

Material	Chem. Zusammensetzung %				a in mkg/qcm bei t =		
	C	Mn	P	S	- 80 C°	- 18 C°	+ 30 C°
Thomasflußeisen, gegläht	0,04	0,33	0,05	0,02	0,1	1,8	16,9
Martinflußeisen, bei 900 C° gegläht	0,14	0,28	0,005	0,006	0,9	> 44,6 ¹⁾	> 44,6 ¹⁾
Desgl.	0,21	0,60	0,03	0,03	14,6	17,4	22,9

C. Einfluß der Zusammensetzung der Legierungen auf Festigkeitseigenschaften und Härte.

321. Die Festigkeitseigenschaften (σ_S , σ_B , δ , q usw.), sowie die Härte sind im allgemeinen keine additiven Eigenschaften (209). Sind also die Festigkeitseigenschaften und die Härte der die Legierung aufbauenden Stoffe bekannt, so ist es trotzdem nicht möglich, die entsprechenden Eigenschaften der Legierung zu berechnen. Es ist notwendig, für jede Legierungsreihe die Abhängigkeit dieser Eigenschaften von der Zusammensetzung durch den Versuch festzustellen. Die Schaulinien, die die Abhängigkeit der genannten Eigenschaften von der Zusammensetzung c der Legierung angeben, wollen wir als die c, σ_S -, c, σ_B -, c, δ - usw. Linien bezeichnen. Hierbei ist c bei einer aus den beiden Stoffen A und B bestehenden Legierung der Gehalt an Stoff B in Gewichtsprozenten als Abszisse und der Wert von σ_S , σ_B , δ als Ordinate gewählt.

Die Kenntnis der Abhängigkeit zwischen Festigkeitseigenschaften und Zusammensetzung ist von hoher Bedeutung, weil man ja gerade bei der Herstellung der Legierungen das Ziel verfolgt, metallische Stoffe von ganz bestimmten, dem besonderen Zweck angepaßten Eigenschaften zu erzeugen. Die Änderungen, die man durch Legieren mehrerer Metalle miteinander hervorbringen kann, sind zuweilen außerordentlich beträchtlich, so daß die erhaltenen Legierungen mitunter äußerlich gar keine Ähnlichkeit mehr mit den Stoffen zeigen, aus denen sie gebildet sind.

Die meisten der für die Technik in Betracht kommenden reinen Metalle haben zu geringe Festigkeit σ_B und zu niedrige Streckgrenze σ_S , als daß sie ohne weiteres als Baustoffe für solche Teile verwendet werden könnten, die wesentlichen Beanspruchungen durch äußere Kräfte ausgesetzt sind. Auch die Härte ist in der Mehrzahl der Fälle so gering, daß bereits geringfügige äußere Einwirkungen örtliche Verletzungen des Metalls herbeiführen können, und daß gegen Abnutzung nur geringer Widerstand geleistet wird. Durch Legieren zweier oder mehrerer Metalle kann man unter gewissen Verhältnissen die Festigkeit σ_B , die Streckgrenze σ_S und die Härte steigern. Die meisten unserer metallischen Baustoffe sind Legierungen, bei denen diese Eigenschaften durch Regeln der Zusammensetzung für den besonderen Gebrauchszweck abgestimmt sind. Leider geht in der Mehrzahl der Fälle mit der Steigerung der S - und B -Grenze Verminderung der Bruchdehnung δ Hand in Hand. Man muß sich daher bei der Steigerung der Festigkeit und Härte durch die Legierungszusätze eine gewisse Beschränkung auferlegen, damit nicht infolge zuweit verminderter Bruchdehnung die Widerstandsarbeit (289) des Baustoffes geschmälert wird.

Im allgemeinen sind die Festigkeitseigenschaften und die Härte der Legierungen bei gleichbleibender Vorbehandlung abhängig von der Art der in der erstarrten, bei Zimmerwärme befindlichen Legierung vorhandenen Phasen, den Mengenverhältnissen, in denen sie auftreten, und schließlich auch noch von der

¹⁾ Nicht gebrochen.

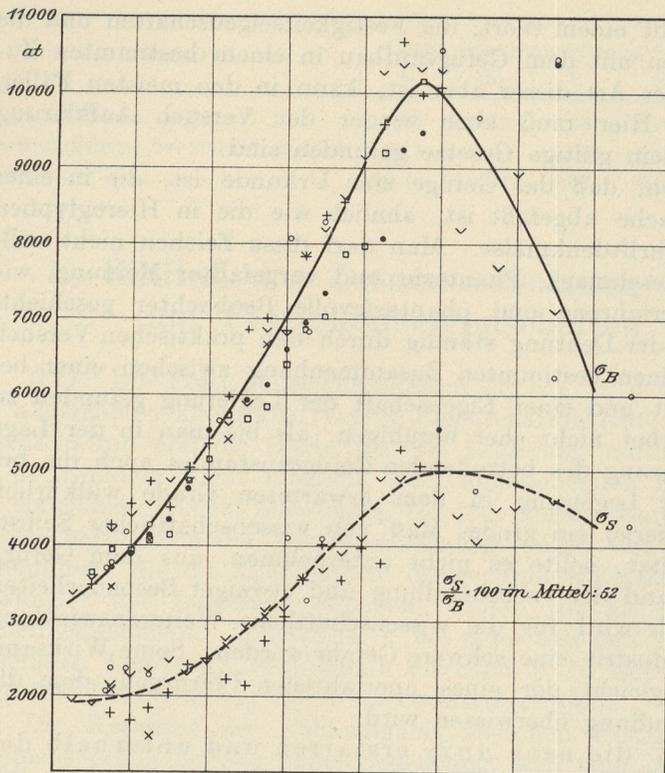
Anordnung dieser Phasen. Mit einem Wort, die Festigkeitseigenschaften und die Härte der Legierungen müssen mit dem Gefügebau in einem bestimmten Zusammenhang stehen. Welcher Art dieser aber ist, kann in den meisten Fällen nicht vorausgesagt werden. Hier muß eben wieder der Versuch Aufklärung schaffen, solange nicht allgemein gültige Gesetze gefunden sind.

