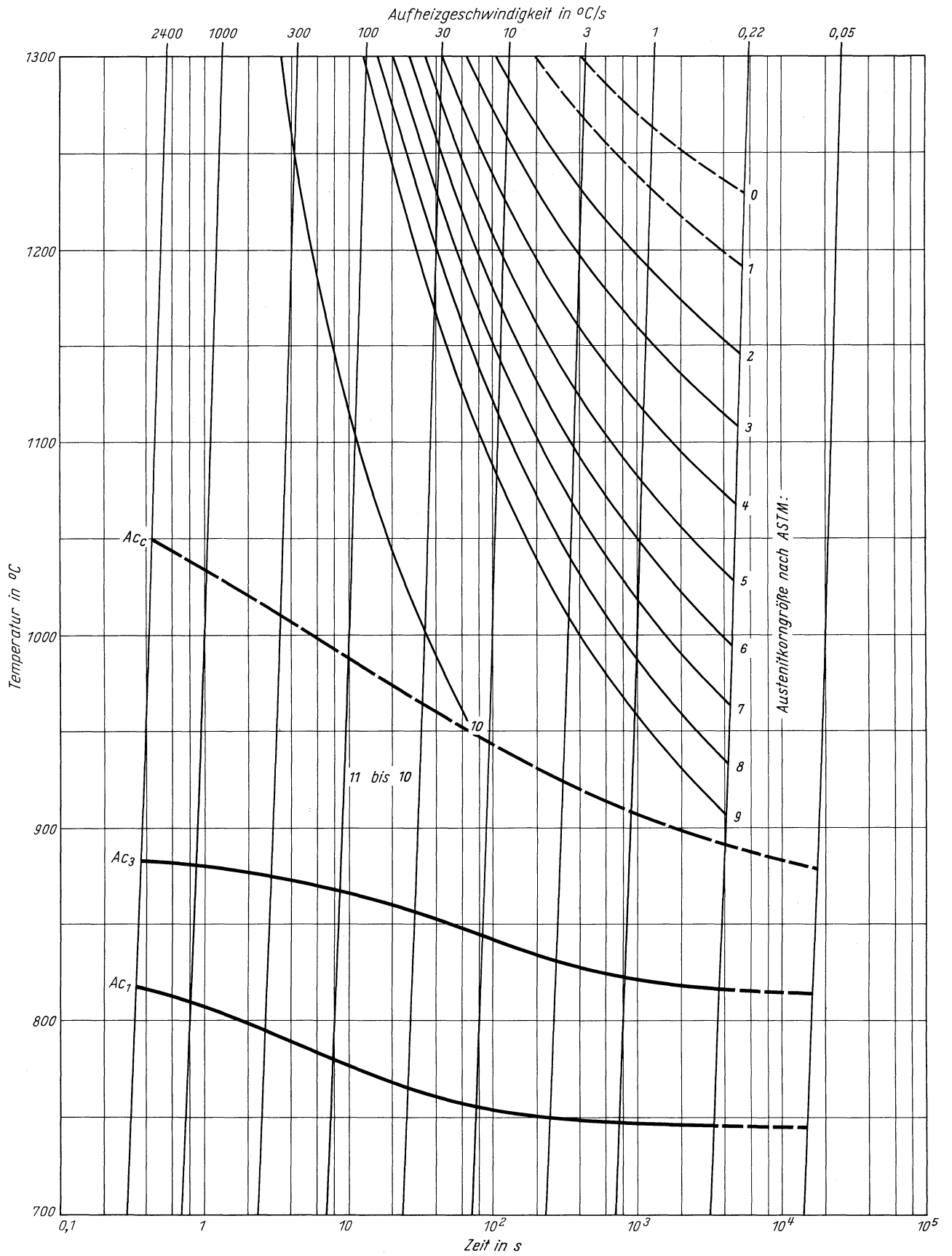
# Stahl 46 Cr 2

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(isothermisch)



**Stahl 46 Cr 2**

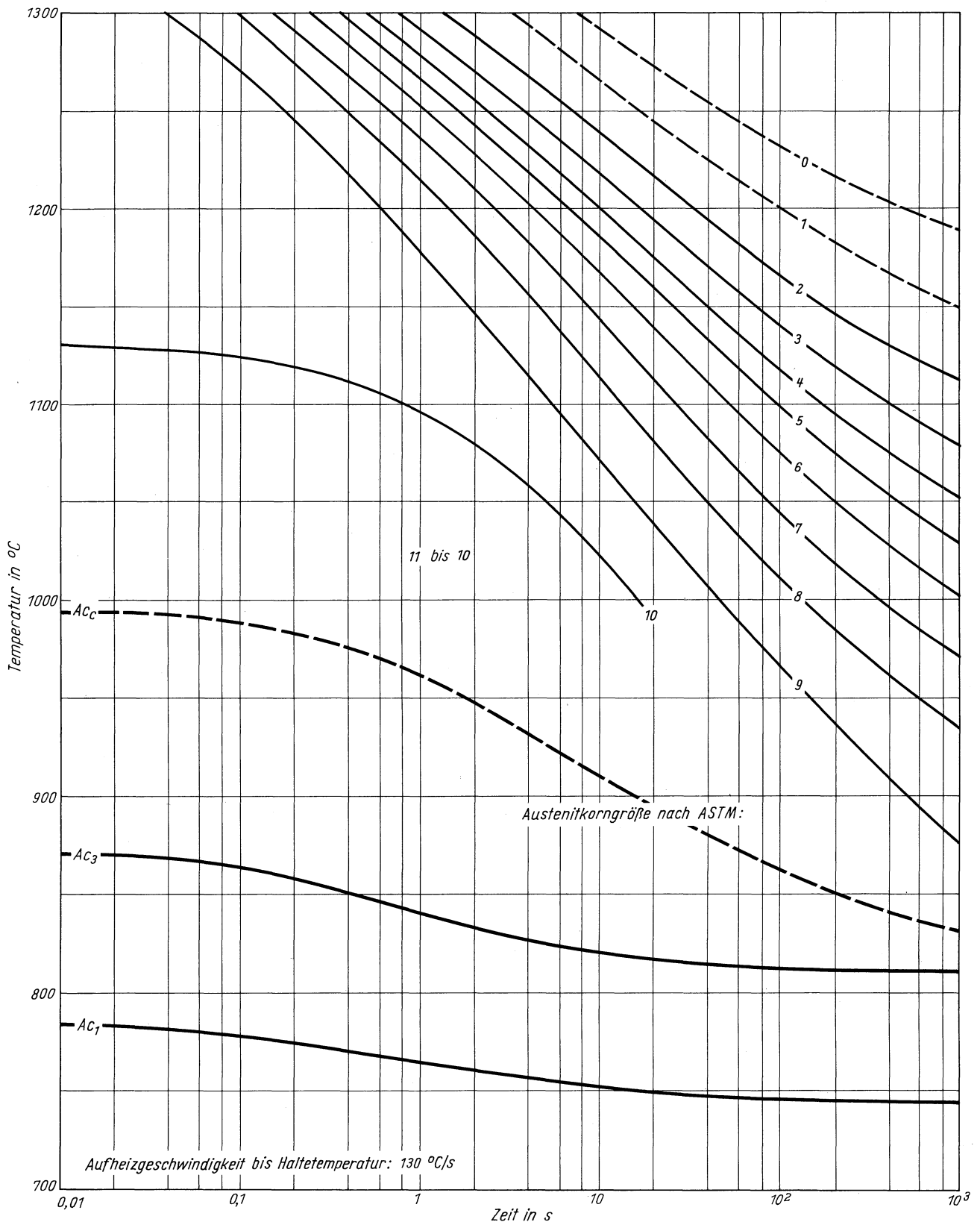
ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)





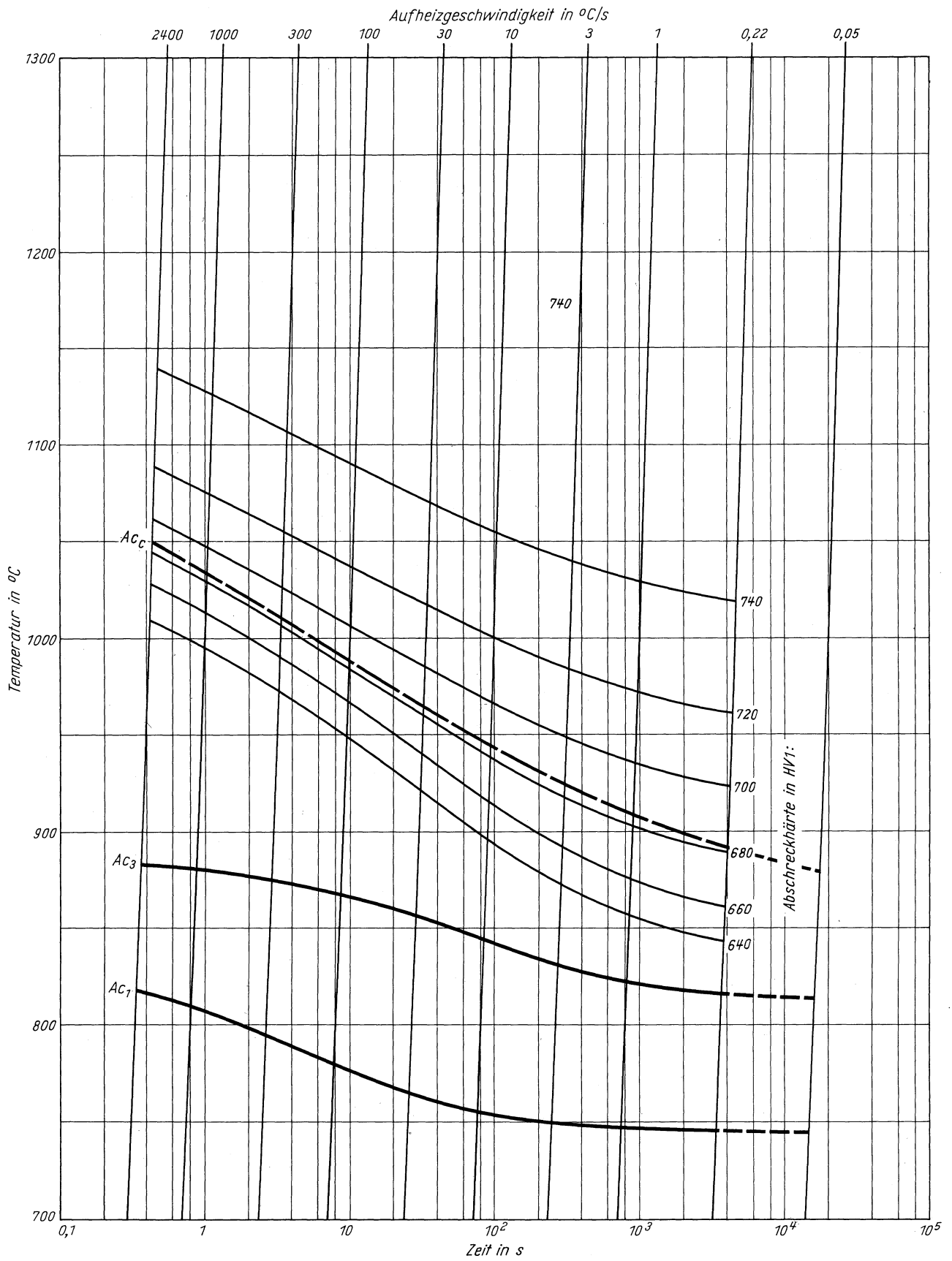
**Stahl 46 Cr 2**

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(isothermisch)



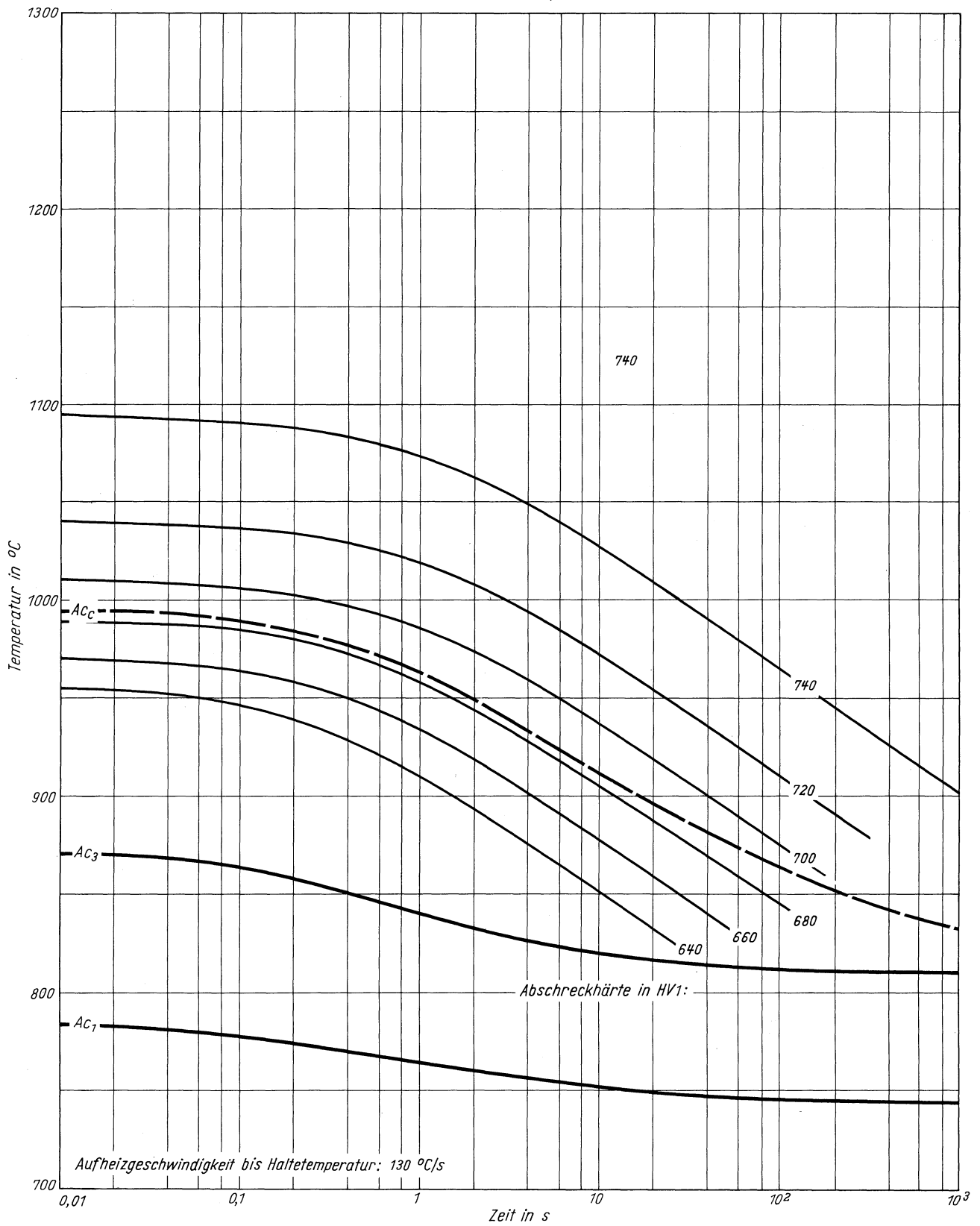
**Stahl 46 Cr 2**

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)



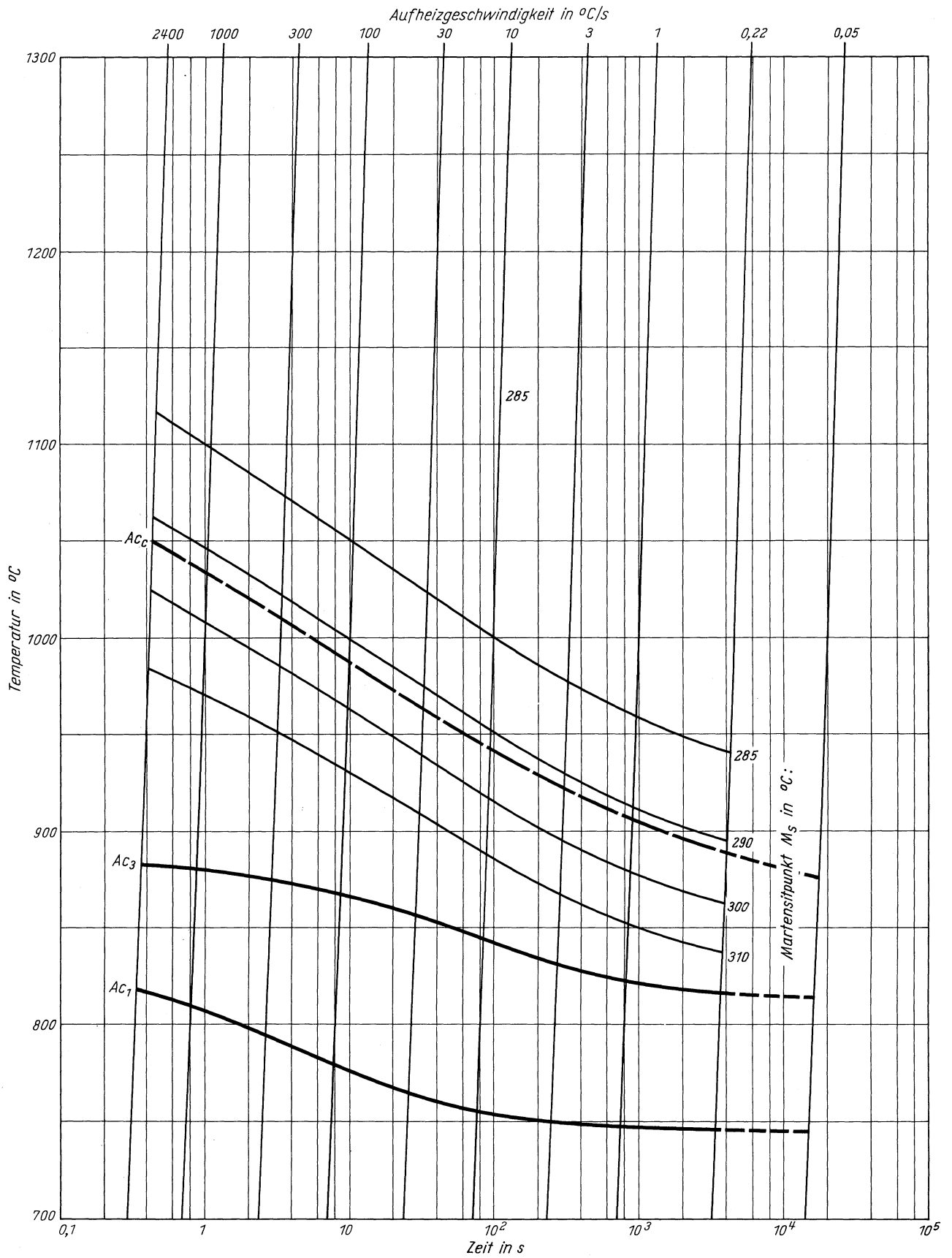
**Stahl 46 Cr 2**

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(isothermisch)



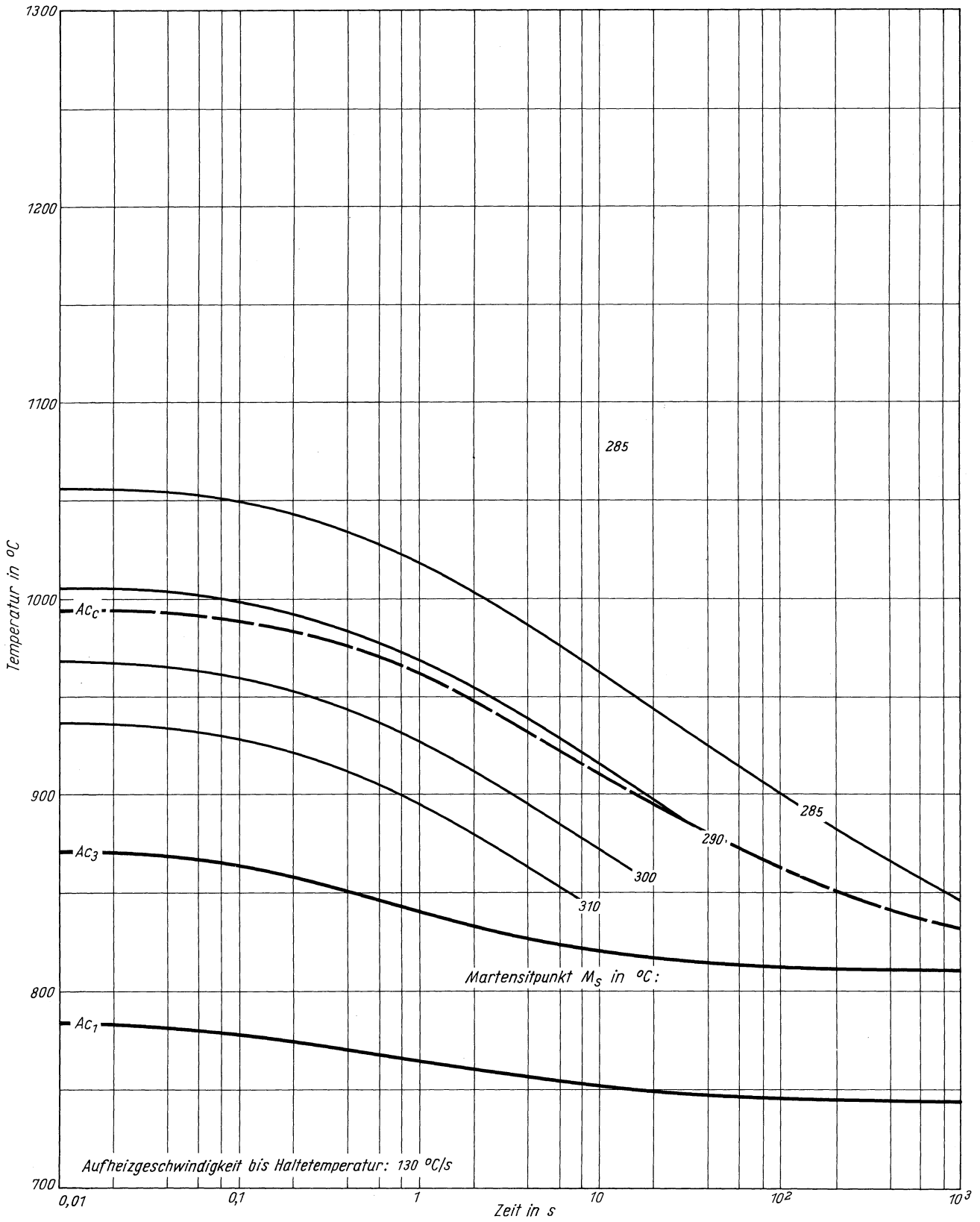
# Stahl 46 Cr 2

ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
(kontinuierlich)



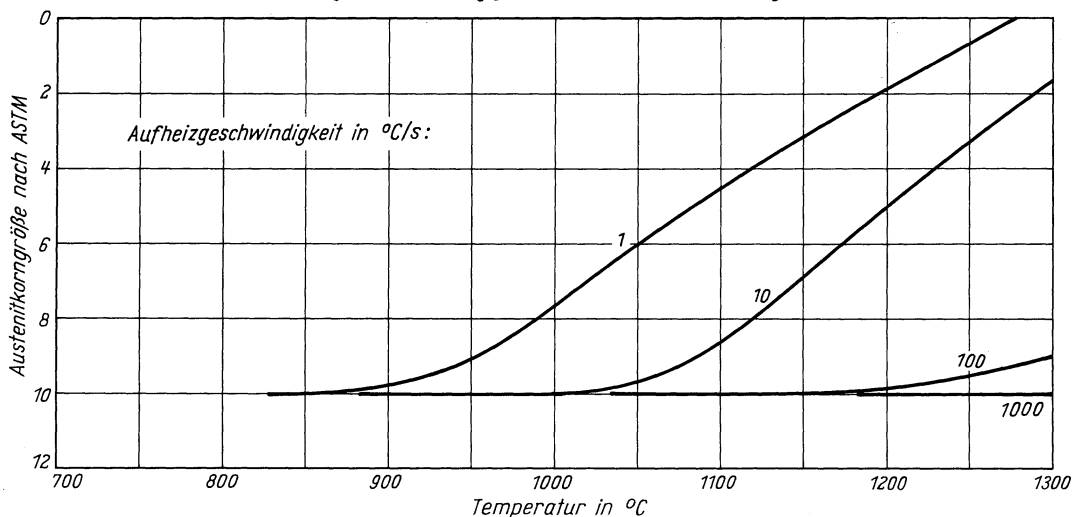
**Stahl 46 Cr 2**

ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
(isothermisch)

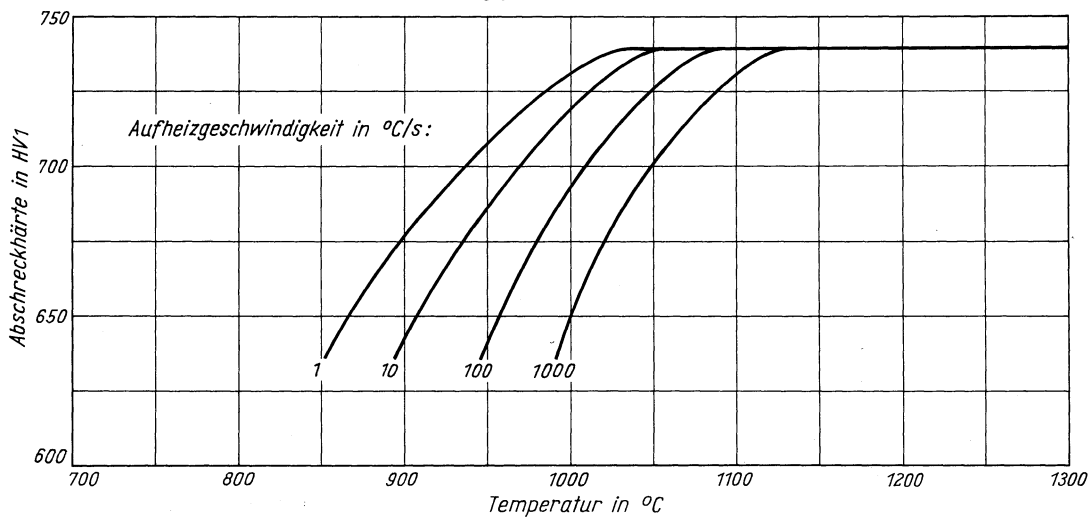


# Stahl 46 Cr 2

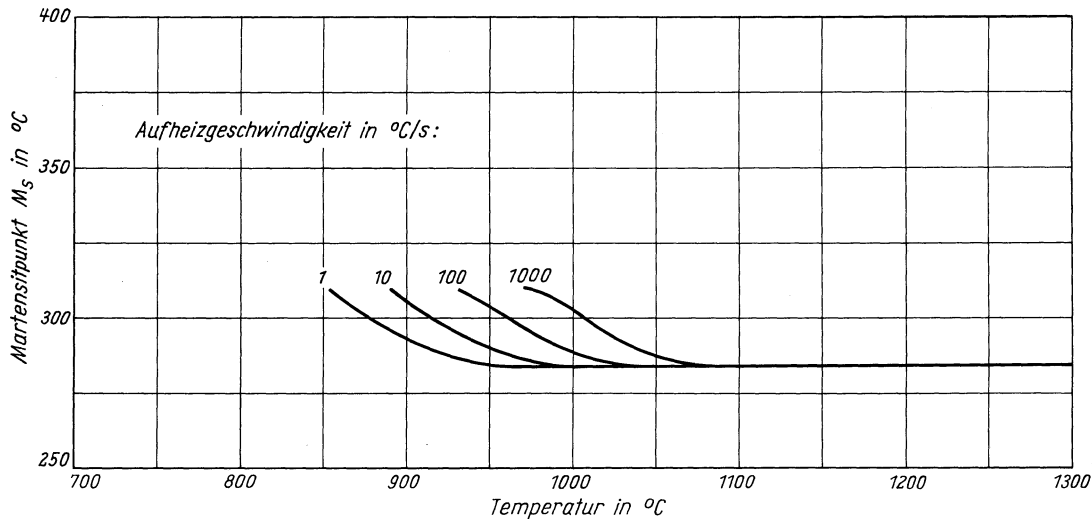
Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

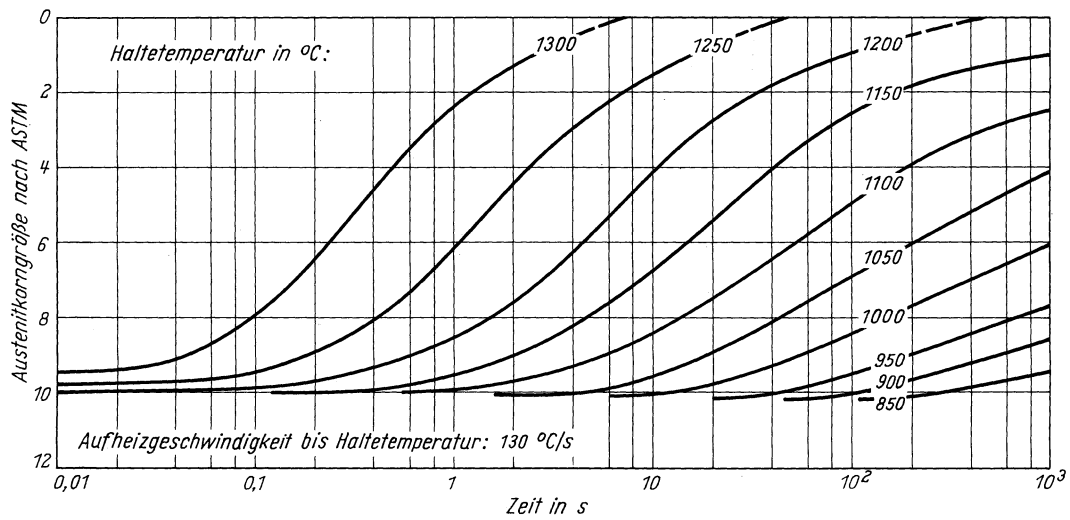


Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

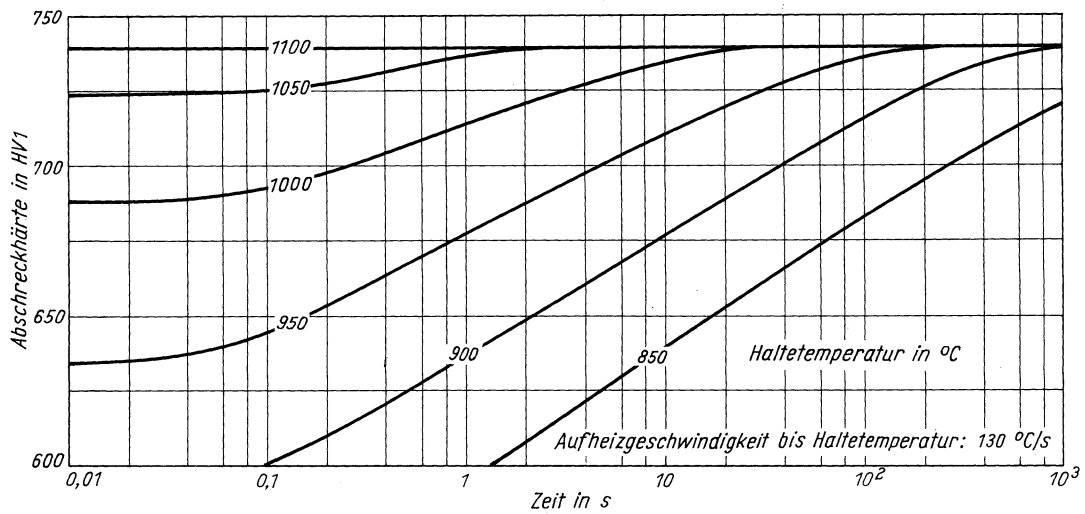


# Stahl 46 Cr 2

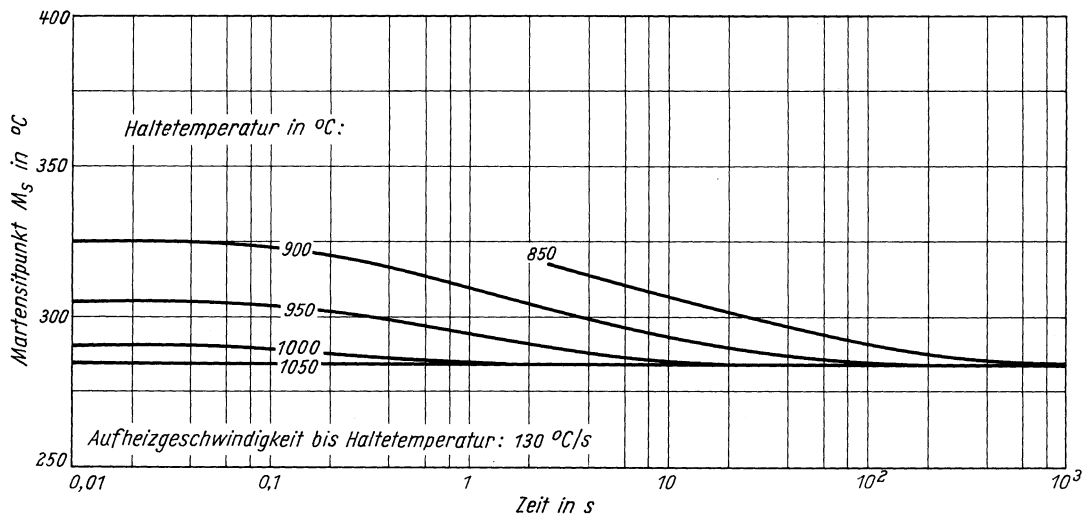
Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Haltezeit



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Haltezeit



Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Haltezeit







# Stahl 41 Cr 4

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.7035

Vergütungsstahl nach DIN 17200

Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	N	Ni
Sollwerte mindestens	0,38	0,15	0,50				0,90				
höchstens	0,45	0,40	0,80	0,035	0,035		1,20				
untersuchte Schmelze	0,40	0,22	0,57	0,025	0,028	0,020	0,95	0,013	0,04	0,0098	0,10

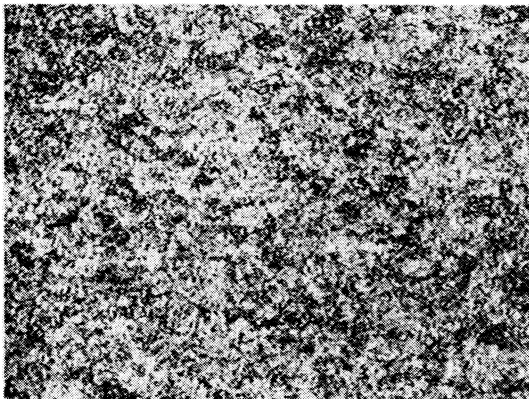
Lieferzustand

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

Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17200

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

Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1



Querschliff

200:1

Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	–
Austenitkorngrenzen	8

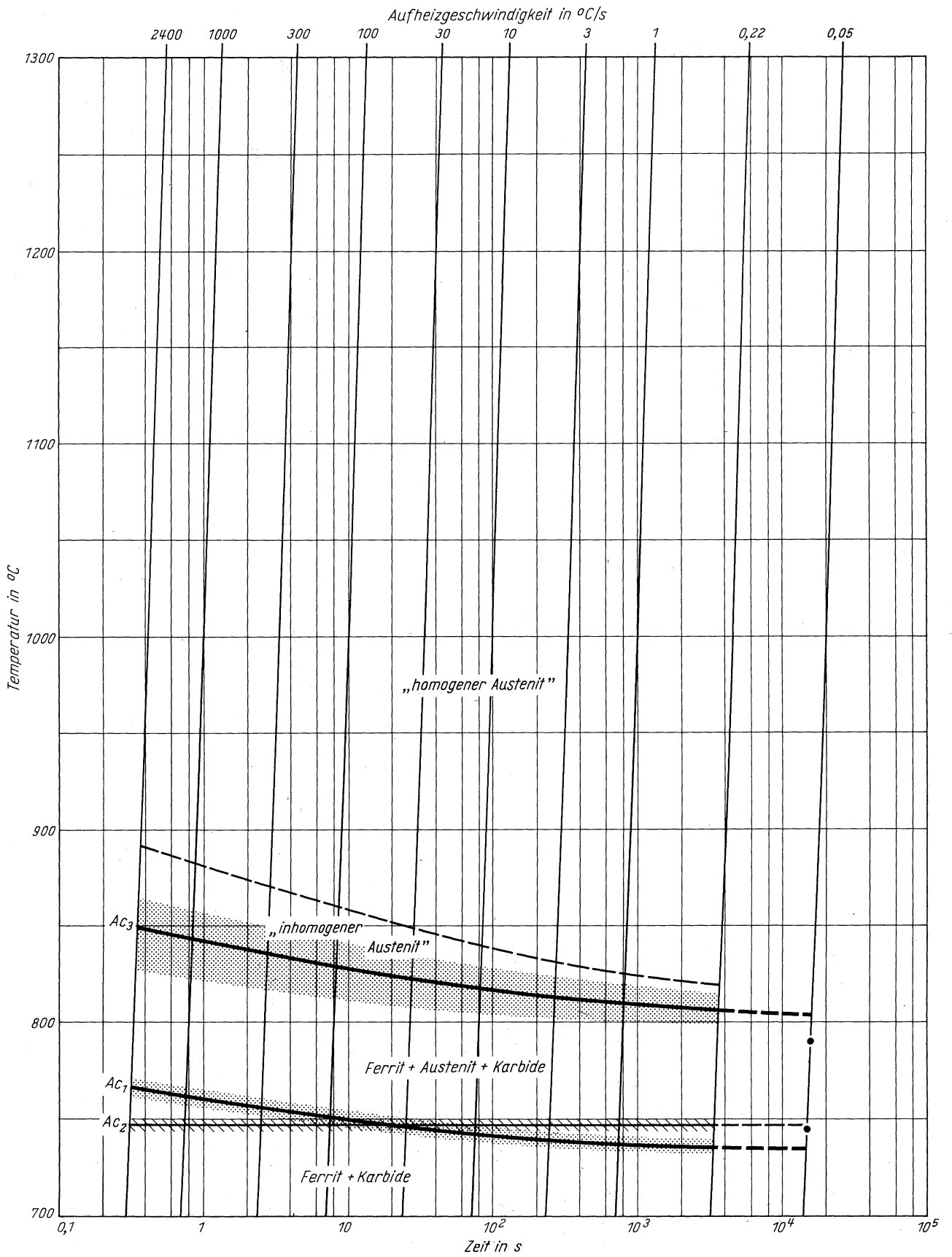


Querschliff

1000:1

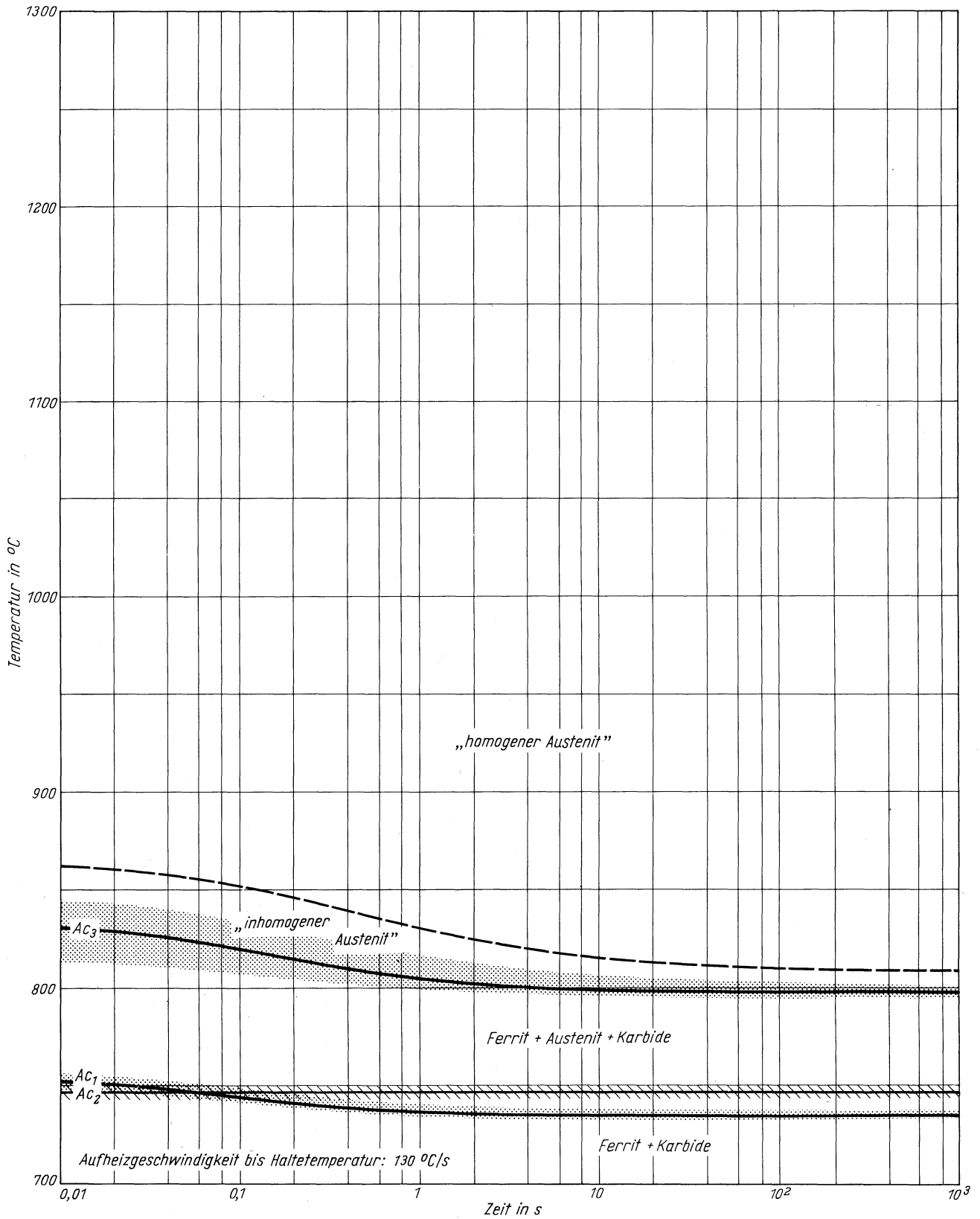
**Stahl 41 Cr 4**

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(kontinuierlich)



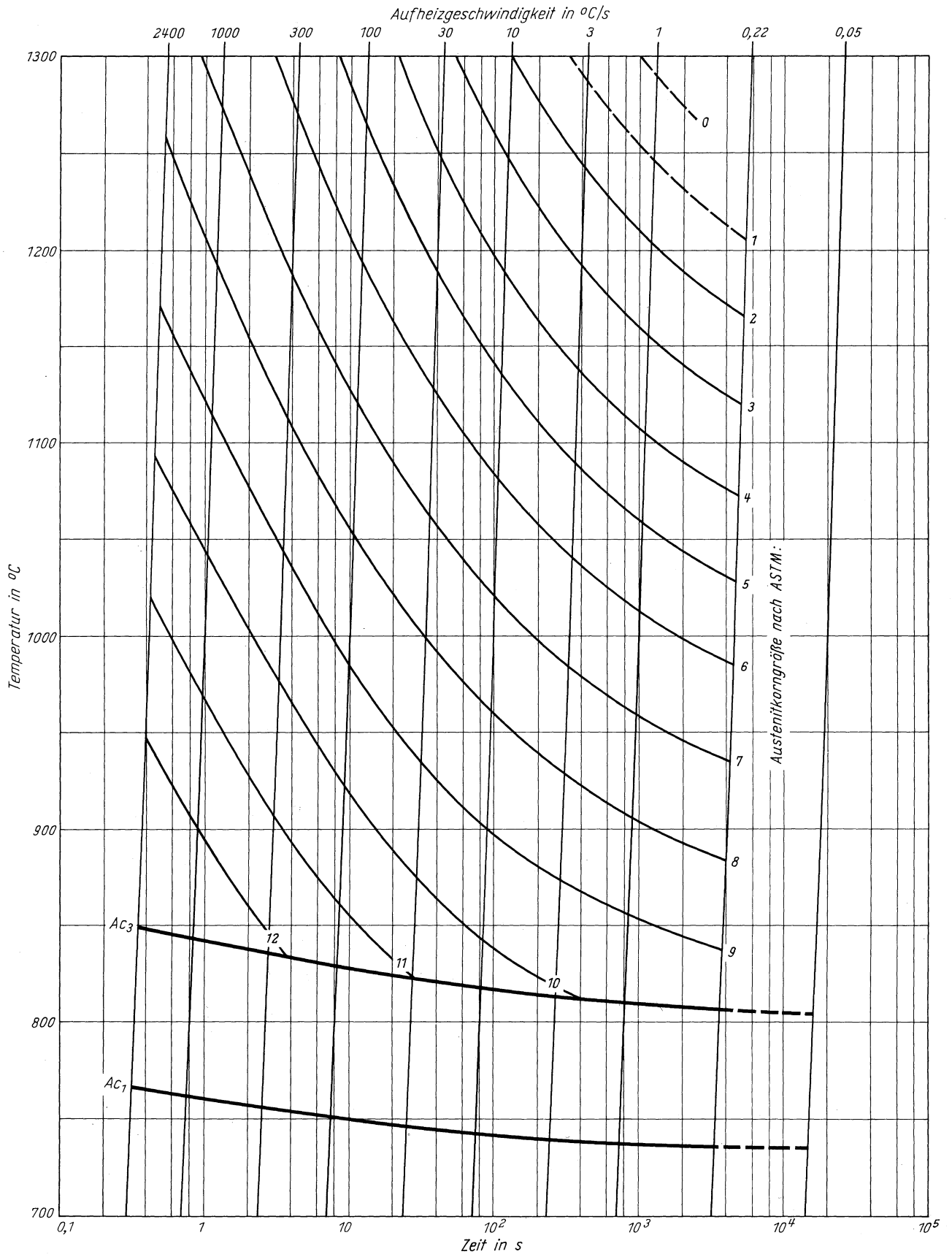
**Stahl 41 Cr 4**

*Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(isothermisch)*



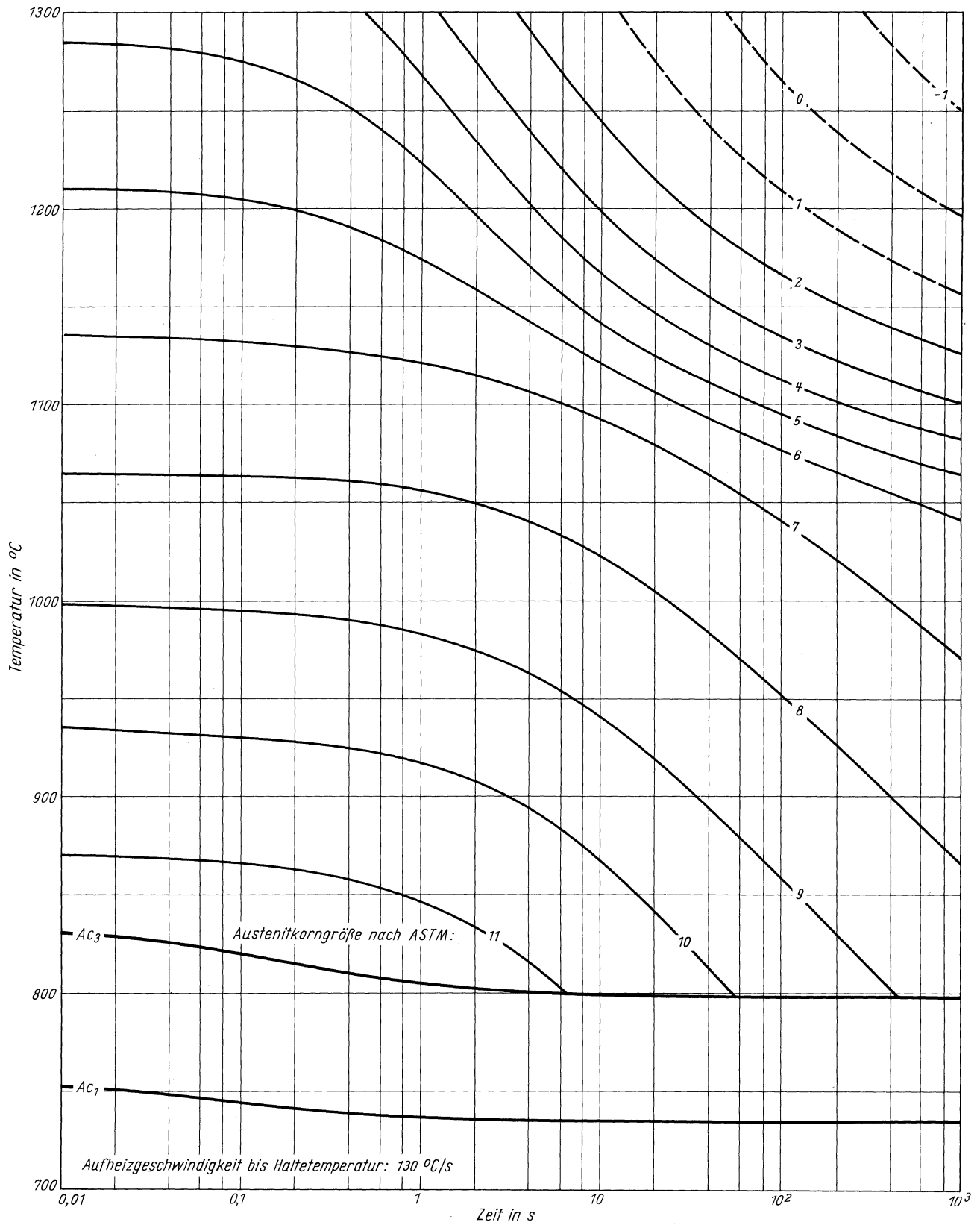
**Stahl 41 Cr 4**

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)



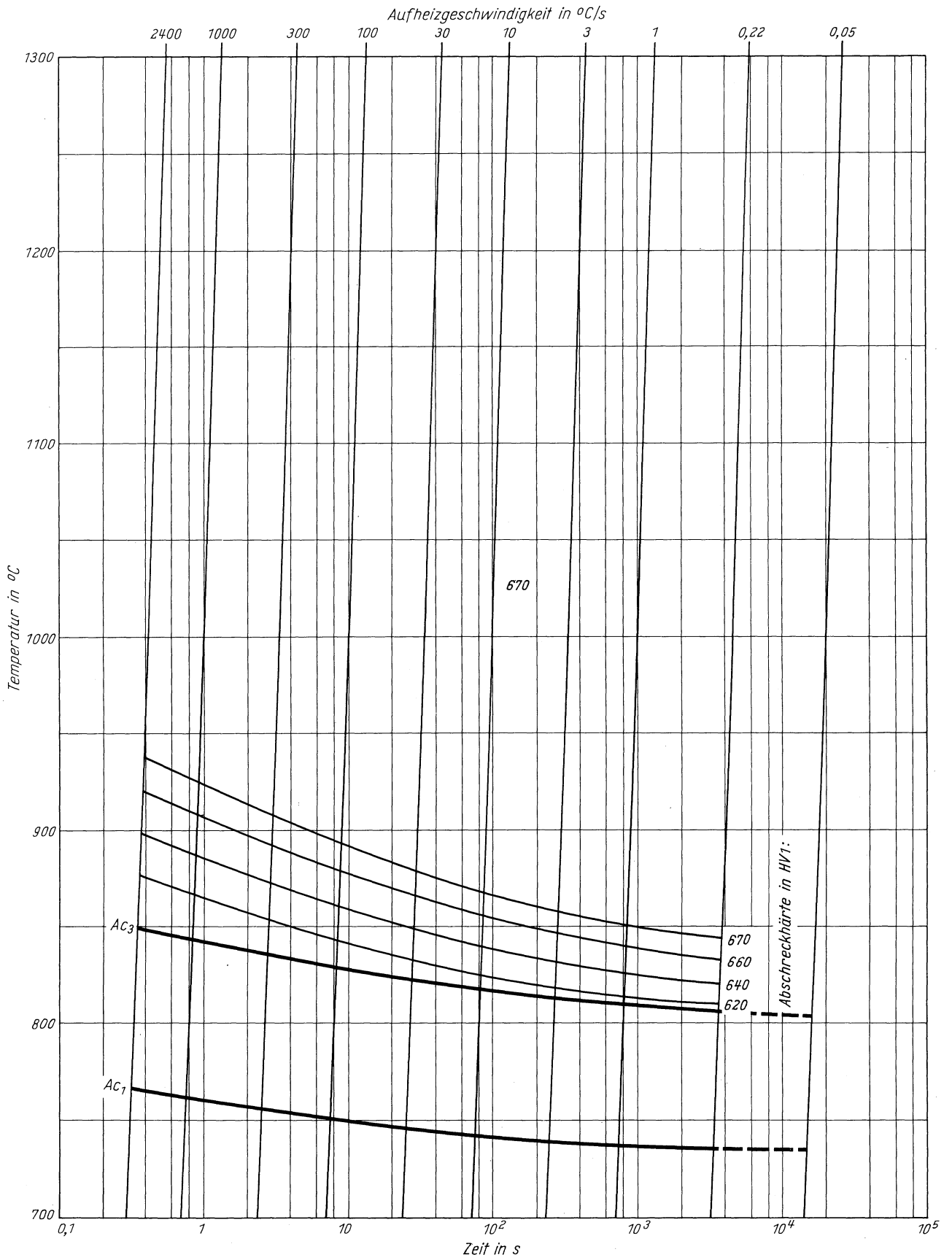
# Stahl 41 Cr 4

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(isothermisch)



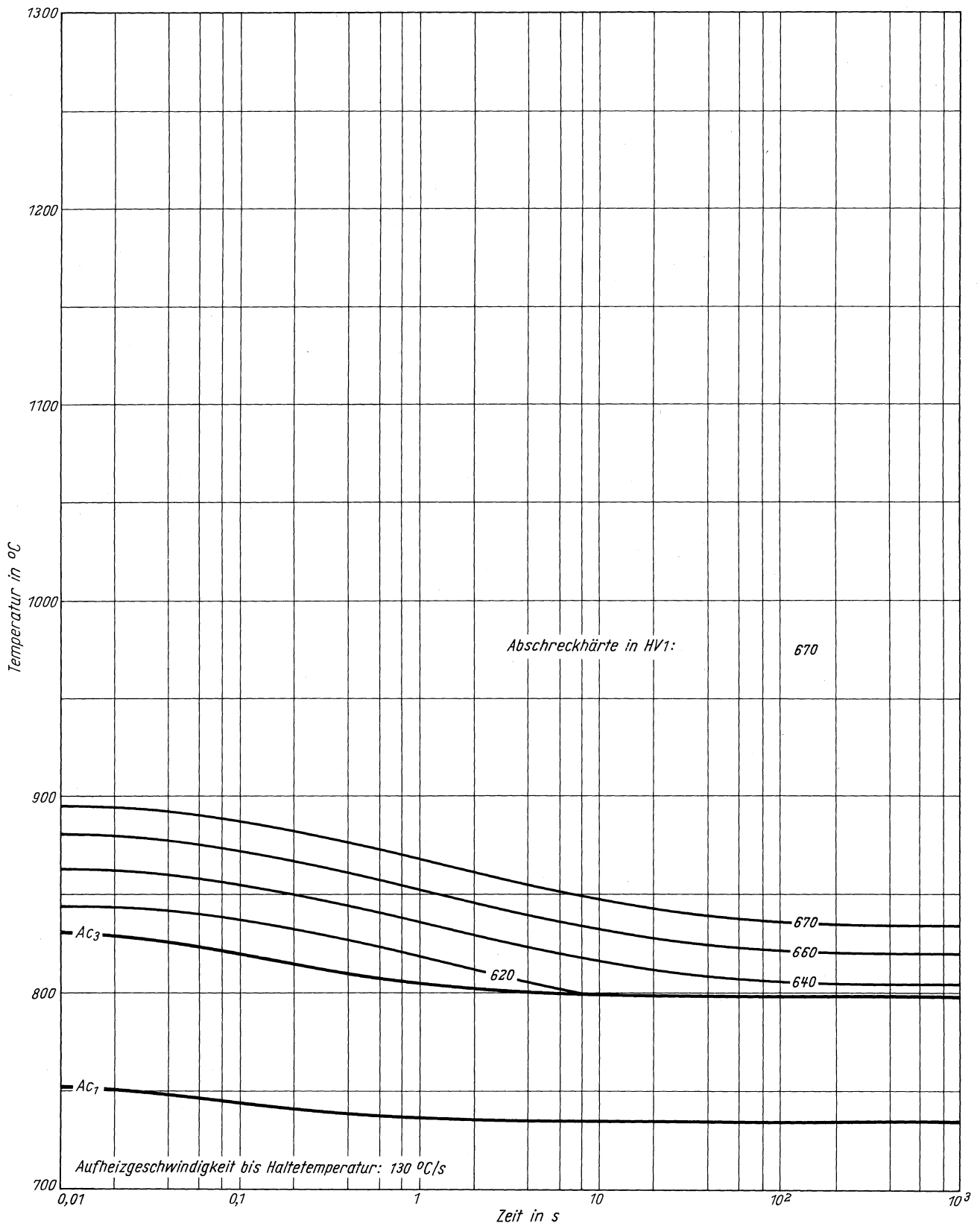
# Stahl 41 Cr 4

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)



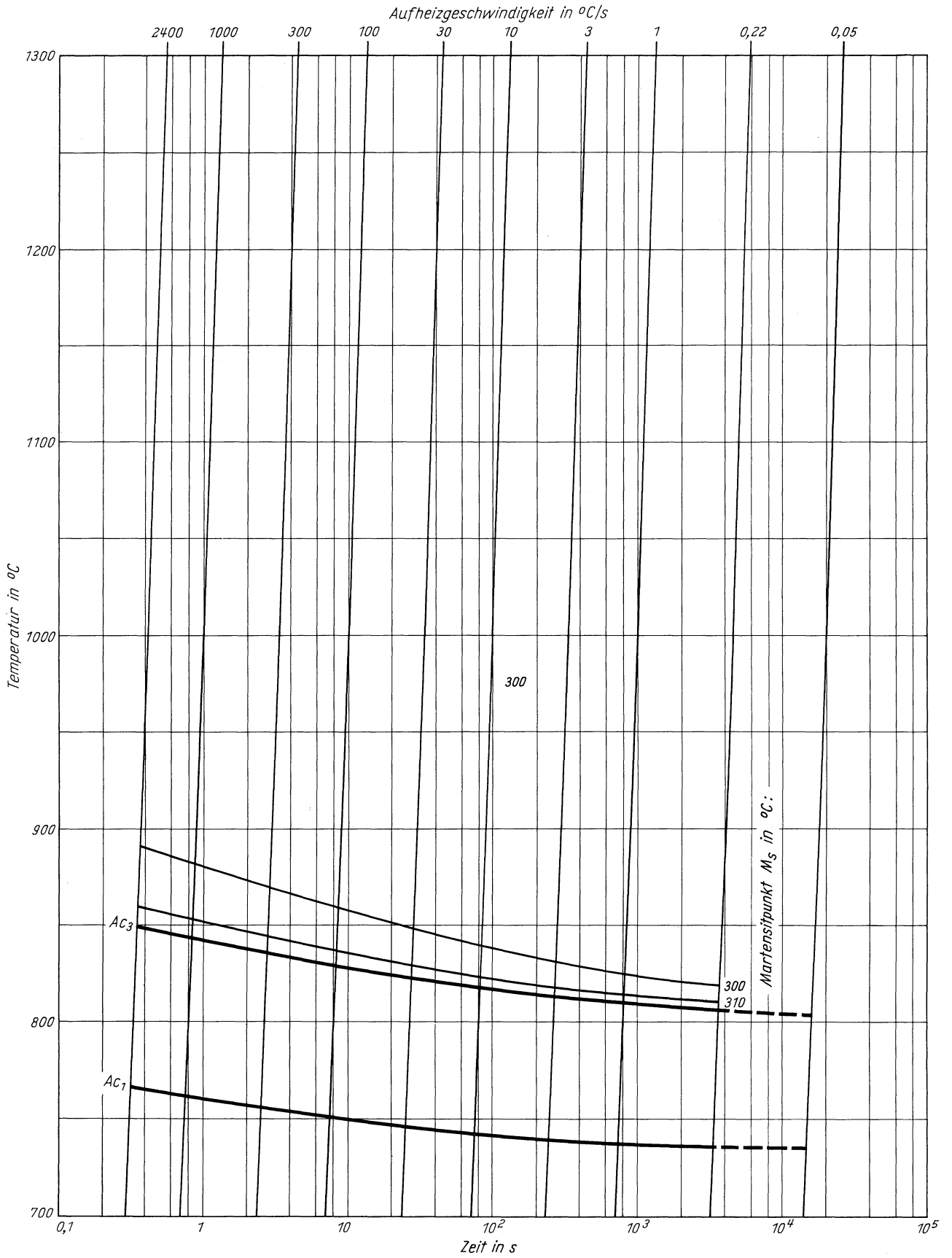
# Stahl 41 Cr 4

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(isothermisch)



**Stahl 41 Cr 4**

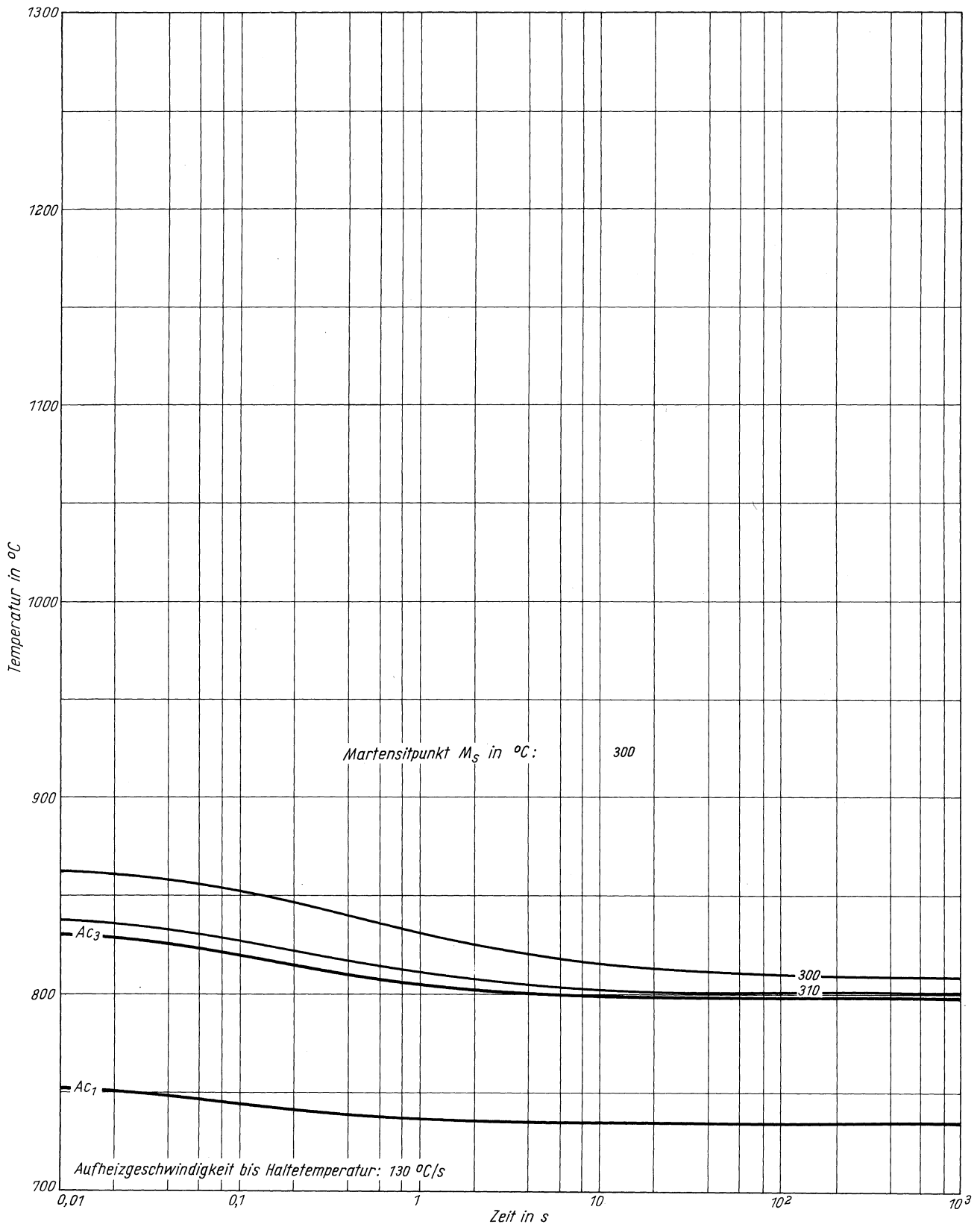
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
(kontinuierlich)





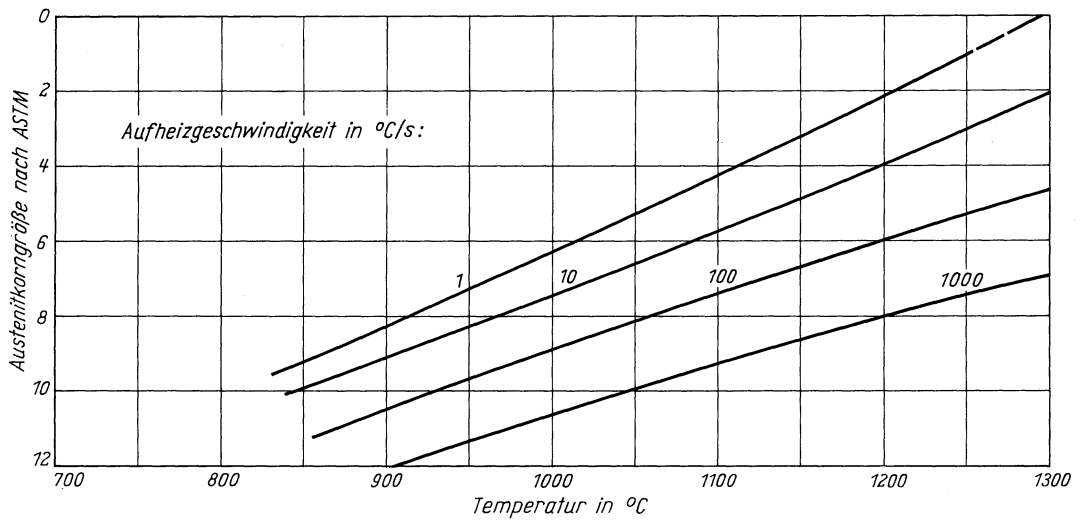
**Stahl 41 Cr 4**

ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
(isothermisch)

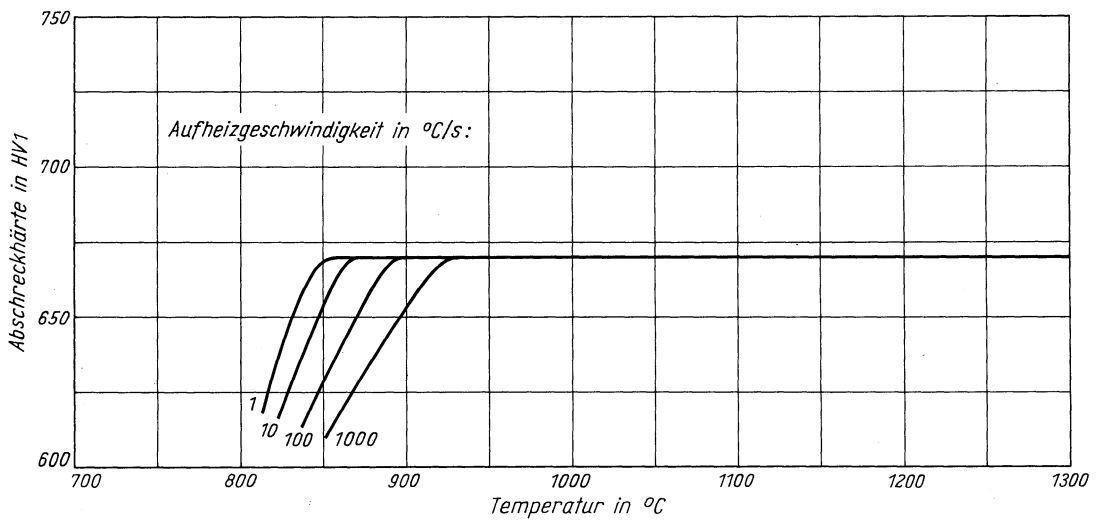


# Stahl 41 Cr 4

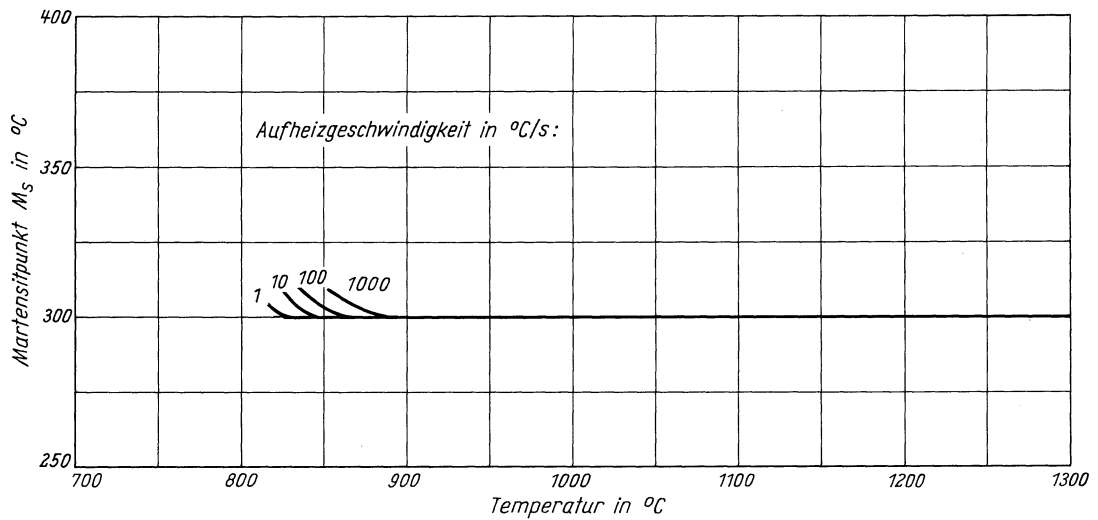
Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

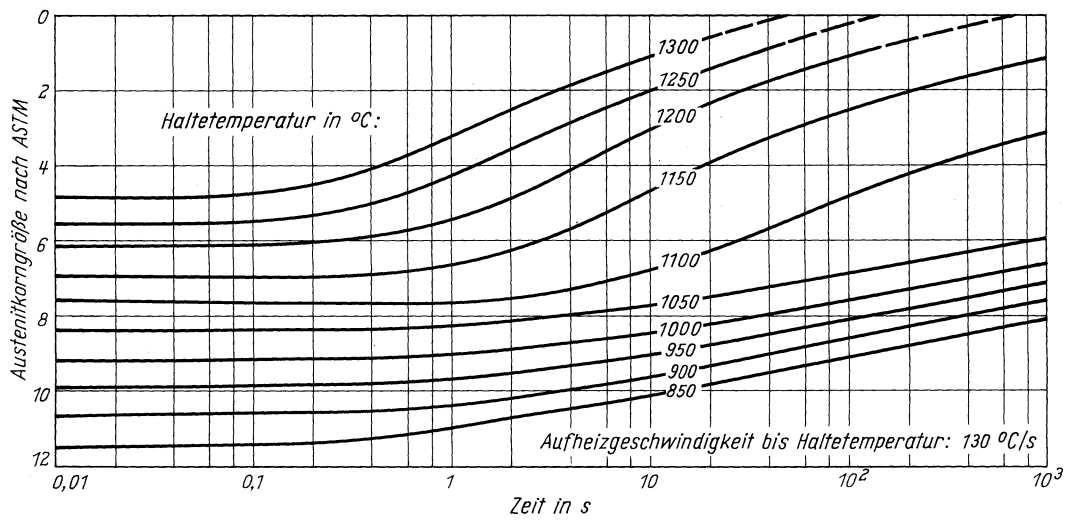


Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

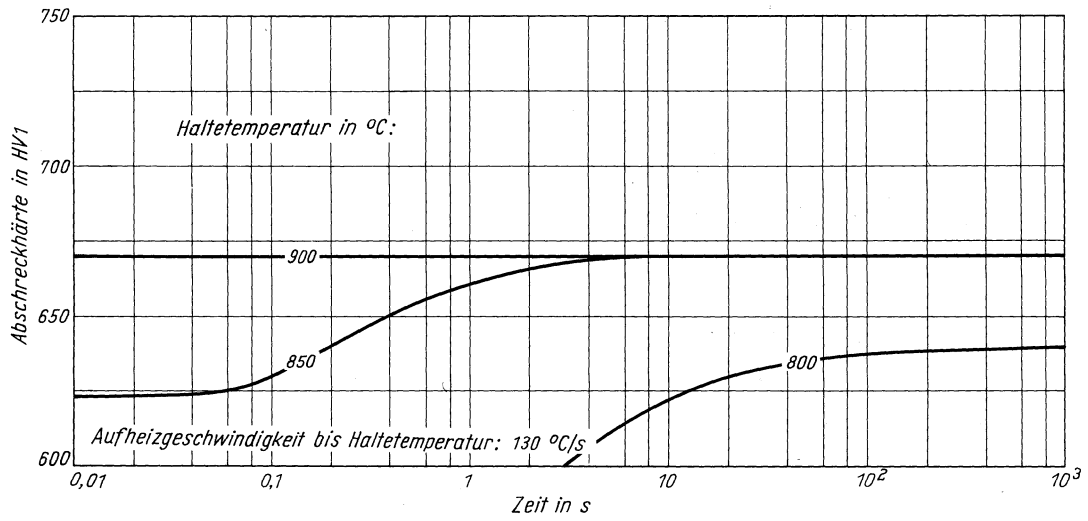


# Stahl 41 Cr 4

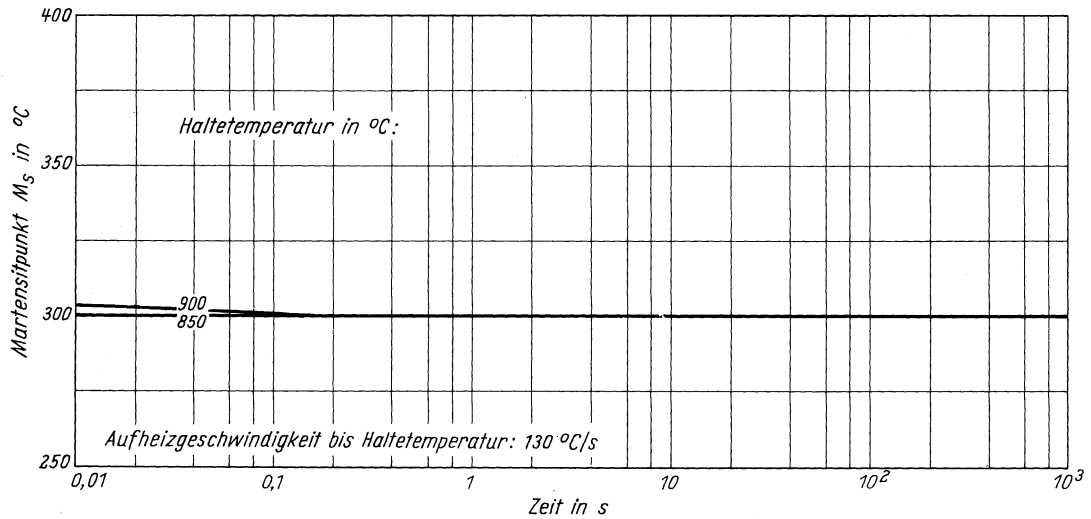
Austenitkorngroße in Abhängigkeit von der Haltezeit



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Haltezeit



Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Haltezeit





# Stahl 32 CrMo 12

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Stoffnummer nach DIN 17 007: 1.7361

Vergütungsstahl nach DIN 17 200

## Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	N	Ni
Sollwerte mindestens	0,28	0,15	0,40				2,80		0,30		
höchstens	0,35	0,40	0,70	0,035	0,035		3,30		0,50		
untersuchte Schmelze	0,32	0,22	0,94	0,019	0,008	0,033	2,88	0,11	0,38	0,0131	0,22

## Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 13 mm Dmr.

## Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17 200

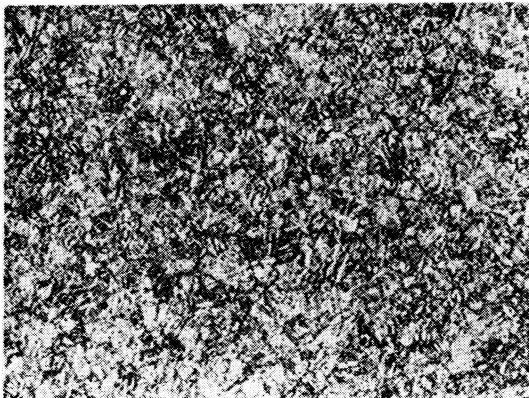
Weichglühen	Normalglühen	Härten in Öl	Anlassen
680–720 °C	880–920 °C	860–900 °C	540–680 °C

## Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1



Querschliff

200:1

## Verwendete Ätzmittel

Ätzmittel	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	–
Austenitkorngrenzen	9

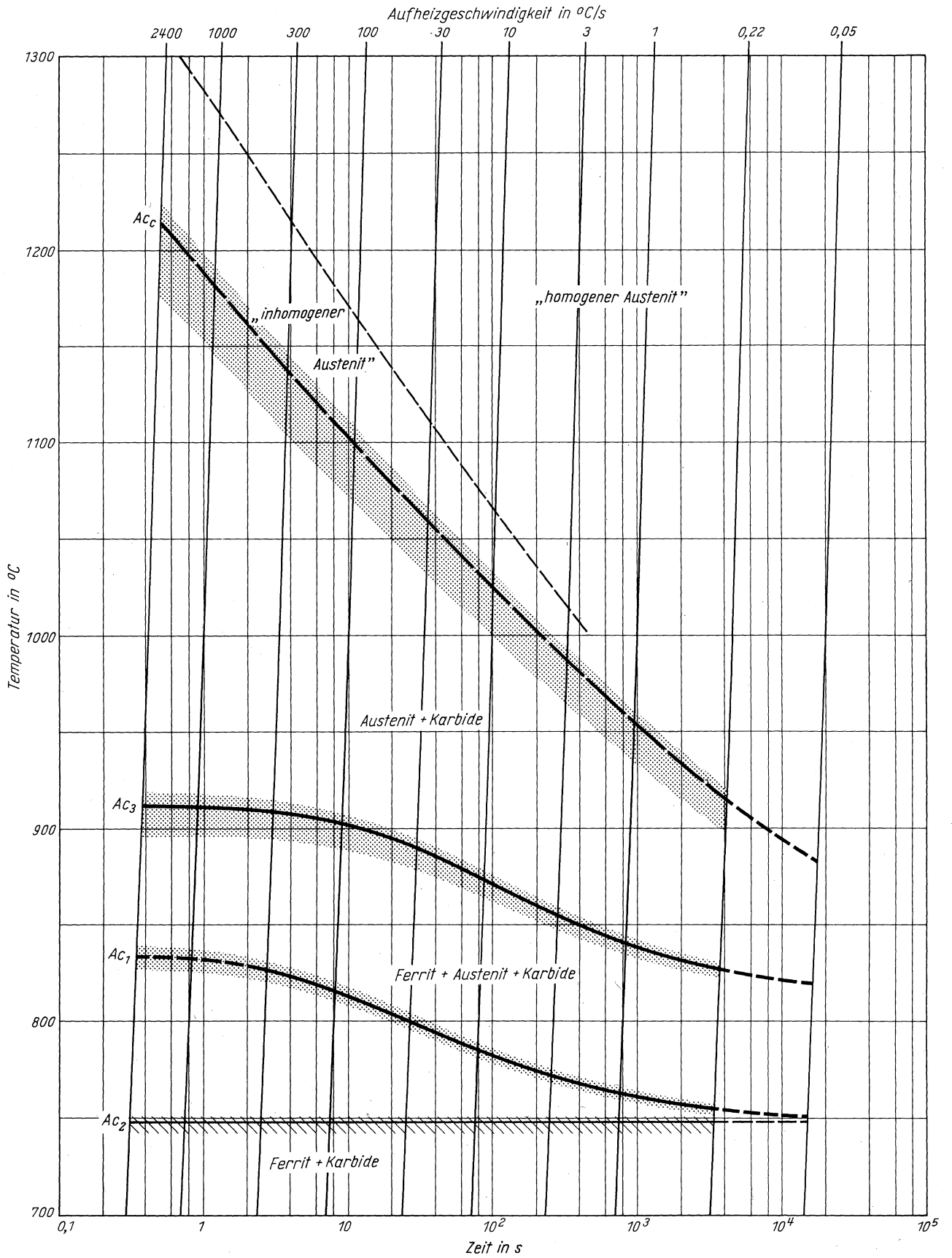


Querschliff

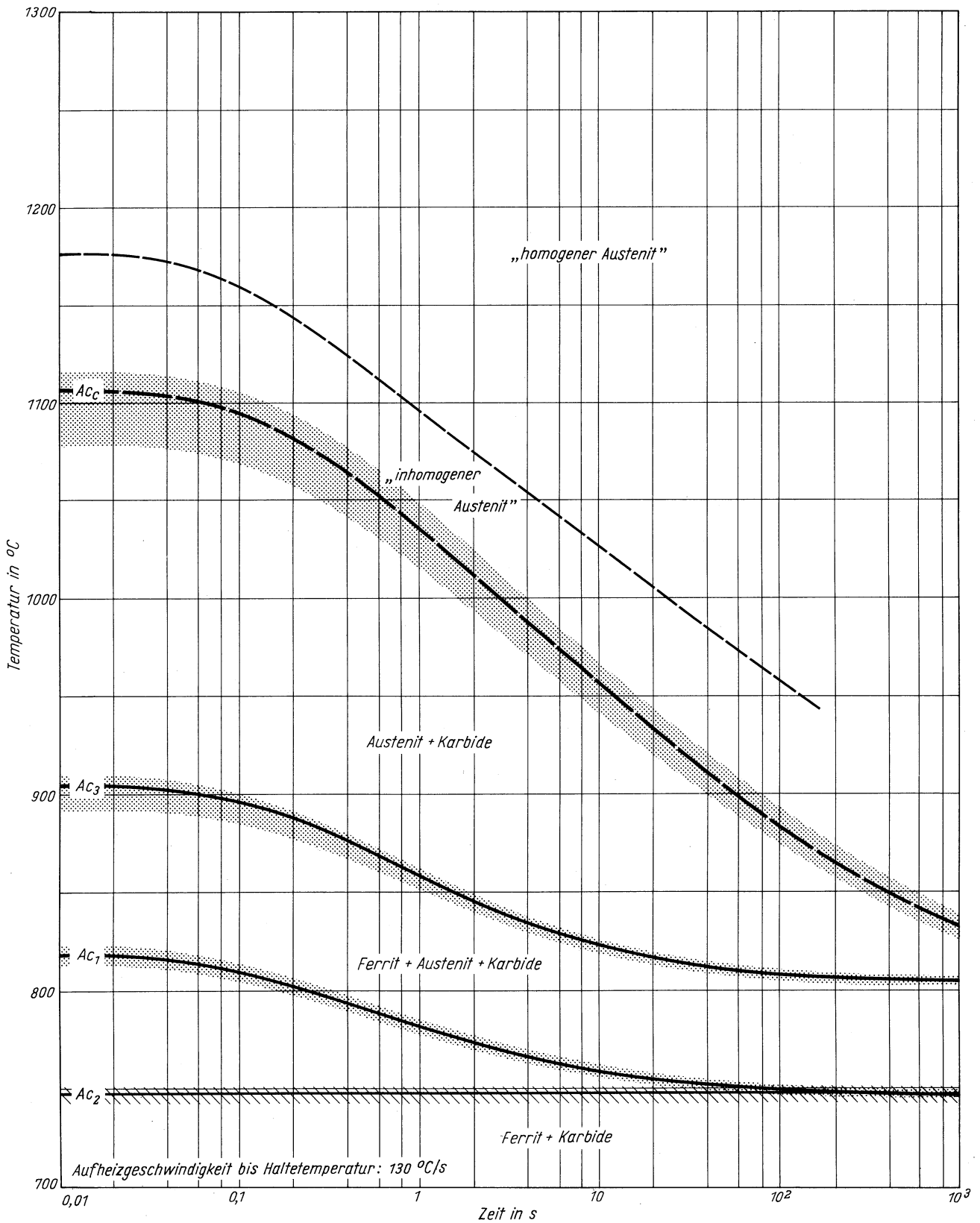
1000:1

# Stahl 32 CrMo 12

Zeit - Temperatur - Austenitierung - Schaubild  
(kontinuierlich)

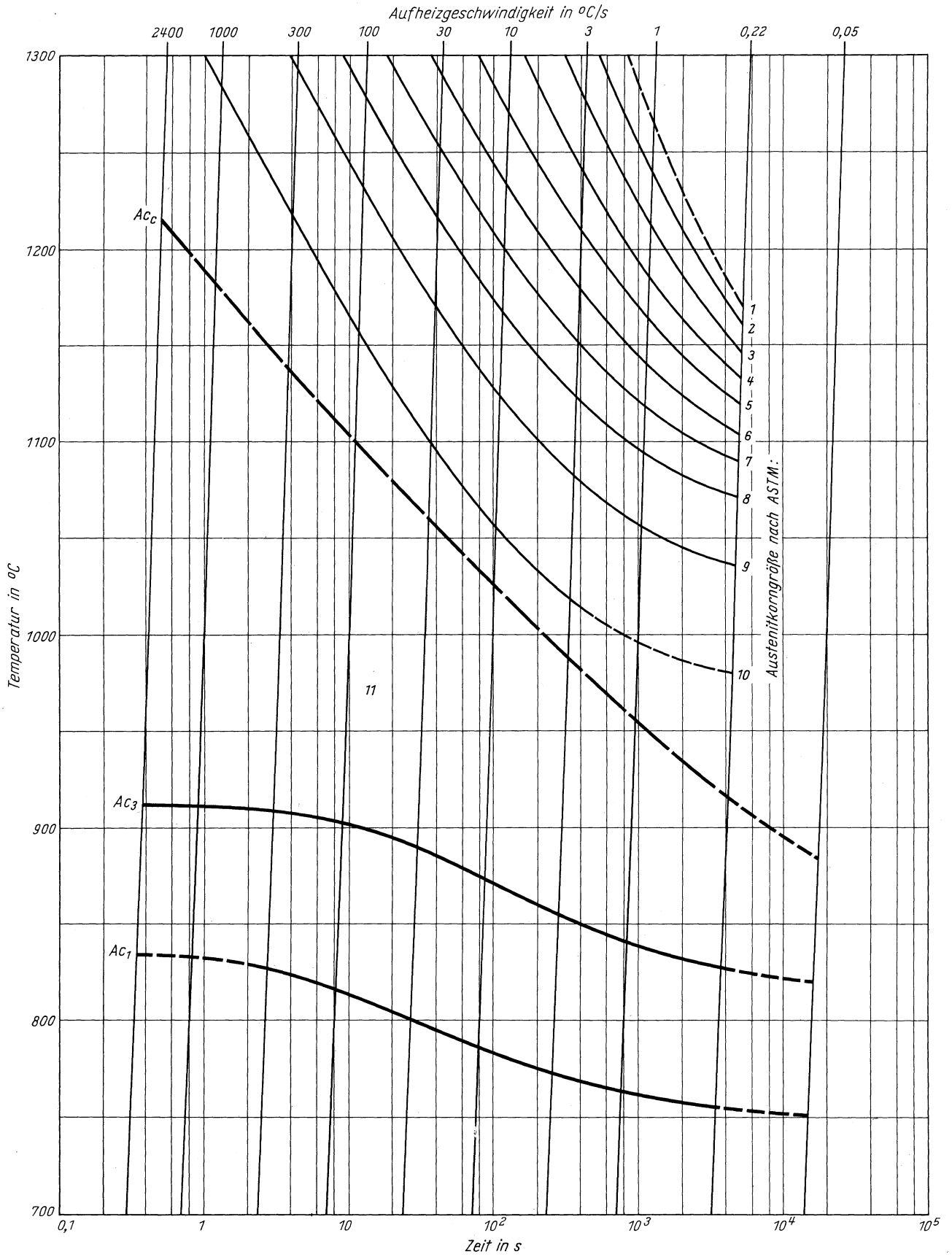


Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(isothermisch)



**Stahl 32 CrMo 12**

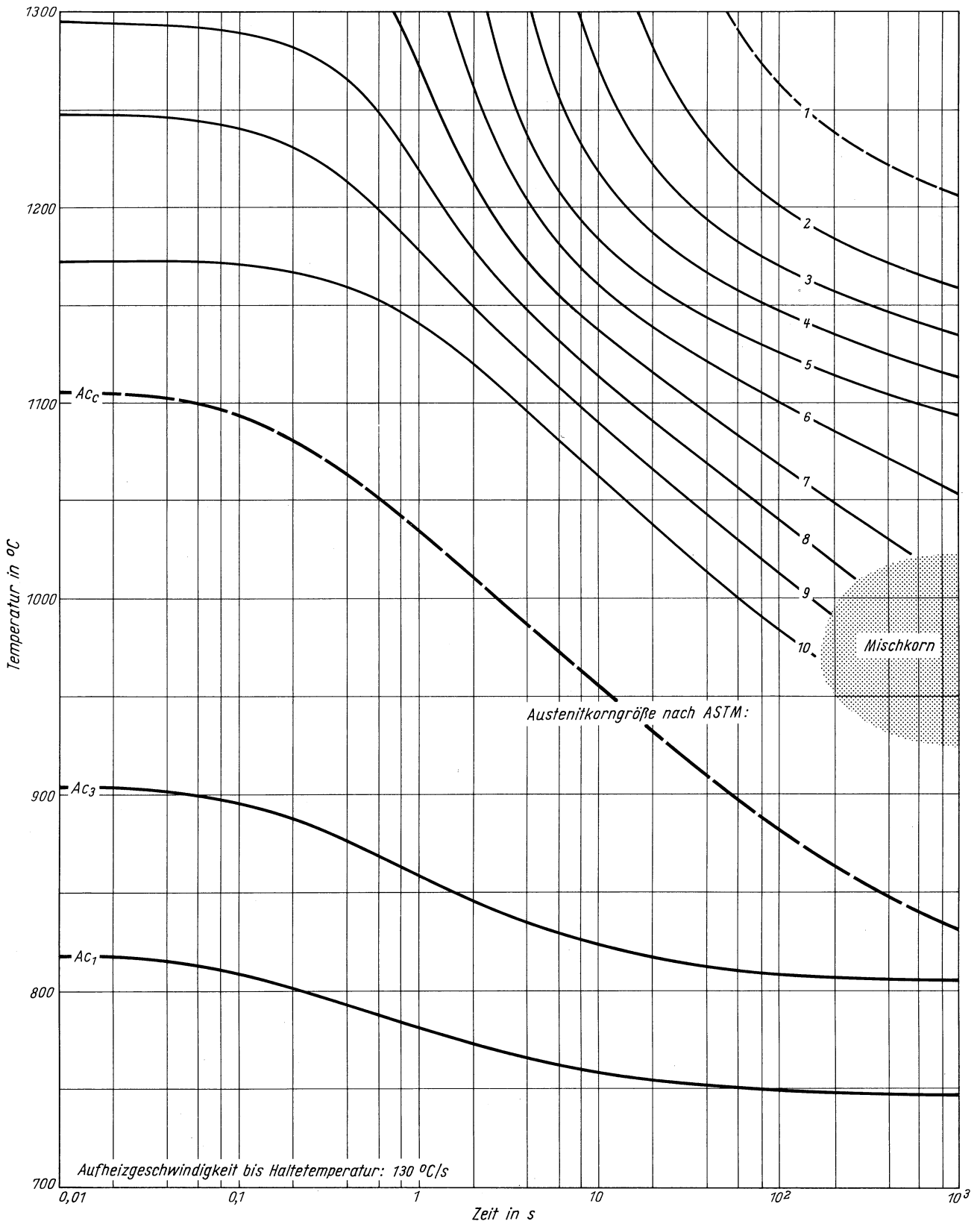
ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)





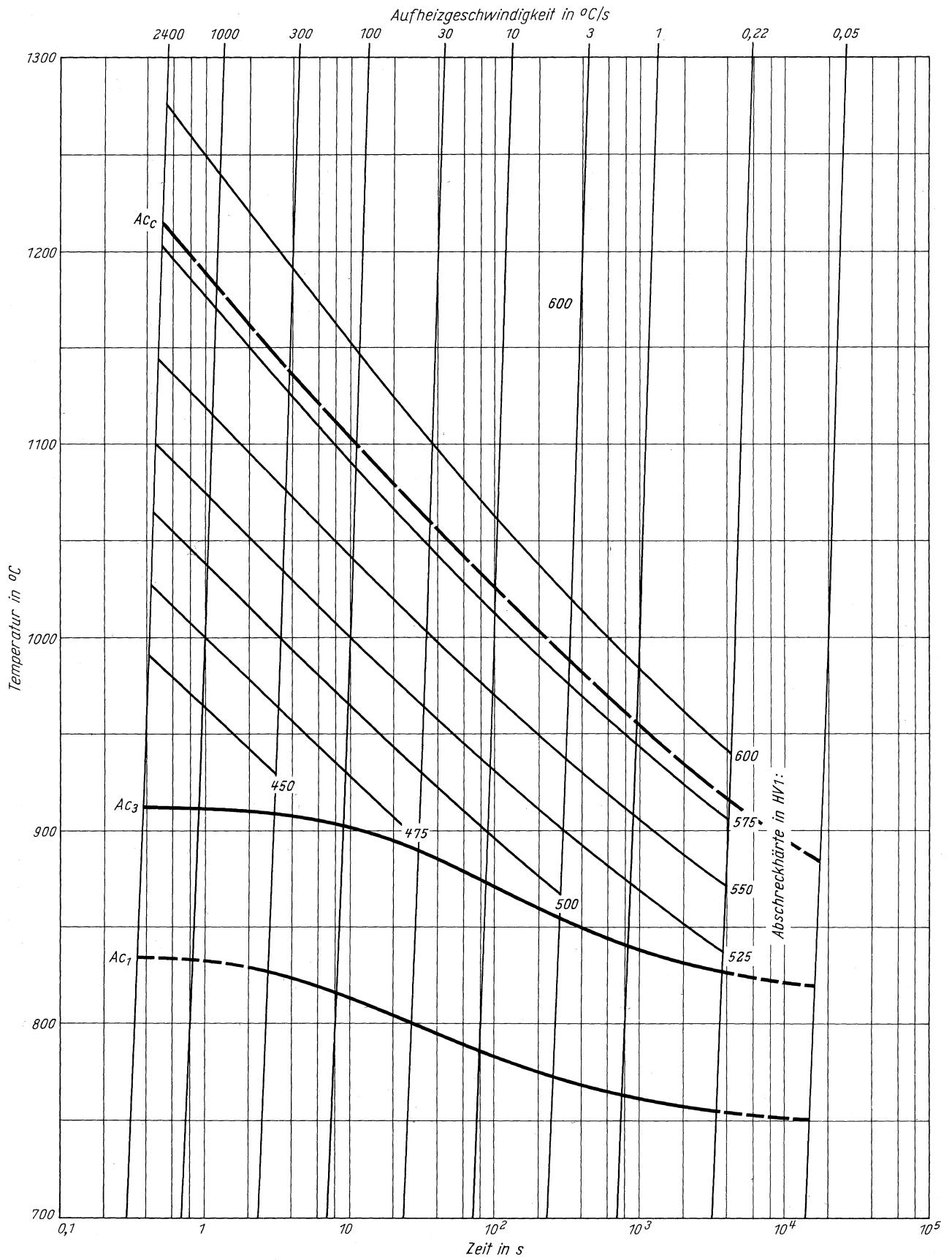
Stahl 32 CrMo 12

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(isothermisch)



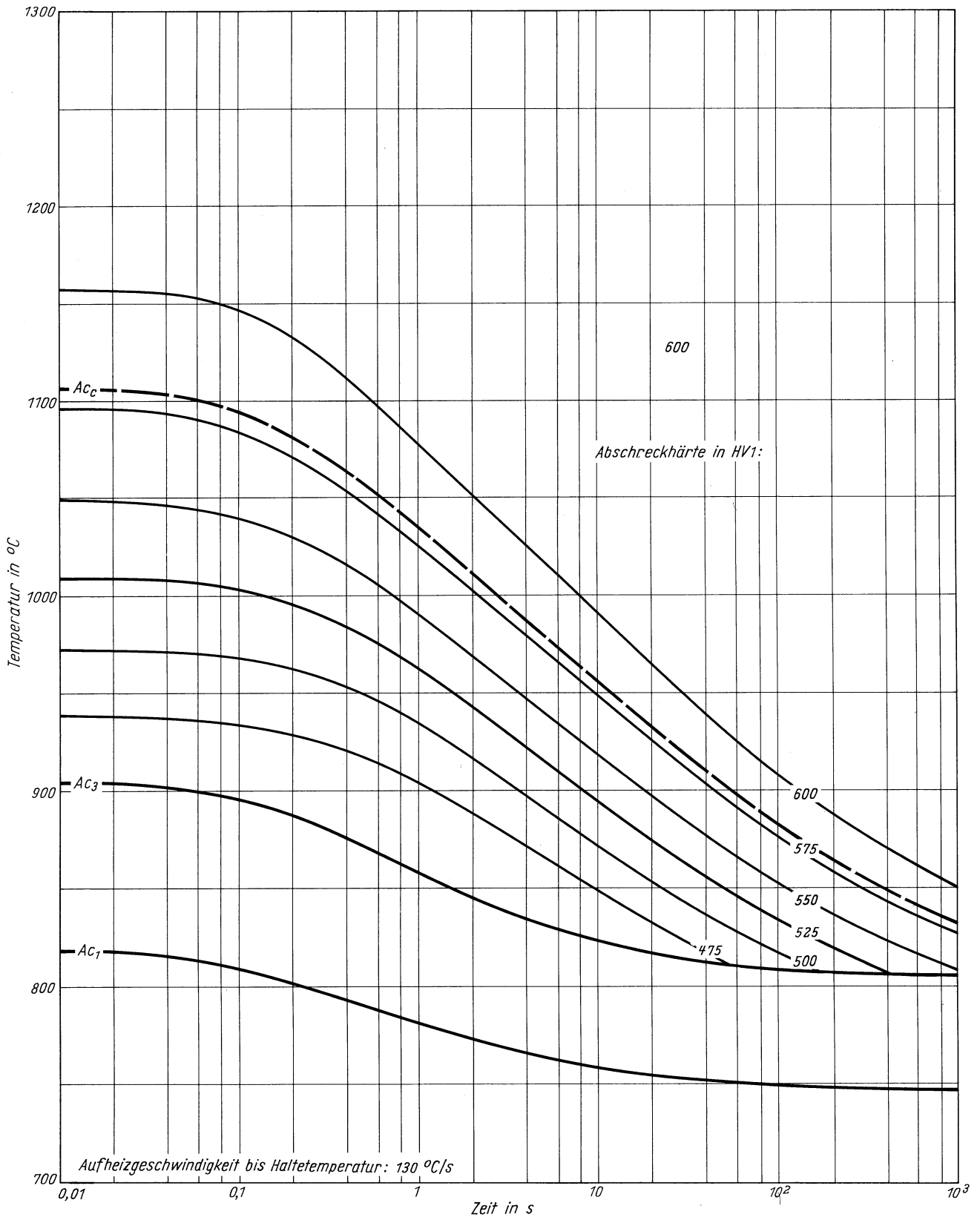
**Stahl 32 CrMo 12**

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)



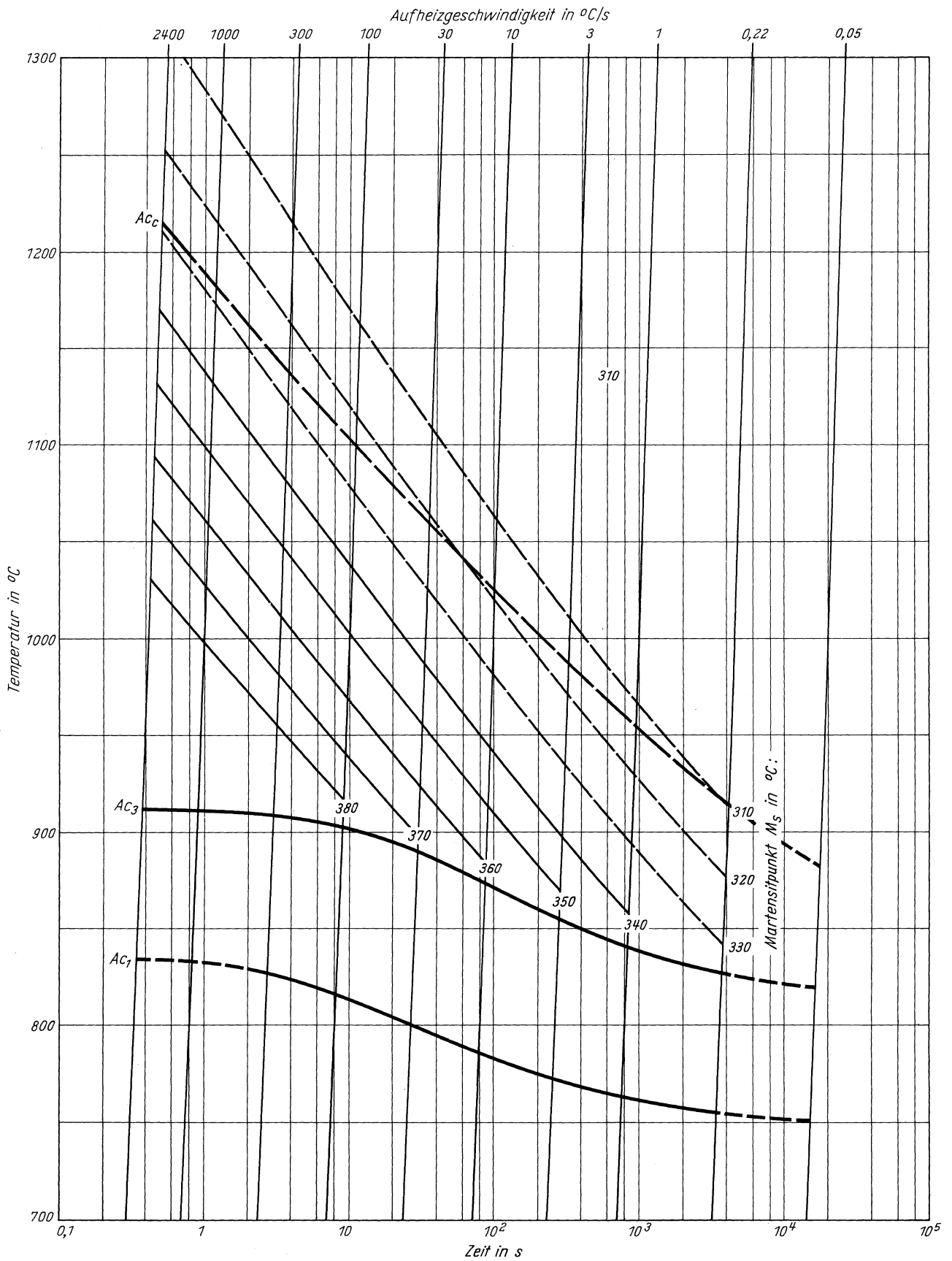
**Stahl 32 CrMo 12**

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(isothermisch)



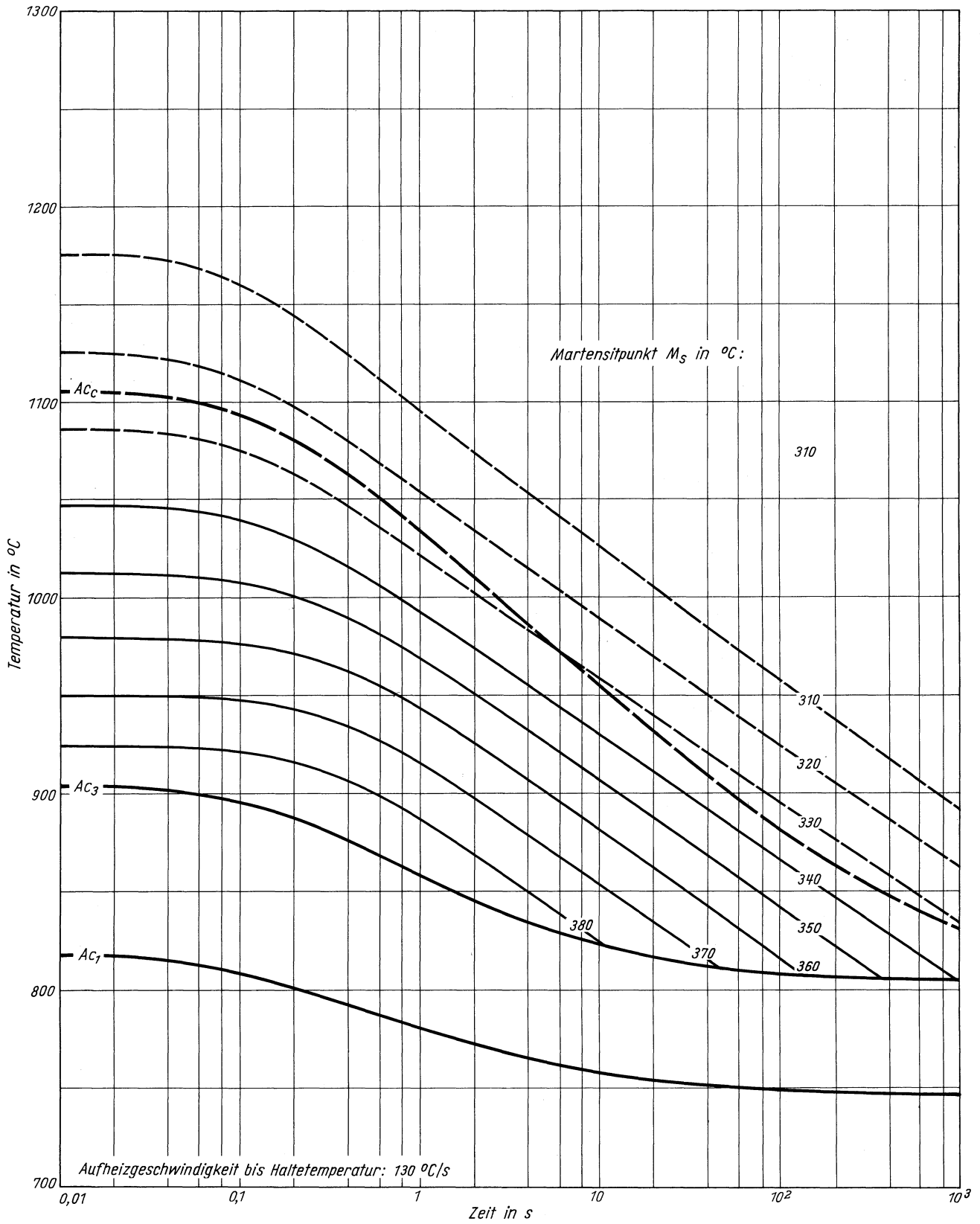
# Stahl 32 CrMo 12

ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
(kontinuierlich)



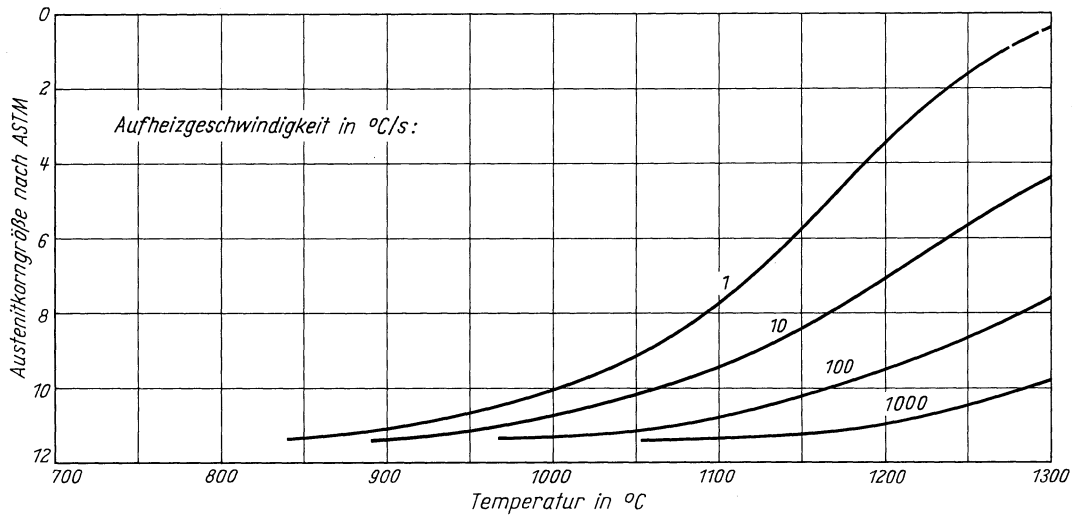
**Stahl 32 CrMo 12**

ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
(isothermisch)

