



Forschungszentrum Karlsruhe
Technik und Umwelt

Wissenschaftliche Berichte
FZKA 5607

Das Umwandlungsverhalten der hochwarmfesten martensitischen Stähle mit 8-14% Cr

M. Schirra, H. Finkler

Institut für Materialforschung

Projekt Nukleare Sicherheitsforschung

Projekt Kernfusion

Association Forschungszentrum Karlsruhe/EURATOM

September 1995

Forschungszentrum Karlsruhe
Technik und Umwelt
Wissenschaftliche Berichte
FZKA 5607

**Das Umwandlungsverhalten der hochwarmfesten martensitischen
Stähle mit 8 - 14 % Cr**

*M. Schirra, H. Finkler**

Institut für Materialforschung
Projekt Nukleare Sicherheitsforschung
Projekt Kernfusion
Association Forschungszentrum Karlsruhe / EURATOM
*** SAARSTAHL - Völklingen**

Forschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe
1995

Als Manuskript gedruckt
Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor

Forschungszentrum Karlsruhe GmbH
Postfach 3640, 76021 Karlsruhe

ISSN 0947-8620

Kurzfassung

Für die unterschiedlichen Anforderungen im Bereich der nuklearen und konventionellen Energietechnik wurden im Institut für Materialforschung des Forschungszentrums Karlsruhe umfangreiche Entwicklungsarbeiten an martensitischen Stählen der sog. 12%-Cr-Stahlgruppe durchgeführt. Von 29 verschiedenen Stählen und 38 Chargen wurden die Umwandlungskennwerte bestimmt bzw. ein Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild^{†)} für kontinuierliche Abkühlung aufgestellt. Die Schaubilder werden in chronologisch-thematischer Reihenfolge beschrieben, weil die Änderung in der chemischen Zusammensetzung, wenn gleichzeitig mehrere Legierungselemente verändert werden, nur bedingt mit dem geänderten Umwandlungsverhalten zu korrelieren war. Einleitend wird am Beispiel des Nb-freien Stahles 1.4922 (X20CrMoV 12 1) und des Nb-haltigen Stahles 1.4914 (X18CrMoVNb 12 1) der grundsätzliche Unterschied zwischen isothermem und kontinuierlichem ZTU-Schaubild bzw. Umwandlungsverhalten aufgezeigt.

^{†)}ZTU

Transformation Behavior of the High Temperature Martensitic Steels with 8 - 14% Chromium Content

Abstract

Comprehensive development work on martensitic steels belonging to the so-called 12% Cr-steel group have been performed at the Institute for Materials Research of Forschungszentrum Karlsruhe in order to meet the various requirements in nuclear and conventional energy technology. The transformation characteristics of 29 different grades of steel and 38 heats have been determined and Continuous Cooling Transformation (CCT) diagrams have been prepared. The diagrams are described in a chronological sequence by subjects because the change in chemical composition can be correlated only partly with the transformation behavior in cases where several alloying elements are simultaneously subjected to changes. In the introduction the basic difference is shown between isothermal and CCT diagrams and the transformation behavior, respectively, by the example of the Nb-free steel 1.4922 (X20CrMoV 12 1) and the Nb-containing steel 1.4914 (X18CrMoVNb 12 1).

El comportamiento a la transformación de los aceros martensíticos resistentes a altas temperaturas con 8-14% de Cr

Resumen

Para los distintos requisitos en el campo de la técnica de energía nuclear y clásica, el Instituto de Investigación de Materiales del Centro de Investigación de Karlsruhe llevó a cabo amplios trabajos de desarrollo sobre aceros martensíticos del llamado grupo de aceros con 12% de Cr. Para 29 aceros distintos y 38 cargas, se determinaron las características de transformación respectivamente se estableció un diagrama de Tiempo-Temperatura-Transformación para un enfriamiento continuo. Los diagramas se describen por orden cronológico-temático, porque no se podía correlacionar el cambio de la composición química con el comportamiento cambiado a la transformación cuando al mismo tiempo se hacían cambiar varios elementos de aleación. De introducción, mediante el ejemplo del acero exento de Nb 1.4922 (X20CrMoV121) y del acero conteniendo Nb 1.4914 (X18CrMoVNb121) se muestra la diferencia fundamental entre el diagrama TTT isotérmico y continuo respectivamente el comportamiento a la transformación.

Le comportement à la transformation des aciers martensitiques résistants aux hautes températures à 8-14% de Cr

Résumé

Pour répondre aux exigences variables dans le domaine de la technique énergétique nucléaire et classique, l'Institut de Recherche des Matériaux du Centre de Recherche de Karlsruhe a réalisé de vastes travaux de développement sur des aciers martensitiques du dit groupe d'acier à 12% de Cr. Pour 29 aciers différents et 38 charges, on a déterminé les caractéristiques de transformation resp. établi un diagramme de Temps-Température-Transformation pour un refroidissement continu. On décrit les diagrammes dans l'ordre chronologique-thématique, parce que les changements de la composition chimique ne pouvaient pas être corréliés avec les changements du comportement à la transformation, lorsqu'on avait fait varier plusieurs éléments d'alliage à la fois. Dans l'introduction, en se basant sur l'exemple de l'acier exempt de Nb 1.4922 (X20CrMoV121) et de l'acier contenant de Nb 1.4914 (X18CrMoVNb121), on illustre la différence fondamentale entre le diagramme TTT isothermique et continu resp. le comportement à la transformation.

Inhaltsverzeichnis

1.	Einleitung	1
2.	Aufstellung von isothermen und kontinuierlichen ZTU-Schaubildern ...	2
3.	Vergleich isothermisches und kontinuierliches ZTU-Schaubild für X 20 CrMoV 12 1 (1.4922) und X 18 CrMoV Nb 12 1 (1.4914) Stähle 1+2, Bild 3 a-d	4
4.	1.4914-Varianten für die Kerntechnik	6
4.1	Kastenwerkstoff für Schnelle-Brüter-Brennelemente Stähle 3+4, Bild 4a	6
4.2	1. Wand-Werkstoff für Fusionsreaktoren Stähle 5-11, Bild 4b+c	7
4.3	Einfluß des δ -Ferrit-Gehaltes Stähle 12-17, Bild 5a-f	8
4.4	Einfluß des C/N-Verhältnisses Stähle 18-22, Bild 6a-e	9
4.5	Niedrigaktivierende Legierungen Stähle 23-30, Bild 7,8	10
5.	Varianten für die allgemeine Energie- und Prozeßtechnik Stähle 31-38, Bild 9 a-d	12
6.	Diskussion	14
7.	Literatur	17

Das Umwandlungsverhalten der hochwarmfesten martensitischen Stähle mit 8 - 14% Cr

1. Einleitung

Die Kenntnis des Umwandlungsverhaltens ist die Grundlage für eine erfolgreiche Wärmebehandlung. Während das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm für Kohlenstoffstähle die bei den jeweiligen Temperaturen miteinander im Gleichgewicht stehenden Gefügebestandteile angibt, ist ein Zustandsschaubild für legierte Stähle auf diese Weise kaum mehr darstellbar. Auch gibt es keine Auskunft darüber, welche Gefüge entstehen, wenn bei praktischen Wärmebehandlungen rasch aus dem Austenitgebiet abgekühlt wird. Wegen der damit auftretenden Unterkühlungserscheinungen hat sich als zweckmäßigste Form die Darstellung in sog. ZTU-Schaubildern (Zeit-Temperatur-Umwandlung) erwiesen, bei denen zwischen isothermischen und kontinuierlichen unterschieden wird. Isothermische ZTU-Schaubilder eignen sich besser für das Verständnis des Umwandlungsverhaltens in den einzelnen Umwandlungsstufen und seine Beeinflussung durch die chemische Zusammensetzung. In der praktischen Wärmebehandlung sind jedoch kontinuierliche Abkühlungsvorgänge von größerer Bedeutung, wofür das Härten ein markantes Beispiel ist, bei dem eine mehr oder weniger schnelle kontinuierliche Abkühlung von der Härtetemperatur bis auf Raumtemperatur erfolgt.

Für die umwandlungsfähigen Bau- und Werkzeugstähle liegt seit Jahrzehnten ein umfangreiches Schrifttum mit ZTU-Schaubildern vor [1-4]. Zu den hochlegierten, nichtrostenden Vergütungsstählen erschienen weitere Arbeiten, die z.B. das Umwandlungsverhalten von Cr-Stählen mit bis zu 18% Cr beschreiben [5-8]. An diese Stähle schließt sich die Gruppe der hochwarmfesten CrNiMoV- und CrNiMoVNb-Stähle mit bis zu 12% Cr an, die im konventionellen Kraftwerksbau, der petrochemischen Industrie und im Triebwerksbau in zahlreichen Varianten zum Einsatz kommen [9-14]. Das Umwandlungsverhalten wird allerdings mehr exemplarisch oder für einzelne Stähle beschrieben, obwohl bekannt ist, daß Änderungen in der chemischen Zusammensetzung z.T. erheblichen Einfluß auf das Umwandlungsverhalten haben. Es hat auch nicht an Bemühungen gefehlt, das Umwandlungsverhalten aus der chemischen Zusammensetzung abzuleiten und mathematisch zu beschreiben [15 und Lit. 23.27 in 6], jedoch konnten die Ergebnisse im konkreten Fall das experimentell erstellte Schaubild nicht ersetzen.

Dies ist der Grund, weshalb bei den Entwicklungsarbeiten des Forschungszentrums Karlsruhe/IMF an martensitischen 12% Cr-Stählen für die Anwendung in der Kerntechnik [16, 17], für alle Varianten mit einer wesentlichen Änderung in der chemischen Zusammensetzung ein ZTU-Schaubild erstellt wurde.

Die Änderungen im Umwandlungsverhalten mit der unterschiedlichen chemischen Zusammensetzung zu korrelieren, wenn bei den verschiedenen Varianten mehrere Legierungselemente gleichzeitig verändert wurden, führte nicht in allen Fällen zu zweifelsfreien Ergebnissen.

Die vorliegende Arbeit beschreibt deshalb in chronologischer und thematischer Reihenfolge das Umwandlungsverhalten von Entwicklungslegierungen im Rahmen der Projekte Schneller Brüter und Kernfusion und damit zusammenhängender Problemfelder, wie aus der Übersicht auf Seite 21 hervorgeht. Diese chronologisch-thematische Behandlung führt zu einer gruppenweise Betrachtung von ZTU-Schaubildern und verdeutlicht qualitativ und quantitativ die Änderung im Umwandlungsverhalten in Abhängigkeit von Modifikationen in der chemischen Zusammensetzung, wie sie aus der Tabelle 1 hervorgehen, in der die behandelten Stähle mit lfd. Nr. aufgelistet sind. Entsprechend dieser lfd. Nr. sind in Tabelle 2 die wesentlichen Umwandlungskennwerte zusammengestellt.

2. Aufstellung von isothermen und kontinuierlichen ZTU-Schaubildern

Zum besseren Verständnis soll die experimentelle Erstellung der ZTU-Schaubilder kurz erläutert werden [1].

Im Dilatometerversuch erfolgt zunächst in der Aufheizphase die α - γ -Umwandlung am A_{c1} -Punkt (Arret-chauffage = Haltepunkt b. Aufheizen). Der A_{c1} -Punkt des Eisen-Kohlenstoffdiagrammes spaltet sich bei legierten Stählen auf und wird mit A_{c1} und A_{c3} bzw. bei hochlegierten/übereutektoiden Stählen A_{c1b} (Beginn) und A_{c1e} (Ende) bezeichnet. Nach Erreichen der stahltypischen Austenitisierungstemperatur wird in der Abkühlphase die Martensitbildungstemperatur M_s (Martensit-start) und die Temperatur für vollständige Martensitbildung M_f (fin $\hat{=}$ 90-95% M) bestimmt (Bild 1a).

Für das isotherme ZTU-Schaubild werden zunächst im Dilatometer Proben austenitisiert und auf die gewünschte Isotherme umgesetzt und aus der Dilatometerkurve Beginn und Ende des aus dem unterkühlten Austenit sich neu bildenden Gefüges bestimmt. Im Dilatometerversuch kann der Umwandlungsbeginn aber erst erkannt werden, wenn sich ca. 3% des Austenits umgewandelt haben. Deshalb wird die so dilatometrisch erhaltene Rohform mit zahlreichen (ca. 100-200)

metallographischen Proben belegt, die nach dem Austenitisieren und verschiedenen langen Haltezeiten auf der Isothermen abgeschreckt werden. Die nachfolgende metallographische Untersuchung erlaubt eine exakte Bestimmung des Umwandlungsbeginns und -endes und somit der entsprechenden Punkte im T-t-Bild (Bild 1 b+c). Die so erhaltenen Linien für den Umwandlungsbeginn in der Perlit- oder Zwischenstufe verschieben sich deutlich gegenüber den dilatometrisch erhaltenen Linien (Bild 1d). Die metallographischen Untersuchungen sind auch dann unerläßlich, wenn mehrere Umwandlungsvorgänge nacheinander ablaufen, wie z.B. die Ferrit- und Perlitbildung oder die Zwischenstufe und Perlitbildung im Bild 1d. Diese kurze Beschreibung verdeutlicht den erheblichen experimentellen Aufwand für die Aufstellung eines isothermen ZTU-Schaubildes.

Weniger aufwendig ist die Aufstellung eines ZTU-Schaubildes für kontinuierliche Abkühlvorgänge, die in der Praxis häufiger vorkommen. Erforderlich sind 10-15 Dilatometerversuche, die von der stahltypischen Härtetemperatur (=Austenitierungstemperatur) mit unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten bis auf Raumtemperatur gefahren werden. Im Bild 2 sind für 3 verschiedene Stähle beispielhaft ZTU-Schaubilder für kontinuierliche Abkühlung dargestellt, die auch die Begriffe für Wasser-, Öl- und Lufthärter verdeutlichen [18].

Das Koordinatennetz ist das gleiche wie beim isothermischen ZTU-Schaubild: waagrecht ist in logarithmischem Maßstabe die Zeit, senkrecht die Temperatur aufgetragen. In der linken oberen Ecke des Schaubildes beginnt bei der Härtetemperatur eine Schar von Abkühlungskurven, die bis herunter zur Raumtemperatur verlaufen. Die am weitesten links liegende Kurve entspricht der raschesten, die ganz rechts liegende Kurve der langsamsten dargestellten Abkühlung. Die jeweilige Abkühlungsgeschwindigkeit ist an den einzelnen Kurven auf der 500°C-Horizontalen vermerkt. Aus besonderen Gründen ist die Geschwindigkeit nur bei den langsameren Abkühlungen in Grad/min angegeben, bei den rascheren dagegen als sogenannter "Abkühlungsparameter" λ . Dieser bezeichnet nach Multiplikation mit 100 die Abkühlungszeit in sec. von 800° bis 500°C. Beispielsweise bedeutet der Abkühlungsparameter 0.14, daß die Abkühlung von 800° bis 500°C in 14 Sekunden erfolgt. Die bei Raumtemperatur erzielten Härten sind am Schnittpunkt der Abkühlungskurven mit der Abszissenachse vermerkt.

Die den jeweiligen Umwandlungsbereichen zuzuordnenden prozentualen Gefügeanteile sind ebenfalls an den Abkühlungskurven angegeben. Bei den raschesten Abkühlungen erhält man nur Martensit, der bei Unterschreiten der M_s -Linie entsteht. Gewisse Mengen Austenit bleiben jedoch auch bei Raumtemperatur noch erhalten (Restaustenit), dessen prozentualer Anteil auf der 100°C-

Horizontalen angegeben ist. Der Restaustenitgehalt wird wegen der schwierigen metallographischen Erkennbarkeit bei vorausgegangener Zwischenstufengefügebildung diesem Gefügebestandteil zugezählt. In den übereutektoidischen Stählen tritt eine voreutektoidische Karbidausscheidung auf, die durch eine schraffierte Zone angedeutet ist.

Bild 2a gilt für einen unlegierten Werkzeugstahl mit rascher Umwandlung in der Perlitstufe. Um eine vollständige martensitische Umwandlung zu erreichen, ist eine sehr schnelle Abkühlung erforderlich (Wasserabschreckung $\lambda < 0,006$). Bild 2b gilt für einen legierten Werkzeugstahl, bei dem schon eine mildere Abschreckung ($\lambda < 0,3$) noch zur vollständigen martensitischen Umwandlung ausreicht (Ölhärter). Bild 2c steht für einen hochlegierten, übereutektoiden Stahl mit tragem Umwandlungsverhalten, der auch in großen Abmessungen noch bei langsamen Abkühlgeschwindigkeiten (bis $2,5^\circ/\text{min}$) voll martensitisch umwandelt (Lufthärter).

Abschließend ist noch zu bemerken, daß sowohl die isothermischen als auch die kontinuierlichen ZTU-Schaubilder nur für eine bestimmte Austenitierungstemperatur gelten. Bei höherer Austenitierungstemperatur verschieben sich die Umwandlungsvorgänge zu längeren Zeiten und etwas geänderten Temperaturen. Bei Austenitierungstemperaturen, die tiefer liegen, setzen die Umwandlungsvorgänge schon nach kürzerer Zeit ein.

3. Vergleich isothermisches und kontinuierliches ZTU-Schaubild für X 20 CrMoV 12 1 (1.4922) und X 18 CrMoV Nb 12 1 (1.4914) Stähle 1 + 2, Bild 3 a-d

Im Bild 3 sind sowohl für den Nb-freien 12% Cr-Stahl 1.4922 als auch für den Nb-haltigen 12% Cr-Stahl 1.4914 jeweils das isotherme und das kontinuierliche ZTU-Schaubild dargestellt, um den grundsätzlichen Unterschied im Umwandlungsverhalten bei den zwei verschiedenen Temperaturführungen aufzuzeigen. Diese beiden Stahltypen waren der Ausgangspunkt für die Entwicklungsarbeiten vom Forschungszentrum/IMF an martensitischen CrNi-Stählen im Rahmen der Projekte Schneller-Brüter und Kernfusion [17]. Der Stahl 1.4922 hat insbesondere im konventionellen Kraftwerks- und Anlagenbau ein weites Anwendungsgebiet aufgrund seiner problemlosen Verarbeitbarkeit [14]. Der Nb-haltige Stahl 1.4914 hatte aufgrund seines höheren Zeitstandfestigkeitsniveaus einen festen Platz als Luftfahrtwerkstoff [13].

Zunächst soll für diese beiden Stähle der Unterschied im Umwandlungsverhalten bei isothermer und kontinuierlicher Unterkühlung des Austenits aufgezeigt werden, weil für die in den folgenden Kapiteln behandelten Legierungen nur kontinuierliche ZTU-Schaubilder vorliegen.

Bei isothermer Unterkühlung setzt beim Stahl 1.4922 die früheste Perlitbildung (Perlitnase) bei 725° und 10³ sec sein und ist nach 12 000 sec beendet (Bild 3a). Bei kontinuierlicher Abkühlung wird die Perlitbildung zu tieferen Temperaturen und längeren Zeiten verschoben, d.h. für den Stahl 1.4922 (Bild 3b), erst bei 625°C und 2.5°/min ($\hat{=} 10^4$ sec) setzt die Umwandlung in der Perlitstufe ein und ist erst bei 0.2°/min ($\hat{=} 10^5$ sec) beendet. Jeweils vorausgehend wird eine voreutektoide Karbidbildung beobachtet.

