

**Metallographische Mitteilungen aus dem Institut für physikalische
Chemie der Universität Göttingen CVI.**

Über das ternäre System Eisen-Bor-Kohlenstoff.

VON R. VOGEL UND G. TAMMANN.

Mit 32 Figuren im Text und 4 Tafeln.

Auf die Bor-Kohlenstoffstähle sind durch die Arbeiten von R. WALTER in einer Reihe von Patentschriften die technischen Kreise aufmerksam gemacht worden; eine eingehende Untersuchung derselben bringt folgende Mitteilung.

Über das Verhalten von Kohlenstoff und Bor zum Eisen sind wir durch die binären Zustandsdiagramme der Eisen-Kohlenstoff- und der Eisen-Borlegierungen unterrichtet. Die Verhältnisse im Zustandsdiagramm der Fe-C-Legierungen dürfen als bekannt vorausgesetzt werden. Für die vorliegende Untersuchung wurden die letzten Ergebnisse von R. RUER¹⁾ über die Gleichgewichtstemperaturen in diesem System zugrunde gelegt.

Das System Fe—B ist von HANNESSEN²⁾ bis 7,5% B und später von TSCHISHEWSKY und HERDT³⁾ bis 12% B bearbeitet worden. Beide Untersuchungen führten im Wesentlichen zu demselben Gesamtergebnis, während in den Einzelheiten bemerkenswerte Abweichungen zu konstatieren sind. Da man sich zur Aufstellung des ternären Zustandsdiagrammes für bestimmte Grundannahmen in den binären Systemen zu entscheiden hat, so sollen im folgenden zunächst diese Differenzen und ihre Gründe erörtert werden.

Um die Unterschiede in den von HANNESSEN und von TSCHISHEWSKY und HERDT aufgestellten Zustandsdiagrammen deutlich zu machen, sind in Fig. 1 beide in einer Figur vereinigt dargestellt. Die Versuchsdaten von HANNESSEN sind durch Kreuze und die zugehörigen Gleichgewichtskurven durch Stricheln gekennzeichnet,

¹⁾ *Ferrum* (1917), 175.

²⁾ *Z. anorg. Chem.* 89 (1914), 257.

³⁾ *Iron Age* (1916), 396.

Z. anorg. u. allg. Chem. Bd. 123.

die Ergebnisse von TSCHISHEWSKY und HERDT durch Kreise und ausgezogene Linien. Dieser Vergleich läßt Übereinstimmung in folgenden wesentlichen Punkten erkennen:

1. Vorhandensein einer Verbindung von B mit Fe; B oder (B).
2. Vorhandensein von Mischkristallen des γ -Fe mit wenig B; J oder (J).
3. Vorhandensein eines Eutektikums E_2 oder (E_2) zwischen einem Fe-reicheren gesättigten Mischkristall und der Verbindung.

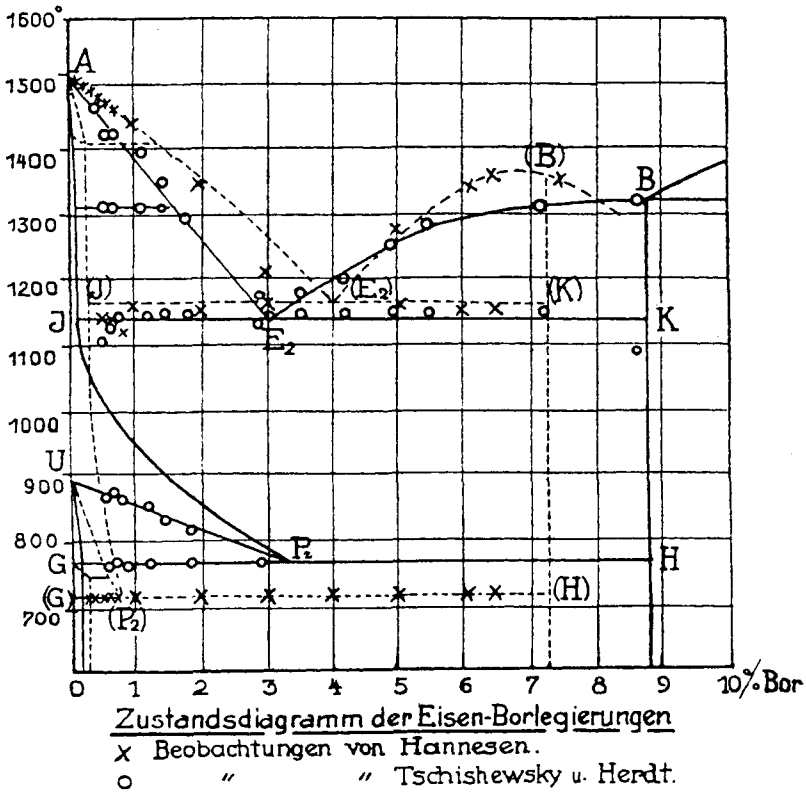


Fig. 1.

4. Vorhandensein einer Reaktion im festen Zustand, bei welcher Mischkristalle, die während der Abkühlung im festen Zustande noch erhebliche Mengen von Bor aufgenommen haben, den größten Teil desselben wieder abgeben, worauf ein restierender Mischkristall von maximalem Borgehalt: P_2 oder (P_2) sich spaltet in einen ge-

sättigten B- α -Fe-Mischkristall *G* und die Verbindung *H*, eine Reaktion, welche der Perlitbildung im System Fe—C analog ist.

Hingegen bestehen folgende Differenzen:

1. Die Verbindung hat nach HANNESSEN eine Gleichgewichtskurve mit einem „freien“ Maximum, einen Schmelzpunkt von 1360° und die Formel Fe_2B_5 . Nach TSCHISHEWSKY und HERDT entspricht die Zusammensetzung der Verbindung dem Schnittpunkt ihrer Gleichgewichtskurve mit der einer höher schmelzenden Kristallart von der Formel: Fe_2B , deren Schmelzpunkt bei 1325° liegt.

2. Nach HANNESSEN wäre die Löslichkeit von Bor im γ -Eisen größer als nach TSCHISHEWSKY und HERDT. Ersterer findet für den gesättigten Mischkristall (*J*) einen Borgehalt von 0,25%, letztere finden nur 0,08% B; *J*.

3. Das Eutektikum (E_2) liegt nach HANNESSEN bei 1165° und 4% B, nach TSCHISHEWSKY und HERDT dagegen bei 1130° und 3% B.

4. Aus HANNESSENS Diagramm ist zu entnehmen, daß der γ -Fe-Mischkristall mit maximalem Borgehalt (P_2) 0,8% B enthält, daß ferner die Reaktion seiner Spaltung sich bei 720° vollzieht und daß dabei außer dem Eisenborid ein α -Fe-Mischkristall mit 0,25% B (*G*) resultiert. Dagegen finden TSCHISHEWSKY und HERDT für P_2 einen ganz bedeutend höheren Borgehalt, nämlich 3,5% B, andererseits für den entstehenden α -Fe-Mischkristall *G* einen viel kleineren Borgehalt nämlich 0,08% B und eine höhere Zerfallstemperatur von 760° .

5. HANNESSEN findet noch ein besonderes Gleichgewicht für die Umwandlung des γ -Fe-Mischkristalls in einem β -Fe-Mischkristall und dementsprechend eine besondere Kurve für die direkteenspaltung von α -Fe-Mischkristallen aus γ -Fe-Mischkristallen. Diese Gleichgewichte haben TSCHISHEWSKY und HERDT nicht beobachtet.

6. Die Umwandlung des gesättigten δ -Fe-Mischkristalls in einem gesättigten γ -Fe-Mischkristall wurde von HANNESSEN bei 1400° , von TSCHISHEWSKY und HERDT bei 1320° beobachtet.

Eine Erklärung für diese Differenz gewinnt man, wenn man die Eigenschaften der B-Fe-Legierungen und die verschiedenen Bedingungen, unter denen die Verfasser gearbeitet haben, in Betracht zieht.

Zunächst wirken, wie schon HANNESSEN hervorhebt, die B-reichen Schmelzen stark auf die Schmelzgefäße (Hartporzellan) ein, wodurch leicht Beimengungen in die Legierungen gelangen, welche, wie die

Erfahrung in anderen Fällen lehrt, schon in sehr geringer Menge die Gleichgewichtsbeziehungen ändern, bzw. den Eintritt von Zustandsänderungen besonders im festen Zustande hemmen oder befördern können.

Vor allem aber hat HANNESSEN durch besondere Versuche die Tatsache festgestellt, daß bei schneller Abkühlung aus der Schmelze leicht übersättigte Mischkristalle sich bilden, während andererseits bei der weiteren Aufnahme von Bor im festen Zustande längs der Kurve $(J)(P_2)$ der Sättigungszustand bei schnellerer Abkühlung nicht erreicht wird. Dadurch werden die Resultate der thermischen Untersuchung der Legierungen abhängig von der Abkühlungsgeschwindigkeit und gerade der wesentliche Teil der Beobachtungsunterschiede zwischen HANNESSEN und TSCHISHEWSKY und HERDT ist höchst wahrscheinlich durch verschiedene Abkühlungsgeschwindigkeit der Legierungen bedingt, weil HANNESSEN die thermische Untersuchung mit Legierungen von nur je 20 g durchführte, während TSCHISHEWSKY und HERDT mit je 100 g und dementsprechend erheblich kleinerer Abkühlungsgeschwindigkeit gearbeitet haben. Hierzu kommt noch, daß die thermischen Effekte der Kristallisation, besonders aber der Umwandlungen im festen Zustande zum Teil sehr klein und unscharf sind, wodurch ihre richtige Deutung erschwert wird, so daß man mit Irrtümern und Unsicherheiten bezüglich der daraus abgeleiteten Gleichgewichtstemperaturen zu rechnen hat.

Zieht man diese Umstände in Betracht, so gelangt man zu folgendem Ergebnis.

1. Betreffs der Verbindung muß wohl das Resultat von TSCHISHEWSKY und HERDT, welche der Verbindung die Formel Fe_2B mit 8,8% B und einen Schmelzpunkt von 1325° zuschreiben, als das zuverlässigere angenommen werden, da es sich auf mehr Versuchsdaten stützt als das Resultat HANNESSENS. Da ein Schnitt durch das 3-Stoffsystem in der Richtung Zementit-Eisenborid die Gleichgewichtsverhältnisse eines 2-Stoffsystemes zeigen muß, sofern nicht ternäre Verbindungen auftreten, darf man erwarten, durch Ausarbeitung zweier Schnitte in den Richtungen $\text{Fe}_3\text{C}-\text{Fe}_2\text{B}_5$ und $\text{Fe}_3\text{C}-\text{Fe}_2\text{B}$ weitere Anhaltspunkte zu gewinnen für die Entscheidung der Frage, welche Verbindung in Wirklichkeit vorliegt. In der Tat sprechen die diesbezüglichen Versuchsergebnisse für die Verbindung Fe_2B mit 8,8% B. Denn wie ein Vergleich der Schnittdiagramme I und II, Fig. 13 und 14, zeigt, verläuft die Kristallisation in I wie

in einem 2-Stoffsystem in II dagegen wie in einem entsprechenden ternären Schnitt, und außerdem ist in II noch deutlich der dem ganzen Teilsystem $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}-\text{Fe}_2\text{B}$ eigentümliche „Perliteffekt“ wahrzunehmen, welcher in I fehlt. Auch hierdurch ist I als der Grenzschnitt des ternären Teilsystems charakterisiert und die Frage zugunsten der Verbindung Fe_2B entschieden. Hierfür spricht auch der Charakter der Strukturen in den beiden Legierungsreihen. Die Verbindung Fe_2B wurde daher für das 3-Stoffsystem zugrunde gelegt.

Aber auch wenn man die Formel Fe_2B_5 zugrunde legte, würden wesentliche Veränderungen im 3-Stoffsystem nicht entstehen.

2. Über die anderen Unterschiede zwischen den Befunden von HANNESSEN und TSCHISHEWSKY und HERDT ist folgendes zu sagen:

Durch die Kreuze und Kreise, welche die Temperaturen des Beginns der Ausscheidung der Mischkristalle angeben, können zwei Kurven gelegt werden, die sich einander bedeutend mehr nähern als die Kurven $A(E_2)$ und AE_2 . Wenn in der Schmelze mit 4% B die primäre Ausscheidung wegen Unterkühlung bei HANNESSEN nicht eingetreten ist, so würde der eutektische Punkt (E_2) sich E_2 nähern. Der eutektische Punkt E_2 läge danach bei etwa 3,5% B und, wenn man die höchsten Temperaturen, welche für die eutektischen Haltepunkte angegeben sind, als die richtigen annimmt, bei 1165°. Diese Werte wurden für das 3-Stoffsystem zugrunde gelegt. Nach TSCHISHEWSKY und HERDT treten die eutektischen Haltepunkte im allgemeinen bei etwas tieferer Temperatur auf als nach HANNESSEN. Da diese Unterschiede aber nur sehr gering sind und hier noch die Schwierigkeit hinzukommt, aus den unscharfen thermischen Effekten der Abkühlungskurven den wirklichen Beginn der eutektischen Kristallisation mit Sicherheit zu ermitteln, so wäre es sogar möglich, daß bei den Versuchen von TSCHISHEWSKY und HERDT die eutektische Kristallisation bei ein wenig höherer Temperatur eintrat als bei HANNESSEN und Entsprechendes könnte auch für den Beginn der Kristallisation bei den Temperaturen der Kurven AE_2 und $A(E_2)$ zutreffen. Wäre dies der Fall, so fänden die Differenzen in den beiden Bearbeitungen des Zustandsdiagrammes, insbesondere die sehr charakteristischen Abweichungen bezüglich der Boraufnahme der γ -Mischkristalle erst bei der Kristallisation und dann im festen Zustande, sowie bezüglich der Temperatur ihrer Entmischung ihre Erklärung in dem Auftreten von Übersättigungszuständen bei HANNESSEN infolge schnellerer Abkühlung der Legierungen.

Aus Fig. 2 ist ersichtlich, wie in diesem Falle die gestrichelten Kurven, welche den instabileren Übersättigungszuständen entsprechen, im Verhältnis zu den betreffenden ausgezogenen Kurven der stabilen Gleichgewichte verlaufen müßten. Das Kurvenpaar $A(E_2)$ $A(J)$ (HANNESSEN) entspricht der Ausscheidung übersättigter Mischkristalle bei schneller Abkühlung der Schmelzen. Demgemäß tritt das eutektische Gleichgewicht zwischen einer eutektischen

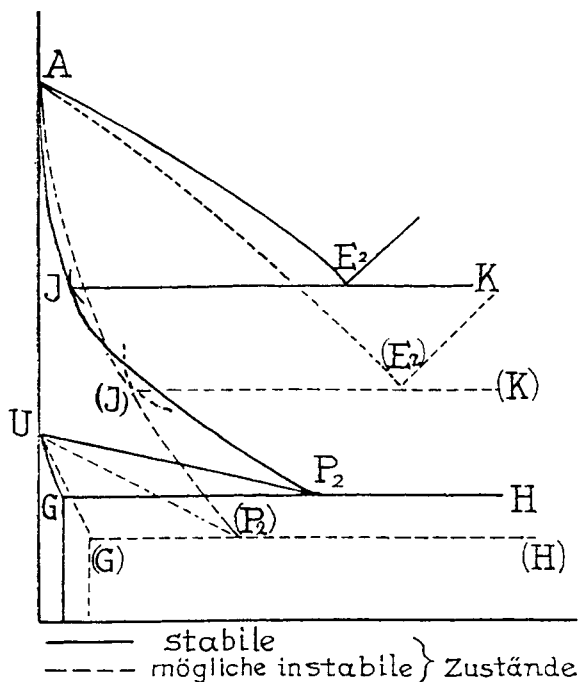


Fig. 2.

Schmelze (E_2), welche einerseits übersättigt ist an der Verbindung Fe_2B , andererseits an einem übersättigten γ -Fe-Mischkristall (J), ebenfalls bei einer tieferen Temperatur (J) (K) auf. Unter den Verhältnissen, welche im Interesse der Deutlichkeit des Kurvenverlaufes bei J und (J) hier stark übertrieben gezeichnet wurden, kommt die Horizontale (J) (K) sehr viel tiefer als JK zu liegen, wobei der eutektische Punkt (E_2) nach ein wenig höheren Borkonzentrationen verschoben sein kann. In der Tat fand HANNESSEN für die maximale Boraufnahme der Mischkristalle bei ihrer Abscheidung aus der Schmelze den höheren Wert von 0,25%, TSCHISHEWSKY und HERDT

den kleineren von 0,08%. Im ersteren Fall haben wir es mit einem übersättigten Mischkristall zu tun, im letzteren jedenfalls mit einer größeren Annäherung an den Gleichgewichtszustand der Sättigung.

Diese Verhältnisse entsprechen der Regel über die relative Stabilität zweier Phasen, wonach die mit der kleineren Löslichkeit die stabilere ist. Diese Regel setzt voraus, daß die Löslichkeit, wie gewöhnlich mit sinkender Temperatur abnimmt, also die Abscheidung einer Kristallart der Wärme entbindende Vorgang ist, welcher bei der Abkühlung von selbst verläuft und dadurch den Gleichgewichtszustand aufrecht erhält. Nimmt aber die Löslichkeit mit sinkender Temperatur zu, so wird beim Abkühlen des Systems durch Auflösung einer Kristallart Wärme entbunden und der stabilere Zustand ist jetzt durch die größere Löslichkeit gekennzeichnet.

Dieser Fall liegt nun vor bei dem Gleichgewicht zwischen γ -Mischkristallen $J P_2$ und der Bor-reicheren Kristallart B, der Verbindung Fe_2B . Während γ -Mischkristalle $A J$ bei der Abkühlung aus den Schmelzen sich ausscheiden, lösen sich bei weiterer Abkühlung im festen Zustande längs $J P_2$ wachsende Mengen der Verbindung in den Mischkristallen auf. Hierdurch wächst der Borgehalt der Mischkristalle, nach HANNESSEN bis auf 0,8, nach TSCHISHEWSKY und HERDT sogar bis 3,5% und es müssen in diesem Falle die größeren Löslichkeitswerte dem Gleichgewichtszustande am nächsten kommen, also wiederum die Daten von TSCHISHEWSKY und HERDT. Dagegen entsprechen die kleineren, von HANNESSEN gefundenen Werte einem Zustande geringerer Stabilität, in welchem die Gleichgewichtskonzentration der Mischkristalle während der Abkühlung nicht erreicht wurde. Demgemäß muß hier die Kurve $J P_2$, welche größere Löslichkeitswerte der Verbindung Fe_2B in den γ -Mischkristallen angibt, über der Kurve $(J) (P_2)$ für kleinere Löslichkeitswerte verlaufen.