Es ist immer zu bedenken, daß das Gefüge eine Urkunde ist, die in einer uns fremden Schrift und Sprache abgefaßt ist, ähnlich wie die in Hieroglyphen niedergelegten ägyptischen Schriftdenkmäler. Man darf diese Zeichen nicht willkürlich deuten, etwa nach Geschmack, Phantasie und vorgefaßter Meinung, wie es leider vielfach durch unerfahrene und phantasievolle Beobachter geschieht. Man muß sich beim Versuch der Deutung ständig durch den praktischen Versuch kontrollieren. Glaubt man einen bestimmten Zusammenhang zwischen einer bestimmten Gefügebeschaffenheit und einer Eigenschaft der Legierung gefunden zu haben, so darf man sich hierbei nicht eher beruhigen, als bis man in der Lage ist, jederzeit durch Herbeiführung des betreffenden Gefügezustandes auch die betreffenden Eigenschaften der Legierung in dem erwarteten Grade willkürlich herbeizuführen. Es gehört hierzu ein großes Maß von wissenschaftlicher Selbstzucht. Wer diese nicht besitzt, sollte es nicht unternehmen, aus dem Gefüge heraus Urteile über den Zustand der Vorbehandlung und etwaiger Besonderheiten der Legierung abzugeben. Er wird für die wissenschaftliche Weiterentwicklung ein Hemmnis und für die Industrie eine schwere Gefahr werden. Seine Wirksamkeit in letzterer Beziehung gleicht der eines unerfahrenen Chirurgen, dem die kranke Menschheit zur Behandlung überwiesen wird.

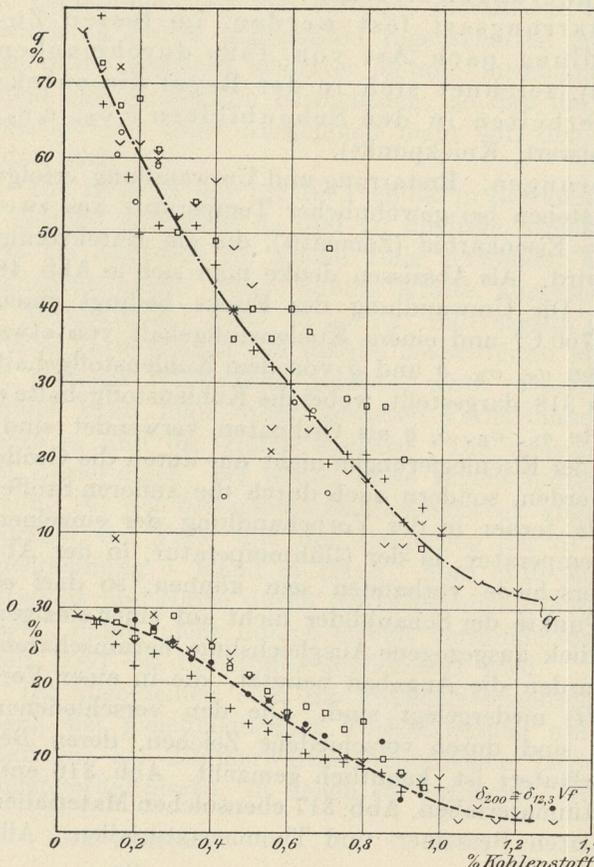
322. Bei Legierungen, die nach $Aa2\gamma$ erstarren und unterhalb der Erstarrung keine weiteren Veränderungen erleiden, oder bei solchen, die nach irgendeiner anderen Erstarrungsart fest werden, im festen Zustand aber noch eine Umwandlung nach Art von $Aa2\gamma$ durchmachen (Abb. 21, 26, 36, 40, 45, 47, 48, 52), zeichnet sich in der Regel die eutektische Mischung durch Besonderheiten in den Schaubildern $c, \sigma_B, c, \sigma_S, c, \delta, c, \xi$ aus (Höchst- oder Mindestwert, Knickpunkt).

a) Eisen-Kohlenstoff-Legierungen. Erstarrung und Umwandlung erfolgt nach Abb. 48. Die Legierungen bestehen bei gewöhnlicher Temperatur aus zwei Phasen $A = \text{Eisen (Ferrit)}$ und $B = \text{Eisenkarbid (Zementit)}$, die ein Eutektikum bilden können, das Perlit genannt wird. Als Abszissen denke man sich in Abb. 48 den Kohlenstoffgehalt eingetragen. Die Umwandlung des Eisens bedingt einen eutektischen Punkt $0''$ bei nahezu 700 C° und einem Kohlenstoffgehalt von etwa $0,95\%$. Die Abhängigkeit der Größen $\sigma_S, \sigma_B, \delta$ und q von dem Kohlenstoffgehalt der Legierungen ist in Abb. 316 bis 318 dargestellt, wobei die Kohlenstoffgehalte c als Abszissen, die betreffenden Werte $\sigma_S, \sigma_B, \delta, q$ als Ordinaten verwendet sind.