Für den Nb-haltigen Stahl 1.4914 ist aus dem isothermischen ZTU-Schaubild (Bild 3c) erkennbar, daß die früheste Perlitbildung bei 700°C und erst nach 8 000 sec einsetzt und nach 60 000 sec beendet ist. Bei kontinuierlicher Abkühlung (Bild 3d) wird in gleicher Weise wie beim vorherigen Stahl die Umwandlung in der Perlitstufe zu tieferen Temperaturen (650°C) und längeren Zeiten verschoben ($\sim 1.5^\circ/\text{min} \hat{=} 16000$ sec). Auch bei dieser Legierung erfolgt vorlaufend eine voreutektoide Karbidausscheidung. Ein Vergleich der beiden Stähle miteinander anhand der isothermischen ZTU-Schaubilder (Bild 3a + c) ist auch für das Verständnis des unterschiedlichen Umwandlungsverhaltens der übrigen Varianten hilfreich, da bei isothermer Unterkühlung sich ein Temperaturgleichgewicht einstellt und die Umwandlungen nur noch zeitabhängig ablaufen, wohingegen bei kontinuierlichen ZTU-Schaubildern sowohl Temperatur als auch Zeit sich laufend ändern.

Zunächst fällt auf, daß die Schaubilder nur eine Perlit- und Martensitstufe aufweisen. Die Bainitstufe (Zwischenstufe) entfällt, weil die B₅-Temperatur unterhalb M₅ zu liegen kommt [1], obwohl die M₅-Temperatur mit 260° bzw. 295°C recht niedrig ist. Das Fehlen der Bainitstufe gilt für alle Varianten der hochwarmfesten 8-14% Cr-Stähle.

Trotz des niedrigen Kohlenstoffgehaltes weisen beide Stähle bei der gewählten Austenitisierungstemperatur noch ungelöste Karbide auf, sind also als übereutektoidisch zu bezeichnen. Dementsprechend beginnt die Umwandlung mit einer voreutektoidischen Karbidausscheidung, gefolgt von der Umwandlung in der Perlitstufe. Die voreutektoide Karbidausscheidung ist natürlich, absolut gesehen, gering wegen des niedrigen C-Gehaltes. Dies ist auch der Grund, warum die Nase für Perlitanfang und -ende bei der gleichen Temperatur von 725° bzw. 700°C liegen. Obwohl die beiden Stähle sich in ihrer chemischen Zusammensetzung nur re-

lativ wenig unterscheiden, sind alle Umwandlungsdauern beim 1.4914-Stahl etwa siebenmal so lang wie beim Stahl 1.4922.

Bei den kontinuierlichen ZTU-Schaubildern dieser beiden Stähle fällt dieser erhebliche Unterschied in den Umwandlungszeiten weg, beide Stähle wandeln gleich schnell um. Einen wesentlichen Anteil am verzögerten Umwandlungsverhalten des Stahles 1.4914 im isothermen ZTU-Schaubild dürfte auf den Borzusatz zurückzuführen sein. Bei kontinuierlicher Abkühlung kann sich als Folge der vor-eutektoiden Karbidausscheidung die Wirkung des Bors nicht entfalten. Dieses Verhalten stimmt mit der Wirkung von Bor bei den niedriglegierten Stählen insofern überein, als auch dort die Wirkung des Bors mit zunehmender Eutektoidizität verloren geht.

4. 1.4914-Varianten für die Kerntechnik [16-17]

4.1 Kastenwerkstoff für Schnelle-Brüter-Brennelemente Stähle 3 + 4, Bild 4a

Bei den Überlegungen, einen martensitischen 12% Cr-Stahl als Brennelement-Kastenwerkstoff für Schnelle-Brüter-Reaktoren einzusetzen, bestand die primäre Forderung nach gutem Kerbschlagzähigkeitsverhalten mit möglichst niedriger Übergangstemperatur für den Steilabfall und ausreichender Zeitstandfestigkeit bis 600°C. Als Ergebnis eines umfangreichen Versuchsprogrammes gemeinsam mit SAARSTAHL (vorm. Röchling) an zahlreichen Sonderschmelzen zeigte sich, daß von allen Modifikationen die deutliche Absenkung des Stickstoffgehaltes die stärkste Verbesserung der Kerbschlagzähigkeitseigenschaften ergab, bei einer vertretbaren Einbuße an Festigkeit [19].

Danach wurden nach SNR-Spezifikation vier sogenannte Kastenchargen erschmolzen, aus denen erfolgreich Brennelementkästen hergestellt und bestrahlt wurden. Charakterisierende Untersuchungen an einer Charge (Ifd. Nr. 3) zeigten, daß die Forderungen an die mechanischen Eigenschaften erfüllt wurden [20] und führten zu dem kontinuierlichen ZTU-Schaubild im Bild 4a und den Umwandlungspunkten für eine zweite K-Charge (Tabelle, Ifd. Nr. 4). Aus der Tabelle 2 ist im Vergleich zum 1.4914 nach VDEh-Spezifikation erkennbar, daß die A_c -Punkte bei den K-Chargen deutlich erniedrigt sind (was die maximale Anlaßtemperatur auf ca. 750°C begrenzt) aber die M_s -Temperaturen deutlich angestiegen sind (was die Bildung von Restaustenit behindert). Ein Vergleich der ZTU-Schaubilder 3d und 4a ergibt in bezug auf die Perlitbildung keinen nennenswerten Unterschied. Allerdings wird bei der K-Charge bei Abkühlgeschwindigkeiten von $< 5^\circ/\text{min}$ bis

0.4°/min das Auftreten von Korngrenzenmartensit (KgM) beobachtet. Durch die Absenkung des N-Gehaltes steht also mehr Kohlenstoff zur Verfügung. Bei der nachträglichen erneuten Auswertung der Dilatometerkurven der Charge 10 045 (Bild 3d) konnte auch bei dieser Charge, allerdings nur andeutungsweise, KgM festgestellt werden.

4.2 1. Wand-Werkstoff für Fusionsreaktoren [21, 22] Stähle 5-11, Bild 4b + c

Als Strukturwerkstoff bei Fusionsreaktoren sind martensitische 12% Cr-Stähle eine Alternative zum austenitischen Stahl AISI 316. Im Rahmen der Entwicklungsarbeiten für NET (Next European Torus) wurde von SAARSTAHL eine 3t-Schmelze hergestellt (Tabelle 1, lfd. Nr. 5). Gegenüber den im Kapitel zuvor besprochenen K-Chargen weist diese als MANET (Martensit für NET) bezeichnete Variante zusätzlich Zr, erhöhte B- und N-Gehalte und einen abgesenkten C-Gehalt auf (Tab. 1).

Die Änderungen in der chemischen Zusammensetzung auf das Umwandlungsverhalten gehen aus einem Vergleich der ZTU-Schaubilder 4a + b hervor. Trotz der Absenkung des C-Gehaltes auf 0.13% wird eine voreutektoide Karbidausscheidung beobachtet, jedoch tritt kein Korngrenzenmartensit auf. Die Umwandlung in der Perlitstufe wird stark verzögert und setzt erst bei $\leq 0.4^\circ/\text{min}$ ein und führt bei der langsamsten Abkühlgeschwindigkeit von $0.2^\circ/\text{min}$. erst zu 2% Perlit.

Das bedeutet in der Praxis, daß deutlich größere Abmessungen noch voll-martensitisch durchhärten als bei der Normalversion des 1.4914, bzw. daß bei komplizierter geformten Bauteilen zur Vermeidung von Wärmespannungen sehr langsam bis zur martensitischen Umwandlung abgekühlt werden kann.

Die α - γ -Umwandlungstemperatur A_{c1b} ist praktisch unverändert und A_{c1e} ist erniedrigt, ebenso die M_s -Temperatur (Tabelle 2). Die Ergebnisse der charakterisierenden Untersuchungen [23] zeigten, daß diese MANET-Version noch nicht optimal war. Zahlreiche größere Primärkarbide deuteten auf einen zu hohen Zr-Gehalt hin, und in Zeitstandversuchen wurde eine Kriechanomalie beobachtet, die eine Folge von rasch ablaufenden strukturellen Änderungen ist und zweifelsfrei auf ein bisher nicht beobachtetes ungünstiges N/Al-Verhältnis zurückgeführt werden konnte [24, 25]. Aus diesen Gründen und um ein einheitliches Material für alle europäischen Partner im NET-Projekt zu haben, wurde eine modifizierte Großcharge (7 t) bei SAARSTAHL in Auftrag gegeben, die in 6 Einzelchargen doppelt-vakuumschmolzen hergestellt wurde (Tabelle 1, lfd. Nr. 6-11). Diese als

MANET-II bezeichnete Version hat einen auf rd. 0.11% abgesenkten C-Gehalt, deutlich reduzierte Zr-Gehalte und ein N/Al-Verhältnis, das unserer Empfehlung für die 9-12% Cr-Stähle entspricht ($N-100 \geq Al \cdot 0.52$ [ppm]) [26].

Die chemische Zusammensetzung der 6 Einzelchargen stimmt erstaunlich gut überein (Tabelle 1), wie demzufolge auch die Umwandlungstemperaturen für A_{c1b} , A_{c1e} , M_s und M_f (Tabelle 2). Gegenüber MANET-I (Ifd. Nr. 5) erhöhen sich lediglich die A_{c1e} - und die M_s -Temperatur etwas.

Das ZTU-Schaubild für die als repräsentativ ausgewählte Charge (Ifd. Nr. 9, Bild 4c) zeigt auch bis zur langsamsten Abkühlung von $0.2^\circ/\text{min}$ noch keine beginnende Umwandlung in der Perlitstufe. Auch wird keine voreutektoide Karbidausscheidung beobachtet, was auf den abgesenkten C-Gehalt zurückzuführen sein dürfte. Aufgrund des niedrigeren C-Gehaltes sinkt auch die Abschreckhärte von 445 HV10 bei $\lambda = 0.31$ (MANET-I) auf 405 HV10. (479 HV bei Stahl 2 mit 0.17% C).

4.3 Einfluß des δ -Ferrit-Gehaltes [27, 28] Stähle 12-17, Bild 5a-f

Wie aus der Übersicht auf Seite 21 hervorgeht, wurden im Rahmen der Entwicklungsarbeiten des Forschungszentrums Karlsruhe/IMF verschiedene Problemfelder bearbeitet. Die Frage, wie Gehalte an δ -Ferrit die mechanischen Eigenschaften beeinflussen, wird in der Literatur nicht zweifelsfrei bzw. unterschiedlich beantwortet. Die sogenannten 12% Cr-Stähle liegen im Cr-Ni-Diagramm in einem Bereich, in dem δ -Ferrit auftreten kann. Um den Einfluß verschiedener δ -F-Gehalte auf die mechanischen Eigenschaften zu erfassen, wurden von SAARSTAHL 6 Schmelzen mit abgestuften Cr-Gehalten von 9-14% hergestellt; bei ansonsten identischer chemischer Zusammensetzung in Anlehnung an den Stahl 1.4914 (Tabelle 1, Ifd. Nr. 12-17). Dies bedeutet im Schaeffler-Diagramm einen waagerechten Schnitt beim $\bar{A}_{Ni} \approx 5.0$ und beim \bar{A}_{Cr} eine Spanne von 12.96-17.6 [29, Bild 5]. Die Stähle mit 9 bzw. 10% Cr waren δ -F-frei, bei 11% Cr wurden Spuren ($< 1\%$) δ -Ferrit beobachtet und die Stähle mit 12-13-14% Cr wiesen mittlere δ -F-Anteile von 5%-20% bzw. 25% auf [27].

Die ZTU-Diagramme im Bild 5a-f zeigen zunächst bei allen Cr-Gehalten eine voreutektoide Karbidausscheidung, was bei C-Gehalten von 0.13-0.14% gut übereinstimmt mit dem Stahl 5 im Bild 4b, der ebenfalls 0.13% C aufweist. Der Stahl 12 mit 9% Cr zeigt auch bezüglich der Perlitnase und der Perlitmenge das gleiche Bild. Mit steigendem Cr-Gehalt verschiebt sich die Perlitbildung kontinuierlich zu höheren Abkühlgeschwindigkeiten (s.a. Tabelle 2).

Eine Besonderheit im Umwandlungsverhalten der Chargen mit $> 1\%$ δ -Ferrit wurde beobachtet: Bei mittleren Abkühlgeschwindigkeiten von $\lambda \sim 6$ bis $5^\circ/\text{min}$ scheidet sich im Temperaturbereich $700\text{-}350^\circ\text{C}$ eine Phase $\text{M}_{23}\text{C}_6 + \text{F}$ aus, wobei das M_{23}C_6 in dendritischer Form, von Ferrit durchsetzt, die δ -F-Anteile umhüllt. Es handelt sich um eine eutektische Ausscheidung von Karbid aus dem δ -Ferrit, was gleichzeitig eine Zunahme des Ferritanteils zur Folge hat. Diese Ausscheidungsform und ihr Einfluß auf das Kerbschlagzähigkeitsverhalten ist in [28, 30] ausführlich beschrieben worden.

Der Beginn der α - γ -Umwandlung (A_{c1b} -Punkte) steigt mit zunehmendem Cr-Gehalt von 800° auf 875°C , wobei das Umwandlungsende (A_{c1e}) vom Cr-Gehalt unabhängig zwischen $905\text{-}930^\circ\text{C}$ liegt (Tabelle 2). Die Martensitbildungstemperaturen M_s und M_f nehmen mit steigendem Cr-Gehalt, aber insbesondere mit steigendem δ -Ferrit-Anteil deutlich ab.

4.4 Einfluß des C/N-Verhältnisses Stähle 18-22, Bild 6a-e

Entwicklungsarbeiten an den 9-12% Cr-Stählen für die konventionelle Energietechnik haben gezeigt, daß durch deutlich erhöhte Stickstoffgehalte die Festigkeitseigenschaften erheblich verbessert werden und über Druckschmelzverfahren Stähle mit N-Gehalten bis $\sim 0.4\%$ herstellbar sind [31, 32]. Andererseits wurde im Kapitel 4.1 anhand der Stähle 3+4 ausgeführt, daß eine Absenkung des N-Gehaltes zu einer erheblichen Verbesserung der Zähigkeitseigenschaften führt. Desweiteren wird aus mehreren Gründen (wie verbesserte Schweißbarkeit) angestrebt, den C-Gehalt bei diesen Stählen zu senken (s. Tabelle 1, lfd. Nr. 2-11).

Zur Beantwortung der Frage, inwieweit der C-Gehalt durch den N-Gehalt substituiert werden kann bzw. welches optimale Verhältnis im C/N-Gehalt angestrebt werden soll, wurden von dem Schmiedewerk Krupp-Klöckner (jetzt Vereinigte Schmiedewerke) 5 Chargen mit unterschiedlichen C/N-Anteilen über Druck-Elektroschlack-Umschmelzverfahren (DESU) hergestellt und als Stangenmaterial angeliefert und untersucht [in 17]. Gegenüber den zuvor behandelten Stählen 2-17 ist der Mo-Anteil erhöht und der Nb-Gehalt erniedrigt (Tabelle 1). Auch ist erkennbar, daß, abgesehen vom variierten C- und N-Gehalt, die Unterschiede in den übrigen Legierungselementen deutlich größer sind (z.B. Ni). Daß dies auch einen Einfluß auf das Umwandlungsverhalten hat, geht auch aus Tabelle 2 hervor. Korngröße, A_c - und M_s -Punkte, sowie Beginn der Perlit-Umwandlung zeigen einen uneinheitlichen Verlauf, der nicht mit dem abnehmenden C-Gehalt und stei-

gendem N-Gehalt direkt zu verknüpfen ist. Alle Chargen waren nach den metallographischen Befunden δ -Ferrit-frei.

Die ZTU-Schaubilder im Bild 6 zeigen zunächst für die beiden Chargen mit 0.16% C (a+b), daß keine voreutektoide Karbidausscheidung, aber die Bildung von Korngrenzenmartensit beobachtet wird. Die Erniedrigung des C-Gehaltes von 0.16% auf 0.10 bzw. 0.08% (Bilder c+d) bei gleichzeitiger Erhöhung des N-Gehaltes auf 0.13 bzw. 0.22% unterbindet die Korngrenzenmartensitbildung, führt aber doch noch zu einer voreutektoiden Karbidausscheidung. Erst die weitere Absenkung des C-Gehaltes auf 0.05% (bei 0.17% N) unterbindet auch die voreutektoide Karbidausscheidung (Bild e).

Die Perlitbildung setzt beim Stahl 19 im Bild b (0.16% C, 0.08% N) früher ein als bei den übrigen Chargen; ob dies aber nun ein Einfluß des höheren N-Gehaltes gegenüber dem Stahl 18 mit gleichem C-Gehalt oder auf das wesentlich feinere Korn zurückzuführen ist, muß noch offen gelassen werden.

Insgesamt ist festzustellen, daß die Substitution von Kohlenstoff durch Stickstoff das Umwandlungsverhalten nicht zu einer signifikanten Verschiebung des Perlitbereiches bzw. der Umwandlungspunkte führt wie die Änderung des C- oder N-Gehaltes bei den Stählen 2-14 in den Bildern 3-5.

4.5 Niedrigaktivierende Legierungen Stähle 23-30, Bild 7,8

Strukturwerkstoffe in Spaltungs- und Fusionsreaktoren werden durch neutroneninduzierte Transmutationen stark aktiviert. Je nach Element und dessen Halbwertszeit ergibt sich eine Abklingzeit bis zu einer Dosisrate, die für die Handhabung, Endlagerung oder Rezyklierung wichtig ist (hands-on level) [33, 34]. Für die Elemente Cr, V, Mn, Fe z.B. wird diese Dosisrate nach 20-150 Jahren unterschritten, wohingegen die Elemente Nb, Mo, Ni, Al, W selbst nach 10^5 Jahren diese noch nicht erreicht haben.

Für die bisher behandelten 9-12% Cr-Stähle und auch die austenitischen Stähle bedeutet das, daß durch die Anteile an Nb usw. in diesen Legierungen auch nach 10^4 Jahren der hands-on level noch nicht erreicht ist.

Niedrigaktivierende Legierungen bedeutet Verzicht auf oder Begrenzung kritischer Legierungselemente sowie enge Spezifikation (im ppm Bereich) zahlreicher bisher vernachlässigbarer Begleit- oder Verunreinigungselemente.

Die weltweiten Entwicklungsprogramme von ferritisch/martensitischen Stählen führten zu zahlreichen Varianten, bei denen die kritischen Legierungselemente ganz oder teilweise ersetzt wurden [35].

Im Forschungszentrum/IMF wurden in einem ersten Schritt 2 Varianten mit Ce, Ta, Hf als Substitutionselemente konzipiert, von SAARSTAHL erschmolzen und als Stangenmaterial geliefert, um zu untersuchen, wie die thermisch-mechanischen Eigenschaften beeinflußt werden (Stähle 23 + 24) [36]. In einem weiteren Entwicklungsschritt wurden durch neuere Aktivierungsrechnungen, die auch Hafnium als Substitutionselement ausschlossen, optimierte Legierungen von SAARSTAHL hergestellt, die u.a. auch aufzeigen sollen, inwieweit die heutige Technologie der Stahlherstellung die radiologisch zulässigen Obergrenzen der kritischen Legierungs- und Begleitelemente einhalten kann (Stähle 26-29).

Die ZTU-Schaubilder der beiden Stähle 23 + 24 im Bild 7a+b mit Ce+Ta bzw. Ta+Hf als Substitutionselemente und 0.8% W unterscheiden sich nur in Nuancen voneinander und entsprechen in etwa dem CrNiMoV-Stahl 1.4922 (Ifd. Nr. 1) und dem 9% Cr-mod (Ifd. Nr. 35 - 37), was die Lage des Perlit-Umwandlungsbereiches betrifft. Allerdings wird keine voreutektoide Karbidausscheidung beobachtet, wie sie bei den Stählen 2, 3, 5 mit vergleichbaren C-Gehalten von 0.13-0.17% noch auftrat. Dies dürfte auf die teilweise Abbindung durch den Ta-Anteil zurückzuführen sein, worauf auch die etwas niedrigere Abschreckhärte gegenüber Stahl 2+3 hinweist (Tabelle 2). Die α - γ -Umwandlungspunkte A_{c1b} und A_{c1e} sind gegenüber den 1.4914- und MANET-Varianten zu etwas höheren Temperaturen verschoben, wohingegen die M_s -Temperatur kaum beeinflußt wird.

