

# Praktische Metallkunde

Schmelzen und Gießen, spanlose Formung,  
Wärmebehandlung

Von

**Dr.-Ing. G. Sachs VDI**

Leiter des Metall-Laboratoriums der Metallgesellschaft A. G., Frankfurt a. M.  
a. o. Professor an der Universität Frankfurt a. M.  
auswärtiges Mitglied der Kaiser Wilhelm-Gesellschaft zur Förderung der Wissenschaften

Zweiter Teil:  
**Spanlose Formung**

Mit 275 Textabbildungen



**Berlin**  
Verlag von Julius Springer  
1934

ISBN-13: 978-3-7091-5172-3      e-ISBN-13: 978-3-7091-5320-8  
DOI: 10.1007/978-3-7091-5320-8

Alle Rechte, insbesondere das der  
Übersetzung in fremde Sprachen, vorbehalten.  
Copyright 1934 by Julius Springer in Berlin  
Softcover reprint of the hardcover 1st edition 1934

**W. v. Moellendorff**  
gewidmet

## Vorwort.

Der zweite Teil meines Werkes „Praktische Metallkunde“ behandelt die bei der spanlosen Formung der Metalle auftretenden Erscheinungen. Und zwar sind im ersten Kapitel hauptsächlich die stofflichen Zusammenhänge gebracht, während im dritten Kapitel die technologischen Vorgänge selber beschrieben werden. Das zweite Kapitel beschäftigt sich mit den durch Eigenspannungen hervorgerufenen Erscheinungen.

Außerdem ist dem ersten Kapitel eine kurze Zusammenstellung der für das Verständnis der Formungsvorgänge wichtigen theoretischen Gedankengänge angehängt. Diese erlangen in neuerer Zeit eine ständig zunehmende Bedeutung; und viele Einzelercheinungen der spanlosen Formung sind erst auf Grund solcher Vorstellungen verständlich und beherrschbar geworden. Es erschien daher von Wert, die spanlose Formung auch von dieser Seite aus kurz zu behandeln, obwohl ihre praktische Bedeutung noch umstritten ist. Derjenige Leser, der im Buche vorwiegend Tatsachenmaterial sucht, kann die diesbezüglichen Abschnitte 69 bis 79 ohne Schaden für das Verständnis der übrigen unbeachtet lassen.

Für das Lesen von Korrekturen zum zweiten Teil bin ich den Herren Dr.-Ing. Frhr. v. Göler, Patentanwalt Heine und Dr. Scheuer zu besonderem Danke verpflichtet, gleicherweise auch Fräulein E. Schulz für die mustergültige Anfertigung einer Anzahl von Schliffbildern. Herrn Dr. Krekeler, Hamburg, habe ich weiterhin für die Ausführungen über Schmiermittel in Nr. 73, sowie einigen Firmen für die Überlassung von Abbildungsvorlagen zu danken. Leider konnte wegen der beschränkten Raumverhältnisse nur ein kleiner Teil hiervon gebracht werden.

Frankfurt a. M., April 1934.

**G. Sachs.**

# Inhaltsverzeichnis.

	Seite
Einleitung . . . . .	1
<b>A. Allgemeine Gesetze der Verformung . . . . .</b>	<b>3—144</b>
Kaltverformung . . . . .	3—37
1. Kaltverformung und Warmverformung . . . . .	3
2. Eigenschaftsänderungen durch Kaltverformung . . . . .	4
3. Festigkeitsprüfung und Werkstoffbeurteilung . . . . .	4
4. Veränderungen der mechanischen Eigenschaften durch Kaltverformung . . . . .	5
5. Verfestigung verschiedener Werkstoffe . . . . .	7
6. Einfluß von Vorgeschichte und Reinheitsgrad auf die Verfestigung . . . . .	8
7. Verfestigung von Legierungen . . . . .	10
8. Einfluß der Formungsbedingungen auf die Verfestigung . . . . .	13
9. Formänderungsvermögen und Kaltverformung . . . . .	15
10. Formänderungsvermögen und Stoffzustand . . . . .	16
11. Prüfung des Formänderungsvermögens . . . . .	18
12. Umformungsfähigkeit . . . . .	19
13. Praktische Anforderungen an die Werkstoffeigenschaften . . . . .	20
14. Dauerfestigkeit und Kaltverformung . . . . .	21
15. Dauerstandfestigkeit und Kaltverformung . . . . .	22
16. Einfluß der Probenahme auf die Festigkeitseigenschaften . . . . .	23
17. Zeilegefüge und Schichtigkeit . . . . .	24
18. Richtungsabhängigkeit der Eigenschaften in Blechen . . . . .	26
19. Gleiten und Zwillingsbildung . . . . .	28
20. Gleitflächen und Gleitrichtungen . . . . .	30
21. Orientierungsänderungen bei der Verformung einzelner Kristalle . . . . .	32
22. Texturen . . . . .	32
23. Textur und Eigenschaften . . . . .	35
24. Fließfiguren und ausgeprägte Streckgrenze . . . . .	36
Anlassen und Glühen . . . . .	38—90
25. Ziele und Wirkungen einer Glühbehandlung . . . . .	38
26. Eigenschaftsänderungen beim Anlassen und Glühen . . . . .	39
27. Allgemeiner Einfluß von Temperatur und Zeit . . . . .	40
28. Verlauf der Entfestigung . . . . .	42
29. Einfluß der chemischen Zusammensetzung auf die Entfestigung . . . . .	45
30. Überlagerung von Entfestigung und Ausscheidungshärtung . . . . .	48
31. Entfestigung und Rekristallisation . . . . .	50
32. Einfluß der Korngröße . . . . .	51
33. Grobkörnigkeit in dünnen, hoher Temperatur ausgesetzten Drähten . . . . .	54
34. Der Rekristallisationsvorgang . . . . .	55
35. Theorie der Rekristallisation . . . . .	58
36. Der Nachweis eingetretener Rekristallisation . . . . .	59
37. Rekristallisationsschaubilder . . . . .	61
38. Einfluß der Glühdauer auf die Rekristallisation . . . . .	63
39. Einfluß weiterer Faktoren auf die Rekristallisation . . . . .	64
40. Rekristallisation nach mehrfachen Verformungen . . . . .	65
41. Einfluß der chemischen Zusammensetzung auf die Rekristallisationstemperatur . . . . .	66
42. Einfluß von Beimengungen auf die Größe des Rekristallisationskorns . . . . .	67
43. Entstehung großer Kristalle bei der Rekristallisation . . . . .	68
44. Kornwachstum und Grobkristallisation . . . . .	69
45. Richtungsabhängigkeit der Eigenschaften geglühter Bleche . . . . .	74
46. Rekristallisationstextur und Festigkeitseigenschaften . . . . .	78

	Seite
47. Sintern . . . . .	80
48. Sonstige Kristallwachstumsvorgänge . . . . .	83
49. Diffusion . . . . .	84
50. Schädigungen durch Glühen . . . . .	87
<b>Warmverformung . . . . .</b>	<b>91—124</b>
51. Technische Bedeutung der Warmverformung . . . . .	91
52. Ursachen von Verarbeitungsschwierigkeiten . . . . .	92
53. Einfluß kleiner Beimengungen . . . . .	93
54. Gußgefüge und Verarbeitungsschwierigkeiten . . . . .	94
55. Temperatur und Formänderungsvermögen . . . . .	95
56. Warmverformung und Verfestigung . . . . .	97
57. Stetiger Übergang von Warmverformung zu Kaltverformung . . . . .	98
58. Die Bedeutung kristallographischer Vorgänge für die Warmverformung . . . . .	101
59. Formung spröder Stoffe . . . . .	102
60. Warmverformung von Messingen . . . . .	103
61. Warmverformung und Rekristallisation . . . . .	106
62. Gefüge gepreßter Stangen . . . . .	108
63. Kraftbedarf und Fließwiderstand . . . . .	109
64. Fließwiderstand und Temperatur . . . . .	110
65. Fließwiderstand und Fließgeschwindigkeit . . . . .	111
66. Verformung niedrigschmelzender Metalle . . . . .	114
67. Verformung von Zink . . . . .	117
68. Plattieren . . . . .	121
<b>Grundlagen einer Mechanik der spanlosen Formung . . . . .</b>	<b>124—144</b>
69. Rechnerische Behandlung von Fließvorgängen in Metallen . . . . .	124
70. Theoretische Verformungsarbeit . . . . .	125
71. Die wirklichen Verformungen in einem Formungsvorgang . . . . .	127
72. Wirkliche Verformungsarbeit . . . . .	129
73. Reibung und Schmierung . . . . .	130
74. Kräfte und Spannungen . . . . .	134
75. Die Fließbedingung . . . . .	137
76. Verformungen und Spannungen . . . . .	138
77. Die Fließkurve bei Kaltverformung . . . . .	139
78. Geschwindigkeitseinfluß bei Warmverformung . . . . .	142
79. Grenzen der Formung und Anstrengungsgrad . . . . .	143
<b>B. Eigenspannungen in verformten Metallen . . . . .</b>	<b>145—169</b>
80. Eigentliche Eigenspannungen . . . . .	145
81. Das Aufreißen von Messing . . . . .	146
82. Die Quecksilberprüfung von Messing . . . . .	149
83. Das Aufreißen anderer Metalle und Legierungen . . . . .	150
84. Legierungsbrüchigkeit . . . . .	151
85. Glühbrüchigkeit . . . . .	152
86. Genaues Verfahren zur Messung von Eigenspannungen . . . . .	152
87. Näherungsverfahren zur Messung von Eigenspannungen . . . . .	155
88. Reckspannungen nach verschiedenen Formungsvorgängen . . . . .	157
89. Spannungsminderung durch Verformungen . . . . .	159
90. Beseitigung von Eigenspannungen durch Anlassen . . . . .	160
91. Eigenspannungen höherer Art . . . . .	162
92. Spannungen und Röntgenstrahlen . . . . .	162
93. Veränderung der elastischen Eigenschaften durch Verformung und Glühen . . . . .	167
94. Elastische Unvollkommenheiten . . . . .	168
<b>C. Die einzelnen Formungsvorgänge . . . . .</b>	<b>169—230</b>
<b>Strangpressen und verwandte Formungen . . . . .</b>	<b>169—184</b>
95. Strangpressen . . . . .	169
96. Der Fließvorgang beim Strangpressen . . . . .	172
97. Der Kraftbedarf beim Strangpressen . . . . .	175
98. Gefüge und Eigenschaften von Preßstangen . . . . .	178

	Seite
99. Pressen von Bleikabelmänteln . . . . .	180
100. Pressen von Hohlkörpern . . . . .	183
Schmiede- und Preßvorgänge . . . . .	184—193
101. Schmieden und Pressen . . . . .	184
102. Werkstofffragen beim Schmieden und Pressen . . . . .	187
103. Stauchen . . . . .	188
104. Eindruckvorgänge . . . . .	191
Walzen . . . . .	193—205
105. Walzwerke für Bleche und Bänder . . . . .	193
106. Walzen von Stangen, Rohren und Profilen . . . . .	197
107. Verformungen beim Walzen . . . . .	199
108. Kräfte und Spannungsverhältnisse beim Blechwalzen . . . . .	201
109. Schrägwalzen . . . . .	203
110. Oberflächenbehandlung mit Walzen . . . . .	204
Stangenziehen, Drahtziehen und Rohrziehen . . . . .	205—215
111. Stangen- und Rohrziehen . . . . .	205
112. Drahtziehen . . . . .	207
113. Verformungen und Eigenschaften gezogenen Materials . . . . .	209
114. Der Kraftbedarf beim Drahtziehen . . . . .	211
115. Kraftbedarf und Ziehfähigkeit beim Rohrziehen . . . . .	213
Tiefziehen und andere Blecharbeiten . . . . .	215—230
116. Der Ziehvorgang . . . . .	215
117. Ziehfähigkeit . . . . .	219
118. Blechdehnungen . . . . .	223
119. Kräfte und Spannungen beim Tiefziehen . . . . .	224
120. Stanzerie und weitere Blecharbeiten . . . . .	226
121. Blechprüfung . . . . .	227
<b>Sachverzeichnis . . . . .</b>	<b>231</b>

## Einleitung.

Die Umformbarkeit eines gegossenen oder auf andere Weise hergestellten Ausgangskörpers in ein Halbfabrikat, wie Blech oder Draht, und dessen Überführbarkeit in verwickelt gestaltete Fertigfabrikate ist keineswegs eine ausschließliche Eigenschaft der Metalle und Legierungen. Auch plastische Massen, Holz und Holzprodukte usw. besitzen die Fähigkeit der Bildsamkeit, welche eine Gestaltsänderung ohne Materialtrennungen vorzunehmen gestattet. Aber bei keiner anderen Stoffgruppe sind die darauf fußenden Arbeitsverfahren so mannigfaltig und stellen derartig hohe und vielseitige Ansprüche an die Bildsamkeit des Werkstoffes wie bei den Metallen. Man braucht nur an die beiden Verfahren des Rohrwalzens nach Mannesmann und des Treibens zu denken, um sich zu fragen, wodurch ein Werkstoff dazu befähigt wird, derart unwahrscheinliche Metamorphosen nicht nur ohne Zerstörung hinzunehmen, sondern daraus sogar mit materieller und ästhetischer Verbesserung hervorzugehen.

Ohne diese bis heute noch unserem Verständnis verschlossene Eigenschaft der Metalle und anderer kristallisierter Stoffe, die Verfestigung, welche für die Existenz der Metallkonstruktionen und Verarbeitungsmaschinen verantwortlich zeichnet, können wir uns die neuzeitliche Technik überhaupt nicht mehr denken. Fehlte diese Eigenschaft, so wären die Metalle entweder alle so weich wie plastische Massen im Rohzustande, oder sie wären so hart und spröde wie Glas. Solche Metalle gibt es auch, wie einerseits Blei und Zinn, die jene Eigenschaft bei Raumtemperatur nur noch beschränkt besitzen, und anderseits viele Legierungen, die eine fast glasartige Beschaffenheit aufweisen. Von den Anwendungsgebieten der Metalle würde wenig übrigbleiben, wenn es nur derartige Metalle gäbe.

Auch den wenigsten Technikern dürfte es klar sein, welche eine sonderbare Eigenschaft die Verfestigung ist. Ein ungestörter einzelner Kristallstab aus Kupfer verbiegt sich schon beim Hochheben unter seinem Eigengewicht von wenigen Gramm. Den gleichen Kristall braucht man aber nur möglichst stark zu dehnen, wobei er in ein höchst eigentümliches flaches Band übergeht, und er trägt, ohne nachzugeben, ein Gewicht von vielen Kilogramm. Bringt man ihn dann auf Rotglut, so ist er wieder fast so weich wie zuvor geworden und läßt sich ebenso stark dehnen. Hat man ihn vorher und nachher mit Säure angeätzt, so stellt man eine völlige Veränderung seiner Kristallstruktur, einen Zerfall in viele kleinere Kristalle fest. Das Dehnen und Erhitzen kann man so oft wiederholen, wie man will, ohne daß das Kupfer dadurch verschlechtert wird.

Die spanlose Formung der Metalle, die auf diesen Erscheinungen fußt, war schon sehr lange bekannt, ehe man sich mit ihren Grundgesetzen näher zu befassen begann. Und auch die verwickelteren Formungsverfahren sind schon frühzeitig mit Erfolg eingeführt worden. Aber das genaue Studium der Verfestigung und der damit zusammenhängenden Erscheinungen ist es doch erst,



welches den heutigen hohen Stand der darauf aufgebauten Technik und die hohe Qualität des damit erzeugten Fabrikates ermöglicht hat.

Freilich ist das diesbezügliche Wissen, wenn auch vielleicht nicht mehr so ausgesprochen wie beim Schmelzen und Gießen, vielfach noch ungeordnet beim Betriebsmann aufgespeichert und für die Allgemeinheit daher noch nicht ausgenutzt. Es ist heute sogar noch eine häufige Erscheinung in der Metalltechnik, daß der Ausfall eines einzigen Fachmannes zu erheblichen Betriebsstörungen und Qualitätsschädigungen führt. Aber auf diesem Teilgebiet der Metalltechnik hat man doch den Eindruck, daß schon ein großes gesichertes Allgemeinwissen vorliegt. Wenn es auch noch lange dauern wird, ehe die ungemein zahlreichen Teilfragen und die Eigentümlichkeiten der verschiedenen Stoffe geklärt sein werden, so sind doch die wichtigsten Grundgesetze weitgehend erkannt und in ihren Auswirkungen übersehbar. Diese Erkenntnisse sind allerdings in einer kaum noch erfaßbaren Zahl nicht immer gleich wertvoller Arbeiten in verschiedenen Sprachen niedergelegt und daher vielen Fachleuten nur schwer zugänglich. Der Zweck der folgenden Ausführungen soll es hauptsächlich sein, aus diesen Veröffentlichungen das herauszuholen und zusammenfassend darzustellen, was für den Betriebsmann in der Gegenwart und Zukunft von bleibendem Wert zu sein scheint.

# A. Allgemeine Gesetze der Verformung.

## Kaltverformung.

### 1. Kaltverformung und Warmverformung.

Obwohl die Formung der Metalle in der Technik meist mit einer Warmverformung beginnt und mit einer Kaltverformung endet, ist es für eine systematische Darstellung der gesetzmäßigen Zusammenhänge einfacher und klarer mit der Kaltverformung zu beginnen. Die früher vielfach vertretene Auffassung, daß die Warmverformung von der Kaltverformung grundsätzlich verschieden ist und sogar als der einfachere Vorgang aufgefaßt werden kann, ist heute überholt. Wir wissen jetzt, daß bei der Warmverformung nicht etwa, wie früher angenommen wurde, die Eigenschaften des Werkstoffes annähernd erhalten bleiben, sondern daß genau wie bei der Kaltverformung eine Verfestigung eintritt. Dieser überlagern sich dann aber gleichzeitig die Entfestigung und Rekristallisation, welche nach Kaltverformung erst durch einen anderen Arbeitsvorgang, das Glühen, hervorgerufen werden. Während hier die Aufeinanderfolge beider Vorgänge genau geregelt und in gewünschtem Sinne geleitet werden kann, ist ihr Zusammenwirken im Falle der Warmverformung oft nicht übersehbar, und führt häufig zu unerwünschten und mühselig zu vermeidenden Folgen.

Unter Kaltverformung versteht man dabei in der Fachsprache nicht Verformungen bei Raumtemperatur (20—30° C) oder darunter, sondern grundsätzlich alle Verformungen in einem Temperaturgebiet, in dem die dabei eingetretene Verfestigung erhalten bleibt. Bei den hochschmelzenden Stoffen können diese Temperaturen ziemlich hoch sein, bei den meisten niedrigschmelzenden Metallen liegen sie nicht unerheblich unter Raumtemperatur.

Die Abtrennung der Kaltverformung von der Warmverformung bietet trotzdem große Schwierigkeiten. Viele Vorgänge werden bewußt vom Gebiet der Warmverformung in das der Kaltverformung hinein geleitet; bei anderen stellt sich dies als unerwünschte Folge der unvermeidbaren Abkühlung ein. Dem allgemeinen Sprachgebrauch folgend ist es zweckmäßig, alle Verformungsvorgänge als Warmverformung anzusehen, bei denen eine Erhaltung der Verfestigung irgendwie in Zweifel gestellt ist. Trotzdem ist es nicht möglich, für einen bestimmten Stoff ein Temperaturgebiet der Warmverformung von dem der Kaltverformung scharf abzugrenzen; man wird sich zweckmäßig damit abfinden, daß die Verformung des gleichen Stoffes bei der gleichen Temperatur einmal als Kaltverformung, das andere Mal als Warmverformung angesehen wird. So spricht man vom Walzen des Zinks bei Raumtemperatur in der Regel von Kaltwalzen. Das Verhalten des Zinkes gegenüber langwirkender Beanspruchung, wie sie bei Bedachungen vorkommt, ist aber ganz das eines Stoffes im Gebiete der Warmverformung.

## 2. Eigenschaftsänderungen durch Kaltverformung.

Durch die Kaltverformung werden nicht nur die mechanischen Eigenschaften, sondern auch andere Eigenschaften verändert. Der Grad der Veränderung ist aber bei den Festigkeitseigenschaften bei weitem am stärksten — vielleicht abgesehen von den magnetischen Eigenschaften der ferromagnetischen Metalle.

Während man früher glaubte, daß alle Eigenschaftsänderungen in unmittelbarem Zusammenhang mit der Verfestigung stehen, haben die vielen genauen Untersuchungen der letzten Jahrzehnte mit Sicherheit gezeigt, daß die verschiedenen Eigenschaften sich sehr unterschiedlich verhalten können. Man kann heute eher von der Vorstellung ausgehen, daß man jeder einzelnen Eigenschaft andere Gesetzmäßigkeiten zuspricht. Wenn dies auch wahrscheinlich nicht ganz der Fall ist, so läßt sich doch z. B. aus einer bestimmten Verfestigung, die ein Stoff durch eine Behandlung erlitten hat, nichts zahlenmäßiges über die Veränderung anderer Eigenschaften aussagen. Alle Versuche, eindeutige Verknüpfungen dieser Art aufzufinden, können als gescheitert bezeichnet werden.

Die verschiedenen Festigkeitseigenschaften sind demgegenüber im großen und ganzen aneinander gekoppelt, z. B. derart, daß eine Erhöhung der Festigkeit durch Kaltverformung stets mit einer Erniedrigung der Dehnung verbunden ist. Immerhin haben auch hierbei genauere Untersuchungen gezeigt, daß ein gewisser Spielraum in diesen Beziehungen vorhanden ist und daß manche Veränderungen in der Verarbeitbarkeit nicht durch entsprechende Veränderungen der Festigkeit und anderer mechanischer Eigenschaften in genügend empfindlicher Weise angezeigt werden. Vielleicht gibt es Festigkeitseigenschaften, die wie die Biegezahl, auf solche feineren Veränderungen ansprechen; doch liegen bisher nicht genügend Unterlagen vor, um zu dieser Frage etwas Zuverlässiges aussagen zu können.

## 3. Festigkeitsprüfung und Werkstoffbeurteilung.

Die mechanischen Eigenschaften oder Festigkeitseigenschaften, mit denen wir uns in den folgenden Abschnitten beschäftigen, bieten nun noch besondere Verwicklungen dadurch, daß sie in der mannigfaltigsten Weise festgestellt werden. Wenn auch große Gruppen dieser Eigenschaften dadurch zusammengefaßt werden können, daß sie über das Werkstoffverhalten zu ziemlich gleichartigen Aussagen führen, so sind es doch wieder die angedeuteten Feinheiten, welche die allgemeine Anwendbarkeit eines einzigen Festigkeitsversuches als Grundlage für die Werkstoffbeurteilung zunichte machen.

Die Verwandtschaft zwischen der Zug- und Biegefestigkeit ist zweifellos eine sehr nahe, bewirken doch sogar in beiden Fällen gleichartige Zugspannungen das Versagen des Stoffes. Trotzdem ist das Verhalten verschiedener Stoffe in beiden Prüfarten durchaus nicht immer parallel. Und wenn wir noch gar den Kerbschlagversuch zum Vergleich mit heranziehen, so ist ja allgemein bekannt, daß bei Stahl der Ausfall des Kerbschlagversuchs bei alleiniger Kenntnis der gewöhnlichen, statischen Festigkeitseigenschaften oft völlig überrascht. Wenn wir auch heute mit gewisser Berechtigung vermuten können, daß die Erklärung in einer Verschiebung der Temperatur- und Geschwindigkeitsverhältnisse zu suchen ist<sup>1</sup>, so hilft uns dies doch nicht über die Schwierigkeit hinweg, daß der Kerbschlagversuch etwas besonderes aussagt, was sonst nur in sehr umständlicher Weise

<sup>1</sup> Vgl. P. Goerens u. R. Mailänder: Forsch.-Arb. Ing.-Wes. 1927 Heft 295 S. 18—34.

feststellbar ist<sup>1</sup>. Zur Zeit ist sogar ein heftiger Streit darüber entbrannt, welche Bedeutung der Kerbzähigkeit eines Stahls zukommt und ob es notwendig ist, den Kerbschlagversuch für gewisse Zwecke als zusätzliche Abnahmeprüfung einzuführen. Von der einen Seite werden die Undurchsichtigkeit und Unsicherheit dieser Werte, sowie die zusätzliche wirtschaftliche Belastung, von der anderen die Unersetzlichkeit als besonders wichtige Merkmale angesprochen.

Es kann keine Meinungsverschiedenheit darüber bestehen, ob ein Dutzend Versuche über die Eigenschaften eines Werkstoffes oder Konstruktionsteiles mehr aussagen als ein einziger Versuch. Der Wert zusätzlicher Prüfungen nimmt jedoch in der Regel, falls man nicht geradezu eine Betriebsprüfung macht, mit ihrer Anzahl schnell ab; d. h. man nähert sich mit der Vermehrung der Prüfverfahren nur sehr langsam und asymptotisch dem erhofften Ziel völliger Sicherheit. Die Mannigfaltigkeit der Prüfverfahren ist immer noch verschwindend gegenüber der Mannigfaltigkeit praktischer Beanspruchungen. Keine noch so gründliche vorherige Prüfung wird das Eintreten von Schadensfällen völlig verhindern können. Und psychologisch dürfte eine gar zu große Vielzahl schematischer Prüfverfahren noch den Nachteil haben, das persönliche Verantwortungsgefühl abzuschwächen. In der Regel gewinnt man einen erheblich besseren Einblick in das Verhalten des Werkstoffes und damit eine erhöhte persönliche Sicherheit, wenn man zusätzlich einige gut durchdachte, den besonderen Verwendungsbedingungen angepaßte Orientierungsversuche durchführt.

#### 4. Veränderungen der mechanischen Eigenschaften durch Kaltverformung.

Die durch Kaltverformung bewirkten Veränderungen der Festigkeitseigenschaften sind für die meisten Stoffe, wie die im folgenden gebrachten Abbildungen zeigen, sehr ähnlich. Sie bestehen darin, daß nach Abb. 1 u. ff., eine Gruppe von Eigenschaften, die man unter dem Sammelbegriff Verformungswiderstand zusammenfaßt, wie Elastizitäts- und Streckgrenze, Festigkeit, Härte usw. mit zunehmendem Reckgrad ansteigen, während die Dehnung im Zugversuch und die Tiefung im Erichsenapparat abfallen.

Nicht ganz klar ist dagegen das Verhalten der Einschnürung im Zugversuch, von der öfters beobachtet ist, daß sie durch kleine Kaltverformungen erhöht wird (vgl. Abb. 17 in Nr. 9)<sup>2</sup>. Da diese Größe vielfach als ein besonders zuverlässiges Kriterium für das Formänderungsvermögen eines Werkstoffes gewertet wird, würde daraus folgen, daß kleine Reckungen, wie sie beim Richten und Glätten durch Dehnen und Abwalzen üblich sind, den Werkstoff im Hinblick auf sein Formänderungsvermögen keineswegs schwächen, sondern eher noch verbessern würden, obwohl damit stets ein gewisser Abfall der Dehnung verbunden ist. Ob dies wirklich zutrifft, z. B. in bezug auf die Biege- und Verdrillungsfähigkeit, ist bisher anscheinend nicht festgestellt worden. Es kann jedoch als sicher angenommen werden, daß kleine Verformungen in dieser Beziehung

<sup>1</sup> Vgl. W. Kuntze: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 2 (1928/29) S. 109—117; Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 992—998, 1011—1017; Z. VDI Bd. 74 (1930) S. 78—82.

<sup>2</sup> Striebeck, R.: Z. VDI Bd. 53 (1909) S. 241—250; Forsch.-Arb. Ing.-Wes. 1910 Heft 85 S. 33—51. Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67.

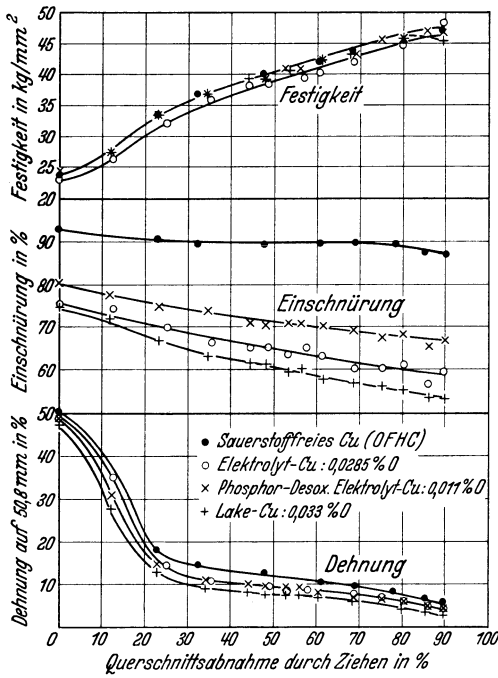


Abb. 1. Einfluß des Ziehens auf die Festigkeitseigenschaften verschiedener Kupfersorten. (Nach Webster, Christie und Pratt.)

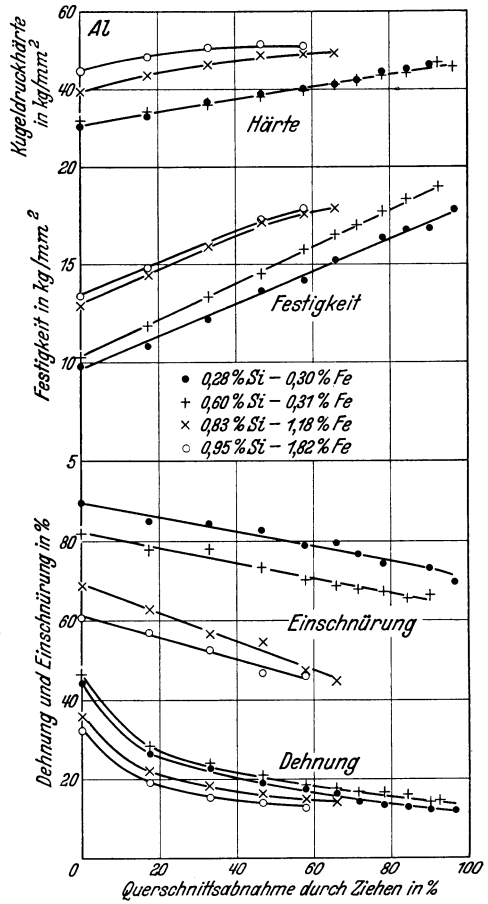


Abb. 2. Einfluß des Ziehens auf die Festigkeitseigenschaften von warmgewalztem Aluminium verschiedenen Reinheitsgrades. (Nach Reinhardt.)

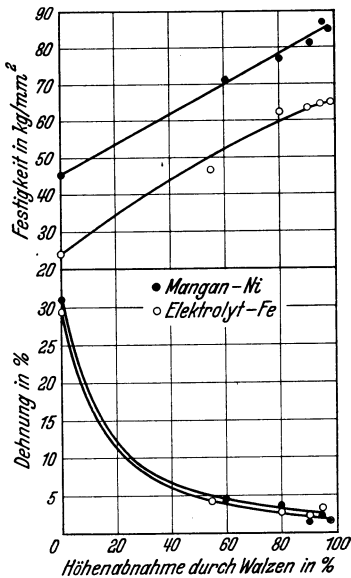


Abb. 3. Einfluß des Walzens auf Festigkeit und Dehnung von Nickel und Eisen. (Nach Körber und Hoff.)

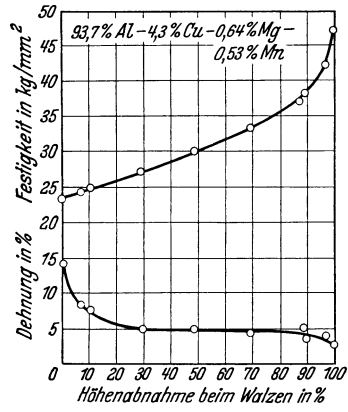


Abb. 4. Einfluß des Walzens auf Festigkeit und Dehnung von Duralumin. (Nach Bachmetew.)

zumindestens unschädlich sind. Diese Zusammenhänge werden in Nr. 9 noch genauer besprochen.

In Übereinstimmung mit dem Verlauf der Einschnürung steht auch die von Kuntze festgestellte Erhöhung des Trennungswiderstandes scharf gekerbter Proben durch Kaltverformung<sup>1</sup>.

Es ist noch gelegentlich beobachtet worden, daß Festigkeit und Härte von Aluminium, Kupfer, Messing usw. mit zunehmender Kaltverformung nach Überschreitung eines Höchstwertes wieder abfallen<sup>2</sup>. Da dies anderweitigen Feststellungen bei diesen Stoffen widerspricht (vgl. Abb. 1 und 2), und ein solches Verhalten für niedrig schmelzende Stoffe kennzeichnend ist (vgl. Nr. 66 und 67) muß angenommen werden, daß in diesen Fällen die Temperatur während des Formungsvorganges infolge der dabei entwickelten Wärme so hoch gestiegen war, daß eine gewisse Entfestigung eintreten konnte.

## 5. Verfestigung verschiedener Werkstoffe.

Verschiedene Werkstoffe verfestigen sich, wie Abb. 1 usw. zeigen, in sehr verschiedenem Maße. Die Kurven für die den Verformungswiderstand kennzeichnenden Größen, die Verfestigungskurven, zeigen einen für jeden Stoff charakteristischen, mehr oder weniger steilen und gekrümmten Verlauf. Sie sind in erster Näherung unabhängig von Form und Größe des Formungsgutes und der Prüfkörper, falls der Werkstoff nur eine annähernd gleiche Vorbehandlung aufweist, also hauptsächlich gut ausgeglüht ist.

Ferner lassen sich auch, wie in Nr. 77 noch näher ausgeführt ist, verschiedene Verformungsarten auf einen Nenner bringen. Um dies zu erreichen, muß man den Reckgrad entsprechend wählen, und zwar entweder, wie es hier geschehen ist, als Querschnittsverminderung (Ziehen, Strangpressen, Dehnen)  $q$  bzw. Höhenabnahme (Walzen, Stauchen)  $\eta$  oder als Längung (bzw. Querschnittsvergrößerung

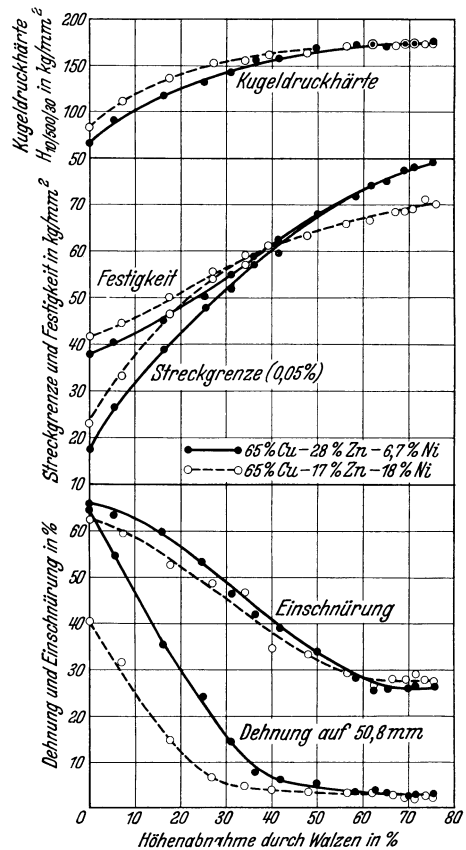


Abb. 5. Einfluß des Walzens auf die Festigkeitseigenschaften von Neusilber. (Nach Price und Davidson.)

<sup>1</sup> Kuntze, W.: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 2 (1928/29) S. 109—117; Z. VDI Bd. 73 (1929) S. 469—471, Bd. 74 (1930) S. 78—82, 231—234; Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 264—268 Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 20 (1932); Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 179—184, 343—347.

<sup>2</sup> Rawdon, H. u. H. Mutchler: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 70 (1924) S. 342—364. Freemann, J. R. u. R. F. France: Technol. Pap. Bur. Stand. 1925 Nr. 288. Körber, F. u. H. Hoff: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 10 (1928) S. 175—187.

beim Stauchen)  $\lambda$ , oder schließlich als sog. effektive Verformung  $\varepsilon$  Ludwiks. Diese Größen lassen sich gemäß folgenden Beziehungen leicht ineinander überführen (vgl. Nr. 76):

$$1 + \lambda = \frac{1}{1 - q} = \frac{1}{1 - \eta}.$$

$$\varepsilon = \ln(1 + \lambda) = \ln\left(\frac{1}{1 - q}\right) = -\ln(1 - q).$$

Für die verschiedenen Metalle und Legierungen liegen zahlreiche Bestimmungen über die Veränderung der Festigkeitseigenschaften beim Kaltwalzen und Ziehen vor. In den Anmerkungen sind eine Anzahl diesbezüglicher Untersuchungen an Aluminium<sup>1</sup> und Aluminiumlegierungen<sup>2</sup>, Kupfer<sup>3</sup>, Messing<sup>4</sup> und anderen Kupferlegierungen<sup>5</sup>, Nickel und Nickellegierungen<sup>6</sup>, Silber und Silberlegierungen<sup>7</sup>, Gold- und Goldlegierungen<sup>8</sup>, zusammengestellt. Einige ausgewählte Kurven sind in Abb. 1—5 gebracht.

## 6. Einfluß von Vorgeschichte und Reinheitsgrad auf die Verfestigung.

Die Angaben verschiedener Quellen unterscheiden sich innerhalb gewisser Grenzen voneinander. Dies kann verschiedene Gründe haben.

Die eine Ursache hierfür liegt darin, daß der Ausgangszustand eines Werkstoffes durch die Festlegung der chemischen Zusammensetzung und der Glühbehandlung nach der in der Praxis üblichen Weise nicht ausreichend beschrieben

<sup>1</sup> Reinhardt, R.: Diss. Dresden 1920. Wunder, W.: Elektrotechn. Z. Bd. 45 (1924) S. 1109—1115. Körber, F. u. H. Hoff: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 10 (1928) S. 175—187. Schwarz, O.: Forsch.-Arb. Ing.-Wes. 1929 Heft 313.

<sup>2</sup> Cohn, L.: Verh. Ver. Bef. Gewerbefleiß. Bd. 89 (1910) S. 643—654. Bachmetew, F.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 451—454.

<sup>3</sup> Grard: Rev. Métallurg. Bd. 6 (1909) S. 1069—1113. Stribeck, R.: Z. VDI Bd. 53 (1909) S. 897—901; Forsch.-Arb. Ing.-Wes. 1910 Heft 85 S. 33—51. Mathewson, C. H. u. E. M. Talheimer: Bull. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. 1916 S. 1185. Müller, W.: Forsch.-Arb. Ing.-Wes. 1918 Heft 211. Johnson, F.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 21 (1919 I) S. 335—376, Bd. 23 (1920 I) S. 443—498. Alkins, W. E.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 23 (1920 I) S. 381—442, Bd. 31 (1924 I) S. 157—163. Körber, F. u. H. Hoff: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 10 (1928) S. 175—187. Krupkowski, A.: Rev. Métallurg. Bd. 28 (1931) S. 529—545, 598—609, 641—660, Bd. 29 (1932) S. 16—33, 74—92. Webster, W. R., J. L. Christie u. R. S. Pratt: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. 1933 S. 166—169. Ancelle, A.: Rev. Métallurg. Bd. 30 (1933) S. 266—274, 309—318.

<sup>4</sup> Grard: Rev. Métallurg. Bd. 6 (1909) S. 1069—1113. Stribeck, R.: Z. VDI Bd. 53 (1909) S. 897—901; Forsch.-Arb. Ing.-Wes. 1910 Heft 85 S. 33—51. Körber, F. u. P. J. H. Wieland: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 3 (1921) S. 57—87. Bassett, W. H. u. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 55—73. Körber, F. u. H. Hoff: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 10 (1928) S. 175—187.

<sup>5</sup> Müller, W.: Forsch.-Arb. Ing.-Wes. 1918 Heft 211. Price, W. B. u. P. Davidson: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 64 (1920) S. 510—523.

<sup>6</sup> Browne, D. H. u. J. F. Thompson: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 64 (1920) S. 387—419. Körber, F. u. H. Hoff: Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 10 (1928) S. 175—187. Ancelle, A.: Rev. Métallurg. Bd. 30 (1933) S. 266—274, 309 bis 318.

<sup>7</sup> Saeftel, F. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 155—161, 258—264, 294—298. Ellis, O. W.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 755—756. Holzmann, H.: Festschrift Siebert, S. 121—148. Hanau 1931.

<sup>8</sup> Carter, F. E.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 786 bis 803.

ist. Sowohl der Reinheitsgrad als auch die sonstige Vorgeschichte des Halbfabrikates können die Eigenschaften des „gleichen“ Stoffes im „gleichen“ Zustand nicht unerheblich schwanken lassen. Grundsätzlich wirken sich dabei alle Faktoren, welche die Festigkeitseigenschaften des geglühten Werkstoffes beeinflussen, auch in einer entsprechenden Verlagerung der Verfestigungskurven aus.

Die Vorbehandlung ist bei wirklich reinen Metallen von geringem Einfluß auf die Verfestigung. Festgestellt ist bei Kupfer ein Einfluß des Reckgrades vor der letzten Glühung<sup>1</sup>. Die Festigkeitseigenschaften von einfach aufgebauten Legierungen (Mischkristallen) können auch weiterhin erheblich von der Höhe der Glüh-temperatur abhängen (vgl. Nr. 28)<sup>2</sup>. Abb. 6 zeigt dies am Beispiel eines Messings (Ms 67) nach Bassett und Davis.

Noch stärkere Wirkungen kann die Abkühlungsgeschwindigkeit nach der Glühung haben, und zwar bei solchen Stoffen, die wärmebehandelbar sind. In manchen Metallen rufen schon gewisse Verunreinigungen, wie z. B. Silizium in Aluminium, Aushärtungseffekte hervor (vgl. Nr. 30). Bei derartigen Legierungen, die beabsichtigte oder unbeabsichtigte vergütende Bestandteile enthalten, ist auch der Reinheitsgrad von besonders starkem Einfluß.

Dagegen ist die Wirkung von kleinen Beimengungen auf die Verfestigung, etwa von 0,1%, verhältnismäßig gering, wenn sie in feste Lösung gehen. Beimengungen, die heterogene Einlagerungen bilden, wirken schließlich je nach der Form und dem Volumen der eingelagerten Kristalle, sehr verschieden. Hauptsächlich schädigen sie das Formänderungsvermögen, während sie den Verformungswiderstand kaum beeinflussen.

Die Verfestigungskurven verschiedener Kupfersorten in Abb. 1 veranschaulichen diese Wirkungen. Die Festigkeit des Elektrolytkupfers, das einen verhältnismäßig hohen Sauerstoffgehalt hat, aber im übrigen sehr rein ist, verläuft am tiefsten. Die Festigkeiten der übrigen Kupfersorten sind offenbar durch ihren Gehalt an Phosphor (0,001%!), Silber usw. etwas erhöht. Die Einschnürung ist dagegen allein vom Sauerstoffgehalt abhängig, der zwischen 0 und 0,04 Gew.-%, d. h. bis 0,6 Vol.-%, liegt. Für die Dehnung gibt es derartig einfache Beziehungen nicht.

Im übrigen wird die Veränderung der Festigkeitseigenschaften mit der Kaltverformung durch Beimengungen in dieser Größe nicht grundsätzlich verändert, sondern verschiebt sich nur entsprechend den verschiedenen Ausgangswerten.

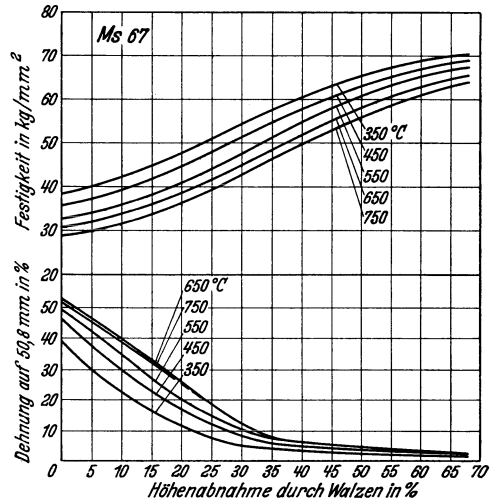


Abb. 6. Einfluß der Zwischenglühung auf die Verfestigung von Messing (Ms 67) durch Walzen. (Nach Bassett und Davis.)

<sup>1</sup> Müller, W.: Forsch.-Arb. Ing.-Wes. 1918 Heft 211.

<sup>2</sup> Upthegrove, C. u. W. G. Harbert: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 68 (1923) S. 725—734. Bassett, W. H. u. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 55—73.



## 7. Verfestigung von Legierungen.

Die Veränderung der Festigkeitseigenschaften durch stärkere Zusätze liegt meist in der Richtung, daß die Festigkeit und Härte der Stoffe gesteigert wird, während das Formänderungsvermögen abnimmt.

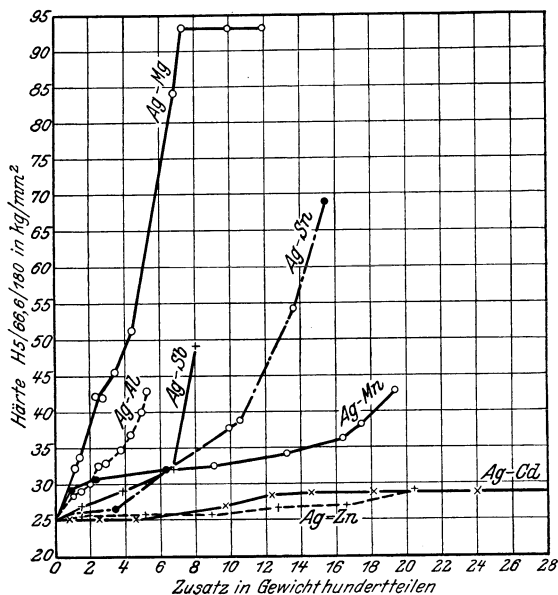


Abb. 7. Einfluß von Zusätzen auf die Härte von Silber-Mischkristallen.

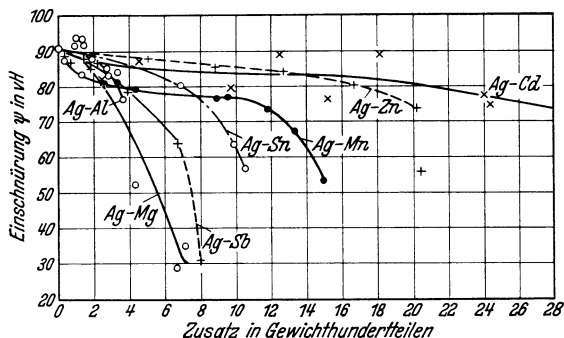


Abb. 8. Einfluß von Zusätzen auf die Einschnürung von Silber-Mischkristallen.

Ein solcher verhältnismäßig einfacher Zusammenhang gilt vor allem für Mischkristalle, bei denen wie Abb. 7 und 8 zeigen, in Zugversuchen festgestellt wird, daß die Steigerung der Festigkeit ziemlich genau der Abnahme der Einschnürung parallel geht. Das Ausmaß dieser Veränderungen ist danach für verschiedene Legierungselemente sehr verschieden. Eine größere Anzahl ordnen sich derart an, daß die Härtung durch gleiche Mengen (in Atomprozenten) etwa ihrem Spaltenabstand im periodischen System vom Grundelement parallel geht<sup>1</sup>. Die dem Kupfer und Silber sehr nahestehenden Elemente Zink und Cadmium haben dementsprechend eine besonders geringe Härtungswirkung. Von dieser Regel fallen aber anscheinend gewisse Stoffe, wie Magnesium, aus, das nach Abb. 7 und 8 trotz seiner Nähe eine starke Verfestigungswirkung auf Silber ausübt.

Weitergehend als in bezug auf die Festigkeitseigenschaften scheint diese von Norbury aufgestellte Regel für die elektrische Leitfähigkeit gültig zu sein<sup>2</sup>.

Eine bei der Verarbeitung auffallende Eigenschaft ist das Verfestigungsvermögen der Werkstoffe. Gewisse Legierungen, wie die  $\alpha$ -Messinge und die austenitischen Stähle, erschweren

<sup>1</sup> Norbury, A. L.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 29 (1923 I) S. 423—444; Trans. Faraday Soc. Bd. 19 (1924) S. 586—600. Saefel, F. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 155—161, 258—264, 294—298.

<sup>2</sup> Norbury, A. L.: Trans. Faraday Soc. Bd. 17 (1921) S. 251, Bd. 19 (1924) S. 586—600; J. Inst. Met., Lond. Bd. 33 (1925 I) S. 91—95. Hansen, M. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 151—152. Linde, J. O.: Ann. Physik. [5] Bd. 10 (1931) S. 52—70, Bd. 14 (1932) S. 353—362, Bd. 15 (1932) S. 219—248. Fraenkel, W.: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 159—161.

gewisse Verarbeitungen dadurch, daß die dazu erforderliche Kraft mit dem Grad der Kaltverformung sehr stark ansteigt (vgl. Abb. 11 und 12). Diese Eigenschaft spiegelt sich auch in der hohen Dehnung dieser Stoffe (im ausgeglühten Zustande) bei Zugversuchen wieder, welche, wie durch theoretische Überlegungen nachgewiesen werden kann, in der Tat mit dem Verfestigungsvermögen in einem engen Zusammenhang steht<sup>1</sup>. Mit anderen Festigkeitseigenschaften ist dagegen ein klarer Zusammenhang nicht erkennbar. Meist liegt jedoch bei Legierungen mit starkem Verfestigungsvermögen die Streckgrenze besonders tief<sup>2</sup>. Sie lassen sich daher z. B. zunächst sehr leicht biegen, setzen aber weiteren Verformungen an der gleichen Stelle einen großen Widerstand entgegen. Im ganzen genommen spricht man aber solche Legierungen als verhältnismäßig weich an.

Legierungen mit starkem Verfestigungsvermögen finden sich vorwiegend unter den hochlegierten Mischkristallen von Kupfer,  $\gamma$ -Eisen (austenitischen Stählen)<sup>3</sup>, Silber<sup>4</sup> und vielleicht auch Nickel und Gold; während bei Aluminium und  $\alpha$ -Eisen (ferritischen Stählen) derartige Legierungen nicht bekannt sind.

Einen gewissen Einblick in die eigentümliche Veränderung der Festigkeitseigenschaften durch Legierung ergeben die in neuerer Zeit an einzelnen Kristallen von Mischkristallegerungen durchgeführten Versuche<sup>5</sup>. Diese zeigen entsprechend Abb. 9, wie die Verfestigungskurve sich in höchst eigentümlicher, aber ganz gesetzmäßiger Weise von der für reine Metalle charakteristischen Form in die davon wesentlich abweichende hochlegierter Mischkristalle ändert.

Der Einfluß heterogener Legierungsbestandteile ist dagegen viel einfacher. Wie schon im vorigen Abschnitt besprochen, werden dadurch die Verfestigungskurven nur mehr oder weniger stark verschoben. Bei Legierungen, in denen die heterogenen Bestandteile sehr fein verteilt sind, wie besonders bei den aushärtbaren Legierungen, kann dabei der Verformungswiderstand erheblich gesteigert sein. Das Formänderungsvermögen fällt aber in einem solchen Fall nicht so stark ab, wie es bei gröberer Einschlüssen der Fall ist. Über die besonderen Verhältnisse in aushärtbaren Legierungen wird im übrigen noch eingehend zu sprechen sein.

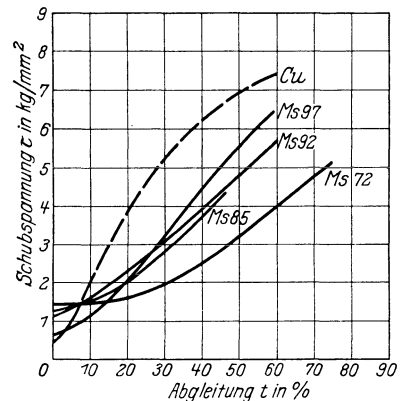


Abb. 9. Verfestigungskurven von Einzelkristallen aus Kupfer und Messing nach Zugversuchen.

<sup>1</sup> Körber, F.: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 3 (1922) S. 1—15. Saeftef, F. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 155—161, 258—264, 294—298.

<sup>2</sup> Körber, F. u. W. Rohland: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 5 (1924) S. 55—68.

<sup>3</sup> Körber, F. u. W. Rohland: a. a. O.

<sup>4</sup> Saeftef, F. u. G. Sachs: a. a. O.

<sup>5</sup> Elam, C. F.: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] Bd. 115 (1927) S. 148—166. Masima, M. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 50 (1928) S. 161—186. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 55 (1929) S. 581—620. Sachs, G. u. J. Weerts: Z. Physik Bd. 62 (1930) S. 473—493. Osswald, E.: Z. Physik Bd. 83 (1933) S. 55—78. Schmid, E. u. H. Seliger: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 409—411, 421—424.

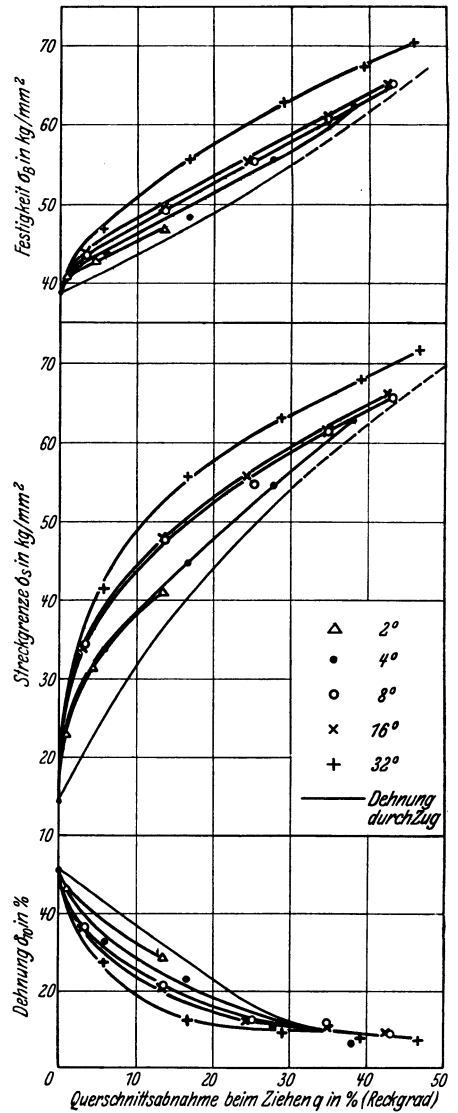
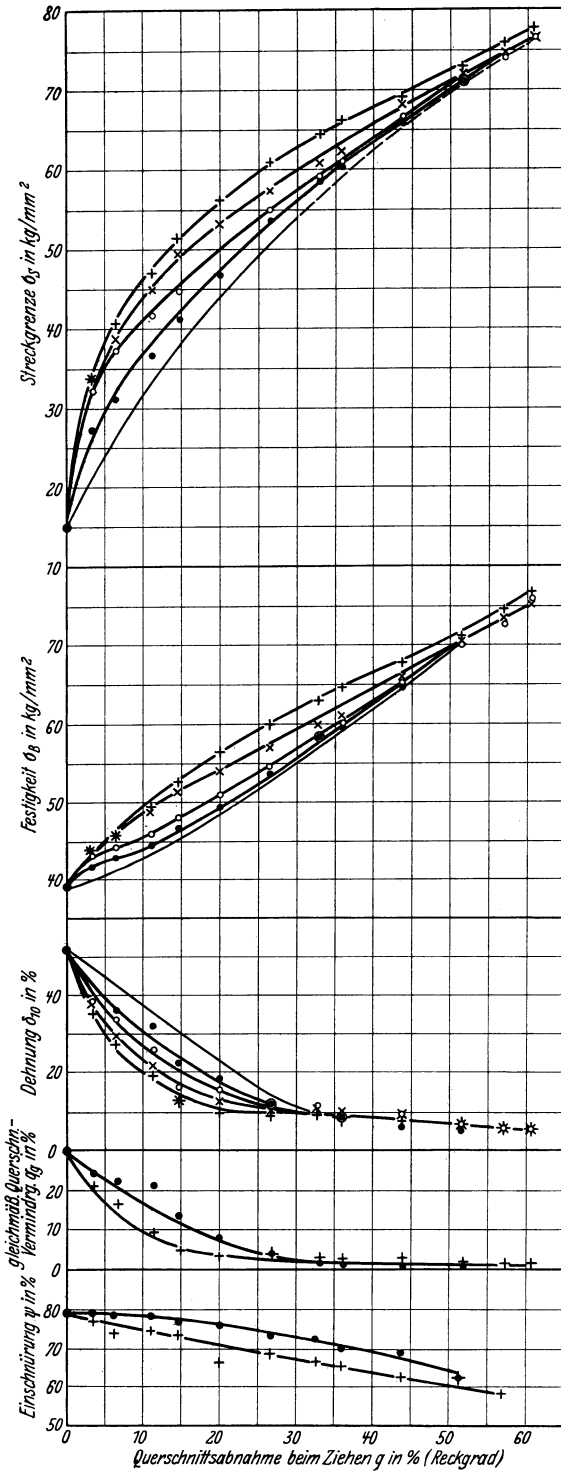


Abb. 10 und 11. Veränderung der Festigkeitseigenschaften von Messingdraht (Ms 63) beim Ziehen durch Wolframkarbidbüden und Stahldüden verschiedener Wandneigung in einem Zug.

## 8. Einfluß der Formungsbedingungen auf die Verfestigung.

In ziemlich starkem Maße können dann noch die Festigkeitseigenschaften davon abhängen, wie der Formungsvorgang im einzelnen durchgeführt wird.

Ganz besonders große Unterschiede sind entsprechend Abb. 10 und 11 an Messingdrähten, und gleicherweise auch an Stahldrähten festgestellt worden, die in konischen Düsen von verschiedenem Material und verschiedenen Neigungswinkeln einen einzigen, verschieden großen Zug erhalten haben<sup>1</sup>. Besonders nach einem kleinen Abzug kann danach die Verfestigung von geglähten Werkstoffen je nach Werkzeugmaterial und Werkzeugform sehr verschieden ausfallen, und

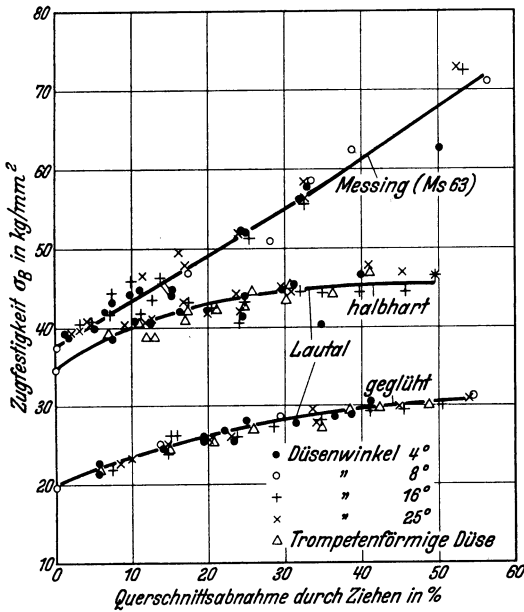


Abb. 12. Verfestigung von Messing (Ms 63)- und Lautalrohren durch Ziehen mit Düsen verschiedener Wandneigung und mit einer trompetenförmigen Düse (B).

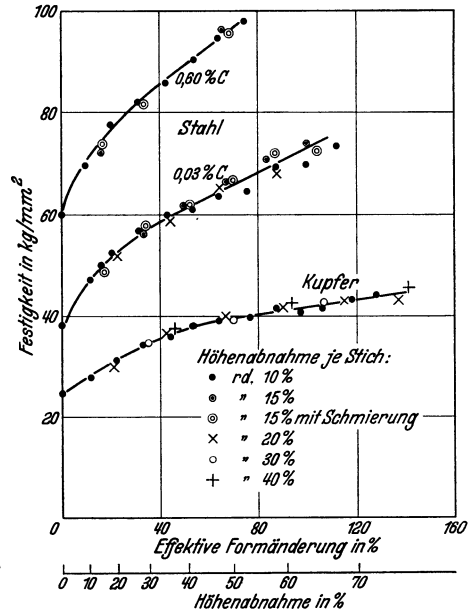


Abb. 13. Verfestigung von Kupfer und Stahl durch Walzen mit verschiedenen großen Stichen. (Nach Siebel und Pomp.)

zwar um so höher, je größer die Reibung und je steiler die Düse ist<sup>2</sup>. Bei großen Reckgraden sind die Unterschiede allerdings viel geringer. An stark vorgezogenen Drähten wurde sogar stets eine gleiche Verfestigung festgestellt. Ebenso ergab sich bei Messing- und Lautalrohren nach Abb. 12 kein nachweislicher Einfluß der Düsenform<sup>3</sup>.

Bei einem technischen Formungsvorgang wird eine größere Verformung meist nicht in einem einzigen Arbeitsgang, sondern erst in einer Anzahl von Stufen erreicht. Die in Frage kommenden Werkzeugformen variieren auch nicht in dem Maße wie in den beschriebenen Ziehversuchen; und es sind daher nur geringe Schwankungen zu erwarten. In Walzversuchen konnte nach Abb. 13 ein Einfluß der Stichgröße auf die Verfestigung überhaupt nicht beobachtet

<sup>1</sup> Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67.

<sup>2</sup> Vgl. A. Pomp, E. Siebel u. A. Houdremont: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 53—72.

<sup>3</sup> Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 395—401.

werden<sup>1</sup>. Dagegen wurde von Dawidenkow und Bugakow an Messingblech ein eigentümlicher Verlauf der Verfestigung festgestellt, der in Zusammenhang

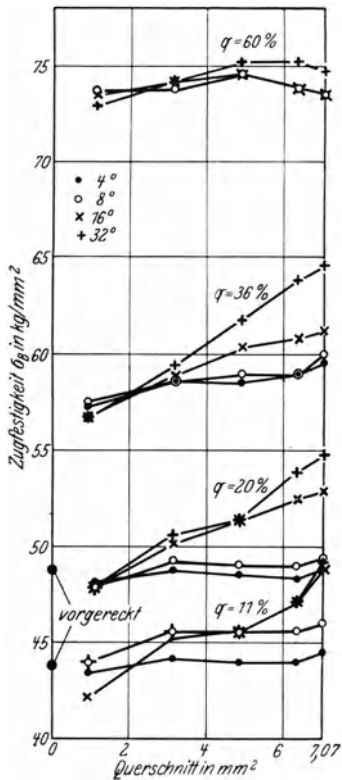


Abb. 14. Veränderung der Festigkeit von Messingdrähten (Ms 63), mit Ziehdüsen verschiedenen Öffnungswinkels gezogen, durch Abdrehen. ( $q$  = Querschnittsabnahme.)

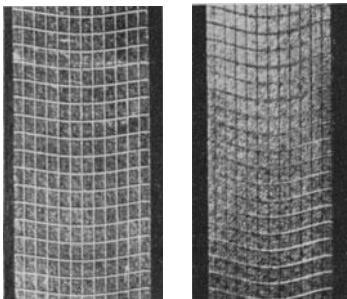


Abb. 15. Verzerrung eines ursprünglich quadratischen Netzes beim Ziehen von Kupferdraht durch Düsen verschiedener Wandneigung. (Nach Siebel und Hühne.)

mit den Reckspannungen gebracht und durch Anlassen geglättet werden konnte<sup>2</sup>. Beobachtungen über einen unregelmäßigen Verlauf der Verfestigung liegen auch noch an gezogenen Drähten aus Kupfer und Bronze vor<sup>3</sup>. Diese dürften wohl auch ihre Erklärung an irgendwelchen unregelmäßigen Abstufungen des Ziehvorganges finden.