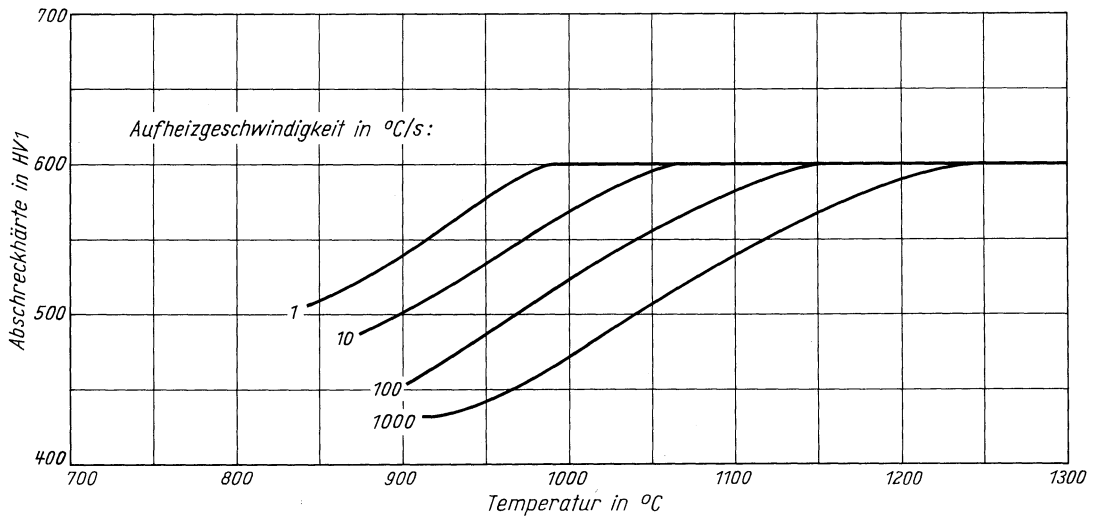


# Stahl 32 CrMo 12

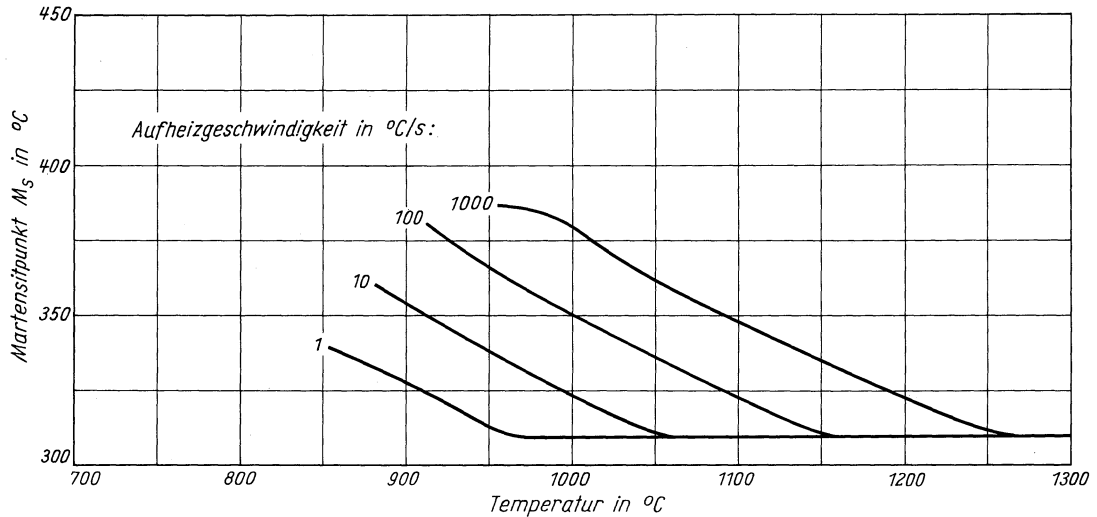
Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

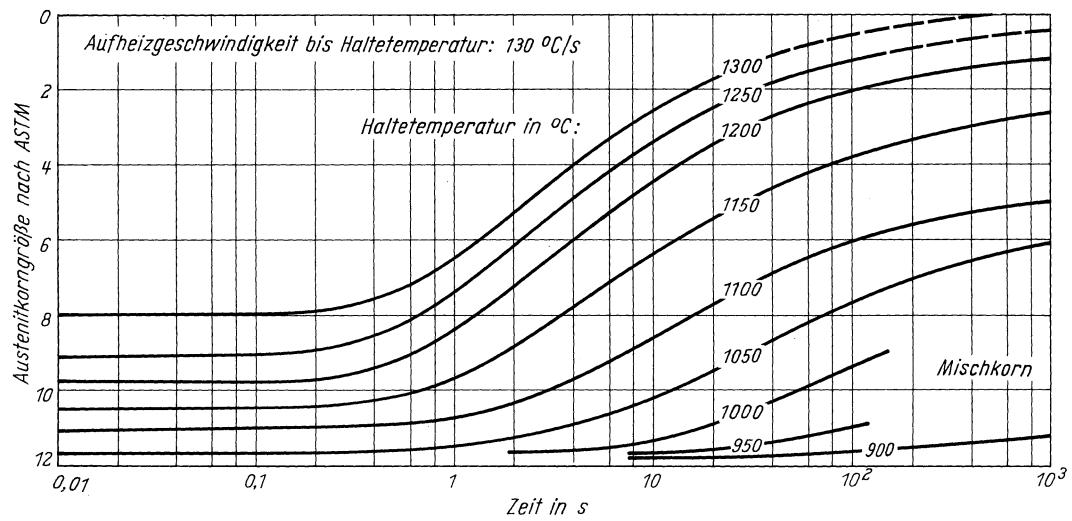


Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

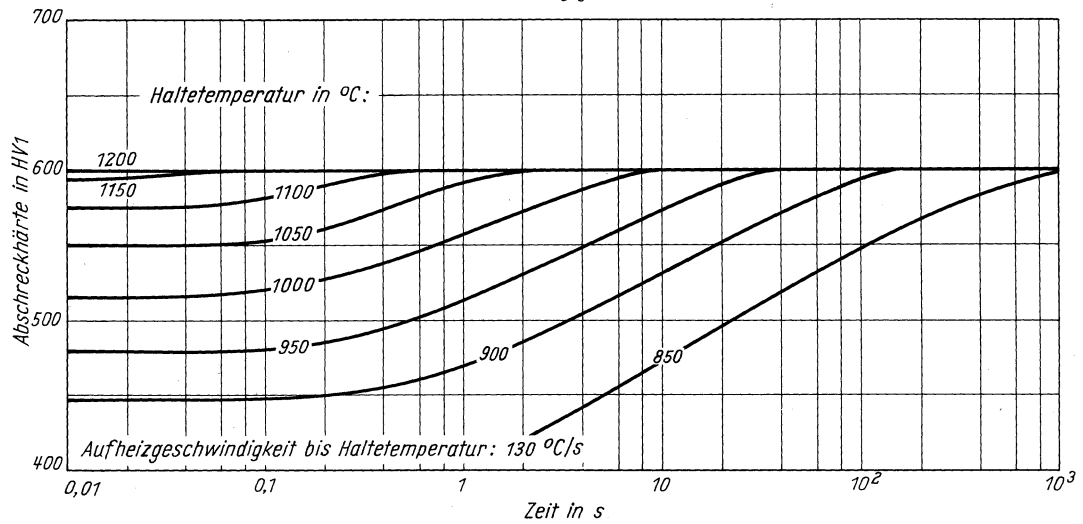


# Stahl 32 CrMo 12

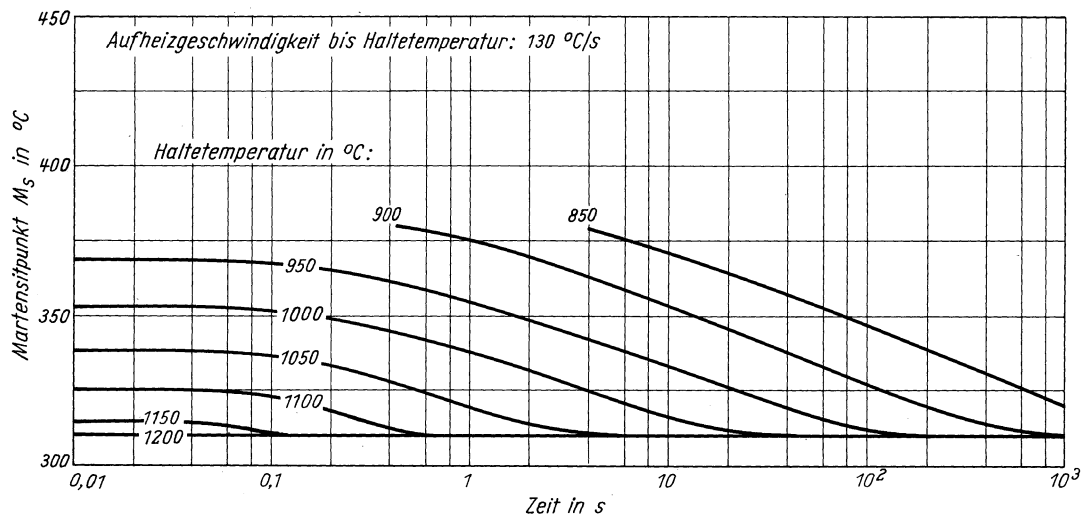
Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Haltezeit



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Haltezeit



Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Haltezeit







# Stahl 50 CrV 4

(Schmelze 1)

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Stoffnummer nach DIN 17 007: 1.8159

Federstahl nach DIN 17 222

Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	N	Ni	V
Sollwerte mindestens	0,47	0,15	0,80				0,90					0,07
höchstens	0,55	0,35	1,10	0,035	0,035		1,20					0,12
untersuchte Schmelze 1	0,47	0,27	0,90	0,017	0,024	0,017	1,10	0,18	0,03	0,0065	0,15	0,08
untersuchte Schmelze 2	0,47	0,31	0,94	0,030	0,020	0,002	1,13	0,25	< 0,01	0,0052	0,23	0,10

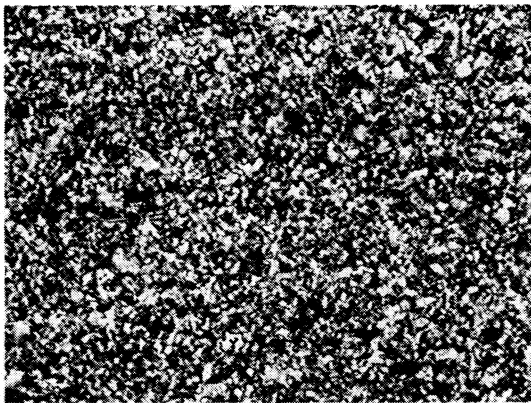
Lieferzustand

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

Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17 222

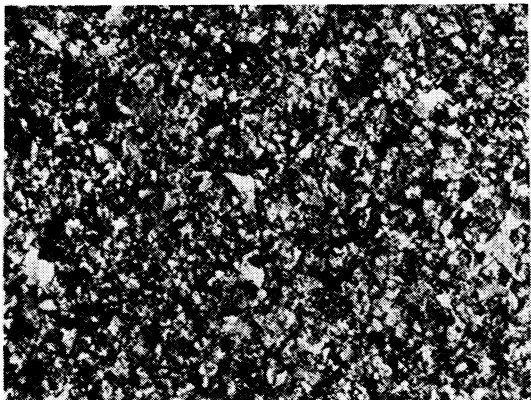
Weichglühen	Härten in Öl	Anlassen
640–680 °C	830–860 °C	280–340 °C

Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1

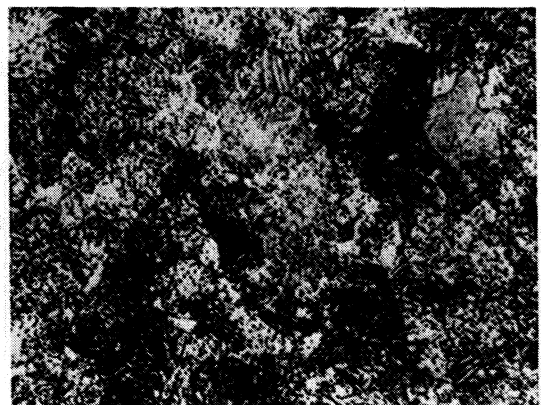


Querschliff

200:1

Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	–
Austenitkorngrenzen	8

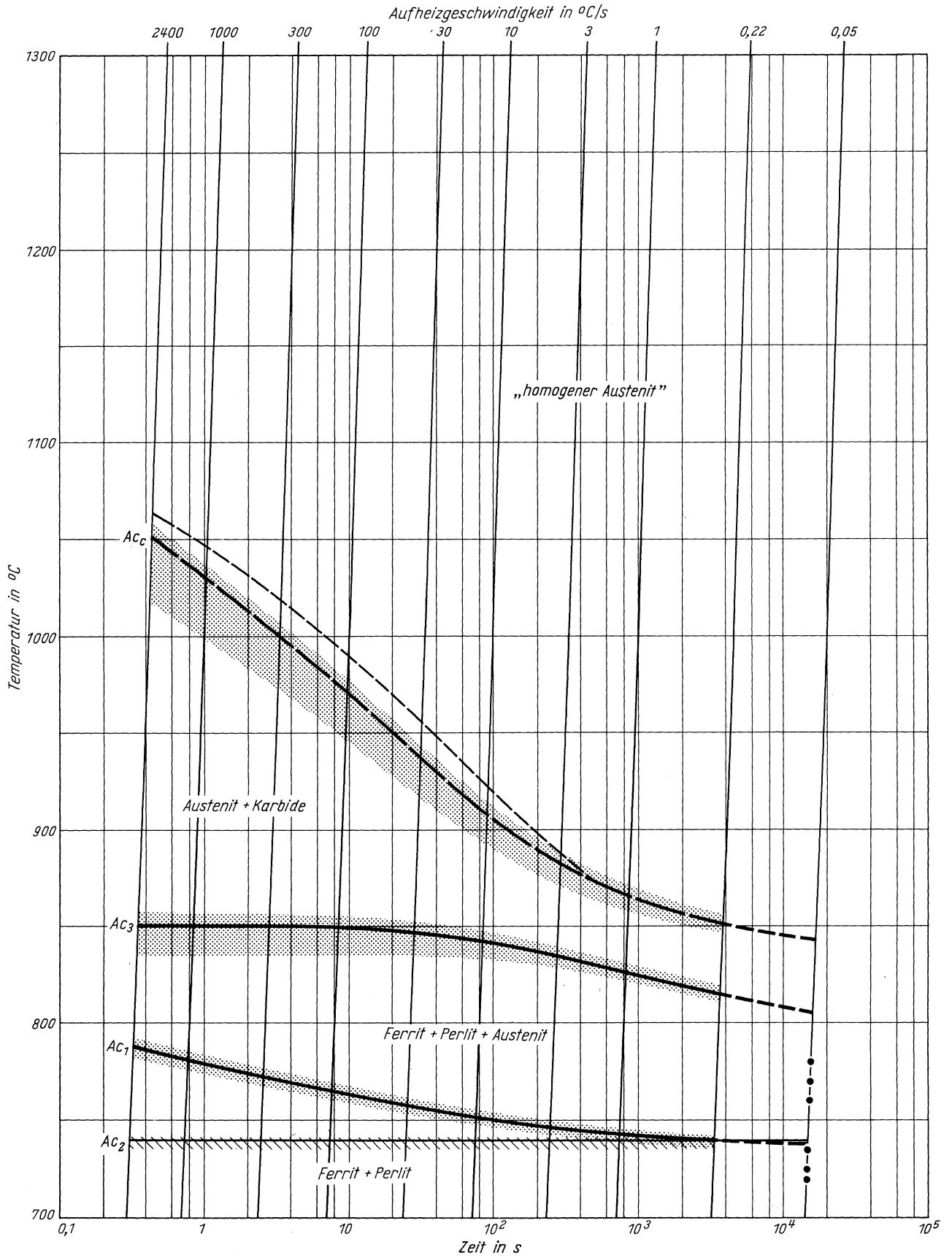


Querschliff

1000:1

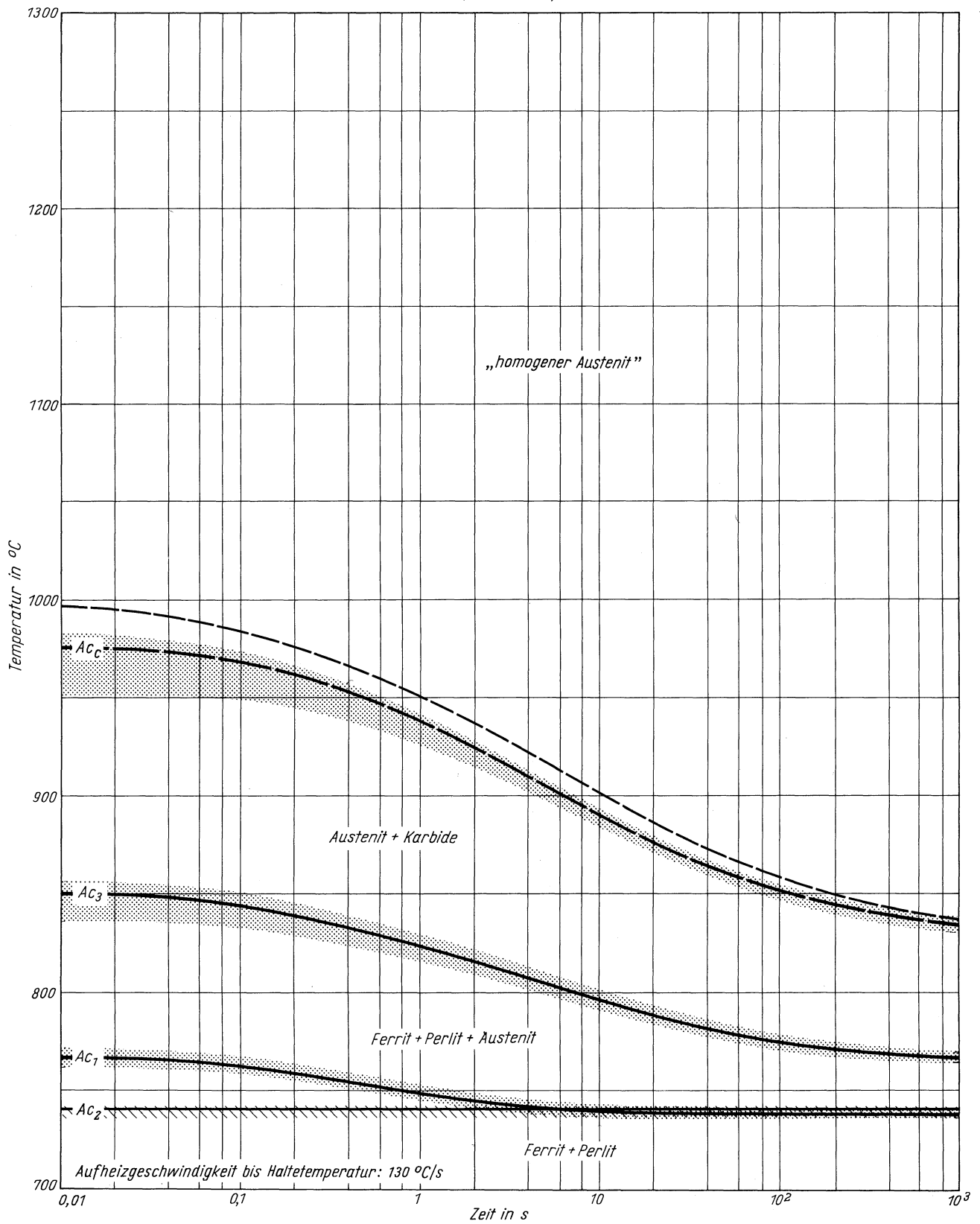
**Stahl 50 CrV 4**  
(Schmelze 1)

Zeit - Temperatur - Austenitierung - Schaubild  
(kontinuierlich)



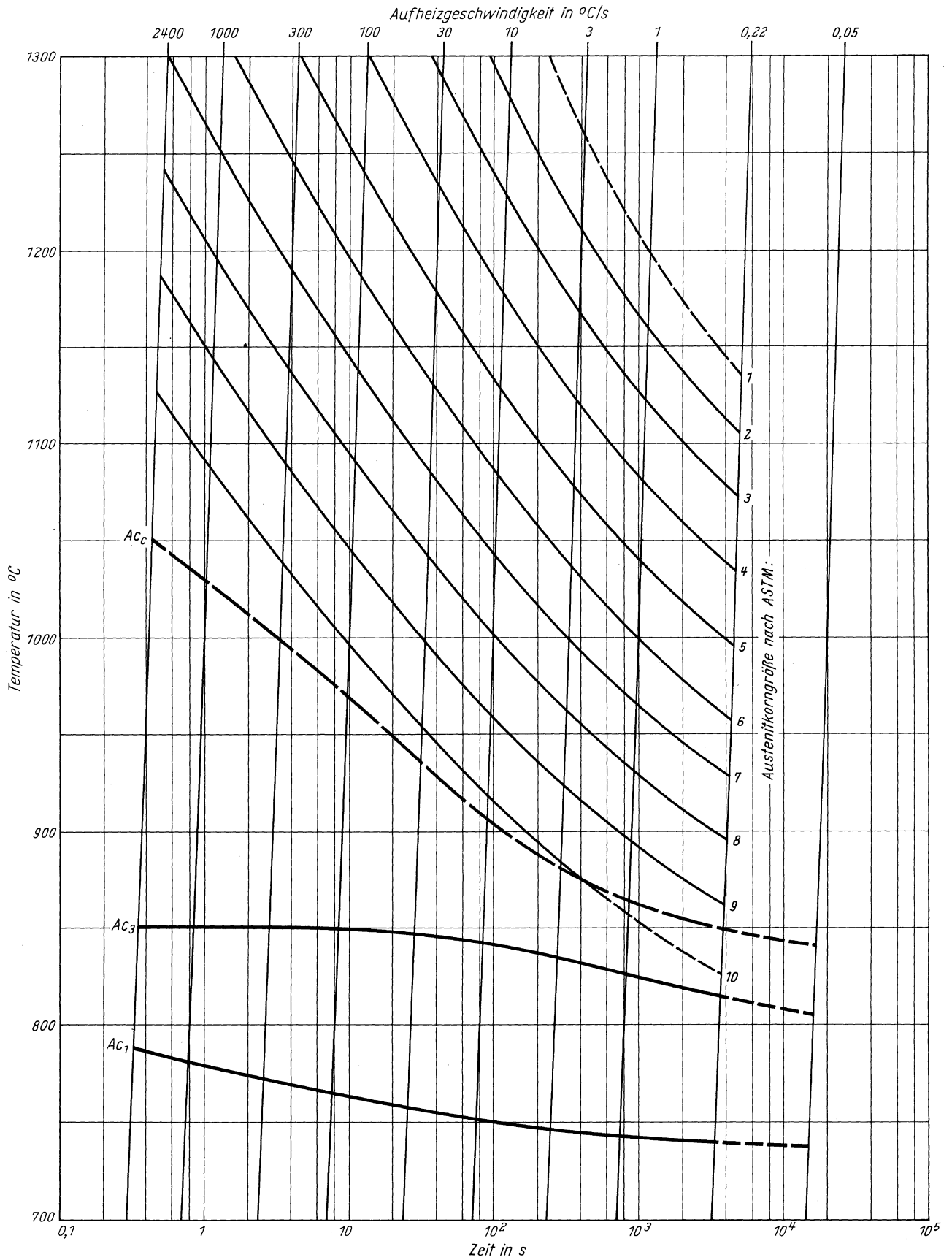
**Stahl 50 CrV 4**  
(Schmelze 1)

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(isothermisch)



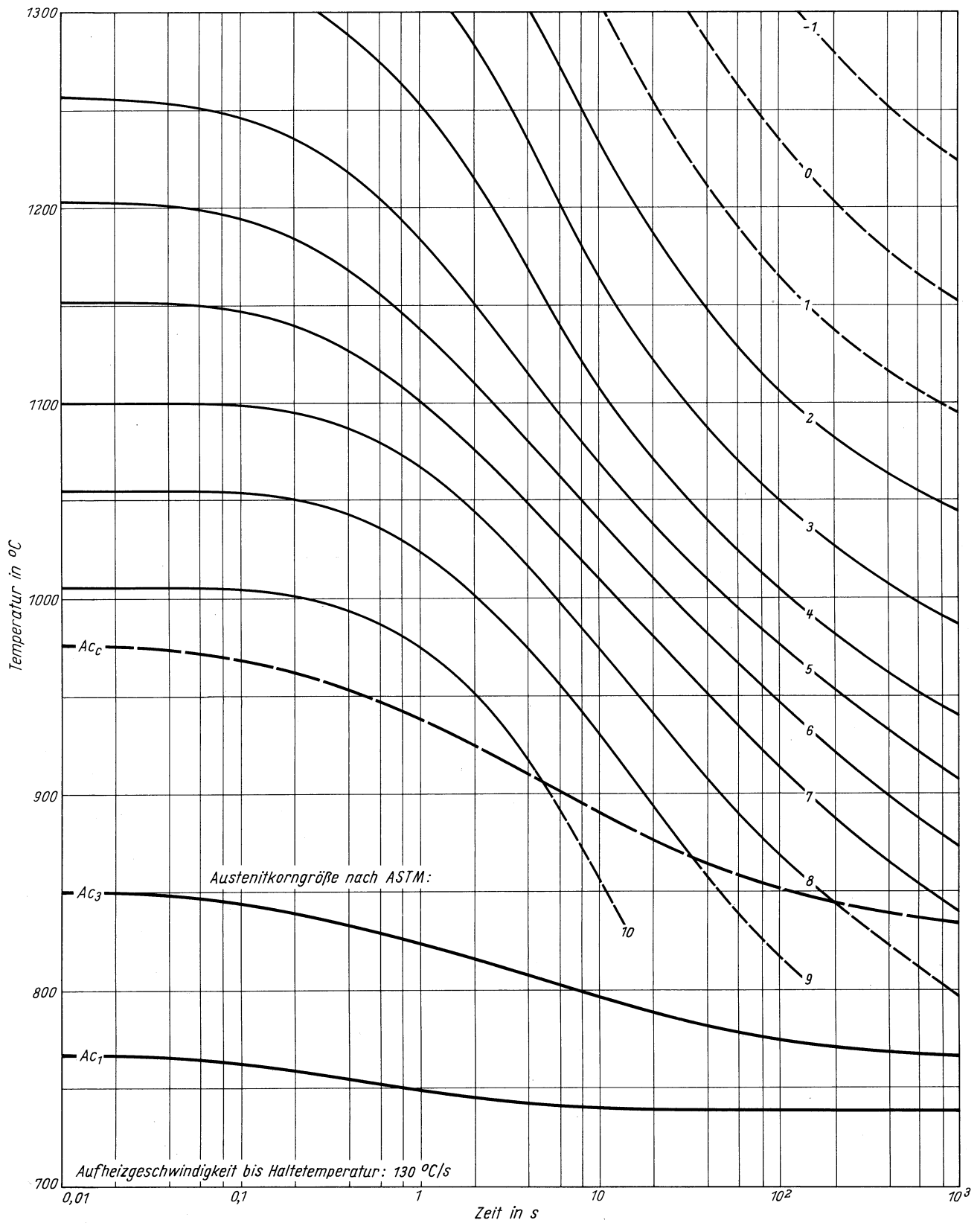
**Stahl 50 CrV 4**  
(Schmelze 1)

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)



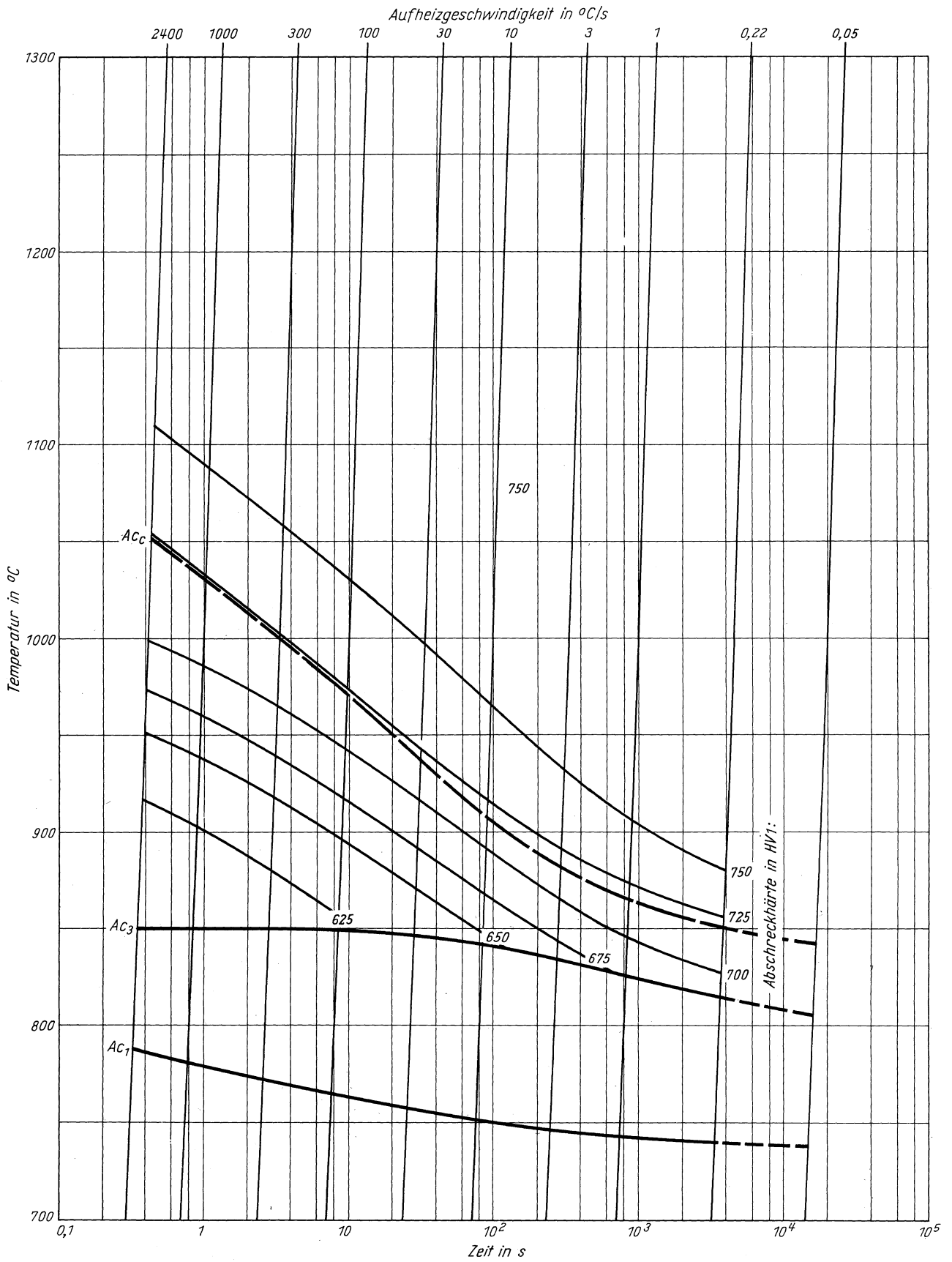
**Stahl 50 CrV 4**  
(Schmelze 1)

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(isothermisch)



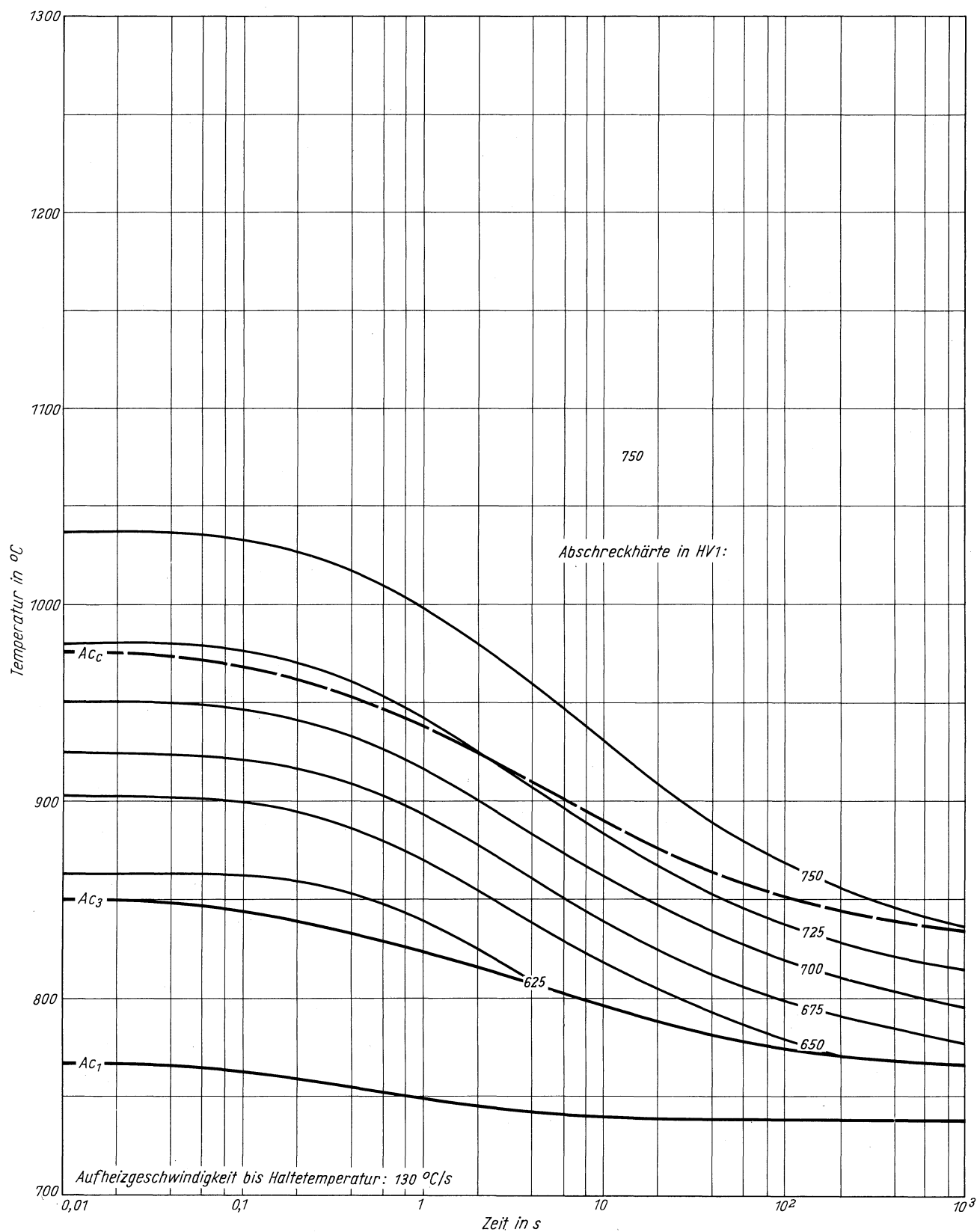
**Stahl 50 CrV 4**  
(Schmelze 1)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)



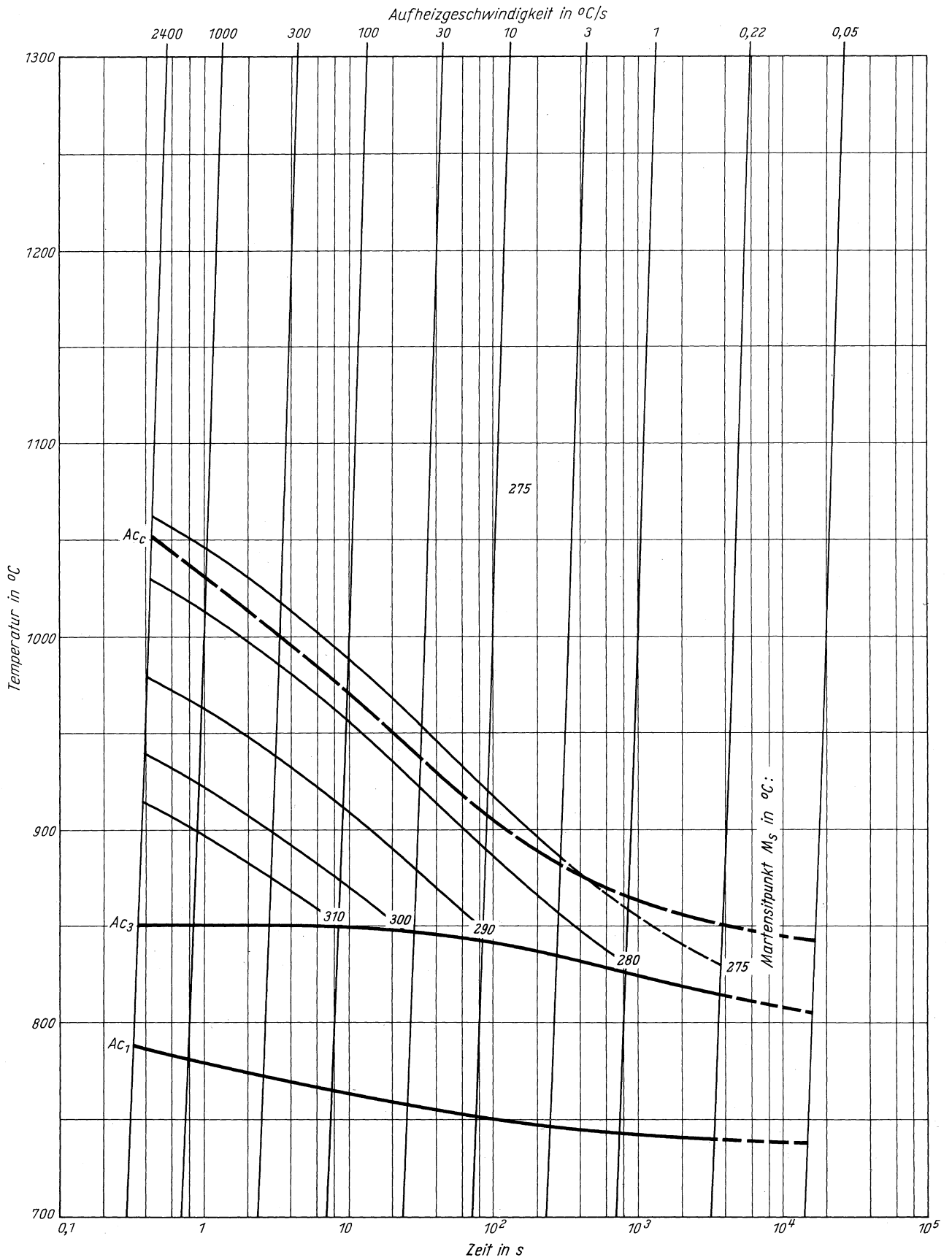
**Stahl 50 CrV 4**  
(Schmelze 1)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(isothermisch)



**Stahl 50 CrV 4**  
(Schmelze 1)

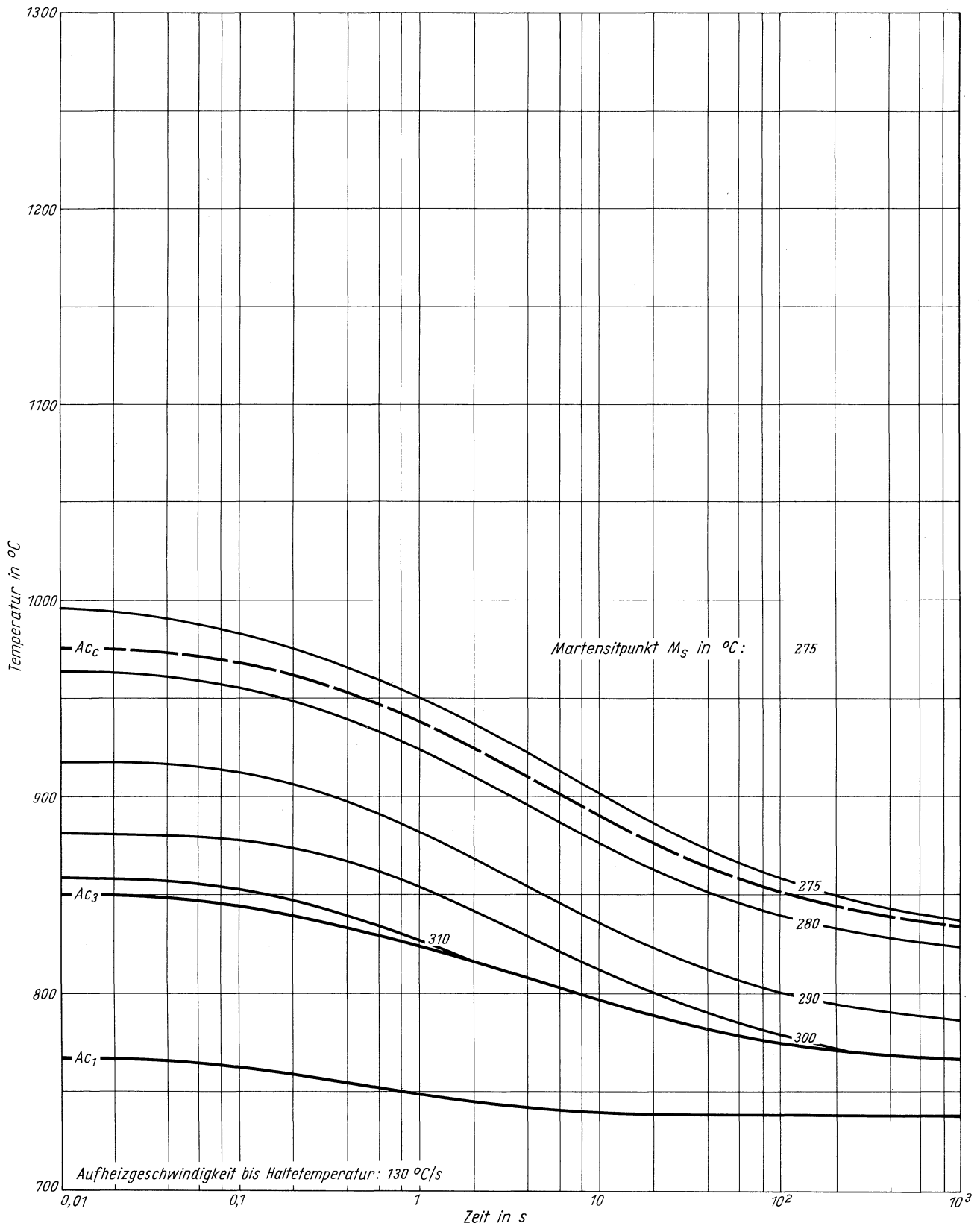
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
(kontinuierlich)





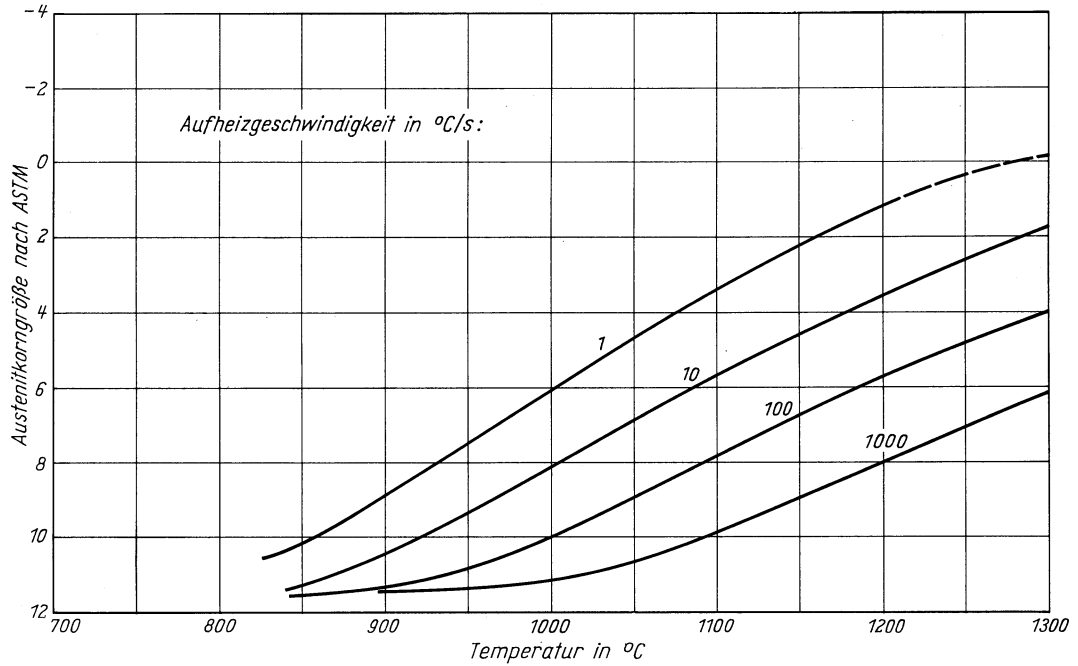
**Stahl 50 CrV 4**  
(Schmelze 1)

ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
(isothermisch)

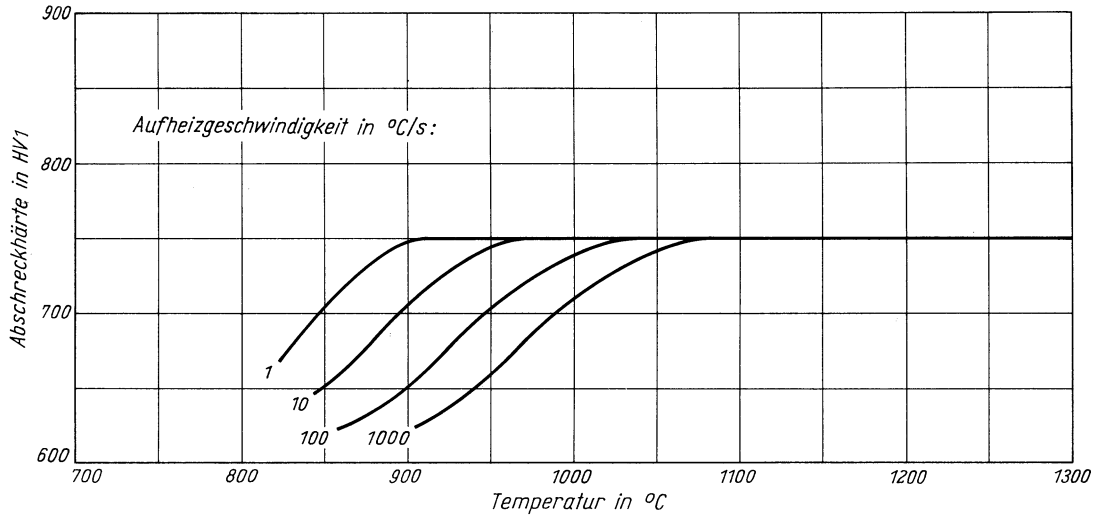


**Stahl 50 CrV 4**  
(Schmelze 1)

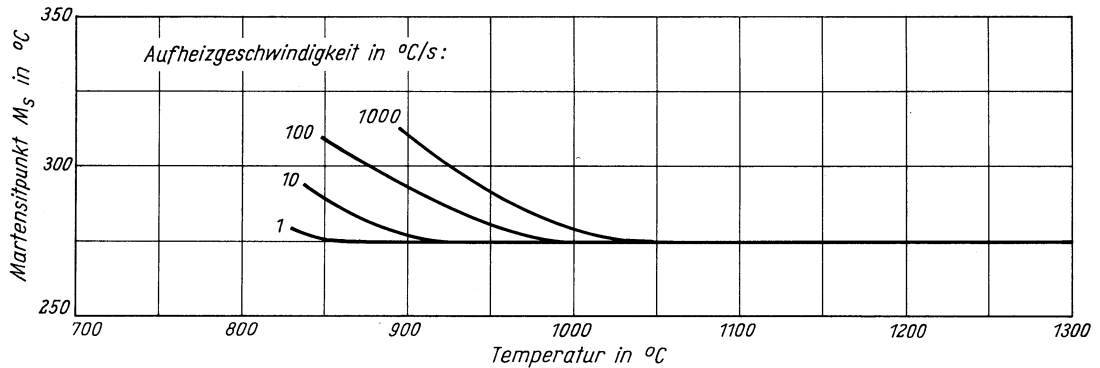
*Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*



*Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*

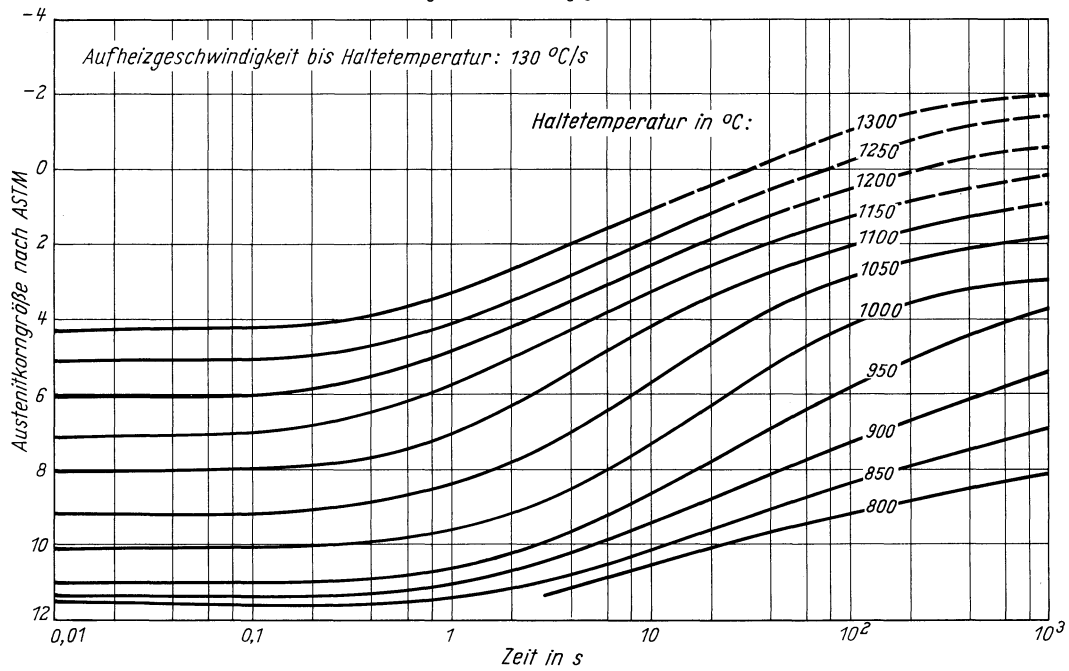


*Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*

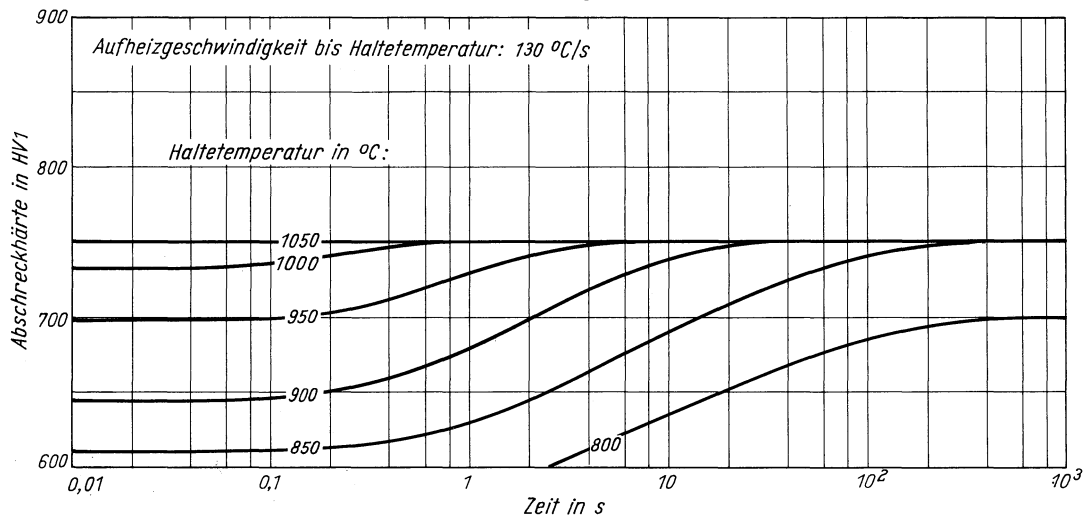


**Stahl 50 CrV 4**  
(Schmelze 1)

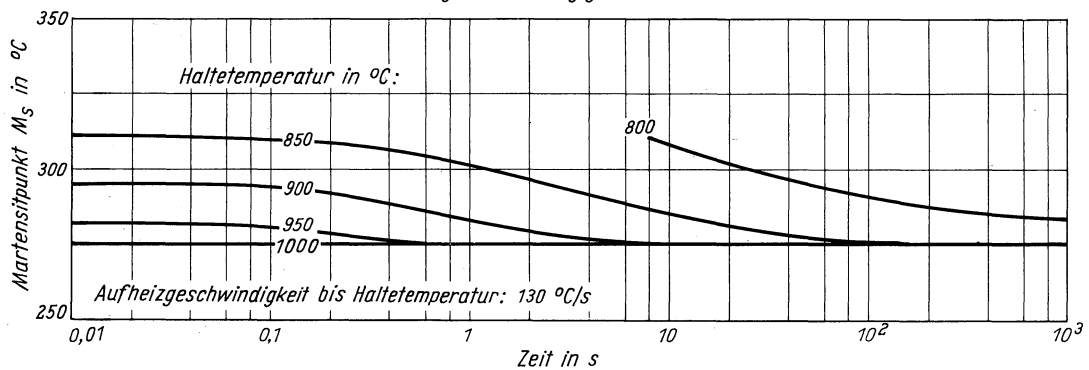
Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Haltezeit



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Haltezeit



Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Haltezeit





# Stahl 50 CrV 4

(Schmelze 2)

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.8159

Federstahl nach DIN 17222

Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	N	Ni	V
Sollwerte mindestens	0,47	0,15	0,80				0,90					0,17
höchstens	0,55	0,35	1,10	0,035	0,035		1,20					0,12
untersuchte Schmelze 1	0,47	0,27	0,90	0,017	0,024	0,017	1,10	0,18	0,03	0,0065	0,15	0,08
untersuchte Schmelze 2	0,47	0,31	0,94	0,030	0,020	0,002	1,13	0,25	< 0,01	0,0052	0,23	0,10

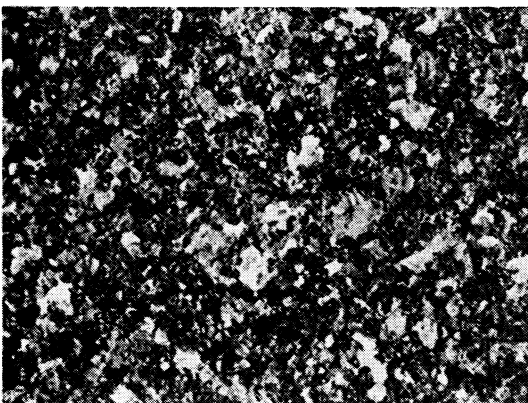
Lieferzustand

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

Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17222

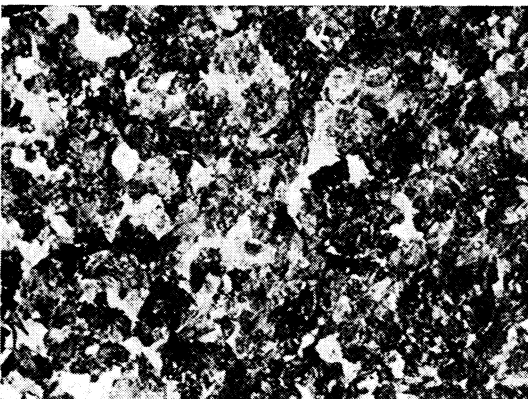
Weichglühen	Härten in Öl	Anlassen
640–680 °C	830–860 °C	280–340 °C

Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1



Querschliff

200:1

Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	–
Austenitkorngrenzen	8

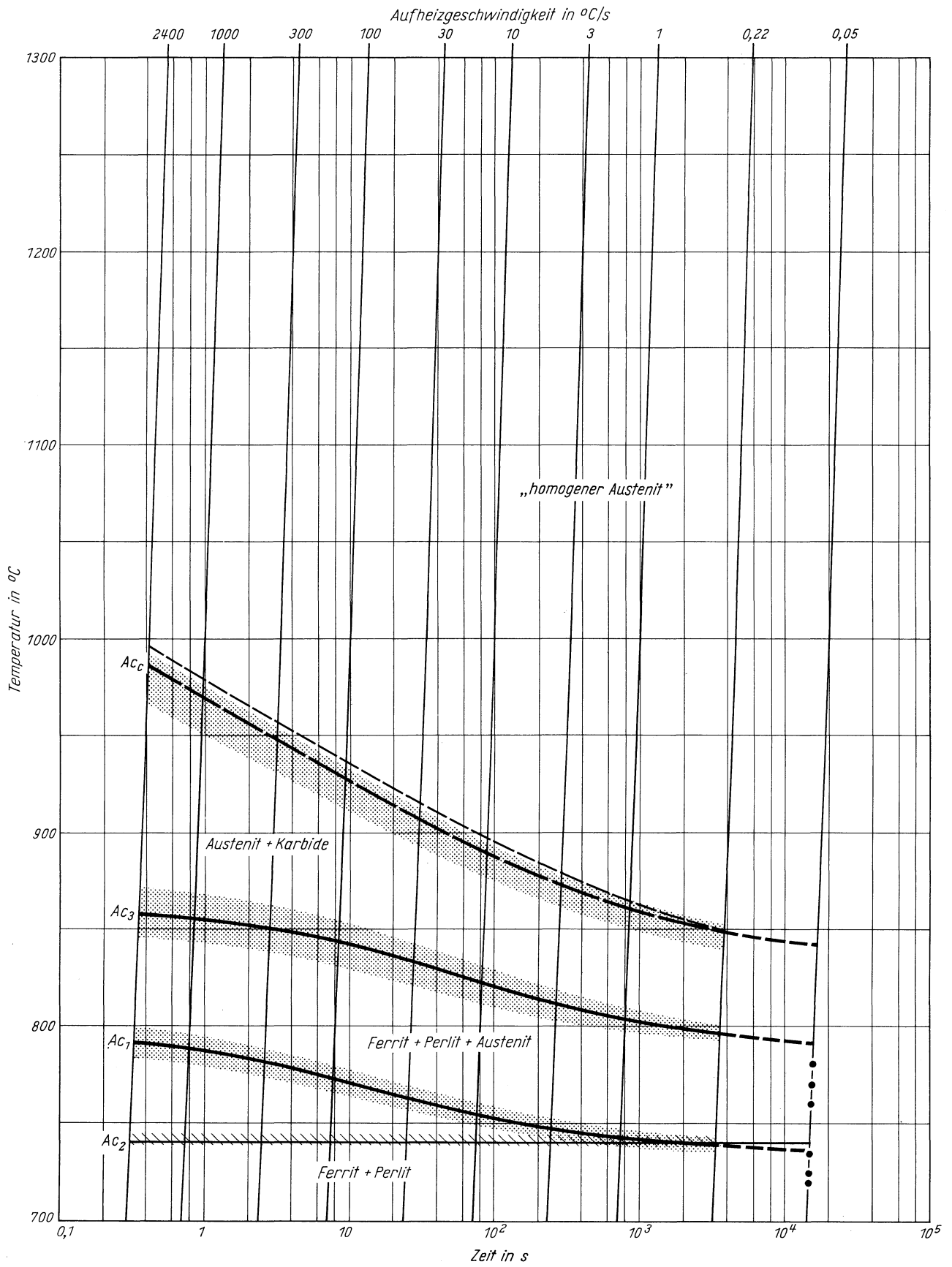


Querschliff

1000:1

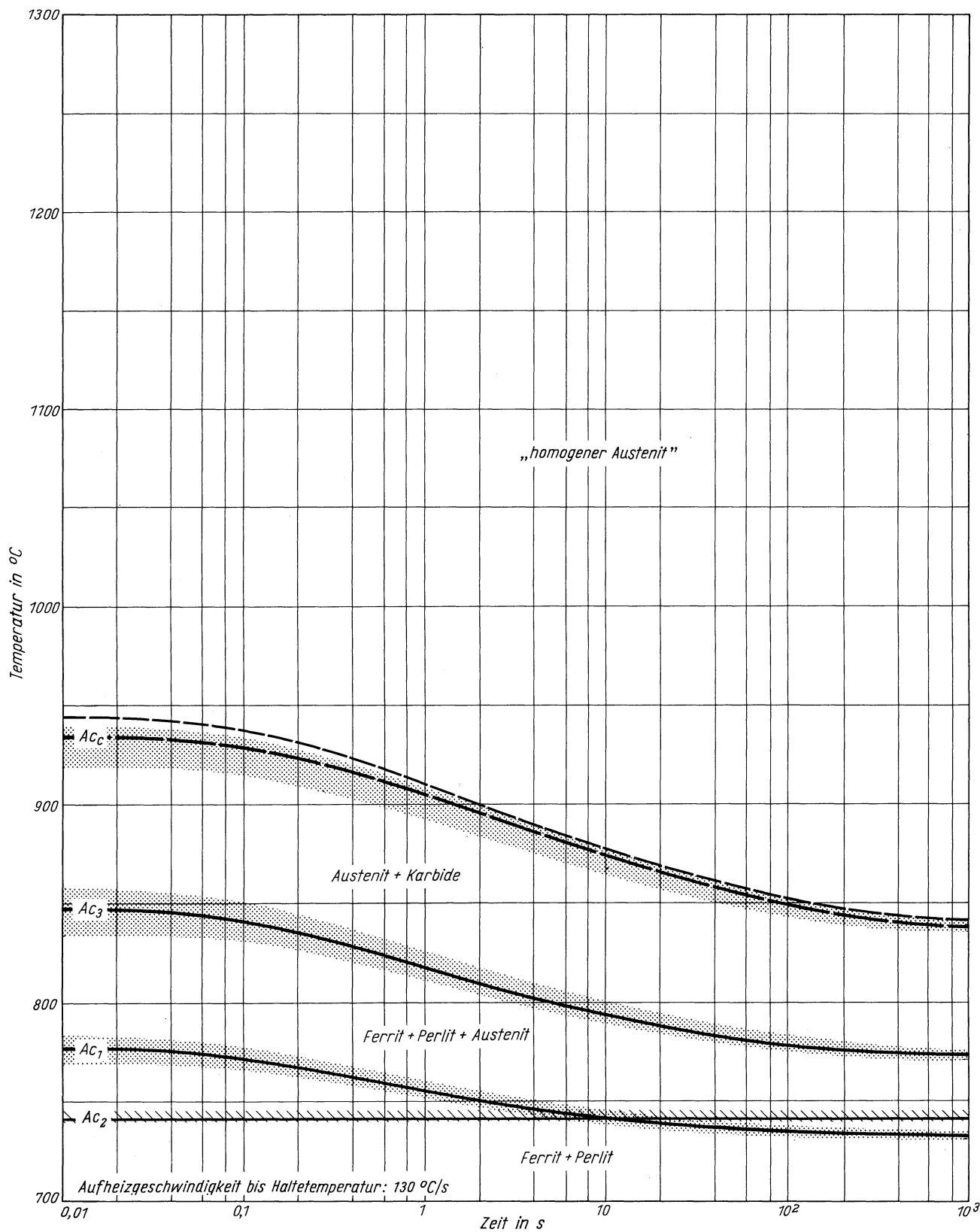
**Stahl 50 CrV 4**  
(Schmelze 2)

Zeit - Temperatur - Austenitierung - Schaubild  
(kontinuierlich)



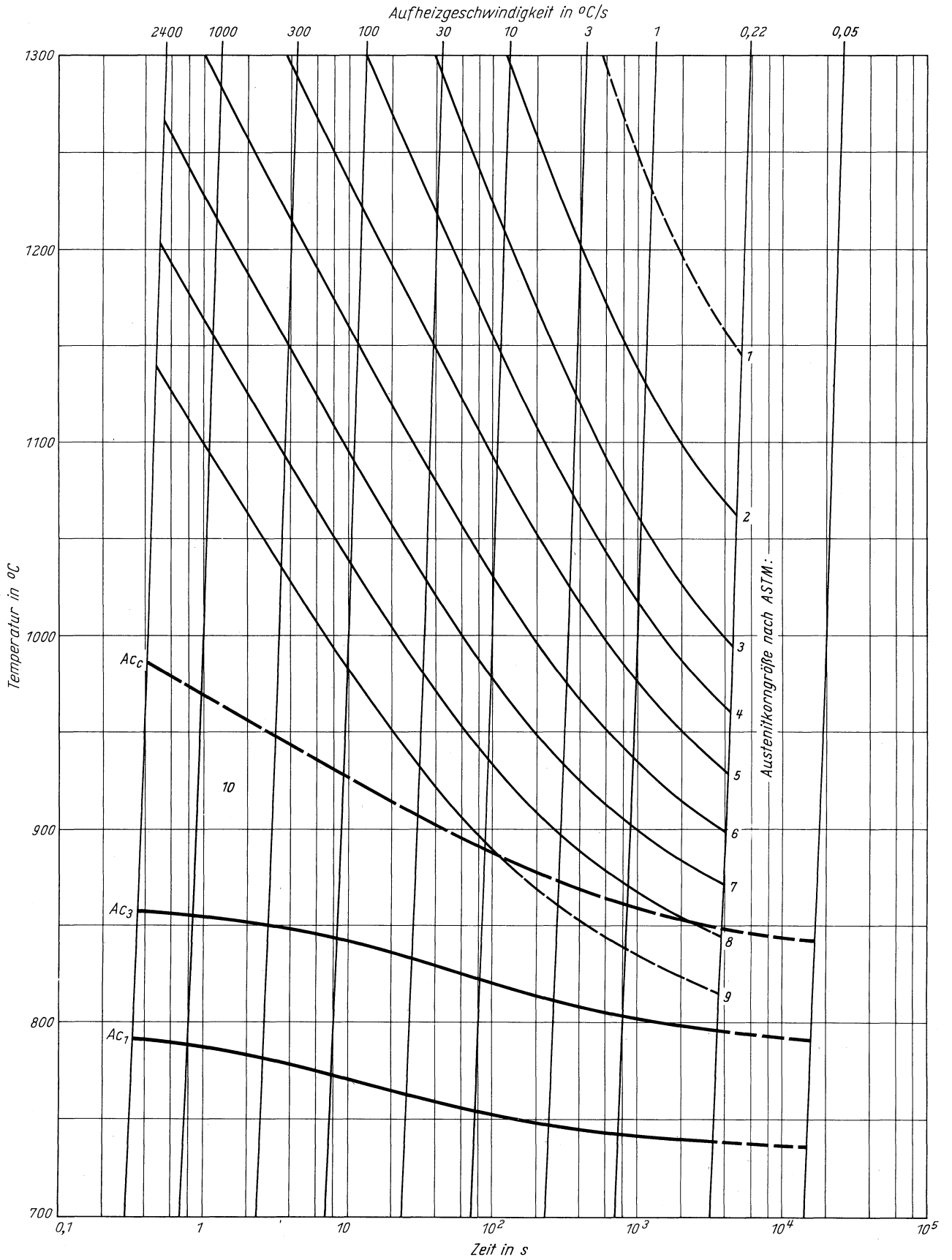
**Stahl 50 CrV 4**  
 (Schmelze 2)

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
 (isothermisch)



**Stahl 50 CrV 4**  
(Schmelze 2)

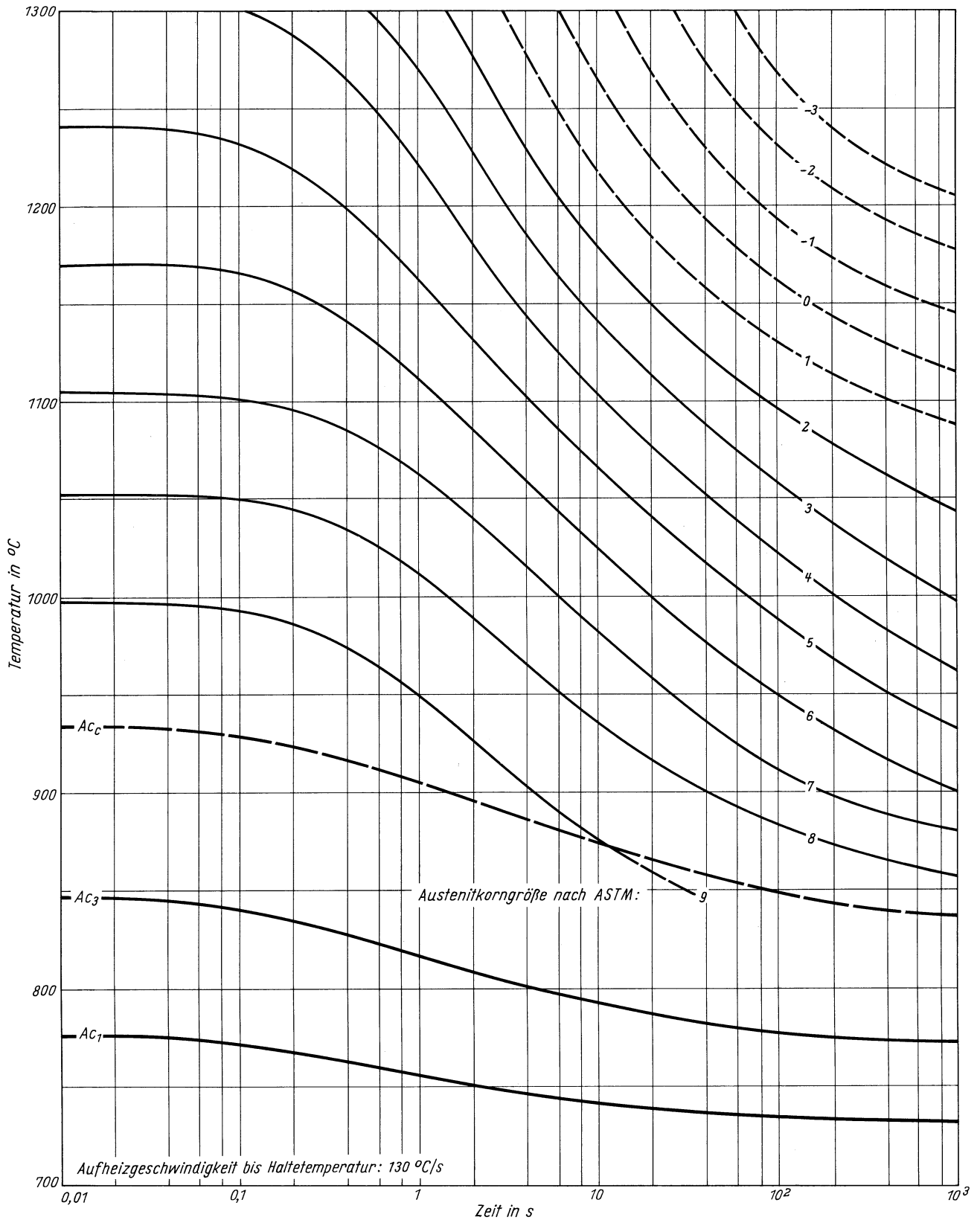
ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)





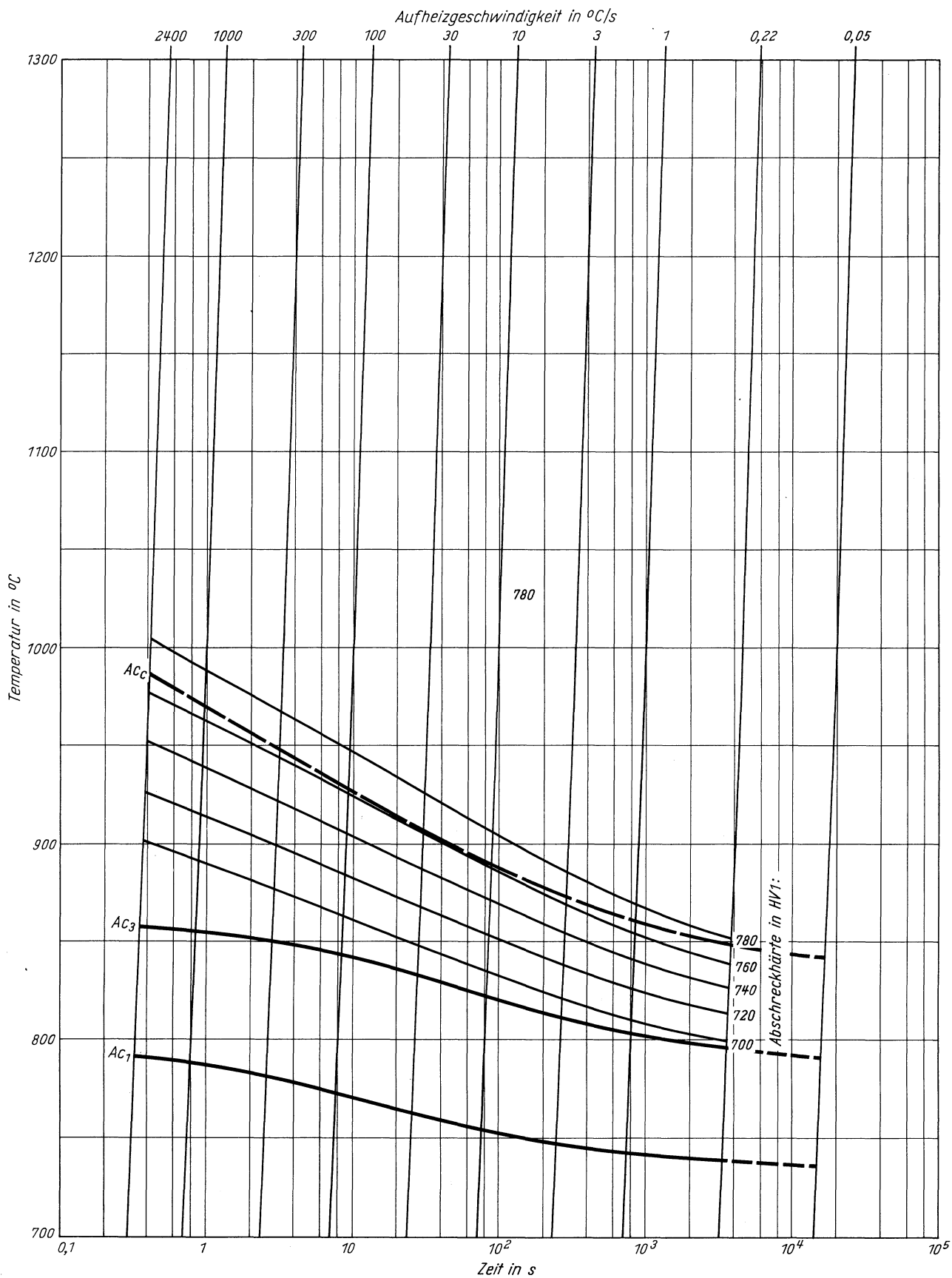
**Stahl 50 CrV 4**  
(Schmelze 2)

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(isothermisch)



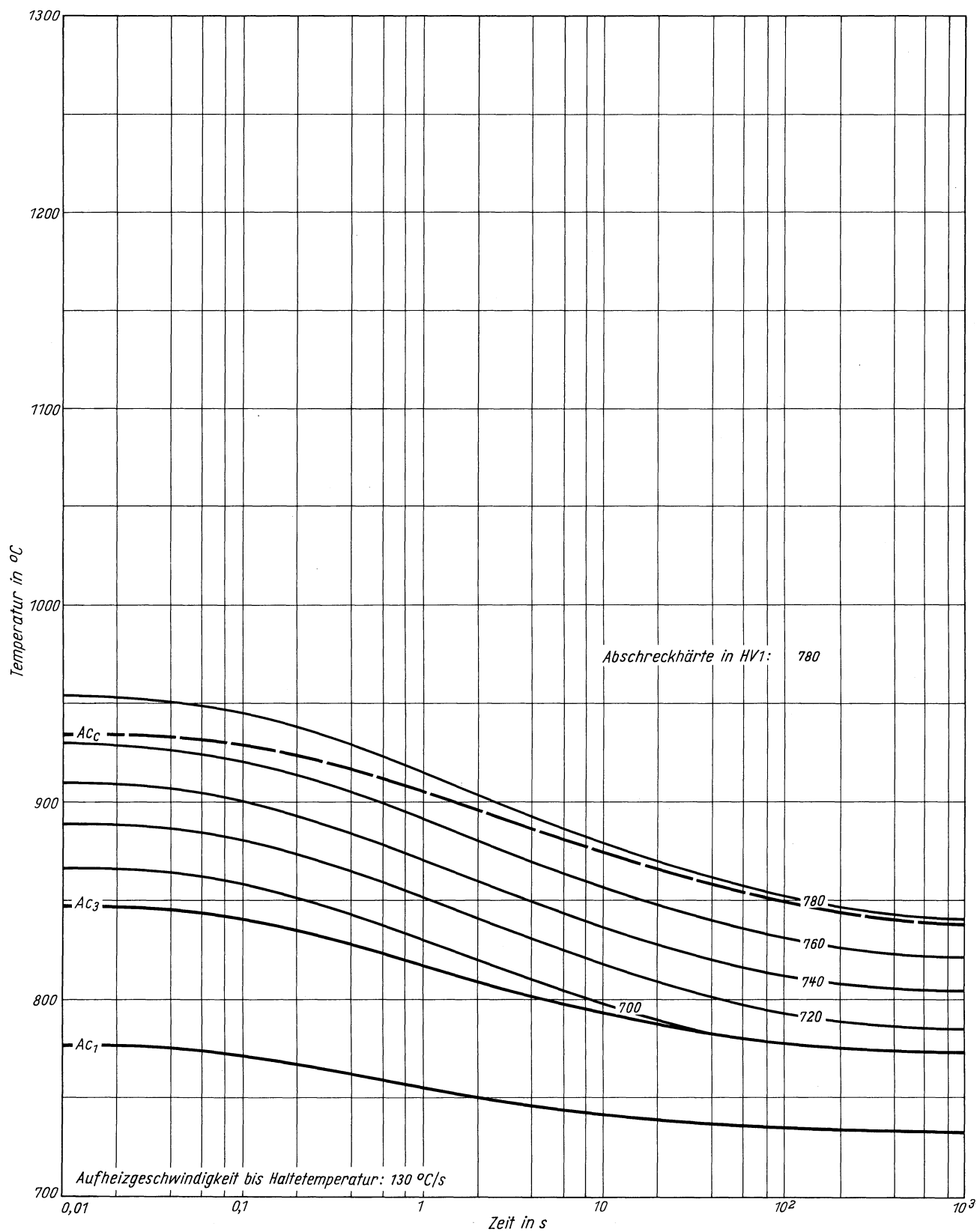
**Stahl 50 CrV 4**  
(Schmelze 2)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)



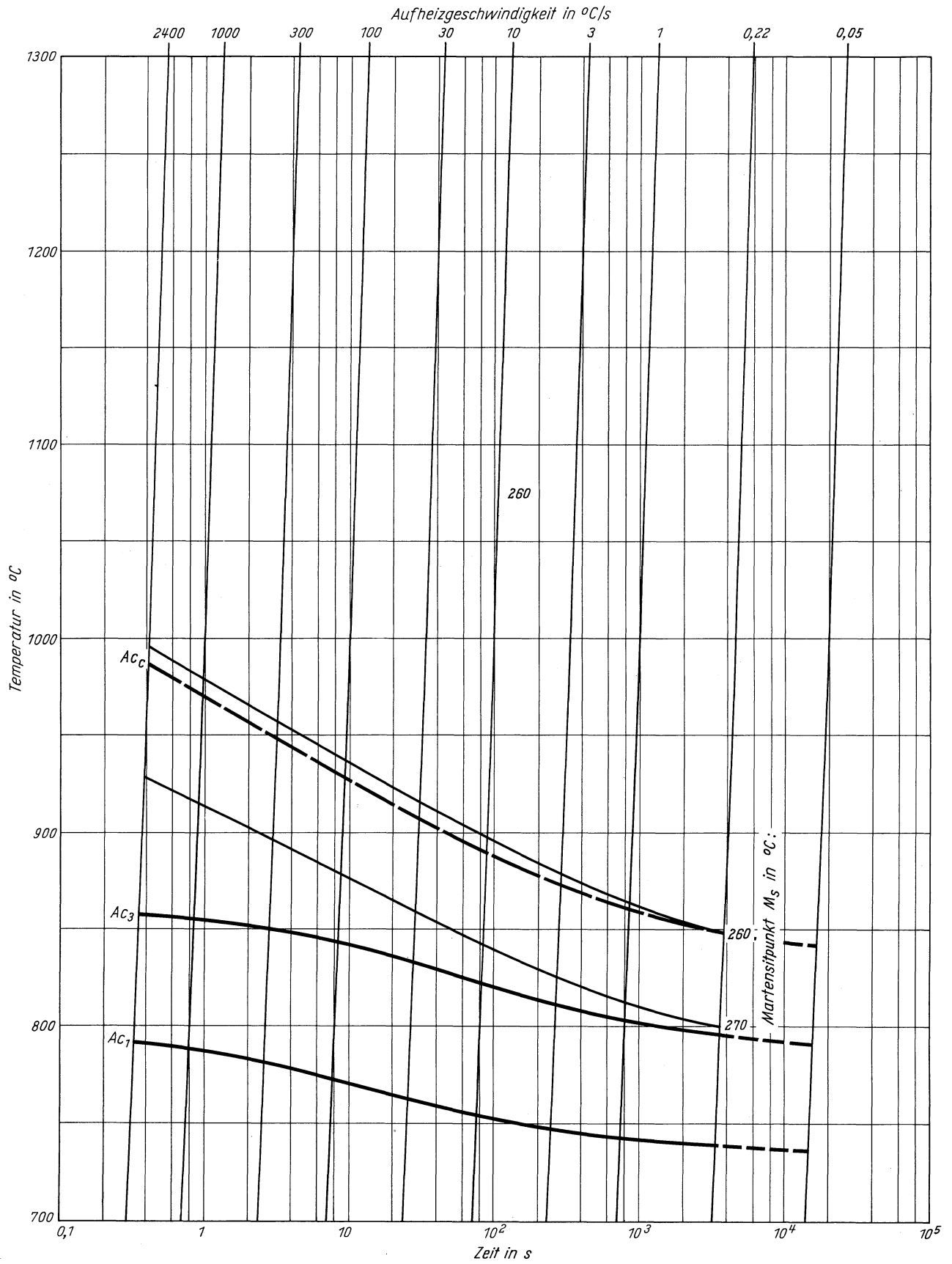
**Stahl 50 CrV 4**  
(Schmelze 2)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(isothermisch)



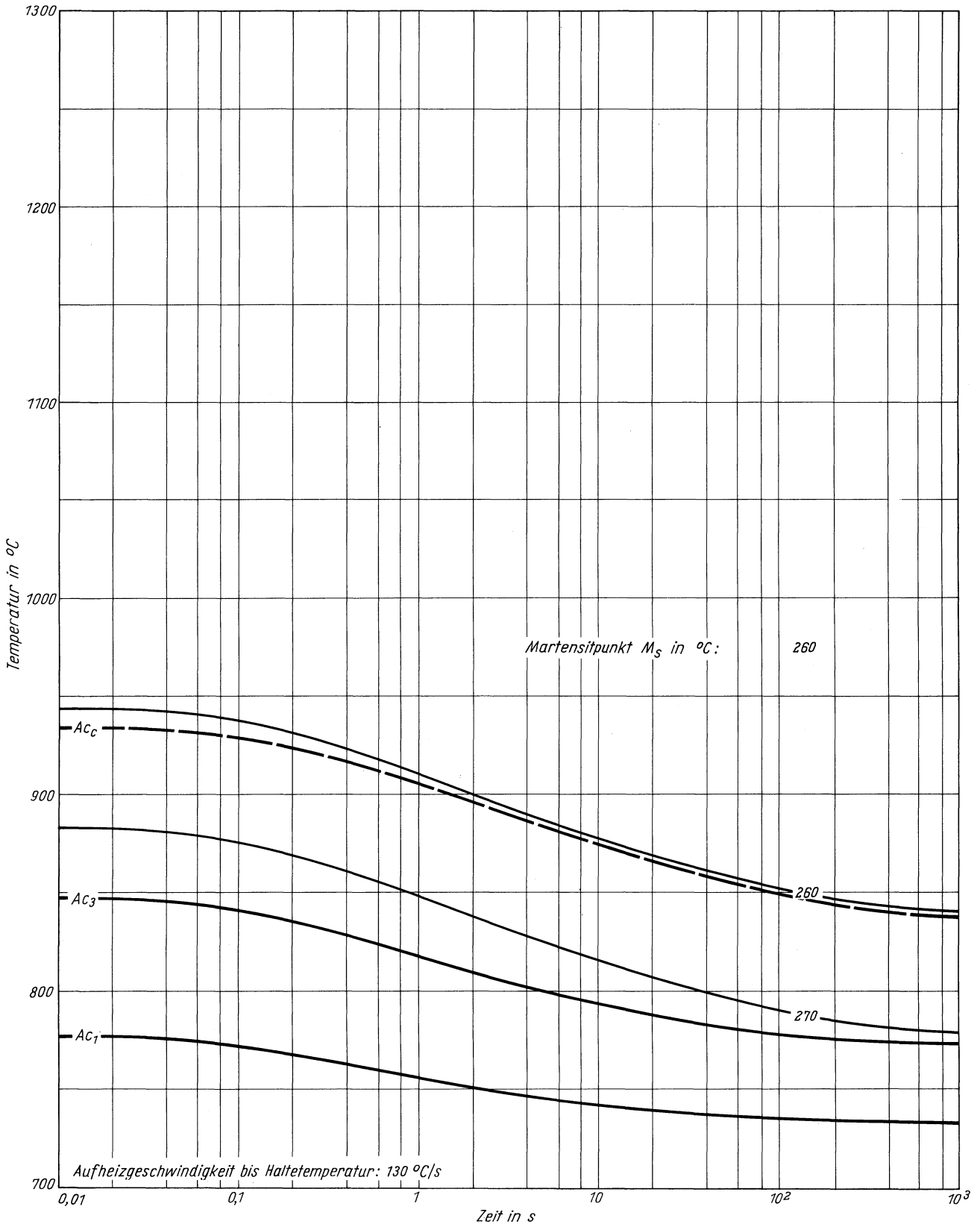
**Stahl 50 CrV 4**  
 (Schmelze 2)

ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
 (kontinuierlich)



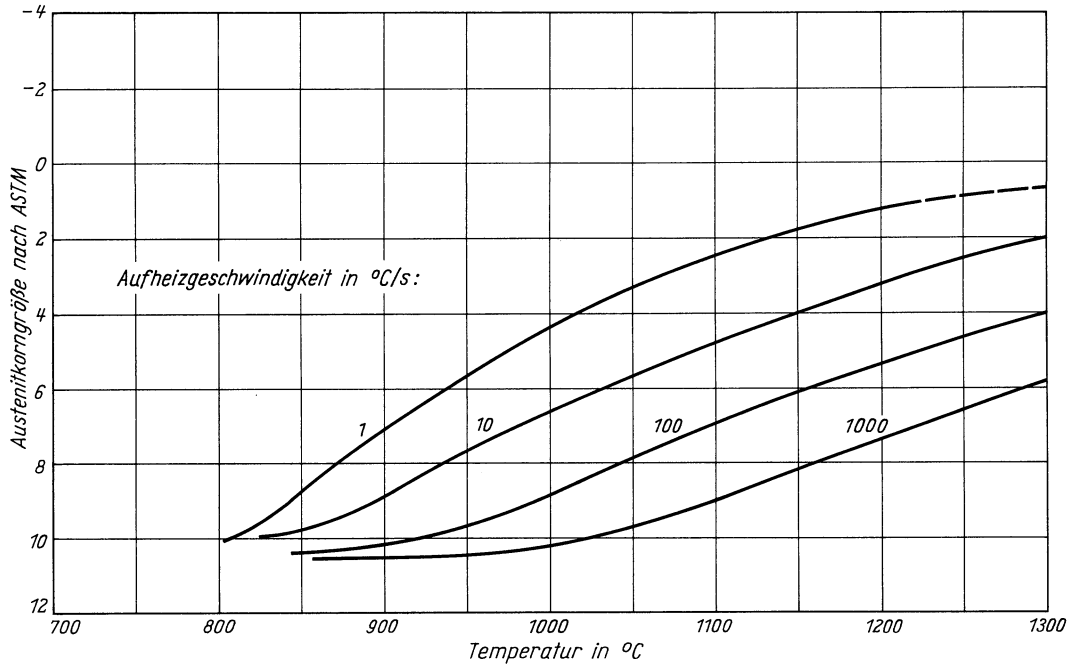
**Stahl 50 CrV 4**  
(Schmelze 2)

ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
(isothermisch)

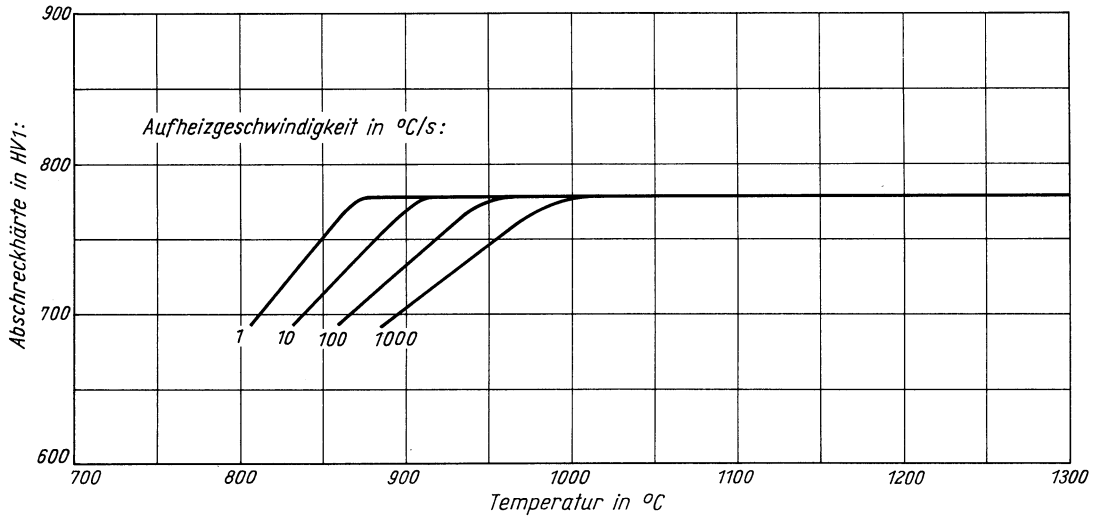


**Stahl 50 CrV 4**  
**(Schmelze 2)**

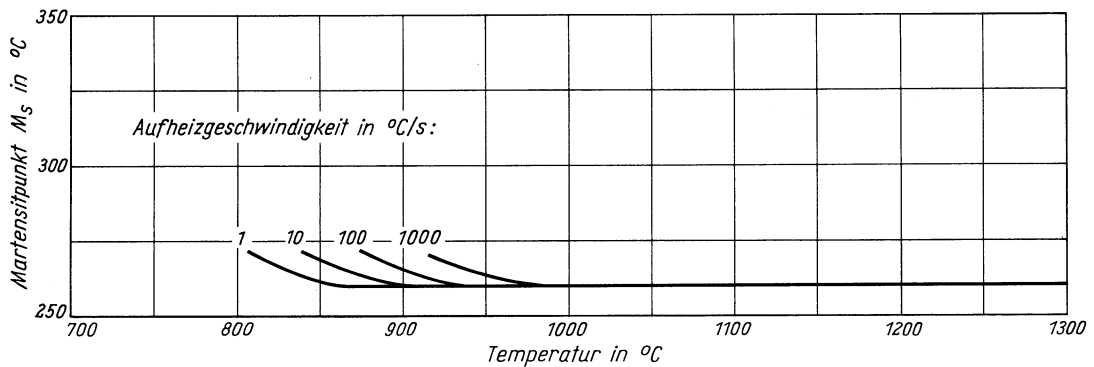
*Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*



*Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*

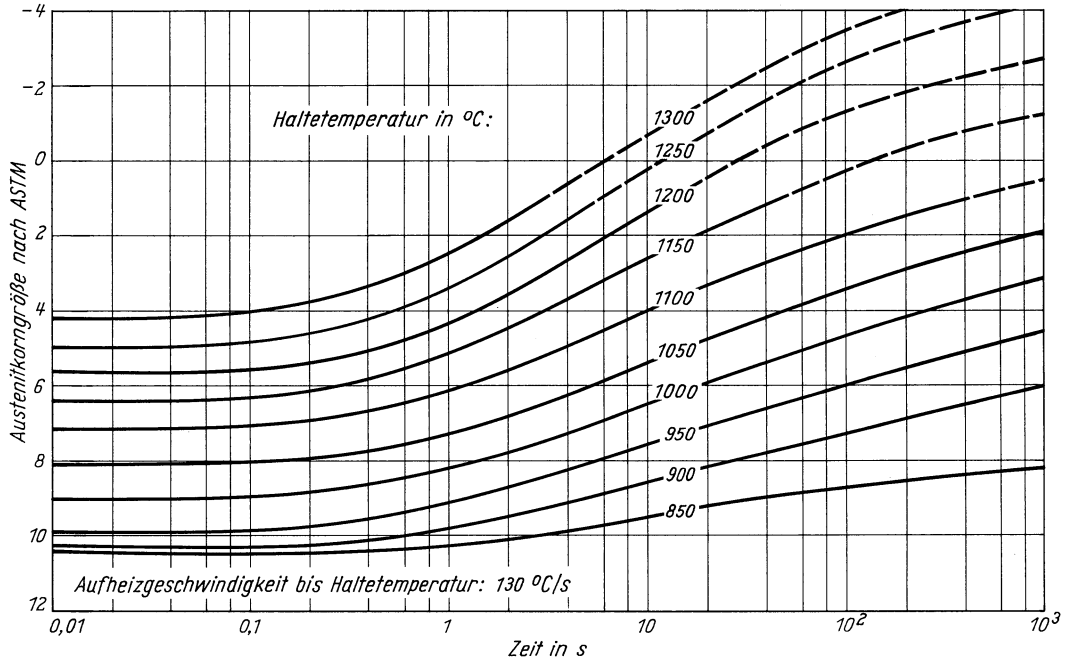


*Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*

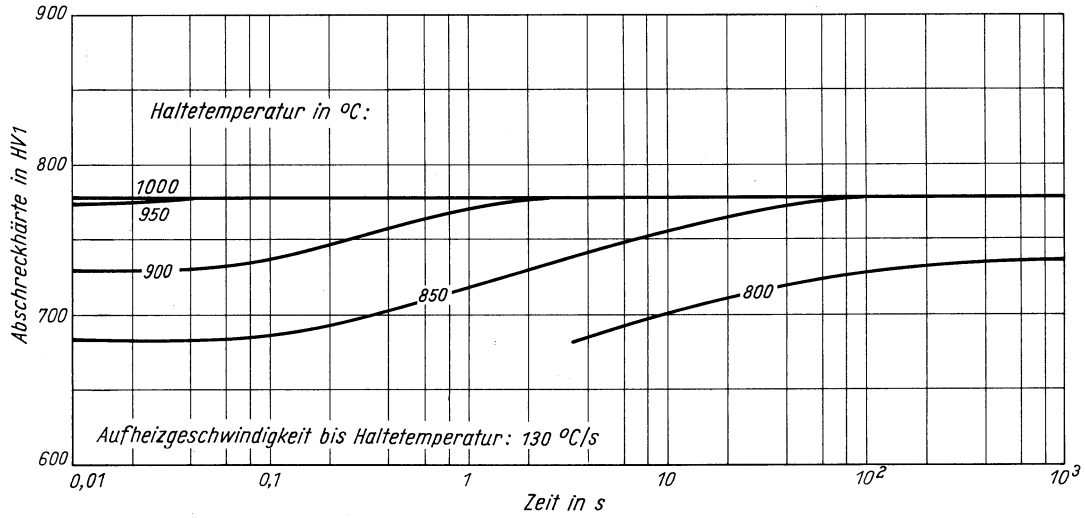


**Stahl 50 CrV 4**  
(Schmelze 2)

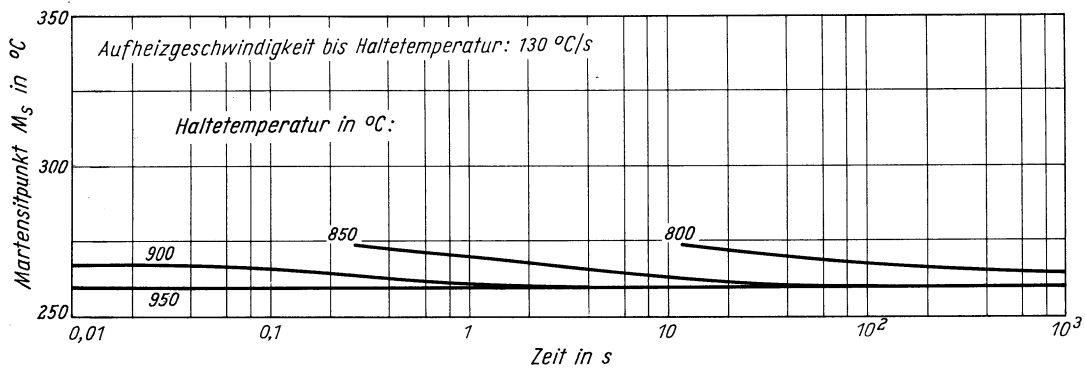
*Austenitkorngroße in Abhängigkeit von der Haltezeit*



*Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Haltezeit*



*Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Haltezeit*







# Stahl 58 CrV 4

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.8161

Federstahl nach DIN 17222

Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	N	V
Sollwerte mindestens	0,55	0,15	0,80				0,90			0,07
höchstens	0,62	0,35	1,10	0,035	0,035		1,20			0,12
untersuchte Schmelze	0,57	0,26	0,97	0,016	0,022	0,030	0,96	0,12	0,0071	0,09

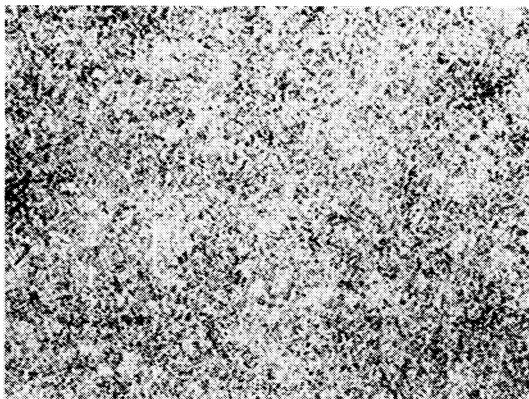
Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze	bas. Siemens-Martin-Ofen	gewalzt auf 12,5 mm Dmr.

Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17222

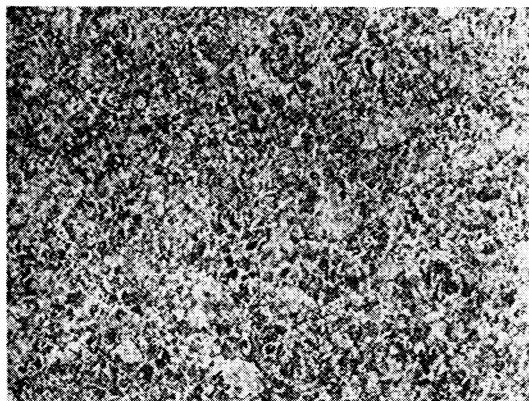
Weichglühen	Härten in Öl	Anlassen
640–680 °C	830–860 °C	280–340 °C

Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1

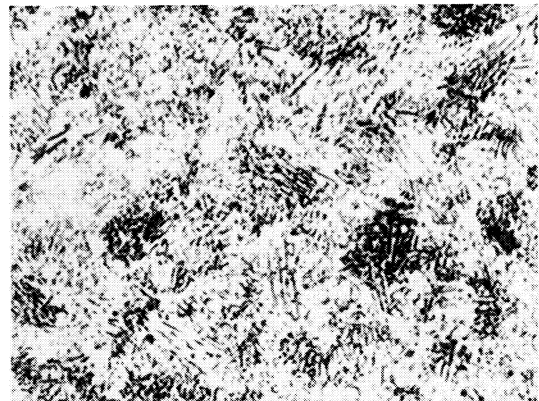


Querschliff

200:1

Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	–
Austenitkorgrenzen	8

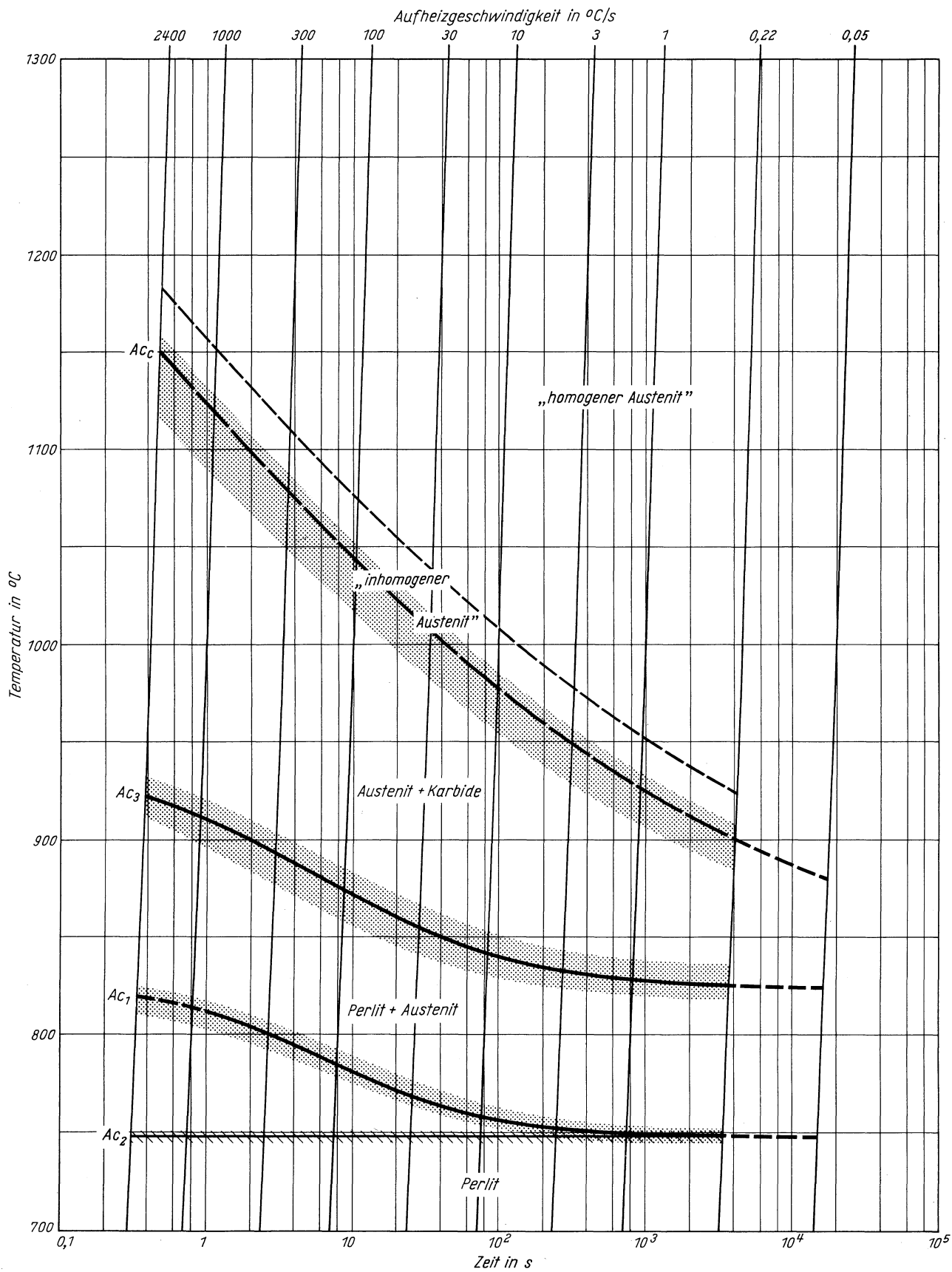


Querschliff

1000:1

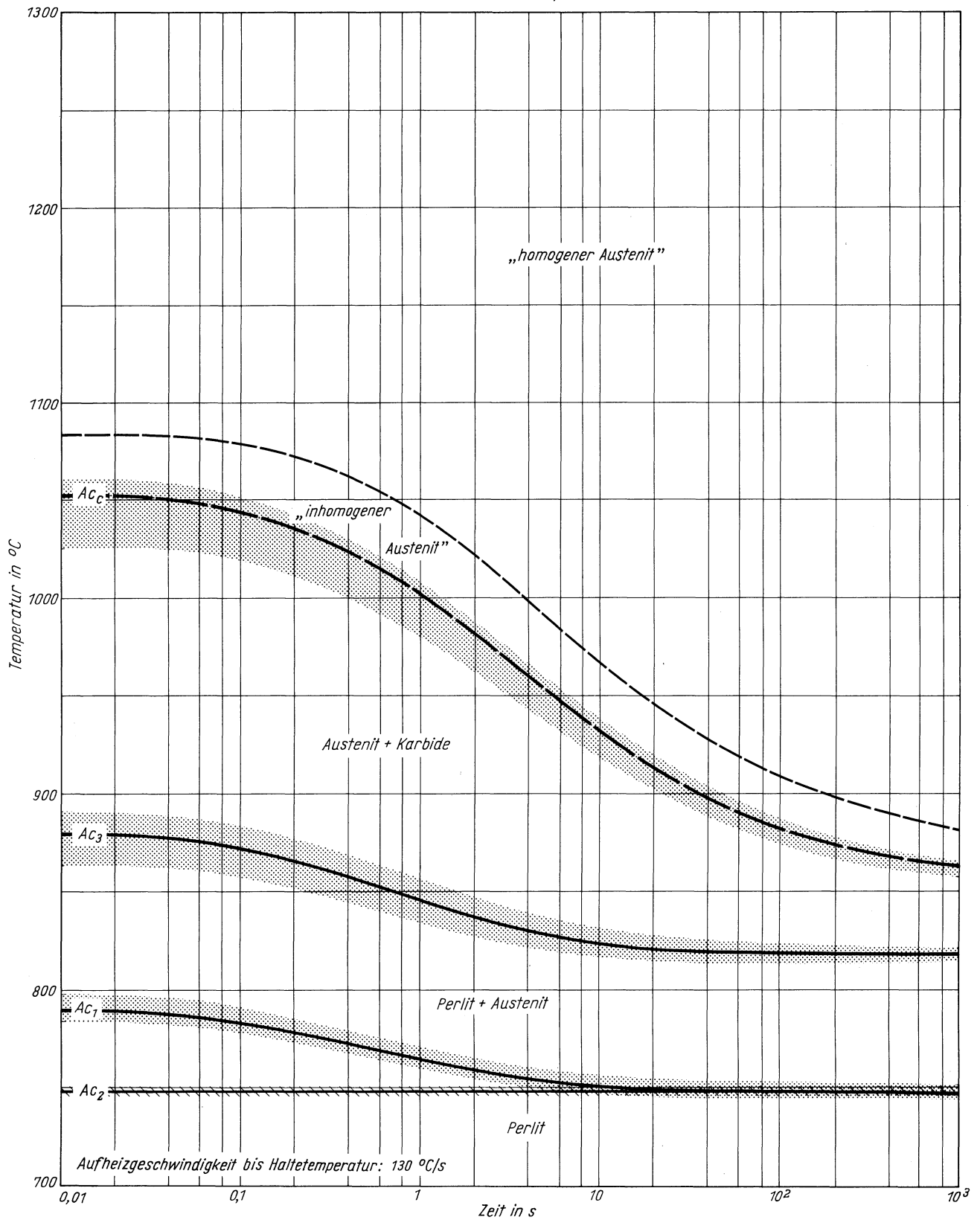
# Stahl 58 CrV 4

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(kontinuierlich)



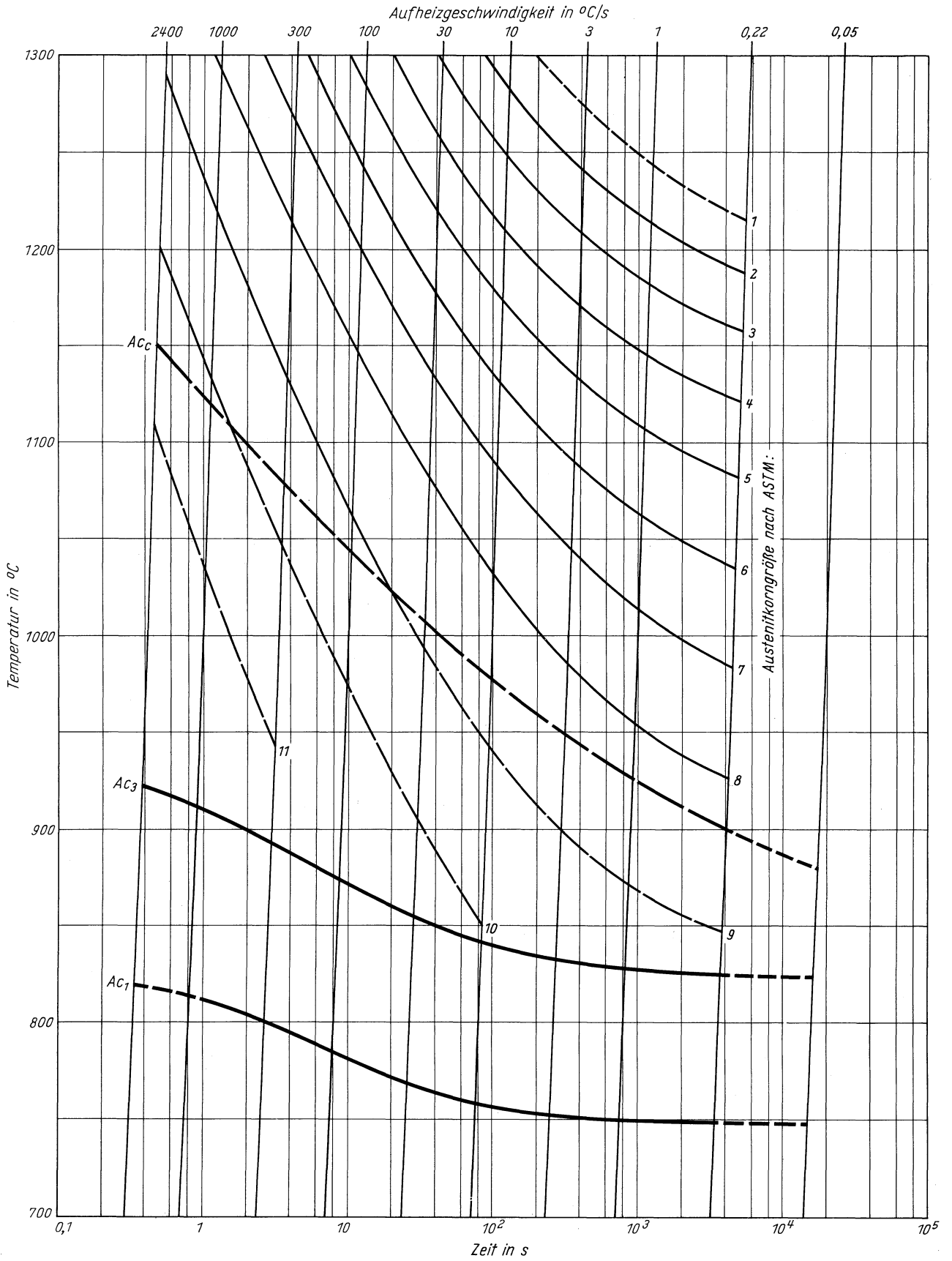
# Stahl 58 CrV 4

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(isothermisch)



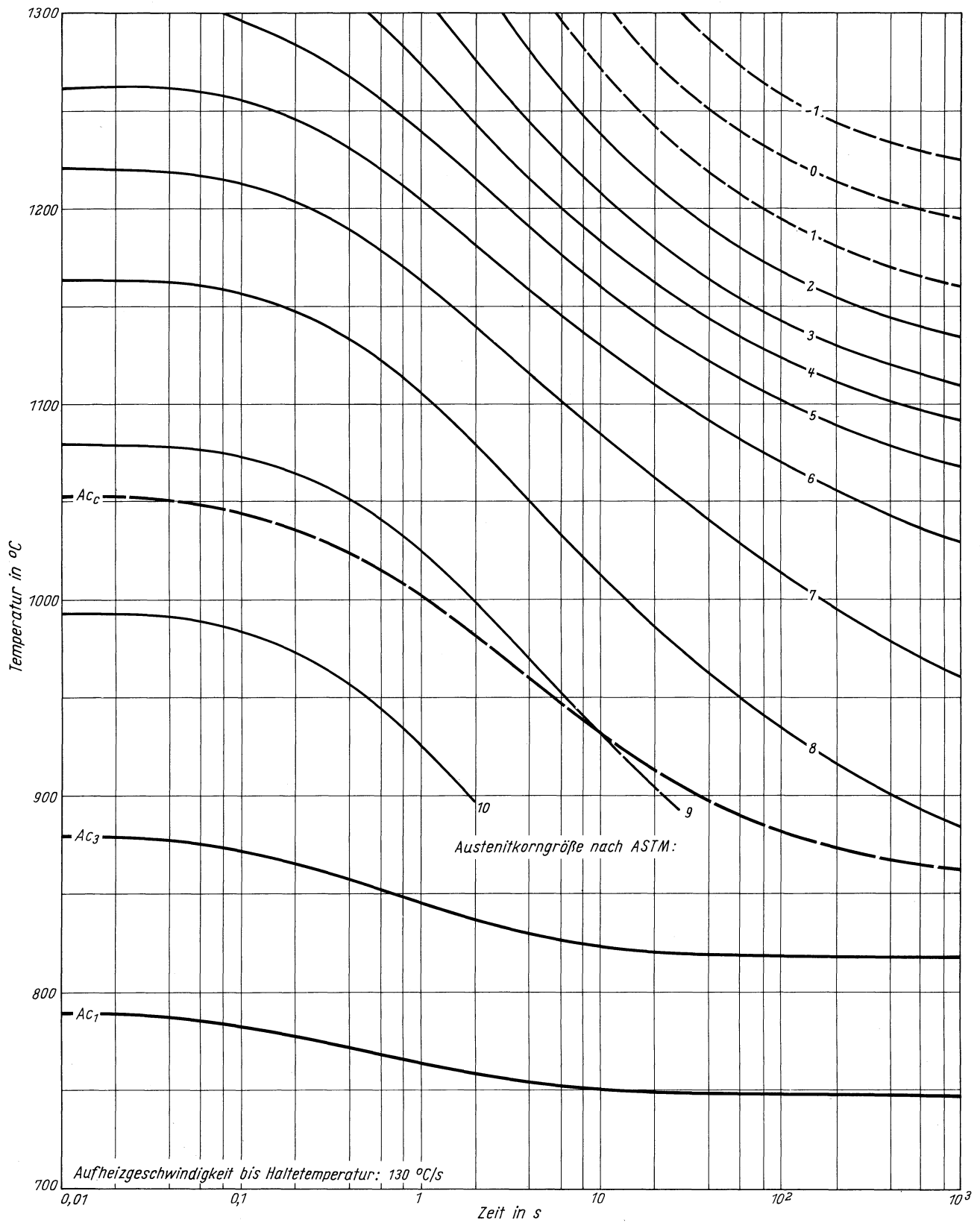
**Stahl 58 CrV 4**

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)



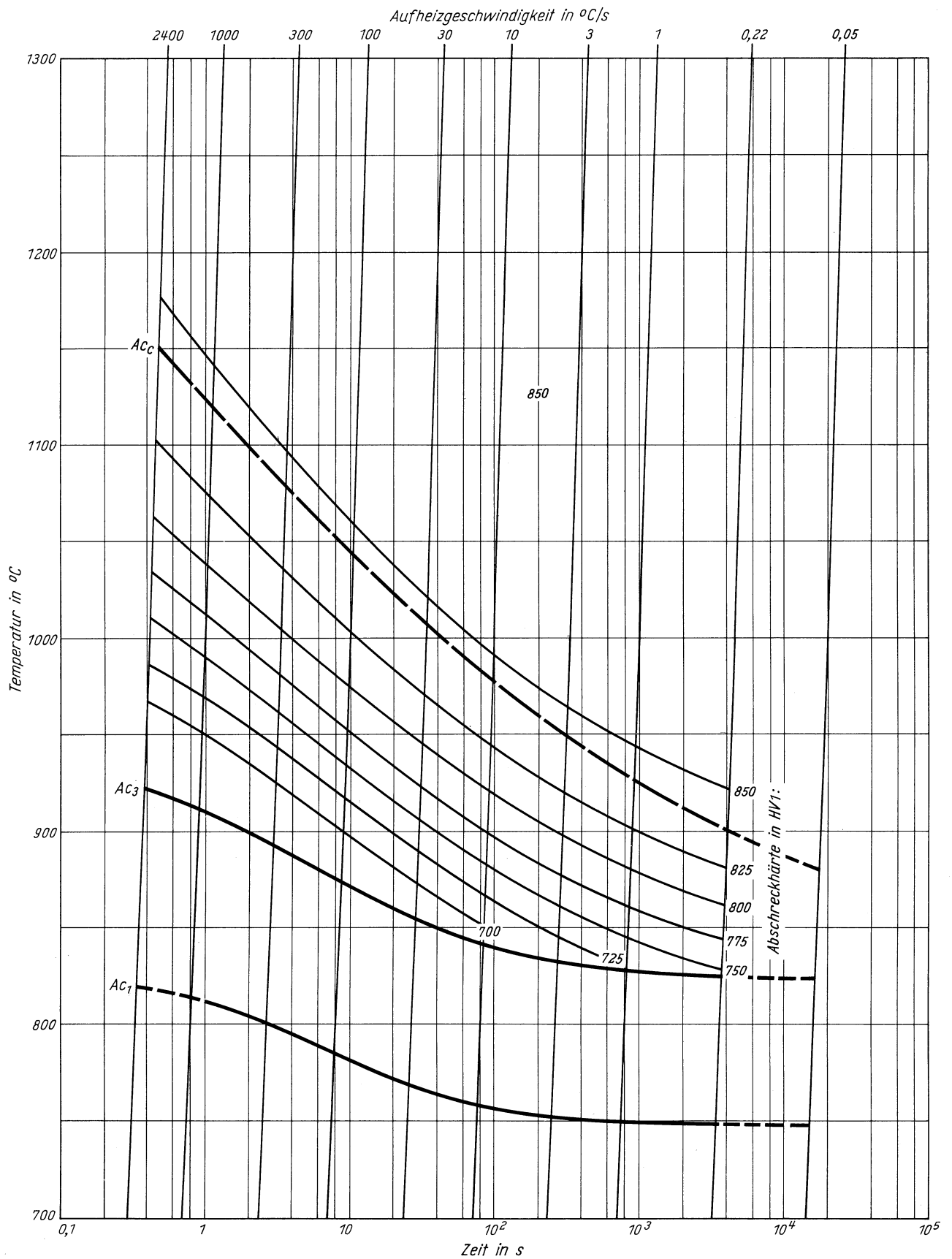
# Stahl 58 CrV 4

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(isothermisch)



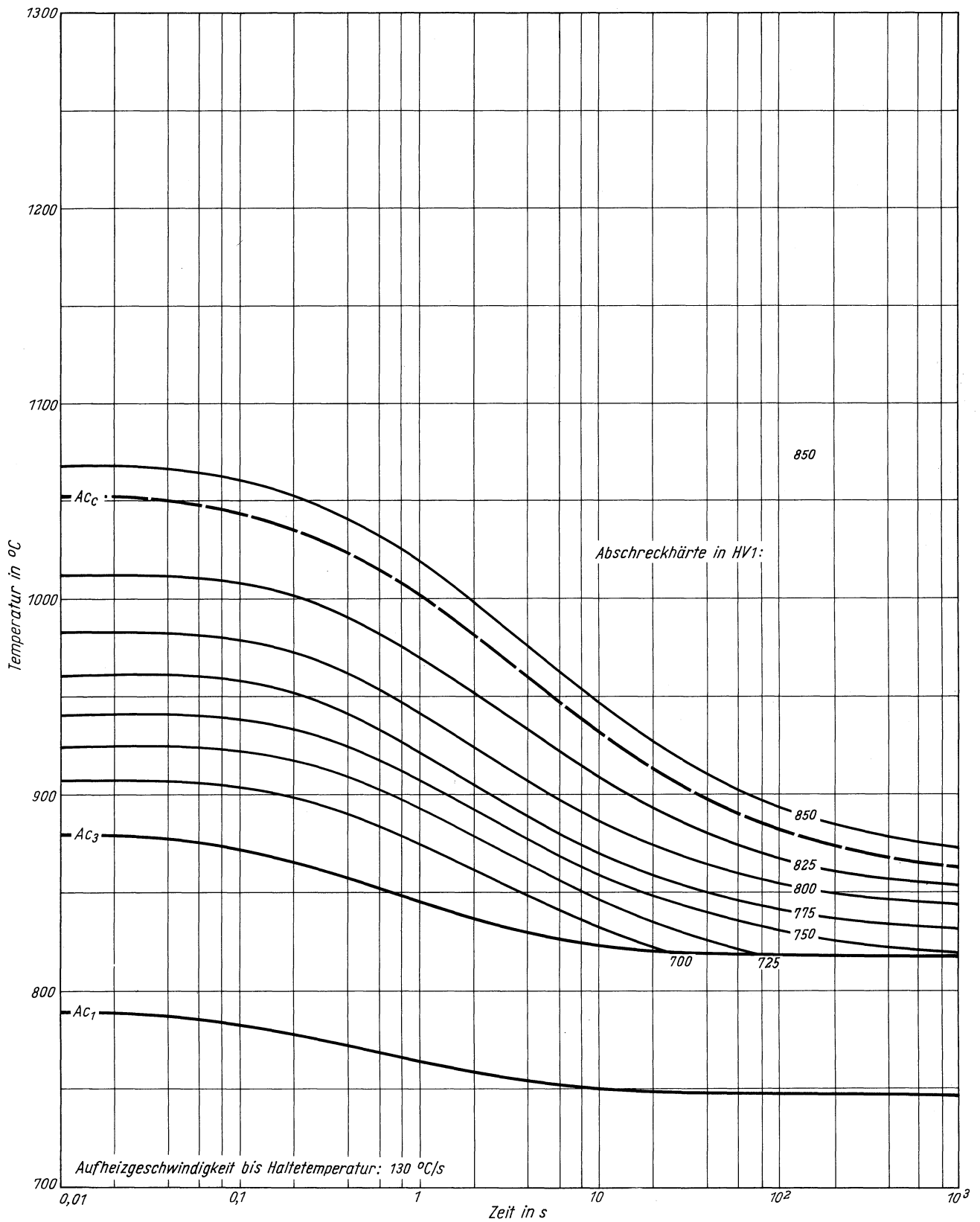
**Stahl 58 CrV 4**

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(isothermisch)



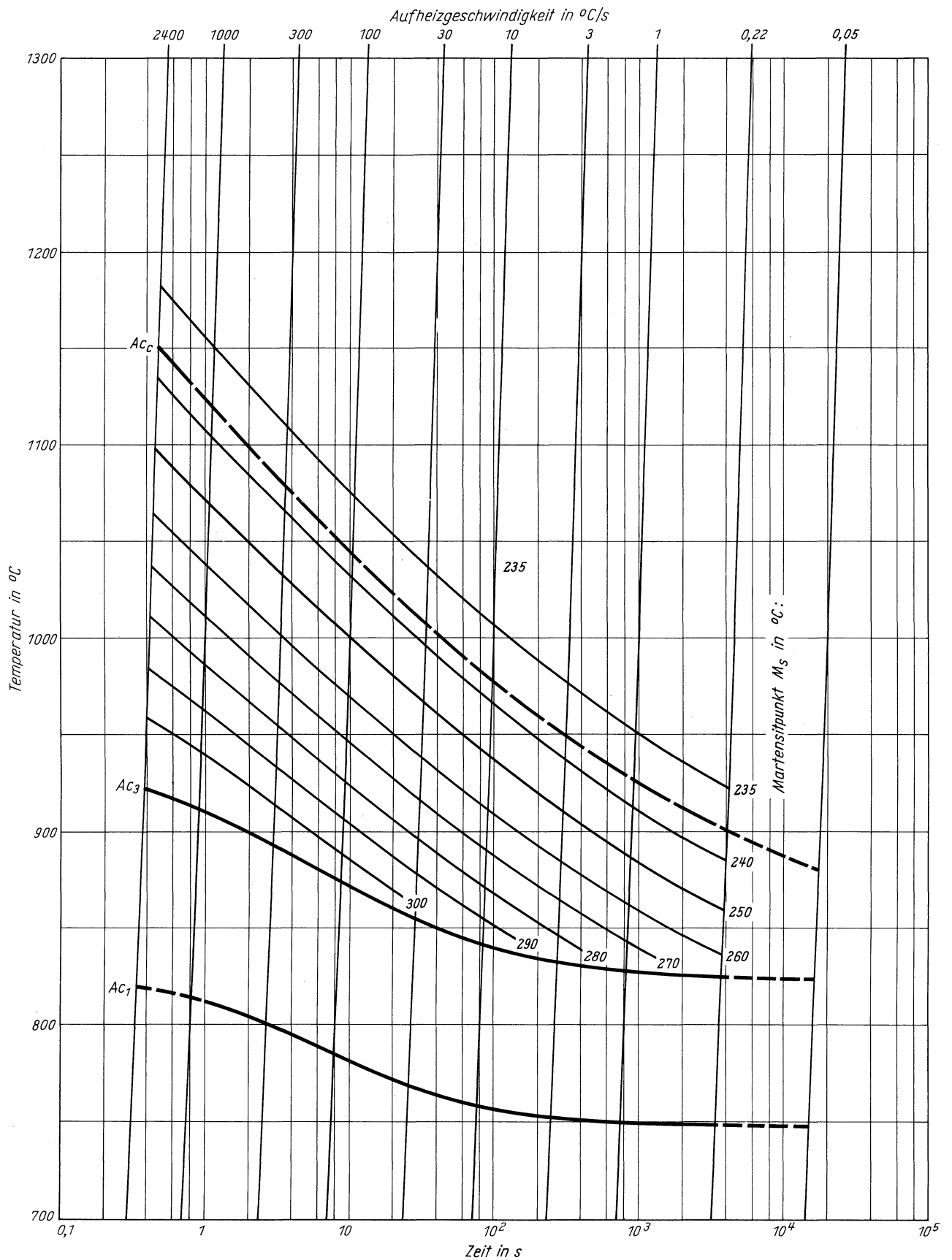
# Stahl 58 CrV 4

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(isothermisch)



# Stahl 58 CrV 4

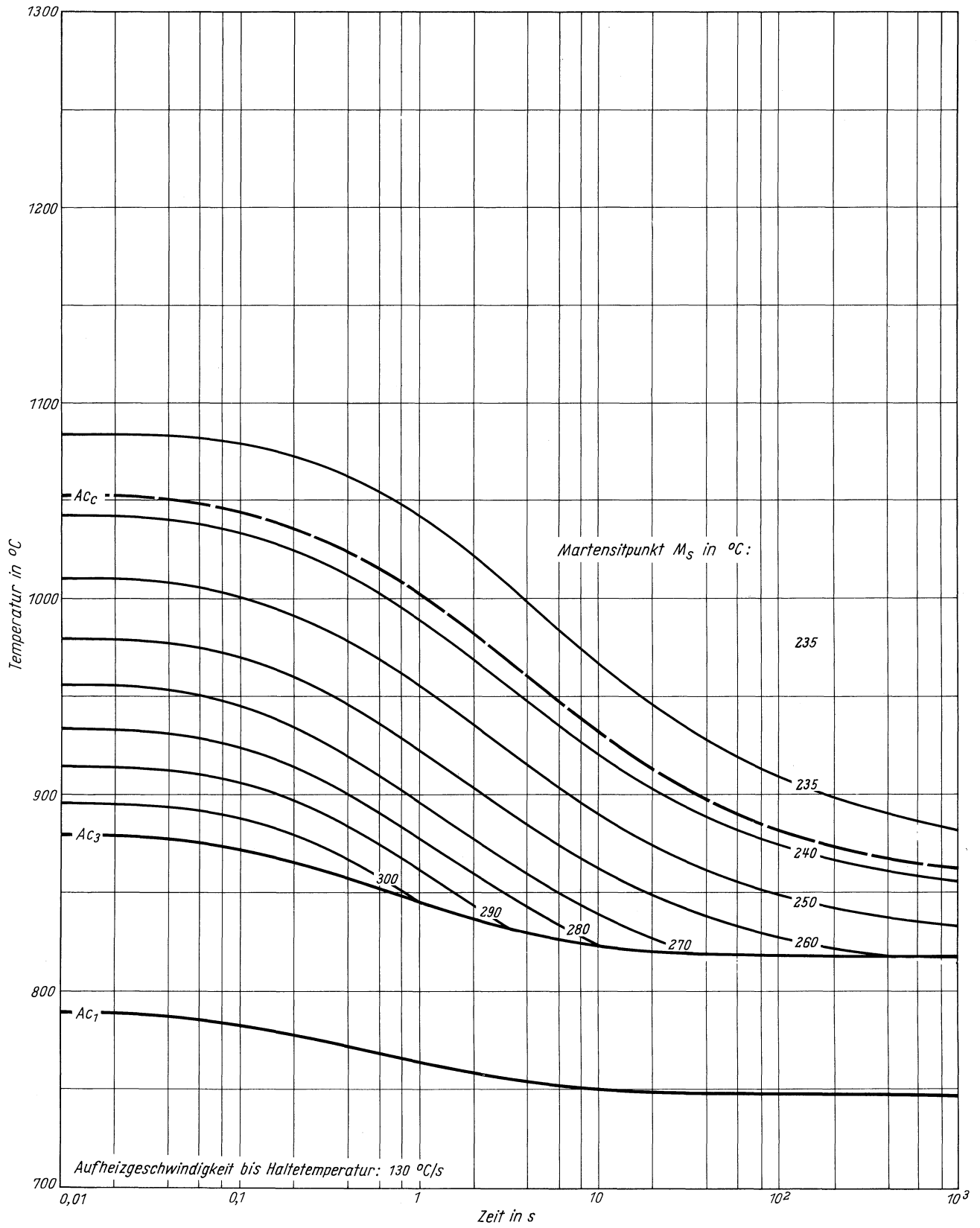
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
(kontinuierlich)





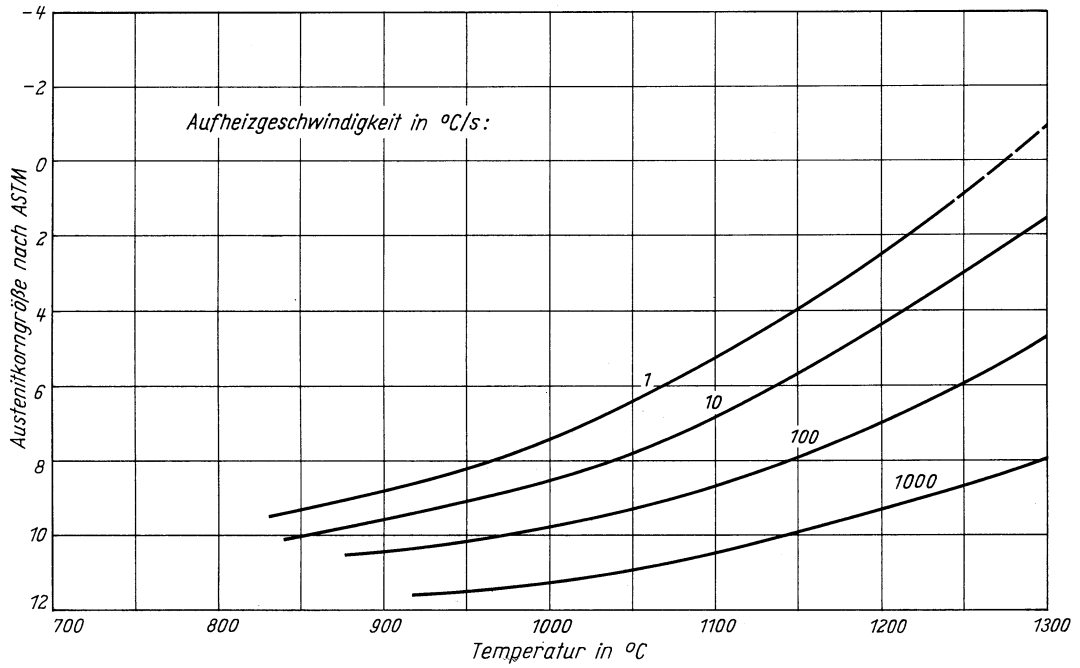
**Stahl 58 CrV 4**

ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
(isothermisch)

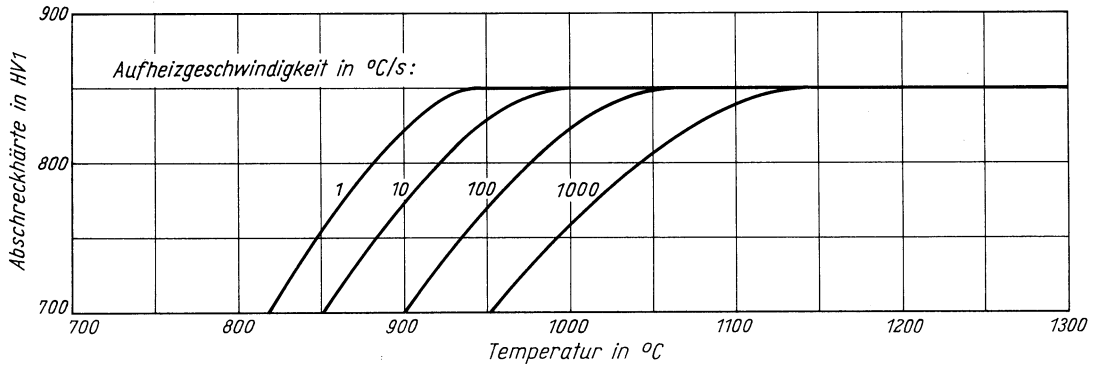


# Stahl 58 CrV 4

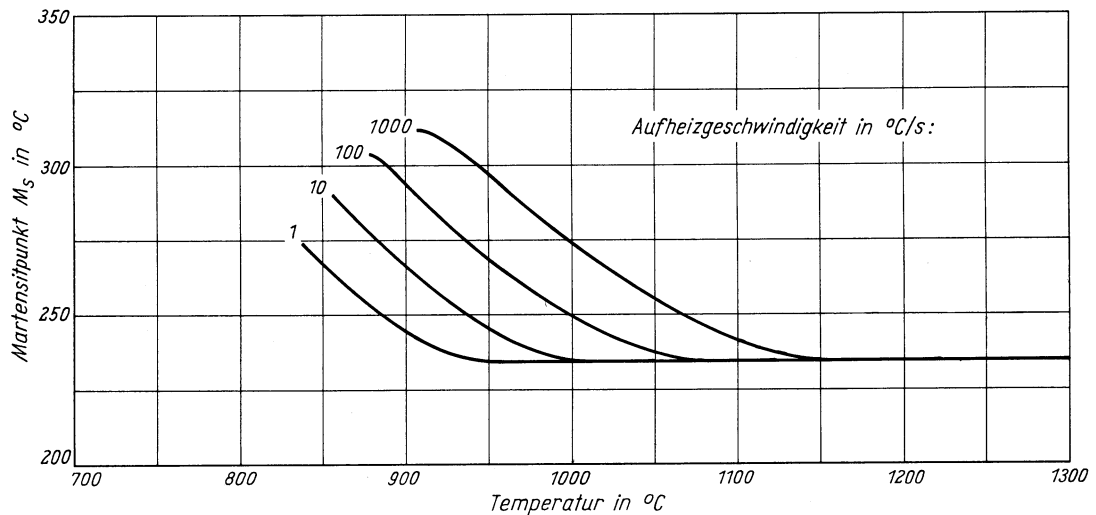
Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

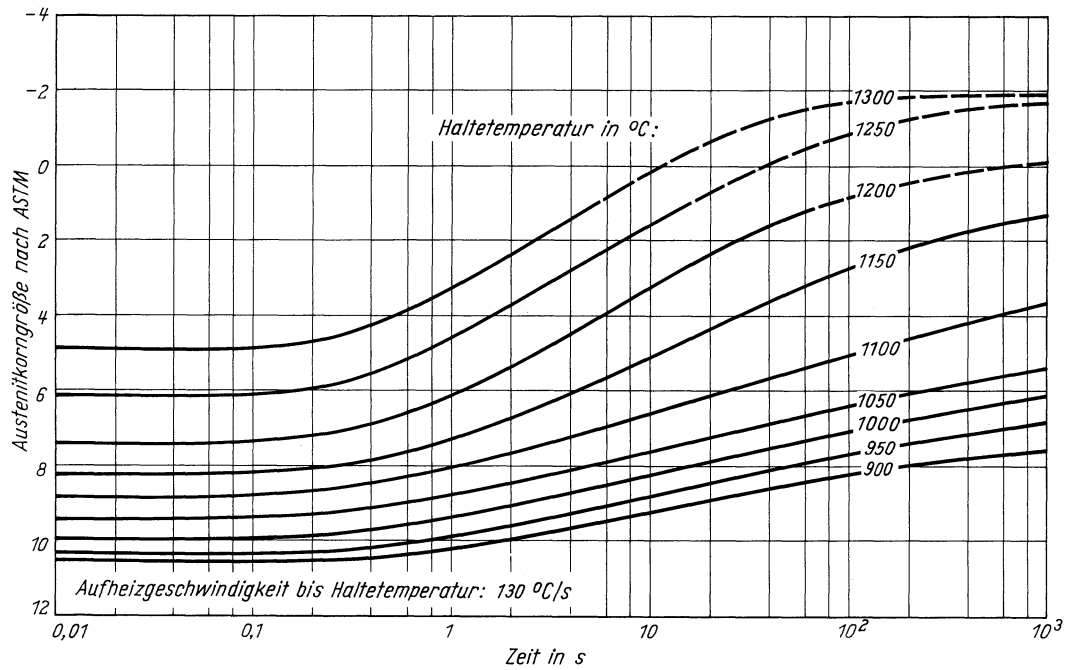


Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

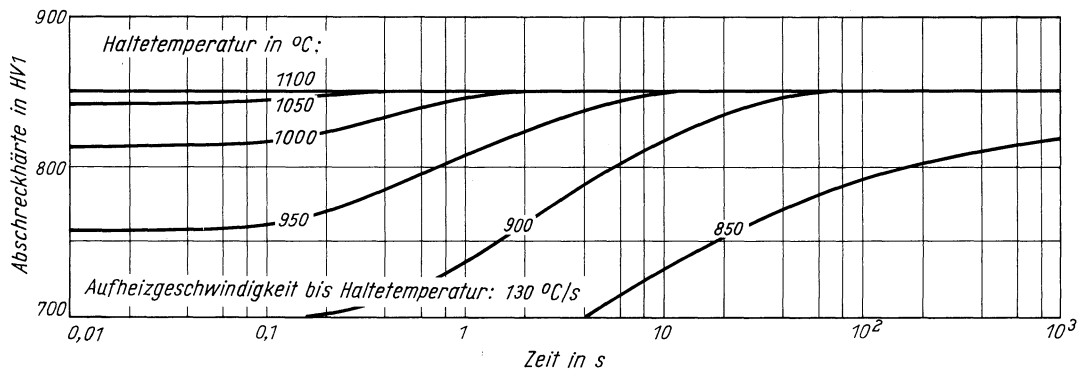


# Stahl 58 CrV 4

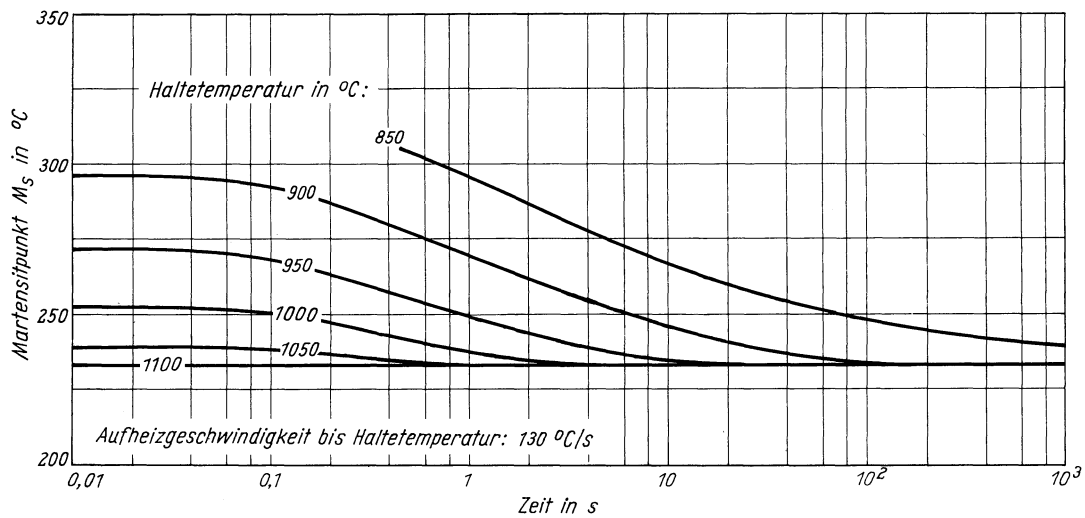
Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Haltezeit



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Haltezeit



Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Haltezeit





# Stahl Cf 53

(Schmelze 1)

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.1213

Stahl für Flamm- und Induktionshärten nach DIN 17212

Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	N	Ni
Sollwerte mindestens	0,50	0,15	0,40							
höchstens	0,57	0,35	0,70	0,035	0,035					
untersuchte Schmelze 1	0,51	0,28	0,64	0,022	0,012	0,022	0,04	0,04	0,0050	0,03
untersuchte Schmelze 2	0,51	0,74	0,53	0,016	0,029	0,008	n. b.	0,09	0,0084	n. b.

Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze 1	bas. Siemens-Martin-Ofen	gewalzt auf 10 mm Dmr.
untersuchte Schmelze 2	LD	gewalzt auf 10 mm Dmr.

Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17212

Weichglühen	Normalglühen	Härten in Wasser	Härten in Öl	Anlassen
650–700 °C	830–860 °C	805–835 °C	815–845 °C	550–660 °C

Wärmebehandlung zur Erstellung des Ausgangszustandes

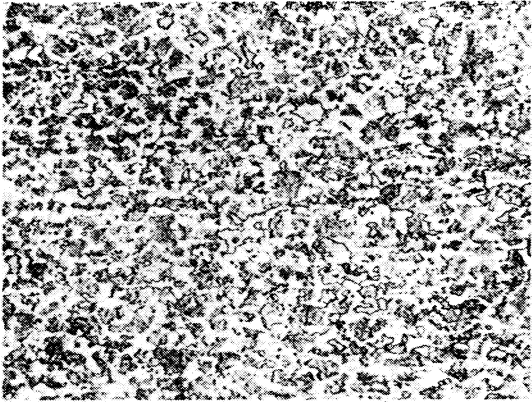
Ausgangszustand	Ausgangsgefüge	Wärmebehandlung des Ausgangszustandes
1	Weichglühgefüge	700 °C 5 h/Ofen
2	Perlit	825 °C 15 min/Ofen
3	Perlit	825 °C 15 min/Luft
4	Weichglühgefüge	825 °C 15 min/Wasser + 700 °C 2 h/Ofen
5	Vergütungsgefüge	825 °C 15 min/Wasser + 600 °C 60 min/Luft
6	Martensit	825 °C 15 min/Wasser

Verwendete Ätzmittel

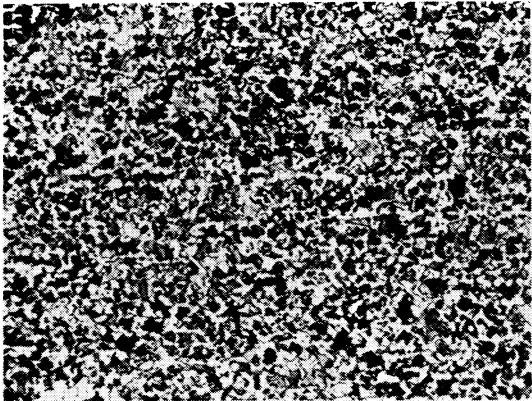
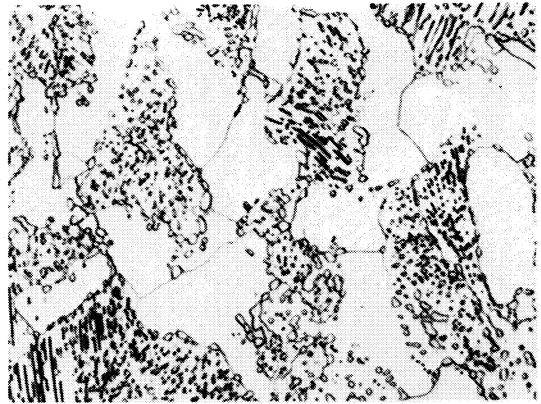
Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	–
Austenitkorgrenzen	9

**Stahl Cf 53**  
(Schmelze 1)  
(Ausgangszustand 1, 2, 3)

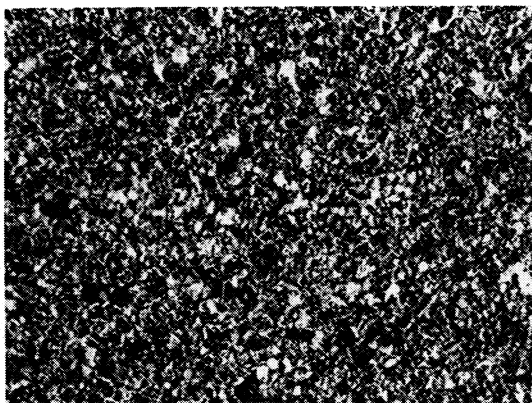
Gefügebilder der Ausgangszustände



1



2



3



Längsschliff

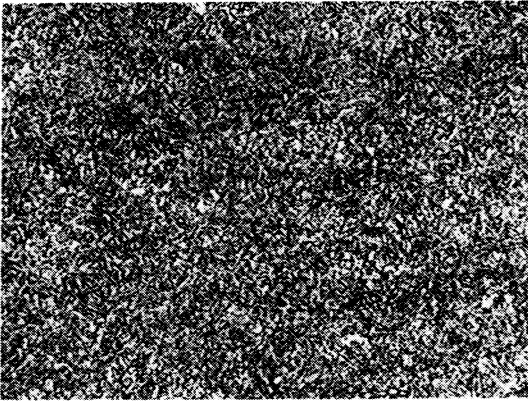
100:1

Querschliff

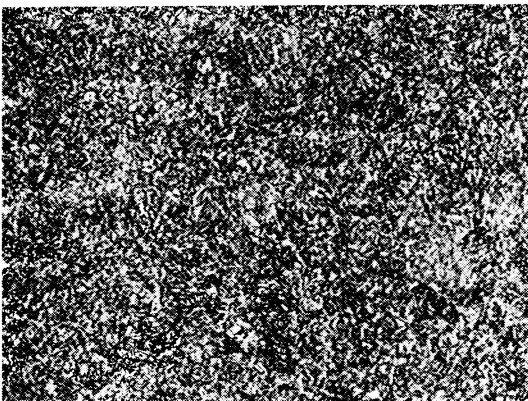
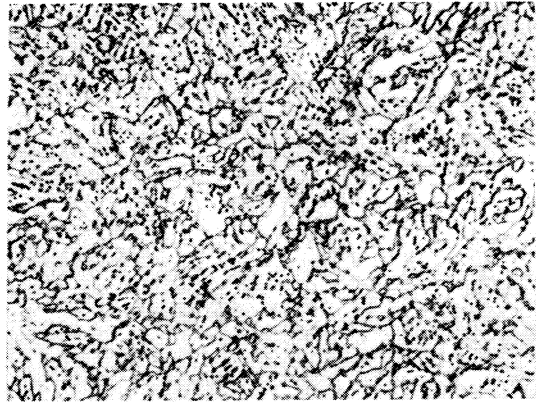
1000:1

**Stahl Cf 53**  
(Schmelze 1)  
(Ausgangszustand 4, 5, 6)

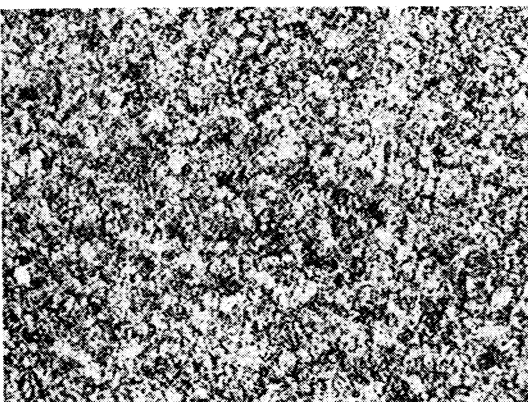
Gefügebilder der Ausgangszustände



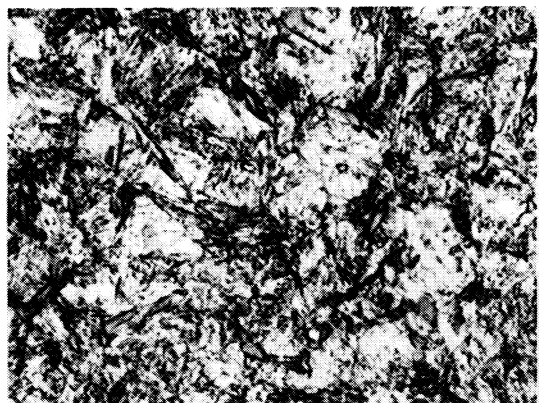
4



5



6



Längsschliff

100:1

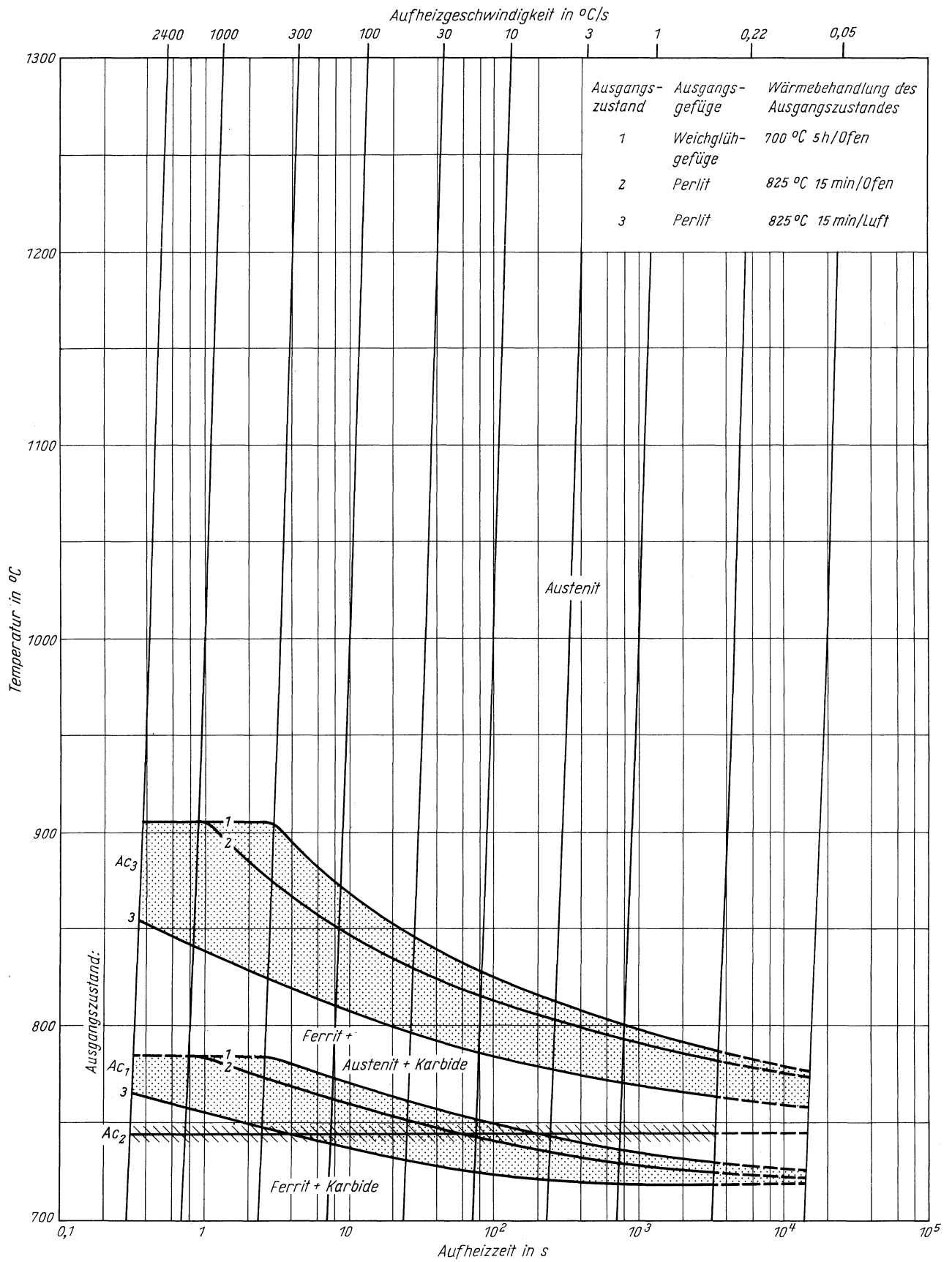
Querschliff

1000:1

# Stahl Cf 53

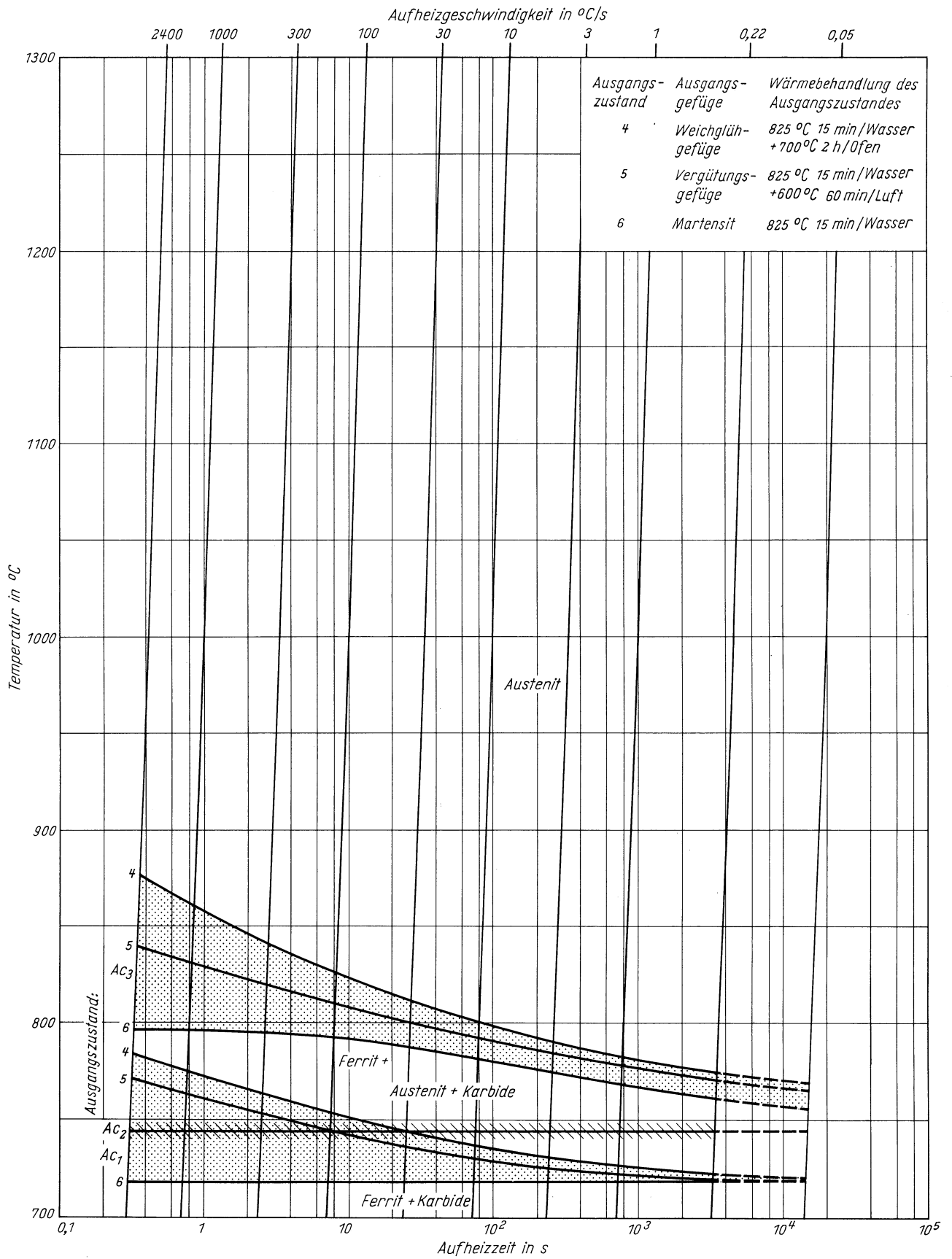
(Schmelze 1)

(Ausgangszustand 1, 2, 3)



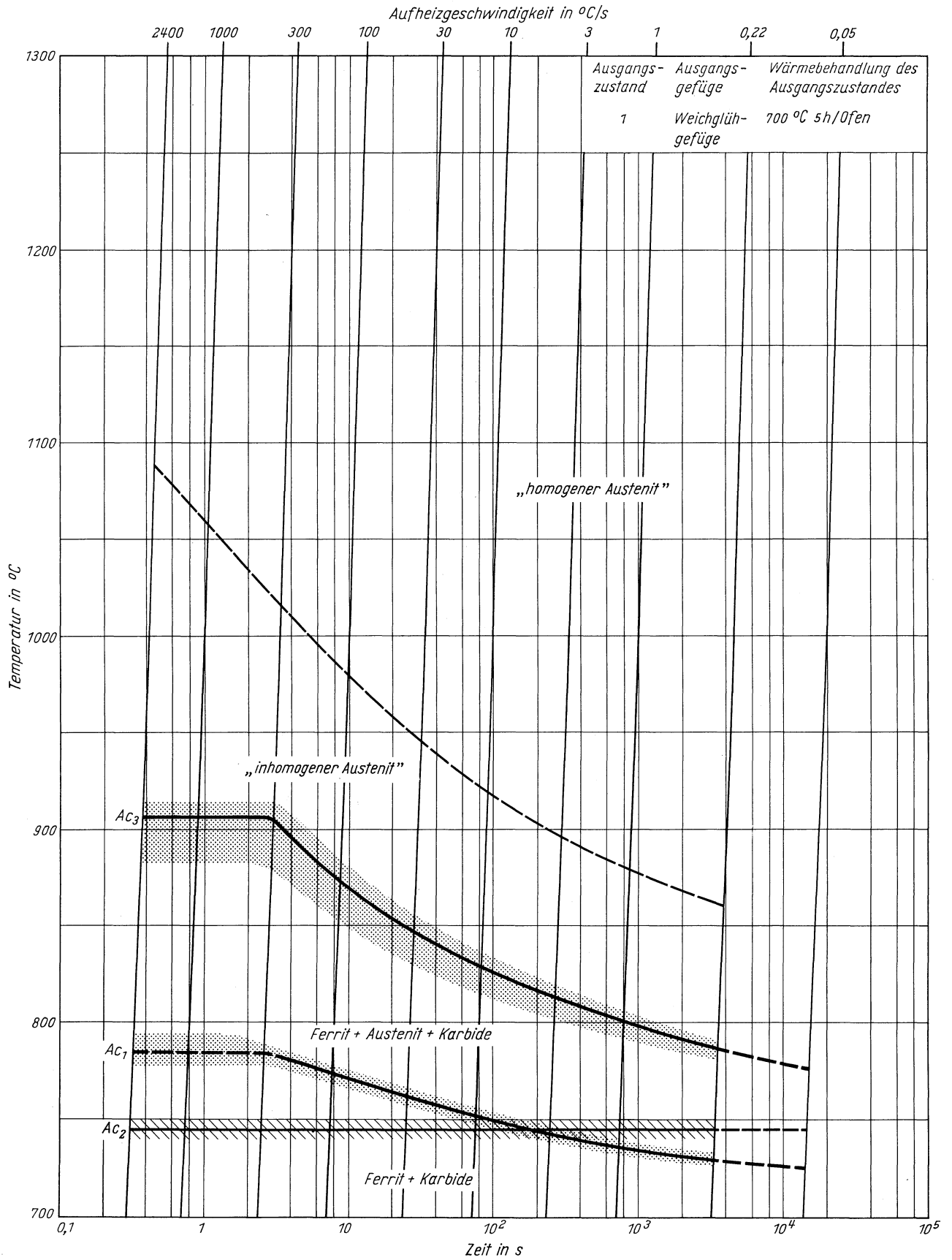


**Stahl Cf 53**  
 (Schmelze 1)  
 (Ausgangszustand 4, 5, 6)



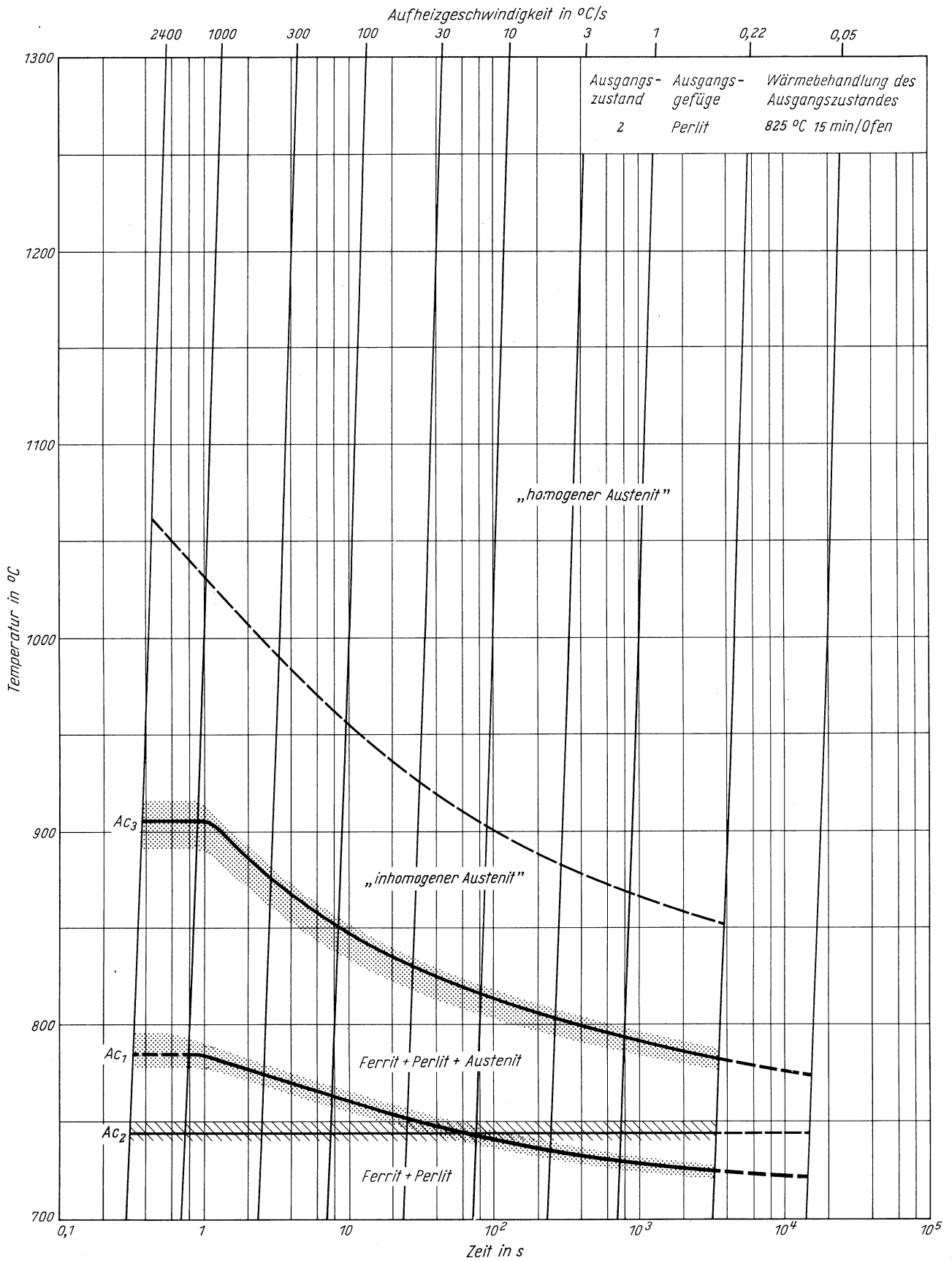
**Stahl Cf 53**  
 (Schmelze 1)  
 (Ausgangszustand 1)

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
 (kontinuierlich)



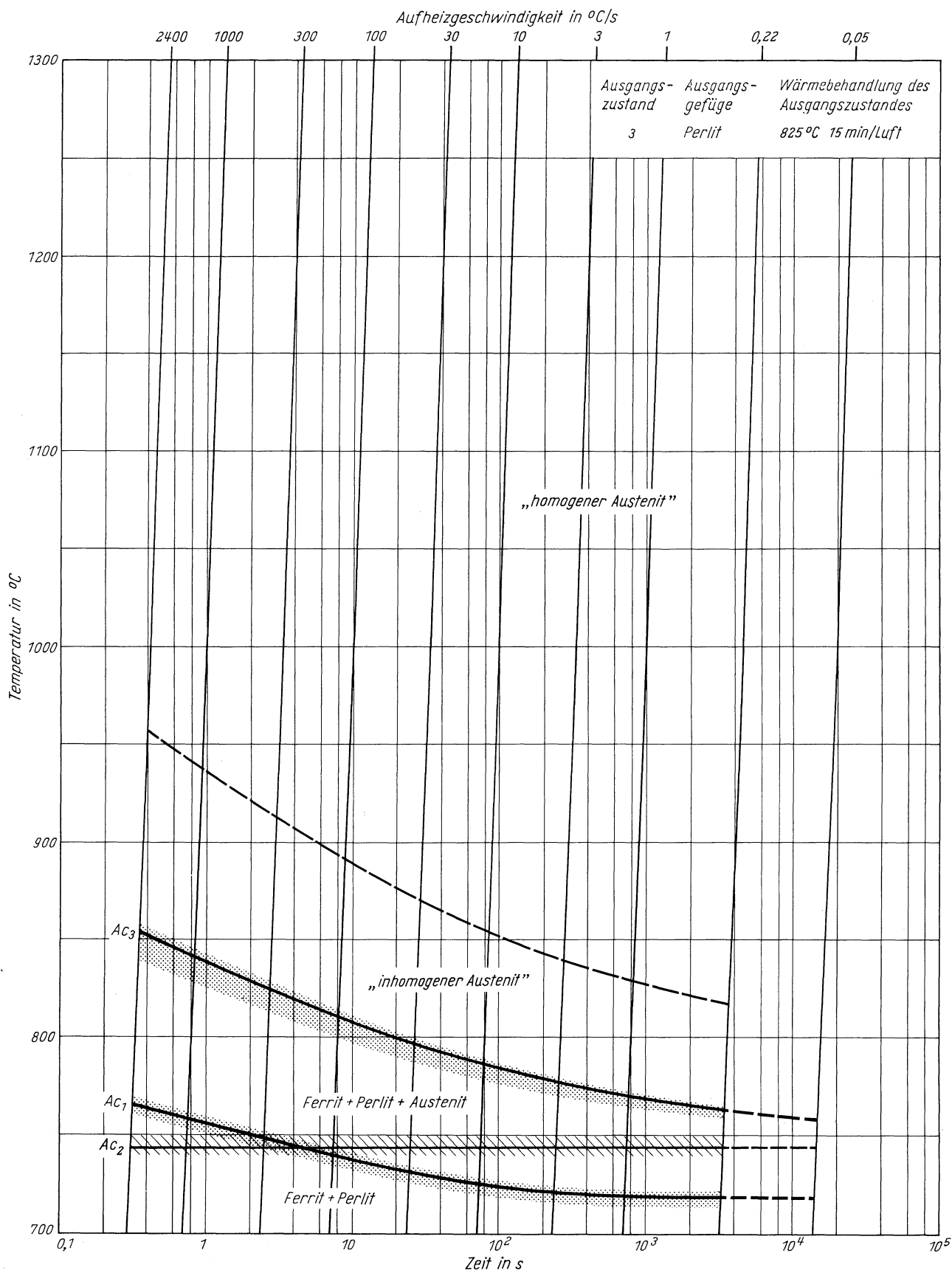
**Stahl Cf 53**  
 (Schmelze 1)  
 (Ausgangszustand 2)

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
 (kontinuierlich)



**Stahl Cf 53**  
 (Schmelze 1)  
 (Ausgangszustand 3)

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
 (kontinuierlich)

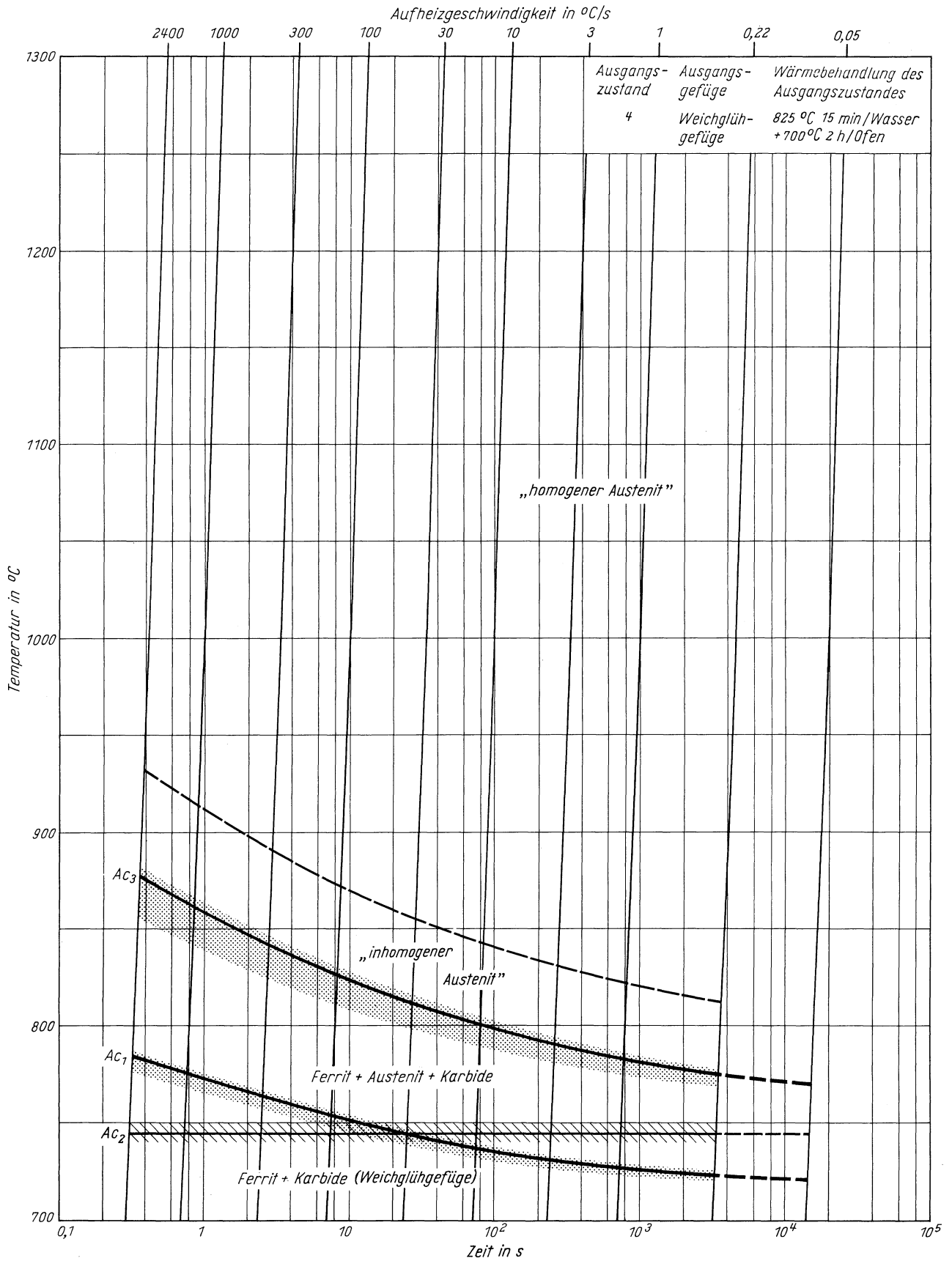


# Stahl Cf 53

(Schmelze 1)

(Ausgangszustand 4)

Zeit - Temperatur - Austenitierung - Schaubild  
(kontinuierlich)

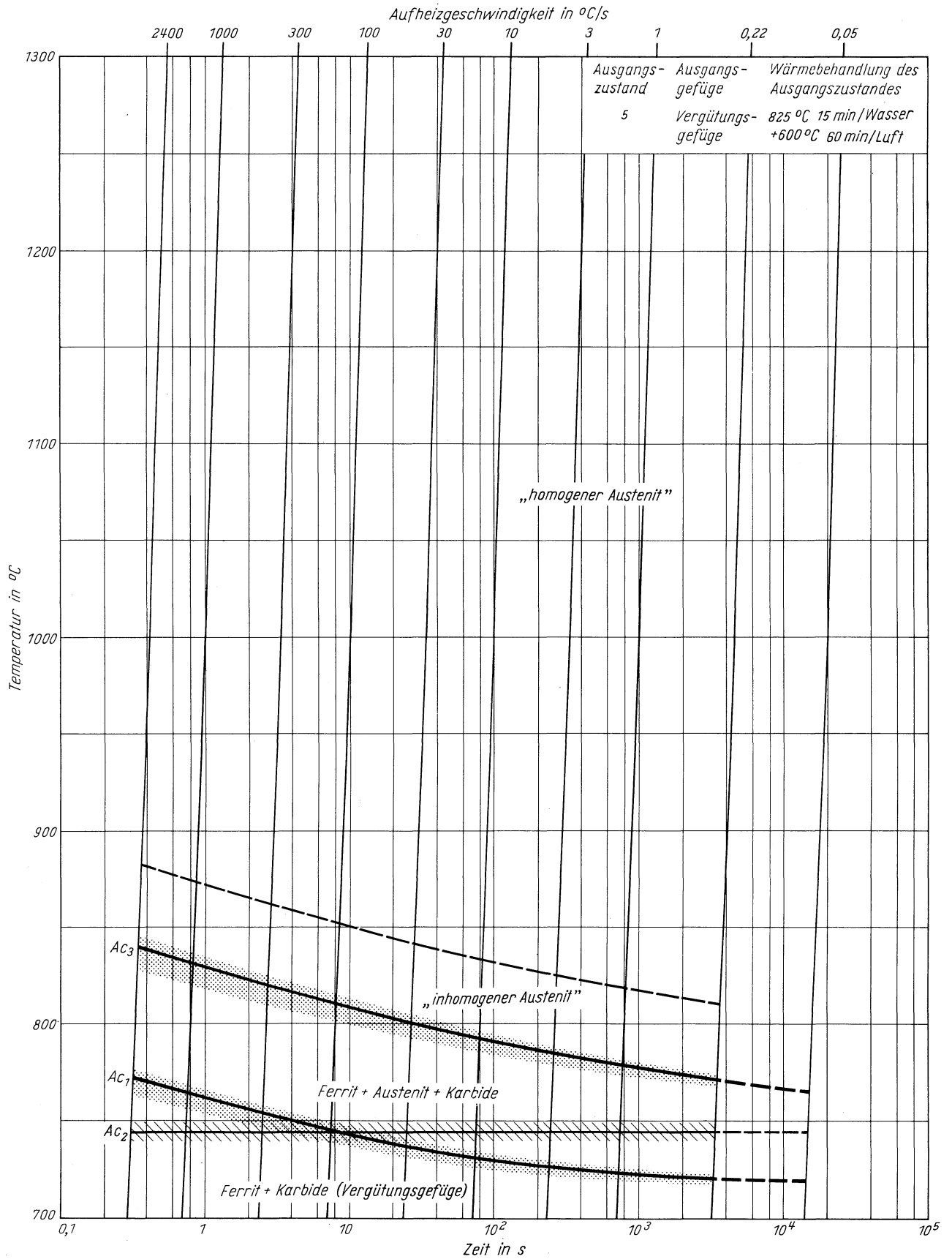


# Stahl Cf 53

(Schmelze 1)

(Ausgangszustand 5)

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(kontinuierlich)

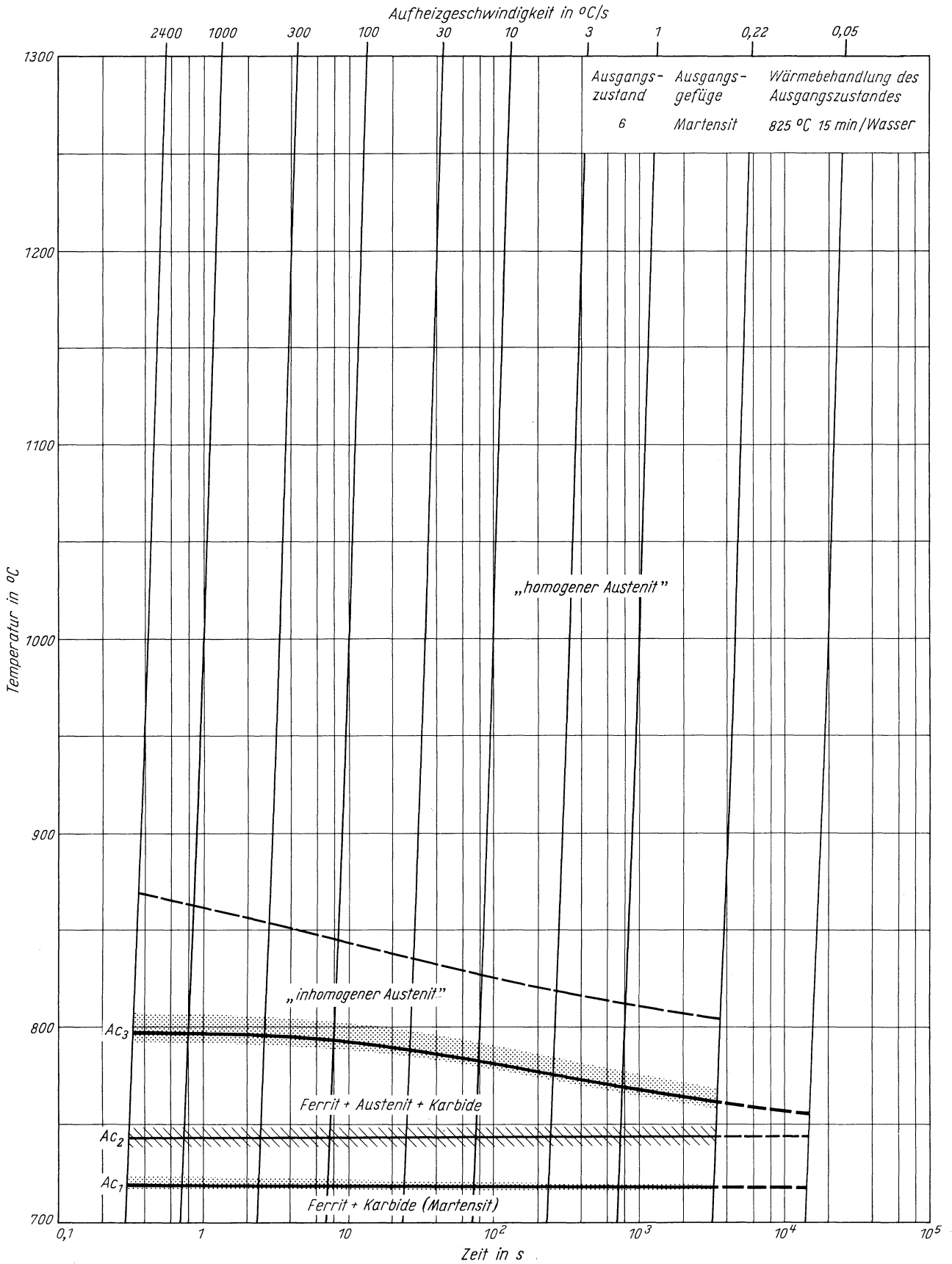


# Stahl Cf 53

(Schmelze 1)

(Ausgangszustand 6)

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(kontinuierlich)

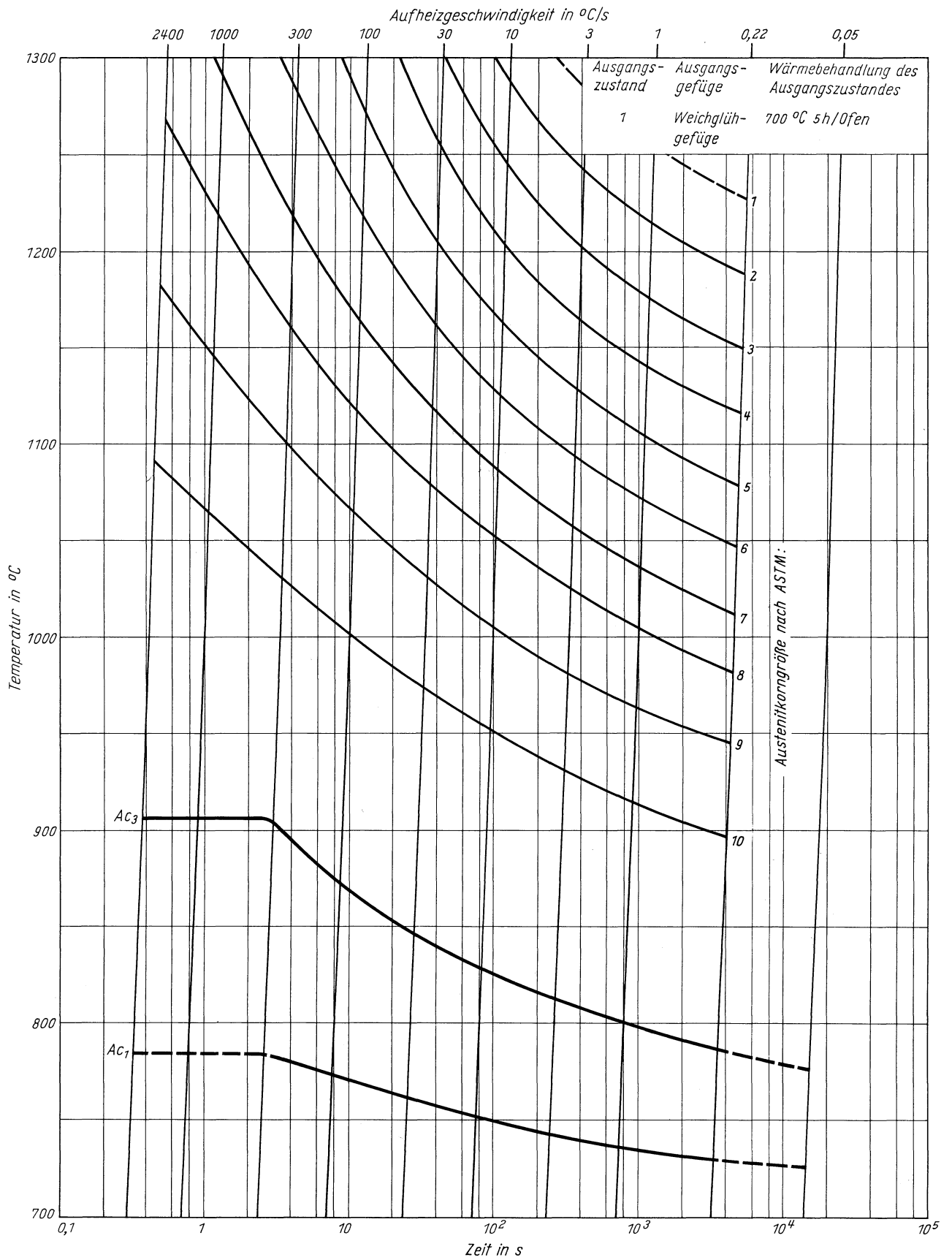


# Stahl Cf 53

(Schmelze 1)

(Ausgangszustand 1)

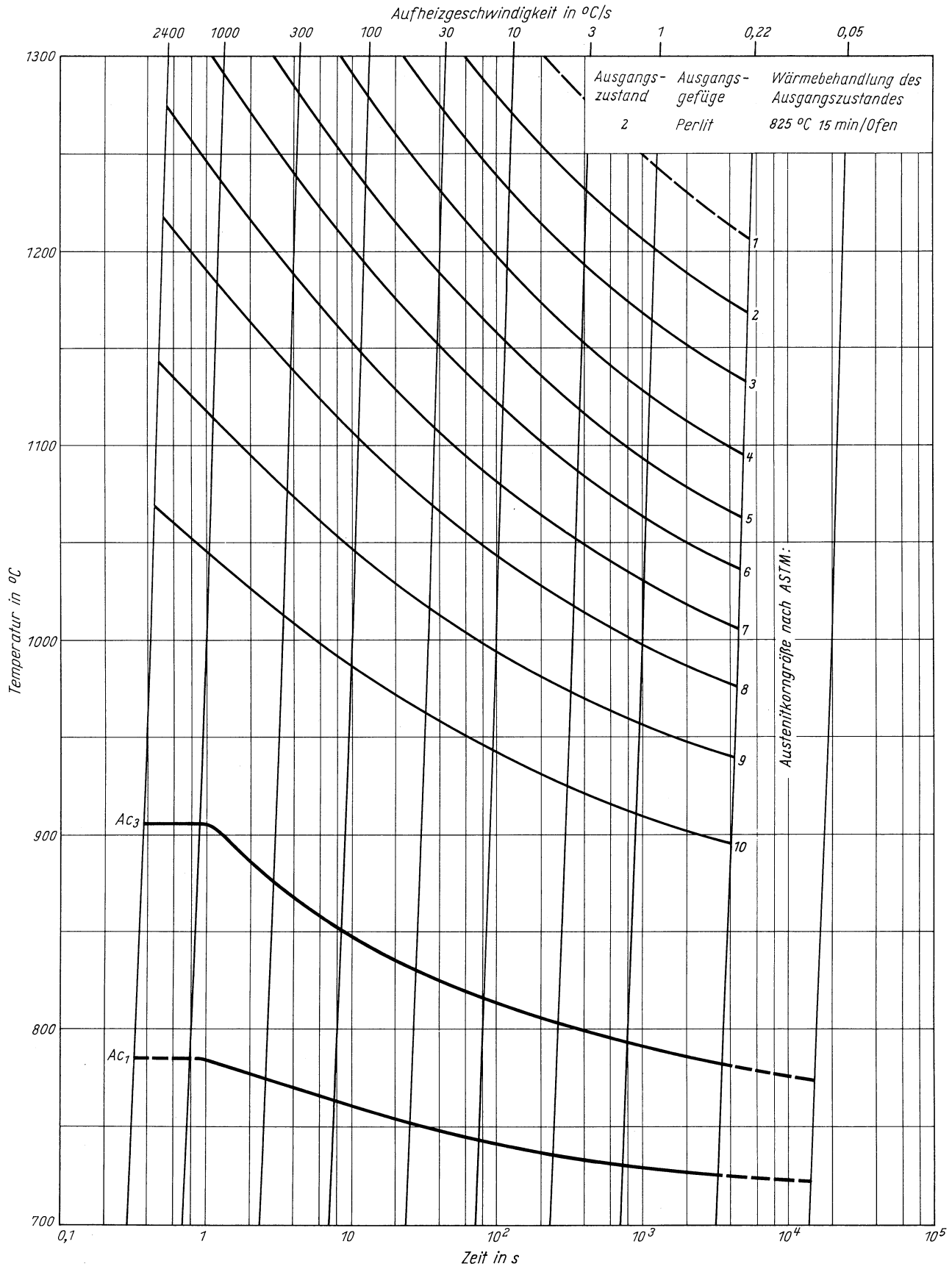
ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)





**Stahl Cf 53**  
 (Schmelze 1)  
 (Ausgangszustand 2)

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
 (kontinuierlich)

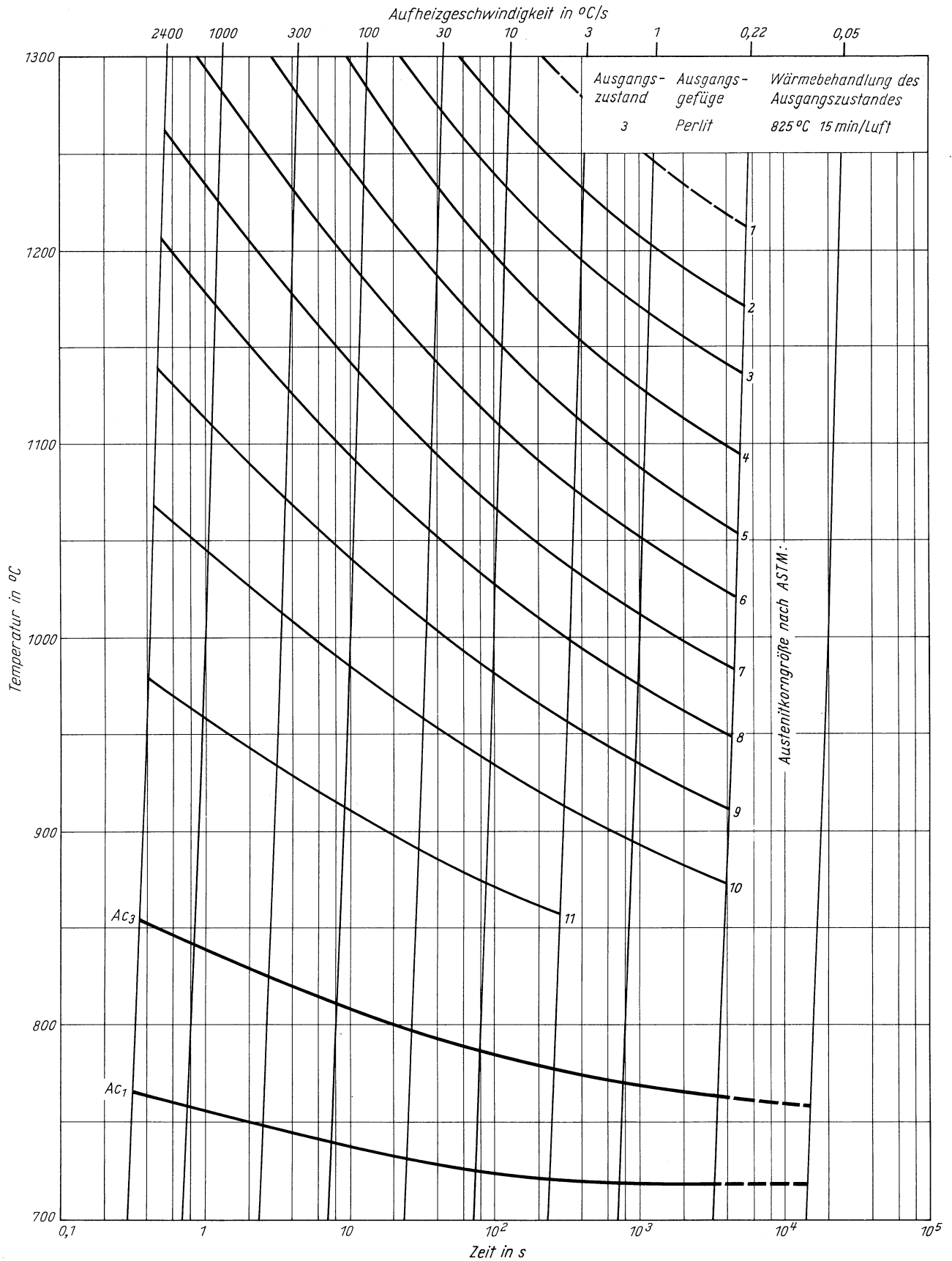


# Stahl Cf 53

(Schmelze 1)

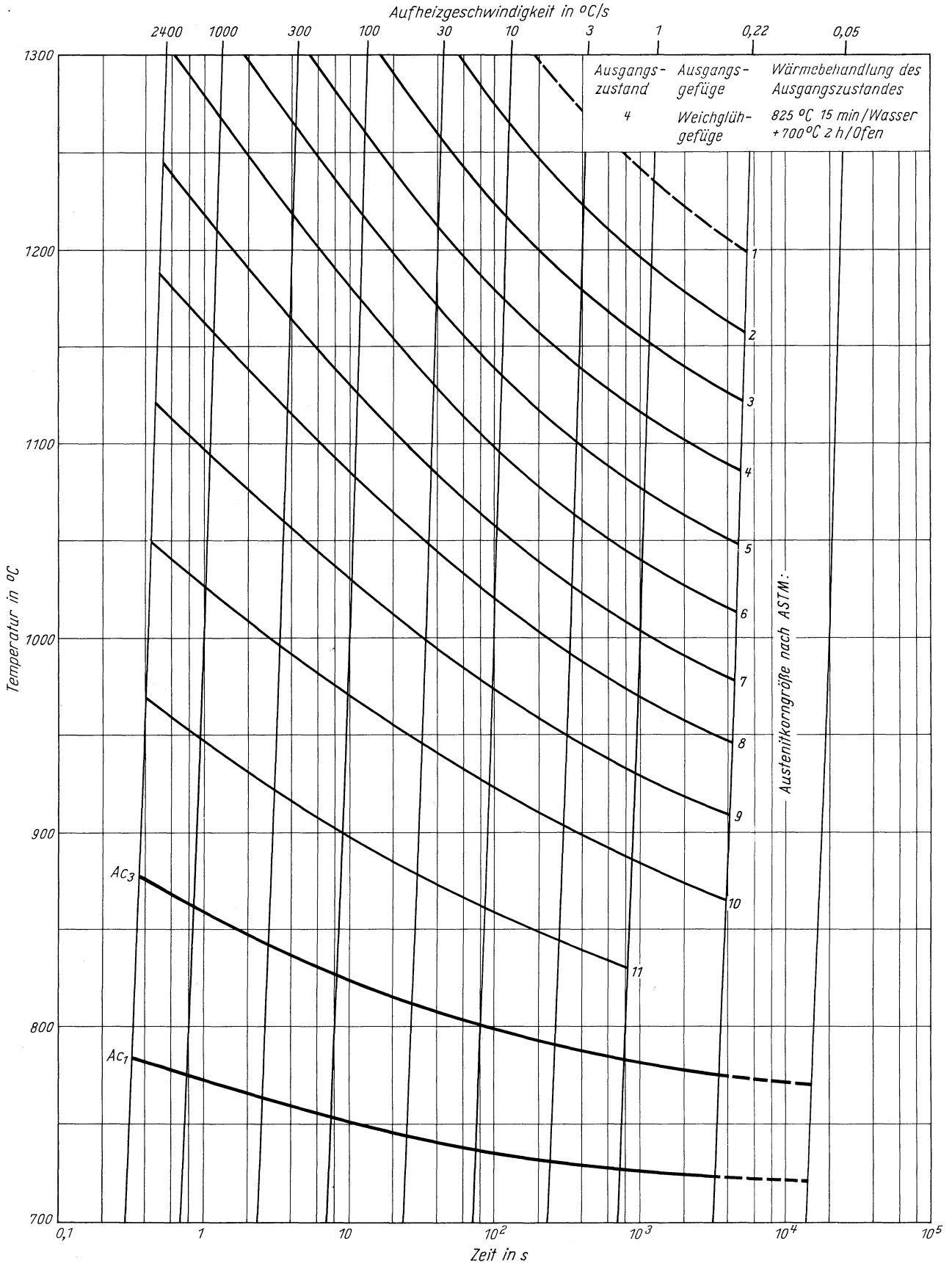
(Ausgangszustand 3)

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)



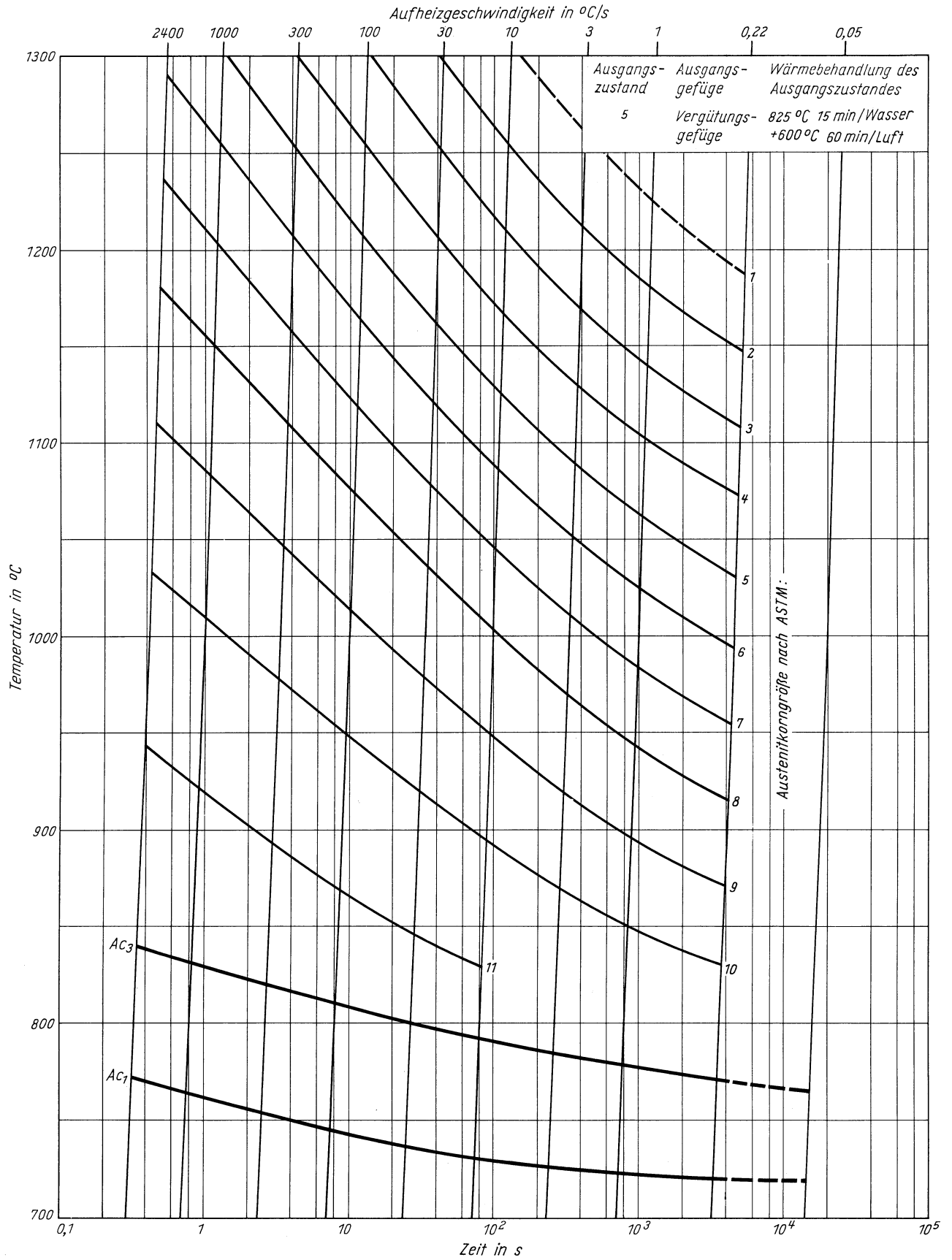
**Stahl Cf 53**  
 (Schmelze 1)  
 (Ausgangszustand 4)

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
 (kontinuierlich)



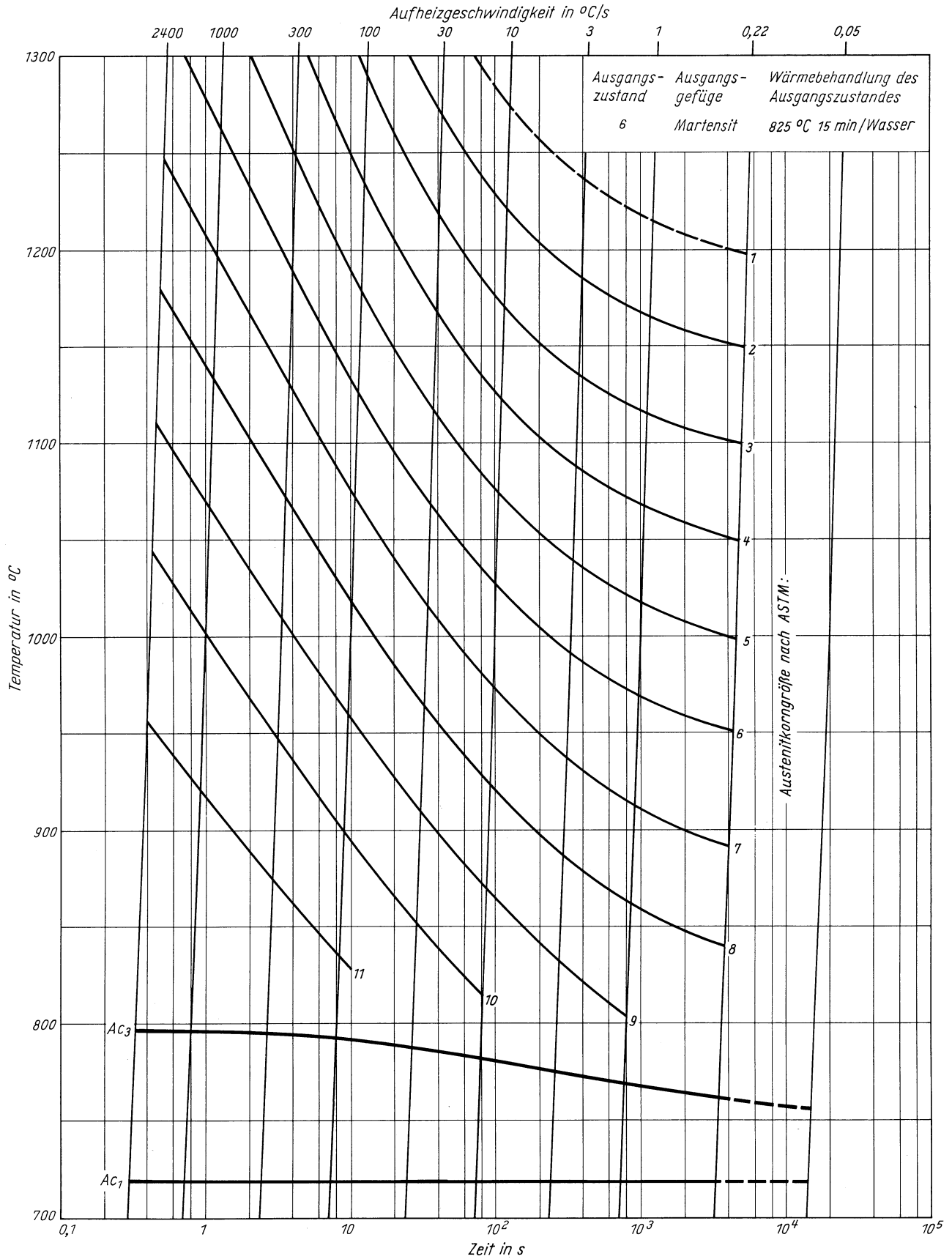
**Stahl Cf 53**  
 (Schmelze 1)  
 (Ausgangszustand 5)

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
 (kontinuierlich)



**Stahl Cf 53**  
 (Schmelze 1)  
 (Ausgangszustand 6)

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
 (kontinuierlich)

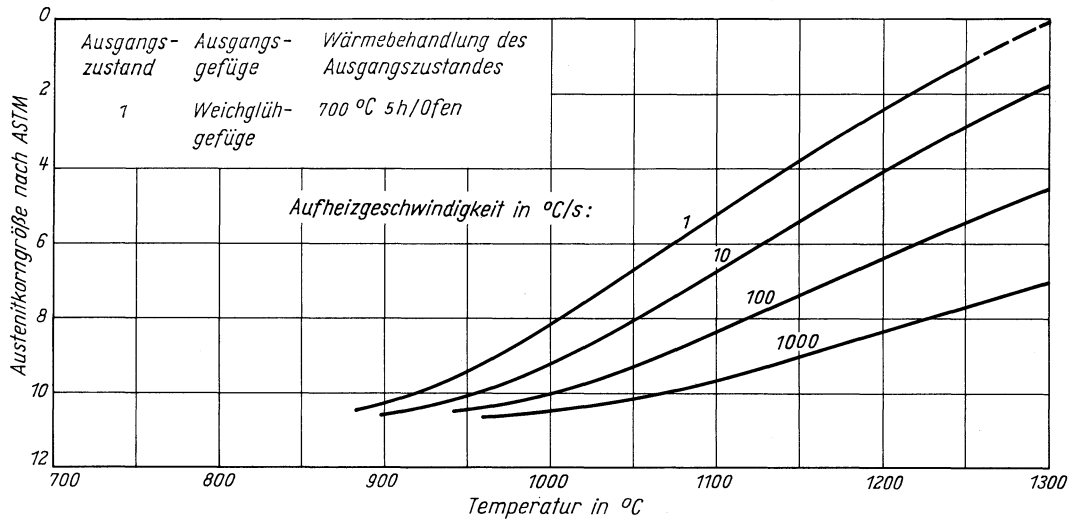


# Stahl Cf 53

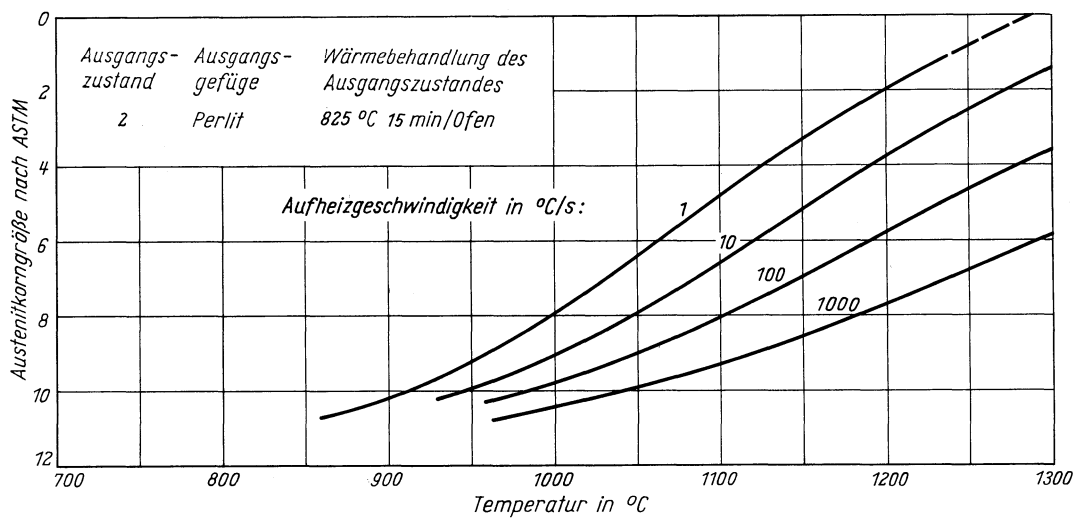
(Schmelze 1)

(Ausgangszustand 1, 2, 3)

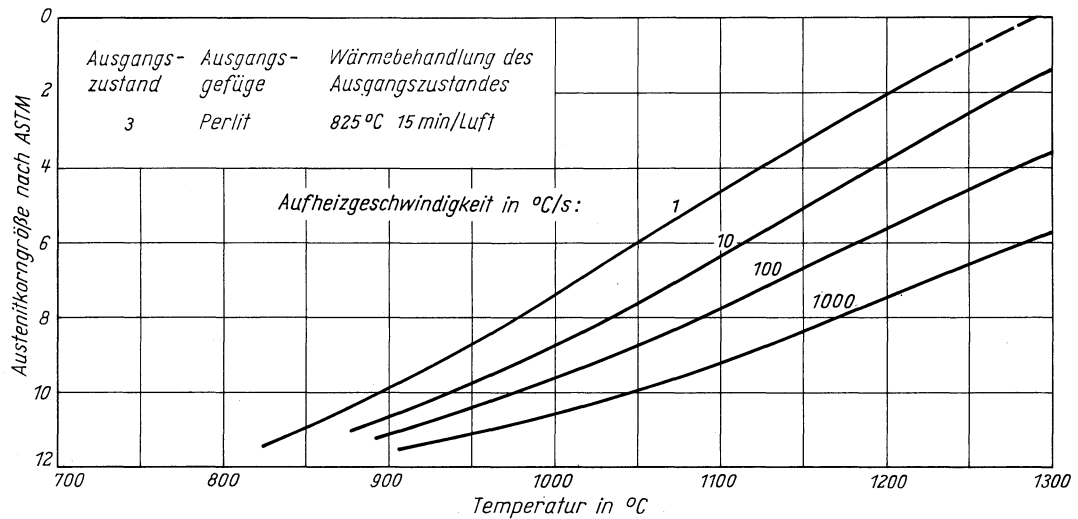
Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

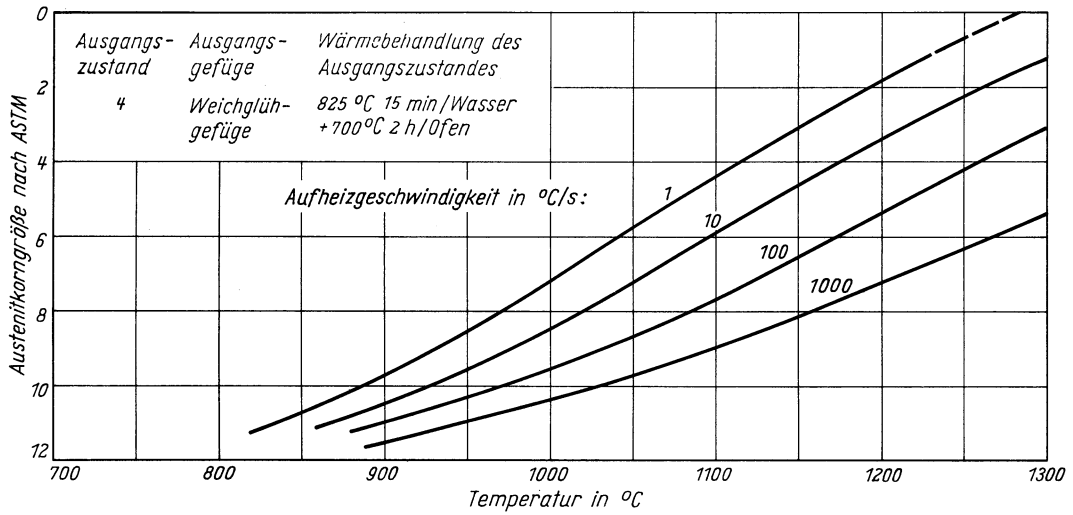


# Stahl Cf 53

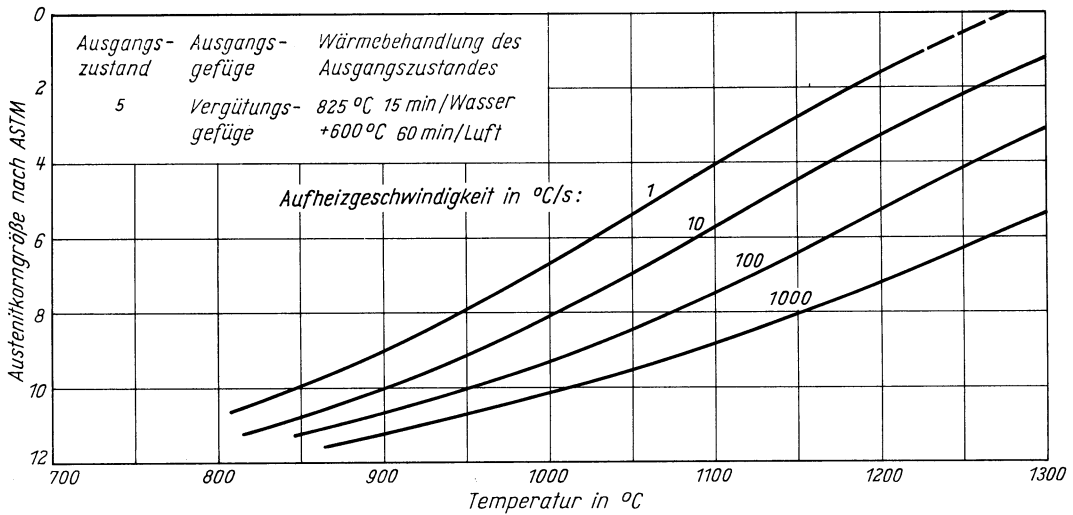
(Schmelze 1)

(Ausgangszustand 4, 5, 6)

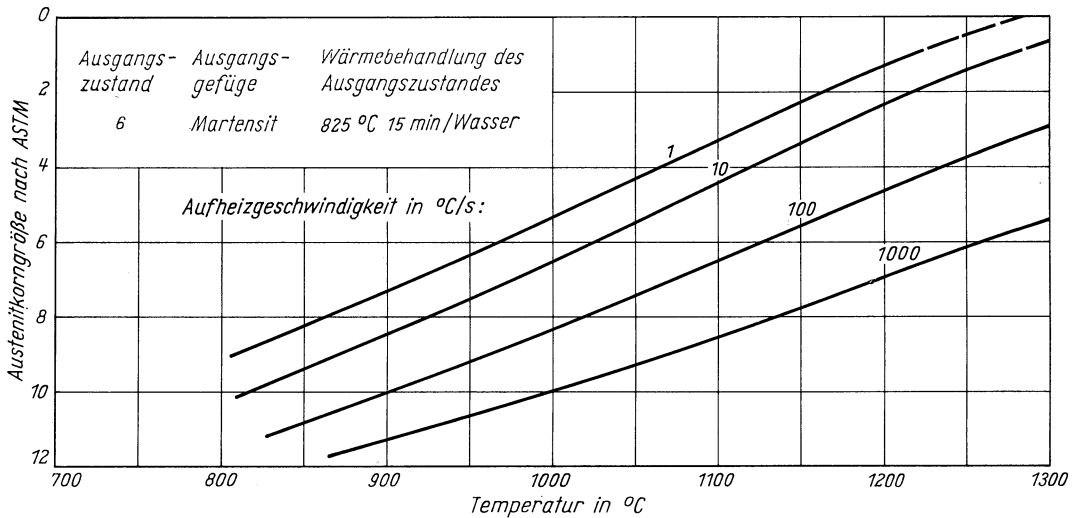
Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

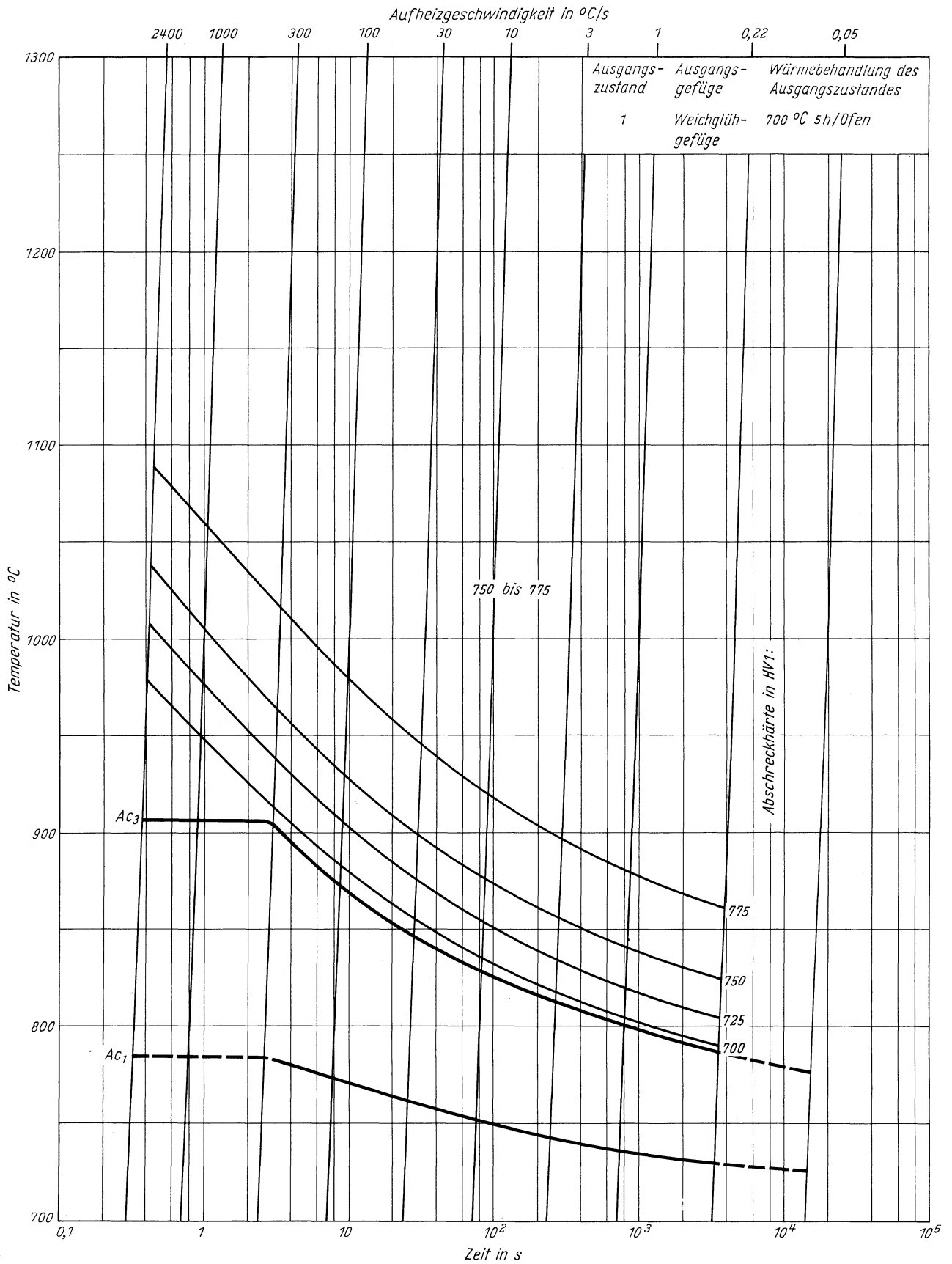


Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



**Stahl Cf 53**  
 (Schmelze 1)  
 (Ausgangszustand 1)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
 (kontinuierlich)