Im Bild 7c ist ergänzend noch ein Umwandlungsschaubild für eine Variante aus dem englischen (British Steel) Entwicklungsprogramm dargestellt, die gegenüber den Stählen in 7a+b einen auf 3% erhöhten W-Anteil und erniedrigte Mn-, Cr- und Ta-Gehalte aufweist (Tabelle 1, Ifd. Nr. 25) [22, 35]. Die A_c - und M_s -Punkte entsprechen denen der CeTa- und TaHf-Legierung, lediglich die Umwandlung in der Perlitstufe setzt etwas verzögert ein, ist aber bei 0.4°/min ebenfalls zu 100% erfolgt.

Das Umwandlungsverhalten der optimierten Legierungen (OPTIFER - Ifd. Nr. 26-29) ist im Bild 8 für 3 Varianten dargestellt. Die Angaben zur chemischen Zusammensetzung in Tabelle 1 umfassen im wesentlichen die Legierungselemente ohne die Angaben zu den Begleitelementen im ppm-Bereich [22]. Bei OPTIFER Ia, II und III lief der Desoxidationsprozeß bei der Erschmelzung über Cer ab. Bei OPTIFER Ib wurde über Yttrium desoxidiert; die Folge waren ein extrem niedriger S- und N-Gehalt und ein höherer Al- und Ta-Gehalt im Vergleich zu OPTIFER Ia. Die A_c -

Punkte entsprechen denen der drei Legierungen im Bild 7, aber die M_5 -Punkte liegen deutlich höher. Aufgrund des niedrigeren C-Niveaus tritt keine voreutektoide Karbidausscheidung auf. Die Umwandlung in der Perlitstufe läuft bei OPTIFER III mit 1.60% Ta deutlich schneller ab.

Auffallend ist die niedrige Abschreckhärte von 363 HV. Was schon bei den Stählen 23 + 24 mit 0.3-0.4% Ta angedeutet wurde, ist bei diesem Stahl sehr ausgeprägt, nämlich die C-Abbindung durch Tantal. Im metallographischen Schliff werden zahlreiche Primärkarbide beobachtet und eine Härte von 363 HV entspricht einem Matrixkohlenstoffgehalt von $\approx 0.06\%$.

Die W- und Ta-freie Variante (OPTIFER II, lfd. Nr. 29) mit 1.15% Germanium (Bild 8c) ist in ihrem Umwandlungsverhalten wieder vergleichbar mit den Stählen in Bild 7. Allerdings ist die Austenitisierungstemperatur mit 1075°C zu hoch, wie auch schon das verhältnismäßig grobe Korn (ASTM 3-5) zeigt. Ergebnisse zu den mechanischen Eigenschaften zeigen, daß eine Austenitisierung bei 950° 2h ausreichend ist und eine Korngröße von 7-8 ASTM vorliegt [37].

Im Rahmen der internationalen Zusammenarbeit im Fusionsprogramm wurde von der NKK-Corp. (Japan) eine niedrigaktivierende Variante mit 1.95% W und abgesenktem C-, Cr-, Mn- und V-Gehalt bereitgestellt (lfd. Nr. 30, Tabelle 1).

Das für diesen Stahl aufgestellte ZTU-Schaubild (8 d) zeigt ein ähnliches Umwandlungsverhalten in der Perlitstufe wie die ebenfalls W-haltige Legierung OPTIFER-Ib, allerdings liegt diese höher und unabhängig von der Abkühlgeschwindigkeit (0,8-0,2°/min) setzt die F+K-Bildung unmittelbar nach Unterschreiten von $\approx 830^\circ\text{C}$ ein. Diese deutlich unterschiedliche Ausbildung des F+K/P-Bereiches dürfte auf den wesentlich niedrigeren Cr-Gehalt (7,7%) zurückzuführen sein.

5. Varianten für die allgemeine Energie- und Prozeßtechnik Stähle 31-38, Bild 9 a-d

Im konventionellen Kraftwerksbau und der petrochemischen Industrie sind ständig gestiegene Anforderungen in bezug auf Betriebstemperaturen und -drücke erfolgt, die sich auch in der Weiterentwicklung der martensitischen CrNi-Stähle niederschlagen. Ausgehend von den besonderen und höheren Anforderungen in der Kerntechnik erfolgte insbesondere ein Wechsel von den Nb-freien zu Nb-haltigen Stählen, um z.B. die Zeitstandfestigkeitsforderung - $R_{m10^5 \text{ h}/600^\circ\text{C}} \geq 100 \text{ MPa}$ - zu erfüllen und somit einen teilweisen Ersatz für austenitische Stähle zu haben [14, 38]. Verknüpft ist diese Festigkeitsforderung allerdings auch mit guten

Kerbschlagzähigkeitseigenschaften, ausreichender Oxidationsbeständigkeit bis $\geq 600^{\circ}\text{C}$ und gute Durchvergütbarkeit [39, 40].

Die Entwicklungsarbeiten im Forschungszentrum Karlsruhe (s. Seite 21) in dieser Richtung führten zum sog. OPTIMAR-Stahl, in den die Erkenntnisse aus der Bearbeitung der verschiedenen Problemfelder einfließen und der sowohl hohe Zeitstandfestigkeitswerte wie auch sehr gute Kerbschlagzähigkeitseigenschaften aufweist [41]. Für die Basisversion (Stähle 31-32) zeigt das ZTU-Schaubild (Bild 9 a) ein träges Umwandlungsverhalten, was eine gute Durchvergütbarkeit bedeutet. Erst bei $0,5^{\circ}/\text{min}$ Abkühlgeschwindigkeit setzt die Perlitbildung ein. Die $A_{c_{1b}}$ -Umwandlungstemperatur liegt mit 760°C relativ niedrig und begrenzt dadurch die max. Anlaßtemperatur auf $700-730^{\circ}\text{C}$.

Die Variante OPTIMAR-C (Stahl 33) hat zur Verbesserung der Oxidationsbeständigkeit noch einen Cer-Anteil von 0,10% und weist unveränderte Umwandlungskennwerte auf (Tabelle 2). Die Variante OPTIMAR-W (Stahl 34) enthält gegenüber der Basisversion noch zusätzlich W (0,87%) und Ta (0,085%). Diese Modifikation in der chemischen Zusammensetzung verschiebt die Umwandlung in der Perlitstufe nochmals zu längeren Zeiten, so daß erst bei $0,2^{\circ}/\text{min}$ die Perlitbildung einsetzt (Bild 9 b). Bei den Umwandlungskennwerten wird der $A_{c_{1e}}$ -Punkt und die Abschreckhärte merklich erhöht.

Eine ursprünglich vom ORNL (Oak Ridge National Lab.) begonnene Entwicklung führte zu dem Stahl T91/P91 (9% Cr-mod.), der durch ergänzende europäische und japanische Arbeiten mittlerweile gut bekannt ist und Aufnahme in den ASME-Code Case gefunden hat [42, 43]. Dieser Stahl (Ifd. Nr. 35-37) hat gegenüber den OPTIMAR-Varianten niedrigere Gehalte an Cr, Mn, Ni, Nb und ist praktisch Bor-frei, hat aber einen etwas höheren Mo-Anteil. Im Bild 9 c ist das Umwandlungsverhalten für 3 verschiedene Austenitisierungstemperaturen, bestimmt an 3 Chargen von zwei Herstellern, dargestellt. Dieser Stahltyp wandelt wesentlich früher in der Perlitstufe um (ab $4^{\circ}/\text{min}$), was die max. Abmessung für die Durchhärbarkeit deutlich begrenzt. Die $A_{c_{1b}}$ - und M_s -Temperatur werden merklich angehoben.

Bei dem Stahl New TAF (Ifd. Nr. 38) handelt es sich um eine von zahlreichen Varianten aus dem japanischen Entwicklungsprogramm [44]. Gegenüber den zuvor behandelten Stählen 31-37 handelt es sich um eine Variante mit hohem C-Niveau (0,18-0,22%), erhöhtem Mo-Gehalt (1,3-1,6%) und außergewöhnlich hohem B-Anteil (bis 500 ppm), aber Ni-frei. Das im Bild 9 d dargestellte ZTU-Schaubild bezieht sich auf eine von SAARSTAHL hergestellte Charge. Die Umwandlung in der Perlitstufe erfolgt zwar merklich später als beim vorangegangenen Stahl

P91/T91, aber doch deutlich rascher als beim OPTIMAR-Stahl. Wegen des hohen C-Gehaltes tritt, fast erwartungsgemäß, eine voreutektoide Karbidausscheidung auf, und die Abschreckhärte ist bis zum Einsetzen der Perlitumwandlung immer deutlich höher. Auch die A_c -Temperaturen sind deutlich erhöht.

6. Diskussion

Einleitend wurde schon bemerkt, daß bei der vorliegenden breiten Palette an martensitischen Stählen mit 8-14% Cr, aus den aufgestellten ZTU-Schaubildern für kontinuierliche Abkühlung keine zweifelsfreien Abhängigkeiten von der chemischen Zusammensetzung erkennbar sind, wenn von Stahl zu Stahl gleichzeitig mehrere Legierungselemente variiert wurden. Dies würde die Kenntnis des quantitativen Einflusses jedes Legierungselementes und seine Wechselwirkung mit den übrigen Elementen auf das Umwandlungsverhalten voraussetzen. Darin liegen auch die Schwierigkeiten für eine formelmäßige Erfassung des Umwandlungsverhaltens, um z.B. anhand einer vorliegenden geänderten chemischen Zusammensetzung das sich ändernde Umwandlungsverhalten vorherzusagen[4, 5]. Die Änderung eines einzelnen Legierungselementes und seine Auswirkung auf das Umwandlungsverhalten, bei sonst identischer Zusammensetzung, ist weitgehend bekannt und kann auch in dieser Arbeit z.B. nur für den Cr-Gehalt (Stähle 12-17) demonstriert werden. Die umfangreicheren Modifikationen im Laufe der Entwicklungsarbeiten sollen im Folgenden anhand einiger Beispiele mehr pauschal den Einfluß auf wesentliche Umwandlungskennwerte darstellen und zeigen, daß auch konträre Schlußfolgerungen möglich sind.

Im Bild 10 sind die α - γ -Umwandlungstemperaturen A_{c1b} , A_{c1e} und die Martensitbildungstemperaturen M_s , M_f für die betrachteten Stähle in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung aufgetragen. In den Teilbildern a-c ist die Abhängigkeit vom Anteil des C-, N- und Cr-Gehaltes dargestellt und in den Teilbildern d und e vom Äquivalent Nickel und Äquivalent Chrom. Das unterschiedliche C-Niveau (a) hat lediglich auf die M_f -Temperatur tendenziell den Einfluß, daß mit steigendem C-Anteil diese abgesenkt wird, wohingegen der sehr unterschiedliche N-Gehalt (b) bei dieser Betrachtungsweise keinen Trend erkennen läßt. Eindeutiger ist die Aussage in bezug auf den Cr-Anteil, weil diese Darstellung durch die X-Symbole gestützt wird, die sich auf die Stähle 12-17 beziehen mit Cr-Gehalten von 9-14%, bei sonst identischer Zusammensetzung. Danach zeigen die A_c -Temperaturen (c) eine leichte Zunahme und die M_s , M_f -Temperaturen eine Abnahme mit steigendem Cr-Gehalt. Etwas verstärkt werden diese Tendenzen,

wenn die Abhängigkeit vom \ddot{A}_{Ni} und \ddot{A}_{Cr} ($d+e$) dargestellt werden, also die gemeinsame Wirkung mehrerer Elemente.

Für die rechnerische Bestimmung der genannten Umwandlungspunkte sind in der Literatur zahlreiche Formeln verschiedener Autoren angegeben worden. Bei der Anwendung auf die hier vorliegenden Stähle ergaben sich z.T. indiskutable Werte im Vergleich zu den dilatometrisch bestimmten, wobei die von A. Kulmberg [6] und W. Andrews und H. Brandis [20, Anhang II] mit 20-60°C diesen noch am nächsten kamen. Diese Differenzen erlauben bei Analysenschwankungen oder Modifikationen nur eine erste Abschätzung zur Lage der Umwandlungspunkte, können aber die dilatometrische Bestimmung nicht ersetzen.

Die Abschreckhärte für Stähle hängt in erster Linie von der Höhe des C-Gehaltes und zu einem nicht zu vernachlässigenden Teil vom zusätzlichen N-Gehalt ab. Als Abschreckhärte wurde die für $\lambda \approx 0,3$ gemessene Härte angenommen (s. Tabelle 2). Für diese Abkühlgeschwindigkeit wird eine etwas konstantere Härte gemessen, weil der Vorgang des Selbstanlassens des Martensits bereits weitgehend abgeschlossen ist, wohingegen bei rascherer Abkühlung (NaOH) die Härte zwar höher, der Beitrag des Selbstanlassens aber sehr uneinheitlich ist. Im Bild 11 ist zunächst im linken Teilbild a die Härte nur über dem C-Gehalt aufgetragen. Dabei fallen vor allem die C/N-Stähle 19-22 mit 800-2200 ppm N links aus dem Wertekollektiv. Berücksichtigt man den N-Anteil in der Form $C+N/2$ (Teilbild b), ordnen sich diese Stähle gut ein. Bei den rechts deutlich herausfallenden Stählen 38 (= 300 ppm B), 17 (= 25% δ -F) und 28 (= zahlreiche Ta-haltige Primärkarbide) ist die niedrigere Härte verständlich.

Wie sich die Abschreckhärte in Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit ändert und Effekte wie Selbstanlassen, Ausscheidungsbildung und beginnende Umwandlung deutlich werden, geht aus Bild 12 für die Stähle 18-22 mit unterschiedlichen C/N-Gehalten hervor.

Der Umwandlungsbeginn in der Perlitstufe markiert die langsamste Abkühlgeschwindigkeit für eine volle martensitische Durchhärtung und begrenzt so den maximal möglichen Durchmesser je nach Abschreckart. Aus den vorgestellten ZTU-Schaubildern war für jeden Stahl erkennbar oder abschätzbar, welche Abkühlkurve gerade noch vor der Perlitnase verlief. Dieser kritische Abkühlparameter war in der Vergangenheit, ebenso wie die zuvor behandelten Umwandlungskennwerte, Gegenstand intensiver Bemühungen, ihn mit der chemischen Zusammensetzung zu korrelieren. Im Falle der hier vorliegenden Stähle war das Ergebnis zwischen gemessener und berechneter Abkühlgeschwindigkeit nicht befriedi-

gend und selbst eine tendenzielle Aussage ist kaum möglich, wenn man die Darstellungen im Bild 13 betrachtet. Weder ist ein Einfluß des unterschiedlichen Kohlenstoff- noch des C+N-Gehaltes erkennbar (Teilbild a+b); obwohl andererseits Untersuchungen gezeigt haben, daß die alleinige Erhöhung dieser Anteile eine Beschleunigung der Umwandlung in der P-Stufe bewirken [7]. Interessant ist der Befund zum Einfluß des Cr-Gehaltes (Teilbild c). Bei steigenden Cr-Gehalten von 9-14% und ansonsten identischer Zusammensetzung (Stähle 12-17 = X) setzt auch die Umwandlung in der P-Stufe immer früher ein, was auch dem bisherigen Kenntnisstand entspricht.

Andererseits erlaubt das Wertekollektiv der restlichen Stähle eine Trendkurve, die zu der Aussage führt, daß mit steigendem Cr-Niveau bei verschiedenen Stählen der Umwandlungsbeginn in der P-Stufe deutlich verzögert wird. Insbesondere der Stahl 9 (\square), für den übrigens eine kritische Abkühlgeschwindigkeit von $0.9^\circ/\text{min}$ errechnet wurde, weist selbst nach $0.2^\circ/\text{min}$ noch keinen Perlit auf. Da von diesem Stahl MANET-II 6 Schmelzen (Ifd. Nr. 6-11) hergestellt wurden, und die Überprüfung in allen Fällen ein gleiches träges Umwandlungsverhalten ergab, sind bisher nicht erkennbare Wechselwirkungen verantwortlich. Diese Schmelzen wurden zwar mit einem Zirkonzusatz hergestellt, aber auch die Stähle 5 und 31 enthalten Zr, ohne besondere Auswirkungen auf die Perlitbildung (Bilder 5 a und 9 a).

Die konträre Aussage zum Cr-Einfluß ergibt sich verständlicherweise auch aus der Darstellung 13 e in Abhängigkeit vom \ddot{A}_{Cr} , wohingegen die Auftragung gegen das \ddot{A}_{Ni} das diffuse Bild aus a+b durch die Dominanz von C+N im \ddot{A}_{Ni} noch verstärkt.

Die martensitische Durchhärtung bis in den Kern größerer Abmessungen läßt sich aus den ZTU-Schaubildern ableiten, wenn man die Abkühlgeschwindigkeit bei Wasser-, Öl- oder Luftabkühlung kennt. Dies läßt sich für Rundstäbe verhältnismäßig genau angeben und ist im Bild 14 dargestellt für die im Rahmen dieser Arbeit besprochene Gruppe der 8-14% Cr-Stähle, bei der lediglich eine Umwandlung in der Perlitstufe zu erwarten ist. Der links von den drei Begrenzungskurven für Luft-, Öl- und Wasserabkühlung liegende Bereich gibt die jeweils niedrigste Abkühlgeschwindigkeit und den maximalen Durchmesser für völlige Martensitbildung an. Als Beispiel sind die Stähle T91/P91 (Ifd. Nr. 35-37) und OPTIMAR (Ifd. Nr. 31) angegeben, die wegen ihrer unterschiedlichen Lage der Perlitstufe im ZTU-Schaubild (Bilder 9 a+c) die martensitische Durchhärtung sehr unterschiedlicher max. Durchmesser erlauben.

7. Literatur

- 1.) Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. Hrsg. vom Max-Planck-Institut für Eisenforschung in Zusammenarbeit mit dem Werkstoffausschuß des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute. Bd. 1. T.1. von F. Wever und A. Rose. Bd. 1.T.2. von A. Rose, W. Peter, W. Strassburg und L. Rademacher. 1954-1958. Bd. 2. von A. Rose und H. Hougardy. 1972.
- 2.) Atlas of isothermal transformation diagrams of BS EN steels. London 1949. (Spec. Rep. Iron Steel Inst. No. 40.) (2. ed. 1956).
- 3.) Atlas of isothermal transformation diagrams. 2. ed. [Hrsg.:] United States Steel Corporation Pittsburgh 1951. Supplement 1953.
- 4.) Courbes de transformation des aciers de fabrication française. [Hrsg.:] Institut de Recherches de la Sidérurgie. Saint-Germain-en-Laye. Bd. 1 u. 2 von G. Delbart und A. Constant. 1953-1956. Bd. 3 u. 4 von G. Delbart, A. Constant u. A. Clerc [um 1961].
- 5.) W. Peter, W. Matz, "Das Umwandlungsverhalten von Stählen mit 12 bis 14% Cr". Archiv f.d. Eisenhüttenwesen, Heft 12 (1957), Seite 807-823.
- 6.) A. Kulmburg, W. Sölkner, F. Korntheuer, H.E. Schmidt, "Das Umwandlungsverhalten komplexlegierter Stähle mit 12 bis 18% Chrom". Berg- und Hüttenmännische Monatshefte, Heft 9 (1979), Seite 400-406.
- 7.) R. Petri, E. Schnabel, P. Schwaab, "Zum Legierungseinfluß auf die Umwandlungs- und Ausscheidungsvorgänge bei der Abkühlung warmfester Röhrenstähle nach dem Austenitisieren II. 12%ige Chromstähle". Archiv f.d. Eisenhüttenwesen, Heft 52 (1981), Seite 27-32.
- 8.) A. Kulmburg, F. Korntheuer, M. Koren, O. Gründler, K. Hutterer, "Umwandlungs- und Ausscheidungsverhalten von weichmartensitischen und hochfesten korrosionsbeständigen Stählen". Berg- und Hüttenmännische Monatshefte, Heft 3 (1981), S. 104-108.
- 9.) J. Class, "Kennzeichnende Eigentümlichkeiten des warmfesten 12%-igen Chromstahles und Aussichten für seine Einführung in den Kesselbau". Mitteilungen der VGB, Heft 58, Februar 1959, S. 38-59.
- 10.) J.Z. Briggs, T.D. Parker, "The Super 12% Cr Steels". Climax Molybdenum Company, New York, 1965.
- 11.) J.Z. Briggs, T.D. Parker, "Eigenschaften und Anwendung der modifizierten 12%-Cr-Stähle". Schweizer Archiv, Juni 1967, S. 167-181.