Nach den Ziehversuchen an Messing liegt der innere Grund für die Schwankungen der Festigkeitseigenschaften mit den Arbeitsbedingungen daran, daß die Oberflächenschichten des Formungsgutes nach Abb. 14 erheblich stärker verfestigt sein können als der Kern. Dieser ist bei gleichen Abnahmen stets gleich stark verfestigt, und zwar ebenso stark wie ein gleich weit in der Zerreißmaschine gedehnter Draht. Die Oberflächenschichten erleiden dagegen, wie auch genaue Verformungsmessungen von Siebel und Hühne an geteilten und mit einem Netzwerk versehenen Stäben entsprechend Abb. 15 gezeigt haben, um so größere zusätzliche Schiebungen, je steiler die Düse ist<sup>4</sup>. Bei den weiteren Abzügen werden dann die zusätzlichen Schiebungen immer kleiner.

In Röntgenuntersuchungen ist sowohl an Drähten<sup>5</sup> als auch an Blechen<sup>6</sup> eine unregelmäßige und ver-

<sup>1</sup> Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 73—85.

<sup>2</sup> Dawidenkow, N. u. W. Bugakow: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 1—16.

<sup>3</sup> Alkins, W. E.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 20 (1918 II) S. 33—60. Alkins, W. E. u. W. Cartwright: J. Inst. Met., Lond. Bd. 26 (1921 II) S. 203—236.

<sup>4</sup> Unckel, H.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 323 bis 330. Siebel, E. u. H. Hühne: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 43—62. Siebel, E.: Die Formgebung im bildsamen Zustande. Düsseldorf 1932. Taylor, G. J. u. H. Quinney: J. Inst. Met., Lond. Bd. 49 (1932 II) S. 187—202.

<sup>5</sup> Schmid, E. u. G. Wassermann: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 779—794; Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 325—327. Greenwood, G.: Z. Kristallogr. Bd. 72 (1929) S. 309—317, Bd. 13 (1930) S. 442, Bd. 78 (1931) S. 242—250. Drier, R. W. u. C. T. Eddy: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 140—150. Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67. Vargha, G. v. u. G. Wassermann: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 310—313.

<sup>6</sup> Schmid, E. u. G. Wassermann: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 698—702. Edmunds, G. u. M. L. Fuller: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1932 S. 175—189. Vargha, G. v. u. G. Wassermann: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 511—513.

lagerte Verformung der Oberflächenschichten gegenüber dem Kern festgestellt worden.

Bei gezogenen Drähten ist eine stärkere Verfestigung der Randschichten häufig festgestellt worden<sup>1</sup>. Verschiedentlich ist aber an Kupferdrähten auch eine weichere Oberfläche beobachtet worden<sup>2</sup>. Letzteres kann nur auf eine Entfestigung durch die beim Ziehen entstehende Wärme zurückgeführt werden.

Eine stärkere Verfestigung der Oberflächenschichten tritt auch beim Hämmern auf, und zwar besonders, wenn mit leichten Schlägen gearbeitet wird<sup>3</sup>.

Die bei einem Formungsvorgang möglichen Temperaturschwankungen, die teils durch den Wechsel der Raumtemperatur, teils durch die allmähliche Aufheizung der Werkstoffe, Werkzeuge und Schmiermittel infolge der in Wärme umgesetzten Formungsarbeit bedingt sind, beeinflussen ebenfalls die Verfestigung. Bei fast allen Werkstoffen fällt die Verfestigung im Temperaturgebiet der Kaltverformung um so schwächer aus, je höher die wirkliche Temperatur während der Formung ist<sup>4</sup>. Schon die geringen Schwankungen der Raumtemperatur können Festigkeitsunterschiede von einigen kg/mm<sup>2</sup> zur Folge haben<sup>5</sup>.

Bei Formungsvorgängen, in denen wie beim Schmieden, beim Profilwalzen, und teilweise auch beim Blechwalzen, die Beanspruchungsrichtung wechselt, ist die Verfestigung eine geringere als bei einem durchweg einsinnig durchgeführten Verformungsvorgang<sup>6</sup>.

## 9. Formänderungsvermögen und Kaltverformung.

Ein ganz grundlegendes Kennzeichen der Kaltverformung ist die allmähliche Erschöpfung des Formänderungsvermögens mit zunehmender Verfestigung des Werkstoffes.

Die technischen Erfahrungen scheinen dieser Feststellung in einigen wichtigen Fällen zu widersprechen. Bei den meisten Metallen und Legierungen ist zwar der Betrag der Kaltbearbeitung, der zwischen zwei Zwischenglühungen ohne Werkstoffschädigung angewandt werden kann, begrenzt. Einige Metalle jedoch, wie Kupfer, Aluminium, Silber und Gold, lassen sich, wenn sie genügend rein sind, auch ohne jede Zwischenglühung bis zu feinsten Drähten ausziehen und dünnsten Folien auswalzen, ohne daß sie zu Bruch gehen. Die Ursache für dieses, dem Begriff Kaltverformung scheinbar widersprechende Verhalten ist bisher nicht ganz klar. Vielleicht findet bei diesen Stoffen, deren Entfestigungstemperatur nur wenig über 100° liegt (vgl. Nr. 4), nach sehr starken Kaltverformungen doch schon allein durch die Verformungs- und Reibungswärme eine geringfügige Entfestigung statt. Für das große Formänderungsvermögen gewisser Stoffe in

<sup>1</sup> Weiß, L.: Z. Metallkde. Bd. 14 (1922) S. 160—172, Bd. 20 (1928) S. 118—121. Schwarz, O.: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 198—202. Siebel, E. u. H. Hühne: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 43—62.

<sup>2</sup> Schmid, E. u. G. Wassermann: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 325—327. Weiß, L.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 118—121.

<sup>3</sup> Sykes, W. P. u. A. C. Ellsworth: Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. Bd. 17 (1930) S. 509—526.

<sup>4</sup> Körber, F. u. W. Rohland: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 5 (1924) S. 55—68.

<sup>5</sup> Zagorski, J.: Diss. Techn. Hochsch. Berlin 1929.

<sup>6</sup> Sachs, G. u. E. Schiebold: Z. VDI Bd. 69 (1925) S. 1557—1561, 1601—1604. Holzmann, P.: Festschrift Siebert, S. 121—148. Hanau 1931.

bestimmten Formungen ist es auch noch von Bedeutung, daß in solchen Vorgängen, in denen die Umformung hauptsächlich durch umfassende Drücke bewirkt wird, das Formänderungsvermögen wesentlich erhöht ist. Besonders wichtig ist es ferner, daß dabei an keiner Stelle des Formungsgutes wesentliche Zugspannungen auftreten. Physikalische Untersuchungen an Marmor und gegossenem Zink haben sogar gezeigt, daß diese bei Zugbeanspruchung ganz spröden Stoffe unter genügend hohem Druck bildsam werden<sup>1</sup>. Wenn auch für die der Kaltverformung unterworfenen Metalle etwas Näheres über diese Zusammenhänge nicht bekannt ist, so kann doch kein Zweifel darüber herrschen, daß sie sich grundsätzlich gleichartig verhalten<sup>2</sup>.

Allerdings dürfte in dieser Beziehung noch der Gefügebau des betreffenden Stoffes von erheblichem Einfluß sein. Die praktische Erfahrung, daß ein höherer Sauerstoffgehalt im Kupfer sich beim Walzen viel weniger bemerkbar macht

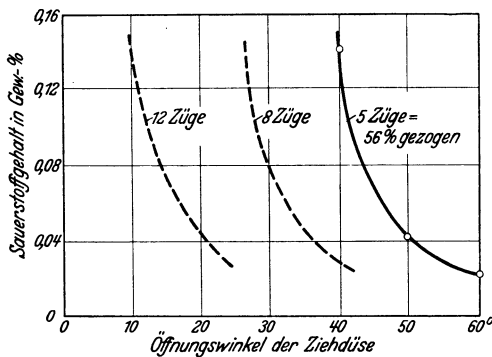


Abb. 16. Einfluß des Sauerstoffgehalts und des Düsenwinkels auf die Ziehbarkeit von Kupfer-Feindraht. (Nach Remmers.)

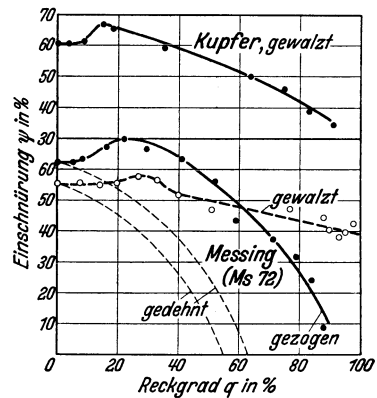


Abb. 17. Veränderung des Formänderungsvermögens (Einschnürung beim Zugversuch) beim Walzen, Ziehen und Dehnen von Kupfer und Messing. (Nach Versuchen von Striebeck.)

als beim Ziehen, erklärt sich befriedigend dadurch, daß die Kupferoxydul-einschlüsse nur ein geringes Hindernis für den Materialfluß unter Druck bieten, unter Zugbeanspruchung aber Stellen eines schwachen Werkstoffzusammenhanges darstellen und fast wie Hohlstellen (Kerben) wirken. Kleine Sauerstoffgehalte setzen also die Einschnürung beim Zugversuch in beträchtlichem Maße herab (vgl. Abb. 1 in Nr. 4). Infolgedessen macht sich auch nach den Versuchen von Remmers in Abb. 16 der Sauerstoffgehalt beim Ziehen von Kupfer-Feindraht um so unangenehmer bemerkbar, je steiler die Ziehöse und je ungleichmäßiger dementsprechend der Materialfluß ist (vgl. Nr. 8)<sup>3</sup>.

Eine ähnliche Erklärung wird wohl auch für die schon in Nr. 4 erwähnte Erhöhung der Einschnürung beim Zugversuch durch Walzen und Ziehen gelten. Während die Einschnürung beim Dehnen naturgemäß entsprechend der dadurch bewirkten Querschnittsabnahme ständig fällt, kann sie nach den Versuchen von Striebeck in Abb. 17 durch Walzen und Ziehen zunächst — trotz der stärkeren

<sup>1</sup> Kármán, T. v.: Z. VDI Bd. 55 (1911) S. 1749—1757; Forschungsarb. VDI 1912 Heft 118 S. 37—68. Böcker, R.: Forschungsarb. VDI 1915 Heft 175—176.

<sup>2</sup> Siebel, E. u. A. Maier: Z. VDI Bd. 77 (1933) S. 1345—1349.

<sup>3</sup> Remmers, W. E.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 107—120.

Verfestigung gegenüber dem Dehnen — merklich erhöht sein, und verläuft dann immer erheblich höher als bei gedehnten Proben<sup>1</sup>. Auch tritt hierbei deutlich sowohl die günstige Wirkung des Walzens gegenüber dem Ziehen, als auch das von der Praxis her bekannte günstigere Verhalten des Kupfers gegenüber Messing hervor. Die verhältnismäßig geringe Einschnürung des Kupfers beim Zugversuch, die auf die ungünstige Wirkung der Kupferoxydteilchen bei Zugbeanspruchungen zurückzuführen ist, gibt also keinen eindeutigen Aufschluß über das Verhalten bei Formungsvorgängen, bei denen wie beim Walzen Druckspannungen ausschlaggebend sind.

Es sind demnach wahrscheinlich derartige Zusammenhänge, welche das Auftreten der mannigfaltigsten Brucherscheinungen bei der Verarbeitung der Metalle, und zwar gleicherweise bei der Kalt- wie auch der Warmverformung bestimmen. Leider liegen keine eingehenderen Untersuchungen über diese wichtige Frage vor.

Einen Einblick in den Einfluß von Beimengungen auf das Verhalten bei Formungsvorgängen geben noch die in Abb. 18 nach Versuchen von Reinhardt aufgetragenen Querschnittsabnahmen, welche Aluminiumdrähte verschiedenen Reinheitsgrades beim Ziehen vertragen, ohne daß Fehler auftreten<sup>2</sup>.

Es gibt dann noch einige Stoffe, deren Formänderungsvermögen durch Kaltverformung in einem ganz auffallenden Maße gesteigert wird. Es sind dies von den technisch wichtigen Metallen Zink, Wolfram und Molybdän. Auf die genaueren Zusammenhänge hierbei wird in Nr. 57 noch näher eingegangen.

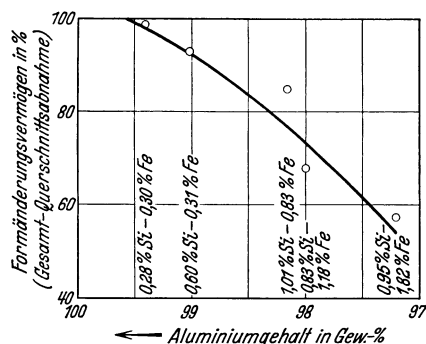


Abb. 18. Formänderungsvermögen von Aluminiumdraht verschiedenen Reinheitsgrades. (Nach Versuchen von Reinhardt.)

## 10. Formänderungsvermögen und Stoffzustand.

Das Formänderungsvermögen eines bestimmten Stoffes bei einem Formungsvorgang kann auch noch in erheblichem Maße von seinem Ausgangszustand abhängig sein.

Eine Kaltverformung des Gußzustandes ist nur bei wenigen Stoffen, wie Edelmetallen<sup>3</sup> und Bronzen<sup>4</sup> allgemein üblich. Die Verformung eines Gußblockes bietet in der Regel — sowohl in der Wärme wie in der Kälte — viel größere Schwierigkeiten als die des gleichen Werkstoffes in durchgearbeitetem und ausgeglühtem Zustande. Es liegt dies an der Undichtigkeit der meisten Güsse und ihrer Ungleichmäßigkeit in bezug auf Zusammensetzung, Korngröße, Verteilung der heterogenen Beimengungen usw. Im Gußzustande sind viele, besonders härtere Werkstoffe, nur sehr begrenzt kaltverformbar. Es ist allerdings, wie im Teil Schmelzen und Gießen behandelt worden ist, durch besondere Gießverfahren

<sup>1</sup> Stribeck, R.: Z. VDI Bd. 53 (1909) S. 241—250; Forschungsarb. VDI 1910 Heft 85 S. 33—51.

<sup>2</sup> Reinhardt, R.: Diss. Dresden 1920.

<sup>3</sup> Sterner-Rainer, L.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 143—148.

<sup>4</sup> Borbeck, H.: Werkstoff-Handbuch Nichteisenmetalle, Blatt F 5.



möglich, den Gußzustand erheblich zu verbessern und damit viele Verarbeitungsschwierigkeiten zu beseitigen.

Durch eine Warmverformung wird dann das Formänderungsvermögen härterer Werkstoffe gegenüber dem Gußzustande stark verbessert.

Das Formänderungsvermögen vieler Werkstoffe in verarbeitetem und ausgeglühtem Zustande erreicht den höchsten Wert, wenn sie bei möglichst niedrigen Temperaturen ausgeglüht sind. Manche Werkstoffe sind zwar gegen hohe Glüh-temperaturen ganz unempfindlich; und ein grobkörniges Gefüge ist dann durchaus nicht schädlich, manchmal sogar wegen des geringeren Kraftbedarfs gern gesehen. Oft geht aber mit einem grobkörnigen Gefüge eine Ansammlung von Beimengungen an den Korngrenzen in gröberer Form vor sich, welche die Verarbeitbarkeit erheblich beeinträchtigen. Daneben wirken sich unter Umständen noch chemische Veränderungen der Oberflächenschichten besonders schädlich aus (vgl. Nr. 50).

Bei anderen Legierungen wieder können durch das Glühen Zustandsänderungen ausgelöst werden, welche das Formänderungsvermögen erheblich beeinträchtigen (vgl. Nr. 30). Legierungen, in denen Umwandlungen oder Ausscheidungsvorgänge eintreten können, erfordern aus diesem Grunde eine ganz besonders sorgfältige Leitung des Glühvorganges, die von Fall zu Fall sehr verschieden sein kann.

## 11. Prüfung des Formänderungsvermögens.

Das Formänderungsvermögen eines Werkstoffes ist gegeben durch den Reckgrad, den er ohne Schädigungen in einem Verformungsvorgang verträgt. Da das Formänderungsvermögen von den verschiedensten Faktoren in einer bisher noch ganz undurchsichtigen Weise abhängt, kann ein wirklicher Aufschluß darüber auch nur aus dem betreffenden Verformungsvorgang heraus gewonnen werden. Das Formänderungsvermögen beim Draht- und Stangenziehen etwa wird durch die Querschnittsabnahme angegeben, bis zu der sich der Draht bei mehrfacher Wiederholung des Ziehvorganges noch ziehen läßt, ohne Risse im Innern oder an der Oberfläche zu bilden (vgl. Abb. 16 und 18). Beim Walzen ist es entsprechend die Höhenabnahme oder Längung bis zur beginnenden Rißbildung.

Es besteht naturgemäß auch ein Bedürfnis danach, derartige Aufschlüsse ohne umständliche und schwer einheitlich zu gestaltende Zieh- oder Walzversuche zu gewinnen. Dies ist, wie schon mehrfach erwähnt, nur sehr bedingt möglich; und die Kennwerte, die durch einfachere Festigkeitsprüfungen bestimmt werden, geben oft nur für ähnliche Beanspruchungen einen genügend genauen Anhalt über das Verhalten des Werkstoffes.

Derartige Prüfungen<sup>1</sup> sind für Drähte der Hin- und Herbiegeversuch und der Verwindeversuch, für Bleche der Hin- und Herbiegeversuch, für Rohre technologische Versuche verschiedener Art, für Stangen Biege- und Faltversuche, auch Kerbschlagversuche und Druckversuche. Der am häufigsten und allgemeinsten verwandte Zugversuch liefert in der Einschnürung ein gewisses Maß für das Formänderungsvermögen. Für Bleche, deren Einschnürung in Zugversuchen sehr schwer zu messen ist, kann eine Kennziffer, die etwa die gleiche Bedeutung hat, durch einen besonderen Tiefungsversuch ermittelt werden (vgl. Nr. 116).

<sup>1</sup> Vgl. Werkstoff-Handbuch Nichteisenmetalle.

Sehr mit Vorsicht zu bewerten sind dagegen die Dehnung beim Zugversuch, sowie bei Blechen die mit ihr in Beziehung stehenden Kennwerte der verschiedenen Tiefungsversuche (vgl. Nr. 116). Sie haben eine sehr verwickelte Bedeutung und kennzeichnen mehr das Ausmaß der Verfestigung (Verfestigungsvermögen) als das Formänderungsvermögen. Bei einem geglühten Werkstoff zeigt sich allerdings eine vorangegangene plastische Verformung, welche das Formänderungsvermögen herabsetzt, am schärfsten und anschaulichsten, aber auch übertrieben, in der Verringerung der Dehnung an (vgl. Abb. 1 u. ff). Bei der Beurteilung eines Werkstoffes nach der Dehnung ist daher eine ganz besondere Vorsicht angebracht, wenn man vor Fehlschlüssen bewahrt bleiben will. Ein Vergleich verschiedener Stoffe auf der Basis der Dehnung ist ganz abwegig. Das Formänderungsvermögen einer Zinnbronze oder eines austenitischen Stahls, die extrem hohe Dehnungen aufweisen, ist viel geringer als das von Aluminium, sogar in vorgerecktem Zustande, wo dessen Dehnung verschwindend ist.

## 12. Umformungsfähigkeit.

Vom Formänderungsvermögen streng zu unterscheiden ist die „Umformungsfähigkeit“ in einem bestimmten Formungsvorgang. Letztere ist durch den Verformungsbetrag gegeben, welche der Werkstoff bei einer einmaligen Umformung, einer Formungsstufe — Stich beim Walzen, Zug beim Ziehen — verträgt.

Bei den Ziehvorgängen ist die Umformungsfähigkeit dadurch begrenzt, daß die Übertragung des Kraftbedarfs über den Werkstoff erfolgt, der, wie Abb. 19 und 20 veranschaulichen sollen, nur bis zu seiner Festigkeit beansprucht werden kann.

Versuche und rechnerische Überlegungen zeigen, daß eine Stange oder ein Draht in einem Zuge höchstens um etwa 60%<sup>1</sup>, ein Rohr um etwa 70%<sup>2</sup> Querschnittsverminderung abgezogen werden kann. Ein runder Zuschnitt oder Hohlkörper kann in einem Zuge in einen Hohlkörper vom 0,4fachen seines Durchmesser tiefgezogen werden<sup>3</sup>. Eine Steigerung der Umformungsfähigkeit über diese Werte hinaus ist grundsätzlich unmöglich.

Beim Walzen ist die Umformungsfähigkeit eine reine Maschinengröße, insofern als die Oberfläche des Walzgutes mit der Walzenoberfläche nicht einen zu großen Winkel einschließen darf. Ist dieser Greifwinkel überschritten, so wird das Walzgut nicht erfaßt. Die Größe des Greifwinkels hängt von den Reibungsverhältnissen zwischen Walzgut und Walze ab (vgl. Nr. 105).

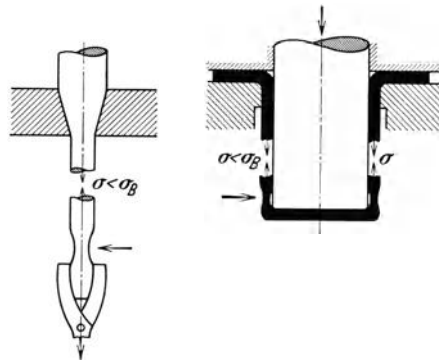


Abb. 19. Stangenziehen. Abb. 20. Tiefziehen.

Abb. 19 und 20. Schematische Darstellung der Grenzbeanspruchung bei Ziehvorgängen.

<sup>1</sup> Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67.

<sup>2</sup> Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 395—401.

<sup>3</sup> Sellin, Willi: Ber. Betriebswiss.-Arb. Bd. 3 (1930) S. 18—35. Herrmann, L. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934).

In Stauch- und Preßvorgängen ist die Umformungsfähigkeit eigentlich unbegrenzt. Praktisch wird sie aber, wie auch meist beim Walzen, durch die Festigkeit oder Leistung der Formungsmaschine bestimmt.

Die neuere Entwicklung im Formungsmaschinenbau zur Erzielung erhöhter Wirtschaftlichkeit geht teils dahin, die Umformungsfähigkeit durch eine sehr große Maschine — Schmiedepresse, Strangpresse — weitgehend auszunutzen, teils dahin, durch dichte Hintereinanderschaltung vieler kleinerer Maschinen — Walzenstraßen, Mehrfachziehmaschinen — eine schnelle Umformung in kleineren Stufen durchzuführen.

### 13. Praktische Anforderungen an die Werkstoffeigenschaften.

Die Anforderungen, welche die praktische Verwendung der Metalle an ihre Eigenschaften stellt, sind sehr mannigfaltig; und in vielen Fällen können die durch die Verfestigung möglichen Veränderungen von erheblichem Nutzen sein.

Ein großer Teil der Anwendungsgebiete für die Metalle stützt sich auf ihre Bildungsamkeit. Wo Drahtabschnitte zu Schrauben geschlagen, Blechzuschnitte zu tiefen Hohlkörpern gezogen werden usw., wird heute fast ausnahmslos ein durch entsprechende Glühung weich und feinkörnig gemachtes Material benutzt (vgl. Nr. 32). Kleine Kaltverformungen, wie sie durch das Richten hineinkommen, werden meist zugelassen, da man von ihnen weder Nachteile noch Vorteile in bezug auf das Formänderungsvermögen erwartet.

Vielfach macht sich aber für den Verbraucher eine zu große Weichheit eines Metallfabrikates störend bemerkbar. Meist versucht man diesem Übelstand, wo er gar zu unangenehm empfunden wird, durch Wahl eines im geglühten Zustande härteren Werkstoffes zu begegnen. Von der anderen Möglichkeit, einen durch Verfestigung gehärteten Werkstoff zu verwenden, wird erst in neuerer Zeit häufiger Gebrauch gemacht. Große Werke, die ihre Ansprüche genau kennen, haben allmählich erkannt, daß ein härterer Verfestigungszustand für viele Arbeiten günstiger ist als eine härtere Legierung. In der weiteren Öffentlichkeit findet man aber oft ein gewisses Vorurteil gegen die Verwendung eines vorverfestigten Stoffes, das sich wohl größtenteils auf eine ganz einseitige Beurteilung der Dehnung und des Tiefungswertes stützt, die beide schon durch kleine Kaltverformungen unverhältnismäßig stark abfallen. Dieses Vorurteil ist aber zum erheblichen Teil unberechtigt.

Es kann sogar, wie in Nr. 9 gezeigt, ein schwach abgewalztes Blech ein besseres Formänderungsvermögen aufweisen, als ein ganz weiches, trotz nicht unerheblicher Steigerung der Festigkeit und Härte auf Kosten der Dehnung. Verschiedene Versuche haben gezeigt, daß ein solcher Zustand das Verhalten beim Formungsvorgang, z. B. die Größe des beim Tiefziehen möglichen Abzuges, d. h. die Tiefziehfähigkeit, durchaus nicht ungünstig beeinflusst, sondern eher noch verbessert<sup>1</sup>. In der Praxis scheint von diesen Erkenntnissen gelegentlich Gebrauch gemacht zu werden; eine allgemeine Anerkennung haben aber diese Vorteile von schwach vorverformten Material bisher noch nicht gefunden.

Es gibt dann natürlich noch eine große Zahl von Anwendungsgebieten, wo bestimmte Sondereigenschaften verlangt werden. Über deren Veränderung durch Kaltverformung wird in den folgenden Abschnitten zu sprechen sein.

<sup>1</sup> Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 11—38. Eisenkolb, F.: Stahl u. Eisen Bd. 52 (1932) S. 357—364.

## 14. Dauerfestigkeit und Kaltverformung.

Für die Anwendung der Metalle als Baustoffe für Maschinen, Verkehrsfahrzeuge, Flugzeuge usw. ist ihre wichtigste Eigenschaft die Dauerfestigkeit. Die weitaus meisten Brüche, die bekannt geworden sind, haben sich als Ermüdungsbrüche herausgestellt.

Zur Kennzeichnung des Werkstoffes in dieser Hinsicht begnügt man sich meist mit der Feststellung der Dauerfestigkeit an Stäben, die auf umlaufende oder wechselnde Biegung beansprucht werden. Diese Biegewechselfestigkeit gibt aber das wirkliche Verhalten des Stoffes bei Ermüdungsbeanspruchung nur unvollkommen wieder, da die Art und die Grenzen der Beanspruchung sowie zusätzliche Kerb- und Korrosionswirkungen von großem, aber bisher nur in rohen Zügen erkanntem Einfluß sind. Ein umfangreiches Schrifttum in Zeitschriften und Buchform<sup>1</sup> unterrichtet über die Zusammenhänge.

Die Abhängigkeit der Dauerfestigkeit von einer Kaltverformung hat bisher wenig Beachtung gefunden. Die ersten Untersuchungen hierüber haben stark schwankende Ergebnisse gebracht, so daß man sich, im ganzen genommen, keine Vorteile von der Verwendung kaltverformten Materials für dauerbeanspruchte Konstruktionen verspricht, aber auch keine Nachteile erwartet.

Beides ist nicht ganz zutreffend. Eine Kaltverformung erhöht auch die Dauerfestigkeit beträchtlich, besonders, wenn die anscheinend schädlichen Reckspannungen durch Anlassen beseitigt werden<sup>2</sup>. Gedehte Probestäbe müssen nachpoliert werden, da andernfalls die durch das Dehnen entstehenden Oberflächenrauigkeiten die Dauerfestigkeit herabsetzen.

Erheblich größer und für die Praxis wichtiger können jedoch nach Thum die Wirkungen der Reckspannungen sein, welche in gekerbten und gelochten Konstruktionen durch Kaltverformungen erzeugt werden<sup>3</sup>. Einerseits wirken Zugspannungen an der Oberfläche auf Biegung beanspruchter Teile, wie sie etwa durch Vorstauchen gekerbter Proben erzeugt werden können, sehr ungünstig. Andererseits kann die Biegewechselfestigkeit durch Druckvorspannungen an der Oberfläche, welche die größte Zugbeanspruchung entsprechend herabsetzen, erheblich gesteigert werden. Dieser Vorteil kann bei zylindrischen Teilen und bei Gewinden durch besondere Walzverfahren erzielt werden (vgl. Nr. 110). Ganz

<sup>1</sup> Mailänder, R.: Ber. Werkstoffaussch. V. D. Eisenh. 1924 Nr. 38; Kruppsche Mh. Bd. 13 (1932) S. 56—81. Moore, H. F. u. J. B. Koppers: *The Fatigue of Metals*. New York 1927. Gough, H. J.: *The Fatigue of Metals*. New York 1927; *J. Inst. Met.*, Lond. Bd. 49 (1932 II) S. 17—90. Föppl, O., E. Becker u. G. v. Heydekampf: *Die Dauerprüfung der Werkstoffe*. Berlin 1929. Graf, O.: *Die Dauerfestigkeit der Werkstoffe und der Konstruktionselemente*. Berlin 1929. Thum, A. u. W. Buchmann: *Dauerfestigkeit und Konstruktion*. Berlin 1932. Oschatz, H.: *Gesetzmäßigkeiten des Dauerbruchs*. Berlin 1933. Herold, W.: *Wechselfestigkeit metallischer Werkstoffe*. Wien 1934.

<sup>2</sup> Moore, H. F. u. J. B. Koppers: *Univ. Illinois Bull. Engng. Exp. Stat.* Bd. 19 (1921) Nr. 8. Moore, H. F. u. T. M. Jasper: *Univ. Illinois Bull. Engng. Exp. Stat.* Bd. 20 (1923) Nr. 37, Bd. 23 (1925) Nr. 12. McAdam, D. J.: *Trans. Amer. Soc. Stl. Treat.* Bd. 8 (1925) S. 782—836. Ludwik, P. u. R. Scheu: *Metallwirtsch.* Bd. 8 (1929) S. 1—5. Thum, A. u. W. Buchmann: *Dauerfestigkeit und Konstruktion*, S. 38. Berlin 1932.

Bühler, H. u. H. Buchholtz: *Mitt. Ver. Stahlw.* Bd. 3 (1933) S. 235—248; *Stahl u. Eisen* Bd. 53 (1933) S. 1330—1332 haben neuerdings nachgewiesen, daß Zugspannungen an der Oberfläche die Biegewechselfestigkeit herabsetzen, Druckspannungen dagegen erhöhen.

<sup>3</sup> Thum, A.: *Z. VDI* Bd. 75 (1931) S. 1328—1330. Thum, A. u. H. Oschatz: *Forschg. Ing.-Wes.* Bd. 3 (1932) S. 87—93.

besonders günstig wirken derartige Behandlungen bei zusätzlicher Korrosionsbeanspruchung (Korrosionsermüdung), die bei Anwesenheit von größeren Zugspannungen die Dauerfestigkeit der meisten Stoffe sehr stark herabsetzt<sup>1</sup>.

Von gewisser Bedeutung sind dann noch die Veränderungen der Eigenschaften, welche eine Dauerbeanspruchung selber bewirkt. Ist diese hoch genug, so ruft sie stets bleibende Verformungen hervor. Deren Wirkung ist aber infolge des ständigen Richtungswechsels eine erheblich andere als die einer einsinnigen Verformung. Die Verfestigung ist gering und schwer nachweisbar<sup>2</sup>. Daneben findet eine Zerrüttung des Stoffes statt, die noch schwieriger festzustellen ist<sup>3</sup>. Auf die Dauerfestigkeit selber haben diese Erscheinungen die merkwürdige Folge, daß sie durch darunterliegende Dauerbeanspruchungen erhöht, durch darüberliegende herabgesetzt wird<sup>3</sup>. Bei langsamer Steigerung der Belastung kann die Dauerfestigkeit bis zu 30% erhöht werden<sup>4</sup>. Diese Wirkung ist auch bei an sich spröden Gußlegierungen vorhanden.

### 15. Dauerstandfestigkeit und Kaltverformung.

Was nun aber die gewöhnliche „zügige“ Beanspruchung anbetrifft, so erwartet man allgemein, daß die Tragfähigkeit (Festigkeit) durch Kaltverformung vergrößert wird. Dies ist ja geradezu der Inhalt des Begriffs Verfestigung.

Nichtsdestoweniger gibt es einen Belastungsfall, wo eine Kaltverformung die Tragfähigkeit verringert. Es ist dies die Dauerstandfestigkeit, d. h. die Unnachgiebigkeit gegenüber sehr lange wirkender Beanspruchung. Bei gewöhnlicher Temperatur ist auch dann freilich der kaltverformte Zustand erheblich widerstandsfähiger. Aber die Dauerstandfestigkeit hat einen besonderen Sinn überhaupt nur für höhere Temperaturen, wo es schon zumindestens zweifelhaft ist, ob der betreffende Stoff seine Verfestigung wirklich auf die Dauer behält. Erst von derartigen Temperaturen an sinkt nämlich der Verformungswiderstand mit der Belastungsdauer so stark ab, daß das Verhalten des Stoffes in solchen Fällen durch besondere Versuche geklärt werden muß.

Die praktische Bedeutung der Dauerstandfestigkeit ist recht groß, da viele Werkstoffe, besonders in Dampfkesseln und chemischen Apparaturen, Beanspruchungen und Temperaturen ausgesetzt sind, bei denen sie langsam nachgeben<sup>5</sup>. Die Gesetze dieser Erscheinung sind verhältnismäßig gut bekannt. Unter der Beanspruchung findet ständiges Fließen statt. Diese sehr langsame plastische Verformung, die erst in größeren Zeiträumen zu nachweisbaren Gestaltsänderungen führt, bezeichnet man als Kriechen (engl. creep). Obwohl die

<sup>1</sup> Vgl. den zusammenfassenden Bericht von H. J. Gough: J. Inst. Met., Lond. Bd. 49 (1932 II) S. 17—90.

<sup>2</sup> Memmler, K. u. K. Laute: Forschungsarb. VDI 1930 Heft 329. Schwinning, W. u. E. Strobel: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 378—381, 402—404.

<sup>3</sup> Gough, H. J.: The Fatigue of Metals. New York 1927. Laute, K. u. G. Sachs: Z. VDI Bd. 72 (1928) S. 1188—1190. Fahrenhorst, W. u. E. Schmid: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 323—328. Dawidenkow, N. u. E. Schewandin: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 710—714. Kuntze, W.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 895—897.

<sup>4</sup> Moore, H. F. u. J. B. Koppers: Univ. Illinois Bull. Engng. Exp. Stat. Bd. 19 (1921) Nr. 8. Moore, H. F. u. T. M. Jasper: Univ. Illinois Bull. Engng. Exp. Stat. Bd. 21 (1924) Nr. 39. Moore, H. F., S. W. Lyon u. N. P. Inglis: Univ. Illinois Bull. Engng. Exp. Stat. Bd. 24 (1927) Nr. 40. Wiss, W.: Diss. Darmstadt 1929; vgl. Z. VDI Bd. 73 (1929) S. 1787—1788.

<sup>5</sup> Vgl. H. W. Gillet u. H. C. Cross: Met. & Alloys Bd. 4 (1933) S. 91—98, 104.

Geschwindigkeit dabei abklingt, gibt die Feststellung der Dehngeschwindigkeit in einem gewissen Zeitraum, etwa zwischen 24 und 48 Stunden nach Versuchsbeginn, einen guten Anhalt für das Verhalten des Stoffes in der Praxis. Unstimmigkeiten bestehen noch darüber, welche Dehnungsgeschwindigkeit man als Dauerstandfestigkeit oder Dauerstandstreckgrenze für Prüf- und Abnahmezwecke einführen soll<sup>1</sup>. Man wird sich aber in der Regel wohl von Fall zu Fall überlegen müssen, wie lange die Beanspruchung dauert und welche Verformungen man dabei zulassen kann, um seine Prüfung danach einzurichten.

Die Versuchsmethodik bietet weiterhin noch dadurch Schwierigkeiten, daß nur dann ganz eindeutige Werte erhalten werden, wenn für jede Belastung (und Temperatur) je ein unbeanspruchter Probestab verwendet werden. Wechselt man dagegen am gleichen Probestab mit der Belastung, so hängt das Ergebnis von der Art der Belastungsstaffelung in nicht unerheblichem Maße ab<sup>2</sup>. Immerhin können auch derartige Werte für das Verhalten des Werkstoffes bei Temperaturen, wo alle Härtungseffekte verschwinden, als Anhalt dienen.

Ganz unsicher wird jedoch die Versuchsmethodik im Grenzgebiet von der Kaltverformung zur Warmverformung, wo im Zeitraum des Versuchs Verfestigungs- oder gar Aushärtungseffekte eintreten können.

Derartige Versuche am gleichen Werkstoff in geglühtem und kaltverformtem Zustand haben nun gezeigt, daß von einer bestimmten Temperatur ab kaltverformte Proben stärker fließen als ausgeglühte<sup>3</sup>. Die gleiche Beobachtung ist auch an niedrigschmelzenden Stoffen bei Raumtemperatur gemacht worden (vgl. Nr. 66 und 67).

In Kurzzeitversuchen findet man dagegen in der Regel auch bei hohen Temperaturen an kaltverformtem Material höhere Streckgrenzen und Festigkeiten als an geglühtem<sup>4</sup>. In der kurzen Zeitdauer solcher Versuche hält sich offenbar noch die Verfestigung, während sie bei der großen Versuchsdauer von Dauerstandversuchen verloren geht. Kurzversuche bei höheren Temperaturen haben daher für Anwendungen, wo Dauerstandbeanspruchung vorliegt, einen geringen Wert. Dagegen geben Zerreißversuche, deren Versuchsdauer auf eine größere Anzahl von Stunden bemessen wird, schon einen recht guten Anhalt zur Beurteilung der Werkstoffe im Hinblick auf ihre Dauerstandfestigkeit.

## 16. Einfluß der Probenahme auf die Festigkeitseigenschaften.

Neben den allgemeinen Veränderungen der Festigkeitseigenschaften durch Kaltverformung ist noch zu beachten, daß in einem verformten Körper die Größe eines Kennwertes davon abhängt, wie die Festigkeitsprobe entnommen wird.

Über die Unterschiede zwischen Kern- und Randzonen in verformtem Material ist schon in Nr. 8 gesprochen worden. Bei der Prüfung von Stäben, die aus größeren Stücken herausgearbeitet werden, ist hierauf Rücksicht zu nehmen.

<sup>1</sup> Vgl. Krüger: Wärme Bd. 56 (1933) S. 33—37.

<sup>2</sup> Grunert, A.: Festschrift Vakuumschmelze, S. 139—168. Hanau 1933.

<sup>3</sup> Rohn, W.: Festschrift Heraeus, S. 80—96. Hanau 1930; Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 127. Schmid, E. u. G. Wassermann: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 242—243; Mitt. Sonderheft 19 (1932) S. 33—35. Grunert, A., W. Hessenbruch u. K. Ruf: Festschrift Vakuumschmelze, S. 169—180. Hanau 1933.

<sup>4</sup> Ingall, D. H.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 30 (1923 II) S. 171—196, Bd. 32 (1924 II) S. 41—72. Martin, T.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 31 (1924 I) S. 121—156.

Einwandfrei bleibt die Prüfung von Proben in den Abmessungen, wie sie praktisch Verwendung finden sollen. Ist dies nicht möglich, so ist in Fällen, wo merkliche Unterschiede in den Eigenschaften der verschiedenen Zonen vorhanden sind und von Bedeutung sein können, eine genauere Prüfung notwendig. Dieser Fall kann auch bei geglühtem Stahl eintreten, wo infolge Blockseigerung der Kern meist härter und fester, aber auch spröder als die Randzonen ist<sup>1</sup>. Auch in Schmiedestücken aus gewissen Aluminiumlegierungen sind Seigerungen festgestellt worden<sup>2</sup>.

Es ist dann noch der Fall denkbar, daß die verschiedenen Oberflächen eines Stückes verschiedene Eigenschaften haben. Die Ursache hierfür kann mannigfaltiger Art sein, wie Gefüge- und Zusammensetzungsunterschiede bei liegendem Guß, die Lage beim Glühen, das Walzen im Paket für die äußersten Bleche usw. Diese Verschiedenheiten können z. B. für Biegearbeiten, Korrosionsbeanspruchungen usw. von einiger Bedeutung sein.

### 17. Zeilengefüge und Schichtigkeit.

Des weiteren zeigt es sich als Regel, daß in einem verarbeiteten Werkstoff, bei dem eine Streckrichtung vorherrscht, die Eigenschaften in verschiedenen Richtungen erheblich voneinander abweichen. Und zwar können, soweit sich

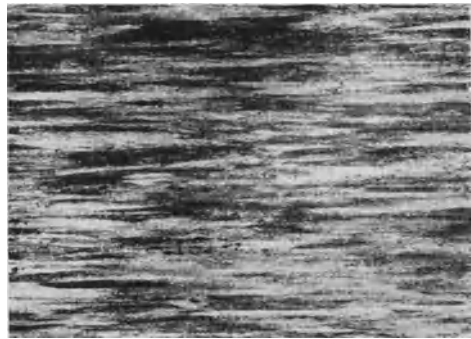
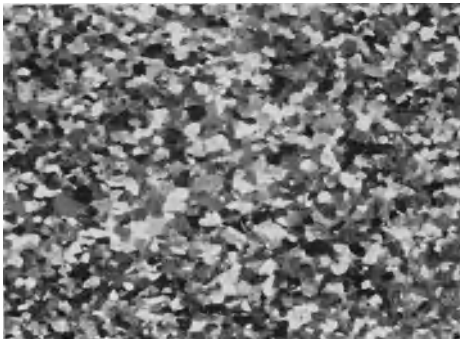


Abb. 21. Gefüge der Oberfläche eines geglühten Aluminiumblechs. Vergr. 5 ×. Geätzt mit HF + HCl.      Abb. 22. Gefüge der Oberfläche eines gewalzten Aluminiumblechs.

die darüber vorliegenden Beobachtungen zusammenfassend übersehen lassen, verschiedenartige Fälle vorliegen.

In den meisten Legierungen finden sich zwei Sorten von Kristallen. Der größere Anteil besteht stets aus bildsamen Kristallen. Diese können im gegossenen Material sehr verschiedenartig ausgebildet sein. Im warmverformten oder nach Kaltverformung ausgeglühtem Zustande besteht aber das Gefüge in der Regel entsprechend Abb. 21 aus einer Anzahl annähernd gleich großer und rundlicher Kristallite. In verwickelteren Legierungen sind oft mehrere derartige Kristallarten vorhanden. Durch eine Kaltverformung werden diese nach Abb. 22 der äußeren Gestaltsänderung entsprechend gestreckt, durch eine Glühung infolge Rekristallisation wieder in die rundliche Form übergeführt.

<sup>1</sup> Fahrenhorst, W. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 131—137.

<sup>2</sup> Steudel, H.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 131—137.

Außerdem findet sich in vielen Legierungen ein bisweilen volumenmäßig erheblicher Anteil an Kristallen, welche die Fähigkeit der Rekristallisation nicht besitzen. In Stoffen, die als Legierungsbestandteile harte Kristallarten oder als Verunreinigungen nichtmetallische Einschlüsse in beträchtlicher Menge enthalten, bleiben diese, wie Abb. 23 erkennen läßt, meist zeilenförmig in der Streckrichtung gelängt und zertrümmert. Ein solches Zeilengefüge bedingt, daß der Werkstoff senkrecht zur Streckrichtung einen erheblich schlechteren Zusammenhang als in der Streckrichtung hat.

Ein extremes Beispiel dieser Art ist Schweißbeisen, das geradezu als ein Paket von Platten, die nur notdürftig durch Schlacken zusammengeleimt sind, angesehen werden kann. In Zerreiß- und Kerbschlagproben kann man gut beobachten, wie die Schichten aufplatzen. Nichtsdestoweniger kann selbst ein solcher Stoff als



Abb. 23. Gestreckte Einschlüsse in einer Aluminiumlegierung.  
Vergr. 50×. Geätzt mit konz.  $\text{HNO}_3 + \text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ .

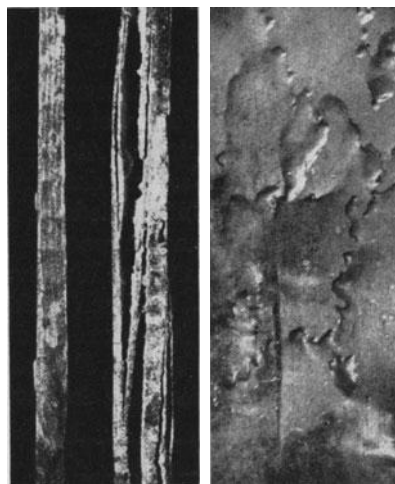


Abb. 24. Unter Seewasserangriff aufgeplatzte Bleche einer Aluminiumlegierung mit 7% Magnesium. Vergr. 3×.

Konstruktionswerkstoff gute Dienste leisten, wenn man diesem Aufbau Rechnung trägt. Beanspruchte Teile dürfen nicht herausgeschnitten, sondern müssen möglichst so geschmiedet werden, daß die Fasern der Beanspruchungsrichtung folgen<sup>1</sup>.

In geringerem Maße liegen die Verhältnisse ähnlich auch bei vielen anderen Konstruktionsstoffen, insbesondere kohlenstoffhaltigen Stählen (Einschlüsse von Zementit  $\text{Fe}_3\text{C}$ ) und hochwertigen Leichtmetallen (Einschlüsse der Kristallarten  $\text{FeAl}_3$ ,  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ,  $\text{NiAl}_3$ )<sup>2</sup>. Es scheint auch, daß hochfeste Legierungen (Chromnickelstähle, Aluminiumlegierungen höchster Festigkeit) infolge ihres meist nicht sehr großen Formänderungsvermögens besonders zu dieser Erscheinung neigen.

Jedenfalls beobachtet man bei solchen Stoffen öfters einen schichtigen oder schiefrigen Bruch, den sog. Holzfaserbruch. Auch das buchartige Aufplatzen von hartem unreinem Aluminium<sup>3</sup> und von Aluminium-Magnesium-Legierungen (Magnalium)<sup>4</sup> nach Abb. 24 hängt wahrscheinlich damit zusammen.

<sup>1</sup> Wendt, K.: Kruppsche Mh. Bd. 3 (1922) S. 121—167. Steudel, H.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 131—137.

<sup>2</sup> Steudel, H.: a. a. O.

<sup>3</sup> Heyn, E. u. O. Bauer: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Bd. 29 (1911) S. 1—28.

<sup>4</sup> Brenner, P.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 252—258.



Das Zellengefüge ist nicht allein eine Folge der Kaltverformung, sondern meist schon der Warmverformung. Manche Kristallarten, wie der Zementit im Stahl, lassen sich allerdings durch Glühung in eine weniger schädliche, rundliche Form und gleichmäßigere Anordnung überführen (einformen), da sie bei höherer Temperatur in Lösung gehen. Hierzu sind aber hohe Temperaturen und lange Glühzeiten erforderlich, die besondere Behandlungen notwendig machen. Viele Einschlüsse lassen sich überhaupt nicht einformen.

Da zudem bei warmverformten Körpern die Durcharbeitung des Werkstoffes geringer ist und die Einschlüsse daher größer bleiben, sind hier, und zwar an Schmiedestücken, auch besonders starke Wirkungen des Zellengefüges festgestellt worden. Steudel findet in Schmiedestücken aus legierten Stählen mit höherem Schlackengehalt in der Querrichtung bis 35% niedrigere Festigkeit, bis 70% niedrigere Dehnung und bis 90% niedrigere Einschnürung, während schlackenarmer Chromnickelstahl nur in der Einschnürung noch einen geringen Unterschied aufwies<sup>1</sup>. Noch viel stärker fielen die Eigenschaften in der Querrichtung bei einer nickelhaltigen Aluminiumlegierung ab. Eigene Versuche an einem größeren Schmiedestück einer Aluminiumlegierung erbrachten nach Tabelle 1 besonders große Unterschiede in der Biegezahl von Proben, die in verschiedenen Richtungen entnommen waren.

Auch für die Kalt- und Warmverformung selber bedeuten Einschlüsse natürlich eine Erschwerung. Vielfach wirken sich schon erstaunlich geringe Mengen ungünstig aus. Dies ist besonders dann der Fall, wenn sie in den Korngrenzen ein sprödes Netzwerk bilden. Derartige Verarbeitungsstörungen werden vorwiegend bei der Warmverformung festgestellt (vgl. Nr. 53).

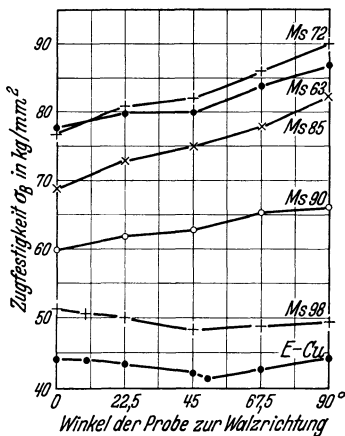


Abb. 25. Richtungsabhängigkeit (Anisotropie) der Festigkeit von Kupfer- und Messingblech.

Tabelle 1. Einfluß der Probenahme auf die Festigkeitseigenschaften in einem großen Schmiedestück aus Leichtmetall.

	Faser	⊥ Faser
Zugfestigkeit kg/mm <sup>3</sup>	37,4 37,7 37,7	35,0 31,6 34,4 34,8
Dehnung-%	28 29 27	13 10 12 15
Biegezahl	5 6 4,5	1 3/4 3/4 1 3/4

### 18. Richtungsabhängigkeit der Eigenschaften in Blechen.

Eine Richtungsabhängigkeit der Eigenschaften ist dann noch bei stark abgewalzten Blechen festgestellt worden, und zwar gerade an solchen Stoffen, die wie reine Metalle und Mischkristalle verhältnismäßig frei von heterogenen Beimengungen sind. Diese Anisotropie kann, wie zahlreiche Untersuchungen gezeigt

<sup>1</sup> Steudel, H.: a. a. O.

haben, für verschiedene Stoffe sehr verschieden sein und hängt hauptsächlich von ihrem Kristallbau ab.

Bei den regulär-flächenzentriert kristallisierenden Metallen und Legierungen treten, wie Abb. 25 zeigt, zwei verschiedene Gruppen auf<sup>1</sup>. In der einen Gruppe, die Kupfer, Aluminium und wahrscheinlich noch die meisten Metalle dieses Gitterbaues umfaßt, ist die Festigkeit bei Proben längs und quer zur Walzrichtung nahezu gleich, während unter etwa  $45^\circ$  ein schwacher Mindestwert vorhanden ist. Bei Messing<sup>2</sup> und Silber findet sich dagegen ein ständiger Abfall in der Festigkeit mit dem Winkel, den die Proben zur Walzrichtung einnehmen. Bei Messing sind noch sehr starke Unterschiede in der Biegefähigkeit festgestellt

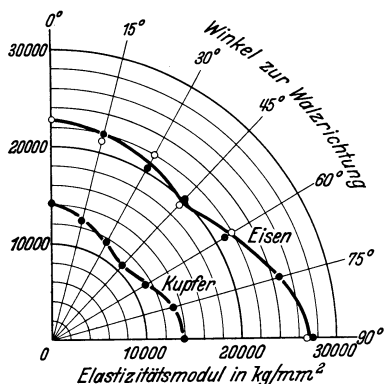


Abb. 26. Richtungsabhängigkeit des Elastizitätsmoduls in gewalztem Kupfer- und Eisenblech. (Nach Versuchen von Weerts und von Goens und Schmid.)

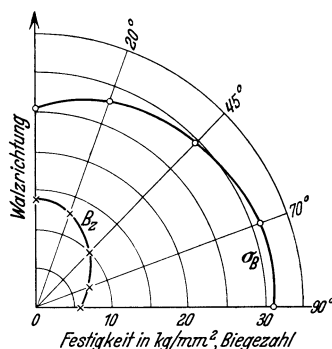


Abb. 27. Richtungsabhängigkeit der Festigkeit und Biegezahl von Zinkblech.

worden, wonach Querstreifen bei Biegearbeiten viel größere Biegeradien erfordern als Längsstreifen<sup>3</sup>.

Bei Stahl werden in der Regel eine höhere Streckgrenze und Festigkeit, sowie eine niedrigere Dehnung in der Querrichtung festgestellt<sup>4</sup>.

Entsprechend Abb. 26 ist auch bei Kupfer von Weerts<sup>5</sup> und bei Eisen von Goens und Schmid<sup>6</sup> eine starke Richtungsabhängigkeit des Elastizitätsmoduls festgestellt worden. In Zusammenhang damit steht die Tatsache, daß bei der Anregung von Blechproben mit einer Textur zu Schwingungen aufgestreutes Pulver Klangfiguren ergibt, die mit der Textur in Beziehung stehen<sup>7</sup>.

Von den physikalischen Eigenschaften sind bei regulären Metallen nur die magnetischen richtungsabhängig<sup>8</sup>.

<sup>1</sup> Bauer, O., Frhr. v. Göler u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 202—208. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 56 (1929) S. 495—502.

<sup>2</sup> Price, W. B. u. P. Davidson: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1916 S. 133.

<sup>3</sup> Straw, W. A., M. D. Helfrick u. C. R. Fischrupp: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 S. 317—328.

<sup>4</sup> Winlock, I. u. G. L. Kelley: Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. Bd. 12 (1927) S. 635—650.

<sup>5</sup> Weerts, J.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 101—103.

<sup>6</sup> Goens, E. u. E. Schmid: Naturwiss. Bd. 19 (1931) S. 520—524.

<sup>7</sup> Tammann, G. u. W. Riedelsberger: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 105—111, 149—154.

<sup>8</sup> Dahl, O. u. J. Pfaffenberger: Z. Physik Bd. 71 (1931) S. 93—105. Akulov, N. u. N. Brüchatov: Ann. Physik [6] Bd. 15 (1932) S. 741—749.

Noch stärker und vielfältiger ist die Anisotropie bei Zinkblechen. Hier ist nach Abb. 27 die Festigkeit in der Walzrichtung, die Biegefähigkeit in der Querrichtung am kleinsten<sup>1</sup>. Der Elastizitätsmodul ist in der Walzrichtung um rd. 10% kleiner als in der Querrichtung<sup>2</sup>; die Wärmedehnung ist am größten in der Richtung der Blechnormalen, in der Walzrichtung ist sie rd.  $\frac{4}{5}$  und in der Querrichtung rd.  $\frac{1}{2}$  vom Höchstwert<sup>3</sup>.

## 19. Gleiten und Zwillingsbildung.

Diese Anisotropie von Blechen erklärt sich nun dadurch, daß die Kristallite in den Blechen durch die Verformung in einer bestimmten Weise parallelgerichtet werden. Um die in technischen Körpern auf diese Einregelung der Kristalle

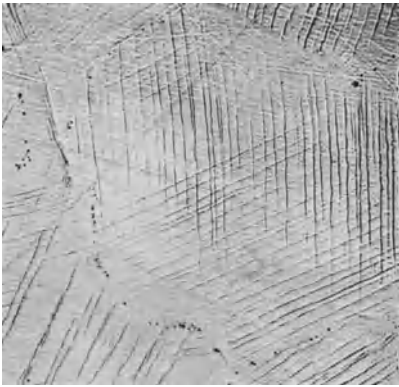


Abb. 28. Gleitlinien auf der Oberfläche eines gestauchten, polierten Kupferkörpers (gegossen). Vergr. 160  $\times$ . Ungeätzt.

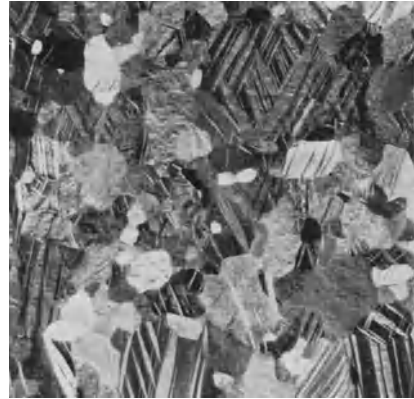


Abb. 29. Verformungszwillinge in Zink. Vergr. 8  $\times$ . Geätzt mit konz. HCl + KClO<sub>3</sub>.

zurückzuführenden Erscheinungen ganz zu übersehen, müssen wir kurz auf die Gesetzmäßigkeiten der Verformung einzelner Kristalle eingehen<sup>4</sup>.

In einem gewöhnlichen, aus vielen Kristalliten zusammengesetzten Metallkörper beobachtet man nach einer Verformung hauptsächlich zwei auffallende Veränderungen.

Ganz allgemein treten nach Abb. 28 an einer glatten Oberfläche innerhalb der einzelnen Kristalle ein, oder auch mehrere Systeme paralleler Streifen auf. Vielfach verlaufen diese Gleitlinien ziemlich gerade, gelegentlich auch, wie besonders bei Eisen, sehr unregelmäßig. Die einzelnen Kristallteile zwischen den Streifen erscheinen wenig verändert.

<sup>1</sup> Meyer, D.: Metallurgie Bd. 3 (1906) S. 53—59. Moore, H. F.: Univ. Illinois Bull. Engng. Exp. Stat. Bd. 9 (1911) Nr. 52. Ingall, D. H.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 26 (1921 II) S. 281—320. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 187—193. Bauer, O., J. Weerts u. F. Beck: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 615—618.

<sup>2</sup> Schmid, E. u. G. Wassermann: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 87—90.

<sup>3</sup> Jubitz, W.: Z. techn. Physik Bd. 7 (1926) S. 522—527. Schmid, E. u. G. Wassermann: a. a. O.

<sup>4</sup> Vgl. die zusammenfassenden Darstellungen von E. Schmid: Metallwirtsch. Bd. 7 (1928) S. 1011—1015. Sachs, G.: Handbuch der experimentellen Physik Bd. 5 (1930) S. 3—134.

Bei einigen Metallen erscheinen außerdem in den Kristallen mehr oder weniger ungleichmäßig begrenzte Streifen, die bei einer Kornflächenätzung nach Abb. 29 erkennen lassen, daß sich innerhalb der ursprünglichen Kornbereiche andere Kristalle gebildet haben. Viele dieser Zwillingsstreifen verlaufen einander parallel und reflektieren gleichartig.

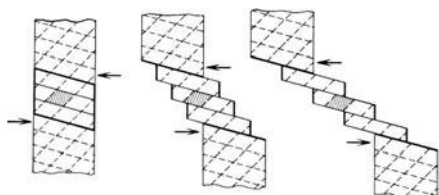


Abb. 30. Schematische Darstellung der Gleitung (Translation).

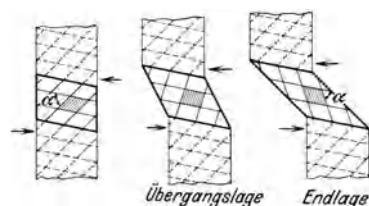


Abb. 31. Schematische Darstellung der mechanischen Zwillingsbildung (einfache Schiebung).

Man hat schon frühzeitig erkannt, daß diese Erscheinungen damit zusammenhängen, daß die Kristallite in metallischen Körpern sich bei einer plastischen Verformung ebenso verhalten, wie es von einzelnen Mineralkristallen her bekannt war<sup>1</sup>.

Danach besteht der eine Verformungsmechanismus darin, daß der Kristall entsprechend Abb. 30 in parallele Schichten aufgeteilt wird, die sich gegeneinander verschieben, ohne daß sich ihr Zusammenhang lockert. Dies ist die Translation oder (wie sie heute in der Metallkunde in gewissem Gegensatz zu der Bezeichnungsweise der Mineralogen genannt wird) die Gleitung. Da die hochsymmetrischen (kubischen) Kristalle viele derartige Gleitmöglichkeiten in verschiedenen Richtungen besitzen, lassen sie sich leicht in jede gewünschte Form überführen. Bei den niedriger symmetrischen Metallkristallen, wie Zink und Wismut, bietet dies dagegen erhebliche Schwierigkeiten.

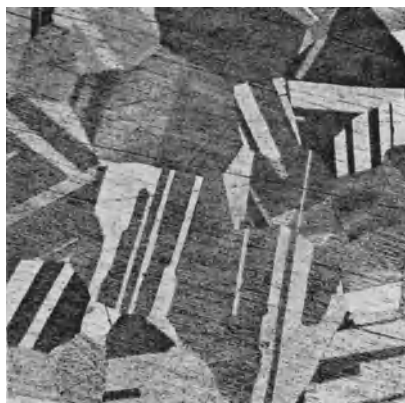


Abb. 32. Rekristallisationszwillinge in geblühtem Tombak (Ms 80). Vergr. 80 ×. Geätzt mit FeCl<sub>3</sub>.

Die andere Verformungsmöglichkeit beruht entsprechend Abb. 31 darauf, daß gewisse Teile des Kristalls in eine kristallographisch spiegelbildliche Lage umklappen. Diese einfache Schiebung oder Zwillingsbildung kommt aber nur bei einigen Kristallformen vor (Zink<sup>2</sup>, Kadmium<sup>3</sup>, Magnesium<sup>4</sup>, Zinn<sup>5</sup>, Wismut<sup>6</sup>,

<sup>1</sup> Ewing, I. A. u. W. Rosenhain: Philos. Trans. Roy. Soc., Lond. [A] Bd. 193 (1899) S. 353—375, Bd. 195 (1900) S. 279—301. Tammann, G.: Lehrbuch der Metallkunde.

<sup>2</sup> Mathewson, C. H. u. A. J. Philips: Trans. Amer. Inst. min. metallurg., Inst. Met. Div. 1927 S. 143—189, 1928 S. 445—452. Mathewson, C. H.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 7—54. Schmid, E. u. G. Wassermann: Z. Physik Bd. 48 (1928) S. 370—383.

<sup>3</sup> Boas, W. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 54 (1929) S. 16—45.

<sup>4</sup> Schiebold, E. u. G. Siebel: Z. Physik Bd. 69 (1931) S. 458—482. Schmid, E. u. H. Seliger: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 409—411, 421—424.

<sup>5</sup> Obinata, J. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 82 (1933) S. 224—234.

<sup>6</sup> Wassermann, G.: Z. Kristallogr. Bd. 75 (1930) S. 369—378.

Eisen<sup>1</sup>). Sie ist von der Gleitung dadurch unterschieden, daß die geometrische Form des Kristalles nach der Umformung genau festgelegt ist und das Ausmaß der Verformung infolgedessen verhältnismäßig gering ist.

In vielen Metallen, und zwar in den meisten regulär-flächenzentrierten, entstehen Zwillinge nicht bei der Verformung, sondern erst nach der Rekristallisation. Diese Rekristallisationszwillinge sind entsprechend Abb. 32 von den Verformungszwillingen durch ihre meist genau geradlinigen Begrenzungen deutlich unterscheidbar.

## 20. Gleitflächen und Gleitrichtungen.

Sowohl das Gleiten, wie die Zwillingsbildung sind Vorgänge, welche lediglich der kristallisierten Materie eigentümlich sind. Ein Kristallit ist ja äußerlich

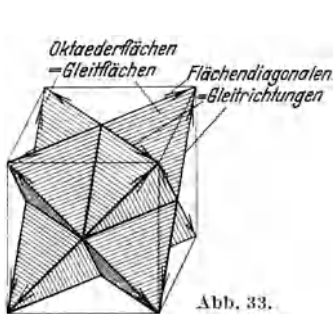


Abb. 33.

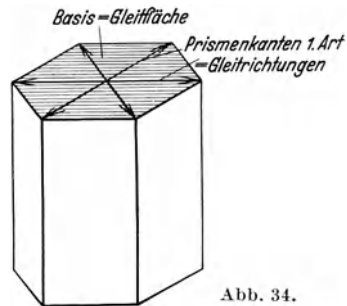


Abb. 34.

Abb. 33 u. 34. Zur Veranschaulichung der Gleitmöglichkeiten in einem kubischen und in einem hexagonalen Kristall.



Abb. 35. Bruchbeginn bei einem einzelnen Messingkristall durch Gleitung auf mehreren Gleitsystemen.

betrachtet ein unregelmäßiges Gebilde. In diesem sind jedoch die einzelnen Atome in allen drei Richtungen des Raumes streng gesetzmäßig angeordnet. Wenn wir uns nun im folgenden mit den Gesetzmäßigkeiten der Verformungsvorgänge beschäftigen, so haben wir lediglich dieses Kristallgitter im Auge, während uns die Kristallbegrenzungen, die Korngrenzen, in diesem Zusammenhang nicht interessieren.