Da die Festigkeitseigenschaften der Eisenlegierungen nicht nur durch die Größe des Kohlenstoffgehaltes beeinflusst werden, sondern auch durch die anderen Stoffe, wie Mn, Si, P, S, Cu usw., und da ferner in der Vorbehandlung der einzelnen geprüften Materialien (in der Walztemperatur, in der Glühtemperatur, in der Abkühlungsgeschwindigkeit usw.) Unterschiede vorhanden sein können, so darf es nicht auffallen, daß die einzelnen Punkte der Schaubilder nicht auf einer einzigen Linie liegen, sondern sich um die dick ausgezogene Ausgleichslinie herumscharen. Zur Aufstellung der Schaubilder wurden die Angaben benutzt, die in einer Veröffentlichung des Jernkontors ($L_4 44$) niedergelegt sind. Die den verschiedenen Materialien entsprechenden Punkte sind durch verschiedene Zeichen, deren Bedeutung am Fuß der Schaubilder erläutert ist, kenntlich gemacht. Abb. 316 entspricht gewalzten schwedischen Martinmaterialien, Abb. 317 ebensolchen Materialien nach dem Glühen, Abb. 318 gewalzten Bessemer- und Thomasmaterialien. Alle



Schaubilder zeigen übereinstimmend Anstieg von σ_B mit steigendem Kohlenstoffgehalt. In den Abb. 316 und 317 erreicht σ_B in der Nähe von 0,9 bis 1% Kohlenstoff, also in der Nähe der eutektischen Legierung, einen Höchstwert, um bei weiter steigendem Kohlenstoffgehalt wieder abzufallen. Ähnlich ist der Verlauf der Schaulinie für σ_S , wenn auch hier der Höchstwert, namentlich bei den geglähten Materialien, nicht so scharf ausgeprägt ist. In Abb. 318 ist gerade in der Nähe des Eutektikums und darüber die Zahl der vorhandenen Beobachtungspunkte sehr gering, so daß der Verlauf der Ausgleichsline an dieser Stelle ganz unsicher ist. — Die Schaulinien für δ und q zeigen Abfall mit steigendem Kohlenstoffgehalt.



Die eutektische Legierung hat also die höchste B - und S -Grenze. Auch die Kugeldruckhärte erreicht bei der eutektischen Legierung ihren Höchstwert, wie später in II B gezeigt wird. Nach Übersteigen des eutektischen Kohlenstoffgehaltes sinkt die Härte der gewalzten und geglähten Eisen-Kohlenstoff-Legierungen etwas, wenn auch nur wenig ab.

Beachtenswert ist in den Schaubildern für σ_S , σ_B und δ der Wendepunkt w bei einem Kohlenstoffgehalt von 0,5 bis 0,6%. Der Punkt wird dadurch gekennzeichnet, daß die Linie in ihm zu beiden Seiten der Tangente

Martinmaterial von

- Bofors, □ Domnarfvät,
- × Storfors, √ Hofors (basisch)
- Strömsnäs, + Avesta.

Abb. 316. Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf die Festigkeitseigenschaften der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen. Martinmaterial gewalzt.

in w liegt, wie in Abb. 319. Der Vergleich mit II B Abb. 13 lehrt, daß die Schaulinie, die den Anteil des Perlits am Gesichtsfeld in Prozenten in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt ausdrückt, unterhalb $0,5\%$ Kohlenstoff einer geraden Linie folgt und erst von da ab schneller als diese gerade Linie ansteigt. Es besteht sonach ein Zusammenhang zwischen dem Wendepunkt w und dem Gefügeaufbau.

b) Blei-Zinn-Legierungen. Die Erstarrung geht nach $A\alpha 2\gamma$ vor sich. Der eutektische Punkt liegt bei einem Zinngehalt von etwa 67% . Die Festigkeit σ_B erreicht bei diesem Gehalt ihren Höchstwert, wie aus Abb. 320 hervorgeht. (Nach Roberts-Austen, L_4 45.) Die Festigkeit des Bleis wird durch den Zusatz von Zinn rasch gesteigert, ebenso die Festigkeit des Zinns durch Zusatz von Blei. Die Schaulinie für die Bruchdehnung zeigt sehr unregelmäßigen Verlauf mit einem Mindestwert bei etwa 90% Zinn. Um genauere Aufschlüsse über die Änderung von δ zu erhalten, wäre es erforderlich, größere Versuchsreihen anzustellen, so daß die Durchschnittswerte aus einem großen Zahlenmaterial von den Zufälligkeiten weniger beeinflusst werden, wie in Abb. 320. Deutlich kommt aber das Gesetz zum Vorschein, daß die reinsten Metalle die größte Dehnung haben, und daß diese durch Zusatz eines zweiten Stoffes sehr rasch absinkt.

Die Härte ξ nach Brinell (350) ist festgestellt worden von Ssaposchnikow (L_4 46) und von Stenquist (L_4 47). Die Ausgleichsline durch die den beiden Versuchsreihen entsprechenden Punkte ist in Abb. 320 durch die Linie ξ dargestellt. Die reinen Metalle Blei und Zinn sind am weich-