- 12.) A.K. Khare, "Ferritic steels for high-temperature applications". Proc. of an ASM-Int. Conf., Warren/Pens., Oktober 1981.
- 13.) K. David, "Herstellung, Eigenschaften und Anwendung der hochwarmfesten 12% Cr-Stähle". Vortrag KfK/IMF, Juli 1980
- 14.) G. Kalwa, "Stand der Entwicklung und Anwendungstechnik des Werkstoffes X20CrMoV121". 9. MPA Seminar, Stuttgart, 13/14 Oktober 1983.
- 15.) W. Peter, H. Finkler, "Ableitung der Form isothermischer ZTU-Schaubilder aus der chemischen Zusammensetzung". Archiv f.d. Eisenhüttenwesen, Heft 8 (1974), S. 533-540.
- 16.) K. Anderko, "Zur Eignung warmfester Vergütungsstähle mit 9-12% Cr für Komponenten im Kern Schneller Reaktoren - ein Überblick". Journal of Nuclear Materials, 95 (1980), S. 31-43.
- 17.) K. Ehrlich, M. Schirra, "Entwicklungsarbeiten an Nb-stabilisierten martensitischen 9-12%-Chromstählen für Anwendungen in der Energietechnik". 15. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft Warmfeste Stähle und der Arbeitsgemeinschaft Hochtemperaturwerkstoffe, Düsseldorf, 6. Nov. 1992.
- 18.) Röchling-Druckschrift 702.260/3.69/5000 D.
- 19.) H. Müller, H. Finkler, K. David. Interner Bericht v. 15.12.1980 an KfK.
- 20.) M. Schirra, "Charakterisierende thermische und mechanische Untersuchungen an einem Nb-legierten martensitischen 12% Cr-Stahl (W.-Nr. 1.4914) mit abgesenktem Stickstoffgehalt". KfK-Bericht 3640, August 1984.
- 21.) R.L. Klueh, K. Ehrlich, F. Abe, "Ferritic/martensitic steels: promises and problems". Journal of Nuclear Materials 191-194 (1992), S. 116-124.
- 22.) K. Ehrlich, D.R. Harries, A. Möslang (Editors), "Characterisation and Assessment of Ferritic/Martensitic Steels" FZKA 5626, 1995, ITER-Task EC-BLR-4
- 23.) M. Schirra, S. Heger, H. Meinzer, B. Ritter, W. Schweiger, "Untersuchungen zum Vergütungsverhalten, Umwandlungsverhalten und der mechanischen Eigenschaften am martensitischen Stahl 1.4914 (NET-Charge MANET-I)". KfK 4561, Juni 1989.
- 24.) M. Schirra, K. Anderko, "Anomalies in creep-curves of martensitic 9-14% chromium steels under long term loading". Steel Research 6/90, p. 242/250.

- 25.) E. Materna-Morris, M. Schirra, "Mikrostrukturelle Untersuchungen zur Klärung von beobachteten Kriechanomalien in martensitischen 9-14% Chromstählen". 14. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft Warmfeste Stähle und der Arbeitsgemeinschaft Hochtemperaturwerkstoffe, Düsseldorf, 19.11.91.
- 26.) M. Schirra, P. Graf, S. Heger, H. Meinzer, W. Schweiger, H. Zimmermann, "MANET-II, Untersuchungsergebnisse zum Umwandlungs- und Vergütungsverhalten und Prüfung mechanischer Eigenschaften". KfK 5177, Mai 1993.
- 27.) M. Schirra, S. Heger, "Der Einfluß des δ -Ferrit-Gehaltes auf die Vergütungseigenschaften und das Zugfestigkeits- und Zeitstandverhalten eines CrNiMoVNb-Stahles mit 9-14% Chrom". KfK-Bericht 5080, Februar 1994.
- 28.) E. Materna-Morris, L. Schäfer, K. Anderko, "Der Einfluß der δ -Ferrit-Phase auf das Bruchverhalten von 9-14% Chromstählen im instrumentierten Kerbschlagversuch". Prakt. Metallographie, Sonderband 20 (1988), S. 283-294.
- 29.) M. Schirra, "Die historisch-empirische Entwicklung des Gefügediagrammes der CrNi-Stähle". Stahl und Eisen 112 (1992) Heft 10, Seite 117-120.
- 30.) E. Materna-Morris, "Die Entstehung der Karbide in der Phasengrenze zwischen Deltaferrit und Martensit bei 9-14% Chromstählen". Prakt. Metallographie, Sonderband 23 (1992), S. 35-46.
- 31.) P. Dahlmann, J. Menzel, P. Pant, G. Stein; "Massivaufgestickte Stähle für höchstbeanspruchte Bauteile". Werkstoff und Innovation 2 (1989), Seite 60-65.
- 32.) B. Anthamatten, "Stickstofflegierte 9-12% Chromstähle für Hochtemperaturanwendungen". Dissertation ETH-Nr. 9047, Zürich 1990.
- 33.) AEA-Fusion reports:
AEA-FUS 122, July 1991, AEA-FUS 180, May 1992, AEA-FUS 232, May 1993
- 34.) S. Cierjacks, Y. Hino, "The importance of sequential (x, n) reactions on element activation of fusion reactor materials". Journal of Nuclear Materials 170 (1990), S. 134-139.
- 35.) Proceedings of the workshop on Low-Activation-Materials, Culham - GB, 8.-12. April, 1991. JAERI-Tokyo-Japan, 26.-28. Oktober, 1992.

- 36.) K. Anderko, K. Ehrlich, L. Schäfer, M. Schirra, "CETA, ein Entwicklungsschritt zu einem schwach aktivierbaren martensitischen Chromstahl". KfK 5050, Juni 1993.
- 37.) M. Schirra, K. Ehrlich, L. Schäfer, "Germanium enthaltender Stahl und seine Verwendung". Patent-Nr. 44 32 516 v. 18.7.95, Forschungszentrum Karlsruhe.
- 38.) D. Christianus et al., "Entwicklung warmfester Stähle im Dienste des Fortschrittes der Energietechnik", Stahl und Eisen 107 (1987) Nr. 14, 15, S. 697-705.
- 39.) B. Walser, P. Schepp, "Entwicklung von Stählen mit 9% Cr für den Einsatz bei hohen Temperaturen". 9. Vortragsveranstaltung Langzeitverhalten warmfester Stähle, VDEh-Düsseldorf, 5.12.1986.
- 40.) K. Solbeck, "Die Kraftwerkstechnik als Schrittmacher für den Werkstoff Stahl". Stahl und Eisen 114 (1994) Nr. 10, S. 49-57.
- 41.) M. Schirra, K. Ehrlich, "OPTIMAR, ein hochfester martensitischer CrNiMoVNb-Stahl mit 10.5% Chrom und 0.11% Kohlenstoff mit guten Zähigkeitseigenschaften". VDI-Bericht 1151-1995, S. 367-375.
- 42.) F. Brühl et al., "Verhalten des 9%-Chromstahles X 10CrMoVNb 91 und seiner Schweißverbindungen im Kurz- und Langzeitversuch". Dissertation Düsseldorf, Mai 1989 und VGB-Kraftwerkstechnik Heft 12, Dez. 1989, S. 1214-1231.
- 43.) ECSC-Information-Day (Tagungsband) VDEh-Düsseldorf, 5.11.92, "The manufacture and properties of steel 91 for the power plant and process industries".
- 44.) T. Fujita, T. Sato, N. Takahashi, "Effect of Mo and W on long term creep rupture strength of 12% Cr heat-resisting steel containing V, Nb and B". Transactions ISIJ, Vol. 18, 1978, S. 115-124, 269-278.
- 45.) H. Finkler, M. Schirra
Veröffentlichung demnächst.

Entwicklungsarbeiten an 9-12% Cr Stählen im Forschungszentrum Karlsruhe - IMF I

Ausgangspunkt:

X 22 CrMoV 12 1
(1.4922)

Stufe I

Optimierung auf verbesserte
Zähigkeit im Rahmen PSB

- Nb-Stabilisierung
- δ -Ferritfreiheit
- N, C-Reduktion
- Herstellungstechnologie
bei Kaltumformung
- Transientenverhalten

X 18 CrMoVNb 12 1
(1.4914)

Stufe II

Optimierung auf verbesserte
HT-Festigkeit im Rahmen PKF

- N, C-Variation
- Al/N-Relation
- δ -Ferriteinfluß
auf Zähigkeit

X 11 CrMoVNb 11 1
(MANET)

OPTIMAR
(1.4914-X1)

Stufe III

Optimierung auf niedrige
Aktivierbarkeit bei
Bestrahlung im Rahmen PKF

- Substitution von
Legierungselementen
Nb, Mo, Ni durch z.B. Ta, W etc.
- Einschränkung von
Verunreinigungen
Ag, Tb, Ho, Eu etc.

OPTIFER

Tab. 1: Chemische Zusammensetzung [Gew. %] (Herstelleranalyse)

Lfd. Nr.	Stahl Bez.	Charge Nr.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Nb	B ppm	N ppm	Al ppm	Co	Cu	Zr	W	Ta	Ce	Sonst.
1	1.4922/23	HB7167	0,23	0,41	0,34	0,021	0,011	11,4	0,54	0,95	0,28	-										1)
2	1.4914	10045	0,17	0,45	0,39	0,014	0,006	11,3	0,70	0,73	0,28	0,27	70	200	100							1)
3	1.49141K	51482	0,17	0,31	0,64	0,005	0,005	10,45	0,87	0,56	0,25	0,20	20	30	460	0,018	0,01					
4	1.4914-2K	53093	0,18	0,30	0,55	0,004	0,0035	10,3	0,90	0,58	0,26	0,20	30	40	600	<0,02	0,005					
5	MANET-I	53645	0,13	0,37	0,82	0,005	0,004	10,6	0,87	0,77	0,22	0,16	85	200	540	0,01	0,015	0,053				
6	MANET-II	50803	0,11	0,18	0,85	0,005	0,004	10,3	0,65	0,58	0,19	0,14	72	300	120	0,006	0,01	0,014				
7	MANET-II	50804	0,11	0,19	0,78	0,003	0,004	10,3	0,68	0,61	0,20	0,14	73	310	40	0,005	0,01	0,008				
8	MANET-II	50805	0,10	0,14	0,75	0,005	0,0045	10,3	0,65	0,57	0,19	0,14	75	310	40	0,007	0,01	0,028				
9	MANET-II	50806	0,10	0,18	0,76	0,004	0,005	10,37	0,65	0,58	0,21	0,16	75	320	70	0,005	0,01	0,008				
10	MANET-II	50761	0,11	0,27	0,94	0,005	0,004	10,3	0,62	0,56	0,20	0,15	89	300	60	0,006	0,007	0,009				
11	MANET-II	50757	0,11	0,28	0,96	0,007	0,004	10,3	0,65	0,57	0,21	0,15	85	270	90	0,010	0,015	0,007				
12	δ-F-Chg.	C 831	0,13	0,38	0,66	0,006	0,004	9,15	0,67	0,61	0,28	0,18	50	60	750	0,005	0,01					
13	δ-F-Chg.	C 832	0,13	0,34	0,65	0,006	0,004	10,03	0,65	0,60	0,28	0,17	50	40	1000	0,005	0,01					
14	" (Sp.δF)	C 833	0,13	0,34	0,62	0,005	0,004	11,03	0,63	0,59	0,26	0,17	40	50	700	0,004	0,014					
15	" (5%)	C 834	0,135	0,34	0,61	0,006	0,005	12,10	0,65	0,59	0,28	0,19	46	40	970	0,004	0,015					
16	" (20%)	C 835	0,14	0,33	0,60	0,006	0,004	13,0	0,64	0,59	0,26	0,18	40	40	900	0,002	0,01					
17	" (25%)	C 836	0,14	0,30	0,62	0,006	0,004	14,0	0,64	0,58	0,27	0,18	40	50	850	0,002	0,014					
18	C/N-Chg.	E 673	0,16	0,39	0,90	0,007	0,002	10,6	0,19	1,27	0,27	0,08	10	150	80	0,016	0,010					
19	C/N-Chg.	E 670	0,16	0,23	0,79	0,010	0,002	10,1	0,06	1,24	0,26	0,07	10	800	170	0,016	0,043					
20	C/N-Chg.	E 671	0,10	0,30	0,91	0,010	0,002	10,9	0,20	1,25	0,28	0,07	10	1300	180	0,016	0,040					
21	C/N-Chg.	E 779	0,08	0,22	0,81	0,019	0,002	10,8	0,02	1,31	0,31	0,09	<20	2200	130							
22	C/N-Chg.	DE 100	0,05	0,10	0,82	0,010	0,002	9,9	0,14	1,41	0,22	0,07	10	1700	10	0,017	0,044					
23	CeTa	C858	0,17	0,07	1,35	0,008	0,004	9,6	-	-	0,59	-	80	150	850	-	0,012	0,81	0,48	0,13	Ti=0,04	
24	TaHf	C857	0,16	0,06	1,22	0,008	0,005	9,5	-	-	0,60	-	80	160	540	-	0,012	0,80	0,29	-	Hf=0,25	
25	LA13Ta	-	0,18	0,04	0,70	-	-	9,0	-	-	0,25	-	-	450	-	-	2,96	0,11	-	-	2)	
26	OPTIFER Ia	664	0,10	0,06	0,50	0,005	0,005	9,3	-	-	0,26	-	61	155	80	-	0,035	0,96	0,066	<0,001	-	
27	OPTIFER Ib	667	0,12	0,05	0,50	0,004	0,001	9,5	-	-	-	-	63	62	150	-	0,007	0,98	0,163	0,041	-	
28	OPTIFER III	666	0,12	0,07	0,50	0,004	0,002	9,3	-	-	0,25	-	64	173	100	-	0,006	0,024	1,60	<0,001	-	
29	OPTIFER II	668	0,125	0,04	0,49	0,004	0,002	9,5	-	-	0,28	-	59	159	80	-	0,007	0,006	0,018	<0,001	-	
30	F82-H-mod.	9741	0,09	0,11	0,16	0,002	0,002	7,70	-	-	0,16	-	2	70	30	0,005	0,001	1,95	0,02	<0,001	3)	Ge=1,15 Ti=0,01
31	OPTIMAR	C998	0,11	0,31	1,10	0,002	0,003	10,5	0,66	0,60	0,22	0,21	76	340	150	0,005	0,005	0,005				
32	OPTIMAR	699	0,11	0,31	1,22	0,004	0,003	10,5	0,60	0,63	0,21	0,21	72	330	140	0,003						
33	OPTIMAR-C	700	0,10	0,38	1,19	0,004	0,003	10,65	0,58	0,64	0,21	0,21	81	360	160	0,005						
34	OPTIMAR-W	701	0,11	0,37	1,16	0,004	0,004	10,75	0,58	0,62	0,21	0,22	70	270	150	0,005			0,87	0,085	0,10	
35	T91/P91	F34	0,12	0,20	0,44	0,005	0,004	8,40	<0,02	1,02	0,23	0,065		420							1)	
36	T91/P91	856240	0,099	0,385	0,42	0,017	0,0041	8,75	0,128	0,96	0,204	0,070	3	580	240		0,40		<0,03		4)	Ti=0,005
37	T91/P91		0,11	0,32	0,47	0,014	0,003	8,50	0,13	0,85	0,22	0,076		380	180						4)	
38	New TAF	F35	0,21	0,33	0,87	0,005	0,004	10,45		1,54	0,24	0,18	300	170							1)	

1) SAARSTAHL 2) British Steel 3) NKK-Corporation 4) Mannesmann

Tabelle 2: Umwandlungskennwerte

Lfd. Nr.	Stahl Bez.	Charge Nr.	Erschmelzung	Austenit-temp. °C	Korngröße ASTM	Abschreckhärte HV		V = 0,4°C/min				Kontinuierliches ZTU-Schaubild		
						ZTU-λ~0,3	IMF-Härtung HV30	Ac1b °C	Ac1e °C	Ms °C	Mf °C	vorettektoides Kb-Aussch.	P-Umwandlung	
													Beginn	Ende
1	1.4922/23	HB 7167	b.Hf.	1050°20'	5-6	620		815	960	265	85	ja	2,5°/min	0,2°/min
2	1.4914	10045	L.V.	1080°20'	6-7	479		815	950	295	40	ja	1,5	0,2
3	1.4914-1K	51482	SV4	1075°20'	9-10	465	465	780	905	365	160	ja.+Kgr.M	1,25	0,2
4	1.4914-2K	53093	SV4	1075°20'	-		435	776	900	365		-	-	-
5	MANET-I	53645	SV4	1075°20'	8,5-9,5	445	405-415	790	870	310	155	ja	- 0,3	<0,2
6	MANET II	50803	SV4	1075°15'	-		365	775	890	340	161	-	-	-
7	MANET-II	50804	SV4	1075°15'	-		390	775	900	340	155	-	-	-
8	MANET II	50805	SV4	1075°15'	-		380-395	780	890	354	157	-	-	-
9	MANET II	50806	SV4	1075°15'	9-10	405	380	780	890	357	156	nein	<0,2	-
10	MANET II	50761	SV4	1075°15'	-		382-390	780	890	348	160	-	-	-
11	MANET II	50757	SV4	1075°15'	-		382	780	890	345	155	-	-	-
12	δ-F-Chg.	C 831	SV4	1075°15'	8-9	445	411	800	915	357	195	ja	0,5	<0,2
13		C 832	SV4	1075°15'	8,5-9	437	406	812	925	347	190	ja	1,5	0,4
14	(Sp δF)	C 833	SV4	1075°15'	8-9	473	411	810	930	345	170	ja	2	0,2
15	5%	C 834	SV4	1075°15'	8-8,5	454	406	825	905	275	190	ja.+M ₂₃ C ₆ +F	4	0,4
16	20%	C 835	SV4	1075°15'	8-8,5	429	381	850	915	265	140	ja.+M ₂₃ C ₆ +F	8	1,25
17	25%	C 836	SV4	1075°15'	8-8,5	376	369	875	930	255	140	ja.+M ₂₃ C ₆ +F	8	1,25
18	C/N-Chg.	E 673	Druck-ESU	1075°15'	3,5-4,5+6-7	525	450	847	925	305		nein	1,25	0,2
19	C/N-Chg.	E 670	Druck-ESU	1075°15'	7-8	560	486	820	907	285		nein	2,5	0,3
20	C/N-Chg.	E 671	Druck-ESU	1075°15'	7-8	503	463	820	915	312		ja	1,5	0,3
21	C/N-Chg.	E 779	Druck-ESU	1075°15'	9,5-10	566	519	787	908	250		ja	1,25	0,3
22	C/N-Chg.	DE 100	Druck-ESU	1075°15'	7,5-8,5	477	438	808	912	355		nein	1,25	0,3
23	CeTa	C 858	SV4	1075°15'	8-8,5	459	415	830	930	335	60	nein	3,5	0,4
24	TaHf	C 857	SV4	1075°15'	7,5-8,5	445	410	827	920	350		nein	4	0,4
25	LA13Ta	-	British Steel	1050°30'	-		-	821	925	325		-	1,25	0,4
26	OPTIFER Ia	664	SV4 (Ce)	1075°15'	5,5-6,5		393	820	900	418	222	-	-	-
27	OPTIFER Ib	667	SV4 (Y)	1075°15'	6-8	428	398	830	920	400	190	nein	1	0,4
28	OPTIFER III	666	SV4 (Ce)	1075°15'	8-9	363	341	820	920	442	260	nein	8	2
29	OPTIFER II	668	SV4 (Ce)	1075°15'	3-5	435	400	825	920	395	172	nein	2,5	0,4
30	F82-H-mod.	9741	NKK-Corp.	1040°15'	7-8,+6	421	403	835	915	425	220	nein	1	0,25
31	OPTIMAR	C 998	SV3	1075°15'	8,5-9	448	390	760	875	300		nein	0,5	<0,2
32	OPTIMAR	699	SV3	1075°30'	7,5-8	-	416	760	875	325	130	-	-	-
33	OPTIMAR - C	700	SV3	1075°30'	7	-	397	760	885	330	120	-	-	-
34	OPTIMAR - W	701	SV3	1075°15'	7,5-8,5	473	432	770	915	320	100	nein	0,2	<0,2
35	T91/P91	F 34	SAARSTAHL	1030°20'	7-9	420	-	820	885	400		-	4	1
36	T91/P91	856240	MM	1040°20'	10	437	-	810	870	385	100	-	4	0,9
37	T91/P91		MM	1050°30'	10 u. 3	410	-	810		385	120	-	3	0,8
38	New TAF	F 35	SAARSTAHL	1070°20'	7-8	520	-	845	900	320		ja	1,5	<0,4