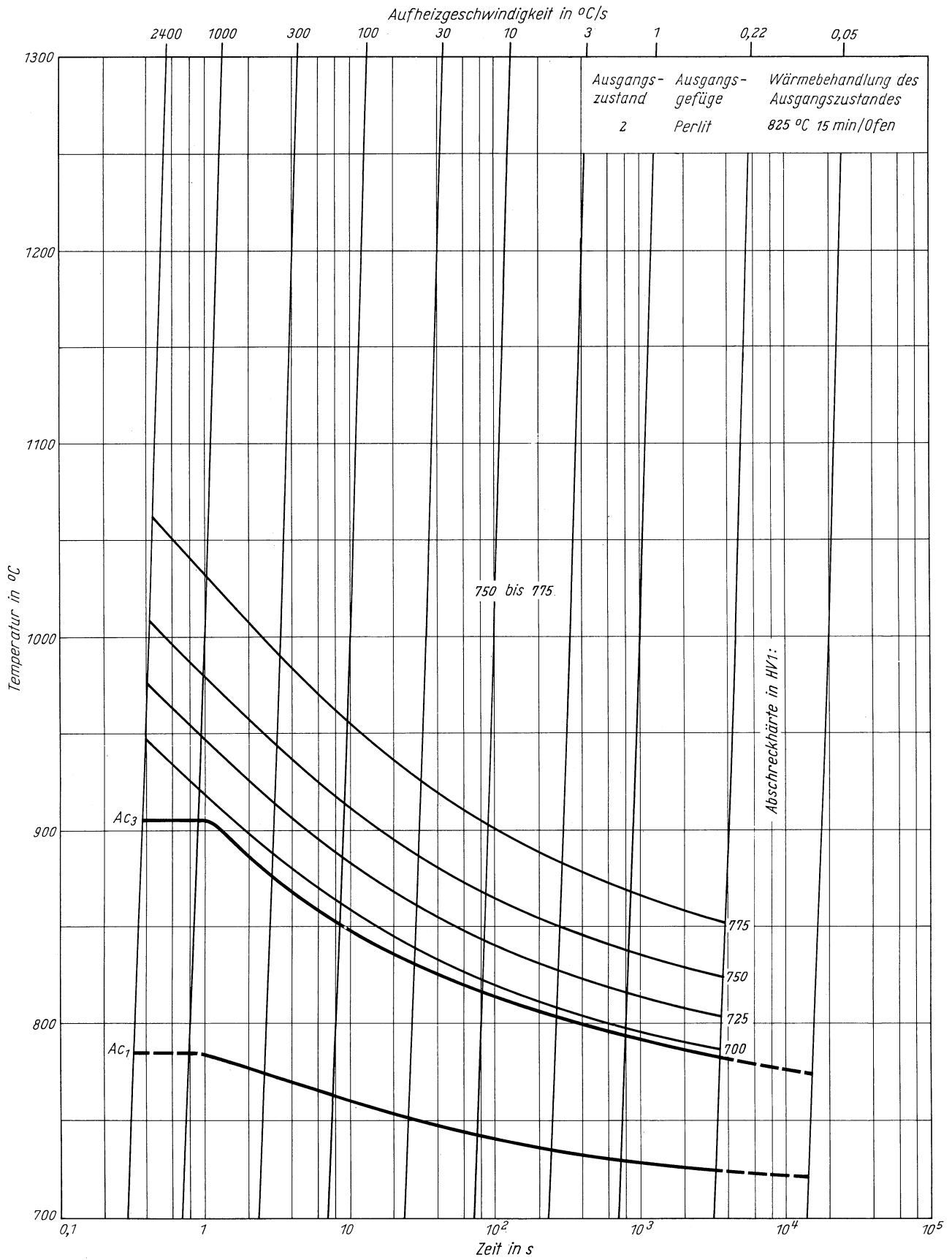


# Stahl Cf 53

(Schmelze 1)

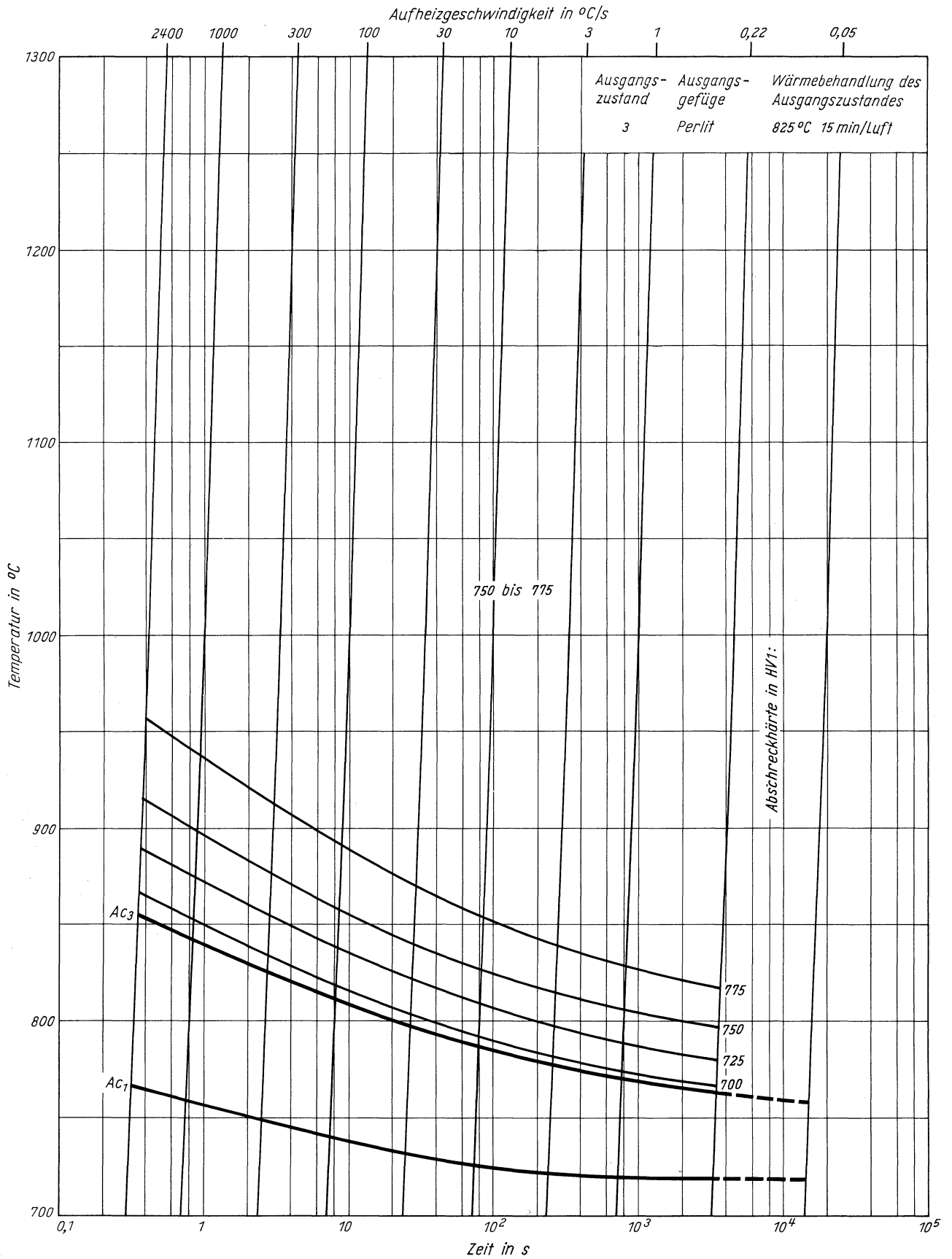
(Ausgangszustand 2)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)



**Stahl Cf 53**  
 (Schmelze 1)  
 (Ausgangszustand 3)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
 (kontinuierlich)

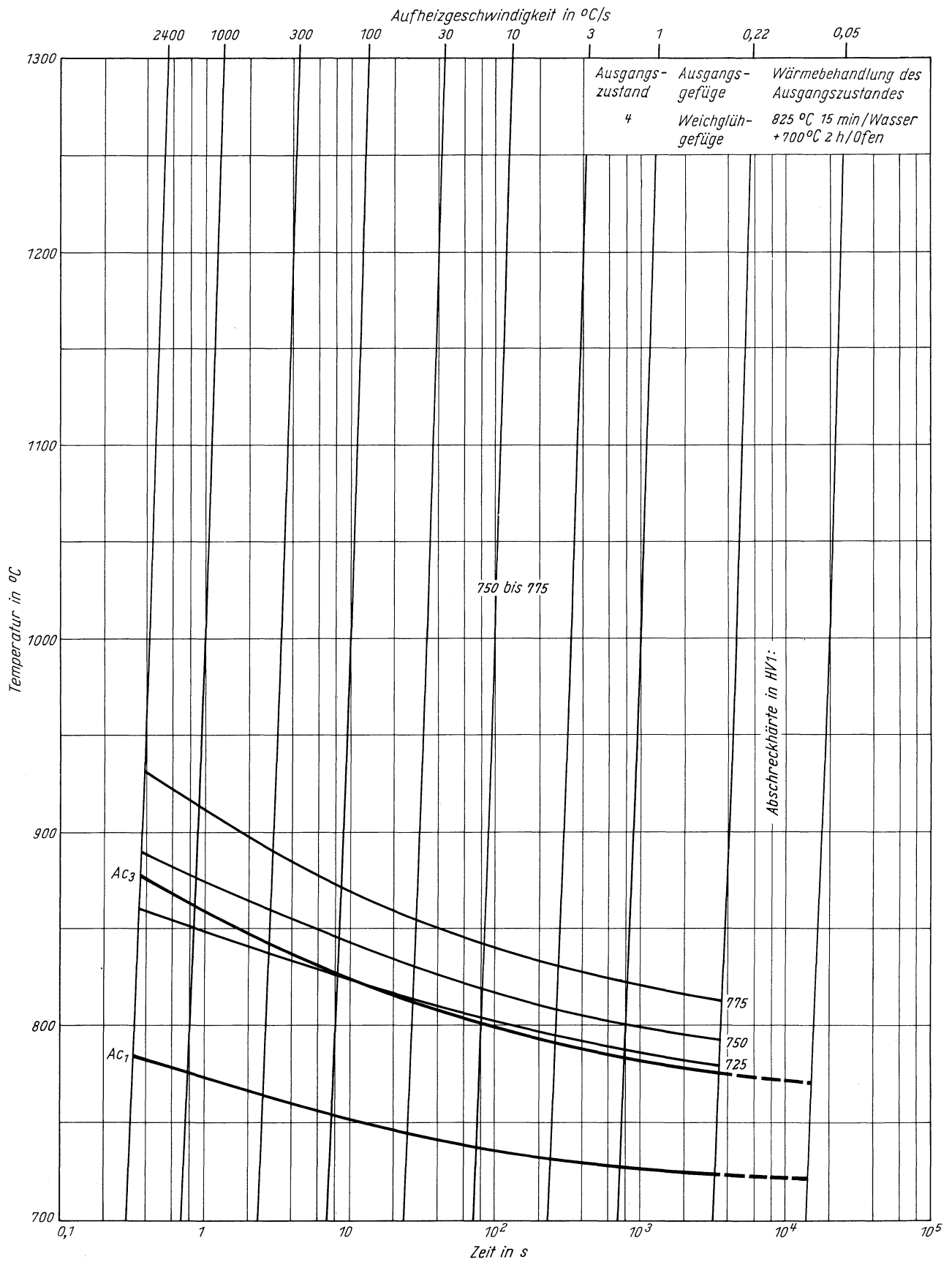


# Stahl Cf 53

(Schmelze 1)

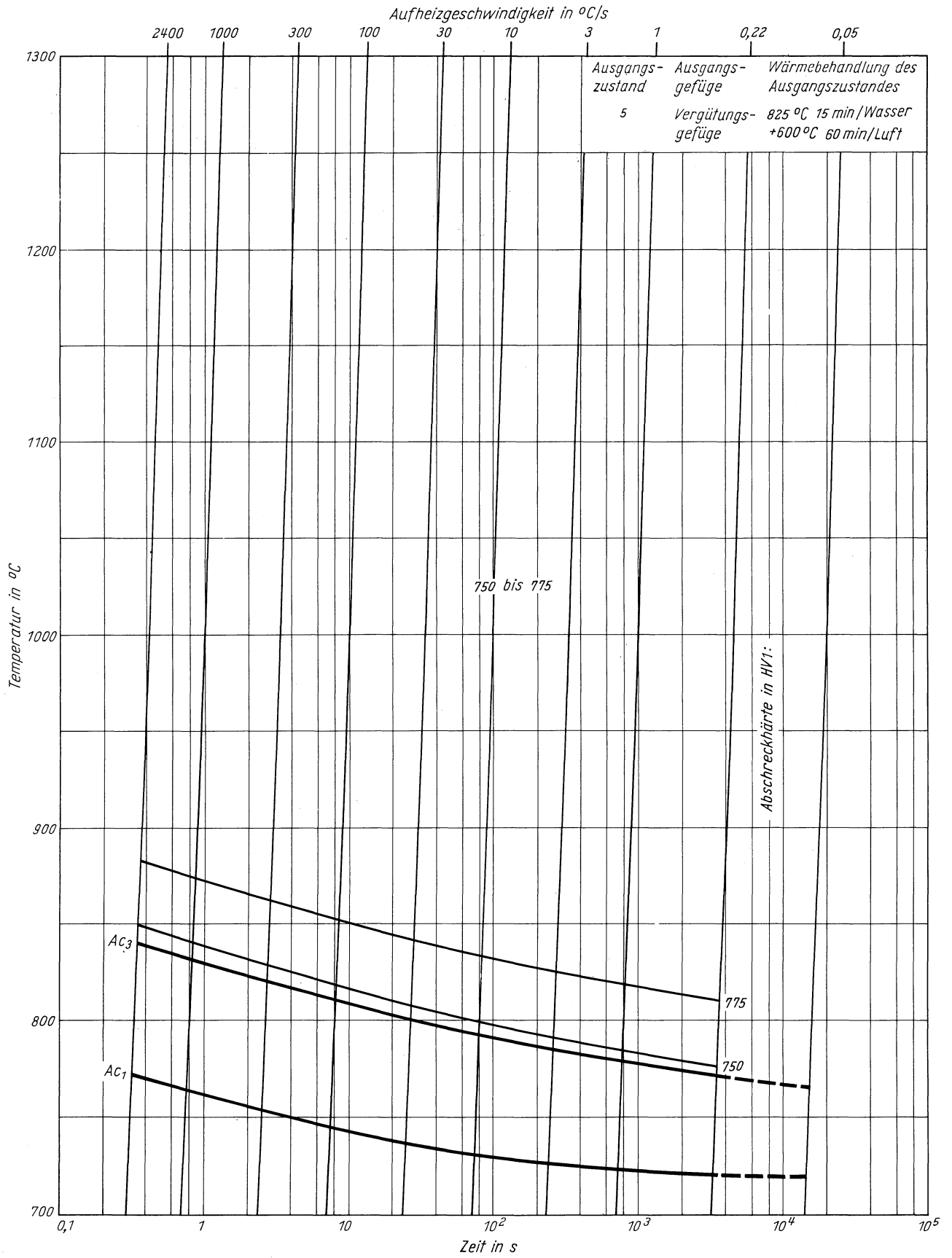
(Ausgangszustand 4)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)



**Stahl Cf 53**  
 (Schmelze 1)  
 (Ausgangszustand 5)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
 (kontinuierlich)

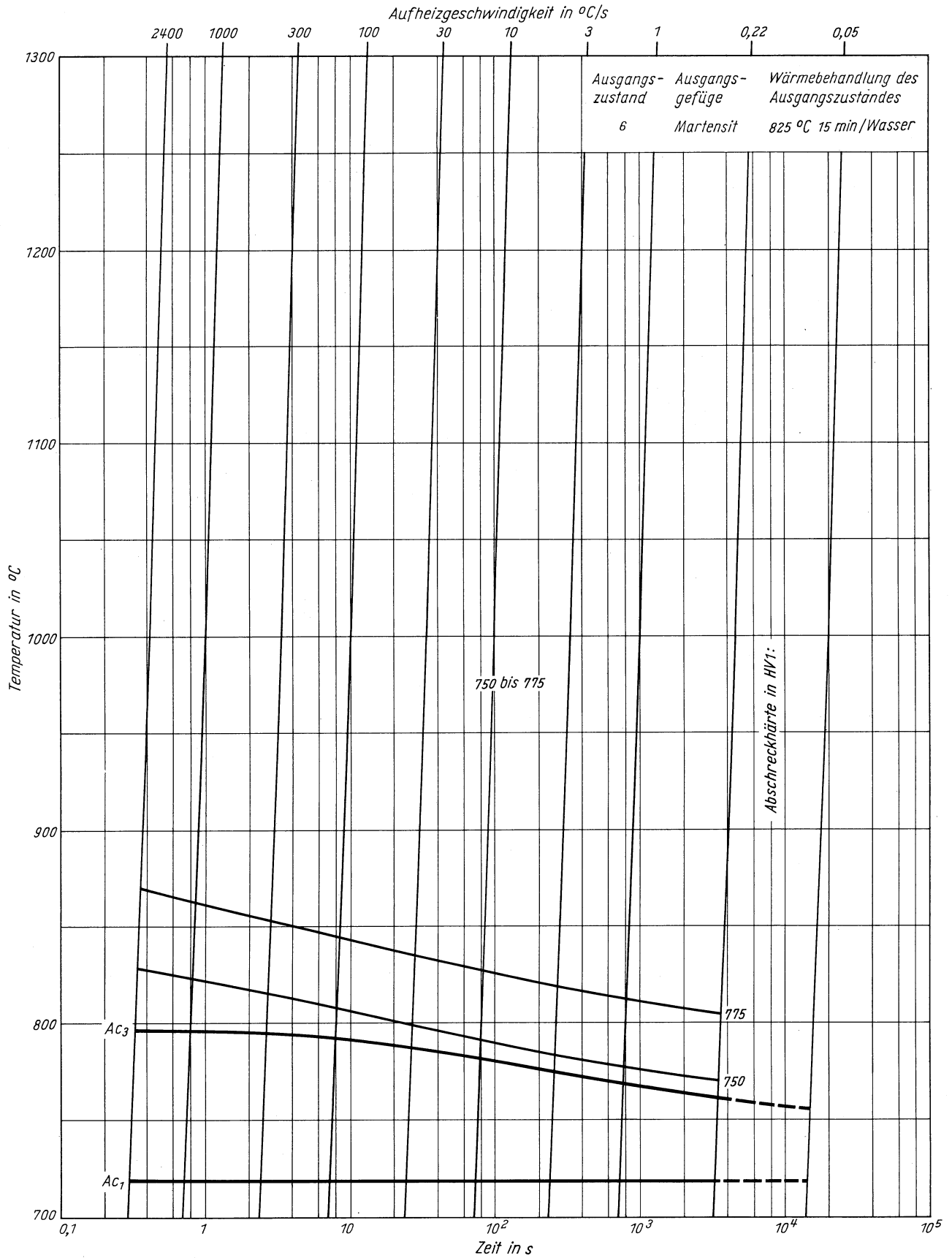


# Stahl Cf 53

(Schmelze 1)

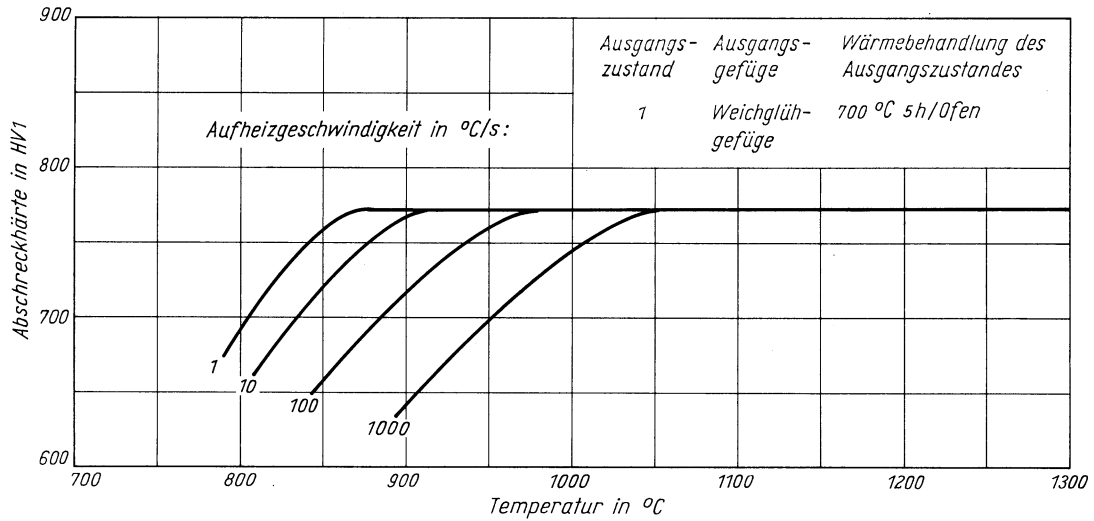
(Ausgangszustand 6)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)

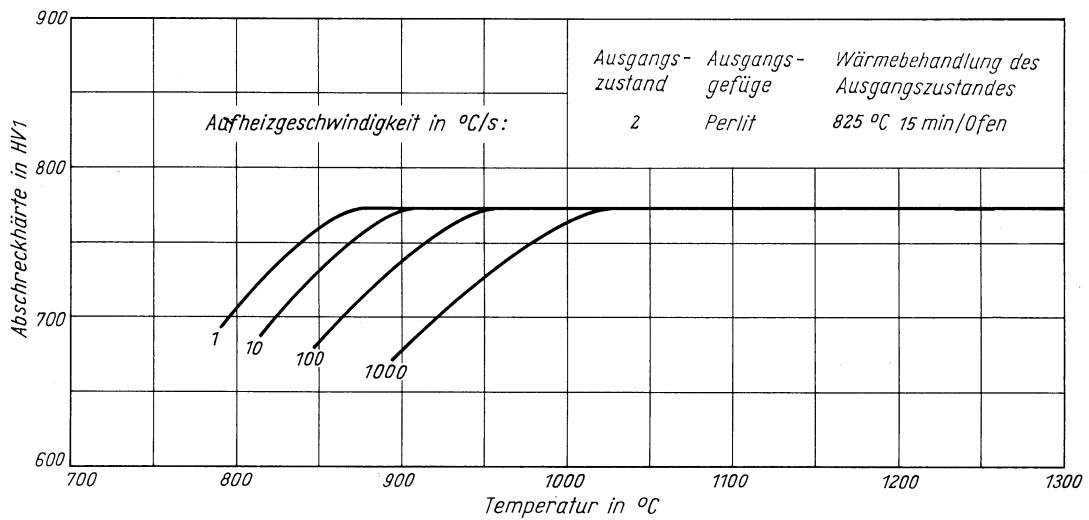


**Stahl Cf 53**  
**(Schmelze 1)**  
**(Ausgangszustand 1, 2, 3)**

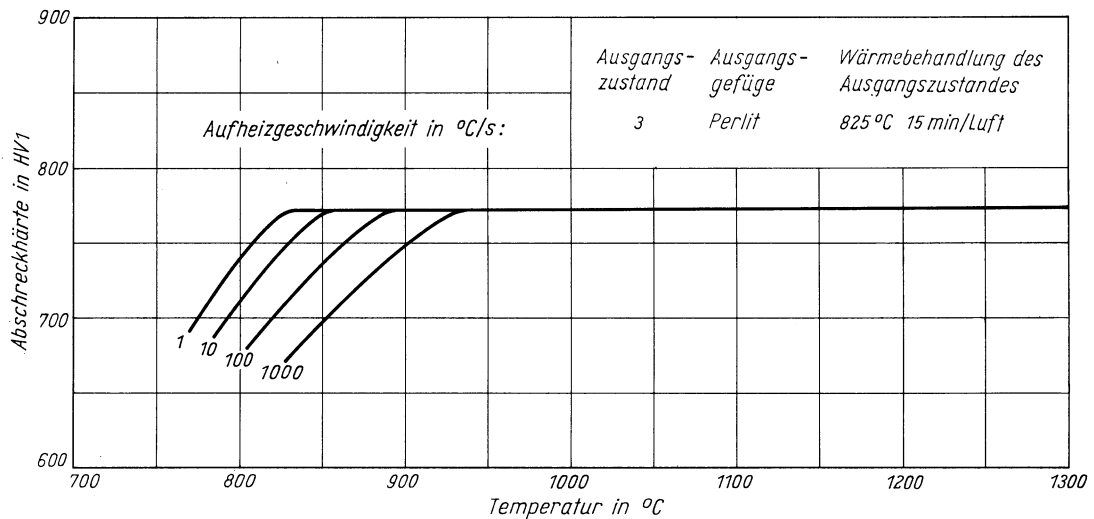
*Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*



*Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*

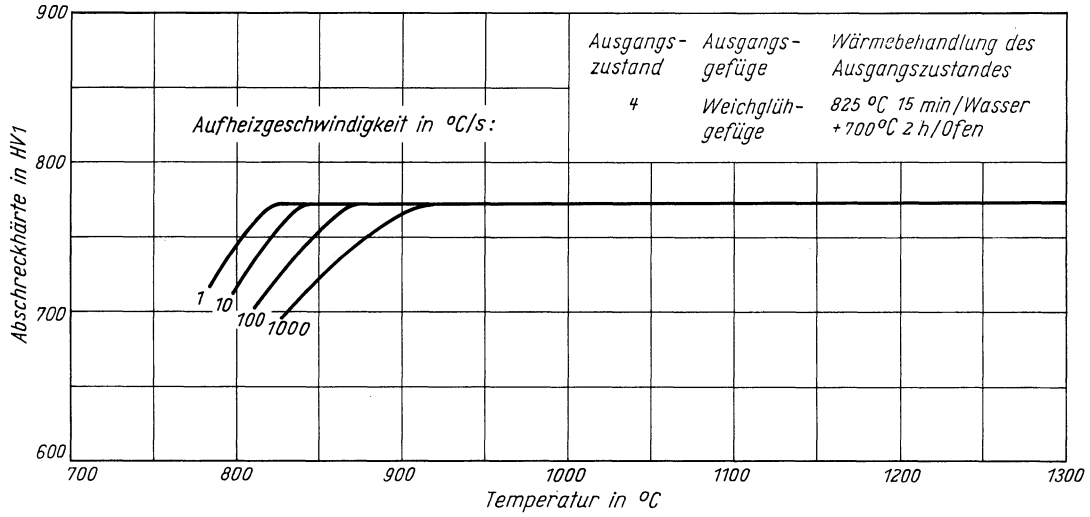


*Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*

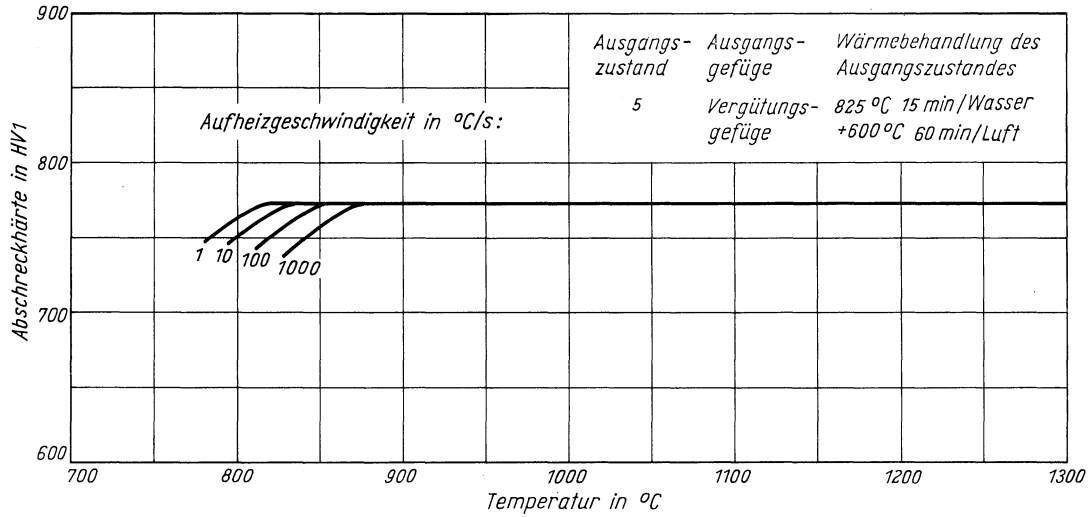


**Stahl Cf 53**  
 (Schmelze 1)  
 (Ausgangszustand 4, 5, 6)

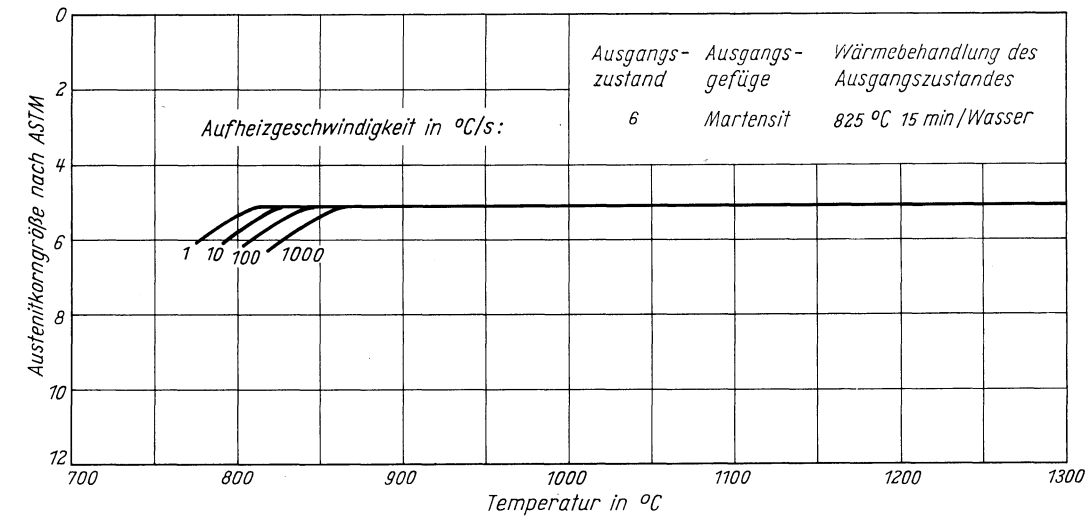
Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

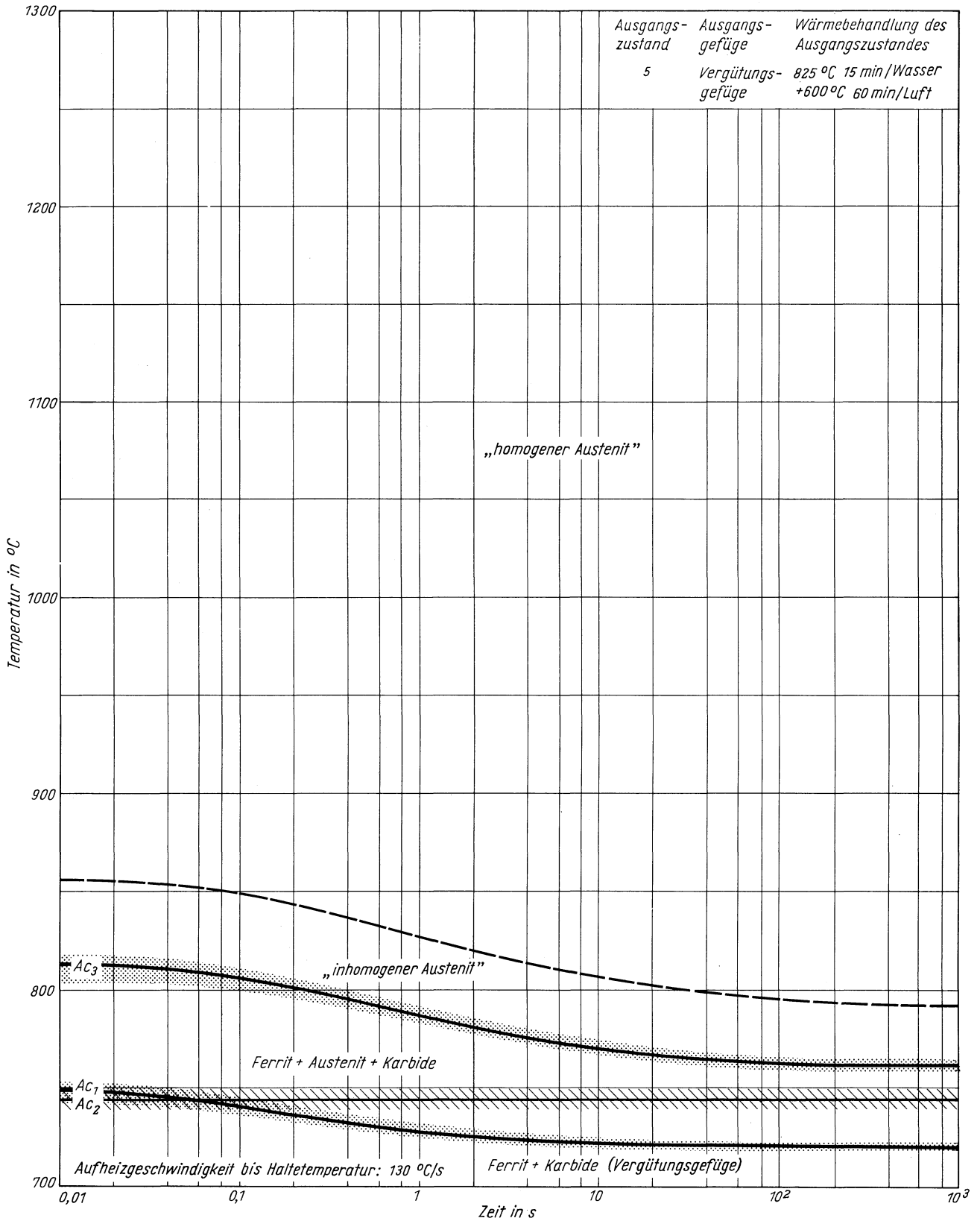


Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



**Stahl Cf 53**  
 (Schmelze 1)  
 (Ausgangszustand 5)

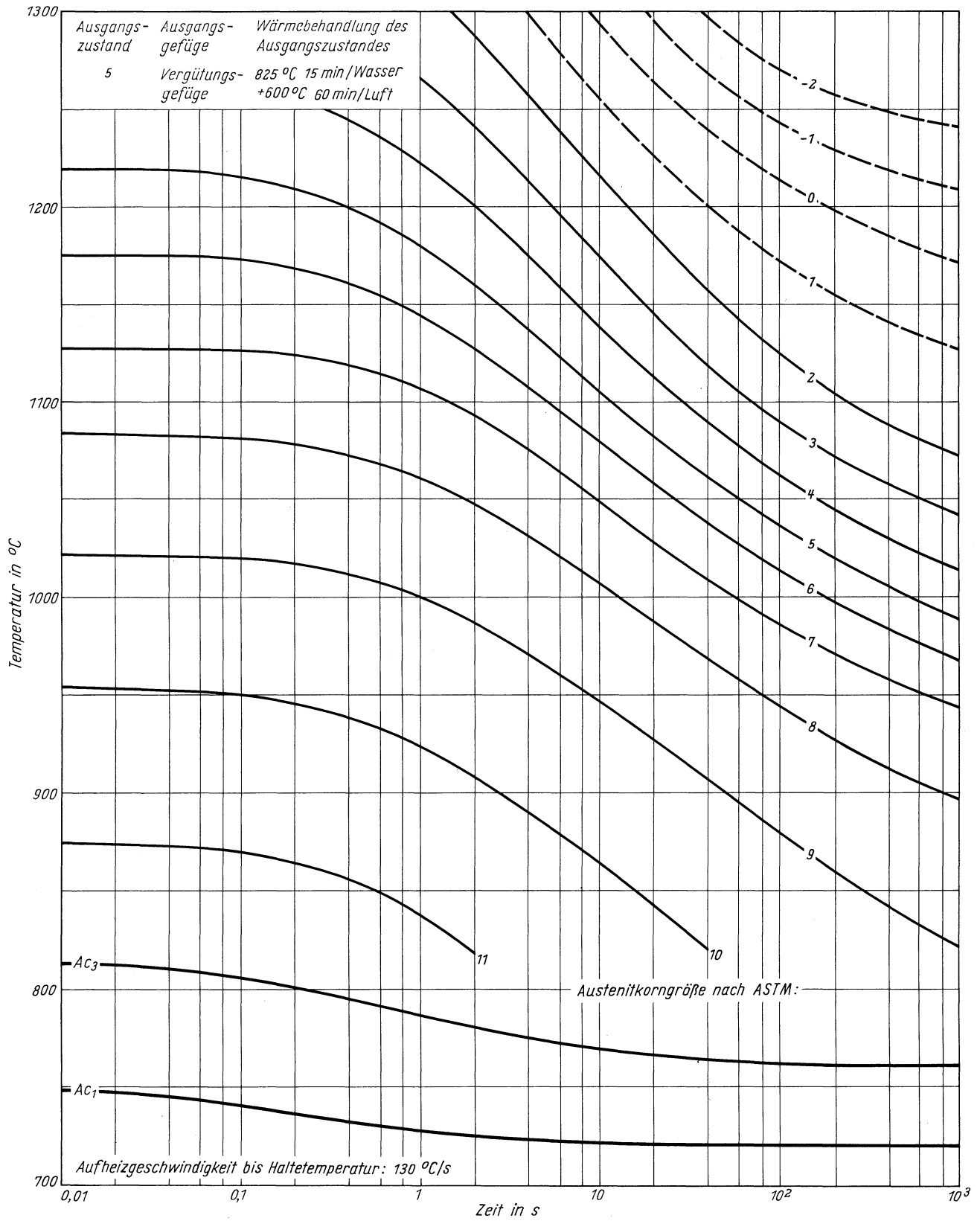
Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
 (isothermisch)





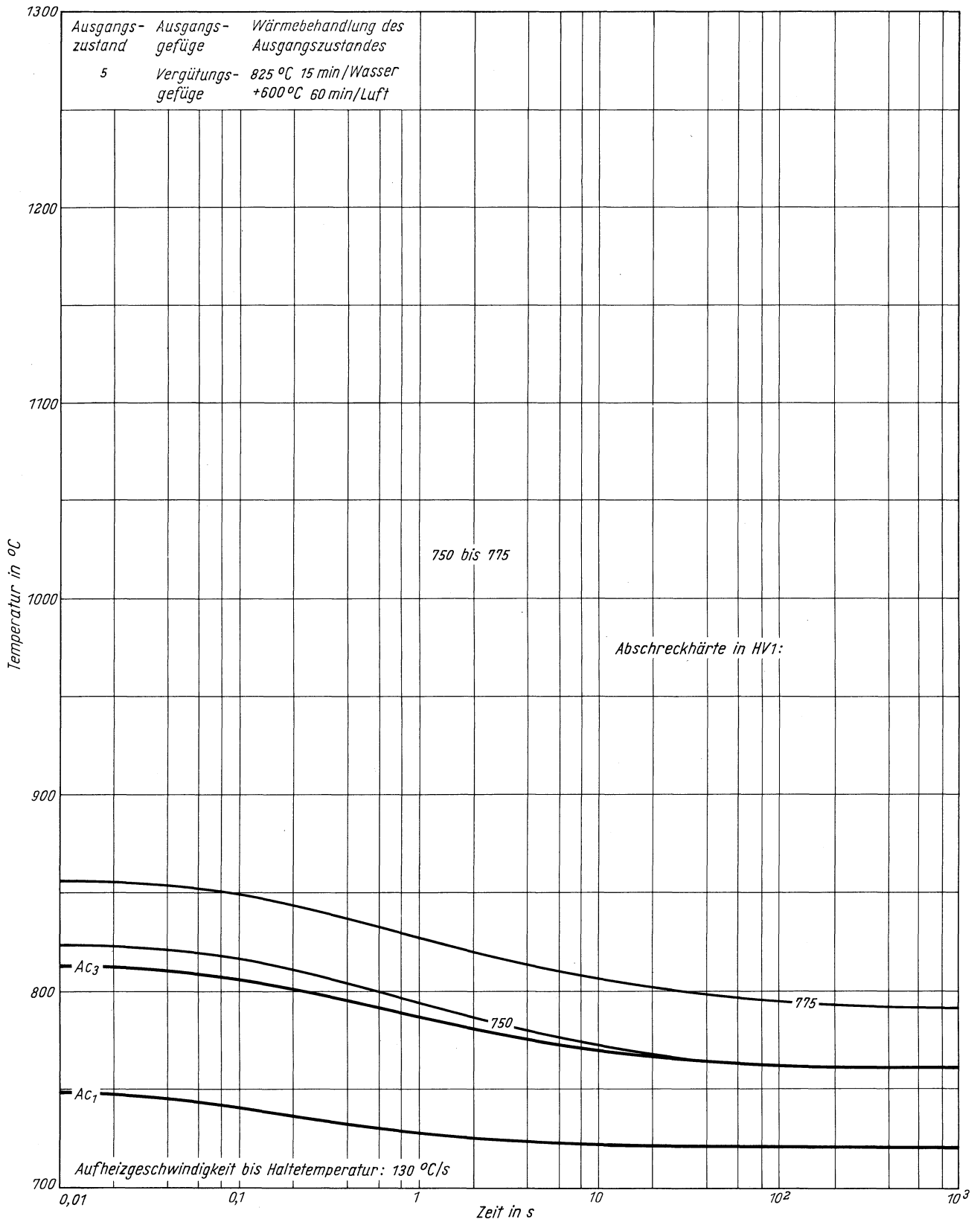
**Stahl Cf 53**  
 (Schmelze 1)  
 (Ausgangszustand 5)

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
 (isothermisch)



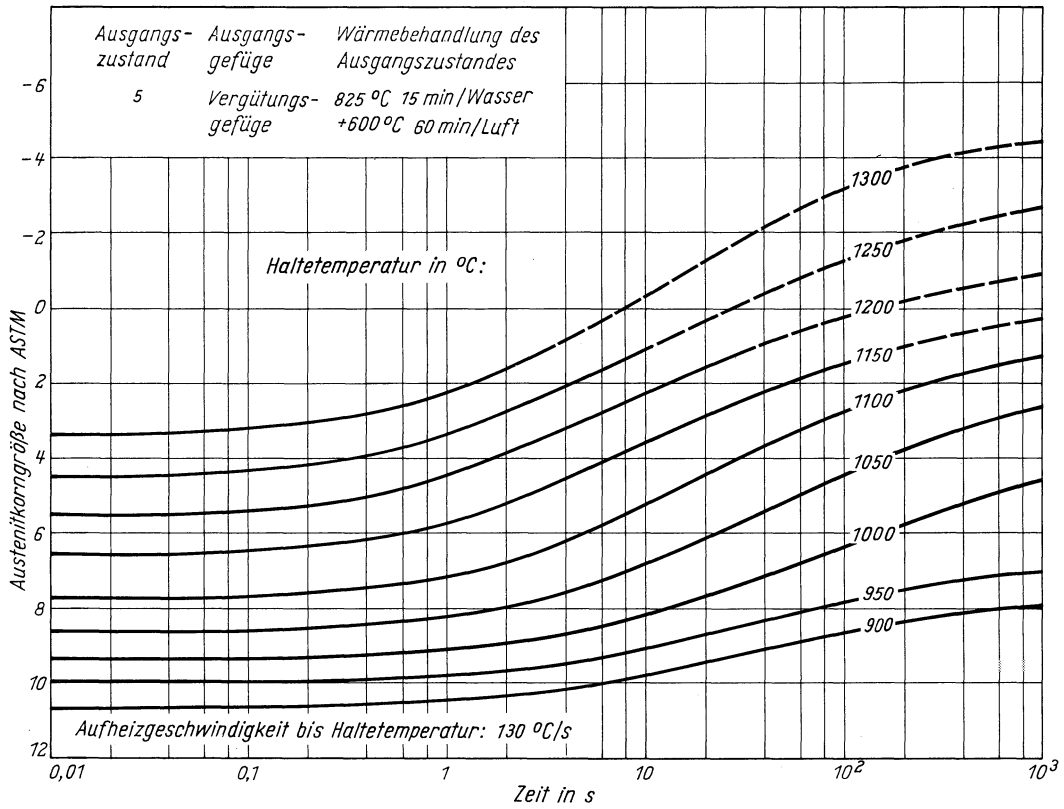
**Stahl Cf 53**  
 (Schmelze 1)  
 (Ausgangszustand 5)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
 (isothermisch)

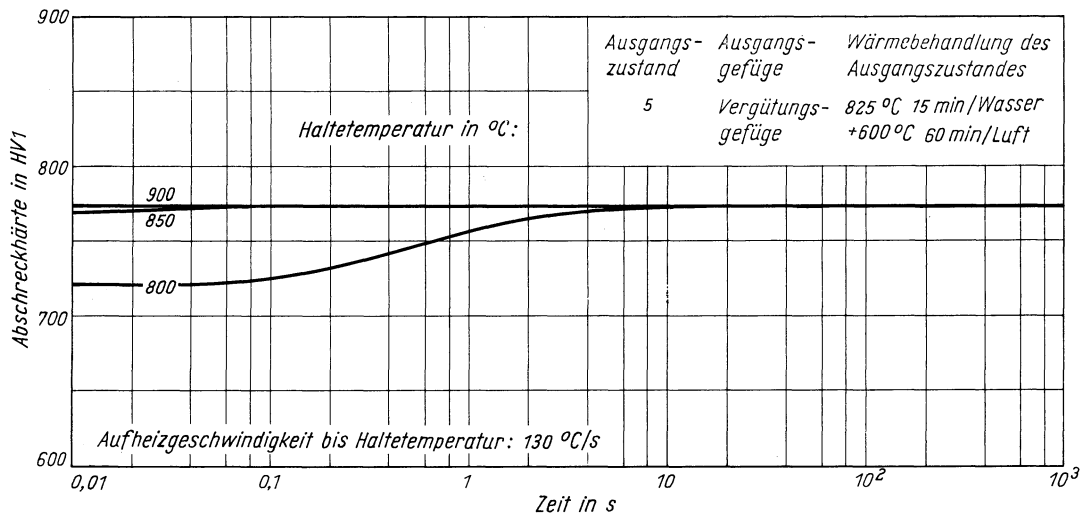


**Stahl Cf 53**  
 (Schmelze 1)  
 (Ausgangszustand 5)

Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Haltezeit



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Haltezeit





# Stahl Cf 53

(Schmelze 2)

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Stoffnummer nach DIN 17 007: 1.1213

Stahl für Flamm- und Induktionshärten nach DIN 17212

Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	N	Ni
Sollwerte mindestens	0,50	0,15	0,40							
höchstens	0,57	0,35	0,70	0,035	0,035					
untersuchte Schmelze 1	0,51	0,28	0,64	0,022	0,012	0,022	0,04	0,04	0,0050	0,03
untersuchte Schmelze 2	0,51	0,74	0,53	0,016	0,029	0,008	n. b.	0,09	0,0084	n. b.

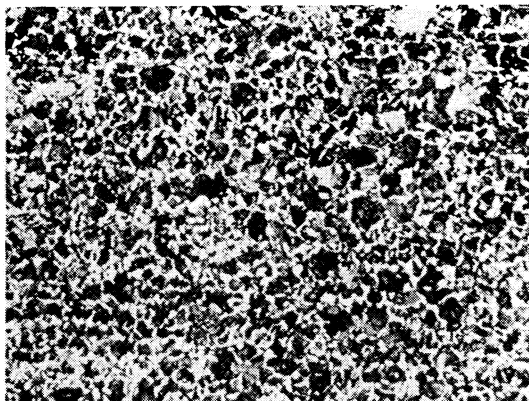
Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze 1	bas. Siemens-Martin-Ofen	gewalzt auf 10 mm Dmr.
untersuchte Schmelze 2	LD	gewalzt auf 10 mm Dmr.

Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17212

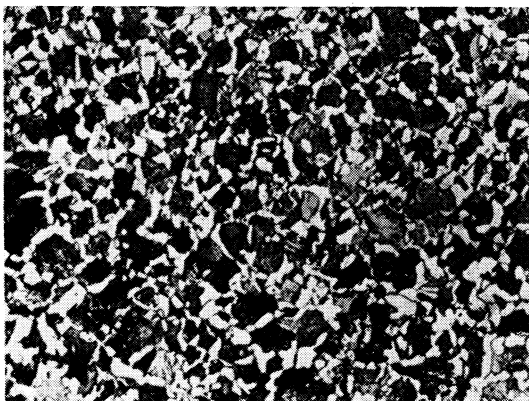
Weichglühen	Normalglühen	Härten in Wasser	Härten in Öl	Anlassen
650–700 °C	830–860 °C	805–835 °C	815–845 °C	550–660 °C

Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1



Querschliff

200:1

Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	–
Austenitkorngrenzen	9

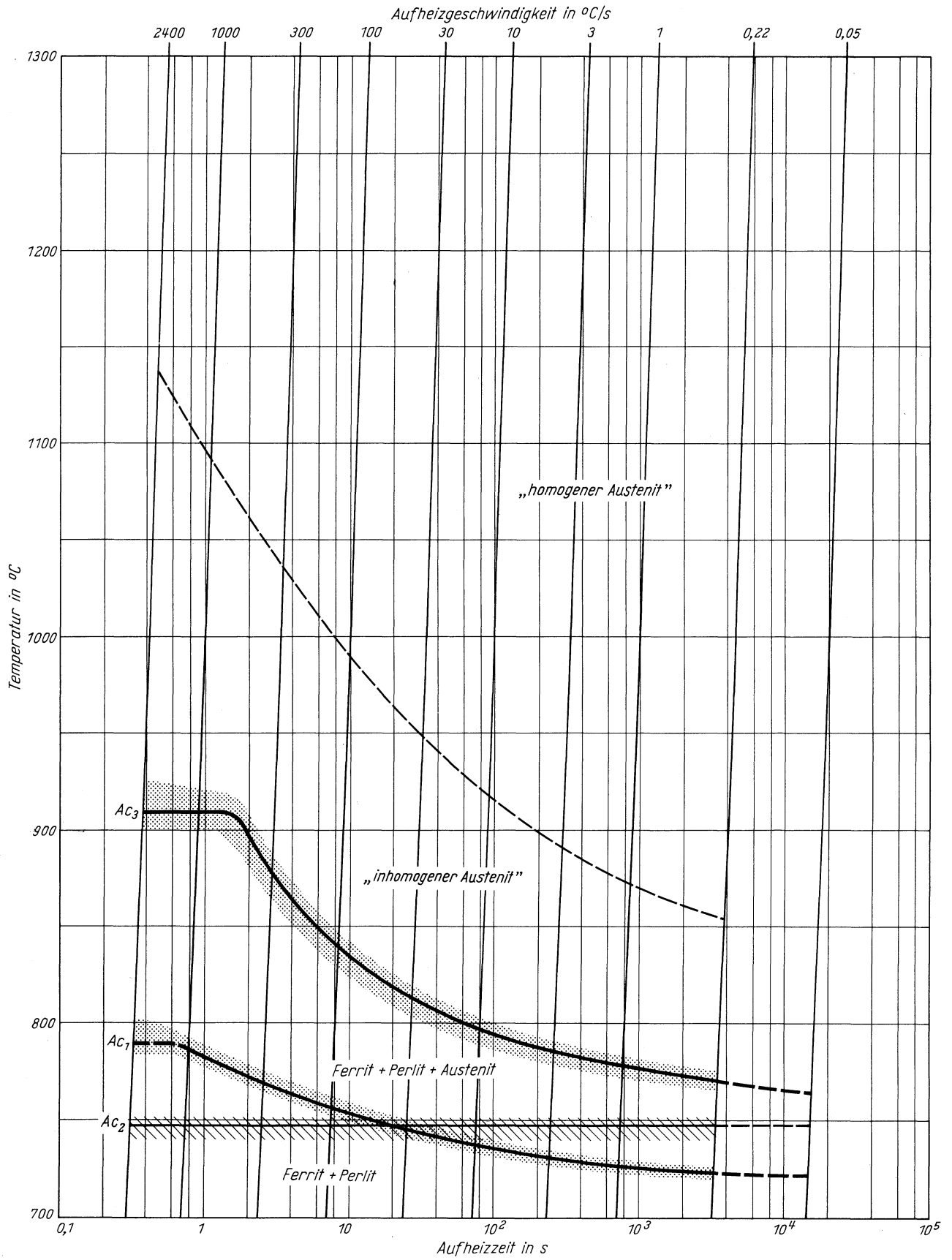


Querschliff

1000:1

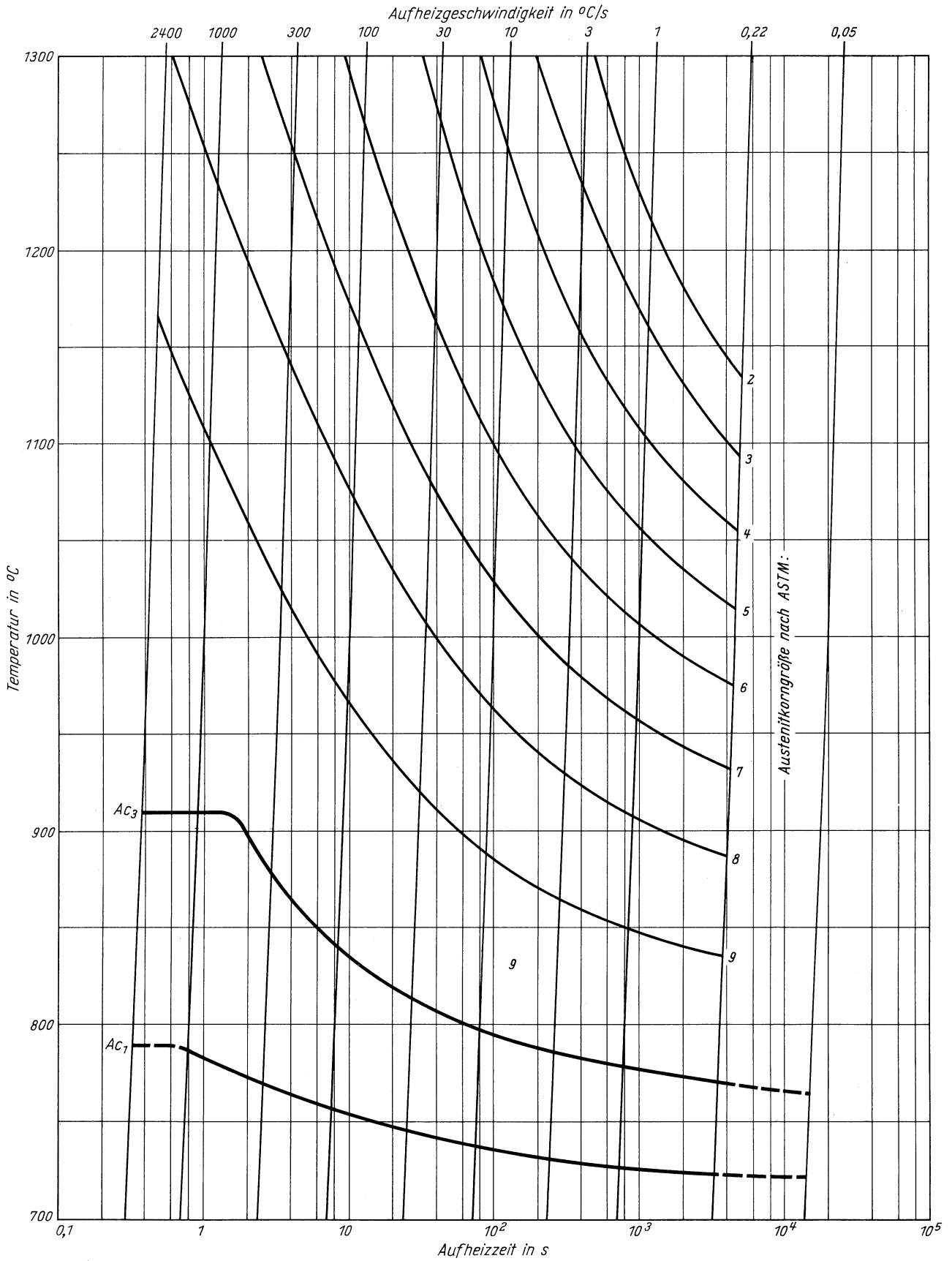
**Stahl Cf 53**  
(Schmelze 2)

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(kontinuierlich)



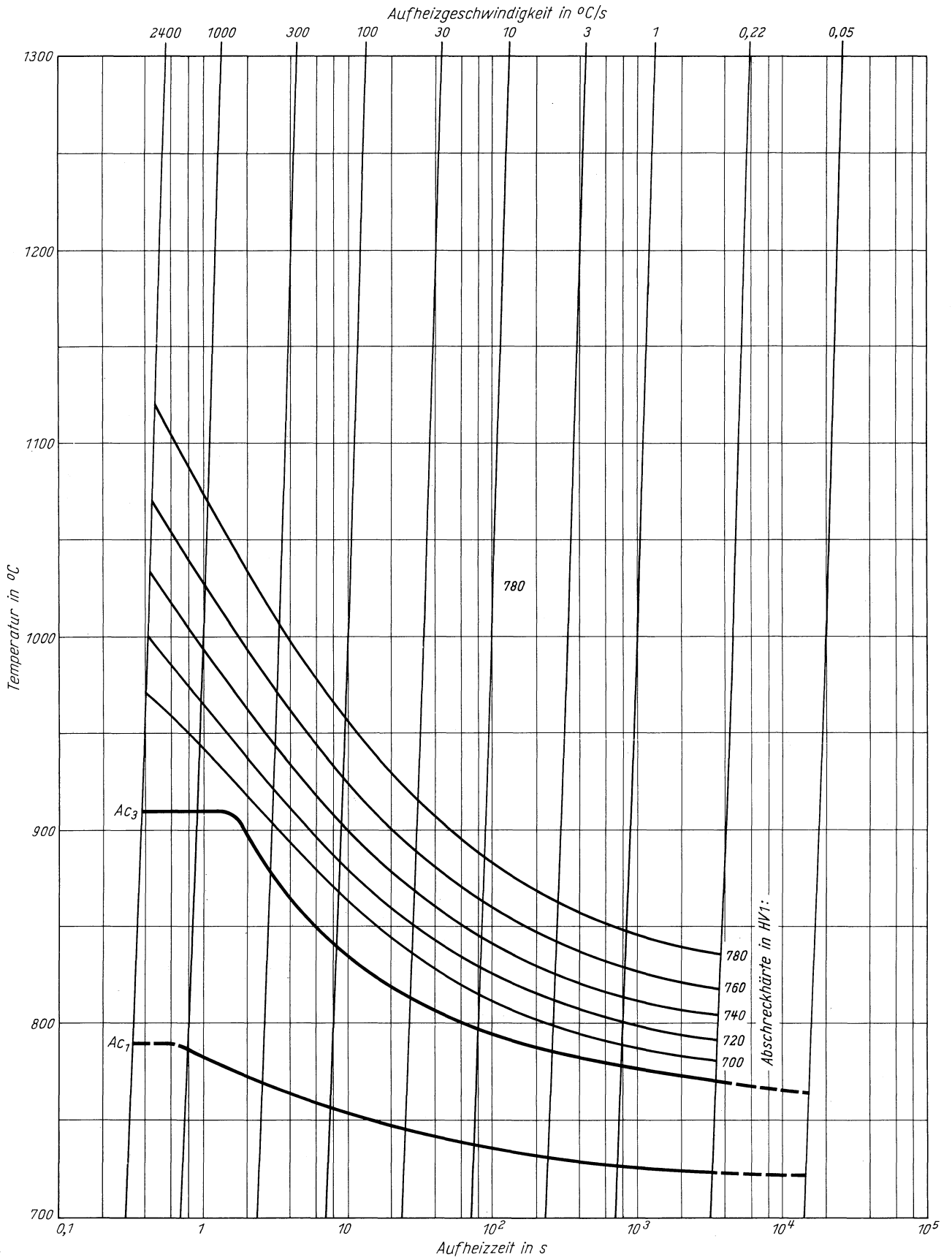
**Stahl Cf 53**  
(Schmelze 2)

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)



**Stahl Cf 53**  
(Schmelze 2)

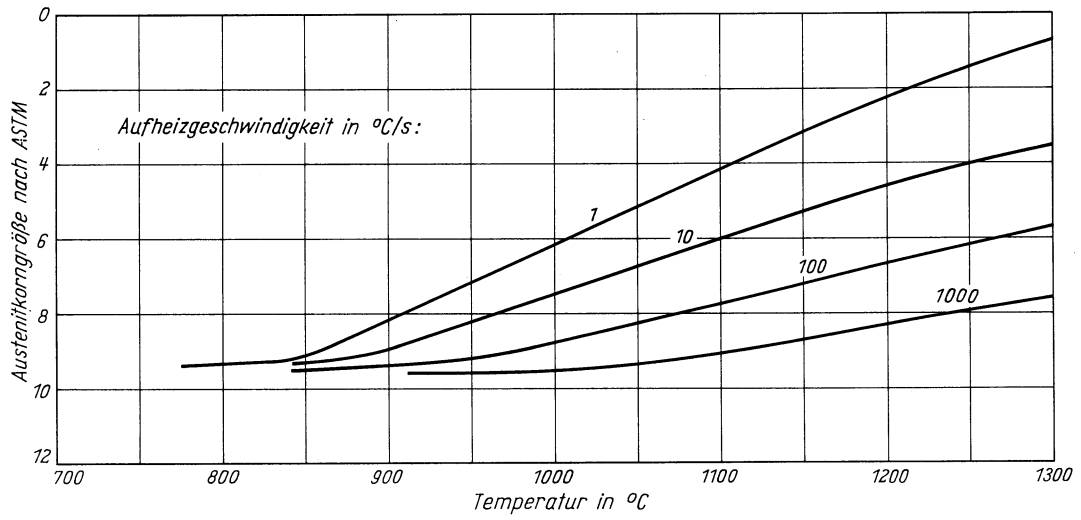
ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)



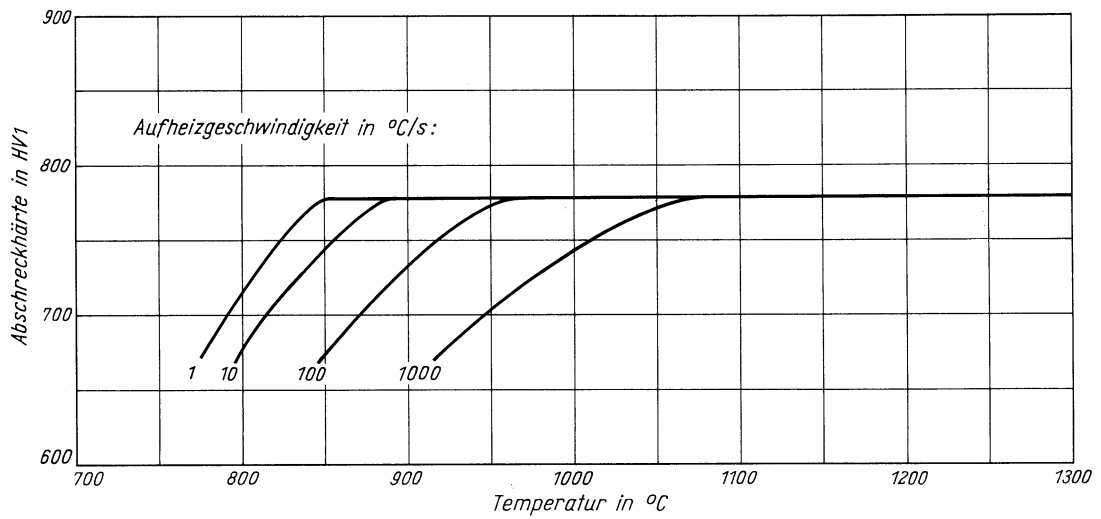


**Stahl Cf 53**  
(Schmelze 2)

*Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*



*Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*





# Stahl C 70 W 2

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Stoffnummer nach DIN 17 007: 1.1620

Unlegierter Werkzeugstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 150

Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	N	Ni
Richtwerte mindestens	0,70	0,10	0,10								
höchstens		0,30	0,35	0,030	0,030						
untersuchte Schmelze	0,72	0,22	0,33	0,009	0,006	0,008	0,083	0,07	0,02	0,0043	0,045

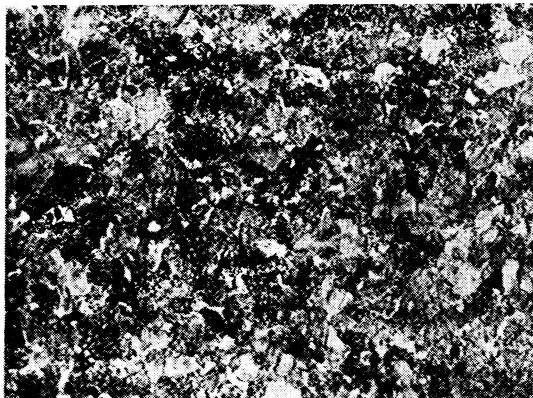
Lieferzustand

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

Temperaturen für die Wärmebehandlung nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 150

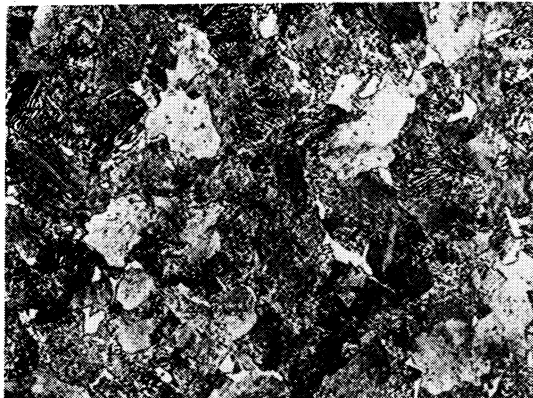
Weichglühen	Härten in Wasser	Härten in Öl
680–710 °C	790–820 °C	810–840 °C

Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1

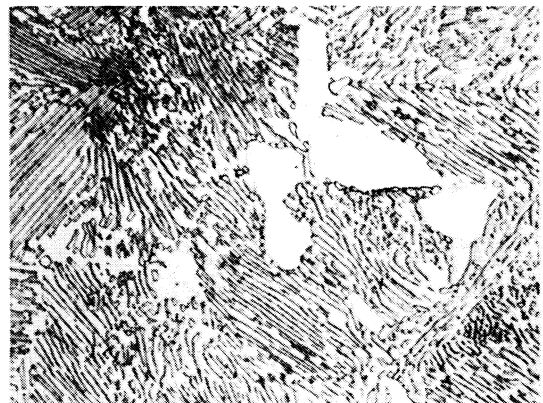


Querschliff

200:1

Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	–
Austenitkorgrenzen	9

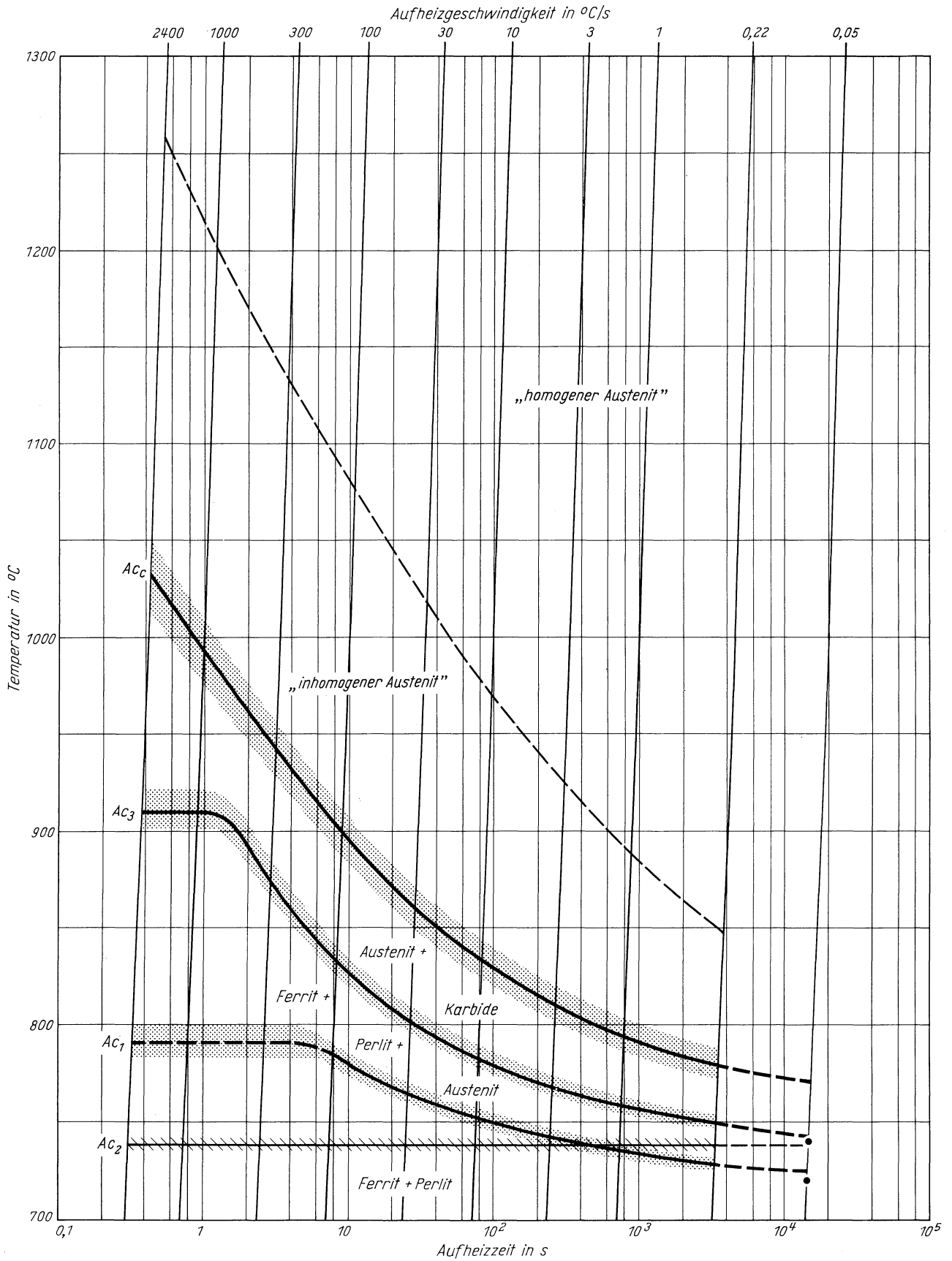


Querschliff

1000:1

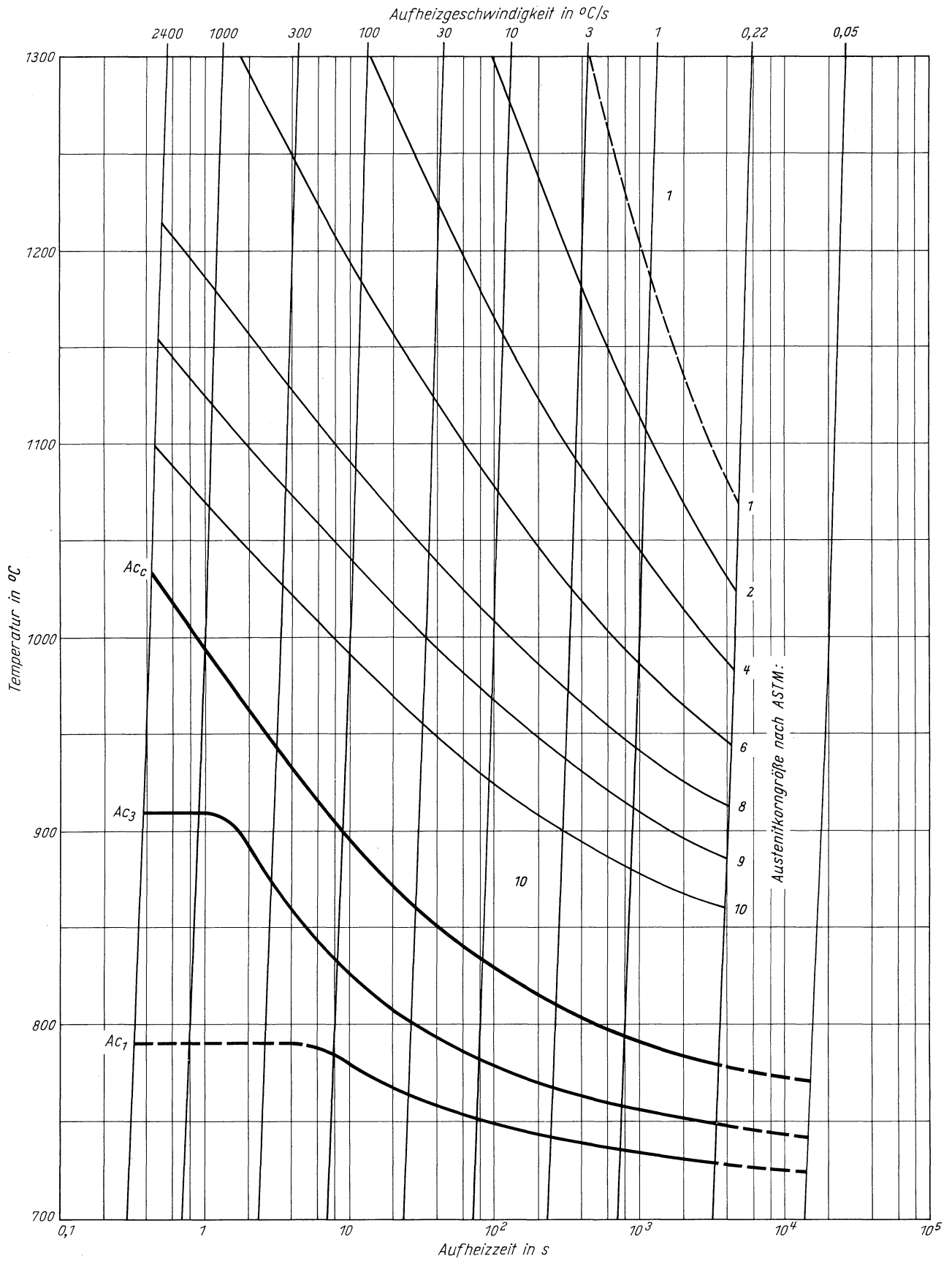
# Stahl C 70 W 2

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(kontinuierlich)



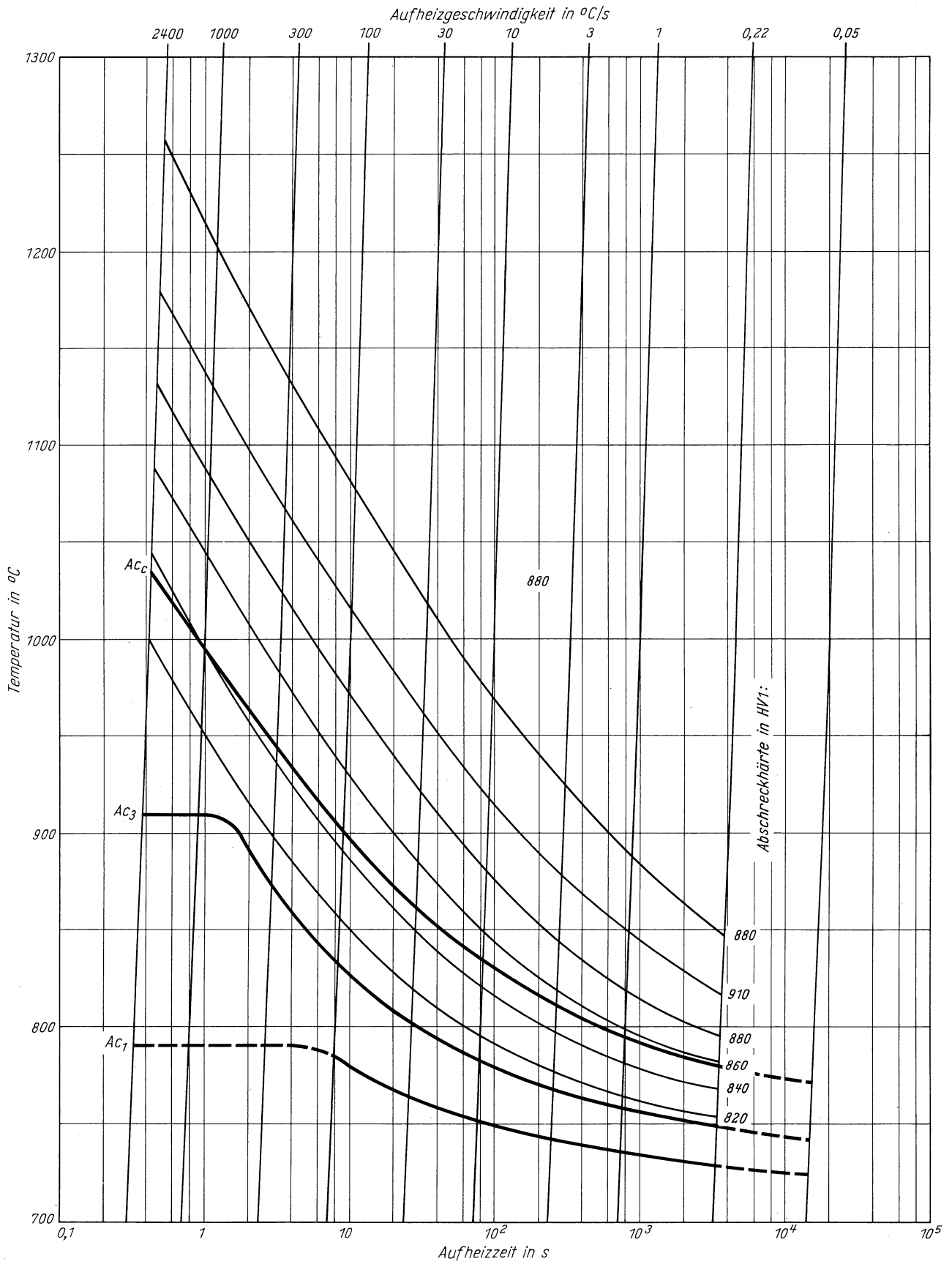
**Stahl C 70 W 2**

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)



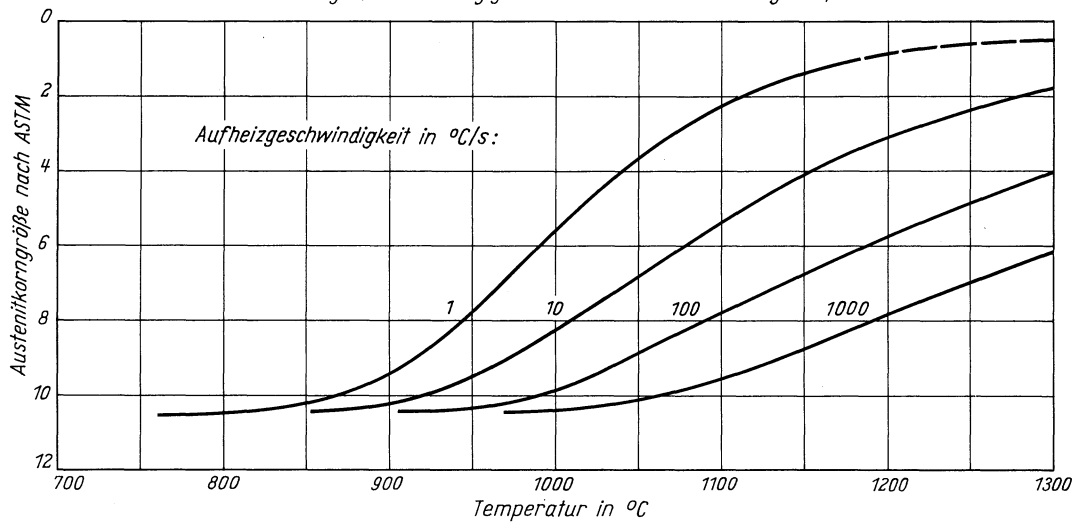
**Stahl C 70 W 2**

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)

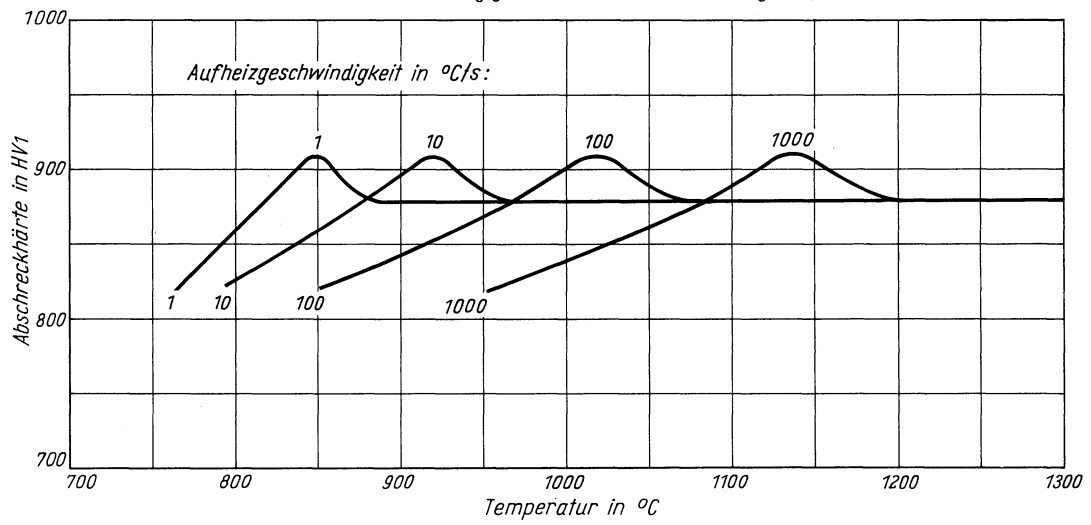


# Stahl C 70 W 2

Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur







# Stahl C 100 W 2

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Stoffnummer nach DIN 17 007: 1.1640

Unlegierter Werkzeugstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 150

Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	N
Richtwerte mindestens	1,00	0,10	0,10					
höchstens		0,30	0,35	0,030	0,030			
untersuchte Schmelze	1,02	0,15	0,19	0,005	0,007	0,009	0,17	0,0051

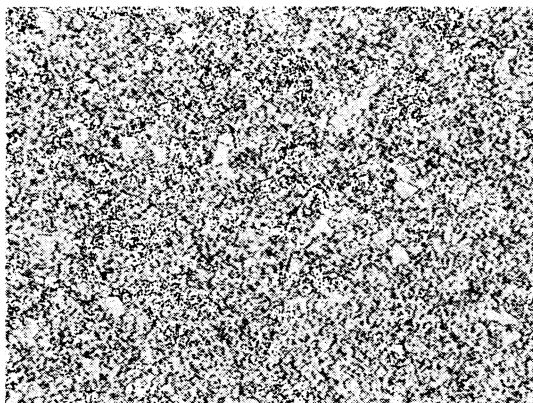
Lieferzustand

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

Temperaturen für die Wärmebehandlung nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 150

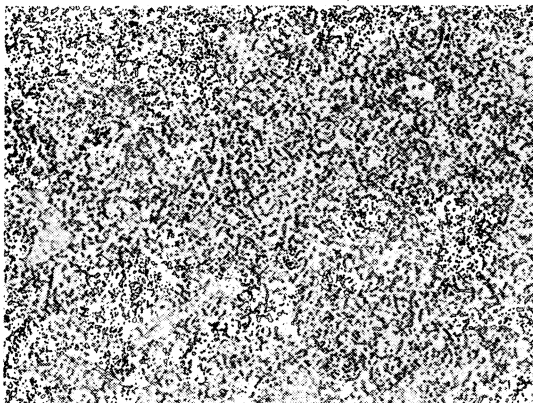
Weichglühen	Härten in Wasser	Härten in Öl
680–710 °C	770–800 °C	790–810 °C

Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1

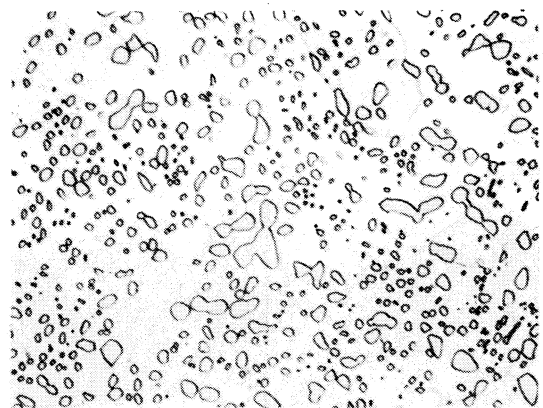


Querschliff

200:1

Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	4
Karbide	3 u. 4
Austenitkorngrenzen	9

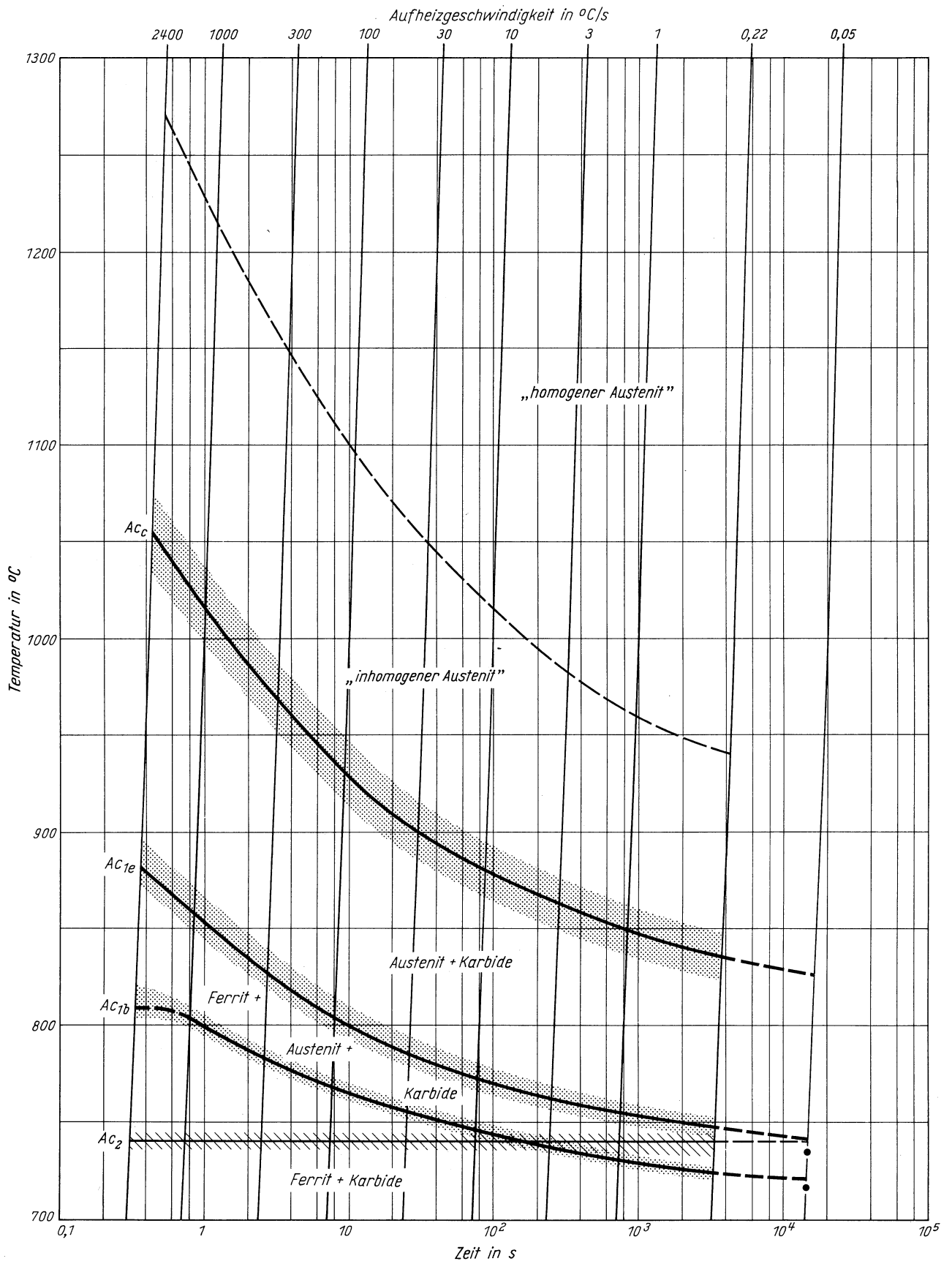


Querschliff

1000:1

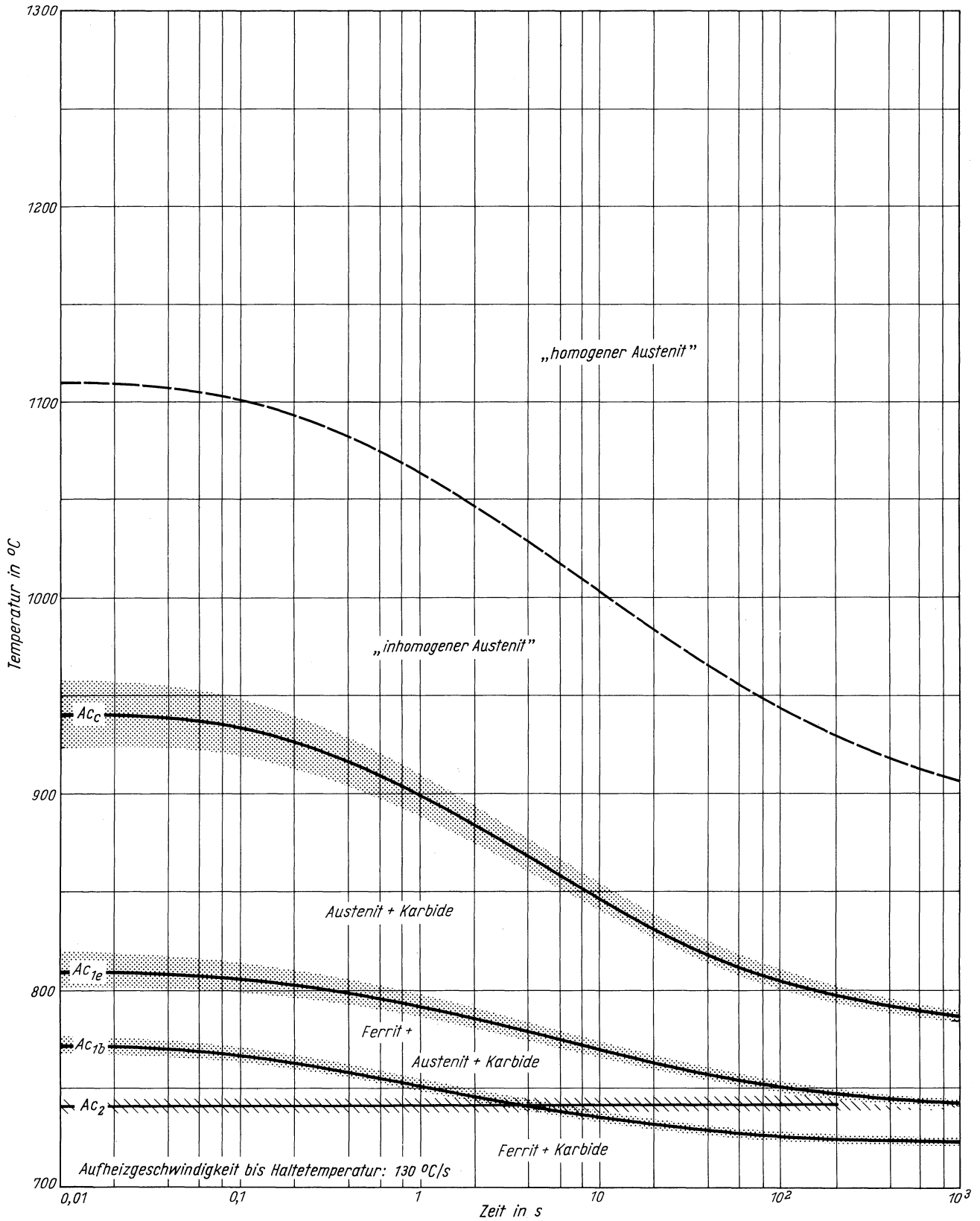
# Stahl C 100 W 2

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(kontinuierlich)



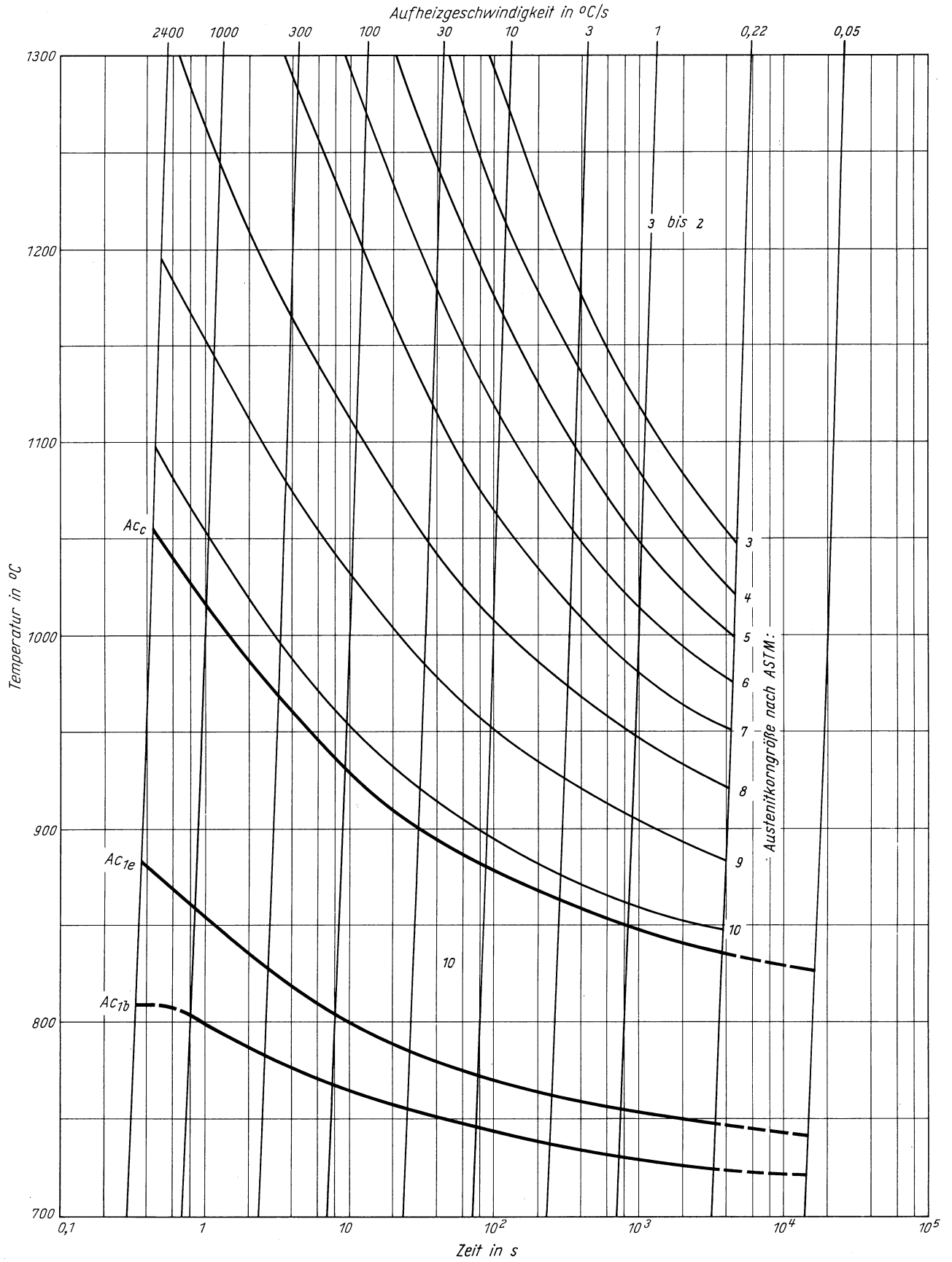
**Stahl C 100 W 2**

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(isothermisch)

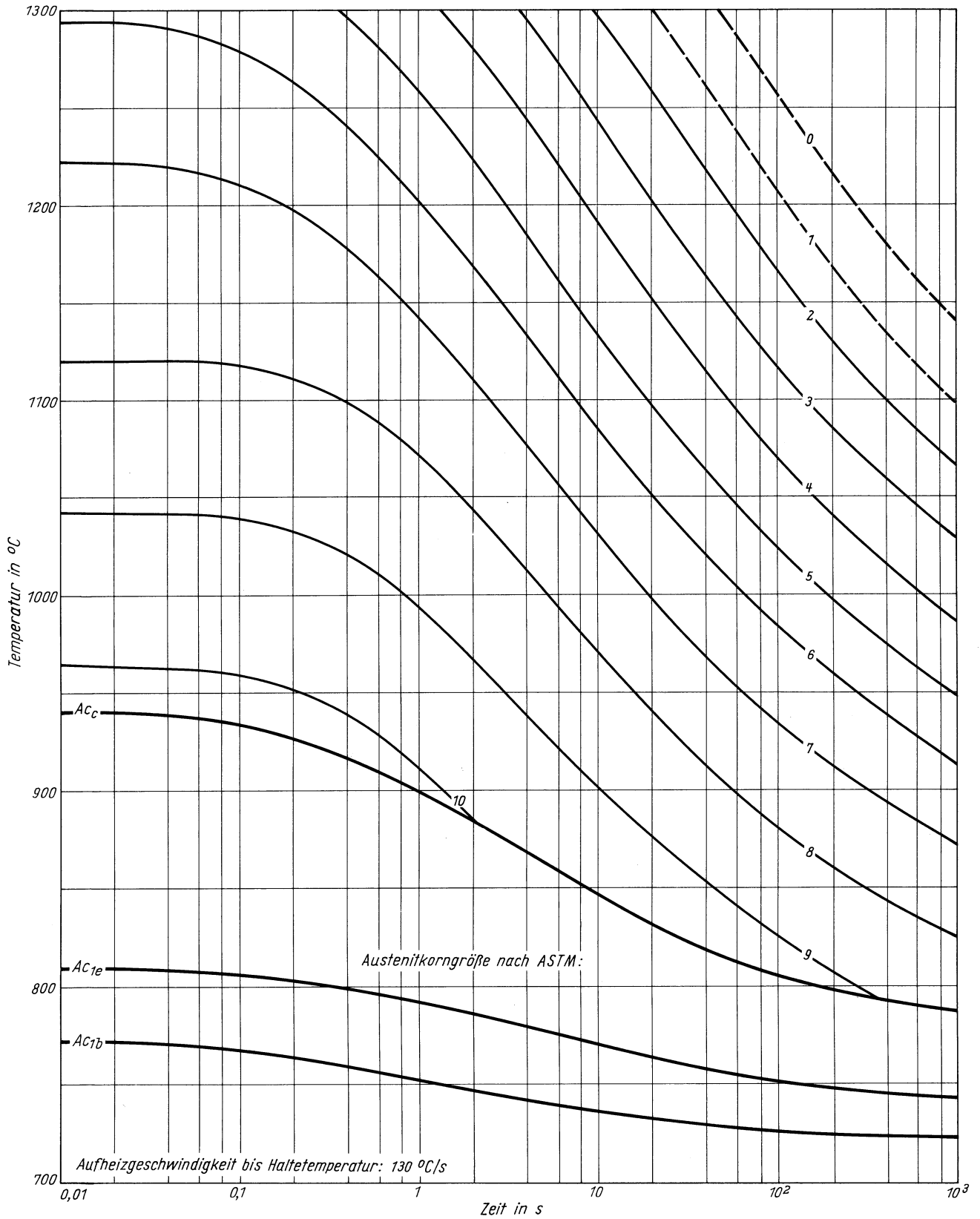


**Stahl C 100 W 2**

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)

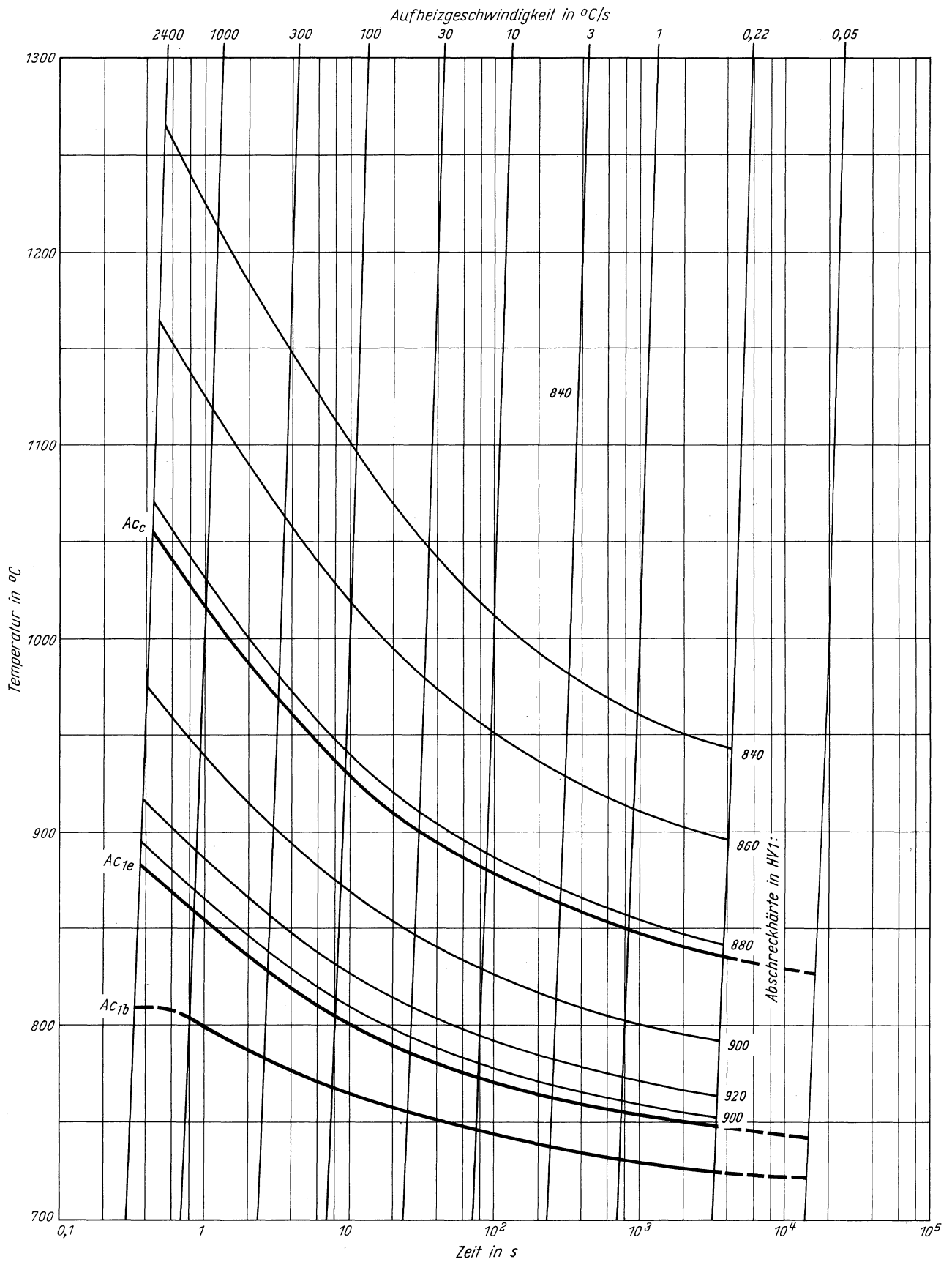


ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(isothermisch)



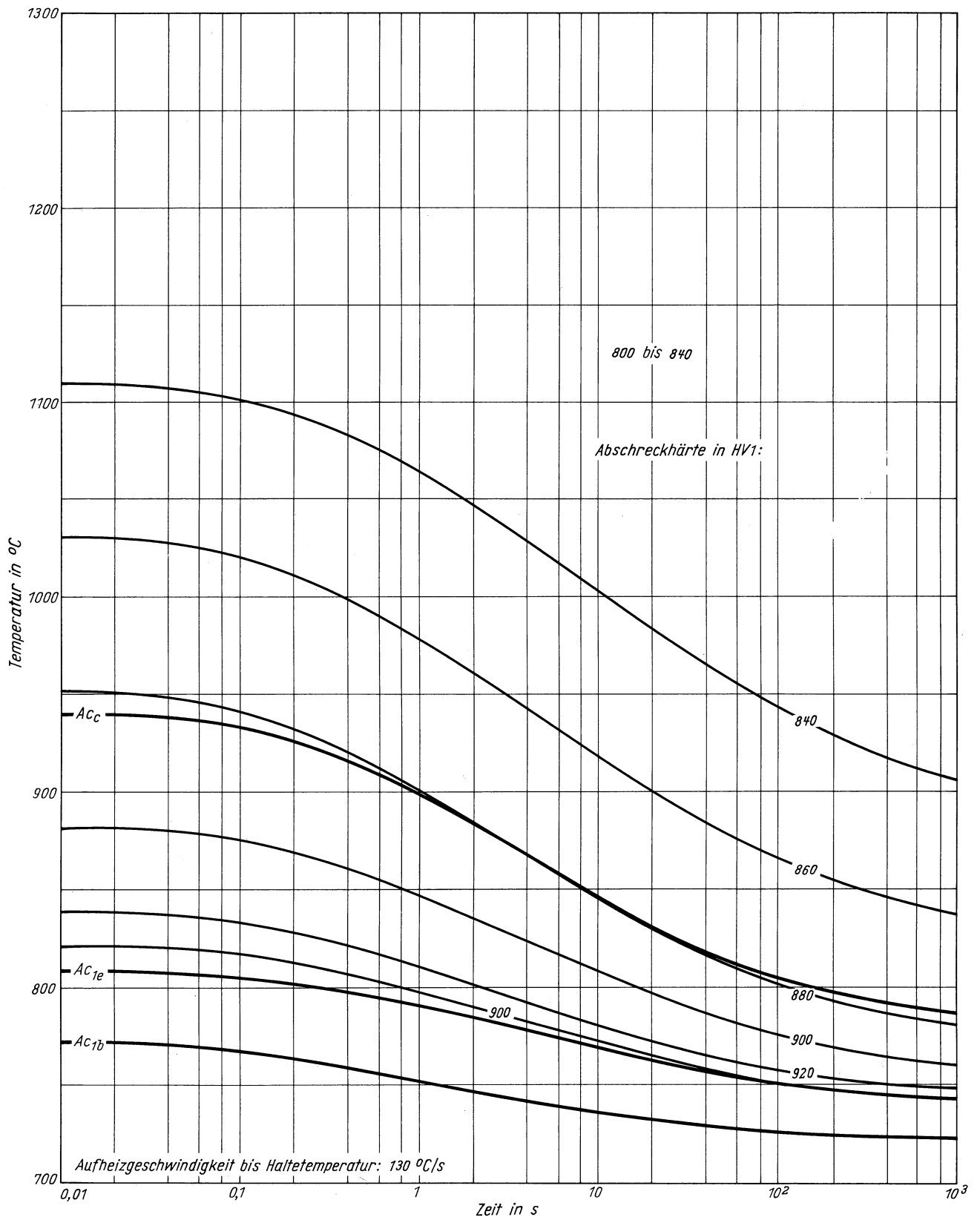
**Stahl C 100 W 2**

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)