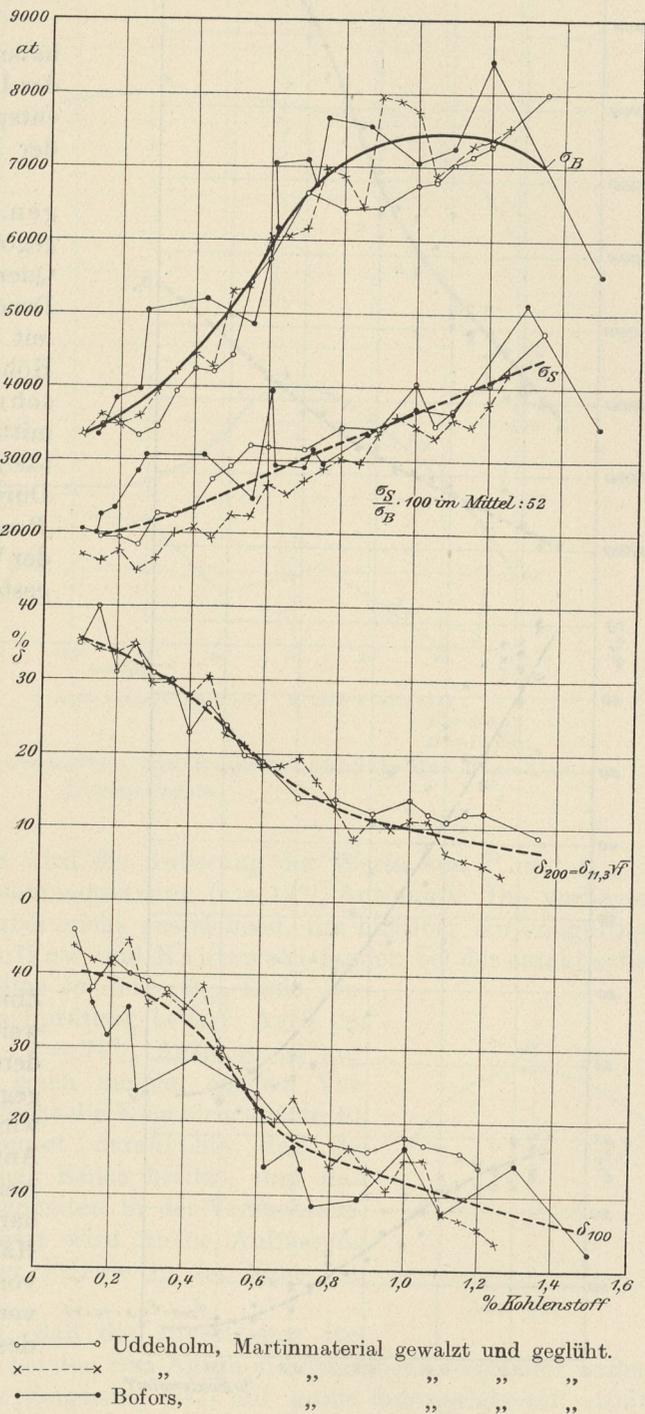


Abb. 317. Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf die Festigkeitseigenschaften der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen. Martinmaterial gewalzt und gegläht.

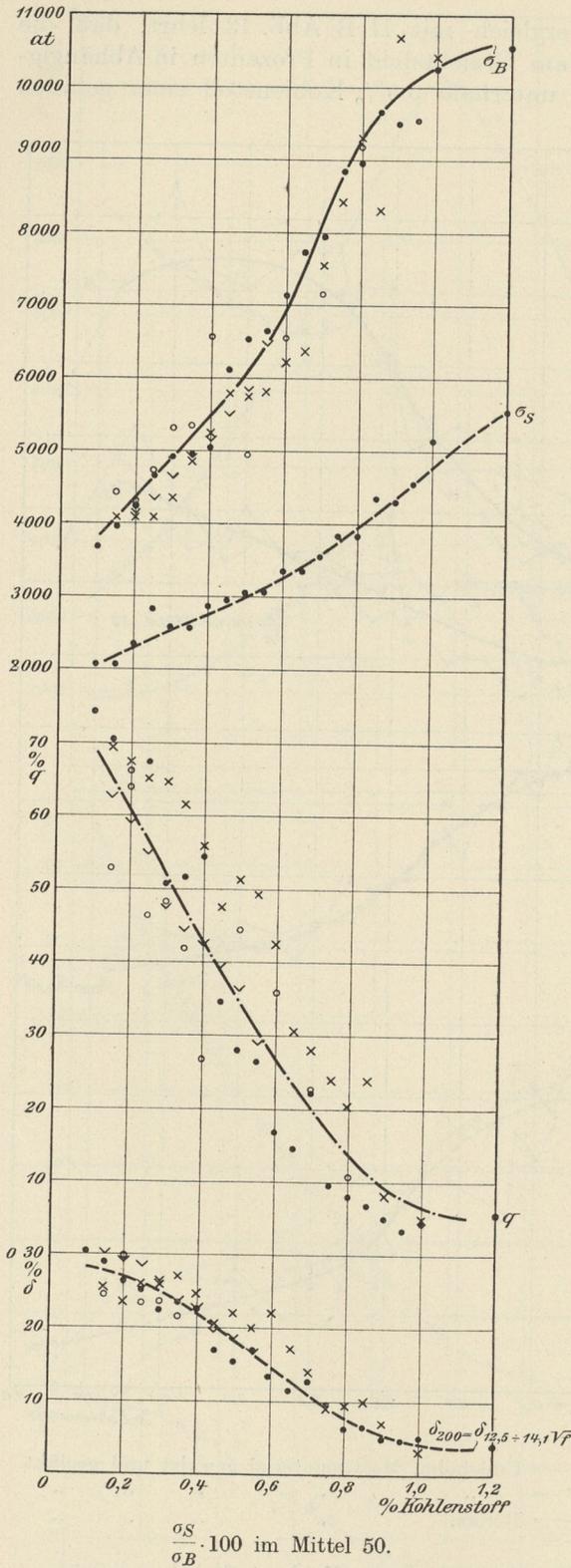


Abb. 318. Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf die Festigkeitseigenschaften der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen. Bessemer- und Thomasmaterial, gewalzt.

sten. Durch Zusatz des zweiten Stoffes wird die Härte gesteigert, und der Höchstwert liegt in der Nähe des Eutektikums.