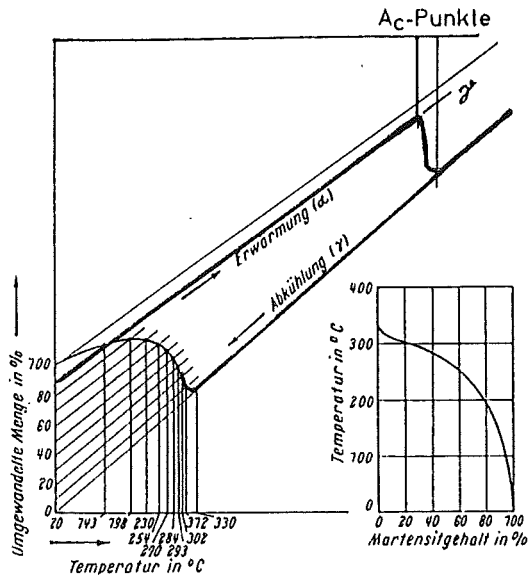
b.Hf = basisch - Hochfrequenzofen (offen) λ = 800-500°(sec) · 10⁻²
L.V. = Vakuum-Lichtbogenofen Ac1b = α-γ-Umwandlungsbeginn
SV3 = Vakuum-Induktionsofen Ac1e = α-γ-Umwandlungsende
SV4 = Vakuum-Induktionsofen Ms = Martensitbildungsbeginn
+ Vakuum-Lichtbogenofen Mf = Martensitbildungsende
Druck-ESU = Elektroschlacke-Druckumschmelzung

IMF-I 1-95 SCHI

Legende für die Bilder 10, 11, 13

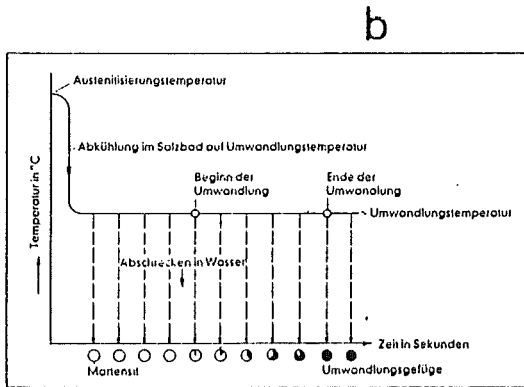
Symbol	lfd. Nr.	Stahl		
■	1	1.4922/23	Nb-frei	
●	2	1.4914	+ Nb	200 ppm N, 540 ppm Al
⊙	3	1.4914-1.K	+ Nb	30 ppm N
⊗	4	1.4914-2.K	+ Nb	40 ppm N
□	5	MANET-I	0,13 C	200 ppm N
⊠	6-11	MANET-II	0,10-0,11 C	40-120 ppm Al
X	12-17	δ-F-Chg.	9-14% Cr	40-60 ppm N, 750-1000 ppm Al
▲	18	C/N-Chg.	0,16% C	150 ppm N
▼	19	C/N-Chg.	0,16% C	800 ppm N
▲	20	C/N-Chg.	0,10% C	1300 ppm N
▼	21	C/N-Chg.	0,08% C	2200 ppm N
▲	22	C/N-Chg.	0,05% C	1700 ppm N
▽	23	CeTa	niedrigaktiv.Leg.	+ Ce, Ta
△	24	TaHf	niedrigaktiv.Leg.	+ Ta, Hf
▣	25	LA13Ta	niedrigaktiv.Leg.	+ W, Ta
▤	26	OPTIFER-Ia	niedrigaktiv.Leg.	+ W, Ta (Ce)
▥	27	OPTIFER-Ib	niedrigaktiv.Leg.	+ W, Ta (Y)
▧	28	OPTIFER-III	niedrigaktiv.Leg.	+ Ta (Ce)
▨	29	OPTIFER-II	niedrigaktiv.Leg.	+ Ge (Ce)
▩	30	F82H-mod	niedrigaktiv.Leg.	+ W, Ta
◐	31	OPTIMAR	0,11% C	10,5% Cr + Nb
◑	32	OPTIMAR	0,11% C	10,5% Cr + Nb
◒	33	OPTIMAR-C	0,10% C	10,65% Cr + Ce
◓	34	OPTIMAR-W	0,11% C	10,75% Cr + W, Ta
+	35-37	T91/P91	0,11% C	8,5% Cr + Nb
◔	38	New TAF	0,21% C	10,45% Cr, 300 ppm B

Bild 1



Ermittlung der Martensitmenge in Abhängigkeit von der Temperatur im Längenänderungs-Temperatur-Schaubild

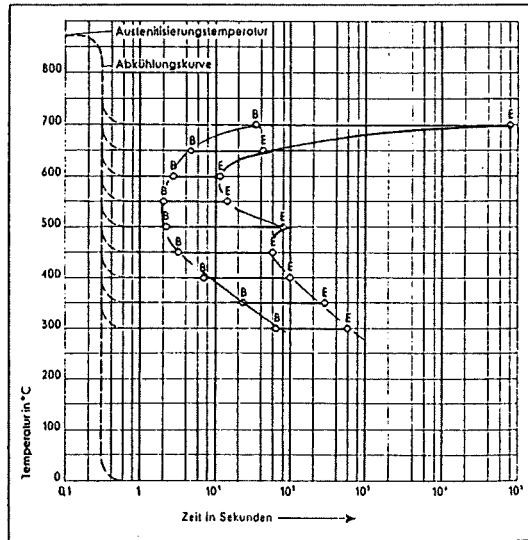
Schema der Bestimmung von Umwandlungsbeginn und -ende bei isothermischer Versuchsführung



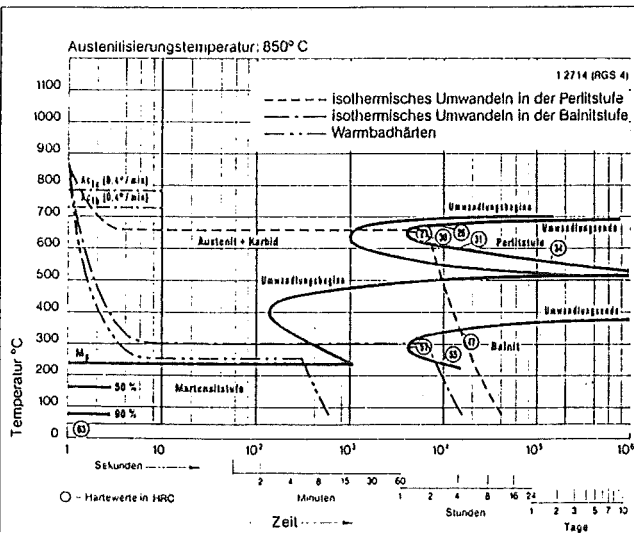
a

c

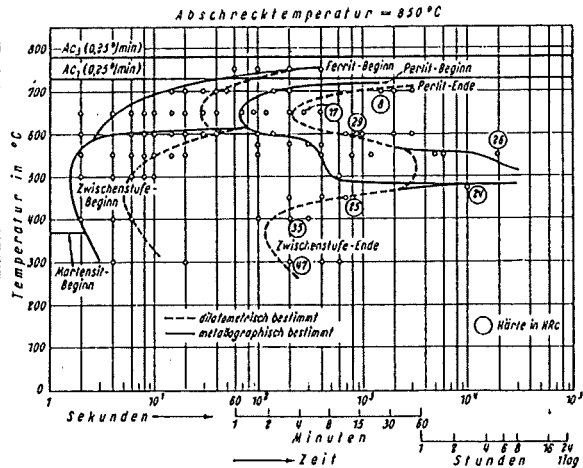
Entwicklung eines isothermischen ZTU-Schaubildes für einen Stahl mit 0,55 % C und 1,04 % Mn



Isothermisches ZTU-Schaubild und Arten der Wärmebehandlung

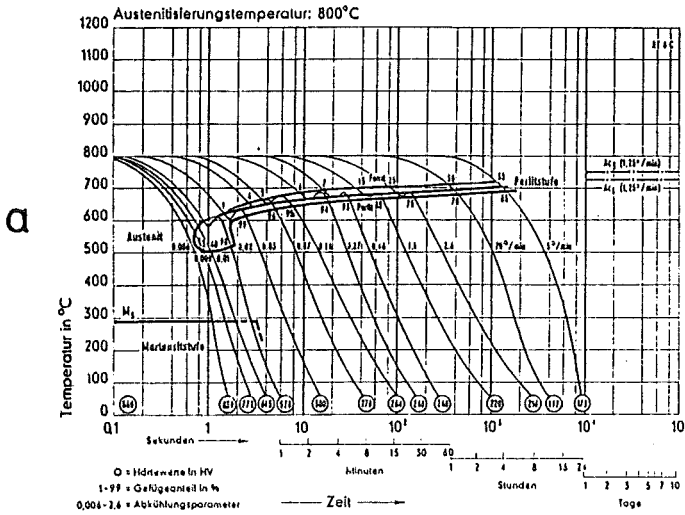


d

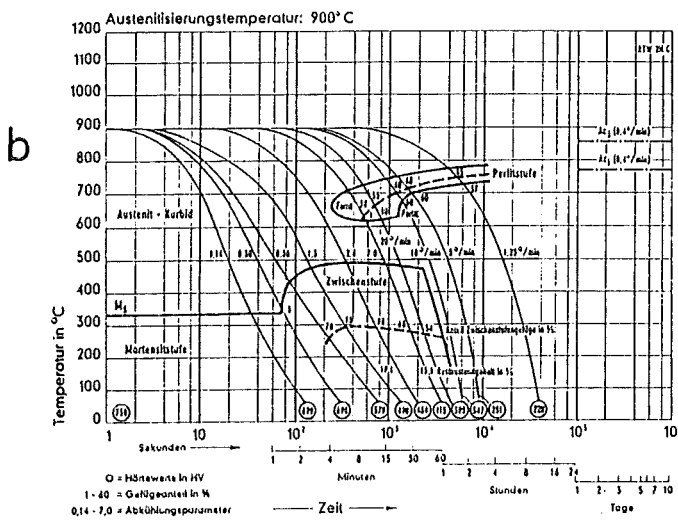


Versuchsaufwand zur Bestimmung eines isothermischen ZTU-Schaubildes (Stahl 42 CrMo 4)

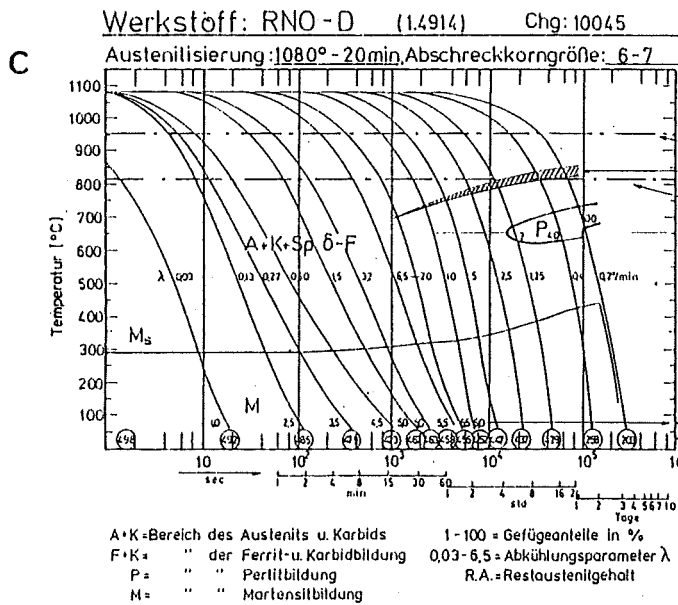
Bild 2



Kontinuierliches ZTU-Schaubild
für wasserhärtenden Stahl Röchling-RT 6
0,6% C, 0,15% Si, 0,25% Mn
DIN-Kurzbezeichnung: ~ C 70 W 1
Werkstoff-Nr.: 1 520



Kontinuierliches ZTU-Schaubild
für ölhärtenden Stahl Röchling-RTW 2 H
0,45% C, 1% Si, 1% Cr,
2% W, 0,2% V
DIN-Kurzbezeichnung: 45 WCrV 7
Werkstoff-Nr.: 2 542



Kontinuierliches
ZTU-Schaubild für
lufthärtenden
Stahl 1.4914
DIN X18CrMoVNb121

Abkühlung von ϕ 10 mm
in Wasser $\lambda = 0,01$
Öl 0,06
Luft 1,0

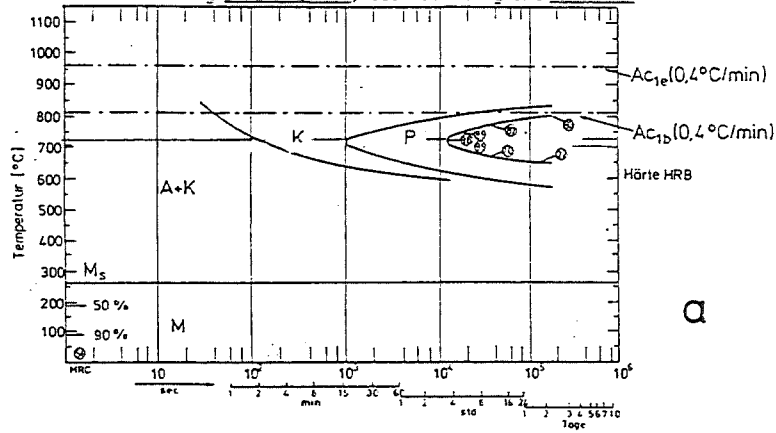
λ hzw. v	Ø (mm) bei Abkühlung in:		
	Wasser	Öl	Luft
0,01	10		
0,03	18		
0,06	25	10	
0,10	35	18	
0,20	50	30	
0,35	70	45	
0,50	85	60	
0,70	105	70	
1,00	130	90	10
2,00	180	130	18
3,00	230	170	25
5,00	300	220	40
7,00	360	280	55
9,0 20 °/s	420	320	65
18 10 °/s	600	500	130
36 5 °/s	900	750	220
72 2,5 °/s	1300	1150	400
144 1,25 °/s	1900	1700	700
225 0,8 °/s	2400	2200	1000
450 0,4 °/s	3500	3300	1900

Die Abkühlungsparameter bzw. -geschwindigkeiten sind im ZTU-Schaubild auf der 500°-Isothermen an die

Werkstoff: RNO -MoV (1.4922,1.4923) Chg: HB 7167

Lfd-Nr ①

Austenitisierung: 1050°-20min, Abschreckkorngroße: 5-6



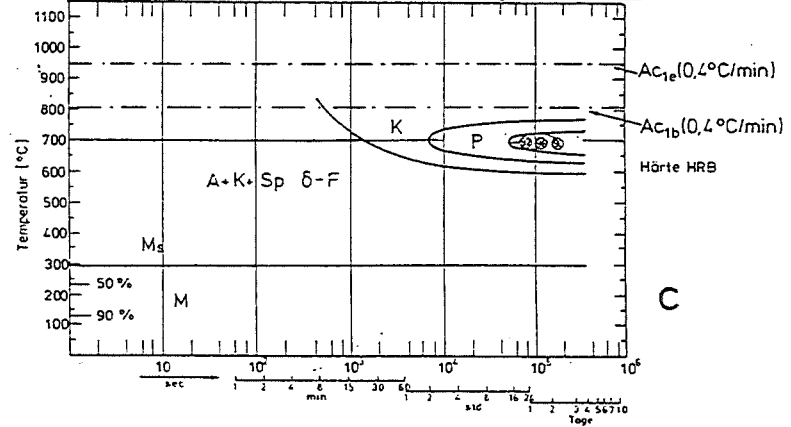
A+K=Bereich des Austenits u. Karbids
 F+K= " der Ferrit-u. Karbidbildung
 P= " " Perlitbildung
 M= " " Martensitbildung

Isothermisches ZTU-Schaubild

②

Werkstoff: RNO -D (1.4914) Chg: 10045

Austenitisierung: 1080°-30min, Abschreckkorngroße: 6-7

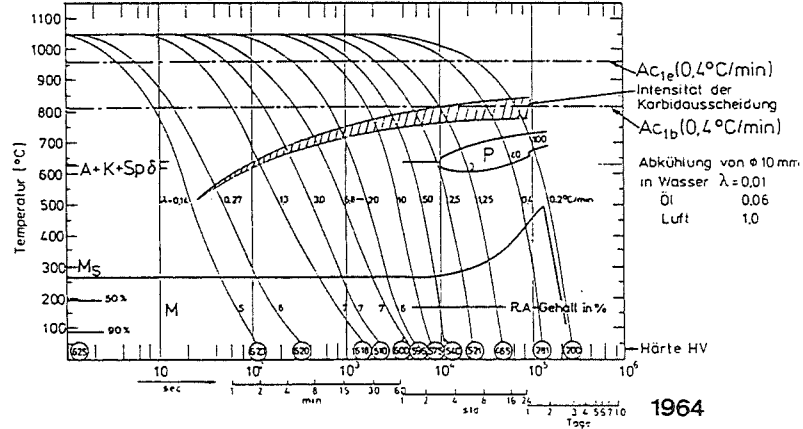


A+K=Bereich des Austenits u. Karbids
 K= " der Karbidbildung
 P= " " Perlitbildung
 M= " " Martensitbildung

Isothermisches ZTU-Schaubild

Werkstoff: RNO MoV (1.4922,1.4923) Chg: HB 7167

Austenitisierung: 1050°C -20min, Abschreckkorngroße: 5-6



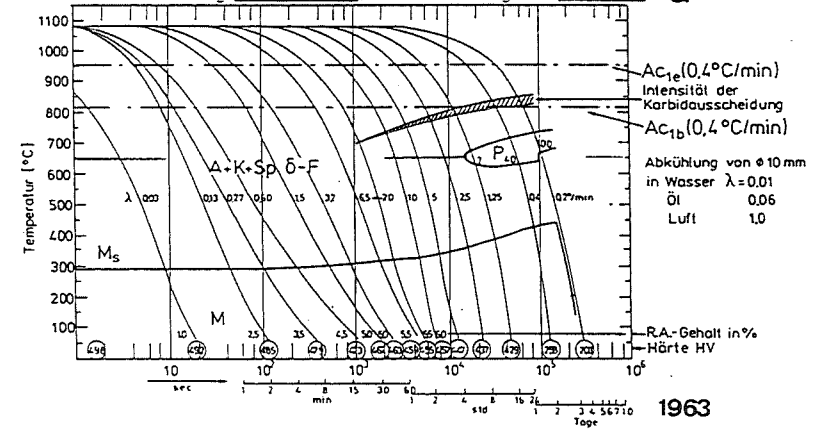
A+K=Bereich des Austenits u. Karbids
 F+K= " der Ferrit-u. Karbidbildung
 P= " " Perlitbildung
 M= " " Martensitbildung

1-100 = Gefügeanteile in %
 0,1-6,8 = Abkühlungsparameter λ

Kontinuierliches ZTU-Schaubild

Werkstoff: RNO -D (1.4914) Chg: 10045

Austenitisierung: 1080°-20min, Abschreckkorngroße: 6-7



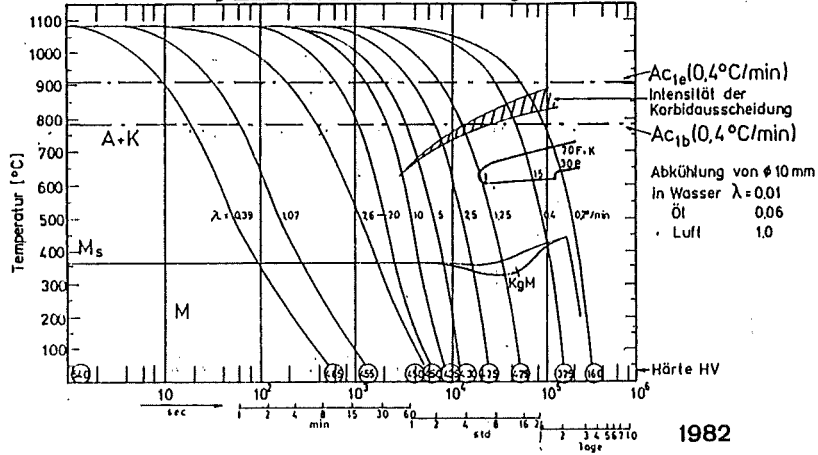
A+K=Bereich des Austenits u. Karbids
 F+K= " der Ferrit-u. Karbidbildung
 P= " " Perlitbildung
 M= " " Martensitbildung

1-100 = Gefügeanteile in %
 0,03-6,5 = Abkühlungsparameter λ
 R.A.=Restaustenitgehalt

Kontinuierliches ZTU-Schaubild

Werkstoff: RNO-D (1.4914) Chg: 51482 (I.K-Chg)
 Austenitisierung: 1075°-20min, Abschreckkorngroße: 9-10 vereinzelt 7+8

③
 Lfd-Nr.