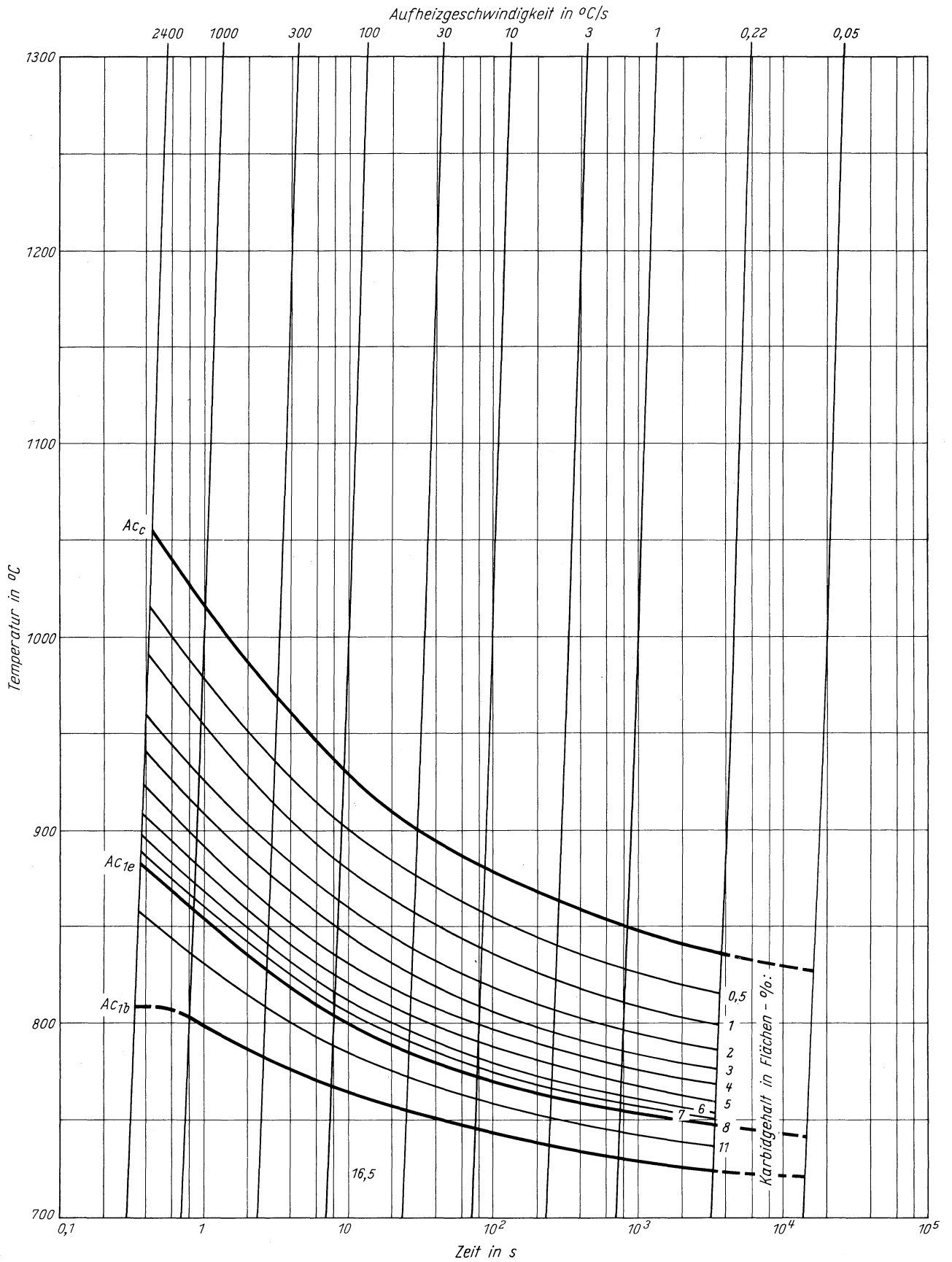
# Stahl C 100 W 2

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(isothermisch)



**Stahl C 100 W 2**

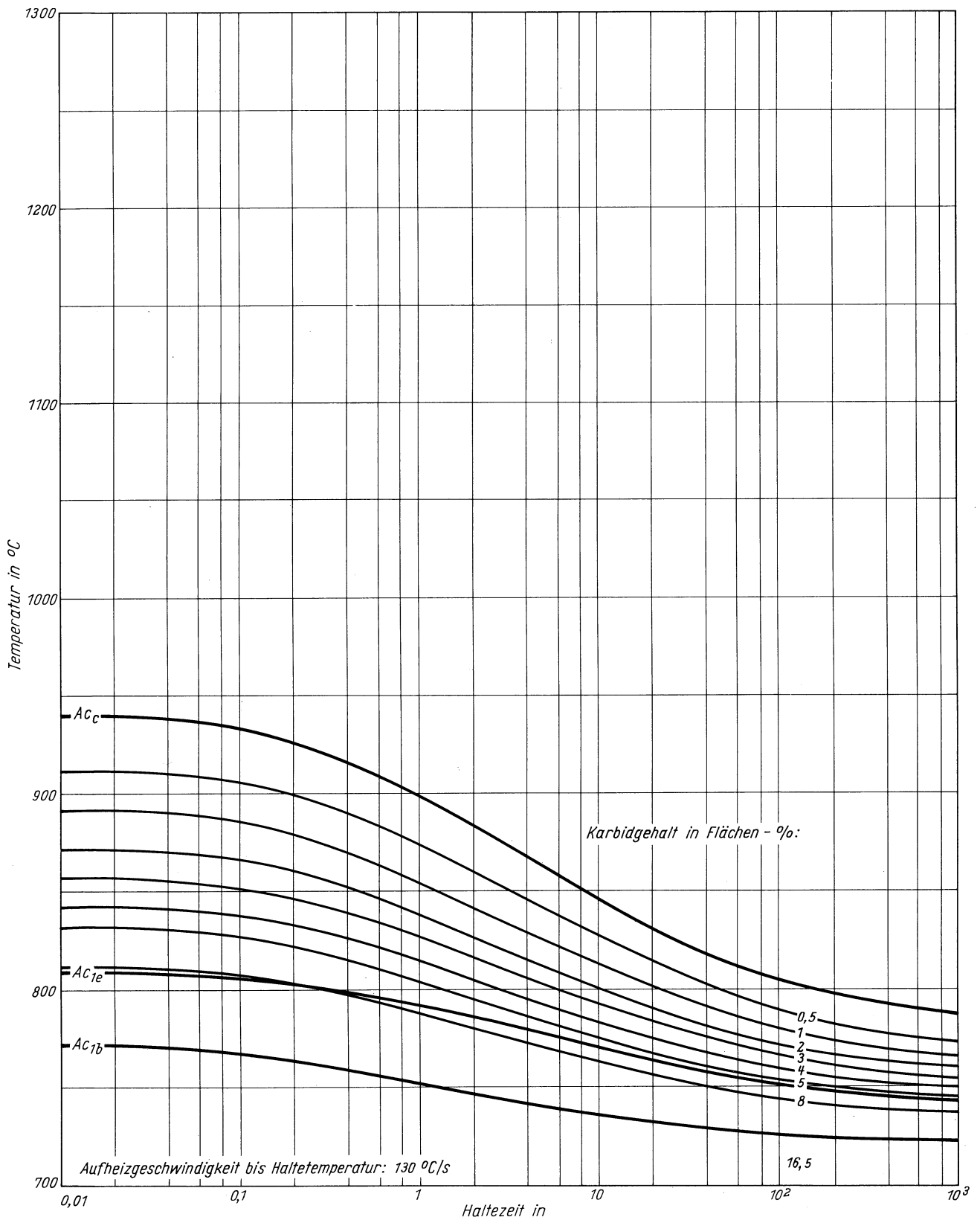
ZTA - Karbidauflösung - Schaubild  
(kontinuierlich)





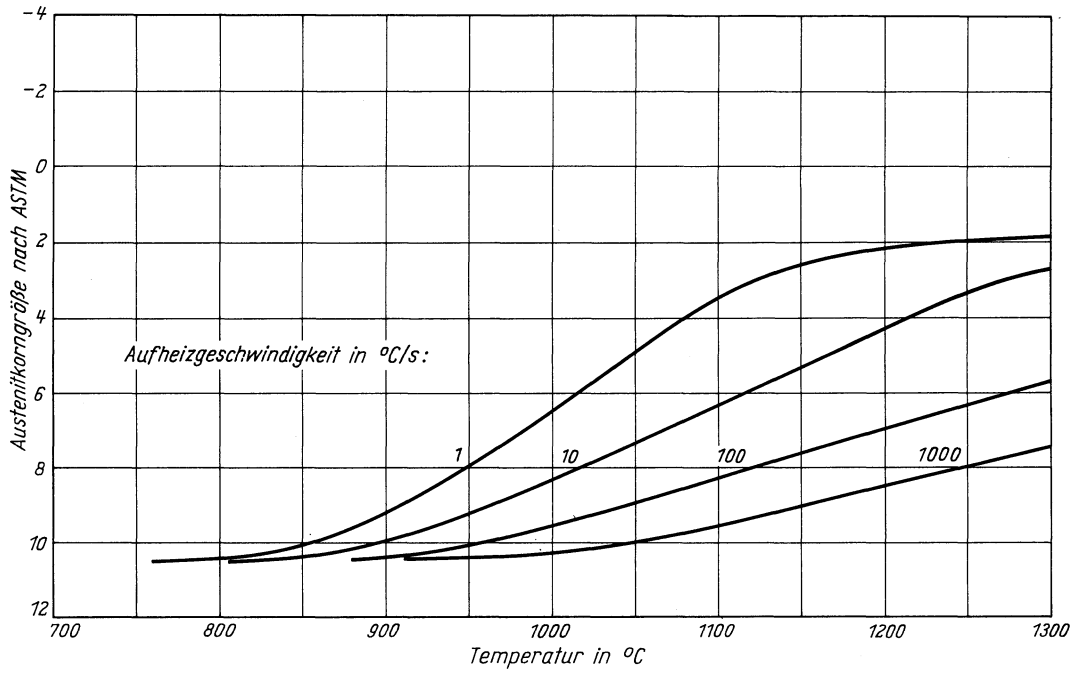
**Stahl C 100 W 2**

ZTA - Karbidauflösung - Schaubild  
(isothermisch)

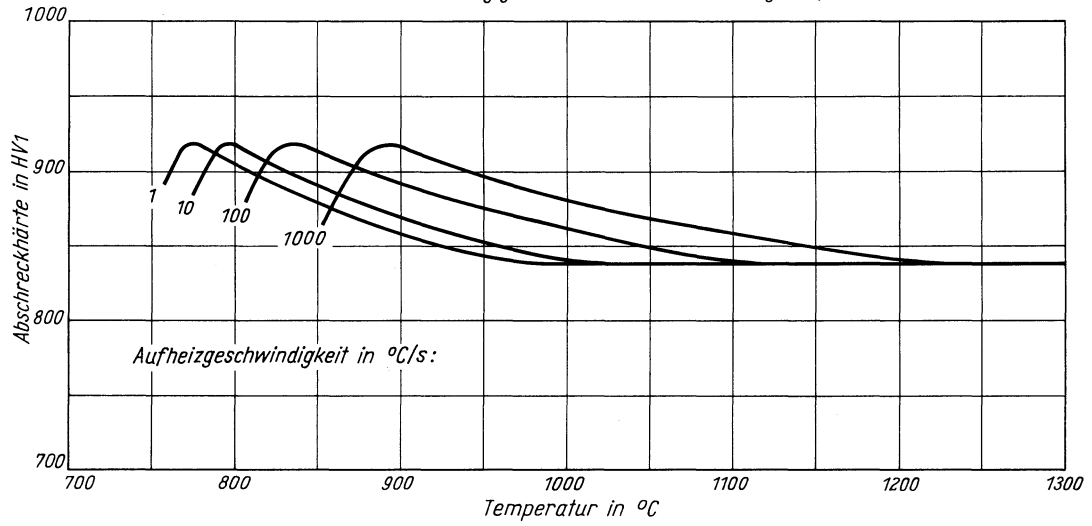


# Stahl C 100 W 2

Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

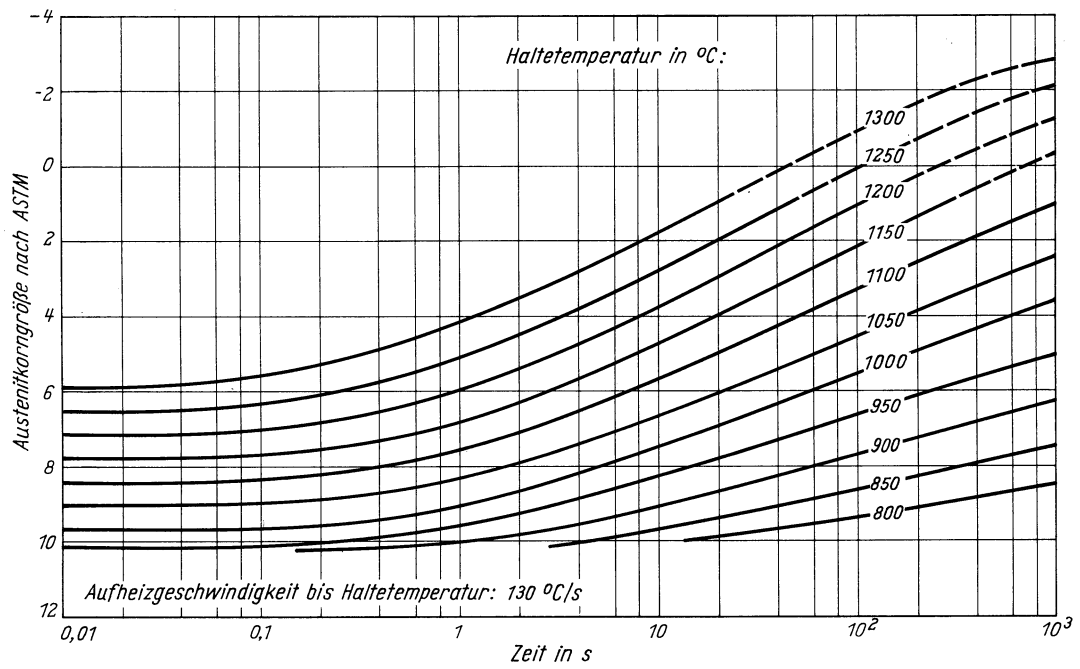


Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

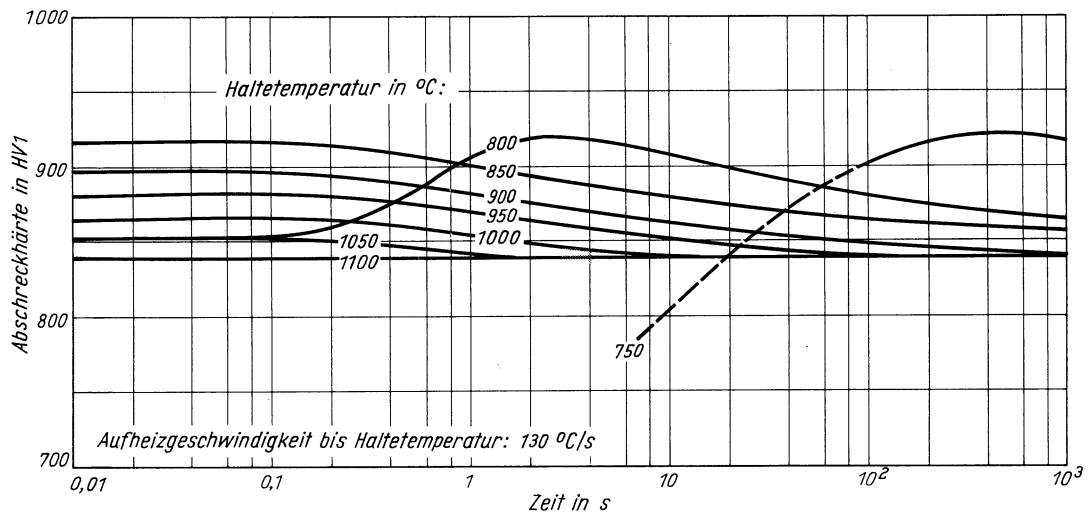


**Stahl C 100 W 2**

*Austenitkorngroße in Abhängigkeit von der Haltezeit*

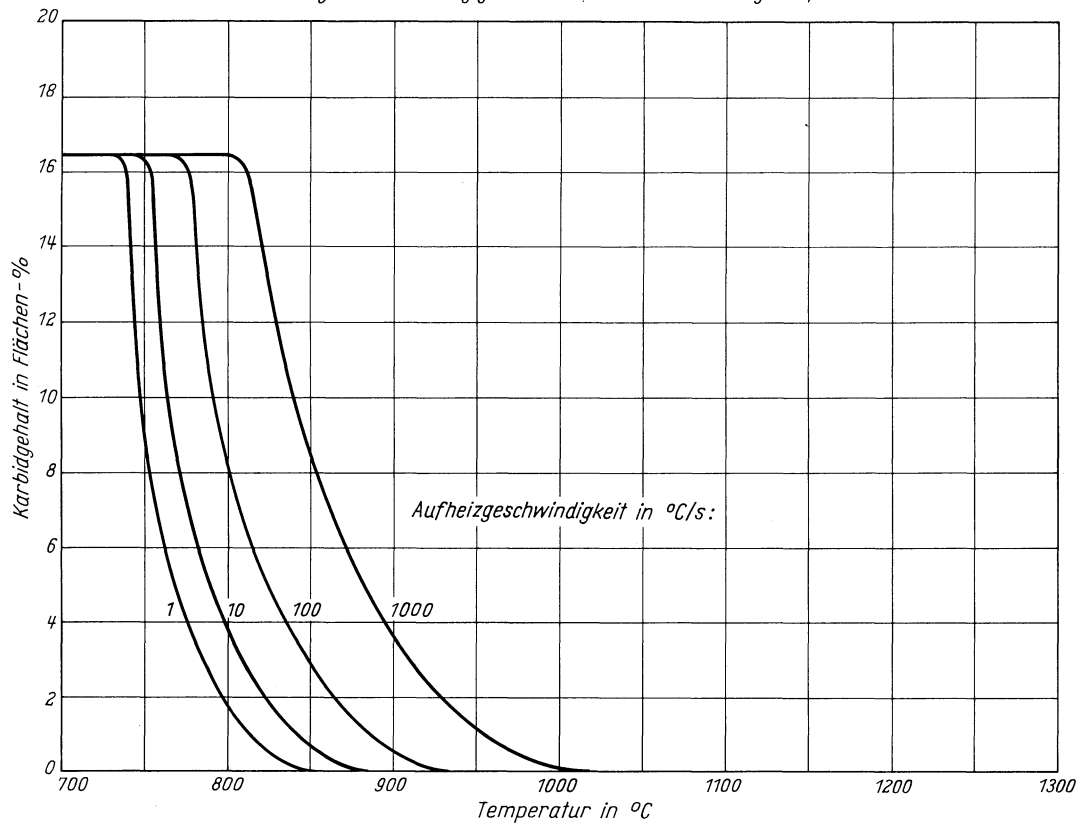


*Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Haltezeit*

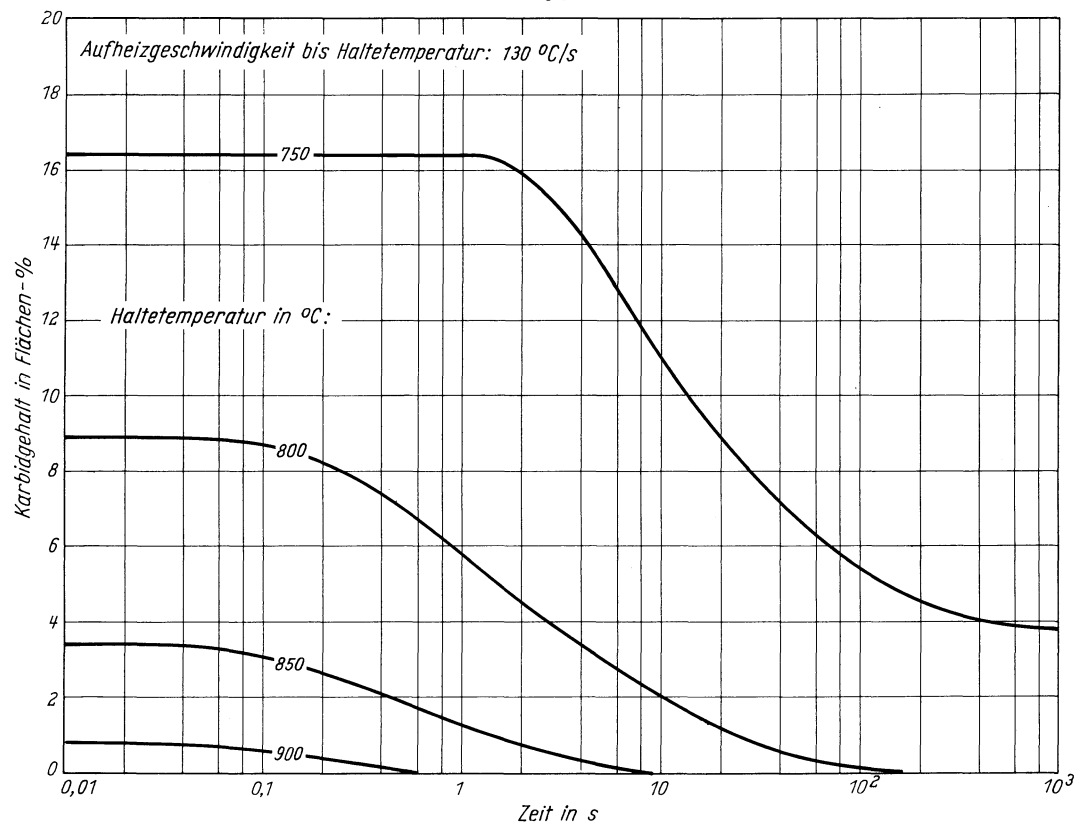


# Stahl C 100 W 2

Karbidgehalt in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Karbidgehalt in Abhängigkeit von der Haltezeit



# Stahl 105 WCr 6

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.2419

Legierter Kaltarbeitsstahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 200

Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	W
Richtwerte mindestens	1,05	0,20	1,00			1,00		1,20
höchstens								
untersuchte Schmelze	1,06	0,22	1,03	0,014	0,005	1,03	0,20	1,14

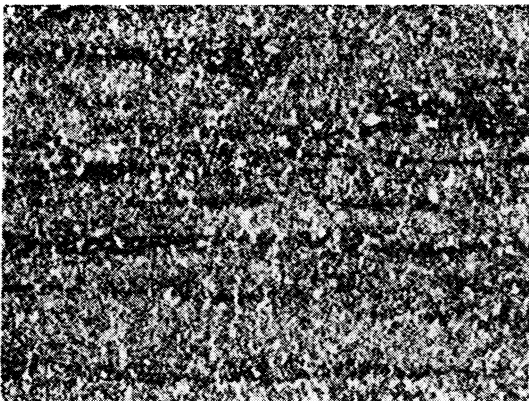
Lieferzustand

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

Temperaturen für die Wärmebehandlung nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 200

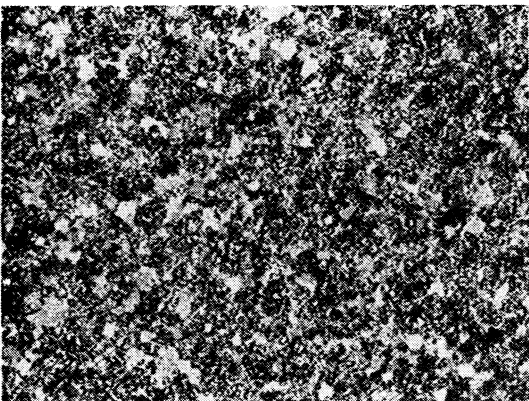
Weichglühen	Härten in Öl
710–750 °C	800–830 °C

Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1

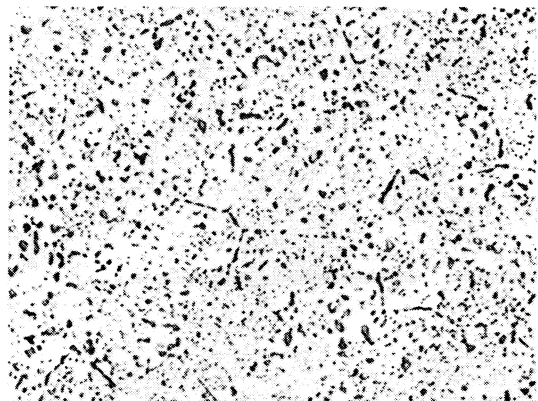


Querschliff

200:1

Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	4
Karbide	3 u. 4
Austenitkorngrenzen	8 u. 9

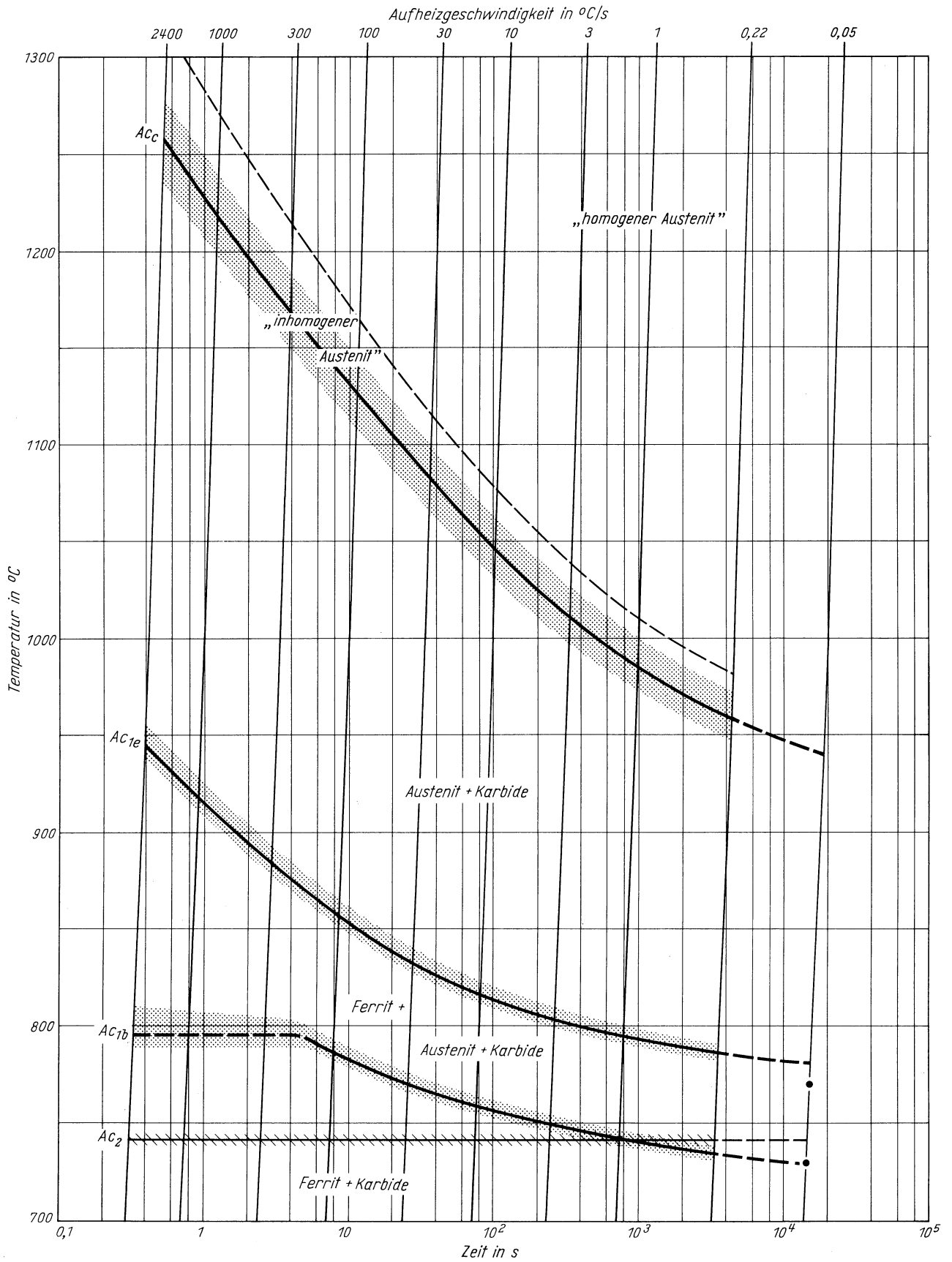


Querschliff

1000:1

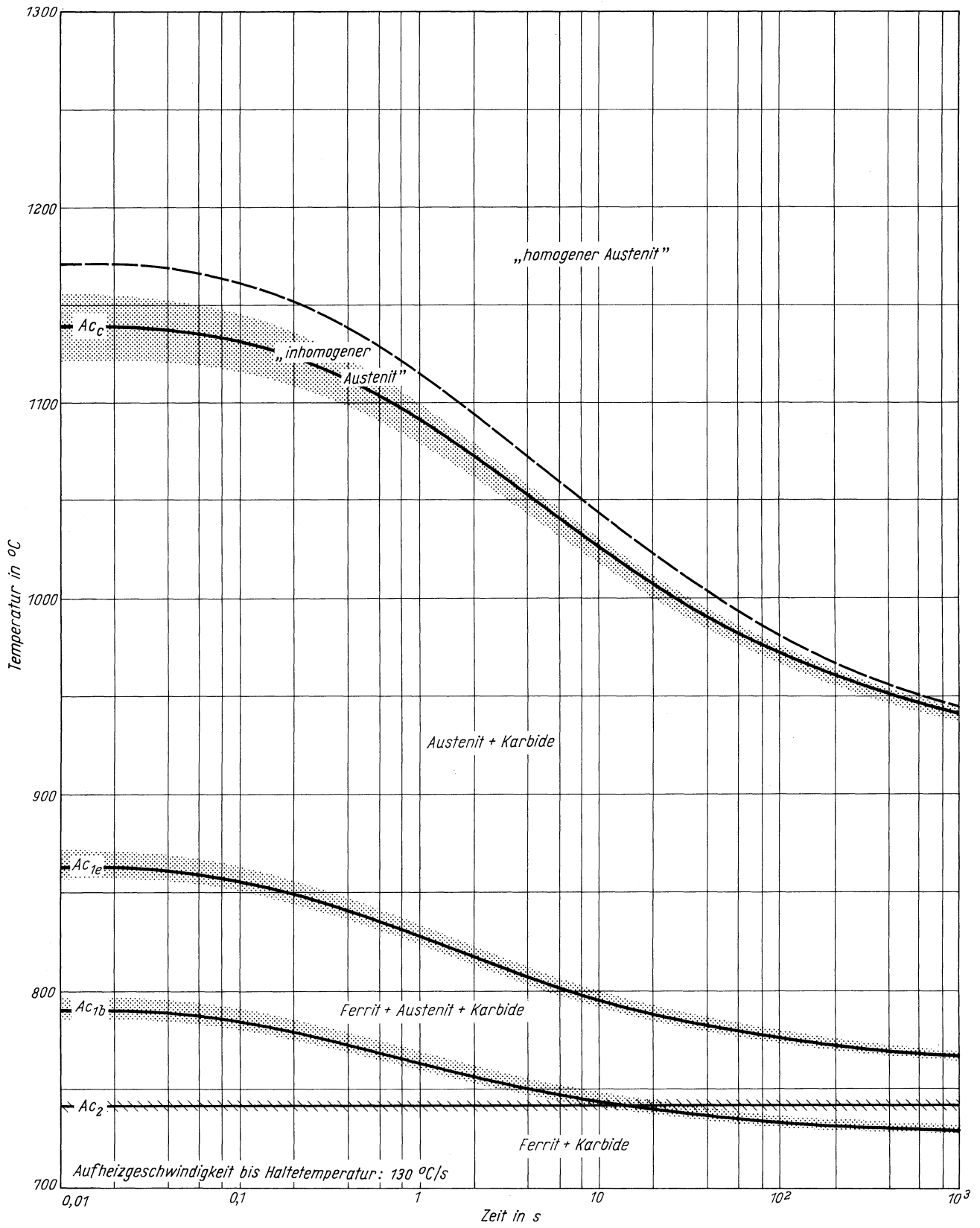
# Stahl 105 WCr 6

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(kontinuierlich)



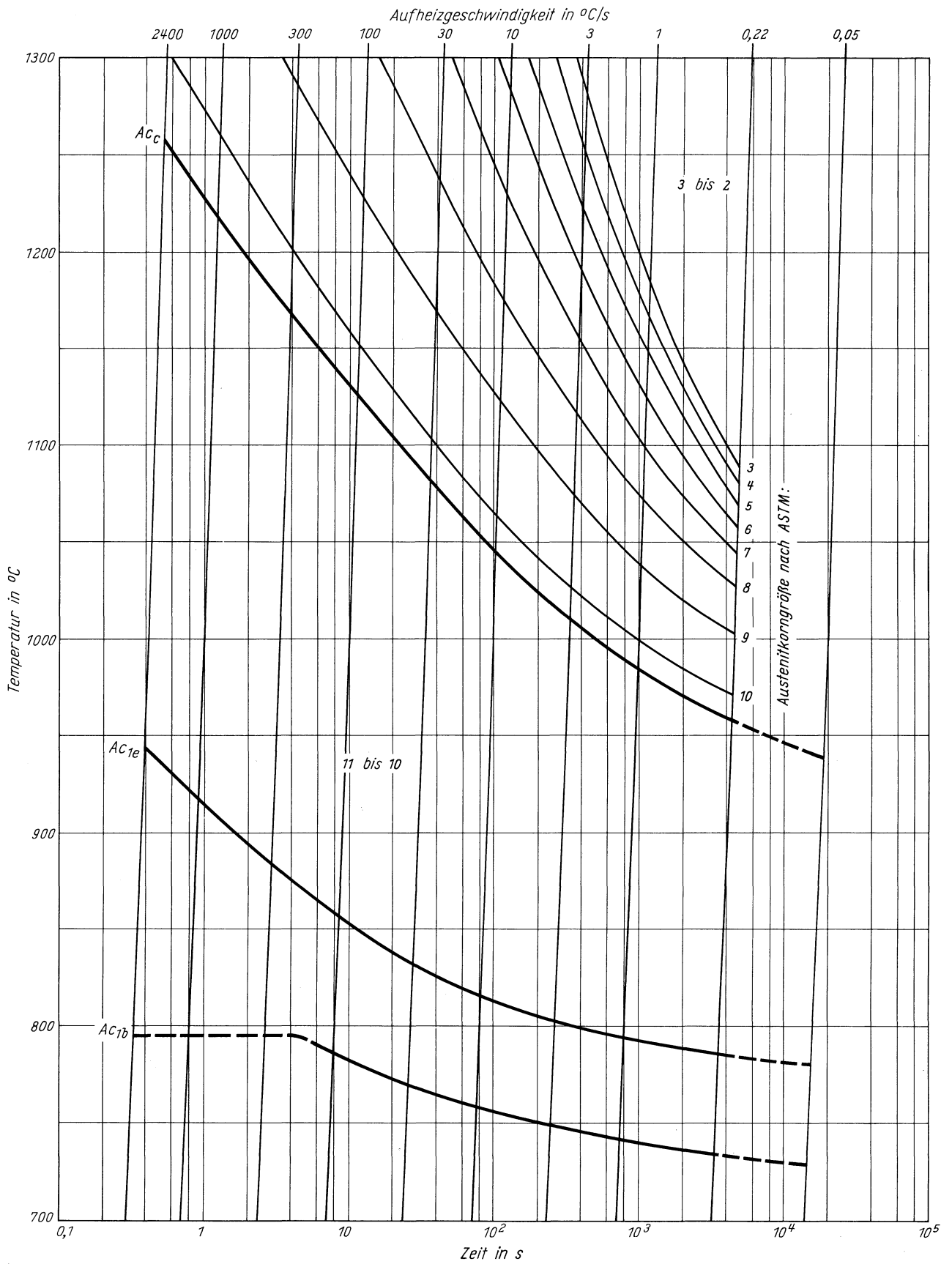
**Stahl 105 WCr 6**

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(isothermisch)



**Stahl 105 WCr 6**

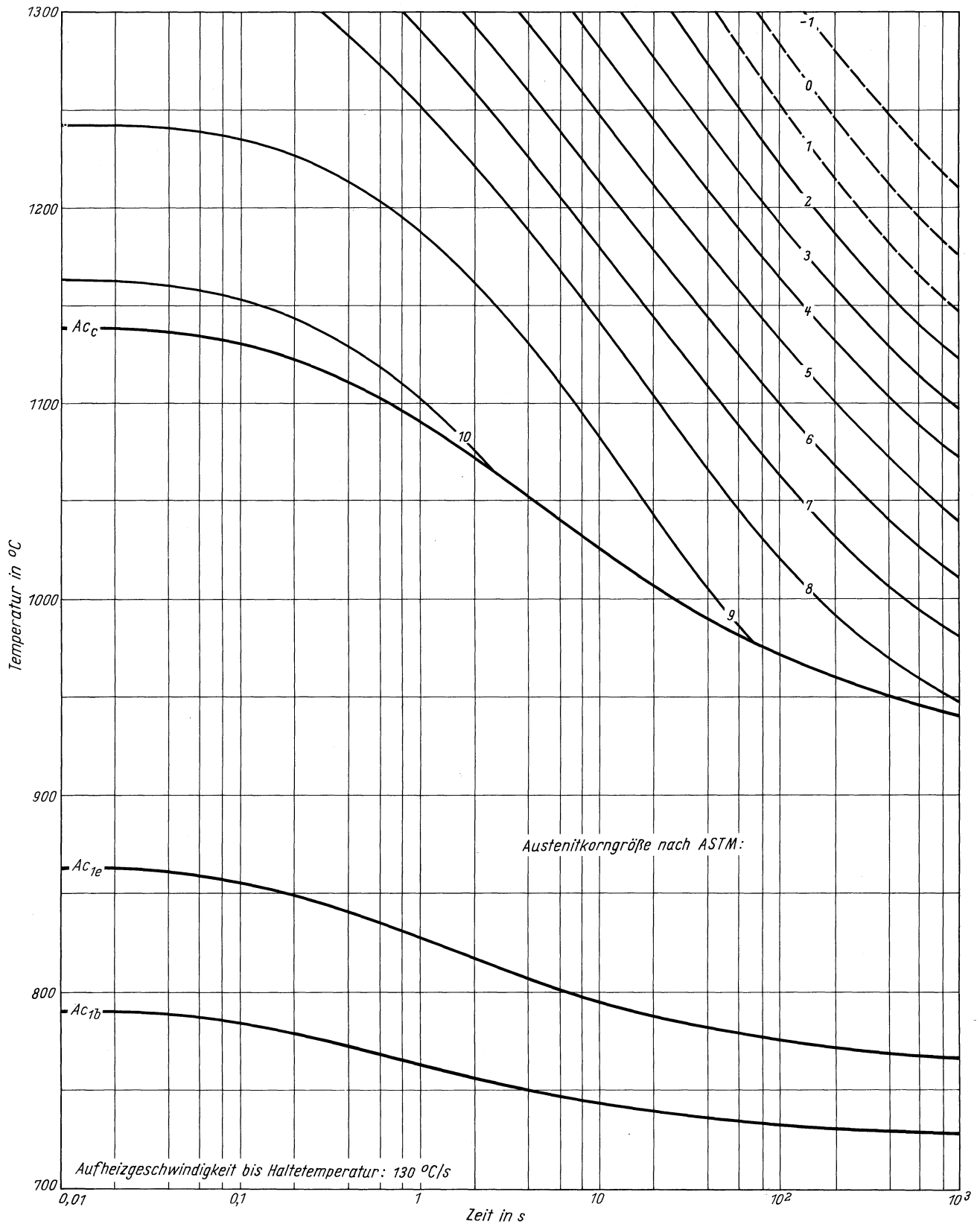
ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)





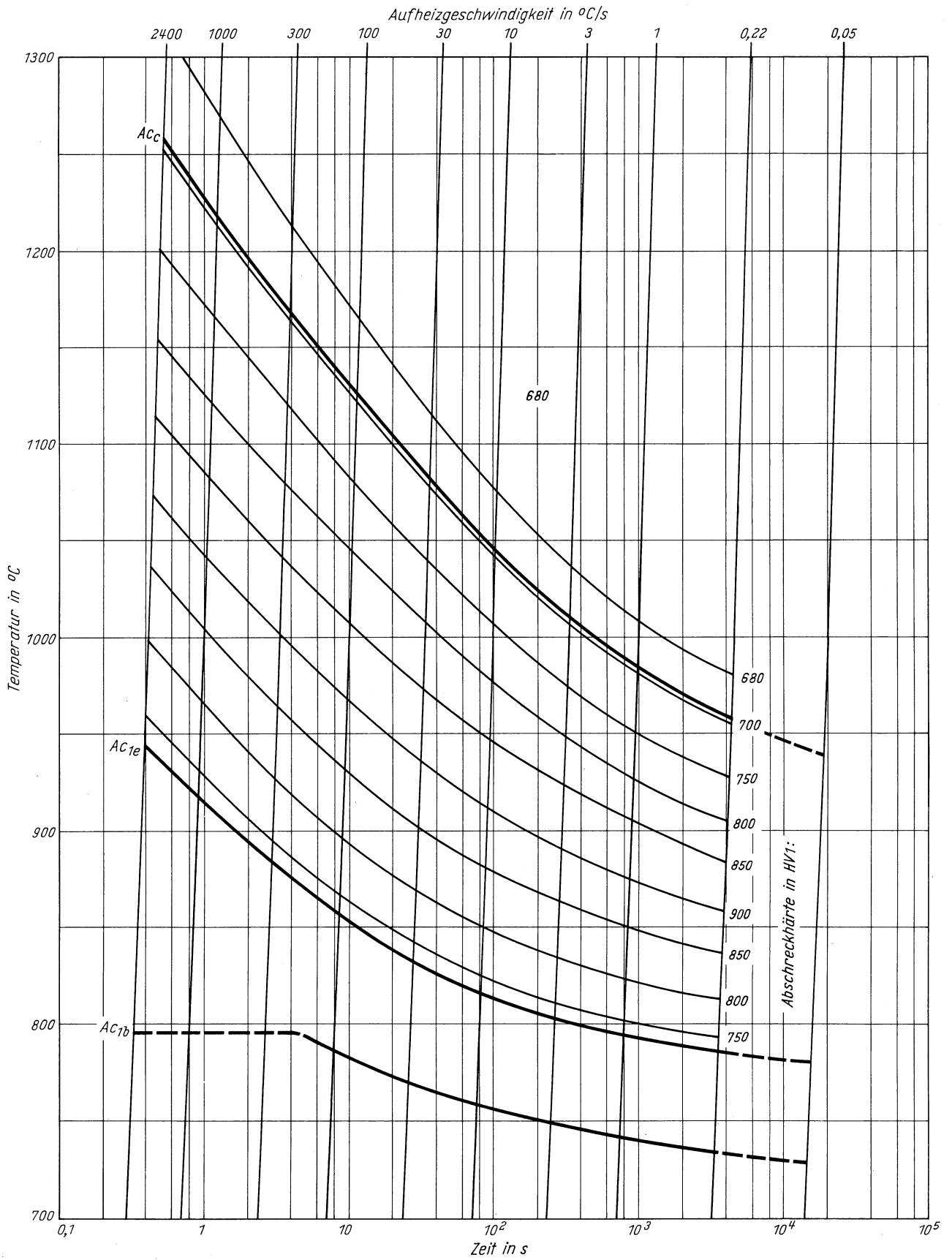
# Stahl 105 WCr 6

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(isothermisch)



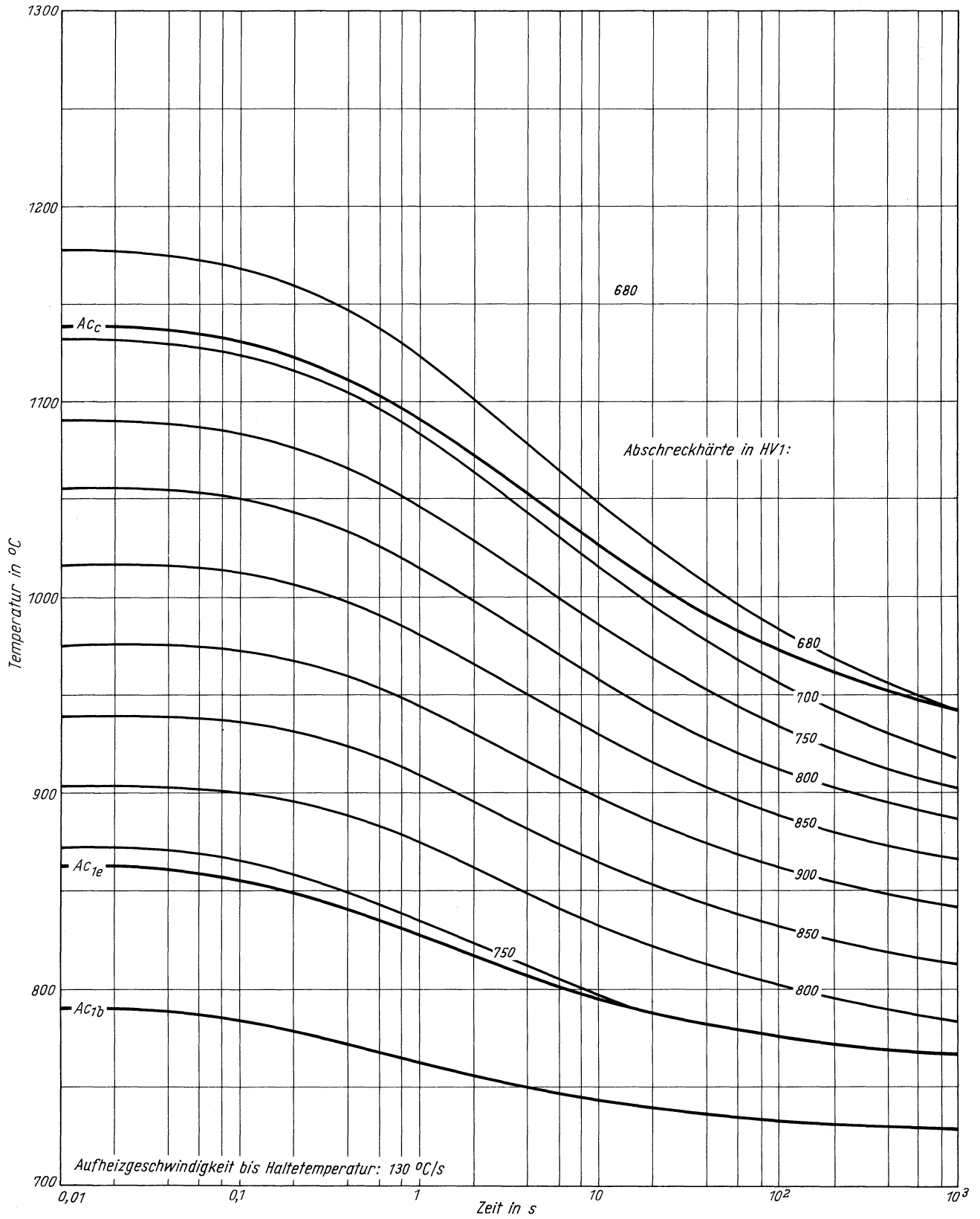
**Stahl 105 WCr 6**

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)



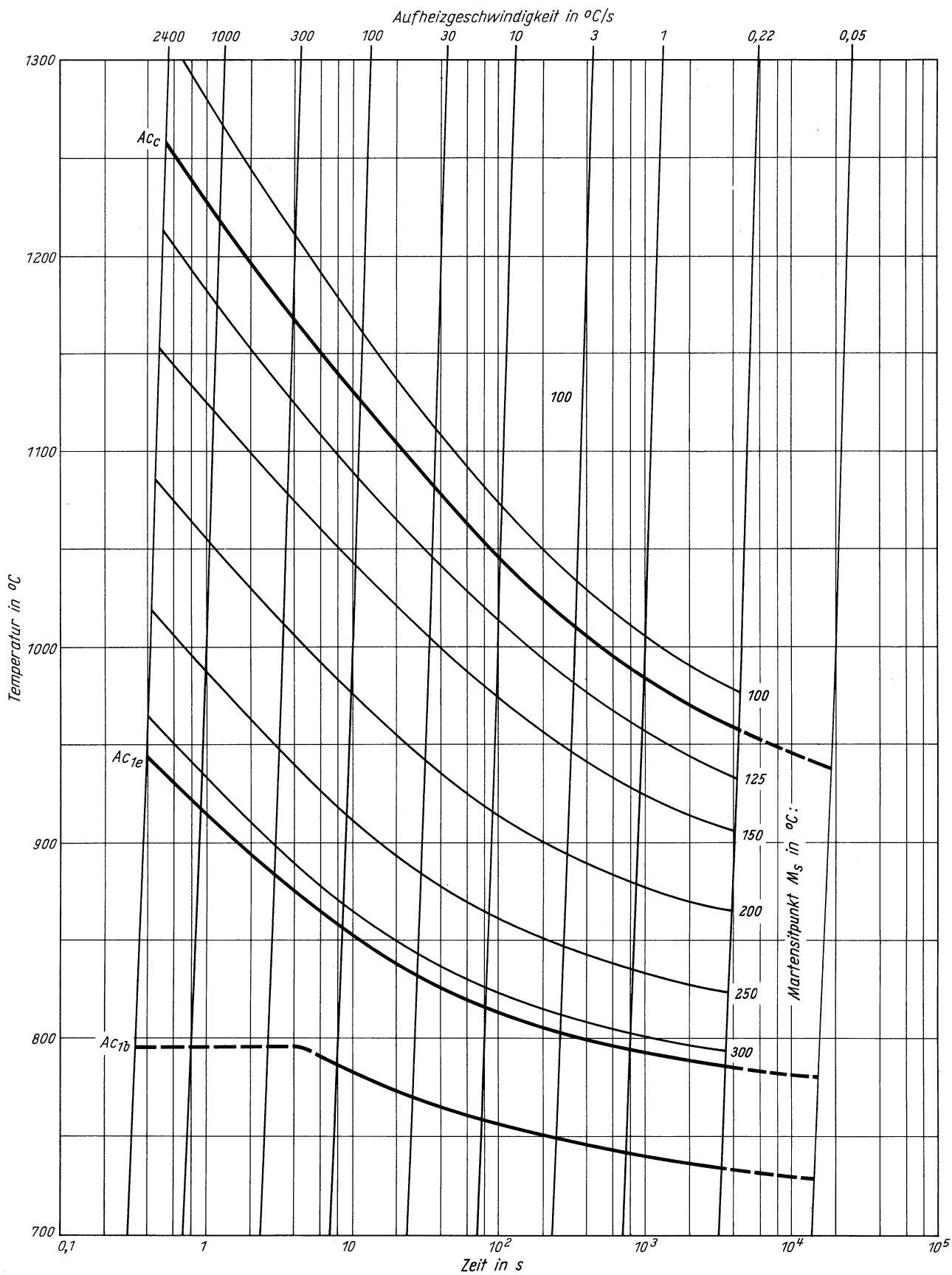
**Stahl 105 WCr 6**

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(isothermisch)



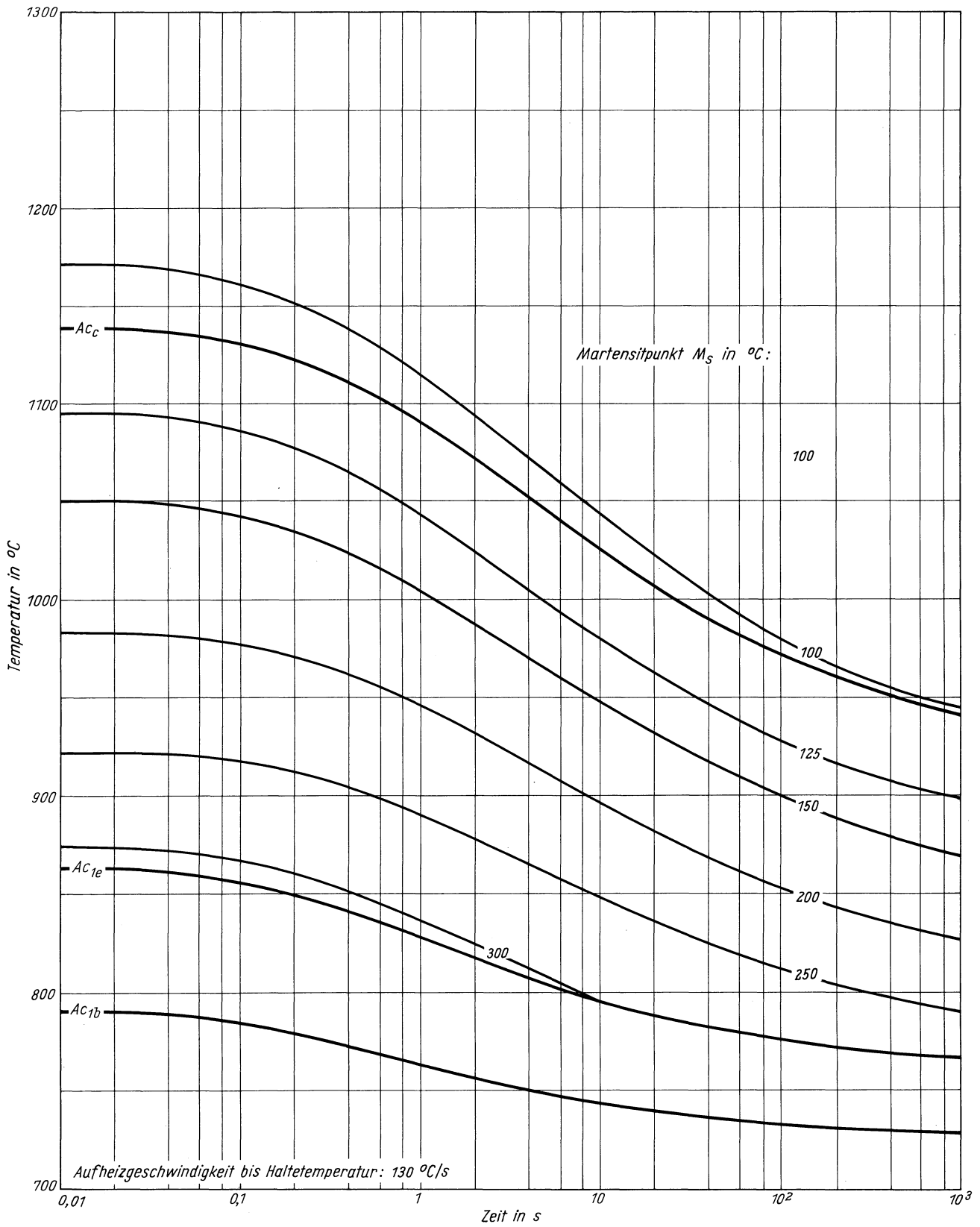
# Stahl 105 WCr 6

ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
(kontinuierlich)



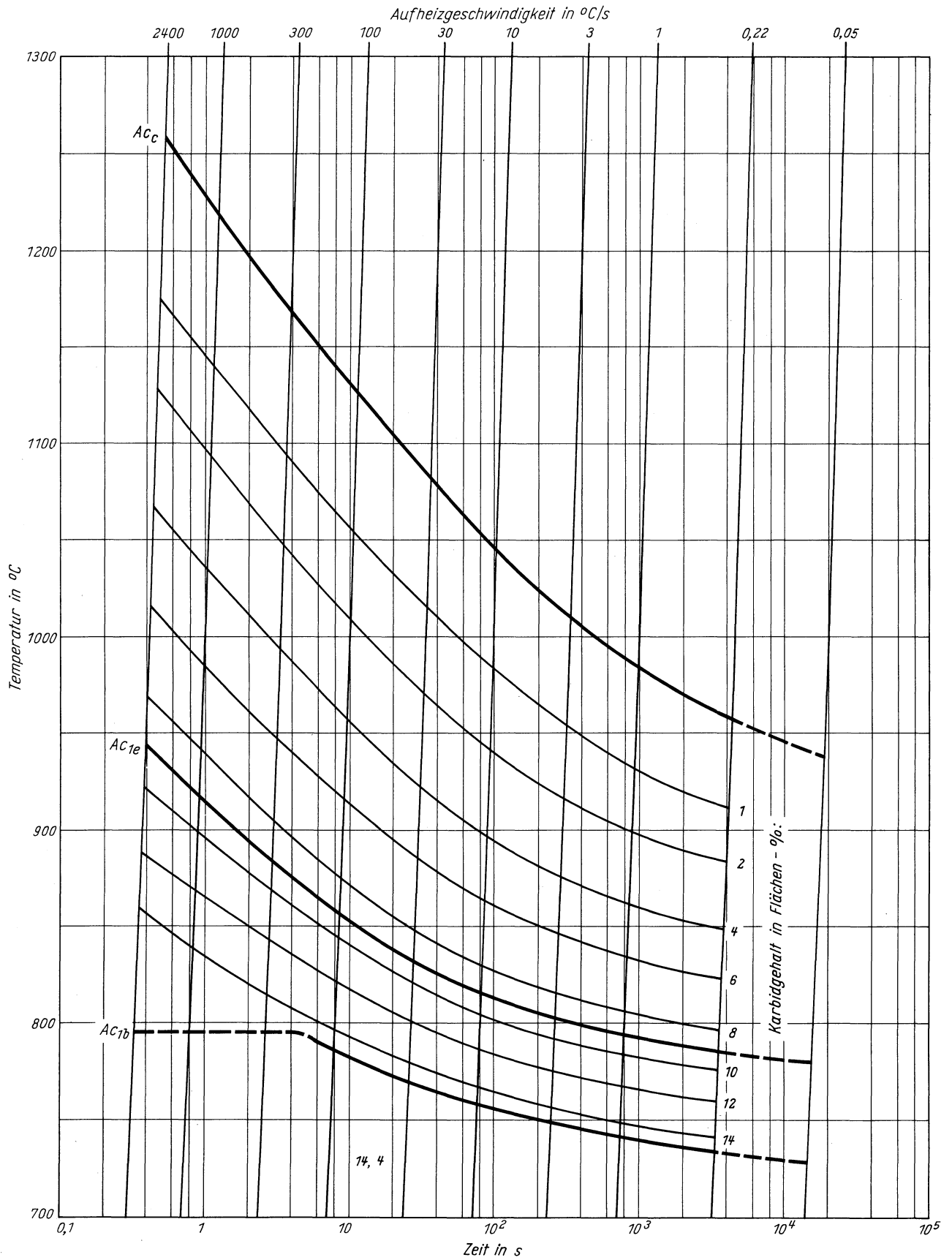
**Stahl 105 WCr 6**

ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
(isothermisch)



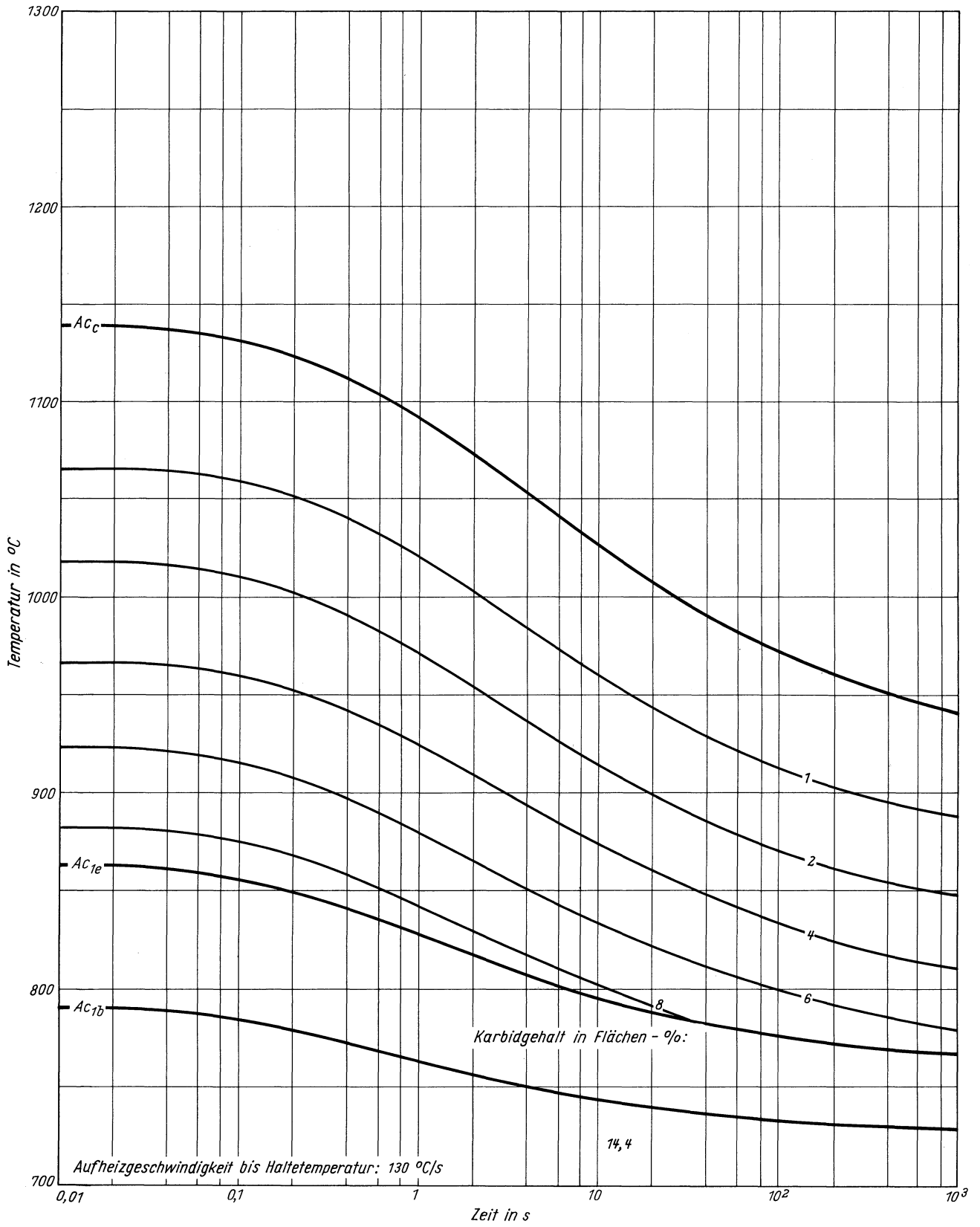
**Stahl 105 WCr 6**

ZTA - Karbidauflösung - Schaubild  
(kontinuierlich)



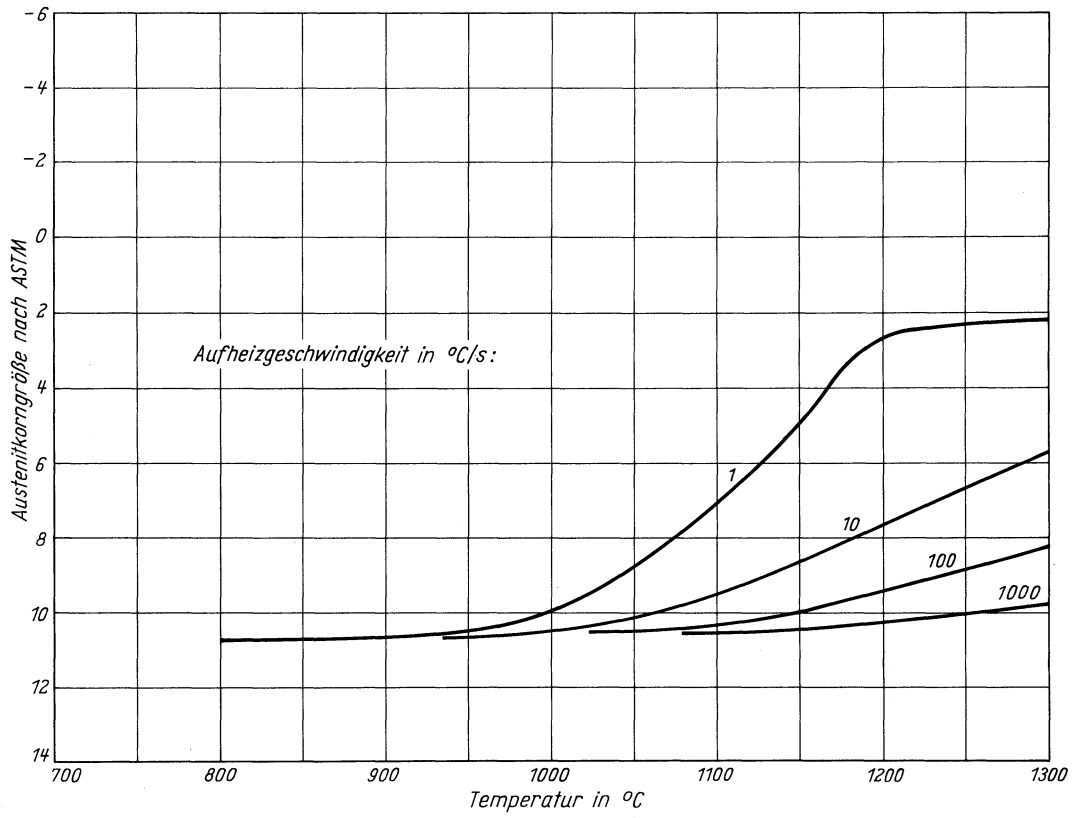
**Stahl 105 WCr 6**

ZTA - Karbidauflösung - Schaubild  
(isothermisch)

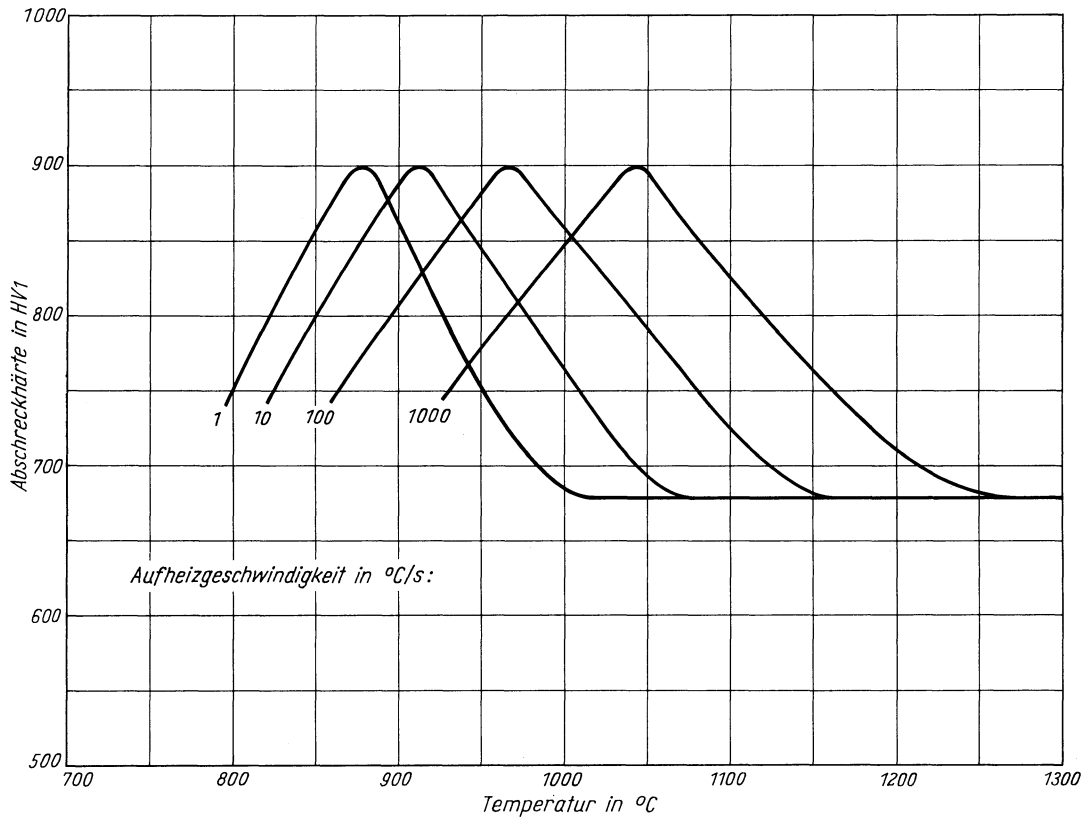


**Stahl 105 WCr 6**

*Austenitkorngroße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*



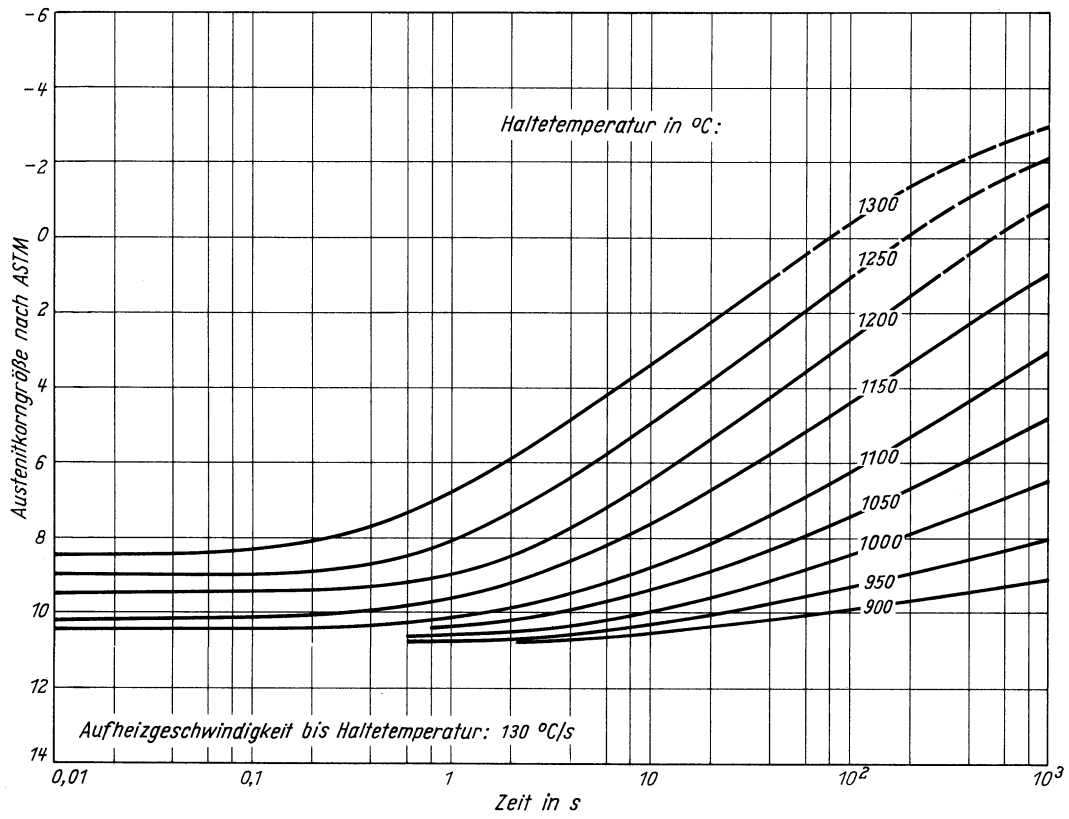
*Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*



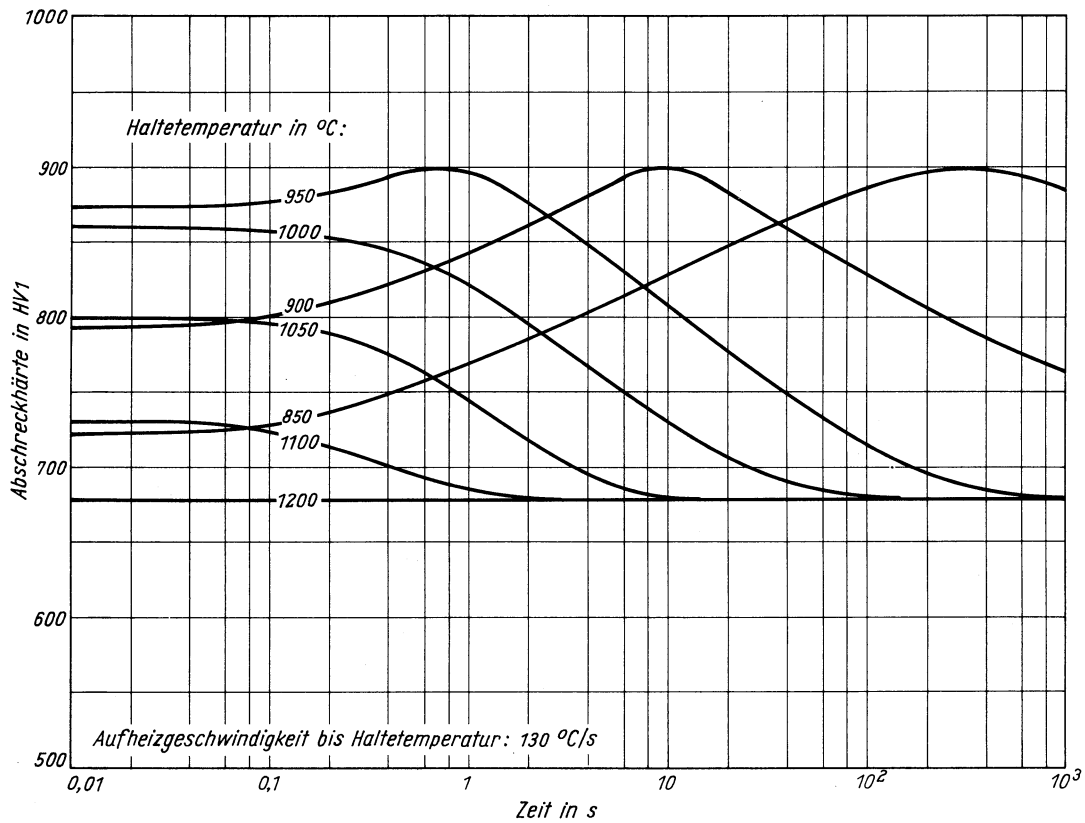


**Stahl 105 WCr 6**

*Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Haltezeit*

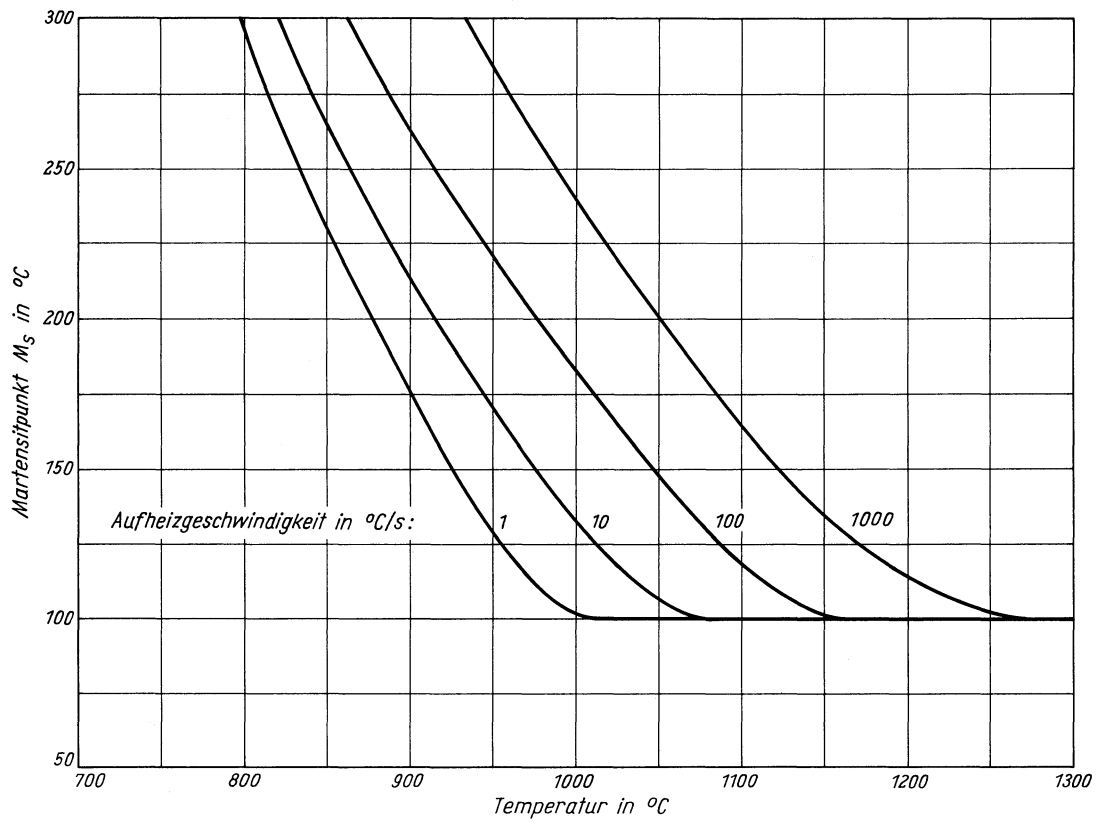


*Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Haltezeit*

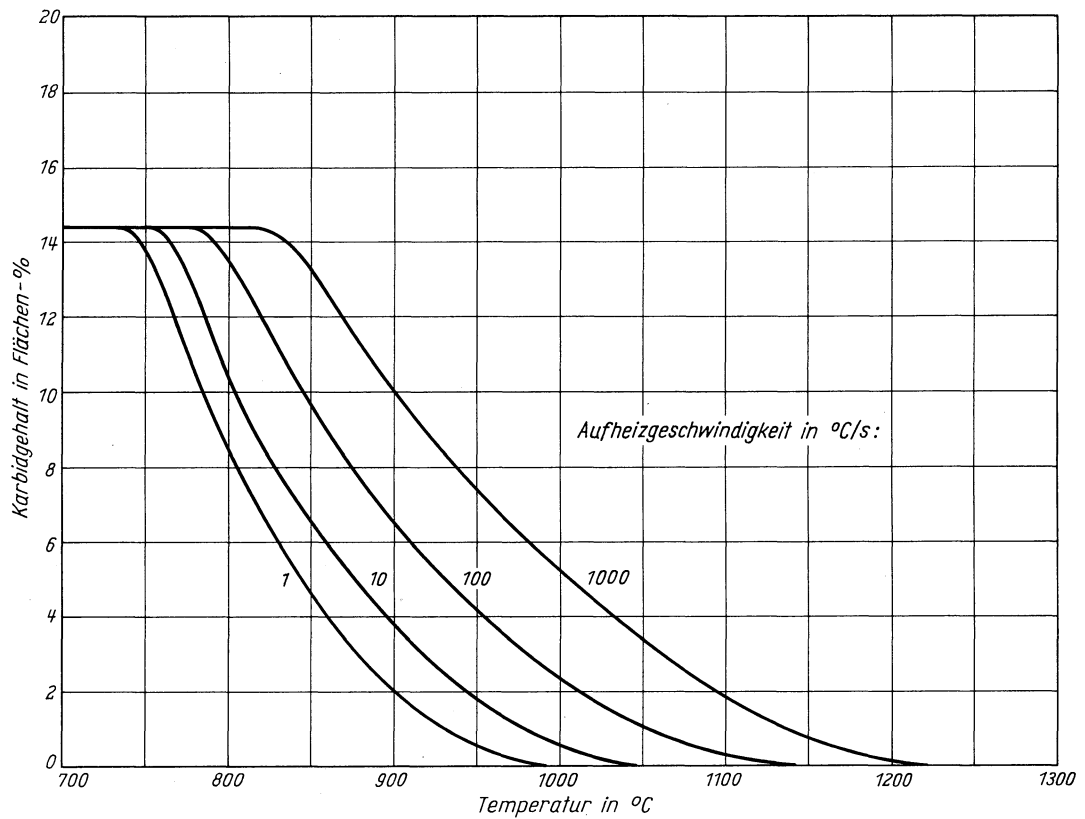


# Stahl 105 WCr 6

Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

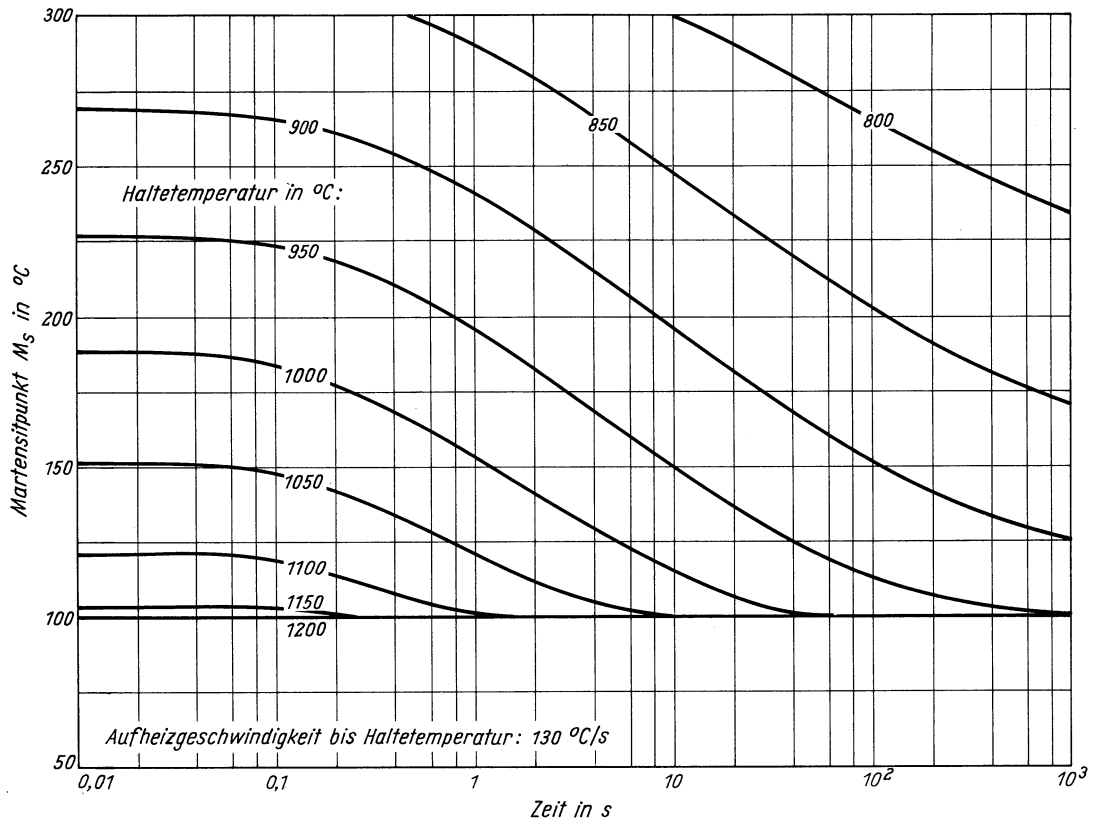


Karbidgehalt in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

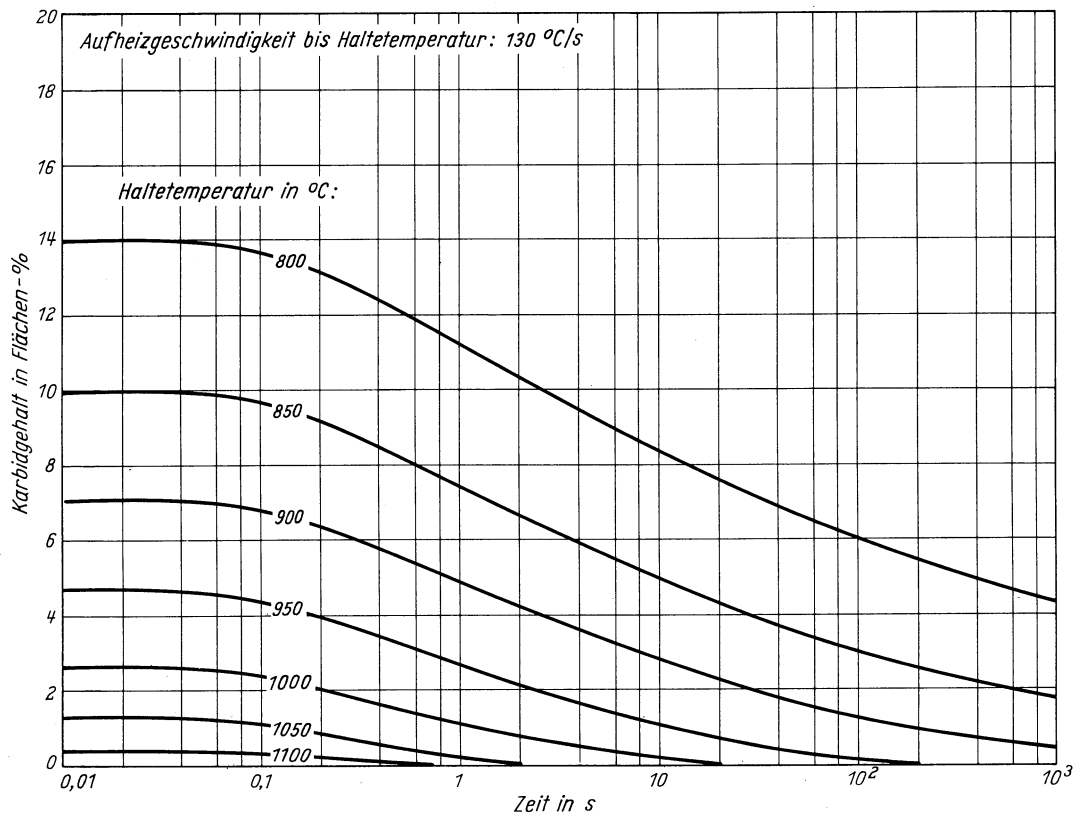


**Stahl 105 WCr 6**

*Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Haltezeit*



*Karbidgehalt in Abhängigkeit von der Haltezeit*





# Stahl X 20 Cr 13

(Schmelze 1)

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.4021

Nichtrostender Stahl nach DIN 17440

Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu
Sollwerte mindestens	0,17					12,0	
höchstens	0,22	1,00	1,00	0,045	0,030	14,0	
untersuchte Schmelze 1	0,17	0,42	0,43	0,023	0,019	13,6	0,10
untersuchte Schmelze 2	0,19	0,34	0,49	0,020	0,017	11,9	0,08

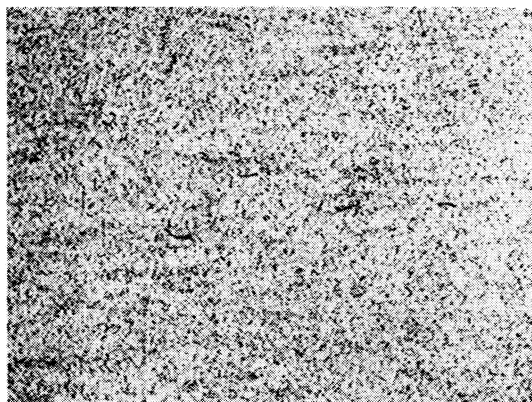
Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze 1	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 11 mm Dmr.
untersuchte Schmelze 2	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 25 mm Dmr.

Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17440

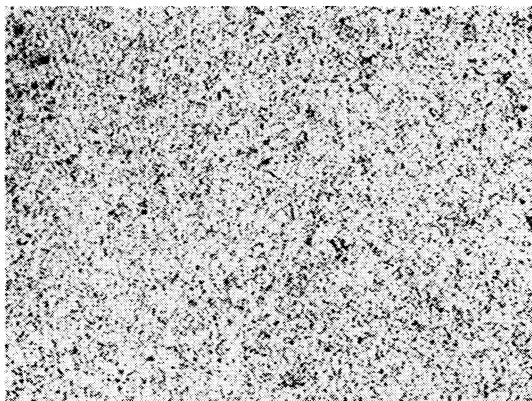
Glühen (Abkühlungsart)	Abschrecken (Abkühlungsart)	Anlassen
750–800 °C (Ofen)	980–1030 °C (Öl, Luft)	700–750 °C/650–700 °C

Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1

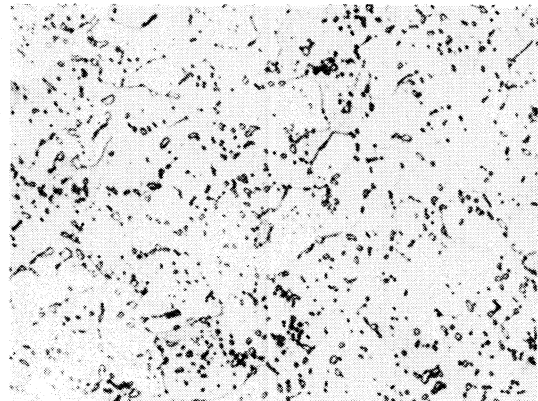


Querschliff

200:1

Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	6
Karbid	3 u. 4
Austenitkorngrenzen	7

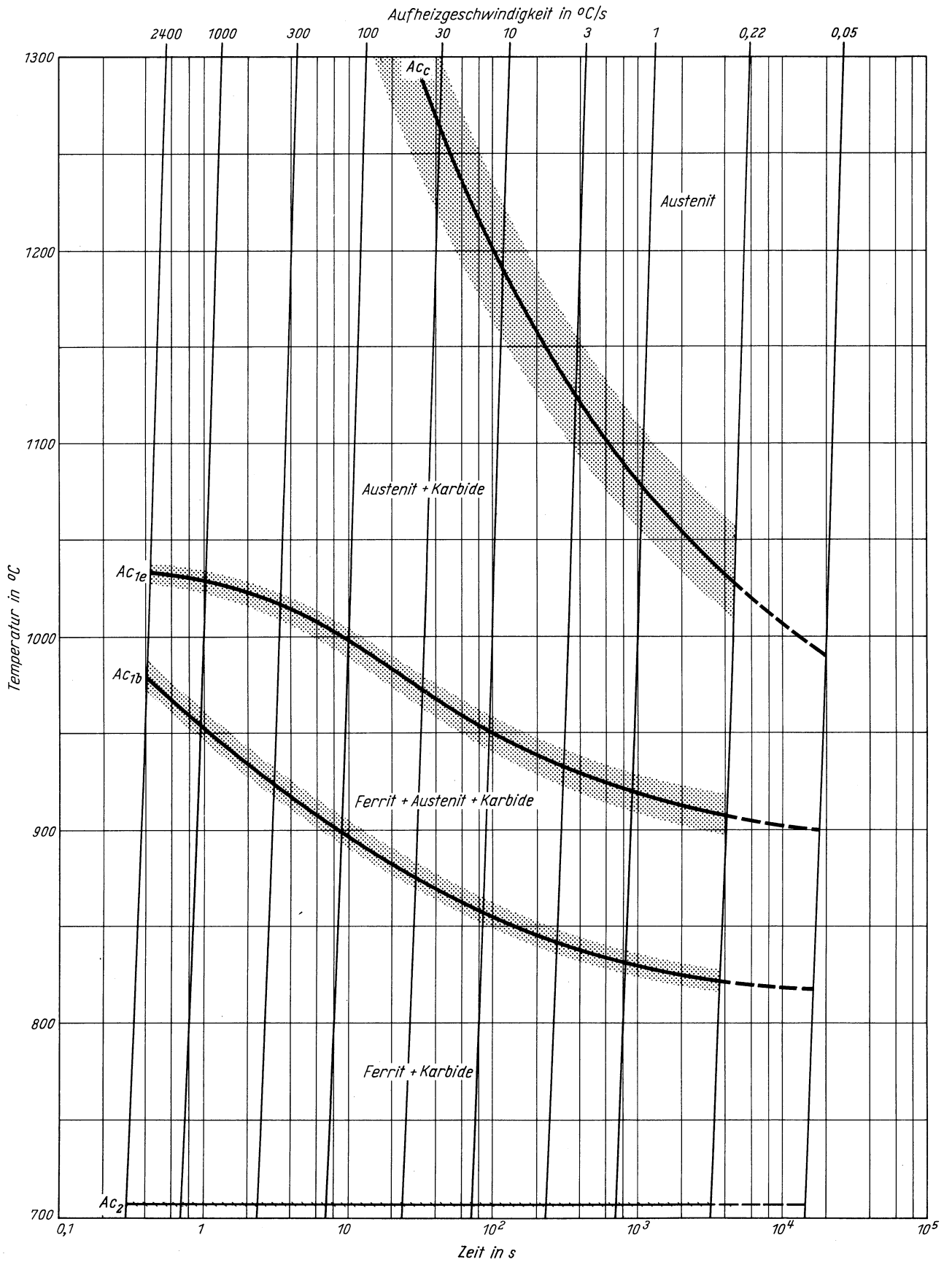


Querschliff

1000:1

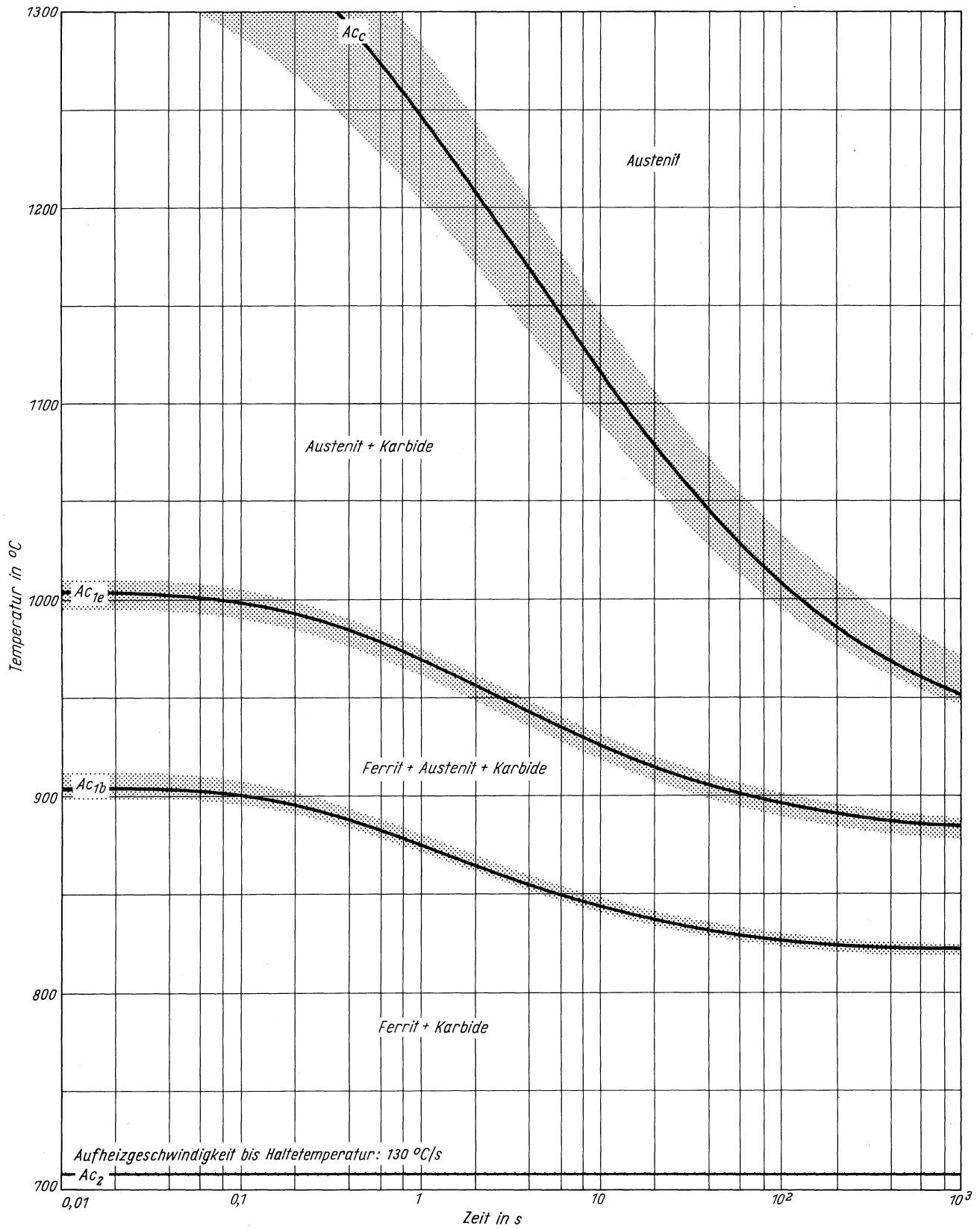
**Stahl X 20 Cr 13**  
 (Schmelze 1)

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
 (kontinuierlich)



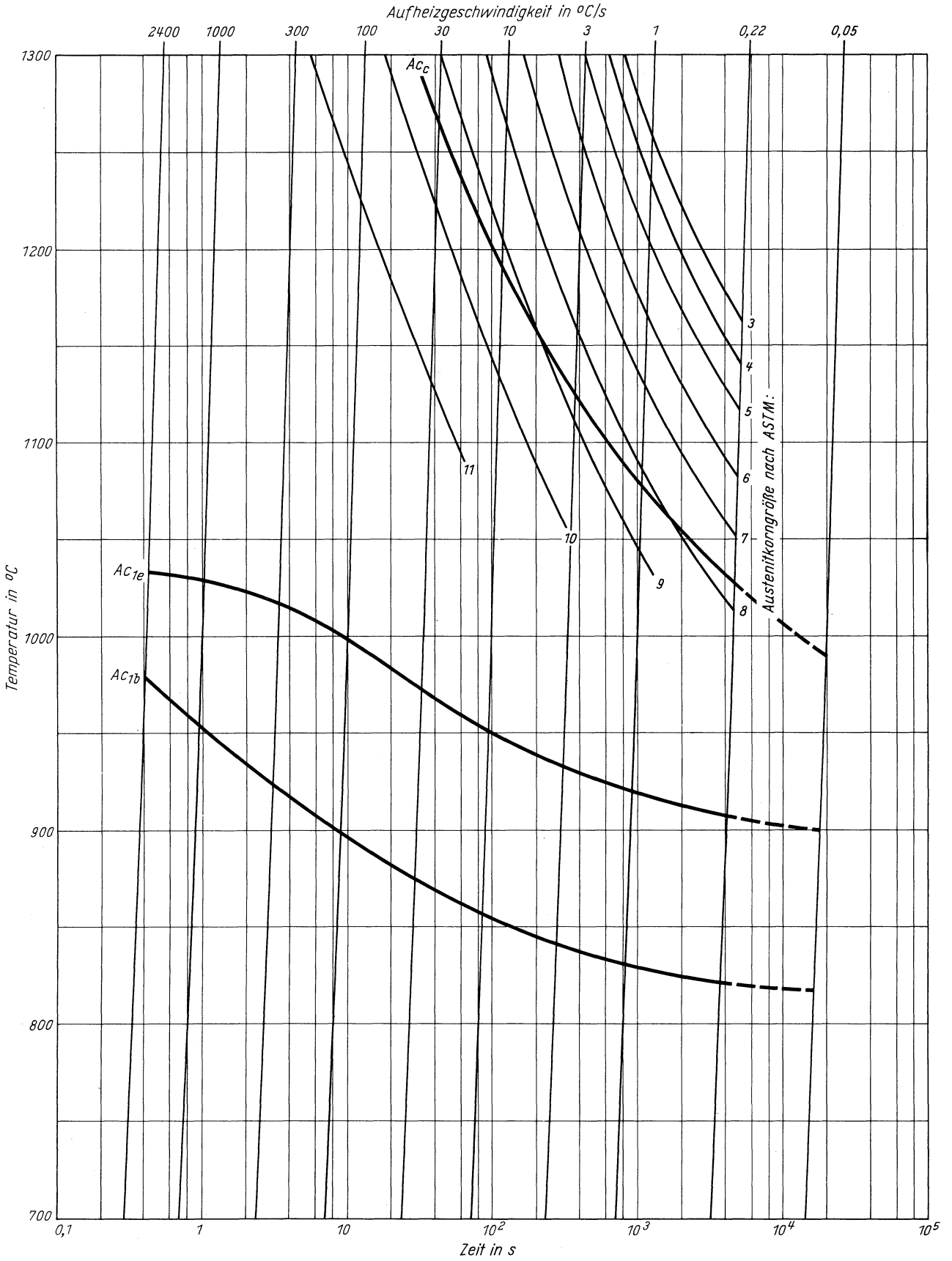
**Stahl X 20 Cr 13**  
(Schmelze 1)

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(isothermisch)



**Stahl X 20 Cr 13**  
(Schmelze 1)

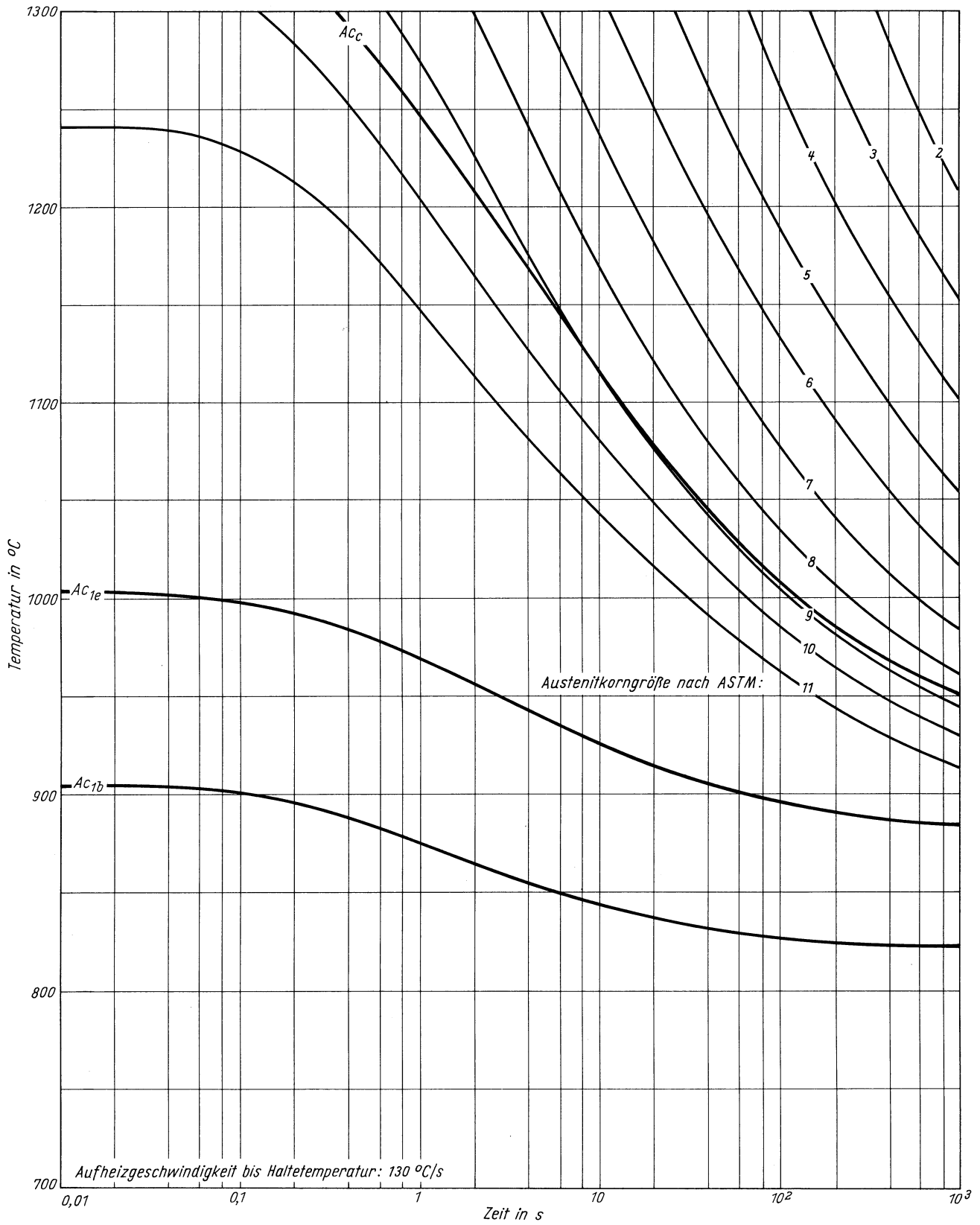
ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)





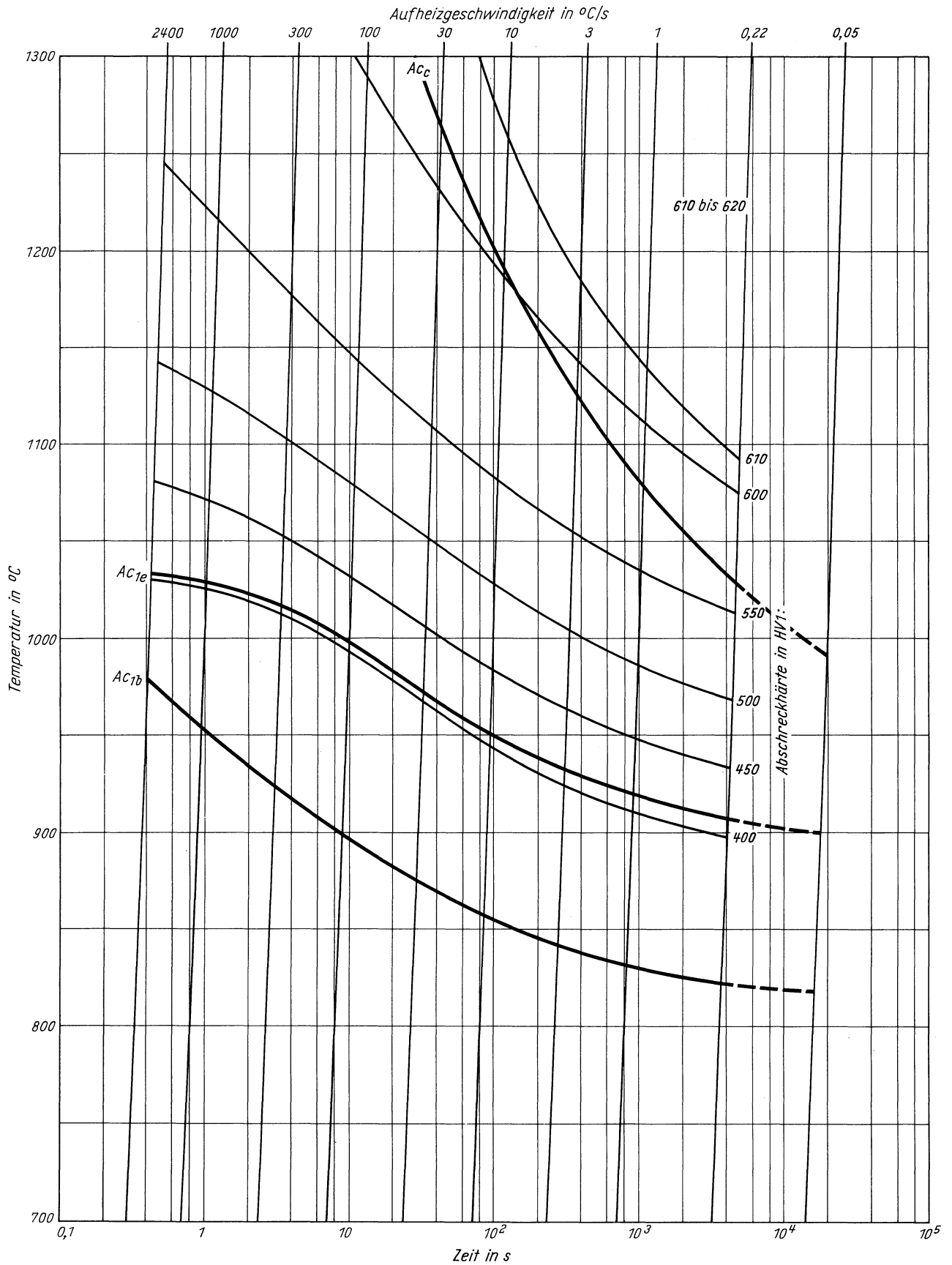
**Stahl X 20 Cr 13**  
(Schmelze 1)

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(isothermisch)



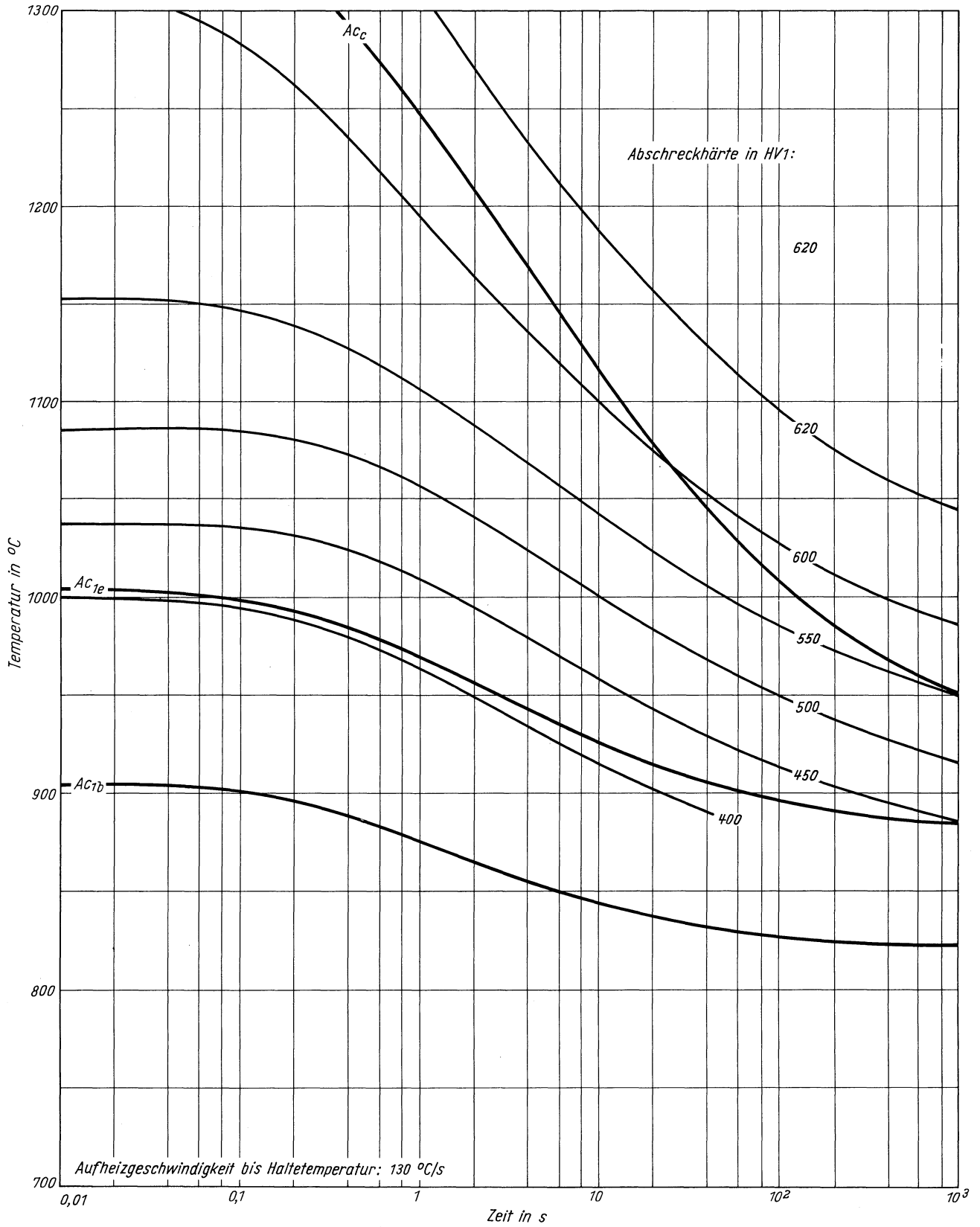
**Stahl X 20 Cr 13**  
 (Schmelze 1)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
 (kontinuierlich)