Die Schaulinien c, σ_B und c, δ haben im allgemeinen den Verlauf der Linie 1 in Abb. 321, die Linie c, δ entspricht im allgemeinen Charakter der Linie 2 in Abb. 321.

c) Blei-Antimon-Legierungen. Charpy bestimmte an kleinen gegossenen Prismen von 10×10 mm Querschnitt und 15 mm Höhe den Druck P , der erforderlich ist, damit das Prisma um 0,2 mm seiner Höhe verkürzt wird ($L_1 17$). Ssaposchnikow und Kaniewski ermittelten die Kugeldruckhärte δ_{100} (350) mit Stahlkugeln von 10 mm Durchmesser unter dem Druck $P = 100$ kg ($L_4 48$). Die Ergebnisse der Versuche sind in Abb. 322 dargestellt als Linien c, P und c, δ_{100} .

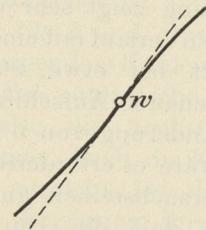


Abb. 319.

Im Gegensatz zu den Blei-Zinn-Legierungen, die aus zwei weichen Metallen gebildet werden, deren Härte und Festigkeit durch gegenseitige Legierung gesteigert wird, haben wir es bei den Blei-Antimon-Legierungen mit einem weichen Metall (Blei) und einem harten Stoff (Antimon) zu tun. Die Härte des Bleis wird durch Zusatz von Antimon gesteigert; umgekehrt vermag aber Bleizusatz die Härte des Antimons nicht zu vermehren,

- Storfors, Bessemermaterial.
- × Domnarfvät, „
- Hofors, „
- ∨ Domnarfvät, Thomasmaterial.

so daß die Linie für \mathfrak{S}_{100} ebenso wie die für P von dem reinen Antimon nach dem Blei zu abfallen.

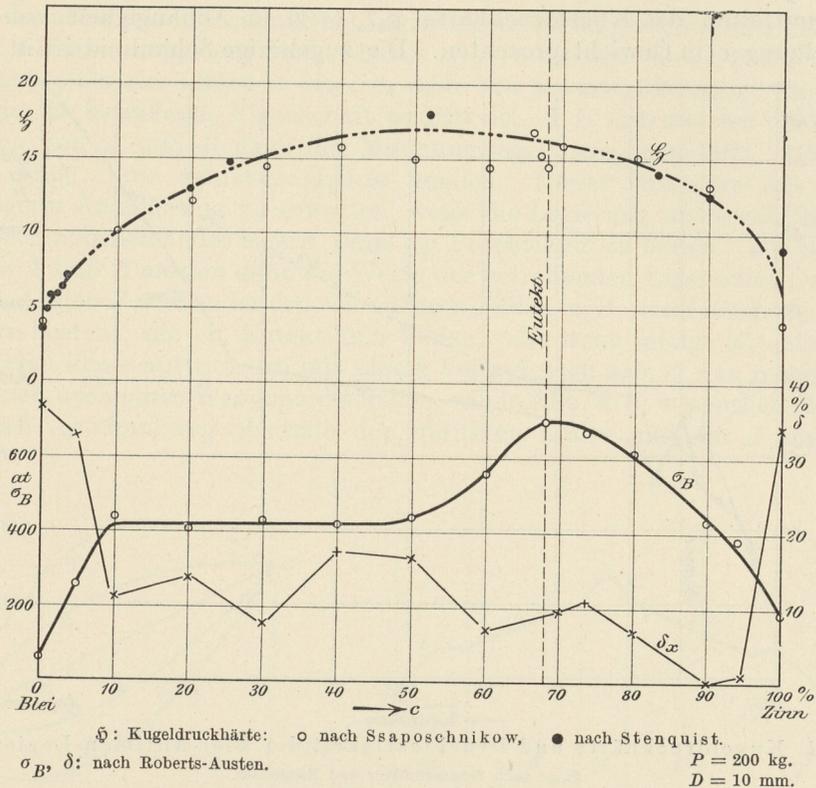


Abb. 320. Festigkeitseigenschaften und Kugeldruckhärte der Blei-Zinn-Legierungen.

Von besonderem Interesse wird die Änderung der Werte von P und \mathfrak{S}_{100} in der Nähe der eutektischen Zusammensetzung ($c = 13\%$ Antimon). Die vorliegenden Urteile zuzulassen. Ssaposchnikow und Kaniewski fanden bei der eutektischen Mischung eine ausgeprägte Spitze in der c, \mathfrak{S}_{100} -Linie, was meiner Meinung nach einer Nachprüfung bedarf. Auch der Knick in der c, \mathfrak{S}_{100} -Linie bei $c = 74\%$ Antimon ist auffällig und unwahrscheinlich. Nach meinen eigenen Versuchen kommt dem Antimon nicht die Kugeldruckhärte 40, sondern nur 27 zu. Dies deutet darauf hin, daß die c, \mathfrak{S}_{100} -Linie bei $c = 74\%$ keinen Knick besitzt, und daß dieser nur durch Unvollkommenheiten in der Versuchsausführung bedingt ist. Unterstützt wird meine Auffassung durch den stetigen Verlauf der P -Linie in der Nähe von $c = 74$.

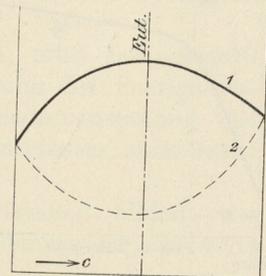


Abb. 321.

Es muß bemerkt werden, daß die zuverlässige Bestimmung der Kugeldruckhärte bei den Blei-Antimon-Legierungen wegen der außerordentlich großen Neigung zur Seigerung (142) auf große Schwierigkeiten stößt. Wenn die durch die Seigerung hervorgebrachte Störung nicht eingehend berücksichtigt wird, kommt man zu ganz unbrauchbaren Ergebnissen.