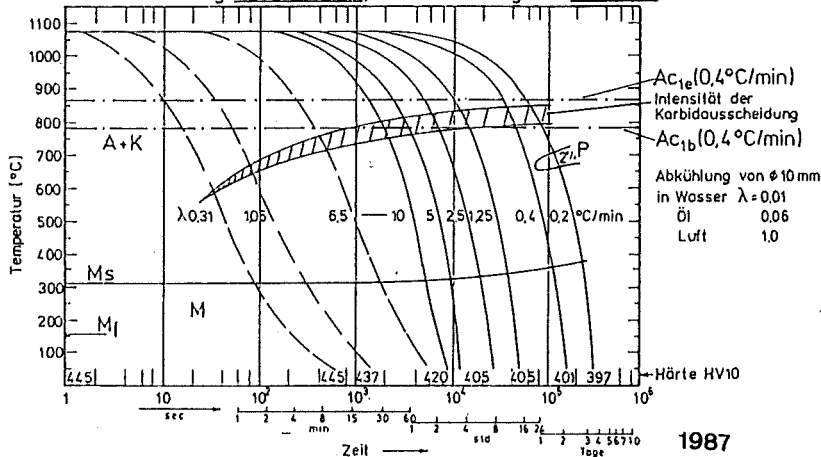


A+K=Bereich des Austenits u. Karbids 1-100 = Gefügeanteile in %
 F+K= " der Ferrit-u. Karbidbildung 0,39- 7,6 = Abkühlungsparameter λ
 P= " " Perlitbildung KgM = Korngrenzen-Martensitbildung
 M= " " Martensitbildung

a

Werkstoff: MANET-I Chg: 53645
 Austenitisierung: 1075°C-15min, Abschreckkorngroße: 8,5- 9,5

⑤

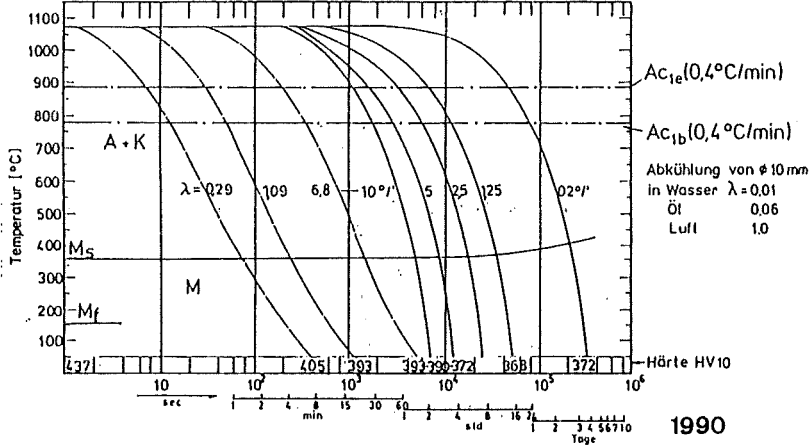


A+K=Bereich des Austenits u. Karbids 2 = Gefügeanteile in %
 P= " " Perlitbildung 0,31-6,5= Abkühlungsparameter λ
 M= " " Martensitbildung

b

Werkstoff: MANET-II Chg: 50806
 Austenitisierung: 1075° -15min, Abschreckkorngroße: 9 - 10

⑨



A+K=Bereich des Austenits u. Karbids 0,29- 6,8 = Abkühlungsparameter λ
 (800-500°[sec]=10⁻²)
 M= Martensitbildung

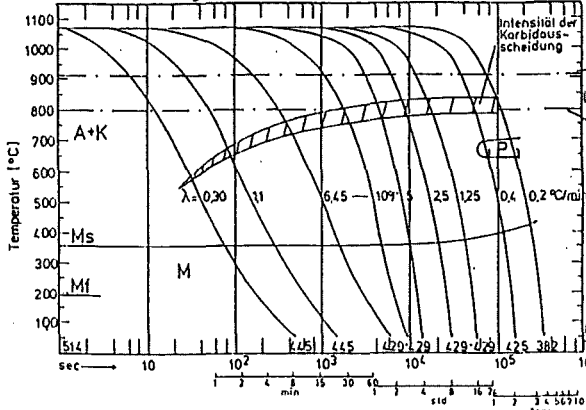
c

Kontinuierliche ZTU-Schaubilder

12-17

Werkstoff: 1.4914 mit 9% Cr Chg: C 831

Austenitisierung: 1075°C-15min, Abschreckkorngroße: 8-9

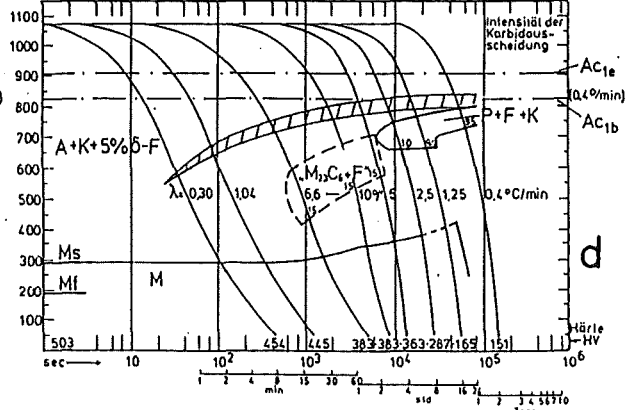


A+K-Bereich des Austenits u. Karbids
 F+K " " der Ferrit- u. Karbidbildung
 P = " " Perlitbildung
 M = " " Martensitbildung

1-100 = Gefügeanteile in %
 03-65 = Abkühlungsparameter λ
 ϕ 10mm in Wasser $\lambda = 0,01$
 Öl 0,06
 Luft 1,0

Werkstoff: 1.4914 mit 12% Cr Chg: C 834 (5% δ -F)

Austenitisierung: 1075°C-15min, Abschreckkorngroße: 8-8 1/2

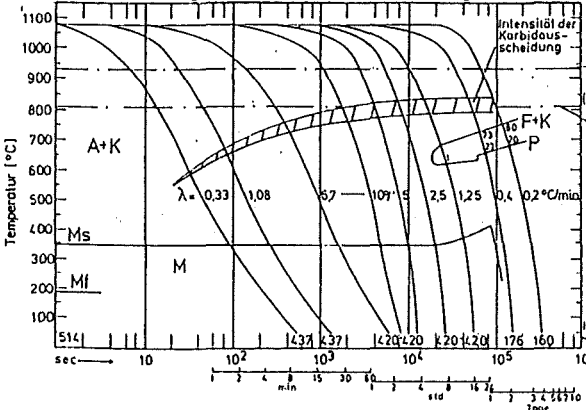


A+K-Bereich des Austenits u. Karbids
 F+K " " der Ferrit- u. Karbidbildung
 P = " " Perlitbildung
 M = " " Martensitbildung

1-100 = Gefügeanteile in %
 03-66 = Abkühlungsparameter λ
 ϕ 10mm in Wasser $\lambda = 0,01$
 Öl 0,06
 Luft 1,0

Werkstoff: 1.4914 mit 10% Cr Chg: C 832

Austenitisierung: 1075°C-15min, Abschreckkorngroße: 8 1/2 - 9

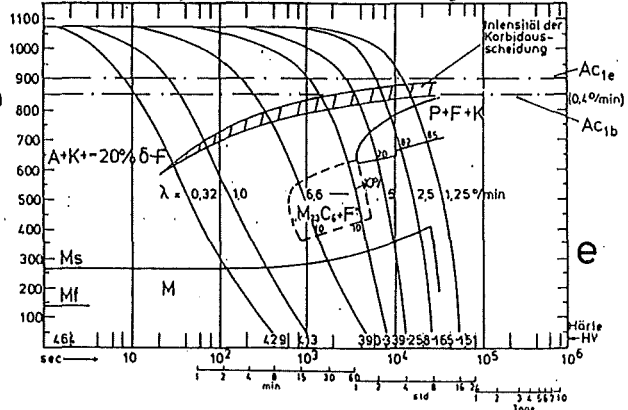


A+K-Bereich des Austenits u. Karbids
 F+K " " der Ferrit- u. Karbidbildung
 P = " " Perlitbildung
 M = " " Martensitbildung

1-100 = Gefügeanteile in %
 03-67 = Abkühlungsparameter λ
 ϕ 10mm in Wasser $\lambda = 0,01$
 Öl 0,06
 Luft 1,0

Werkstoff: 1.4914 mit 13% Cr Chg: C 835 (20% δ -F)

Austenitisierung: 1075°C-15min, Abschreckkorngroße: 8-8 1/2

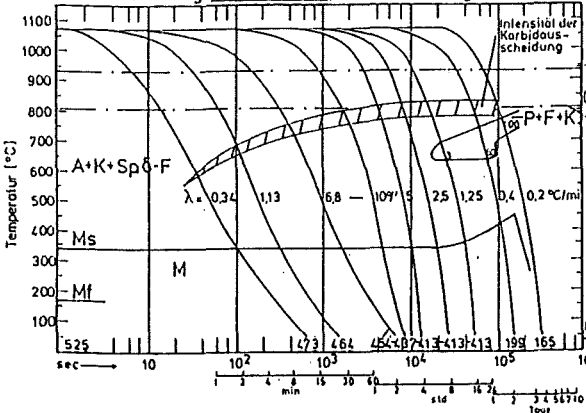


A+K-Bereich des Austenits u. Karbids
 F+K " " der Ferrit- u. Karbidbildung
 P = " " Perlitbildung
 M = " " Martensitbildung

1-100 = Gefügeanteile in %
 03-66 = Abkühlungsparameter λ
 ϕ 10mm in Wasser $\lambda = 0,01$
 Öl 0,06
 Luft 1,0

Werkstoff: 1.4914 mit 11% Cr Chg: C 833 (Sp δ -F)

Austenitisierung: 1075°C-15min, Abschreckkorngroße: 8-9

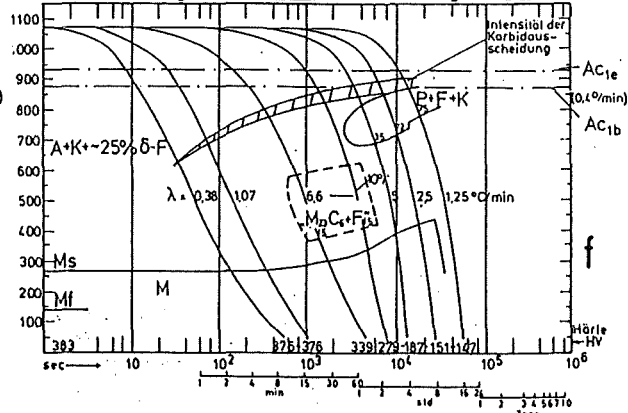


A+K-Bereich des Austenits u. Karbids
 F+K " " der Ferrit- u. Karbidbildung
 P = " " Perlitbildung
 M = " " Martensitbildung

1-100 = Gefügeanteile in %
 03-68 = Abkühlungsparameter λ
 ϕ 10mm in Wasser $\lambda = 0,01$
 Öl 0,06
 Luft 1,0

Werkstoff: 1.4914 mit 14% Cr Chg: C 836 (25% δ -F)

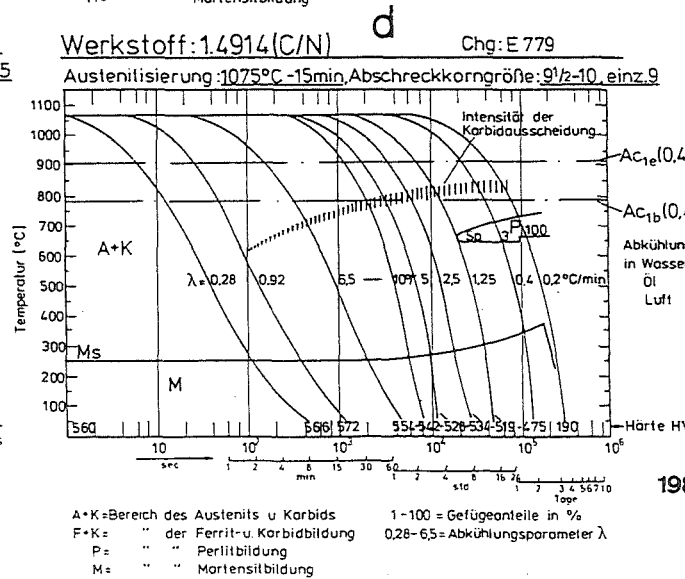
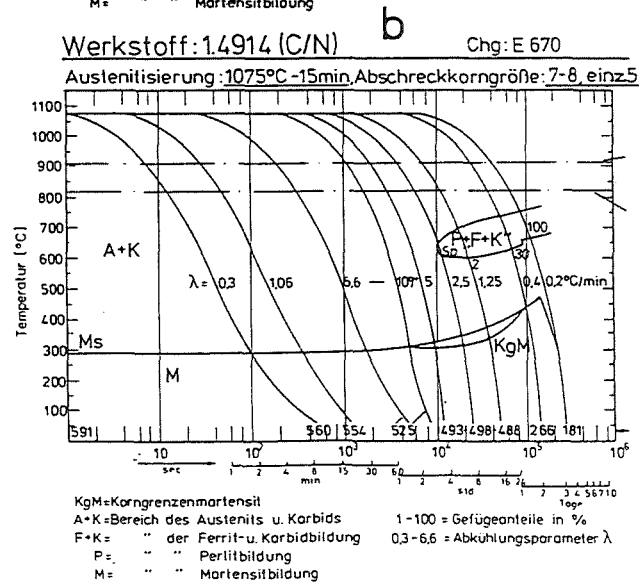
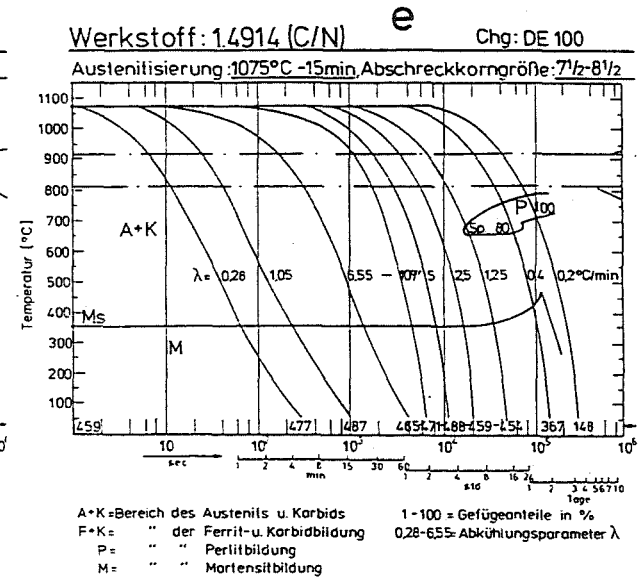
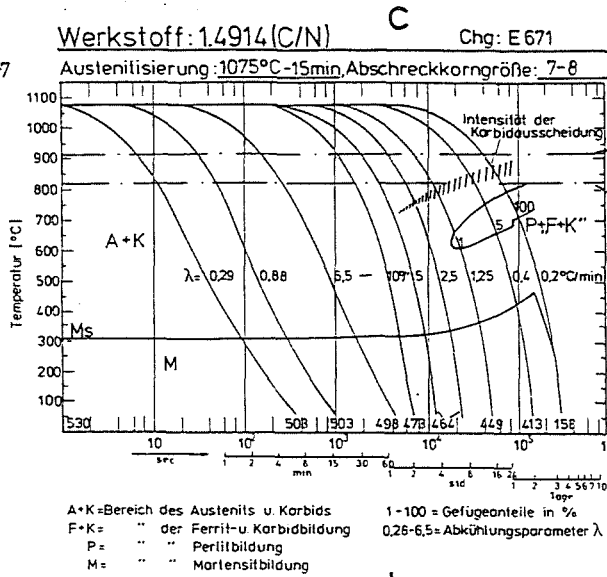
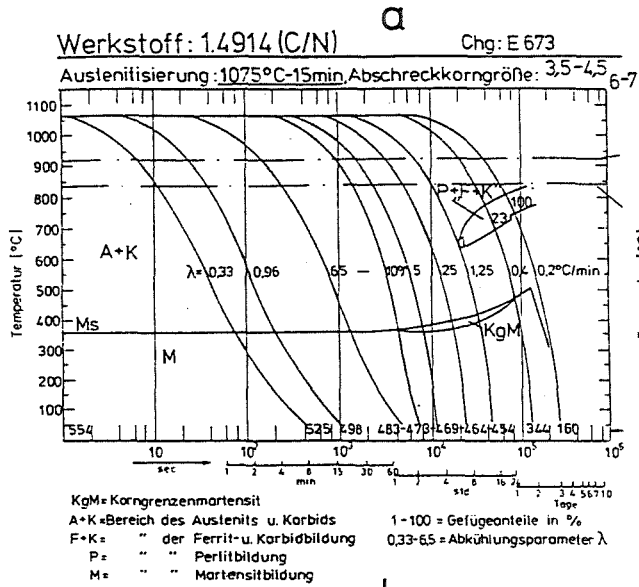
Austenitisierung: 1075°C-15min, Abschreckkorngroße: 8-8 1/2



A+K-Bereich des Austenits u. Karbids
 F+K " " der Ferrit- u. Karbidbildung
 P = " " Perlitbildung
 M = " " Martensitbildung