Es ist schon bei Mineralien festgestellt worden, daß die Verformungsvorgänge das Gitter in streng gesetzmäßiger Weise unterteilen. Die Begrenzungs-

<sup>1</sup> Schrader, A. u. E. Wiess: Z. Metallkde. Bd. 15 (1923) S. 284—285. Neill, H. O.: J. Iron Steel Inst. Bd. 109 (1924 I) S. 93—108. Fahrenhorst, W. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 78 (1932) S. 383.

flächen von Gleitschichten oder Zwillingen sind stets wichtige, dicht mit Atomen besetzte Kristallflächen. Ebenso sind die Gleitrichtungen, in denen sich die einzelnen Gitterteile gegeneinander bewegen, wichtige Kristallrichtungen.

Je nach der Symmetrie des betreffenden Kristallbaues können dabei mehrere gleichberechtigte Gleitflächen auftreten. So gibt es, wie Abb. 33 veranschaulicht, im kubischen System 3 Würfflächen (parallele Flächen gelten als identisch), 4 Oktaederflächen, 6 Rhombendodekaederflächen und von den meisten anderen möglichen Flächen je 12. Im hexagonalen System gibt es nach Abb. 34 nur eine Basisfläche, 6 Prismenflächen usw.

Bei regulär-flächenzentrierten Metallkristallen ist die Oktaederfläche Gleitfläche<sup>1</sup>, bei hexagonalen<sup>2</sup> und tetragonalen<sup>3</sup> die Basis.

Ferner können auch verschiedene Kristallflächen sich als Gleitflächen betätigen. Dieser Fall liegt anscheinend bei Eisen vor<sup>4</sup>, und ist wohl die Ursache für die eigentümlich unregelmäßigen Gleitlinien in diesem Metall. Ähnlich undurchsichtig sind auch die bisherigen Beobachtungen an dem wie Eisen regulär-flächenzentriert kristallisierenden  $\beta$ -Messing<sup>5</sup>.

Auf jeder Gleitfläche gibt es dann meist mehrere Gleitrichtungen, z. B. bei regulär-flächenzentrierten Kristallen in jeder Oktaederfläche drei Würfflächen-diagonalen (Rhombendodekaedernormalen). Im ganzen gibt es daher in diesem System  $4 \cdot 3 = 12$  Gleitmöglichkeiten oder, wie man auch sagt, Gleitsysteme (vgl. Abb. 33). Abb. 35 läßt an einem einzelnen Kristall aus Messing (Ms 72) erkennen, wie sich im allgemeinen bei stärkerer Verformung mehrere Gleitsysteme betätigen. Dagegen sind im hexagonalen System nach Abb. 34 — wenigstens bei niedrigen Temperaturen — nur wenige Gleitmöglichkeiten vorhanden, wodurch sich gewisse Schwierigkeiten bei der Verarbeitung solcher Metalle erklären (vgl. Nr. 57 und 58).

Ganz ähnliche Zusammenhänge gelten für die Zwillingsbildung.

<sup>1</sup> Taylor, G. J. u. C. F. Elam: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] Bd. 102 (1923) S. 643—667, Bd. 108 (1025) S. 28—51, Bd. 112 (1926) S. 337—361. Taylor, G. J. u. W. S. Farren: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] Bd. 111 (1926) S. 529—551. Elam, C. F. Proc. Roy. Soc., Lond. [A] Bd. 109 (1925) S. 143—149, Bd. 112 (1926) S. 289—296, Bd. 115 (1927) S. 133—169, Bd. 116 (1927) S. 694—702. Gough, H. J., D. Hanson u. S. J. Wright: Philos. Trans. Roy. Soc., Lond. [A] Bd. 226 (1926) S. 1—30. Gough, H. J., S. J. Wright u. D. Hanson: J. Inst. Met., Lond. Bd. 36 (1926) S. 173—190. Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 41 (1927) S. 116—139, Bd. 49 (1928) S. 480—497. Masima, M. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 50 (1928) S. 161—186. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 55 (1929) S. 581—620. Weerts, J.: Forschungsarb. VDI 1929 Heft 323. Sachs, G. u. J. Weerts: Z. Physik Bd. 62 (1930) S. 473—493. Osswald, E.: Z. Physik Bd. 83 (1933) S. 55—78.

<sup>2</sup> Mark, H., M. Polanyi u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 12 (1922) S. 58—116. Rosbaud, P. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 32 (1925) S. 197—225. Boas, W. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 54 (1929) S. 16—45. Schiebold, E. u. G. Siebel: Z. Physik Bd. 69 (1931) S. 458—462. Schmid, E.: Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 447—459. Schmid, E. u. H. Seliger: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 409—411, 421—424.

<sup>3</sup> Mark, H. u. M. Polanyi: Z. Physik Bd. 18 (1923) S. 75—96.

<sup>4</sup> Taylor, G. J. u. C. F. Elam: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] Bd. 112 (1926) S. 337—361. Gough, H. J.: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] Bd. 118 (1928) S. 498—534. Fahrenhorst, W. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 78 (1932) S. 383—394.

<sup>5</sup> Taylor, G. J.: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] Bd. 118 (1928) S. 1—24. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Naturwiss. Bd. 16 (1928) S. 412—416.

## 21. Orientierungsänderungen bei der Verformung einzelner Kristalle.

Wird nun ein einzelner Kristall einer Beanspruchung unterworfen, so beginnt das Gleiten in der Regel in einem bestimmten Gleitsystem. Und zwar ist dieses dadurch festgelegt, daß hier die in die Gleitrichtung entfallende Schubspannung größer ist als in allen anderen möglichen Gleitsystemen<sup>1</sup>. Diese Schubspannungskomponente, bei welcher das Gleiten beginnt, heißt kritische Schubspannung und ist eine wichtige Stoffkonstante<sup>2</sup>.

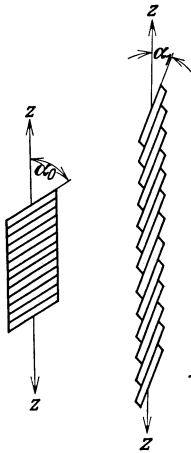


Abb. 36. Schematische Darstellung der Gitterdrehung (Orientierungsänderung) beim Dehnen eines Einzelkristalls.

Auch der weitere Verlauf der Gleitung wird von diesem Schubspannungsgesetz bestimmt. Und zwar ändert sich für jeden Stoff nach einer bestimmten Kurve mit dem Betrage der Abgleitung<sup>3</sup>.

Eine Folge dieses Abgleitens ist es nun, wie Abb. 36 veranschaulichen soll, daß das Kristallgitter sich gegen die Kraftrichtung dreht. Diese, mit Röntgenstrahlen genau feststellbaren Orientierungsänderungen sind jedoch meist wegen des Zusammenwirkens mehrerer Gleitsysteme, oder auch, wie bei Zink, wegen der Überlagerung durch Zwillingsbildung, schwer zu übersehen. In allen Fällen stellt man aber fest, daß sich wichtige Kristallrichtungen mit zunehmendem Verformungsbetrage den Hauptrichtungen des Verformungsvorganges allmählich nähern.

Wie sich hierbei die Orientierung ändert, hängt hauptsächlich vom Kristallgitter ab. Sie ist also beim regulär-innenzentrierten Eisen anders als bei den regulär-flächenzentrierten Metallen. Aber auch innerhalb einer solchen Gruppe sind gewisse Verschiedenheiten vorhanden. Messingkristalle verhalten sich etwas anders als Kupferkristalle und Magnesium erheblich anders als Zink und Kadmium.

## 22. Texturen.

In grundsätzlich gleichartiger Weise drehen sich auch die Gitter der Kristallite in vielkristallem Werkstoff; und es kommt zur Einstellung einer Textur, wo die Kristalle mehr oder weniger genau bestimmte Lagen zu den Hauptrichtungen der Beanspruchung oder — was auf dasselbe herauskommt — zu den Hauptabmessungen des Körpers einnehmen. Diese Lage ist auch ähnlich der gleichartig verformter Kristalle.

Das bedeutet aber nicht etwa, daß die einzelnen Kristallite sich voneinander lösen und dann drehen. Sondern die durch ihre Korngrenzen gegebenen Umrisse werden ganz so verändert, wie man es nach der äußeren Gestaltsänderung erwartet; ein rundlicher Kristall geht also in eine langgestreckte dünne Scheibe über. Aber

<sup>1</sup> Taylor, G. J. u. C. F. Elam: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] Bd. 108 (1925) S. 28—51.

<sup>2</sup> Rosbaud, P. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 32 (1925) S. 197—225. Schmid, E.: Metallwirtsch. Bd. 7 (1928) S. 1011—1015.

<sup>3</sup> Sachs, G.: Z. VDI Bd. 71 (1927) S. 577—584. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 41 (1927) S. 103—115. Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 41 (1927) S. 116—139. Schmid, E.: Z. Physik Bd. 40 (1926) S. 39—60. Taylor, G. J.: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] Bd. 116 (1927) S. 39—60.

innerhalb der Kristallbegrenzungen spaltet sich der Kristall auf; und die einzelnen Gitterbereiche drehen sich im Raume, und zwar stets derart, daß bestimmte Kristallrichtungen des Gitters sich den Hauptrichtungen des Verformungsvorganges, also bei Blechen der Walzrichtung, Querrichtung und Blechnormalen nähern. Von einem gewissen Reckgrad ab kann man dann auf verschiedene Weise feststellen, daß alle Kristalle sich mit einer gewissen Streuung in eine oder mehrere derart ausgezeichnete Lagen eingeordnet oder eingeregelt haben. Der verformte Körper hat eine „Textur“ bekommen.

Die Richtungsabhängigkeit der Eigenschaften kommt dann dadurch zustande, daß jeder Kristall in bezug auf verschiedene Eigenschaften anisotrop ist. Das bedeutet, daß verschiedene aus einem größeren Kristall entnommene Proben je nach ihrer Lage zu dem Kristallgitter oder „Orientierung“ verschiedene Eigenschaften aufweisen. Solche großen Kristalle treten zwar in technischen Metallkörpern selten auf; aber man hat es gelernt, nach verschiedenen Verfahren Kristallstäbe zu züchten, welche ganz die Eigenschaften aufweisen, welche man von verschieden orientierten Kristallen erwartet.

Jedoch kommen durch die Korngrenzen nicht unerhebliche Verschiedenheiten herein. Über deren Einfluß kann man sich an gedehnten Proben eine Vorstellung machen. Während ein einzelner Kristall sich bei der Dehnung abflacht, wird der Kristallit durch die benachbarten Kristalle gezwungen, seinen runden Querschnitt annähernd beizubehalten. Erzwingt man dies bei einzelnen Kristallen, etwa durch Ziehen durch eine Düse, so verhalten auch sie sich ganz wie die Kristalliten im Verband<sup>1</sup>. Über die Zusammenhänge zwischen der Orientierungsänderung einzelner Kristalle und der Textur in vielkristallinem Werkstoff ist man sich daher noch nicht ganz im klaren, wenn auch zweifellos derart einfache Beziehungen bestehen, wie sie soeben auseinandergesetzt sind.

Es scheint auch, daß die sich in einem bestimmten Verformungsvorgang einstellende Textur in nicht unerheblichem Maße von den besonderen Verformungsbedingungen abhängig ist. Jedenfalls decken sich die Ergebnisse der zahlreichen Untersuchungen<sup>2</sup> an gewalzten Blechen und gezogenen Drähten vom gleichen Metall nicht immer vollständig. Auch ist der Einfluß des Reckgrades<sup>3</sup> und anderen Formungsbedingungen<sup>4</sup> bisher nur vereinzelt genauer untersucht worden.

Dazu kommt noch, daß die Oberflächenschichten gezogener Drähte und auch gewalzter Bleche infolge der Reibung an den Werkzeugen stärker und ungleichmäßiger verformt werden als das Innere (vgl. Nr. 8), und die Textur dementsprechend an der Oberfläche anders und verwaschener ist als im Kern. An der Oberfläche kann auch die Textur ganz besonders stark wechseln; nur Bleche, die im Paket gewalzt sind haben die gleiche Textur über die ganze Dicke<sup>5</sup>.

Trotz dieser Verschiedenheiten ist aber die Textur weitgehend von dem Kristallgitter und dem Verformungsvorgang bestimmt, besonders wenn man

<sup>1</sup> Sachs, G. u. E. Schiebold: Naturwiss. Bd. 13 (1925) S. 964—968.

<sup>2</sup> Vgl. die zusammenfassenden Darstellungen von G. Sachs in Handbuch der experimentellen Physik Bd. 5 (1930) S. 3—134. Gonell, W.: Handbuch der physikalischen und technischen Mechanik Bd. 4, 2 (1931) S. 272—285. Schmid, E. u. G. Wassermann: Handbuch der physikalischen und technischen Mechanik Bd. 4, 2 (1931) S. 319—351.

<sup>3</sup> Bachmetew, E. F.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 451—454.

<sup>4</sup> Vargha, G. u. G. Wassermann: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 310—313.

<sup>5</sup> Caglioti, V. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 1—4.



— wie es vielfach üblich ist — die Oberflächenschichten entfernt und nur die Textur im Inneren betrachtet.

So sind bei Blechen kubisch-flächenzentrierter Metalle und Legierungen in zahlreichen Untersuchungen meist zwei, etwa gleich stark vertretene Kristallagen gefunden worden<sup>1</sup>. In Messing und wahrscheinlich auch Silber kommt jedoch hauptsächlich nur die eine davon vor. Ähnlich liegen die Verhältnisse bei Drähten regulär-flächenzentrierter Metalle, wo die Anteile zweier Lagen bei den verschiedenen Metallen verschieden stark sind<sup>2</sup>.

Die Walz- und Ziehtexturen regulär-innenzentrierter Metalle sind dagegen anders als in regulär-flächenzentrierten Metallen. Besonders ausgeprägte Texturen

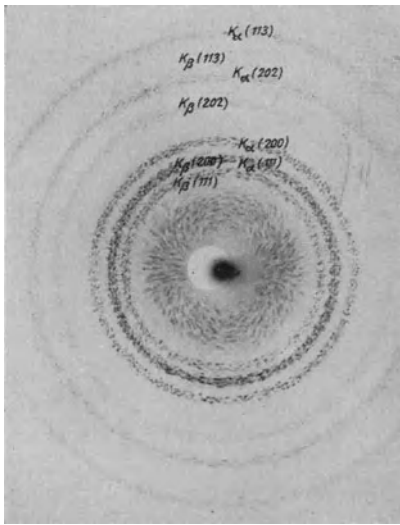


Abb. 37.

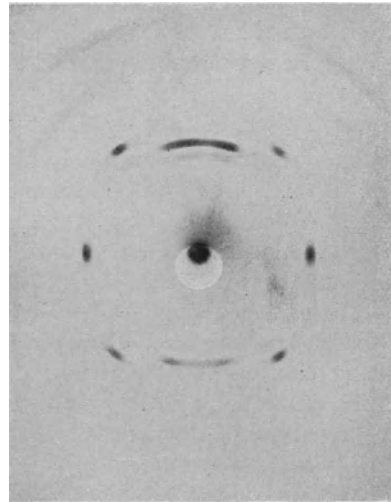


Abb. 38.

Abb. 37 u. 38. Röntgenaufnahmen (Debye-Scherrer- oder Pulveraufnahmen auf Platte) von einem geglähten Aluminiumblech mit ungeordneten Kristallen (ohne Textur) und einem gewalzten Aluminiumblech mit Walztextur.

treten noch bei den hexagonalen Metallen auf, wo sie auch für Magnesium einerseits und Zink und Kadmium andererseits verschieden sind.

Außer Walz- und Ziehtexturen ist auch noch die Einregelung der Kristalle in gedehnten, gestauchten und verdrillten Proben<sup>3</sup>, sowie in besonderen Verformungsvorgängen, die beim Schmieden und Pressen vorkommen können, verfolgt worden<sup>4</sup>. In gezogenen Bechern wechselt die Verformung an verschiedenen Stellen; und es finden sich dementsprechend alle Übergänge von der Dehntextur

<sup>1</sup> Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 41 (1927) S. 873—888, Bd. 56 (1929) S. 477—484. Wever, F. u. W. Schmidt: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 9 (1927) S. 265—272. Thewlis, J.: Philos. Mag. [7] Bd. 10 (1930) S. 953—961.

<sup>2</sup> Schmid, E. u. G. Wassermann: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 779—794.

<sup>3</sup> Ono, A.: Mem. Coll. Kyushu Imp. Univ. Fukuoka Bd. 2 (1922) S. 261—275, Bd. 3 (1925) S. 195—224, 267—286. Sachs, G. u. E. Schiebold: Naturwiss. Bd. 13 (1925) S. 964—968. Wever, F.: Z. techn. Physik Bd. 8 (1927) S. 404—407.

<sup>4</sup> Sachs, G. u. E. Schiebold: Z. VDI Bd. 69 (1925) S. 1557—1561, 1601—1604. Wever, F. u. W. E. Schmid: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 109—122; Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 133—140.

zur Stauchtextur<sup>1</sup>. Diese letztere Untersuchung zeigt auch eindeutig, daß nur der Verformungszustand die Textur bestimmt, während der Spannungszustand darüber hinaus ohne Einfluß ist<sup>2</sup>.

Die Feststellung einer Textur erfolgt vorwiegend mit Hilfe von Röntgenstrahlen<sup>3</sup>. Für ein ungeordnetes Kristallhaufwerk, also z. B. Pulver, gibt eine Aufnahme mit „einfarbiger“ Röntgenstrahlung geschlossene Interferenzkreise, die auf einer Platte entsprechend Abb. 37 aufgefangen werden können. Ein Körper mit Textur kennzeichnet sich dagegen nach Abb. 38 dadurch, daß nur einzelne Gebiete der Interferenzkreise in solchen Debye-Scherrer-Aufnahmen geschwärzt sind. Die Anordnung dieser Flecke ist charakteristisch für die betreffende Textur, und gestattet bei einiger Übung, diese ungefähr abzulesen. Die genaue Bestimmung ist dagegen umständlich; sie erfordert viele Aufnahmen und bleibt, wenn diese nicht ganz scharfe Flecken zeigen, selbst dann etwas unsicher<sup>4</sup>. Metallographische Verfahren, wie die Ausmessung der Ätzreflexe<sup>5</sup> oder der Ätzgrübchen<sup>6</sup> können in einfachen Fällen das Röntgenverfahren näherungsweise ersetzen.

### 23. Textur und Eigenschaften.

Der Zusammenhang zwischen der Textur und der Richtungsabhängigkeit der Eigenschaften in einem Blech ist nun dadurch gegeben, daß die Eigenschaften einzelner Kristalle teilweise in sehr starkem Maße von ihrer Orientierung abhängen.

Bei den kubischen Metallen ist dies der Fall mit allen Festigkeitseigenschaften, den Elastizitätskonstanten, und bei den ferromagnetischen Metallen auch mit den magnetischen Eigenschaften. Der Grad dieser Anisotropie kann von Fall zu Fall sehr verschieden sein. Bei den übrigen Metallen mit niedriger symmetrischem Gitterbau sind nicht nur die Festigkeitseigenschaften und Elastizitätskonstanten, sondern auch alle physikalischen Eigenschaften, die elektrische und thermische Leitfähigkeit, die Wärmedehnung usw. anisotrop. Ferner ist auch der chemische Angriff an verschiedenen Kristallflächen verschieden.

Die in gewalzten Blechen festgestellte Richtungsabhängigkeit verschiedener Eigenschaften entspricht durchaus der Anisotropie der Kristalle<sup>7</sup>. Auch im stark

<sup>1</sup> Herrmann, L. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934).

<sup>2</sup> Sachs, G. u. E. Schiebold: Naturwiss. Bd. 13 (1925) S. 964—968. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 41 (1927) S. 873—888. Wever, F. u. W. E. Schmid: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 109; Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 133—140. Boas, W. u. E. Schmid: Z. techn. Physik Bd. 12 (1931) S. 71—75.

<sup>3</sup> Uspenski, N. u. S. Konobejewski: Z. Physik Bd. 16 (1923) S. 215—227. Mark, H. u. K. Weissenberg: Z. Physik Bd. 14 (1923) S. 328—341, Bd. 16 (1923) S. 314—328.

<sup>4</sup> Wever, F.: Z. Physik Bd. 28 (1924) S. 69—80. Sachs, G. u. E. Schiebold: Z. VDI Bd. 69 (1925) S. 1557—1561, 1601—1604. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 41 (1927) S. 873—888. Wever, F. u. W. Schmidt: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 9 (1927) S. 265—272.

<sup>5</sup> Tammann, G.: Z. techn. Physik Bd. 7 (1926) S. 531—534. Tammann, G. u. A. Müller: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 69—74. Tammann, G. u. H. H. Meyer: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 176—181, 339—342. Tammann, G. u. A. Heinzl: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 167 (1927) S. 173—182; Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 338—341.

<sup>6</sup> Köster, W.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 112—116, 219—220.

<sup>7</sup> Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 56 (1929) S. 495—502. Schmid, E. u. G. Wassermann: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 87—90. Goens, E. u. E. Schmid: Naturwiss. Bd. 19 (1931) S. 520—524. Weerts, J.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 101—103.

kaltverformten Zustände unterscheiden sich die verschieden gelegenen Kristallite des Bleches in ihren Eigenschaften in ganz der gleichen Weise wie ungestörte einzelne Kristalle. Die aus deren Anisotropie berechnete Richtungsabhängigkeit der Blecheigenschaften ist trotz der erheblichen Streuungen der Texturen in fast dem gleich starken Maße vorhanden wie bei einer idealen Textur mit genau parallel gelegenen Kristallen.

Es sind dann noch gewisse Auswirkungen der Textur auf die Eigenschaften von vielkristallinem Werkstoff festgestellt, die sich noch einer genauen Verknüpfung mit den Kristalleigenschaften entziehen. An Zinkblechen stellten Edmunds und Fuller fest, daß die Biegefähigkeit von Blechen mit abweichender Textur in den Oberflächenschichten erheblich größer ausfällt, als in solchen mit einer über der ganzen Dicke gleichen Textur<sup>1</sup>.

Auch die Veränderungen des Elastizitätsmoduls durch eine Kaltverformung sind wohl — mindestens zum Teil — als Gleichrichtungseffekte anzusehen. Hierbei beteiligen sich sehr wahrscheinlich auch noch Eigenspannungen (vgl. Nr. 93). Nähere Untersuchungen in dieser Richtung fehlen aber noch.

## 24. Fließfiguren und ausgeprägte Streckgrenze.

Außer den kristallographischen Fließvorgängen können in gewissen Metallen noch eigenartige Fließbewegungen in größeren Bereichen eintreten.

Die bekannteste Erscheinung dieser Art sind die Fließfiguren bei weichem Stahl<sup>2</sup>. Besonders beim Dehnen von Stäben kann man beobachten, wie das Fließen von einem Ende des Stabes einsetzt und sich allmählich über den Stab erstreckt. Die geflossenen Bereiche lassen unter etwa 50° zur Krafrichtung matte Streifen, die Fließfiguren, in denen die Eisenkristalle starke Gleitungen und Verfestigungen erlitten haben, auf einem blanken fast unverformten Grunde erkennen<sup>3</sup>. Genaue Messungen zeigen, daß die Fließfiguren an erhebliche bleibende Verformungen der geflossenen Bereiche, der Länge des Bereiches unveränderter Last an der Streckgrenze entsprechend, gebunden sind<sup>4</sup>. Bei stärkeren Verformungen verschwinden die Fließfiguren in einem allgemeinen Mattwerden des Stahls.

Die den Fließfiguren zugrunde liegenden ungleichmäßigen Fließbewegungen können auch im Innern der Körper durch besondere Ätzverfahren sichtbar gemacht werden<sup>5</sup>. Diese von Fry aufgedeckten Kraftwirkungsfiguren geben ein anschauliches Bild von der Beanspruchung, welcher der Körper unterworfen war, da sie makroskopischen Abschiebungen entsprechen, welche nahezu mit den Ebenen und Richtungen der größten Schubspannungen zusammenfallen<sup>6</sup>.

<sup>1</sup> Edmunds, G. u. M. L. Fuller: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1932 S. 175—189.

<sup>2</sup> Lüders, W.: Dinglers polytechn. J. Bd. 155 (1860) S. 18. Hartmann, L.: Distributions des déformations dans les métaux soumis à des efforts. Paris und Nancy 1896.

<sup>3</sup> Moser, M.: Stahl u. Eisen Bd. 48 (1928) S. 1601—1606.

<sup>4</sup> Kuntze, W. u. G. Sachs: Z. VDI Bd. 72 (1928) S. 1011—1016.

<sup>5</sup> Fry, A.: Kruppsche Mh. Bd. 2 (1921) S. 117—126. Strauß, B. u. A. Fry: Stahl u. Eisen Bd. 41 (1921) S. 1133—1137. Meyer, H. u. W. Eichholz: Ber. Werkstoffaussch. V.D.E. 1922 Nr. 20. Turner, T. H. u. J. D. Jevons: J. Iron Steel Inst. Bd. 111 (1925) S. 169—189. Jevons, J. D.: J. Iron Steel Inst. Bd. 111 (1925) S. 191—213.

<sup>6</sup> Kirsch, B.: Mitt. K. techn. Vers. Anst. Berlin Bd. 6 (1888) S. 35—48. Nadai, A.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 1 (1921) S. 20—28, Bd. 3 (1925) S. 442—454; Z. techn. Physik Bd. 5 (1924) S. 369—378; Ber. Werkstoffaussch. V.D.E. 1925 Nr. 56. Bader, W. u. A. Nadai: Z. VDI Bd. 71 (1927) S. 317—323. Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 8 (1926) S. 63—77. Sachs, G.: Z. techn. Physik Bd. 8 (1927) S. 132—141.

An verzünderten, angestrichenen oder vereisten Stäben treten die Fließfiguren auch dadurch zutage, daß die Deckschicht aufplatzt.

Die Ursache der Fließfiguren ist noch nicht restlos geklärt. Unter sehr starken Vergrößerungen erkennt man nach Hanemann im weichen Stahl Häute um die Ferritkristalle, welche beim Verformen spröde wegbrechen<sup>1</sup>. Die Vorstellung, daß Stahl einen Verbundkörper aus weichen Eisenkristallen und einem spröden Skelett (Zementit?) darstellt, erklärt auch befriedigend alle mit der Streckgrenze und den Fließfiguren zusammenhängenden Erscheinungen<sup>2</sup>.

Bei Blecharbeiten, Biegen, Ziehen usw. können die Fließfiguren störend wirken, da der verformte Körper dadurch ein unschönes Aussehen und eine ungleichmäßige Oberfläche gewinnt. Man kann aber die ausgeprägte Streckgrenze des Stahls und damit auch die Fließfiguren durch gewisse Wärmebehandlungen wesentlich abmindern<sup>3</sup>. Noch einfacher vermeidet man sie, indem man das Stahlblech nicht im normalisierten, d. h. oberhalb des  $\alpha$ - $\gamma$ -Umwandlungspunktes ( $A_3$ ) ausgeglühten Zustande ( $900^\circ$ ) verwendet, sondern erst nachdem es durch einen kleinen Stich über den Bereich der ungleichmäßigen Verformungen heraus verfestigt ist. Solche kleinen Stiche sind vielfach üblich, um das Blech zu richten und seine Oberfläche zu glätten (polieren).

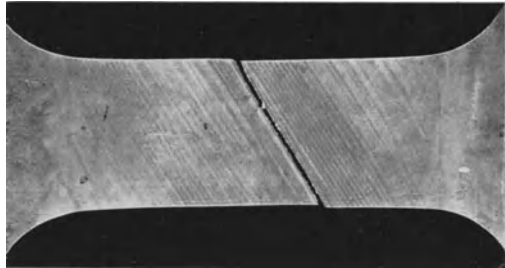


Abb. 39. Fließfiguren in einem gedehnten Stab einer vergütbaren Aluminiumlegierung. (Nach Kuntze.)

Ähnliche Erscheinungen wie die Fließfiguren werden gelegentlich auch an anderen Legierungen beobachtet. So neigen besonders Aluminium-Kupferlegierungen, wenn sie von Temperaturen oberhalb  $500^\circ$  abgeschreckt werden, dazu, nach stärkeren Verformungen scharf ausgeprägte parallele Streifensysteme entsprechend Abb. 39 zu bilden<sup>4</sup>. Auch hierbei handelt es sich, wie z. B. durch Rekristallisation festgestellt wurde, um besonders stark verformte Schichten.

Eine ausgeprägte Streckgrenze, welche bei Stahl gleichzeitig mit den Fließfiguren auftritt, findet sich — allerdings viel weniger ausgesprochen — auch vereinzelt bei Nichteisenmetallen. Eine scharfe Streckgrenze bei Messing mit 63% Kupfer (Ms 63) wird als Anzeichen dafür gewertet, daß das Messing von höheren Temperaturen verhältnismäßig schnell abgekühlt wurde, so daß Reste von  $\beta$ -Kristallen zurückgeblieben sind<sup>5</sup>.

<sup>1</sup> Hanemann, H., A. Schrader u. W. Tangerding: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 6 (1932/33) S. 567—570.

<sup>2</sup> Ludwik, P. u. R. Scheu: Ber. Werkstoffaussch. V.D.E. 1925 Nr. 70. Kuntze, W. u. G. Sachs: Z. VDI Bd. 72 (1928) S. 1011—1016.

<sup>3</sup> Ludwik, P. u. R. Scheu: Ber. Werkstoffaussch. V.D. Eisenhüttenl. 1925 Nr. 70. Köster, W.: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 2 (1928/29) S. 503—522. Köster, W. u. H. Tieemann: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 5 (1931/32) S. 579—586.

<sup>4</sup> Portevin, A. u. F. le Chatelier: Rev. Métallurg. Bd. 21 (1924) S. 233—246. Kuntze, W.: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 14—22; Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 14 (1930) S. 63 Abb. 3. Bohner, H. u. R. Vogel: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 169—175.

<sup>5</sup> Köster, W.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 304—310.

## Anlassen und Glühen.

### 25. Ziele und Wirkungen einer Glühbehandlung.

Eines der wichtigsten technischen Arbeitsverfahren besteht darin, daß der Werkstoff einige Zeit einer höheren Temperatur ausgesetzt wird. Mit einer solchen Anlaß- oder Glühbehandlung können die verschiedensten Ziele verfolgt werden.

Es kann sich einmal um ein Anwärmen des Formungsgutes für eine Warmverformung handeln. Bei den meisten Metallen, die einer Verformung in der Wärme unterworfen werden, ist es nicht üblich, den heißen Guß unmittelbar weiterzuverarbeiten; sondern man läßt ihn zunächst erkalten und erhitzt ihn dann erneut auf die geeignete Temperatur. Auch ist es oft notwendig, dieses Anwärmen mehrmals zu wiederholen, da die gesamte Warmverformung zuviel Zeit erfordert, als daß das Formungsgut bis zum Schluß genügend warm bleibt. Gegebenenfalls dient noch eine Abschlußglühung zur Erzielung gleichmäßiger Eigenschaften für die Kaltverformung oder für den Gebrauch.

Bei einem kaltverformten Material dient eine Glühbehandlung vor allem zwei Zwecken.

Einmal verfestigen sich die meisten Werkstoffe durch die Kaltverformung allmählich so stark, daß sie nicht ohne grobe Schädigungserscheinungen weiterverarbeitet werden können. Die Einschaltung einer Glühung bei ausreichend hoher Temperatur dient dann dazu, annähernd wieder die Eigenschaften hervorzurufen, wie sie dem Guß oder besser einem guten Warmwalzprodukt eigen sind. Tatsächlich ist sogar der durch Kaltverformung und Ausglühen erreichbare Grundzustand in vielfacher Hinsicht besser und gleichmäßiger als der Guß- oder Warmwalzzustand.

Weiterhin dient dann das Anlassen (Tempern) und Glühen besonders dazu, ganz bestimmte Eigenschaften im Werkstoff mit Sicherheit hervorzurufen. Da verschiedene Eigenschaften sehr verschieden auf die Glühtemperatur und Glühdauer ansprechen<sup>1</sup>, ist das richtige Anlassen und Glühen auch heute noch vielfach eine besondere Kunst. Erst die Einführung von Öfen, welche eine sehr genaue Konstanz und Gleichmäßigkeit der Temperatur einzuhalten, sowie in unschädlicher Atmosphäre zu arbeiten gestatten (vgl. Nr. 50), hat es vielfach ermöglicht, mit Sicherheit die geforderten Eigenschaften zu erreichen.

Die durch die Glühbehandlung bewirkten Veränderungen des Stoffes sind zweierlei Art. Der eigentliche Zweck des Glühens ist meist eine Veränderung des Werkstoffzustandes (Eigenschaftsänderungen). Dieser ist bei einem bestimmten Ausgangsmaterial ausschließlich von der Temperaturgeschichte abhängig, also vor allem von der Höhe und Dauer der Glühtemperatur, ferner von der Erhitzungs- und Abkühlungsgeschwindigkeit.

Die Abkühlungsgeschwindigkeit ist besonders bei solchen Legierungen von Bedeutung, welche dabei Zustandsänderungen (Umwandlungen, Ausscheidungen,

<sup>1</sup> Masima, M. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 51 (1928) S. 321—327, Bd. 54 (1929) S. 666—673. Tammann, G. u. F. Neubert: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 207 (1932) S. 87—92. Tammann, G. u. K. L. Dreyer: Ann. Physik Bd. 16 (1933) S. 111—119, 657—666. Tammann, G. u. G. Bandel: Ann. Physik Bd. 16 (1933) S. 120—128. Tammann, G. u. G. Moritz: Ann. Physik Bd. 16 (1933) S. 667—679. Tammann, G. u. V. Caglioti: Ann. Physik Bd. 16 (1933) S. 680—684. Tammann, G. u. H. J. Rocha: Ann. Physik Bd. 16 (1933) S. 861—864. Dreyer, K. L. u. G. Tammann: Heraeus-Vakuumschmelze 1933 S. 86—108.

eutektoider Zerfall) durchmachen. Auf solche „vergütbaren“ oder „aushärtbaren“ Legierungen wird später noch ausführlich einzugehen sein. Es muß aber schon hier erwähnt werden, daß außerordentlich viele Legierungen, und selbst einige sog. reine Metalle infolge ihrer unvermeidlichen Beimengungen Erscheinungen dieser Art aufweisen. Beim Eisen sind es der Kohlenstoff und Sauerstoff, sowie auch die  $\alpha$ - $\gamma$ -Umwandlung, beim Aluminium ist es das Silizium, welche derartige Verwicklungen in die Glüh- und Anlaßbehandlung hineinbringen. Und begegnet man bei der Wärmebehandlung von Legierungen irgendwelchen geheimnisvollen Erscheinungen, so wird man mit großer Wahrscheinlichkeit auf irgendwelche Ausscheidungs- oder Umwandlungsvorgänge als Ursache schließen können. In den folgenden Abschnitten wollen wir zunächst, soweit es möglich ist, von Erscheinungen dieser Art absehen.

Neben den eigentlichen, physikalischen Wirkungen der Glühbehandlung sind dann noch für die Praxis die die Werkstoff-Zusammensetzung beeinflussenden Nebenwirkungen von erheblicher Bedeutung. Es handelt sich dabei um Reaktionen zwischen Werkstoff und Atmosphäre, die entweder zur Bildung von fremden Oberflächenschichten führen oder infolge Hineindringens von Gasen in das Material dessen Zusammensetzung und Zustand ändern können. In einer Anzahl von Fällen bedient man sich solcher Reaktionen auch bewußt, um neue Legierungen zu erzeugen.

## 26. Eigenschaftsänderungen beim Anlassen und Glühen.

Die durch Temperaturerhöhung in verformten Metallen und auch anderen kristallinen Körpern hervorgerufenen eigentlichen Zustandsänderungen sind außerordentlich verwickelt. Durch eine Erhitzung auf eine genügend hohe Temperatur verändern sich in der Regel sowohl alle Eigenschaften als auch das Gefüge des Stoffes.

Während man nach der Entdeckung der Rekristallisation annahm, daß auch die Eigenschaftsänderungen durch diesen Vorgang bestimmt sind, haben die Untersuchungen der letzten Jahre mit Sicherheit ergeben, daß ein einfacher Zusammenhang zwischen Gefüge und Eigenschaften nicht besteht. Bei manchen Stoffen beobachtet man zwar, daß die mechanische Entfestigung und eine Erhöhung der elektrischen Leitfähigkeit im großen ganzen mit dem Beginn der Rekristallisation einsetzen und mit deren Abschluß aufhören; in vielen anderen Fällen ist es aber sichergestellt, daß die elektrische Leitfähigkeit schon zunimmt, wenn noch keine Entfestigung erkennbar ist, und die Entfestigung größtenteils beendet ist, wenn die ersten Anzeichen der Rekristallisation nachweisbar werden (vgl. Nr. 31). So wirken sich z. B. oft heterogene Verunreinigungen in erheblichen Verzögerungen der Rekristallisation aus, während sie die Temperaturen der mechanischen und physikalischen Eigenschaftsänderungen kaum beeinflussen.

Und zwar können wir bei manchen Stoffen, wenn wir sie einer allmählich steigenden Temperatur unterwerfen, unter Umständen den gesonderten Ablauf mindestens vier verschiedener Vorgänge verfolgen. Es sind dies in der Reihenfolge, wie sie bei allmählichem Erhitzen auftreten:

1. die Entspannung,
2. die Entfestigung,
3. die Rekristallisation,
4. die Kornvergrößerung.

Wie Abb. 40 veranschaulichen soll, überlagern sich diese Vorgänge zwar immer, aber man kann doch in vielen Fällen deutlich ihren besonderen Charakter und Ablauf erkennen.

Wieweit diese Vorgänge auf eine gemeinsame Wurzel zurückzuführen sind, ist bisher ganz unklar. Es ist zwar sehr unbefriedigend annehmen zu müssen, daß die durch Verformung bewirkten Gefüge- und Eigenschaftsänderungen nichts miteinander zu tun haben sollen. Dies ist auch insofern nicht der Fall, als eine

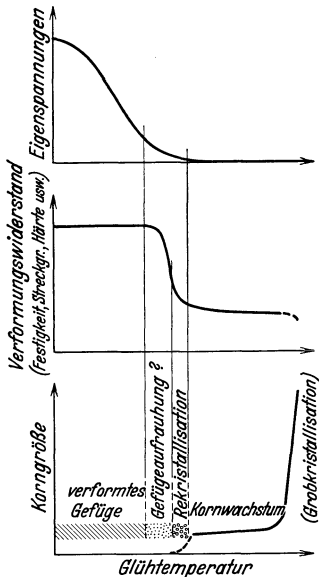


Abb. 40. Schematische Darstellung der Veränderungen beim Glühen von kaltverformtem Werkstoff.

ganz willkürliche Beeinflussung einer bestimmten Eigenschaft oder des Gefüges allein durch eine Glühbehandlung von verformtem Material keineswegs möglich ist. Eine gewisse Koppelung der Vorgänge ist vielmehr sicherlich vorhanden. Aber es gibt andererseits eine Anzahl von Fällen, wo die Gefüge- und Eigenschaftsänderungen doch ein sehr verschiedenartiges Verhalten zeigen. So ist es beispielsweise durch wechselnde Verformung möglich, einen stark verfestigten Zustand zu schaffen, der sich zwar beim Anlassen entfestigt, nicht aber rekristallisiert (vgl. Nr. 40). In allen Fällen bleibt aber die Reihenfolge der Vorgänge, der Abb. 40 entsprechend, die gleiche. Man kann also als ganz allgemeines Gesetz annehmen, daß die Eigenspannungen schon abfallen, ehe eine Entfestigung merklich ist und daß diese schon weit fortgeschritten sein kann, ohne daß Gefügeänderungen nachweisbar sind. Niemals aber kann eine Entfestigung mit Erhaltung stärkerer Eigenspannungen oder eine Rekristallisation mit Erhaltung der Verfestigung verbunden sein.

## 27. Allgemeiner Einfluß von Temperatur und Zeit.

Für eine gewisse innere Verwandtschaft aller dieser Vorgänge spricht noch der Umstand, daß sie durchweg stark zeitabhängig sind. Wenn wir einen verformten Stoff plötzlich auf eine bestimmte Temperatur bringen, bei der wir in der Lage sind, irgendwelche bleibende Veränderungen festzustellen, so werden wir auch finden, daß diese Veränderungen sich nicht sofort, sondern erst mit einer gewissen Geschwindigkeit einstellen. Dies kann bei hohen Temperaturen freilich mit so großer Geschwindigkeit geschehen, daß wir den Eindruck eines „spontanen“ Vorganges gewinnen. Aber durch genauere Messungen ist man doch stets in der Lage, nachzuweisen, daß die Entfestigung einem bestimmten Zeitgesetz folgt, daß bei der Rekristallisation kleine neue Kristalle entstehen und wachsen usw. Allerdings ist dieses Zeitgesetz für die verschiedenen Vorgänge unter Umständen recht verschieden.

Mit wachsender Temperatur nimmt die Geschwindigkeit aller dieser Vorgänge sehr schnell zu, meist nach irgendwelchen Exponentialfunktionen. Eine häufig verwendbare Faustregel, welche der chemischen Kinetik entnommen ist, lautet dahin, daß man bei  $10^{\circ}$  Temperaturerhöhung mit einer Verdoppelung der Geschwindigkeit rechnen kann (vgl. z. B. Abb. 46). Diese Faustregel läßt sich oft mit Nutzen sowohl auf die Entspannungs-, als auch auf die Entfestigungs-, als

auch auf die Rekristallisationsvorgänge anwenden. Häufig tritt zwar eine Verdoppelung der Geschwindigkeiten erst durch erheblich größere Temperaturerhöhungen als  $10^0$  auf (besonders bei hohen Temperaturen!); aber für manche Übersichtszwecke ist diese genaue Zahl weniger wichtig als der Umstand, daß stets ein sehr starker Einfluß der Temperatur vorhanden ist.

Dies führt einmal dazu, daß unterhalb gewisser Grenztemperaturen alle Vorgänge praktisch aufhören. Es ist dann innerhalb der zur Verfügung stehenden Zeit nicht möglich, merkliche Veränderungen hervorzurufen. Es müssen also in der Technik stets gewisse „Schwellenwerte“ der Temperatur überschritten werden, wenn sich gewünschte Veränderungen wirklich einstellen sollen. Diese Schwelle liegt allerdings bei allen niedrigschmelzenden Metallen, und auch sogar bei Kupfer, Silber und Gold in sehr reiner Form in der Nähe der Raumtemperatur. Es ist in solchen Fällen nur möglich, den Vorgang dadurch zu unterbinden, daß das betreffende Stück dauernd unter dem Gefrierpunkt gehalten wird.

Eine andere Folge dieser Zusammenhänge ist die, daß eine bestimmte Anlaßwirkung auf verschiedenen Wegen erreichbar ist, entweder bei niedrigerer Temperatur in längerer Zeit oder bei höherer Temperatur in kürzerer Zeit. Diese Freiheit hat eine nicht unerhebliche, vielfach noch zu wenig erkannte Bedeutung. Wenn z. B., wie es in der Technik vielfach der Fall ist, ein geglühtes Material mit bestimmter Korngröße verlangt wird, so ist dieser Zustand durch verschiedenartige Glühbehandlung erreichbar. Da die übrigen Eigenschaften des Stoffes aber keineswegs die gleiche Temperatur- und Zeitabhängigkeit aufweisen, können sie also trotz der Forderung nach einer bestimmten Korngröße innerhalb gewisser Grenzen willkürlich beeinflußt werden. Andererseits ergibt sich hiernach auch die Möglichkeit, annähernd gleichartige Glühwirkungen, wie sie durch längeres Glühen bei niedrigen Temperaturen hervorgerufen werden, auch durch ganz kurzes Glühen bei sehr hohen Temperaturen zu erzielen<sup>1</sup>. In der Praxis macht man von dieser Erkenntnis für das Glühen von Bändern Gebrauch, die mit Geschwindigkeiten von einigen m/min durch längere schmale, konstant auf hohe Temperaturen aufgeheizte Kanäle (Durchziehöfen) geführt werden<sup>2</sup>. Hierdurch wird eine gleichmäßigere Materialqualität als beim Glühen von gewickelten Ringen erreicht, die sich in gewöhnlichen Öfen außen und innen sehr verschieden schnell aufheizen. Übrigens geht die Aufheizung bei einem Material mit rauher Oberfläche schneller vor sich als bei einem solchen mit blanker.

Die gemeinsame Ursache des ähnlichen Temperatur- und Zeiteinflusses bei allen durch Anlassen ausgelösten Erscheinungen, dürfte darin zu suchen sein, daß es sich hierbei stets um Folgen von Wärmebewegungen der Atome handelt. Nach der physikalischen Vorstellung besteht die Wärme in der Schwingungsenergie der Atome. Je höher die Temperatur, desto größer sind die Ausschläge der stets um ihre Ruheplätze im Gitter schwingenden Atome. Da es sich hierbei um einen durch statistische Gesetze bestimmten Vorgang handelt, gibt es von Zeit zu Zeit sehr große Schwingungsausschläge. Man nimmt nun allgemein an, daß bei genügend großen Schwingungsausschlägen zwei benachbarte Atome im

<sup>1</sup> Siebe, P.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 385—389. Bohner, H.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 132—141.

<sup>2</sup> Tama, M.: Z. Metallkde. Bd. 21 (1929) S. 77—83. Junker, O.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 124—125, 158—160, Bd. 24 (1932) S. 162—164, 301—302. Masukowitsch, H.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 236—239.



Gitter ihren Platz tauschen können. Eine solche Diffusion ist stets vorhanden; sie wird aber erst von gewissen Temperaturen ab merklich. Alle durch Temperaturerhöhung ausgelösten Vorgänge werden daher auch als Platzwechselreaktionen zusammengefaßt. Haben wir es mit einem verformten Stoff zu tun, so sind dessen Atome in irgendwelcher Form von ihren Ruheplätzen im Gitter entfernt. Die durch Erwärmung hervorgerufene Vergrößerung ihrer Schwingungsausschläge führt daher leichter und öfter zu Platzwechseln der Atome. Da die genaue Form der Gitterstörungen durch Verformung bisher nicht bekannt ist, aber wahrscheinlich sehr verwickelt ist, lassen sich jedoch die Gesetze der einzelnen Anlaßvorgänge nicht voraussagen.

## 28. Verlauf der Entfestigung.

Über den Vorgang der Entfestigung und seine wichtigsten Gesetzmäßigkeiten gewinnt man schon ein verhältnismäßig klares Bild, wenn man Proben vom kaltverformten Stoff eine gewisse kurze Zeit — meist 20 Minuten bis 2 Stunden — bei verschiedenen Temperaturen glüht und ihre Festigkeitseigenschaften feststellt. Die Ergebnisse solcher Versuche gehen entsprechend Abb. 41f. dahin, daß bis zu einer gewissen unteren Grenztemperatur alle Festigkeitseigenschaften nur wenig verändert werden, dann aber wieder alle — meist innerhalb eines geringen Temperaturintervalls — auf ein anderes Niveau übergehen und sich schließlich weiterhin nur verhältnismäßig wenig ändern. Und zwar nehmen dabei im ganzen die den Verformungswiderstand kennzeichnenden Größen, wie Streckgrenze, Festigkeit, Härte, ab, während die das Formänderungsvermögen kennzeichnenden, wie Dehnung, Einschnürung, Tiefung, Biegefähigkeit usw., gleichzeitig entsprechend zunehmen. Allerdings scheint die Erholung der Biegezahl den übrigen Eigenschaftsänderungen etwas vorauszueilen<sup>1</sup>. Bei sehr hohen Temperaturen kommt es aber auch vor, daß die meisten Größen abfallen (vgl. Abb. 41 usw.). Letzteres hängt mit der Entstehung sehr großer Kristalle zusammen (vgl. Nr. 44).

Innerhalb dieses Rahmens kann der Verlauf der Entfestigungskurven von Fall zu Fall ziemlich verschieden aussehen. Bei reinen Metallen, z. B. nach Abb. 41 bei Kupfer und Abb. 42 bei Nickel<sup>2</sup> sind die einzelnen Temperaturgebiete meist scharf voneinander zu unterscheiden. Aber schon bei homogenen Legierungen wie  $\alpha$ -Messing, kann der Verlauf entsprechend Abb. 43 in verschiedener Weise verwischt sein. Kurz vor dem Entfestigungsbeginn findet sich oft eine geringe Erhöhung der Festigkeit und Härte; die Entfestigung erstreckt sich dann über ein verhältnismäßig breites Temperaturintervall und klingt nur langsam aus<sup>3</sup>. An silberreichen Mischkristallen liegen noch Beobachtungen vor, wonach verschiedene Legierungen sich in dieser Beziehung sehr unterschiedlich verhalten<sup>4</sup>.

Für die Praxis ist diejenige Temperatur von besonderem Interesse, wo der Werkstoff wieder für eine Weiterverformung besonders günstige Eigenschaften

<sup>1</sup> Dreyer, K. L. u. G. Tammann: Festschrift Vakuumschmelze, S. 86—108. Hanau 1933.

<sup>2</sup> Price, W. B. u. P. Davidson: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 64 (1920) S. 414—417. Ancelle, A.: Rev. Métallurg. Bd. 30 (1933) S. 266—274, 309—318.

<sup>3</sup> Phillips, A. u. G. Gerner: Chem. metallurg. Engng. Bd. 20 (1919) S. 622—628. Thompson, F. C. u. E. Whitehead: J. Inst. Met., Lond. Bd. 27 (1922 I) S. 227—266. Bassett, W. H. u. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 55—73.

<sup>4</sup> Saefel, F. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 155—161, 258—264, 294—298.

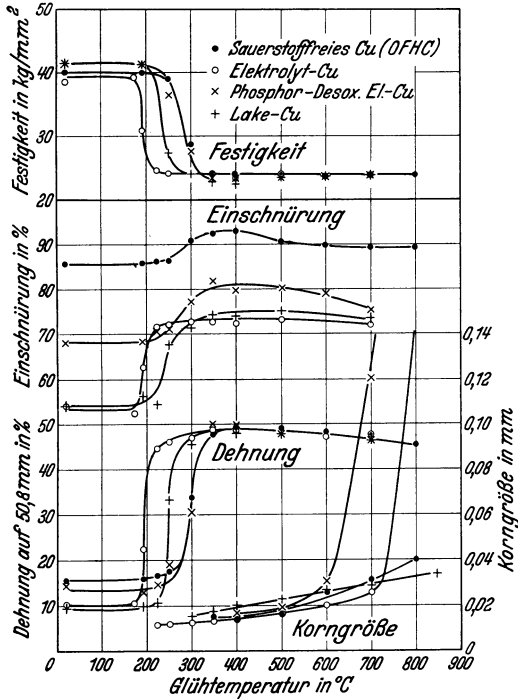


Abb. 41. Einfluß des Glühens auf die Festigkeitseigenschaften von gezogenen Kupferdrähten verschiedenen Reinheitsgrades. (Nach Webster, Christie u. Pratt.)

	Sauerstoff-freies Cu %	Elektrolyt-Cu %	Phosphor-Desox. Cu %	Lake-Cu %
O	0	0,0285	0,011	0,033
S	0,0025	—	0,001	0,002
P	0	—	<b>0,009</b>	0
Ag	0,002	—	0,001	<b>0,022</b>
Ni	0,002	—	0,0015	0
Sb	<b>0,003</b>	—	0,001	0,001
As	0,001	—	0,001	0,002
Cu	99,98	99,96	99,97	99,93

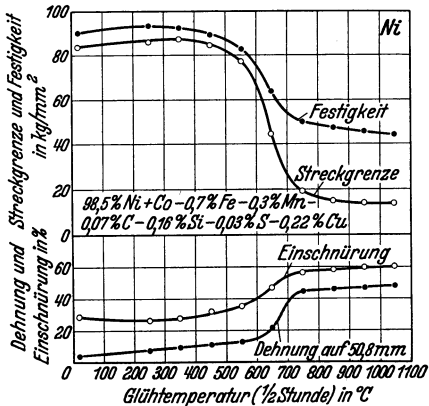


Abb. 42. Entfestigung von Nickelblech (73 % gewalzt). (Nach Price und Davidson.)

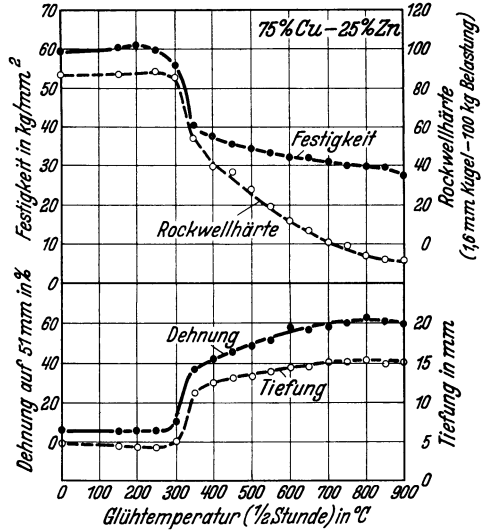


Abb. 43. Einfluß des Glühens auf die Festigkeitseigenschaften von Messingblech. (Nach Bassett und Davis.)

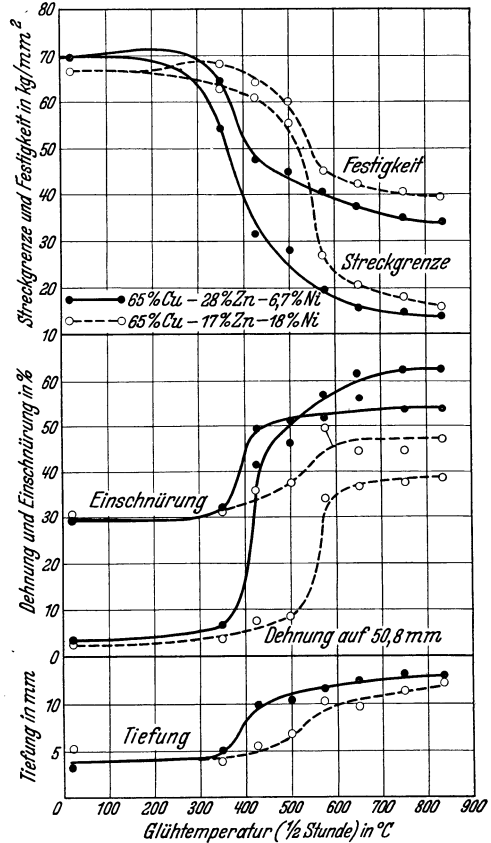


Abb. 44. Einfluß des Glühens auf die Festigkeitseigenschaften von Neusilberblech (50 % gewalzt). (Nach Price und Davidson.)

angenommen hat. Es ist dies etwa die Temperatur, bei welcher der schroffe Abfall der Entfestigungskurven beendet ist.

Diese Entfestigungstemperatur ist nun zunächst nach Abb. 45 in starkem Maße von dem Reckgrad der vorangegangenen Kaltverformung abhängig, und zwar besonders im Gebiet kleiner Verformungen. Mit zunehmendem Reckgrad verschieben sich die Entfestigungskurven zu niedrigeren Temperaturen hin, meist ohne ihren Charakter wesentlich zu ändern. Mit sehr starken Kaltverformungen nähern sich die Kurven asymptotisch einer Grenzkurve, die für das Kupfer in Abb. 45 kaum von der Kurve für den Abwalzgrad 93% verschieden sein dürfte. Mit abnehmendem Reckgrad steigt andererseits die Entfestigungstemperatur ständig an, und zwar besonders stark bei ganz kleinen Verformungen. Hier geht sie erst bei sehr hoher Temperatur vor sich, unter Umständen innerhalb einer gegebenen

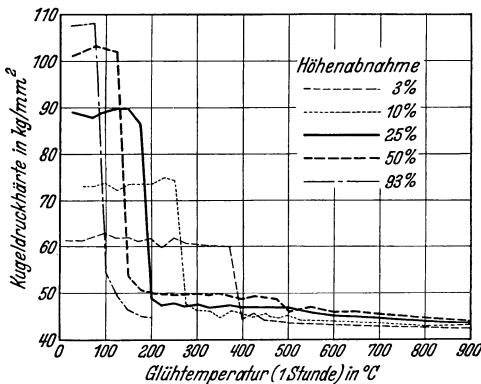


Abb. 45. Entfestigung von verschieden stark abgewaltem Elektrolytkupferblech hohen Reinheitsgrades. (Nach Köster.)

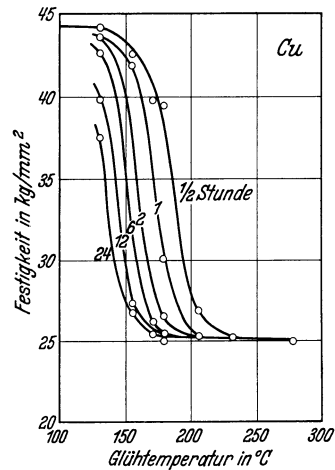


Abb. 46. Einfluß der Glühdauer auf die Entfestigung von Kupferdraht, 0,26 mm  $\varnothing$ , 93% gezogen. (Nach Alkins und Cartwright.)

Glühzeit überhaupt nicht. In letzterem Falle setzt das Schmelzen als neuer Vorgang der Entfestigung eine Grenze. Für die Praxis können derart kleine Verformungen insofern von Interesse sein, als sie eine durch Glühbehandlung nicht mehr zu beseitigende Härtung des Stoffes darstellen; besondere Aufmerksamkeit erfordern jedoch etwas größere Verformungen, die zu Rekristallisation mit grober Kristallausbildung führen können (vgl. Nr. 43).

Im Temperaturgebiet merklicher Entfestigung nimmt diese mit der Anlaßdauer ständig zu. Dementsprechend liegt das Gebiet der Entfestigung nach Abb. 46 bei um so niedrigerer Temperatur, je länger die Glühdauer gewählt wird<sup>1</sup>. Übrigens erkennt man hier wieder, daß, roh gerechnet, eine Verdoppelung der Glühdauer die Entfestigungstemperatur um rund  $10^{\circ}$  herabsetzt. Jedoch wird nach den Versuchen von Carpenter an Aluminium unterhalb einer gewissen Grenztemperatur, die vielleicht mit der für die Rekristallisation übereinstimmt, eine völlige Entfestigung, selbst nach mehrjähriger Glühdauer nicht erreicht<sup>2</sup>. Versuche von Sauerwald zeigen weiterhin, daß in einem gewissen Glühbereich

<sup>1</sup> Alkins, W. E. u. W. Cartwright: J. Inst. Met., Lond. Bd. 52 (1933 II) S. 221—245.

<sup>2</sup> Carpenter, H. C. H. u. L. Taverner: J. Inst. Met., Lond. Bd. 18 (1917 II) S. 115—170.  
Carpenter, H. C. H. u. C. C. Smith: J. Inst. Met., Lond. Bd. 29 (1923 I) S. 29—70.

die Entfestigung in zwei Stufen abläuft<sup>1</sup>. Zunächst tritt ein langsam abklingender Härteabfall ein, der sich dann aber wieder beschleunigt und schließlich allmählich zu den Werten des ausgeglühten Stoffes führt. Ein solcher Verlauf entspricht der Vorstellung, die wir uns von der Aufeinanderfolge von Erholung, d. h. Entfestigung ohne Rekristallisation, und Rekristallisation machen (vgl. Nr. 31)

## 29. Einfluß der chemischen Zusammensetzung auf die Entfestigung.

Die Entfestigungstemperatur, und überhaupt der Entfestigungsverlauf eines Metalls ist nun eine Eigenschaft, welche in ganz besonders starker und verhältnismäßig durchsichtiger Weise auf Veränderungen der chemischen Zusammensetzung anspricht.

Am eingehendsten untersucht sind die Verhältnisse bei Kupfer. Während sehr reines geglähtes und gewalztes

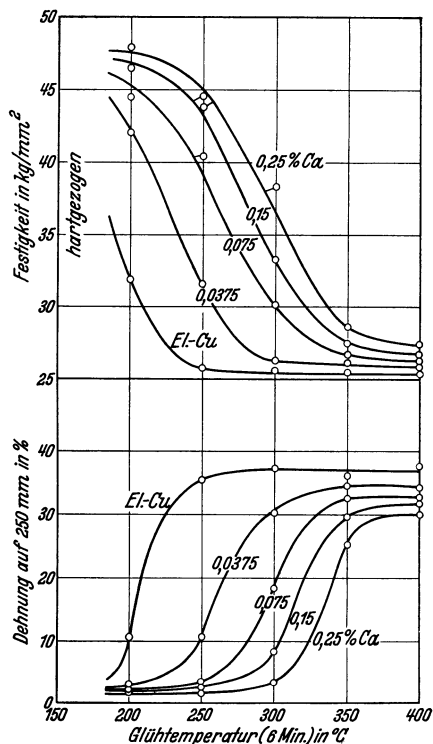


Abb. 47. Einfluß von Kalziumzusätzen auf die Entfestigung von Kupferdraht, 1,1 mm Ø. (Nach Zickrick.)

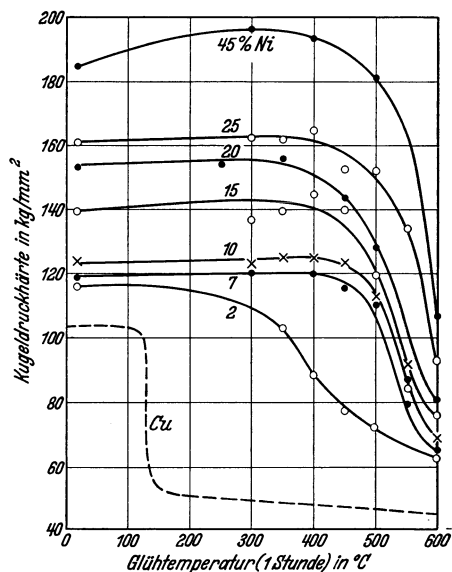


Abb. 48. Entfestigung von Kupfer-Nickellegierungen, 50% gewalzt. (Nach Jones, Pfeil und Griffiths.)

Elektrolytkupfer nach Abb. 45 eine untere Entfestigungstemperatur von etwa 100<sup>0</sup> (1 Stunde Glühdauer) aufweist<sup>2</sup>, liegt diese nach Abb. 41 beim reinsten umgeschmolzenen Elektrolytkupfer schon erheblich höher, und zwar etwa bei 200<sup>0</sup><sup>3</sup>. Beimengungen in geringster Menge, d. h. in einigen 1/1000%, wie sie durch die Desoxydation ins Elektrolytkupfer hineinkommen<sup>4</sup> oder in einem nicht durch

<sup>1</sup> Sauerwald, F.: Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 531—534. Sauerwald, F. u. W. Scholz: Z. Physik Bd. 73 (1931) S. 511—525. Sauerwald, F. u. W. Globig: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 33—38.

<sup>2</sup> Köster, W.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 189—192.

<sup>3</sup> Bassett, W. H. u. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 55—73.

<sup>4</sup> Webster, W. R., J. L. Christie u. R. S. Pratt: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1927 S. 233—252, 1933 S. 166—180.

die Elektrolyse gegangenen Raffinadekupfer enthalten sind<sup>1</sup>, schieben die Entfestigung nach Abb. 41 noch weiter erheblich heraus. Über die Wirkung von Zusätzen in der Größe von 0,1 bis 1% liegen zahlreiche planmäßige Versuche vor, wonach schon 0,1% der meisten Beimengungen die Entfestigungstemperatur um 50–200° heraufsetzen<sup>2</sup>. Über den zahlenmäßigen Einfluß der einzelnen Stoffe gehen jedoch die verschiedenen Angaben erheblich auseinander, ohne daß hierfür eine Erklärung gegeben werden kann.