Ich vermute, daß der ungefähre Verlauf der beiden Linien \mathfrak{S}_{100} und P etwa

wie in Abb. 323 sein wird, so daß also der eutektischen Legierung bei $c=13$ ein Knickpunkt in der Linie entspricht¹⁾.

d) Kupfer-Silber-Legierungen. Kurnakow, Puschin und Senkowski ($L_9, 13$) ermittelten die Kugeldruckhärte Φ_{200} (350) in Abhängigkeit von der Zusammensetzung c in Gewichtsprozenten. Die zugehörige Schaulinie ist in Abb. 489

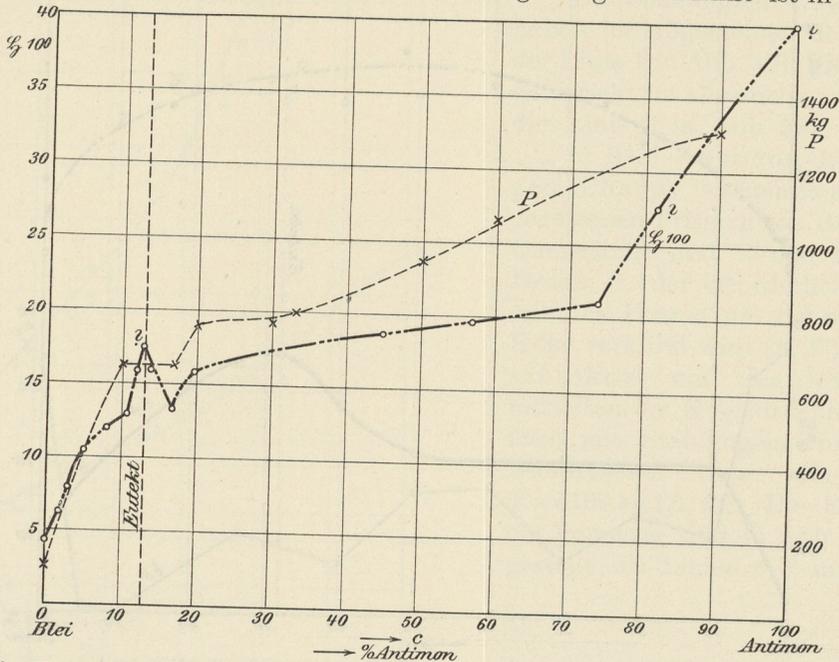


Abb. 322. Kugeldruckhärte und Druckfestigkeit der Blei-Antimon-Legierungen.

Φ_{100} : nach Ssaposchnikow und Kaniewski.

$P = 100$ kg, $D = 10$ mm.

P : Druck in kg zur Erzeugung einer Höhenverminderung von 0,2 mm bei einem Probekörper von 10×10 mm und 15 mm ursprünglicher Höhe.

gleichzeitig mit dem c, t -Bild nach Friedrich und Leroux ($L_9, 23$) wiedergegeben. Das Kupfer bildet mit geringen Mengen Silber Mischkristalle, etwa von 0% Silber bis zu dem Punkte E . Ebenso kann das Silber bis zu etwa 6% Kupfer zu festen

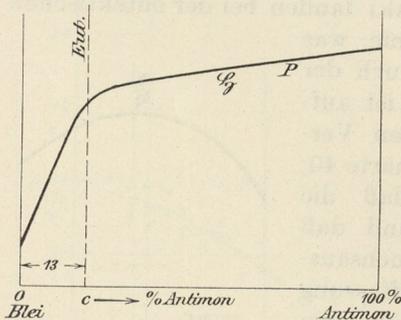


Abb. 323.

Mischkristallen auflösen. Die Schaulinie für die Kugeldruckhärte steigt wegen dieser Mischkristallbildung von O nach R und von T nach S steil an; zwischen den Punkten R und S ist sie nahezu eine Gerade. Die untersuchten Legierungen wurden gegossen, alsdann 30 Stunden bei 650 bis 700 C° ausgeglüht. Die Verfasser geben an, daß infolge dieser ausgedehnten Glühbehandlung die Legierungen, die sonst zwischen E und D aus Kristallen des Kupfers oder des Silbers und dem eutektischen Gefügebestandteil aufgebaut sind, kein Eutektikum mehr zeigten, so daß sie nur noch aus nebeneinander gelagerten Kristallen von

¹⁾ Diese Vermutung ist inzwischen durch Versuche des Kgl. Materialprüfungsamtes, Gr. Lichterfelde, bestätigt worden.

ist zwar ein kleiner Anstieg der Schaulinie in der Nähe der eutektischen Zusammensetzung von 72% Silber zu bemerken. Er ist aber klein und kann auch durch Versuchsfehler bedingt sein.

323. Im allgemeinen wird man bei Legierungen, die bei gewöhnlicher Temperatur aus 1 oder 2 Phasen aufgebaut sind, für die $c, \sigma_S, c, \sigma_B, c, \delta$ - und c, ξ -Kurven einen Verlauf nach einer der Linien a bis e in Abb. 324 erwarten können. Linie c gilt dann, wenn die betreffende Eigenschaft additiv ist, d. h. sich aus den entsprechenden Werten von A und B nach der Mischungsregel berechnen läßt. Wir wollen daher die Linie c die additive Linie nennen. Dieser Fall wäre mit größerer oder geringerer Annäherung zu erwarten, wenn die Legierung aus zwei Phasen besteht, die sich nebeneinander lagern, ohne ein Eutektikum zu bilden. Die Ordinaten der Punkte A und B messen dann die Werte der betreffenden Eigenschaft, wenn nur eine Phase A oder B vorhanden ist. In anderen Fällen, z. B. wenn die Legierung aus zwei Phasen besteht, die ein Eutektikum bilden, oder wenn infolge Mischkristallbildung nur eine Phase auftritt, ist mit einem Verlauf nach a, b, d, e zu rechnen. Die Linien können noch einen Wendepunkt haben, wie in Abb. 319; wesentlich für a und b ist nur, daß sie durchweg oberhalb der additiven Linie, und für d und e , daß

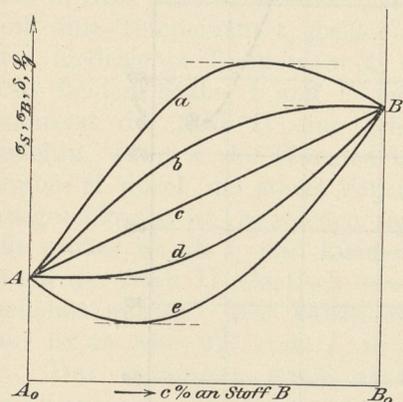


Abb. 324.