1-100 = Gefügeanteile in %
 03-66 = Abkühlungsparameter λ
 ϕ 10mm in Wasser $\lambda = 0,01$
 Öl 0,06
 Luft 1,0

Bild 5 : ZTU-Schaubilder für kontinuierliche Abkühlung eines CrNiMoVn-Stahles mit steigendem Cr-Gehalt (9-14%)



18-22

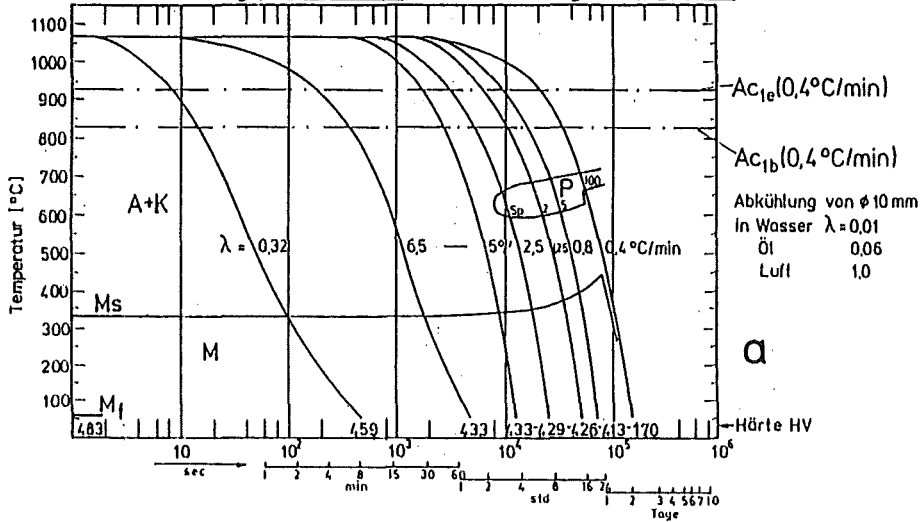
Bild 6 : ZTU-Schaubilder
 für kontinuierliche Abkühlung
 eines CrNiMoVNb-Stahles mit
 unterschiedlichem C/N-Verhältnis

1988

Werkstoff: LA-Stahl mit Ce+Ta Chg: C 858

23

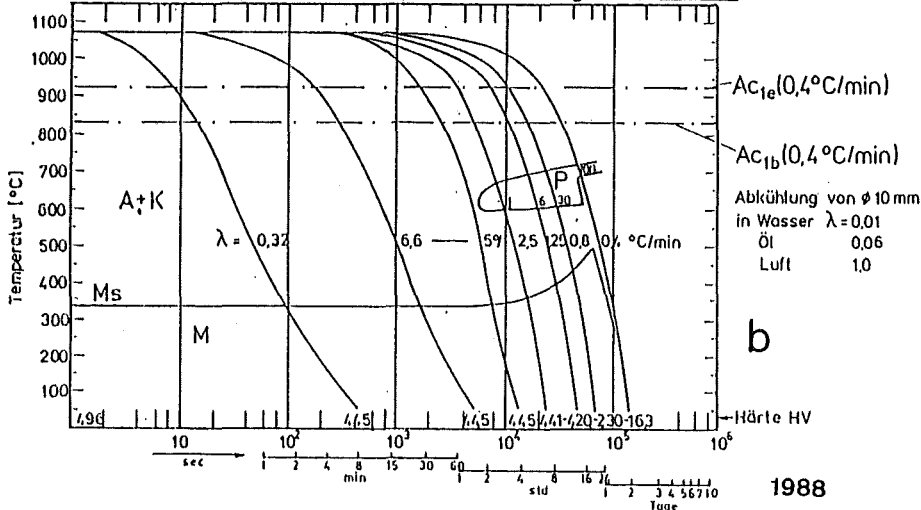
Austenitisierung: 1075°C - 15min, Abschreckkorngroße: 8 - 8 1/2



Werkstoff: LA-Stahl mit Ta + Hf Chg: C 857

24

Austenitisierung: 1075°C - 15min, Abschreckkorngroße: 7 1/2 - 8 1/2



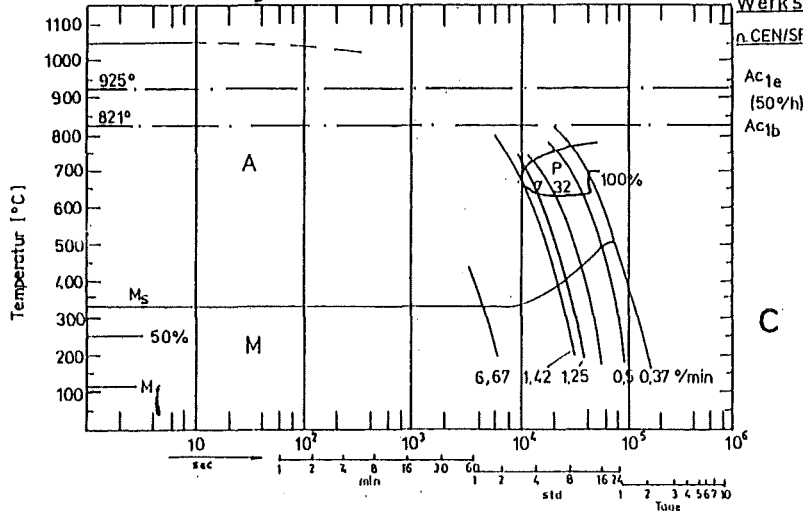
1988

A+K=Bereich des Austenits u. Karbids
 P = " " Perlitbildung
 M = " " Martensitbildung
 1-100 = Gefügeanteile in %
 0,32-6,6 = Abkühlungsparameter λ
 (λ = $\frac{1000 - 500}{Csec}$)

Austenitisierung: 1050° 30min

Werkstoff: LA 13 Ta
 n.CEN/SRMA (Alamo et al.)

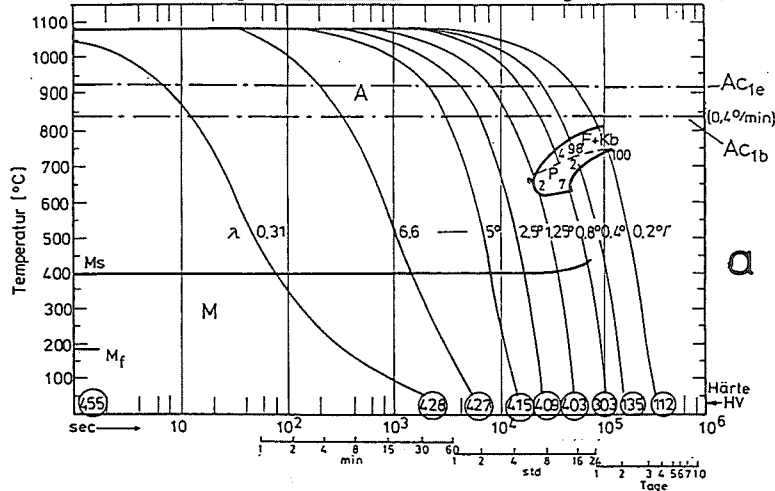
25



A = Bereich des Austenits
 P = " " der Perlitbildung
 M = " " Martensitbildung
 1-100 = Gefügeanteile in %
 6,67-0,37 = Abkühlungsgeschwindigkeit

Werkstoff: OPTIFER Ib (WTaY) Chg: 667 (27)

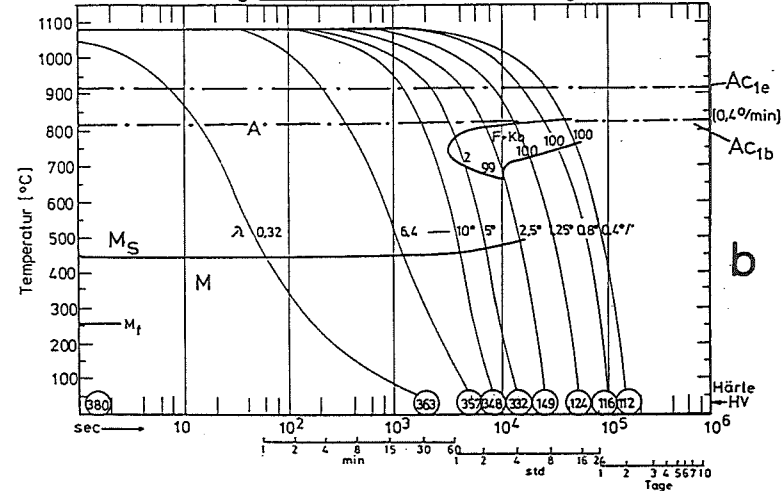
Austenitisierung: 1075°C -15min, Abschreckkorngroße: 6-8 ASTM



A*K=Bereich des Austenits u. Karbids 1-100 = Gefügeanteile in %
 F*K= " der Ferrit-u. Karbidbildung 0.31-6.6 = Abkühlungsparameter λ
 P= " " Perlitbildung ϕ 10mm in Wasser $\lambda=0.01$
 M= " " Martensitbildung 01 0.06
 Luft 1,0

Werkstoff: OPTIFER-III (TaCe) Chg: 666 (28)

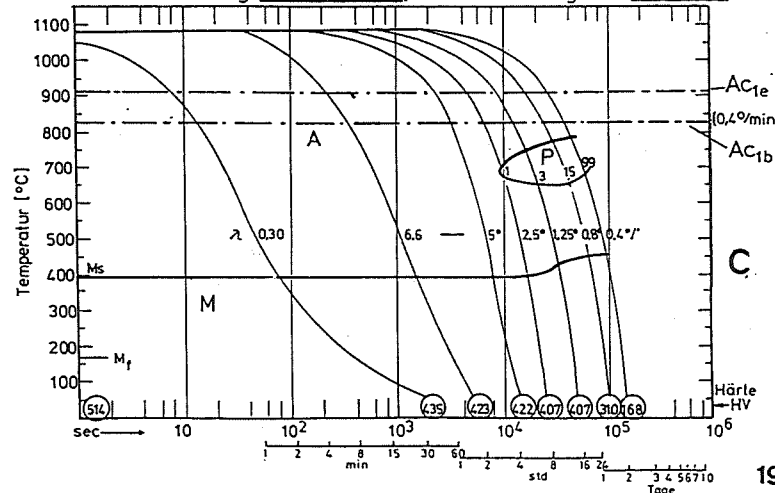
Austenitisierung: 1075°C -15min, Abschreckkorngroße: 8-9 ASTM



A*K=Bereich des Austenits u. Karbids 1-100 = Gefügeanteile in %
 F*K= " der Ferrit-u. Karbidbildung 0.32-6.4 = Abkühlungsparameter λ
 P= " " Perlitbildung ϕ 10mm in Wasser $\lambda=0.01$
 M= " " Martensitbildung 01 0.06
 Luft 1,0

Werkstoff: OPTIFER II (GeCe) Chg: 668 (29)

Austenitisierung: 1075°C-15min, Abschreckkorngroße: 3-5 ASTM

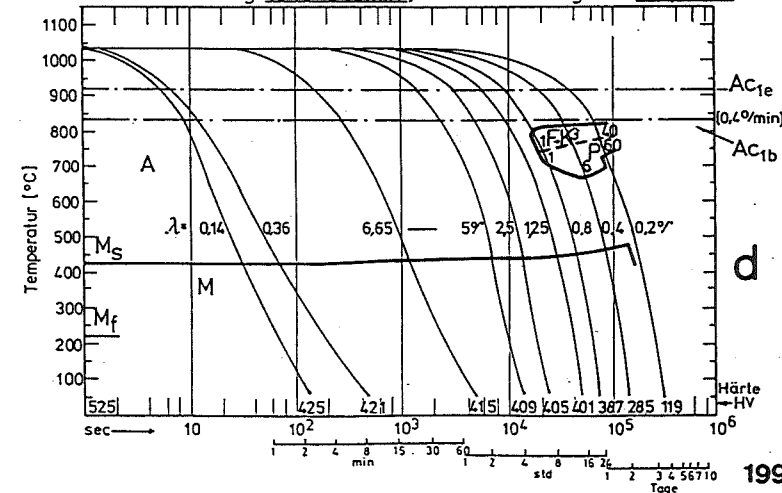


A*K=Bereich des Austenits u. Karbids 1-100 = Gefügeanteile in %
 F*K= " der Ferrit-u. Karbidbildung 0.3-6.6 = Abkühlungsparameter λ
 P= " " Perlitbildung ϕ 10mm in Wasser $\lambda=0.01$
 M= " " Martensitbildung 01 0.06
 Luft 1,0

1993

Werkstoff: F82H-mod. Chg: 9741 (30)

Austenitisierung: 1040°C15min, Abschreckkorngroße: 7-8, +6 ASTM

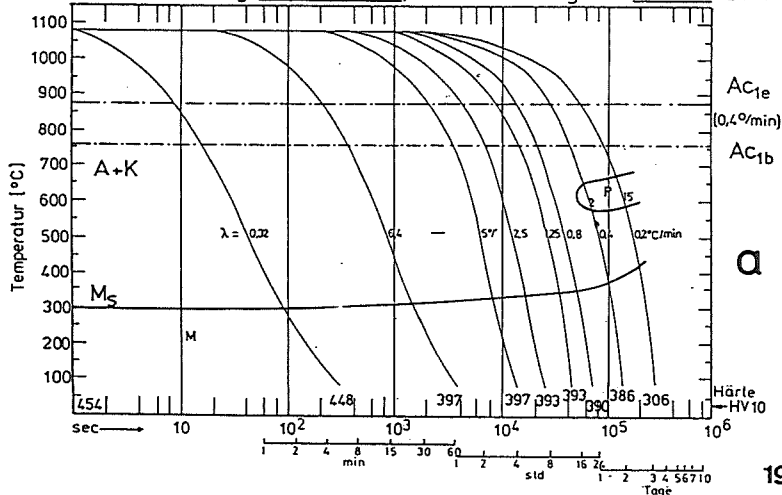


A =Bereich des Austenits 1-60 = Gefügeanteile in %
 F*K= " der Ferrit-u. Karbidbildung 0.14-6.65 = Abkühlungsparameter λ
 P= " " Perlitbildung ϕ 10mm in Wasser $\lambda=0.01$
 M= " " Martensitbildung 01 0.06
 Luft 1,0

1995

Kontinuierliche ZTU-Schaubilder

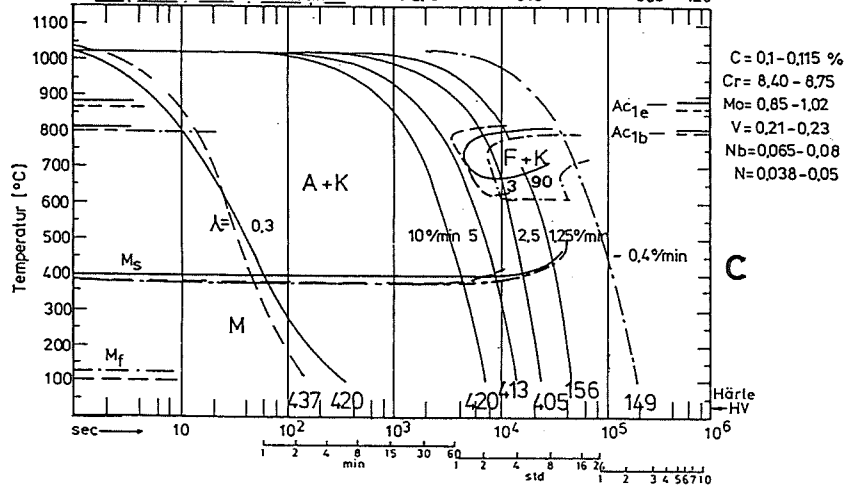
Austenitisierung: 1075° -15min, Abschreckkorngroße: 8½ -9 ASTM



A+K=Bereich des Austenits u. Karbids 2-15 = Gefügeanteile in %
 F+K= " der Ferrit-u. Karbidbildung 0,32-6,4 = Abkühlungsparameter λ
 P= " " Perlitbildung ϕ 10mm in Wasser $\lambda=0,01$
 M= " " Martensitbildung 01 0,06
 Luft 1,0

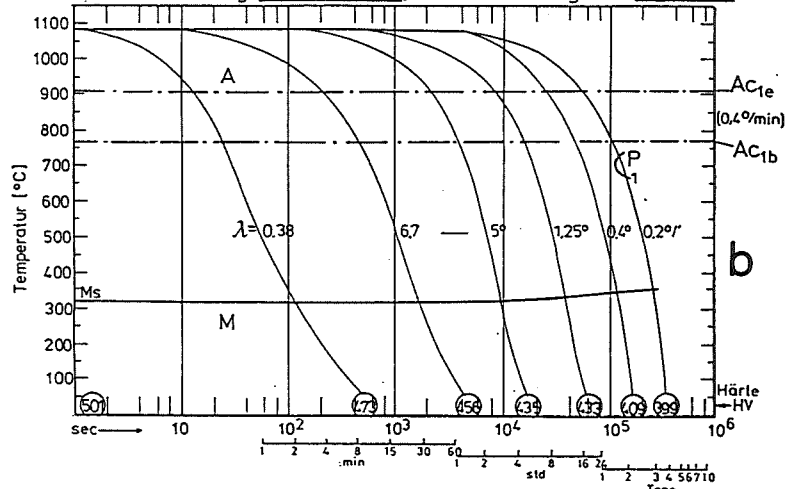
X10CrMoVNb91 (9%Cr-mod, P91/T91)

Quelle	Austenitisierung	Abschr.-Kgr.	AC _{1b}	AC _{1e}	M _s	M _f
SAARSTAHL	1030° 20min	7-9 ASTM	820°C	885	400	
MM	1040° "	10	810	870	385	100
MM	1050° 30min	10 u. 3	810		385	120



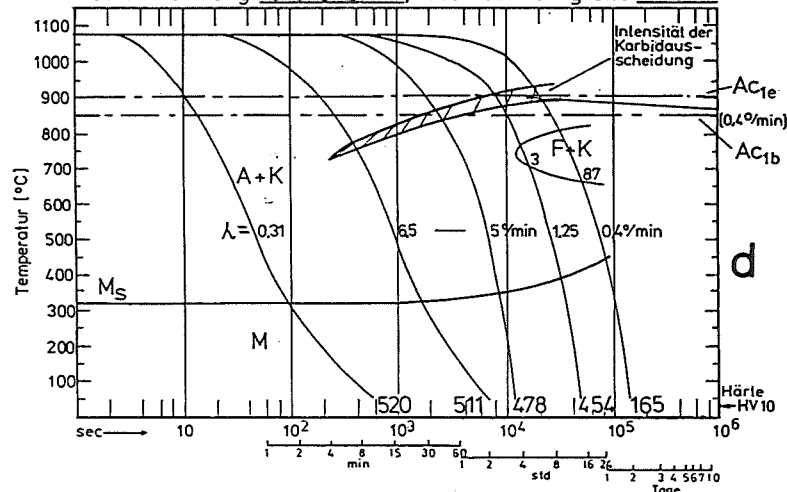
A+K=Bereich des Austenits u. Karbids 1-100 = Gefügeanteile in %
 F+K= " der Ferrit-u. Karbidbildung 0,3 = Abkühlungsparameter λ
 P= " " Perlitbildung ϕ 10mm in Wasser $\lambda=0,01$
 M= " " Martensitbildung 01 0,06
 Luft 1,0

Austenitisierung: 1075°C -15min, Abschreckkorngroße: 7,5-8,5 ASTM



A+K=Bereich des Austenits u. Karbids 1-100 = Gefügeanteile in %
 F+K= " der Ferrit-u. Karbidbildung 0,38-6,7 = Abkühlungsparameter λ
 P= " " Perlitbildung ϕ 10mm in Wasser $\lambda=0,01$
 M= " " Martensitbildung 01 0,06
 Luft 1,0