Soweit die Zusätze über diesen Betrag mit dem Kupfer Mischkristalle bilden, schieben sie die Entfestigung meist mit zunehmendem Gehalt noch weiter hinaus. Die Wirkung steigender Zusätze wird jedoch, wie Abb. 47 zeigt, allmählich lang-

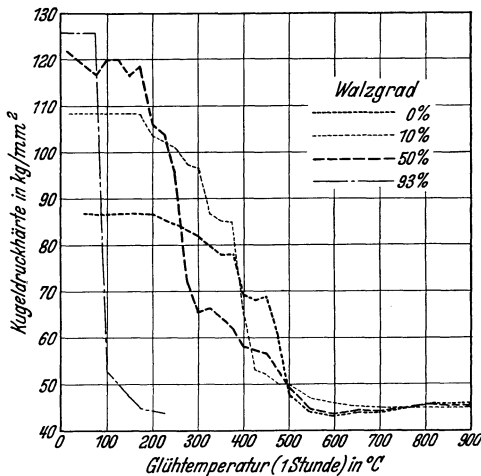


Abb. 49. Entfestigung von gewalztem, wasserstoffhaltigem Kupfer. (Nach Köster.)

samer und kann in ausgedehnten Mischkristallreihen einen Höchstwert erreichen. Bei Kupfer-Zinklegierungen liegt dieser nur etwa 200° über der Entfestigungstemperatur von reinstem Kupfer<sup>3</sup>, bei Kupfer-Nickellegierungen nach Abb. 48 etwa 400° darüber<sup>4</sup> (vgl. auch Abb. 41–44).

Durch Zusätze, die in kleinsten Mengen eine starke Wirkung haben, aber in Kupfer wenig löslich sind, kann die Entfestigungstemperatur anscheinend in besonders hohem Maße gesteigert werden, wenn sich die Zusätze durch Abschrecken von hohen Temperaturen verstärkt in Lösung bringen lassen<sup>5</sup>. Solche ausscheidungsfähigen Zusätze, wie Silber, Eisen, Chrom,

Beryllium usw. erhöhen jedenfalls die Wärmebeständigkeit der Verfestigung von Kupfer spezifisch am stärksten<sup>6</sup>. Diese Eigenschaft wird z. B. für die Verwendung des Kupfers in Feuerbüchsen und Stehbolzen als wichtig angesehen, da hierbei die Zusätze so gering bemessen sein müssen, daß sie die leichte Verarbeitbarkeit und hohe Zähigkeit des Kupfers nicht beeinträchtigen<sup>7</sup>.

<sup>1</sup> Köster, W.: a. a. O. Bassett, W. H. u. C. H. Davis: a. a. O.

<sup>2</sup> Müller, W.: Forschungsarb. VDI, 1918 Heft 21. Hanson, H. u. G. W. Ford: J. Inst. Met., Lond. Bd. 32 (1924 II) S. 335–361. Hanson, D. u. W. Marryat: J. Inst. Met., Lond. Bd. 37 (1927 I) S. 121–163. Hanson, D., S. L. Archbutt u. G. W. Ford: J. Inst. Met., Lond. Bd. 43 (1930 I) S. 41–70. Archbutt, L. S. u. W. E. Prytherch: J. Inst. Met., Lond. Bd. 45 (1931 I) S. 265–305. Dahl, O.: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 8, 2 (1929) S. 157 bis 173. Hudson, O. F., T. M. Herbert, F. C. Ball u. E. H. Bucknall: J. Inst. Met., Lond. Bd. 42 (1929 II) S. 221–320. Burkhardt, A.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 657–659. Zickrick, L.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 S. 152–165.

<sup>3</sup> Bassett, W. H. u. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 55–73.

<sup>4</sup> Jones, D. G., L. B. Pfeil u. W. T. Griffiths: J. Inst. Met., Lond. Bd. 46 (1931 II) S. 423–442.

<sup>5</sup> Burkhardt, A.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 657–659.

<sup>6</sup> Dahl, O.: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 8, 2 (1929) S. 157–173. Burkhardt, A.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 657–659.

<sup>7</sup> Hudson, O. F., T. M. Herbert, F. C. Ball u. E. H. Bucknall: J. Inst. Met., Lond. Bd. 42 (1929 II) S. 221–230.

Auch bei Silber haben mischkristallbildende Zusätze eine Erhöhung der Entfestigungstemperatur zur Folge. Während reines, stark verformtes Silber sich um etwa  $100\text{--}200^{\circ}$  <sup>1</sup> oder sogar noch tiefer entfestigt, tritt dies bei Silberlegierungen mit stärkeren Zusätzen erst einige  $100^{\circ}$  höher ein <sup>2</sup>.

Ähnlich wie auf Kupfer wirken kleine Beimengungen auch auf Nickel <sup>3</sup>. Stark verformter Nickeldraht hohen Reinheitsgrades (99,9% Nickel + Kobalt) entfestigt sich bei  $500^{\circ}$  innerhalb 5 Minuten vollständig, gewöhnliches Handelsnickel (99,4% Nickel + Kobalt) dagegen erst  $150^{\circ}$  höher <sup>4</sup>. Die gleiche Wirkung haben

schon 0,07% Magnesium auf das reine Material, eine etwas geringere Wirkung 0,3% Mangan und eine noch geringere (rd.  $100^{\circ}$ ) 4% Eisen.

In besonders starkem Maße können sich noch geringste Mengen gelöster Gase in einer Erhöhung der Entfestigungstemperatur bemerkbar machen, so Wasserstoff auf

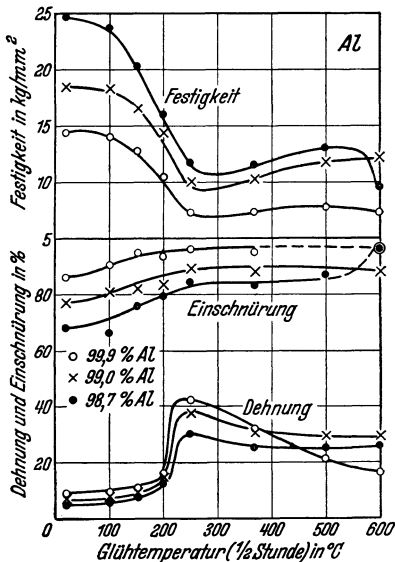


Abb. 50. Entfestigung von gezogenem Aluminiumdraht verschiedenen Reinheitsgrades.

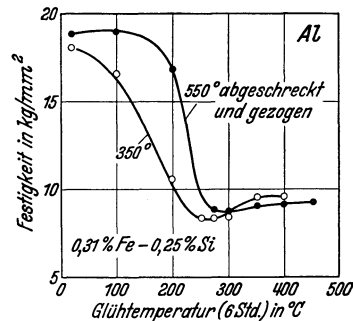


Abb. 51. Entfestigung von Aluminiumdraht, vor dem Ziehen verschieden wärmebehandelt. (Nach Bachmann und Köster.)

Gold <sup>5</sup>. Die Wirkung von dem durch die Elektrolyse in Kupfer hineingekommenen Wasserstoff ist ähnlich, wird aber nach Abb. 49 noch dadurch verwickelt, daß er während des Glühens, und zwar hauptsächlich bei  $450^{\circ}$ , herausgeht <sup>6</sup>.

Beimengungen, die keine Mischkristalle bilden, sondern heterogen eingelagert werden, wie Sauerstoff, Wismut und Blei scheinen dagegen die Entfestigung des Kupfers nur wenig zu beeinflussen. In Kupferlegierungen kann Sauerstoff sogar eine Verschiebung der Entfestigung zu niedrigeren Temperaturen zur Folge haben, da er viele Beimengungen in Oxyde überführt und dadurch ihre Wirkung kompensiert. Dieser Fall ist bei Arsen beobachtet worden <sup>7</sup>.

<sup>1</sup> Rose, T. K.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 10 (1913 II) S. 150—174. Saefel, F. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 155—161, 258—264, 294—298. Widmann, H.: Z. Physik Bd. 45 (1927) S. 200—224.

<sup>2</sup> Saefel, F. u. G. Sachs: a. a. O.

<sup>3</sup> Ransley, C. H. u. C. J. Smithells: J. Inst. Met., Lond. Bd. 49 (1932 II) S. 287—300.

<sup>4</sup> Price, W. B. u. P. Davidson: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 64 (1920) S. 414—417.

<sup>5</sup> Rose, T. K.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 10 (1913 II) S. 150—174. Phelps, J.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 12 (1914 II) S. 125—132. Parravano, N. u. P. Agostini: Rend. Lincei [5] Bd. 30 (1921) S. 481—485.

<sup>6</sup> Köster, W.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 189—192.

<sup>7</sup> Hanson, D. u. C. B. Marryat: J. Inst. Met., Lond. Bd. 37 (1927 I) S. 121—163.

Auch auf die Entfestigung des Aluminiums haben nach Abb. 50 die Hauptverunreinigungen Eisen und Silizium keine nachweisliche Wirkung<sup>1</sup>, falls das Silizium durch langsame Abkühlung aus der festen Lösung ausgeschieden ist. Ist Silizium dagegen durch vorheriges Abschrecken von hoher Temperatur in Lösung gebracht, so hat dies nach Abb. 51 eine Erhöhung der Entfestigungstemperatur zur Folge<sup>2</sup>.

Weitere Zusätze an anderen Stoffen wirken wahrscheinlich auf Legierungen ganz ähnlich wie die ersten Beimengungen auf die reinen Metalle. Beobachtet worden ist, daß die Entfestigung von 70er Messing durch geringe Zusätze an Eisen und Aluminium sehr wenig verändert, durch Mangan und Nickel dagegen erheblich herausgeschoben (100—150°) wird<sup>3</sup>. Die an sich schon sehr hohe Entfestigungstemperatur von 20%igem Kupfernichel kann durch weitere Zusätze an Mangan und Aluminium noch um 100° gesteigert werden<sup>4</sup>.

Von besonderer Bedeutung ist die Verschiebung der Entfestigungstemperaturen bei den niedrig schmelzenden Stoffen durch kleine Beimengungen. In reiner Form lassen sich Blei, Zinn, Zink und Kadmium bei Raumtemperatur nicht auf die Dauer verfestigen, sondern entfestigen sich, wie noch in Nr. 66 und 67 näher besprochen werden wird schon während der Verformung oder beim Lagern. Durch viele Beimengungen wird aber die Entfestigung dieser Stoffe erheblich verlangsamt.

### 30. Überlagerung von Entfestigung und Ausscheidungshärtung.

Schon in den vorangehenden Abschnitten ist mehrfach auf Legierungen eingegangen worden, bei denen die Legierungsbestandteile je nach der Wärmebehandlung in wechselndem Maße in fester Lösung vorliegen können. Solche Legierungen sind bekanntlich zum großen Teil dazu befähigt, sich unter gewissen Bedingungen durch Anlassen härten zu lassen. Es kann daher bei ihnen der Fall eintreten, daß sich der Entfestigung diese Aushärtungserscheinungen überlagern.

Und zwar kann einmal der Ausgangszustand durch Abschrecken oder verhältnismäßig schnelle Abkühlung vor der Kaltverformung instabil sein. Beim Anlassen tritt dann gegebenenfalls früher oder später eine Vergütung ein. Setzt diese sehr früh ein und ist sie gering, so äußert sie sich, wie in Abb. 51 beim siliziumhaltigen Aluminium nur in einer Verzögerung der Entfestigung.

Häufig wird aber auch vor dem Abfall der Festigkeit im Hauptentfestigungsgebiet ein erheblicher Anstieg beobachtet. Da die Aushärtung sich bis zu höheren Temperaturen hinziehen kann, wird dadurch gewissermaßen eine Erhöhung der Entfestigungstemperatur vorgetäuscht; der Aushärtungseffekt tritt zwar zunächst ein, läßt dann aber unter Umständen bei längerem Glühen wieder nach. Wieweit durch eine Vergütung die Entfestigung in einem Sonderfall wirklich herausgeschoben wird, kann nur durch eine besondere Untersuchung, die sich auf sehr lange Anlaßzeiten zu erstrecken hat, erkannt werden.

<sup>1</sup> Reinhardt, R.: Diss. Dresden 1920. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 90—93.

<sup>2</sup> Bachmann, O. u. W. Köster: Schweiz. Verb. Mat.-Prüf.-Ber. 1927 Nr. 6 S. 8—18.

<sup>3</sup> Cook, M. u. H. J. Miller: J. Inst. Met., Lond. Bd. 49 (1932 II) S. 247—266, Bd. 52 (1933 II) S. 247—249.

<sup>4</sup> Jones, D. J., L. B. Pfeil u. W. T. Griffiths: J. Inst. Met., Lond. Bd. 46 (1931 II) S. 423—442, Bd. 52 (1933 II) S. 139—152.

Es gibt dann noch Fälle, in denen, wie beim eisenhaltigen Messing in Abb. 52<sup>1</sup> die Vergütung erst bei so hohen Temperaturen eintreten kann, daß die Entfestigung der Grundmasse schon fast vollständig vor sich gegangen ist. Dies kommt daher, daß die Temperatur der Vergütung stark von der Menge an vergütenden

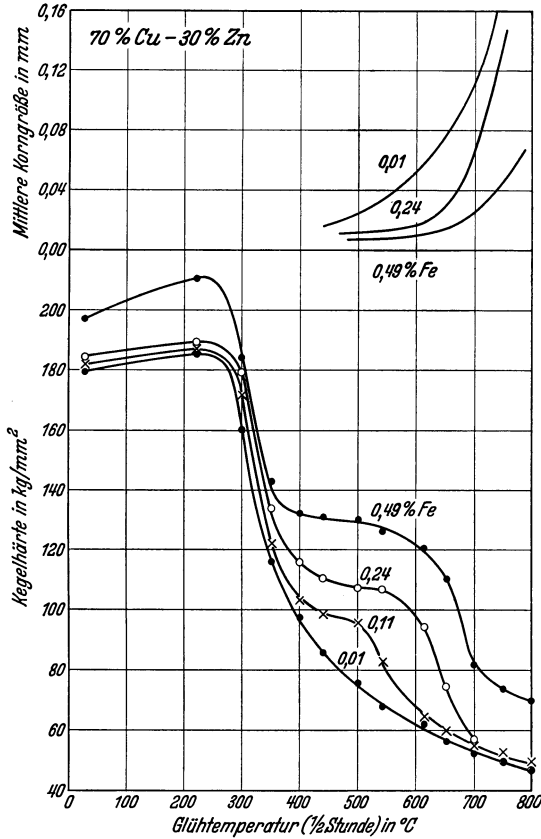


Abb. 52. Einfluß von Eisen auf die Entfestigung und Korngröße von Messing (Ms 70). (Nach Cook und Miller.)

Zusätzen abhängt. Bei sehr kleinen Gehalten daran geht sie erst bei hohen Temperaturen vor sich. Durch Dosierung des Gehaltes an vergütenden Bestandteilen läßt sich also die Entfestigung innerhalb gewisser Grenzen willkürlich beeinflussen.

Weiterhin äußert sich die Fähigkeit einer Legierung zur Aushärtung darin, daß nach dem Glühen von hohen Temperaturen die Abkühlungsgeschwindigkeit von Einfluß auf die Festigkeitseigenschaften ist. Und zwar kann entweder, wie beim (siliziumhaltigen) Aluminium in Abb. 53 durch sehr langsame Abkühlung<sup>2</sup>, oder wie beim Standardsilber in Abb. 54 mit 7,5% Kupfer durch Abschrecken<sup>3</sup>

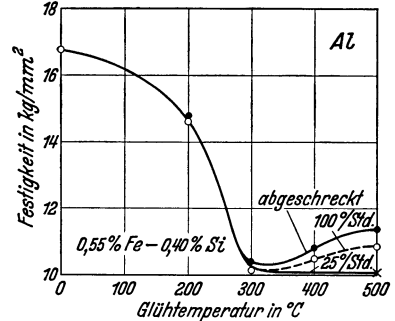


Abb. 53. Einfluß der Abkühlungsbedingungen auf die Entfestigung von Aluminium. (Nach Röhrig.)

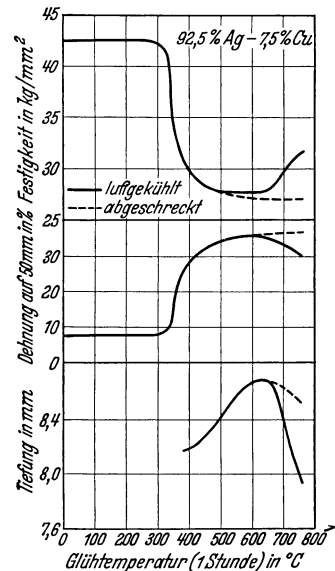


Abb. 54. Einfluß der Abkühlungsbedingungen auf die Festigkeitseigenschaften von gewalztem und geglühtem Standard-(Sterling-)silberblech. (Nach Leach und Chatfield.)

<sup>1</sup> Cook, M. u. H. J. Miller: J. Inst. Met., Lond. Bd. 49 (1932 II) S. 247—266.

<sup>2</sup> Röhrig, H.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 265—270.

<sup>3</sup> Leach, H. u. C. H. Chatfield: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 743—758.



ein weicher, gut weiterverarbeitbarer Zustand — also entweder ein stabiles heterogenes Gemenge oder ein eingefrorener Mischkristall — erhalten werden. Gewöhnliche Abkühlungsbedingungen ergeben dagegen oft teilweise Aushärtung, und damit einen Zustand geringen Formänderungsvermögens.

### 31. Entfestigung und Rekristallisation.

Bis hierher haben wir uns in diesem Kapitel hauptsächlich mit den durch Anlassen und Glühen bewirkten Veränderungen der Festigkeitseigenschaften beschäftigt. Durch diese allein ist aber das Verhalten eines Metalls in vielen praktischen Fällen nicht vollständig genug zu kennzeichnen. Es genügt z. B. für die Zwecke der Weiterverarbeitung durch Pressen oder Tiefziehen nicht, wenn das Material durch das Glühen eine besonders geringe Härte und eine besonders hohe Dehnung gewonnen hat. Außerdem muß es auch noch gewisse Bedingungen in bezug auf sein Gefüge erfüllen, welches durch die Glühbehandlung grundlegend geändert wird. Es bilden sich in einem gewissen Stadium des Glühens durch Rekristallisation neue Kristalle, die sich weiter vergrößern können. Ihre Größe und Anordnung ist auf das Verhalten des Stoffes von erheblichem Einfluß, der sich aber nicht einfach durch Festigkeitswerte ausdrücken läßt. Für verschiedene Kupferlegierungen wird zwar vielfach die Ansicht vertreten, daß die Festigkeitseigenschaften unmittelbar durch die Korngröße bestimmt sind<sup>1</sup>; aber ein solcher Zusammenhang hat höchstens für ein Material bestimmter Zusammensetzung und Vorbehandlung eine beschränkte Gültigkeit. In den meisten Fällen gibt es derartige Beziehungen nicht; die in gewöhnlicher Weise bestimmten Festigkeitseigenschaften sind vielmehr innerhalb weiter Grenzen von der Gefügebildung kaum abhängig. Die Anforderungen der Praxis werden aber immer mannigfaltiger; und damit gewinnen die feineren Unterschiede in den Werkstoffeigenschaften, die durch besondere, sorgfältig geleitete Anlaß- und Glühbehandlungen erzielt werden können, in steigendem Maße an Bedeutung.

Die Rekristallisation beim Glühen ist im ganzen genommen keineswegs eine besonders erwünschte Erscheinung. Sie wird hauptsächlich als Zeichen dafür gewertet, daß der Werkstoff sich weitgehend entfestigt hat und für eine Weiterverarbeitung günstige Eigenschaften aufweist. Es ist aber verschiedentlich bemerkt worden, daß die Entfestigung schon vor dem Beginn der Rekristallisation erheblich fortgeschritten sein kann. Derartige Feststellungen für Messing<sup>2</sup> und Eisen<sup>3</sup> werden allerdings vielfach angezweifelt. Für Aluminium und Aluminiumlegierungen steht es aber fest, daß die Entfestigung schon weitgehend fortgeschritten sein kann, ehe eine wirkliche Kornneubildung erfolgt<sup>4</sup>. Dies wird am klarsten bewiesen durch die Tatsache, daß eine geringe Kaltverformung

<sup>1</sup> Bassett, W. H. u. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 60 (1919) S. 428. Angus, H. T. u. P. F. Summers: J. Inst. Met., Lond. Bd. 33 (1925 I) S. 115—141.

<sup>2</sup> Mathewson, C. H. u. A. Philips: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 54 (1916) S. 608.

<sup>3</sup> Chappell, C.: J. Iron Steel Inst. Bd. 89 (1914 I) S. 460—502; Ferrum Bd. 13 (1915/16) S. 6—27.

<sup>4</sup> Carpenter, H. C. H. u. L. Taverner: J. Inst. Met., Lond. Bd. 18 (1917 II) S. 115—170. Carpenter, H. C. H. u. C. C. Smith: J. Inst. Met., Lond. Bd. 29 (1923 I) S. 29—70. Sachs, G. u. E. Schiebold: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 400—402. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 90—93.

dieses Zwischenzustandes bei nachfolgender Glühung zu einem feinkörnigen Material führt, während sie an rekristallisiertem Werkstoff unerwünschte große Kristalle hervorruft<sup>1</sup>. Ein besonders starker Unterschied zwischen dem Beginn der Entfestigung (rd. 800<sup>0</sup>) und dem der Rekristallisation (1500<sup>0</sup>) ist bei Wolframdraht festgestellt worden<sup>2</sup>.

Der teilweise entfestigte — und vielleicht auch teilweise rekristallisierte — Zustand weist einige Besonderheiten von technischem Interesse auf. Trägt man nach dem Vorgange von v. Moellendorff<sup>3</sup> die Festigkeit verformter und angelassener Proben über der Dehnung auf, so erkennt man als allgemeines Gesetz, daß auf dem Wege über eine starke Verformung und nachträgliches Anlassen eine bessere Kombination von Festigkeits- und Dehnungswerten erreichbar ist als durch Kaltverformung allein. Dort, wo bei Abnahmen sehr hohe Forderungen an diese Güteziffern gestellt werden, kann man daher mit Vorteil Gebrauch von diesem Verfahren machen. Es setzt allerdings eine besonders sorgfältige Einhaltung der Arbeitsbedingungen bei der Kaltverformung und der Glühung voraus; und wegen dieser Empfindlichkeit wird es nur ausnahmsweise angewandt. Es hat sich weiterhin auch gezeigt, daß der Werkstoff in diesem teilweise entfestigten Zustande, obwohl er gut weiterverarbeitbar ist, dabei viel schneller wieder verfestigt wird als voll ausgeglühtes Material.

Eine weitgehende Entfestigung ohne Rekristallisation ist noch besonders bei einzelnen Kristallen festgestellt worden<sup>4</sup>. Bei dünnen Kristalldrähten aus Wolfram läßt sich nach Koref diese Erholung, auch Kristallvergütung genannt, durch mehrfaches Glühen und Ziehen so ausnutzen, daß die Kristalldrähte stark herabgezogen werden können, ohne ihre Natur als einzelne Kristalle zu verlieren<sup>5</sup>. Solche Drähte sind bei hohen Temperaturen viel unnachgiebiger, als die durch die Anwesenheit der quer durchgehenden Korngrenzen geschwächten feinkristallinen Drähte.

Je höher dann weiterhin die Glühtemperatur ist, desto niedriger fallen bei vielen Stoffen die Härte und Festigkeit aus. Bei weiterer Kaltverformung bleiben auch diese Unterschiede nach Abb. 6 in Nr. 6 ziemlich vollständig erhalten<sup>6</sup>. Auch die folgende Entfestigung ist dann von der Höhe einer solchen Zwischenglühung abhängig, insofern als sie um so später eintritt, je größer die Kristalle bei der Zwischenglühung werden<sup>7</sup>.

### 32. Einfluß der Korngröße.

Für das Verhalten eines Werkstoffes ist also in vielen Fällen außer seinen Festigkeitseigenschaften noch seine Korngröße maßgebend. Diese kann nach einer Glühung in außerordentlich weiten Grenzen verschieden ausfallen.

<sup>1</sup> Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 52 (1928) S. 301—313. Bohner, H. u. R. Vogel: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 169—175.

<sup>2</sup> Koref, F.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 213—220.

<sup>3</sup> Moellendorff, W. v. u. J. Czoehralski: Z. VDI Bd. 57 (1913) S. 931—935.

<sup>4</sup> Polanyi, M. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 32 (1925) S. 684—712. Haase, O. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 33 (1925) S. 413—428. Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 283—301.

<sup>5</sup> Koref, F.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 213—220.

<sup>6</sup> Bassett, W. H. u. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 55—73.

<sup>7</sup> Angus, H. T. u. P. F. Summers: J. Inst. Met., Lond. Bd. 33 (1925 I) S. 115—141; vgl. auch A. Phillips u. G. Gerner: Chem. metallurg. Engng. Bd. 20 (1919) S. 622—628.

Auf der einen Seite wird in Blechen für Tiefzieh- und Drückarbeiten, bei denen hohe Ansprüche an die Oberflächenbeschaffenheit gestellt werden, eine Kristallgröße von 0,02—0,03 (0,04) mm mittlerem Durchmesser angestrebt und erreicht<sup>1</sup>. Andernfalls wird, wie es Abb. 55—58 an gezogenen Bechern und getieften Proben zeigt, die Oberfläche an den stark verformten Stellen rauh, da die einzelnen Kristallite sich verschieden verformen und dadurch ein Relief bilden. Für die Weiterverarbeitbarkeit des Bleches hat dies meist wenig zu bedeuten; ein grobkörniges Blech gilt sogar oft als besser verformbar. Diese Auffassung stützt sich aber wohl hauptsächlich auf die hohen Dehnungs- und Tiefungswerte, die vielfach an grobkörnigem Material ermittelt werden, und ist insofern unberechtigt, als weder aus der Dehnung noch aus der Tiefung eindeutige Rückschlüsse dieser Art auf die Verarbeitbarkeit, also etwa die Tiefziehfähigkeit, zulässig sind<sup>2</sup>. Auf jeden Fall stört die Grobkörnigkeit bei Polierarbeiten am

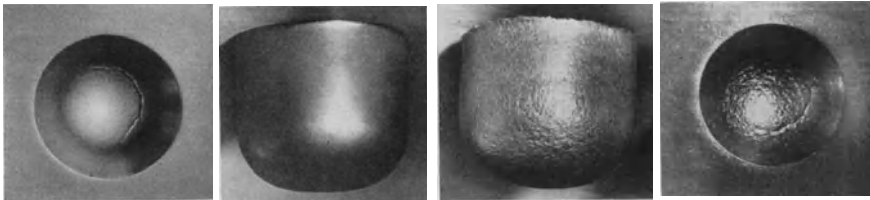


Abb. 55. Tiefungsprobe.

Abb. 56 u. 57. Gezogene Becher.

Abb. 58. Tiefungsprobe.

Abb. 55 u. 56. Oberfläche von feinkörnigem Eisenblech beim Ziehen und Tiefen.

Abb. 57 u. 58. Oberfläche von grobkörnigem Aluminiumblech beim Ziehen und Tiefen.

verformten Material, da sie eine viel stärkere Abtragung verlangt, ehe die Oberfläche wieder plan wird. Ähnlich wie bei Blecharbeiten macht sich auch ein grobes Korn bei der Verformung von Stangen, Rohren usw. bemerkbar, wie es Abb. 59 bis 62 an Zinnrohren veranschaulicht.

Auf der anderen Seite gibt es gewisse Sondergebiete, wie die Glühlampenfabrikation, wo mit Vorteil große Kristalle, im vorliegenden Falle dünne Drähte mit möglichst langen, den ganzen oder halben Querschnitt einnehmenden Kristallen, verwendet werden (vgl. Nr. 47).

Durch die in den folgenden Abschnitten genauer zu besprechenden Gesetzmäßigkeiten der Rekristallisation und Kornvergrößerung kommt es auch besonders häufig vor, daß ein Material ganz oder zum Teil aus größeren Kristallen von einigen Millimetern oder Zentimetern Abmessung besteht. Eine derartige Gefügebildung ist für viele Zwecke schädlich. Beim Pressen und Schmieden erwachsen aus dem groben Korn häufig Schwierigkeiten, da sich zwischen den großen Kristallen leicht Risse bilden<sup>3</sup>. Bei gepreßten Rohren aus

<sup>1</sup> Bassett, H. W. u. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 55—73. Crawford, C. A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 74—94.

Zwillingsstreifen werden dabei in der Regel nicht beachtet; ein durch Zwillinge aufgeteilter Kristall wird also als ein einziger Kristall gezählt.

<sup>2</sup> Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 11—38. Dörge, F.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 165—168, 210—214.

<sup>3</sup> Steudel, H.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 129—137. Hinzmann, R.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 297—302. Morris, A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 S. 336—352. Brunuckow, W.: Masch.-Bau Bd. 12 (1933) S. 539—542.

$\alpha$ - $\beta$ -Messing wurde von Ostermann sogar festgestellt, daß die beim Pressen entstandenen großen  $\beta$ -Kristalle trotz teilweiser Umwandlung in feine  $\alpha$ -Kristalle beim Biegen zu Rissen führen können<sup>1</sup>. Dieser Fehler konnte durch Festlegung eines Mindest-Kupfergehaltes von 61—61,3% unterbunden werden, da dann bei der Abkühlung genügend  $\alpha$ -Kristalle entstehen, um den Einfluß der

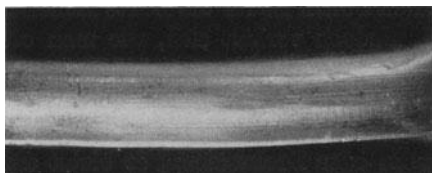


Abb. 59. Feinkörniges Zinnrohr, gebogen.  
Natürliche Größe.

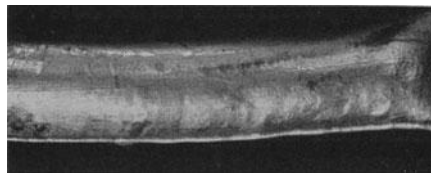


Abb. 60. Grobkörniges Zinnrohr, gebogen.  
Natürliche Größe.

groben  $\beta$ -Kristalle zu vernichten. Einen ungünstigen Einfluß übt ein grobkörniges Gefüge auch auf Messing und Neusilber aus, das mit Eigenspannungen behaftet ist (vgl. Nr. 81), da es die Aufreißgefahr erhöht<sup>2</sup>. Die Ursache dieses eigentümlichen Einflusses großer Kristalle ist nicht ganz klar, wahrscheinlich liegt sie teils in der Anhäufung von Verunreinigungen, teils in starken Zusatzspannungen durch die Beanspruchung in den Korngrenzen.

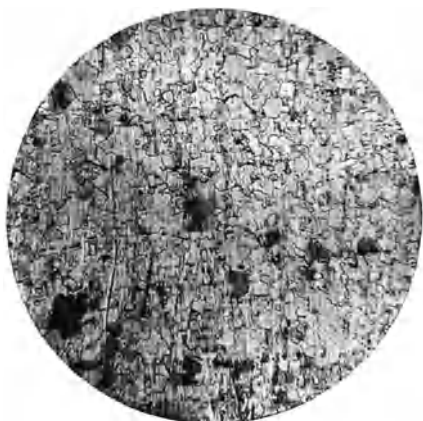


Abb. 61. Gefüge des feinkörnigen Zinnrohrs.  
in Abb. 59.



Abb. 62. Gefüge des grobkörnigen Zinnrohrs  
in Abb. 60.

Vergr. 40  $\times$ . Geätzt mit verd. HCl.

In vielen Fällen ist auch ein großes Korn ganz unschädlich. Ob man z. B. das unschöne Aussehen des grobkörnigen Zinnrohres in Abb. 60 beanstandet, ist eine reine Geschmacksache, da die Eigenschaften hiervon wenig berührt werden.

Zu beachten ist noch, daß große Kristalle sich oft dadurch einer Feststellung durch Anätzen entziehen, daß sie von einer dünnen feinkörnigen Schicht bedeckt sind. Es liegt dies wahrscheinlich daran, daß die Kristalle an der Oberfläche

<sup>1</sup> Ostermann, F.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 186—188.

<sup>2</sup> Jones, E. O. u. E. Whitehead: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 73 (1926) S. 834—849. Nagakami, J.: Vgl. J. Inst. Met., Lond. Bd. 43 (1930 I) S. 467. Morris, A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 256—275.

bei einer Verformung mehr Freiheit haben und infolgedessen weniger gestört und wachstumsfähig werden als die Kristalle im Innern.

Im übrigen sind die Festigkeitseigenschaften von der Korngröße — wenn wir zunächst von einzelnen Kristallen absehen — nur in geringem Maße abhängig. Mit zunehmender Korngröße nehmen Härte und Festigkeit ab, in Einzelfällen bei sehr grobem Korn bis auf 50%<sup>1</sup>. In anderen Fällen ist für die Härte keinerlei derartige Abhängigkeit festgestellt worden<sup>2</sup>. Jedoch verhält sich, wie man oft Gelegenheit festzustellen hat, ein grobkörniges Material dann entschieden nachgiebiger als ein feinkörniges, wenn man es in einfacher Weise, etwa durch Zug, Druck oder Biegung beansprucht. Versucht man dagegen, eine bestimmte Form zu erzwingen, wie beim Walzen, Gesenkpressen oder Drahtziehen, so bietet der grobkörnige Werkstoff dabei einen überraschend großen Widerstand. Zu erwähnen ist noch die oft sehr geringe Dehnung grobkörniger Zerreißproben, die auch in zahlreichen Entfestigungsschaubildern erkennbar ist. Diese Eigentümlichkeit kann geradezu als Kriterium für die Grobkörnigkeit gewertet werden, hat aber im übrigen wenig zu bedeuten. Sie ergibt sich daraus, daß in einer sehr grobkörnigen Probe einige Querschnitte viel stärker dehnen als andere<sup>3</sup>.

Zwischen den Eigenschaften einzelner Kristalle und denen feinkristallinen Materials sind bei den regulär-kristallisierenden Metallen, die sich durch die Anwendung vieler gleichwertiger Gleitmöglichkeiten (vgl. Nr. 20) leicht verformen lassen, ebenfalls nur geringe Unterschiede. Bei den Metallen mit hexagonalem Gitterbau, wie Magnesium, Zink und Kadmium, die nur eine einzige bevorzugte Gleitfläche besitzen, sind diese Unterschiede dagegen viel größer<sup>4</sup>.

Bei diesen letzteren Metallen, besonders Zink und Magnesium, ferner auch noch bei Wolfram und Molybdän, erscheint technisches Material bei gewöhnlicher Temperatur um so spröder, je grobkörniger es ist. Auch scheint es, daß im kaltverformten Zustande das Formänderungsvermögen besonders hoch ausfällt. Auf das Verhalten in der Wärme ist dagegen die Korngröße von geringer Bedeutung. Auf diese Zusammenhänge wird in Nr. 57 noch näher eingegangen.

### 33. Grobkörnigkeit in dünnen, hoher Temperatur ausgesetzten Drähten.

Besondere Schwierigkeiten sind aus einem grobkörnigen Gefüge noch in solchen Fällen erwachsen, wo dünne Drähte hohen Temperaturen gewachsen sein müssen.

In der Glühlampentechnik sind die Glühfäden aus Wolfram Temperaturen von 2000—3000<sup>0</sup> ausgesetzt, in denen sie, falls sie aus gezogenem Draht bestehen, grobkörnig werden. Die quer durch den Draht gehenden Krongrenzen stellen Schwächezonen dar; in der Wärme hängt sich ein solcher Draht leicht durch, in der Kälte ist er sehr brüchig. Diese Nachteile verschwinden, wenn man nach

<sup>1</sup> Bassett, W. H. u. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 60 (1919) S. 428. Rawdon, H. S. u. E. Jimeno-Gil: Sci. Pap. Bur. Stand. Nr. 397. Angus, H. T. u. P. F. Summers: J. Inst. Met., Lond. Bd. 33 (1925 I) S. 115—141. Edwards, C. A. u. L. B. Pfeil: J. Iron Steel Inst. Bd. 112 (1925 II) S. 79—122. Ihigaki, T.: Sci. Rep. Tôhoku Univ. Bd. 16 (1927) S. 285—293.

<sup>2</sup> Neill, H. O.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 30 (1923 II) S. 299—308.

<sup>3</sup> Kuntze, W.: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 14—22. Ransley, H. J. u. C. J. Smithells: J. Inst. Met., Lond. Bd. 49 (1932 II) S. 287—300.

<sup>4</sup> Vgl. G. Sachs: Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 436—447.

Koref die Rekristallisation so leitet, daß die Korngrenzen sehr schräg durch den Draht verlaufen<sup>1</sup>.

Die geringe Widerstandsfähigkeit großer Kristalle ist auch der Grund gewesen, weshalb Tantaldrähte als Glühdrähte in Senderöhren versagt haben. Bei der hohen Temperatur hält wohl das Tantal die geringe Vorspannung aus, solange es feinkörnig ist; nach einiger Zeit wird es aber grobkörnig und versagt dann, wie Abb. 63 zeigt, durch Fließkegelbildung in den großen Kristallen und Abschiebungen an den durch den Draht gehenden Korngrenzen. Die Neigung des Tantals, grobkörnig zu werden, ist offenbar sehr groß<sup>2</sup>.

Glühversuche von Ransley und Smithells an sehr dünnen Nickeldrähten (0,04 mm Durchmesser) haben noch gezeigt, daß dünne Drähte besonders früh

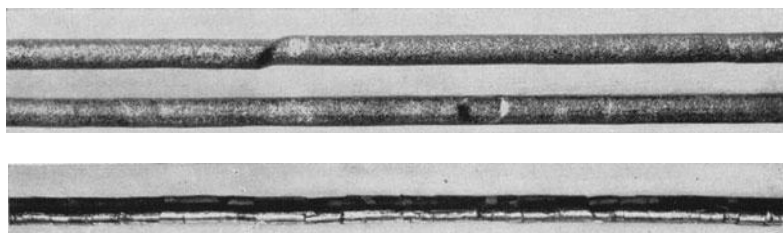


Abb. 63. Tantaldraht, der in Senderöhren grobkörnig geworden ist und nachgegeben hat.  
Vergr. 2×.

im Verhältnis zu ihrer Dicke große Kristalle bilden<sup>3</sup>. Offenbar ist danach die Größe der Kristalle wenig abhängig davon, wie die äußeren Abmessungen des Metallkörpers sind. Und die schädlichen Folgen der großen Kristallausbildung machen sich daher bei dünnen Drähten besonders stark und frühzeitig bemerkbar.

### 34. Der Rekristallisationsvorgang.

Wenn die Aufgabe in Angriff genommen wird, das Entstehen großer Kristalle im Herstellungsgang zu bekämpfen, so muß man sich zunächst über ihre Entstehungsursache klar sein. Es ist aber im Einzelfalle oft schwer, ihre Herkunft festzustellen. Nach Kaltverformungen können sie bei nachfolgender Glühung sowohl entstehen, wenn der Reckgrad sehr klein ist (vgl. Nr. 43), als auch nach starken Reckgraden und sehr hohen Glühtemperaturen (vgl. Nr. 44). Bei einer Warmverformung ist ihre Geburtsstunde nachträglich kaum nachzuweisen; und es bleibt nichts übrig, als jedesmal der Abhängigkeit von den Arbeitsbedingungen nachzugehen. Auf jeden Fall erleichtert aber eine genaue Kenntnis der Zusammenhänge bei der Rekristallisation und Kornvergrößerung jede Aufgabe, die auf die planmäßige Schaffung eines bestimmten Gefügezustandes hinausgeht.

Bei Überschreitung einer gewissen Temperaturgrenze treten in einem kaltverformten Metall grundlegende Gefügeänderungen ein. Die durch die Verformung bewirkten Störungen im Kristallgitter entziehen sich jedoch bisher trotz einer überaus großen Zahl dahingehender Untersuchungen einer klaren Erkenntnis.

<sup>1</sup> Koref, F.: Z. techn. Physik Bd. 7 (1926) S. 544—547.

<sup>2</sup> Austin, M. M.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 551 bis 556.

<sup>3</sup> Ransley, C. H. u. C. J. Smithells: J. Inst. Met., Lond. Bd. 49 (1932 II) S. 287—300.

Zweifellos treten, wie schon von v. Moellendorff vermuten worden ist<sup>1</sup> und besonders mit Hilfe von Röntgenstrahlen erwiesen werden konnte<sup>2</sup>, im Kristallgitter kleinere und größere Verzerrungen der Elementarbereiche, Verkrümmungen von Gitterpartien, Aufspaltungen usw. ein. Aber die Bedeutung all dieser Formänderungen, die sich zudem bei genauerer Untersuchung immer wieder als noch verwickelter herausstellen, als man vorher annahm, ist sehr umstritten (vgl. Nr. 92).

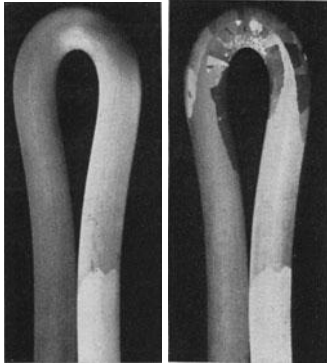


Abb. 64.

Abb. 65.

Gebogener Aluminiumeinkristall.  
Abb. 65. Gebogener und rekristallisierter  
Aluminiumeinkristall.  
Nat. Größe. Geätzt mit HF + HCl.

Jedenfalls ist der Zustand eines verformten Kristallgitters instabil. Wird daher ein kaltverformter Kristall, etwa der gebogene Einkristall in Abb. 64, auf genügend hohe Temperatur gebracht, so zerfällt er entsprechend Abb. 65 in eine Anzahl neuer Kristalle. Diese Rekristallisation spielt sich in der Weise ab, daß zunächst an verschiedenen Stellen einige kleine „Keime“ von Kristallen entstehen, die sich dann vermehren und weiter wachsen, bis der ganze verformte Kristall, oder wenigstens seine am stärksten verformten Teile, aufgezehrt und umgewandelt sind<sup>3</sup>.

Auch in feinkristallinem Material geht die Rekristallisation grundsätzlich gleichartig vor sich. Es bilden sich, wie Abb. 66 veranschaulichen soll, zunächst Kristallkeime an den Korngrenzen, den Zwillingsbegrenzungen und auch an den Gleitflächen<sup>4</sup>. Diese wachsen dann weiter, wobei außerdem von Zeit zu Zeit neue Kristalle

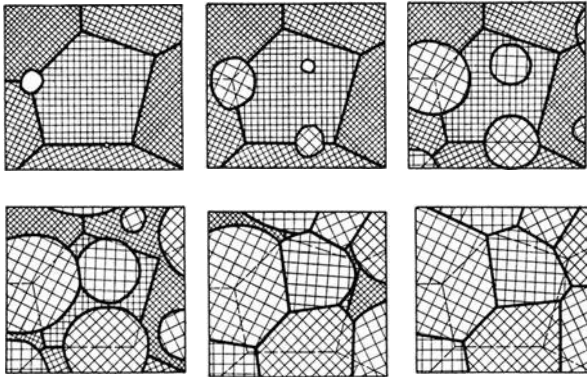


Abb. 66. Schematische Darstellung der Keimbildung und des Kornwachstums bei der Rekristallisation.

entstehen, bis schließlich nur noch neue Kristalle vorhanden sind. Die Größe der Kristalle eines gleichmäßig verformten und geglähten Körpers ist innerhalb gewisser Grenzen verschieden, macht aber einen ziemlich einheitlichen Eindruck. Damit ist der eigentliche Rekristallisationsvorgang beendet, und zwar bei den meisten Stoffen schon bei verhältnismäßig niedrigen Temperaturen innerhalb kurzer Zeit.

<sup>1</sup> Moellendorff, W. v. u. J. Czochralski: Z. VDI Bd. 57 (1913) S. 931—935. Moellendorff, W. v.: Int. Z. Metallogr. Bd. 6 (1914 II) S. 44—48.

<sup>2</sup> Vgl. E. Schiebold: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 417—425, 462—481. Dehlinger, U.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 147—149.

<sup>3</sup> Carpenter, H. C. H. u. C. F. Elam: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] Bd. 107 (1925) S. 171—180. Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 283—301.

<sup>4</sup> Chappell, C.: Ferrum Bd. 13 (1915/16) S. 6—27; J. Iron Steel Inst. Bd. 89 (1914 I) S. 460 bis 502. Czochralski, J.: Int. Z. Metallogr. Bd. 8 (1916) S. 1—43; Met. u. Erz Bd. 13 (1916) S. 381—393. Carpenter, H. C. H. u. C. F. Elam: J. Inst. Met., Lond. Bd. 25 (1921 I) S. 259—307.

Außerdem finden dann noch weitere Veränderungen der neuen Kristalle statt, indem einige Kristalle sich auf Kosten anderer vergrößern. Aber dieses in Nr. 44 noch näher beschriebene Kornwachstum geht gegenüber der Rekristallisation sehr langsam vor sich und ist von dieser durchaus zu unterscheiden<sup>1</sup>.

Abb. 67 gibt das Entstehen einiger sehr großer Kristalle in einem gedehnten Aluminiumblech wieder. Man erkennt, daß die neuen Kristalle bei einer bestimmten Temperatur nicht sofort, sondern erst nach einer gewissen, für jeden Kristall anderen Zeit erscheinen<sup>2</sup>. Man kann dabei in Analogie zu dem von Tammann studierten Vorgänge der Kristallisation aus dem Schmelzfluß etwa annehmen, daß in der Zeiteinheit eine bestimmte Keimzahl entsteht. Diese Keimbildungsgeschwindigkeit scheint allerdings bei der Rekristallisation mit der Zeit stark nachzulassen, da nach einiger Zeit neue Kristalle kaum noch auftreten.

In dem durch Abb. 67 wiedergegebenen Fall zeigte es sich, daß die neuen Kristalle sehr genau nach dem Gesetz wachsen, daß ihre mittleren Durchmesser mit der Glühdauer gradlinig, ihre Körperinhalte

<sup>1</sup> Feitknecht, W.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 33 (1926) S. 131 bis 172. Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 60 (1930) S. 464—480.

<sup>2</sup> Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 60 (1930) S. 464—480. Tammann, G. u. W. Crone: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 187 (1930) S. 289—312. Vgl. auch die Arbeiten von K. Prizibram: Wien. Ak., Abt. IIa. Bd. 138 (1929) S. 353—362, Bd. 139 (1930) S. 255—270, Bd. 142 (1933) S. 251—257; Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 535—536 über die Rekristallisation von Steinsalz.

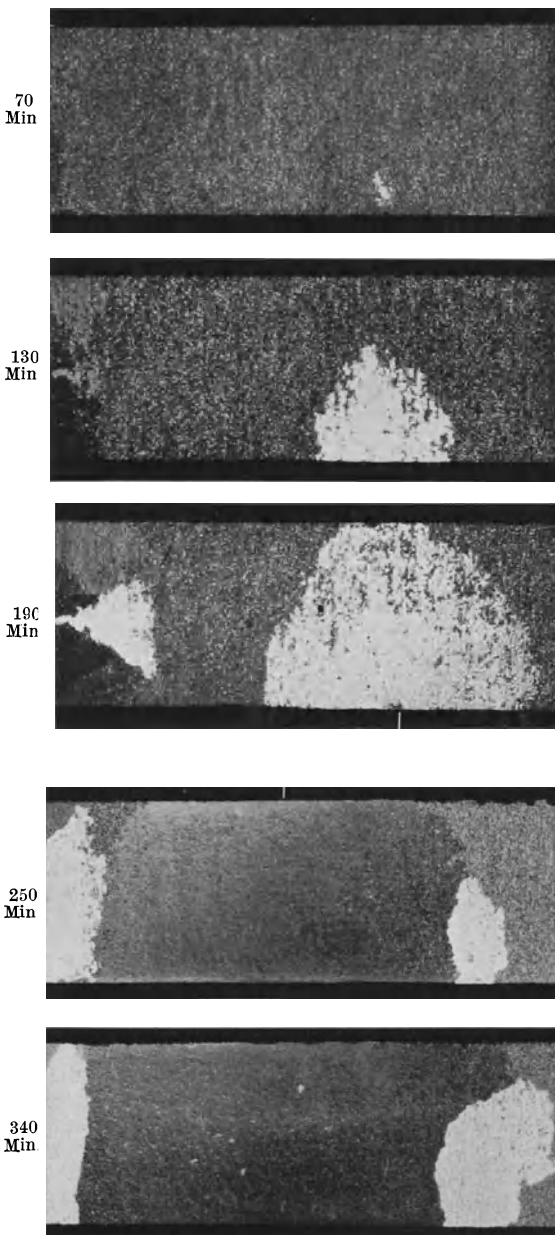


Abb. 67. Entstehung (Keimbildung und Wachstum) großer Kristalle in einem gedehnten und auf gleichbleibender Temperatur (370°) gehaltenen Aluminiumblech. Vergr. 2×.



also nach der dritten Potenz größer werden. Im vorliegenden Falle hält dieses Gesetz bis zum Zusammentreffen der Kristalle stand; bei einzelnen Zinnkristallen dagegen, an denen auch eine starke Entfestigung beobachtet wurde, läßt die Wachstumsgeschwindigkeit der Kristalle mit der Zeit stark nach<sup>1</sup>.

Nach den beschriebenen Versuchen erscheint es jedenfalls erwiesen, daß der Rekristallisationsvorgang ein typischer Keimbildungs- und Wachstumsvorgang ist<sup>2</sup>, wie er in Abb. 66 schematisch dargestellt ist.

### 35. Theorie der Rekristallisation.

Wegen der großen praktischen Bedeutung der Glühbehandlung und auch der interessanten physikalischen Erscheinungen, die hierbei in verformtem Material eintreten, sind die Entfestigungs- und Rekristallisationsvorgänge in zahlreichen Arbeiten sehr eingehend untersucht worden<sup>3</sup>. Durch diese Untersuchungen sind auch die inneren Vorgänge bei der Rekristallisation so weit geklärt, daß sich über ihr Zusammenwirken eine im großen ganzen allgemein anerkannte Anschauung herausgebildet hat; während dies z. B. in bezug auf die Verfestigung noch gar nicht der Fall ist.

Für die Rekristallisation werden heute in Anlehnung an die Vorstellungen von Heyn die — durch Verkrümmung der aneinander abgleitenden Gitterteile (Biegegleitung)<sup>4</sup> entstehenden — Eigenspannungen, bzw., was dasselbe ist, Energieanhäufungen im Gitter verantwortlich gemacht<sup>5</sup>. Infolge der Wärmeschwingungen kommt es an den am stärksten gespannten, bzw. energiereichsten Stellen des Gitters von Zeit zu Zeit zu einer plötzlichen Loslösung und weitgehenden Entspannung kleiner Gitterbereiche<sup>6</sup>. Je größer der Reckgrad, desto stärker und ungleichmäßiger wird die aufgespeicherte Energie<sup>7</sup>, und desto früher und häufiger entstehen infolgedessen Rekristallisationskeime.

Die Keime mit ungestörtem Kristallgitter sind dann in der Lage, benachbarte, infolge der Störungen weniger stabile Gitterpartien verhältnismäßig schnell anzulagern. Diese Fähigkeit wird allerdings durch kleine bleibenden Verformungen wieder vernichtet<sup>8</sup>.

Aus dieser Vorstellung ergibt sich die Folgerung, daß die Orientierung der neuen Kristalle mit der Lage gewisser Gitterpartien im verformten Material identisch sein muß. Diese Schlußfolgerung konnte Burgers in eingehenden Ver-

<sup>1</sup> Polanyi, M. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 32 (1925) S. 684—712.

<sup>2</sup> Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 77 (1932) S. 281—286.

<sup>3</sup> Vgl. E. Schiebold: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 417—425. Cook, M. u. U. R. Evans: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 71 (1925) S. 627—650. Czochralski, J.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 316—320. Altherthum, H.: Physik. Z. Bd. 32 (1931) S. 305—326.

<sup>4</sup> Polanyi, M.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 94—95. Groß, R.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 18—23.

<sup>5</sup> Heyn, E.: Festschrift KWGes. 1921 S. 121—131. Masing, G.: Z. Metallkde. Bd. 12 (1920) S. 457—498.

<sup>6</sup> Sachs, G.: Mechanische Technologie der Metalle, S. 220. Leipzig 1925. Liempt, J. A. M. van: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 307—315.

<sup>7</sup> Hort, W.: Z. VDI Bd. 45 (1906) S. 1831—1837; Forschungsarb. VDI 1907 Heft 41 S. 1—53. Farren, W. S. u. G. J. Taylor: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] Bd. 107 (1925) S. 422—451. Masima, M. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 56 (1929) S. 394—396.

<sup>8</sup> Arkel, A. E. van u. J. J. A. Ploos van Amstel: Z. Physik Bd. 62 (1930) S. 43—45. Arkel, A. E. van: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 217—220.

suchen an Aluminiumkristallen vollauf bestätigen<sup>1</sup>. Die Gleitschichten in verformten Kristallen sind örtlich sehr stark von ihrer Mittellage abgekrümmt<sup>2</sup>, wodurch auch die radiale Verzerrung der Röntgeninterferenzen in Laue-Aufnahmen (Asterismus) hervorgerufen wird<sup>3</sup>. In den Randpartien dieser Asterismusstreifen konnte Burgers die den Rekristallisationskeimen zugehörigen Röntgeninterferenzen feststellen. Durch dieses Ergebnis erklärt sich auch die vielfach sehr große Ähnlichkeit zwischen den Kristallanordnungen in verformtem und in rekristallisiertem Werkstoff<sup>4</sup>.

In gewissem Gegensatz zu der hier entwickelten Anschauung sieht Tammann als ausschlaggebend für die Rekristallisation und das Kornwachstum die stets vorhandenen und in den Korngrenzen angehäuften Verunreinigungen an<sup>5</sup>. Ein völlig reiner Werkstoff sollte danach immer in einen einzelnen Kristall übergehen. Für das Kornwachstum spielen die heterogenen Beimengungen auch eine zweifellos sehr bedeutende Rolle (vgl. Nr. 44). Die Keimbildung wird aber von ihnen eher gefördert, während sie gerade von gelösten Beimengungen zurückgehalten wird (vgl. Nr. 39).

Wesentlich ungeklärt sind die Ursachen der Verfestigung und Entfestigung. Die Entfestigung tritt ja größtenteils mit der Rekristallisation zusammen ein, was auf Grund der Bildung eines ungestörten Gitters einleuchtend ist. Für die schon vorher beobachtbare Entfestigung können nur gewisse Auflockerungen des verformten und verkrümmten Gitters (Zerfall?) verantwortlich gemacht werden. Diese äußern sich in einer Dichteverminderung, während mit der Rekristallisation eine Dichteerhöhung eintritt<sup>6</sup>.

In verformtem Material sind dann sehr wahrscheinlich noch stark unregelmäßige Abweichungen eines kleinen Bruchteiles der Atome von ihren Gitterplätzen vorhanden<sup>7</sup>. Sie sind auch durch gewisse Intensitätsänderungen der Röntgeninterferenzen nachweisbar<sup>8</sup>. Ob und wie sie aber mit den Verfestigungs- und Rekristallisationserscheinungen zusammenhängen, ist bisher ganz ungeklärt.

### 36. Der Nachweis eingetretener Rekristallisation.

Die Feststellung des Rekristallisationsbeginnes oder sogar der schon eingetretenen Rekristallisation ist besonders in den praktisch wichtigen Fällen, wo das Rekristallisationskorn sehr feinkörnig wird, oft nicht einfach.

<sup>1</sup> Burgers, W. G. u. J. C. M. Basart: Z. Physik Bd. 51 (1928) S. 545—556, Bd. 54 (1929) S. 74—91. Burgers, W. G.: Z. Physik Bd. 59 (1930) S. 651—655, Bd. 67 (1931) S. 605—678; Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 251—255, 265—267. Burgers, W. G. u. J. J. A. Ploos van Amstel: Z. Physik Bd. 81 (1933) S. 43—65.

<sup>2</sup> Taylor, J. G.: Trans. Faraday Soc. Bd. 24 (1928) S. 121—125. Yamaguchi, K.: Sci. Pap. Inst. phys. chem. Res., Tokyo Bd. 11 (1929) S. 151—169, 223—241.

<sup>3</sup> Vgl. E. Schiebold: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 417—425, 462—481.

<sup>4</sup> Kurdjumow, G. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 62 (1930) S. 592—599. Caglioti, V. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 1—4.

<sup>5</sup> Tammann, G.: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 185 (1929) S. 1—34; Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 224—226. Tammann, G. u. K. L. Dreyer: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 191 (1930) S. 69—73.

<sup>6</sup> Masima, M. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 54 (1929) S. 666—673.

<sup>7</sup> Prandtl, L.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 8 (1928) S. 85—106. Dehlinger, U.: Ann. Physik [5] Bd. 2 (1929) S. 749—793; Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 221—223.

<sup>8</sup> Hengstenberg, J. u. H. Mark: Z. Physik Bd. 61 (1930) S. 435—453. Hengstenberg, J.: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 465—468.

Im Mikrobild lassen sich bei stärkerer Vergrößerung schon vor der eigentlichen Rekristallisation gewisse Veränderungen der verformten Kristalle, die in einer körnigen Aufrauung bestehen, feststellen<sup>1</sup>. Andererseits behalten die durch Rekristallisation entstandenen Kristalle zunächst oft die längliche Gestalt der

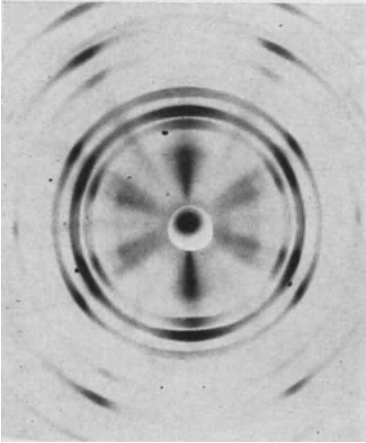


Abb. 68.

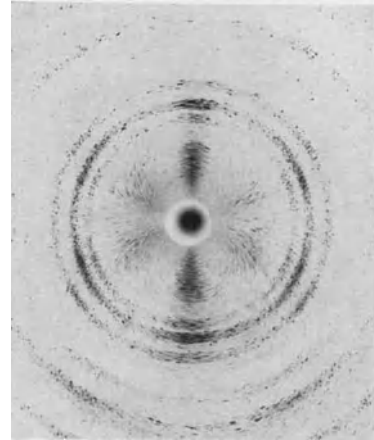


Abb. 69.

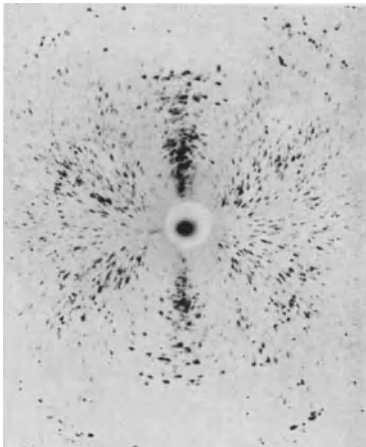


Abb. 70.

Abb. 68. Gezogen, sowie bis 200°, ½ Stunde  
geglüht.

Abb. 69. 250°, ½ Stunde geglüht.

Abb. 70. 500°, ½ Stunde geglüht.

Abb. 68—70. Veränderung des Röntgenbildes  
(Debye-Scherrer-Aufnahmen) von gezogenem  
Aluminiumdraht durch Glühen.

verformten Kristalle bei, besonders in solchen Stoffen, die größere Anteile an heterogenen Bestandteilen enthalten.

Recht deutlich tritt eine teilweise oder vollständige Rekristallisation nach Abb. 68—70 in Röntgenaufnahmen hervor — und zwar in Aufnahmen jeder Art (Laue-Aufnahmen, Debye-Scherrer-Aufnahmen, auf Platte oder auf Film)<sup>2</sup>.

<sup>1</sup> Carpenter, H. C. H. u. C. F. Elam: J. Inst. Met., Lond. Bd. 24 (1920 II) S. 83—154, Bd. 25 (1925 I) S. 259—307.

<sup>2</sup> Glocker, R. u. E. Kaupp: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 377—379. Glocker, R.: Z. Physik Bd. 31 (1925) S. 386—410. Sachs, G. u. E. Schiebold: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 400—402. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 90—93. Wever, F. u. B. Pfarr: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 15 (1933) S. 137—145.

Der Gitterbau eines rekristallisierten und nicht wieder verformten Kristalls ist dadurch gekennzeichnet, daß infolge der Parallelität aller Gitterebenen scharf begrenzte Pünktchen auf dem Röntgenbild entstehen. Beim verformten Kristall sind dagegen infolge der Verkrümmung von Gitterpartien die Interferenzen der einzelnen Kristalle stark verzerrt und gehen ineinander über. In Aufnahmen mit einfarbigem Röntgenlicht ist auch noch entsprechend Abb. 70 ein grobes Korn daran erkennbar, daß die Interferenzringe kaum hervortreten.

Ein scharfes Kriterium für die Rekristallisation von Blechen scheint deren Verhalten beim Tiefziehen zu geben (vgl. Nr. 46). Während kaltgewalzte Bleche in der Regel beim Tiefziehen infolge der Walztextur Zipfel geben, verschwinden diese mit der Rekristallisation oder ändern ihre Lage<sup>1</sup>, da auch die Walztextur verschwindet oder eine Rekristallisationstextur entsteht.

Die mechanischen Eigenschaften geben dagegen, wie schon in Nr. 31 besprochen, keinen eindeutigen Aufschluß über das Eintreten der Rekristallisation. Sie ändern sich hierbei zwar stets ziemlich stark, aber auch schon vorher und nachher in gewissem Maße, so daß der Zusammenhang meist verwischt wird.

### 37. Rekristallisationsschaubilder.

Die beiden wichtigsten Faktoren, welche die Korngröße nach vollständig abgelaufener Rekristallisation bestimmen, sind der Reckgrad und die Glüh-temperatur. In den ersten systematischen und grundlegenden Untersuchungen über den Rekristallisationsvorgang sind folgende Grundgesetze aufgedeckt worden<sup>2</sup>:

1. Eine Rekristallisation tritt entsprechend Abb. 71 bei um so höherer Glüh-temperatur (oder auch bei gleichgehaltener Glüh-temperatur nach um so längerer Glühdauer auf), je höher der Reckgrad bei der Kaltverformung war.

2. Die Korngröße des rekristallisierten Materials ist, wie Abb. 72 zeigt, hauptsächlich vom Reckgrad abhängig, in zweiter Linie auch von Glüh-temperatur und Glühdauer. Und zwar werden die Kristalle um so größer, je niedriger der Reckgrad ist.

Trägt man daher die Korngröße über Reckgrad und Glüh-temperatur in drei-dimensionalen Darstellung auf, so erhält man an sich ein anschauliches Bild für die Wirkung des Glühens auf die Korngröße. Solche Rekristallisationsschaubilder sind nach dem Vorgange von Czochralski für zahlreiche Metalle und Legierungen aufgestellt worden<sup>3</sup>.

<sup>1</sup> Bassett, W. H. u. J. C. Bradley: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 S. 181—193.

<sup>2</sup> Chappell, C.: J. Iron Steel Inst. Bd. 89 (1914 I) S. 460—502; Ferrum Bd. 13 (1915/16) S. 6—27. Mathewson, C. H. u. A. Phillips: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 54 (1916) S. 608. Czochralski, J.: Int. Z. Metallogr. Bd. 8 (1916) S. 1—43; Met. u. Erz Bd. 13 (1916) S. 381—393. Carpenter, H. C. H. u. C. F. Elam: J. Inst. Met., Lond. Bd. 24 (1920 II) S. 83—154, Bd. 25 (1921 I) S. 259—307.

<sup>3</sup> Czochralski, J.: Int. Z. Metallogr. Bd. 8 (1916) S. 1—43 [Sn]. Rassow, E. u. L. Velde: Z. Metallkde. Bd. 12 (1920) S. 369 [Cu], Bd. 13 (1921) S. 557 [Al]. Rassow, E.: Z. Metallkde. Bd. 12 (1920) S. 558 [Al]. Oberhoffer, P. u. W. Oertel: Stahl u. Eisen Bd. 39 (1919) S. 1061, Bd. 44 (1924) S. 560—561 [Fe]. Oberhoffer, P. u. H. Jungbluth: Stahl u. Eisen Bd. 42 (1922) S. 1513—1519. Schottky, H. u. H. Jungbluth: Kruppsche Mh. Bd. 4 (1923) S. 197—204; Stahl u. Eisen Bd. 44 (1924) S. 603—604 [Cu, Ni]; Stahl u. Eisen Bd. 50 (1930) S. 1517 [V 2 A-Stahl]. Freemann, J. R.: Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. Bd. 10 (1926) S. 67—86 [Fe]. Bass, A. u. R. Glocker: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 179—183 [Ms 70, Ms 63]. Loofs-Rassow, E.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 161—165 [Pb].

Bei den dabei zugrunde liegenden Versuchen ist die Rekristallisation nach Kaltverformungen durch nachträgliches Glühen vorgenommen worden. Es

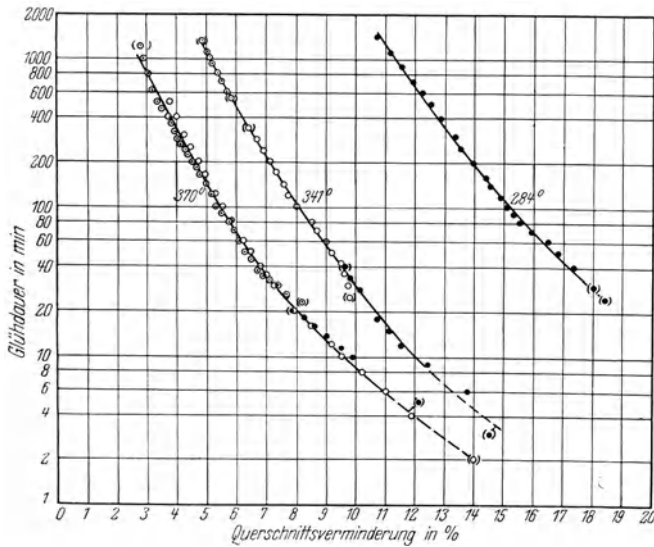


Abb. 71. Einfluß von Reckgrad und Glühdauer auf die Rekristallisationstemperatur von gedehnten (konischen) Kupferstäben.

entspricht dies also auch den Verhältnissen, wie sie bei der Kaltverformung in der Praxis vorliegen. Es ist daher auch nicht berechtigt, ein Verfahren, bei dem

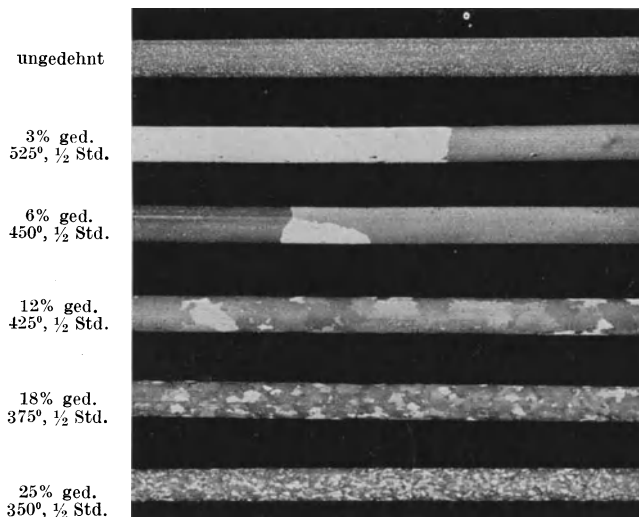


Abb. 72. Abhängigkeit der Korngröße vom Reckgrad bei gedehnten und rekristallisierten Aluminiumstäben. Nat. Größe. Geätzt mit HF+HCl.

die Verformung unmittelbar bei den Glühtemperaturen vorgenommen wird, als richtiger für die Aufstellung von Rekristallisationsschaubildern anzusehen<sup>1</sup>. Diese

<sup>1</sup> Hanemann, H.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 316—319, 373—374 [Cu, Fe]. Hanemann, H. u. F. Lucke: Stahl u. Eisen Bd. 45 (1925) S. 1113—1122 [Cu, Fe]. Feussner, O.:

Ausführungsform trifft wieder besser die Verhältnisse bei der Warmverformung; das Ergebnis ist aber im Gegensatz zu dem der ersten Verfahren stark von der Verformungsgeschwindigkeit abhängig<sup>1</sup> (vgl. Nr. 61).

Die im Rekristallisationsschaubild festgelegte Abhängigkeit der Korngröße von Reckgrad und Glüh Temperatur, ist nach Alterthum aus der Energieerhöhung, die bei der Verformung eintritt, theoretisch ableitbar<sup>2</sup>.

Die Hoffnung allerdings, auf Grund von Rekristallisationsschaubildern, die im Betriebe auftretenden Korngrößen wirklich zahlenmäßig übersehen zu können, hat sich nicht erfüllt. Die eingehenden Untersuchungen haben vielmehr gezeigt, daß Rekristallisationsbeginn und Korngröße zwar stets den beiden oben formulierten Grundgesetzen gehorchen, aber zahlenmäßig von einer sehr großen Zahl von Faktoren abhängig sind. Es ist also durchaus möglich, nach gleichen Reckgraden und gleicher Glüh Temperatur beim gleichen Werkstoff zu sehr verschiedenen Rekristallisationstemperaturen und Korngrößen zu gelangen, je nach den sonstigen Bedingungen. Und noch stärkere Unterschiede ergeben sich bisweilen zwischen Stoffen, die in der chemischen Zusammensetzung innerhalb der praktisch beim „gleichen“ Stoff möglichen Grenzen voneinander abweichen. Hierüber wird in den nächsten Abschnitten noch genaueres zu sagen sein.

### 38. Einfluß der Glühdauer auf die Rekristallisation.

Einer der wichtigsten, eigentümlicher Weise oft wenig berücksichtigten Faktoren ist die Dauer der Glühung. Die in Nr. 34 beschriebenen Versuche haben schon gezeigt, daß die Rekristallisation keineswegs ein spontaner Vorgang ist, der sich — wie etwa das Schmelzen — bei einer bestimmten Temperatur schnell einstellt, wenn nur die genügende Wärme zugeführt wird. Die Rekristallisation ist im Gegenteil ein im praktisch interessierenden Temperaturgebiet oft sehr langsam verlaufender Vorgang; und in der Technik werden einem durch sehr lange Glühung, z. B. 24 Stunden, bei niedriger Temperatur rekristallisierten Material besonders gute Eigenschaften zugesprochen. Andererseits kann man bei genügend hohen Glüh Temperaturen eine Rekristallisation in wenigen Minuten oder Sekunden hervorrufen, und zwar ohne, daß sich irgendwelche nachteiligen Kornvergrößerungen einstellen<sup>3</sup>.

Grundsätzlich liegen also die Verhältnisse so, daß man das — üblicherweise mit 20—60 Minuten Glühdauer ermittelte — Rekristallisationsschaubild bei kurzer Glühdauer zu höheren, bei langer Glühdauer zu niedrigen Temperaturen zu verschieben hat.

Die derart bewirkten Verschiebungen der Glüh Temperatur innerhalb praktisch in Frage kommender Zeiten sind recht erheblich<sup>4</sup>. Wie Abb. 71 zeigt, bewirkt

Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 342—345 [Ag, Pt]. Wittneben, A.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 316—322 [Ms 90, Ms 85, Ms 72, Ms 67]. Tafel, W., H. Hanemann u. A. Schneider Stahl u. Eisen Bd. 49 (1929) S. 7—12 [Fe]. Tafel, W.: Z. Metallkde. Bd. 21 (1929) S. 265 bis 267 [Cu]. Hanemann, H. u. R. Vogel: Aluminium-Z. Bd. 4 (1932) S. 3—23 [Al, Al-leg.].

<sup>1</sup> Hanemann, H. u. R. Vogel: a. a. O.

<sup>2</sup> Altherthum, H.: Z. Elektrochem. Bd. 28 (1922) S. 347—356, 478; Z. Metallkde. Bd. 14 (1922) S. 417—424. Becker, R.: Z. techn. Physik Bd. 7 (1926) S. 547—555. Liempt, J. A. M. van: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 195 (1931) S. 366—386.

<sup>3</sup> Bohner, H.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 132—141. Schmitt, H.: Elektrotechn. Z. Bd. 49 (1928) S. 684.

<sup>4</sup> Carpenter, H. C. H. u. C. F. Elam: J. Inst. Met., Lond. Bd. 24 (1920 II) S. 83—154, Bd. 25 (1921 I) S. 259—307.

eine Dehnung von Kupfer um 15% bei etwa 380° eine Rekristallisation in einer Minute, bei etwa 300° in einer Stunde, und bei etwa 225° schätzungsweise in einem Tag<sup>1</sup>. Eine Erhöhung der Glühdauer auf das Doppelte setzt danach die Rekristallisationstemperatur — und auch die Entfestigungstemperatur (vgl. Abb. 46 in Nr. 28) — um 10—15° herab.

Es ist auch aus Abb. 71 nicht zu entnehmen, daß es irgendeine Grenztemperatur gibt, unterhalb der eine Rekristallisation überhaupt nicht mehr stattfindet. Es existiert also weder eine solche wirkliche „Rekristallisationsschwelle“ noch ein „kritischer Reckgrad“, der mindestens aufgebracht werden muß, um überhaupt die Fähigkeit zur Rekristallisation zu erzeugen<sup>2</sup>.

Praktisch ist es allerdings bis zu einem gewissen Grade berechtigt, diese Ausdrücke zu gebrauchen, insofern als sehr niedrige Glühtemperaturen und sehr geringe Reckgrade bei vielen Stoffen unter den gegebenen Betriebsbedingungen keine Rekristallisation hervorrufen. Zudem friert die Rekristallisation bei sehr niedrigen Glühtemperaturen insofern ein, als sie Zeiten erfordert, die über die Lebensdauer von Werkstoffen hinausgehen. Immerhin ist zu beachten, daß diese Grenze bei vielen Stoffen, besonders reinen Metallen wie Zink<sup>3</sup>, Kupfer<sup>4</sup> und Silber<sup>5</sup>, sehr tief liegt. Bei solchen Stoffen können sogar bei Raumtemperatur oder wenig erhöhten Temperaturen, wie sie im Sommer vorkommen, störende Gefügeänderungen auftreten.

### 39. Einfluß weiterer Faktoren auf die Rekristallisation.

Aber selbst bei gegebenem Reckgrad und gegebener Glühdauer sind weder die Rekristallisationstemperatur noch die Korngröße eindeutig bestimmt, sondern sie sind noch in starkem Maße von weiteren Faktoren abhängig.

Zunächst beobachtet man, daß nach gleichmäßigen Verformungen, besonders Dehnungen, die Rekristallisation später erfolgt und zu größeren Kristallen führt, als nach gewöhnlichen technischen Vorgängen. Da diese ihrerseits den Werkstoff je nach den besonderen Arbeitsbedingungen sehr verschieden stark und verschieden gleichmäßig verformen und verfestigen (vgl. Nr. 72), muß das gesamte Rekristallisationsbild auch von Fall zu Fall in gewissen Grenzen verschieden ausfallen. Die vielfach vertretene Ansicht, daß verschiedene Verformungsvorgänge zu gleichartiger Rekristallisation führen<sup>6</sup>, trifft höchstens in Ausnahmefällen zu.

Die Rekristallisationstemperatur liegt ferner um so höher und das Rekristallisationskorn fällt um so gröber aus, je größer die Kristalle des Ausgangszustandes sind<sup>7</sup>. Nach van Arkel und van Bruggen läßt sich dieser Einfluß näherungsweise dadurch erfassen, daß als maßgebende Größe für die Rekristallisation die

<sup>1</sup> Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 60 (1930) S. 464—480.

<sup>2</sup> Arkel, A. E. van u. M. G. van Bruggen: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 795—806.  
Arkel, A. E. van u. J. J. A. Ploos van Amstel: Z. Physik Bd. 51 (1928) S. 534—544.

<sup>3</sup> Ingall, D. H.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 26 (1921 II) S. 281—320. Schrader: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 282—285.

<sup>4</sup> Köster, W.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 189—192.

<sup>5</sup> Widmann, H.: Z. Physik Bd. 45 (1927) S. 200—224.

<sup>6</sup> Rassow, E. u. L. Velde: Z. Metallkde. Bd. 13 (1921) S. 557. Rassow, E.: Z. Metallkde. Bd. 13 (1921) S. 558.

<sup>7</sup> Wetzel, E.: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. 1922 Nr. 1 S. 24—40.  
Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 283—301. Arkel, A. E. van u. M. G. van Bruggen: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 795—806, Bd. 51 (1928) S. 520—533.  
Bohner, H. u. R. Vogel: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 165—175.

Verfestigung und nicht der Reckgrad angesehen wird. Die Verfestigung ist ebenfalls um so geringer, je größer die Ausgangskristalle sind.

Einen gleichartigen Einfluß, sowohl auf die Rekristallisation als auch auf die Verfestigung, hat eine Erhöhung der Verformungstemperatur. Eine wesentliche Verschiebung der Rekristallisation ist allerdings erst bei höheren Temperaturen im Gebiete der Warmverformung festgestellt worden<sup>1</sup>, wo zudem die Verformungsgeschwindigkeit von erheblichem Einfluß ist (vgl. Nr. 61). Einige Versuche an Zinn bei Temperaturen unter dem Gefrierpunkt<sup>2</sup> deuten aber darauf hin, daß auch bei Kaltverformungen die Temperatur der Verformung von gewissem Einfluß ist.

Es ist dann noch gelegentlich beobachtet worden, daß eine sehr langsame Erhitzung große Kristalle erzeugen kann, unter Bedingungen, unter denen sie sonst nicht entstehen<sup>3</sup>. Im allgemeinen wirkt sich aber die Erhitzungsgeschwindigkeit nur in verhältnismäßig geringen Gefügeunterschieden aus<sup>4</sup>.

#### 40. Rekristallisation nach mehrfachen Verformungen.

Sehr verwickelte und eigentümliche Zusammenhänge ergeben sich bei mehrfachen, verschiedenartigen Verformungen. Solche bewirken zwar eine stetig steigende Verfestigung; das durch die erste Verformung erzeugte Rekristallisationsvermögen kann aber dabei wieder erheblich verringert werden, besonders wenn dadurch der Körper — wie etwa beim Schmieden — wieder in seine ursprüngliche Gestalt zurückgeführt wird<sup>5</sup>. Dies ist wohl auch der Grund dafür, daß in einem dauerbeanspruchten oder sogar infolge Ermüdung gebrochenen Material bei nachträglicher Glühung meist keine Rekristallisation eintritt.

Anlassen eines verformten Körpers ohne Überschreitung der Rekristallisationsgrenze kann andererseits zwar eine erhebliche Entfestigung hervorrufen, beeinflußt aber das Rekristallisationsvermögen in viel geringerem Maße<sup>6</sup> (vgl. Nr. 31). Diese Erscheinung kann sich insofern nützlich auswirken, als man durch Einschaltung von derartigen Zwischenglühungen die Verarbeitbarkeit durch teilweise Entfestigung heben und in kleinen Stufen zwischen den Glühungen vorgehen kann, ohne die Gefahr eines grobkörnigen Gefüges befürchten zu müssen.

Es kann aber auch umgekehrt der Fall eintreten, daß man aufeinanderfolgende Verformungen bei einer Temperatur und in einem Zeitabstande vornimmt, wo schon zwischendurch Rekristallisation eintritt<sup>7</sup>. Dies führt dann unter Umständen wegen des geringen Reckgrades der Einzelverformung zu groben Kristallen, die man nicht erwartet hat<sup>8</sup>. Derartige, im Einzelfall kaum übersehbare Zusammenhänge werden besonders bei Warmverformungen eintreten (vgl. Nr. 61).

<sup>1</sup> Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 283—301.

<sup>2</sup> Arkel, A. E. van u. Ploos van Amstel: Z. Physik Bd. 51 (1928) S. 534—544.

<sup>3</sup> Röhrig, H.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 265—270.

<sup>4</sup> Carpenter, H. C. H. u. C. F. Elam: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] Bd. 100 (1921) S. 329 bis 353.

<sup>5</sup> Czochralski, J.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 1—11. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 209—212. Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 52 (1928) S. 301—313. Beck, P. u. M. Polanyi: Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 521—524. Arkel, A. E. van u. M. G. van Bruggen: Z. Physik Bd. 80 (1933) S. 804—812.

<sup>6</sup> Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 52 (1928) S. 301—313. Bohner, H. u. R. Vogel: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 169—175.

<sup>7</sup> Arkel, A. E. van u. J. J. A. Ploos van Amstel: Z. Physik Bd. 51 (1928) S. 534—544.

<sup>8</sup> Masing, G.: Z. Metallkde. Bd. 12 (1920) S. 457—498.



#### 41. Einfluß der chemischen Zusammensetzung auf die Rekristallisationstemperatur.

Die in den vorangegangenen Abschnitten dargelegten Gesetzmäßigkeiten dürften im großen ganzen für alle bekannten Metalle und Legierungen qualitativ gültig sein. Die verschiedenen Stoffe unterscheiden sich hauptsächlich nur darin, daß die zahlenmäßige Abhängigkeit der Rekristallisationstemperatur und der Korngröße von den verschiedenen Faktoren sehr verschieden sein kann.

Was zunächst den Einfluß der chemischen Zusammensetzung auf die Rekristallisationstemperatur anbetrifft, so liegen hierüber nur wenige genauere Beobachtungen vor. In den meisten Fällen verlaufen Rekristallisation und Ent-

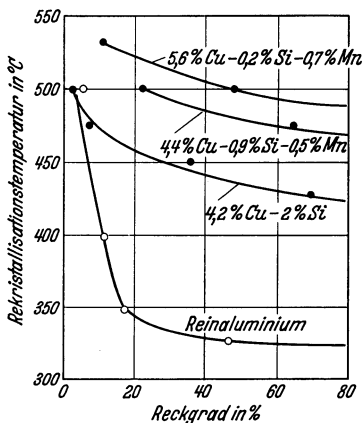


Abb. 73. Rekristallisationstemperaturen (1 Stunde Glühdauer) verschiedener Aluminiumlegierungen. (Nach Hanemann und Vogel.)

festigung einander parallel, und es dürften daher auch für die Rekristallisation die in Nr. 29 für die Entfestigung auseinandergesetzten Beziehungen gelten. Danach setzen vorwiegend solche Zusätze, die in feste Lösung gehen und bei der Glühtemperatur darin verbleiben, die Rekristallisationstemperaturen herauf. Besonders wirksam sind dabei einerseits Zusätze an hochschmelzenden Metallen, andererseits an solchen, die Aushärtungserscheinungen hervorrufen. So zeigt Abb. 73 am Beispiel einiger Aluminiumlegierungen, daß Kupfer, sowie weitere Zusätze an Mangan, die Rekristallisationstemperatur des Aluminiums erheblich heraufsetzen<sup>1</sup>. Dagegen ist Silizium (und Magnesium) auf Aluminium-Kupferlegierungen in dieser Beziehung von geringem Einfluß. Praktisch wirkungslos auf die Rekristallisationstemperatur

des Aluminiums ist auch sein Reinheitsgrad, der durch den Gehalt an Silizium und Eisen bestimmt ist<sup>2</sup>.

Silizium in größeren Mengen, wie im Silumin (12—13% Si) setzt sogar die Rekristallisationstemperatur des Aluminiums herab<sup>3</sup>. Der Grund hierfür liegt wahrscheinlich darin, daß diese Legierung sehr feinkörnig ist und die Verformung der Aluminiumkristalle durch die dazwischen gelagerten Siliziumkristalle besonders ungleichmäßig wird.

Bei den meisten Metallen wird dann noch in der Regel gefunden, daß schon durch kleine Beimengungen von einigen  $\frac{1}{1000}$ % die Rekristallisationstemperatur merklich erhöht wird, so bei Kupfer<sup>4</sup> und Gold<sup>5</sup> durch Wasserstoff, bei Nickel durch Magnesium<sup>6</sup>. Die Metalle vom gewöhnlichen technischen Reinheitsgrade rekristallisieren bis zu einigen  $10^0$  später als dieselben Metalle in sehr reiner Form,

<sup>1</sup> Hanemann, H. u. R. Vogel: Aluminium Bd. 4 (1932) S. 3—23. Bohner, H. u. R. Vogel: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 169—175.

<sup>2</sup> Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 18 (1927) S. 90—93.

<sup>3</sup> Bohner, H. u. R. Vogel: a. a. O.

<sup>4</sup> Köster, W.: Schweiz. Verb. Mat.-Prüf.-Ber. 1927 Nr. 7; Z. Metallkde. Bd. 19 (1928) S. 189—191.

<sup>5</sup> Rose, T. K.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 10 (1913 II) S. 150—174. Phelps, J.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 12 (1914 II) S. 125—132.

<sup>6</sup> Ransley, C. H. u. C. J. Smithells: J. Inst. Met., Lond. Bd. 49 (1932 II) S. 287—300.

so silberhaltiges Lakekupfer etwa 150° höher als normales Elektrolytkupfer<sup>1</sup> (vgl. Abb. 41 in Nr. 28) und gewöhnliches 99,4%iges Handelsnickel ebenfalls rd. 150° höher als sehr reines 99,9%iges Nickel<sup>2</sup>. Die Ausglühtemperatur für Handelsplatin wird sogar mit 1000° um 350° höher als für sehr reines Platin (650°) angegeben<sup>3</sup>. Weitere Angaben über den Einfluß von Beimengungen auf Kupfer und Silber zeigen für die meisten Zusätze ebenfalls eine Erhöhung der Rekristallisationstemperatur um etwa 100°\*. Die Wirkung einiger Zusätze, welche die Rekristallisation beschleunigen, kann wohl nur als Kompensation gewisser anderer Beimengungen gedeutet werden.

Bei größeren Gehalten an einem Legierungsbestandteil nimmt deren Wirkung, wie es schon für die Entfestigung in Nr. 29 beschrieben worden ist, nicht mehr in gleichem Maße zu. So liegen die Rekristallisationstemperaturen der  $\alpha$ -Messinge mit 90—60% Kupfer nahezu gleich hoch, und zwar rd. 200° über der von reinem Kupfer aber nur wenig höher als die von unreinem<sup>4</sup>.

## 42. Einfluß von Beimengungen auf die Größe des Rekristallisationskorns.

Auf die Korngröße nach vollständiger Rekristallisation sind vor allem solche Beimengungen von Einfluß, die heterogen eingelagert sind. Sie haben in der Regel eine Kornverfeinerung zur Folge. Die Korngröße von Aluminium wird durch Eisen<sup>5</sup> und Titan<sup>6</sup>, die von Messing durch Eisen, Nickel und Phosphor<sup>7</sup> vermindert (vgl. Abb. 52 in Nr. 30).

In Übereinstimmung mit einem solchen Einfluß heterogener Beimengungen steht weiterhin auch eine Beobachtung, wonach die Größe des Rekristallisationskorns aushärtungsfähiger Aluminiumlegierungen von der Wärmebehandlung vor der Verformung abhängt. Im abgeschreckten, zunächst von Ausscheidungen freiem Zustande fallen die Kristalle kleiner aus als im langsam abgekühlten Zustande, wo von vornherein feinverteilte Einlagerungen vorhanden sind<sup>8</sup>.

<sup>1</sup> Bassett, W. H. u. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 55—73.

<sup>2</sup> Ransley, C. H. u. C. J. Smithells: a. a. O.

<sup>3</sup> Carter, F. E.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 759 bis 785.

\* Widmann, H.: Z. Physik Bd. 45 (1927) S. 200—224. Dahl, O.: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 8, 2 (1929) S. 157—173.

<sup>4</sup> Grard, L.: Rev. Métallurg. Bd. 6 (1909) S. 1069—1113. Mathewson, C. H. u. A. Phillips: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 54 (1916) S. 608. Bassett, W. H. u. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 60 (1919) S. 428; Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 55—73. Smith, F. G.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 64 (1920) S. 159. Körber, F. u. P. J. H. Wieland: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 3 (1921) S. 57—87. Bass, A. u. R. Glocker: Z. Metallkde. Bd. 19 (1928) S. 179—183. Wittneben, A.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1928) S. 316—322.

<sup>5</sup> Karnop, R. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 1115—1118.

<sup>6</sup> Röhrig, H.: Aluminium Bd. 3 (1931) S. 32—39; Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 105 bis 111.

<sup>7</sup> Bassett, W. H. u. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 55—73. Bass, A. u. R. Glocker: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 179—183. Cook, M. u. H. J. Miller: J. Inst. Met., Lond. Bd. 49 (1932 II) S. 247—266.

<sup>8</sup> Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 428—430. Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 53 (1929) S. 605—618. Bohner, H. u. R. Vogel: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 169—175.

Über die Wirkung von Beimengungen auf die Entstehung sehr großer Kristalle wird noch in den folgenden Abschnitten zu sprechen sein.

### 43. Entstehung großer Kristalle bei der Rekristallisation.

Die mit der Glühbehandlung verbundenen Gefügeänderungen können auf zwei ganz verschiedenen Wegen dazu führen, daß sehr große Kristalle entstehen.

Wie in Nr. 37 erörtert worden ist, nimmt einmal die Korngröße der bei der Rekristallisation gebildeten Kristalle in den meisten Fällen mit abnehmendem Reckgrad zu (vgl. Abb. 72). Die nach sehr kleinen Verformungen bei den dazugehörigen hohen Rekristallisationstemperaturen entstehenden Kristalle werden dabei bei vielen Stoffen sehr groß<sup>1</sup>, so daß sie, wie schon in Nr. 32 besprochen worden ist, zu Störungen führen können.

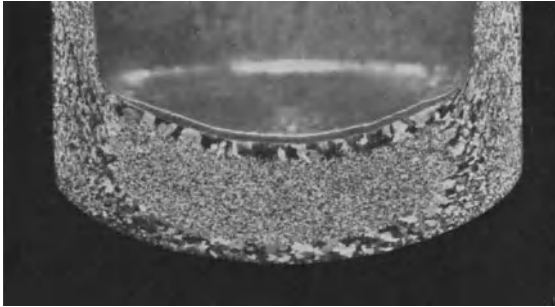


Abb. 74. Grobkörnige Rekristallisation in den schwach verformten Oberflächenschichten einer gezogenen Messinghülse bei der Zwischenglühung.

Bei einer Anzahl von Metallen und Legierungen lassen sich sogar durch Dehnen um 0,2—3% und vorsichtiges Erhitzen Stäbe bis 25 mm Durchmesser und darüber ganz und gar in einzelne Kristalle überführen. Man hat auf diesem Wege Kristalle von Aluminium<sup>2</sup>, Aluminiumlegierungen<sup>3</sup>, Eisen<sup>4</sup>,  $\beta$ -Messing<sup>5</sup> und Magnesium-

legierungen<sup>6</sup> hergestellt, deren Untersuchung wertvolle Aufschlüsse über die Grundeigenschaften der Metalle erbracht hat.

Bei den meisten regulär-flächenzentrierten Metallen, wie Kupfer, Nickel, Silber, Gold und ihren Legierungen entstehen zwar auch recht große Kristalle nach derartiger kritischer Reckung. Diese Kristalle sind aber von Zwillingen

<sup>1</sup> Sauveur, A.: *Metallography and Heat Treatment of Iron and Steel* 1912 S. 265; *Mitt. Int. Verb. Mat.-Prüf.* Bd. 2 (1910/13) Ber. II, 6. Ruder, W. E.: *Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr.* Bd. 47 (1913) S. 569—586. Czochralski, J.: *Int. Z. Metallogr.* Bd. 8 (1916) S. 381—393.

<sup>2</sup> Carpenter, H. C. H. u. C. F. Elam: *Proc. Roy. Soc., Lond. [A]* Bd. 100 (1921) S. 329—353. Carpenter, H. C. H.: *J. Iron Steel Inst.* Bd. 57 (1923) S. 175—211. Karnop, R. u. G. Sachs: *Z. Physik* Bd. 42 (1927) S. 283—301. Weerts, J.: *Forschungsarb. VDI* 1929 Heft 323.

<sup>3</sup> Elam, C. F.: *Proc. Roy. Soc., Lond. [A]* Bd. 109 (1925) S. 143—149, Bd. 115 (1927) S. 133—147. Karnop, R. u. G. Sachs: *Z. Physik* Bd. 53 (1929) S. 605—618. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: *Metallwirtsch.* Bd. 8 (1929) S. 671—680.

<sup>4</sup> Edwards, C. A. u. L. B. Pfeil: *J. Iron Steel Inst.* Bd. 109 (1924) S. 129—158, Bd. 112 (1925) S. 79—110, 113—122. Honda, K. u. S. Kaya: *Sci. Rep. Tôhoku Univ.* Bd. 15 (1926) S. 721—753. Honda, K. u. Mashiyama: *Sci. Rep. Tôhoku Univ.* Bd. 15 (1926) S. 755—776. Honda, K., H. Masumoto u. S. Kaya: *Sci. Rep. Tôhoku Univ.* Bd. 17 (1928) S. 111—130.

<sup>5</sup> Taylor, G. J.: *Proc. Roy. Soc., Lond. [A]* Bd. 118 (1928) S. 1—24.

<sup>6</sup> Schmid, E.: *Z. Elektrochem.* Bd. 37 (1931) S. 447—459. Schmid, E. u. H. Seliger: *Metallwirtsch.* Bd. 11 (1932) S. 409—411, 421—424. Schmid, E. u. G. Siebel: *Metallwirtsch.* Bd. 12 (1933) S. 577—579.

durchsetzt<sup>1</sup>, die ganz wie andere Kristalle wirken und dementsprechend auch die Folgen der Grobkörnigkeit mildern.

Bei manchen Stoffen werden ausgeprägt große Kristalle überhaupt nicht beobachtet. Welches die Gründe für dieses unterschiedliche Verhalten verschiedener Stoffe sind, ist bisher nicht genauer untersucht worden. Gelegentlich ist beobachtet worden, daß gewisse Beimengungen die Entstehung sehr großer Kristalle fördern, so Wasserstoff bei Kupfer<sup>2</sup> und die üblichen Verunreinigungen bei Aluminium<sup>3</sup>.

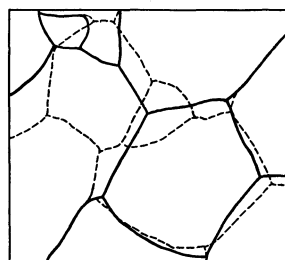
In der Praxis dürften kleine Reckungen mit nachfolgender Glühung die Hauptursache für das Entstehen grober Kristalle sein<sup>4</sup>. Besonders häufig ist der durch Abb. 74 veranschaulichte Fall, daß Preßvorgänge nach einer Zwischenglühung örtlich so geringe Verformungen erzeugen, daß hier bei der nächsten Glühung ein grobkörniges Gefüge entsteht. Um die dadurch bedingten Störungen zu vermeiden, muß man die Verformungen stärker wählen oder die betreffenden Körperteile in vorverformtem Zustande pressen.

Die zur Erzeugung großer Kristalle durch Rekristallisation notwendigen Temperaturen liegen im allgemeinen tiefer als für den anderen, im folgenden Abschnitt besprochenen Fall grober Kristallausbildung durch Kornwachstum. Während diese meist erst in der Nähe des Schmelzpunktes ausgeprägt auftritt, liegen die zum Rekristallisieren nach Reckungen von 5%, welche meist schon ein recht grobes Korn ergeben (vgl. Abb. 73), erforderlichen Temperaturen in der Regel nur 100—200° höher als die Mindestwerte für Rekristallisation nach sehr starken Reckungen.

#### 44. Kornwachstum und Grobkristallisation.

Die andere Ursache einer Grobkörnigkeit in verarbeitetem und geglühtem Werkstoff liegt darin, daß die durch Rekristallisation entstandenen Kristalle nicht beständig sind, sondern sich entsprechend Abb. 75 gegenseitig aufzehren<sup>5</sup>. Bei hohen Temperaturen verschwindet daher allmählich wieder ein Teil der neuen Kristalle, und es tritt damit eine allgemeine Kornvergrößerung ein.

Bei den meisten technischen Metallen geht dieses Kornwachstum, auch Sammelkristallisation oder Oberflächenrekristallisation (im Gegensatz zu Bearbeitungsrekristallisation)<sup>6</sup> genannt, selten so weit, daß ganz große, einen



----- Ursprüngliche Korngrenzen  
 ————— Korngrenzen nach Erhitzen auf 150—200°C

Abb. 75. Gewöhnliches Kornwachstum in einer Zinn-Antimonlegierung. Vergr. 50 ×.  
 - - - - - Kristallgrenzen vor der Glühung. ——— Kristallgrenzen nach der Glühung.  
 (Nach Carpenter und Elam.)

<sup>1</sup> Carpenter, H. C. H. u. S. Tamura: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] Bd. 113 (1926) S. 161—182. Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 283—301. Sauerwald, F. u. G. Elsner: Z. Physik Bd. 44 (1927) S. 36—57.

<sup>2</sup> Köster, W.: Schweiz. Verb. Mat.-Prüf.-Ber. 1927 Nr. 7; Z. Metallkde. Bd. 19 (1928) S. 189—191.

<sup>3</sup> Weerts, J.: Forschungsarb. VDI 1929 Heft 323.

<sup>4</sup> Ostermann, F.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 337—338.

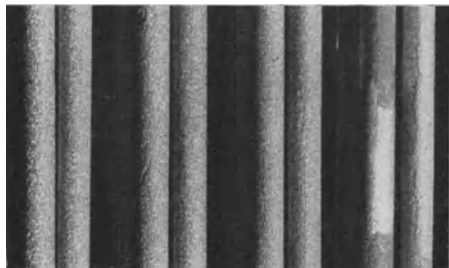
<sup>5</sup> Carpenter, H. C. H. u. C. F. Elam: J. Inst. Met., Lond. Bd. 24 (1920 II) S. 83—154. Feitknecht, W.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 35 (1926 I) S. 131—172. Arkel, A. E. van u. M. G. van Bruggen: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 795—806, Bd. 51 (1928) S. 529—533.

<sup>6</sup> Altherthum, H.: Z. physik. Chem. Bd. 110 (1925) S. 1—16; Physik. Z. Bd. 32 (1931) S. 205—226.

500°, 1/2 Stunde gegläht.



550°, 1/2 Stunde gegläht.



655°, 1/2 Stunde gegläht.



30 50 70 90 % gezogen

Abb. 76. Allmähliche Grobkristallisation bei sehr reinem Aluminium (99,9% Al; 0,07% Si; 0,04% Fe; 0,03% Cu).

30 50 70 90 % gezogen

Abb. 77. Ausgeprägte Grobkristallisation bei einem Aluminium mittleren Reinheitsgrades (99,2% Al; 0,32% Si; 0,47% Fe).

655°, 1/2 Stunde gegläht.



30 50 70 90 % gezogen

Abb. 78. Ausbleiben der Grobkristallisation bei einem verhältnismäßig unreinen Aluminium (99,1% Al; 0,47% Si; 0,40% Fe).

erheblichen Teil des Querschnittes einnehmende Kristalle entstehen. Immerhin wird die Kornvergrößerung auch in ihrer üblichen Form, die sich z. B. bei der Härteprüfung in unregelmäßigen Eindrücken und bei Festigkeitsprüfungen in einem ausgeprägten Oberflächenrelief äußert (vgl. Nr. 32), als störend empfunden.

Eine ausgeprägte Grobkristallisation entsteht, wie zahlreiche Beobachtungen zeigen, gewissermaßen wie eine zweite Rekristallisation erst nach Überschreitung einer gewissen Temperaturgrenze bzw. nach längerer Glühdauer bei genügend hoher Temperatur<sup>1</sup>. Bis dahin hält sich das Kornwachstum, wie Abb. 76—78 am Aluminium verschiedenen Reinheitsgrades zeigen, meist in mäßigen Grenzen, um dann ziemlich plötzlich stark zuzunehmen und schließlich praktisch wieder zum Stillstand zu kommen.

Die Temperaturgrenze des ausgeprägten Kornwachstums liegt bei den meisten technischen Stoffen in einem gewissen Abstand von der Schmelztemperatur.

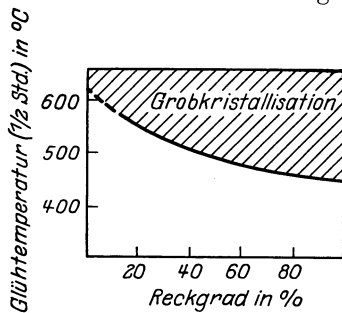


Abb. 79. 99,9 % Al.

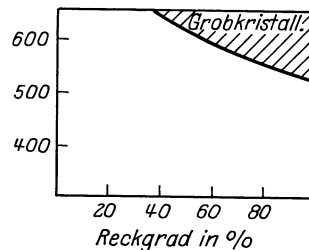


Abb. 80. 99,2 % Al.

Abb. 79 u. 80. Abhängigkeit der Grenze der Grobkristallisation bei Aluminium vom Reinheitsgrad und Reckgrad.

Bei Silberlegierungen ist eine Grobkristallisation etwa  $200^{\circ}$ \*, bei Messingen etwa  $250^{\circ}$ \*\* unter der Solidustemperatur (bei einer Glühdauer von 30 Minuten) festgestellt worden.

Diese Angaben gelten für stark verformtes Material. Mit abnehmendem Reckgrad wird die Grobkristallisation nach Abb. 76 und 77 zu höheren Temperaturen hinausgeschoben und ist schließlich vom groben Rekristallisationskorn nicht mehr zu unterscheiden. Abb. 79 und 80 geben die danach ermittelte Grenze der Grobkristallisation für diese beiden Aluminiumsorten an.

Da die Wirkungen der Korngröße von ihrem Verhältnis zu den Abmessungen des Körpers abhängig sind, macht sich die Grobkristallisation bei sehr dünnen Drähten besonders stark bemerkbar<sup>2</sup> (vgl. Nr. 33).

Es ist dann noch verschiedentlich festgestellt worden, daß eine ganz ausgeprägte Grobkristallisation nur bei sehr langsamer Erhitzung vor sich geht, schnelles Erhitzen über die dafür notwendige Temperatur hinaus dagegen zu einem wesentlich feinkörnigeren Gefüge führt<sup>3</sup>.

<sup>1</sup> Bohner, H.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 8—13. Röhrig, H.: Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 182—185.

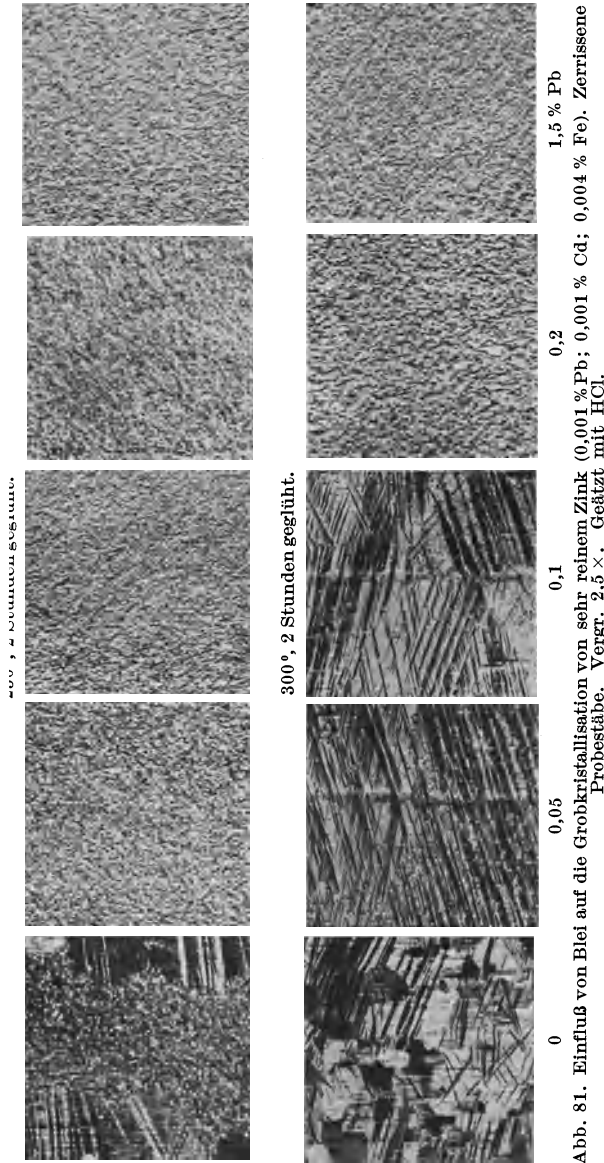
\* Saefel, F. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 155—161, 258—264, 294—298.

\*\* Bassett, W. H. u. C. H. Davis: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 55—73.

<sup>2</sup> Ransley, C. H. u. C. J. Smithells: J. Inst. Met., Lond. Bd. 49 (1932 II) S. 287—300.

<sup>3</sup> Jeffries, Z.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 20 (1918 II) S. 109—140; Engineering Bd. 106 (1918) S. 239—242, 269—275, 300—302. Feitknecht, W.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 35 (1926 I) S. 131—172.

Der Hauptfaktor, von dem das Kornwachstum und das Auftreten einer Grobkristallisation abhängen, ist der Gehalt des Stoffes an heterogen eingelagerten Verunreinigungen. Und zwar sind die ersten grundlegenden Feststellungen hier-



über nicht an verformtem Material gemacht worden, sondern an gesinterten Wolframstäben (vgl. Nr. 47)<sup>1</sup>. Die dabei aufgefundenen Gesetzmäßigkeiten haben sich jedoch auch bei den in Abb. 76 bis 78 wiedergegebenen Versuchen an verformtem Aluminium vollauf bestätigt gefunden<sup>2</sup>, und erklären auch alle sonstigen gelegentlichen Beobachtungen über Grobkristallisation an Aluminium<sup>3</sup>, Blei<sup>4</sup>, Zink<sup>5</sup> usw. Besonders klar treten die Gesetzmäßigkeiten noch entsprechend Abb. 81 in Versuchen über den Einfluß von Blei auf Zink hervor.

Bei einem sehr reinen Stoff geht danach das Korn-

<sup>1</sup> Jeffries, Z.: a. a. O. Altherthum, H.: Z. physik. Chem. Bd. 110 (1925) S. 1—16. Hüniger, M.: Techn.-wiss. Abh. Osrarn-Konz. Bd. 1 (1930) S. 124 bis 132.

<sup>2</sup> Karnop, R. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 1115 bis 1118.

<sup>3</sup> Feitknecht, W.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 35 (1926 I) S. 131—172. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 90—93. Bohner, H.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 8—13. Röhrig, H.: Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 182—185.

<sup>4</sup> Brenthel, F.: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 23—26. Werner, M.: Z. Metallkde.

Bd. 22 (1930) S. 342—347. Loofs-Rassow, E.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 161—165.

<sup>5</sup> Timoféef, G.: C. R. Acad. Sci., Paris Bd. 155 (1912) S. 430; Rev. Métallurg. Bd. 11 (1914) S. 127—132. Fraenkel, W.: Z. Elektrochem. Bd. 23 (1917) S. 302. Mathewson, C. H., C. S. Trewin u. W. B. Finkeldey: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 64 (1920) S. 305—377. Schulz, E. H. u. O. Zeler: Forschungsarb. VDI 1920 Sonderreihe M 1 S. 32—38. Ingall, D. H.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 26 (1921 II) S. 281—320. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 187—193.

wachstum, wie es auch Abb. 76 für Aluminium zeigt, verhältnismäßig gleichmäßig vor sich. Die mittlere Korngröße steigt mit zunehmender Temperatur ständig an, bis sie ziemlich groß geworden ist, ändert sich dann aber anscheinend nicht mehr erheblich. Werden nun dem Stoff in zunehmendem Maße heterogen bleibende Beimengungen zugesetzt, wie Thoriumoxyd ( $\text{ThO}_2$ ) und andere Stoffe dem Wolfram, Eisen dem Aluminium und Blei dem Zink, so wird dadurch folgendes verändert: 1. Die mittlere Korngröße unterhalb einer gewissen Temperaturgrenze wird, wie schon in Nr. 41 beschrieben, verkleinert. 2. Nach Überschreitung einer gewissen Temperaturgrenze entstehen dagegen um so größere Kristalle. 3. Diese Temperaturgrenze wird aber gleichzeitig zu höheren Temperaturen hinausgeschoben. 4. Das Kornwachstum verschiedener Kristalle wird immer ungleichmäßiger, derart, daß schließlich nur

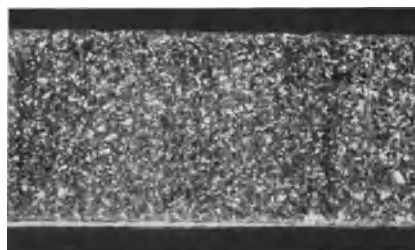


Abb. 82. Gefüge von Elektrolytbleiblech, bei 200° geglüht.      Abb. 83. Gefüge von kupferhaltigem Bleiblech, bei 200° geglüht.

Vergr. 2,5 ×. Mit Mikrotom geschnitten.

einer oder wenige Kristalle wachsen, während alle anderen aufgezehrt werden. Bei Überschreitung eines gewissen Gehaltes an Beimengungen bleibt schließlich die Grobkristallisation ganz aus.

Von technischer Bedeutung ist die durch heterogene Beimengungen, Verfeinerung von Blei durch Kupfer nach Abb. 82 und 83, und gleicherweise durch Nickel, wobei auch seine Schwefelsäurebeständigkeit verbessert wird<sup>1</sup>.

Wolfram, das zu Glühfäden verarbeitet wird, setzt man zur Kornverfeinerung 0,5—1,5% schwerflüchtige Oxyde, insbesondere Thoriumoxyd, zu<sup>2</sup>. Ein grobkörniger Draht ist bei der Leuchttemperatur weniger formbeständig und bei Raumtemperatur spröder als ein feinkörniger. Einer Verdampfung des Thoriumoxyds, welche eine Kornvergrößerung auslöst, muß durch besondere Mittel begegnet werden<sup>3</sup>. Das Thoriumoxyd dissoziiert und vergrößert sich bei der hohen Temperatur<sup>4</sup>.

<sup>1</sup> Brenthel, F.: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 23—26. Werner, M.: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 342—347. Tammann, G. u. K. L. Dreyer: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 191 (1930) S. 65—68. Loofs-Rassow, E.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 161—165. Burkhardt, A.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 181—187.

<sup>2</sup> Jeffries, Z.: Bull. Amer. min. Inst. Engr. 1916 Nr. 119. Smithells, C. J.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 27 (1922 I) S. 107—148.

<sup>3</sup> Smithells, C. J.: Trans. Faraday Soc. Bd. 17 (1922) S. 485—498; Met. Ind., Lond. Bd. 29 (1926) S. 365—366. Koref, F. u. C. Reiter: Techn.-wiss. Abh. Osram-Konz. Bd. 2 (1931) S. 99—102.

<sup>4</sup> Jeffries, Z. u. P. Tarasov: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1927 S. 395—412.



Beimengungen, welche in feste Lösung gehen, wirken dagegen nur in verhältnismäßig geringem Maße auf das Kornwachstum ein. Abb. 84 veranschaulicht dies für den Einfluß von Kadmium auf Zink. Dieses Beispiel zeigt außerdem, daß es anscheinend nur auf den Zustand bei der betreffenden Temperatur ankommt.

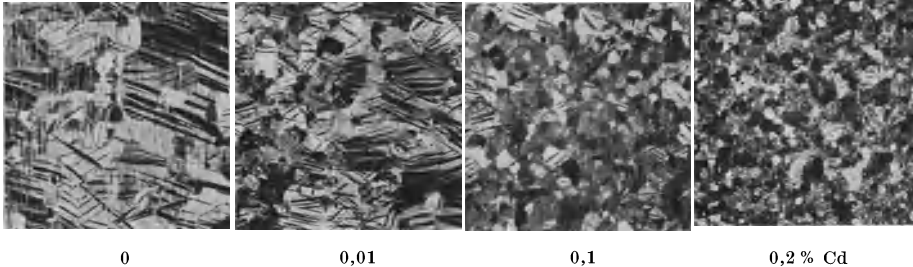
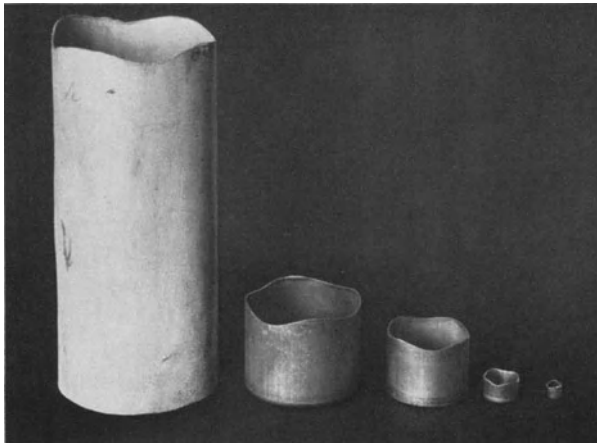


Abb. 84. Einfluß von Kadmium auf die Grobkristallisation von reinem Zink. Vergr.  $2,5 \times$ . Geätzt mit konz. HCl.

Denn bei niedrigen Temperaturen, etwa unterhalb  $100^{\circ}$ , sind auch die in Abb. 84 gebrachten Legierungen heterogen; erst oberhalb  $100^{\circ}$  geht das Kadmium in feste Lösung.

#### 45. Richtungsabhängigkeit der Eigenschaften geglühter Bleche.

Ein weiterer Faktor, von dem noch die Eigenschaften eines metallischen Körpers in nicht unerheblichem Maße abhängen, ist die Lage der Kristallite in ihm. Vor der Entdeckung und Anwendung der Röntgenstrahlen war die Vorstellung herrschend, daß in einem geglühten und genügend feinkörnigen Material die Kristalle ungeordnet sind, d. h. in jeder denkbaren Lage ihres Kristallgitters in etwa gleicher Häufigkeit vorkommen.



Aluminium Eisen Messing Tombak Kupfer

Abb. 85. Gezogene Hohlkörper aus verschiedenen Metallen mit Zipfeln.

Neuere Untersuchungen haben dann aber gezeigt, daß dies geradezu eine Ausnahmeerscheinung ist. Nicht nur in verformten Metallen (vgl. Nr. 22), sondern auch in gegossenen, elektrolytisch und aus der Gasphase niedergeschlagenen, sowie in rekristallisierten Körpern sind Kristalle in bestimmten Lagen, die meist verhältnismäßig einfach durch Winkelbeziehungen zu den Hauptabmessungen des Körpers zu beschreiben sind, viel häufiger vertreten, als in den Lagen dazwischen.

Infolge des Umstandes, daß viele Eigenschaften der einzelnen Kristalle sehr stark von ihrer Lage (Orientierung) abhängen (vgl. Nr. 23), ruft eine solche „Textur“ bei einem Werkstoff folgende Erscheinungen hervor:

stellung herrschend, daß in einem geglühten und genügend feinkörnigen Material die Kristalle ungeordnet sind, d. h. in jeder denkbaren Lage ihres Kristallgitters in etwa gleicher Häufigkeit vorkommen. Neuere Untersuchungen haben dann aber gezeigt, daß dies geradezu eine Ausnahmeerscheinung ist. Nicht nur in verformten Metallen (vgl. Nr. 22), sondern auch in gegossenen, elektrolytisch und aus der Gasphase niedergeschlagenen, sowie in rekristallisierten Körpern sind

1. Seine Eigenschaften sind in verschiedenen Richtungen verschieden, oder der Körper ist, wie man sagt, anisotrop.

2. Seine Eigenschaften sind nicht nur vom Verfestigungszustand und der Korngröße, sondern auch von der Art der Textur abhängig.

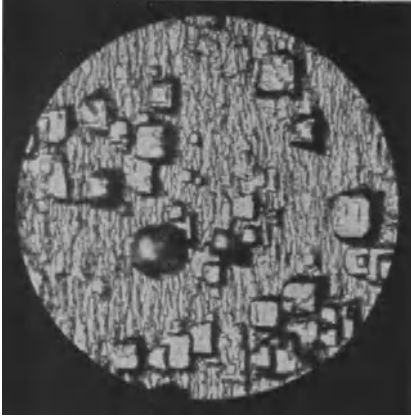


Abb. 86. Mikrobild eines Kupferblechs mit Würfeltextrur. Quadratische Ätzfiguren in allen Kristallen.  
Vergr. 400 ×. Geätzt mit 10 % Ammoniumpersulfat.

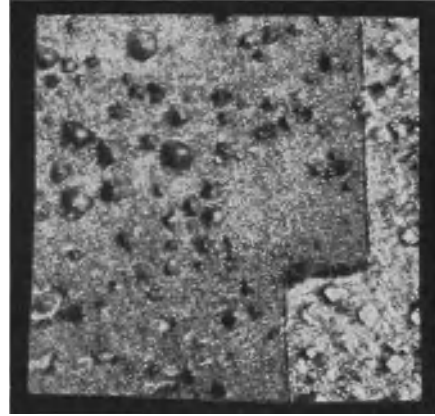


Abb. 87. Mikrobild eines Kupferblechs ohne Textur. Verschiedene Ätzfiguren in verschiedenen Kristallen.

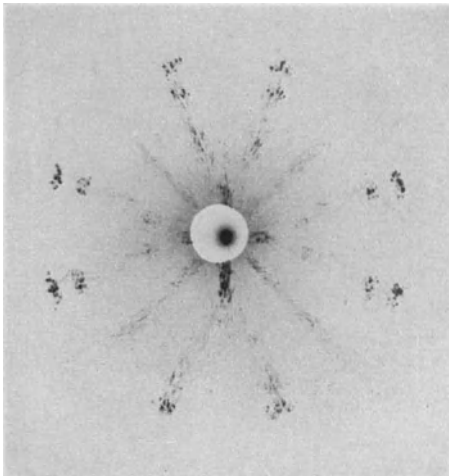


Abb. 88. Röntgenaufnahme eines Elektrolytkupferblechs mit Würfeltextrur. Interferenzkreise auf wenige Flecken zusammengeschrumpft.

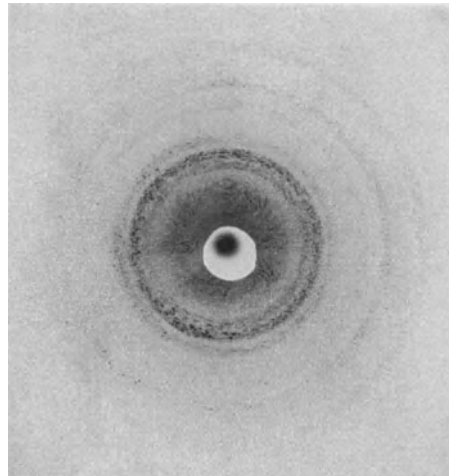


Abb. 89. Röntgenaufnahme eines Kupferblechs ohne Textur. Vollständige Interferenzkreise.

Die Richtungsabhängigkeit der Festigkeitseigenschaften macht sich in der Praxis der Blechverarbeitung recht störend durch das Auftreten von Zipfeln (Abb. 85), bemerkbar<sup>1</sup>. Diese entstehen dadurch, daß das Blech in gewissen

<sup>1</sup> Kaiser, K.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 435—437. Aumann, W.: Masch.-Bau Bd. 7 (1928) S. 105—110. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 56 (1929) S. 495—502. Phillips, A. u. G. Edmunds: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 29 II (1929) S. 438—449. Bassett, W. H. u. J. C. Bradley: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 S. 181—193.

Richtungen der Beanspruchung beim Tiefziehen usw. leichter nachgibt als in anderen. Für Gravier- und Ätzarbeiten ist ein solches Blech unter Umständen ebenfalls ungeeignet, da es sich je nach der Richtung des mechanischen und chemischen Angriffs verschieden verhält. Selbst für gewöhnliche Blecharbeiten kann die Anwesenheit einer Textur recht störend sein<sup>1</sup>.

Die Zipfelbildung beim Tiefziehen ist eine überaus häufige Erscheinung, und tritt, wie Abb. 85 zeigt, bei den verschiedensten Metallen und Legierungen grundsätzlich gleichartig auf. Die Lage der Zipfel kann je nach der Art der Textur verschieden sein. Meist erscheinen 4 Zipfel in der Walz- und Querrichtung, oder unter 45° dazu. Gelegentlich werden auch 2 Zipfel in der Walz- oder Querrichtung beobachtet. Ihr Auftreten bedeutet einen erheblichen Abfall; außerdem sind auch die Eigenschaften eines Bleches wie Tiefziehfähigkeit, Tiefung<sup>2</sup> usw. wahrscheinlich um so schlechter, je stärker seine Zipfelbildung ist.

Die neuere Praxis der Blechherstellung lehrt aber, daß es durch besonders sorgfältige Leitung der Formungsvorgänge und Glühungen möglich ist, die Zipfelbildung so gut wie ganz zu unterdrücken. Die Abhängigkeit dieser Erscheinung bzw. ihrer Ursache, der Blechanisotropie, von den Bearbeitungs- und Glühbedingungen ist durch verschiedene eingehenden Untersuchungen ziemlich geklärt, welche auch die Möglichkeiten zu ihrer planmäßigen Verhinderung aufgedeckt haben.

Diese liegen grundsätzlich darin, daß man ein Blech schafft, welches in bezug auf die Lage der Kristalle ungeordnet ist und keine Richtungsabhängigkeit der Festigkeitseigenschaften aufweist. Abb. 86 und 87 veranschaulichen den Unterschied zwischen einem anisotropen und einem ungeordneten Blech an Schlifffildern von tiefgeätztem Kupfer, wo die Ätzfiguren in dem einen Fall in allen Kristallen gleichartig, im anderen ganz verschieden sind. Abb. 88 und 89 zeigen die dazu gehörigen Röntgenaufnahmen mit der kennzeichnenden Aufteilung der Interferenzringe in Flecken beim anisotropen Blech. Zur Feststellung der Neigung zur Zipfelbildung sind jedoch sowohl das metallographische als auch das röntgenographische Verfahren zu unempfindlich. Die Röntgenaufnahmen an technischen Fabrikaten geben nur selten derart ausgeprägte Texturbilder wie Abb. 88. Eher kann noch die Richtungsabhängigkeit der Festigkeit und Dehnung als Kriterium für eine Neigung zu Zipfelbildung genommen werden. Das Sicherste ist aber der unmittelbare Nachweis der Zipfel durch einen Tiefziehversuch, gegebenenfalls auf einer besonderen Prüfeinrichtung (Wazau-Tiefziehprüfer, Näpfchenzusatzgerät zum Erichsen-Apparat). Ein Blech mit ganz ungeordneten Kristallen ist noch oft daran erkenntlich, daß im gewöhnlichen Tiefungsversuch die Kappe kreisrund abreißt, während sich andernfalls mehrere Rißstellen oder auch Längsrisse bilden<sup>3</sup>.

<sup>1</sup> Straw, W. A., M. D. Helfrick u. C R. Fischrupp: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 S. 317—328. Crane, E. V.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 S. 284—316.

<sup>2</sup> Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: a. a. O.

<sup>3</sup> Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 41 (1927) S. 889—906. Schrader: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 282—285.

Nach der Untersuchung von Kaiser fallen die Zipfel bei Kupfer entsprechend Abb. 90 um so stärker aus, je höher der Abwalzgrad und die Temperatur der Endglühung sind<sup>1</sup>. Die Zwischenglü-  
 hung verstärkt dagegen die Zipfel um so mehr, je niedriger sie ist. Bassett und Bradley stellten an Kupronickel außerdem noch fest, daß unzureichende Glühungen, die zwar eine erhebliche

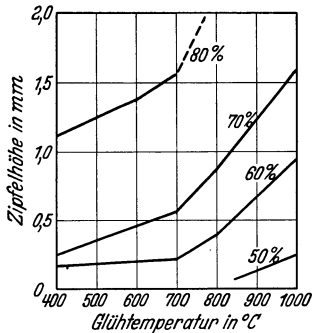


Abb. 90. Einfluß von Walzgrad und Glühtemperatur auf die Zipfelbildung von Kupferblech beim Tiefziehen. (Nach Kaiser.)

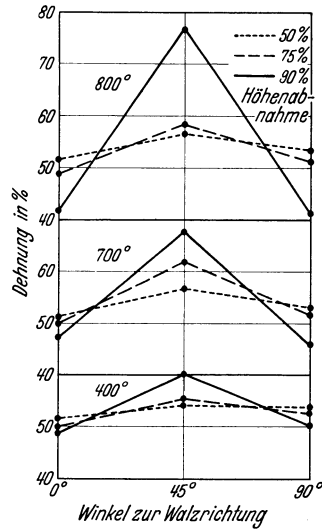


Abb. 91. Dehnung von Kupferblech, verschieden stark abgewalzt und bei verschiedenen Temperaturen geglüht. (Nach Phillips und Samans.)

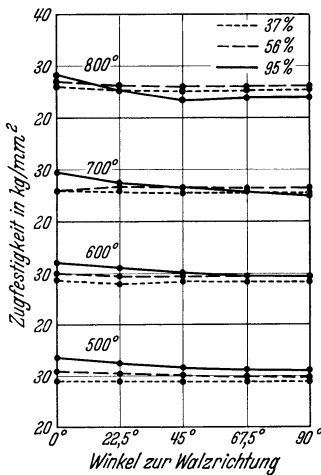


Abb. 92.

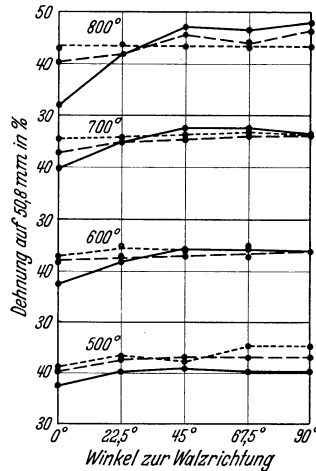


Abb. 93.

Abb. 92 u. 93. Festigkeit und Dehnung von Tombakblech (Ms 90), verschieden stark nach der letzten Zwischenglühung (bei 700—800°) abgewalzt und verschieden hoch geglüht. (Nach Phillips und Samans.)

Entfestigung, aber keine Rekristallisation bewirken, ebenfalls zu starken Zipfeln führen<sup>2</sup>. Der Einfluß des Abwalzgrades und der Glühtemperatur wirkt sich nach Phillips entsprechend Abb. 91—93 in gleicher Weise auf die Richtungsabhängigkeit der Festigkeitseigenschaften von Kupfer und Messing

<sup>1</sup> Kaiser, K.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 435—437.

<sup>2</sup> Bassett, W. H. u. J. C. Bradley: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 S. 181—193.

aus<sup>1</sup>; und zu einem übereinstimmenden Ergebnis haben auch Röntgenuntersuchungen geführt<sup>2</sup>.

Diese haben auch gezeigt, daß die Textur durch abwechselndes Walzen in verschiedenen Richtungen weitgehend unterdrückt wird. Derartig hergestellte Bleche haben auch sehr gleichmäßige, vom Abwalzgrad unabhängige Tiefungswerte; während bei einseitig stark gewalzten Blechen die Tiefung meist merklich abfällt<sup>3</sup>. Es ist dabei noch bei Zink festgestellt worden, daß der Einfluß der letzten Abwalzung überwiegt<sup>4</sup>.

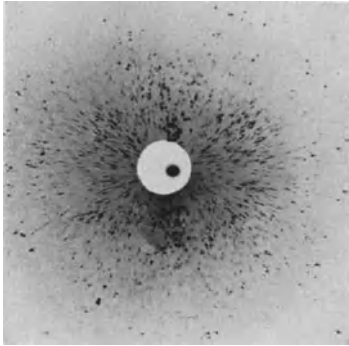
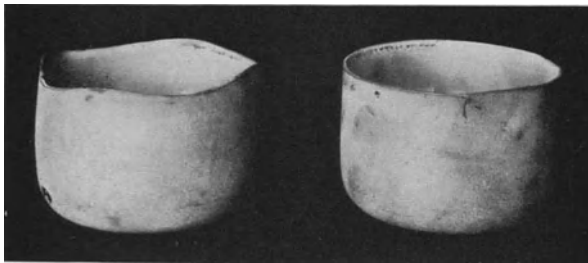


Abb. 94. Röntgenaufnahme eines geglähten (1000°, 1/2 Stunde) Raffinadekupferblechs (99,7% abgewalzt).

Danach kommen also als Hauptmittel zur Vermeidung der Blechanisotropie in Frage:

1. Letzte Zwischenglühung bei hoher Temperatur.
2. Letzter Abwalzgrad möglichst klein.
3. Endglüfung bei möglichst niedriger Temperatur.