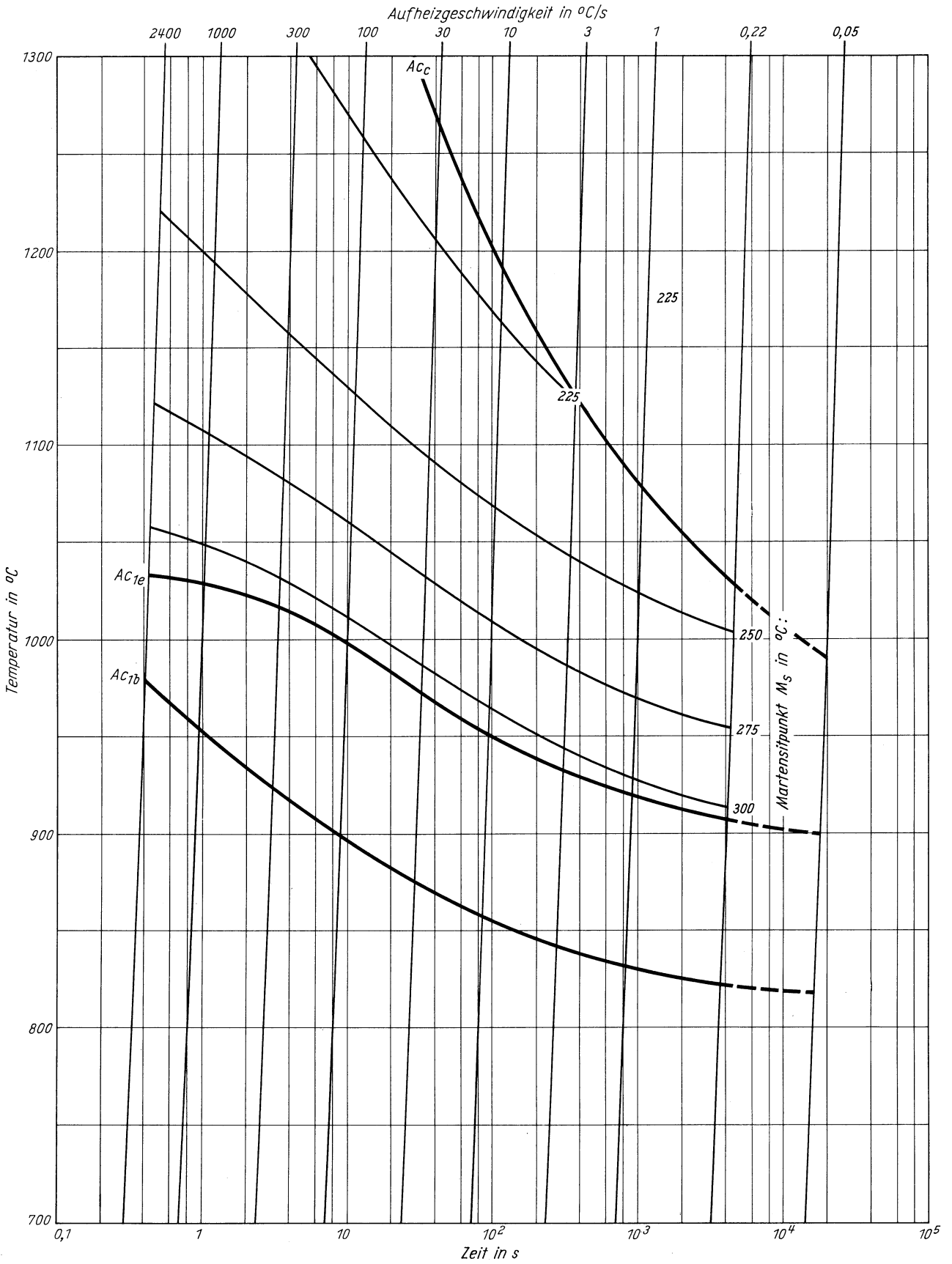
**Stahl X 20 Cr 13**  
(Schmelze 1)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(isothermisch)



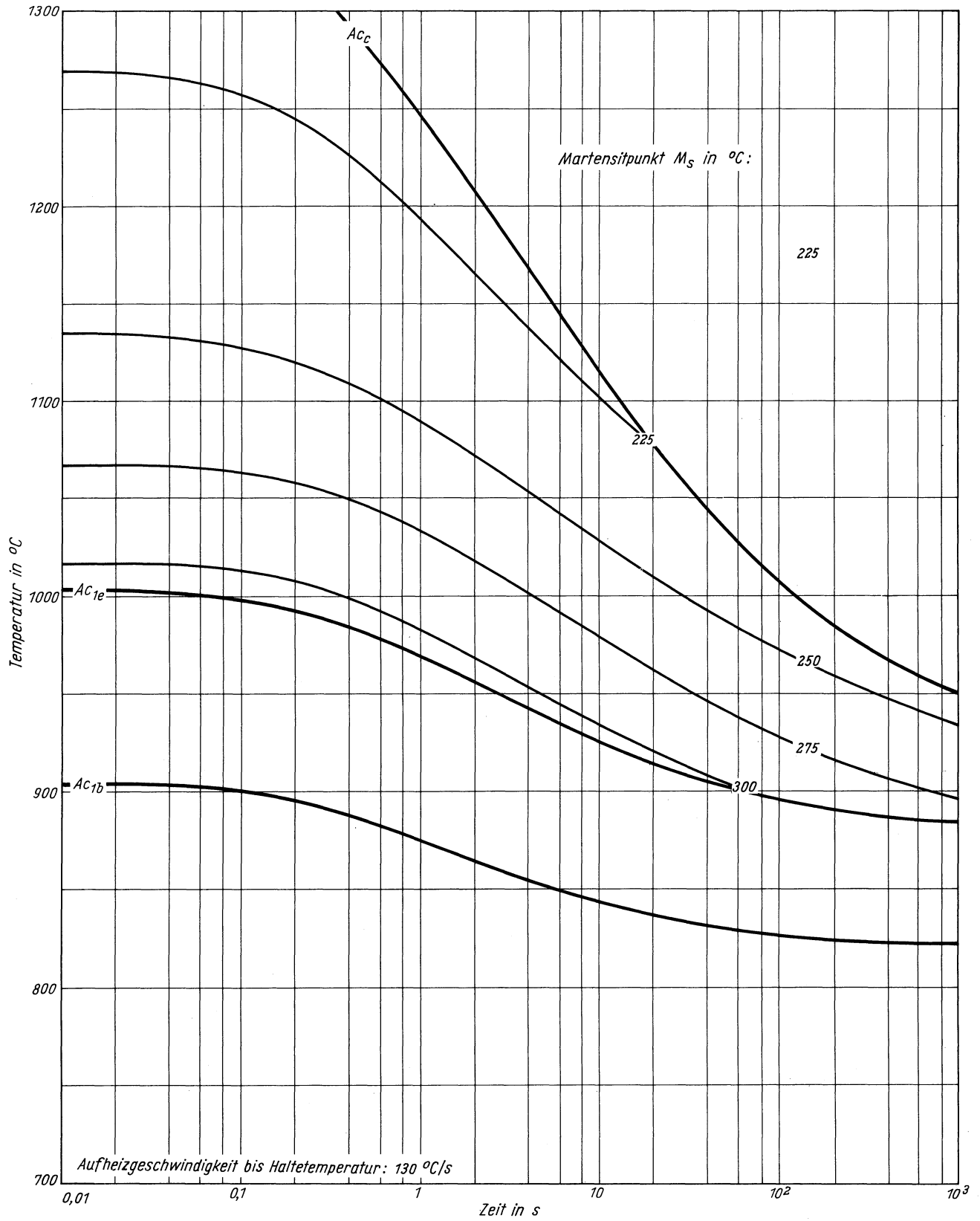
**Stahl X 20 Cr 13**  
**(Schmelze 1)**

ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
 (kontinuierlich)



**Stahl X 20 Cr 13**  
(Schmelze 1)

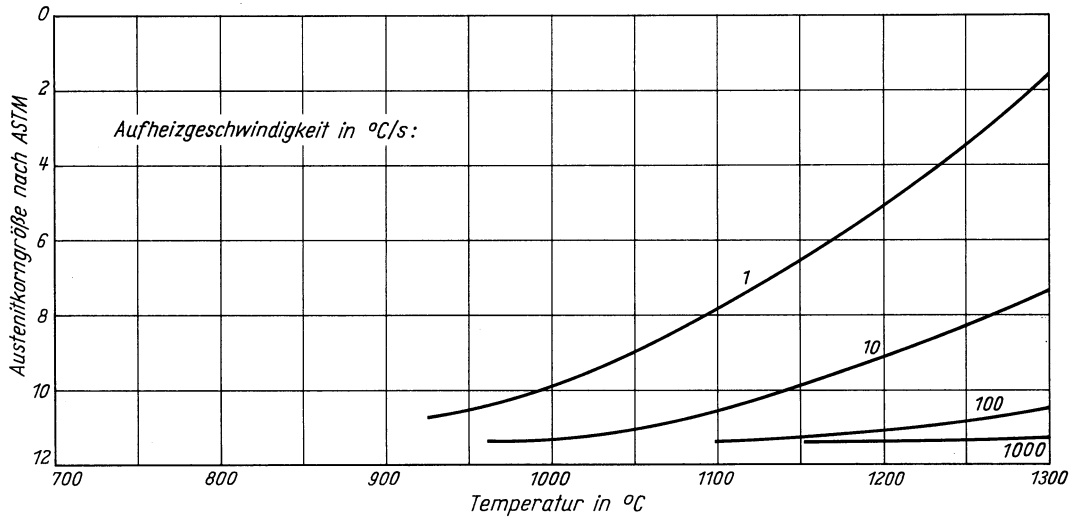
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
(isothermisch)



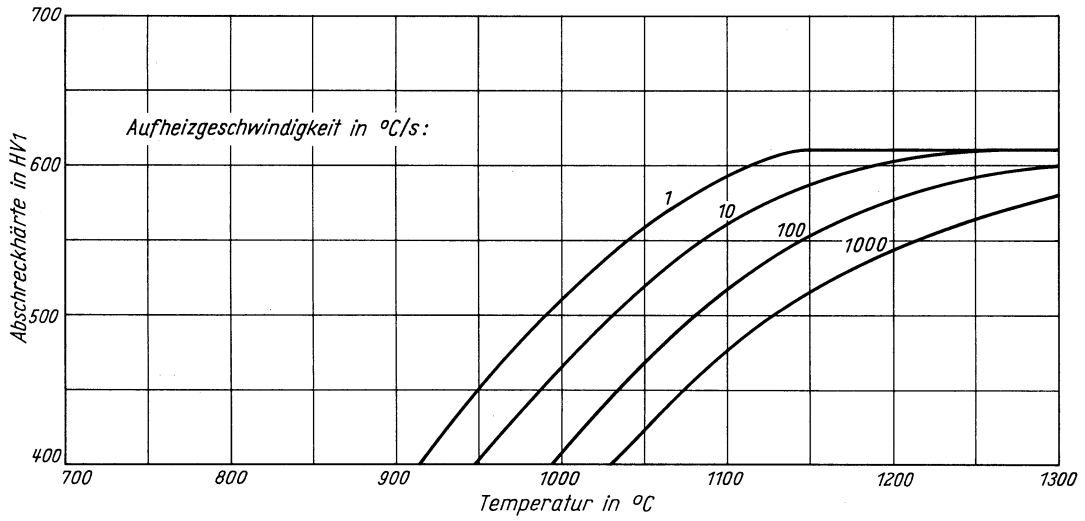
# Stahl X 20 Cr 13

(Schmelze 1)

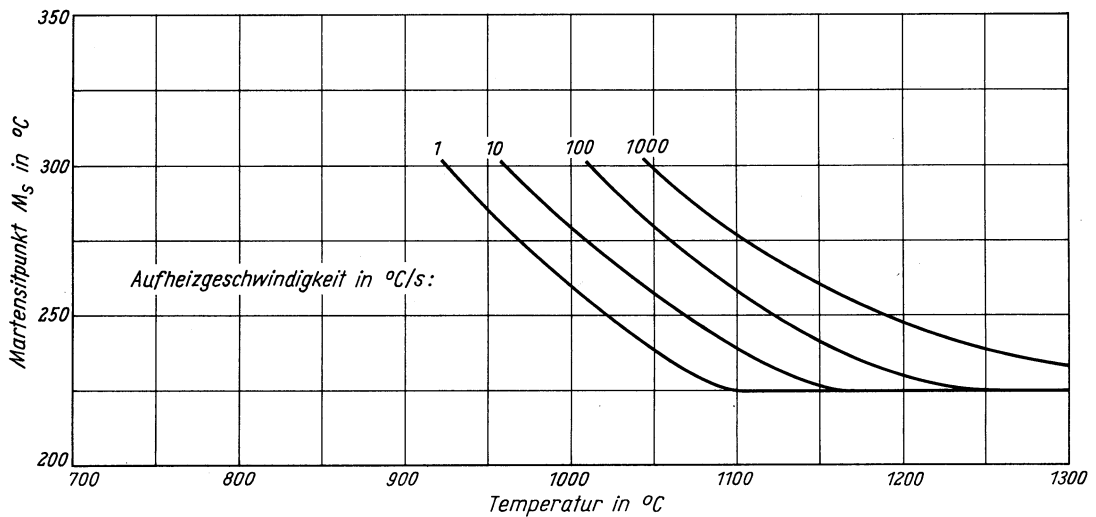
Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

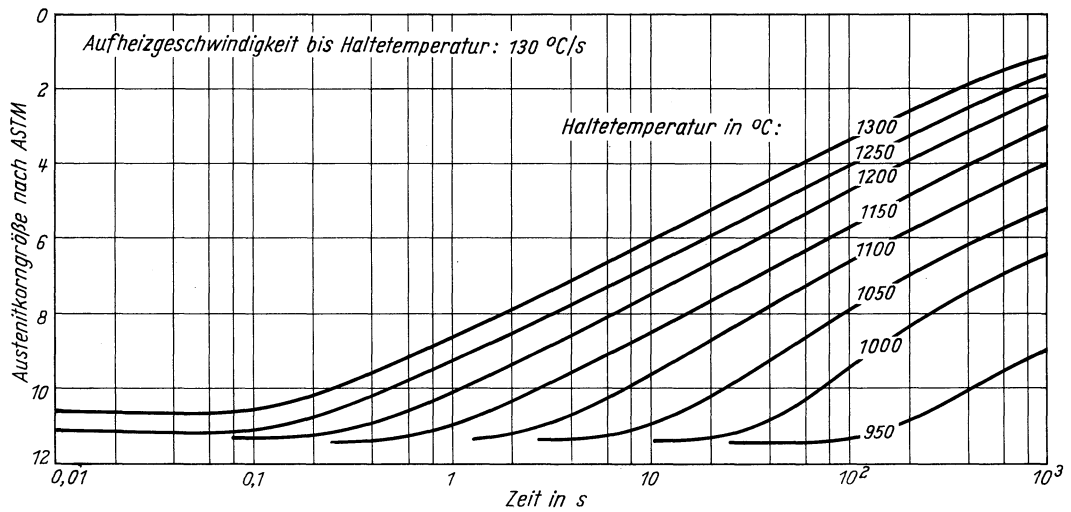


Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

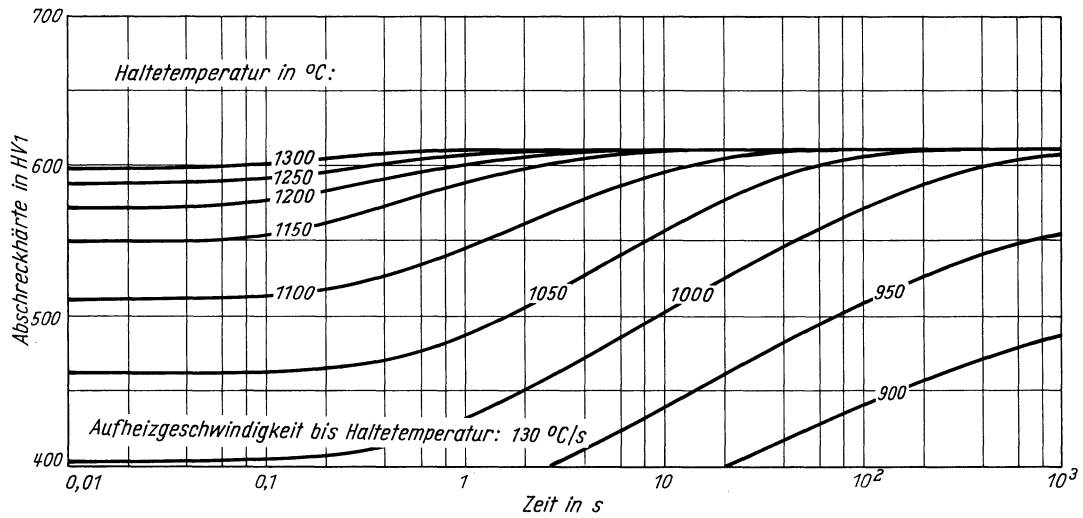


**Stahl X 20 Cr 13**  
(Schmelze 1)

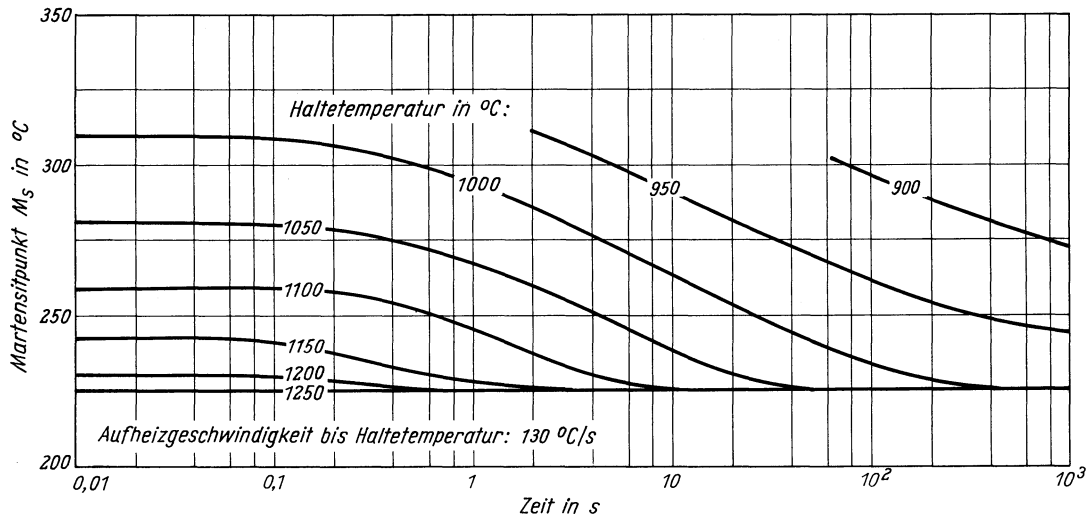
*Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Haltezeit*



*Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Haltezeit*



*Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Haltezeit*







# Stahl X 20 Cr 13

(Schmelze 2)

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Stoffnummer nach DIN 17 007: 1.4021

Nichtrostender Stahl nach DIN 17 440

Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu
Sollwerte mindestens	0,17					12,0	
höchstens	0,22	1,00	1,00	0,045	0,030	14,0	
untersuchte Schmelze 1	0,17	0,42	0,43	0,023	0,019	13,6	0,10
untersuchte Schmelze 2	0,19	0,34	0,49	0,020	0,017	11,9	0,08

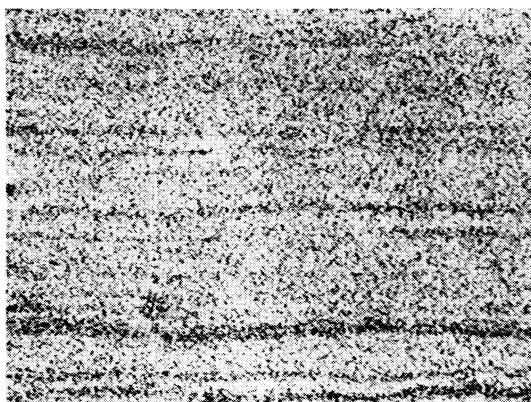
Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze 1	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 11 mm Dmr.
untersuchte Schmelze 2	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 25 mm Dmr.

Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17 440

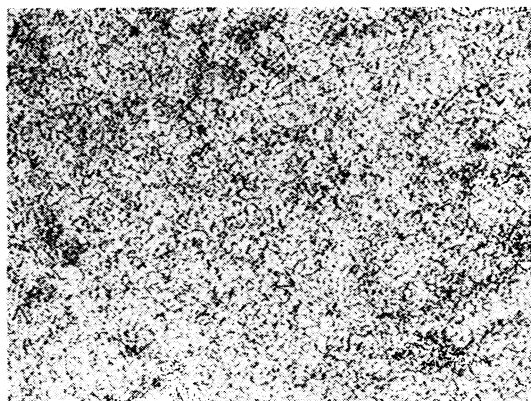
Glühen (Abkühlungsart)	Abschrecken (Abkühlungsart)	Anlassen
750–800 °C (Ofen)	980–1030 °C (Öl, Luft)	700–750 °C/650–700 °C

Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1

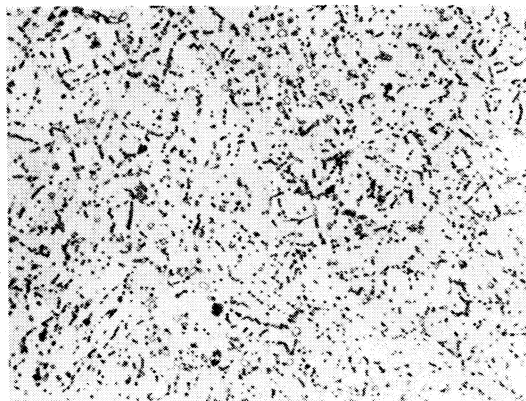


Querschliff

200:1

Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	6
Karbide	3 u. 4
Austenitkorngrenzen	7

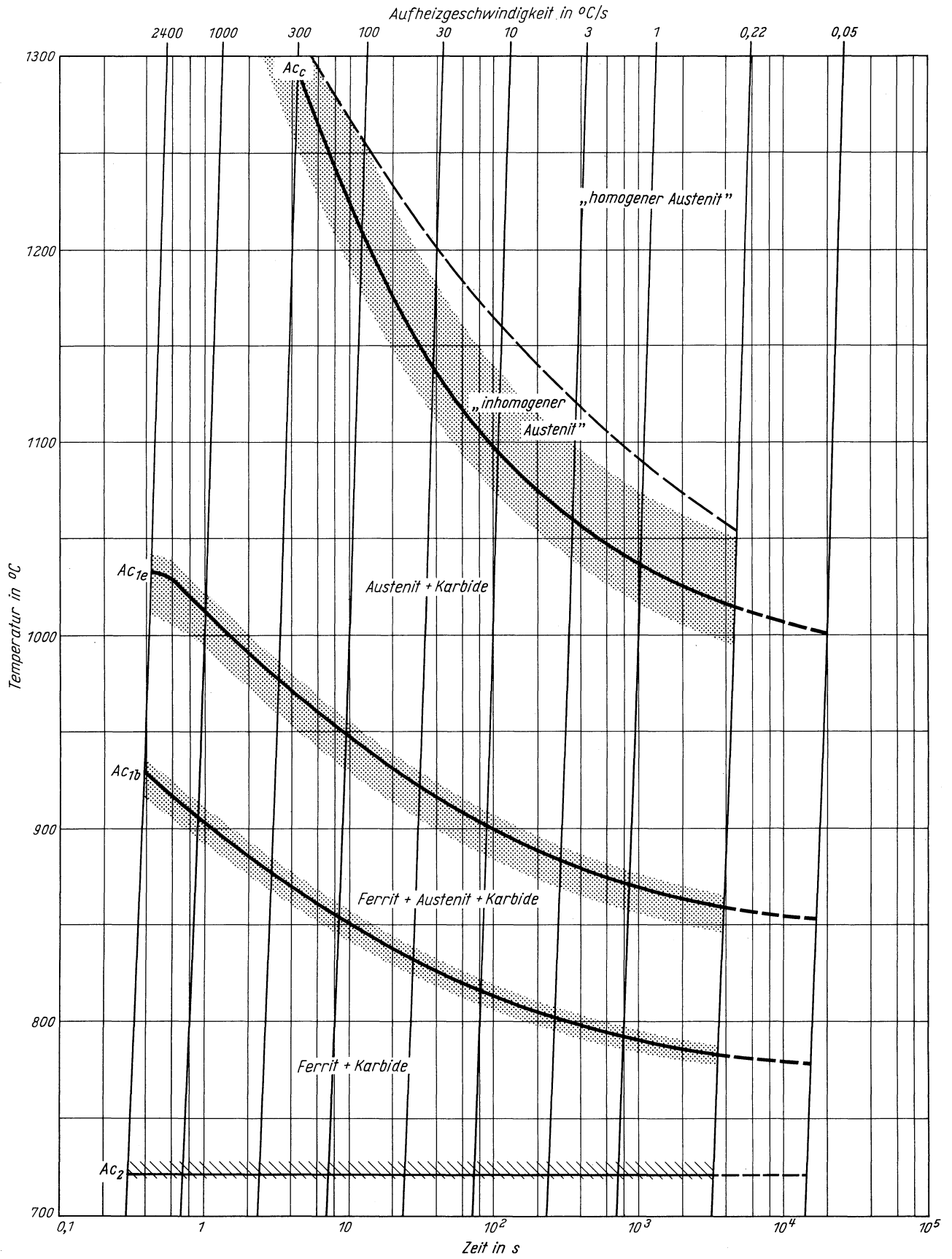


Querschliff

1000:1

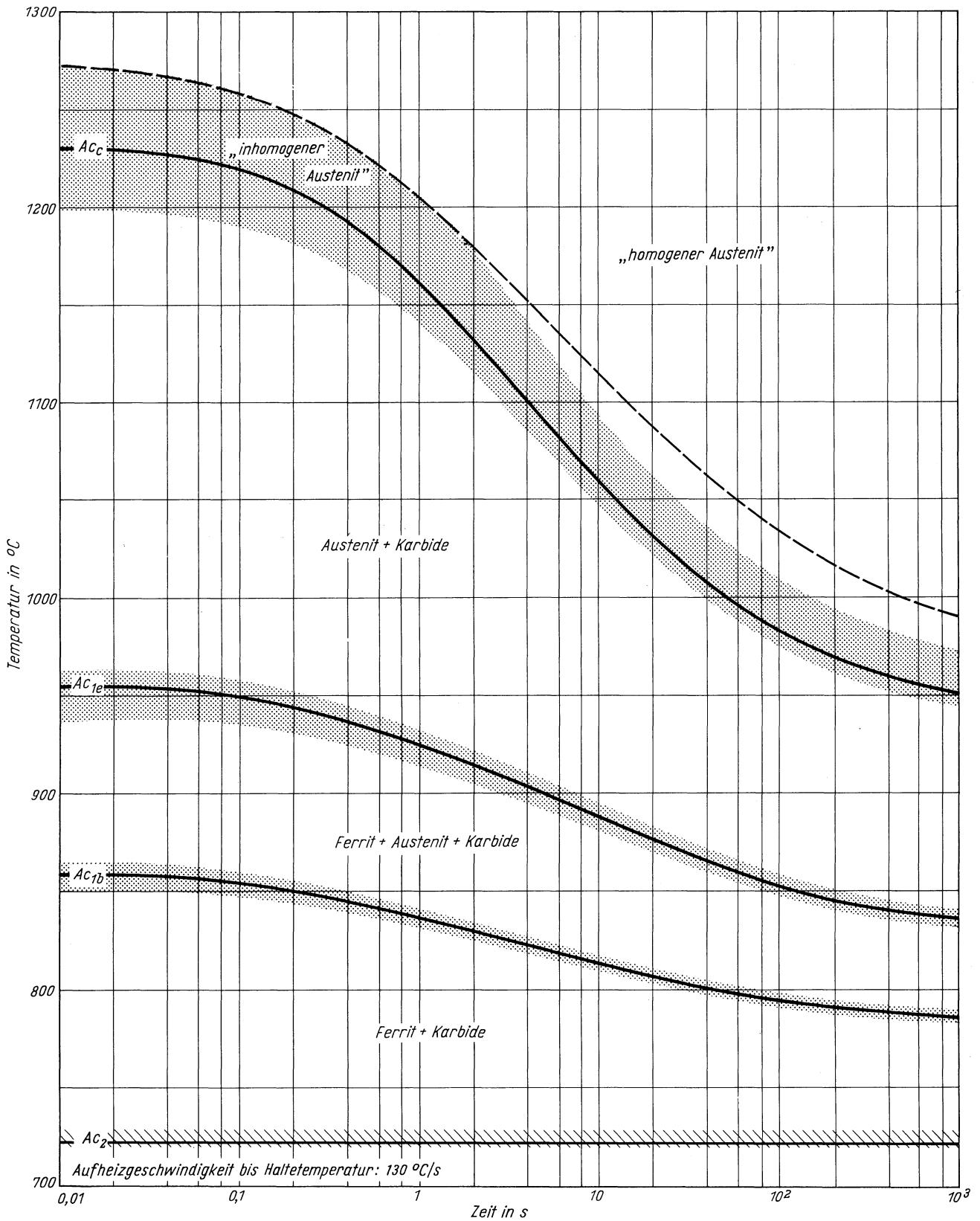
**Stahl X 20 Cr 13**  
 (Schmelze 2)

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
 (kontinuierlich)



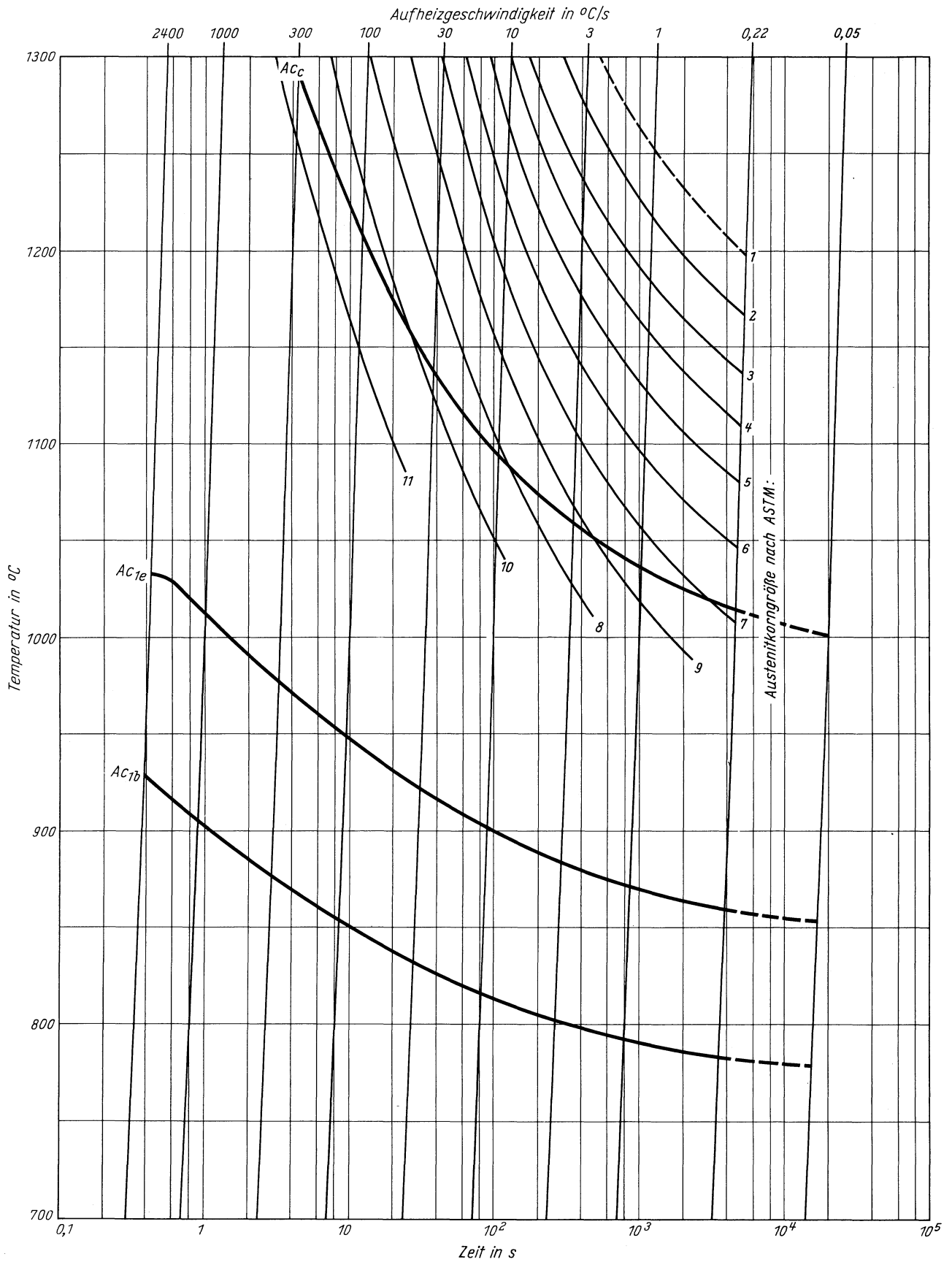
**Stahl X 20 Cr 13**  
(Schmelze 2)

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(isothermisch)



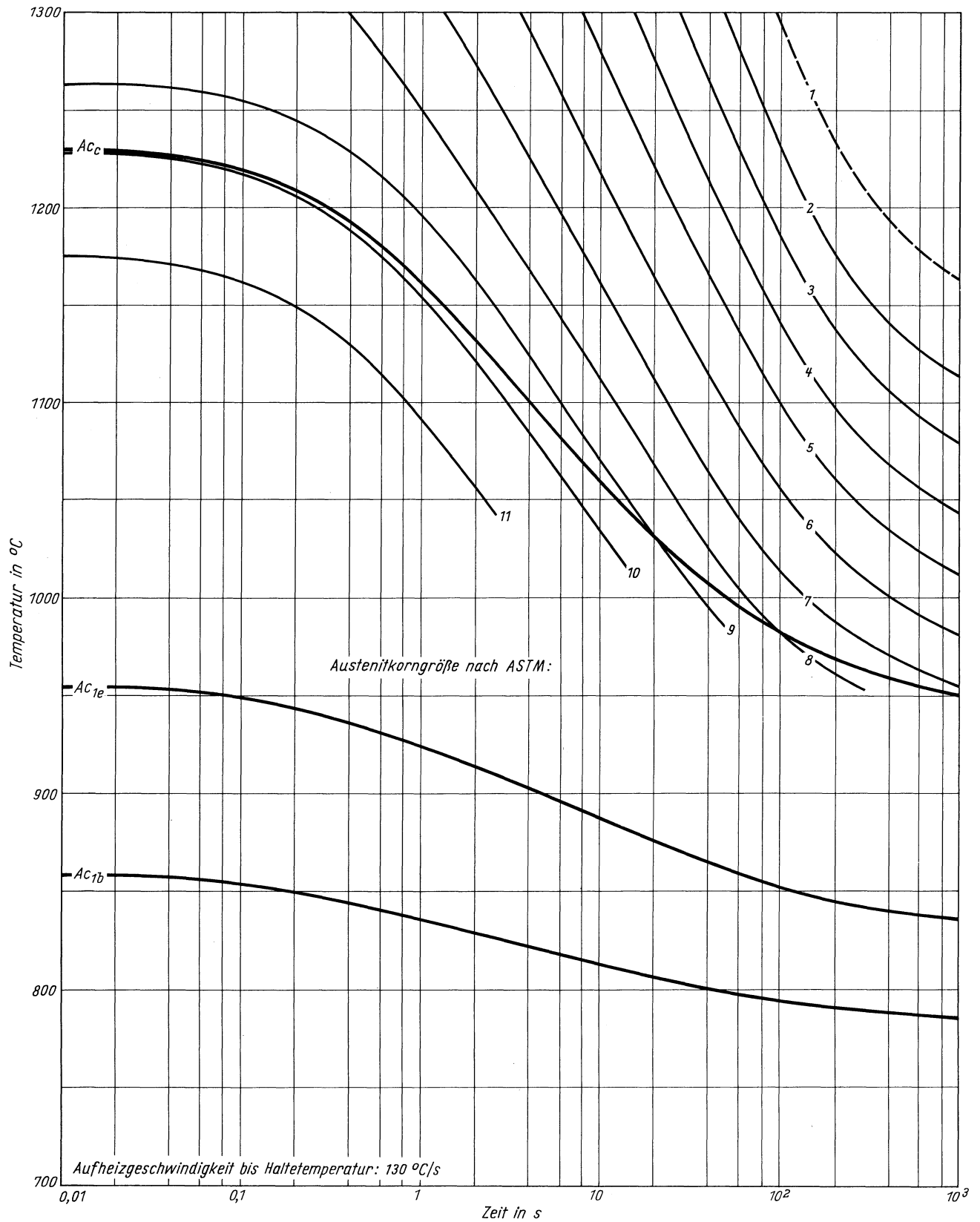
**Stahl X 20 Cr 13**  
(Schmelze 2)

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(Kontinuierlich)



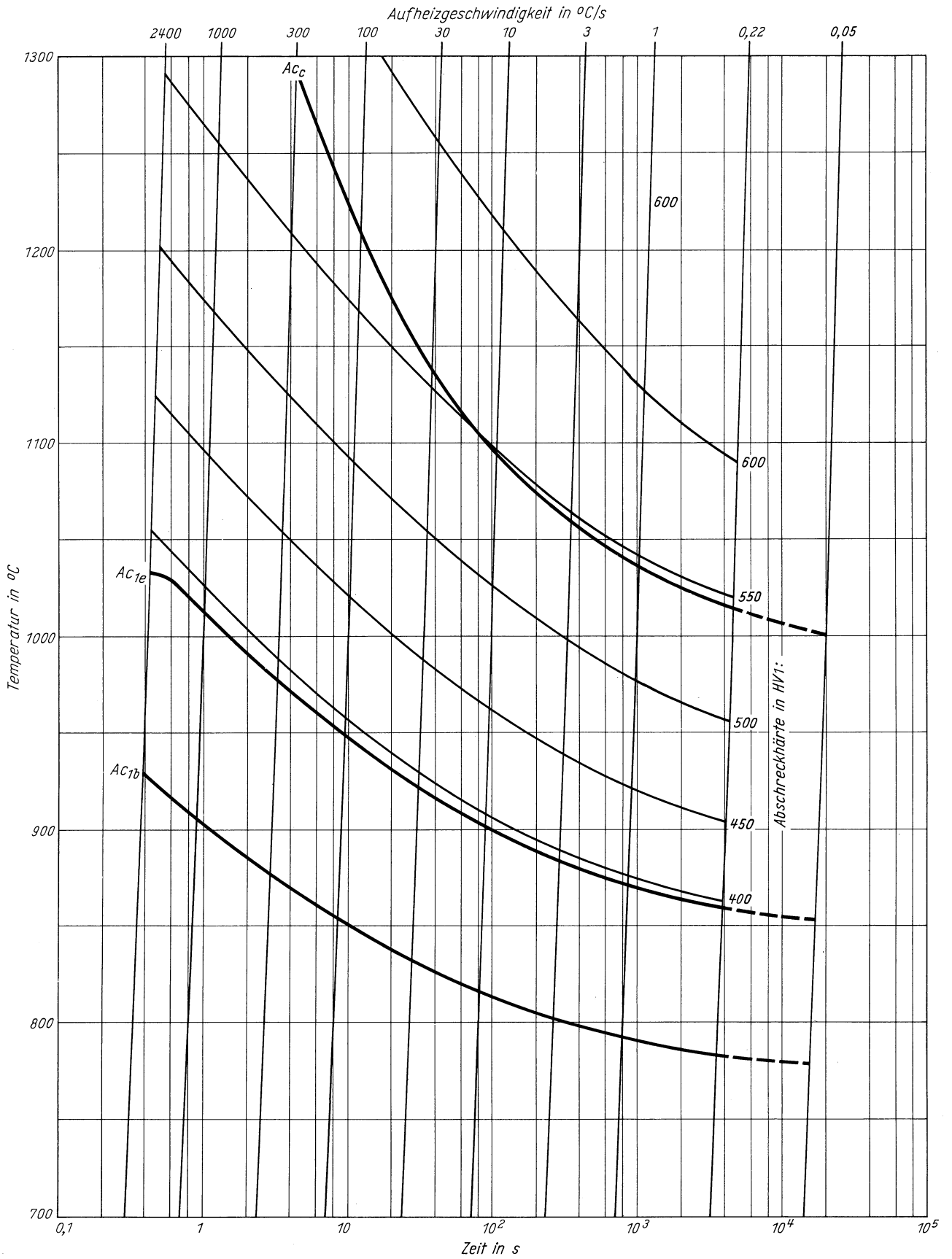
**Stahl X 20 Cr 13**  
**(Schmelze 2)**

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
 (isothermisch)



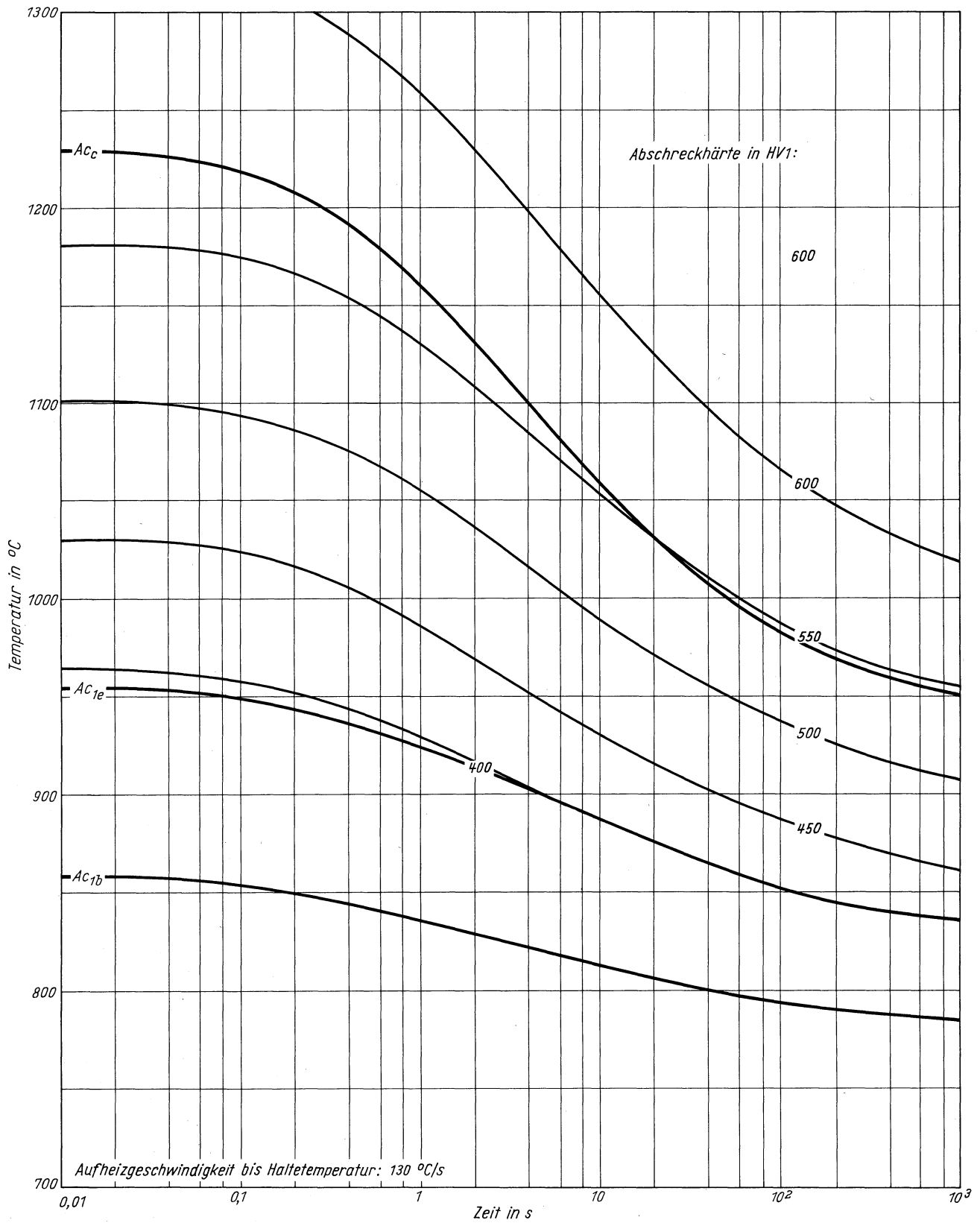
**Stahl X 20 Cr 13**  
 (Schmelze 2)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
 (kontinuierlich)



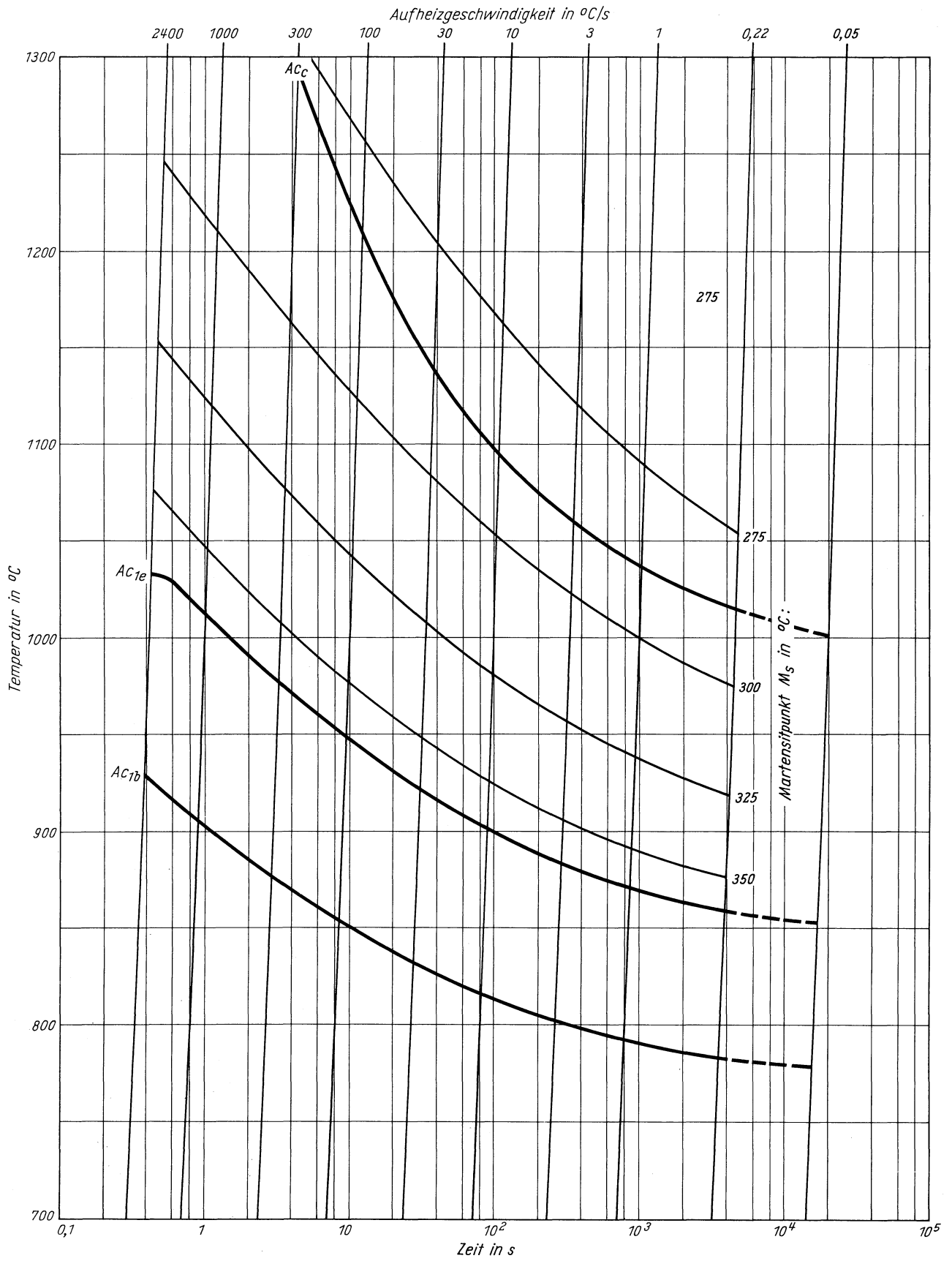
**Stahl X 20 Cr 13**  
(Schmelze 2)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(isothermisch)



**Stahl X 20 Cr 13**  
 (Schmelze 2)

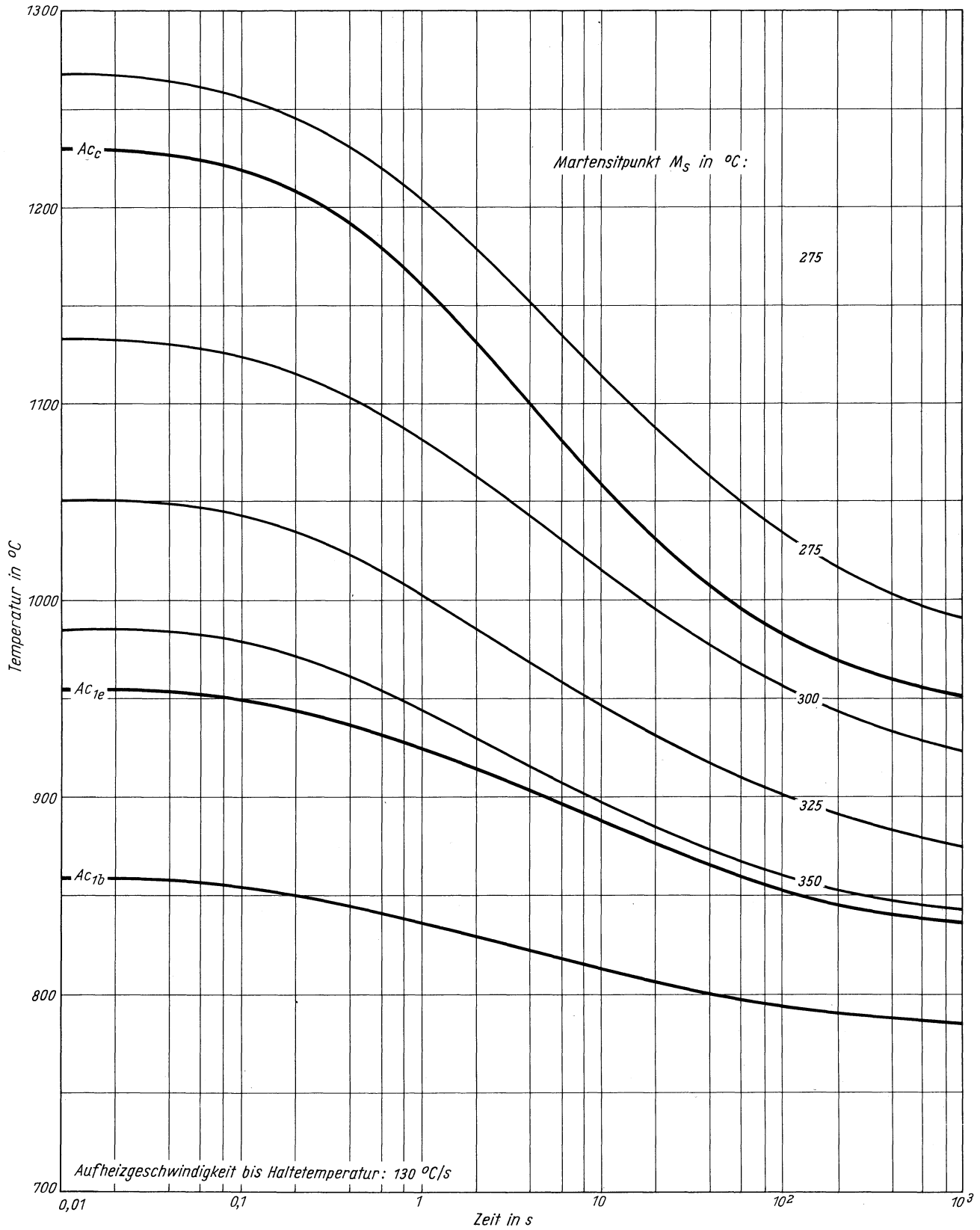
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
 (kontinuierlich)





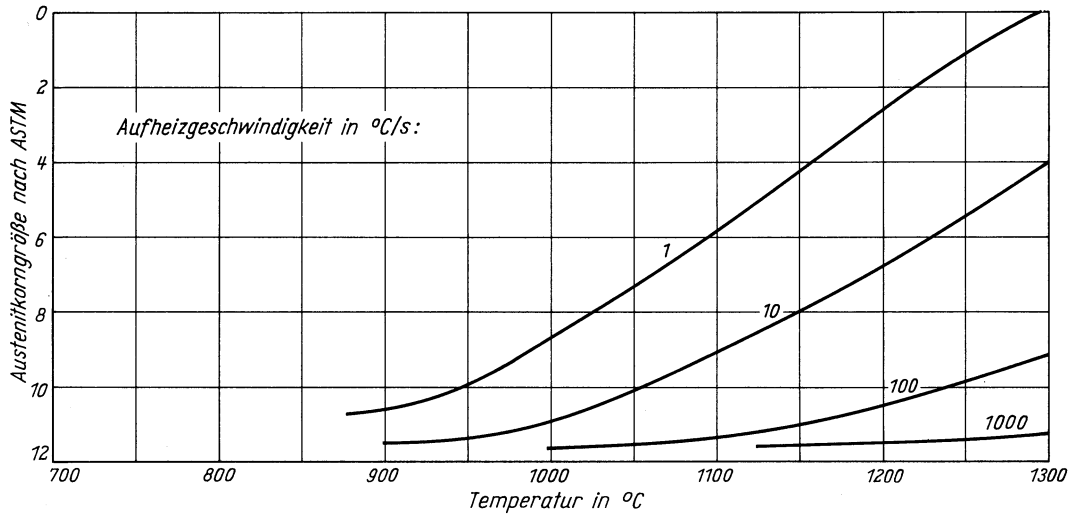
**Stahl X 20 Cr 13**  
 (Schmelze 2)

ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
 (isothermisch)

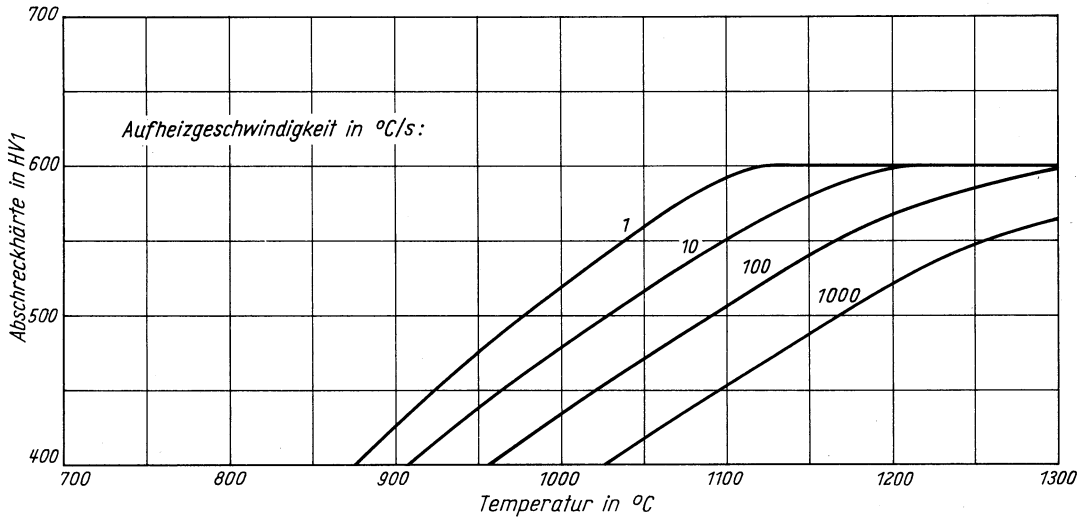


**Stahl X 20 Cr 13**  
(Schmelze 2)

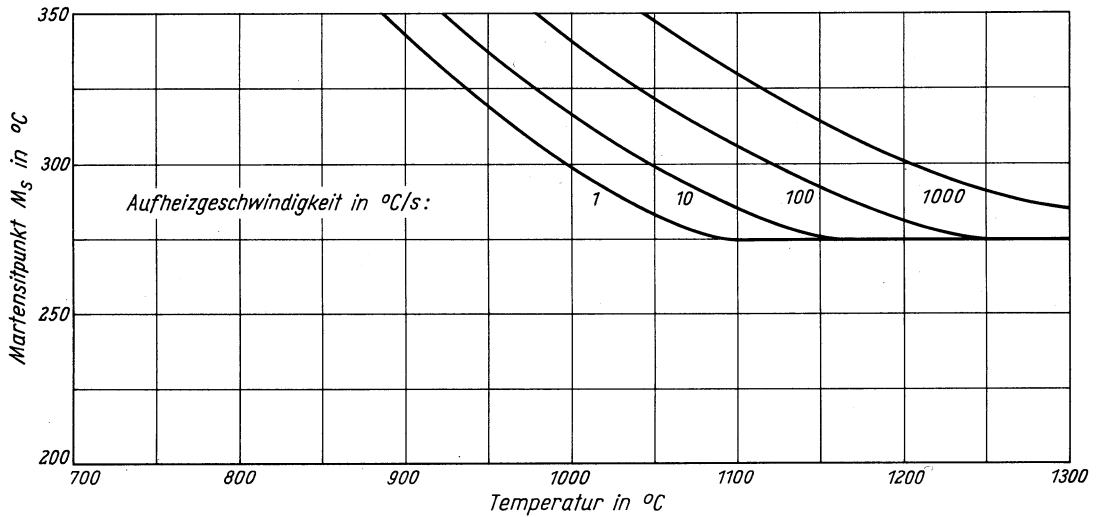
*Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*



*Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*

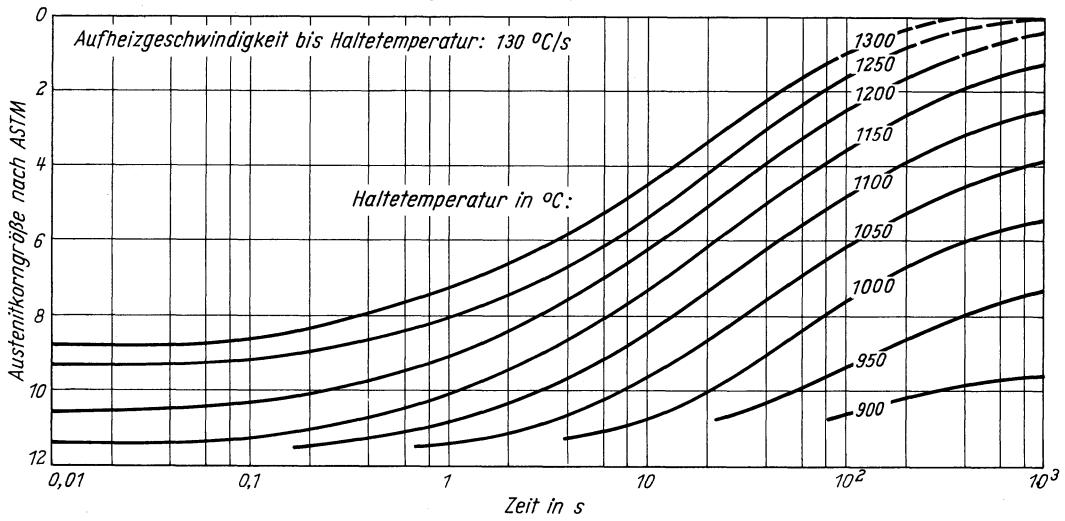


*Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*

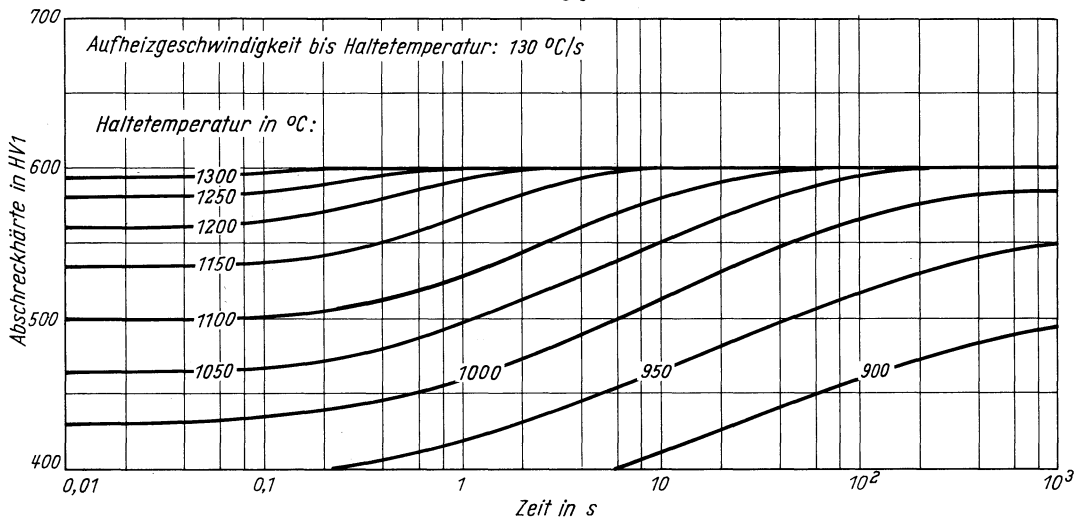


**Stahl X 20 Cr 13**  
(Schmelze 2)

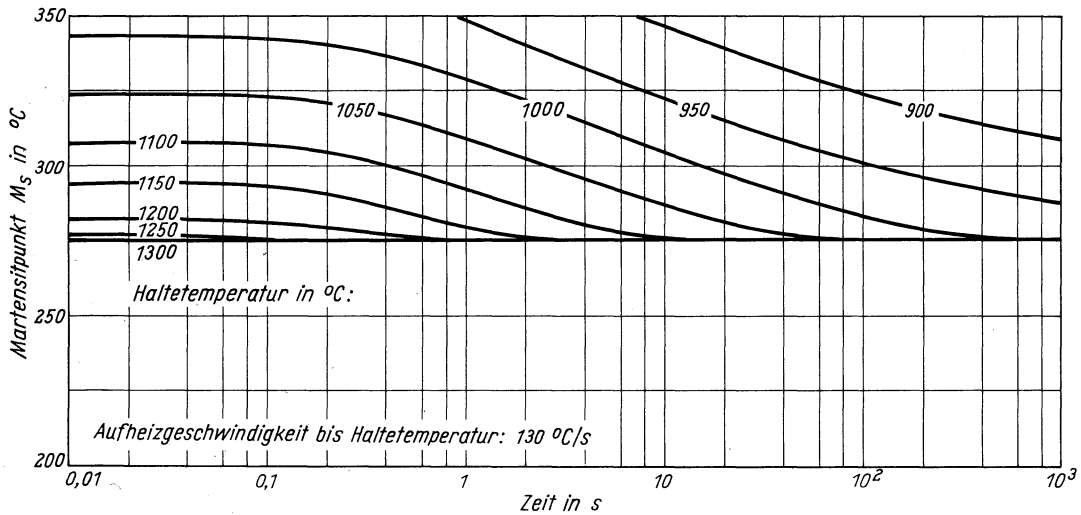
Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Haltezeit



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Haltezeit



Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Haltezeit





# Stahl X 22 CrNi 17

(Schmelze 1)

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.4057

Nichtrostender Stahl nach DIN 17440

Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ni
Sollwerte mindestens	0,15						16,00		1,50
höchstens	0,23	1,00	1,00	0,045	0,030		18,00		2,50
untersuchte Schmelze 1	0,22	0,42	0,34	0,021	0,010	0,005	16,60	n. b.	1,64
untersuchte Schmelze 2	0,26	0,41	0,29	0,030	0,010	n. b.	16,56	0,03	1,64

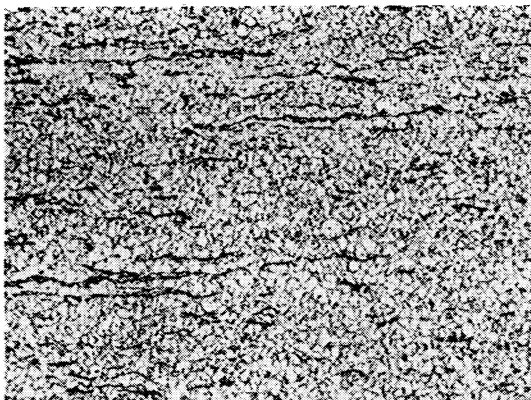
Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze 1	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 16 mm Dmr.
untersuchte Schmelze 2	bas. Elektro-Ofen	blank gezogen auf 8 mm Dmr.

Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17440

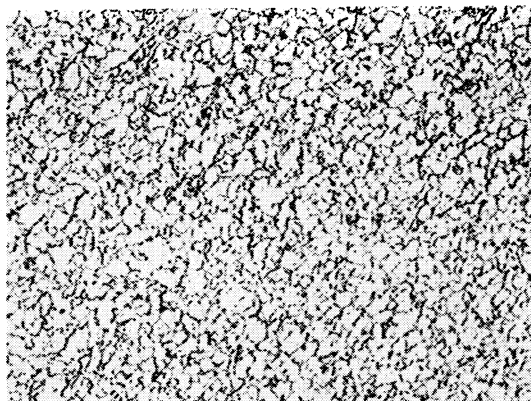
Abschrecken (Abkühlungsart)	Anlassen
1000–1050 °C (Öl)	630–720 °C

Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1

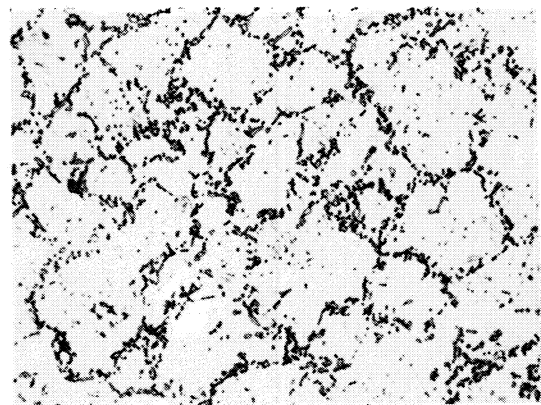


Querschliff

200:1

Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	6
Karbide	3 u. 4
Austenitkorn Grenzen	7

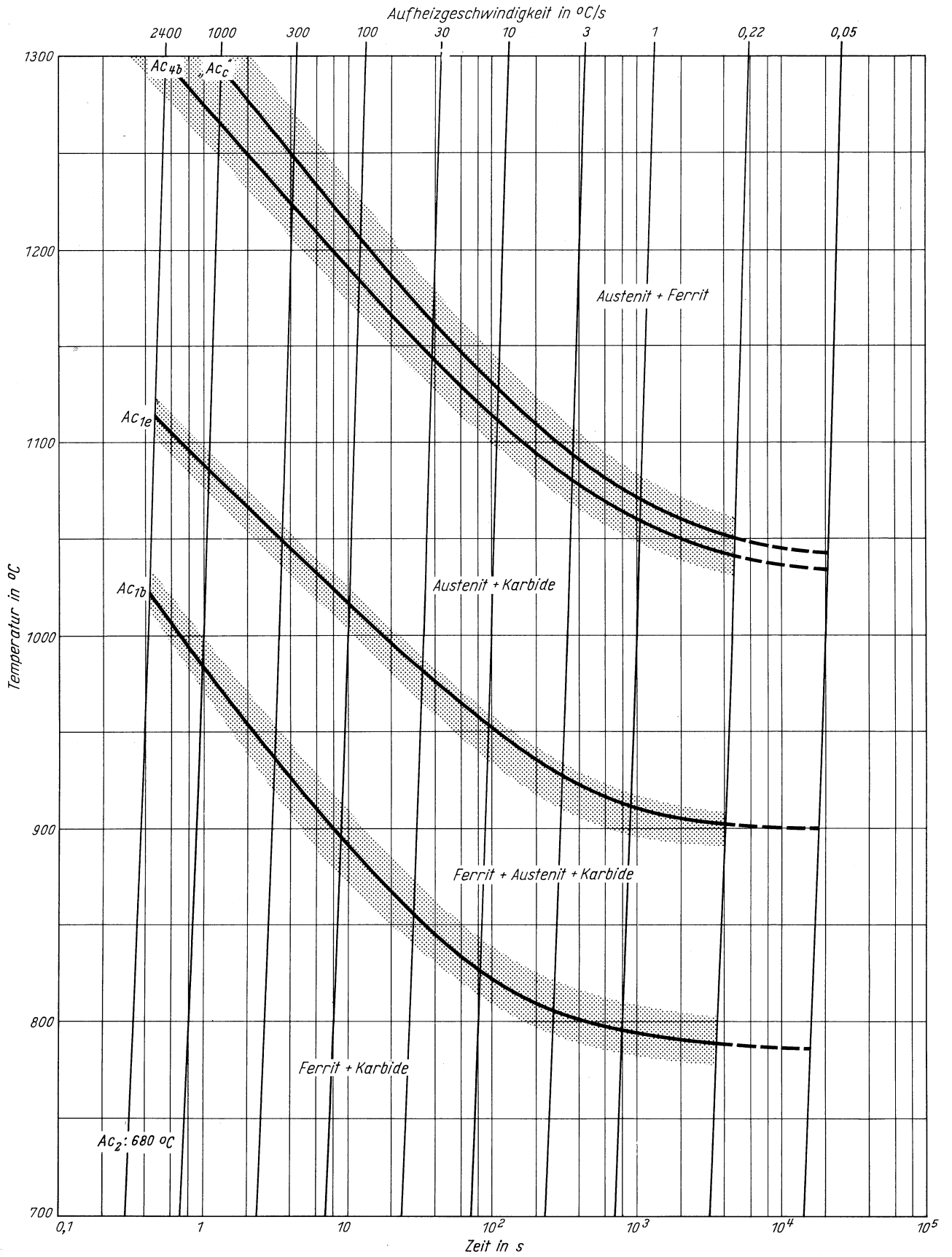


Querschliff

1000:1

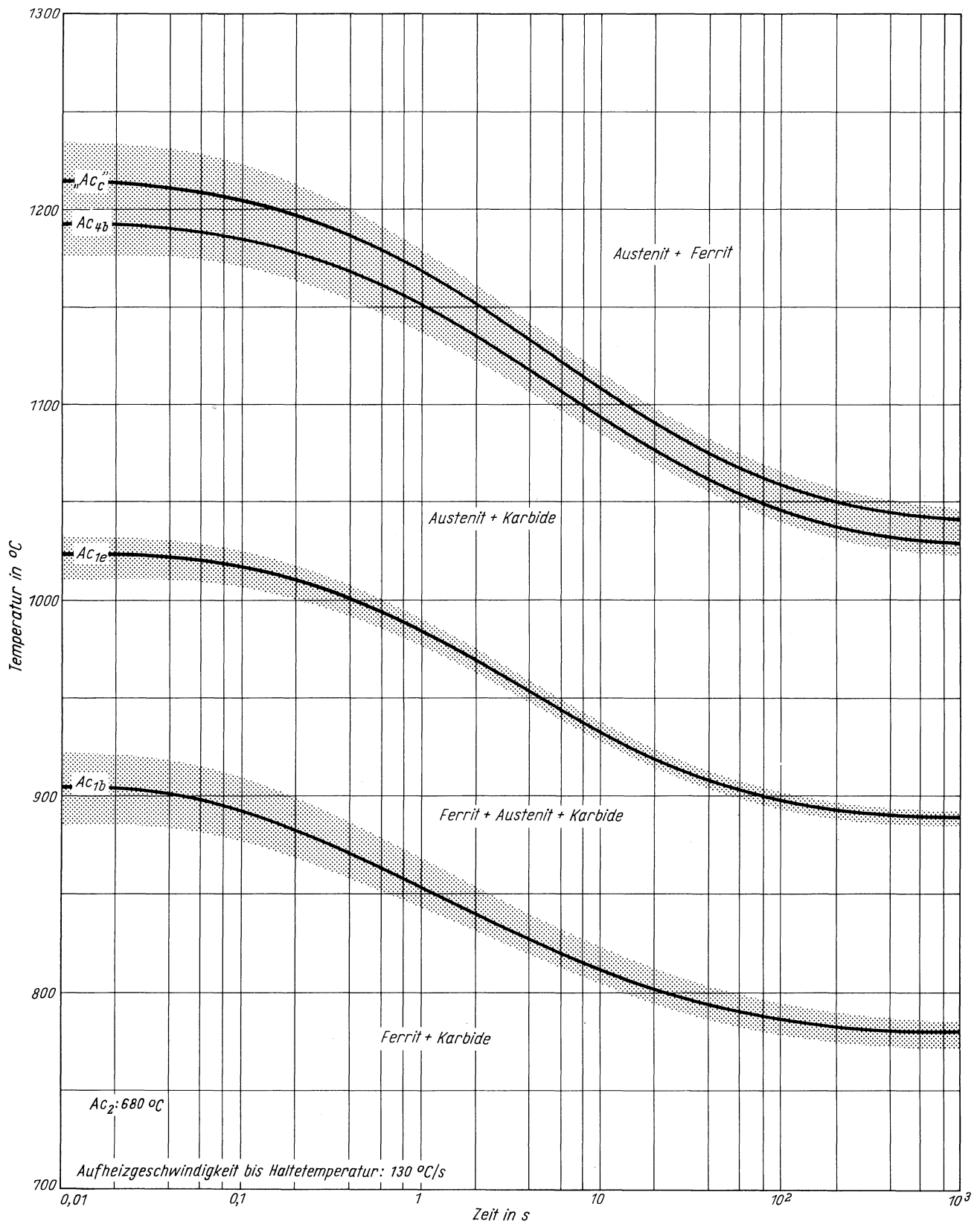
**Stahl X 22 CrNi 17**  
 (Schmelze 1)

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
 (kontinuierlich)



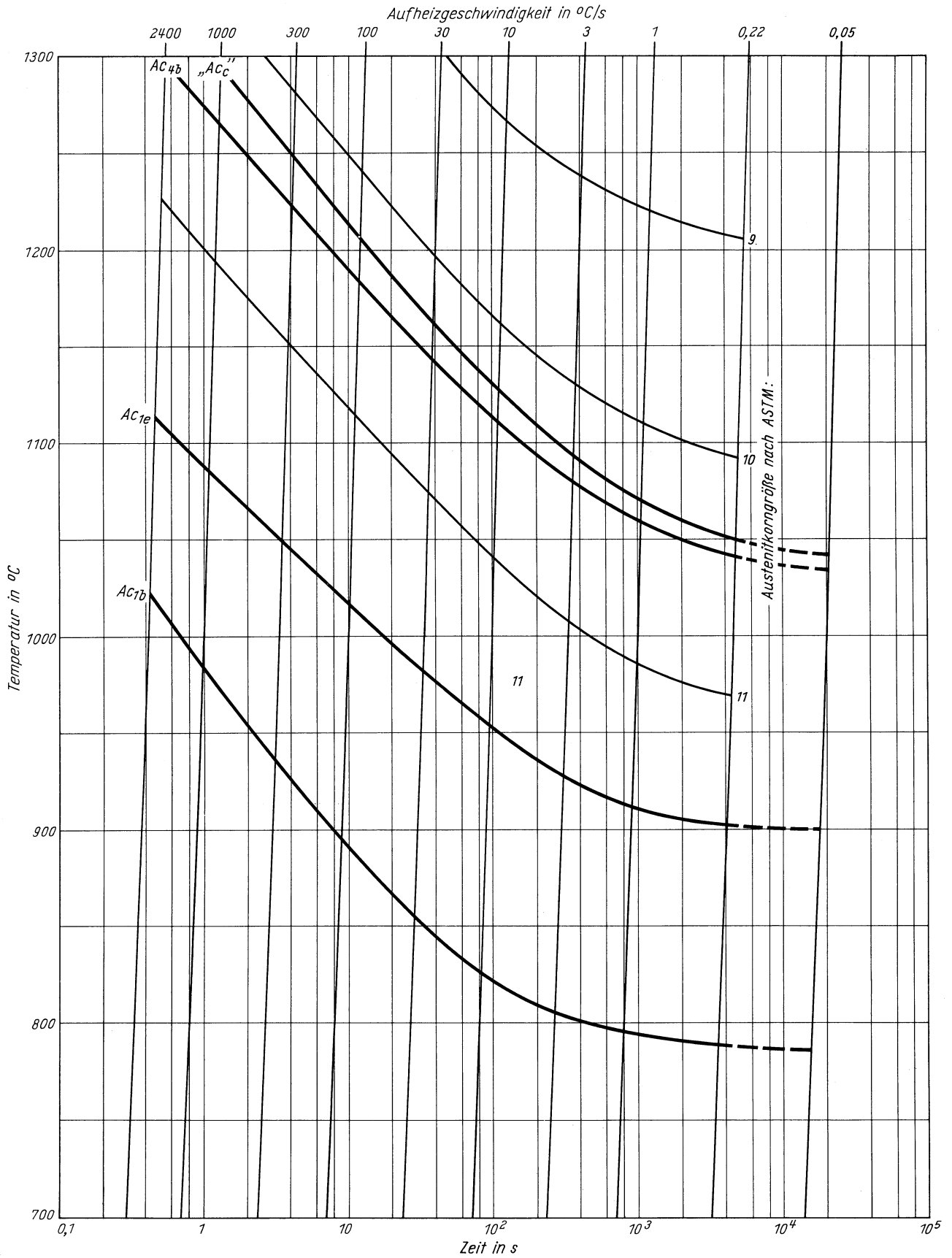
**Stahl X 22 CrNi 17**  
**(Schmelze 1)**

*Zeit - Temperatur - Austenitierung - Schaubild  
 (isothermisch)*



**Stahl X 22 CrNi 17**  
 (Schmelze 1)

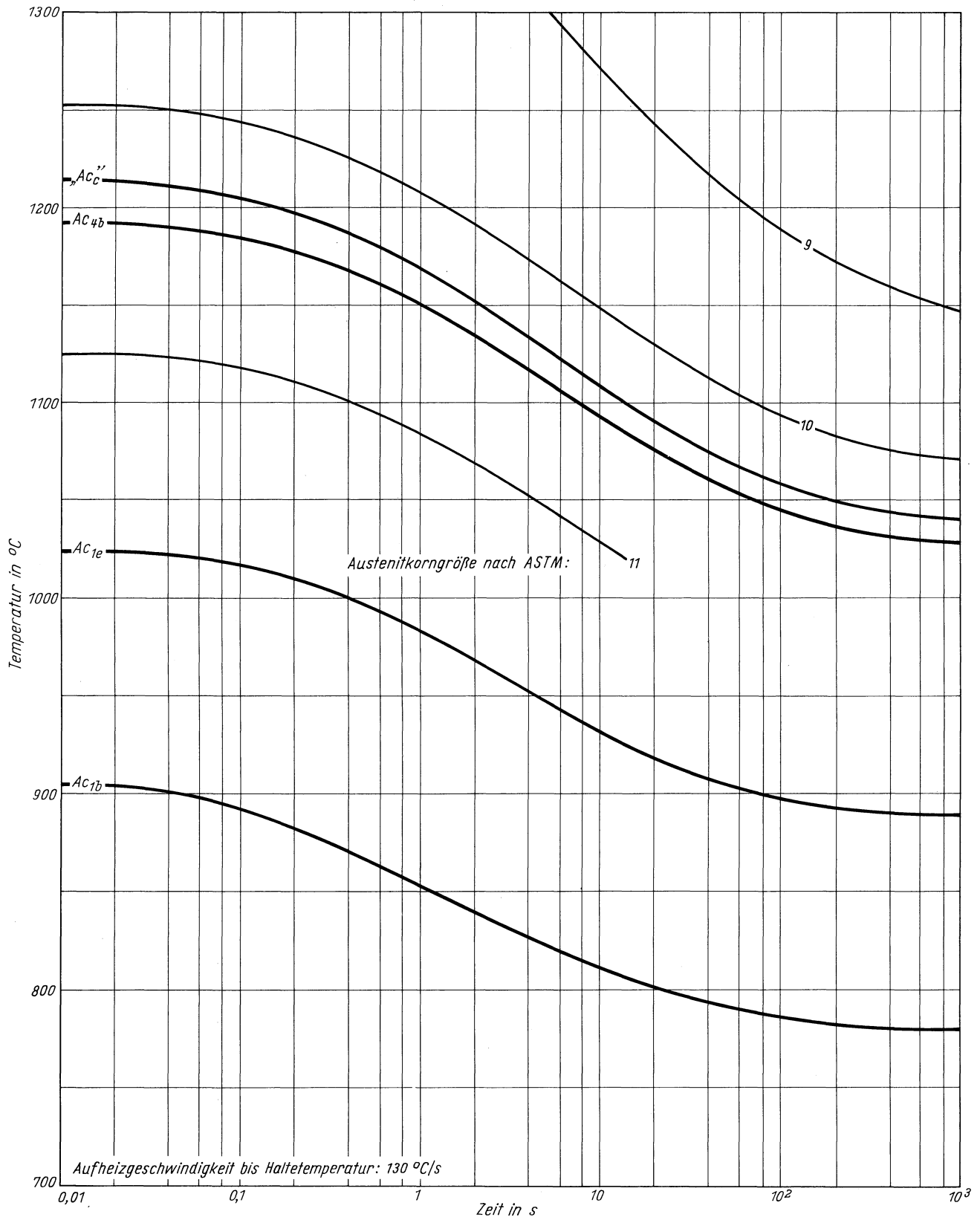
ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
 (kontinuierlich)





**Stahl X 22 CrNi 17**  
 (Schmelze 1)

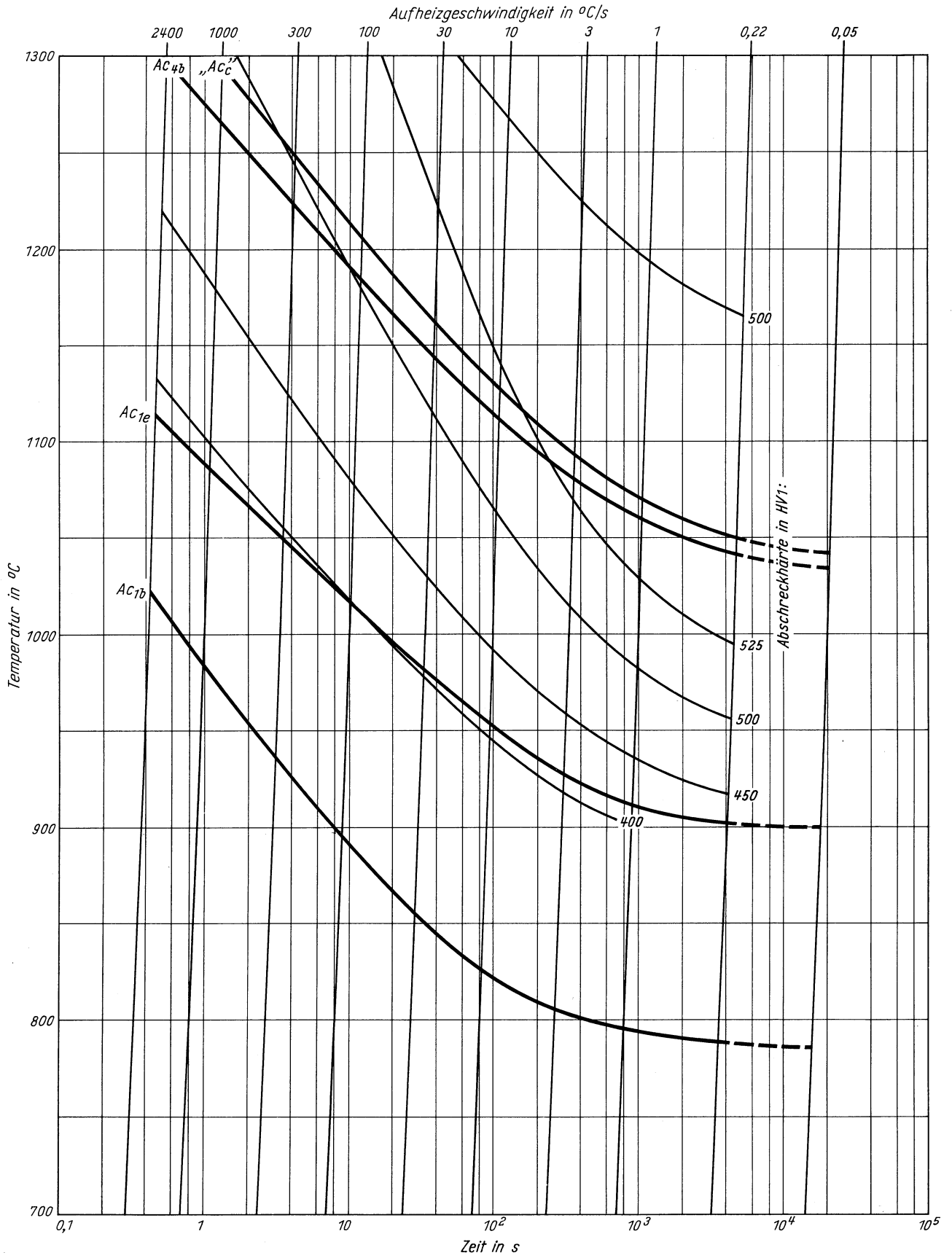
ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
 (isothermisch)



# Stahl X 22 CrNi 17

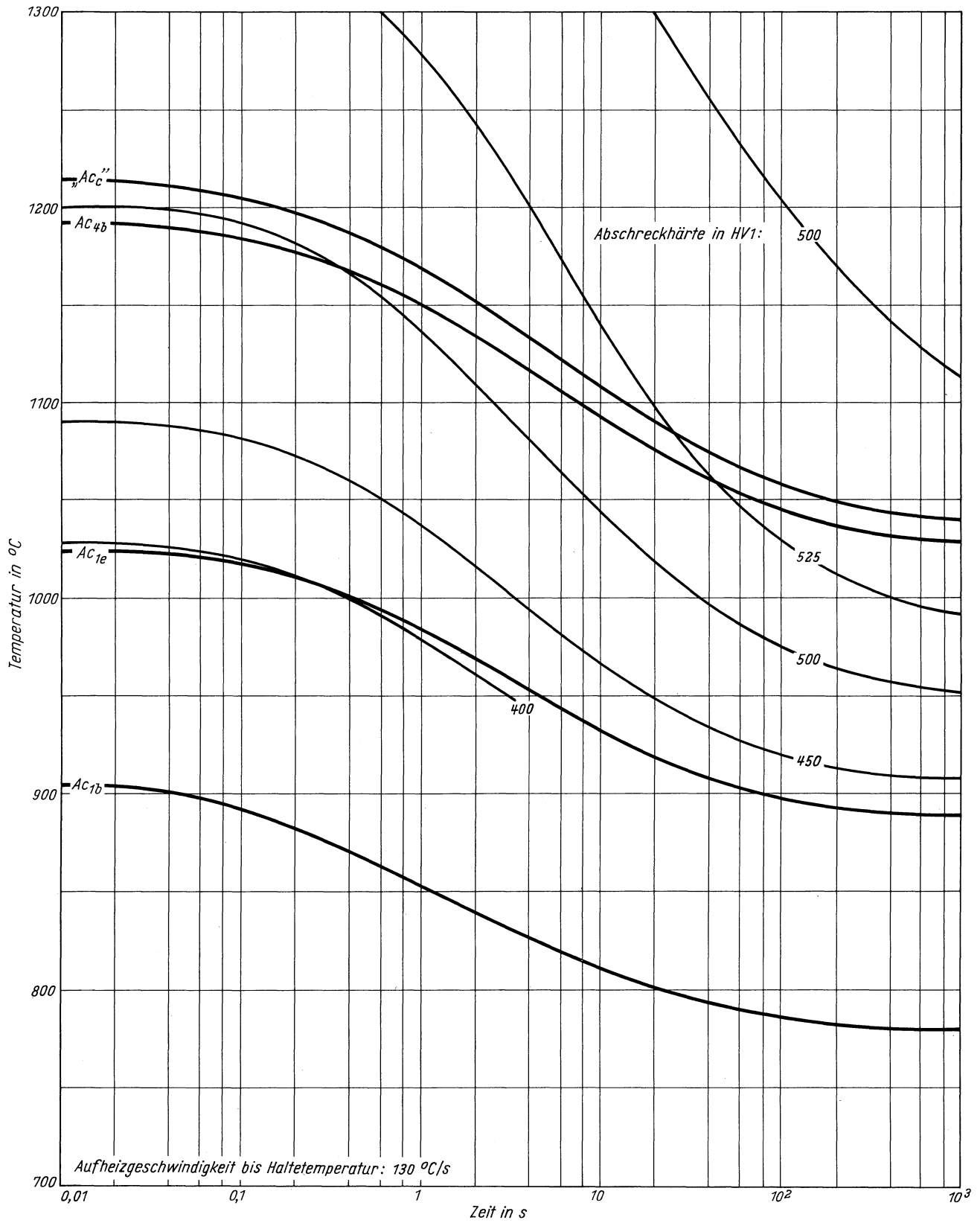
(Schmelze 1)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)



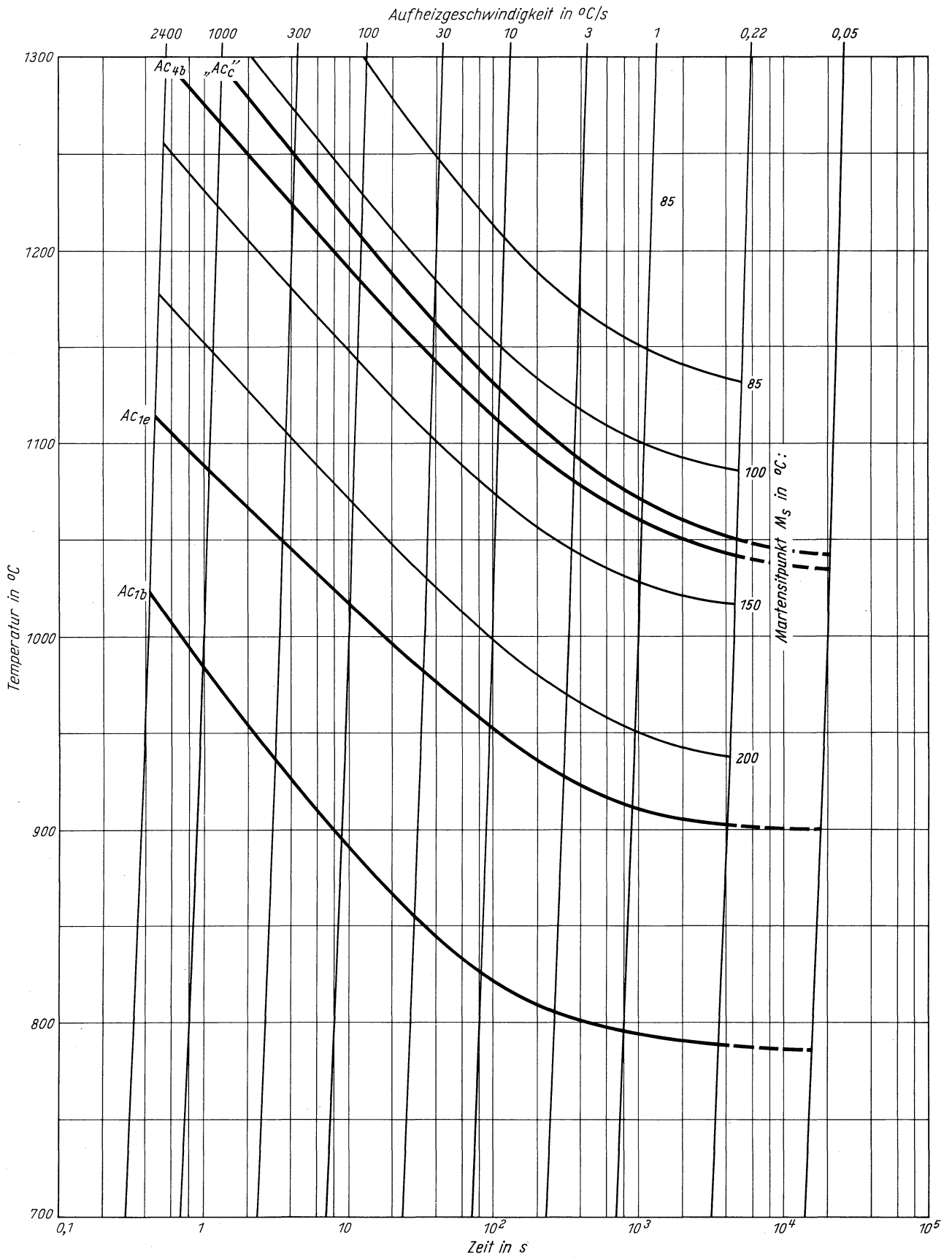
**Stahl X 22 CrNi 17**  
(Schmelze 1)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(isothermisch)



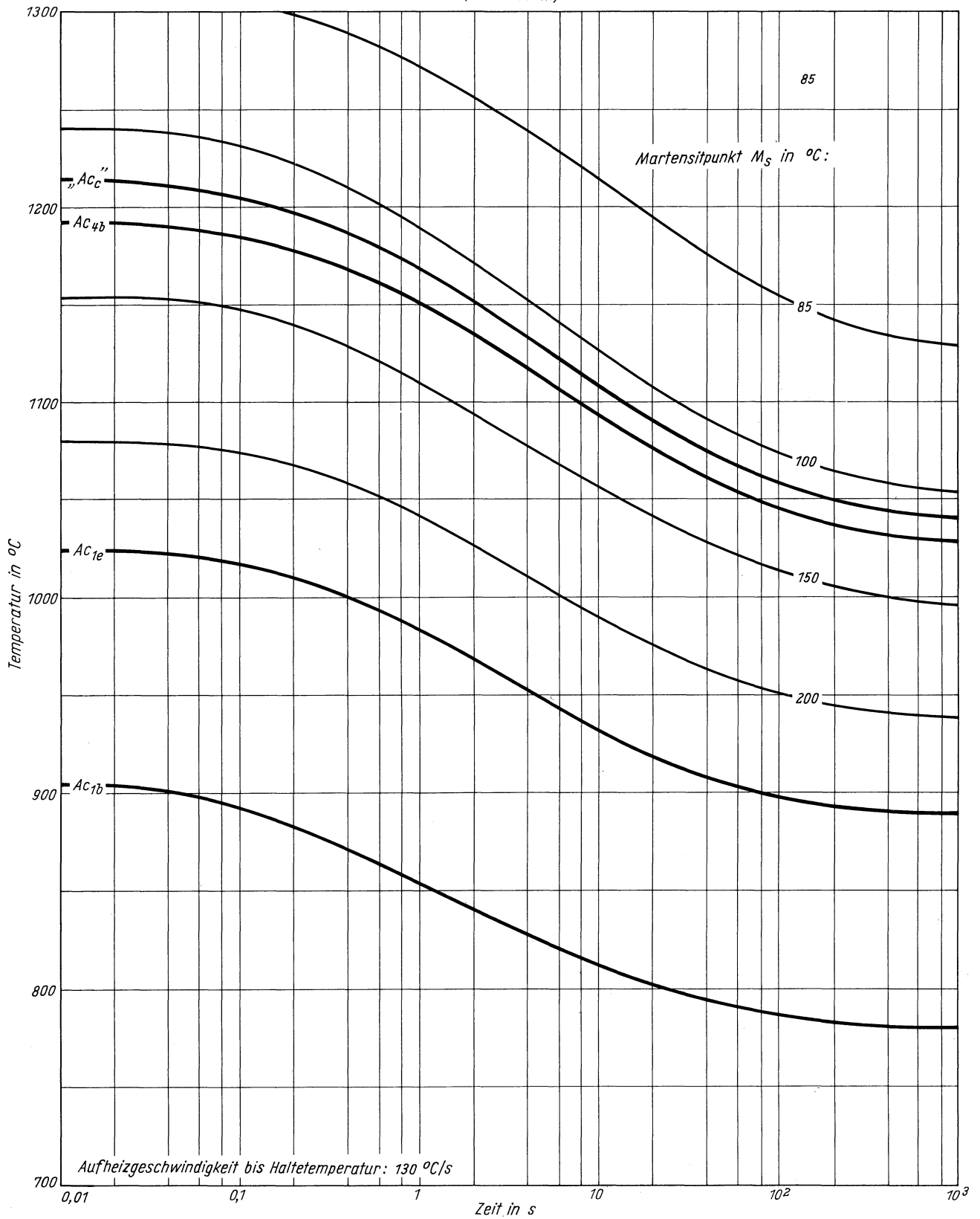
**Stahl X 22 CrNi 17**  
 (Schmelze 1)

ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
 (kontinuierlich)



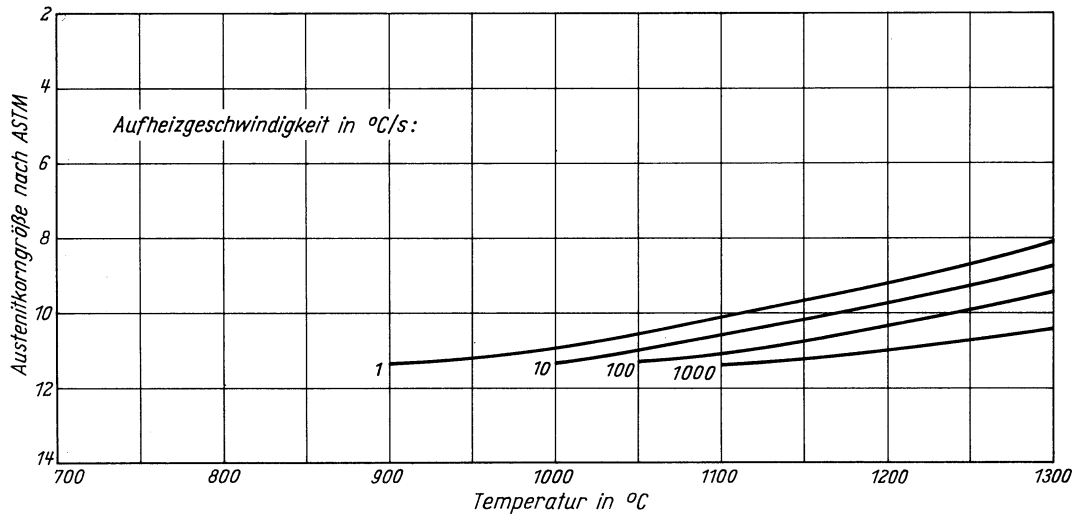
**Stahl X 22 CrNi 17**  
(Schmelze 1)

ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
(isothermisch)

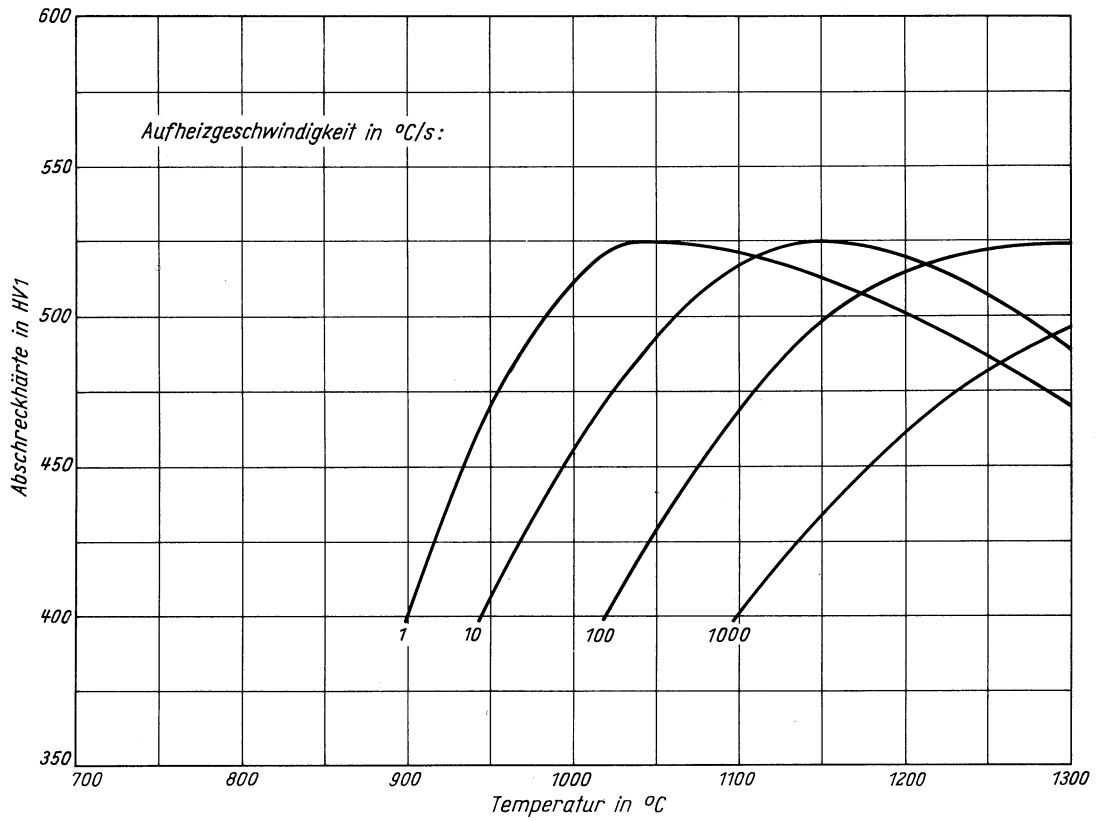


**Stahl X 22 CrNi 17**  
(Schmelze 1)

*Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*

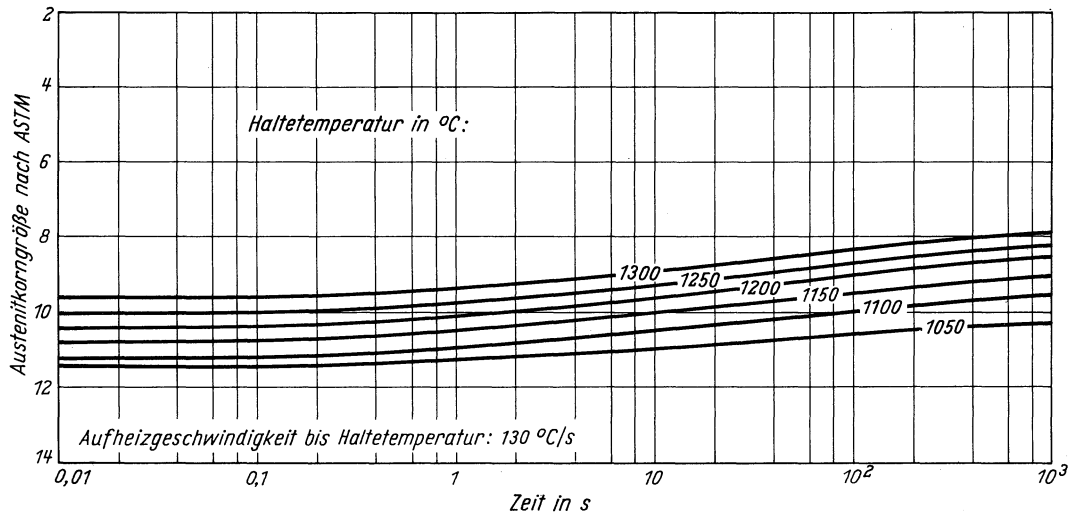


*Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*

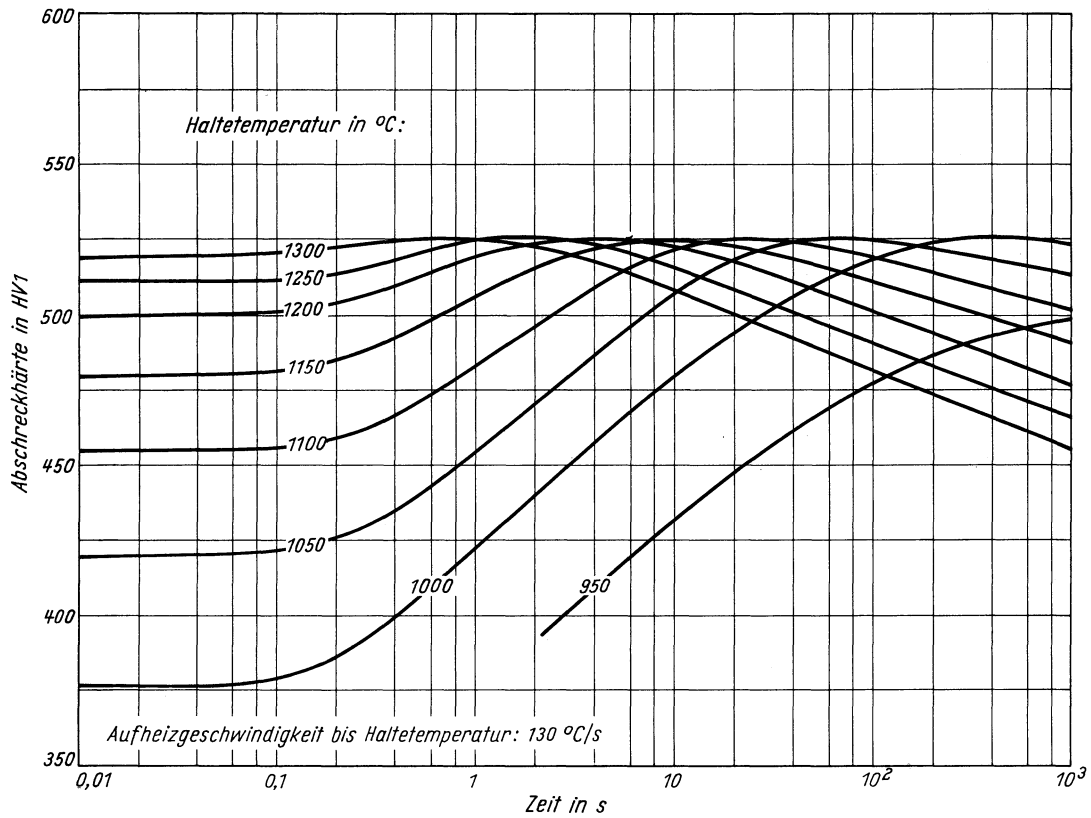


**Stahl X 22 CrNi 17**  
(Schmelze 1)

*Austenitkorngroße in Abhängigkeit von der Haltezeit*

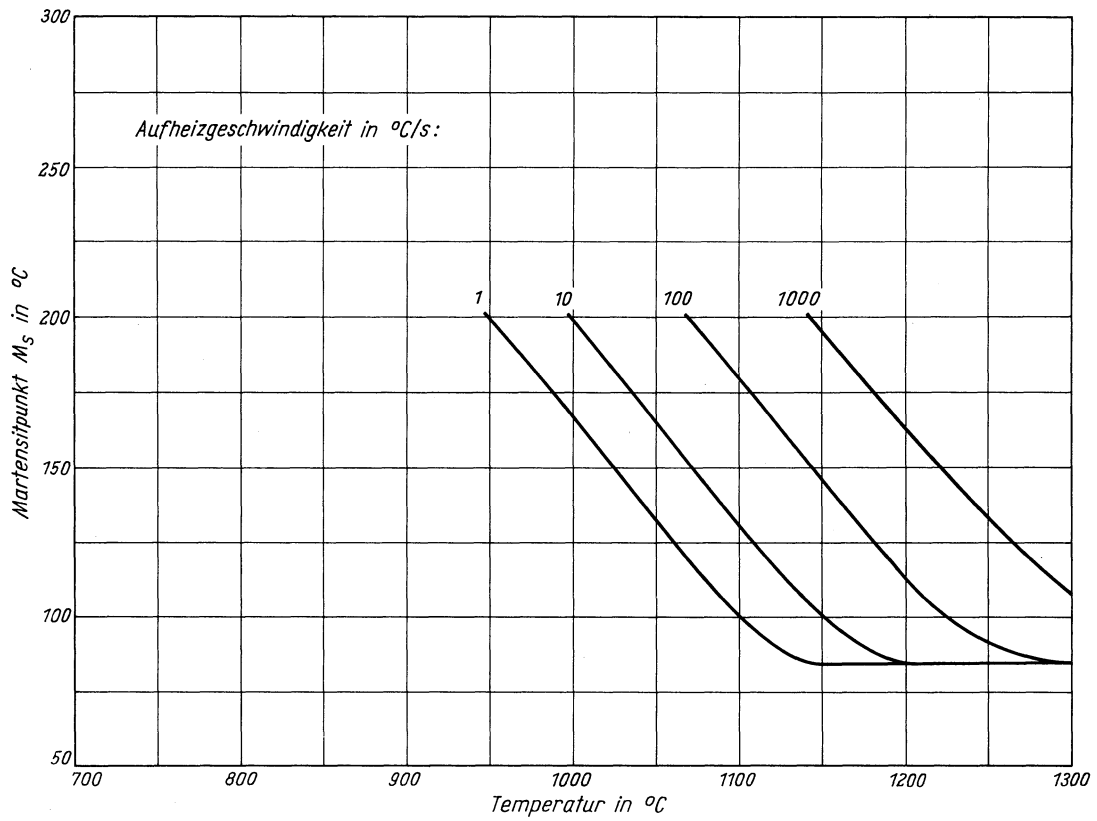


*Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Haltezeit*

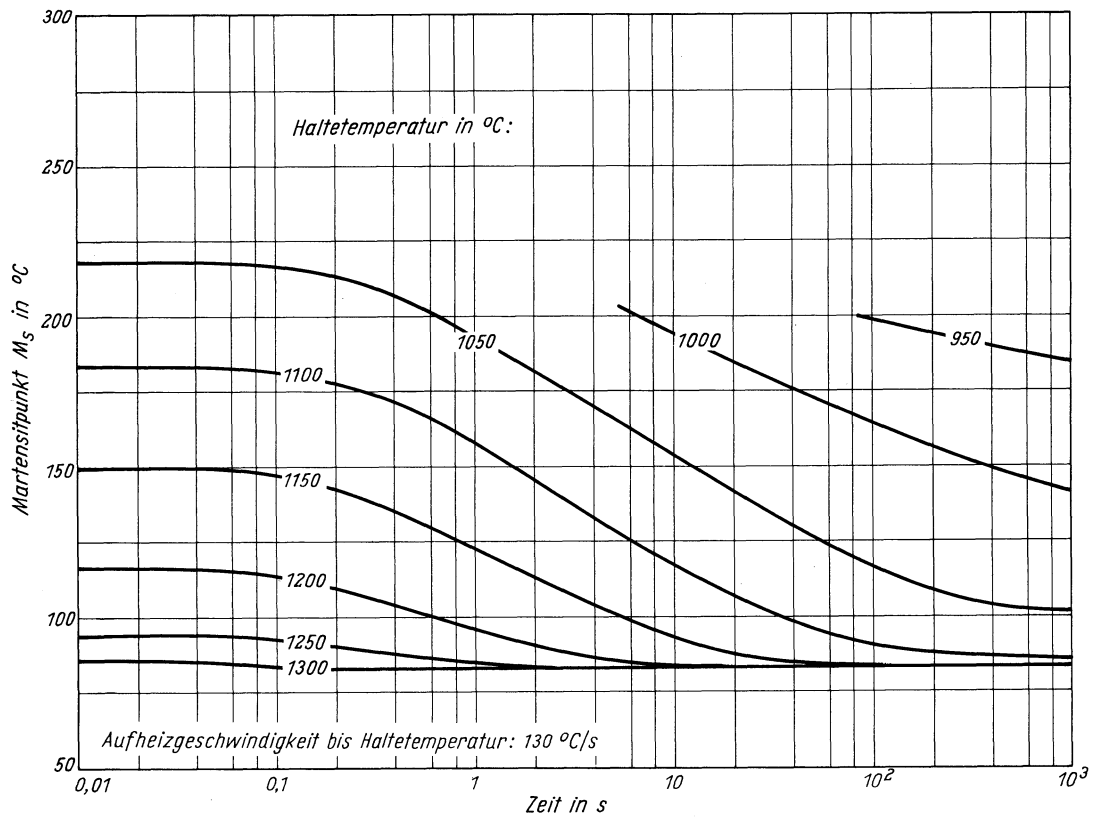


**Stahl X 22 CrNi 17**  
(Schmelze 1)

Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Haltezeit





# Stahl X 22 CrNi 17

(Schmelze 2)

(Bezeichnung nach DIN 17006)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.4057

Nichtrostender Stahl nach DIN 17440

Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ni
Sollwerte mindestens	0,15						16,00		1,50
höchstens	0,23	1,00	1,00	0,045	0,030		18,00		2,50
untersuchte Schmelze 1	0,22	0,42	0,34	0,021	0,010	0,005	16,60	n. b.	1,64
untersuchte Schmelze 2	0,26	0,41	0,29	0,030	0,010	n. b.	16,56	0,03	1,64

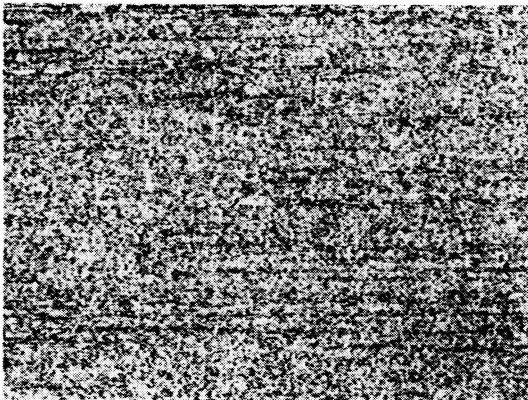
Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze 1	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 16 mm Dmr.
untersuchte Schmelze 2	bas. Elektro-Ofen	blank gezogen auf 8 mm Dmr.