Bei den weiteren Veränderungen, welche die γ -Mischkristalle im Verlaufe der Abkühlung erleiden, haben wir es wieder mit einer Abnahme der Löslichkeit mit sinkender Temperatur zu tun und bekommen eine dementsprechende Lage der betreffenden beiden Kurvenpaare $U P_2$, $U G$ und $U(P_2)$, $U(G)$, woraus hervorgeht, daß aus unterkühlten, d. h. übersättigten γ -Mischkristallen $U(P_2)$ sich übersättigte α -Mischkristalle $U(G)$ ausscheiden, deren Borgehalt höher ist als in dem durch das Kurvenpaar $U P_2$, $U G$ repräsentierten stabilen Gleichgewicht. Auch hier schließt sich das Ergebnis

VON HANNESSEN den Bedingungen des instabileren, das von TSCHISHEWSKY und HERDT den Bedingungen des stabileren Zustandes an, in dem HANNESSEN für den α -Mischkristall (G) einen höheren Borgehalt von 0,25% angibt, während TSCHISHEWSKY und HERDT einen kleineren von 0,08% G finden.

Bestimmend für das Zustandekommen des Schnittpunktes P_2 bzw. (P_2) der beiden Löslichkeitskurven $J P_2$ und $U P_2$, also eines zwifach gesättigten γ -Mischkristalls P_2 , der bei Wärmeentziehung sich spaltet in den gesättigten α -Mischkristall G und die Verbindung Fe_2B , ist der Umstand, daß die Löslichkeitsabnahme auf $U P_2$, die Löslichkeitszunahme auf $J P_2$ überwiegt. Ob der Punkt (P_2) im instabilen Zustande bei größerer oder kleinerer Borkonzentration liegt als im stabileren, hängt offenbar von der Änderung jenes Löslichkeitsverhältnisses ab. In jedem Falle muß aber der Punkt (P_2) bei tieferer Temperatur liegen als P_2 und Entsprechendes gilt natürlich auch für die Perlithorizontale GH . In der Tat wurde von HANNESSEN die Perlithorizontale bei einer tieferen Temperatur (720°) und von TSCHISHEWSKY und HERDT bei einer höheren (760°) gefunden. Auch hier wieder entspricht der Befund von HANNESSEN einem Zustande geringerer, der von TSCHISHEWSKY und HERDT einem Zustande höherer Stabilität. Im übrigen ist für das gegenseitige Lageverhältnis der Kurven die Bedingung maßgebend, daß Kurven für Gleichgewichte, deren Stabilitätsverhältnis ihrer Natur nach eindeutig bestimmt ist, sich nicht schneiden dürfen, solange nicht andere Gleichgewichte von größerer Stabilität auftreten, da ja ein Schnittpunkt Stabilitätswechsel bedeuten würde. So entspricht dem Kurvenpaar $A E_2$, $A J$ in Fig. 2 das gestrichelte Kurvenpaar $A(E_2)$ $A(J)$. Diese Kurvenpaare schneiden sich nicht oberhalb $J E_2 K$, wo das Paar $A E_2$, $A J$ den stabilen Sättigungszustand und $(A E_2)$ $(A J)$ den instabileren Übersättigungszustand für das Gleichgewicht γ -Mischkristalle + Schmelze bezeichnet. Die Kurve $J P_2$ unterhalb JK bezieht sich auf ein anderes stabiles Gleichgewicht: γ -Mischkristalle + Fe_2B , ihr Schnitt mit $A(J)$ ist also zulässig und für die Stabilitätsverhältnisse des obigen Gleichgewichts ohne Bedeutung. Ein unzulässiger Schnittpunkt findet sich dagegen in Fig. 1 zwischen den Kurven $J P_2$ und $(J)(P_2)$. Derselbe wird verursacht durch die starke Übertreibung der wirklichen Verhältnisse, welche im Interesse der Deutlichkeit notwendig war und würde verschwinden, wenn man die Verhältnisse der Wirklichkeit zugrunde legte.

Die soeben erörterten Unterschiede zwischen den Ergebnissen von HANNESSEN und TSCHISHEWSKY und HERDT genügen also der Theorie für den Fall, daß es sich um Zustände verschiedener Stabilität handelt, und diese Erklärung gibt uns eine Grundlage für die Verwertung jener Ergebnisse bei der Ausarbeitung des ternären Zustandsdiagrammes. Es ergibt sich, daß TSCHISHEWSKY und HERDT bei ihren Versuchen dem stabilen Zustande jedenfalls sehr viel näher gekommen sind als HANNESSEN, weil sie mit viel größeren Mengen gearbeitet haben. Die Resultate der ersteren werden der folgenden Untersuchung zugrunde gelegt.

Übersicht des Dreistoffsystems.

Zum leichteren Verständnis der Versuchsergebnisse, aus welchen das ternäre Zustandsdiagramm sich ableiten läßt, wird zunächst dessen Theorie auseinandergesetzt. Hierzu dienen die Figuren 3—9. Fig. 3 beschreibt die Vorgänge bei der Kristallisation. Fig. 4 die bei den Umwandlungen der Legierungen im festen Zustande. Fig. 5 bis 9 sind Schnitte durch das ternäre Zustandsdiagramm, welche unter Benutzung der in Fig. 3 und 4 angenommenen Maßstäbe aus diesen Figuren abgeleitet sind, und von den räumlichen Beziehungen der aus Fig. 3 und 4 sich ergebenden Gleichgewichtsflächen eine deutlichere Vorstellung geben. Die Richtung der mit Nummern bezeichneten Schnitte durch das 3-Stoffsystem ist in Fig. 4 angegeben. Allgemein ist zu den Figuren 3—9 noch zu bemerken, daß sie unter Anlehnung an die Temperatur- und Konzentrationsverhältnissen der Wirklichkeit entworfen sind, diese Verhältnisse aber nur qualitativ zum Ausdruck bringen können, da verschiedene Übertreibungen notwendig waren, um die Figuren übersichtlicher zu gestalten. Die Zustandsfelder der Schnittdiagramme Fig. 5—9 sind mit folgenden Buchstaben bezeichnet.

1. *S* Schmelze.
2. *M*¹⁾ ternäre Mischkristalle des γ -Eisens mit Bor und Kohlenstoff.
3. *B* Eisenborid Fe_2B .
4. *m* Mischkristalle des Zementits mit dem Eisenborid, welche aus den Schmelzen sich ausscheiden.
5. *n* Mischkristalle des Zementits mit dem Eisenborid, welche im festen Zustande sich ausscheiden in B-reicheren Legierungen.

¹⁾ Nicht zu verwechseln mit Punkt *M* in Fig. 3 u. 4.

14. *q* An binären. B-Fe-Mischkristallen *a* und Eisenborid gesättigte ternäre Mischkristalle der Gruppe *M*.

I. Die Kristallisation der ternären Fe-B-C-Schmelzen.

In Fig. 3 ist $A' B' C'$ das Konzentrationsdreieck des ternären Teilsystems Fe—Fe₃C—Fe₂B. Es umfaßt das Gebiet der ternären

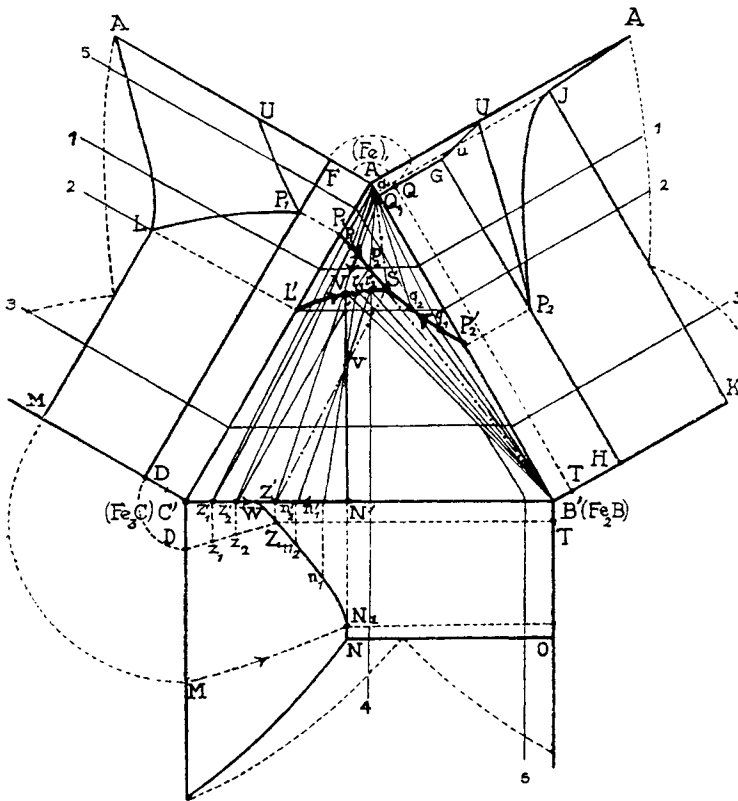


Fig. 4.

Mischungen bis 6,6% C (Zementit) und bis 8,8% B (Eisenborid). Senkrecht auf der Ebene des Konzentrationsdreieckes ist in üblicher Weise die Temperaturachse errichtet zu denken. Die Seitenflächen des hierdurch entstehenden prismatischen Körpers werden gebildet durch die das ternäre System begrenzenden binären Zustandsdiagramme Fe—Fe₃C, Fe—Fe₂B und den Grenzschnitt Fe₃C—Fe₂B. Diese Diagramme sind zur leichteren Orientierung in die Ebene des Konzentrationsdreieckes umgeklappt dargestellt. Wie man

sieht, zeigt ebenso wie die binären Systeme Fe—C und Fe—B auch der Schnitt Fe_3C — Fe_2B , welcher sich wie ein binäres System verhält, einen eutektischen Punkt (E_3). Von den drei eutektischen Punkten E_1 E_2 E_3 gehen drei entsprechende eutektische Kurven aus, welche sich im ternären eutektischen Punkt R schneiden. Diese Kurven sind die Schnittlinien der drei Flächen des Beginns der Kristallisation, welche die Konzentrationsbereiche $A' E_1' R' E_2'$, $B' E_2' R' E_3'$ und $C' E_1' R' E_3'$ bedecken. Wir haben also im Bereich des ternären Teilsystems Fe— Fe_3C — Fe_2B den einfachen Fall der völligen Mischbarkeit im flüssigen Zustande und die Bildung eines ternären Eutektikums bei der Kristallisation. Die drei Kristallarten, welche zur Ausscheidung gelangen, sind:

1. Im Bezirk $A' E_1' R' E_2'$ ternäre Mischkristalle (M), von den Zusammensetzungen des Konzentrationsbereiches A' , L , V' , J' , bestehend aus γ -Eisen, Bor und Kohlenstoff.

2. Im Bezirk B' , $E_2' R' E_3'$, das Eisenborid Fe_2B .

3. Im Bezirk C' , $E_1' R' E_3'$ binär sich verhaltende Mischkristalle von Zementit mit dem Eisenborid, deren Zusammensetzung sich zwischen C_1' und N' ändert.

Von diesen Kristallarten beanspruchen die unter 1. genannten ternären Mischkristalle, aus welchen die Fe-reichsten Legierungen bestehen, wie sich noch zeigen wird, das Hauptinteresse, als dasjenige Strukturelement, aus welchem die Fe-reichsten Legierungen nach Beendigung der Kristallisation bestehen. Von wesentlicher Bedeutung für die technischen Eigenschaften der Legierungen sind dabei die später zu besprechenden Umwandlungen, welche die ternären Mischkristalle bei weiterer Abkühlung im festen Zustande erleiden.

Während der Kristallisation ändert sich zunächst die Zusammensetzung der ternären Mischkristalle auf einer Fläche, welche von den beiden binären Systemen ausgehend, in diesen durch die Kurven AL und AJ begrenzt ist. Im ternären System ist sie begrenzt durch $L' V' J'$. Die Pfeile geben die Richtung nach tieferen Temperaturen an. Die Kurve $L' V'$ bezeichnet die Sättigung der ternären Mischkristalle an Kohlenstoff, $J' V'$ an Bor, und der Schnittpunkt beider V' die gleichzeitige Sättigung eines ternären Mischkristalles von dieser Zusammensetzung an Kohlenstoff und Bor. Hierbei fällt es auf, daß längs $J' V'$ der Borgehalt der Mischkristalle bei gleichzeitig zunehmendem Kohlenstoffgehalt wächst, während es sonst die Regel ist, daß durch die Aufnahme des dritten Stoffes in einem Mischkristall die Löslichkeit, welche der zweite für sich allein im ersten

haben würde, herabgesetzt wird. Daß hier bei zunehmendem C-Gehalt der Mischkristalle auch ihr B-Gehalt noch zunimmt, wird dadurch möglich, daß die Löslichkeit von B in γ -Eisen mit sinkender Temperatur zunimmt, wie der Verlauf der Kurve JP_2 zeigt. Da der Punkt V' in Wirklichkeit nur 25° tiefer liegt, als J' , und die Löslichkeitszunahme in diesem Intervall sehr gering ist, so läßt sich schon voraussagen, daß die Vermehrung des B-Gehaltes der ternären Mischkristalle bis zum Punkte V' nur unbedeutend sein wird und V' im Real-diagramm sehr nahe an $A'C'$ zu liegen kommt.

Im folgenden wird eine Übersicht über den Kristallisationsverlauf im ganzen gegeben:

A. Primäre Kristallisation. Hierbei sind im Gleichgewicht:

1. Schmelzen des Konzentrationsgebietes $A'E_1'R'E_2' +$ ternäre Mischkristalle M .

2. Schmelzen des Konzentrationsgebietes $B'E_2'R'E_3' +$ Kristalle der Verbindung Fe_2B .

3. Schmelzen des Konzentrationsgebietes $C'E_1'R'E_3' +$ Mischkristalle m .

Nachdem durch die Ausscheidung dieser Kristallarten die Zusammensetzungen der Schmelzen Punkte der Kurven: $E_1'R_1'$, $E_2'R'$ und $E_3'R'$ erreicht haben, beginnt bei den betreffenden Temperaturen dieser Kurven:

B. Die sekundäre Kristallisation, bei welcher je zwei der oben genannten Kristallarten gleichzeitig ausgeschieden werden, so daß Gleichgewichte zwischen folgenden Phasen bestehen:

1. Schmelzen $E_1'R' +$ Mischkristalle $L'V'$ (an C gesättigt) + Mischkristalle m .

2. Schmelzen $E_2'R' +$ Mischkristalle $J'V'$ (an B gesättigt) + Fe_2B .

3. Schmelzen $E_3'R' +$ Mischkristalle $N' + Fe_2B$.

Wenn eine ternäre Schmelze durch Abscheidung einer Kristallart eine Zusammensetzung angenommen hat, welche einer der Raumkurven $E_1'R'$, $E_2'R'$ und $E_3'R'$ entspricht, so sind hier zwei Fälle zu berücksichtigen.

Entweder scheiden sich aus ihr zwei Kristallarten aus, deren Zusammensetzung von der Temperatur unabhängig ist, dann bewegt sich die Zusammensetzung der Schmelze längs der Projektion jener Raumkurve auf das Konzentrationsdreieck, bis der eutetische Punkt R' erreicht ist. Hierauf weisen im Teildreiecke $N'R'B'$ die von den Punkten g_1 , g_2 und g_3 nach N' und B' gezogenen

Geraden hin, welche daran erinnern sollen, daß aus den Schmelzen g_1 , g_2 und g_3 sich immer nur die Kristalliten N' und B' ausscheiden. Oder es scheiden sich aus der Schmelze zwei Kristallarten aus, deren Zusammensetzung sich mit der Temperatur ändert, wie bei der Kristallisation der Schmelzen von Zusammensetzungen der Kurve $E_1' R'$; dann wird die Kristallisation aller vom Punkte R' entfernten Schmelzen jenseits $V' N'$ nicht mehr bei der Temperatur des Punktes R' enden, sondern bei Temperaturen, die auf der Raumkurve $E_1' R'$ liegen. Die sekundäre Kristallisation beginnt und endet also auf der Raumkurve $E_1 R$ über $E_1' R'$. Die Dreiphasendreiecke $f' l' m'$ usw. geben die Zusammensetzungen der Schmelzen $f_1, f_2 \dots$, der ternären Mischkristalle $l_1, l_2 \dots$ und der binären Mischkristalle $m_1, m_2 \dots$ an, die miteinander im Gleichgewicht sind. Die Temperaturen dieser Gleichgewichte liegen auf der Raumkurve $E_1 R$ über $E_1' R'$. Beginnt die sekundäre Kristallisation der Schmelze f_1 , so scheiden sich aus ihr die Kristallarten l_1 und m_1 aus. Dadurch wird die Schmelze reicher an B' und ihre Zusammensetzung verschiebt sich auf $E_1' R'$ nach R' hin, bis die Gerade, welche die Punkte l_1 und m_1 verbindet, durch den Punkt f_1 geht. Dann haben die ursprünglich abgeschiedenen Kristalle l_1 und m_1 diejenige Zusammensetzung erreicht, welche den Endpunkten der durch f gehenden Geraden entspricht. Damit ist die Gesamtzusammensetzung des Kristallgemenges gleich der ursprünglichen Schmelze geworden und damit ist auch die Kristallisation beendet.

Wenn sich bei der sekundären Kristallisation die Schmelze in eine Kristallart, deren Zusammensetzung von der Temperatur unabhängig ist, und in eine, deren Zusammensetzung von der Temperatur abhängt, spaltet, wie auf der Raumkurve $E_2 R$ über $E_2' R'$, so sind die Verhältnisse im wesentlichen die soeben beschriebenen.

Nachstehend folgt eine Übersicht über die Gleichgewichtsflächen der sekundären Kristallisation, welche in Fig. 3 durch ihre Erzeugenden kenntlich gemacht sind:

	Flächen		
	a) des Beginns		b) des Endes
	der Kristallisation		
für $E_1' R'$	$E_1' L'$	$E_1' C'$	$L' C'$
	$f_1 l_1$	$f_1 m_1'$	$l_1 m_1'$
	$f_2 l_2$	$f_2 m_2'$	$l_2 m_2'$
	$f_3 l_3$	$f_3 m_3'$	$l_3 m_3'$
	$R' V'$	$R' N'$	$V' N'$

	Flächen		
	a) des Beginns der Kristallisation		b) des Endes
für $E_2' R'$	$E_2' J'$ $h_1 i_1$ $h_2 i_2$ $h_3 i_3$ $R' V'$	$E_3' B'$ $h_1 B'$ $h_2 B'$ $h_3 B'$ $R' B'$	$J' B'$ $i_1 B'$ $i_2 B'$ $i_3 B'$ $V' B'$
für $E_3' R'$	$E_3 B'$ $g_1 B'$ $g_2 B'$ $g_3 B'$ $R' B'$	$E_3' N'$ $g_1 N'$ $g_2 N'$ $g_3 N'$ $R' N'$	$B' N' R'$

C. Die Bedingungen der tertiären Kristallisation ergeben sich aus den Schlußgleichgewichten der sekundären Kristallisation zwischen den Phasen:

$$\begin{aligned} R' + V' + N', \\ R' + V' + B', \\ R' + B' + N'. \end{aligned}$$

Hieraus folgt das Gleichgewicht zwischen den 4 Phasen

$$R' + V' + B' + N',$$

welches besagt, daß die Schmelze R' des ternären Eutektikums unter gleichzeitiger Ausscheidung des ternären gesättigten Mischkristalls V' , des gesättigten Mischkristalls N' und der Verbindung Fe_2B kristallisiert, womit auch im Bereich der eutektischen Ebene $V' N' B'$, welche durch die Zusammensetzung der 3 Phasen V' , N' und B' bestimmt ist, ihren Abschluß findet.

II. Die Umwandlungen der Legierungen im festen Zustande.

Die Zustandsänderungen, welche die Fe-B-C-Legierungen bei weiterer Abkühlung im festen Zustande erleiden, dürften für ihre technische Anwendung von besonderer Bedeutung sein, da bei diesen der Borgehalt der ternären Mischkristalle, besonders, wenn man für genügend langsame Abkühlung innerhalb ihres Zustandsfeldes Sorge trägt, erheblich wachsen kann und der darauf folgende perlitische Zerfall der Mischkristalle jedenfalls ähnlich wie bei den Fe-C-Legierungen Änderungen der Festigkeitseigenschaften der Legierungen zur Folge hat.

Die fraglichen Zustandsänderungen vollziehen sich in den Fe-reichsten ternären Mischkristallen des γ -Eisens mit B und C und machen sich daher vor allem in den Fe-reichsten Legierungen mit

weniger als 2% C und weniger als 3% B, welche hauptsächlich aus diesen Mischkristallen bestehen, geltend.

Wie sich aus dem vorstehenden Abschnitt ergibt, ist der Aufbau der Legierungen nach Beendigung der Kristallisation folgender:

Konzentrationsbereich	Zahl	Art der Konstituenten
$A'L'V'J'$	1	ternäre Mischkristalle M d. γ -Fe mit B u. C.
$L'V'N'C'$	2	ternäre, an C gesättigte Mischkristalle (l) + Mischkristalle m .
$J'B'V'$	2	ternäre, an B gesättigte Mischkristalle (i) + Fe_2B .
$V'B'N'$	3	d. ternäre, am C u. B gesättigte Mischkristall V' + Mischkristall N' + Fe_2B .

Fig. 4 beschreibt die weiteren Veränderungen der Legierungen. In dieser Figur sind die auf die Kristallisation der Legierungen bezüglichen Linien aus Fig. 3 fortgelassen. Die Zustandsänderungen der ternären Mischkristalle M im festen Zustande vollziehen sich nun unter eigentümlichen Bedingungen, welche dadurch hervorgerufen werden, daß im System Fe—C der C-Gehalt des gesättigten Mischkristalles L' durch Ausscheidung der C-reicheren Kristallart Fe_3C mit sinkender Temperatur abnimmt, während gleichzeitig im System Fe—B der B-Gehalt des gesättigten Mischkristalles J' unter Auflösung der B-reicheren Kristallart Fe_2B wächst.

Die Besonderheit der hierdurch im 3-Stoffsystem entstehenden Gleichgewichtsverhältnisse wird am besten aus einer besonderen Figur ersichtlich. Denkt man sich an Stelle des Mischkristalles L' eine einheitlich schmelzende Kristallart, so entsteht ein 3-Stoffsystem: $A' L' B'$ (Fig. 10). Von den binären Kombinationen dieser 3 Bestandteile zeigt das System $A' L'$ den einfachsten Fall, in welchem die mit sinkender Temperatur abnehmende Löslichkeit beider Bestandteile zu einem eutektischen Punkt P_1 führt. Hingegen haben wir im System $A' B'$ auf $P_2 a$ eine Zunahme der Löslichkeit von B-Kristallen mit sinkender Temperatur; bei weiterer Steigerung der Temperatur würde die Löslichkeit von B zunehmen und die Löslichkeitskurve $P_2 a$ in den Schmelzpunkt von B treffen. Entsprechend mag auch im System $L' B'$ auf $b V$ eine Zunahme der Löslichkeit von B und auf $L V$, wie gewöhnlich, eine Abnahme der Löslichkeit von L mit sinkender Temperatur stattfinden.

Unter diesen Bedingungen entsteht im 3-Stoffsystem wie gewöhnlich eine Fläche des Beginns der Ausscheidung von A und eine ebensolche Fläche für die Ausscheidung von L , welche sich in der eutektischen Kurve $P_1' S'$ schneiden. Die dritte Fläche hingegen,

welche sich mit der ersten in $P_2'S'$, mit der zweiten in $V'S'$ und mit beiden zugleich im ternären eutektischen Punkte S' schneidet, liegt nicht wie bei gewöhnlichen Löslichkeitsverhältnissen über dem Bezirk $B'P_2'S'V'$, sondern neigt sich mit steigender Temperatur auf $A'L'$ zu, was in der Figur durch einige Isothermen, welche für steigende Temperaturen t_1, t_2, t_3 und t_4 gelten, angedeutet ist. Analog der üblichen Art der Benennung kann diese Fläche als die Fläche des Endes der Auflösung von B bezeichnet werden. Wir haben also bei Temperaturen oberhalb dieser Fläche Lösungen im Gleichgewicht mit B . Bei Temperaturen unterhalb desselben liegt das Zustandsgebiet der ungesättigten Lösungen, das nach tieferen Temperaturen durch die Flächen des Beginns der Ausscheidung von A bzw. L begrenzt wird.

Wie im einfachsten Fall der Kristallisation im 3-Stoffsystem, so liegen auch hier die Verhältnisse. Es bestehen 3 Flächen primärer Kristallisation, die sich in 3 Raumkurven schneiden, welche zu einem eutektischen Punkte führen. Nur darin besteht der Unterschied, daß die eine Fläche der primären Kristallisation von B beginnend von ihren beiden Schnittkurven mit den Flächen primärer Kristallisation von L und A sich zuerst von der Senkrechten im Punkte B entfernt, dann aber sich ihr zuwendet und diese im Schmelzpunkte von B schneidet.

Wenden wir dieses Ergebnis auf die ternären γ -Mischkristalle M an, deren Umwandlung sich unter analogen Bedingungen vollzieht, so erhalten wir hier eine entsprechende Fläche über $J'P_2SV'J'$ des Endes der Auflösung der Kristallart Fe_2B in den ternären Mischkristallen (Fig. 4). Diese Fläche grenzt als Fortsetzung der Fläche über $A'L'V'J'$ den Zustandsraum der homogenen Mischkristalle M nach höheren Temperaturen zu ab und zeigt, wie sich der B- und C-Gehalt der Mischkristalle nach beendeter Kristallisation mit sinkender Temperatur ändert. Die Schnittdiagramme Fig. 5, 6, 8, 9 zeigen Schnitte in verschiedenen Richtungen durch diese Fläche, welche zur Verdeutlichung ihrer Lage und Gestalt dienen können. Es entsteht in

Fig. 5	Schnitt 1	die Linie zwischen $M + B$ und M
„ 6	„ 2	„ „ „ „ $r + B$ „ M
„ 8	„ 4	„ „ „ „ $M + B$ „ M
„ 9	„ 5	„ „ „ „ $M + B$ „ M

Nach tieferen Temperaturen zu wird der Existenzbereich der ternären γ -Mischkristalle M begrenzt:

1. Durch die über $A'P_2'SP_1'A'$ (Fig. 4) liegende und die Ebene $AA'B'K$ in JP_2 schneidende Fläche, bei deren Temperaturen die Mischkristalle gesättigt sind in bezug auf binäre Mischkristalle von β - bzw. α -Eisen mit 0—0,08% B, die der Reihe UG angehören. Diese binären Mischkristalle scheiden sich also bei weiterer Abkühlung innerhalb des Konzentrationsbereiches $A'P_2'SP_1'A'$ „primär“ aus. Die Zustandsänderungen, welche noch durch die Umwandlung von β - in α -Eisen entstehen müssen, sind hier, da sie für das Endresultat unwesentlich sind und die Figur komplizieren würden,

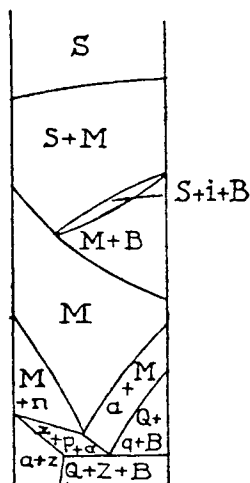


Fig. 5. (Schnitt 1.)

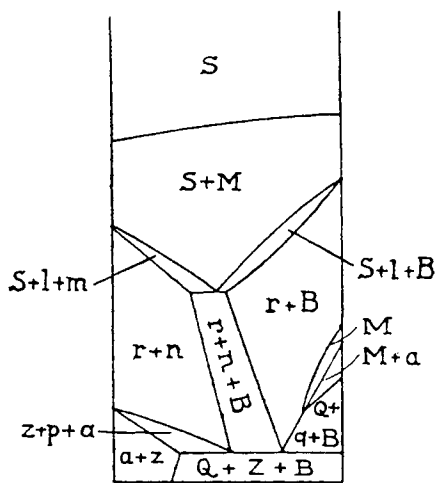


Fig. 6. (Schnitt 2.)

fortgelassen. Da nach BENEDICKS auch β - und α -Eisen sehr wenig Kohlenstoff aufnehmen können, so hätten wir es genau genommen mit ternären Mischkristallen des α -Eisens mit sehr geringem Bor- und Kohlenstoffgehalt zu tun. Schnitte der obengenannten Fläche $A'P_2'SP_1'A'$ sind in Fig. 5, 6 und 9 als Trennungskurven der Zustandsfelder M und $M + a$ zu sehen.

2. Die zweite Grenzfläche des Existenzbereiches der Mischkristalle M nach tieferen Temperaturen ist $L'V'SP_1'$. Sie gibt die Bedingungen der Sättigung an Mischkristallen n aus Cementit und dem Eisenborid, welche sich in dem Konzentrationsbereich, das diese Fläche bedeckt, primär ausscheiden. Diese Fläche erzeugt in Fig. 5 und 8 die Kurven zwischen M und $M + n$.

Die unter 1 und 2 genannten Flächen schneiden sich in der Kurve $P_1'S$. Mischkristalle M , deren Zusammensetzung infolge Ausscheidung von Mischkristallen a oder n Punkte der Kurve $P_1'S$

erreicht haben; ändern also von da ab ihre Zusammensetzung auf dieser Kurve in der Richtung nach *S* unter gleichzeitiger Ausscheidung von Gliedern der Mischkristallreihen *a* und *z*.

Mit sinkender Temperatur vollzieht sich die Gleichgewichtsänderung in folgendem Sinne:

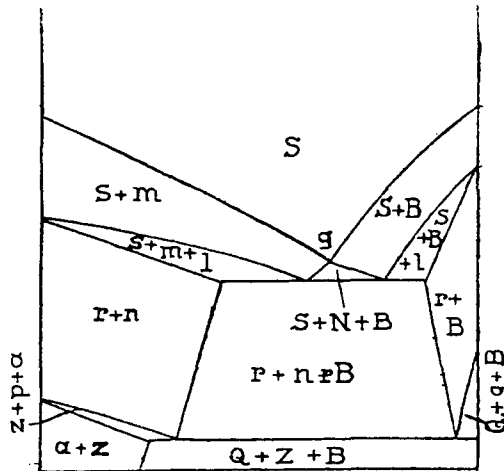
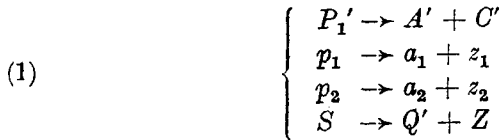


Fig. 7. (Schnitt 3.)

Von den zugehörigen 3-Phasendreiecken ergeben die Seiten

$A'P_1'$ und $C'P_1'$

a_1p_1 z_1p_1

a_2p_2 z_2p_2

SQ' $Z'S$

die Flächen des Beginns dieser 3-Phasengleichgewichte und die Seiten $A'C'$, a_1z_1 , a_2z_2 und $Q'Z'$ die Flächen ihres Endes und für das Gebiet $A'C'Z'Q'$ zugleich des Endes der Umwandlungen überhaupt. Der Existenzbereich dieses 3-Phasengleichgewichtes ist in allen 5 Schnitten Fig. 5—9 zu sehen. In Fig. 5, 8, 9 folgt er auf die eben erwähnten 2-Phasengleichgewichte $a + M$ und $n + M$, in Fig. 6 und 7 auf das gleich zu besprechende Gleichgewicht $r + n$.

In dem bezeichneten Gebiet $A'C'Z'Q'$, d. h. in Fe-C-Legierungen mit kleineren Borgehalten, sind also nach der Abkühlung auf Zimmer-

temperatur die ternären Mischkristalle M zerfallen in einen Perlit, bestehend aus B-Fe-Mischkristallen mit 0—0,08% B und Mischkristallen aus Cementit und dem Eisenborid Fe_2B .

Eine zweite Gruppe von 3-Phasengleichgewichten, welche bei der Entmischung der ternären Mischkristalle auftreten, entsteht dadurch, daß die Fläche über $J'V'SP_2'$ des Endes der Auflösung von Fe_2B in den Mischkristallen M und die Fläche über $A'P_2'SP_1'$ des Beginns der Ausscheidung von Mischkristallen α sich in der Kurve P_2S schneiden. Diese Schnittkurve begrenzt das Zustands-

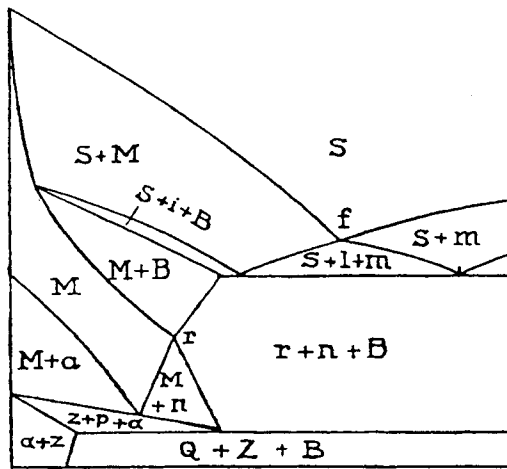


Fig. 8. (Schnitt 4.)

feld der ternären Mischkristalle M nach höheren Borkonzentrationen und bezeichnet die maximalen Borgehalte, welche die Mischkristalle M unter den günstigsten Bedingungen, d. h. wenn man die Abkühlungsgeschwindigkeit so verlangsamt, daß die Auflösungsgeschwindigkeit des Eisenborids in den Mischkristallen mit ihr Schritt hält, erreichen können.

Legierungen von den Zusammensetzungen $P_2'S$ bestehen dann, wenn sie die Temperaturen der Kurve P_2S erreicht haben, ganz aus diesen ternären, borreichsten Mischkristallen, indem unter diesen Bedingungen gerade noch die gesamte Menge des vorhandenen Eisenborids sich in den Mischkristallen auflösen kann. Ist der B-Gehalt der Legierungen höher als es die Kurve P_2S entspricht, so bleibt ungelöstes Eisenborid in ihnen zurück.

Da die ternären Mischkristalle $P_2'S$ nun sowohl an dem binären Bor- α -Eisenmischkristall Q' , als auch an dem Eisenborid gesättigt

sind, so müssen sie sich bei weiterer Abkühlung in diese beiden Kristallarten spalten und es entsteht folgende Gruppe von Gleichgewichten

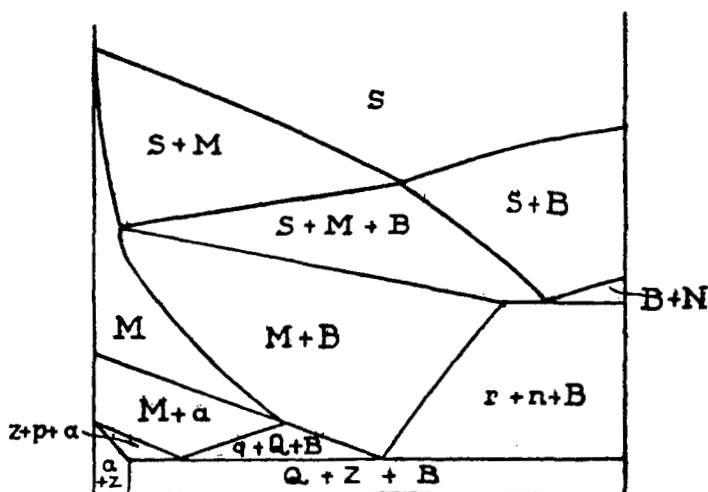
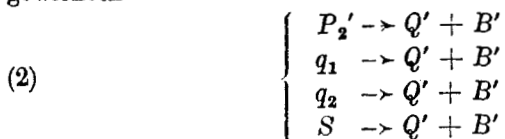
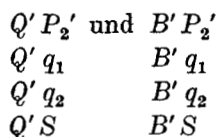


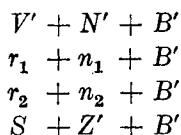
Fig. 9. (Schnitt 5.)

Bei der Spaltung der ternären Mischkristalle $P_2'S$ entstehen also im Gegensatz zu der Reihe $P_1'S$ zwei Produkte von unveränderlicher Zusammensetzung. Die betreffenden 3-Phasendreiecke haben daher in diesem Falle eine Seite $Q'B'$ gemeinsam und bei ihrer Verschiebung zu anderen Temperaturen parallel mit sich selbst erzeugen nur die beiden anderen Seiten je eine Gleichgewichtsfläche, nämlich:



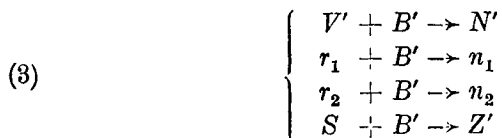
welche die Temperaturen des Eintritts obiger Gleichgewichte für die Legierungen des Konzentrationsbereiches $Q'B'S$ angeben. Dieses 3-Phasengleichgewicht ($Q' + q + B'$) erscheint in allen Schnitten, Fig. 5—9 (außer in Fig. 8), wo es auf die betreffenden 2-Phasengleichgewichte folgt.

Endlich tritt noch eine dritte Gruppe von 3-Phasengleichgewichten zwischen folgenden drei Kristallarten auf:

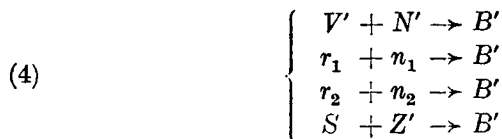


Da, wie Fig. 4 zeigt, der Borgehalt der ternären Mischkristalle auf $V'S$ zunimmt, der Borgehalt der mit ihnen im Gleichgewicht befindlichen Mischkristalle n aber abnimmt, so entsteht für das Gleichgewicht zwischen diesen beiden Kristallarten eine Regelfläche von schraubenartiger Gestalt $VNSZ$, welche besagt, daß nach VS zu B (d. h. Fe_2B) von den ternären Mischkristallen r der Reihe VS aufgelöst, nach NZ zu hingegen Fe_2B von den Mischkristallen n der Reihe $N'Z'$ ausgeschieden wird. Dazwischen gibt es für jede Temperatur ein durch den Punkt v bestimmtes Mengenverhältnis von r und n , bei welchem weder eine Auflösung, noch eine Ausscheidung von Fe_2B stattfindet. In allen Legierungen, deren Zusammensetzung auf der Geraden vB liegt, bleibt also die Menge des vorhandenen Fe_2B konstant während der Abkühlung. Bei höherem Eisengehalt nimmt die Menge des Fe_2B ab, bei höherem Kohlenstoffgehalt zu. Dies wird auch aus den Schnittdiagrammen Fig. 6 und 7 deutlich. In Fig. 6 ist die Trennungslinie der Zustandsfelder $r + n$ und $r + n + B$ ein Schnitt durch die in Rede stehende Fläche bei höherem Fe-Gehalt und in Fig. 7 bei höherem C-Gehalt. Im ersten Fall zeigt die Neigung des Schnittes durch die Fläche eine Auflösung, im zweiten eine Ausscheidung von Fe_2B an.

Demgemäß folgt bei sinkender Temperatur die Umsetzung der 3 Phasen $r + n + B'$ in Mischungen von kleinerem C-Gehalt als v in dem Sinne:



und bei größerem C-Gehalt in dem Sinne:



Die erste Gleichgewichtsfläche $VNSZ$ für das Gleichgewicht zwischen $r + n$ ist bereits besprochen. Außerdem liefern die 3-Phasendreiecke:

$$V'N'B', r_1 n_1 B', r_2 n_2 B', SZ'B$$

noch eine zweite Fläche, nämlich:

$$B'V', B'r_1, B'r_2 \text{ und } B'S.$$

Dieselbe gibt die Sättigungsbedingungen der ternären Mischkristalle $V'S$ an Mischkristallen n , welche sich bei der Abkühlung ausscheiden müssen.

Die 3 Phasen V' , N' , B' sind die Komponenten des ternären Eutektikums. Von diesen ändert der ternäre Mischkristall V' , wie oben besprochen, seine Zusammensetzung auf VS , der Mischkristall N' auf NZ , wobei die dazwischen liegenden Konzentrationen r bzw. n durchlaufen werden, während B' , das Eisenborid, eine Phase von unveränderlicher Zusammensetzung ist. In den Schnittdiagrammen Fig. 6, 7, 8, 9 sind also die mit $r + n + B$ bezeichneten Felder Schnitte durch den Zustandsraum des ternären Eutektikums, die sie nach oben begrenzenden Horizontalen sind Schnitte durch die eutektische Ebene. Nach tieferen Temperaturen zu wird der Zustandsraum des ternären Eutektikums durch eine zweite Horizontale abgegrenzt, nämlich durch die Ebene eines ternären Perlits. Die Bildung dieses ternären Perlits schließt sich an die soeben besprochenen Gleichgewichte zwischen 3 Phasen. Die Endzustände jener Gleichgewichte sind bei der Temperatur des Punktes S :

- (1) $S \rightarrow Q' + Z'$
- (2) $S \rightarrow Q' + B'$
- (3) $S + B' \rightarrow Z'$

Aus den Beziehungen (1) und (2) ersieht man, daß aus dem gesättigten ternären Mischkristall S sich die 3 Kristallarten Q' , Z' und B' bilden. Es entsteht somit das 4-Phasengleichgewicht $S \rightarrow Q' + Z' + B'$ (5). Zuzufolge der Beziehung (3) bildet sich Z' noch außerdem aus S und B' , wenn B' sich in S auflöst. Da der gemeinsame Schnittpunkt S der 3 Löslichkeitsflächen von Q' , Z' und B' , wie früher auseinandergesetzt wurde, in solchem Falle dadurch zustande kommt, daß die Löslichkeit zweier Kristallarten Q' und Z' schneller abnimmt als die der dritten B' zunimmt, so muß nach (2) mehr B' ausgeschieden werden, als nach (3) durch Auf-

lösung verschwindet. Der Gesamteffekt bei Entziehung von Wärme ist also eine Ausscheidung aller 3 Kristallarten, wie es die Gleichung (5) besagt. Der ternäre Perlit entsteht also dadurch, daß ein restierender ternärer Mischkristall von der unveränderlichen Endzusammensetzung S bei der Temperatur dieses Perlites sich spaltet:

1. in den gesättigten binären α -FeB-Mischkristall Q' ,
2. in den gesättigten Zementit-Eisenborid-Mischkristall Z' ,
3. in das Eisenborid B' .

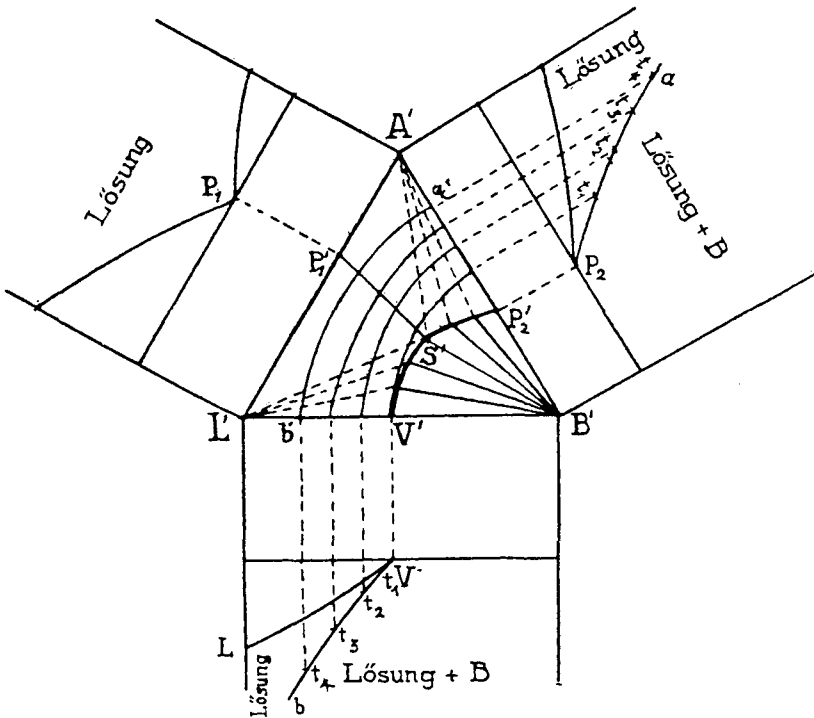


Fig. 10.

Dementsprechend ist die Hirizontalebene dieses nonvarianten Perlit-Gleichgewichtes im Konzentrationsdreieck Fig. 4 begrenzt durch $Q'B'Z'$. QT und TZ sind die Spuren der Perlitebene in den betreffenden binären Systemen. In den Schnitt diagrammen folgt auf die Schnitthorizontale der Perlitebene nach tieferer Temperatur das Zustandsfeld der perlitischen Zerfallsprodukte Q' , Z' und B' . Der ternäre Perlit tritt also in allen Legierungen auf, deren Zusammensetzung in den Bereich $Q'B'Z'$ fällt. Nur die B-armen Legierungen

des Gebietes $A'Q'Z'C'$ enthalten keinen ternären, sondern einen binären Perlit aus Mischkristallen a und z , wie auch aus den Schnitt-diagrammen hervorgeht, wo an das Zustandsfeld des ternären Perlits aus $Q' + Z' + B'$ sich das des binären aus a und z anschließt.

Experimenteller Teil.

Als Ausgangsmaterial für die Legierungen diente ein sehr reines Elektrolyteisen, eine Ferroborlegierung mit 21,5% B und Kohle

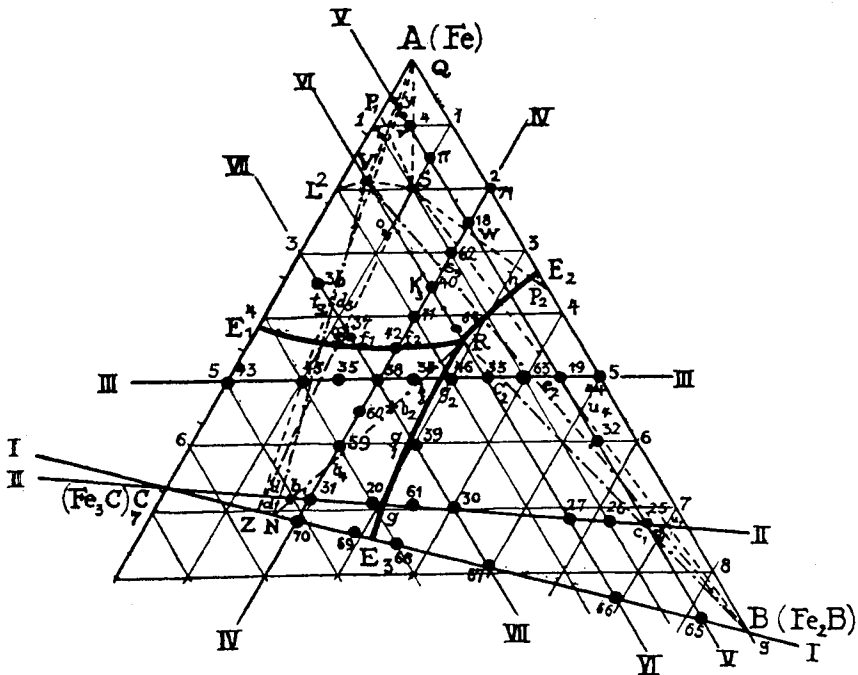


Fig. 11.

in Form von 1 mm dicken Stäbchen. Hieraus wurden im elektrischen Ofen unter Verwendung von HALDENWANGER-Schmelzröhren unter einer H-Atmosphäre Legierungen von je 20 g in der Weise hergestellt, daß zuerst das Eisen geschmolzen, darauf in ihm die Kohlestäbchen gelöst und zuletzt das Ferrobor zugesetzt wurde. Durch schnelles Untertauchen der Ferroborstücke in der Schmelze gelang es, selbst ohne H-Atmosphäre das Bor rasch und ohne nennenswerten Abbrand in der Schmelze aufzulösen. Die Auflösung der Kohlestäbchen ging bis zu 5% C bei Temperaturen zwischen 1300 und 1600° leicht vonstatten. Wurde aber zuerst das Ferrobor zugesetzt,

so war es schwierig den Kohlenstoff nachträglich in Lösung zu bringen. Dies entspricht der von WALTER festgestellten Tatsache, daß ein Zusatz von Bor die Graphitabscheidung aus C-reichen Fe-C-Schmelzen befördert. Die Abkühlungsgeschwindigkeit der Legierungen im Gebiet ihrer Kristallisation, d. h. zwischen 1300 und 1150° betrug etwa 2° pro Sekunde, im Gebiete der Perlitumwandlung etwa 1° pro Sekunde. Diese Angabe erscheint wegen der früher nachgewiesenen Abhängigkeit der Resultate von den Abkühlungsverhältnissen wesentlich.

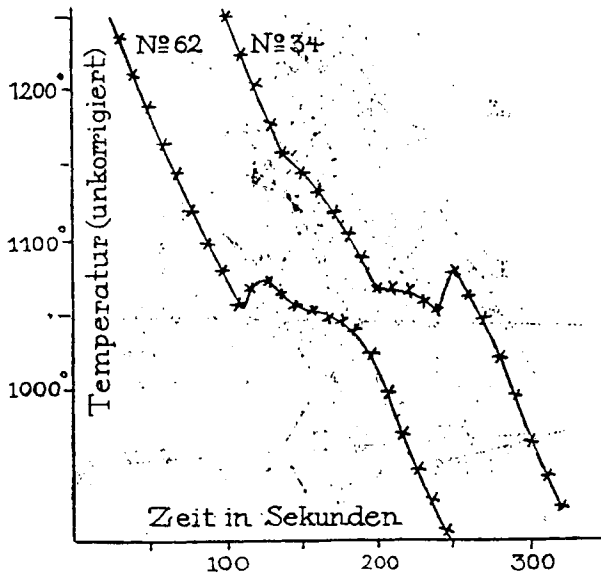


Fig. 12.

Bemerkenswert ist ferner die Neigung der Schmelzen zur Unterkühlung, besonders vor der gleichzeitigen Ausscheidung von 2 oder 3 Kristallarten. Der Eintritt des neuen Gleichgewichtszustandes verzögert sich hierbei durch das Ausbleiben einer Kristallart, deren verspätete Ausscheidung öfters ein Wiederansteigen der Temperatur zur Folge hat. Ob dabei die Gleichgewichtstemperatur erreicht wird, ließe sich nur im Falle eines Haltepunktes erkennen, die aber nie deutlich entwickelt waren.

Als Beispiel für die Komplikation der Ausscheidung beim Auftreten von Unterkühlungen sind in Fig. 12 zwei Abkühlungskurven

von den Legierungen Nr. 34 mit 2,5% C und 2,5% B und Nr. 62 mit 1% C 2% B wiedergegeben. Auf der Kurve Nr. 34 unterscheidet man deutlich 3 Verzögerungen, von denen die dritte von einem Temperaturanstieg begleitet ist. Bei letzterer ist die Unterkühlung offensichtlich, aber auch bei der zweiten Verzögerung wäre eine Unterkühlung möglich, da sie bei tieferer Temperatur liegt als die dritte, während die zweite bei einer höheren als die dritte liegen sollte. Auf der Kurve Nr. 62 zeigt sich die Unterkühlung bei der ersten Ausscheidung in einem Temperaturanstieg, nachdem zuvor die Temperatur unter die der zweiten Ausscheidung gesunken war. Die beobachteten Temperaturanstiege liegen im allgemeinen zwischen 10 und 50°. Versuche, die Unterkühlungen durch Impfen zu verhindern, scheiterten an der Schwierigkeit, das Impfgut der schon teilweise erstarrten Legierung einzuverleiben.

Die Deutung der thermischen Effekte wird durch die Unterkühlungserscheinungen um so mehr erschwert, als die Temperaturen des Beginns der sekundären und der tertiären Kristallisation sehr nahe zusammen liegen, wie die geringen Temperaturunterschiede der Eutektika zeigen:

Eutektikum im System	Fe—C:	1150°
„	„	Fe—B: 1165°
„	„	Schnitt Fe ₃ C—Fe ₂ B: 1155°
„	„	Fe—Fe ₃ C—Fe ₂ B: 1100°

Die betreffenden Temperaturdifferenzen der Effekte werden also in der Nähe des ternären eutektischen Punktes kleiner als die Temperaturbeträge der Unterkühlungen.

Die unterkühlte Ausscheidung einzelner Kristallarten kann auch in der Struktur der Legierungen abnorme Erscheinungen hervorrufen. Diese Verhältnisse sollen für 3-Stoffsysteme in einer besonderen Arbeit eingehender behandelt werden.

Die Versuchsergebnisse.

In Tabelle 1—7 sind die untersuchten Legierungen nach Schnitten geordnet, zusammengestellt. Man findet hier die Zusammensetzung der Legierungen in Gewichtsprozenten und die thermischen Daten, welche ihre Abkühlungskurven liefern:

1. Bei der Kristallisation.
2. Bei den Umwandlungen im festen Zustande.

Die graphische Darstellung dieser Werte ergibt die Schnittdiagramme I—VII, Fig. 13—19.

Nachdem die Theorie des Systems auseinandergesetzt ist, dürfte sich eine Beschreibung der Schnitte im einzelnen erübrigen, da ihre Bedeutung aus der angegebenen Schnittrichtung (vgl. Fig. 11) und den Bezeichnungen der Zustandsfelder sich ohne weiteres ergibt. Zusammenfassend sei zu den Resultaten folgendes bemerkt.

In allen Schnittdiagrammen trifft man von höheren zu tieferen Temperaturen gehend zuerst auf Schnitte durch die Flächen des Beginnes der Ausscheidung einer der 3 Kristallarten

1. *M* ternäre ungesättigte Mischkristalle.
2. *m* Mischkristalle aus Fe_3C und Fe_2B .
3. Fe_2B .

Die Schnittpunkte *g*, *f* und *h* dieser Flächenschnitte sind Punkte der betreffenden Kurven, welche die Bedingungen der Sättigung an je 2 der genannten Kristallarten angeben. Für Schmelzen von anderer Zusammensetzung sind diese Sättigungsbedingungen gegeben durch die sekundären Kristallisationsflächen, deren Schnitte unterhalb der primären verlaufen und durch die Punkte *g*, *f* und *h* gehen. Die Schnittkurven der sekundären Flächen schneiden sich ihrerseits in den Punkten *b*, *c* und *k* bei der Temperatur des ternären Eutektikums. Die Horizontale, welche in den Schnitten II—VII durch die genannten Punkte und in VI gerade durch den ternären eutektischen Punkt geht, sind Schnitte durch die eutektische Ebene. Ihre Temperatur ist 1100° .

Der Konzentrationsbereich, innerhalb dessen das ternäre Eutektikum sich ausscheidet, wird durch die Endpunkte dieser Horizontalen, welche mit Hilfe der eutektischen Haltezeiten ermittelt wurden, bestimmt. In den Schnitten II—VII ist der Zustandsbereich des ternären Eutektikums durch Angabe der 3 koexistierenden Phasen: Mischkristalle $r + n + \text{Fe}_2\text{B}$ gekennzeichnet. Da Fe mit B und C, Zementit mit Fe_2B Mischkristalle bildet und nur der dritte Bestandteil, das Eisenborid, sich als solches ausscheidet, so findet man in den Schnitten das Zustandsfeld des Eutektikums an 2 Seiten begrenzt durch Gebiete, in denen nur je 2 Kristallarten stabil sind, nämlich:

Mischkristalle $r + n$ in den Bor-armen und

Mischkristalle $r + \text{Fe}_2\text{B}$ in den C-armen Legierungen.

Von den 3 Konstituenten des Eutektikums ändern *r* und *n* auf den Kurven *d o* und *e u*, welche Schnitte durch die betreffenden

Grenzflächen darstellen, ihre Zusammensetzung. Mit Annäherung ließen sich die genannten Konzentrationsänderungen bestimmen.