Austenitisierung: 1070°C -20min, Abschreckkorngroße: 7-8



A+K=Bereich des Austenits u. Karbids 3-87 = Gefügeanteile in %
 F+K= " der Ferrit-u. Karbidbildung 0,31-6,5 = Abkühlungsparameter λ
 P= " " Perlitbildung ϕ 10mm in Wasser $\lambda=0,01$
 M= " " Martensitbildung 01 0,06
 Luft 1,0

Kontinuierliche ZTU-Schaubilder

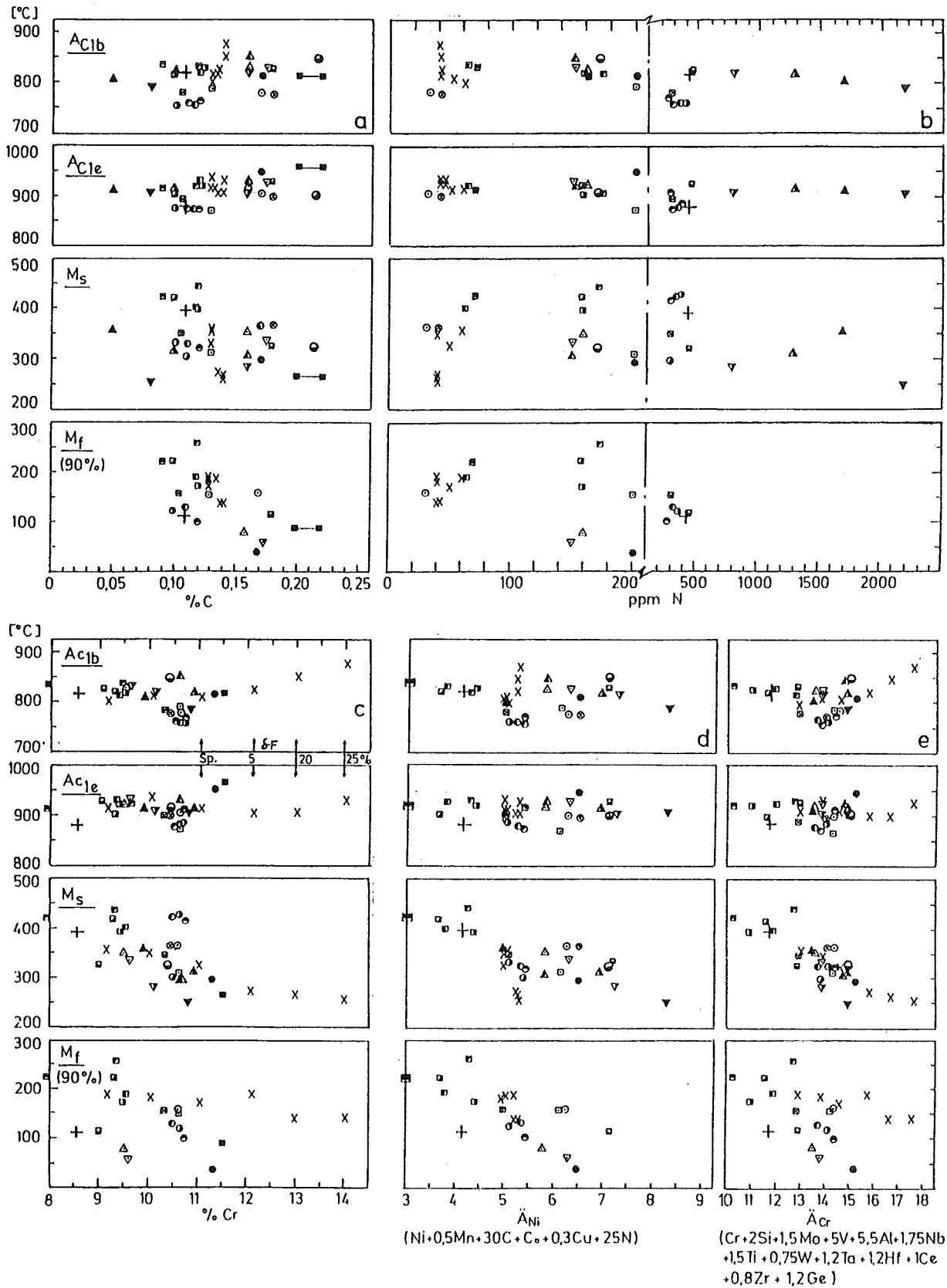


Bild 10: Einfluß verschiedener Legierungselemente auf die Umwandlungspunkte AC_{1b} , AC_{1e} , M_s und M_f martensitischer CrNiMoVNB-Stähle mit 9-14% Chrom

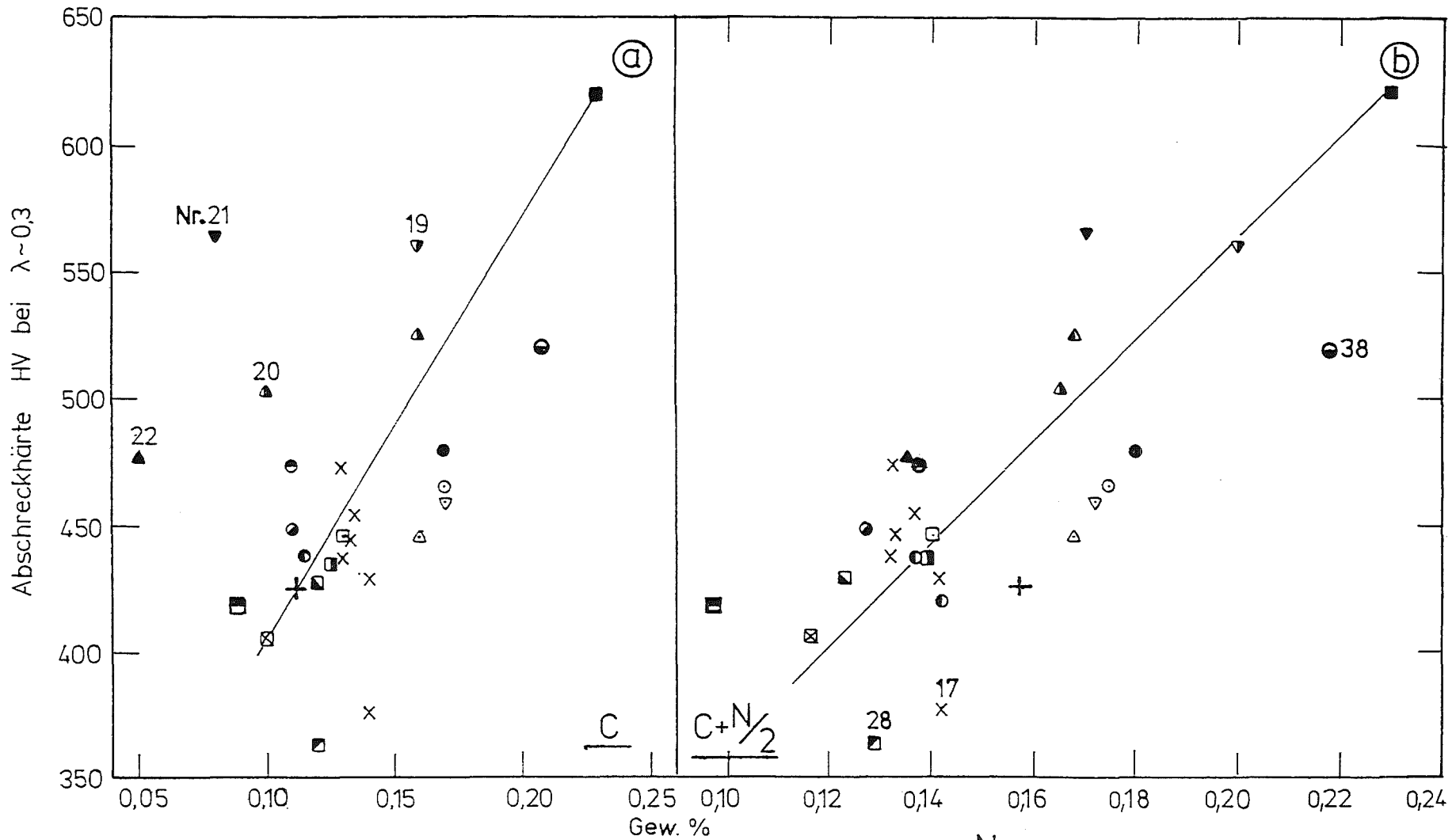


Bild 11 : Abschreckhärte in Abhängigkeit vom C- bzw. $C + \frac{N}{2}$ -Gehalt

lfd. Nr. 18-22

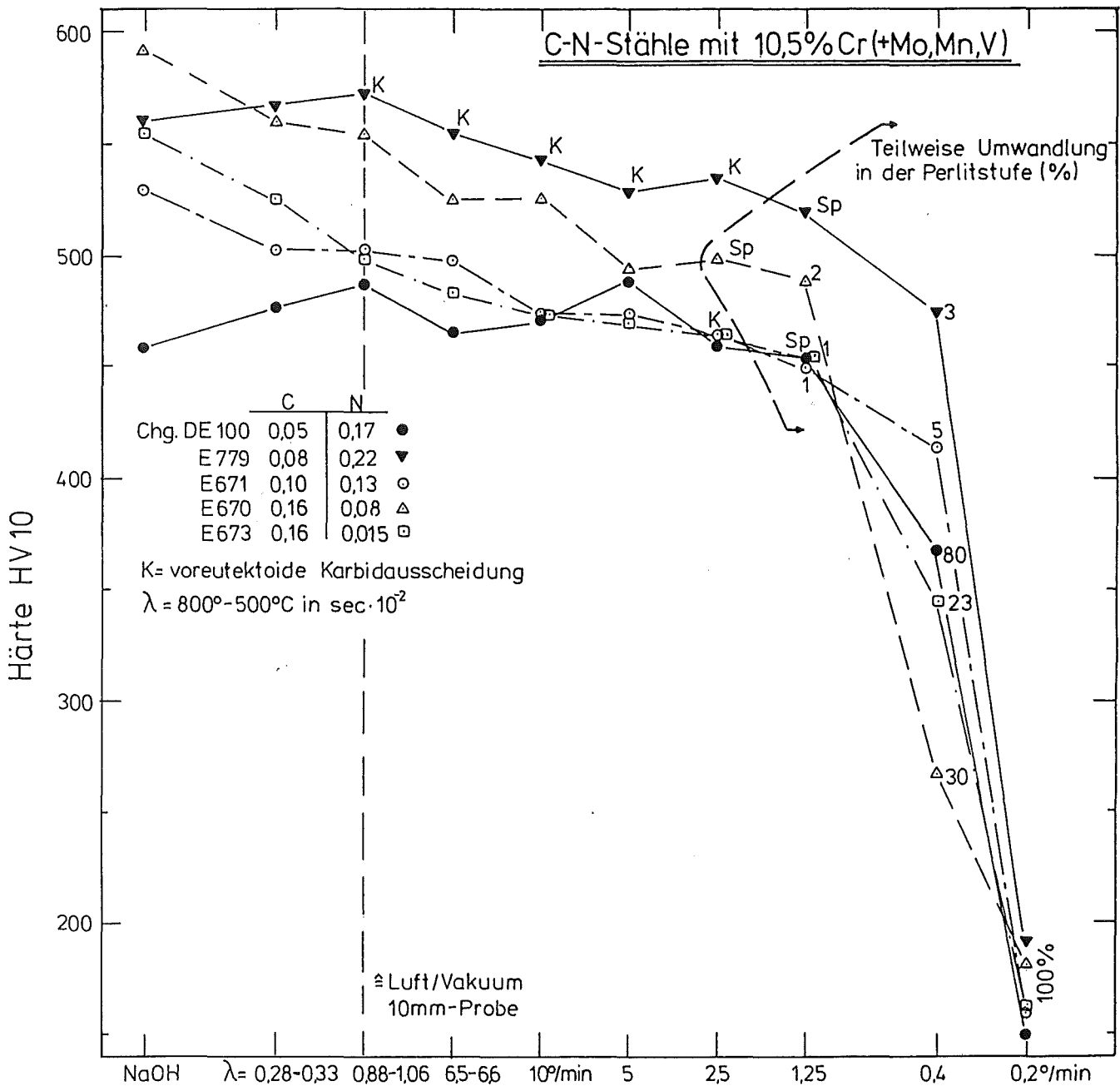


Bild 12 : Härte in Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit
 nach Austenitisierung 1075°C 15 min (lt. kont. ZTU-Schaubild)

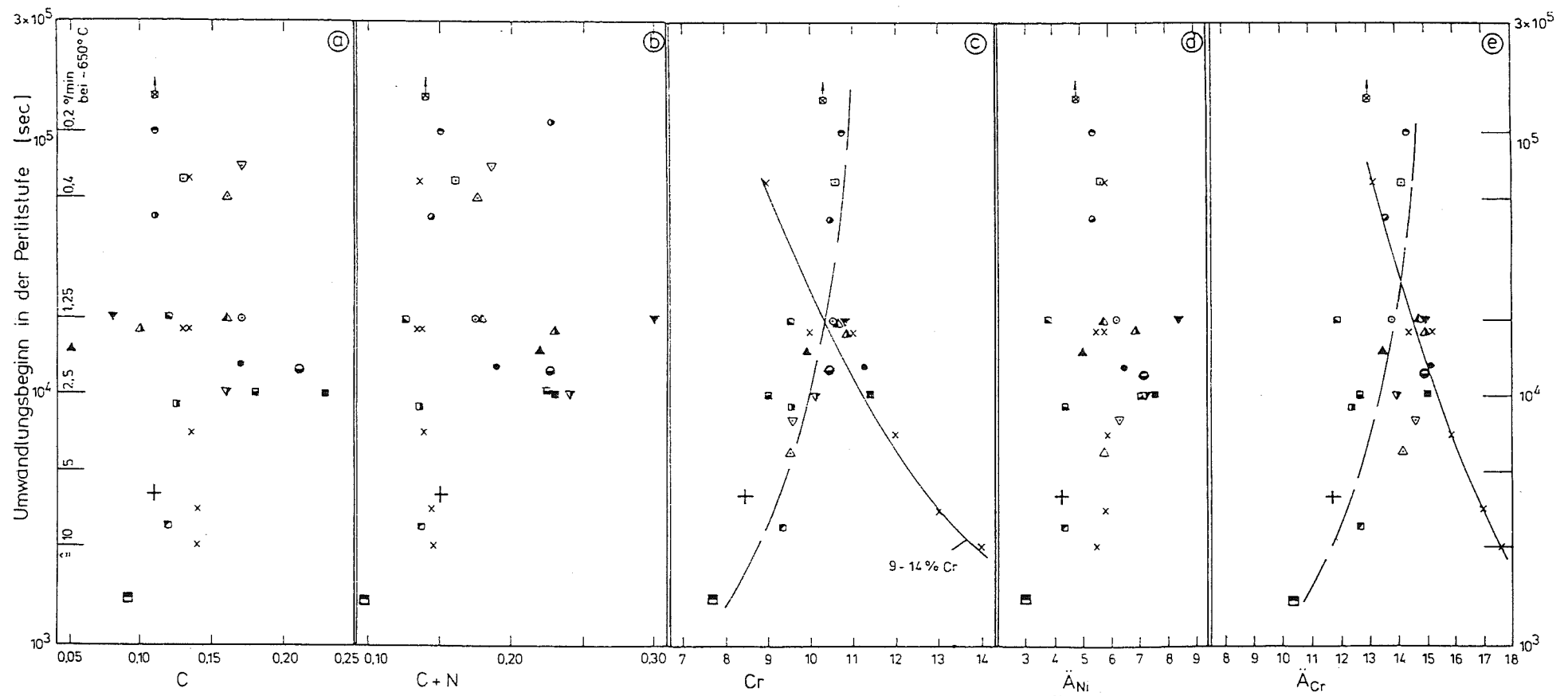


Bild 13 : Umwandlungsbeginn in der Perlitstufe in Abhängigkeit vom C, C+N, Cr, \bar{A}_{Ni} , \bar{A}_{Cr} martensitischer Stähle mit 8-14% Cr

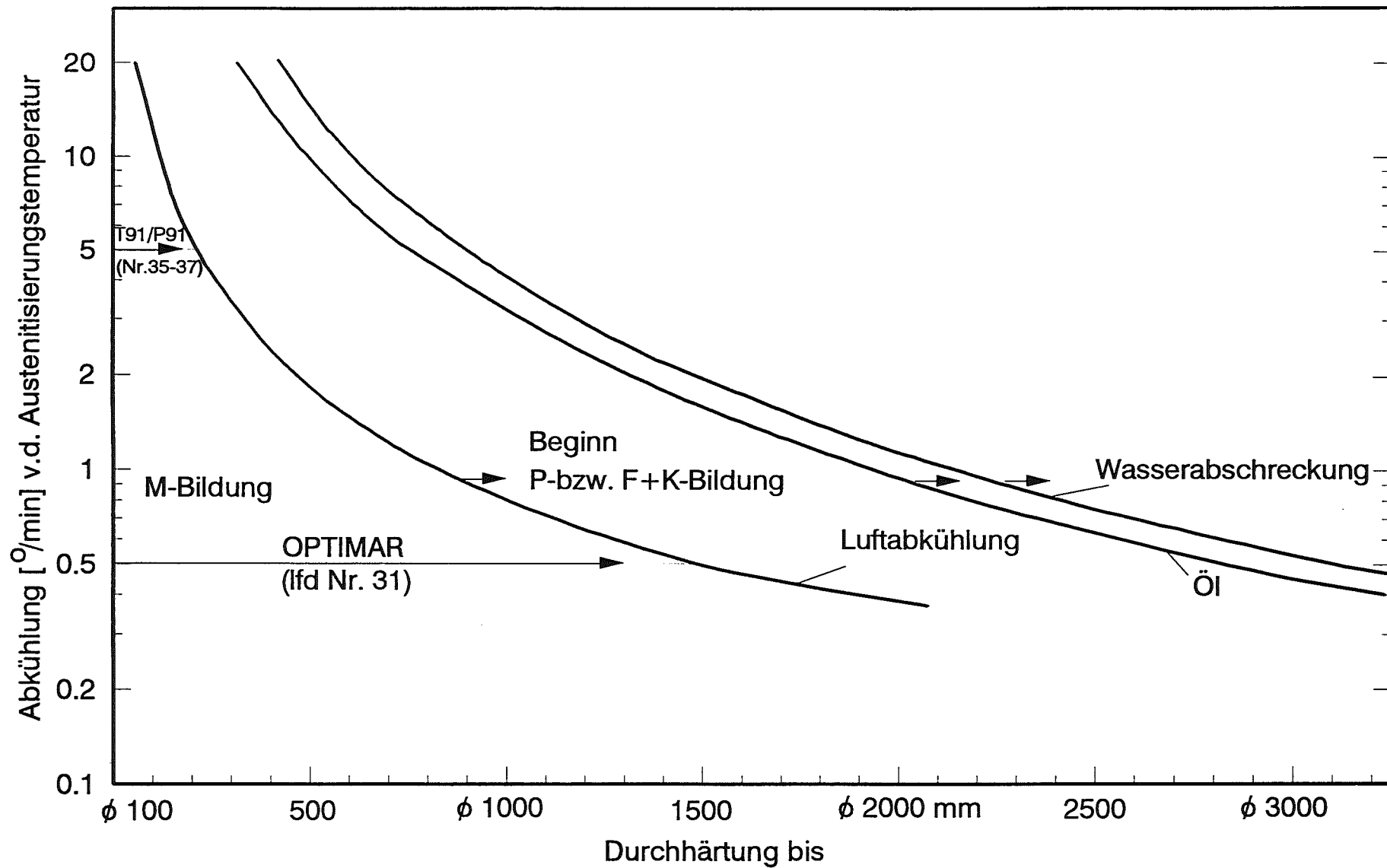


Bild 14: Abkühlgeschwindigkeit zur vollständigen Martensitbildung im Kern von Rundstäben bei Luft-, Öl- und Wasserhärtung