Temperaturen für die Wärmebehandlung nach DIN 17440

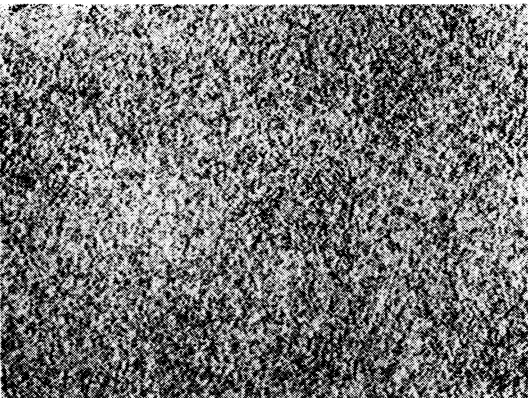
Abschrecken (Abkühlungsart)	Anlassen
1000–1050 °C (Öl)	630–720 °C

Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1

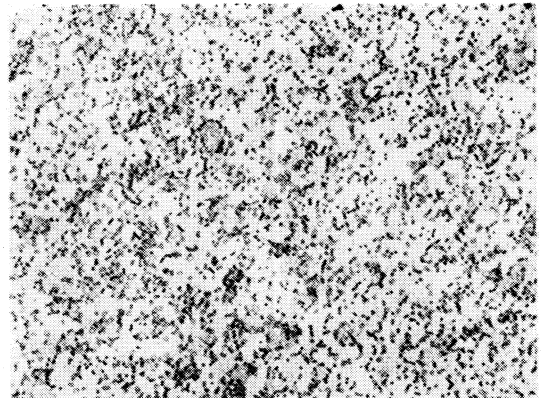


Querschliff

200:1

Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	6
Karbid	3 u. 4
Austenitkorngrenzen	7

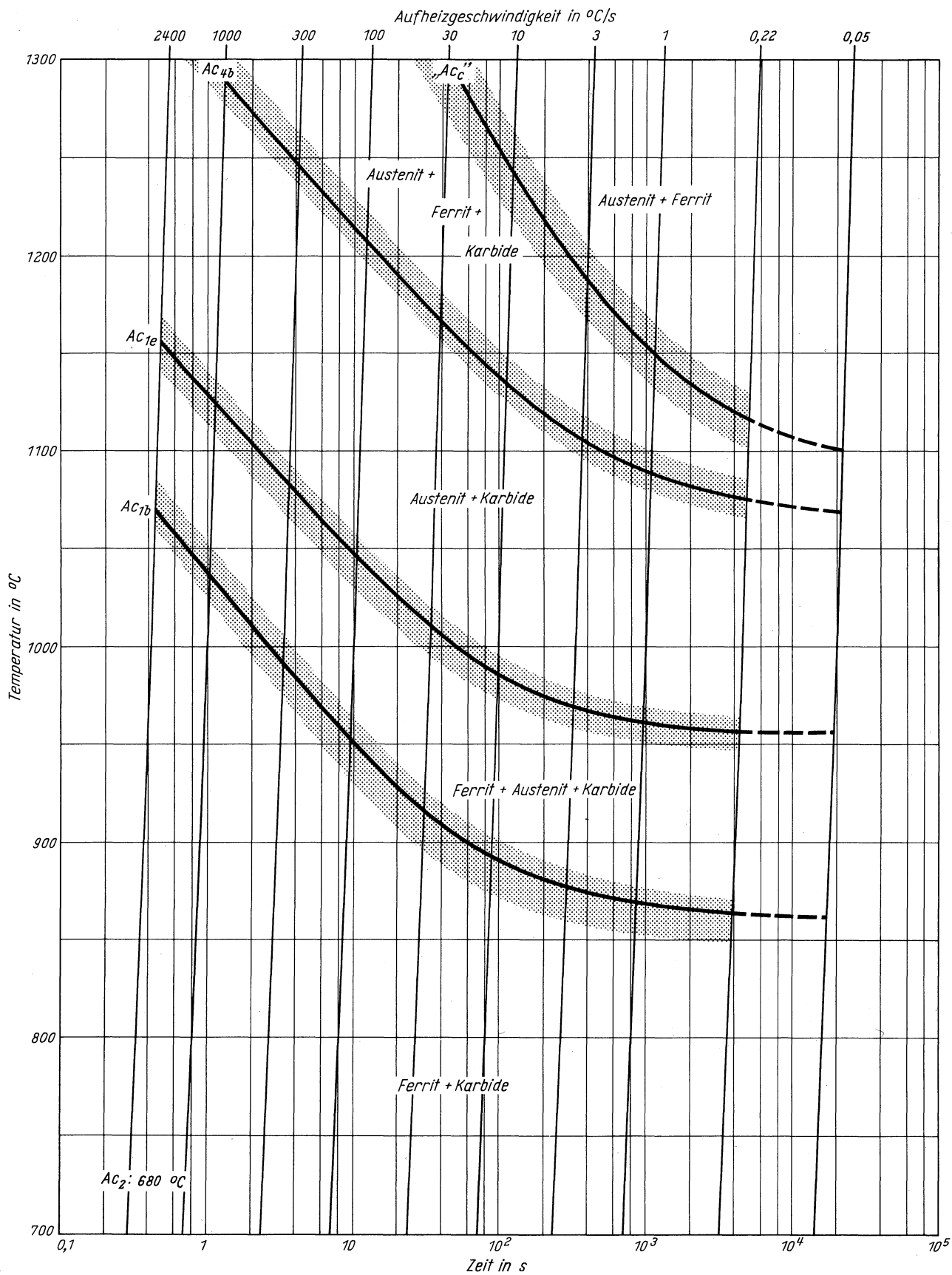


Querschliff

1000:1

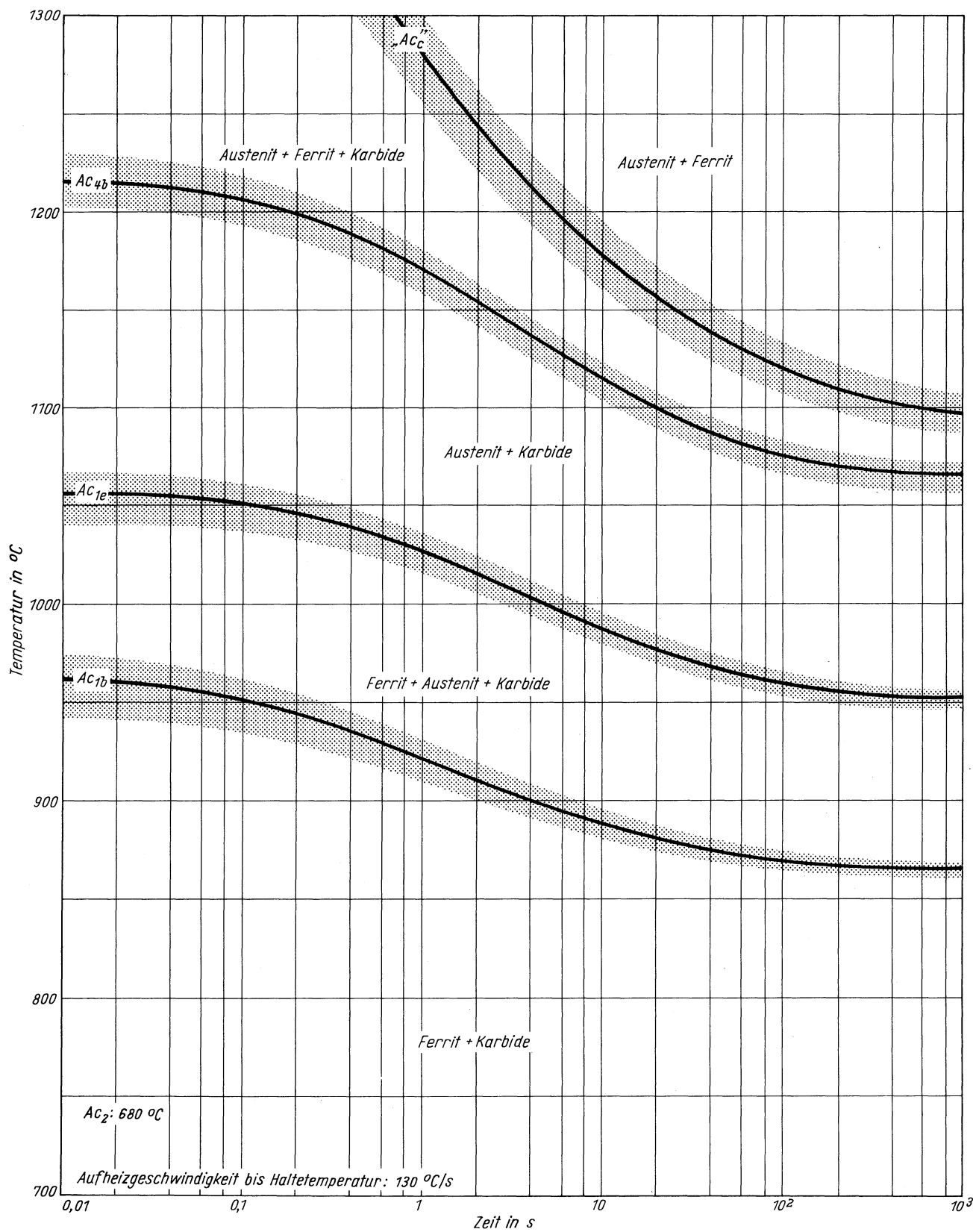
**Stahl X 22 CrNi 17**  
**(Schmelze 2)**

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
 (kontinuierlich)



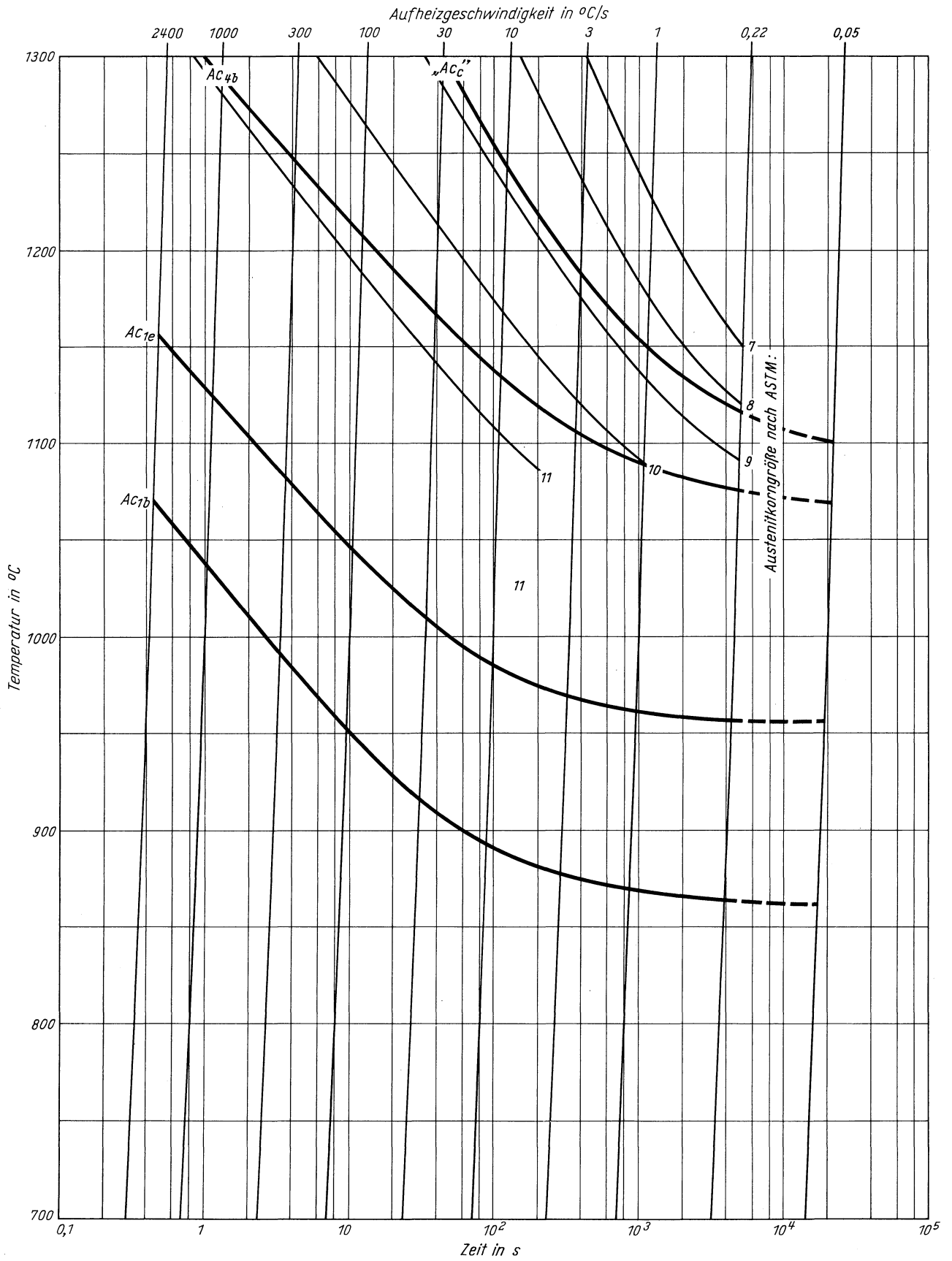
**Stahl X 22 CrNi 17**  
**(Schmelze 2)**

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
 (isothermisch)



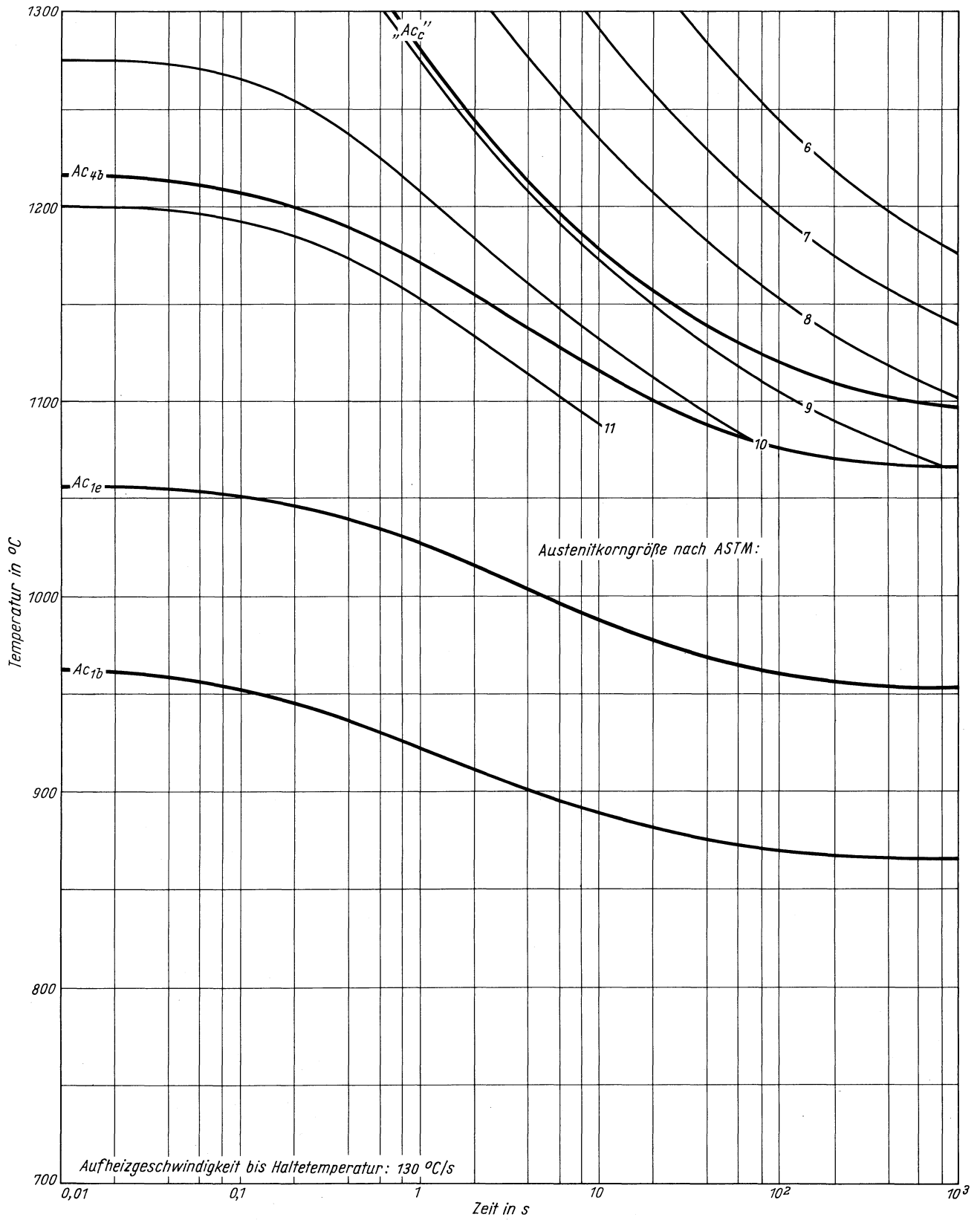
**Stahl X 22 CrNi 17**  
 (Schmelze 2)

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
 (kontinuierlich)



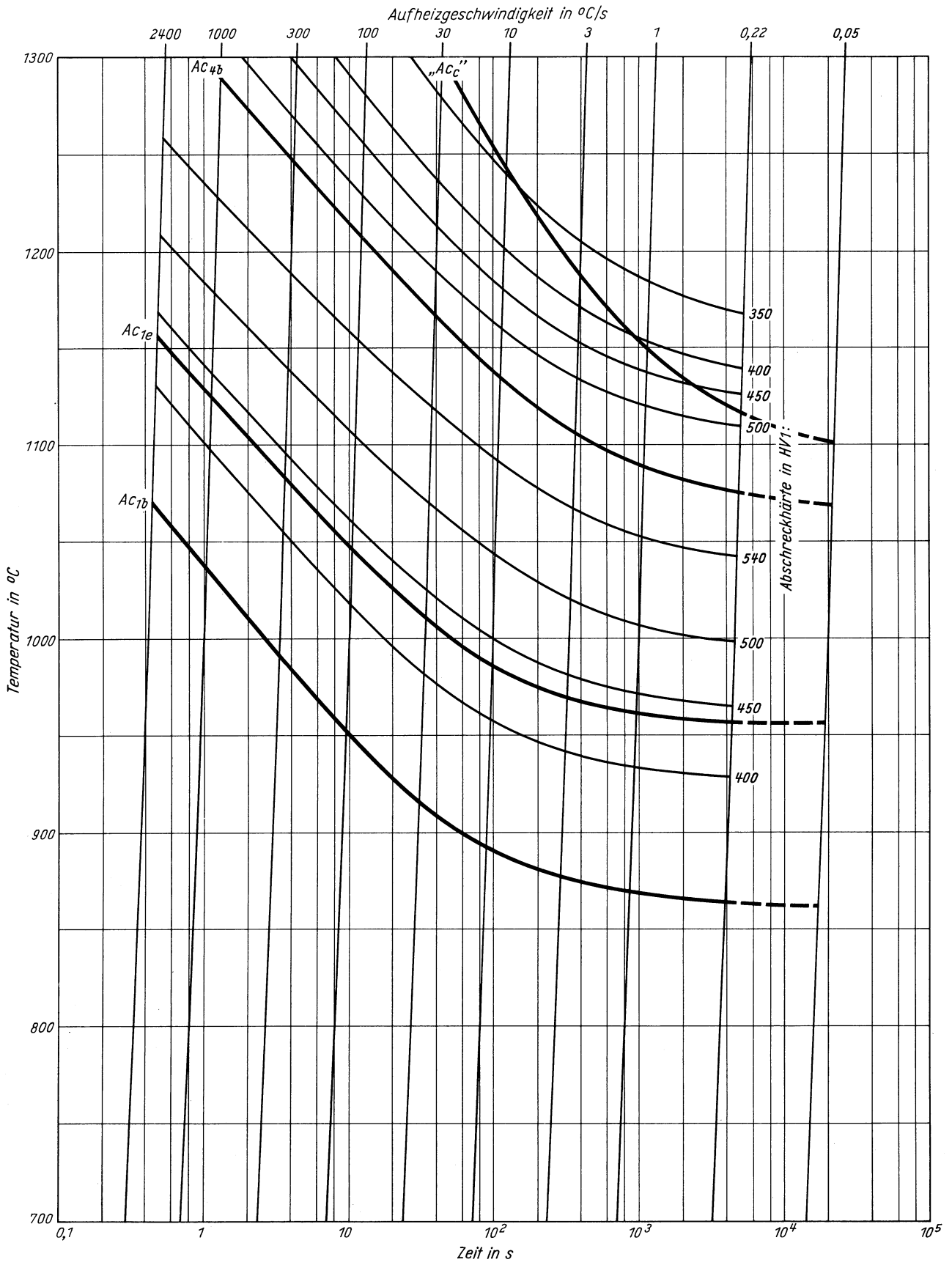
**Stahl X 22 CrNi 17**  
**(Schmelze 2)**

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
 (isothermisch)



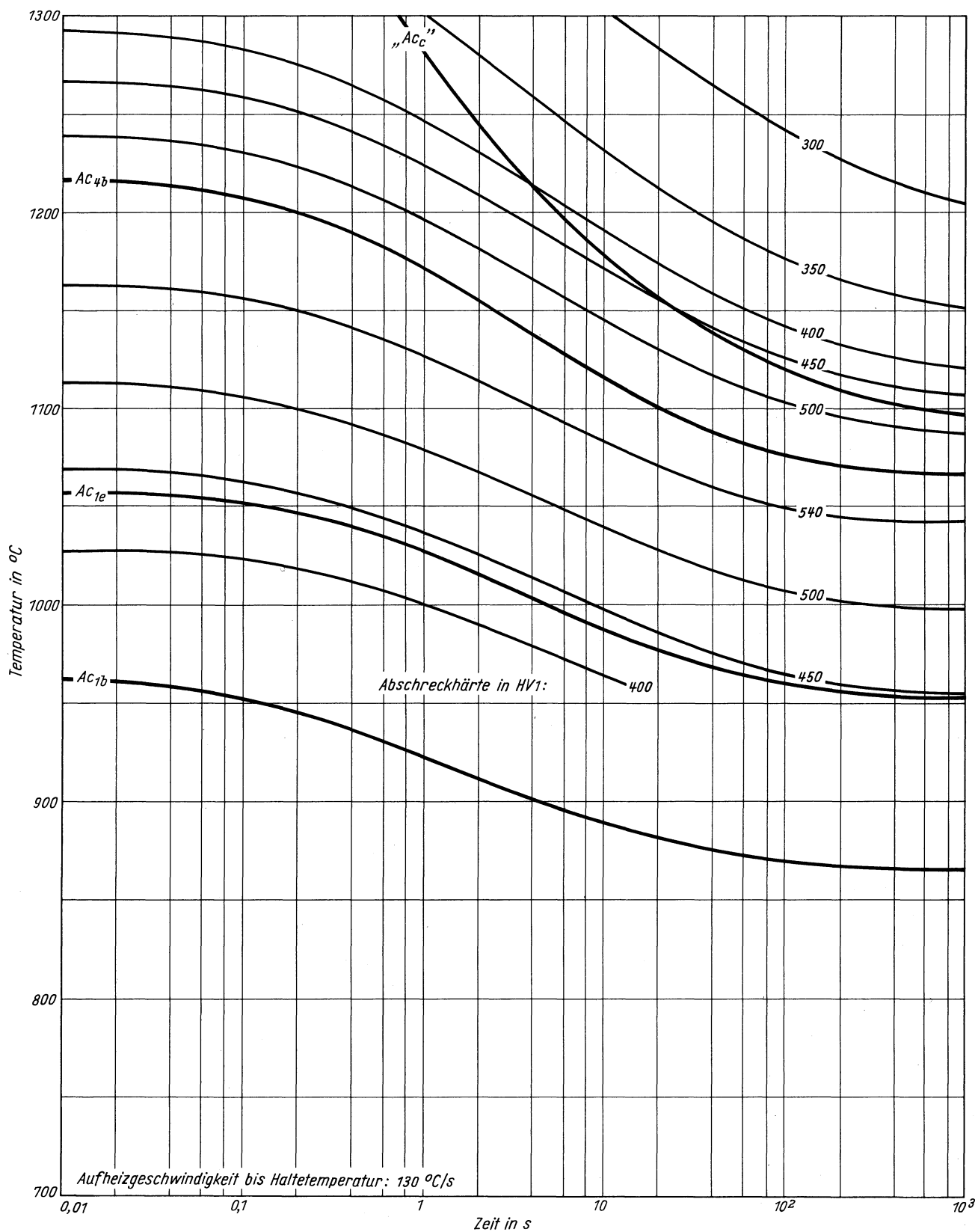
**Stahl X 22 CrNi 17**  
 (Schmelze 2)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
 (kontinuierlich)



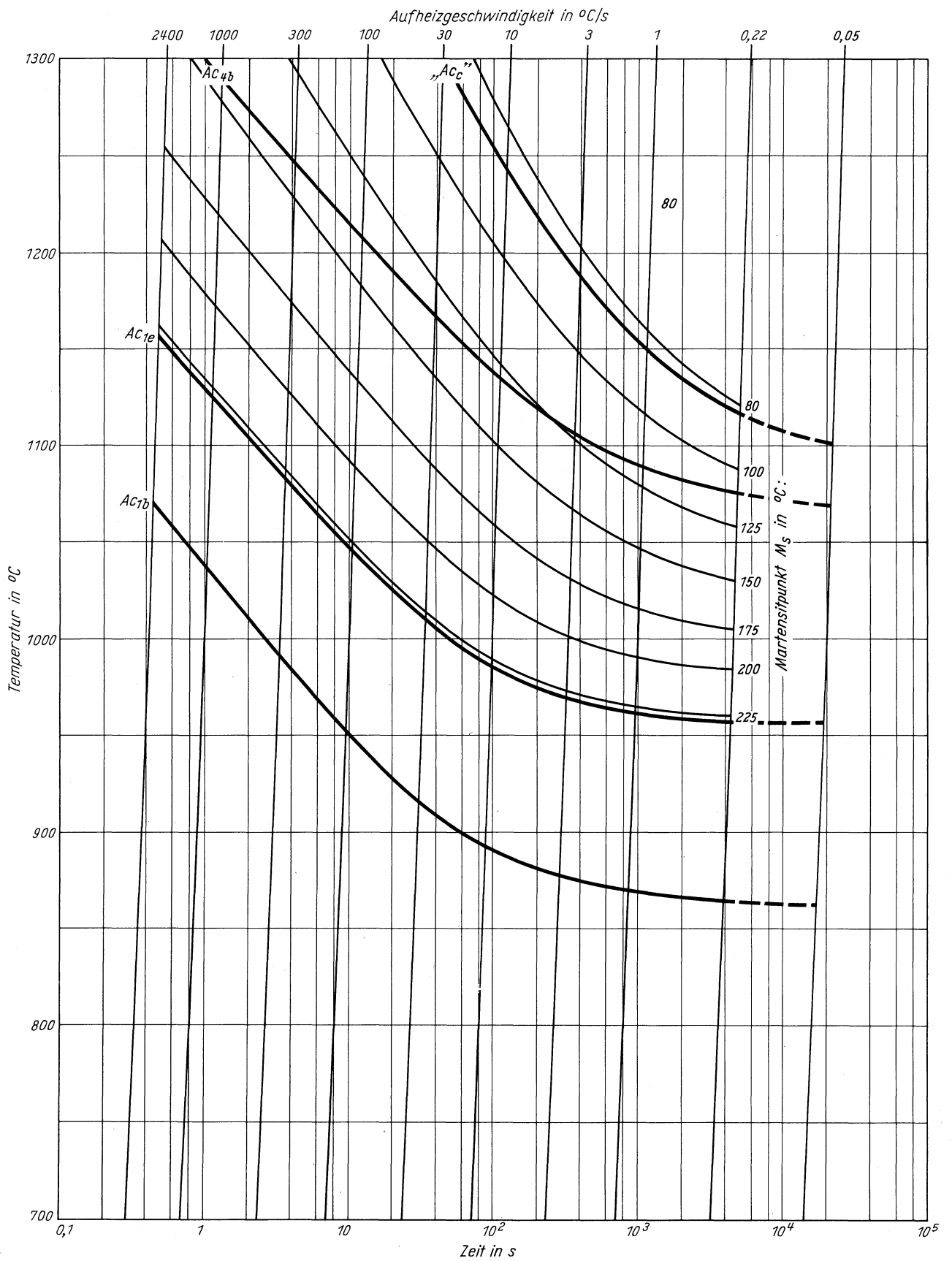
**Stahl X 22 CrNi 17**  
(Schmelze 2)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(isothermisch)



**Stahl X 22 CrNi 17**  
 (Schmelze 2)

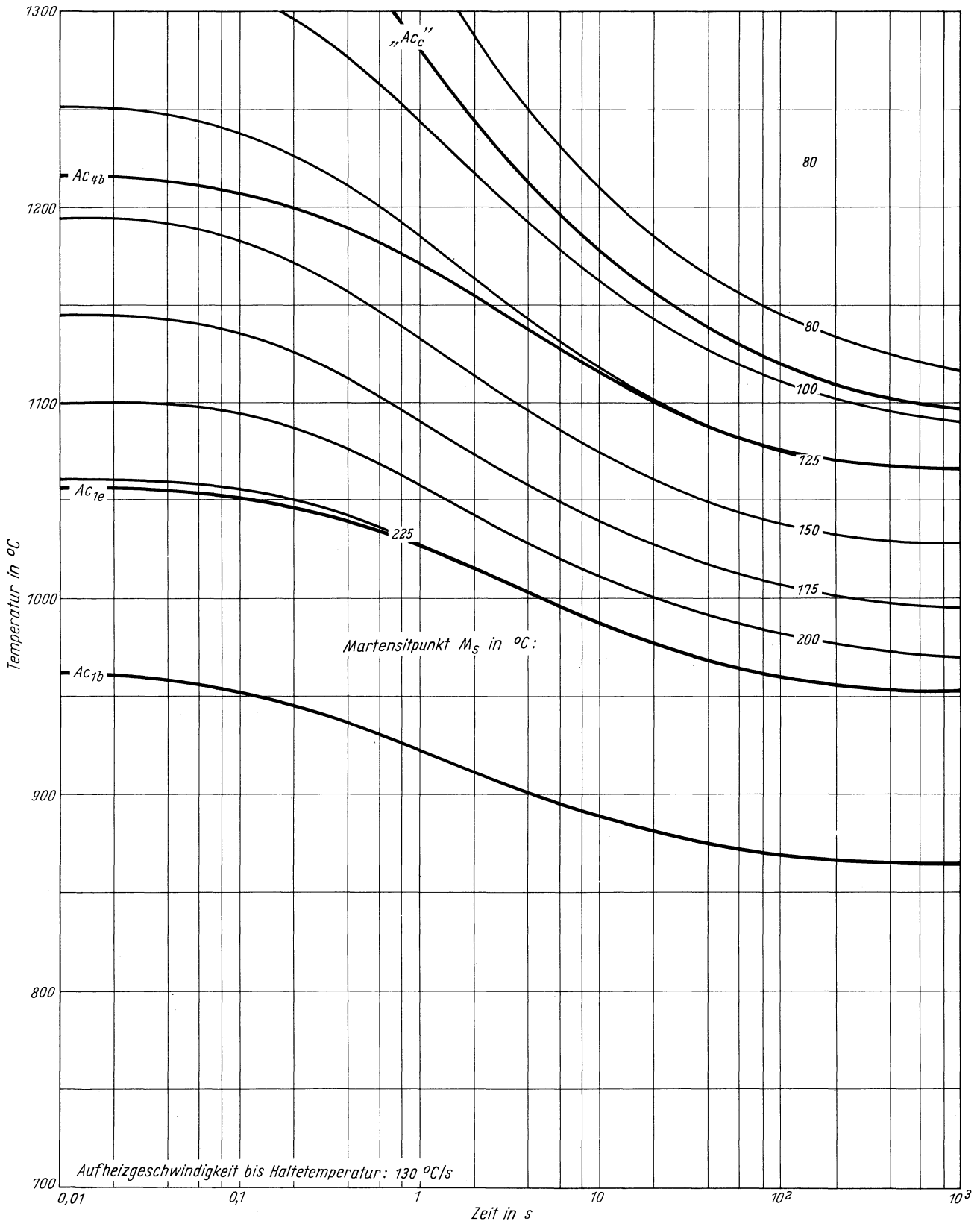
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
 (kontinuierlich)





**Stahl X 22 CrNi 17**  
**(Schmelze 2)**

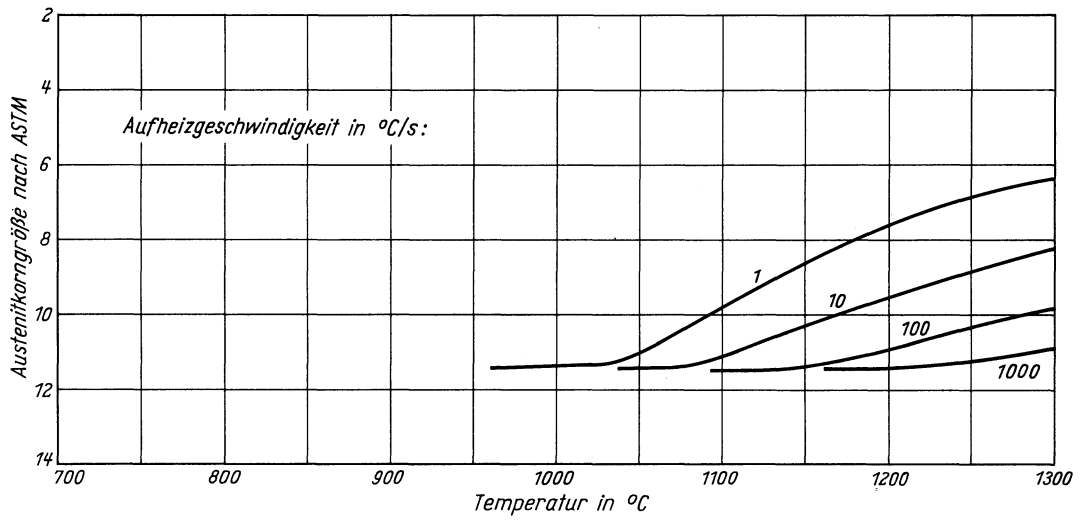
ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
 (isothermisch)



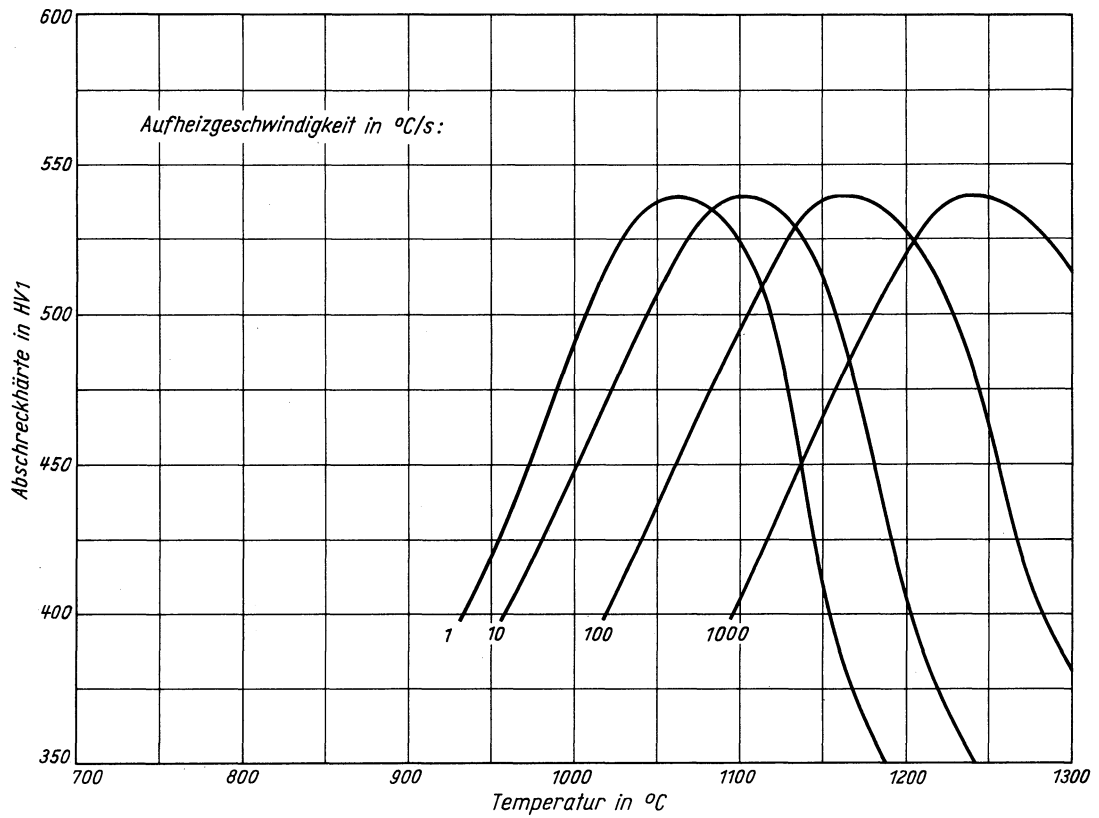
# Stahl X 22 CrNi 17

(Schmelze 2)

Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

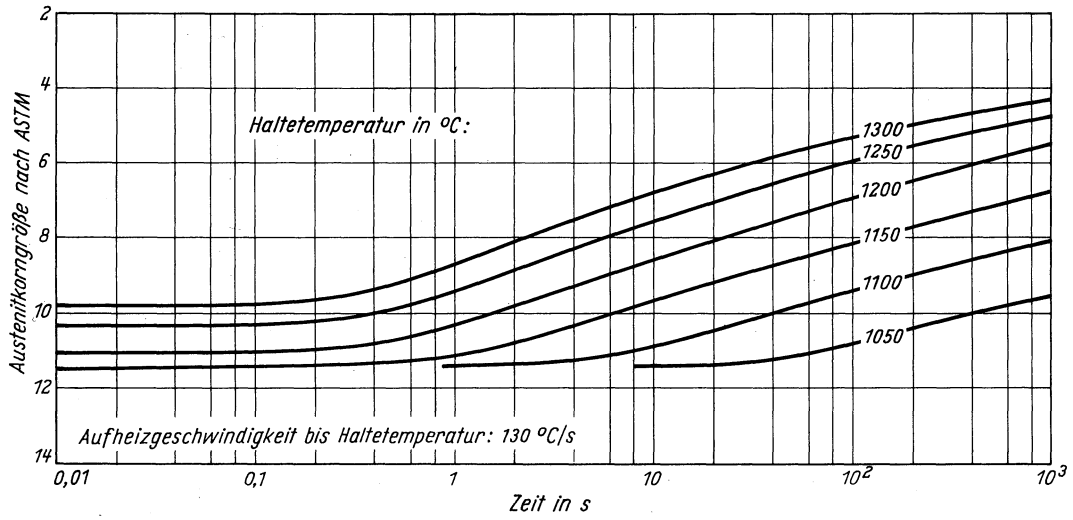


Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

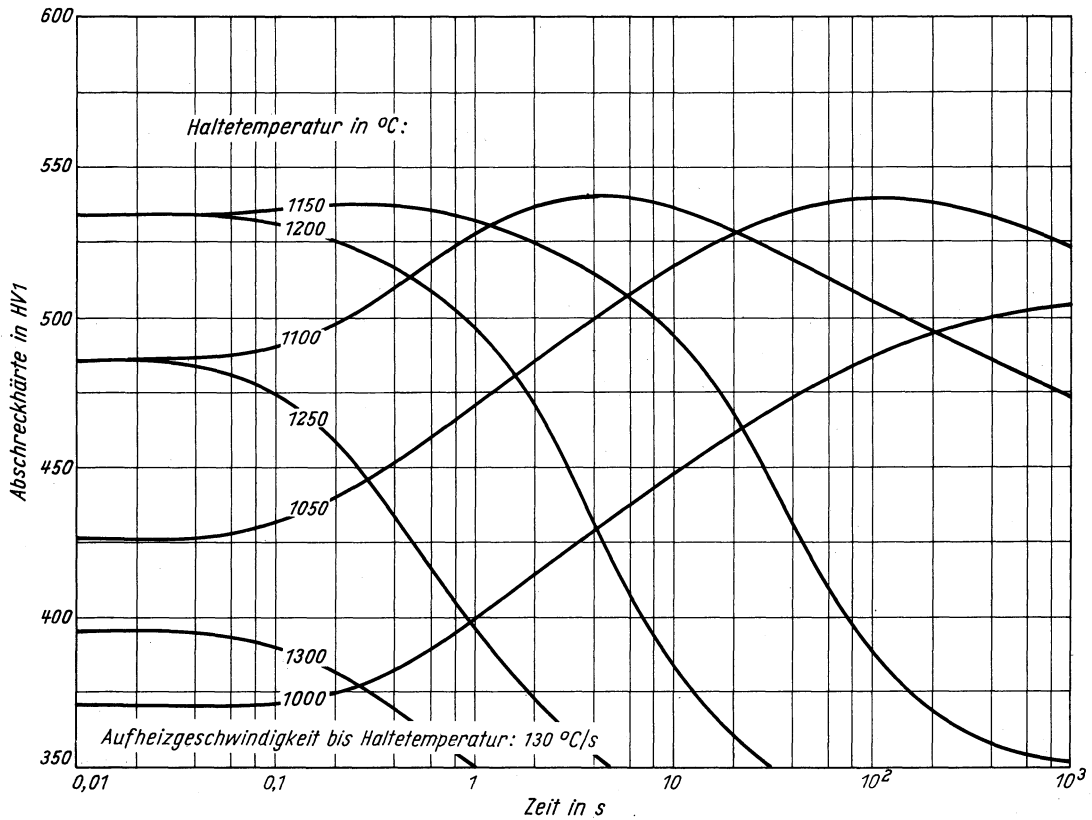


**Stahl X 22 CrNi 17**  
(Schmelze 2)

*Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Haltezeit*

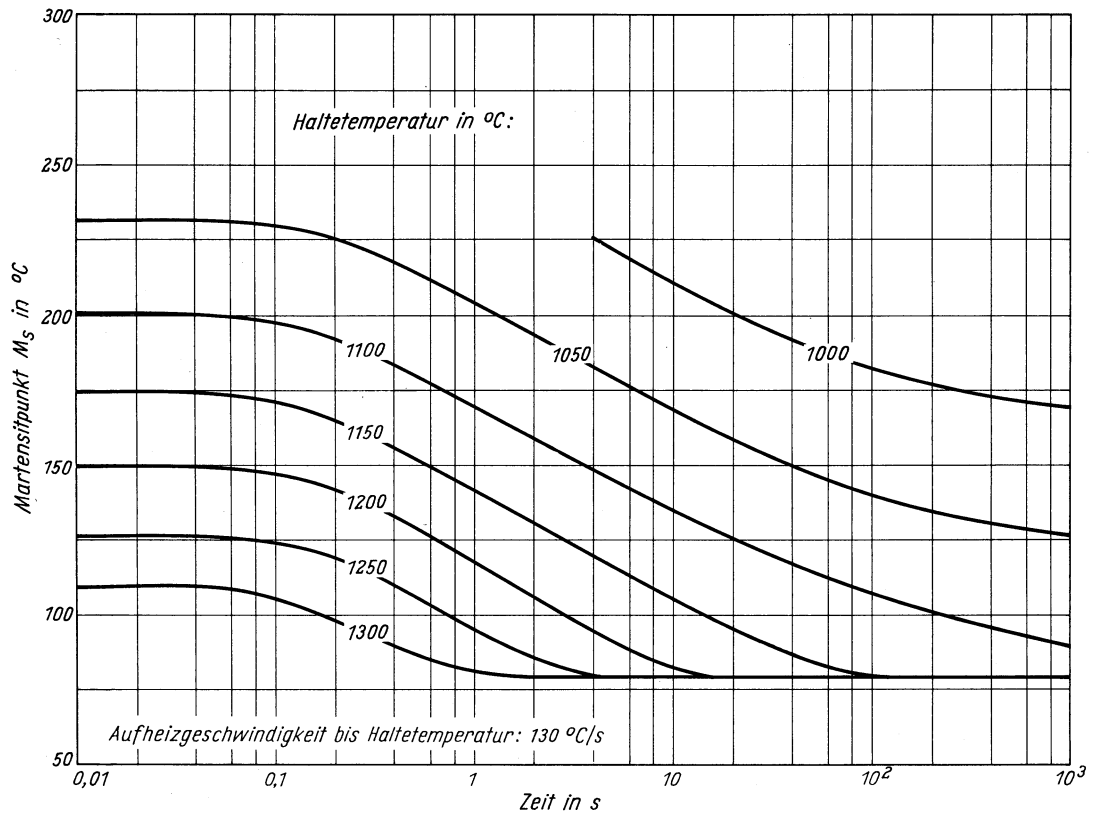


*Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Haltezeit*

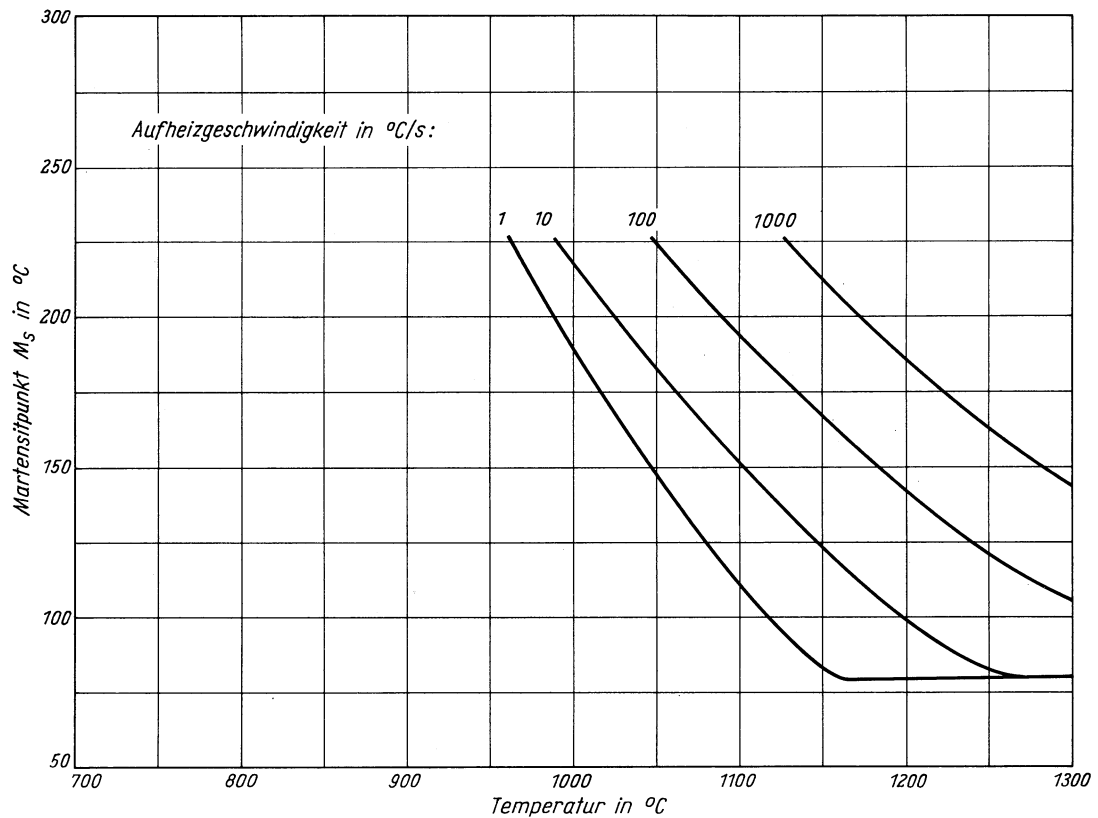


**Stahl X 22 CrNi 17**  
(Schmelze 2)

Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Haltezeit



Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



# Stahl StE 26

(Schmelze 1)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.0461

Schweißbarer Feinkornbaustahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 089-70

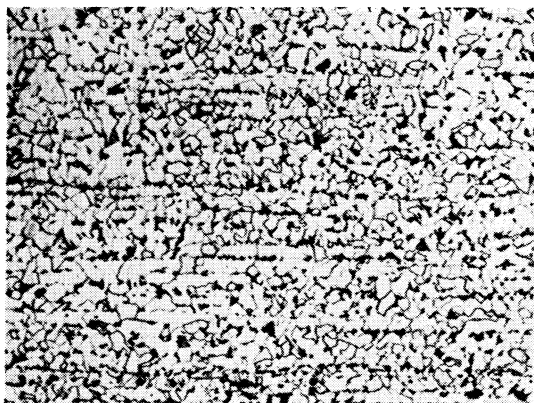
Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	N
Sollwerte mindestens			0,40				
höchstens	0,18	0,40	1,30	0,040	0,040		
untersuchte Schmelze 1	0,16	0,02	0,41	0,012	0,024	0,064	0,0080
untersuchte Schmelze 2	0,11	0,20	0,78	0,007	0,017	0,049	0,0042

Lieferzustand

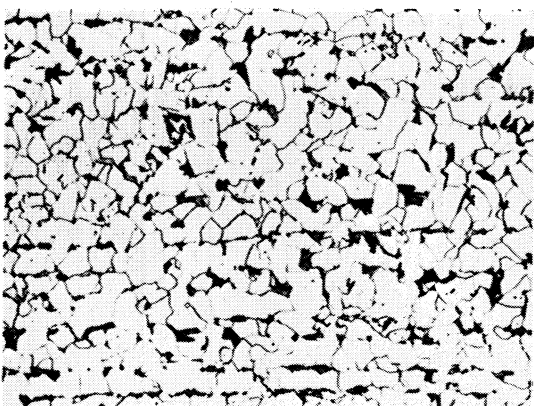
	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze 1	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 12 mm Blechdicke
untersuchte Schmelze 2	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 10,6 mm Blechdicke

Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1



Querschliff

200:1

Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	-
Austenitkorngrenzen	9

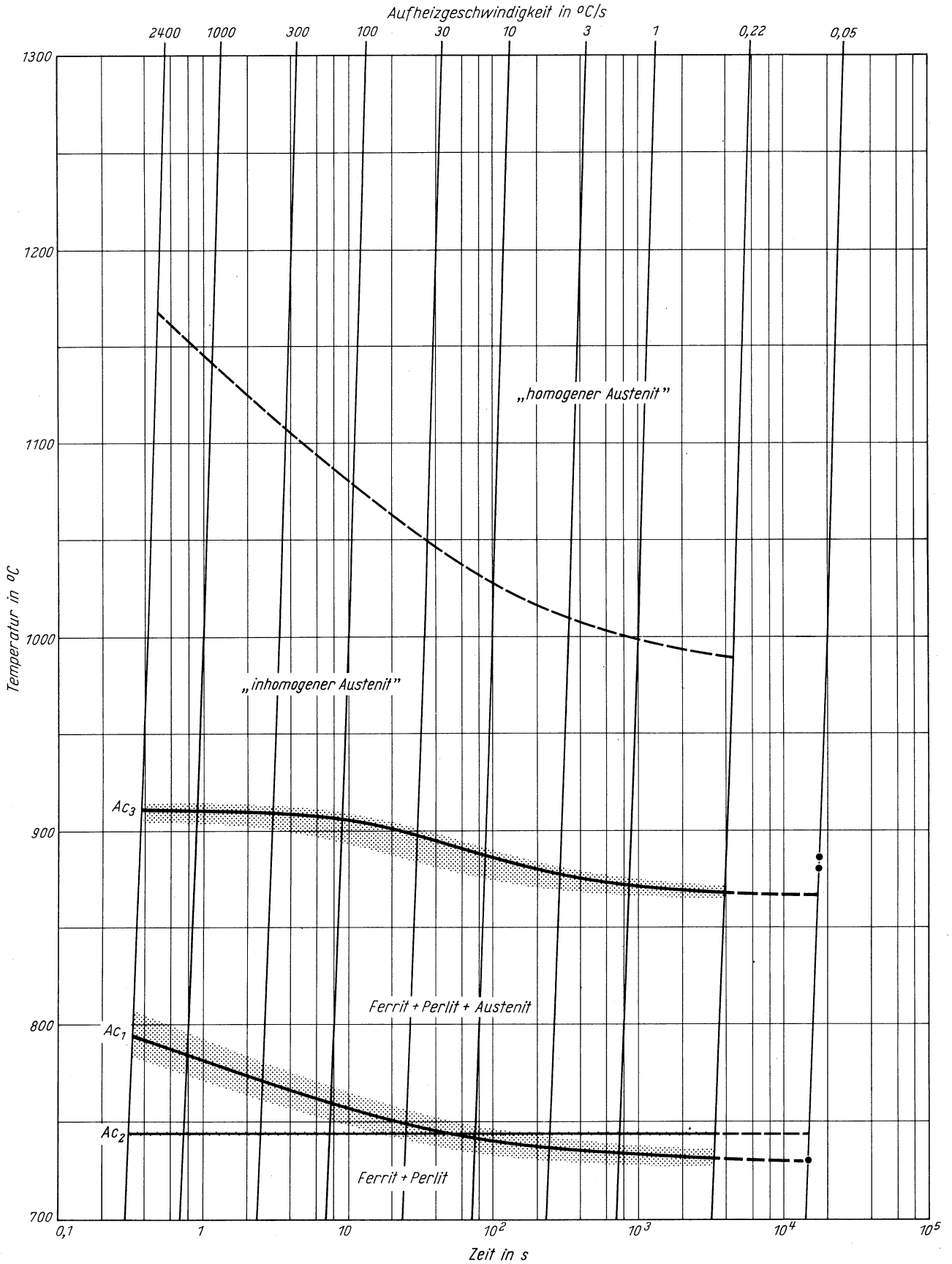


Querschliff

1000:1

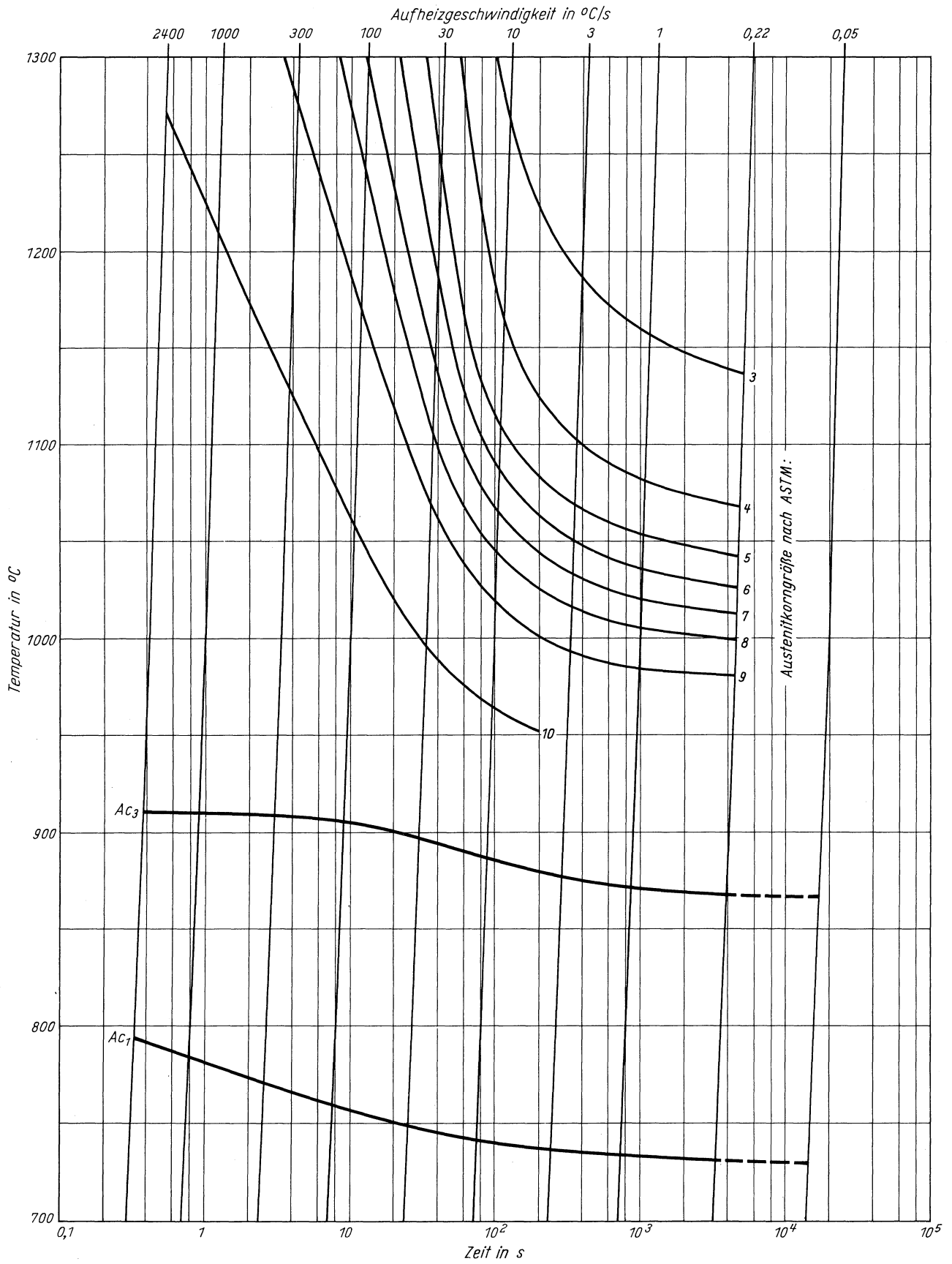
**Stahl StE 26**  
(Schmelze 1)

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(kontinuierlich)



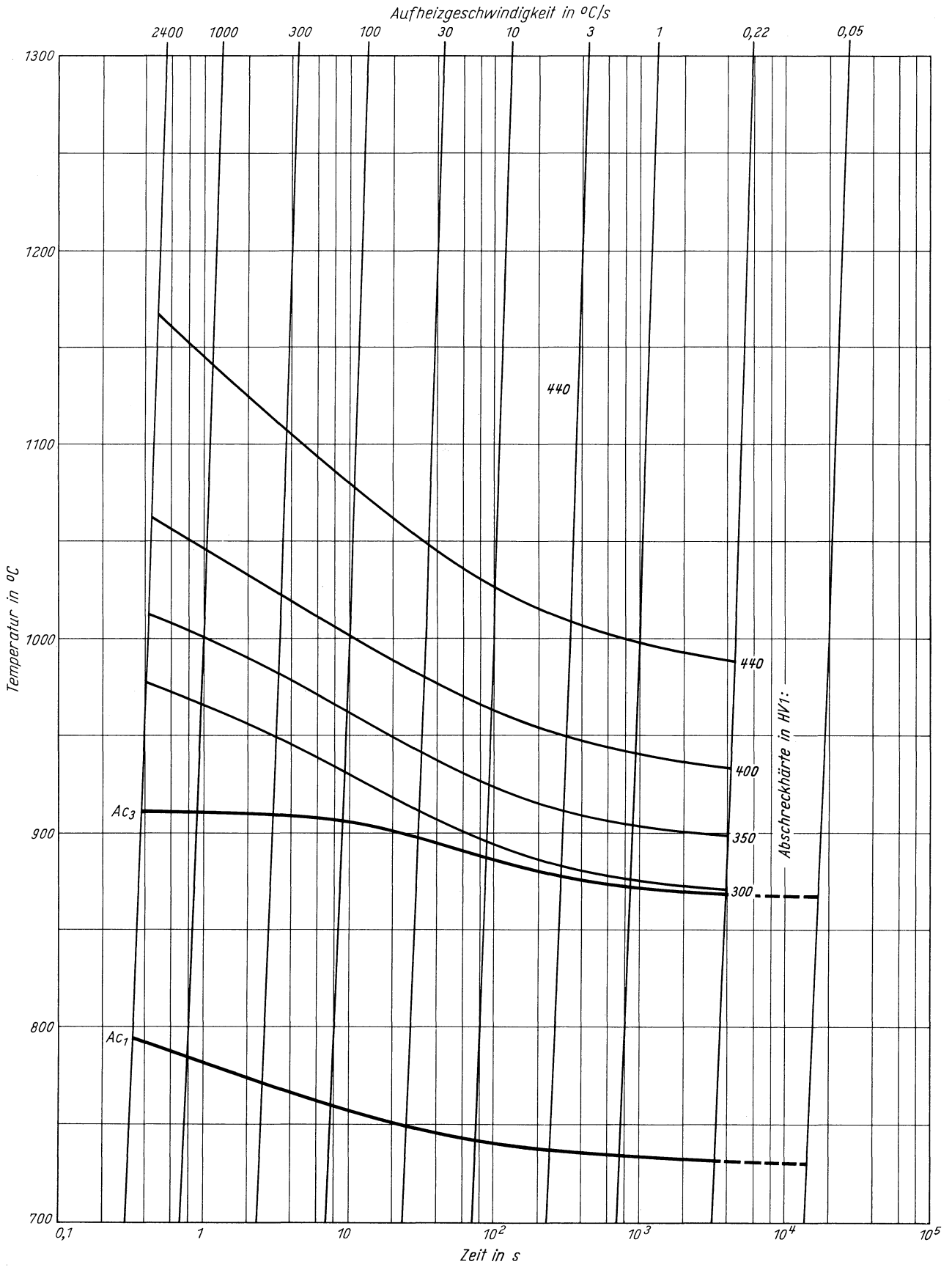
**Stahl StE 26**  
(Schmelze 1)

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)



**Stahl StE 26**  
(Schmelze 1)

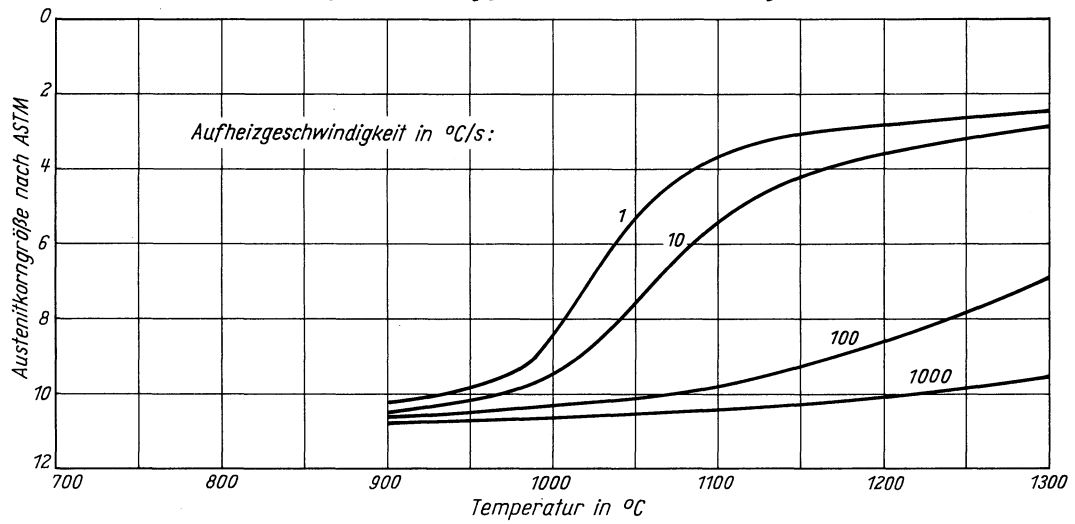
ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)



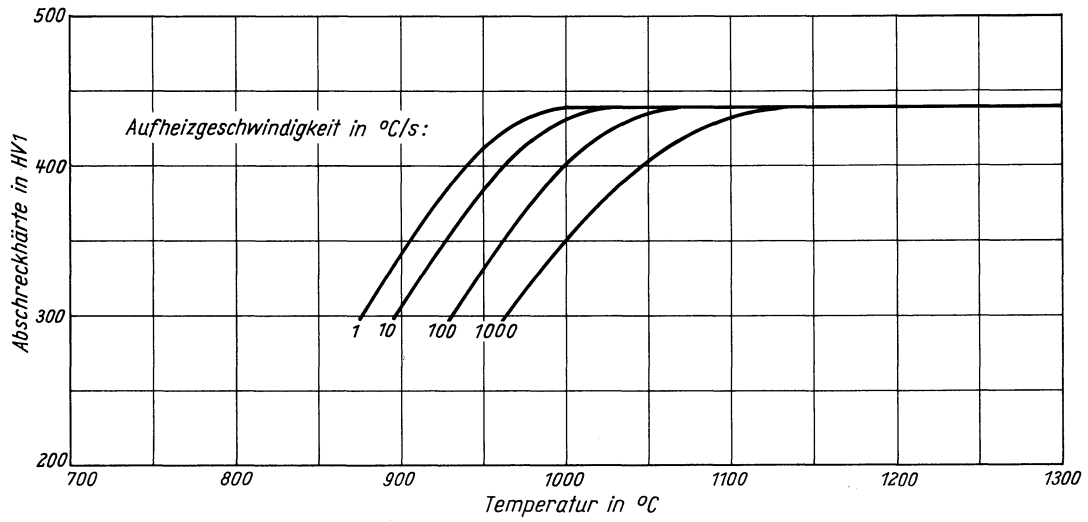


**Stahl StE 26**  
(Schmelze 1)

*Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*



*Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*





# Stahl StE 26

(Schmelze 2)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.0461

Schweißbarer Feinkornbaustahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 089-70

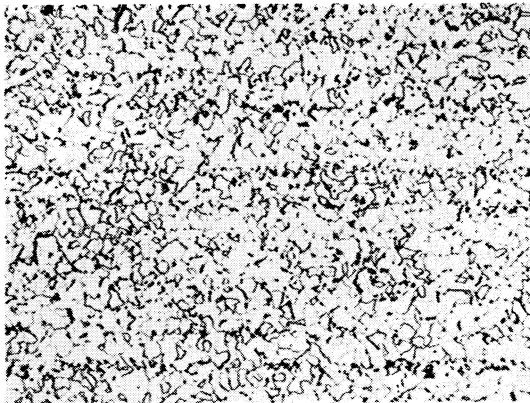
Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	N
Sollwerte mindestens			0,40				
höchstens	0,18	0,40	1,30	0,040	0,040		
untersuchte Schmelze 1	0,16	0,02	0,41	0,012	0,024	0,064	0,0080
untersuchte Schmelze 2	0,11	0,20	0,78	0,007	0,017	0,049	0,0042

Lieferzustand

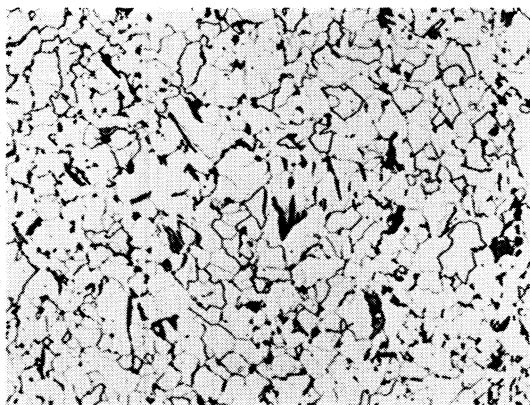
	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze 1	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 12 mm Blechdicke
untersuchte Schmelze 2	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 10,6 mm Blechdicke

Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1

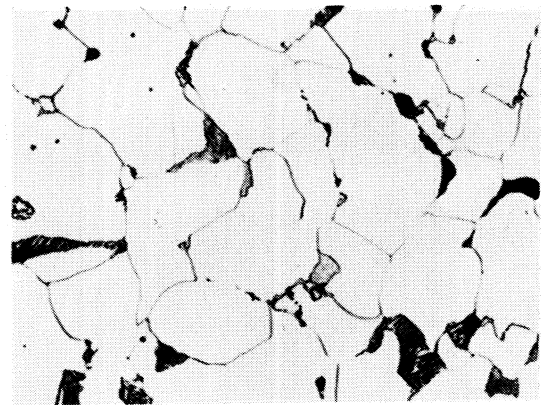


Querschliff

200:1

Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	-
Austenitkorngrenzen	9

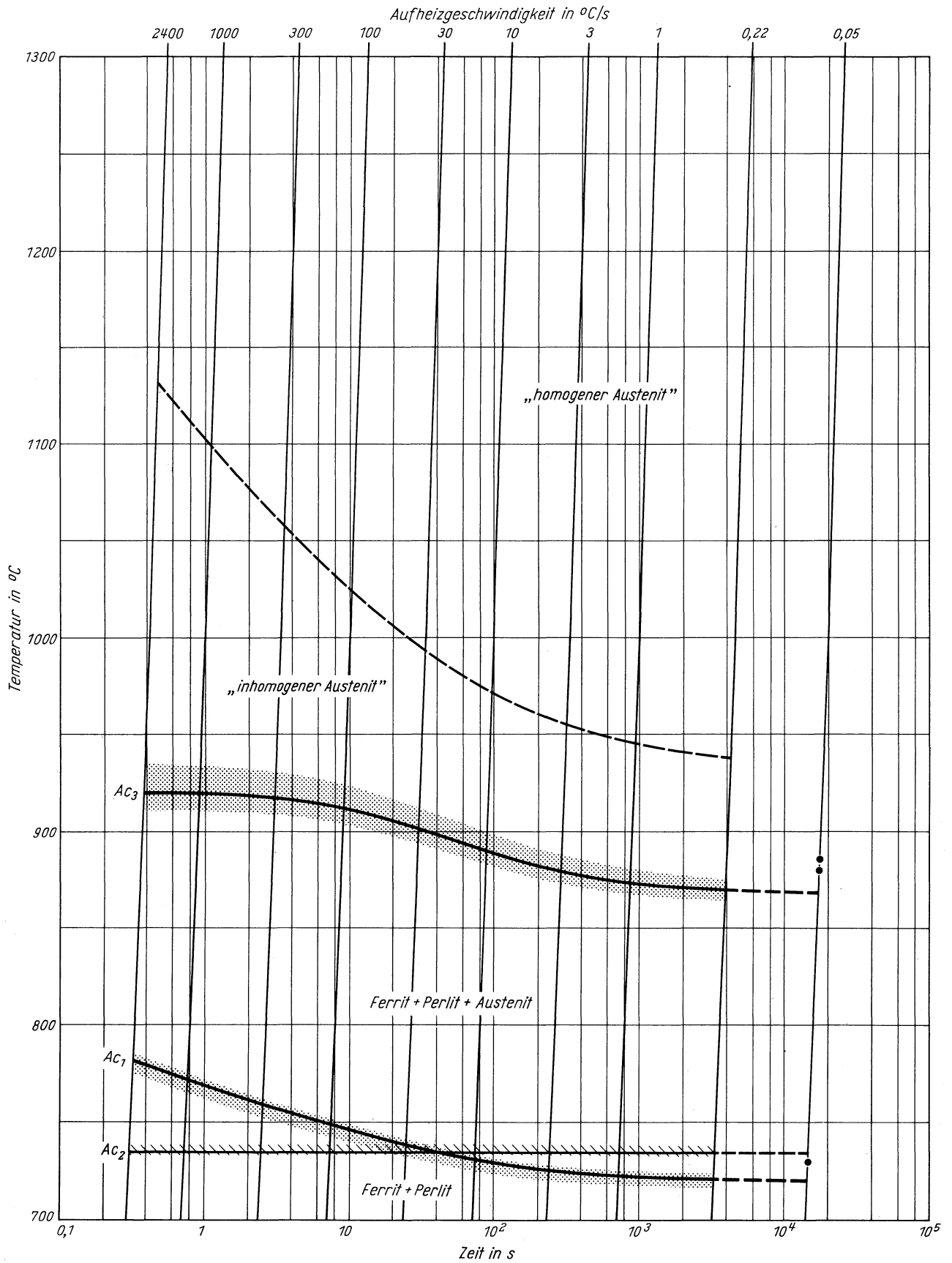


Querschliff

1000:1

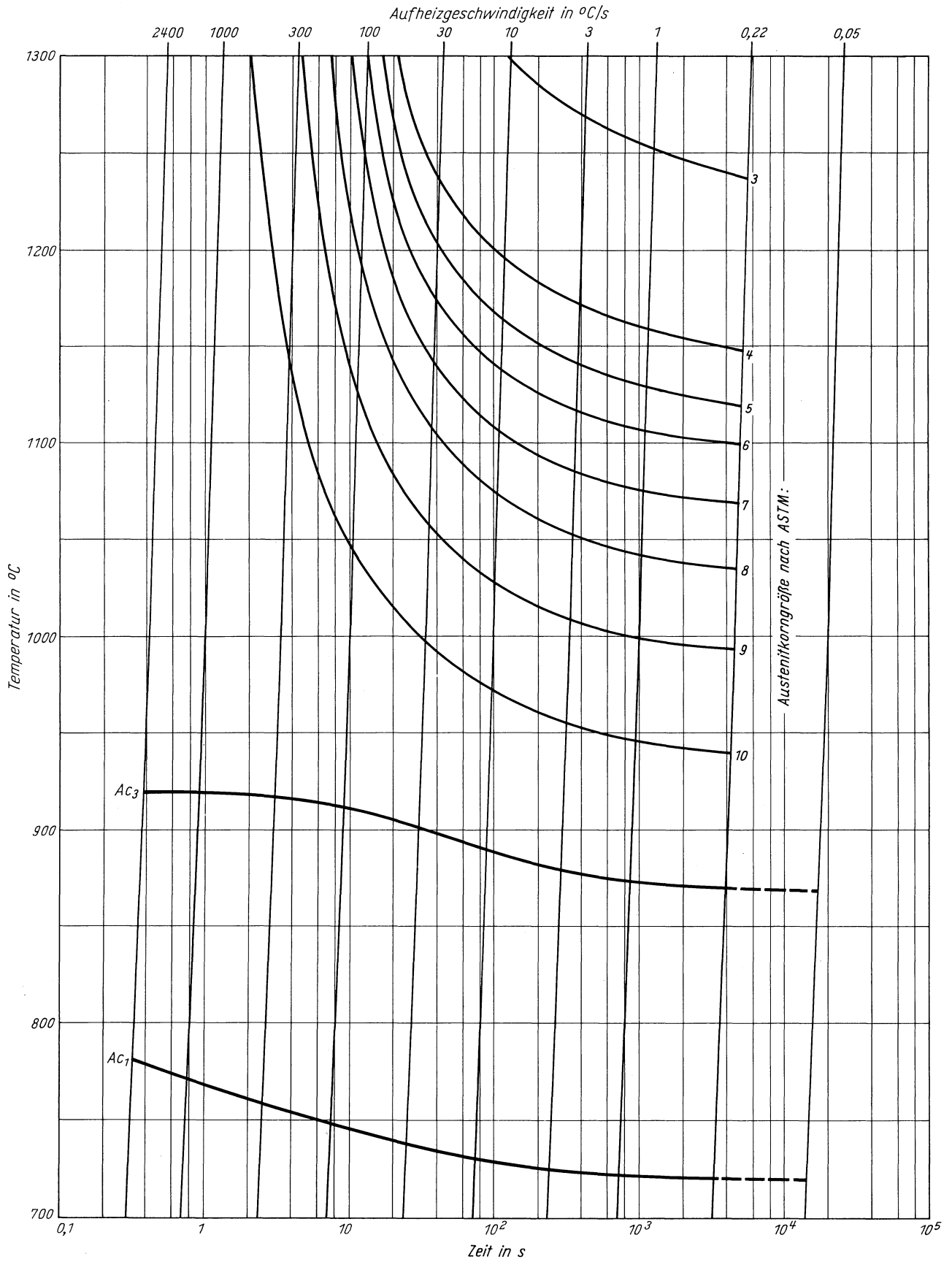
**Stahl StE 26**  
(Schmelze 2)

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(kontinuierlich)



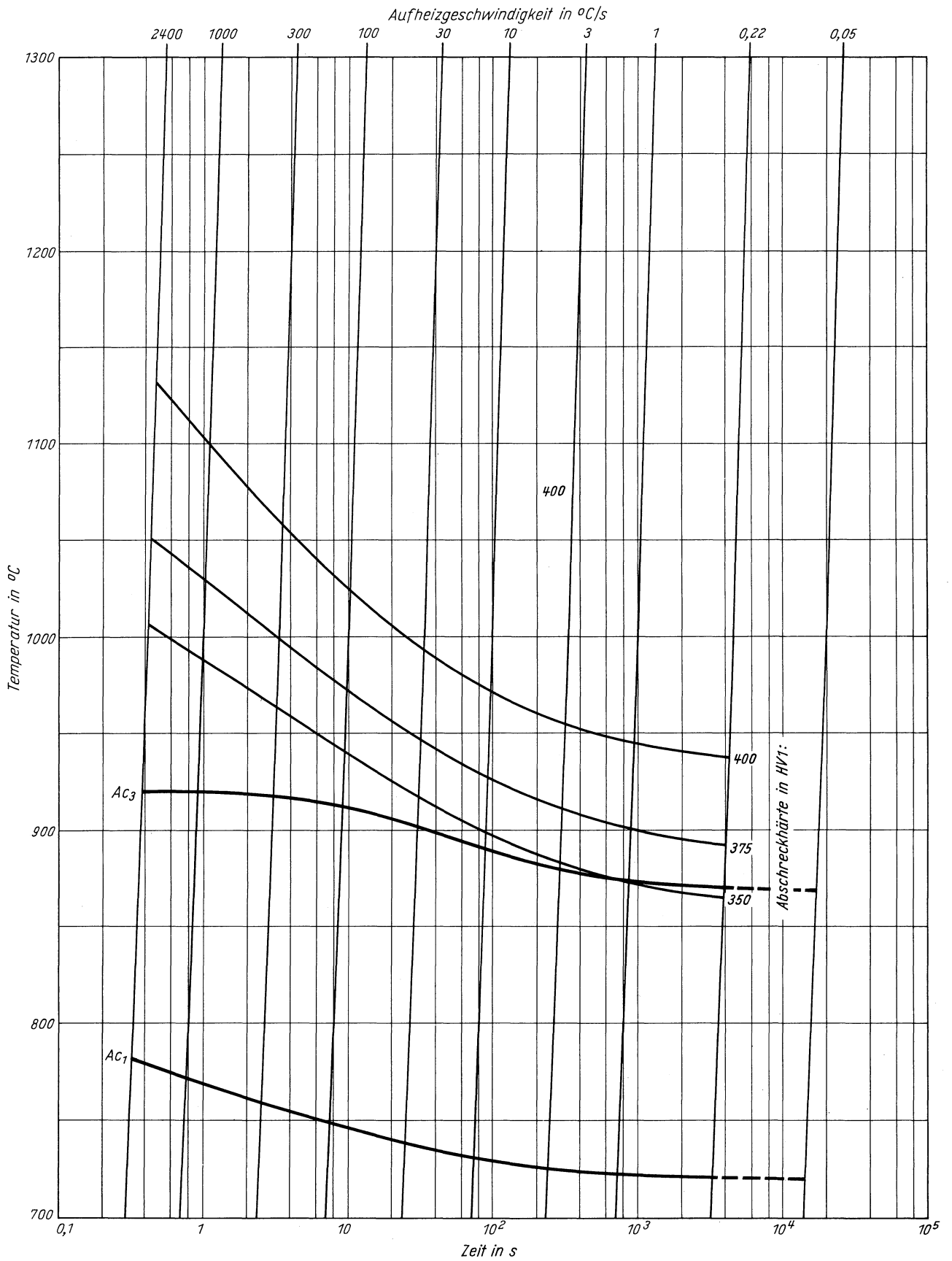
**Stahl StE 26**  
(Schmelze 2)

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)



**Stahl StE 26**  
(Schmelze 2)

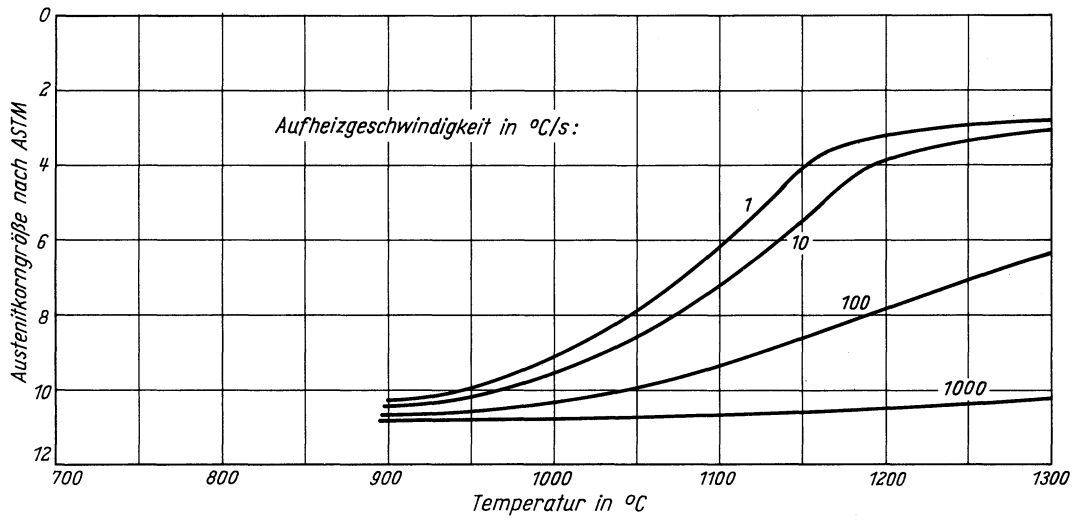
ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)



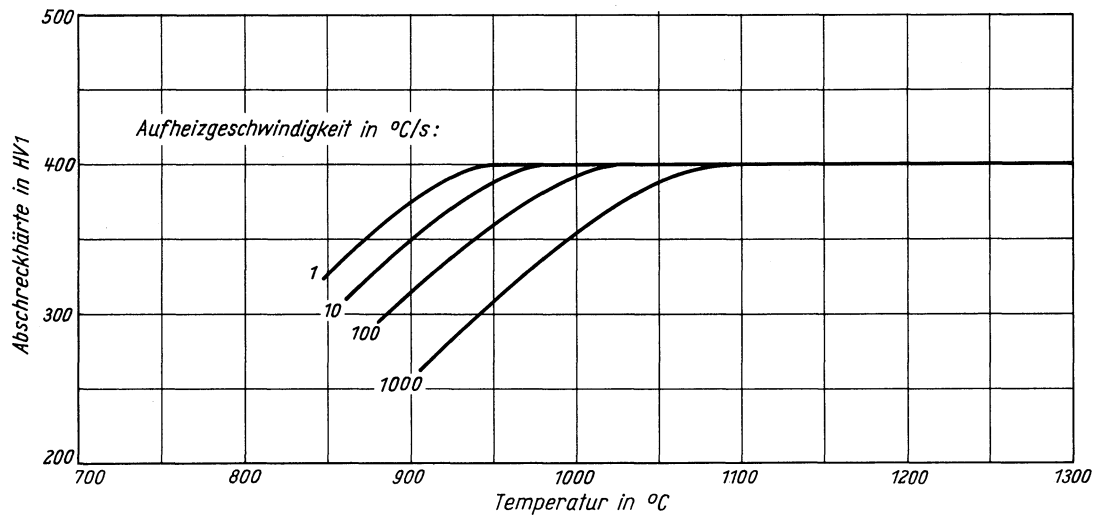
# Stahl StE 26

(Schmelze 2)

Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur







# Stahl StE 36

(Schmelze 1)

Stoffnummer nach DIN 17007: 1.0854

Schweißbarer Feinkornbaustahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 089-70

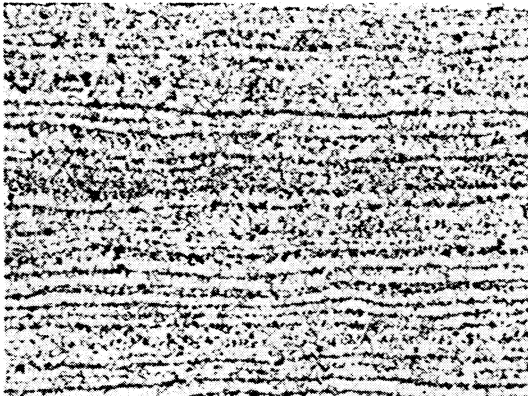
Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	N	Ni	V
Sollwerte mindestens		0,10	0,90							
höchstens	0,20	0,50	1,60	0,040	0,040					
untersuchte Schmelze 1	0,14	0,37	1,22	0,010	0,014	0,036	0,10	0,0156	n. b.	0,056
untersuchte Schmelze 2	0,18	0,37	1,34	0,016	0,022	0,027	n. b.	0,0058	0,015	0,000

Lieferzustand

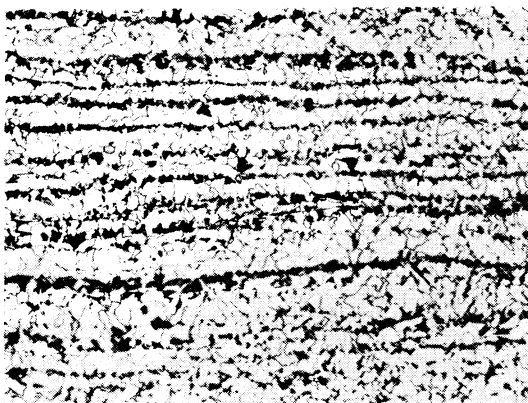
	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze 1	Siemens-Martin-Ofen	gewalzt auf 12 mm Blechdicke
untersuchte Schmelze 2	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 10,4 mm Blechdicke

Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1

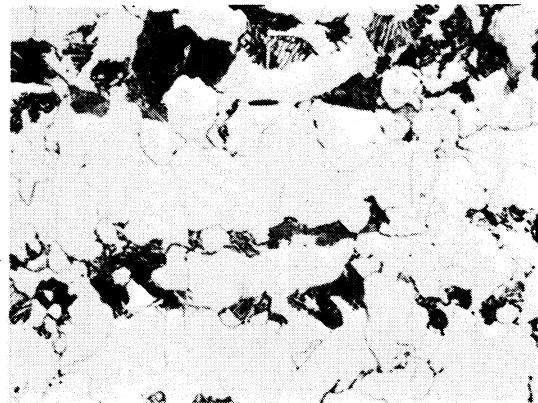


Querschliff

200:1

Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	-
Austenitkorngrenzen	9

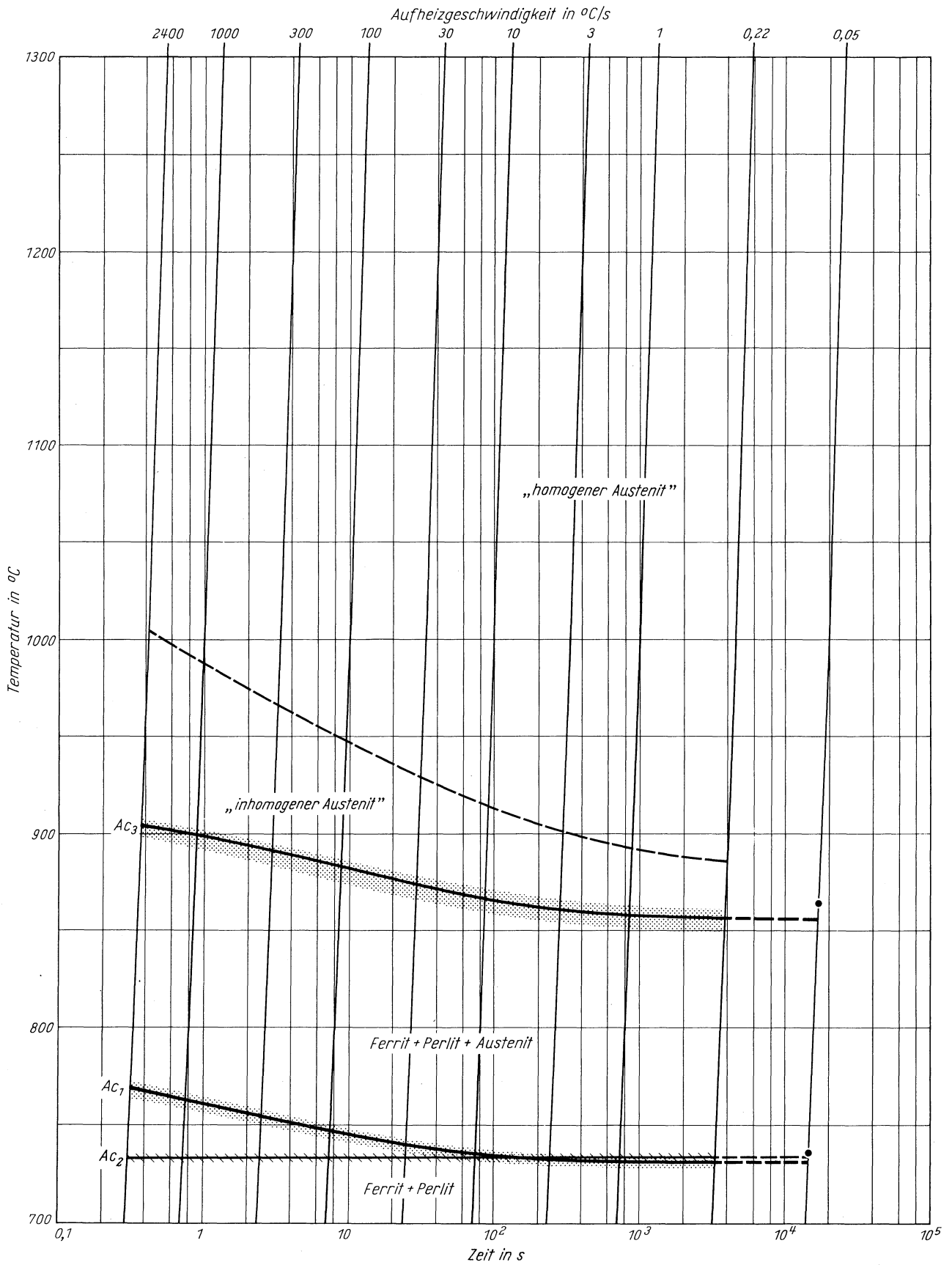


Querschliff

1000:1

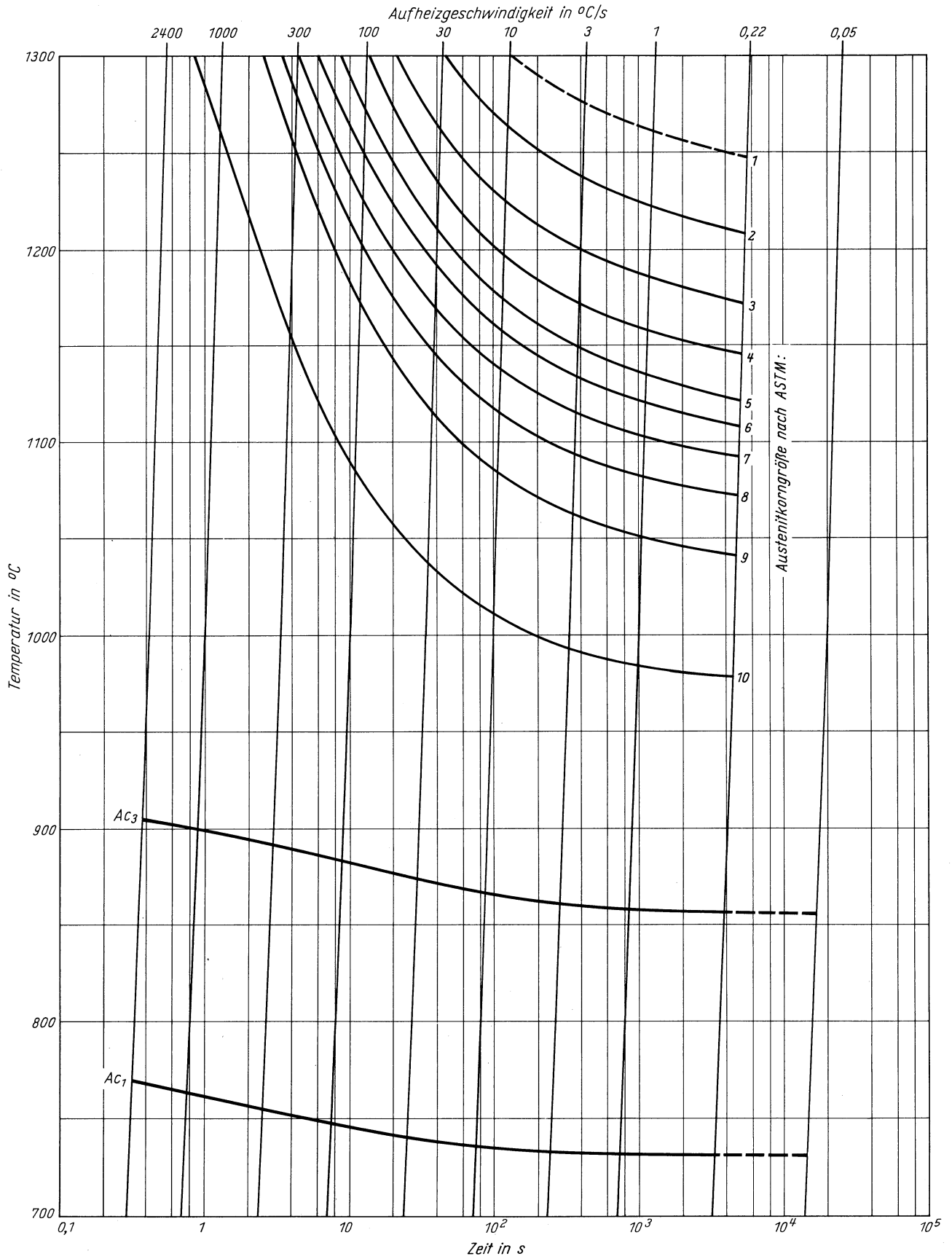
**Stahl StE 36**  
(Schmelze 1)

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(kontinuierlich)



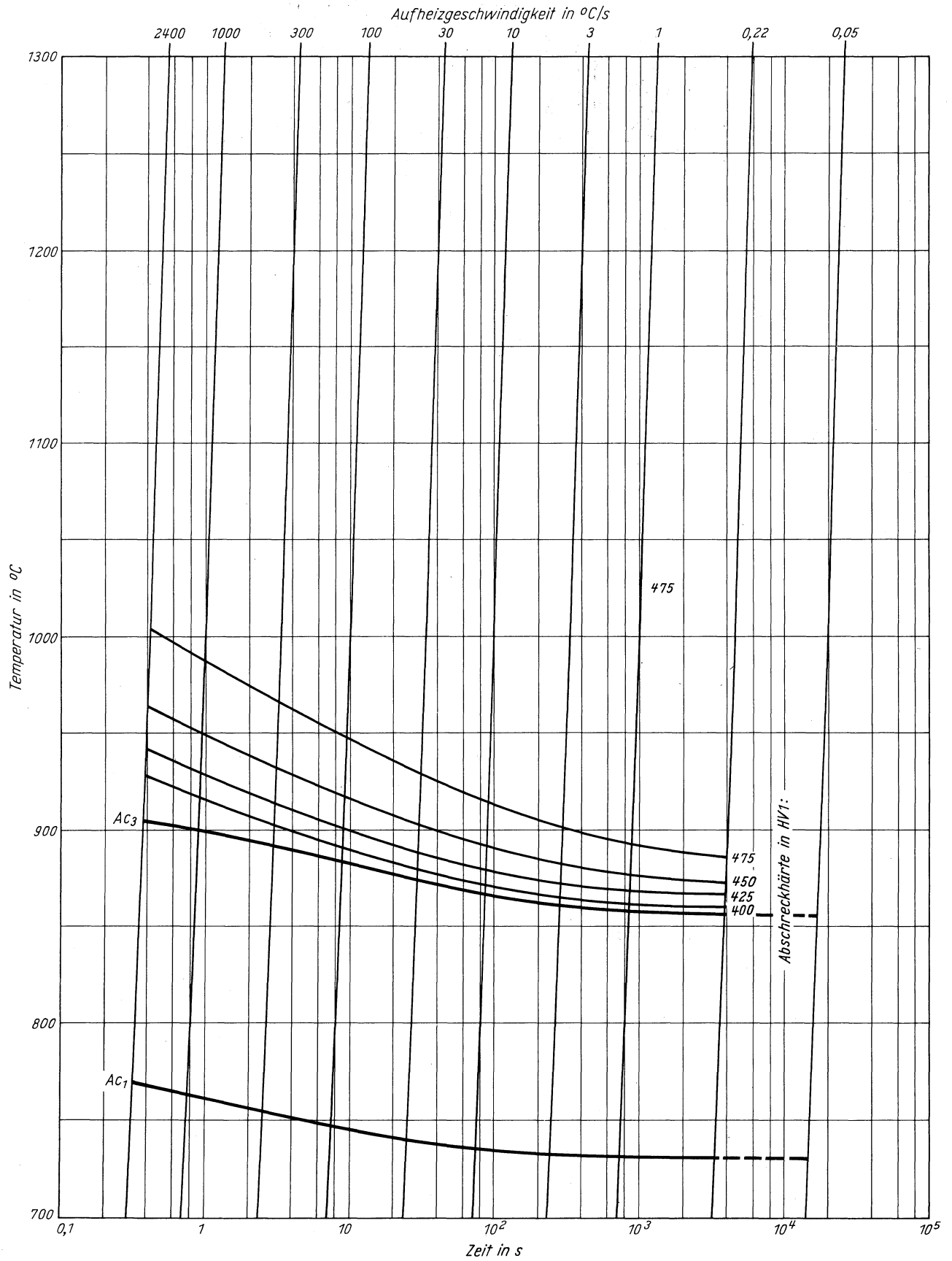
**Stahl StE 36**  
(Schmelze 1)

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)



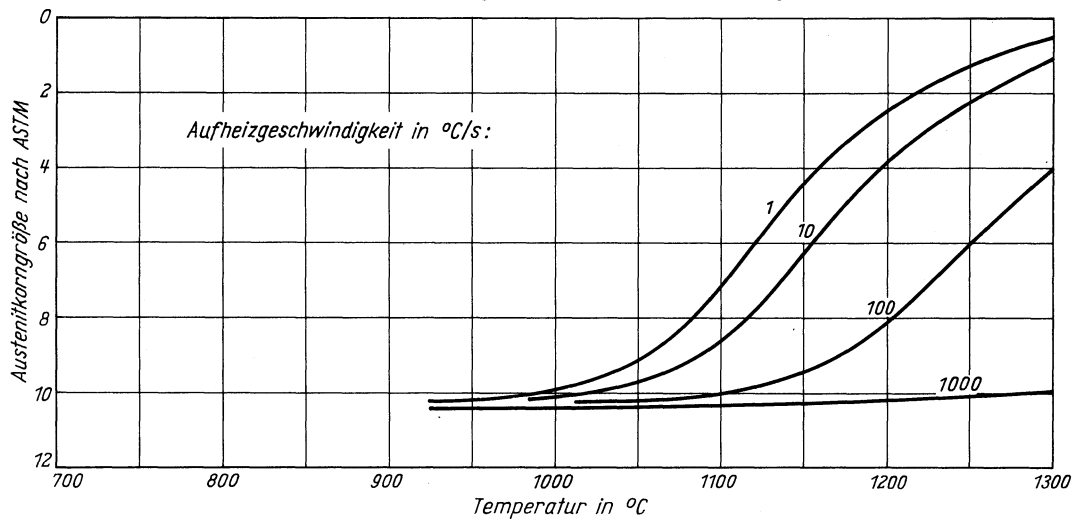
**Stahl StE 36**  
**(Schmelze 1)**

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
 (kontinuierlich)

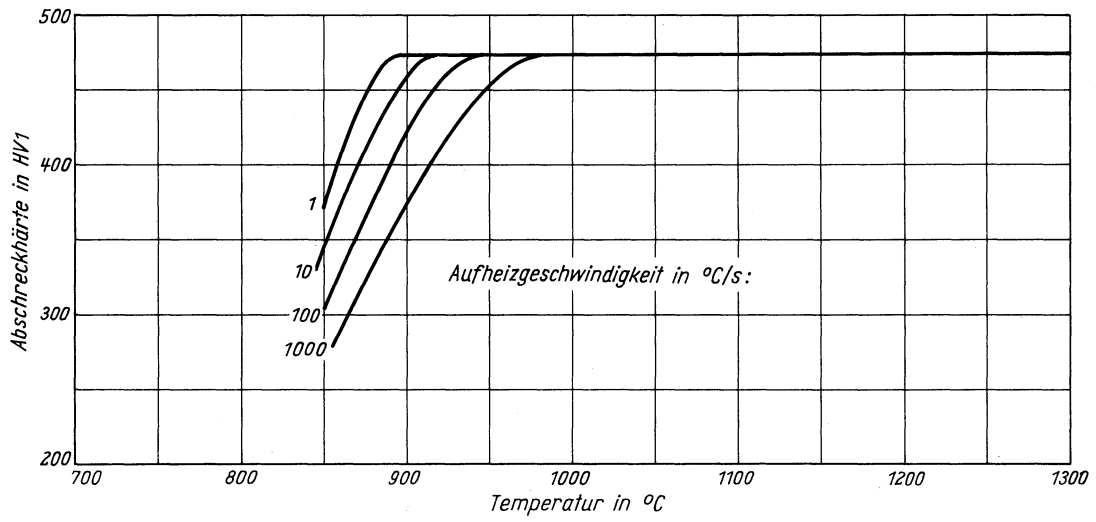


**Stahl StE 36**  
**(Schmelze 1)**

*Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*



*Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*





# Stahl StE 36

(Schmelze 2)

Stoffnummer nach DIN 17 007: 1.0854

Schweißbarer Feinkornbaustahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 089-70

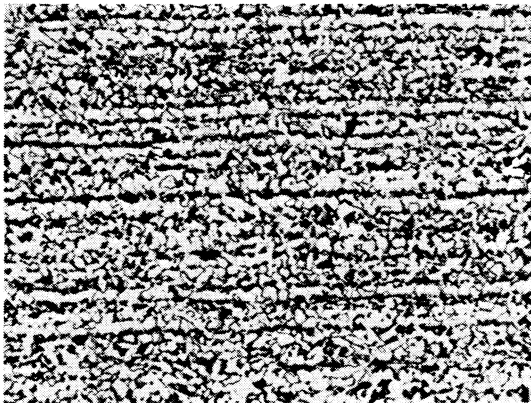
Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	N	Ni	V
Sollwerte mindestens		0,10	0,90							
höchstens	0,20	0,50	1,60	0,040	0,040					
untersuchte Schmelze 1	0,14	0,37	1,22	0,010	0,014	0,036	0,10	0,0156	n. b.	0,056
untersuchte Schmelze 2	0,18	0,37	1,34	0,016	0,022	0,027	n. b.	0,0058	0,015	0,000

Lieferzustand

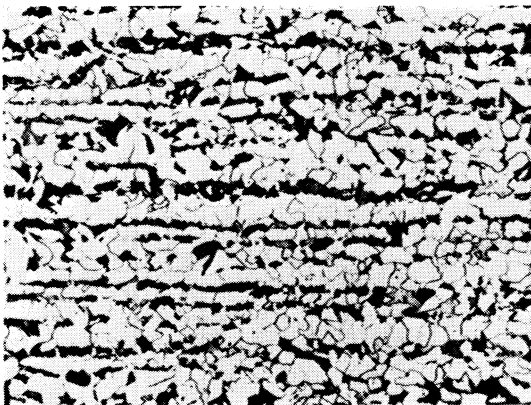
	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze 1	Siemens-Martin-Ofen	gewalzt auf 12 mm Blechdicke
untersuchte Schmelze 2	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 10,4 mm Blechdicke

Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1

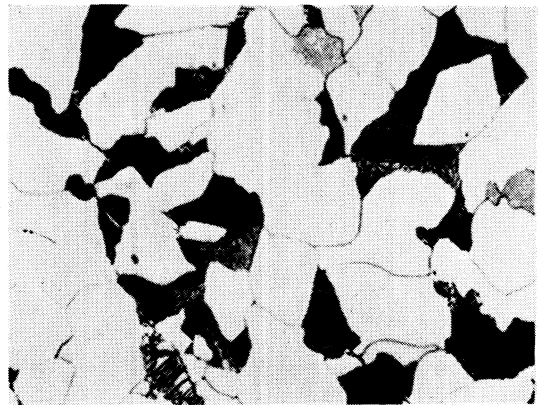


Querschliff

200:1

Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	-
Austenitkorngrenzen	9



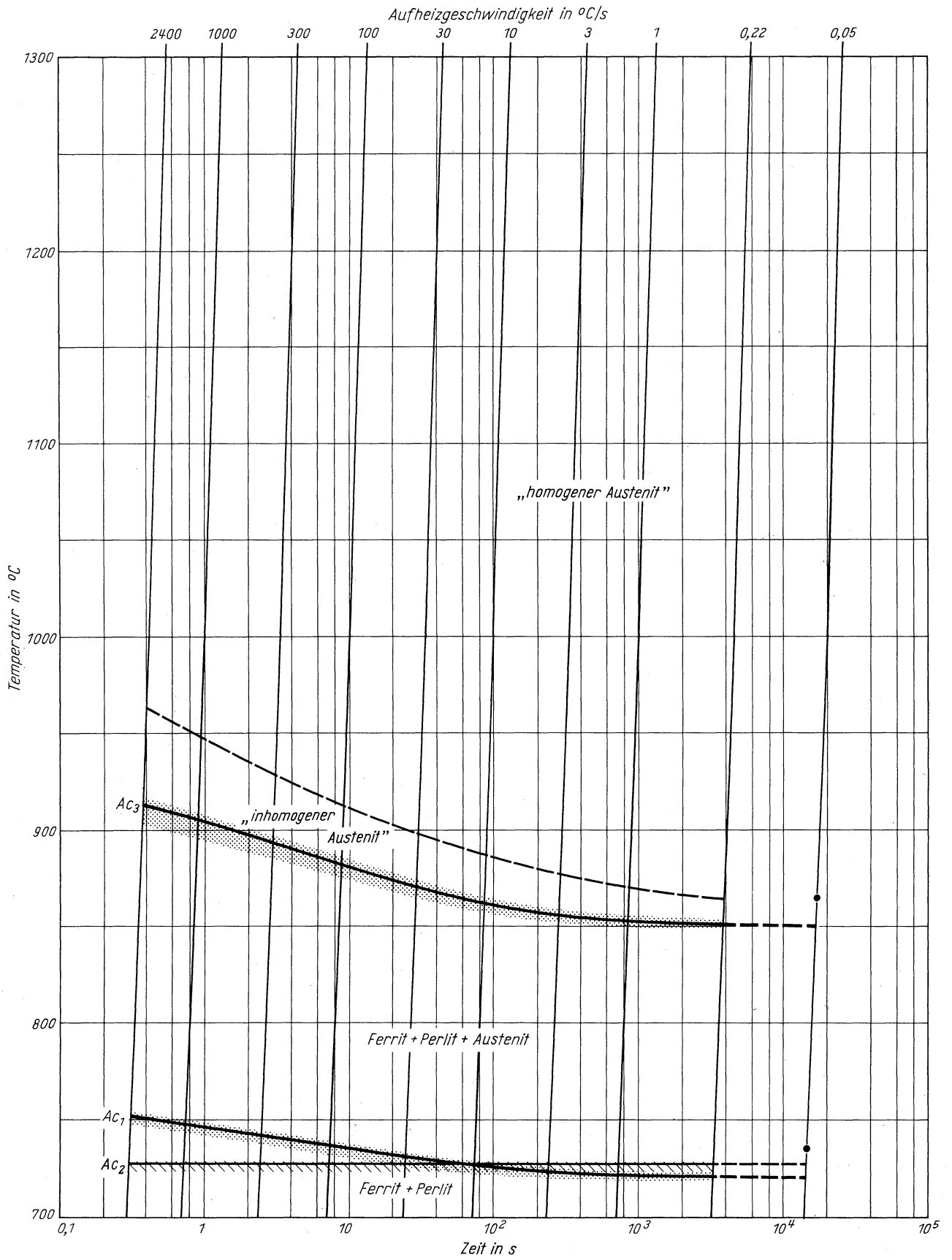
Querschliff

1000:1

# Stahl StE 36

(Schmelze 2)

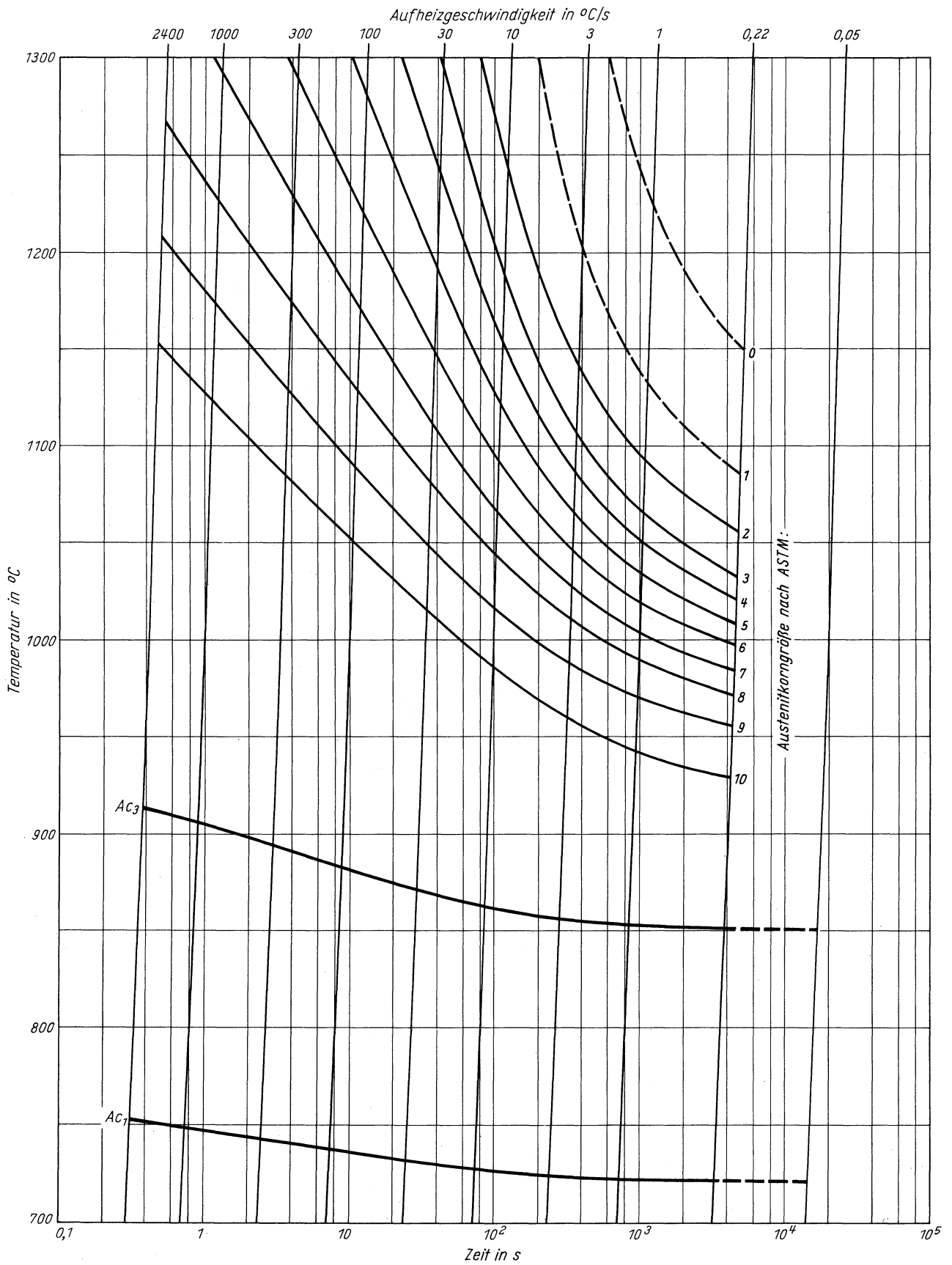
Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(kontinuierlich)





**Stahl StE 36**  
(Schmelze 2)

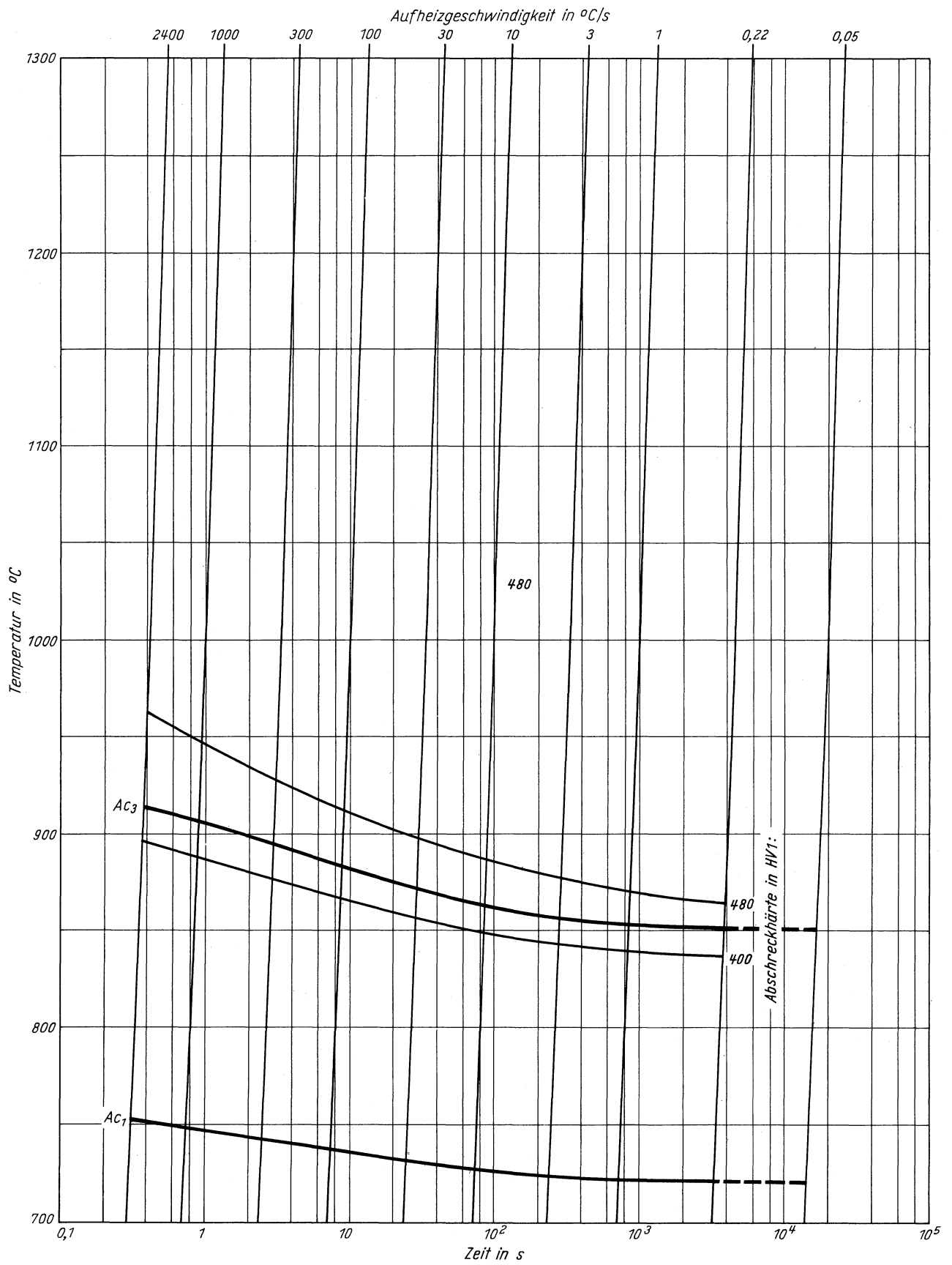
ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)



Austenitkorngröße nach ASTM:

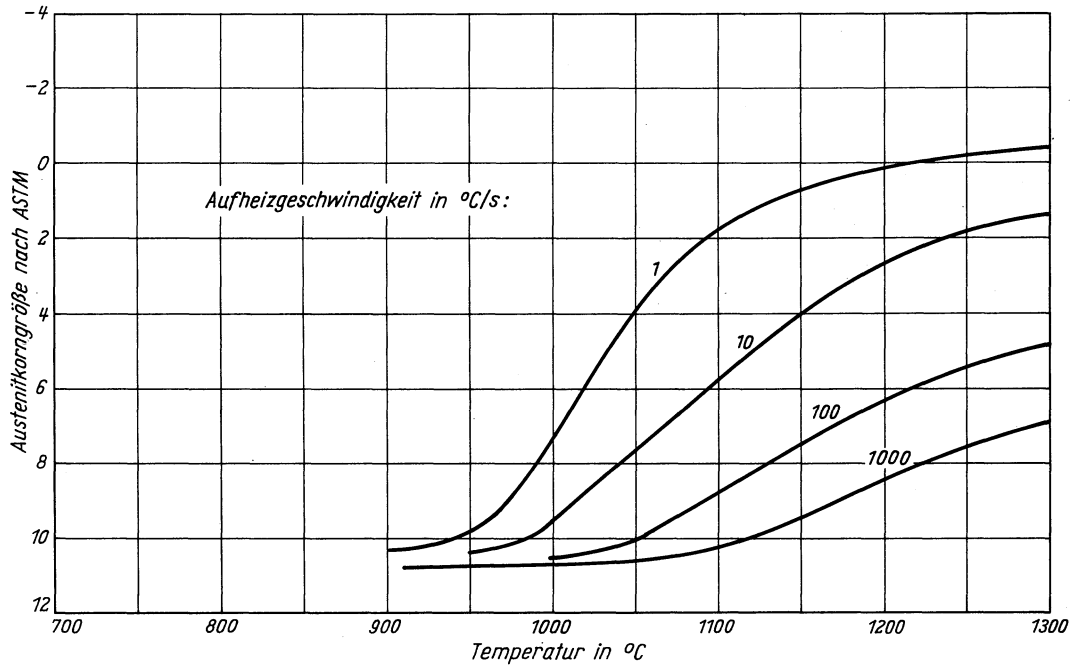
**Stahl StE 36**  
(Schmelze 2)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)

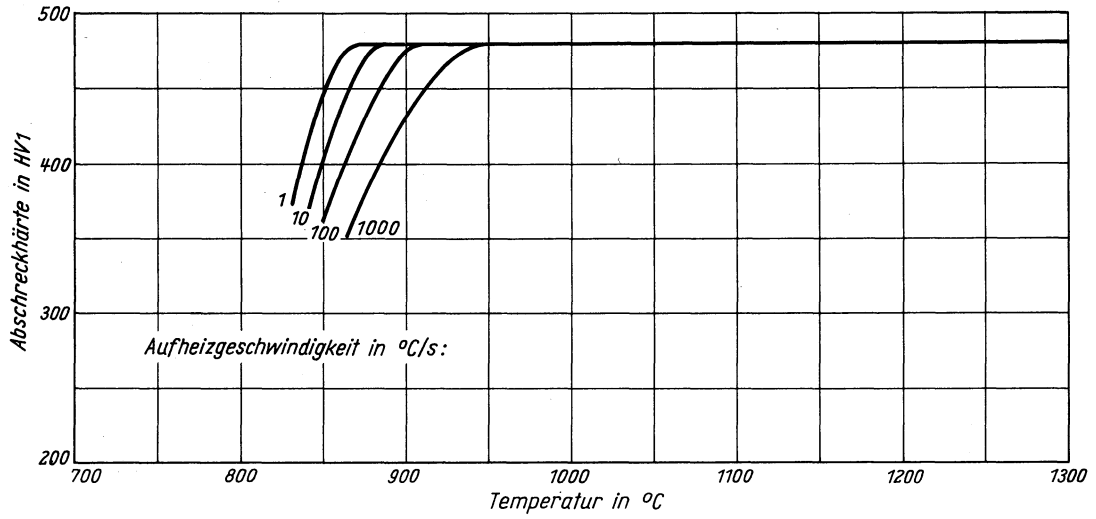


**Stahl StE 36**  
(Schmelze 2)

*Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*



*Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur*





# Stahl StE 47 (Ni-V)

Schweißbarer Feinkornbaustahl

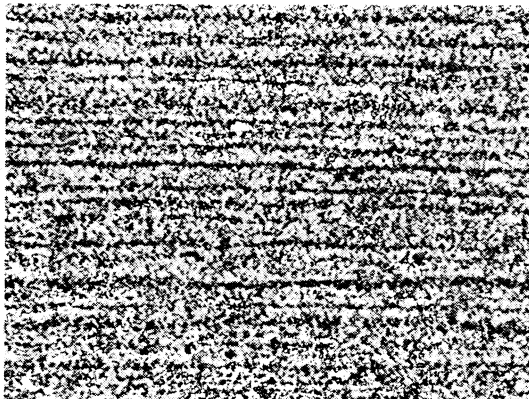
Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ni	V
Sollwerte mindestens		1,10	1,10					0,150	0,100
höchstens	0,20	0,50	1,70	0,035	0,034		0,0200	0,800	0,200
untersuchte Schmelze	0,16	0,36	1,56	0,014	0,017	0,021	0,0180	0,431	0,177

Lieferzustand

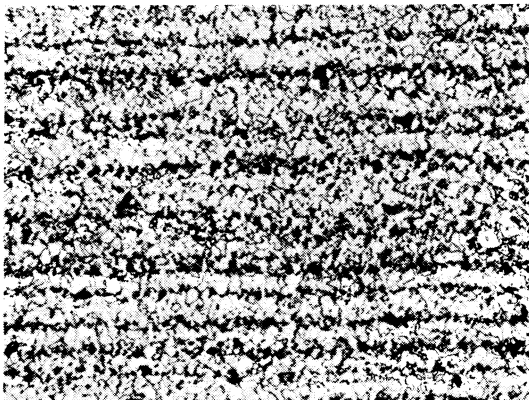
	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 12,6 mm Blechdicke

Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1

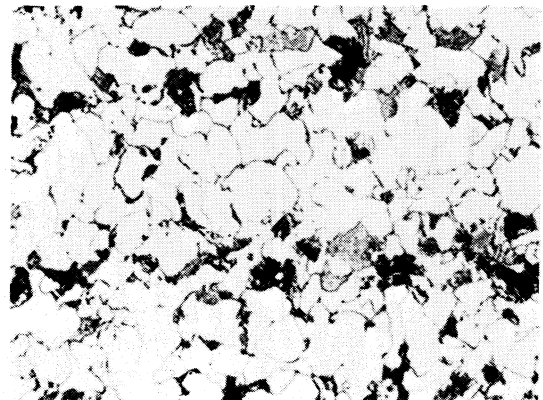


Querschliff

200:1

Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	-
Austenitkorngrenzen	8 u. 9

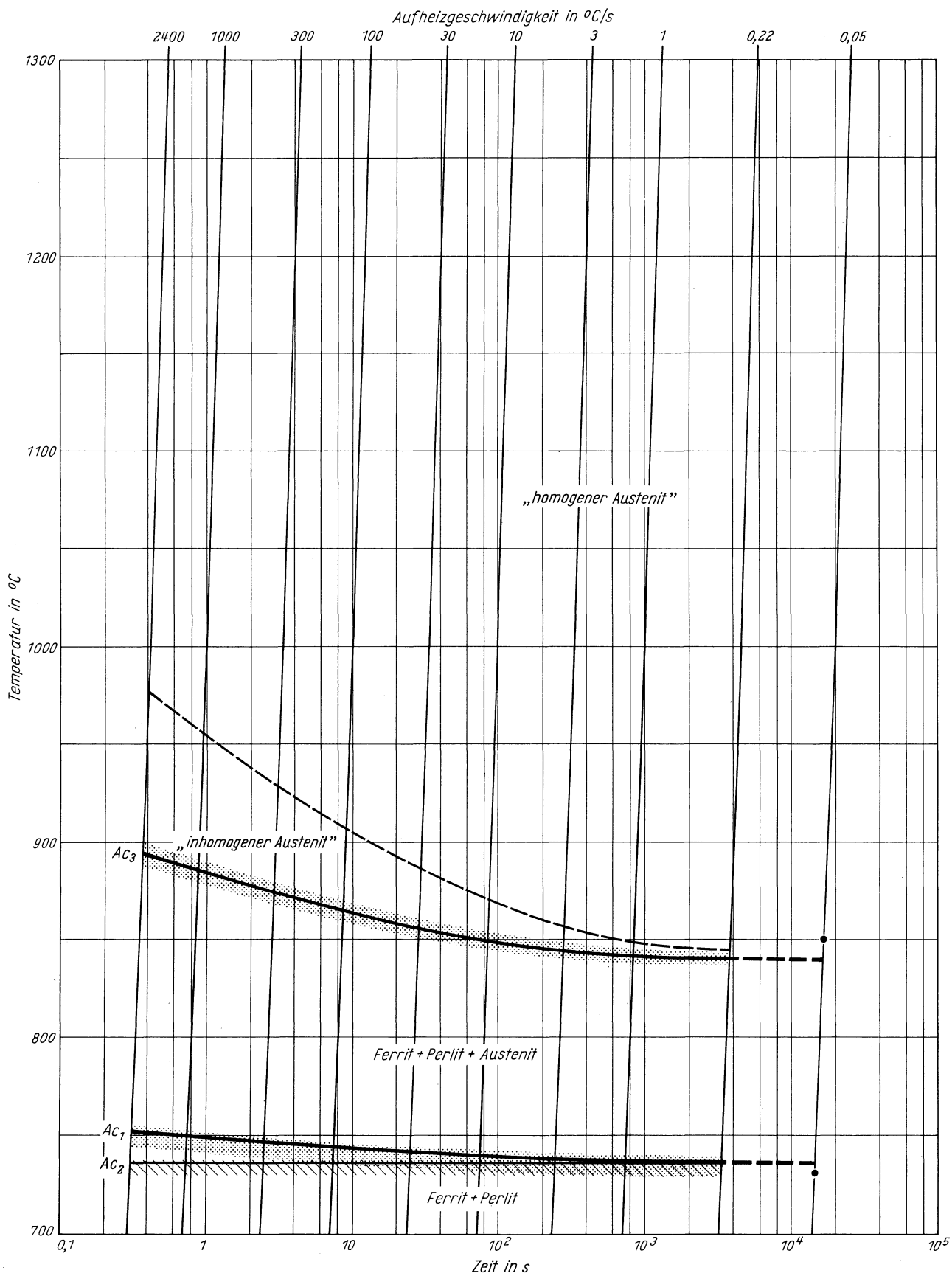


Querschliff

1000:1

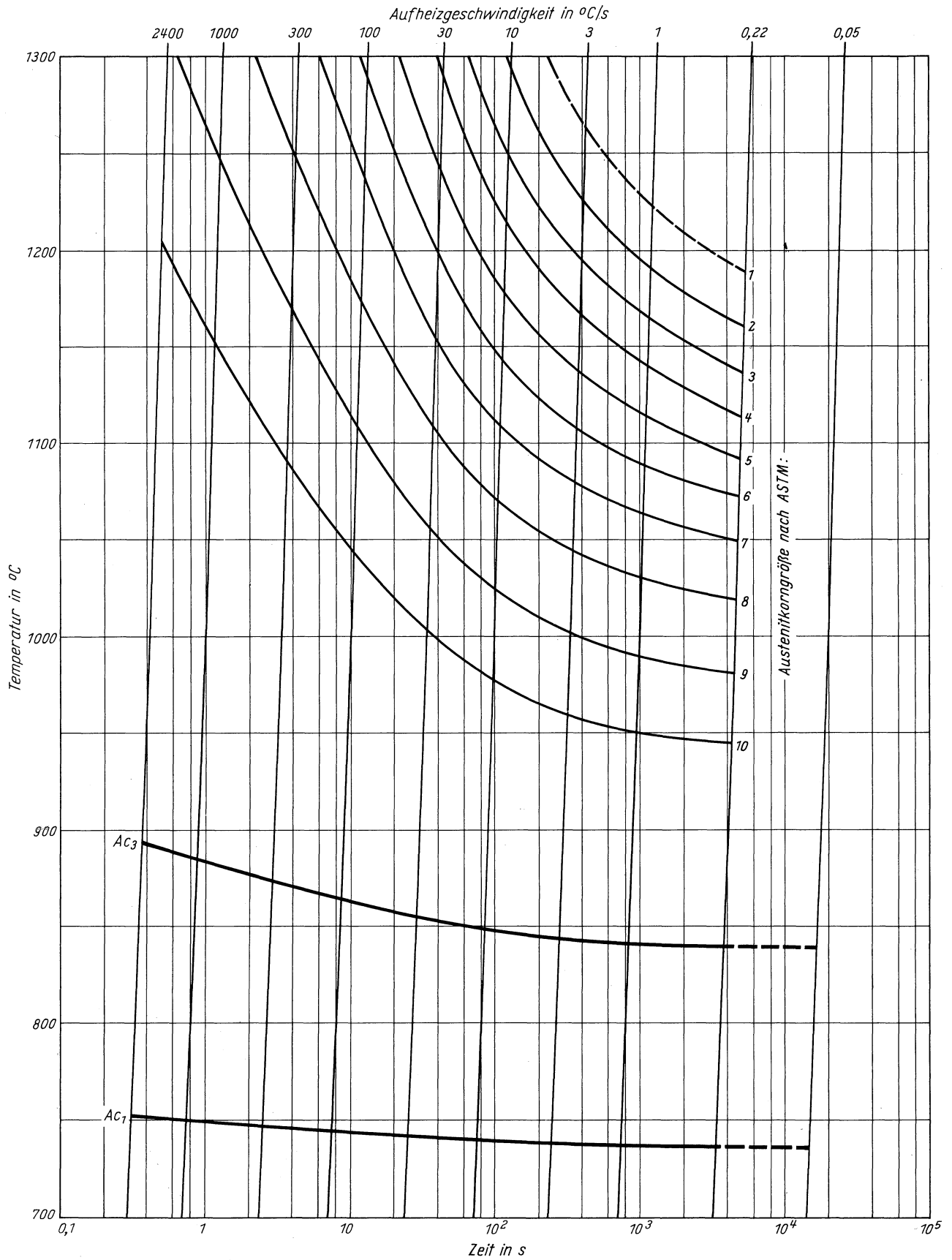
# Stahl StE 47 (Ni-V)

Zeit - Temperatur - Austenitierung - Schaubild  
(kontinuierlich)



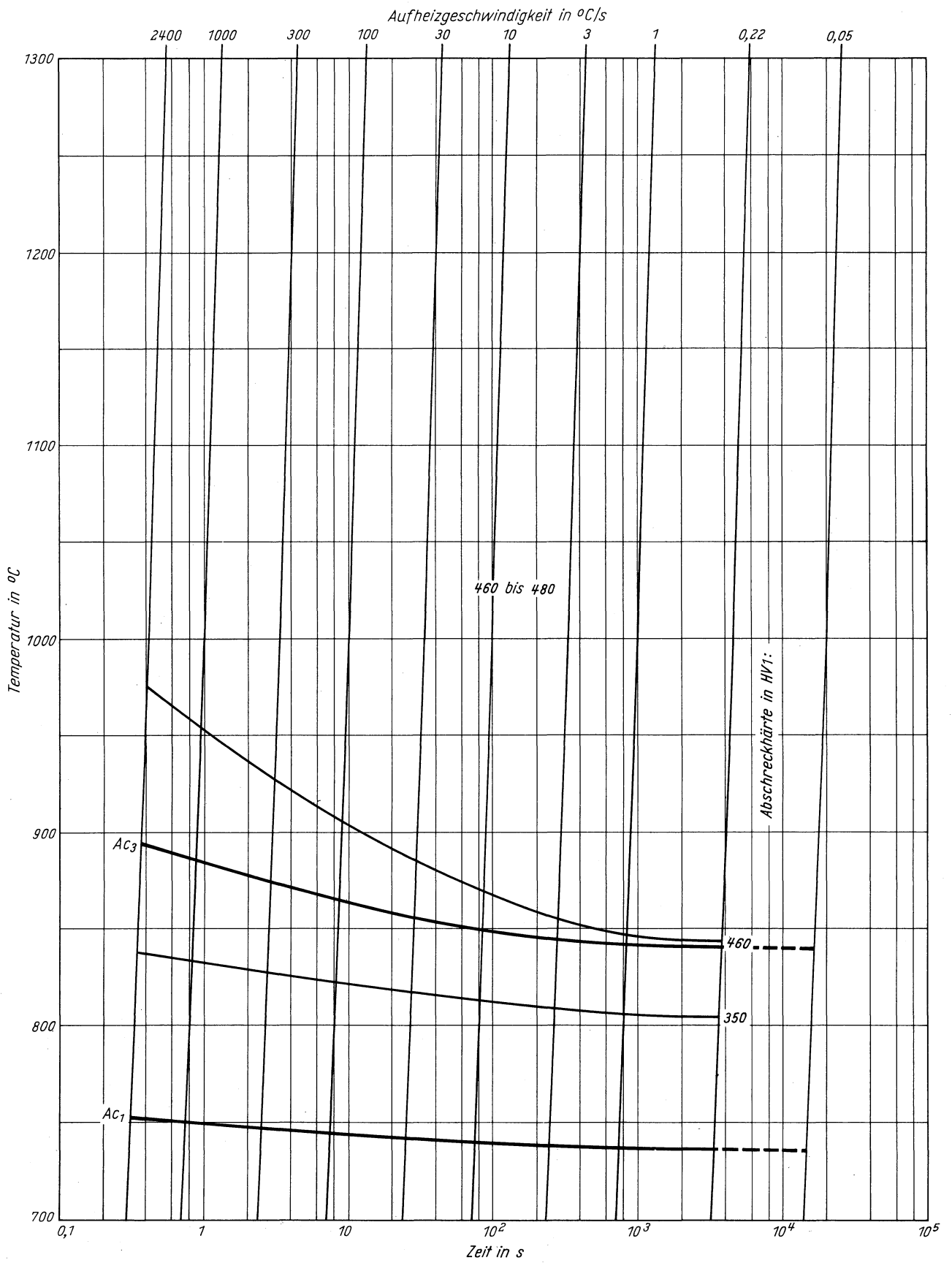
**Stahl StE 47 (Ni-V)**

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)



**Stahl StE 47 (Ni-V)**

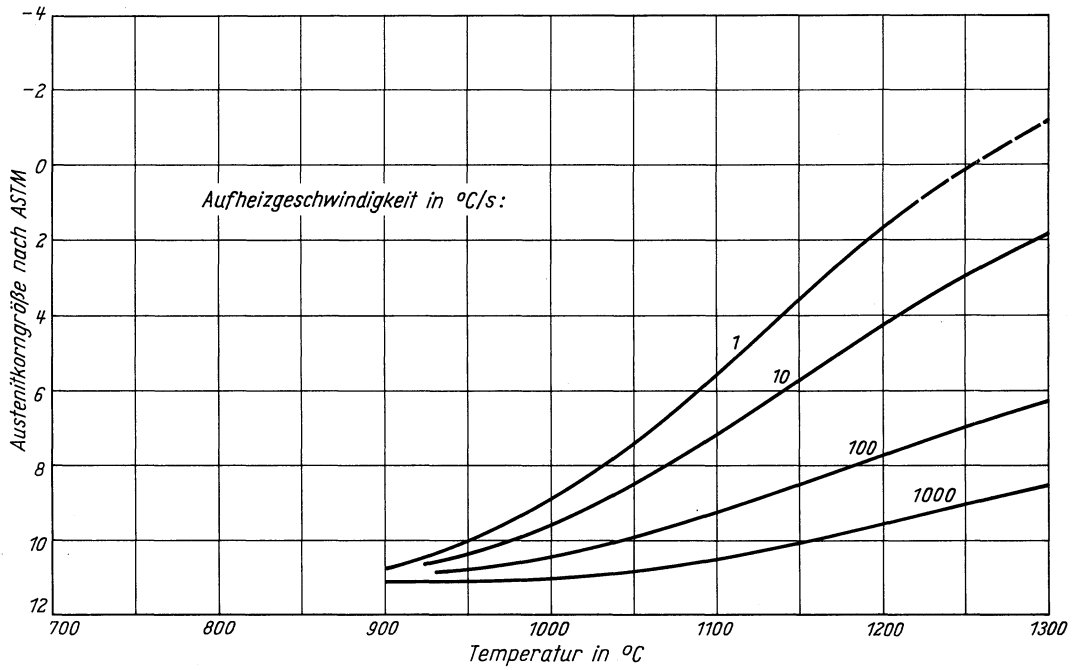
ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)



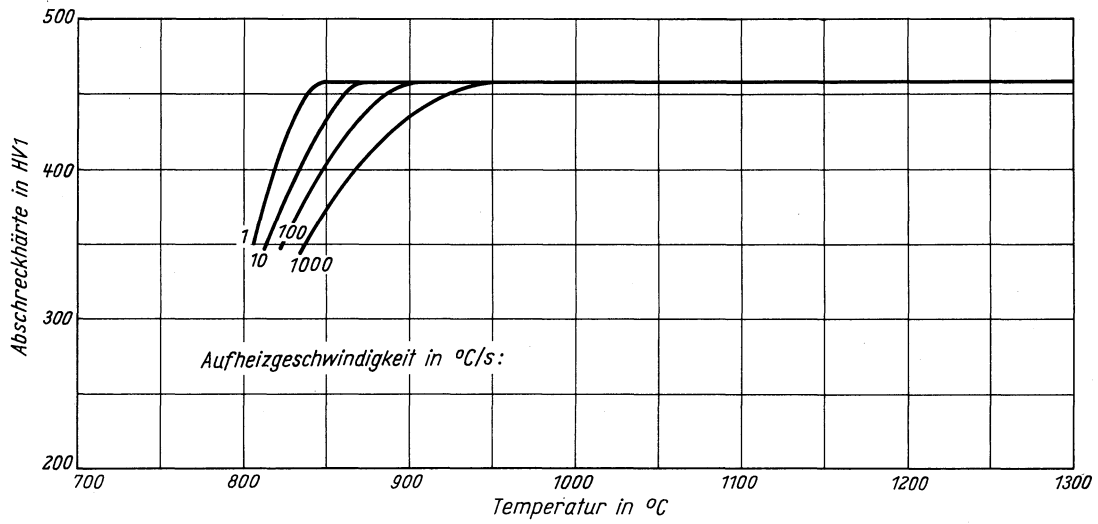


# Stahl StE 47 (Ni-V)

Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur





# Stahl StE 47 (Ni-Ti)

Schweißbarer Feinkornbaustahl

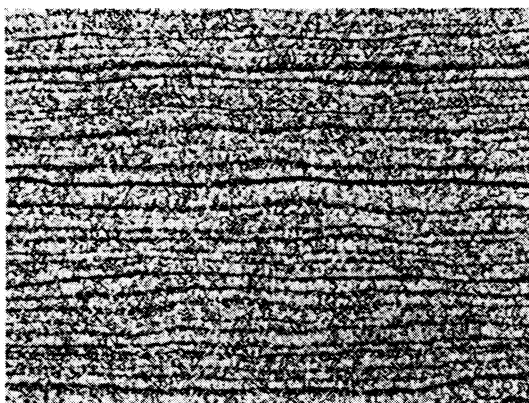
## Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ni	Ti
Sollwerte mindestens		0,10	1,10					0,50	0,10
höchstens	0,20	0,60	1,60	0,035	0,035		0,0070	0,80	0,20
untersuchte Schmelze	0,18	0,41	1,35	0,021	0,014	0,030	0,0052	0,57	0,14

## Lieferzustand

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

## Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1

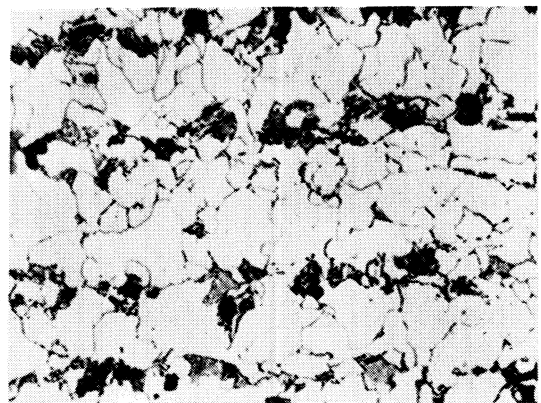


Querschliff

200:1

## Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	-
Austenitkorngrenzen	8 u. 9

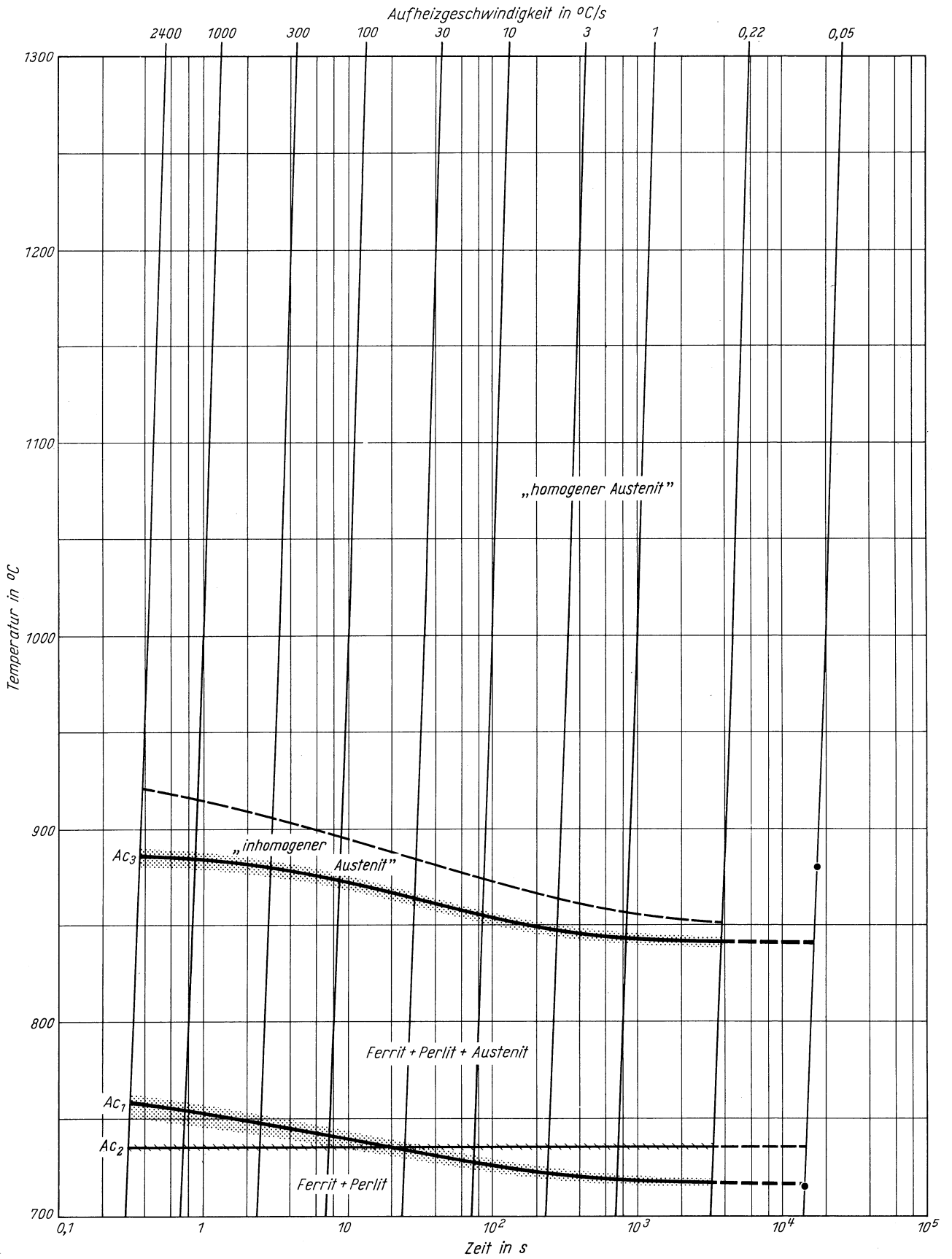


Querschliff

1000:1

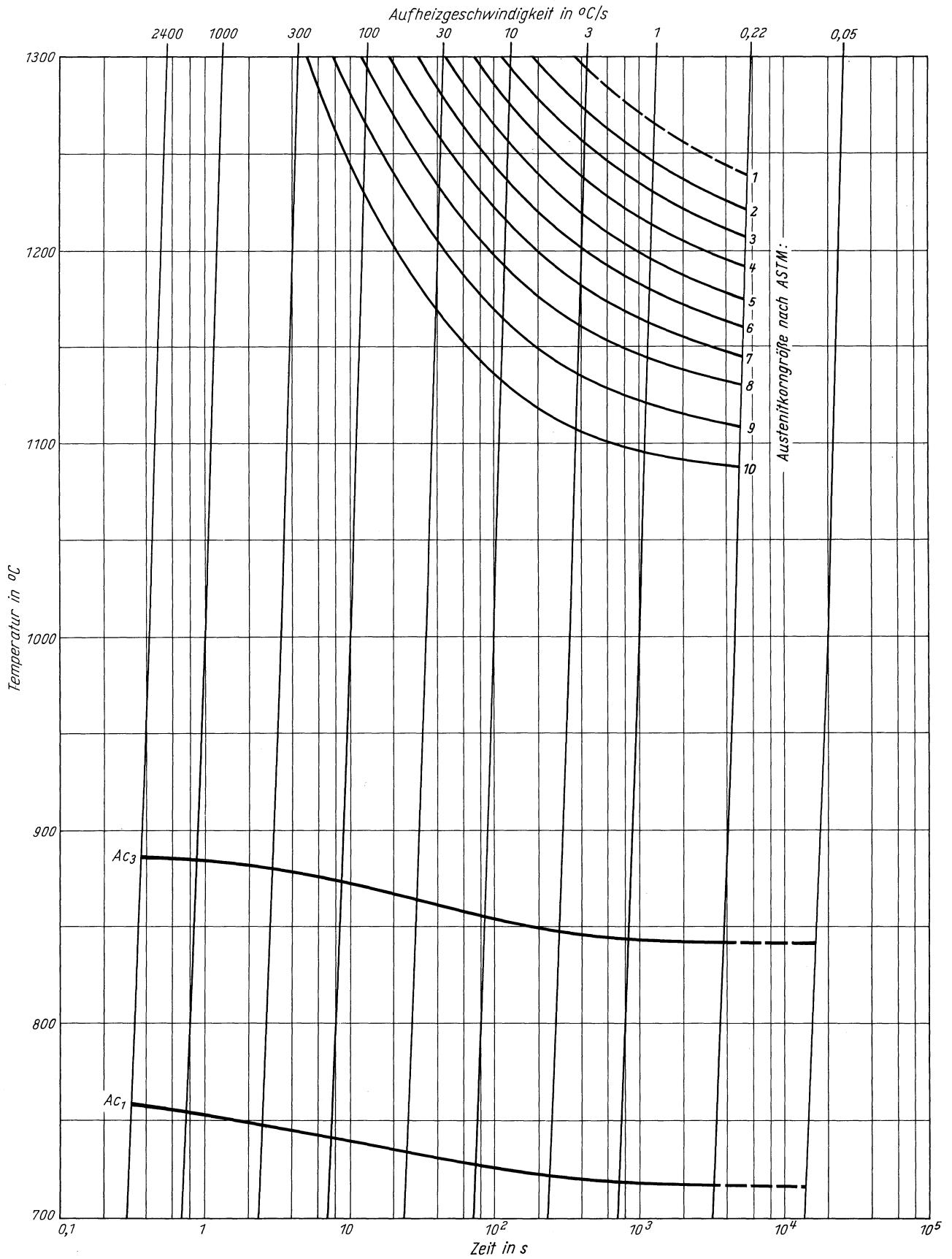
**Stahl StE 47 (Ni-Ti)**

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(kontinuierlich)



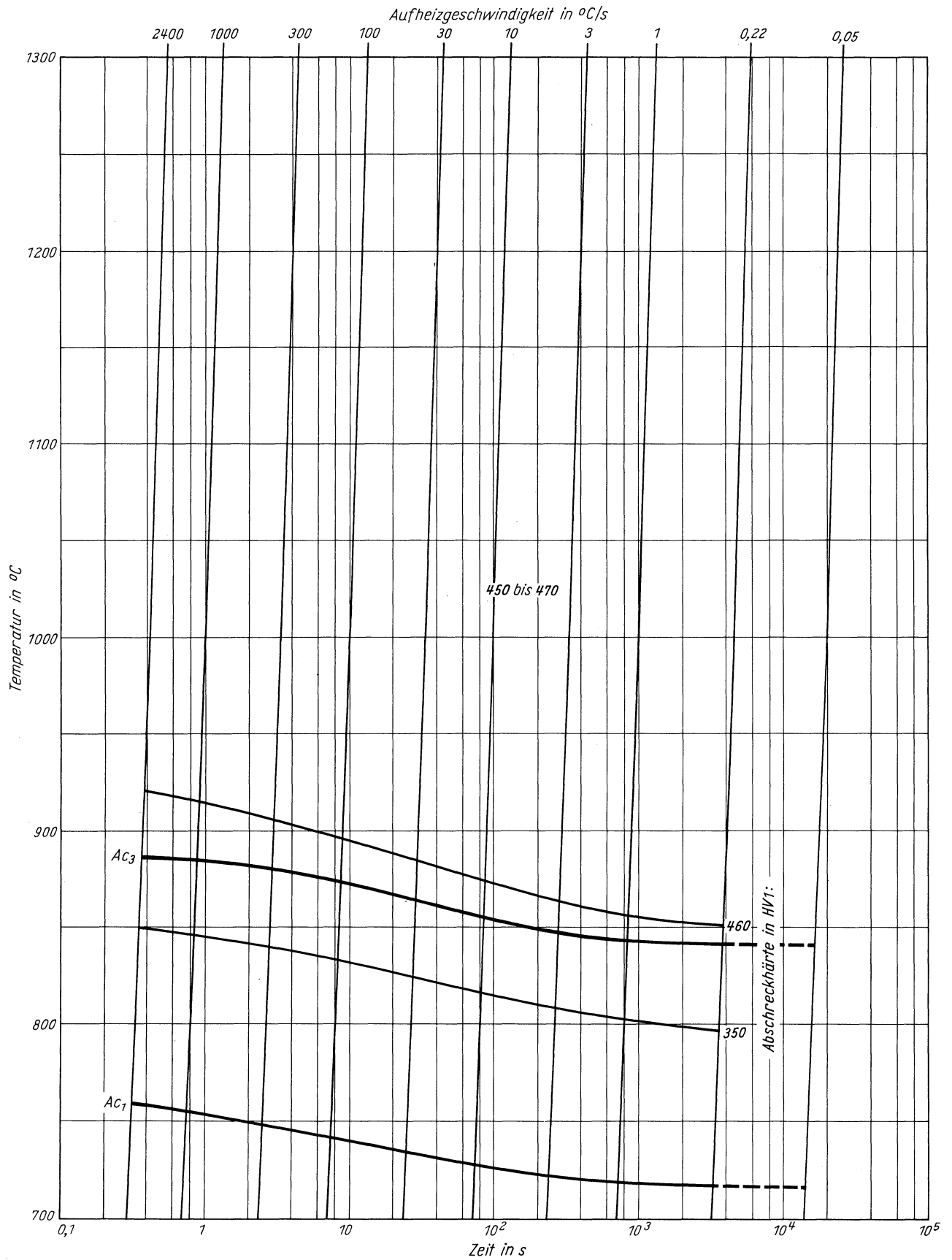
**Stahl StE 47 (Ni-Ti)**

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)



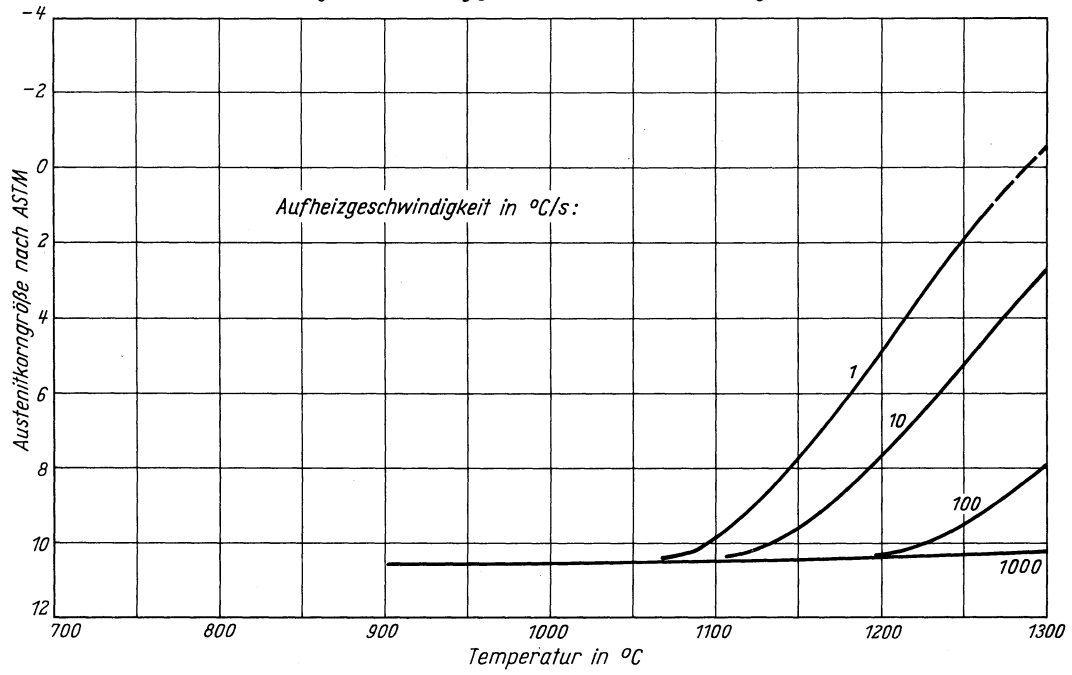
**Stahl StE 47 (Ni-Ti)**

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)

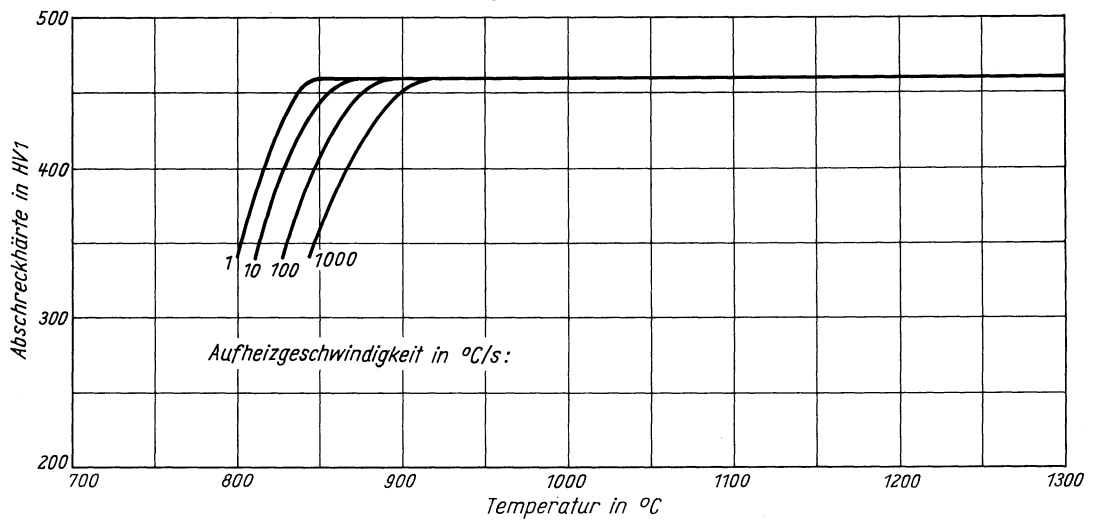


# Stahl StE 47 (Ni-Ti)

Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur







# Stahl StE 47 (Cu-Ni-V)

Schweißbarer Feinkornbaustahl

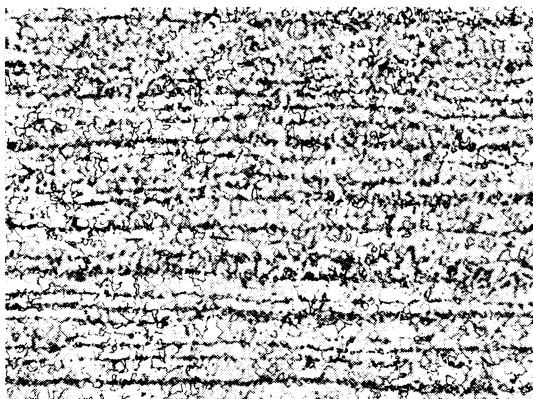
Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	N	Nb	Ni	V
Sollwerte mindestens		0,10	1,10				0,30			0,40	0,08
höchstens	0,18	0,55	1,50	0,035	0,035		0,70	0,0200		0,70	0,20
untersuchte Schmelze	0,13	0,26	1,26	0,019	0,018	0,008	0,57	0,0112	0,024	0,62	0,11

Lieferzustand

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

Gefügebilder des Ausgangszustandes



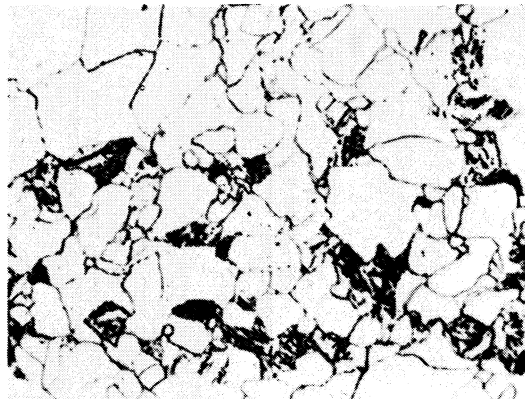
Längsschliff 100:1



Querschliff 200:1

Verwendete Ätzmittel

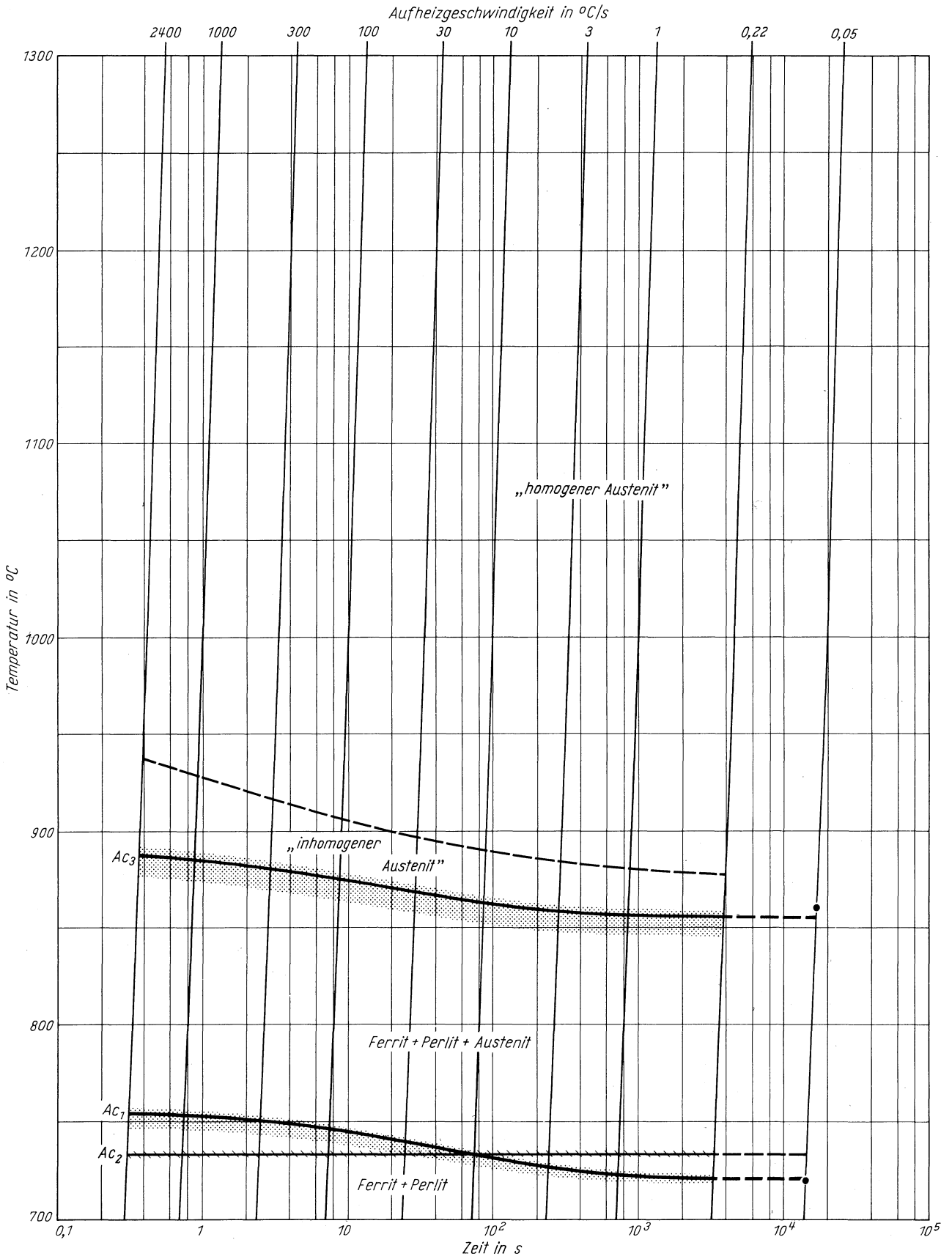
Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	-
Austenitkorngrenzen	8 u. 9



Querschliff 1000:1

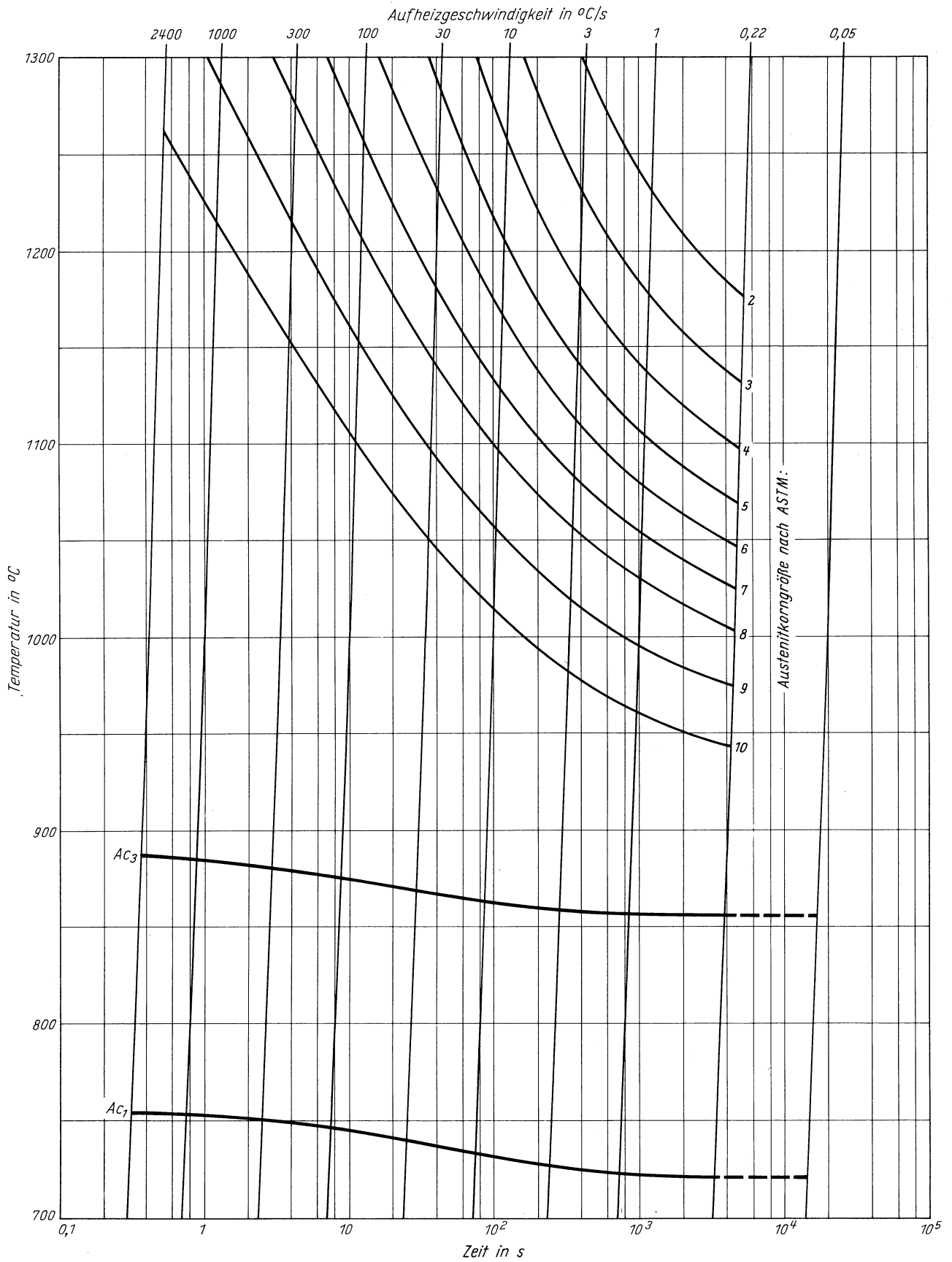
**Stahl StE 47 (Cu-Ni-V)**

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(kontinuierlich)



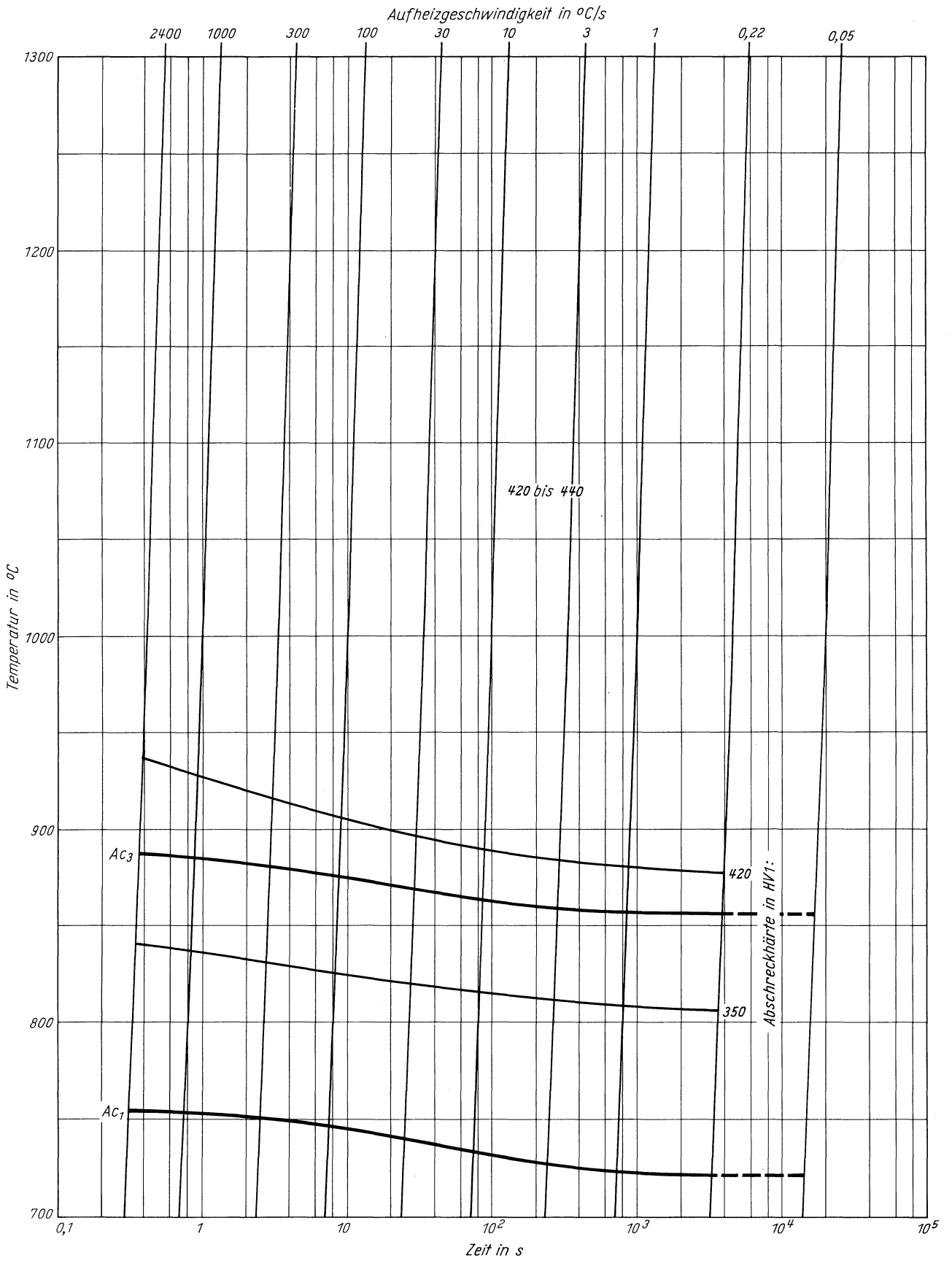
# Stahl StE 47 (Cu-Ni-V)

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)



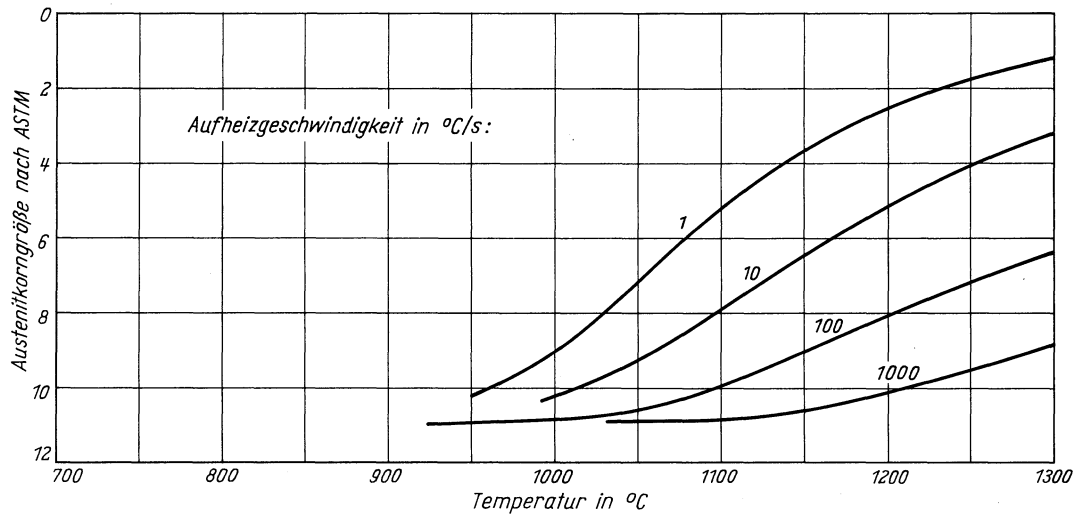
**Stahl StE 47 (Cu-Ni-V)**

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)

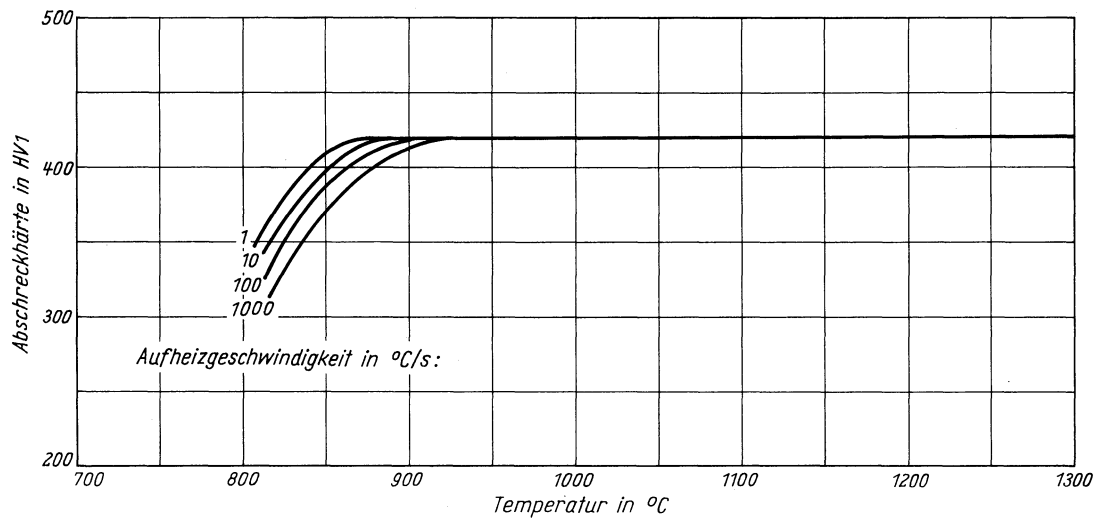


# Stahl StE 47 (Cu-Ni-V)

Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur





# Stahl StE 70 (Ni-Cr-Mo-B)

Wasservergütet schweißbarer Feinkornbaustahl

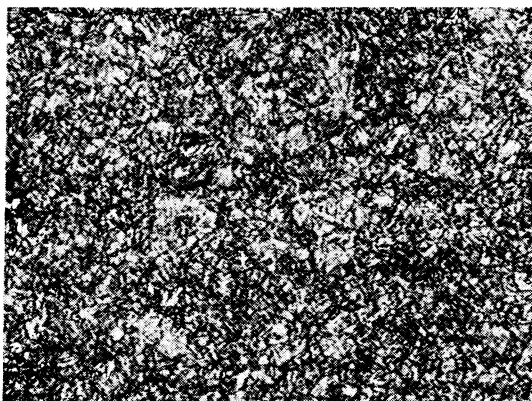
Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	B	Cr	Cu	Mo	N	Ni	V
Sollwerte mindestens		0,15	0,60			0,0020	0,40	0,15	0,40		0,70	0,03
höchstens	0,20	0,35	1,00	0,035	0,035	0,0060	0,65	0,50	0,60	0,0150	1,00	0,08
untersuchte Schmelze	0,18	0,28	0,82	0,025	0,010	0,0030	0,58	0,30	0,46	0,0113	0,89	0,04

Lieferzustand

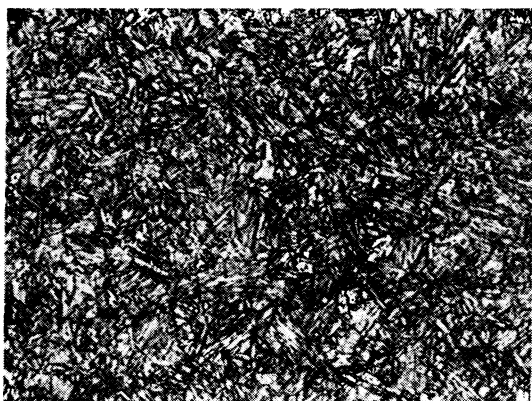
	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 14 mm Blechdicke

Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1



Querschliff

200:1

Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	1
Karbide	-
Austenitkorn Grenzen	8 u. 9

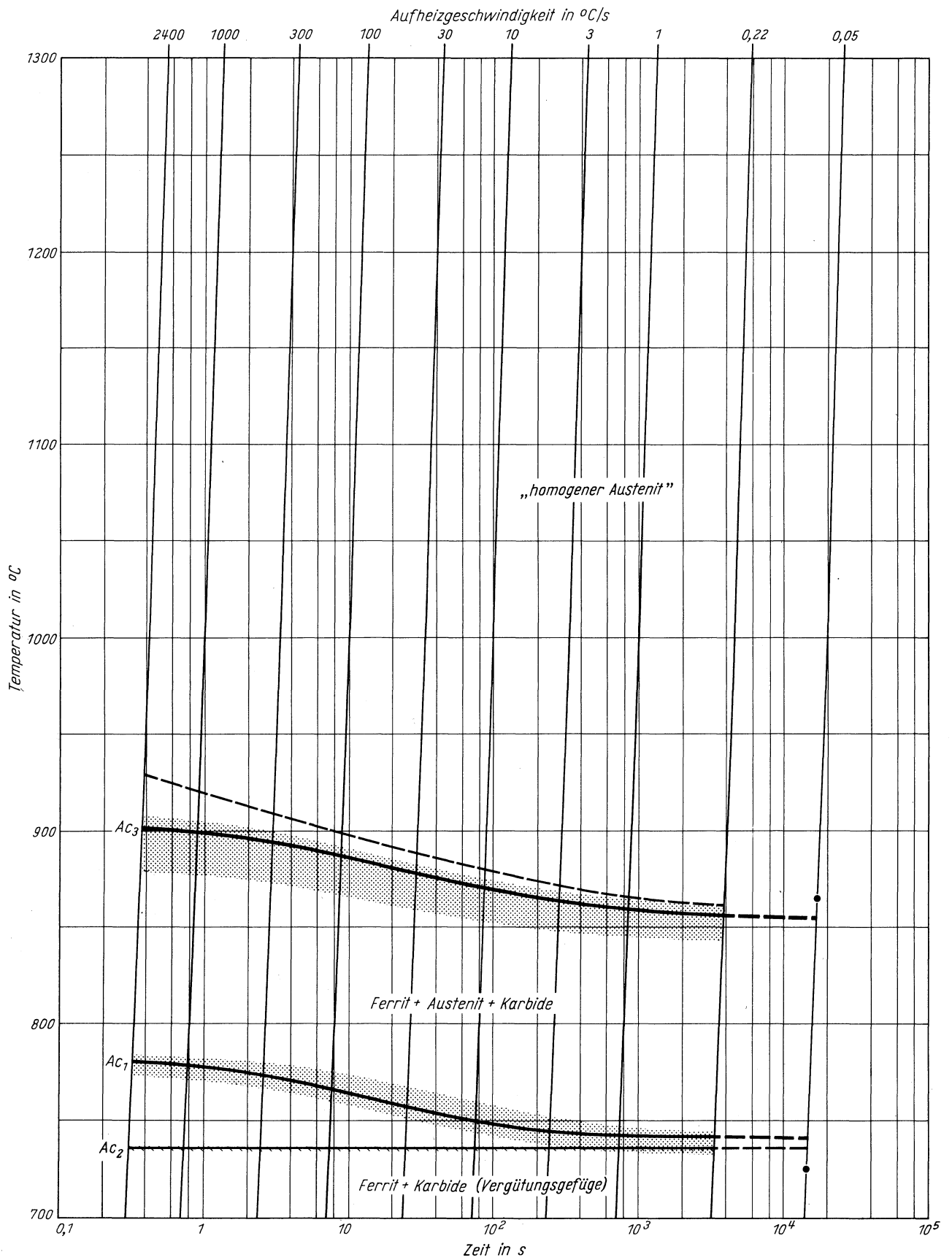


Querschliff

1000:1

# Stahl StE 70 (Ni-Cr-Mo-B)

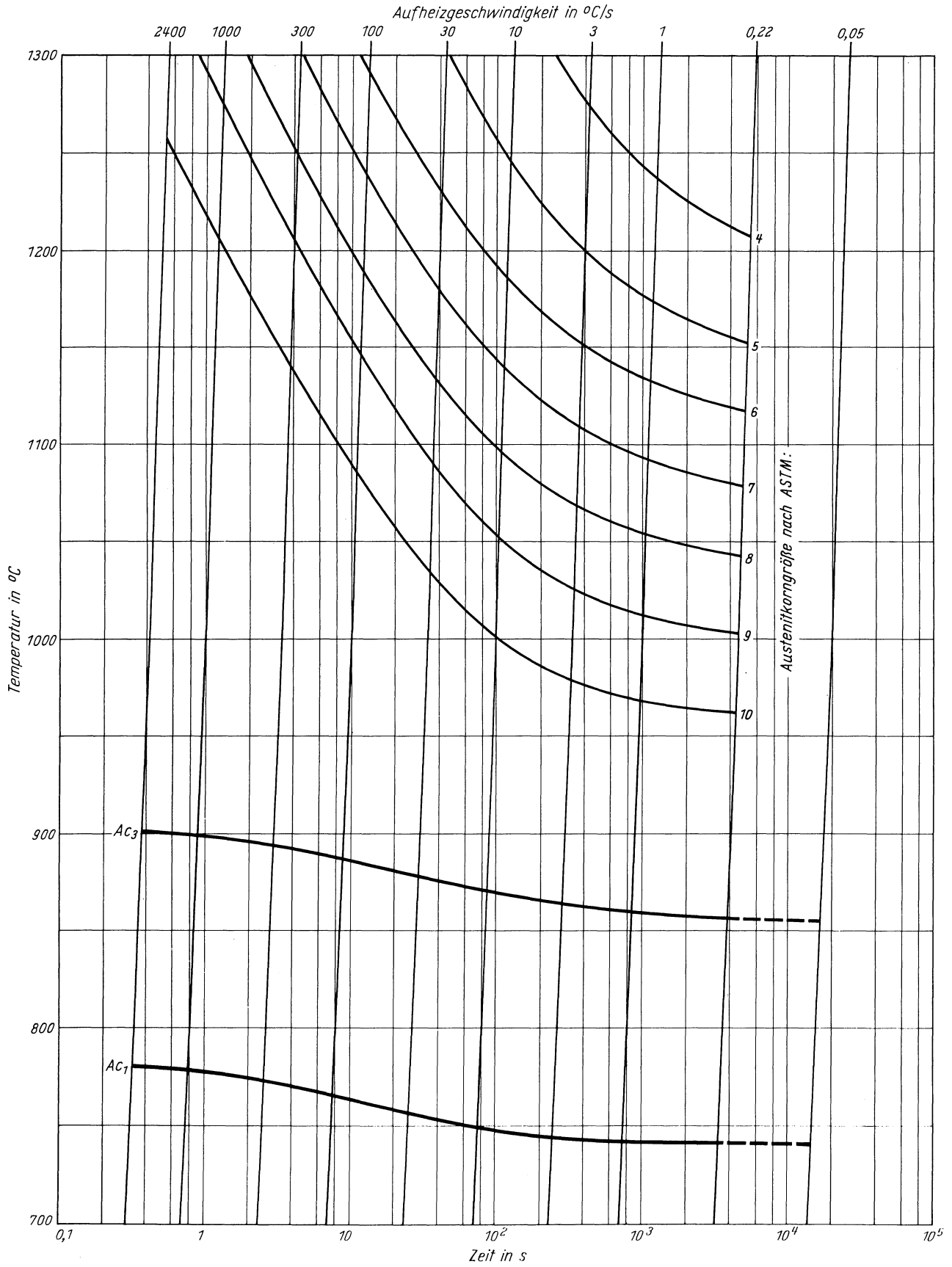
Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(kontinuierlich)





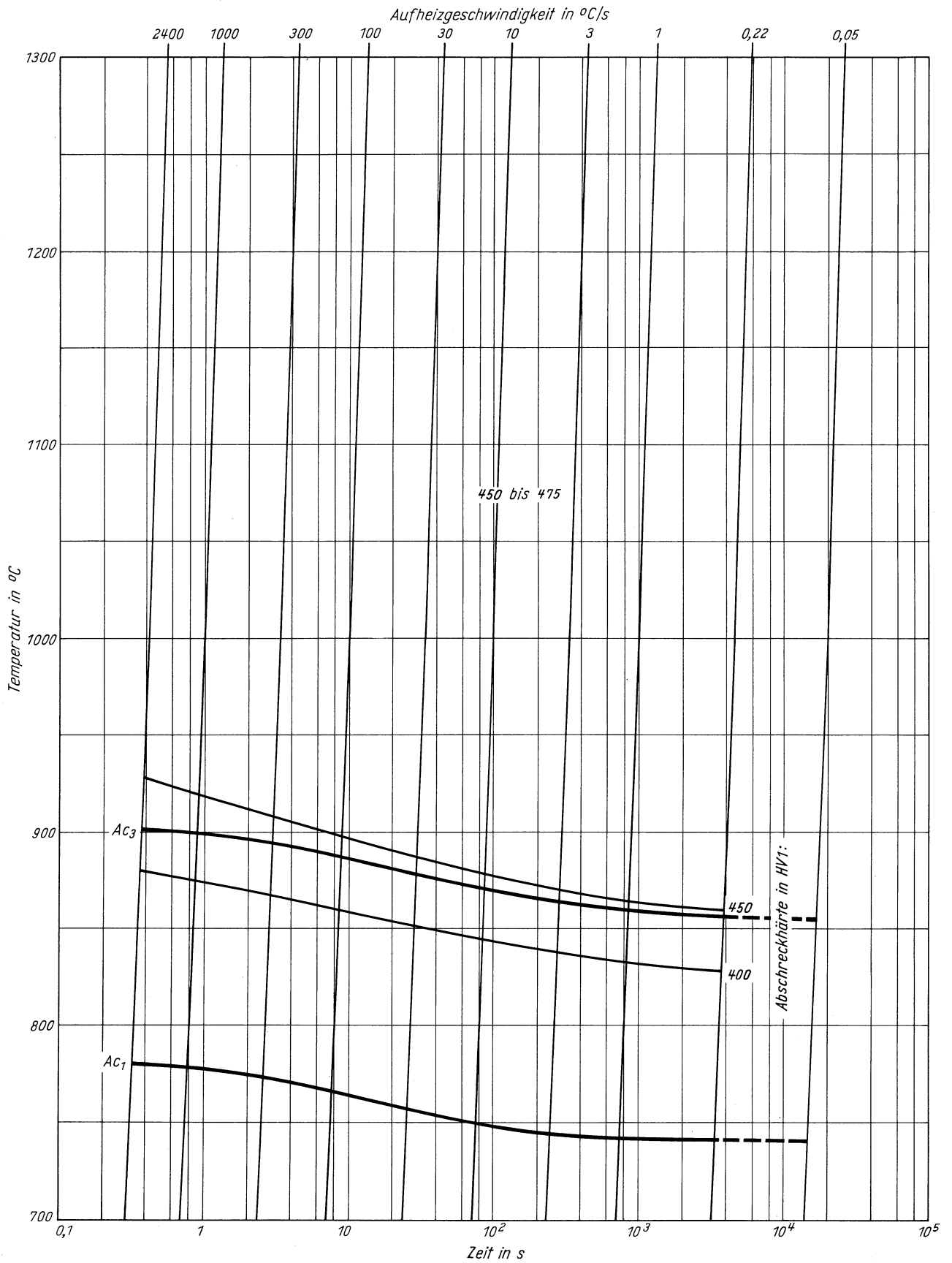
**Stahl StE 70 (Ni-Cr-Mo-B)**

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)



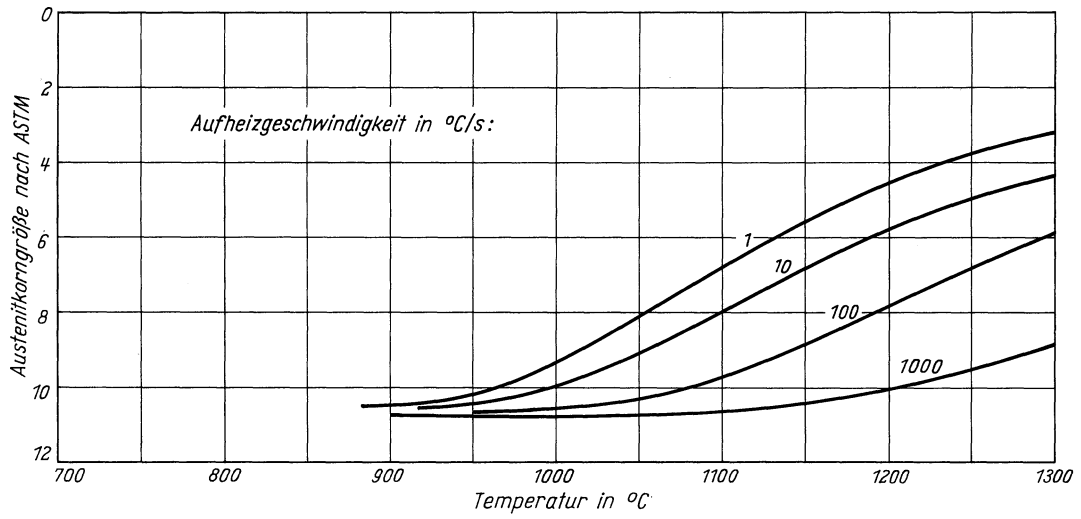
# Stahl StE 70 (Ni-Cr-Mo-B)

ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)

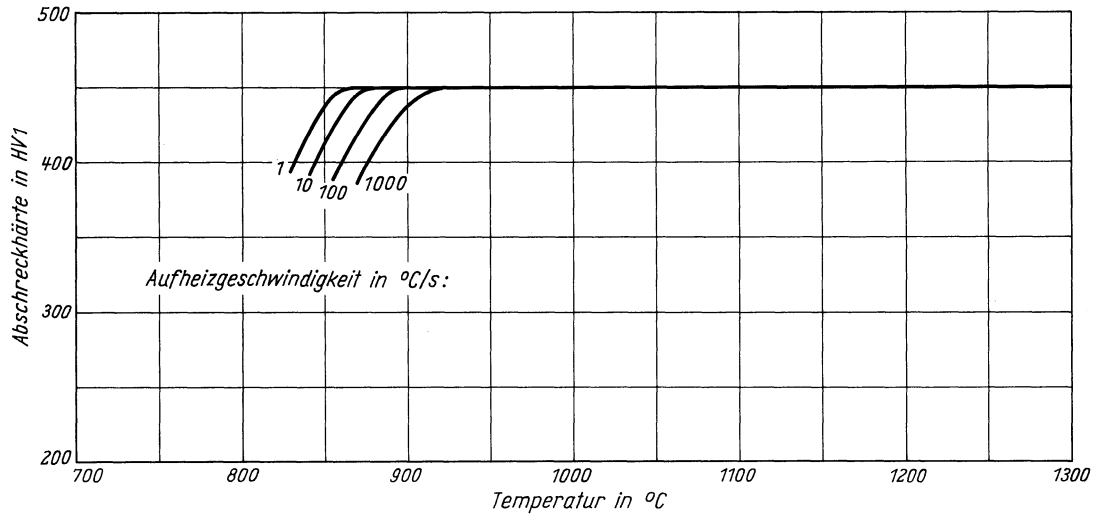


# Stahl StE 70 (Ni-Cr-Mo-B)

Austenitkorngröße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur





# Stahl 22 NiMoCr 3 7

(Bezeichnung nach DIN 17 006)

Stoffnummer nach DIN 17 007: 1.6751

Reaktorbaustahl nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 640

Chemische Zusammensetzung in %

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Mo	N	Ni	V
Sollwerte mindestens	0,17		0,50				0,30		0,50		0,60	
höchstens	0,25	0,35	1,00	0,020	0,020	0,050	0,50	0,18	0,80		1,20	0,03
untersuchte Schmelze	0,19	0,26	0,95	0,015	0,011	0,018	0,43	0,13	0,71	0,0095	1,40	0,03

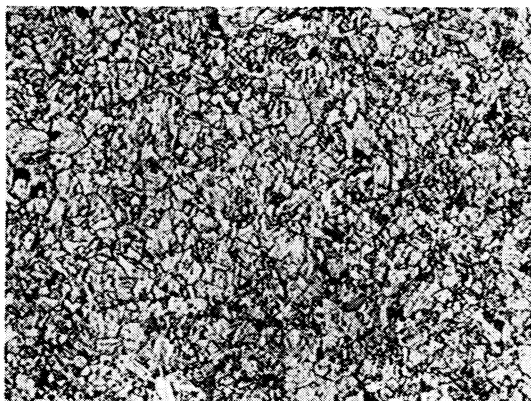
Lieferzustand

	Erschmelzungsart	Verarbeitung
untersuchte Schmelze	bas. Elektro-Ofen	gewalzt auf 40 mm Blechdicke

Temperaturen für die Wärmebehandlung nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 640

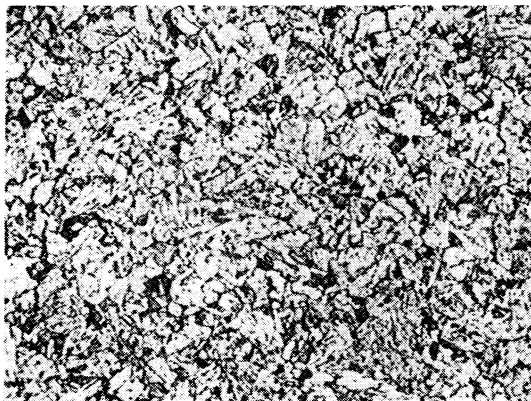
Härten in Luft, Öl, Wasser	Anlassen	Vorwärmen b. Schweißen	Spannungsarmglühen
940–880 °C	600–700 °C	150–250 °C	550–620 °C

Gefügebilder des Ausgangszustandes



Längsschliff

100:1

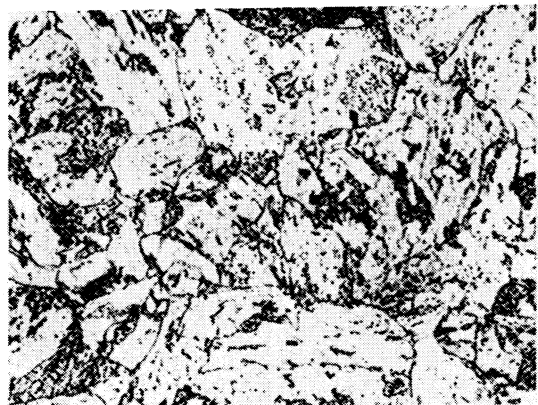


Querschliff

200:1

Verwendete Ätzmittel

Gefüge	Ätzmittel (s. Seite 29)
Ausgangsgefüge	1
Karbid	–
Austenitkorn Grenzen	8 u. 9

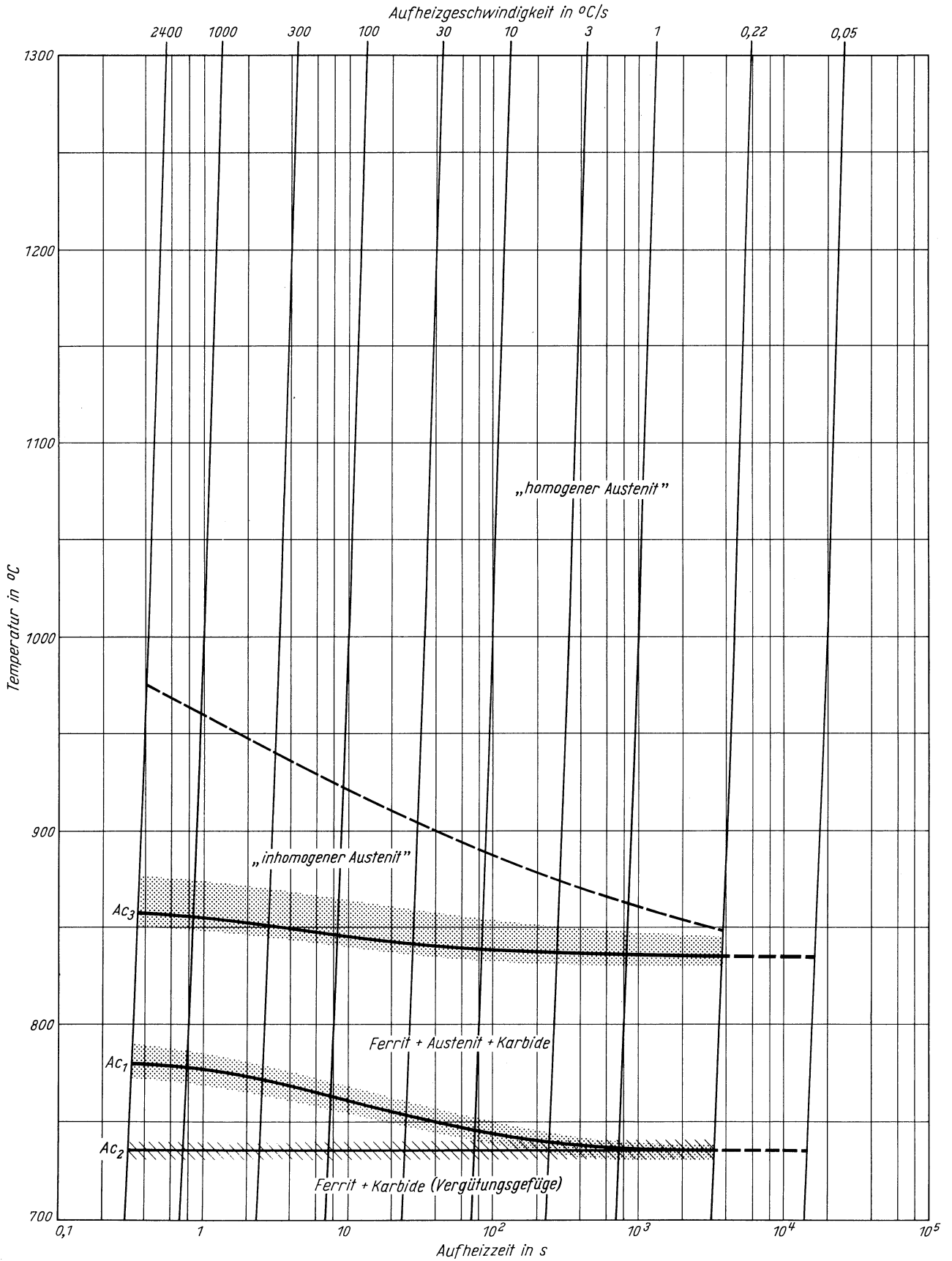


Querschliff

1000:1

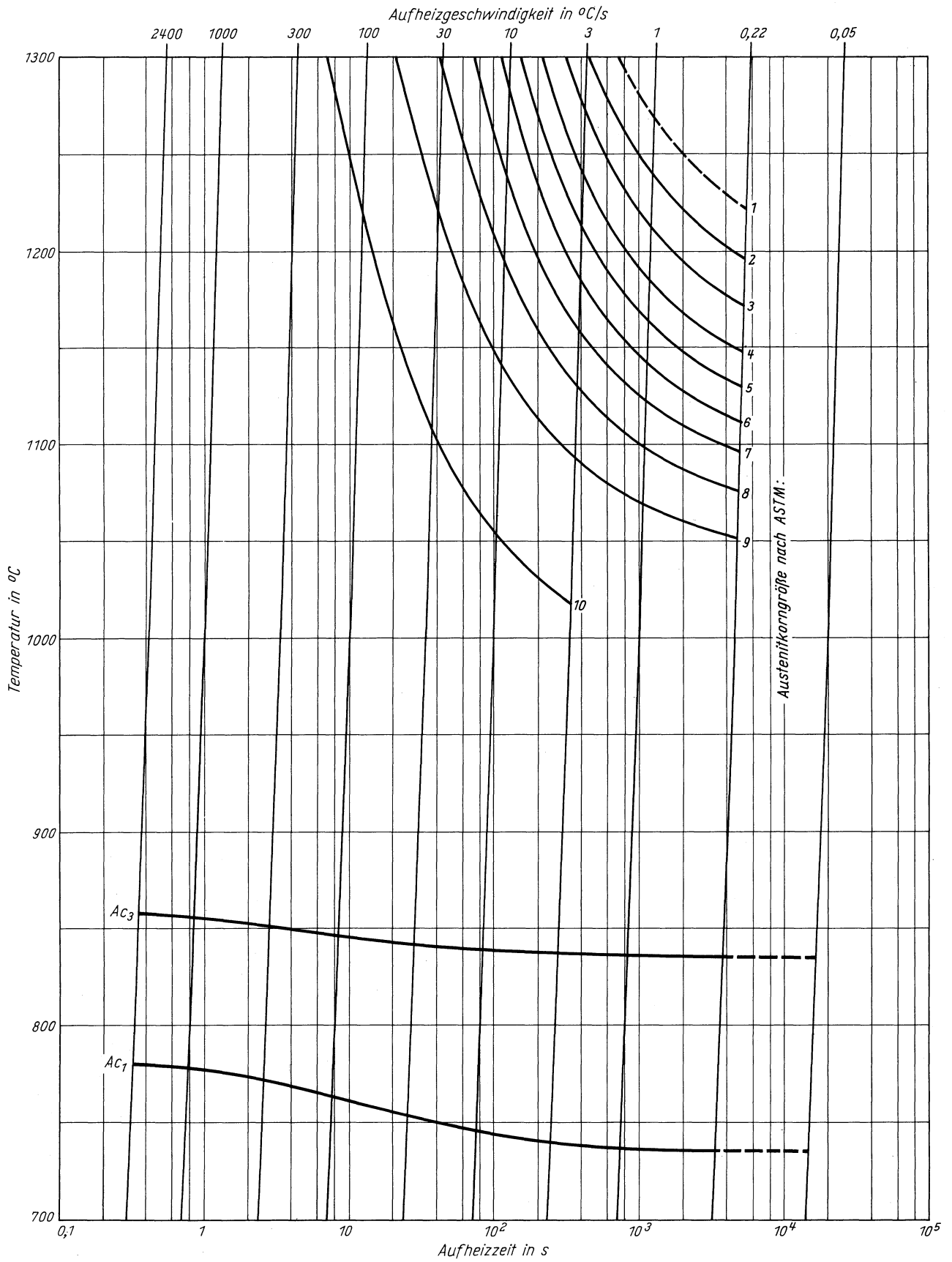
**Stahl 22 NiMoCr 3 7**

Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubild  
(kontinuierlich)



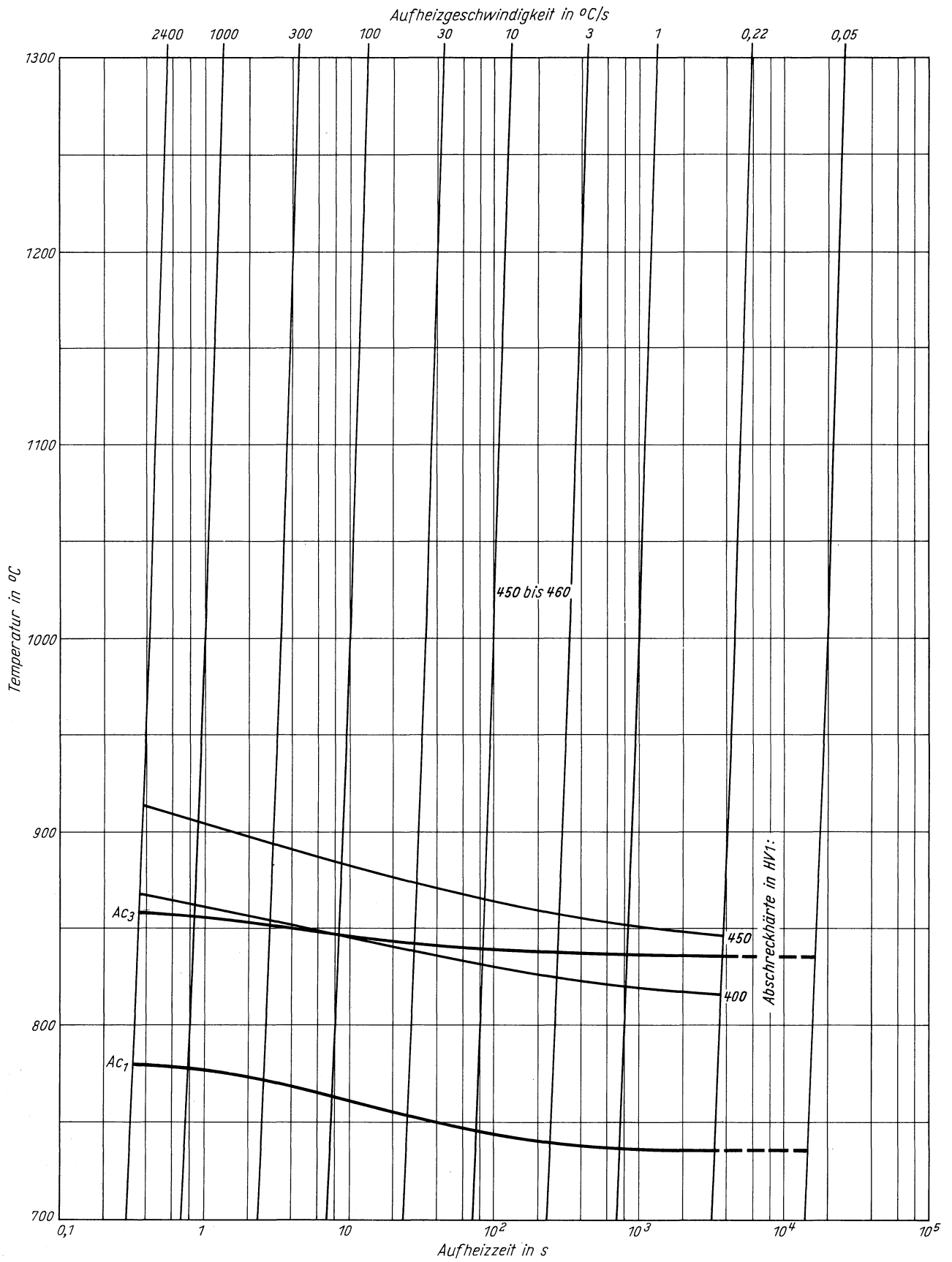
**Stahl 22 NiMoCr 3 7**

ZTA - Austenitkornwachstum - Schaubild  
(kontinuierlich)



**Stahl 22 NiMoCr 3 7**

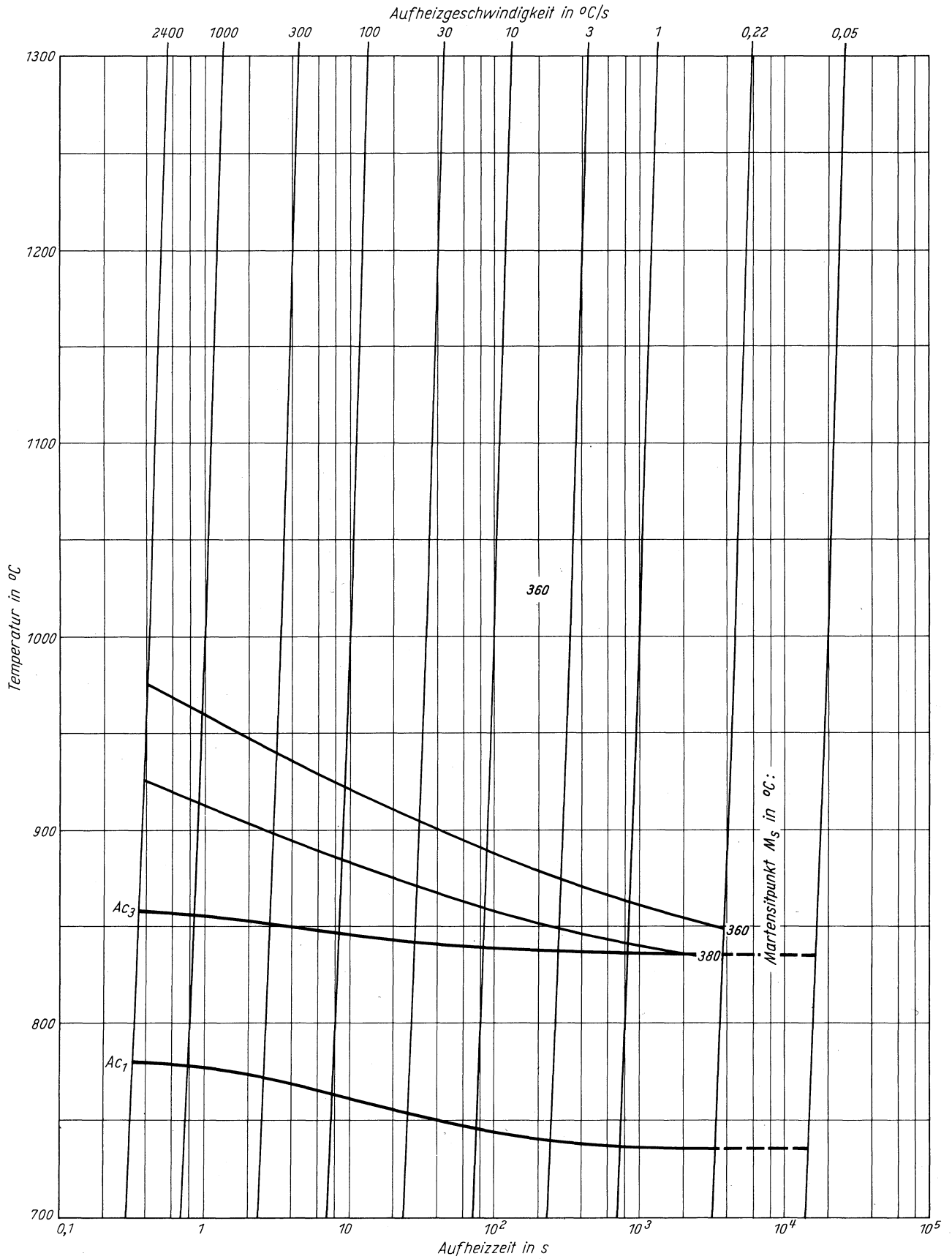
ZTA - Abschreckhärte - Schaubild  
(kontinuierlich)





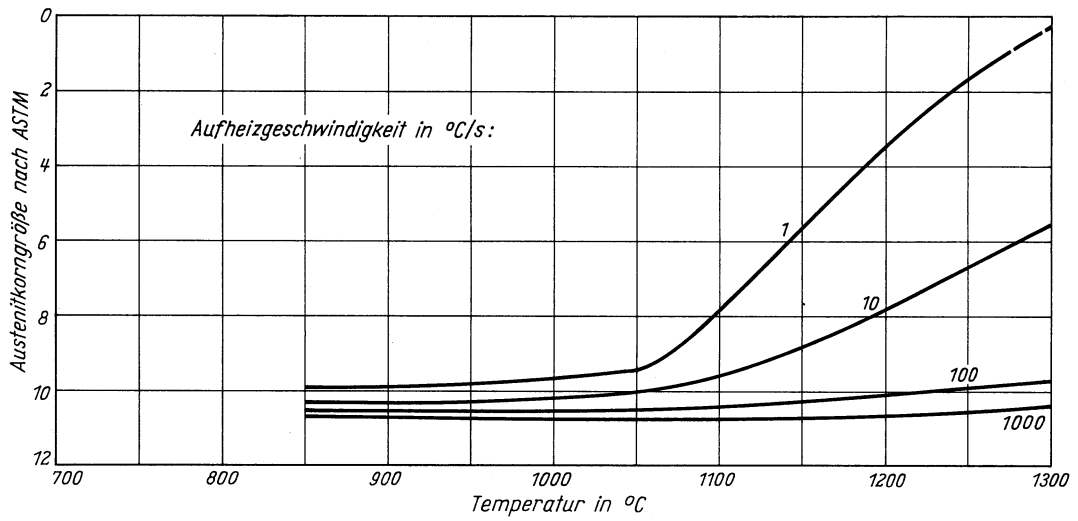
**Stahl 22 NiMoCr 3 7**

ZTA - Martensitbeginn - Schaubild  
(kontinuierlich)

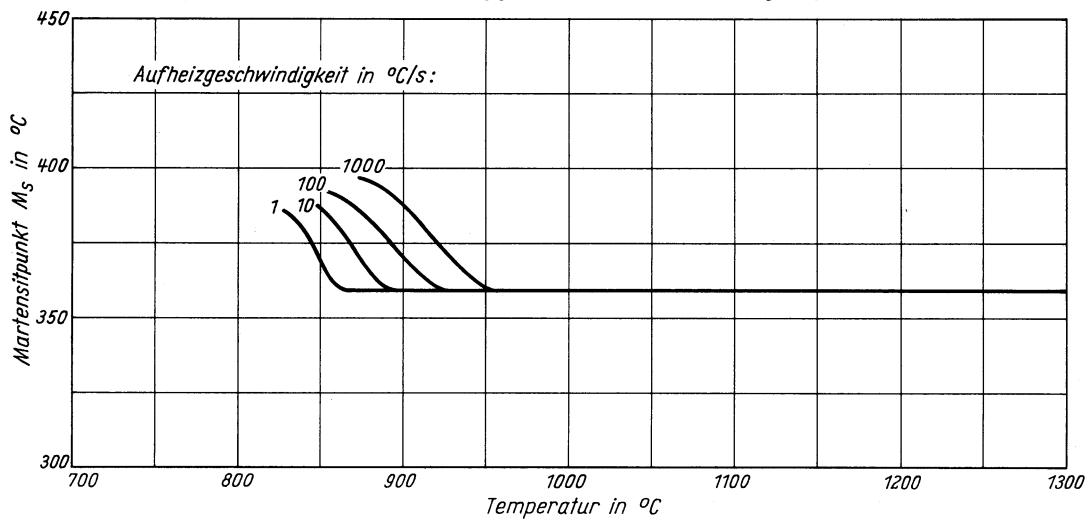


# Stahl 22 NiMoCr 3 7

Austenitkorngroße in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Martensitbeginn in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur