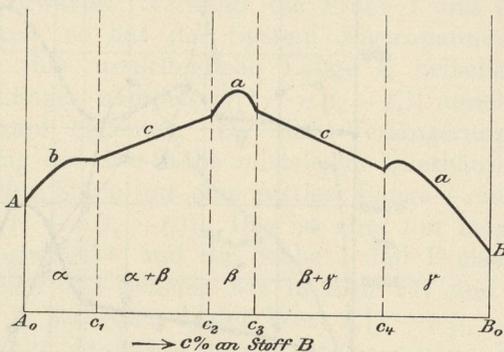


Abb. 325.

sie durchweg unterhalb der additiven Linie liegen. a unterscheidet sich von b durch den Höchstpunkt, der bei b mit dem Punkte B zusammenfällt. Analoger Unterschied besteht zwischen den Linien d und e bezüglich des Mindestwertes. Es ist natürlich nicht nötig, daß die Linien alle von links nach rechts ansteigen; der Fall kann ebensogut umgekehrt liegen.

Ob noch andere Linien als die in Abb. 324 möglich sind, muß dahingestellt bleiben, da das vorliegende Versuchsmaterial über die Änderung der Festigkeitseigenschaften und der Härte durch die Änderung der Zusammensetzung der Legierung trotz des hohen wirtschaftlichen und technischen Interesses noch recht dürftig ist.

Kann die Legierung mehr als zwei Arten von Mischkristallen bilden, wie z. B. in Abb. 325 für einen willkürlich gewählten Fall angedeutet ist, so tritt eine der Linien a bis e der Abb. 324 in jedem der Bereiche $A_0c_1, c_1c_2, c_2c_3, c_3c_4, c_4B_0$ auf. Der Verlauf einer der Schaulinien $c, \sigma_S; c, \sigma_B; c, \delta; c, \xi$ usw. kann dann z. B. wie in Abb. 325 sein. Man kann auf diese Weise die mannigfaltigsten Aneinanderreihungen der Linien a bis e der Abb. 324 erhalten. (Vgl. L_4 49.)

Weitergehende Regeln oder gar Gesetze lassen sich nicht aufstellen. Soweit sich bis jetzt übersehen läßt, scheint sich die Regel zu bewähren, daß für den Verlauf der Linien σ_B und ξ vorwiegend die Linienarten a und b in Betracht kommen. Bei Linienart a würde die B -Grenze der Stoffe A und B

durch Zusatz des anderen Stoffes gesteigert. Die Gesamtschaulinie zwischen *A* und *B* würde dann einen Höchstpunkt für irgendeine Zwischenlegierung haben.

Die Schaulinien *c, δ* dagegen scheinen die Linienarten *d, e* (Abb. 324) zu bevorzugen; d. h. die Bruchdehnung der reinen Metalle wird durch Zusatz des zweiten Metalls vermindert. Ausnahmen hierzu sind bekannt. So wird z. B. die Bruchdehnung des Kupfers durch Zusatz von Aluminium oder Zink nicht vermindert, sondern gesteigert, so daß also hier für die Teile der *c, δ*-Linie auch die Linienarten *a* und *b* vorkommen, wie die Abb. 326 zeigt, die für die gegossenen Kupfer-Zink-Legierungen gilt.

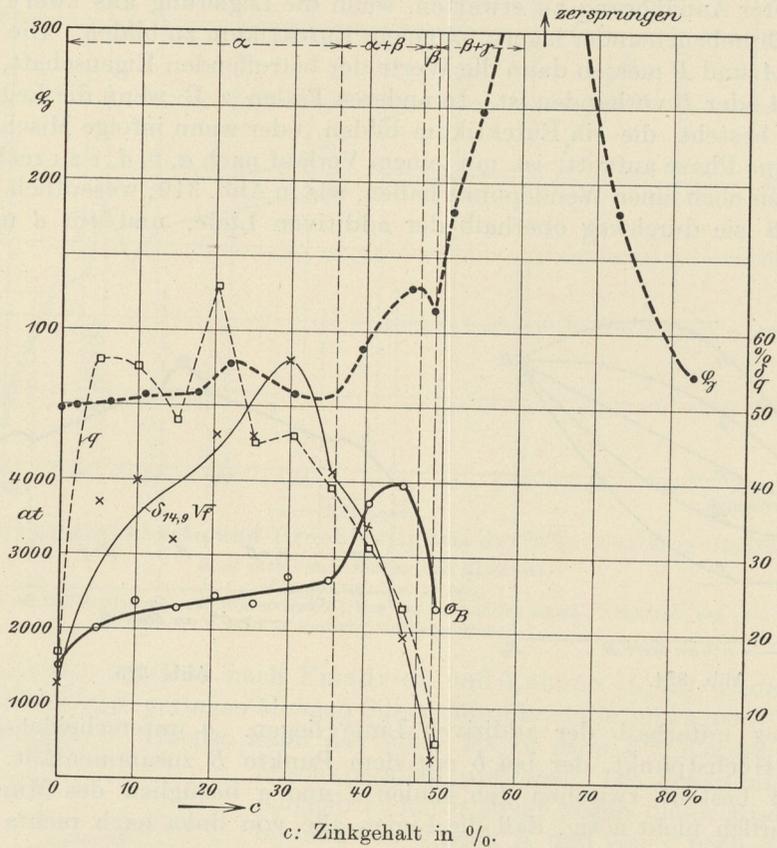


Abb. 326. Festigkeitseigenschaften gegossener Kupfer-Zink-Legierungen.

σ_B, δ, ψ nach Kudriumow. ψ : Kugeldruckhärte nach Murray. ($P = ?$, $D = ?$).

Diese Legierungen bestehen bei gewöhnlichen Wärmegraden von 0 bis 36% Zink aus einfachen α -Mischkristallen, zwischen 36 und 47% Zink aus einem Gemenge der Mischkristalle α und β , die kein Eutektikum bilden, zwischen 47 und 49% Zink aus einfachen Mischkristallen β , und von 49 bis 60% Zink aus einem Gemenge von β und γ -Mischkristallen. Die einzelnen Felder sind in Abb. 326 durch gestrichelte Linien abgeteilt. Eingezeichnet sind die Schaubilder c, σ_B ; c, δ ; c, ψ für die gegossenen Legierungen nach Kudriumow (L_4 12) und die Linie c, ψ nach Murray (L_4 50). Die Zahl der durch Beobachtung erhaltenen Punkte der Schaulinien ist verhältnismäßig klein und gestattet noch kein abschließendes Urteil über den Verlauf der einzelnen Linienabschnitte. Die gezeichneten Ausgleichslinien können möglicherweise bei genauerer Nachprüfung etwas anderen Verlauf annehmen. Soweit sich bis jetzt erkennen läßt, erhält man folgende Verteilung der Linienarten *a* bis *e* der Abb. 324:

		c: Gehalt der Legierung an Zink			
		0—36%	36—47%	47—49%	49—60%
σ_B		b	a	b	—
δ	a mit Wendepunkt		b	b oder c	—
ξ		a	b	b	b

Aus den beiden oben angegebenen Regeln ergibt sich weiter, daß in der Mehrzahl der Fälle einem Verlauf der c, σ_B -Linie nach a und b Abb. 324, ein Verlauf der c, δ -Linie nach d und e der Abb. 324 entspricht, daß also, wenn die B -Grenze steigt, die Bruchdehnung im allgemeinen fällt. Ausnahmen treten aber auf, und zwar gehören hierzu die obengenannten Kupfer-Zink- und Kupfer-Aluminium-Legierungen.

D. Wärmespannungen¹⁾.

324. Kuppelt man drei Metallstäbe I, I', II von ursprünglich gleicher Länge l_0 und gleicher Temperatur t_1 durch zwei Querhäupter in gleicher Weise wie in Abb. 278, so ist das System zunächst spannungslos. Wird jetzt der Stab II auf eine Temperatur t_2 größer als t_1 erwärmt, während die Stäbe I und I' bei der niedrigeren Temperatur t_1 verharren, so hat das System Eigenspannungen. Die beiden Stäbe I und I' möchten ihre ursprüngliche Länge l_0 beibehalten, während der Stab II eine größere Länge, nämlich $l_0 [1 + \alpha (t_2 - t_1)]$ annehmen möchte, wenn α die Wärmedehnungszahl bedeutet. Da diese Verlängerung des Stabes II durch die starre Verkuppelung der drei Stäbe mittels der Querhäupter Q ausgeschlossen ist, so werden sich die drei Stäbe auf eine mittlere Länge l einigen, die größer ist als l_0 und kleiner als $l_0 [1 + \alpha (t_2 - t_1)]$. Das ist aber nur möglich, wenn der Stab II elastisch zusammengedrückt und die Stäbe I und I' elastisch gedehnt werden. Wir haben also wieder das Schema wie in Abb. 277 und 278, nur ist in Abb. 277 statt l_1 zu setzen l_0 und statt l_2 der Wert $l_0 [1 + \alpha (t_2 - t_1)]$.

Der wärmere Stab steht unter Druck-, der kältere unter Zugspannungen. Die Spannungen werden um so größer, je größer der Temperaturunterschied $t_2 - t_1$ wird. Wir nennen solche durch Temperaturverschiedenheiten innerhalb des Systems bedingten Spannungen Wärmespannungen.

Wir setzen voraus, daß der Temperaturunterschied $t_2 - t_1$ nicht so groß ist, daß eine bleibende Streckung der Stäbe I, I' oder eine bleibende Zusammendrückung des Stabes II eintritt. Dann wird bei einer Verminderung des Temperaturunterschiedes $t_2 - t_1$ die Spannung abnehmen und nach Ausgleich der Temperatur, wenn $t_2 = t_1$ geworden, wieder verschwunden sein. Die Spannungen sind dann vorübergehend.

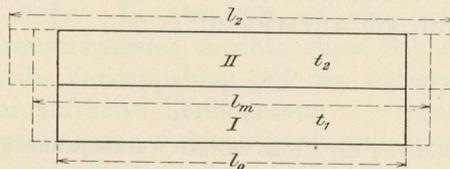


Abb. 327.

Man denke sich die beiden Stäbe I und II in Abb. 327 fest miteinander verkuppelt, so daß sie gezwungen sind, unter allen Umständen gleiche Länge zu behalten. Außerdem soll die Bedingung erfüllt sein, daß die Stäbe sich nicht krümmen können. Durch diese Verkuppelungsart werden ähnliche Verhältnisse

¹⁾ Vgl. E. Heyn *L*₄ 51, sowie E. Heyn und O. Bauer *L*₄ 52.