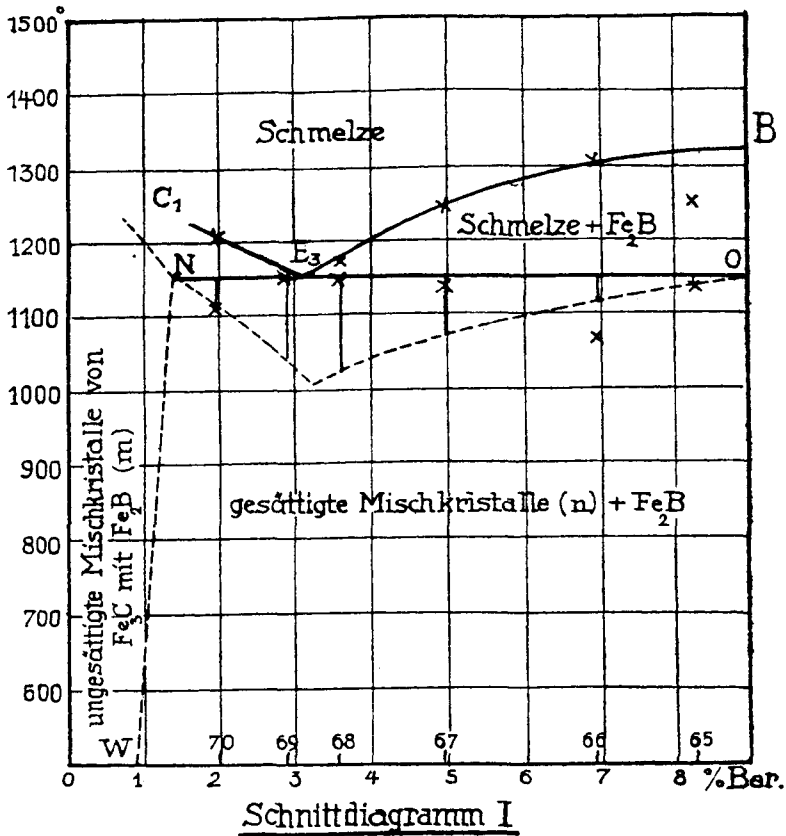


Fig. 13.

Tabelle 1.

(Schnitt I.)

Nr.	Zusammensetzung der Legierungen in Gew.-%			Temperaturen des Beginns der Kristallisation		Zeitdauer d. sekund. Kristallisation in Sekunden
	Fe	C	B	primär	sekundär	
65	91,3	0,5	8,2	1267°	1142°	10
66	91,6	1,5	6,9	1305	1068	15
67	92,1	3,0	4,9	1253	1140	40
68	92,5	4,0	3,5	1176	1150	60
69	92,6	4,5	2,9	—	1155	50
70	92,8	5,2	2,0	1203	1105	10

1. Bezüglich n aus der Beobachtung, daß in dem Schliff Nr. 70, welcher der Legierungsreihe I angehört, die Menge des Eutektikums E_3 nach dem Abschrecken der Legierung von 1100° etwa $\frac{1}{3}$, nach lang-

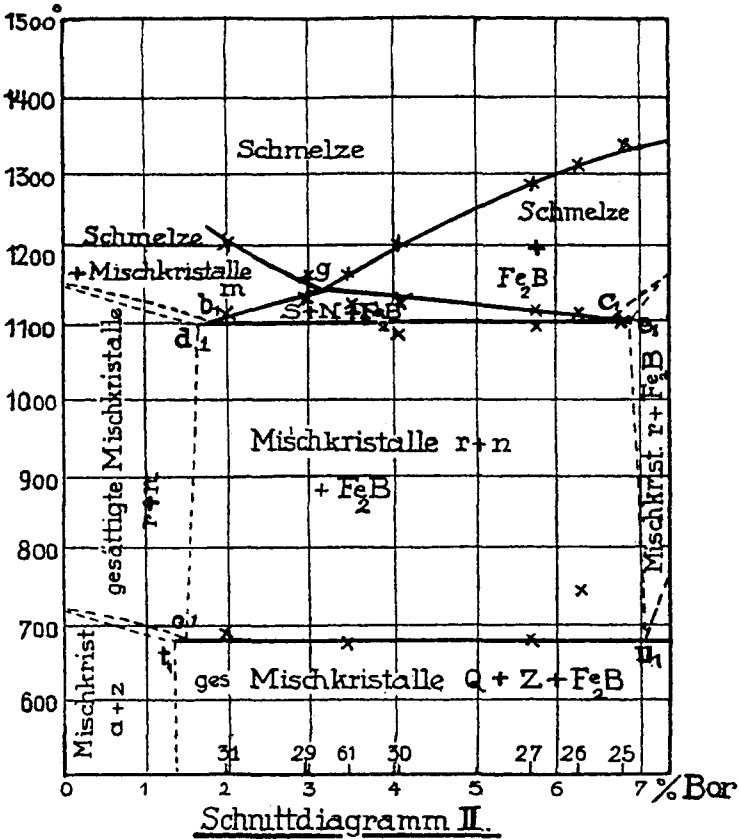


Fig. 14.

Tabelle 2.
(Schnitt II.)

Nr.	Zusammensetzung der Legierungen in Gew.-%			Temperaturen des Beginns der Kristallisation			Temp. d. perlitischen Umwandlung
	Fe	C	B	primär	sekundär	tertiär	
25	92,8	0,5	6,7	1330°	1100°	—	—
26	92,8	1,0	6,2	1302	1115	—	745°
27	92,9	1,5	5,6	1287	1115	1095	685
30	93,0	3,0	4,0	1203	1120	1083	?
61	93,0	3,5	3,5	1165	1120	—	685
29	93,1	4,0	2,9	1160	1135	—	?
31	93,3	4,7	2,0	1205	1110	—	695

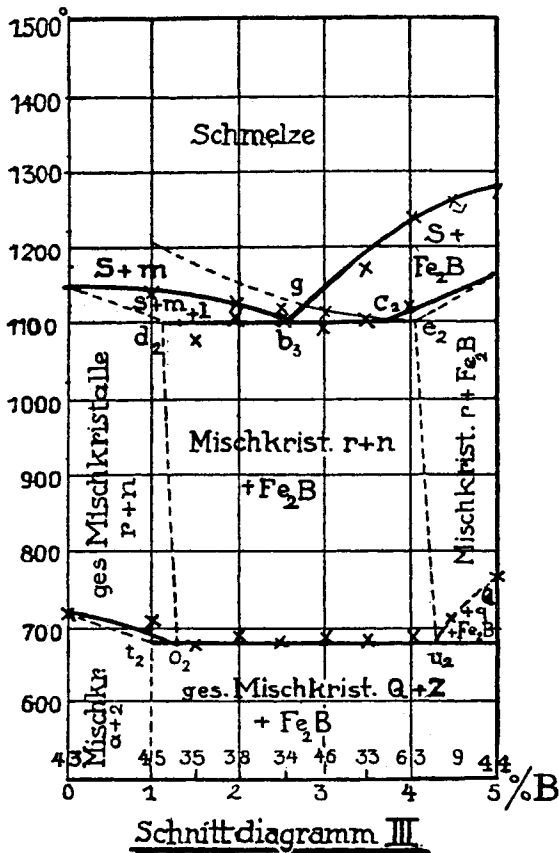


Fig. 15.

Tabelle 3.

(Schnitt III.)

Nr.	Zusammensetzung der Legierungen in Gew.-%			Temperaturen des Beginns der Kristallisation			Temp. d. perlitischen Umwandlung
	Fe	C	B	primär	sekundär	tertiär	
43	95	5,0	—	—	1150°	—	722°
45	95	4,0	1,0	— ?	1140	—	707
35	95	3,5	1,5	— ?	1075	—	680
38	95	3,0	2,0	— ?	1125	1105°	690
34	95	2,5	2,5	— ?	1115	1105	677
46	95	2,0	3,0	— ?	1110	1100	689
33	95	1,5	3,5	1174	—	1098	678
63	95	1,0	4,0	1237	1120	— ?	685
19	95	0,5	4,5	1260	1150	—	710
44	95	—	5,0	1280	1165	—	760

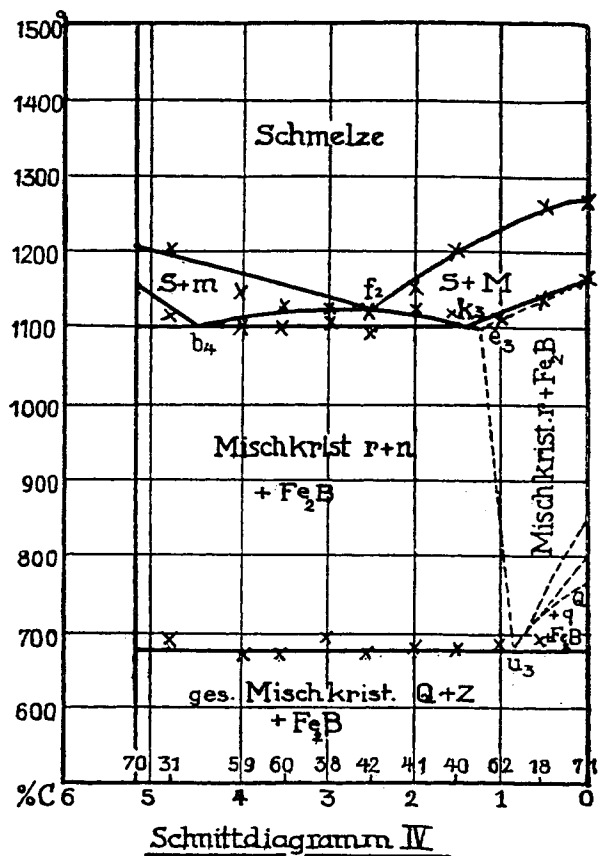


Fig. 16.

Tabelle 4.

(Schnitt IV.)

Nr.	Zusammensetzung der Legierungen in Gew.-%			Temperaturen des Beginns der Kristallisation			Temp. d. perlitischen Umwandlung
	Fe	C	B	primär	sekundär	tertiär	
70	92,8	5,2	2,0	1203°	1105°	—	—
31	93,2	4,8	2,0	1205	1110	—	695°
59	94,0	4,0	2,0	1145	— ?	1100°	669
60	94,5	3,5	2,0	1125	— ?	1095	667
38	95,0	3,0	2,0	— ?	1125	1105	690
42	95,5	2,5	2,0	— ?	1125	1085	670
41	96,0	2,0	2,0	1150	1120	— ?	673
40	96,5	1,5	2,0	1200	1110	— ?	673
62	97,0	1,0	2,0	1185	1110	—	683
18	97,5	0,5	2,0	1267	1130	—	688

samer Erkaltung hingegen $\frac{1}{2}$ der ganzen Legierung ausmacht, woraus eine entsprechende Abnahme des B-Gehaltes der Mischkristalle

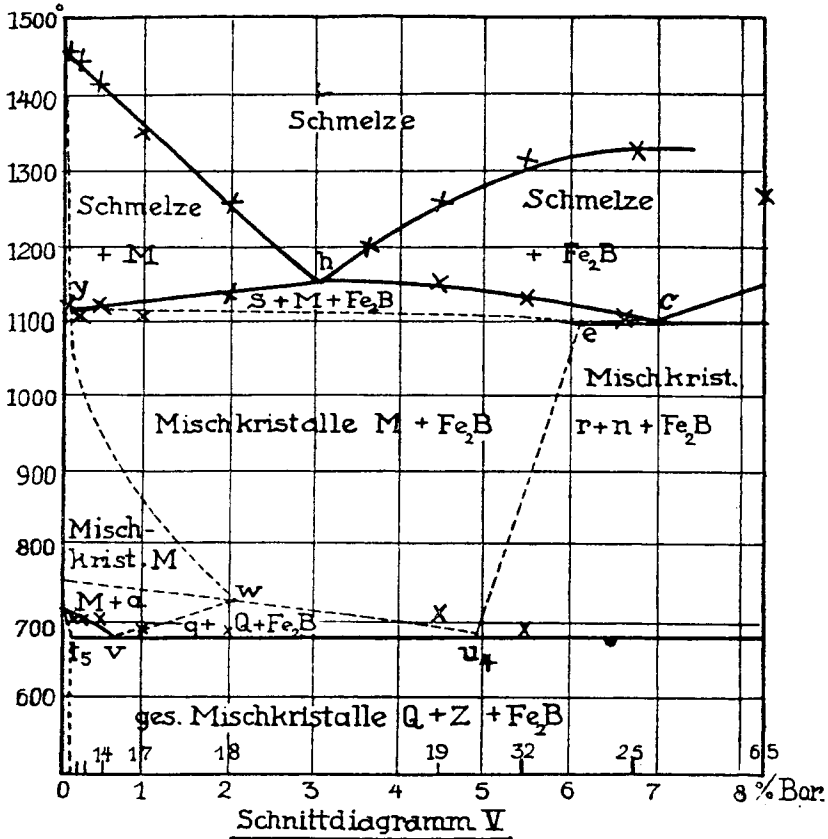


Fig. 17.

Tabelle 5.
(Schnitt V.)

Nr.	Zusammensetzung der Legierungen in Gew.-%			Temperaturen des Beginns der Kristallisation			Temp. d. perlitischen Umwandlung
	Fe	C	B	primär	sekundär	tertiär	
11	99,8	0,5	0,2	1460°	1120°	—	710°
13	99,2	0,5	0,3	1450	1105	—	705
14	99,0	0,5	0,5	1420	1125	—	703
17	98,5	0,5	1,0	1350	1105	—	693
18	97,5	0,5	2,0	1267	1130	—	688
19	95,0	0,5	4,5	1260	1150	—	710
32	94,0	0,5	5,5	1315	1130	—	693
25	92,8	0,5	6,7	1330	1100	—	?
65	91,3	0,5	8,2	1267	1142	—	—

mit sinkender Temperatur, wie sie durch die Kurve NW in Schnitt I zum Ausdruck gebracht wird, folgt.

2. Die Konzentrationsänderung von r folgt aus der Temperaturabhängigkeit des Perliteffektes, welcher auf den Abkühlungskurven zwischen 760 und 690° beobachtet wird.

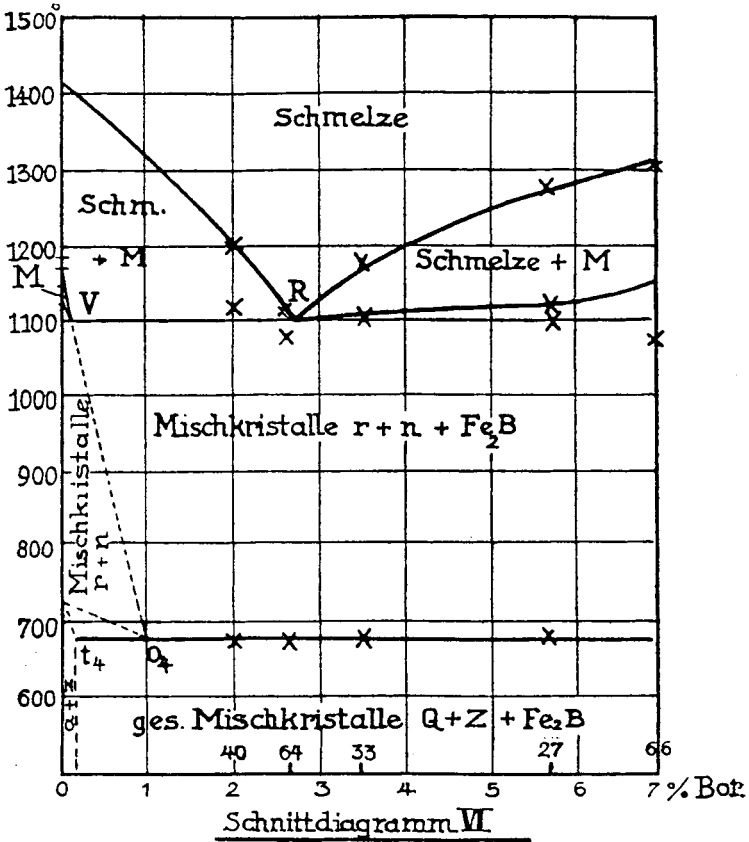


Fig. 18.

Tabelle 6.
(Schnitt VI.)

Nr.	Zusammensetzung der Legierungen in Gew.-%			Temperaturen des Beginns der Kristallisation			Temp. d. perliti-schen Um-wandlung
	Fe	C	B	primär	sekundär	tertiär	
40	96,5	1,5	2,0	1200°	1110°	—	673°
64	95,8	1,5	2,7	1110	1080	— ?	678
33	95,0	1,5	3,5	1174	— ?	1098	678
27	92,9	1,5	5,6	1287	1115	1095	685
66	91,6	1,5	6,9	1305	1068	—	—

Dieser Perliteneffekt tritt innerhalb des genannten Temperaturgebietes in allen Legierungen des ternären Teilsystems bis zu dem Grenzschnitt I auf. Auch bei der Perlitumwandlung macht sich

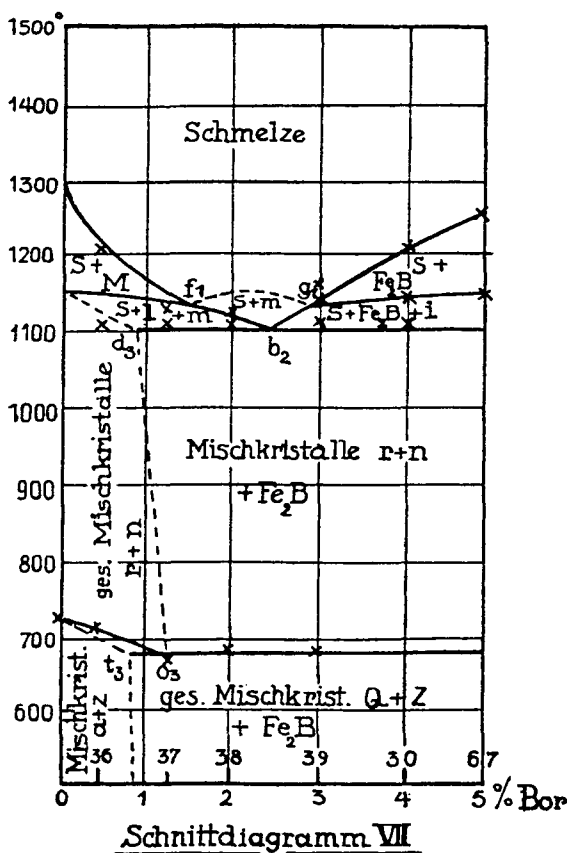


Fig. 19.

Tabelle 7.
(Schnitt VII.)

Nr.	Zusammensetzung der Legierungen in Gew.-%			Temperaturen des Beginns der Kristallisation			Temp. d. perlitischen Umwandlung
	Fe	C	B	primär	sekundär	tertiär	
36	96,5	3,0	0,5	1205°	1105°	—	710°
37	95,7	3,0	1,3	— ?	1130	1110	670
38	95,0	3,0	2,0	— ?	1125	1105	690
39	94,0	3,0	3,0	—	1135	1107	680
30	93,0	3,0	4,0	1210	1140	1112	—
67	92,0	3,0	5,0	1253	1140	—	—

leider die Neigung zur Unterkühlung bemerkbar, indem der Effekt an derselben Legierung bei wiederholter Bestimmung der Abkühlungskurve bei wechselnden Temperaturen gefunden wird und zwischen dem Charakter eines Intervalles und eines Haltepunktes schwankt. Obgleich der Effekt als solcher bei Anwendung von 20 g Legierung völlig deutlich mit einer Dauer bis zu 60'' hervortrat, ist doch unter diesen Umständen die Umwandlungswärme zu klein, um eine Differenzierung in 3 oder gar 4 Abschnitte, wie es in Schnitt IV und V der Theorie nach der Fall sein müßte, erkennen zu lassen. Hierbei sei daran erinnert, daß die Wärmeabgabe bei der Boraufnahme der Fe-B-Mischkristalle längs JP_2 (Fig. 1) so klein ist, daß sie selbst bei Anwendung von 100 g Legierung durch TSCHISHEWSKY und HERDT nicht gefunden wurde, und ferner, daß bei diesen Umwandlungen, wie sich schon im System Fe-B zeigt, jedenfalls auch nur Zwischenzustände erreicht werden, welche von dem stabilen Zustande je nach den Abkühlungsbedingungen verschieden weit entfernt sind. Unter diesen Umständen stellt die vollständige Bestimmung der verwickelten Umwandlungsgleichgewichte eine umfangreiche Aufgabe für sich dar, für deren Lösung hier zunächst nur die Grundlagen gegeben werden konnten.

Die vorliegenden Versuchsergebnisse beweisen, daß die aus den binären Systemen entwickelte Theorie bezüglich der Bildung und des Zerfalls ternärer Fe-B-C-Mischkristalle die Verhältnisse des Realdiagrammes tatsächlich wiedergibt. Dies ergibt sich aus folgenden Beobachtungen:

1. Aus der Bestimmung der Endpunkte $d \dots$ und $e \dots$ der eutektischen Horizontale in den Schnittdiagrammen folgt, daß sich die Grenzlinien NV und BV des eutektischen Dreiecks in Fig. 11 bei etwa 1,5% C und 0,8% B schneiden. Es ist also nach Beendigung der Kristallisation ein gesättigter ternärer Mischkristall von dieser Zusammensetzung vorhanden. Dieser Befund darf mindestens als ein Hinweis dafür betrachtet werden, daß der B-Gehalt der Mischkristalle, welcher im binären Systeme nach TSCHISHEWSKY und HERDT 0,08%, nach HANNESSEN 0,25% B beträgt, schon bei der Kristallisation etwas zunimmt.

2. Daß mit sinkender Temperatur innerhalb des festen Zustandes der Borgehalt ganz erheblich zunimmt, beweisen die thermischen Beobachtungen über die perlitische Umwandlung. Wie aus den Schnittdiagrammen hervorgeht, tritt in dem 3-Phasengebiete des ternären Eutektikums der Perliteffekt bei konstanter Temperatur

auf, während man in den angrenzenden Gebieten, wo zwei Phasen von wechselnder Zusammensetzung stabil sind, eine deutliche Erniedrigung der perlitischen Umwandlungstemperatur zu konstatieren ist. Aus dem Vorhandensein eines Gebietes konstanter Umwandlungstemperatur, 690° , welche niedriger liegt als die in beiden binären Systemen (Fe-C 721° und Fe-B 760°) folgt aber, daß es sich im Gebiete der konstanten Umwandlungstemperatur nur um den perlitischen Zerfall eines ternären Fe-B-C-Mischkristalles handeln kann, dessen Sättigung in bezug auf 3 Zerfallskomponenten bei dieser Temperatur erreicht ist, welche nun bei konstant bleibender Temperatur sich bilden.

Die Zusammensetzung dieses ternären Mischkristalles S ergibt sich im Konzentrationsdreieck Fig. 11 als Schnittpunkt der beiden Geraden ZS und BS . Die Richtung der Geraden ZS ist aus den Schnittdiagrammen bestimmbar mit Hilfe der Punkte o_1, o_2, o_3, o_4 , die von BS durch u_1, u_2, u_3, u_4 . Hieraus ergibt sich für S rund 1% B und 1% C.

Die Zerfallskomponenten des Mischkristalles S können, nachdem die Gleichgewichtsverhältnisse bei der Kristallisation festgestellt sind, nur bestehen

1. aus dem Eisenborid Fe_2B 8,8% B,
2. einem gesättigten Fe_3C - Fe_2B -Mischkristall Z mit 5,5% C und 1,4% B,
3. einem gesättigten Fe-B-Mischkristall Q mit 0,08% B.

Das Mengenverhältnis dieser 3 Bestandteile im ternären Perlit folgt aus Fig. 11:

$$Q : Z : B \quad 8 : 3 : 1$$

Dieser ternäre Perlit ist allen Legierungen des Bereiches QZB eigentümlich. Er unterscheidet sich von dem gewöhnlichen Fe-C-Perlit dadurch, daß er kein reines α -Eisen und keinen Cementit als solchen, sondern einen binären Fe- β -Mischkristall Q bzw. M , einen B-haltigen Cementit-Mischkristall Z und außerdem noch sehr wenig Fe_2B enthält.

Auf Grund dieser Tatsachen folgt weiter, daß in S noch die beiden anderen, von den binären Perlitpunkten P_1 und P_2 angehenden Kurven P_1S und P_2S sich schneiden müssen.

Diese Kurven geben die Ausscheidungsbedingungen für 2 weitere Perlitarten an, nämlich:

P_1S die Bildung eines binären Perlites II aus $a + z$,

P_2S die Bildung eines binären Perlites III aus $a + Fe_2B$.

Legierungen mit geringerem B-Gehalt, deren Zusammensetzung in das Gebiet $ACZQ$ fällt, enthalten nur die Perlitart II. In dem angrenzenden Gebiet höheren B-Gehaltes QSZ tritt dieser binäre Perlit neben dem ternären Perlit (I), welcher sich später bildet, auf. Hingegen bildet sich in allen Legierungen des Bereiches QSB , in welchem die Perlitart III entsteht, außerdem der ternäre Perlit I.

Ohne spezielle Untersuchung des Gebietes der Fe-reicheren Legierungen sind also die in diesem Gebiet vorliegenden Gleichgewichtsverhältnisse durch die vorhandenen Versuchsdaten klar gestellt und der strukturelle Aufbau sowie die Natur und Zusammensetzung der auftretenden Strukturbestandteile bestimmt.

Die Struktur der Legierungen.

Die mikroskopische Untersuchung der Struktur der Fe-B-C-Legierungen wurde vor allem zur Aufklärung der Gleichgewichtsverhältnisse bei der Kristallisation der Legierungen als Kontrolle der thermischen Analyse durchgeführt, nicht aber auf die Umwandlungen im festen Zustande ausgedehnt.

In Fig. 1—14 sind eine Anzahl Strukturproben wiedergegeben. Die Schlitze wurden 5—30'' mit alkoholischer Pikrinsäure geätzt. Dabei werden die Cementitmischkristalle gar nicht, nur die Boridkristalle und die perlitisch zerfallenen ehemaligen Mischkristalle angegriffen, erstere schwächer, letztere stärker. Jedoch sind die Unterschiede so klein, daß man die beiden Kristallarten da, wo sie nicht primär ausgeschieden sind, und man sie nicht an ihrer charakteristischen Form erkennen kann, erst nach einiger Übung auseinander zu halten lernt. Ein Unterscheidungsmerkmal besonders der feinkörnigen Boridausscheidungen von den perlitischen Mischkristallen sind verwaschene braune Flecke, welche nach dem Ätzen Höfe um die Boridausscheidungen bilden, vgl. Fig. 9.

Figg. 1—6 geben Strukturen aus der Legierungsreihe des Schnittes I, welcher die Beziehungen zwischen Fe_3C und Fe_2B wiedergibt. In Fig. 1 (Nr. 66, vgl. Schnitt I) sieht man dunkel geätzte, primär ausgeschiedene Kristalle von Fe_2B , umgeben von einer hellen Grundmasse des Eutektikums E_3 , welches aus einer überwiegenden Menge des beim Ätzen hell bleibenden Cementit-Mischkristalles und ein wenig Fe_2B besteht. Mit steigendem C-Gehalt der Legierungen nimmt die Menge der primär ausgeschiedenen Borid-Mischkristalle

ab, die des Eutektikums zu, wie Fig. 2 zeigt. (Nr. 68.) Fig. 3 zeigt diese Struktur bei stärkerer Vergrößerung. Das Borid scheidet sich, wie Fig. 1—3 erkennen lassen, in Gestalt unvollständig entwickelter, langgestreckter vierkantiger Prismen von rechteckigem Querschnitt aus. An der die Prismen umgebenden Grundmasse fällt auf, daß sie nicht den Charakter eines Eutektikums zeigt. Dies erklärt sich dadurch, daß sich die Ausscheidung des Eutektikums durch Unterkühlung der Schmelze in bezug auf den Cementit-Mischkristall verzögert. Hierbei wird der Schmelze zuviel Fe_2B durch primäre Ausscheidung entzogen und aus der an dieser Kristallart übersättigten Schmelze scheidet sich dann dieselbe in größeren Kristalliten aus.

Fig. 4 zeigt die Struktur einer sehr C-reichen Legierung mit 5,2% C nach langsamer Abkühlung. Bemerkenswert und charakteristisch sind daran die schwarzen Ausscheidungen von Graphit, welcher auch die Oberfläche des Regulus in erheblicher Menge bedeckt. Schreckt man diese Legierung aus dem flüssigen Zustande in Wasser ab, so entsteht das in Fig. 5 wiedergegebene Strukturbild. Die Menge des Fe_2B ist dadurch viel kleiner geworden, was sich aus der Bildung übersättigter Mischkristalle infolge der schnellen Abkühlung erklärt. In Fig. 6, wo diese Struktur nach intensiverem Ätzen und stärkerer Vergrößerung wiedergegeben ist, bemerkt man dunklere, verwaschene, in Wirklichkeit braune Flecke in den Mischkristallen, welche eine beginnende Abscheidung des bei der Kristallisation zuviel aufgenommenen Borids während des weiteren Abkühlens anzudeuten scheinen. In den folgenden, Figg. 7—14, sind Strukturen von Legierungen innerhalb des Teilsystems wiedergegeben. Fig. 7, 11 und 13 zeigen in primärer Ausscheidung die drei Kristallarten, aus denen die Legierungen des eutektischen Bereichs zusammengesetzt sind, nämlich Fig. 7, die dunkel geätzten ternären Mischkristalle. Fig. 11 die Kristalle des Fe_2B und Fig. 13 die hellen Cementit-Mischkristalle. Charakteristisch für die ternären Mischkristalle in Fig. 7 ist ihre ausgesprochene und von den binären Fe-C-Mischkristallen her bekannte Neigung zur Ausbildung regulärer, dendritischer Gitterwerke, welche in Fig. 7 und 8 andeutungsweise hervortreten. Die Umrisse sind ebenso wie die der Cementit-Mischkristalle Fig. 13 abgerundet, was darauf hindeutet, daß diese Kristallarten bei den Temperaturen ihrer Ausscheidung ziemlich weich sind. Im Gegensatz hierzu zeigen sich die Kristallite des Fe_2B (Fig. 11, vgl. auch Fig. 12 und 1) von wohlausgebildeten Ebenen begrenzt. Die nach HANNESSEN sehr bedeutende Härte dieses Strukturelementes macht

sich also bereits bei den hohen Temperaturen ihrer Ausscheidung geltend. Bemerkenswert ist ferner eine Eigenschaft der Boridprismen, daß sie je nach der Schnittrichtung von alkoholischer Pikrinsäure sehr verschieden angegriffen werden. Dies erkennt man in Fig. 11, wo die hellen Schnitte senkrecht zur Längsachse noch gar nicht, die dunkleren parallel der Längsachse dagegen sehr erheblich angeätzt sind. Hierdurch wird die Unterscheidung des Borids von dem ternären Mischkristall im Eutektikum besonders erschwert.

Mit Ausnahme der Legierung Nr. 36, Fig. 7, welche außerhalb des Gebietes des ternären Eutektikums liegt, und bei der die Kristallisation mit der gleichzeitigen sekundären Ausscheidung zweier Kristallarten, nämlich der ternären Mischkristalle und der Cementit-Mischkristalle abschließt, sollten die Strukturbilder (8—14) noch einen dritten Abschnitt der Kristallisation (die Ausscheidung des ternären Eutektikums) zeigen, dieser ist aber bei den meisten nicht deutlich erkennbar. Das hängt zusammen mit den soeben erwähnten Unterkühlungen, nach deren Aufhebung aus der übersättigten Schmelze größere zusammenhängende Massen der betreffenden Kristallart an der Grenze der schon vorhandenen sich ansetzen (vgl. Fig. 8 und 12), wodurch die Ausprägung einer charakteristischen eutektischen Struktur gestört wird. Bezüglich des ternären Eutektikums kommt hierzu noch der Umstand, daß dieses, wie aus Fig. 11 hervorgeht, von der einen Komponente, nämlich dem Cementit-Mischkristall nur sehr wenig enthält, wodurch sich sein Aussehen dem eines binären Eutektikums nähert.

Deutlich zu unterscheiden sind die drei Kristallisationsabschnitte in Fig. 9. Hier haben sich primär ternäre Mischkristalle in geringer Menge dendritisch abgeschieden, sekundär dunkel geätzte Bündel von Boridprismen und tertiär eine eutektische Grundmasse. Die Einzelheiten dieser Struktur zeigt bei stärkerer Vergrößerung Fig. 10. Die primär ausgeschiedenen dunkeln Mischkristalle sind perlitisch zerfallen (in d. Reproduktion kaum erkennbar). Außer diesem Strukturelement sieht man aber noch in dessen Umgebungen kleine, helle, abgerundete, von hellen Höfen umgebene Ausscheidungen, welche gleichfalls primär entstanden zu sein scheinen. Diese Abscheidungen bestehen aus dem Cementit-Mischkristall und haben sich aus der unterkühlten, an dieser Kristallart übersättigten Schmelze sekundär ausgeschieden. Die Höfe bestehen aus dem Fe_2B , welches auch die helle Grundmasse in dem ternären Eutektikum bildet. Die dunklen

Streifen und Pünktchen im Eutektikum bestehen aus dem ternären Mischkristall, die dritte eutektische Komponente sind die erwähnten Cementit - Mischkristalle, welche infolge ihrer verspäteten, unterkühlten Ausscheidung gesonderte, größere Komplexe bilden.

In Fig. 14 ist schließlich noch die Struktur einer C-reichen Legierung wiedergegeben. In diesem Gebiet zeigen die Reguli an der Oberfläche reichliche Graphitabscheidungen. In der Fig. 14 sind die dunklen Stellen solche, wo eine Graphitabscheidung stattgefunden hat. Eigentümlich ist hier die sphärolitische Anordnung der hellen Ausscheidung des Cementit-Mischkristalles.

Über den Einfluß von Bor auf die Härbarkeit von Stählen mit geringen Kohlenstoffgehalt.

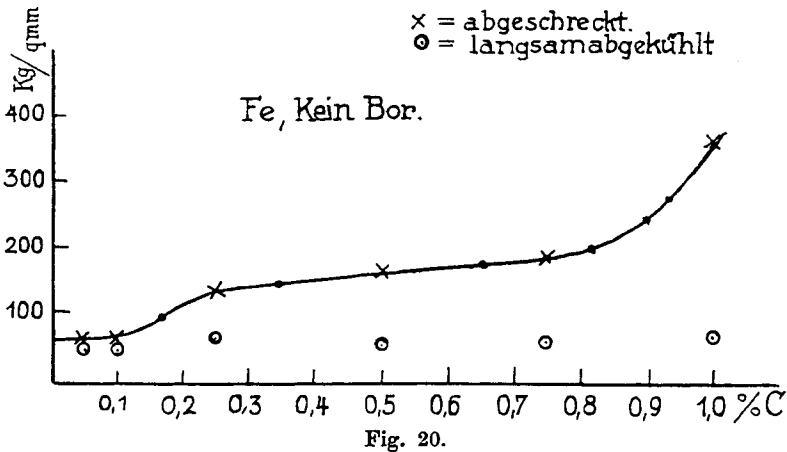
Aus Elektrolyteisen, Kohlestäbchen und einer Hilfslegierung mit 1% B wurden Legierungen mit sehr kleinen Borgehalten hergestellt.

Die mikroskopische Untersuchung führte zu folgendem Ergebnis. Die Struktur von Stählen mit verschiedenem C-Gehalt wird durch Borzusätze bis 0,02% nicht verändert. Dies gilt sowohl für die langsam gekühlten als auch für die abgeschreckten Stähle. Eine sehr deutliche und charakteristische Veränderung wird dagegen durch Borzusatz von 0,04% B an hervorgerufen. Sie besteht darin, daß Polyedergrenzen sichtbar werden infolge Ausscheidung eines Bor-reicheren hellen Zwischenelementes (Figg. 15 und 16). Bei den langsam gekühlten Stählen ist innerhalb der Masse dieses Zwischenelementes die Ausscheidung des sehr feinen Bor-Perlites zu erkennen. Das Zwischenelement ist auch in den abgeschreckten Stählen vorhanden. Eine zweite Veränderung besteht in der gleichmäßigeren Verteilung von Ferrit und Perlit (Figg. 17 und 18) in den langsam abgekühlten Stählen und der Andeutung martensitischer Struktur in den abgeschreckten (Figg. 19 und 20).

Die ersten Anfänge der Ausbildung sichtbarer Polyedergrenzen beobachtet man schon bei 0,02% B. Bei dieser Konzentration wird also bei der herrschenden Abkühlungsgeschwindigkeit das über die Sättigungsgrenze ausgeschiedene Fe_2B nicht wieder aufgelöst. Dagegen ist die erwähnte gleichmäßigere Verteilung von Ferrit und Perlit erst bei 0,04% B deutlich ausgeprägt.

Nach der mikroskopischen Untersuchung der Struktur wurde die Härte der langsam abgekühlten und abgeschreckten Proben bestimmt. Zu diesem Zweck wurde eine Korundlinse von 5,16 mm

Durchmesser unter bekannter und unveränderlicher Belastung in die Schliffebene eingedrückt und darauf der Durchmesser der entstandenen Eindruckskalotte gemessen. Der Druck in kg dividiert durch den Flächeninhalt der Kalottenbasis in mm^2 ist als Härte der Proben in Fig. 20—29 in Abhängigkeit vom C-Gehalt dargestellt. Die Härten der langsam gekühlten Stähle sind durch Kreise, die der abgeschreckten durch Kreuze kenntlich gemacht.



Aus Fig. 20, welche eine Übersicht gibt über die Härteänderung B-freier Stähle mit wachsendem C-Gehalt, ersieht man zunächst, daß die Härte der langsam gekühlten Stähle von 0,05—1,0 % C nur sehr wenig zunimmt. Dagegen erweist sich die Härte der abgeschreckten Stähle, welche anfänglich nur sehr wenig größer ist als die der langsam gekühlten, bis 0,1 % C zuerst unabhängig vom C-Gehalt, hierauf zeigt sich ein Härteanstieg, welcher bis 0,25 % C schneller und von da ab langsamer und fast linear verläuft. Von 0,85 % C ab steigt dann die Härte sehr schnell zu höheren Werten.

Die folgenden Figg. 21—25 zeigen die Härteänderung mit wachsendem C-Gehalt von 0,05—0,25 % für konstante B-Gehalte von:

0,005, 0,01, 0,02, 0,04, 0,08 %.

Bei dem langsam abgekühlten Proben ist ein Einfluß des B-Gehaltes auf die Härte nicht zu bemerken; die Härte und die Härteänderung in Abhängigkeit vom C-Gehalt ist bei allen Bor-Gehalten von 0,005—0,08 % dieselbe. Dagegen bewirken größere B-Zusätze bis 0,02 % B ein beträchtliches Anwachsen des Härtungseffektes, d. h. der Härtedifferenz zwischen langsam und schnell

abgekühlten Stählen. Bei Zusätzen von mehr als 0,01% B bleibt der Härtungseffekt wesentlich derselbe, bei 0,08% B zeigt sich sogar eine kleine Abnahme.

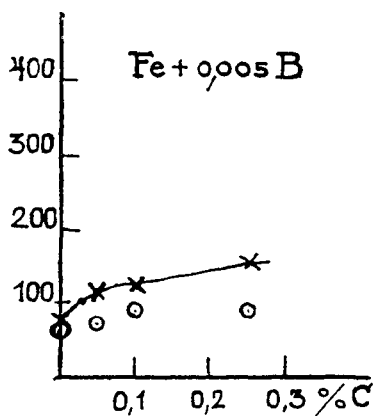


Fig. 21.

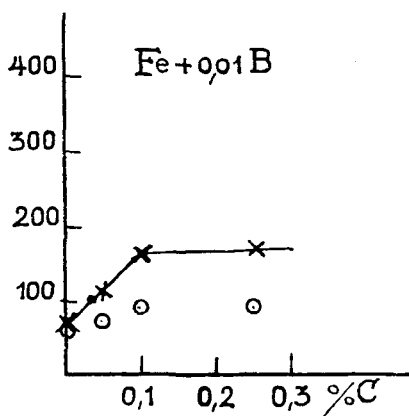


Fig. 22.

Daß die wesentliche Zunahme des Härtungseffektes bei 0,02% B endigt, entspricht dem Strukturbefund. Denn bei dieser Konzentration trat zuerst ein sichtbarer Einfluß des Bor-Gehaltes auf die Struktur ein.

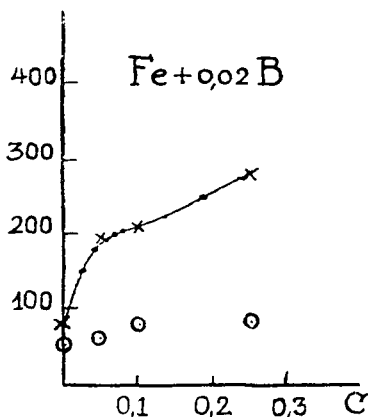


Fig. 23.

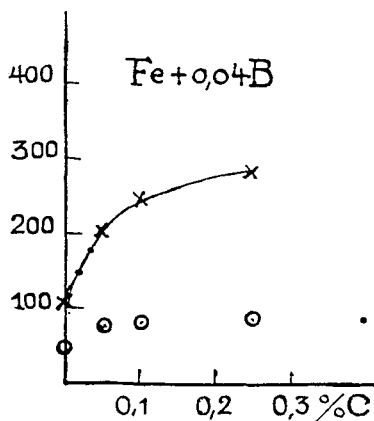
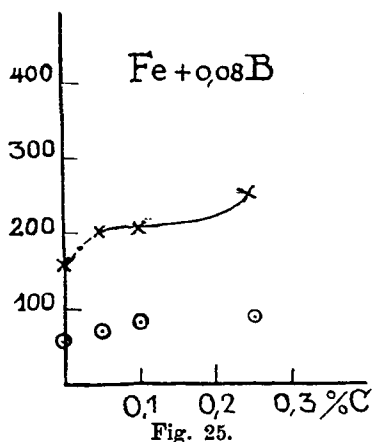


Fig. 24.

Gegenüber den B-freien Stählen weisen auch die langsam abgekühlten B-haltigen Stähle eine kleine, aber sehr unerhebliche Zunahme der Härte auf.

Das rapide Ansteigen des Härtungseffektes bis 0,02% B zu einem von da ab konstant bleibenden Wert wird noch deutlicher,

wenn man sich — umgekehrt wie oben — die Härteänderung für konstante C-Gehalte in Abhängigkeit vom B-Gehalt graphisch dar-

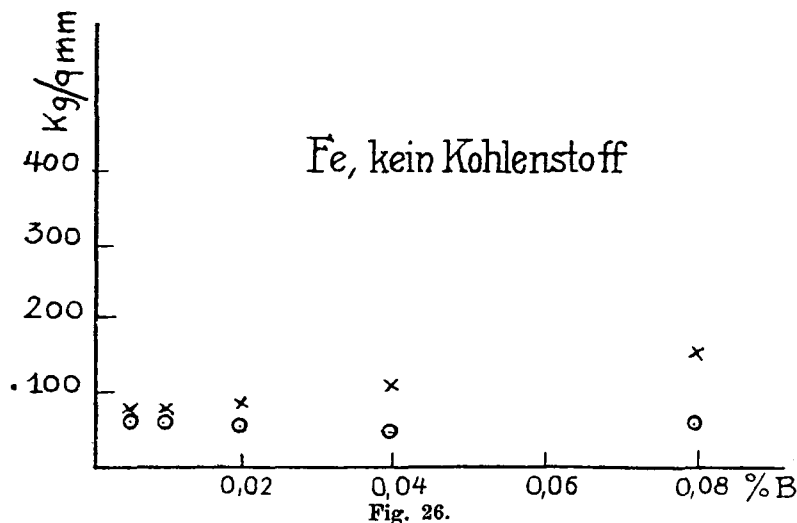


stellt, vgl. Figg. 27—29. Aus Fig. 26 ersieht man, daß auch Bor für sich allein das Eisen härtbar macht und daß bis 0,08 % B die Härte des Eisens durch Abschrecken mehr als verdoppelt werden kann.

Zur Frage der Äquivalenz von B und C bezüglich der Härtungswirkung ist zu bemerken, daß diese Äquivalenz stark vom C-Gehalt abhängt.

Um diese Verhältnisse zu veranschaulichen, wurden aus den Kurven der Figg. 20—25 durch

Interpolation für eine Reihe bestimmter Härten die B- und C-Gehalte in Prozent aufgesucht, welche diese Härten beim Abschrecken ergeben. Die graphische Darstellung dieser Verhältnisse ergibt



Kurven gleicher Härte, aus denen die Vertretbarkeit von C und B zur Erzielung einer bestimmten Härte durch Abschrecken ersichtlich ist (Fig. 30).

Bei geringen Zusätzen von Bor bis etwa 0,02 % können erhebliche Mengen C durch B-Zusatz erspart werden. Wieviel im speziellen

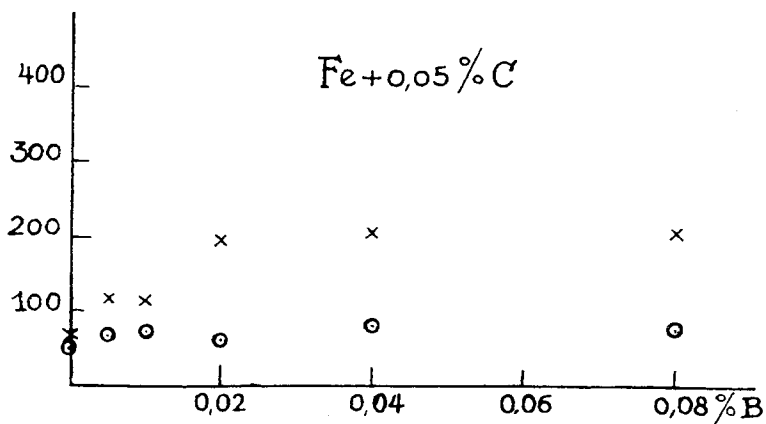


Fig. 27.

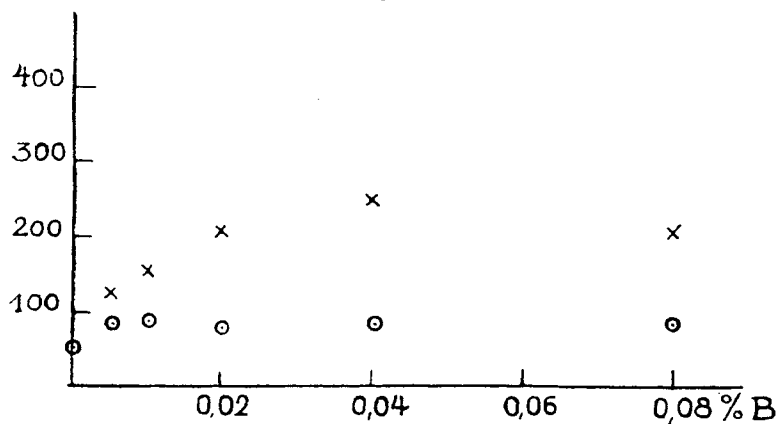


Fig. 28.

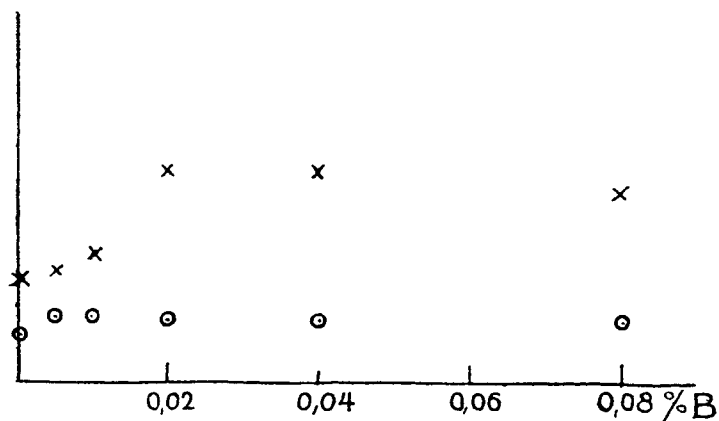


Fig. 29.

Fall kann man aus dem Diagramm ersehen. Aber von 0,02% B an wirkt bei geringen Härten ein weiterer Zusatz von B nur sehr wenig auf die Härte ein, bei der Härte 200 kg/mm² überhaupt nicht

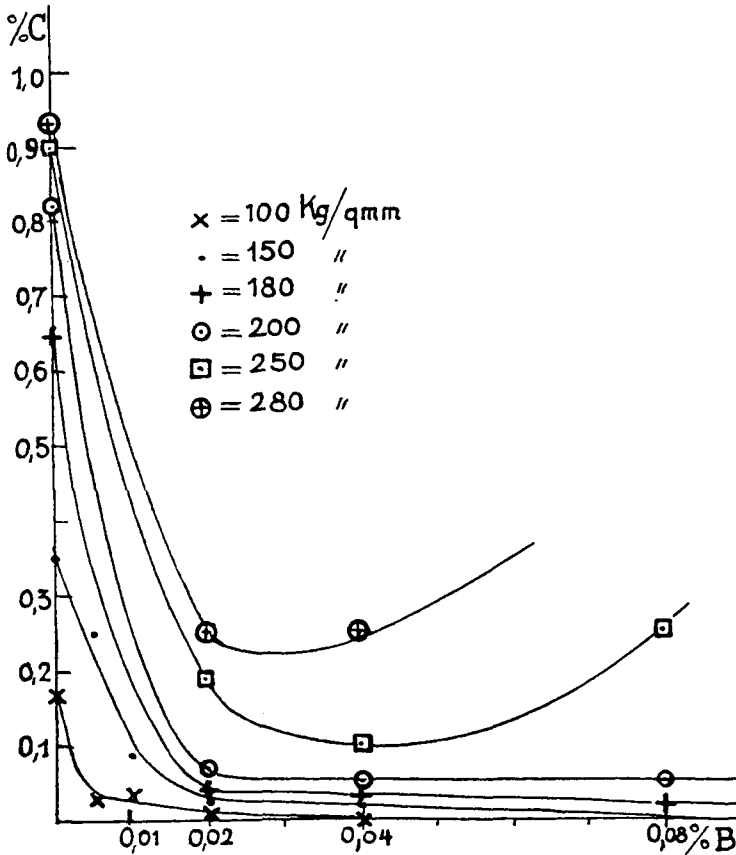


Fig. 30.

mehr und bei höheren Härten muß man nach einem B-Zusatz über 0,04% sogar C zusetzen, um dieselbe Härte zu erhalten. Der die Härte erhöhende Einfluß des Bor liegt also speziell im Gebiet der C-armen Stähle unterhalb 0,8% C.

Zusammenfassende Übersicht über das Feingefüge der Fe-B-C-Legierungen.

Aus den Figg. 31 und 32, welche durch die folgenden tabellarischen Übersichten a und b noch näher erläutert werden, ist die Zusammen-

setzung der untersuchten Fe-B-C-Legierungen bis 6,6% C und 8,8% B ersichtlich und zwar

a) nach Beendigung der Kristallisation der Schmelzen (Fig. 31),

Konzentrationsbereich (Fig. 31)	Einzelkristallite einer Kristallart	Feinkörniges Gemenge aus zwei Kristallarten, welches die Einzelkristallite umgibt (binäres Eutektoid)	Feinkörniges Gemenge aus drei Kristallarten, welches das binäre Eutektoid umgibt (ternäres Eutektikum)	Bemerkungen
<i>AJVL</i>	ungesättigte ternäre γ -Fe-Mischkristalle; maximaler C-Gehalt 1,9%, maximaler B-Gehalt 0,3%	—	—	Jede Legierung besteht nur aus einer Kristallart, deren Zusammensetzung mit der Legierung übereinstimmt.
<i>LVNC</i>	1. an Kohlenstoff gesättigte ternäre γ -Fe-Mischkristalle <i>L V</i> . C-Gehalt ca. 1,9% B-Gehalt ca. 0—0,3% 2. Cementitmischkrist. <i>CN</i> C-Geh. 6,6—5,3% B-Geh. 0—1,7%	Die beiden nebenstehend genannten Kristallarten: <i>LV</i> + Cementitmischkristalle <i>CN</i>	—	Jede Legierung besteht aus zwei Kristallarten, deren Zusammensetzung variabel und durch die Zusammensetzung der Legierung bestimmt ist.
<i>JVB</i>	1. An Bor gesättigte ternäre γ -Fe-Mischkristalle <i>J V</i> . C-Gehalt 0 bis ca. 1,9% B-Gehalt 0,08 bis ca. 0,3% 2. Das Eisenborid Fe_2B Fe-Gehalt 91,2% B-Gehalt 8,8%	Die beiden nebenstehend genannten Kristallarten: <i>JV</i> + Fe_2B .	—	Jede Legierung besteht aus zwei Kristallarten, von denen die eine, der Mischkristall, eine veränderliche durch die Zusammensetzung der Legierung bestimmte, die andere, Fe_2B eine unveränderliche Zusammensetzung besitzt.
<i>VNB</i>	1. Der an Kohlenstoff u. an Bor gesättigte ternäre Mischkristall <i>V</i> . C-Gehalt 1,9% B-Gehalt 0,3% 2. Der an Bor gesättigte Cementitmischkristall <i>N</i> . B-Gehalt 1,7% 3. Das Eisenborid $\text{Fe}_2\text{B(B)}$.	Je 2 der 3 nebenstehend genannten Kristallarten: <i>V</i> + <i>N</i> <i>N</i> + <i>B</i> Fe_2B + <i>V</i> .	Die 3 nebenstehend angeführten Kristallarten: <i>V</i> + <i>N</i> + Fe_2B .	Jede Legierung besteht aus drei Kristallarten von unveränderlicher Zusammensetzung.
				C-Gehalt 5,3%

b) nach Beendigung der Umwandlungen im festen Zustand (Fig. 32).

Konzentrationsbereich	Gefügebestandteile	Effekt der Umwandlungen	Bemerkungen
<i>AQZC</i>	1. Binäre α -Fe-B-Mischkristalle <i>AQ</i> B-Gehalt 0 bis 0,08% 2. Cementit-Mischkristalle <i>CZ</i> C-Gehalt 6,6 bis 5,5% B-Gehalt 0 bis 1,4%	Die bei der Kristallisation entstandenen ternären γ -Fe-Mischkristalle des genannten Konzentrationsbereiches haben sich entmischt unter Bildung eines binären Perlit, bestehend aus den beiden nebenstehend genannten Kristallarten.	Jede Legierung besteht aus zwei Kristallarten, deren Zusammensetzung variabel und durch die der Legierung bestimmt ist.
<i>QZB</i>	1. Der gesättigte binäre α -Fe-B-Mischkristall <i>Q</i> B-Gehalt 0,08% 2. Der gesättigte Cementit-Mischkristall <i>Z</i> C-Gehalt 5,5% B-Gehalt 1,4% 3. Das Eisenborid Fe_2B Fe-Gehalt 91,2% B-Gehalt 8,8%	Die ternären γ -Fe-Mischkristalle dieses Konzentrationsbereiches haben sich ebenfalls perlitisch entmischt; es ist ein ternärer Perlit entstanden, dessen 3 Bestandteile die nebenstehend genannten Kristallarten sind.	Jede Legierung besteht aus drei Kristallarten von unveränderlicher Zusammensetzung.

Die Figuren zeigen vor allem die Konzentrationsgrenzen derjenigen Legierungsgruppen, welche man gemäß ihrer Zusammensetzung aus verschiedenen Gefügebestandteilen zu unterscheiden hat. Danach gibt es, wenn die Kristallisation beendet ist, 4 Gruppen von Legierungen, dagegen nach Ablauf der Umwandlungen im festen Zustande (bei Zimmertemperatur) nur noch 2 Gruppen. In den Tabellen a) und b) findet man außerdem noch Angaben über den Fe-B-C-Gehalt der einzelnen Kristallarten, sowie über deren Ausscheidungsform und Anordnung im Gefüge.

Generell sind 3 Kristallarten zu unterscheiden, aus denen die Legierungen nach Beendigung ihrer Kristallisation bestehen. Dieselben sind in Fig. 31 durch Unterstreichen kenntlich gemacht. Da die ternären γ -Fe-Mischkristalle je nach ihrer Zusammensetzung Konstituenten verschiedener Legierungsgruppen sind, so sind sie in den betreffenden Feldern nochmals bezeichnet. Die Beschriftung ist so angeordnet, daß jede Bezeichnung einer Kristallart in dem-

jenigen Konzentrationsbereich steht, in welchem sie der primär ausgeschiedene Bestandteil ist, d. h. in größeren Einzelkristalliten auftritt. Durch die gestrichelten Linien E_1R , E_2R und E_3R sind diese Bezirke gegeneinander abgegrenzt. Eine noch ausführlichere Angabe der Ausscheidungsfolge in den Figuren erweist sich der Übersichtlichkeit wegen als untunlich; die betreffenden Angaben findet man in Tabelle a) und b).

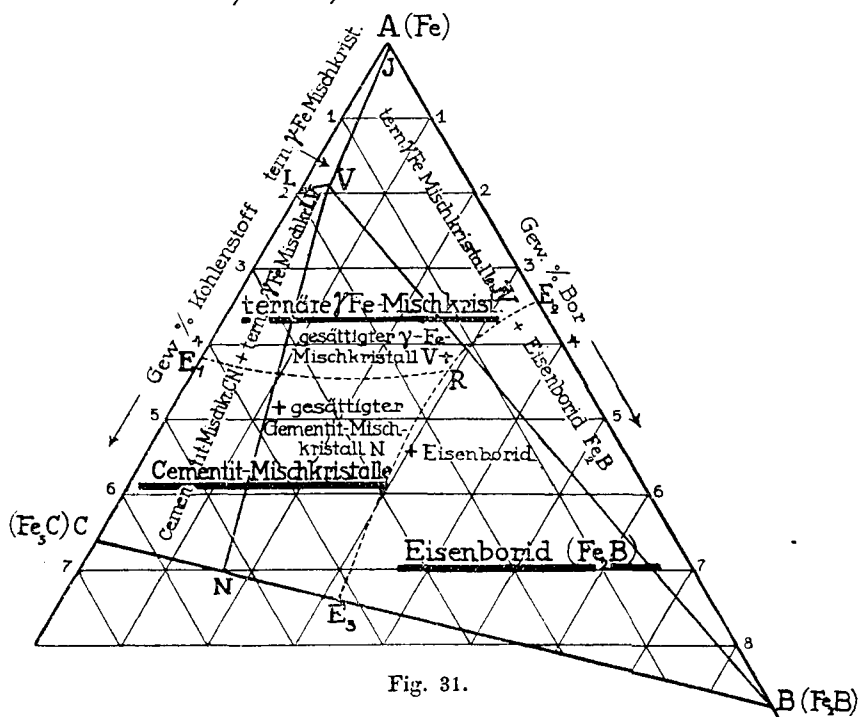


Fig. 31.

Hierzu sei nochmals darauf hingewiesen, daß die Unterschiede zwischen primären, sekundären und tertiären Ausscheidungsprodukten infolge der Unterkühlungen der Schmelze, welche der Ausscheidung vorausgehen, teilweise sehr undeutlich sind.

Was die Gefügeänderung betrifft, welche nach Abkühlung der Legierungen auf Zimmertemperatur durch die Entmischung der ternären Mischkristalle hervorgerufen ist, so müßten sich auch hier, analog den Vorgängen bei der Kristallisation, verschiedene Ausscheidungsfolgen in der Struktur bemerkbar machen. Die Voraussetzung hierfür ist aber, daß bei den betreffenden Zustandsänderungen auch wirklich die Gleichgewichtszustände erreicht werden, was,

wenn die Abkühlung nicht sehr langsam verläuft, nur unvollständig zutrifft.

Man wird daher die nach dem Zustandsdiagramm (Fig. 4) zu erwartenden speziellen Einzelheiten des Umwandlungsgefüges in den Fe-reichen Legierungen bei gewöhnlichen Abkühlungsbedingungen kaum besonders deutlich ausgeprägt finden. Es möge hier deswegen genügen, den Haupteffekt der Umwandlung, nämlich die Bildung eines ternären Perlites, aus den ehemaligen ternären Mischkristallen

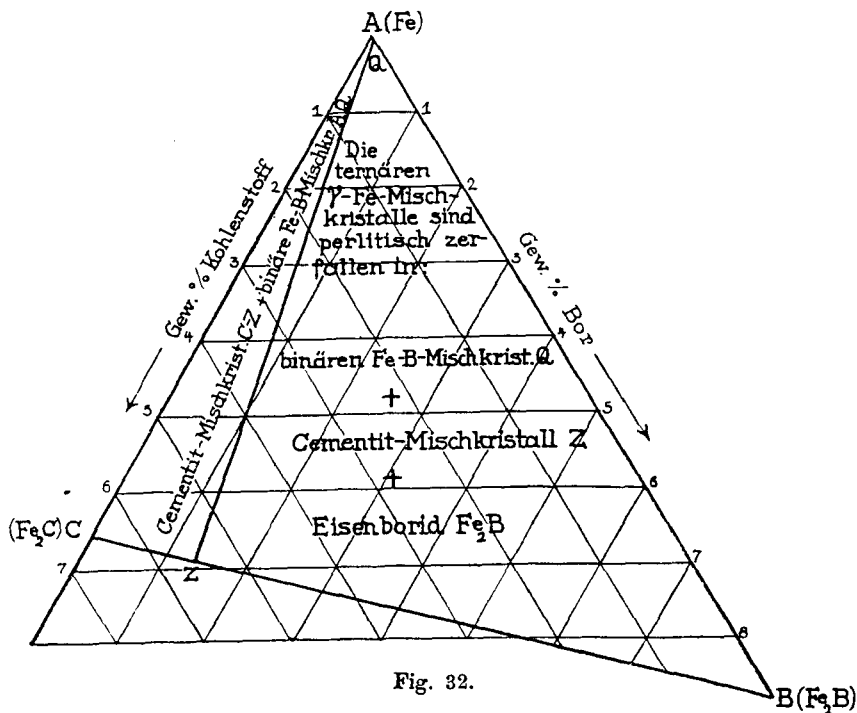


Fig. 32.

hervorzuheben. Dieser Effekt läßt sich auch bei der mikroskopischen Untersuchung der Schiffe an den Ausscheidungen der ternären Mischkristalle überall beobachten.

Wie diese Untersuchung gezeigt hat, macht sich die Trägheit in der Einstellung des Gleichgewichtes bei den Fe-B-C-Legierungen allgemein und ausgesprochen bemerkbar. Dieser Umstand, welcher besonders bei schnellerer Abkühlung hervortritt, ist auch von wesentlicher Bedeutung für die Ausbildung der Struktur und die Härteeigenschaften der Legierungen mit sehr geringen Borzusätzen von 0,02—0,08 %.

Durch Strukturuntersuchungen wurde die Grenze, von welcher ab ein Einfluß des Bors auf die Struktur sichtbar wird, zu 0,02% gefunden. Diesem Befunde entsprach auch die erhebliche Steigerung der Härbarkeit, welche bei dieser Grenze ihr Ende erreicht.

Hinsichtlich der Bedeutung dieser Grenze besagt das Zustandsdiagramm folgendes. Schon bei der Kristallisation werden bis 0,3% B von den Mischkristallen aufgenommen, darüber hinaus tritt zwischen den Mischkristallen ein zweites Strukturelement, die Verbindung Fe_2B auf. Bei der weiteren Abkühlung findet aber eine Wiederauflösung von Fe_2B statt, wobei der B-Gehalt der Mischkristalle noch ganz erheblich zunehmen kann. Die darauf folgende perlitische Entmischung der ternären Mischkristalle erfolgt bis zu den B-Gehalten der Linie QZ (Fig. 32), analog wie die der gewöhnlichen Fe-C-Mischkristalle, so daß auch ein im wesentlichen analoges Strukturbild zu erwarten ist. Erst jenseits der Linie QZ tritt im Perlit als neuer, dritter Bestandteil die Verbindung Fe_2B , welche sich bei der perlitischen Entmischung wiederum ausgeschieden hat, in geringer Menge auf, was eine auffallende diskontinuierliche Änderung des Strukturbildes nicht zur Folge haben kann. Eine markante Einwirkungsgrenze des Bors auf das Gefügebild im Gebiet von 0 bis etwa 1,5% C ist also bei vollständiger Einstellung des Gleichgewichtszustandes nicht zu erwarten. Das „Zwischemelement“, dessen Auftreten man nach schnellerer Abkühlung der Legierungen über 0,02% B beobachtet, hat also als Kennzeichen der Einwirkungsgrenze nur Geltung für Legierungen, in denen der Gleichgewichtszustand infolge zu schneller Abkühlung nicht erreicht ist und gibt diese Grenze nur an für bestimmte Abkühlungsverhältnisse. Die hellen Adern des unter diesen Verhältnissen entstandenen „Zwischemelementes“ (vgl. Figg. 15 und 16, Tafel VI, VII) bestehen jedenfalls aus dem sehr harten Eisenborid Fe_2B , die dunkeln Flecke innerhalb der Adern aus ternärem Perlit und das Ganze ist das Entmischungsprodukt eines sehr Bor-reichen ternären Mischkristalls. Gelingt es, durch Tempern solcher Legierungen den Gleichgewichtszustand zu erreichen, so muß dieses Zwischemelement verschwinden.

Aus dem Gesagten folgt, daß die Strukturen und damit auch die Eigenschaften der Fe-B-C-Legierungen, wegen der langsamen Einstellung der Gleichgewichte, in besonders hohem Maße von der Wärmeverbehandlung abhängen.

Göttingen, Institut für physikalische Chemie der Universität.

Bei der Redaktion eingegangen am 15. Juni 1922.

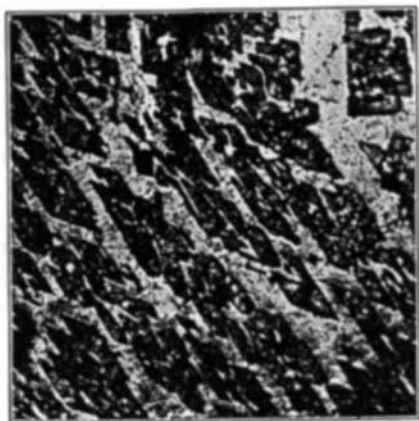


Fig. 1. Nr. 66. 100 \times .

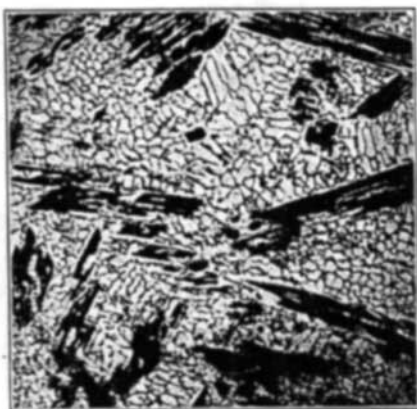


Fig. 2. Nr. 68. 50 \times .



Fig. 3. Nr. 68. 200 \times .



Fig. 4. Nr. 70. 50 \times .

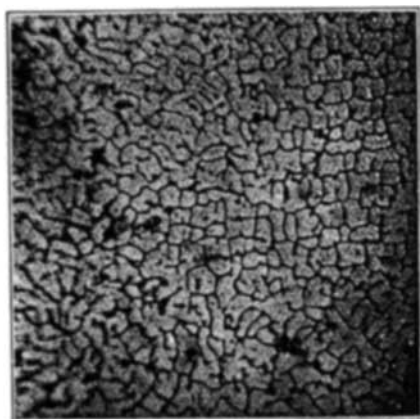


Fig. 5. Nr. 70 abgeschreckt. 100 \times .

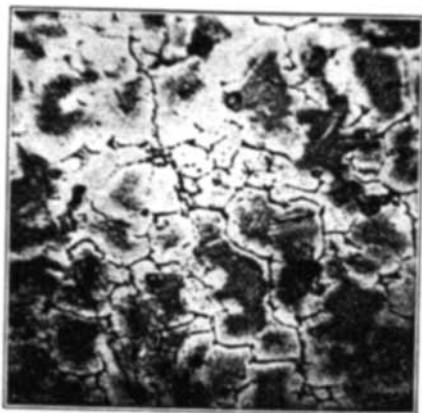


Fig. 6. Nr. 70 abgeschreckt, stark vergr.,
nicht geätzt. 200 \times .

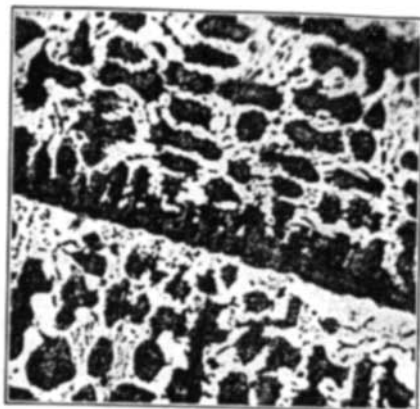


Fig. 7. Nr. 36. 100 \times .

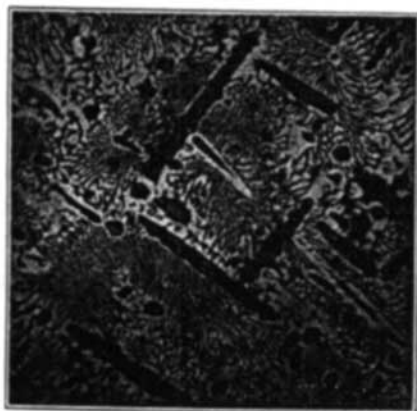


Fig. 8. Nr. 37. 100 \times .



Fig. 9. Nr. 64. 50 \times .

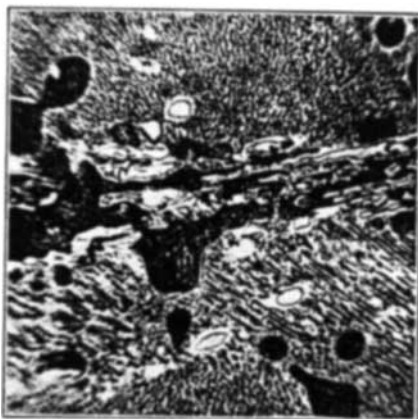


Fig. 10. Nr. 64. 450 \times .



Fig. 11. Nr. 46. 200 \times .



Fig. 12. Nr. 46. 200 \times .

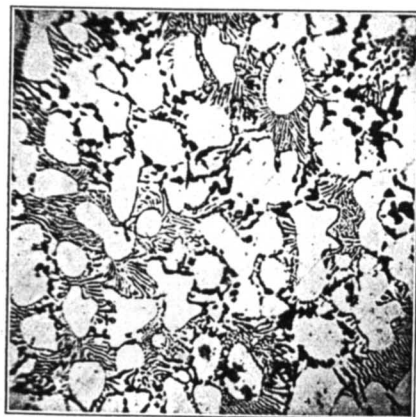


Fig. 13. Nr. 60. 100 \times .

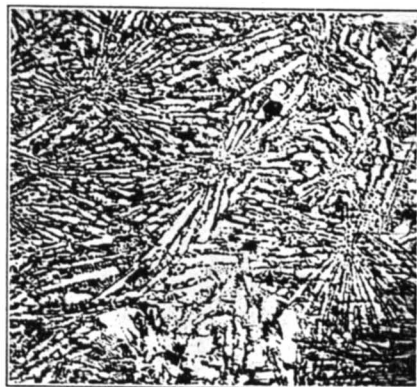


Fig. 14. Nr. 45. 50 \times .

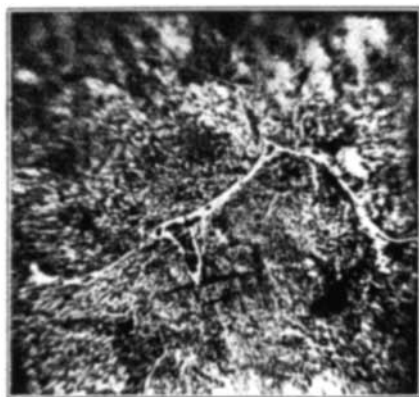


Fig. 15. 0,9 C. 0,04 B. 450 \times .

R. VOGEL und G. TAMMANN.

Verlag von Leopold Voss in Leipzig.

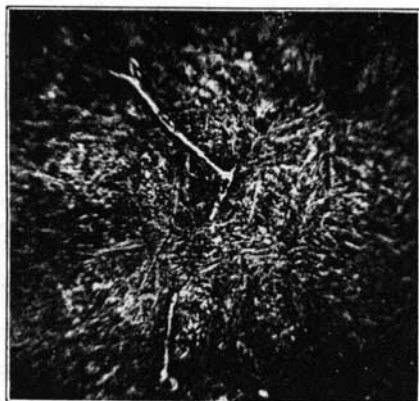


Fig. 16. 0,9 C. 0,04 B. 450 \times ,
abgeschreckt bei 1000°.



Fig. 17. 0,25 C. 0,02 B. 90 \times .

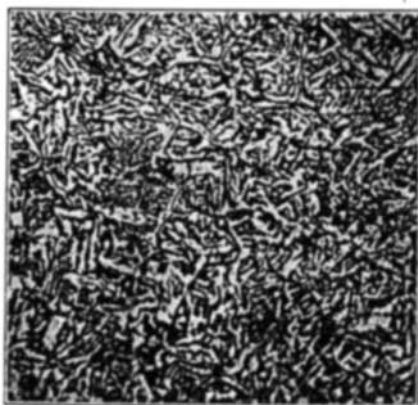


Fig. 18. 0,25 C. 0,04 B. 90 \times .

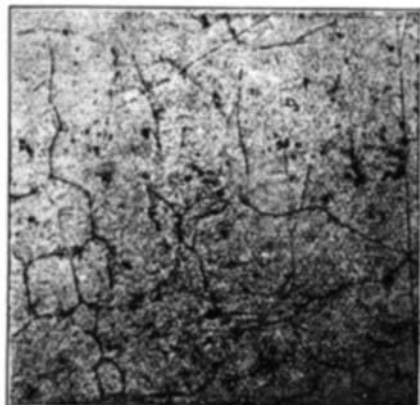


Fig. 19. 0,25 C. 0,04 B. 90 \times ,
abgeschreckt bei 1000°.

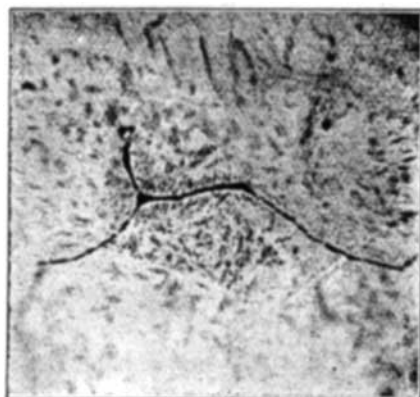


Fig. 20. 0,25 C. 0,04 B. 450 \times ,
abgeschreckt bei 1000°.