Ein für die Ausbildung der Rekristallisationstextur besonders wichtiger Faktor ist ferner der Reinheitsgrad des Werkstoffes<sup>5</sup>. In reinen Metallen und Legierungen



99,4% Al; 0,17% Fe; 0,40% Si    99,1% Al; 0,37% Si; 0,44% Fe  
Abb. 95 u. 96. Gleichartig behandeltes und gezogenes Aluminiumblech verschiedenen Reinheitsgrades.

wird die Rekristallisationstextur unter geeigneten Bedingungen sehr scharf. Dagegen genügen, wie Abb. 94 zeigt, die in Raffinadekupfer oder auch Mondnickel vorhandenen Verunreinigungen, um unter gleichen Bedingungen ein weitgehend ungeordnetes Gefüge zu erzeugen. Bei Aluminium können sich, wie Abb. 95

und 96 zeigen, schon geringe Unterschiede im Reinheitsgrad in dieser Weise auswirken. Der Sauerstoffgehalt im Kupfer hat dagegen nur einen geringen Einfluß auf die Ausbildung einer Textur.

## 46. Rekristallisationstextur und Festigkeitseigenschaften.

Rekristallisationstexturen in Blechen sind bei den meisten Metallen und Legierungen festgestellt worden. Regulär-flächenzentrierte Metalle geben zwei

<sup>1</sup> Phillips, A. u. E. S. Bunn: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 S. 353—372. Phillips, A. u. H. Samans: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 S. 171—180.

<sup>2</sup> Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 41 (1927) S. 889—906, Bd. 56 (1929) S. 485—494.

<sup>3</sup> Holzmann, H.: Festschrift Siebert, S. 121—148. Hanau 1931.

<sup>4</sup> Schrader: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 282—285.

<sup>5</sup> Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: a. a. O.

verschiedene Texturen. Am häufigsten ist eine besonders einfache Lage (Würfeltextur), wo die Elementarwürfel des Gitters mit den Kanten (Kristallachsen [100], [010], [001]) parallel zur Walzrichtung, Querrichtung und Blechnormalen liegen, und zwar bei Kupfer<sup>1</sup>, Nickel, Gold, Nickel-Kupferlegierungen, goldreichen Gold-Silberlegierungen<sup>2</sup> und auch sehr reinem Aluminium<sup>3</sup>. Silber<sup>4</sup>, Messing<sup>5</sup> und einige weitere Legierungen des gleichen Gitterbaues weisen dagegen eine ganz andere, von ihrer Walztextur (vgl. Nr. 22) wenig abweichende Rekristallisationstextur auf. Das regulär-körperzentrierte Eisen<sup>6</sup> und das hexagonale Zink und Magnesium<sup>7</sup> verhalten sich ähnlich.

Die Richtungsabhängigkeit der Festigkeitseigenschaften steht in Beziehung zur Textur und läßt sich befriedigend zu den Festigkeitseigenschaften einzelner Kristalle in Beziehung setzen<sup>8</sup> (vgl. Nr. 23). Besonders ausgeprägt ist die Anisotropie bei der Würfeltextur, die an Kupfer in bezug auf Festigkeit und Dehnung<sup>9</sup> (vgl. Abb. 89), Dauerfestigkeit<sup>10</sup> und Elastizitätsmodul<sup>11</sup> genau untersucht ist. Ganz anders ist nach Abb. 92 und 93 die Richtungsabhängigkeit der Festigkeit und Dehnung bei Messingen, und auch Silber<sup>12</sup>.

Die Anisotropie eines Bleches stellt eine Eigenschaft dar, die vielleicht in Zukunft auch im günstigsten Sinne technisch von Bedeutung werden wird. Ein solcher Fall ist auch schon bekannt. Straumann benutzt ein um 15—30% abgewalztes und rekristallisiertes Zinkblech mit starker Anisotropie der Wärme-dehnung, um daraus eine temperaturunempfindliche Unruh für Präzisionsuhren herzustellen<sup>13</sup>.

<sup>1</sup> Köster, W.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 112—116. Sachs, G.: Z. VDI Bd. 70 (1926) S. 1634—1640. Tammann, G. u. H. H. Meyer: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 176 bis 181. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 41 (1927) S. 889—906, Bd. 56 (1929) S. 485—494. Widmann, H.: Z. Physik Bd. 45 (1927) S. 200—224. Bauer, O., Frhr. v. Göler u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 889—906. Phillips, A. u. G. Edmunds: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 29 II (1929) S. 438—449.

<sup>2</sup> Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 56 (1929) S. 485—494.

<sup>3</sup> Schmid, E. u. G. Wassermann: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 409—410.

<sup>4</sup> Glocker, R.: Z. Physik Bd. 31 (1925) S. 386—410. Glocker, R. u. E. Kaupp: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 377—379. Glocker, R., E. Kaupp u. H. Widmann: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 353—357. Glocker, R. u. H. Widmann: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 41—43. Widmann, H.: Z. Physik Bd. 45 (1927) S. 200—224. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: a. a. O.

<sup>5</sup> Bass, A. u. R. Glocker: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 179—183. Bauer, O., Frhr. v. Göler u. G. Sachs: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 202—208. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: a. a. O.

<sup>6</sup> Kurdjumow, G. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 62 (1930) S. 592—599.

<sup>7</sup> Schmid, E. u. G. Wassermann: Metallwirtsch. Bd. 9 (1931) S. 735—736. Caglioti, V. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 1—4.

<sup>8</sup> Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 56 (1929) S. 495—502. Weerts, J.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 101—103.

<sup>9</sup> Köster, W.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 112—116. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 41 (1927) S. 889—906, Bd. 56 (1929) S. 495—502. Phillips, A. u. E. S. Bunn: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 S. 353—372. Phillips, A. u. H. Samans: Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Techn. Publ. 1932 Nr. 491. Fahrenhorst, W., K. Matthaes u. E. Schmid: Z. VDI Bd. 76 (1932) S. 797—799.

<sup>10</sup> Fahrenhorst, W., K. Matthaes u. E. Schmid: a. a. O.

<sup>11</sup> Weerts, J.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 101—103.

<sup>12</sup> Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 56 (1929) S. 495—502. Phillips, A. u. H. Samans: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 S. 171—180.

<sup>13</sup> Straumann, R.: Festschrift Vakuumschmelze Heraeus 1933, S. 408—423.

Auch in Drähten kann sich eine Rekristallisationstextur ausbilden<sup>1</sup>. Je nachdem, ob eine solche eintritt oder nicht, sind auch gewisse Unterschiede in den Festigkeitseigenschaften zu erwarten. Bei einem Draht aus sehr reinem Aluminium mit ausgesprochener Textur wurden beispielsweise sehr geringe Dehnungswerte gefunden.

Sehr große, durch Rekristallisation und Kornwachstum hergestellte Kristalle sind ebenfalls oft nach bestimmten Kristallrichtungen bevorzugt gewachsen<sup>2</sup>. Auch hierbei haben sich die Verunreinigungen als sehr einflußreich erwiesen.

## 47. Sintern.

Wie schon in Nr. 44 erwähnt, treten Gefügeänderungen nicht nur in verformtem und geglühtem, sondern besonders ausgeprägt auch in gesintertem Material auf. Man geht dabei von Pulver des betreffenden Metalls, oder der Komponenten einer Legierung, oder von Verbindungen, die bei höheren Temperaturen in Metalle übergeführt werden, aus, das oft unter Zusatz eines später verdampfenden Bindemittels durch Druck in die gewünschte Form (Vierkantstäbe, Draht, Preßlinge verschiedener Gestalt) gebracht wird. Diese, gerade so weit festen Körper, daß man damit hantieren kann, gehen bei hoher Temperatur unter erheblicher Volumenverminderung in poröse, aber mechanisch durchaus widerstandsfähige Metallkörper über, während das Bindemittel verdampft. Durch Anwendung eines starken Druckes bei hohen Temperaturen können die Hohlräume auch völlig beseitigt und die Festigkeiten der Preßlinge erheblich gesteigert werden<sup>3</sup>. Da es sich hierbei um eine plastische Verformung handelt, läßt sich auch die Form weitgehend verändern.

Dieses Sintern oder Fritten, auch Formieren oder Briquettieren genannt, findet eine erhebliche technische Anwendung für die Herstellung von Körpern und Halbfabrikaten aus Metallen und Legierungen, deren hoher Schmelzpunkt ihre Umformung durch Schmelzen und Gießen in vorgeschriebener Zusammensetzung und Reinheit so gut wie unmöglich macht<sup>4</sup>. Auch kann das Gefüge gesintertter Körper ein anderes sein als das gegossener Körper gleicher Zusammensetzung, da in beiden Fällen verschiedenartige Abweichungen vom Gleichgewichtszustand auftreten. Die durch Sintern gewonnenen Körper können entweder als Formkörper verschiedenster Gestalt, ähnlich wie Formguß, unmittelbar technisch verwendet werden, oder in einfacheren Formen, meist Vierkantstäben, ähnlich wie Blockguß, als Ausgangszustand für die Weiterverarbeitung dienen.

Die Eignung der sehr harten Karbide hochschmelzender Metalle, insbesondere von Wolframkarbid, als Werkzeugmaterial für Schneidbearbeitung ist schon frühzeitig erkannt worden<sup>5</sup>. Durch Guß hergestellte Körper von reinem oder schwach legiertem Wolframkarbid (Lohmanit, Volomit, Wallramit), sind jedoch

<sup>1</sup> Schmid, E. u. G. Wassermann: Z. Physik Bd. 40 (1926) S. 451—455; Z. techn. Physik Bd. 9 (1928) S. 106—109.

<sup>2</sup> Groß, R. u. N. Blaßmann: N. Jb. Min. Beil. Bd. 42 (1919) S. 128—153. Elam, C. F.: Phil. Mag. [6] Bd. 50 (1925) S. 517—520. Schiebold, E. u. G. Sachs: Z. Kristallogr. Bd. 63 (1926) S. 34—48. Sachs, G. u. J. Weerts: Z. Physik Bd. 58 (1930) S. 497—500.

<sup>3</sup> Sauerwald, F.: Z. Metallkde. Bd. 21 (1929) S. 22—23. Hoyt, S. L.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 9—58.

<sup>4</sup> Vgl. F. Skaupy: Metallkeramik. Berlin 1930.

<sup>5</sup> Pölzguter, F.: Schweiz. Verb. Mat.-Prüf.-Ber. 1932 Nr. 24 S. 23—32.

sehr spröde und fallen in der Zusammensetzung ungleichmäßig aus. Auch bildet sich aus dem Schmelzfluß nicht das harte, zähe Karbid WC, sondern ein graphithaltiger Körper. Solche Legierungen haben daher eine verhältnismäßig geringe Anwendung gefunden. Dagegen haben sich Legierungen mit 15—25% Wolfram, 2,5—4% Kohlenstoff, 40—50% Kobalt, 25—35% Chrom und bis 4% Eisen in Sandguß als Hartmetalle (Stellit, Akrit, Celsit) durchgesetzt, da sie wegen ihrer größeren Wärmebeständigkeit wesentlich höhere Leistungen erreichen lassen als Kohlenstoffstähle.

Auch die zahlreichen Versuche, durch Sintern ein geeignetes Werkzeugmaterial aus den hochschmelzenden Karbiden allein herzustellen, führten zunächst nicht zum Ziel<sup>1</sup>. Es gelang aber dann auf zwei ganz verschiedenen Wegen, die Schwierigkeiten zu überwinden und gleichmäßige und zähe Formkörper aus Wolframkarbid und anderen Karbiden von sehr großer Härte (Kugeldruckhärte rd. 2000 kg/mm<sup>2</sup>) und sonst unerreichbaren Bearbeitungseigenschaften herzustellen<sup>2</sup>. Der eine Weg besteht darin, daß das aus Wolframpulver von 3—8  $\mu$  Korngröße und 5—6% feinsten Kohle durch Glühen bei 1500<sup>0</sup> hergestellte und zermahlene Wolframkarbid zunächst mit 5—20% Kobaltpulver kalt zu einem Formkörper gepreßt wird. Dieser wird dann bei 700—1100<sup>0</sup> (900<sup>0</sup>) vorgesintert und so nahe als möglich der fertigen Gestalt bearbeitet. Schließlich wird er ein zweites Mal bei etwa 1500<sup>0</sup> längere Zeit unter Kohlepulver gesintert. Das Kobalt legiert sich ein und verleiht der Legierung eine größere Dichtigkeit. Auf diese Weise hergestellte Formkörper (Widia, Carbolloy) sind noch porös, aber trotzdem sehr zähe. Auch Legierungen, die vorwiegend aus Tantalkarbid (Ramet)<sup>3</sup>, sowie aus Titan- und Molybdänkarbid (Titanit)<sup>4</sup> bestehen und anscheinend in gleicher Weise hergestellt werden, führen sich neuerdings als Schneidmetalle ein. Durch oberflächliches Schleifen mit Diamantpulver, gegebenenfalls nach Entfernung einer zersetzten Oberflächenschicht, werden dann die Körper gebrauchsfertig gemacht. Ein sehr dichtes Produkt (Elmarid) aus reinem oder legiertem Wolframkarbid kann andererseits dadurch gewonnen werden, daß der Formkörperrohling bei einer etwa in Höhe der Sintertemperatur liegenden Temperatur (1350—1450<sup>0</sup>) kurzzeitig einem Druck von etwa 10 kg/mm<sup>2</sup> ausgesetzt wird, welcher ein plastisches Fließen des Wolframkarbids bewirkt<sup>5</sup>. Die Härte des Wolframkarbids sinkt nämlich schon bei 1100<sup>0</sup> C sehr stark ab (36 kg/mm<sup>2</sup>) und wird bei 1300<sup>0</sup> niedriger als 3 kg/mm<sup>2</sup>. Wie eigene Versuche gezeigt haben, lassen sich solche Körper aus reinem Wolframkarbid bei diesen Temperaturen ganz wie ein bildsames Metall stauchen, biegen, lochen usw. Die Eigenschaften solcher Wolframkarbid-Formkörper sind wenig anders als die der lediglich gesinterten; sie sind nur etwas härter und spröder.

<sup>1</sup> Vgl. die Besprechung der Patente von K. Becker: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 375, 391—392, 407—408, 531. Ferner K. Schröter: Osrarnachr. Bd. 12 (1930) S. 19—21. Fehse, A.: Werkst.-Techn. Bd. 24 (1930) S. 237—244. Fehse, A. u. K. Schröter: Techn.-wiss. Abh. Osrarn-Konz. Bd. 1 (1931) S. 207—217. Agte, C. u. K. Schröter: Werkst.-Techn. Bd. 15 (1931) S. 373—374. Becker, K.: Hochschmelzende Hartstoffe. Berlin 1933.

<sup>2</sup> Hoyt, S. L.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 9—58. Wyman, L. L. u. F. C. Kelley: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 S. 208—229. Pölzguter, F.: Schweiz. Verb. Mat.-Prüf.-Ber. 1932 Nr. 24 S. 23—32.

<sup>3</sup> Kelley, F. C.: Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. Bd. 19 (1932) S. 233—246.

<sup>4</sup> Hoyt, S. L.: a. a. O.

<sup>5</sup> Pölzguter, F.: Schweiz. Verb. Mat.-Prüf.-Ber. Nr. 24 (1932) S. 23—32. Klingohr, O.: Werkst.-Techn. Bd. 27 (1933) S. 106—107.



Einen gesinterten Formkörper stellt auch der erste brauchbare Wolfram-Glühfaden dar<sup>1</sup>. Näher beschrieben ist das Verfahren in der von Orbig und Schaller verwendeten Form, die zu einem sehr grobkörnigen „Kristalldraht“ führt<sup>2</sup>. Das mit dem Bindemittel angerührte Wolframpulver wird durch eine Düse zu einem Faden gespritzt, welcher durch einen auf 2000° eingestellten Ofen mit einer bestimmten Geschwindigkeit (3—4 m/min) durchgezogen wird. Es entstehen dadurch Drähte mit langen, bildsamen Kristallen, die jedoch an den Stoßstellen (Korngrenzen) brüchig sind. Versuche von Jeffries<sup>3</sup>, Altherthum<sup>4</sup> u. a.<sup>5</sup> an größeren gesinterten Körpern haben gezeigt, daß man durch verschiedene Faktoren, und zwar besonders durch die Dosierung von Zusätzen (Thoriumoxyd) zum Wolfram, oder auch von Wasserdampf in der Atmosphäre (Oxydgehalt!) die Korngröße der Sinterkörper willkürlich beeinflussen kann (vgl. Nr. 44).

Wegen seiner mechanischen Empfindlichkeit ist der Wolfram-Kristalldraht dann durch den billigeren, aus gesinterten Körpern durch Hämmern und Ziehen hergestellten Draht verdrängt worden<sup>6</sup>. Der gezogene Draht erscheint zunächst viel fester und zäher. Wie später erkannt wurde, verliert aber auch er seine guten Eigenschaften durch die Rekristallisation in der Glühlampe. Durch Zusätze an Thoriumoxyd und anderen Stoffen läßt sich dieser Fehler, teils infolge Verringerung der Korngröße, teils infolge Überführung in große Kristalle verringern, deren Korngrenzen sehr schräg verlaufen<sup>7</sup>.

Auch andere Metalle mit hohem Schmelzpunkt, wie Molybdän<sup>8</sup>, Thorium<sup>9</sup> und Platinmetalle<sup>10</sup> werden technisch aus gesinterten Körpern zu Draht und Blech verarbeitet. Neuerdings wird auch versucht, auf chemischem Wege gewonnenes Eisen- und Nickelpulver (Karbonyleisen und Carbonylnickel) über den Weg des Sinters in Halbfabrikate überzuführen, die sich durch besonders hohe Reinheit auszeichnen sollen<sup>11</sup>. Das in einen Behälter geschüttete, oder mit einem Bindemittel zu einem Körper gepreßte Nickelpulver wird auf 1200°, 2 Stunden lang erhitzt, wobei es unter einer Volumenverminderung von 60—70% zu einem Block vom spezifischen Gewicht 6,5—7,5 (gegenüber 8,55 bei kompaktem Nickel)

<sup>1</sup> Pirani, M. v.: Enzyklopädie der techn. Chemie, Bd. 6, S. 260. 1919.

<sup>2</sup> Böttger, W.: Z. Elektrochem. Bd. 23 (1917) S. 12. Groß, R. u. N. Blaßmann: N. Jb. Min. Beil.-Bd. 42 (1919) S. 728—753.

<sup>3</sup> Jeffries, Z.: Bull. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. 1918 Nr. 138; J. Inst. Met., Lond. Bd. 20 (1918 II) S. 109—140; Engineering Bd. 106 (1918) S. 239—242, 269—275, 300—302.

<sup>4</sup> Altherthum, H.: Z. physik. Chem. Bd. 110 (1925) S. 1—16.

<sup>5</sup> Hüniger, M.: Techn.-wiss. Abh. Osram-Konz. Bd. 1 (1930) S. 124—132.

<sup>6</sup> Fink, C. G.: Trans. Amer. electrochem. Soc. Bd. 17 (1910) S. 229—234, Bd. 22 (1912) S. 499—503. Jeffries, Z.: Bull. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. 1916 Nr. 119. Smithells, C. J.: Met. Ind., Lond. Bd. 29 (1926) S. 365—366.

<sup>7</sup> Koref, F.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 213—220; Z. techn. Physik Bd. 7 (1926) S. 544—547. Smithells, C. J.: Met. Ind., Lond. Bd. 29 (1926) S. 365—366.

<sup>8</sup> Smithells, C. J.: Met. Ind., Lond. Bd. 38 (1931) S. 336—338.

<sup>9</sup> Marden, J. W. u. H. C. Rentschler: Ind. Engng. Chem. Bd. 19 (1927) S. 97—103. Davenport, E. S.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 538—550.

<sup>10</sup> Sivil, C. S.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 S. 246—261.

<sup>11</sup> Mittasch, A.: Z. angew. Chem. Bd. 41 (1928) S. 827—833. Schlecht, L., W. Schubardt u. F. Duftschmid: Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 485—492. Duftschmid, F., L. Schlecht u. W. Schubardt: Stahl u. Eisen Bd. 52 (1932) S. 845—849. Hambrecht, G. u. L. Schlecht: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 281—283. Buddenberg, O., F. Duftschmid u. L. Schlecht: Festschrift Vakuumschmelze, S. 74—80. Hanau 1933.

zusammensintert. Dieser kann dann in üblicher Weise warm weiterverarbeitet werden.

Es gibt noch weitere Anwendungsgebiete für gepulverte Metalle, die in Entwicklung begriffen sind, besonders die Herstellung poröser, selbstschmierender Lager aus Bronze und Graphit usw.<sup>1</sup>.

Aus einer Anzahl von Untersuchungen, besonders von Sauerwald, geht hervor, daß das Sintern bei Überschreitung einer gewissen Mindesttemperatur, die, ganz roh genommen, mit der Rekristallisationstemperatur übereinstimmt<sup>2</sup>, allmählich einsetzt<sup>3</sup>. Den Gefüge- und Volumenänderungen entsprechend verfestigt sich der Körper, bis er schließlich eine Höchstfestigkeit erreicht. Im einzelnen hängt der Verlauf des Vorganges und das Endergebnis von zahlreichen Faktoren ab, insbesondere der Korngröße und Vorgeschichte des Pulvers, dem angewandten Druck usw.

Die Ursache des Sinterns wird meist darin gesehen, daß die sehr kleinen Kristalle des auf chemischem Wege gewonnenen Pulvers sich durch ihre Oberflächenspannung zusammenzulagern suchen, ähnlich wie Wassertropfen. Man kann dies auch so auffassen, daß das Gitter solcher kleinen Kristalle nicht ungestört ist, und dadurch ähnlich wie bei verformtem Material zu Rekristallisation und Kornwachstum befähigt ist.

Bei spröden Stoffen, wie Wolframkarbid, scheint jedoch (ohne zusätzliche Verformung) ein Sintern nur dann zu einem genügend festen Produkt zu führen, wenn ein flüssiger Bestandteil auftritt, der als Kittmittel wirkt.

#### 48. Sonstige Kristallwachtumsvorgänge.

Die aus dem Schmelzfluß bei langsamer Erstarrung gebildeten Kristalle besitzen dagegen selbst bei sehr reinen Stoffen nicht die Fähigkeit zu Rekristallisation und wesentlichen Veränderungen ihrer Korngröße<sup>4</sup>. Nur ihre meist dendritisch ausgebildeten Begrenzungen glätten sich bei hohen Glühtemperaturen aus, und die Körner nehmen eine polyedrische Gestalt an<sup>5</sup>. Jedoch können schon die bei Kokillenguß vorhandenen Gußspannungen<sup>6</sup>, sowie auch die bei

<sup>1</sup> Hardy, Ch.: Met. Progr. Bd. 22 (1932) S. 32—37, 80.

<sup>2</sup> Tammann, G. u. W. Salge: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 187—188.

<sup>3</sup> Sauerwald, F.: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 122 (1922) S. 277—294. Z. Elektrochem. Bd. 29 (1923) S. 79—85; Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 41—47, Bd. 21 (1929) S. 22—23. Jaenichen, E. u. F. Sauerwald: Z. Elektrochem. Bd. 30 (1924) S. 175—180. Sauerwald, F. u. G. Elsner: Z. Elektrochem. Bd. 31 (1925) S. 15—18. Sauerwald, F. u. E. Jaenichen: Z. Elektrochem. Bd. 31 (1925) S. 18—24. Tammann, G. u. Q. A. Mansuri: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 126 (1923) S. 119—128. Tammann, G.: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 157 (1926) S. 321—325. Hedvall, J. A.: Z. physik. Chem. Bd. 123 (1926) S. 33—85. Garre, B.: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 161 (1927) S. 152—154, Bd. 163 (1927) S. 43—48. Smithells, C. J., W. R. Pitkin u. J. W. Avery: J. Inst. Met., Lond. Bd. 38 (1927 II) S. 85—102. Hüniger, M.: Techn.-wiss. Abh. Osram-Konz. Bd. 1 (1930) S. 124—132. Skaupy, F. u. O. Kantorowicz: Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 482—485.

<sup>4</sup> Czochralski, J.: Int. Z. Metallogr. Bd. 8 (1916) S. 1—43. Fraenkel, W.: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 122 (1922) S. 295—298.

<sup>5</sup> Vogel, R.: Naturwiss. Bd. 12 (1924) S. 473—480. Seidl, E. u. E. Schiebold: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 221—226, 283—288, 320—328, 365—368.

<sup>6</sup> Seidl, E. u. E. Schiebold: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 241—246, 315—321, 345—346.

Güssen mit Kornseigerung durch den Konzentrationsausgleich erzeugten Spannungen<sup>1</sup> eine Rekristallisation hervorrufen.

In Metallkörpern, die nicht durch Schmelzen, sondern auf andere Weise hergestellt sind, können die Kristalle erheblich stärker gestört sein als in Güssen. Vielfach sind die Eigenschaften solcher Körper viel ähnlicher denen eines kaltverformten Metalls als denen eines gegossenen oder geglühten. Und erst durch eine ganz gleichartige Glühbehandlung wie bei verfestigten Metallen werden auch gleichartige Eigenschaftsänderungen hervorgerufen. Allerdings ist es oft nicht klar, wieweit Veränderungen durch Gase, die bei hohen Temperaturen, in der Elektrolyse usw. von vielen Metallen gerne aufgenommen werden, hierbei mitspielen. Mit den Eigenschaftsänderungen sind dann auch oft, wie es für das Sintern schon im vorigen Abschnitt beschrieben worden ist, Rekristallisation und Kornwachstum verbunden.

Durch Aufdampfung bei niedrigen Temperaturen hergestellte Metallschichten können so spröde und so feinkörnig ausfallen, daß sie geradezu als amorph angesprochen werden<sup>2</sup>. Sie rekristallisieren dann unter Umständen sogar unter erheblicher Wärmeentwicklung. Durch Sublimation hergestellte große Kristalle ändern zwar beim Glühen nicht ihr Gefüge; sie sind aber bisweilen hart und spröde und werden erst durch Glühen weich und biegsam<sup>3</sup>. Die Ursache hierfür kann allerdings auch in der Beseitigung eines Gasgehaltes liegen<sup>4</sup>.

Eine bekannte Erscheinung ist die Härte und Sprödigkeit elektrolytischer Niederschläge<sup>5</sup>. Diese beruht zum Teil auf gelöstem Wasserstoff, zum anderen Teil aber auch auf Störungen des Kristallgitters. Durch Glühen lassen sich die elektrolytischen Niederschläge vollständig entfestigen; auch tritt in der Regel eine Rekristallisation ein<sup>6</sup>.

## 49. Diffusion.

Gefügeänderungen werden weiterhin noch im Gefolge chemischer Veränderungen durch Diffusionsvorgänge festgestellt. Unter Diffusion versteht man dabei jede Wanderung von Atomen oder Molekülen einer Art in einem Grundstoff.

Im Falle der kristallisierten Metalle spielen verschiedenartige Diffusionsvorgänge eine bedeutende Rolle. Werden zwei Metalle miteinander in enge Berührung gebracht, etwa durch Aufgießen oder durch Einpacken eines Metalles in Pulver eines anderen, und genügend hohen Temperaturen ausgesetzt, so wandert jedes Metall in das andere hinein<sup>7</sup>. Ist das eine Metall flüssig, so wandert es gleichzeitig in das feste hinein und löst dieses auf.

<sup>1</sup> Vgl. A. Schimmel: Metallographie der technischen Kupferlegierungen. Berlin 1930.

<sup>2</sup> Bogdandy, St. v., J. Boehm u. M. Polanyi: Z. Physik Bd. 40 (1926) S. 211—213.

<sup>3</sup> Koref, F.: Z. Elektrochem. Bd. 28 (1922) S. 511—517. Fischvoigt, H. u. F. Koref: Z. techn. Physik Bd. 6 (1925) S. 296—298.

<sup>4</sup> Burgers, W. G. u. J. C. M. Basart: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 216 (1934) S. 223—227.

<sup>5</sup> Wazau, G.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 482—483.

<sup>6</sup> Köster, W.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 219—220.

<sup>7</sup> Roberts-Austen: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] Bd. 59 (1896) S. 281, Bd. 67 (1900) S. 101; Engineering Bd. 63 (1897) S. 220—224, 253—256. Fraenkel, W. u. H. Houben: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 116 (1921) S. 1—15. Braune, H.: Z. physik. Chem. Bd. 110 (1924) S. 147—165. Geiß, W. u. J. A. M. van Liempt: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 317—318. Zwicker, C.: Physica Bd. 7 (1927) S. 189—193. Thompson, F. C. u. W. H. Dearden: Trans. Faraday Soc. Bd. 20 (1924) S. 84—85. Grube, G. u. W. v. Fleischbein: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 154 (1926) S. 314—332. Grube, G.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 438—447.

Gehen wir von reinen Metallen aus, so bildet sich in der Zwischenschicht die ganze Skala der Phasen dieser beiden Metalle, in der Regel unterbrochen von Gemengen der angrenzenden Phasen<sup>1</sup>. Das Konzentrationsgefälle ist in den einzelnen Schichten sehr verschieden; die Diffusionsgeschwindigkeit hängt also erheblich vom Gitterbau ab. In lückenlosen Mischkristallreihen ist die Diffusionsgeschwindigkeit ebenfalls von der Zusammensetzung der Grundmasse abhängig; so geht die Diffusion von Kupfer in das hochschmelzende Nickel viel langsamer vor sich als die von Nickel in Kupfer<sup>2</sup>. In das gleiche Grundmetall diffundieren andere Metalle, wie Versuche von Hevesy und Seith an Blei gezeigt haben, um so schneller hinein, je weiter ihre Spalten im periodischen System (Wertigkeiten) voneinander entfernt sind<sup>3</sup>. Durch Verwendung des radioaktiven Bleiisotops konnte auch festgestellt werden, daß gleichartige Atome, allerdings besonders langsam, ihre Plätze tauschen<sup>4</sup>. Die Tatsache dieser Selbstdiffusion zeigt anschaulich die Bewegungen der Metallatome bei höheren Temperaturen, welche auch für die Rekristallisation und das Kornwachstum verantwortlich gemacht werden.

Nichtmetallische Atome verhalten sich in bezug auf die Diffusion nicht wesentlich anders als Metalle. Jedoch diffundieren kleinere Atome, wie Kohlenstoff und Wasserstoff, wahrscheinlich besonders schnell hinein, da sie nicht an die Plätze der Metallatome treten (Substitutionsmischkristalle), sondern zwischen diesen hindurch wandern (Einlagerungsmischkristalle). Dies tritt besonders klar bei den aushärtbaren Eisenlegierungen zutage<sup>5</sup>. Kohlenstoff-, stickstoff- usw. haltiges Eisen ist nach schneller Abkühlung schon bei Raumtemperatur unbeständig, da die Kohlenstoff-, Stickstoff- usw. Atome dann schon beweglich genug sind, um aus dem Einlagerungsmischkristall auszutreten. Die Substitutionsmischkristalle von Kupfer in  $\alpha$ -Eisen, und besonders auch von verschiedenen Metallen in  $\gamma$ -Eisen vergüten dagegen erst viele 100<sup>0</sup> höher.

Bei gasförmigen Stoffen ist die Diffusion ganz vom Partialdruck des Gases abhängig<sup>6</sup>. Metalle, die daher bei den Glühtemperaturen einen merklichen Dampfdruck haben, können über die Gasphase in ein anderes Metall hineingebracht

---

Grube, G. u. K. Schneider: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 168 (1927) S. 17—30. Grube, G. u. F. Lieberwirth: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 188 (1930) S. 279—289. Grube, G. u. A. Jedele: Z. Elektrochem. Bd. 38 (1932) S. 799—807. Grube, G. u. R. Haefner: Z. Elektrochem. Bd. 38 (1932) S. 835—842. Tammann, G. u. H. J. Rocha: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 199 (1931) S. 289—305. Hevesy, G. von u. W. Seith: Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 528—531. Tanaka, Sh. u. Ch. Matano: Mem. Coll. Sci. Kyoto Univ. [A] Bd. 13 (1930) S. 343—351, Bd. 14 (1931) S. 59—66. Matano, Ch.: Mem. Coll. Sci. Kyoto Univ. [A] Bd. 14 (1931) S. 123—130, Bd. 51 (1932) S. 167—180. Jost, W.: Z. physik. Chem. [B] Bd. 16 (1932) S. 123—128. Jedele, A.: Z. Elektrochem. Bd. 39 (1933) S. 691—695.

<sup>1</sup> Elam, C. F.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 43 (1930 I) S. 217—235. Ageew, N. W. u. O. J. Vher: J. Inst. Met., Lond. Bd. 44 (1930 II) S. 83—96.

<sup>2</sup> Grube, G. u. A. Jedele: Z. Elektrochem. Bd. 38 (1932) S. 799—807.

<sup>3</sup> Hevesy, G. v.: Z. Elektrochem. Bd. 34 (1928) S. 463. Hevesy, G. v. u. W. Seith: Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 528—531. Seith, W. u. F. G. Laird: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 193—196.

<sup>4</sup> Hevesy, G. v.: Nature, Lond. Bd. 115 (1925) S. 674. Hevesy, G. v. u. W. Seith: a. a. O. Seith, W. u. G. Laird: a. a. O. Seith, W. u. A. Keil: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 104—106.

<sup>5</sup> Scheil, E.: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 211 (1933) S. 249—256.

<sup>6</sup> Borelius, G.: Ann. Physik [4] Bd. 83 (1927) S. 121—136; Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 105—108.

werden<sup>1</sup>. Legierungen dieser Metalle verarmen andererseits oberflächlich — oder bei großer Nachschubgeschwindigkeit durchgehend — an diesem Metall, wenn sie genügend hoch geglüht werden. Dieser Fall ist besonders von der Entzinkung von Messingen her bekannt<sup>2</sup>.

In der Technik sind noch — gewollt und ungewollt — solche Diffusionsvorgänge von erheblicher Bedeutung, wo das in eine Legierung hineindiffundierende Gas mit Bestandteilen der Legierung reagiert. Ein besonders wichtiger technischer Vorgang ist die Oberflächenhärtung von Stahl durch Kohlenstoff (Zementation<sup>3</sup>) und Stickstoff (Nitrierung<sup>4</sup>), die bei der Einwirkung ihrer Verbindungen abgespalten werden und ins Eisen hineindiffundieren. Umgekehrt entkohlt sich Stahl oberflächlich beim Glühen in Luft oder Gasen, die Kohlenstoffverbindungen bilden (Wasserstoff<sup>5</sup>).

Als Zementieren bezeichnet man auch die Bildung metallischer Schutzschichten auf unedleren Metallen durch Diffusion, die meist durch Glühen des unedleren Metalls in Pulver des edleren, das gegebenenfalls durch ein Füllmittel am Zusammensintern verhindert werden kann, erfolgt<sup>6</sup>. Besonders Eisen wird auf diese Weise durch Überzüge von Zink (Sherardisieren), Aluminium (Alitieren) und neuerdings auch Chrom gegenüber Korrosion und Oxydation geschützt. Bei diesen Vorgängen entstehen lange stengelige Kristalle senkrecht zur Oberfläche, da das Eindiffundieren von Fremdatomen in die Kristalle der Oberflächenschicht deren Volumen vergrößert und somit zu Kristallwachstum führt. Auch nach innen hinein vergrößern sich diese Kristalle im Bereich, wo die Diffusion stattgefunden hat.

Auch die Entkohlung von Kohlenstoffstahl beim Glühen ist mit einer Kornvergrößerung in den davon betroffenen Oberflächenschichten verbunden<sup>7</sup>. Diese dürfte ihren Grund in der Beseitigung der Hemmungen haben, welche die Karbidlamellen dem Kornwachstum bieten.

Die Diffusionsgeschwindigkeit nimmt in starkem Maße mit der Temperatur zu, etwa nach einer  $e$ -Funktion. Auch hier kann in grober Näherung angenommen werden, daß je  $10^0$  Temperaturerhöhung die Diffusionsgeschwindigkeit etwa verdoppeln. Über ihre Abhängigkeit von Korngröße und Verformung liegen bisher keine ganz klaren Feststellungen vor. Die technischen Erfahrungen sprechen aber dafür, daß Verformungen die Diffusion beschleunigen. Durch Glühen eines Gusses lassen sich Korn- und Blockseigerungen oft nur schwer beseitigen, während durch Warmverformung oder durch Kaltverformung und Glühen eine Homogenisierung viel schneller erreicht wird.

<sup>1</sup> Elam, C. F.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 43 (1930 I) S. 217—235.

<sup>2</sup> Bolton, E. A.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 30 (1923 II) S. 35—58. Dunn, J. S.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 46 (1931 II) S. 25—52.

<sup>3</sup> Vgl. P. Oberhoffer: Das technische Eisen, 2. Aufl., S. 500f. Berlin 1925. Werkstoffhandbuch Stahl u. Eisen, Blatt T II.

<sup>4</sup> Fry, A.: Kruppsche Mh. Bd. 4 (1923) S. 137, Bd. 5 (1924) S. 266, Bd. 7 (1926) S. 17, Bd. 8 (1927) S. 208, Bd. 9 (1928) S. 23.

<sup>5</sup> Oberhoffer, P.: a. a. O., S. 441, 514.

<sup>6</sup> Kelley, F. C.: Trans. Amer. electrochem. Soc. Bd. 43 (1923) S. 351; Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 390—404, 1929 S. 591—594. Grube, G.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 438—447. Ageew, N. W. u. O. J. Vher: J. Inst. Met., Lond. Bd. 44 (1933 II) S. 83—96.

<sup>7</sup> Austin, C. R.: J. Iron Steel Inst. Bd. 105 (1922) S. 108.

Soweit es sich bisher übersehen läßt, diffundieren solche Stoffe, die zur Entstehung heterogener Einschlüsse führen, vorwiegend längs den Korngrenzen hinein. Solche Stoffe, die in fester Lösung bleiben, lassen dagegen keine Bevorzugung der Korngrenzen erkennen. Eine gewisse Mischkristallbildung scheint Voraussetzung zu sein, wenn zwei Stoffe ineinander diffundieren.

## 50. Schädigungen durch Glühen.

Beim Glühen kann die Diffusion der Gase in das Metall hinein zu erheblichen Schädigungen der Materialqualität führen.

Die Anwesenheit von Sauerstoff in der Ofenatmosphäre bewirkt nur bei wenigen Stoffen, wie Aluminium, lediglich das Entstehen einer oxydischen Oberflächenschicht. In diesem Falle ist diese sogar sehr dünn und schützt das Metall infolge ihrer Undurchlässigkeit vor weiterer Oxydation.

In anderen Fällen werden zunächst die äußeren Oxydschichten (Zunder) mit der Zeit und mit ansteigender Temperatur erheblich stärker<sup>1</sup> und müssen für den Gebrauch oder die Weiterverarbeitung durch besondere Beizen entfernt werden. Die Oxydation der Kupfer-Zinklegierungen ist von Dunn eingehend verfolgt worden. Danach bilden Legierungen mit über 86% Kupfer eine Oxydschicht, in der Kupfer und Zink in gleichen Verhältnissen wie in der Legierung anwesend

sind. In Legierungen mit weniger als 80% Kupfer besteht dagegen die Oxydschicht praktisch aus reinem Zinkoxyd. Es liegt dies daran, daß in diesen Legierungen das Zink aus dem Innern schnell an die Oberfläche diffundiert und das entstandene Kupferoxyd wieder reduziert. Die kupferreichen Legierungen oxydieren sich nach Abb. 97 etwa 8mal so schnell wie die kupferarmen. Mit der Zeit verlangsamt sich die Oxydation näherungsweise nach einer einfachen Parabel. Mit der Temperatur steigt sie entsprechend Abb. 97 etwa nach einer  $e$ -Funktion an, derart, daß sich die in einer bestimmten Zeit gebildete Schichtdicke mit je 75° Temperaturerhöhung annähernd verdoppelt. Durch Zusätze an Aluminium wird die Oxydation stark herabgesetzt; und über 1% Aluminium unterbinden sie fast ganz. Arsen und Nickel haben dagegen in dieser Beziehung nur eine geringe Wirkung. Auf reines Kupfer haben Zusätze an Silizium bei 725°

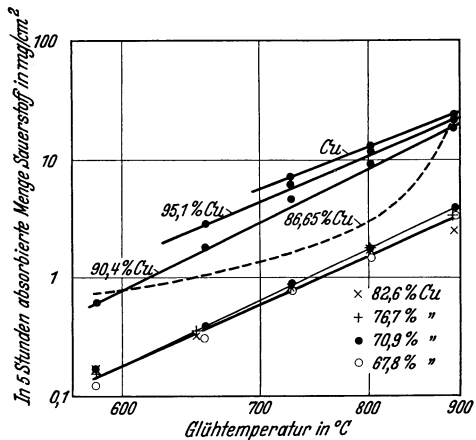


Abb. 97. Oxydation von Kupfer-Zinklegierungen beim Glühen in Sauerstoff. (Nach Dunn.)

<sup>1</sup> Tammann, G.: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 111 (1920) S. 78—89, Bd. 124 (1922) S. 25—35. Tammann, G. u. W. Köster: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 123 (1922) S. 196—224. Schröder, E. u. G. Tammann: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 128 (1932) S. 179—206. Tammann, G. u. H. Bredemeier: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 136 (1924) S. 337—357. Tammann, G. u. G. Siebel: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 148 (1925) S. 297—312. Tammann, G. u. K. Bochow: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 169 (1928) S. 42—50. Pilling, N. B. u. R. E. Bedworth: J. Inst. Met., Lond. Bd. 29 (1923 I) S. 529—591. Wilkins, F. J.: Z. Elektrochem. Bd. 35 (1929) S. 500—501. Dunn, J. S.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 46 (1931 II) S. 25—52. Utida, Y. u. M. Saito: Sci. Rep. Tôhoku Univ. Bd. 13 (1925) S. 391—399.

eine ähnliche aber erheblich schwächere Wirkung wie Aluminium. Die Oxydhaut enthält Kupfer und Silizium im gleichen Verhältnis wie die Legierung. Bei 830° ist dagegen der Einfluß von Silizium viel geringer und es bildet sich eine Schicht, die praktisch nur aus Kupferoxyd besteht. In den kupferärmeren Legierungen

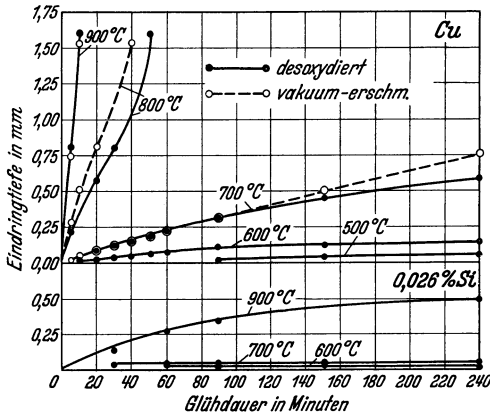


Abb. 98. Eindringen des Sauerstoffs in verschiedene Kupfersorten beim Glühen in Luft, gemessen an der Brüchigkeit der Oberflächenschicht bei nachfolgendem Glühen in Wasserstoff bei 800°, 15 Min. (Nach Wyman.)

wird die Oxydation durch einen Salzsäuregehalt der Atmosphäre stark beschleunigt, wobei dann auch erhebliche Mengen Kupferoxyd entstehen.

Bei den Metallen, die sich wie Kupfer mit Sauerstoff legieren, wandert ferner bei höheren Glühtemperaturen der Sauerstoff längs den Korngrenzen in das Kupfer hinein<sup>1</sup>. Abb. 96 bringt Messungen von Wyman an sauerstofffreien Kupfersorten, festgestellt am Brüchigwerden der sauerstoffhaltigen Oberflächenschicht bei nachfolgender Glühung in Wasserstoff.

Das Eindringen des Sauerstoffs hat zur Folge, daß die Zunderschicht fest am Metall haftet und chemisch nicht mehr vollständig zu entfernen ist.

Außerdem kann sich die Oberfläche des Kupfers dabei so stark an Sauerstoff anreichern, daß ein solches Material Schwierigkeiten bei Biegearbeiten bietet. Ein geringer Siliziumgehalt vermindert nach Abb. 98 diese Oxydation erheblich. Bei kupferhaltigen Silberlegierungen führt der eindringende Sauerstoff ebenfalls

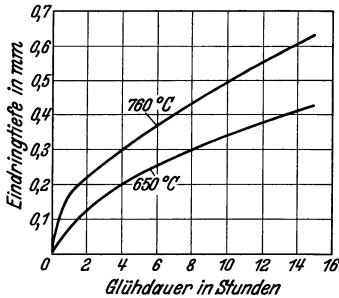


Abb. 99. Oxydation von Standardsilber (92 % Ag; 7,5 % Cu) beim Glühen in Luft. (Nach Leach und Chatfield.)

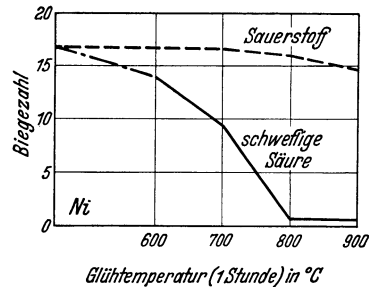


Abb. 100. Einfluß der Glühatmosphäre auf die Biegefähigkeit von Reinnickelblech, 1 mm stark. (Nach Köster.)

das Kupfer in Kupferoxydul über und ruft ähnliche Schwierigkeiten hervor<sup>2</sup>. Abb. 99 bringt Messungen über das Eindringen des Sauerstoffes beim Glühen von Standardsilber (92,5% Ag, 7,5% Cu).

<sup>1</sup> Siebe, P.: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 154 (1926) S. 126—129. Wyman, L. L.: Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Preprint 1931; Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 S. 141—151; Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Techn. Publ. 1933 Nr. 508.

<sup>2</sup> Leach, R. H. u. C. H. Chatfield: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 743—758.

Nickel und Nickellegierungen sind besonders empfindlich gegen schwefelige Säure in der Glühatmosphäre<sup>1</sup>. Diese wird vom Nickel zu Schwefel reduziert, der längs den Korngrenzen in das Nickel eindringt und es völlig brüchig macht. Abb. 100 läßt erkennen, wie sich diese Wirkung schon von niedrigen Glüh-temperaturen ab bemerkbar macht.

Auf Kupfer ist auch eine reduzierende Atmosphäre beim Glühen sehr schädlich<sup>2</sup>. Besonders Wasserstoff dringt leicht in Kupfer ein und reduziert das Kupferoxydul, das in handelsüblichem Kupfer in Mengen bis zu etwa 0,1 Vol.-% (= 0,07 Gew.-% Sauerstoff) vorkommt. Der entstehende Wasserdampf wird vom Kupfergitter aber nicht aufgenommen und sprengt daher das Kupfer längs den Korngrenzen mehr oder weniger stark auseinander. In Abb. 101 ist der Einfluß von Temperatur und Dauer der Glühung auf Kupfer verschiedenen Sauerstoffgehaltes wiedergegeben. Auch Berührung mit Eisen während des Glühens, das reduzierende Gase freimacht, kann diese Wasserstoffkrankheit auslösen<sup>3</sup>. Bei einem durch Desoxydation der Schmelze unter 0,01% herabgedrückten Sauerstoffgehalt tritt die Wasserstoffkrankheit praktisch nicht mehr auf<sup>4</sup>. Auch kupferhaltige Silberlegierungen zeigen diese Erscheinung in starkem Maße, wenn sie Kupferoxydul, das mikroskopisch im Kupfer-Silber-Eutektikum schwer nachweisbar ist, enthalten<sup>5</sup>.

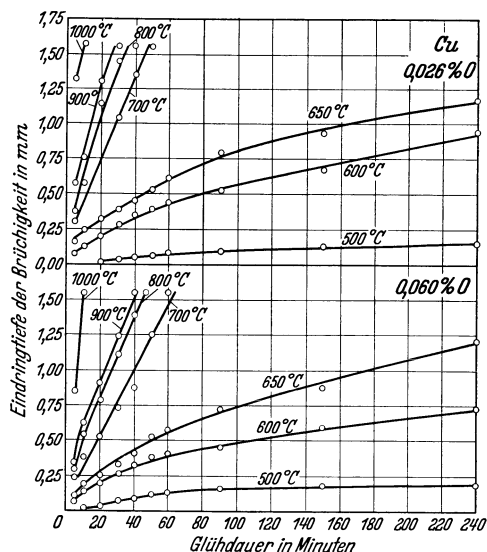


Abb. 101. Eindrängen der Wasserstoffkrankheit in Kupfer verschiedenen Sauerstoffgehalts.  
(Nach Wyman.)

<sup>1</sup> Rawdon, H. S. u. A. J. Krynitzy: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 64 (1920) S. 129—158; Technol. Pap. Bur. Stand. 1920 Nr. 143. Crawford, C. A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 74—94. Köster, W.: Z. Metallkde. Bd. 21 (1929) S. 19—21.

<sup>2</sup> Heyn, E.: Z. VDI Bd. 44 (1900) S. 508. Archbutt, L.: Analyst Bd. 30 (1905) S. 385. Bengough, G. D. u. B. P. Hill: J. Inst. Met., Lond. Bd. 3 (1910 I) S. 34—97. Ruder, W. E.: Trans. Amer. electrochem. Soc. Bd. 29 (1916) S. 515. Pilling, I.: J. Franklin Inst. Bd. 186 (1918) S. 373. Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 60 (1919) S. 322—341. Moore, H. u. S. Beckinsale: J. Inst. Met., Lond. Bd. 25 (1921 I) S. 219—258. Bauer, O. u. O. Vollenbruck: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Amt Bd. 40 (1922) S. 151—156. Smith, C. S. u. C. R. Hayward: J. Inst. Met., Lond. Bd. 36 (1926 II) S. 211—232. Fuller, T. S.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 73 (1926) S. 744—754. Bassett, W. H. u. J. C. Bradley: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 73 (1926) S. 755—775. Leiter, S. B.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 73 (1926) S. 776—783. Wyman, L. L.: Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Preprint 1931; Trans. Amer. Inst. min. Engr., Inst. Met. Div. 1933 S. 141—151; Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Techn. Publ. 1933 Nr. 508. Schaarwächter, C.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 234—236.

<sup>3</sup> Siebe, P.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 19—21.

<sup>4</sup> Schumacher, E. E., W. C. Ellis u. J. F. Eckel: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 151—164.

<sup>5</sup> Wyman, L. L.: Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Preprint 1931; Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 S. 141—151; Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Techn. Publ. 1933 Nr. 508. Moser, H., E. Raub u. K. W. Fröhlich: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 497—501.



Die Wasserstoffkrankheit kann durch eine spätere Warmverformung wieder aufgehoben werden, wenn hierbei der Sauerstoff ferngehalten wird<sup>1</sup>. Beim Glühen in Luft dringt dagegen der Sauerstoff längs den Korngrenzen ein; und die entstehenden Kupferoxydulsäume lassen die verdeckte Wasserstoffkrankheit erkennen<sup>2</sup>.

Messingblech ist einer eigentümlichen Krankheit ausgesetzt, die darin besteht, daß nach dem Glühen und Beizen rote Flecken auftreten<sup>3</sup>. Deren Ursache wird darin gesehen, daß beim Glühen durch irgendwelche Umstände (Anwesenheit von Chlorwasserstoff!) Kupferoxyd in der sonst hauptsächlich aus Zinkoxyd bestehenden Zunderschicht entsteht, die beim Beizen zum Niederschlag von Kupferschwamm führen. Eine Entzinkung der Oberfläche tritt beim Glühen dagegen nicht ein, da das herausgedampfte oder herausgebrannte Zink infolge seiner hohen Diffusionsfähigkeit aus dem Blechinnern schnell ersetzt wird. Das in Abb. 102 wiedergegebene Blech läßt jedoch erkennen, daß es sich bei dessen roten Flecken um schiefrige Ansammlungen von Kupferschwamm handelt. Das Blech hatte offenbar Walzfehler; und beim Glühen ist das Zink aus den dünnen Oberflächenhäuten der Schiefer herausgebrannt.



Abb. 102. Messingblech mit roten Flecken, beim Biegen als Schuppen abgeplatzt. Vergr. 6 ×.

Die meisten Schädigungen des Glühgutes lassen sich durch eine geeignete Atmosphäre beim Glühen vermeiden. Derartige Öfen verschiedenster Ausführung finden in der Technik in ständig steigendem Maße Anwendung<sup>4</sup>. Kupfer, und auch viele Legierungen des Kupfers und Nickels, werden blank in einer Atmosphäre von Wasserdampf geglüht, die durch Abschließen des Ofens mittels eines Wasserbades in einfacher Weise herstellbar ist. Um reines Kupfer ganz blank zu erhalten, kann noch der Wasserdampf beim Abkühlen durch Wasserstoff oder Stickstoff ersetzt werden. In sehr dicht abgeschlossenen Topföfen genügt das dem Formungsgut anhaftende Öl, um den Sauerstoff zu entfernen und durch unschädliche Gase zu ersetzen. Stahl und andere Metalle werden auch schon betriebsmäßig in Wasserstoff blank geglüht.

<sup>1</sup> Smith, C. S. u. C. R. Hayward: J. Inst. Met., Lond. Bd. 36 (1926 II) S. 211 bis 232.

<sup>2</sup> Schaarwächter, C.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 234—236.

<sup>3</sup> Bolton, E. A.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 30 (1923 II) S. 35—58. Dunn, J. S.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 46 (1931 II) S. 25—52.

<sup>4</sup> Tama, M.: Z. Metallkde. Bd. 21 (1929) S. 77—83. Keeney, R. M.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 414—438. Müller, R. W.: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 525—527. Kloninger, H. C., G. Keller u. H. Menche: J. Inst. Met., Lond. Bd. 46 (1931 II) S. 537—559. Schrumm, J. F.: Met. Progr. Bd. 20 (1931) S. 77—80, 100. Tamele, K.: Z. VDI Bd. 75 (1931) S. 383—387. Coriolis, E. G. de u. R. J. Cowan: Ind. Engng. Chem. Bd. 24 (1932) S. 18—20. Ruß, E. F.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 188—191.

## Warmverformung.

### 51. Technische Bedeutung der Warmverformung.

Die weitaus überwiegende Zahl der Metalle und Legierungen wird heute aus dem Gußblock zunächst durch eine Warmverformung und dann erst durch eine anschließende Kaltverformung in Blech, Draht usw. übergeführt. Bei größerem Bedarf an einem Material ist es der bei weitem wirtschaftlichere Weg, von großen Einheiten auszugehen und diese mit starken Maschinen in der Wärme möglichst schnell und weitgehend umzuformen. Die Grenze der Anwendbarkeit der Warmverformung ist dann dort erreicht, wo das Formungsgut seine Wärme zu schnell an das Werkzeug abgibt. Praktisch liegt diese Grenze beim Blech- und Drahtwalzen bei etwa 5 mm Dicke; in der Strangpresse können jedoch noch viel dünnwandigere Profile ohne Schwierigkeiten hergestellt werden. Auch beim Bandwalzen kommt man neuerdings durch Auf- und Abhaspeln des Bandes in Öfen auf fast 1 mm Stärke warm herunter.

Viele härtere Werkstoffe lassen sich überhaupt nur in der Wärme einigermaßen befriedigend verarbeiten. Teils sind sie so hart, daß die Umformung in der Kälte selbst mit sehr kräftigen Einrichtungen nur ganz langsam erfolgen kann; teils ist auch ihr Formänderungsvermögen bei Raumtemperatur nicht mehr für größere Umformungen ausreichend.

Eine Anzahl weiterer Werkstoffe können aus dem Gußzustande heraus überhaupt nicht kaltverformt werden. Es bedarf erst einer weitgehenden Beseitigung des Gußgefüges, um sie in einen Zustand überzuführen, der auch eine Kaltverformung zuläßt. Diese ist danach oft überraschend gut durchführbar.

Nur wenige Werkstoffe bieten der Warmverformung größere Schwierigkeiten als der Kaltverformung. Mit der fortschreitenden technischen Entwicklung hat man es gelernt, auch solche Stoffe zu bewältigen, die früher als in der Wärme nicht verarbeitbar galten. Dies war z. B. bei den  $\alpha$ -Messingen der Fall, solange man auf Raffinadezink mit Bleigehalten bis 1% als Ausgangsmaterial angewiesen war. Mit der Verwendung von Feinzink mit Bleigehalten unter 0,05% ist auch das  $\alpha$ -Messing — wenn auch immer noch mit einer gewissen Empfindlichkeit, deren Ursache bisher nicht geklärt ist, — warmverformbar geworden. Nur bei wenigen Stoffen, wie Zinnbronze, wird die Kaltverformung auch heute bevorzugt<sup>1</sup>.

Das durch reine Warmverformung gewonnene Erzeugnis ist allerdings niemals so gleichmäßig wie ein gleichartiges kalt hergestelltes. Die chemischen Veränderungen von Werkstoff und Werkzeug in der Wärme und die Verkleinerung der Abmessungen beim Erkalten machen seine Oberfläche schlechter und seine Abmessungen ungleichmäßiger, als es durch Kaltverformung erreichbar ist. Und die wechselnden Temperaturverhältnisse während der Formung machen sein Gefüge und seine Festigkeitseigenschaften schwankend. Dort, wo höhere Anforderungen in diesen Beziehungen gestellt werden, ist es daher üblich, durch ausreichend große Kaltverformungen — und gegebenenfalls auch Nachglühungen — das Erzeugnis zu vergleichmäßigen und zu verbessern.

---

<sup>1</sup> Borbeck, H.: Werkstoffhandbuch Nichteisenmetalle, Blatt F 5.

## 52. Ursachen von Verarbeitungsschwierigkeiten.

Sehr schwer zu übersehen ist es, ob ein neuer Stoff einen Formungsvorgang in der Wärme ohne schwerere Schädigungen, also rißfrei, überstehen wird oder nicht. Nur ganz wenige Werkstoffe sind so unempfindlich, daß sie sich unter allen in Betracht kommenden Bedingungen verformen lassen und ein einwandfreies Fabrikat liefern. Bei den meisten Werkstoffen ist es vielmehr notwendig, einen bestimmten Herstellungsgang durch Versuche aufzufinden und festzulegen, der je nach dem betreffenden Werkstoff mehr oder weniger genau eingehalten werden muß, wenn nicht grobe Schädigungen auftreten sollen.

Die Ursachen von Rißerscheinungen, die bei der Verformung hervortreten, können sehr mannigfaltiger Art sein. Sie können in der chemischen Zusammensetzung des Stoffes, in einer in bezug auf Kristallgefüge, Dichtigkeit, Schlacken-gehalt und Rißfreiheit ungünstigen Beschaffenheit des Gußblockes, in örtlicher Überbeanspruchung, ungünstiger Temperaturverteilung, unsauberen Werkzeugen bei der Verarbeitung usw. liegen.

Selbst ein in so umfangreichem Maße verwendeter Werkstoff wie Kupfer bietet noch heute gewisse Verarbeitungsschwierigkeiten, über deren Ursache weitgehende Unklarheit besteht. Obwohl hier durch zahlreiche Untersuchungen die physikalischen Zusammenhänge einigermaßen aufgedeckt worden sind, ist man sich über die Folgerungen, die daraus für die Praxis zu ziehen sind, bisher nicht einig geworden. Die übliche Herstellung von Blöcken für Draht und von Platten für Blech geht über raffiniertes Kupfer, das sowohl Wasserstoff als auch Sauerstoff enthält. Der Guß erfolgt, besonders auch für die länglichen Drahtbarren (engl. wirebars) liegend. Die Gasentwicklung beim Erstarren gleicht durch Undichtigkeiten die Erstarrungsschrumpfung aus, so daß kein Lunker entsteht. Der Sauerstoff, in Form des spezifisch leichteren Kupferoxyduls, häuft sich beim Erstarren an der Oberfläche an. Solche Drahtbarren reißen nun oft beim Warmwalzen in den ersten Stichen ein<sup>1</sup>, selbst wenn — wie es heute bei den meisten Elektrolytkupfersorten der Fall ist — das Material sehr rein ist. Dagegen lassen sich stehend gegossene Blöcke, die dichter ausfallen und bei denen der sauerstoffreiche Kopf entfernt wird, selbst von unreineren Kupfersorten einwandfrei verwalzen. Der Sauerstoffgehalt des Kupfers ist es jedoch sicher nicht, der das Walzen erschwert. Sauerstoffreichere Güsse lassen sich vielmehr deutlich besser verwalzen. Dies hängt offenbar damit zusammen, daß der Guß dann dichter ausfällt<sup>2</sup>. Der Sauerstoffgehalt macht sich jedoch in verschiedener Hinsicht bei der Weiterverarbeitung recht störend bemerkbar, in der Wasserstoffkrankheit beim Glühen (vgl. Nr. 50), im Abreißen des Drahtes beim Ziehen (vgl. Nr. 10) usw. Danach liegt also der Schluß nahe, daß die Undichtigkeit des Gefüges der Hauptfehler eines liegend gegossenen Kupferbarrens ist. Die Schlüssigkeit dieser Überlegung wird aber durch verschiedene weitere Feststellungen in Frage gestellt. So ist

<sup>1</sup> Wunder, W.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 275—277. Bernhoeft, K. u. W. Wunder: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 27—29. Czoehrański, J.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 1—6. Siebe, P. u. L. Katterbach: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 177—186. Siebe, P.: Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 391—395. Bauer, O. u. G. Sachs: Met. u. Erz Bd. 25 (1927) S. 154—163. Schmid, E.: Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 651—654. Remmers, W. E.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 134—136.

<sup>2</sup> Wells, A. E. u. R. C. Dalzell: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 349—367. Allen, N. P. u. T. Hewitt: J. Inst. Met., Lond. Bd. 51 (1933 I) S. 257—275.

es für die Verarbeitbarkeit der Drahtbarren sehr günstig, wenn sie bei möglichst tiefen Temperaturen vergossen werden und ein feinkörniges Gefüge aufweisen<sup>1</sup>. Barren mit grobkörnigem Gefüge lassen sich aber oft ebenso gut verwalzen, so daß es also am Gefüge auch nicht liegen kann. Und außerdem ist beobachtet worden, daß die Walzfehler anscheinend an die Anwesenheit von Schrumpfrissen im Gußbarren geknüpft sind<sup>2</sup>. Ohne daß man bisher über die Bedeutung dieser Erscheinungen ganz klar geworden ist, geht die Entwicklung anscheinend einen Weg, der alle diese Fehler vermeidet. Für höhere Anforderungen in der Verarbeitung werden heute schon vielfach stehende Drahtbarren, die mit Phosphor desoxydiert sind, verwendet. Diese Barren sind dicht und sauerstoffarm; der gelunkerte Kopf wird abgeschnitten. Sie sind nur infolge eines geringen Phosphorgehaltes in der Leitfähigkeit unbefriedigend. Man erreicht aber auch hohe Leitfähigkeiten, wenn man mit Kalzium oder Lithium desoxydiert<sup>3</sup>. Und ein anderer Weg besteht darin, daß man Kathoden ohne Raffination unter einer dicken Holzkohlendecke einschmilzt, und so vergießt, daß jede Sauerstoffaufnahme vermieden ist<sup>4</sup>. Es scheint aber nach den neuesten Erfahrungen, daß man schon ohne besondere Vorkehrungen den stehenden Guß so leiten kann, daß die Fehler des liegenden Gusses erheblich gemildert sind<sup>5</sup>. Daß stehender Guß noch nicht weitergehend verwendet wird, liegt daran, daß seine Herstellung durch die umständlichere Entfernung aus den Gießformen und das Abschneiden des Kopfes gegenüber dem liegenden Guß verteuert ist.

### 53. Einfluß kleiner Beimengungen.

Von sehr nachteiligem Einfluß auf das Verhalten der Metalle bei der Warmverformung sind ferner gewisse Beimengungen in kleinen Mengen.

In erster Linie handelt es sich hierbei um Stoffe, die im Grundstoff praktisch nicht löslich sind und niedrigschmelzende Bestandteile bilden. Viele Verunreinigungen, die dieser Bedingung genügen, beeinträchtigen schon in Mengen von einigen  $\frac{1}{100}$  oder sogar  $\frac{1}{1000}$  % recht erheblich die Verformbarkeit in der Wärme. Dies ist bei Kupfer durch Wismut<sup>6</sup> und Blei, bei Nickel<sup>7</sup> und Eisen<sup>8</sup>

<sup>1</sup> Siebe, P. u. L. Katterbach: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 177—186. Scheuch, W. A. u. J. W. Scott: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 289—304. Wald, L. H. de: Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Techn. Publ. 1931 Nr. 429, 1932 Nr. 485.

<sup>2</sup> Wunder, W.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 275—277. Bernhoeft, K. u. W. Wunder: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 27—29.

<sup>3</sup> Schumacher, E. E., W. C. Ellis u. J. F. Eckel: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 151—164. Burkhardt, A. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 239—242. Zickrick, L.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 S. 152—165.

<sup>4</sup> Hayward, C. R.: Mineral Ind. Bd. 40 (1932) S. 152—172. Rolle, S. u. P. H. Brace: Min. Met. Bd. 14 (1933) S. 340—345.

<sup>5</sup> Rolle, S. u. P. H. Brace: a. a. O.

<sup>6</sup> Hanson, D. u. G. W. Ford: J. Inst. Met., Lond. Bd. 37 (1927 I) S. 169—181. Blazey, C.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 37 (1927 I) S. 51—67, Bd. 41 (1929 I) S. 321—328, Bd. 46 (1932 II) S. 353—382.

<sup>7</sup> Merica, P. D. u. R. G. Waltenberg: Techn. Pap. Bur. Stand. 1925 Nr. 281 S. 155 bis 182; Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 71 (1925) S. 709—716. Masing, G. u. L. Koch: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 5 (1926) S. 170—174. Wheeler, E. S.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 458—465.

<sup>8</sup> Reschka, J., E. Scheil u. E. H. Schulz: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 6 (1932/33) S. 105—108.

durch Schwefel, bei Gold durch Blei<sup>1</sup>, bei Zink durch Zinn<sup>2</sup> usw. der Fall. Abb. 103 und 104 zeigen, wie ungünstig sich schon die Anwesenheit von 0,005% Wismut bei der Warmbiegeprüfung von Kupfer äußert.

In manchen Fällen ist der Einfluß gewisser Beimengungen auf das Verhalten eines Stoffes in der Warmverformung schwer zu deuten. Von Kupfer wird meist angenommen, daß außer Blei und Wismut noch andere Stoffe die Warmverarbeitbarkeit erheblich schädigen. So liegen Versuche darüber vor, daß Antimon in Mengen von über 0,3% das Kupfer warmbrüchig und schwer verarbeitbar macht<sup>3</sup>. Da Antimon sich bis über 9% in Kupfer löst, darüber hinaus jedoch



Abb. 103. Wismutfrei. Abb. 104. 0,005% Bi.

Abb. 103 u. 104. Einfluß von Wismut auf die Biegefähigkeit von Elektrolytkupfer bei 500°.

ein niedrigschmelzendes Eutektikum bildet (630° C), muß angenommen werden, daß schon bei Anwesenheit geringer Mengen Antimon durch Kornseigerung Spuren von diesem Eutektikum im Guß auftreten. Diese Annahme wird gestützt durch Beobachtungen von Zickrick an Kupfer mit Kalziumgehalt<sup>4</sup>. Obwohl hier im Gleichgewichtszustande ein bei etwa 560° schmelzendes Eutektikum erst in Legierungen mit Kalziumgehalten über 1,4% auftritt, wurden Andeutungen von der An-

wesenheit eines flüssigen Bestandteiles bei 560° noch bis zu 0,15% Kalzium herab festgestellt. Diese Legierung läßt sich nur bei tieferen Temperaturen rißfrei hämmern. Die schädliche Wirkung von Wismut und Antimon auf Kupfer wird übrigens durch einen höheren Sauerstoffgehalt teilweise aufgehoben<sup>5</sup>. Offenbar bilden sich oxydische Verbindungen dieser Stoffe, welche nicht mehr so tief schmelzen.

#### 54. Gußgefüge und Verarbeitungsschwierigkeiten.

Im übrigen ist über den Einfluß des Gußzustandes auf das Verhalten der Werkstoffe nur wenig Genaueres bekannt.

Allgemein als schädlich für die Verformbarkeit wird ein Gußgefüge mit großen stengeligen Kristallen angesehen<sup>6</sup>. Die Ursache hierfür liegt wohl darin, daß in

<sup>1</sup> Nowack, L.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 238—244. Capillon, E. A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 439—457.

<sup>2</sup> Bauer, O. u. P. Zunker: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 289—292, 303—306. Burkhardt, A. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 325—329, 339—343.

<sup>3</sup> Hampe, W.: Chem.-Ztg. Bd. 16 (1892) S. 726—728. Johnson, F.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 8 (1912 II) S. 192—210. Archbutt, S. L. u. W. E. Prytherch: J. Inst. Met., Lond. Bd. 45 (1931 I) S. 265—305.

<sup>4</sup> Zickrick, L.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 S. 152 bis 165.

<sup>5</sup> Archbutt, S. L. u. W. E. Prytherch: J. Inst. Met., Lond. Bd. 45 (1931 I) S. 265 bis 305. Blazey, C.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 46 (1932 II) S. 353—382.

<sup>6</sup> Brearley, A. W. u. H. Brearley: Blöcke und Kokillen. Berlin 1926. Leitner, F.: Stahl u. Eisen Bd. 46 (1926) S. 525—533, 629—631.

den Korngrenzen und besonders in den Diagonalen der Quer- und Längsschnitte, wo die Kristalle aufeinanderstoßen, Gasblasen und Beimengungen angehäuft sind. Es wird daher meist ein möglichst feinkörniger Guß angestrebt und auch auf verschiedenen Wegen erreicht.

In der Regel beschränken sich die vom Gußzustand herrührenden Störungen auf die ersten Formungsstufen. Beim Schmieden und Walzen treten Risse kaum noch auf, wenn die ersten Stufen ohne Schädigungen überstanden sind. Mit zunehmender Zertrümmerung des Gußgefüges und Beseitigung der Gußundichtigkeiten steigt die Güte des Werkstoffes. Im großen ganzen kann man sagen, daß eine Querschnittsverminderung von mindestens 75% dazu gehört, um einen Werkstoff aus dem Gußzustand in einen in bezug auf die Eigenschaften optimalen Zustand überzuführen. So erreicht man beispielsweise bei Messingen die bekannten hohen Dehnungswerte nur bei genügend weitgehender Umformung; und gepreßte Stangen größerer Abmessungen liegen in der Dehnung meist erheblich unter gezogenen Stangen, die aus größeren Gußblöcken hergestellt sind. Besonders ausgeprägt ist die Verbesserung der Eigenschaften mit dem Betrage der Umformung, wie Abb. 105 zeigt, bei Elektron.

Viele hochlegierten Werkstoffe sind im Gußzustand auch in der Wärme ziemlich hart und spröde. Das gleiche ist auch bei einigen reinen Metallen der Fall. Um solche Stoffe überhaupt in den verarbeiteten Zustand überzuführen, müssen Formungen angewandt werden, welche den Werkstoff möglichst günstig beanspruchen. Es sind dies die Vorgänge, bei denen Zugspannungen weitgehend vermieden sind, wie das Strangpressen, das Hämmern und in beschränkterem Maße das Pressen im Gesenk. Das Walzen stellt dagegen an das Formänderungsvermögen eines Werkstoffes höhere Ansprüche. Härtere Legierungen reißen oft an den Rändern stark ein oder klaffen in der Mitte auseinander<sup>1</sup>. Das Vorpressen der Gußblöcke zu einem dicken Band ist daher für viele harte Aluminiumlegierungen, Elektron usw. der übliche Weg, um ein für das Weiterwalzen geeignetes Produkt zu erhalten. Schwer verarbeitbare Legierungen lassen sich oft nur sehr langsam verformen (vgl. Nr. 56).

## 55. Temperatur und Formänderungsvermögen.

Wenn nun von der Warmverformung eines Werkstoffes gesprochen wird, denkt man gewöhnlich an Verhältnisse, bei denen die Überführung eines Körpers in jede nur denkbare Gestalt, also eine unbegrenzte, rißfreie Verformung möglich ist. Als innere Ursache hierfür sieht man das Fehlen einer Verfestigung an, so daß also ein metallischer Körper im Gebiet der Warmverformung keine

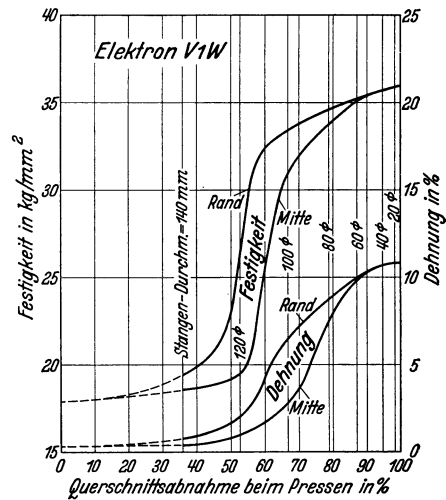


Abb. 105. Einfluß des Verpressungsgrades auf die Festigkeitseigenschaften von Elektronstangen. (Nach Schmidt.)

<sup>1</sup> Nowack, L.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 52—53.

Eigenschaftsänderungen erleiden soll. Diese Auffassung, deren Gültigkeit eine einfache Abgrenzung der Warmverformung von der Kaltverformung ermöglichen würde, deckt sich aber leider nur unvollkommen mit den wirklichen Verhältnissen. Es trifft zwar zu, daß bei den meisten Werkstoffen das Formänderungsvermögen nach Überschreitung einer bestimmten Temperatur sehr stark zunimmt und große Werte erreicht. Ein unbegrenztes Formänderungsvermögen wäre etwa durch eine Einschnürung von 100% beim Zugversuch gekennzeichnet; und viele Werkstoffe erreichen in der Tat bei höheren Temperaturen einen solchen Zustand. Wenn ein Stoff also, wie es nach Abb. 106 mit Blei schon bei Raumtemperatur der Fall ist, sich beim Zugversuch zu einer Spitze auszieht, so wird er in der Regel auch jede andere Umformung anstandslos vertragen.

Bei einer erheblichen Anzahl von Werkstoffen wird aber ein solcher Zustand unbegrenzten Formänderungsvermögens gar nicht oder nur in einem engen Temperaturgebiet erreicht. Worauf diese Erscheinung beruht, ist oft nicht geklärt;

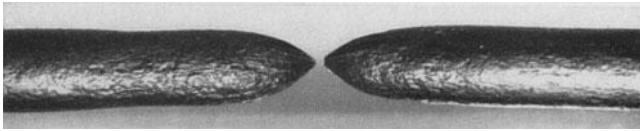


Abb. 106. Zerrissener Bleistab. Nat. Größe.

in einzelnen Fällen sind hierfür irgendwelche Beimengungen verantwortlich (vgl. Nr. 53).

Nichtsdestoweniger ist auch bei solchen Stoffen meist der Übergang von Kaltverformung zur Warmverformung mit Zunahme der Temperatur deutlich erkennbar. Dies tritt besonders in Prüfungen hervor, die wie der Stauchversuch weniger empfindlich sind als der Zugversuch, aber gewissen praktischen Beanspruchungen nahe kommen<sup>1</sup>. Andererseits ist eine unbegrenzte Stauchbarkeit, wie sie z. B. Kupfer, Eisen und Aluminium bei Raumtemperatur zeigen, noch kein Kriterium für das Vorliegen einer Warmverformung. Die meisten Legierungen lassen jedoch deutlich eine Verringerung der Stauchbarkeit erkennen, wenn sie in das Gebiet der Kaltverformung hineinkommen.

Zu beachten ist vor allem noch, daß das Temperaturgebiet der Warmverformung noch keineswegs gleichbedeutend ist mit dem Temperaturgebiet guter Verarbeitbarkeit in der Wärme. An sich gibt es für jeden Werkstoff unter sonst festgelegten Verarbeitungsbedingungen eine Grenze zwischen dem Gebiet der Kaltverformung und dem der Warmverformung. Aber nur wenige Werkstoffe sind oberhalb dieser Grenze bei allen Temperaturen unbegrenzt verformbar. Bei den meisten Stoffen ist vielmehr das Gebiet der praktischen Verarbeitbarkeit in der Wärme enger als das durch einfache Prüfungen festgestellte Gebiet der Warmverformung. In manchen Fällen sind, wie schon in Nr. 53 besprochen, gewisse Beimengungen daran schuld. In anderen, wie bei den  $\alpha$ -Messingen, ist es noch ganz unklar, weshalb sie bis über 500° hinauf Verarbeitungsschwierigkeiten bieten (vgl. Nr. 60).

<sup>1</sup> Doerinckel, F. u. J. Trockels: Z. Metallkde. Bd. 13 (1921) S. 305—315. Welter, G.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 232—237. Hanser, K.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 247—255. Siebel, E.: Stahl und Eisen als Werkstoff, Bd. 1, S. 54—59. 1928.

## 56. Warmverformung und Verfestigung.

Auch das andere Kriterium der Warmverformung, die Erhaltung annähernd gleicher Eigenschaften, hält einer genauen Prüfung nicht stand. In Wirklichkeit spielt sich in einem Körper während der Warmverformung ein sehr verwickelter Vorgang ab. Zunächst tritt bei jeder Temperatur eine gewisse Verfestigung ein. Je nach der Höhe der Temperatur und der jeweils erreichten Verfestigung setzen dann mit kleinerer oder größerer Geschwindigkeit die Entfestigung und Rekristallisation ein<sup>1</sup>. Erst wenn die Verformung weit genug geht, stellt sich ein Gleichgewichtszustand ein. Dieser braucht aber keineswegs dem Ausgangszustand des Werkstoffes zu entsprechen, sondern hängt von der Temperatur und der Arbeitsgeschwindigkeit ab. Wie er in einem besonderen Fall wirklich sein wird, läßt sich bisher gar nicht übersehen.

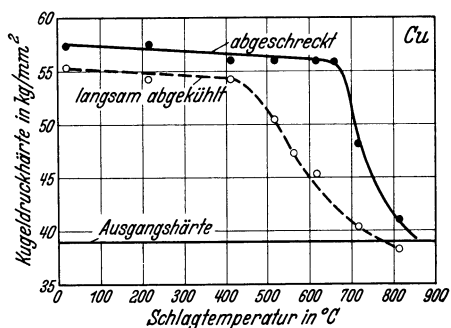


Abb. 107. Verfestigung von Kupfer in Schlagversuchen bei verschiedenen Temperaturen. (Nach Sauerwald.)

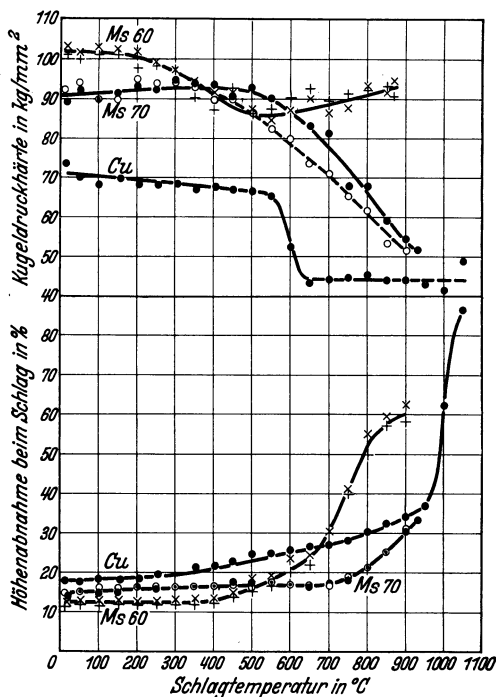


Abb. 108. Härtung und Höhenabnahme von Kupfer und Messing in Schlagversuchen bei verschiedenen Temperaturen. (Nach Kent.)

Vor allem muß dabei beachtet werden, daß bei vielen Formungsvorgängen in der Wärme der Hauptteil der Entfestigung wahrscheinlich gar nicht während der Formung, sondern während der viel länger dauernden Pausen zwischen den Formungsstufen und während der Abkühlung eintritt. Abb. 107 veranschaulicht dies an Schlagtauchversuchen von Sauerwald<sup>2</sup>. Während nach dem Schlag abgeschreckte Kupferproben noch bis über 600° Schlagtemperatur ebenso stark wie bei Raumtemperatur verfestigt sind, genügt eine Luftabkühlung, um von etwa 450° die Proben merklich zu entfestigen.

An diesen Versuchen, ebenso wie an ähnlichen Versuchen von Kent<sup>3</sup> in Abb. 108 fällt weiterhin besonders auf, daß sich Kupfer beim Schmieden noch bis

<sup>1</sup> Ludwik, P.: Int. Z. Metallogr. Bd. 8 (1916) S. 53—67. Chadwick, R.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 51 (1933 I) S. 93—122.

<sup>2</sup> Sauerwald, F. u. Giersberg: Zbl. Hüttenwalzwes. Bd. 30 (1926) S. 501—504, 525—529. Sauerwald, F., L. Michalsky, R. Kraiczek u. G. Neuendorff: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 1 (1927/28) S. 717—720. Sauerwald, F.: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 1 (1927/28) S. 717—720; Metallwirtsch. Bd. 7 (1928) S. 1353—1358.

<sup>3</sup> Kent, W. L.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 39 (1928 I) S. 209—232.



zu 750° hinauf deutlich verfestigt. Die übliche Anschauung geht dagegen dahin, daß die Verformung von Kupfer etwa oberhalb 500° eine reine Warmverformung ist. Wo aber eine derartig starke Verfestigung eintritt, wie es nach Abb. 108 noch bis über 650° der Fall ist, muß ein Stoff sich ganz wie in einer Kaltverformung verhalten, also nur ein begrenztes Formänderungsvermögen aufweisen.

Abb. 108 zeigt noch einen auffallenden Unterschied in dieser Beziehung zwischen Kupfer,  $\alpha$ -Messing mit 70% Kupfer (Ms 70) und  $\alpha$ - $\beta$ -Messing mit 60% Kupfer (Muntzmetall). Letzteres geht bei den in Frage kommenden Temperaturen in reines  $\beta$ -Messing über. Während unter den hier vorliegenden Bedingungen bei Kupfer oberhalb 600° und bei Muntzmetall oberhalb etwa 700° nur noch eine geringe Verfestigung zurückbleibt, fällt diese beim  $\alpha$ -Messing bis zu den höchstmöglichen Schlagtemperaturen noch fast so hoch wie bei Raumtemperatur aus. Eine weitgehende Umformung dieser Legierung unter dem Fallhammer erscheint danach unmöglich.

Die praktischen Erfahrungen stimmen mit diesen eigentümlichen Ergebnissen insofern überein, als zwar Kupfer und Muntzmetall in der Strangpresse mit jeder beliebigen Arbeitsgeschwindigkeit verpreßt werden können.  $\alpha$ -Messing läßt sich dagegen nur mit verhältnismäßig geringen Geschwindigkeiten rißfrei verpressen.

Von vielen anderen Legierungen, besonders des Aluminiums und Magnesiums<sup>1</sup>, ist es ebenfalls bekannt, daß sie beim Strangpressen und Schmieden nur unter geringen Geschwindigkeiten verformt werden können.

Ein genauer Einblick in diese Zusammenhänge wird noch durch die wechselnden Temperaturverhältnisse bei der praktischen Warmverformung erschwert. Das heiße Formungsgut gibt einerseits Wärme an das Werkzeug ab; andererseits erzeugt die Verformung wieder Wärme. Bei höher schmelzenden Stoffen überwiegt meist, wie es Abb. 198 in Nr. 97 für das Strangpressen von Messing zeigt, die Wärmeabfuhr<sup>2</sup>. In der Kälte kann sich dagegen das Formungsgut bis auf 100° und darüber aufheizen<sup>3</sup>, und noch stärker in Schlagversuchen, auch in der Wärme<sup>4</sup>.

## 57. Stetiger Übergang von Warmverformung zu Kaltverformung.

Die meisten Werkstoffe erreichen, wenn sie einmal durch eine gründliche Warmverformung gegangen sind, Eigenschaften, die von ihrer Vorgeschichte kaum noch abhängig sind. Höchstens das Auftreten sehr großer Kristalle (vgl. Nr. 32) — und natürlich auch chemische Veränderungen — können zu gewissen Verarbeitungsstörungen führen. Dies gilt, soweit es sich übersehen läßt, für alle Metalle und Legierungen, deren Hauptbestandteil regulär-flächenzentriert kristallisiert, also die Metalle Kupfer, Nickel, Aluminium, Silber, Gold, Blei usw. und ihre Legierungen. Auch das regulär-körperzentriert kristallisierende Eisen und seine Legierungen, sowie das gleichgebauten  $\beta$ -Messing, und anscheinend auch das tetragonale Zinn verhalten sich gleichartig.

<sup>1</sup> Schmidt, W.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 229—236.

<sup>2</sup> Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96.

<sup>3</sup> Jenkins, C. H. M.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 45 (1931 I) S. 307—343.

<sup>4</sup> Doerincel, F. u. J. Trockels: Z. Metallkde. Bd. 12 (1920) S. 340—358.

Andere Metalle sind dagegen eigentümlicherweise nicht nur im Gußzustande, sondern auch mit einem durch Rekristallisation entstandenen grobkörnigen oder sogar feinkörnigen Gefüge viel schlechter kaltverformbar als in einem schon kaltverformten und verfestigten Zustande. Es sind dies die hexagonal kristallisierenden Metalle Zink und Magnesium und ihre Legierungen, sowie die hoch-

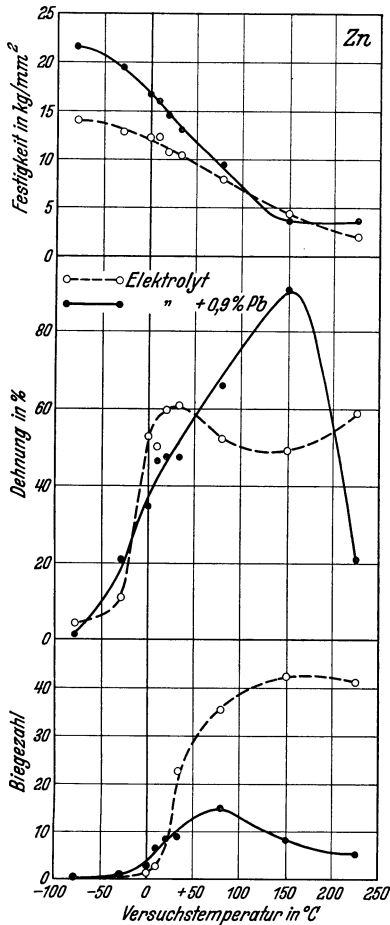


Abb. 109. Festigkeitseigenschaften von Zinkblech bei verschiedenen Temperaturen. (Nach Bauer, Weerts und Beck.)

schmelzenden, regulär-körperzentriert kristallisierenden Metalle Wolfram und Molybdän.

Diese Metalle sind gegenüber den regulär-flächenzentrierten durch gewisse Eigentümlichkeiten in ihren Eigenschaften gekennzeichnet. Wie Abb. 109 für Zink<sup>1</sup> und Abb. 110 für Molybdän<sup>2</sup> zeigt, sind alle diese Metalle überhaupt nur oberhalb einer Grenztemperatur plastisch verformbar. Wie scharf diese

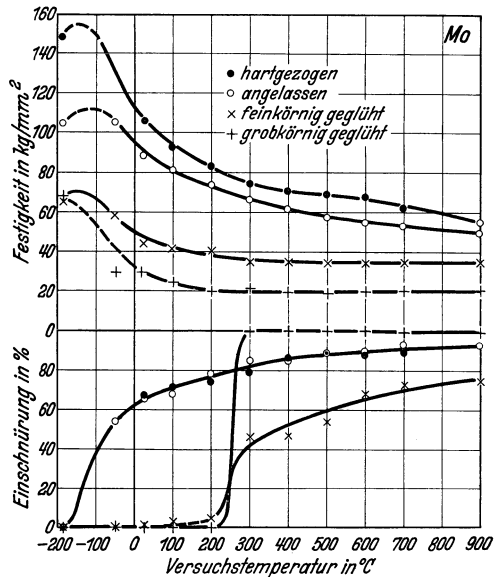


Abb. 110. Einfluß von Temperatur und Vorgeschichte auf Zugfestigkeit und Einschnürung von Molybdändraht. (Nach Sykes.)

Grenztemperatur bei Magnesiumlegierungen (Elektron) ist, läßt Abb. 111 erkennen<sup>3</sup>. Ferner sind diese Metalle bei höheren Temperaturen sehr bildsam, und zwar, wie Abb. 110 für Molybdän zeigt, gleicherweise mit feinem und grobem Rekristallisationsgefüge, als auch im verformten Zustande. Innerhalb eines gewissen Temperaturgebietes dagegen sind zwar dann bei Molybdän noch

<sup>1</sup> Goerens, P. u. R. Mailänder: Forschungsarb. VDI 1927 Heft 295 S. 18—34. Bauer, O., J. Weerts u. F. Beck: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 615—618. Hanszel: Z. Metallkde. Bd. 13 (1921) S. 209—219.

<sup>2</sup> Sykes, W. P.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 64 (1928) S. 780—815.

<sup>3</sup> Schmid, W.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 229—236.

der verformte und auch niedrig geglühte Zustand, nicht aber mehr der höher geglühte mit Rekristallisationsgefüge verformbar. Auch Zink verhält sich wahrscheinlich ähnlich, da rekristallisiertes Zinkblech bei Raumtemperatur ein erheblich geringeres Formänderungsvermögen als gewalztes hat<sup>1</sup>.

Für die Verarbeitung dieser Werkstoffe ergibt sich daraus die in allen Fällen befolgte Praxis, daß mit Warmverformungen bei höheren Temperaturen begonnen wird und durch stetige Senkung der Arbeitstemperatur der Stoff ganz allmählich in den kaltverformten Zustand übergeführt wird.

Bei Wolfram wird von einem bei 3000°, 10—15 Minuten gesinterten Quadratstab, etwa von 5 oder 10 mm Kantenlänge ausgegangen<sup>2</sup>. Dieser wird zunächst mehrfach auf 1500° C vorgewärmt und jedesmal schnell um etwa 10% Durchmesserabnahme in Hämmermaschinen (vgl. Nr. 101) heruntergehämmert. Dann



Abb. 111. Einfluß der Temperatur auf die Stauchbarkeit von Elektron. (Nach Schmidt.)

wird die Glühtemperatur allmählich verringert, so daß sie bei 0,8 mm Durchmesser noch 800° C beträgt. Die weitere Verformung wird durch Ziehen in Diamantdüsen bei Dunkelrotglut in kleinen Stufen (30 Züge bis 0,018 mm Durchmesser) durchgeführt. Der Draht weist dann ein typisches Verformungsgefüge mit langgestreckten, in der Querrichtung schlecht zusammenhaltenden Kristallfasern auf. Ganz gleichartig wird bei Molybdän verfahren<sup>3</sup>. Nur liegen die Temperaturen, dem niedrigeren Schmelzpunkt entsprechend, tiefer. Zähes Molybdänblech erhält man ferner nur, wenn durch Walzen in verschiedenen Richtungen die einseitige Längung der Kristalle vermieden ist.

Nach dem gleichen Grundsatz erfolgt auch das Walzen von Zink und das Schmieden von Magnesiumlegierungen (Elektron). Bei Zinkblech genügt es, von auf 150—200° abgekühlten Gußplatten ausgehend, diese in einer Hitze herunterzuwalzen. Dickere Bleche kommen mit einer nur wenig niedrigeren Temperatur, dünnere handwarm aus der Walze. Das Gefüge von solchen Blechen entspricht kaltverformtem Material. Das Schmieden von Elektron muß bei den zur Erzeugung günstiger Eigenschaften angewandten niedrigen Temperaturen sehr langsam erfolgen; und es sind daher häufige Zwischenglühungen notwendig. Diese erfolgen bei 400° beginnend und um jeweils 20—30° auf 300° abfallend ebenfalls nach den obigen Richtlinien<sup>4</sup>. Preßstangen von Zink, Magnesium und ihren Legierungen werden bei möglichst tiefen Temperaturen hergestellt. Bei Raffinadezink liegt die niedrigste mögliche Preßtemperatur bei 120°; und über

<sup>1</sup> Mathewson, C. H., C. S. Trewin u. W. B. Finkeldey: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 64 (1920) S. 305—377. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 187 bis 193. Schrader: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 282—285. Burkhardt, A. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 325—329, 339—343.

<sup>2</sup> Smithells, C. J.: Met. Ind., Lond. Bd. 29 (1926) S. 365—366.

<sup>3</sup> Sykes, W. P.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 64 (1920) S. 780—815. Smithells, C. J.: Met. Ind., Lond. Bd. 38 (1931) S. 336—338.

<sup>4</sup> Schmidt, W.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 229—236.

140° soll nicht herausgegangen werden, da sonst Festigkeit und Dehnung der Stangen merklich abfallen<sup>1</sup>. Für Magnesiumlegierungen kommen Preßtemperaturen um 250° in Frage<sup>2</sup>. Auch dann ist, wie Abb. 103 in Nr. 54 zeigt, noch eine sehr starke Querschnittsabnahme notwendig, um gute Festigkeitseigenschaften zu erreichen<sup>3</sup>.

## 58. Die Bedeutung kristallographischer Vorgänge für die Warmverformung.

Die in den vorangehenden Abschnitten geschilderten Unterschiede im Verhalten verschiedener Metalle finden eine gewisse Erklärung in den kristallographischen Vorgängen bei der Warmverformung. Nach den an einzelnen Kristallen von Aluminium<sup>4</sup> und Magnesium<sup>5</sup> durchgeführten Versuchen findet die Verformung bei höheren Temperaturen auf viel mehr Gleitflächen statt als bei niedrigen. Besonders bei den hexagonalen Metallen, die sich bei niedrigen Temperaturen infolge weniger Gleitmöglichkeiten schwer verformen lassen, steigt dadurch das Formänderungsvermögen mit der Temperatur sehr stark an. Die an Magnesiumkristallen festgestellte Temperatur von 225° für das Eintreten dieses Zustandes stimmt sehr gut mit den praktischen Erfahrungen über die Verarbeitung von Magnesium und Elektron überein.

Die mit den kristallographischen Gleitvorgängen verbundene Gleichrichtung der Kristalle kann auch in warmverformtem Material auftreten. Von technischer Bedeutung ist diese Einstellung einer Textur nach Schmidt besonders bei geschmiedetem Elektron, das vorwiegend für Flugzeugpropeller verwendet wird<sup>6</sup>. Magnesium und Magnesiumlegierungen ergeben stets eine Textur, bei der die bevorzugte Gleitebene, die Basis des hexagonalen Gitters nahezu der Abflachung bzw. beim Fehlen einer solchen (runde Teile) zur Streckrichtung (Preßrichtung beim Strangpressen) parallel zu liegen kommt<sup>7</sup>. In der Kälte sind aber derart gelegene Kristalle bei praktisch hauptsächlich in Frage kommenden Beanspruchungen in der Streckrichtung kaum verformbar, da Gleitung auf der Basis dann kristallographisch unmöglich ist. Eine plastische Verformung in der Wärme ist dagegen durch die anderen Gleitmöglichkeiten gegeben. In der Kälte ist außerdem wegen der Möglichkeit einer Zwillingsbildung, welche das hexagonale Prisma des Magnesiums in seiner hexagonalen Achse etwas kürzer, also senkrecht dazu etwas länger werden läßt, die Streckgrenze in der Streckrichtung gegen Zug erheblich geringer als gegen Druck. Senkrecht dazu liegen die Verhältnisse gerade umgekehrt. Unter 45° ist ein derartiger Einfluß des Beanspruchungsvorzeichens nicht vorhanden; aber die Werte der Streckgrenzen liegen, wie es kristallographisch zu erwarten ist, ganz besonders niedrig<sup>8</sup>. Diese Anisotropie, die

<sup>1</sup> Schulz, E. H. u. R. Fiedler: Forschungsarb. VDI Reihe M 1 (1919) S. 27—29.

<sup>2</sup> Hansen, M.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 37 (1927 I) S. 93—102.

<sup>3</sup> Schmidt, W.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 378—384.

<sup>4</sup> Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 283—301. Boas, W. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 71 (1931) S. 703—714.

<sup>5</sup> Schmid, E.: Z. Elektrochem. Bd. 37 (1931) S. 447—459.

<sup>6</sup> Schmidt, W.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 229—236.

<sup>7</sup> Schmid, E. u. G. Wassermann: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 698—702. Schiebold, E. u. G. Siebel: Z. Physik Bd. 69 (1931) S. 458—482. Caglioti, V. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 1—4.

<sup>8</sup> Schmid, E. u. H. Seliger: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 409—411, S. 421—424.

besonders bei geschmiedetem Material recht unangenehm ist, kann vermieden werden, wenn das Schmieden nicht durchgängig im gleichen Sinne, sondern mit Einschaltungen im umgekehrten Sinne (Stauchern um je 10% nach je 30% Strecken) vorgenommen wird. Beim Strangpressen werden die Festigkeitseigenschaften der Stange besonders günstig, wenn sehr niedrig ( $250^{\circ}$  gegen  $350^{\circ}$ ) und sehr langsam (0,6 m/min gegen 3—5 m/min normal) gepreßt wird, oder die Preßstange durch unmittelbares Einleiten in Wasser abgeschreckt wird. Bei gewalztem Blech wirkt ein gerade noch zulässiges Kaltwalzen von 10% und nachträgliches Anlassen auf  $300^{\circ}$  ähnlich verbessernd auf die Blecheigenschaften. Durch Glühen wird das Magnesium anscheinend ähnlich wie Zink (vgl. vorigen Abschnitt) in einem mit der Korngröße zunehmendem Maße spröder<sup>1</sup>.

### 59. Formung spröder Stoffe.

Von den meisten Werkstoffen, welche im verarbeiteten Zustande praktische Verwendung finden, wird eine gewisse Bildsamkeit verlangt, damit sie gegen



Abb. 112. In der Wärme gedrückte Schale aus einer bei Raumtemperatur spröden Kupferlegierung mit 8% Phosphor.

Stoßbeanspruchungen nicht zu empfindlich sind. Dies bedingt auch in der Regel, daß sie in gewissem Maße kaltverformbar sind. Manche Legierungen, wie z. B. Preßmessinge mit hohem Gehalt an  $\beta$ -Kristallen (58—52% Kupfer) sind allerdings in der Kälte schon so wenig formänderungs- und verfestigungsfähig, daß sie im kaltverformten Zustande kaum technisches Interesse gefunden haben.

Es gibt nun auch einige Stoffe, die in einem sehr spröden Zustande verwendet werden. In den meisten Fällen handelt es sich dabei aber um Legierungen, die durch extreme Kaltverformung (Bronzefedern) oder Wärmebehandlung (gehärteter Stahl) in diesen Zustand übergeführt werden. Offenbar erreicht man auf diese Weise eine bessere Kombination praktisch wichtiger Eigenschaften, als es auf rein legierungstechnischem Wege möglich ist.

Es sind aber auch in neuerer Zeit verschiedene Fälle bekannt geworden, wo bei Raumtemperatur spröde Legierungen, die wegen gewisser Sondereigenschaften technisches Interesse gefunden haben, sich überraschenderweise in der Wärme als hochgradig bildsam erwiesen haben. Dadurch können ihre Festigkeitseigenschaften gesteigert und ihr Anwendungsbereich erweitert werden.

So hat es sich gezeigt, daß Kupferlegierungen, welche die Kristallarten  $\text{Cu}_3\text{P}$ ,  $\text{Cu}_3\text{As}$  und  $\text{Cu}_3\text{Sb}$  enthalten, sowie diese Kristallarten selber, bei verhältnismäßig niedrigen Temperaturen sehr bildsam werden<sup>2</sup>. Abb. 112 zeigt eine aus einem Blech einer Legierung mit 8% Phosphor, d. i. der eutektischen Legierung mit rd. 50%  $\text{Cu}_3\text{P}$ , gedrückte Schale. Gepreßte Drähte aus solchen hochphosphorhaltigen Kupfer- und Kupfersilberlegierungen finden in der Technik als Ersatz für Silberlot eine gewisse Anwendung.

Ein anderes Beispiel bieten die Karbide der hochschmelzenden Metalle, vor allem Wolframkarbid mit rd. 5% Kohlenstoff. Sie haben sich als besonders

<sup>1</sup> Vgl. auch W. R. D. Jones: J. Inst. Met., Lond. Bd. 43 (1930 I) S. 237—240.

<sup>2</sup> Ellis, W.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 45 (1931 I) S. 383—390. Burkhardt, A., W. Linius u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 331—333.

harte und hochwertige Werkzeugstoffe schnell eingeführt, nachdem man gelernt hat, ihnen durch Sintern und Zusätze einiger Prozente an weniger hochschmelzenden Metallen als Kittmittel, besonders Kobalt, genügende Zähigkeit zu verleihen (vgl. Nr. 47). Es hat sich aber auch gezeigt, daß man auf einem anderen Wege, nämlich durch plastische Verformung und Verschweißung des Karbidpulvers bei genügend hohen Temperaturen und Drücken, auch ohne Zusatz von Kittmitteln, zu einem ebenfalls sehr zähen Produkt mit etwas andersartigen Eigenschaften gelangt<sup>1</sup>.

Danach ist also die vielvertretene Auffassung von der Sprödigkeit intermediärer Kristallarten keineswegs zutreffend. Die meisten Kristallarten werden anscheinend dicht unter dem Schmelzpunkt etwas plastisch<sup>2</sup>. Und gewisse einfach gebaute intermediäre Legierungen, wie  $\beta$ -Messing mit 50—60% Kupfer<sup>3</sup> (vgl. nächsten Abschnitt), und  $\beta$ -Kupfer-Zinn-Legierungen mit rd. 20% Zinn<sup>4</sup> sind sogar bei hohen Temperaturen weicher und bildsamer als die an die reinen Metalle anschließenden  $\alpha$ -Mischkristalle. Jedoch ist der Temperaturkoeffizient der Bildsamkeit bei intermetallischen Kristallarten stets viel größer als bei  $\alpha$ -Mischkristallen; und in der Regel werden sie bei genügend tiefen Temperaturen ganz spröde.

Übrigens verhalten sich auch einige reine Metalle die einen verwickelteren Gitteraufbau besitzen, ähnlich. Von Wismut<sup>5</sup>, Antimon und Tellur<sup>6</sup>, die bei Raumtemperatur spröde sind, kann man durch Strangpressen bei mäßig hohen Temperaturen Drähte herstellen.

## 60. Warmverformung von Messingen.

Gewisse Legierungen galten lange Zeit als nicht warmverformbar, sondern nur als kaltverformbar. Durch Erhöhung des Reinheitsgrades und durch die technische Vervollkommnung der Arbeitsvorgänge ist es aber gelungen, manche dieser Legierungen mit wirtschaftlichem Nutzen warm zu verarbeiten.

Das bekannteste Beispiel hierfür bieten die  $\alpha$ -Messinge mit etwa 90—63% Kupfer. Solange Feinzink mit einigen  $\frac{1}{100}$ % Blei noch nicht hierfür verwendet wurde, enthielten die  $\alpha$ -Messinge erhebliche Mengen Blei. Bei einem Messing mit 70% Kupfer genügen aber nach den Versuchen von Kent schon 0,2% Blei, um oberhalb dessen Schmelzpunkt, also ab 350°, Risse zu erzeugen, die mit zunehmender Temperatur immer stärker werden<sup>7</sup>. Die Erfahrungen der Praxis gehen sogar dahin, daß schon einige  $\frac{1}{100}$ % Blei die Warmverformbarkeit der  $\alpha$ -Messinge erheblich schädigen können. Noch empfindlicher in dieser Beziehung ist Neusilber, d. i. ein  $\alpha$ -Messing, in dem ein Teil des Kupfers durch Nickel ersetzt ist<sup>8</sup>. In Messing mit 60% Kupfer (Ms 60) mit  $\alpha$ - $\beta$ -Gefüge macht sich dagegen diese Wirkung des Bleies nur bis etwa 700° herauf bemerkbar, und

<sup>1</sup> Hoyt, S. L.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 9—58.

<sup>2</sup> Tammann, G. u. K. Dahl: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 126 (1923) S. 104—112.

<sup>3</sup> Hanser, K.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 247—255.

<sup>4</sup> Bauer, O. u. O. Vollenbruck: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 60—61. Kent, W. L.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 35 (1926 I) S. 45—53.

<sup>5</sup> Thompson, J. G.: Met. & Alloys Bd. 1 (1930) S. 826—827. Pearson, C. E. u. J. A. Smythe: J. Inst. Met., Lond. Bd. 45 (1931 I) S. 345—381.

<sup>6</sup> Bridgman, P. W.: Physic. Rev. [2] Bd. 9 (1917) S. 138—141.

<sup>7</sup> Kent, W. L.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 39 (1928 I) S. 209—232.

<sup>8</sup> Vgl. Met. Ind., Lond. Bd. 44 (1934) S. 157.

verschwindet dann wieder. Die Ursache dieses unterschiedlichen Verhaltens ist nicht klar. Bei hochzinkhaltigem Messing ist jedenfalls das Blei deshalb wenig schädlich, weil es nach Abb. 113 innerhalb der Kristalle und nicht an den Korngrenzen sitzt.

Die Warmverarbeitung des Messings wird auch noch von anderen Verunreinigungen in kleinsten Mengen, wie Wismut, Antimon und Arsen beeinträchtigt<sup>1</sup>.

Aber selbst aus reinstem Elektrolytkupfer und Feinzink erschmolzenes  $\alpha$ -Messing zeigt nach den eingehenden Festigkeitsversuchen von Hanser noch aus-

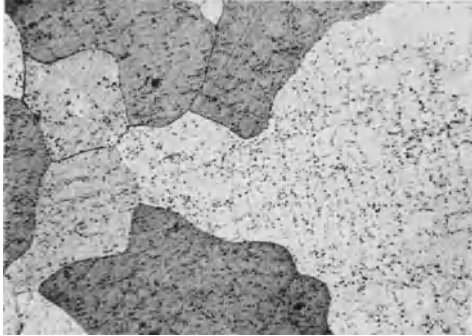


Abb. 113. Blei in  $\beta$ -Messing mit rd. 55% Kupfer. Vergr. 50  $\times$ . Geätzt mit 10%igem  $(\text{MH}_4)_2\text{SO}_4$ .

gesprochene Sprödigkeit bei etwa 300 bis 600<sup>0</sup>\*. Diese kommt nach Abb. 114 besonders gut in der Einschnürung bei Zugversuchen heraus, ferner auch etwas weniger klar in der Kerbzähigkeit<sup>2</sup> (Abb. 115), und vielleicht auch in der Stauchfähigkeit bei Druckversuchen<sup>3</sup> (Abb. 116). Dagegen geben Messungen der Stauchung unter bestimmtem Druck oder bestimmter Schlagarbeit, der Härte<sup>4</sup> (Abb. 117 und 118), und der Zugfestigkeit<sup>5</sup> (Abb. 119) keinerlei Aufschluß über dieses Sprödigkeitsgebiet.

Aus den Werten der Einschnürung und Kerbzähigkeit in Abb. 114 und 115 ersieht man deutlich, daß das Warmwalzen von  $\alpha$ -Messing im Gegensatz zu dem von Kupfer und  $\beta$ -Messing nicht einfach durchzuführen ist. Bei den eigentlichen  $\alpha$ -Messingen mit Kupfergehalten bis 72% herauf setzt die Brüchigkeit beim Abkühlen des Walzgutes bei um so höheren Temperaturen ein, je kupferreicher das Messing ist. Bei den hochkupferhaltigen Tombaken verschwindet aber die Sprödigkeitszone wieder, und sie ist bei Kupfer praktisch ohne Bedeutung für das Warmwalzen.

Jedoch ist es bekannt, daß unter langdauernder Zugbeanspruchung auch Kupfer bei etwa 500<sup>0</sup>, unter schneller Beanspruchung bei höheren Temperaturen, zwischenkristallin spröde wird<sup>6</sup>. Welches die Ursache hierfür ist, entzieht sich

<sup>1</sup> Wieland, P. J. H.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 417—422.

\* Hanser, K.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 247—255.

<sup>2</sup> Charpy, C.: Bull. Soc. Encour. Ind. nat. 1896 S. 178, 1899 S. 191. Bunting, D.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 31 (1924 I) S. 47—74, Bd. 33 (1925 I) S. 97—107. Greaves, R. H. u. J. A. Jones: J. Inst. Met., Lond. Bd. 34 (1925 II) S. 85—101. Mailänder, R.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 44—51.

<sup>3</sup> Doerinckel, F. u. J. Trockels: Z. Metallkde. Bd. 12 (1920) S. 340—358, Bd. 13 (1921) S. 305—315. Hanser, K.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 247—255.

<sup>4</sup> Doerinckel, F. u. J. Trockels: a. a. O. Edwards, C. A. u. A. M. Herbert: J. Inst. Met., Lond. Bd. 25 (1921 I) S. 175—218. Guillet, L.: Rev. Métallurg. Bd. 21 (1924) S. 295—302. Hanser, K.: a. a. O. Morris, A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 S. 336—351.

<sup>5</sup> Bengough, G. D.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 7 (1912 I) S. 123—190. Hanser, K.: a. a. O.

<sup>6</sup> Rudeloff, M.: Mitt. K. techn. Vers.-Anst. Bd. 16 (1898) S. 171—219. Stribeck, R.: Z. VDI Bd. 47 (1903) S. 559—567, Bd. 48 (1904) S. 897—901. Bengough, G. D. u. D. Hanson: J. Inst. Met., Lond. Bd. 12 (1914 II) S. 56—88.

bisher der Beurteilung. Vielleicht sind es noch die geringen Mengen an Blei oder anderen Verunreinigungen, welche hierfür verantwortlich zu machen sind. Besonders Wismut ruft schon in kleinsten Mengen bei Kupfer mit geringem Sauerstoffgehalt äußerst merkwürdige Sprödigkeitserscheinungen hervor<sup>1</sup>.

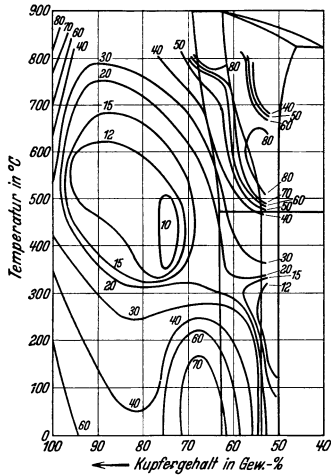


Abb. 114. Einschnürung beim Zugversuch in %.

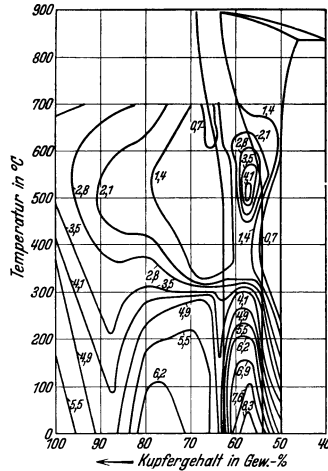


Abb. 115. Kerzbähigkeit in mkg/cm<sup>2</sup>.

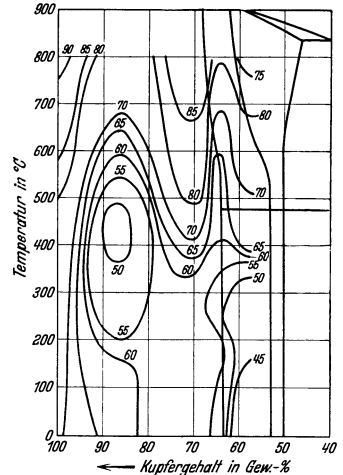


Abb. 116. Stauchbarkeit in %.

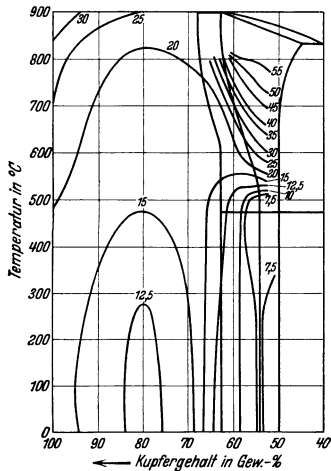


Abb. 117. Höhenabnahme beim Schlagstauchen mit konstanter Fallarbeit in %.

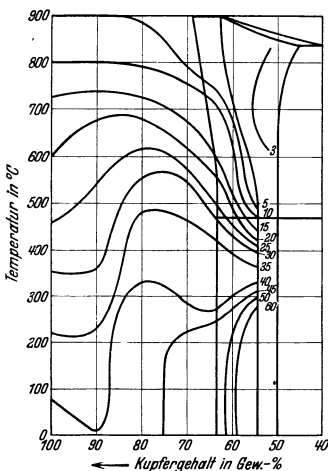


Abb. 118. Kugeldruckhärte in kg/mm<sup>2</sup>.

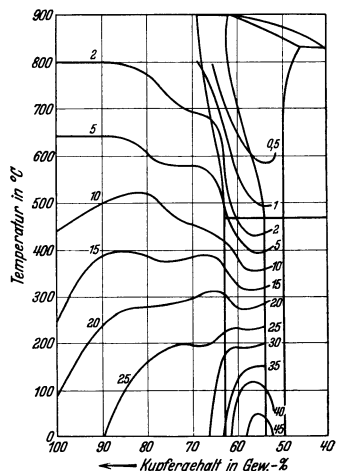


Abb. 119. Zugfestigkeit in kg/mm<sup>2</sup>.

Abb. 114 bis 119. Festigkeitseigenschaften von Kupfer-Zinklegierungen bei verschiedenen Temperaturen. (Nach Hanser.)

Das Sprödigkeitsgebiet bei Messing ist auch noch, wie Abb. 120 zeigt, bis zu einem gewissen Grade von der Arbeitsgeschwindigkeit abhängig. Steigt diese, so wird die Temperatur der stärksten Brüchigkeit zu höheren Temperaturen verschoben. Besonders zeigt sich dann aber noch, daß das Formänderungsvermögen

<sup>1</sup> Blazey, C.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 37 (1927 I) S. 51—67, Bd. 41 (1929 I) S. 321—328, Bd. 46 (1931 II) S. 353—382.



bei hohen Temperaturen erheblich ansteigt. Daß Messing mit 63% Kupfer in der Praxis mit hoher Geschwindigkeit (etwa 2 m/sec bei Walzendurchmessern von 450—500 mm) gewalzt wird, dürfte daher nicht nur einer Erhaltung der hohen Temperatur, sondern auch einer Ausnutzung des besseren Formänderungsvermögens dienen.  $\alpha$ -Messing läßt sich andererseits wegen seiner bis zu hohen

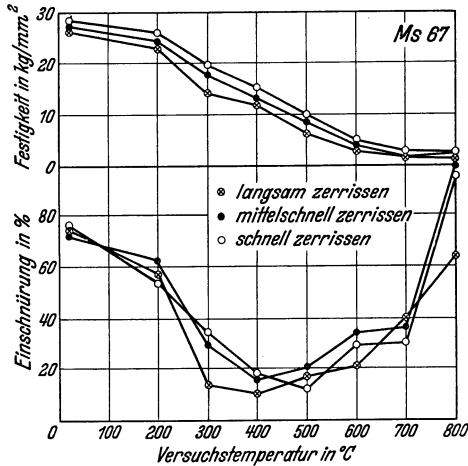


Abb. 120. Einfluß der Verformungsgeschwindigkeit auf die Temperaturabhängigkeit der Zugfestigkeit und Einschnürung von Messing. (Nach Hanser.)

Temperaturen vor sich gehenden Verfestigung (vgl. Nr. 56), nicht sehr schnell verformen, und muß bei mittleren Geschwindigkeiten verpreßt werden. Dagegen verträgt Hartmessing (Ms 58) mit  $\alpha$ - $\beta$ -Gefüge bei Raumtemperatur und reinem  $\beta$ -Gefüge bei hoher Temperatur anstandslos höchste Preßgeschwindigkeiten<sup>1</sup>. Ein Messing schließlich, das bei höheren Temperaturen ein heterogenes  $\alpha$ - $\beta$ -Gefüge aufweist, ist erfahrungsgemäß schlecht warmverformbar. Deshalb wird Messing mit 65% Kupfer zwar in großem Umfange in Amerika verwendet, wo die übliche Messingverarbeitung in der Kälte erfolgt, nicht aber in Deutschland und anderen Ländern, die Messing überwiegend warmwalzen und pressen.

## 61. Warmverformung und Rekristallisation.

Eine wichtige Aufgabe der Warmverformung ist es, den durch seine Undichtigkeit und sein ungleichmäßiges Gefüge gekennzeichneten Gußzustand in einen dichten und durch gleichmäßig feinkörniges Gefüge ausgezeichneten Zustand überzuführen.

Die für das Gefüge verantwortlichen Rekristallisationsvorgänge sind bei Warmverformungen sehr schwer zu übersehen. Im Zusammenhang mit einer Warmverformung kann eine Rekristallisation je nach den Arbeitsbedingungen zu sehr verschiedenen Zeiten eintreten, während der Warmverformung, während der Abkühlung, oder auch erst während einer nachfolgenden Glühung. Über die verwickelten Beziehungen, die hierbei gültig sind, liegen bisher noch verhältnismäßig wenig Untersuchungen vor.

Bei großer Verformungsgeschwindigkeit, besonders unter schlagartiger Beanspruchung, verhalten sich viele Metalle und Legierungen bis zu hohen Temperaturen hinauf ganz wie bei Kaltverformungen. Es tritt eine Verfestigung ein (vgl. Nr. 56), während die Rekristallisation ausbleibt. Diese tritt dann erst bei einer nachträglichen Glühung, oder auch schon während der Abkühlung oder Weiterverarbeitung des noch heißen Verformungsgutes ein<sup>2</sup>. Nach den Untersuchungen von Hanemann über die Rekristallisation nach Schlagstauchversuchen bei verschiedenen Temperaturen sind dann die Rekristallisations-

<sup>1</sup> Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 71—96.

<sup>2</sup> Sauerwald, F.: Metallwirtsch. Bd. 7 (1928) S. 1353—1358.

erscheinungen weitgehend gleichartig denen bei Raumtemperatur<sup>1</sup>. Wie Abb. 121 und 122 für Reinaluminium und eine Aluminiumlegierung zeigen, liegt der Rekristallisationsbeginn nach Schlagstauchversuchen bei der Rekristallisationstemperatur<sup>2</sup> allerdings nicht unerheblich höher als nach Kaltverformungen<sup>3</sup>. Dies entspricht dem Umstand, daß auch die Verfestigung bei höheren Temperaturen geringer ist. Die Korngröße fällt dagegen nach Schlagstauchversuchen in der Wärme anscheinend nicht viel anders aus als nach Kaltverformungen.

Bei geringeren Verformungsgeschwindigkeiten, wie sie durch Stauchen auf einer Spindelpresse mit etwa 20–40%/sec verwirklicht wurden, ist weiterhin entsprechend Abb. 121 und 122 für Aluminium und Aluminiumlegierungen festgestellt worden, daß der Rekristallisationsbeginn noch erheblich zu höheren

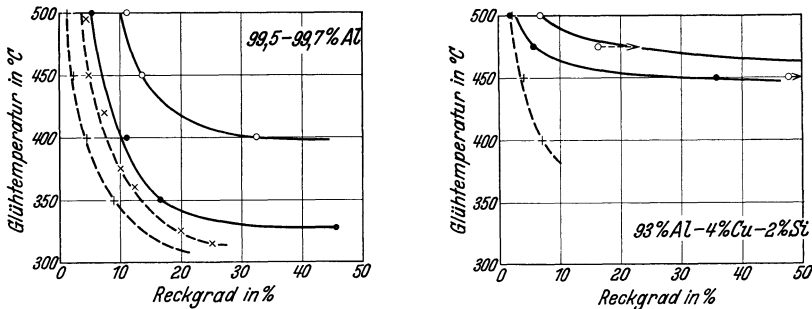


Abb. 121 u. 122. Rekristallisationstemperaturen für Reinaluminium und eine Aluminiumlegierung, in verschiedener Weise verformt.

- |     |   |                      |
|-----|---|----------------------|
| ○—○ | Stauchen bei Rekristallisationstemperatur       | } Hanemann und Vogel |
| ●—● | Schlagstauchen bei Rekristallisationstemperatur |                      |
| ×—× | Dehnen bei Raumtemperatur                       | } Karnop und Sachs   |
| +—+ | Dehnen bei Raumtemperatur                       |                      |

Temperaturen hinausgeschoben wird<sup>4</sup>. Das Kristallkorn wird ferner nach einer solchen Verformung viel größer, selbst wenn verschiedene Verformungsgrade, die zu gleicher Rekristallisationstemperatur führen, miteinander verglichen werden. Ähnliche Unterschiede sind auch an Kupfer und Eisen zwischen der Rekristallisation nach Schlagstauchen und nach dem erheblich langsameren Warmwalzen festgestellt worden<sup>5</sup>.

Schließlich wird noch praktisch oft der Fall eintreten, daß schon im Zeitraum der Warmverformung die Rekristallisation vor sich geht. So hat Bachmetew an Duralumin festgestellt, daß unter Schlagbeanspruchung bis 500° hinauf keine Rekristallisation feststellbar ist<sup>6</sup>. Mit einer Stauchgeschwindigkeit von etwa

<sup>1</sup> Hanemann, H.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 316—319, 373—374; Ber. Werkstoffaussch. 1926 Nr. 84. Hanemann, H. u. Lucke: Stahl u. Eisen Bd. 45 (1925) S. 1113—1122. Wittneben, A.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 316—322. Hanemann, H. u. R. Vogel: Aluminium-Z. Bd. 4 (1932) S. 3—23.

<sup>2</sup> Hanemann, H. u. R. Vogel: a. a. O.

<sup>3</sup> Rassow, E. u. L. Velde: Z. Metallkde. Bd. 12 (1920) S. 369—371, Bd. 13 (1921) S. 557. Rassow, E.: Z. Metallkde. Bd. 13 (1921) S. 558. Karnop, R. u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 283—301. Bohner, H. u. R. Vogel: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 165—175.

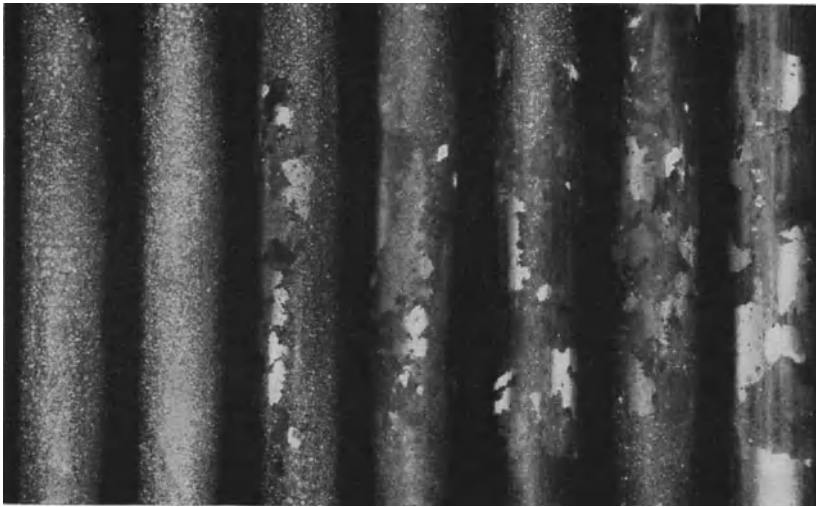
<sup>4</sup> Karnop, R. u. G. Sachs: a. a. O. Sauerwald, F. u. G. Elsner: Z. Physik Bd. 44 (1927) S. 36—57. Hanemann, H. u. R. Vogel: Aluminium-Z. Bd. 4 (1932) S. 3—23.

<sup>5</sup> Tafel, W., H. Hanemann u. A. Schneider: Stahl u. Eisen Bd. 49 (1929) S. 7—12. Tafel, W.: Z. Metallkde. Bd. 21 (1929) S. 265—267.

<sup>6</sup> Bachmetew, E. F.: Mitt. Forsch.-Inst. Luftfahrt-Mat.-Prüf. (russ.) 1933 Heft 1.

8%/sec tritt dagegen bis 400° hinab, mit einer solchen von 3%/sec bis 300° hinab Rekristallisation während des Stauchens ein. Da sich zudem dieser Vorgang mehrfach wiederholen kann, werden die Gefügeänderungen in solchen Fällen — also bei sehr hohen Temperaturen allgemein und bei niedrigeren Temperaturen, wenn die Arbeitsgeschwindigkeit gering ist — unübersehbar.

Ein unerwünscht grobkörniges Gefüge, wie es besonders bei ungleichmäßig warmverformtem Material (geschmiedet, stranggepreßt, gesenkgepreßt) vielfach beobachtet wird, kann danach auf sehr verschiedene Weise entstehen. Man kann daher auch verschiedene Wege einschlagen, um es zu vermeiden, entweder den



0,02      0,05      0,18      0,21      0,67      1,12      ~ 1,5 mm/sec  
Abb. 123. Gefüge von verschieden schnell gepreßten Bleistangen.

Reckgrad, oder die Temperatur oder die Geschwindigkeit ändern. Abb. 123 zeigt an einem Beispiel, wie sich unter Umständen die Geschwindigkeit auf das Gefüge auswirken kann<sup>1</sup>.

## 62. Gefüge gepreßter Stangen.

Besonders verwickelte Verhältnisse in bezug auf Festigkeitseigenschaften und Gefüge können in ungleichmäßig warmverformten Körpern auftreten. Bei gepreßten Stangen sind Temperatur und Reckgrad an verschiedenen Stellen verschieden. Das vordere Ende der Stange hat in der Regel die höhere Temperatur und ist weniger und gleichmäßiger verformt als das hintere Ende. Die Festigkeitseigenschaften ändern sich dementsprechend über die Länge der Preßstange und zwar je nach Werkstoff, Preßtemperatur und Preßgeschwindigkeit in verschiedener Weise und in verschiedenem starkem Maße<sup>2</sup>.

Eingehend untersucht ist hauptsächlich das Stangenpressen von Hartmessing (Ms 58)<sup>3</sup>. Hier werden sowohl an den bei hoher Temperatur beständigen

<sup>1</sup> Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 71—96.

<sup>2</sup> Siebe, P. u. G. Elsner: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 203—206, 238—245.

<sup>3</sup> Schreiter, W.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 285—287. Köster, W.: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 154 (1926) S. 197—208. Hinzmann, R.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927)

$\beta$ -Kristallen als auch an den sich darin schon teilweise während des Pressens ausscheidenden  $\alpha$ -Kristallen erhebliche Gefügeunterschiede beobachtet.

Bei solchen Preßstangen entstehen häufig sehr große Kristalle an der Oberfläche, und zwar besonders am hinteren Ende. In Elektronstangen können auch erhebliche Unterschiede in den Festigkeitseigenschaften des Kernes und der Außenschichten auftreten (vgl. Abb. 105 in Nr. 54)<sup>1</sup>.

Durch nachträgliches Glühen können die Gefüge- und Eigenschaftsunterschiede in Preßstangen nicht beseitigt werden<sup>2</sup>. Es entstehen vielmehr in einem mit der Glühtemperatur und der Glühdauer zunehmendem Maße weitere große Kristalle. Und zwar bilden sich zunächst an der Oberfläche des hinteren Endes, dann auch im Innern und an der Oberfläche der mittleren Teile besonders große Kristalle. Das Auftreten solcher großen Kristalle beim Anwärmen erklärt die vielfach beobachteten Risse beim Gesenkpresen von Stangenabschnitten.

### 63. Kraftbedarf und Fließwiderstand.

Wie schon erwähnt, liegt der praktische Vorteil des Warmwalzens gegenüber dem Kaltwalzen hauptsächlich darin, daß mit Maschinen gegebener Leistung viel stärkere und schnellere Umformungen der Werkstoffe möglich sind. Der Kraftbedarf und Arbeitsbedarf bei einem Formungsvorgang hängt nämlich außer von der Größe des Formungsgutes in erster Linie von der Größe der Umformung (Reckgrad) und von einer Werkstoffkonstanten, dem Fließwiderstand, ab. Letzterer ist, wie im nächsten Abschnitt besprochen wird, in starkem Maße von der Arbeitstemperatur abhängig. Dazu kommt noch ein Reibungsanteil, der hauptsächlich von den geometrischen Verhältnissen zwischen Formungsgut und Werkzeug bestimmt ist. Die genaueren Zusammenhänge, welche es gestatten, den Kraft- und Arbeitsbedarf bei einem Formungsvorgang anzugeben, sind aber ziemlich verwickelt. Sie werden in Nr. 69f. noch eingehend zu behandeln sein.

Jedenfalls ist der Fließwiderstand eines Stoffes bei den technisch in Frage kommenden Temperaturen eine für die praktische Technologie wichtige Größe. Je härter der Werkstoff und je niedriger die Arbeitstemperatur, desto größer sind der Arbeitsbedarf und die mechanische Beanspruchung der Formungsmaschine.

Ein wichtiger Fortschritt der neueren Metalltechnik liegt in dem Aufschluß hochlegierter, warmfester Werkstoffe für die technische Verwendung. Die hohe Warmfestigkeit ist aber gleichbedeutend mit einem entsprechend hohen Fließwiderstand und Arbeitsbedarf bei der Warmverformung. So zeigt Abb. 124, daß der Arbeitsbedarf für das Walzen von besonders festen Chromnickellegierungen in einer Walzenstraße 5mal so groß ist wie für reines Eisen und 4mal so groß wie für Nickel<sup>3</sup>.

S. 297—302, Bd. 25 (1933) S. 67—70. Bauer, O. u. K. Memmler: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 8 (1929). Siebe, P. u. G. Elsner: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 109—114. Hinzmann, R. u. H. Flößner: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 115—118. Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 71—96.

<sup>1</sup> Schmidt, W.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 378—384.

<sup>2</sup> Hinzmann, R.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 297—302. Siebe, P. u. G. Elsner: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 109—114, 203—206, 238—245.

<sup>3</sup> Rohn, W.: Stahl u. Eisen Bd. 49 (1929) S. 1757—1760, 1793—1797.

Die Verarbeitung solcher Werkstoffe stellt also an die Werkseinrichtungen ganz besondere Anforderungen. In gewöhnlichen Walzwerken, die für die meisten,

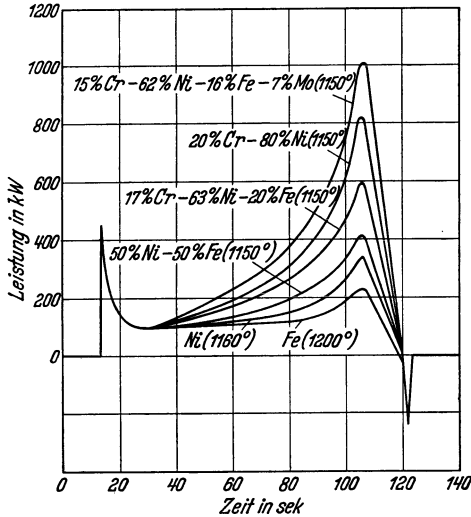


Abb. 124. Leistungsschaubild einer Knüppelstraße zum Auswalzen hochfester Legierungen. Das Maximum tritt auf, wenn das Walzgut in besonders vielen Walzen steckt. (Nach Rohn.)

viel weicheren Legierungen verwendet werden, können harte Stoffe ohne Schädigung der Maschine nur mit kleinen Stichen verwalzt werden. Für besonders warmfeste Chromnickellegierungen, deren Leistungsbedarf Abb. 124 zeigt, sind daher von Rohn besondere Walzenstraßen gebaut worden, welche durch die Verwendung vieler kleiner, aber sehr kräftiger Walzen einen großen Durchsatz ermöglichen (vgl. Nr. 106).

### 64. Fließwiderstand und Temperatur.

Für jeden einzelnen Stoff ist der Kraftbedarf in starkem Maße von der Formungstemperatur abhängig. Die wirkliche Größe des Kraftbedarfs unter bestimmten Arbeitsbedingungen

ist, wie gesagt, auf Grund einfacher Formeln (vgl. Nr. 70f.) vor auszusehen, wenn sein Fließwiderstand bekannt ist. Über dessen Größe und seine Abhängigkeit

von der Temperatur läßt sich auch ziemlich leicht Aufschluß verschaffen. Durch einfache Zug- oder Druckversuche ist unmittelbar die Größe des Fließwiderstandes bestimmt. Zu achten ist nur darauf, daß bei der Warmverformung die Fließgeschwindigkeit von erheblichem Einfluß ist, deren Größe bei einem bestimmten Formungsvorgang weniger einfach festzustellen ist. Als Anhalt für die Geschwindigkeit in Versuchen zur Feststellung des Fließwiderstandes kann aber deren Dauer etwa gleich der Zeit angesetzt werden, während der eine bestimmte Stelle des Formungsgutes der Verformung ausgesetzt ist (vgl. Nr. 78). Abb. 125 bringt zur Veranschaulichung das Ergebnis von Stauchversuchen bei verschiedenen Geschwindigkeiten, die in %/sec angegeben sind, im Vergleich zu entsprechend ausgewerteten Walzversuchen<sup>1</sup>. Härteprüfungen geben zwar weniger über die wirkliche Größe des Fließwiderstandes, wohl aber über seine Ab-

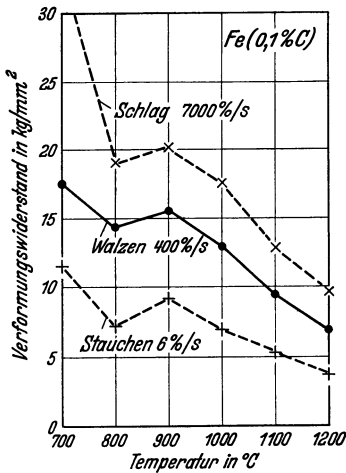


Abb. 125. Vergleich von Walzversuchen mit statischen und dynamischen Stauchversuchen an weichem Flußstahl. (Nach Siebel und Fangmeier.)

hängigkeit von der Versuchstemperatur einen gewissen Aufschluß. Solche Werte

<sup>1</sup> Siebel, E. u. E. Fangmeier: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 12 (1930) S. 225—244.

sind allerdings wegen des Einflusses der Versuchsgeschwindigkeit, bzw. Versuchsdauer mit Vorsicht zu bewerten.

Über die Abhängigkeit des Fließwiderstandes von der Temperatur liegt ein sehr umfangreiches Versuchsmaterial vor<sup>1</sup>. In der Regel nimmt der Verformungswiderstand mit der Temperatur stetig ab, und zwar zunächst schnell, dann langsamer. Der Verlauf für die meisten reinen Metalle ist dabei sehr ähnlich; und nach Ludwik ist sogar bei ihnen der Absolutwert des Fließwiderstandes näherungsweise gleich, wenn gleiche Bruchteile der absoluten Schmelztemperatur (wirkliche Schmelztemperatur in  $^{\circ}\text{C} + 273^{\circ} = ^{\circ}\text{K}$ ) verglichen werden<sup>2</sup>. Bei Eisen treten zwar infolge der Umwandlungen sprunghafte Veränderungen bei bestimmten Temperaturen ein; im großen ganzen folgt aber auch dieser Stoff der allgemeinen Regel. Da nun die Verarbeitung der meisten reinen Metalle etwa beim gleichen Bruchteil der absoluten Schmelztemperatur stattfindet, ist auch praktisch der Kraftbedarf für sie in nicht sehr weiten Grenzen verschieden.

Für Legierungen ist der erforderliche Kraftbedarf in den meisten Fällen erst auf Grund dahingehender laboratoriumsmäßiger oder praktischer Versuche zu übersehen. Verschiedene Legierungen verhalten sich in dieser Hinsicht ganz unterschiedlich. Während einzelne Legierungen, wie  $\alpha$ - $\beta$ - und  $\beta$ -Messing schon bei niedrigen Temperaturen sehr weich werden, und zwar erheblich weicher als Kupfer (vgl. Abb. 118 in Nr. 60), sind die meisten Legierungen um so schwerer verarbeitbar, je mehr sie an härtenden Bestandteilen enthalten. Hinzu kommt in vielen Legierungsreihen, daß die Solidustemperatur, bei der die Legierung brüchig wird, viel tiefer liegt als beim Grundmetall, ohne daß sich dies, wie ausnahmsweise bei  $\beta$ -Messing in einem schnelleren Abfall des Verformungswiderstandes mit der Temperatur ausdrückt. Solche Legierungen müssen also bei verhältnismäßig niedrigen Temperaturen verarbeitet werden und erfordern dabei einen sehr großen Kraftbedarf.

Unmittelbare Feststellungen des Kraftbedarfs in Formungsvorgängen liegen bisher nur vereinzelt vor. Abb. 126 gibt einige diesbezügliche Werte für den Preßwiderstand von Hartmessing (Ms 58) wieder<sup>3</sup>. Um die Ergebnisse solcher Versuche

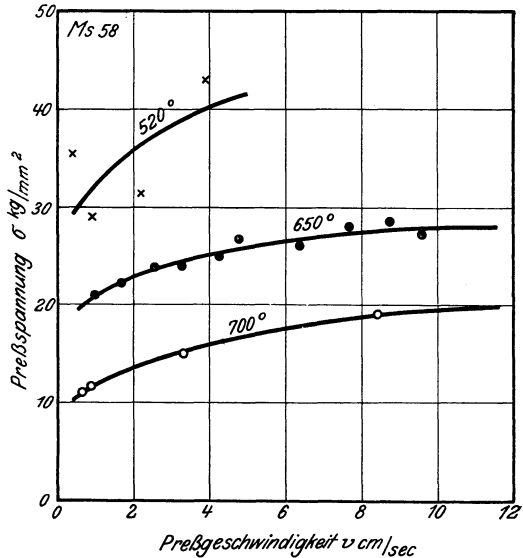


Abb. 126. Anfangswerte des Kraftbedarfs zum Pressen von 50 mm-Stangen aus Hartmessing aus Blöcken, 170 mm  $\varnothing$ , 750 mm Länge bei verschiedenen Temperaturen und Preßgeschwindigkeiten.

<sup>1</sup> Vgl. die zusammenfassende Darstellung in: Symposium on the Effect of Temperature. Philadelphia und New York 1931.

<sup>2</sup> Ludwik, P.: Z. VDI Bd. 59 (1915) S. 657—664; Z. physik. Chem. Bd. 91 (1916) S. 232 bis 247.

<sup>3</sup> Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96.

auch für andere geometrische Verhältnisse verwendbar zu machen, ist dabei der Preßdruck auf die Einheit der Preßfläche, d. i. als Preßspannung, angegeben. Gleichweise ist in Abb. 124 für Walzversuche an Stahl der Walzdruck auf die Einheit der von den Walzen gedrückten Fläche bezogen<sup>1</sup>.

### 65. Fließwiderstand und Fließgeschwindigkeit.

Die wirkliche Größe des Kraft- und Arbeitsbedarfs bei Warmverformungen ist auch noch deshalb schwer zu übersehen, weil sie stark von der Arbeitsgeschwindigkeit abhängt. Allgemein nimmt der Fließwiderstand bei der Warmverformung erheblich mit der Arbeitsgeschwindigkeit zu, allerdings lange nicht

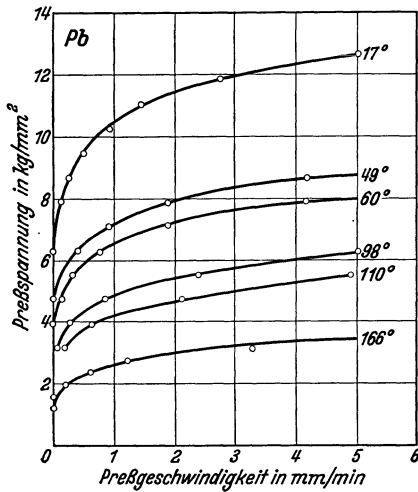


Abb. 127.

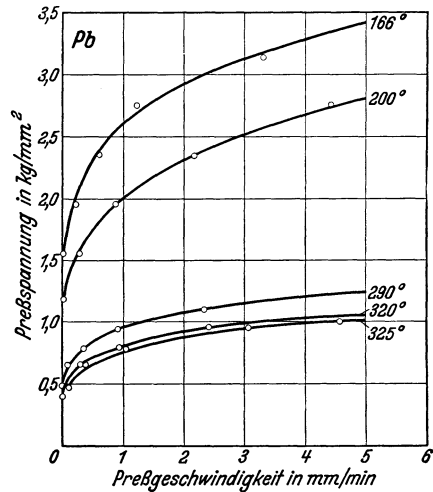


Abb. 128.

Abb. 127 u. 128. Einfluß von Temperatur und Preßgeschwindigkeit auf den Preßdruck zum Auspressen von Bleistangen 6,5 mm  $\varnothing$  aus Blöcken, 63,5 mm lang, 32 mm  $\varnothing$ . (Nach Pearson und Smythe.)

so stark wie bei Flüssigkeiten, wo er der Geschwindigkeit proportional angesetzt wird.

Zahlenmäßige Feststellungen der wirklichen Abhängigkeit bei Formungsvorgängen liegen bisher nur ganz vereinzelt vor. Die in Abb. 126 und in Nr. 97 gebrachten Werte für den Preßdruck beim Strangpressen von Hartmessing lassen erkennen, daß in dem in Frage kommenden Temperatur- und Geschwindigkeitsgebiet der Fließwiderstand bei Verdoppelung der Fließgeschwindigkeit grob geschätzt um etwa 10% zunimmt<sup>2</sup>. Einem solchen zahlenmäßigen Zusammenhang entspricht es auch, daß in Abb. 124 für Stahl der Fließwiderstand sich etwa verdoppelt, wenn die Geschwindigkeit aufs Tausendfache gesteigert wird<sup>3</sup>. Weitere Laboratoriumsversuche an niedrigschmelzenden Stoffen bei konstanter Temperatur und sehr gering gehaltenen Geschwindigkeiten lassen nach Abb. 127 und 128 erkennen, daß im großen

<sup>1</sup> Siebel, E. u. E. Fangmeier: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 12 (1930) S. 225—244.

<sup>2</sup> Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96.

<sup>3</sup> Hennecke, H.: Ber. Werkstoffaussch. V.D. Eisenhüttenl. 1926 Nr. 94.

ganzen der Einfluß der Geschwindigkeit bei allen Temperaturen gleichartig ist<sup>1</sup>. Die logarithmische Darstellung in Abb. 129 und 130 läßt allerdings erkennen, daß mit wachsender Temperatur der Geschwindigkeitseinfluß stärker wird, und zwar sowohl bei Blei als auch bei Zinn.

Auch einfache mechanische Prüfungen über den Geschwindigkeitseinfluß bei höheren Temperaturen liegen bisher kaum vor. Nur für die niedrigschmelzenden Metalle Zinn<sup>2</sup> und Blei<sup>3</sup> sind genauere Zug- und Druckversuche bei Raumtemperatur durchgeführt worden. Nach der in Abb. 131 und 132 gewählten Darstellung, wobei Abszisse die effektive, d. h. auf die jeweiligen Abmessungen bezogene Fließgeschwindigkeit ist (vgl. Nr. 78), entspricht der Einfluß der Versuchsgeschwindigkeit hierbei ganz dem in Abb. 127f. beim Strangpressen festgestellten.

Die Versuche in Abb. 132 für Blei zeigen aber, daß von einem einfachen Zusammenhang zwischen Fließgeschwindigkeit und Fließwiderstand eigentlich nicht gesprochen werden kann. Wohl stellt sich in den in Abb. 131 und 132 wiedergegebenen Fällen nach stärkeren Verformungen ein annähernd konstanter, nur noch von der Fließgeschwindigkeit abhängiger Fließwiderstand ein.

Gelangen wir aber wie mit Blei bei Raumtemperatur in ein Gebiet, wo sich schon während langsamer Verformung Rekristallisationsvorgänge abspielen können, so ergibt sich das schon in Nr. 56 ausführlicher behandelte Wechselspiel zwischen Verfestigung und Entfestigung. So zeigt auch Abb. 132 deutlich, wie sich bei langsamer Verformung erst eine Verfestigung einstellt, die weiterhin ziemlich schnell zusammenbricht, um allmählich erst in einen durch das



Abb. 129.

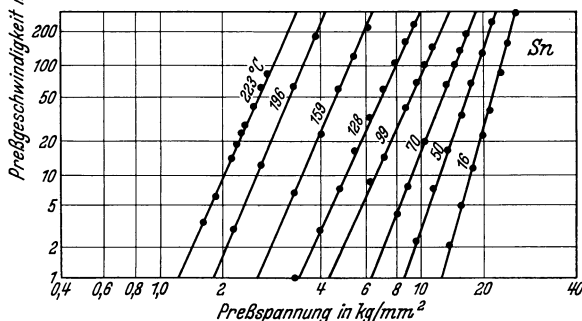


Abb. 130.

Abb. 129 u. 130. Preßdrücke für das Strangpressen von Blei und Zinn bei verschiedenen Temperaturen und Geschwindigkeiten (umgekehrtes Pressen; Block 32 mm Ø; 64 mm Länge; Matrize 6,3 mm Ø; 100 Einheiten der Preßgeschwindigkeit = 2,5 mm/min). (Nach Pearson und Smythe.)

<sup>1</sup> Pearson, C. E. u. J. A. Smythe: J. Inst. Met., Lond. Bd. 45 (1931 I) S. 345—381.

<sup>2</sup> Ludwik, P.: Physik. Z. Bd. 10 (1909) S. 411—417. Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96. Kuntze, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 97 bis 127.

<sup>3</sup> Andrade, E. N. da: Physik. Z. Bd. 11 (1910) S. 708—715. Ludwik, P.: Int. Z. Metallurg. Bd. 8 (1916) S. 53—64. Norbury, A. L.: Trans. Faraday Soc. Bd. 19 (1923) S. 140—148; Met. Ind., Lond. Bd. 22 (1923) S. 504—506. Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseld. Bd. 10 (1929) S. 63—69. Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96.



Wechselspiel Verfestigung-Entfestigung bedingten, gleichbleibenden Fließwiderstand auszulaufen. (Die Ausbiegung der Kurven an ihren Enden ist durch die Auflagerreibung bedingt.)

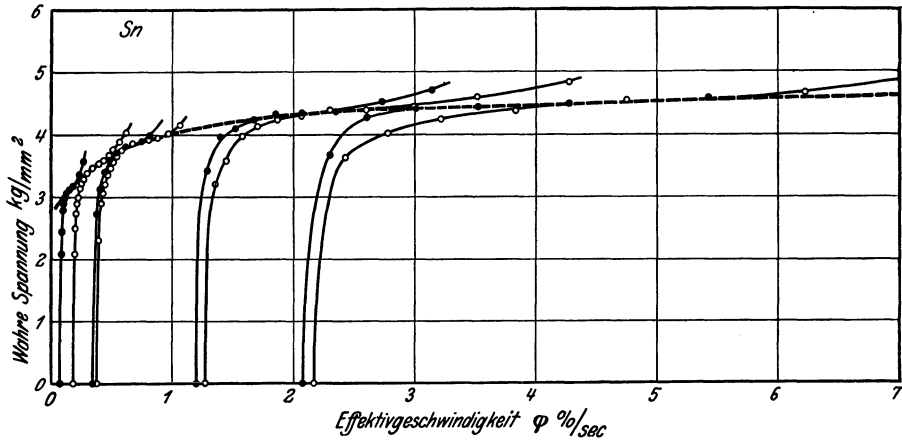


Abb. 131.

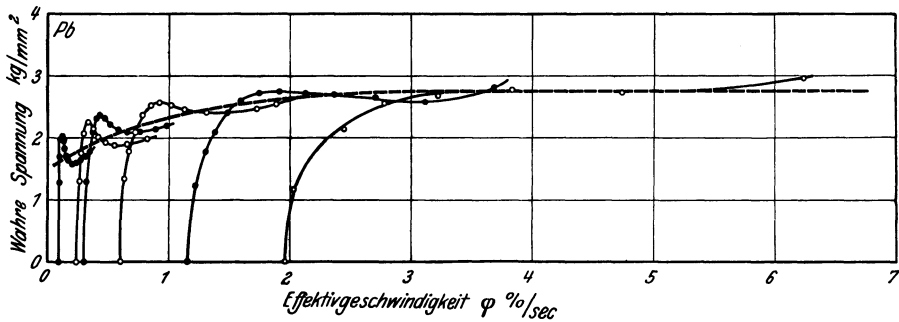


Abb. 132.

Abb. 131 u. 132. Stauchkurven von Zinn und Blei bei verschiedenen Stauchgeschwindigkeiten. (Unter Effektivgeschwindigkeit ist die Stauchgeschwindigkeit, bezogen auf die jeweils vorhandenen Abmessungen, verstanden.)

## 66. Verformung niedrigschmelzender Metalle.

Bei den in den vorigen Abschnitten schon mit herangezogenen niedrigschmelzenden Metallen Blei, Zinn und auch Kadmium, liegen die Entfestigungs- und Rekristallisationstemperaturen so tief, daß sich diese Stoffe schon bei Raumtemperatur im Gebiet der Warmverformung befinden.

Für Gefügeuntersuchungen hat dies die unangenehme Folge, daß ihre Oberfläche beim Schleifen und Polieren rekristallisiert und durch Abätzen oder mehrfaches Polieren entfernt werden muß, um das wirkliche Gefüge hervortreten zu lassen. Von diesen und einigen anderen weichen Metallen läßt sich das Makrogefüge auch gut mit Hilfe eines besonderen Apparates, des Mikrotoms, aufdecken, wobei durch ein scharfes Messer Späne von der Oberfläche abgehoben werden.

Im übrigen ist aber das Verhalten dieser Metalle genau so wie das der hochschmelzenden bei entsprechend höheren Temperaturen. Da sie zudem in den letzten Jahren recht gründlich untersucht worden sind, lassen sie besonders

gut die verwickelten Vorgänge, die sich bei der Warmverformung abspielen, erkennen.

Bei Temperaturen, die erheblich unter dem Gefrierpunkt liegen, behalten auch alle diese Stoffe die ihnen durch eine Verformung verliehene Verfestigung unbegrenzt lange Zeit bei<sup>1</sup>. Kennzeichnend für sie ist dann aber vor allem, daß durch die gewöhnlichen Verformungsvorgänge bei Raumtemperatur eine gewisse Verfestigung erzeugt wird, die erst nach stärkeren Verformungen oder beim Lagern, oder bei Anwesenheit gewisser Beimengungen sogar erst bei höheren Temperaturen wieder zurückgeht. Kadmium, das infolge seines niedrig-symmetrischen, hexagonalen Gitterbaues sich sehr stark verfestigt, läßt diese verwickelten Vorgänge besonders anschaulich daran erkennen, daß das Walzen zunächst infolge der steigenden Verfestigung stark erschwert wird, um dann plötzlich wieder ganz leicht zu werden<sup>2</sup>.

Von Blei nimmt man im allgemeinen an, daß es bei Raumtemperatur stets im völlig entfestigten und rekristallisierten Zustand vorliegt<sup>3</sup>. Nach der Untersuchung von Waterhouse und Willows trifft dies streng genommen nicht zu<sup>4</sup>. Eine Verformung durch Walzen kann eine gewisse Härtung hervorrufen, besonders wenn der Abwalzgrad klein ist, die nach einiger Zeit wieder nachläßt. Bei legiertem Blei, besonders mit Kadmium- und Antimonzusätzen, ist diese Verfestigung erheblich beständiger, und die Härte geht erst nach einigen Tagen stark zurück. Ein Blei mit 0,05—0,06% Tellur soll sogar seine Verfestigung bei Raumtemperatur unbegrenzt lange beibehalten<sup>5</sup>. Andererseits wird die hohe Härte gewisser Bleilegerungen im gegossenen oder wärmebehandelten Zustande, welche auf Ausscheidungsvorgängen beruht, durch Kaltverformung und nachheriges Lagern zerstört<sup>6</sup>. Da die meisten Zusätze zu Blei in größerer Menge nur bei höherer Temperatur löslich sind, ist daher eine wesentliche Steigerung der Festigkeitseigenschaften von Blei in verarbeiteter Form (Bleche, Rohre, Kabelmäntel) über das durch kleinere Zusätze erreichte Maß nicht zu erwarten.

Die für Kabelmäntel verwendeten Legierungen (vgl. Nr. 99) enthalten bis zu 3% Zinn als härtenden Zusatz, wodurch ihr Preßwiderstand bei 200° etwa auf das 2<sup>1</sup>/<sub>2</sub>fache heraufgesetzt wird<sup>7</sup>. Noch etwas stärker härtet 1% Antimon; und 0,06% Kupfer geben auch schon eine Verdoppelung des Fließwiderstandes, jedoch nur gegenüber reinem Blei. Die Wirkung des als Verunreinigung oft enthaltenen Wismuts ist dagegen in dieser Beziehung gering. Durch die härtenden Zusätze wird auch die Dauerfestigkeit des Bleies erheblich gesteigert<sup>8</sup>. Dagegen

<sup>1</sup> Molnar, A.: Rev. Métallurg. Bd. 27 (1930) S. 522—534.

<sup>2</sup> Jenkins, C. H. M.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 45 (1931 I) S. 307—343.

<sup>3</sup> Norbury, A. L.: Trans. Faraday Soc. Bd. 19 (1923) S. 140—148; Met. Ind., Lond. Bd. 22 (1923) S. 504—506. Loofs-Rassow, E.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 161—165. Hargreaves, F.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 39 (1928 I) S. 301—321.

<sup>4</sup> Waterhouse, H. u. R. Willows: J. Inst. Met., Lond. Bd. 46 (1931 II) S. 139—168.

<sup>5</sup> Singleton, W. u. B. Jones: J. Inst. Met., Lond. Bd. 51 (1933 I) S. 71—92.

<sup>6</sup> Waterhouse, H. u. R. Willows: a. a. O.

<sup>7</sup> Zickrick, L.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1932 S. 345—362.

<sup>8</sup> Archbutt, L.: Trans. Faraday Soc. Bd. 17 (1921) S. 22—35. Townsend, S. R.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 27 II (1927) S. 153—166. Beckinsale, S. u. H. Waterhouse: J. Inst. Met., Lond. Bd. 39 (1928 I) S. 375—406. Townsend, J. R.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 30 II (1930) S. 395—405. Singleton, W. u. B. Jones: J. Inst. Met., Lond. Bd. 51 (1933 I) S. 71—92.

scheint der Einfluß von Beimengungen auf die Dauerstandfestigkeit des Bleies gering zu sein<sup>1</sup>.

Weitgehend gleichartig wie Blei dürfte sich Thallium verhalten<sup>2</sup>.

Auch Zinn verhält sich sehr ähnlich wie Blei. Immerhin ist die Verfestigung bei reinem Zinn etwas beständiger als bei Blei; und das Eintreten der Rekristallisation kann bei Raumtemperatur verfolgt werden<sup>3</sup>.

Die an Kadmium festgestellten Erscheinungen sind etwas unübersichtlicher<sup>4</sup>. Durch Walzen wird Kadmium ebenso wie die anderen niedrigschmelzenden Metalle nicht auf die Dauer gehärtet, sondern entfestigt sich und rekristallisiert schon während des Walzens oder beim Lagern. Durch mehrjähriges Lagern kann es sogar grobkörnig werden. Wird jedoch beim Walzen durch Kühlung die Temperatur niedrig gehalten, so tritt dabei eine ständig zunehmende Verfestigung ein, welche das Walzen erschwert<sup>5</sup>. Diese Verfestigung, und vielleicht auch die infolge des hexagonalen Gitterbaues verhältnismäßig geringe Bildsamkeit sind es wohl auch, welche das Strangpressen von Kadmium erst von 100° ab ermöglichen<sup>6</sup>.

Demgegenüber verhält sich sogar eigenartigerweise das als ganz spröde angesehene Wismut in dieser Beziehung günstiger, da es wenig über Raumtemperatur zu Stangen und zu biegbarem Draht verpreßt werden kann<sup>7</sup>. Und selbst von Antimon und Tellur können auf diesem Wege Drähte hergestellt werden<sup>8</sup>.

Bei Blei und Zinn ist bisher eine Einregelung der Kristalle durch Formungsvorgänge nicht festgestellt worden. Infolge der schnellen Rekristallisation stellt sich wohl stets ein ungeordneter Zustand ein. Dagegen zeigt Kadmiumblech in der Regel eine scharfe Rekristallisationstextur<sup>9</sup>, sowie auch die danach zu erwartende Richtungsabhängigkeit der Eigenschaften (Wärmedehnung)<sup>10</sup>.

<sup>1</sup> Moore, H. F. u. N. J. Alleman: Univ. Illinois Bull. Engng. Exp. Stat. 1932 Nr. 243.

<sup>2</sup> Nicolardot, P.: C. R. Acad. Sci., Paris Bd. 168 (1919) S. 558—560.

<sup>3</sup> Czochralski, J.: Int. Z. Metallogr. Bd. 8 (1916) S. 1—46; Met. u. Erz Bd. 13 (1916) S. 381—393. Nicolardot, P.: C. R. Acad. Sci., Paris Bd. 168 (1919) S. 558—560. Masing, G.: Z. Metallkde. Bd. 12 (1920) S. 457—498. Polanyi, M. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 32 (1925) S. 684—712. Hargreaves, F.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 38 (1927 II) S. 315—339, Bd. 39 (1928 I) S. 301—321. Arkel, A. E. van u. J. J. A. Ploos van Amstel: Z. Physik Bd. 51 (1928) S. 534—544, Bd. 62 (1930) S. 46—48.

<sup>4</sup> Rose, T. K.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 8 (1912 II) S. 86—125. Nicolardot, P.: C. R. Acad. Sci., Paris Bd. 168 (1919) S. 558—560. Greenwood, J. N.: Trans. Faraday Soc. Bd. 17 (1921) S. 681—687. Cook, M.: Trans. Faraday Soc. Bd. 19 (1923) S. 43—48; J. Inst. Met., Lond. Bd. 29 (1923 I) S. 119—137. Hargreaves, F.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 38 (1927 II) S. 315—326; J. Inst. Met., Lond. Bd. 39 (1928 I) S. 301—321. Jenkins, C. H. M.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 34 (1925 II) S. 103—110, Bd. 36 (1926 II) S. 62—97, Bd. 45 (1931 I) S. 307—343.

<sup>5</sup> Jenkins, C. H. M.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 45 (1931 I) S. 307—343.

<sup>6</sup> Pearson, C. E. u. J. A. Smythe: J. Inst. Met., Lond. Bd. 45 (1931 I) S. 345—381.

<sup>7</sup> Thompson, J. G.: Met. & Alloys Bd. 1 (1930) S. 826—827. Pearson, C. E. u. J. A. Smythe: a. a. O.

<sup>8</sup> Bridgman, P. W.: Physic. Rev. [2] Bd. 9 (1927) S. 138—141.

<sup>9</sup> Preston, G. D.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 45 (1931 II) S. 337—338. Schmid, E. u. G. Wassermann: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 735—736.

<sup>10</sup> Masing, G.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 425—427; Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 7 (1929) S. 210—216.

Bei allen niedrigschmelzenden Metallen<sup>1</sup> bietet eine einwandfreie Feststellung und Kennzeichnung der mechanischen Eigenschaften erhebliche Schwierigkeiten<sup>2</sup>. Die Eigenschaften sind stark und in unklarer Weise von der Versuchsgeschwindigkeit bzw. der Belastungsdauer abhängig. Besonders eigenartig ist auch die Tatsache, daß verformtes Material unter Umständen eine so starke Geschwindigkeitsabhängigkeit des Verformungswiderstandes aufweist, daß es gegenüber lang anhaltender Belastung erheblich weicher und weniger fest sein kann als geglühtes Material, das seinerseits in Kurzprüfungen deutlich weicher und weniger fest ist<sup>3</sup>. Nach Versuchen an Zink, wo offenbar gleichartige Verhältnisse vorliegen, tritt dieser Fall nur dann ein, wenn der Stoff schon so weit kaltverformt ist, daß er ein starkes Entfestigungsbestreben hat (vgl. nächsten Abschnitt).

### 67. Verformung von Zink.

Von den niedrigschmelzenden Metallen ist noch Zink durch gewisse Besonderheiten ausgezeichnet. Grundsätzlich verhält es sich, wie besonders durch eine Untersuchung von Chadwick klargestellt ist<sup>4</sup>, ganz gleichartig wie Blei, Zinn und insbesondere auch das gleichartig kristallisierende Kadmium. Dieser Gitterbau bringt es aber u. a. mit sich, daß Zink in vielkristalliner Form sehr viel fester ist als etwa Blei und Zinn, und nach gewöhnlichen Versuchsverfahren ähnliche mechanische Eigenschaften zu haben scheint wie die wesentlich höher schmelzenden Metalle Aluminium und Kupfer. Dementsprechend hat man, besonders im Weltkriege, das Zink viel als Ersatz für diese Metalle verwendet. Allerdings wird es nach den dabei gemachten Erfahrungen heute für Zwecke, wo stärkere Beanspruchungen vorliegen, abgelehnt. Denn infolge seines niedrigen Schmelzpunktes hat es eben doch, wenn auch vielleicht in geringerem Maße, die gleichen Schwächen, welche besonders am Blei so auffällig in Erscheinung treten, z. B. das Nachgeben unter lang wirkenden Beanspruchungen und die Neigung zur Rekristallisation und Grobkristallisation bei mäßiger Erwärmung.

Andererseits geht aus neueren Untersuchungen hervor, daß die Verfestigung des Zinks doch merklich beständiger ist als bei den anderen niedrigschmelzenden Metallen; und es ergibt sich hieraus die Hoffnung, daß geeignet legiertes und behandeltes Zink sich in Zukunft doch als Ersatz für Kupfer und Aluminium bewähren wird.

Auch der Umstand, daß Zink schon bei Temperaturen wenig unter dem Gefrierpunkt ganz spröde wird<sup>5</sup>, ist seiner Verwendung recht hinderlich. In gegossenem und grobkörnig rekristallisiertem Zustand ist Zink, abgesehen von Material hohen Reinheitsgrades, schon bei Raumtemperatur nicht verarbeitbar. Wohl aber läßt sich sein Gefüge eigentümlicherweise beim Walzen durch

<sup>1</sup> Vgl. auch G. Tammann: Ann. Physik N. F. Bd. 157 (1902) S. 198—224. Werigin, N., J. Lewkojeff u. G. Tammann: Ann. Physik [4] Bd. 10 (1903) S. 647—657.

<sup>2</sup> Haigh, B. P. u. B. Jones: J. Inst. Met., Lond. Bd. 5 (1933 I) S. 49—70.

<sup>3</sup> Sachs, G.: Mitt. Mat.-Prüf.-Amt Bd. 42 (1924) S. 52—53. Beckinsale, S. u. H. Waterhouse: J. Inst. Met., Lond. Bd. 39 (1928 I) S. 375—406. Jenkins, C. H. M.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 45 (1931 I) S. 307—343.

<sup>4</sup> Chadwick, R.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 51 (1933 I) S. 93—122.

<sup>5</sup> Ludwik, P.: Stahl u. Eisen Bd. 43 (1923) S. 1427—1428. Masing, G. u. M. Polanyi: Z. Physik Bd. 28 (1924) S. 169—176. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 187—193. Goerens, P. u. R. Mailänder: Forschungsarb. VDI 1927 Heft 295 S. 18—34. Molnar, A.: Rev. Métallurg. Bd. 27 (1930) S. 522—534.

allmähliche Senkung der Verformungstemperatur in ein typisches sehniges Verformungsgefüge überführen (vgl. Nr. 57); und in diesem Zustande sind praktisch alle technischen Zinksorten auch bei Raumtemperatur weitgehend verformbar.

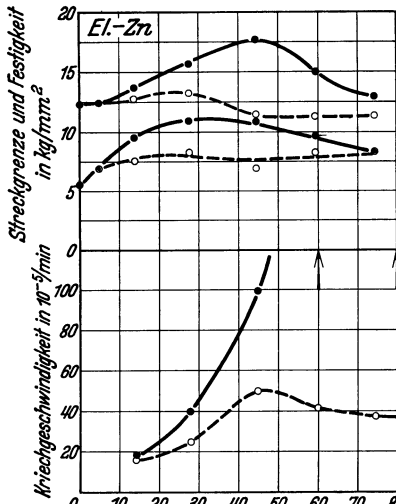


Abb. 133.

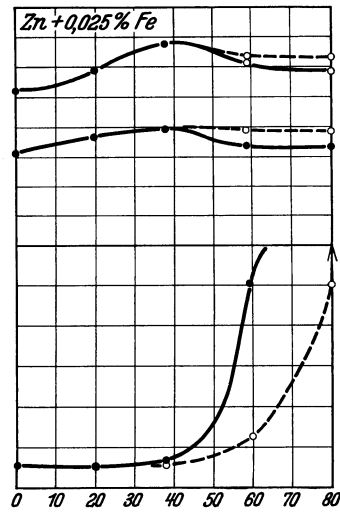


Abb. 134.

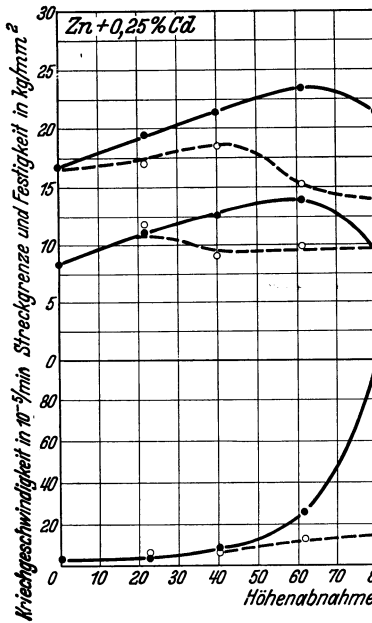


Abb. 135.

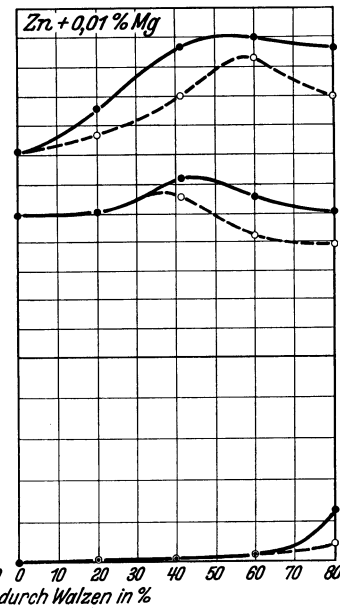


Abb. 136.

Abb. 133 bis 136. Einfluß des Kaltwalzens auf Festigkeitseigenschaften und Kriechgeschwindigkeit (Belastung 7 kg/mm²) von Elektrolytzink mit verschiedenen Zusätzen. (Nach Chadwick.)

Verwickeltere Formungsvorgänge werden in der Regel an schwach angewärmtem Material durchgeführt. Für das Strangpressen werden Temperaturen von 120 bis 140°, für das Pressen von Tuben usw. (Spritzen) Temperaturen zwischen

\* Schulz, E. H. u. R. Fiedler: Forschungsarb. VDI Reihe M 1 (1919) S. 27—29.

150 und 200<sup>0</sup>\* empfohlen. Neuerdings hat es sich aber als vorteilhaft erwiesen, Tuben kalt zu spritzen. Für Blecharbeiten genügt Lagern der Werkzeuge und Zuschnitte bei etwa 20—25<sup>0</sup>\*\*.

Eine Entfestigung und Rekristallisation des Zinks treten bei kurzzeitiger Erwärmung erst oberhalb 50<sup>0</sup> auf<sup>1</sup>. Sehr reines Zink rekristallisiert schon bei Raumtemperatur nach längerem Lagern<sup>2</sup>. Bei handelsüblichem Elektrolytzink ist nach den Versuchen von Mathewson, Trewin und Finkeldey<sup>3</sup>, sowie besonders von Chadwick<sup>4</sup> die Entfestigung vom Reinheitsgrad und den Reckgrad stark abhängig. Wie Abb. 133—136 zeigen, ist schwach verfestigtes Zink bei Raumtemperatur praktisch beständig. Eine stärkere Verfestigung bleibt dagegen nur bei magnesiumhaltigem (0,01%) Zink erhalten; während Eisen (0,025%) einflußlos ist und Kadmium (0,25%) eher die Entfestigung beschleunigt. Die vor sich gehende Entfestigung kennzeichnet sich noch nach Abb. 133—136 darin, daß ein solches Zink unter Belastungen in der Nähe der Streckgrenze stark fließt. Dieses Kriechen läßt beim Lagern stark nach.

In jedem Falle sind die Festigkeitseigenschaften von Zink bei Raumtemperatur stark von der Belastungsgeschwindigkeit bzw. Belastungsdauer abhängig<sup>5</sup>. Infolgedessen kann einem Zinkblech für Bedachungszwecke trotz seiner auf übliche Weise ermittelten Festigkeit von 15—20 kg/mm<sup>2</sup> nur eine Beanspruchung von 3—4 kg/mm<sup>2</sup> durch das Eigengewicht zugemutet werden<sup>6</sup>. Mit 1% Kupfer und 0,01% Magnesium legiertes Zink verträgt etwa die doppelte Beanspruchung<sup>7</sup>; ähnlich wirken auch andere Zusätze<sup>8</sup>.

Für die Walzbarkeit des Zinks sind die meisten Beimengungen schädlich<sup>9</sup>. Während Elektrolytzink sich praktisch bei allen Temperaturen verwalzen läßt, kann durch Blei und Kadmium verunreinigtes Raffinadezink nur unterhalb etwa 200<sup>0</sup> verarbeitet werden, da es niedrigschmelzende Eutektika enthält. Bei niedrigeren Walztemperaturen macht sich ein Bleigehalt bis über 1% nicht bemerkbar. Dagegen wird durch Kadmium schon bei Anwesenheit von etwa 0,1% und durch Eisen bei Anwesenheit von 0,01% die Formung des Zinks erschwert<sup>10</sup>.

\* Crane, E. V.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 S. 284—316.

\*\* Trewin, C. S.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 95—98.

<sup>1</sup> Haines, W. B.: Proc. Roy. Soc., Lond. Bd. 85 [A] (1911). Rose, T. K.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 8 (1912 II) S. 86—114. Mathewson, C. H., C. S. Trewin u. W. B. Finkeldey: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 64 (1920) S. 305—377. Ingall, D. H.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 26 (1921 II) S. 281—320. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 187—193.

<sup>2</sup> Schrader: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 282—285.

<sup>3</sup> Mathewson, C. H., C. S. Trewin u. W. B. Finkeldey: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 64 (1920) S. 305—377.

<sup>4</sup> Chadwick, R.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 51 (1933 I) S. 93—122.

<sup>5</sup> Bauschinger, K.: Mitt. mech.-techn. Labor. München 1887 Heft 20. Martens, M.: Mitt. K. techn. Vers.-Anst. Berlin 1889 Erg.-Heft 4. Mathewson, C. H., C. S. Trewin u. W. B. Finkeldey: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 64 (1920) S. 305—377. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 187—193. Peirce, W. M. u. E. A. Anderson: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1929 S. 560—572. Anderson, E. A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 481—489. Burkhardt, A. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 325—329, 339—343.

<sup>6</sup> Peirce, W. M. u. E. A. Anderson: a. a. O.

<sup>7</sup> Anderson, E. A.: a. a. O.

<sup>8</sup> Burkhardt, A. u. G. Sachs: a. a. O.

<sup>9</sup> Bauer, O. u. P. Zunker: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 289—292, 303—306. Burkhardt, A. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 325—329, 339—343.

<sup>10</sup> Herrmann, W.: Chem.-Ztg. Bd. 57 (1933) S. 958—959.

Die Entfestigungstemperatur des Zinks bei kurzzeitiger Erwärmung wird durch Beimengungen in geringem Maße verschoben<sup>1</sup>. Bei höheren Glühtemperaturen neigt Zink sehr stark zur Ausbildung großer Kristalle, womit auch ein erheblicher Abfall der Festigkeit verbunden ist<sup>2</sup>. Durch Beimengungen werden auch diese Erscheinungen erheblich verändert<sup>3</sup>, anscheinend in Übereinstimmung mit den allgemeinen Gesetzen der Grobkristallisation (vgl. Nr. 44).

Von Bedeutung für die Eigenschaften eines Zinkbleches ist noch die mehr oder weniger scharfe Einstellung einer Walztextur<sup>4</sup>. In Blechen, die im Paket ständig in einer Richtung gewalzt werden, stellen sich die Kristalle über die ganze Dicke gleichmäßig in eine bestimmte Lage ein. In Blechen und Bändern dagegen, die einzeln gewalzt sind, hat die Oberfläche, je nach den sonstigen Arbeitsbedingungen mehr oder weniger scharf ausgesprochen, eine andere Textur als das Innere<sup>5</sup>. Nach Edmunds und Fuller ist auch die Biegefähigkeit des Bleches von der Ausbildung der Textur abhängig, und zwar ist sie im Falle einer unterschiedlichen Textur in den Oberflächenschichten erheblich größer. In rekristallisiertem Blech bleibt die Walztextur etwas abgeändert, aber ziemlich scharf erhalten.

Mit dieser Textur hängen gewisse Erscheinungen, die bei der Blechbearbeitung stören, zusammen, wie die Zipfelbildung beim Tiefziehen<sup>6</sup> und die unterschiedliche Biegefähigkeit verschieden herausgeschnittener Streifen<sup>7</sup>. Die Richtungsabhängigkeit der Festigkeitseigenschaften wird bei einseitig gewalztem Zinkblech oder Zinkband regelmäßig festgestellt<sup>8</sup>. Durch wiederholtes Wechseln der Walzrichtung bei Blech um 90° und geeignet abgestufte Abwälzungen kann diese Anisotropie vermieden werden<sup>9</sup>. Bei der Tiefungsprüfung hebt sich dann eine fast kreisrunde Kappe ab.

Auch in Zinkdraht stellt sich eine Textur ein<sup>10</sup>.

Das verwickelte Verhalten des Zinks, besonders der unreineren Sorten, hat vielfach dazu geführt, dem Zink (und auch dem Kadmium) mehrere Modifikationen

<sup>1</sup> Burkhardt, A. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 325—329, 339—343.

<sup>2</sup> Timoféef, G.: C. R. Acad. Sci., Paris Bd. 155 (1912) S. 430; Rev. Métallurg. Bd. 11 (1914) S. 127—132. Fraenkel, W.: Z. Elektrochem. Bd. 23 (1917) S. 302—304. Bingham, K. E.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 24 (1920 II) S. 333—353. Schulz, E. H. u. O. Zeller: Forschungsarb. VDI Sonderreihe M 1 (1919) S. 32—38. Ingall, D. H.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 26 (1921 II) S. 281—320. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 187—193.

<sup>3</sup> Burkhardt, A. u. G. Sachs: a. a. O.

<sup>4</sup> Davey, W. P., C. C. Nitchie u. M. L. Fuller: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 557—565. Schmid, E. u. G. Wassermann: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 698—702. Edmunds, G. u. M. L. Fuller: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1932 S. 175—189. Caglioti, V. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 1—4. Valouch, M. A.: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 165—166.

<sup>5</sup> Schmid, E. u. G. Wassermann: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 698—702. Edmunds, G. u. M. L. Fuller: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1932 S. 175—189.

<sup>6</sup> Schrader: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 282—285.

<sup>7</sup> Crane, E. V.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 S. 284—316.

<sup>8</sup> Martens, A.: Mitt. Mat.-Prüf.-Amt Bd. 5 (1889) Erg.-Heft 4. Meyer, D.: Metallurgie Bd. 3 (1906) S. 53—59. Moore, H. F.: Univ. Illinois Bull. Engng. Exp. Stat. 1911 Nr. 52. Ingall, D. H.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 26 (1921 II) S. 281—320. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 187—193. Schmid, E. u. G. Wassermann: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 87—90.

<sup>9</sup> Schrader: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 282—285.

<sup>10</sup> Schmid, E. u. G. Wassermann: Naturwiss. Bd. 17 (1929) S. 312—316.

zuzusprechen. Neuere, an reinem Zink durchgeführte Untersuchungen haben aber keine Bestätigung für die Existenz einer zweiten Modifikation ergeben<sup>1</sup>.

## 68. Plattieren.

Von einigen Metallen ist es schon seit sehr langer Zeit bekannt, daß sich mehrere Stücke davon durch Schmieden verschweißen lassen. Auf diese Weise wird ja auch Schweißisen erzeugt. Von manchen Metallen, wie Gold und Blei, lassen sich sogar — genügende Reinheit der Oberflächen vorausgesetzt — einzelne Stücke durch ein solches Druck- oder Preßschweißen bei Raumtemperatur miteinander vereinigen. Eine ausgedehnte praktische Anwendung findet dieser Vorgang noch bei der Herstellung von Bleikabelmänteln. Hierbei werden in Strangpressen zwei Bleistränge um das Kabel herumgeführt und in einer Matrize zu einem Rohr verschweißt (vgl. Nr. 99)<sup>2</sup>.

Verbundkörper aus verschiedenen Metallen wurden früher durch Zusammenlöten hergestellt<sup>3</sup>. Gold- und silberplattiertes Material kann auch in der Weise gewonnen werden, daß zwischen das unedle und das edle Metall eine dünne Zwischenschicht des Lotes, etwa in Blechform, und gegebenenfalls noch ein Flußmittel gebracht und das ganze Paket einer Warmverformung durch Walzen, Schmieden usw. unterworfen wird.

Aus diesem Verfahren hat sich dann die heute allgemein übliche Herstellung von Verbundkörpern entwickelt, bei dem die beiden Metalle unmittelbar durch die Warmverformung miteinander verschweißt werden. Hierzu müssen nur die miteinander in Berührung kommenden Oberflächen gut gereinigt sein; und das Paket muß durch geeignete Maßnahmen (Einpacken in Asbest, Verlöten der Ränder, vollständiges Einpacken in das Material der Oberflächenschicht, Glühen in Schutzatmosphäre) vor Oxydation geschützt werden. Bei der Warmverformung tritt, soweit die verschiedenen Stoffe die Fähigkeit dazu besitzen, eine Diffusion zwischen ihnen ein, die zu einer praktisch vollständigen Verbindung führt.

Auf diese Weise werden vor allem einseitig oder doppelseitig mit edleren Metallen plattierte Bleche hergestellt. Ferner können auch Körper durch Schmieden, und mannigfaltig gestaltete Profile durch Strangpressen plattiert werden. Abb. 137 zeigt den Querschnitt durch ein mit Aluminium plattiertes Profil aus einer Aluminiumlegierung. Da die Dicke der Plattierschicht in der Regel zwischen 5 und 20% des Grundmetalles liegt, hat ein plattiertes Material

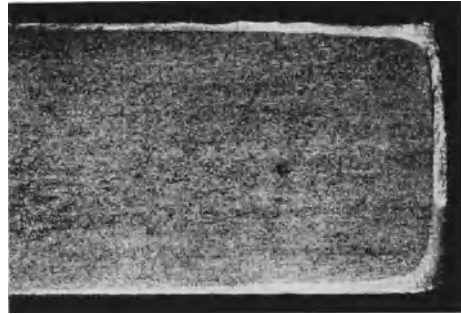


Abb. 137. Teil eines Winkelprofils in einer plattierten Aluminiumlegierung. Vergr. 50 ×. Ätzung nach Villela (3 Teile Glycerin, 2 Teile HF, 1 Teil HNO<sub>3</sub>).

<sup>1</sup> Vgl. A. Schulze: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 194—197, 308—311.

<sup>2</sup> Bassett, W. H. u. C. J. Snyder: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 S. 254—275.

<sup>3</sup> Smith, E. A.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 44 (1930 II) S. 175—205. Schrumm, J. F.: Met. Progr. Bd. 20 (1931) S. 77—80, 100.



nahezu dessen Festigkeitseigenschaften. Die Oberfläche hat dagegen die Widerstandsfähigkeit des Plattiermaterials gegenüber chemischen Angriffen und mechanischem Verschleiß. Voraussetzung hierfür ist jedoch, daß die Plattierschicht genügend dick und die Verformungs- und Glühtemperaturen genügend tief bleiben, um eine völlige Durchdiffusion des plattierten Materials zu vermeiden. Andernfalls können die wertvollen Eigenschaften der Plattierschicht verdorben sein. Abb. 138 und 139 zeigen eine normale und eine durchdiffundierte Schicht von Aluminium auf einer vergüteten Aluminiumlegierung. Auch gegenüber stärkeren chemischen und mechanischen Angriffen, welche die Plattierschicht

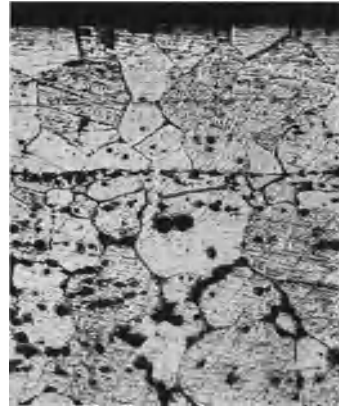
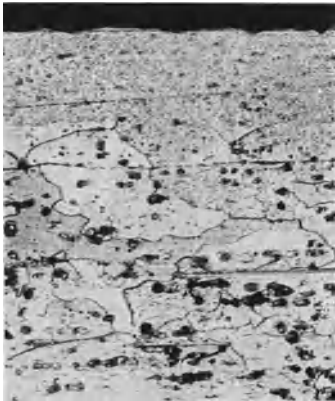


Abb. 138. Mit Reinaluminium plattiertes Blech einer Aluminium-Kupferlegierung.      Abb. 139. Plattiertes Blech einer Aluminium-Kupferlegierung, bei dem Kupfer in die Plattierschicht eingewandert ist.  
Vergr. 175 ×. Ätzung nach Villela.

beschädigen, bietet diese natürlich nur einen beschränkten Schutz. Das Schweißen plattierter Körper kann oft mit einem in den Eigenschaften der Oberflächenschicht nahekommenden Schweißmaterial geschehen. Die Schweißnaht hat dann natürlich nahezu dessen Eigenschaften. Vielfach kann aber eine Verbindung nur durch Löten, Nieten usw. hergestellt werden.

Das bekannteste Anwendungsgebiet für plattierte Waren ist unechter Gold- und Silberschmuck. Einseitig oder zweiseitig plattiertes Goldblech (Double, engl. rolled gold) wird aus einer gegossenen oder vorgewalzten Platte aus Messing oder einer anderen Legierung mit einer 5—10%igen Auflage von 9—22 karätigem Gold (24 Karat = 100% Gold, Rest Silber und Kupfer) zunächst warm, dann kalt ausgewalzt<sup>1</sup>. Die Platten müssen glatt und eben sein, damit sie gut aufeinander liegen und keine Blasen entstehen und werden an den Rändern durch eine Borsäurepaste vor Oxydation geschützt. Da derartig plattierte Materialien als hochwertiger angesehen werden als elektroplattierte (galvanisierte) oder auch die heute kaum noch hergestellten feuerplattierten, sind Verfahren ausgearbeitet worden, um die verschiedenen Überzüge voneinander zu unterscheiden. Üblich ist das Abätzen des Grundmetalls, welches an der Unterseite der mechanisch aufgetragenen Plattierschicht eine Diffusionsschicht freilegt<sup>2</sup>. Auch ist deren Gefüge verschieden von dem der elektrolytisch aufgetragenen Überzüge. Durch

<sup>1</sup> Smith, E. A.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 44 (1930 II) S. 175—205.

<sup>2</sup> Smith, E. A.: a. a. O.

Glühen des galvanisierten Materials, das heute zur Verbesserung des Haftens vorgenommen wird, gehen diese Unterschiede aber teilweise verloren. Mit Hilfe von Röntgenstrahlen ist es nur dann möglich, Walzdoublé eindeutig als solches nachzuweisen, wenn es nicht zu hoch geglüht ist und noch die charakteristische Walztextur des Goldes (vgl. Nr. 22) aufweist<sup>1</sup>.

Von großer Bedeutung ist die Plattierung für vergütbare Aluminiumlegierungen. Da die hochwertigen vergütbaren Aluminiumlegierungen infolge ihres Kupfergehaltes eine verhältnismäßig schlechte Korrosionsbeständigkeit aufweisen, wird diese durch Plattieren mit 5—10% gewöhnlichem Reinaluminium (Albondur, Allautal)<sup>2</sup>, sehr reinem Aluminium (Alclad)<sup>3</sup> oder kupferfreien vergütbaren Legierungen (Duralplat)<sup>4</sup> verbessert. Abb. 137 und 138 zeigen Schlibfbilder derartiger Plattierschichten.

Die Verbundplatten können auch durch Gießen hergestellt werden, etwa durch Zwischengießen von Duralumin in eine mit zwei Aluminiumplatten ausgekleidete Form. Dieses Verfahren hat aber den Nachteil, daß örtliches Anschmoren und Überhitzen schwer zu vermeiden ist.

In zunehmendem Maße findet auch plattiertes Flußeisen Verwendung. Die Plattierschicht kann aus 2½—10% Reinnickel, Kupronickel (15, 20 oder 25% Ni), Kupfer, Tombak oder Messing bestehen<sup>5</sup>. Neuerdings werden als Ersatz für Reinnickel besonders Platten und Blech mit einer einseitigen oder zweiseitigen Auflage von 10—20% Reinnickel empfohlen<sup>6</sup>. Das Schweißen derartiger Bleche erfolgt mit Reinnickel<sup>7</sup>. Auch Plattierschichten von nichtrostendem Stahl lassen sich auf Flußstahl aufbringen<sup>8</sup>.

Ferner sind in neuester Zeit mit Aluminium plattiertes Eisen (Ferran) und Zink (Zincan) in den Handel gekommen. Für Elementezwecke wird auch mit Blei plattiertes Zink vorgeschlagen.

In gleichartiger Weise wie plattiertes Material kann auch Bimetall hergestellt werden, das aus annähernd gleich dicken Schichten von Legierungen mit sehr verschiedenem Ausdehnungskoeffizienten besteht<sup>9</sup>. Die eine davon ist meist Invar oder eine andere Eisen-Nickellegierung mit geringer Wärmedehnung, die zweite ein anderer Nickelstahl oder auch Flußstahl, Kupronickel, Messing usw. Bimetallstreifen erleiden bei der Erwärmung eine Verkrümmung, welche als Temperaturanzeige genommen werden kann (Temperaturmeßgeräte), oder dazu benutzt wird, um Kontakte zu öffnen und zu schließen (Temperaturregler).

<sup>1</sup> Dehlinger, U. u. R. Glocker: Z. Metallkde. Bd. 21 (1929) S. 325—326.

<sup>2</sup> Druckschrift Ver. Leichtmet.-Werke Bonn.

<sup>3</sup> Dix, E. H.: U. S. Nat. Adv. Com. Aeron. 1927 Nr. 259; vgl. J. Inst. Met., Lond. Bd. 49 (1932 II) S. 145—148. Knerr, H. C.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 S. 487—493.

<sup>4</sup> Meißner, K. L.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 49 (1932 II) S. 135—151. Schraivogel, K. u. E. K. O. Schmidt: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 57—62.

<sup>5</sup> Hohorst, G.: Werkstoffhandbuch Nichteisenmetalle, Blatt M 12.

<sup>6</sup> Humpton, W. G., P. F. Huston u. R. J. McKay: Min. & Metallurgy Bd. 12 (1931) S. 90—93. Huston, J. S.: Met. & Alloys Bd. 2 (1931) S. 209—213. Hill, E. G.: Chem. metallurg. Engng. Bd. 39 (1932) S. 268; vgl. auch F. P. Huston: Techn. Inf. Bull. Int. Ni. Co. T 4; sowie Mond Ni. Co., Ber. W 6.

<sup>7</sup> Schoener, J. G. u. F. G. Flocke: Iron Age 1932 S. 583—584.

<sup>8</sup> Iron Age Bd. 128 (1931) S. 503—504.

<sup>9</sup> Rohn, W.: Z. Metallkde. Bd. 21 (1929) S. 259—264; Metallurgia Bd. 5 (1930) S. 17—19, 59—61. Scott, H.: Met. Progr. Bd. 21 (1932) S. 29—33.

Ein Bimetall für andere Zwecke, das aus Kupfer und Stahl besteht und in Form von Streifen oder allseitig von Kupfer umgebenen Stangen geliefert wird, ist Kupferpanzerstahl. Die Bindung wird durch Gießen unter Ausschluß von Luft nach einem besonderen Verfahren hergestellt. Der Kupferpanzerstahl wird vielfach als Ersatz für Kupfer oder Bronze benutzt<sup>1</sup>.

## Grundlagen einer Mechanik der spanlosen Formung<sup>2</sup>

### 69. Rechnerische Behandlung von Fließvorgängen in Metallen.

Ein volles Verständnis für die überaus verwickelten Erscheinungen, die bei der spanlosen Formung der Metalle auftreten, werden wir erst gewinnen, wenn wir in der Lage sein werden, die sich unter bestimmten Bedingungen abspielenden Vorgänge einigermaßen richtig vorauszusagen. Von diesem Idealzustand sind wir bisher freilich noch sehr weit entfernt. Und man kann sogar mit einiger Sicherheit voraussagen, daß er insofern niemals erreicht werden wird, als selbst bei genauer Kenntnis aller Zusammenhänge ihre Anwendung auf einen Sonderfall stets eine praktisch nicht zu bewältigende Gedanken- und Rechenarbeit erfordern wird.

Immerhin hat die Forschung, insbesondere in den letzten Jahrzehnten, hier eine gewisse Klarheit gebracht und uns die Grenzen aufgedeckt, innerhalb deren eine systematische, von den Einzelercheinungen losgelöste Betrachtungsweise auch für die Praxis nützlich zu werden verspricht und auch schon vielfach nützlich geworden ist.

Die mit dem kristallinen Aufbau der Metalle zusammenhängenden Vorgänge, denen ein beträchtlicher Teil dieses Buches gewidmet ist, sind in dieser Beziehung freilich sehr spröde. Nur in wenigen Fällen ist es möglich, hierbei alle Stoffe in übersichtlicher Weise einheitlich zu behandeln. In den meisten Fällen werden durch die besonderen Eigentümlichkeiten des betreffenden Stoffes die Grundgesetze nicht unerheblich in ihrer Gültigkeit eingeschränkt. Damit fällt die allgemeine wissenschaftliche Betrachtungsweise vorläufig für einen beträchtlichen Teil der praktisch wichtigen Erscheinungen aus.

Dagegen zeigt es sich immer klarer, daß eine andere Erscheinungsgruppe so weit systematisch faßbar ist, daß die Hoffnung besteht, dieses System in absehbarer Zeit zu einem praktisch brauchbaren Hilfsmittel ausbauen zu können. Es sind dies die Verformungs- und Spannungsverhältnisse im Formungsgut, insbesondere insoweit, als sie den Kraft- und Arbeitsbedarf bestimmen. Auch hier sind wir allerdings trotz der vielversprechenden Ansätze von Prandtl u. a.<sup>3</sup> noch weit davon entfernt, die Vorgänge in exakter Weise mathematisch zu erfassen. Bei den dahingehenden Versuchen haben sich die formalen mathematischen Schwierigkeiten als so erheblich herausgestellt, daß selbst mit Vereinfachungen,

<sup>1</sup> Kyser, H.: Die elektrische Kraftübertragung, Bd. 2, 2. Aufl., S. 199. Berlin 1921. Rziha, E. v. u. J. Seidener: Starkstromtechnik, Bd. 1, 6. Aufl., S. 723. Berlin 1922.

<sup>2</sup> Die Abschnitte 70—79 sind für diejenigen Leser bestimmt, die über die physikalisch-mechanischen Zusammenhänge bei der spanlosen Formung und ihre Beziehungen zu den praktisch auftretenden Erscheinungen eine genauere Vorstellung gewinnen wollen. Sie können ohne Schaden für das Verständnis überschlagen werden.

<sup>3</sup> Prandtl, L.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 1 (1921) S. 15—20, Bd. 3 (1923) S. 401—406. Hencky, H.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 3 (1923) S. 241—251, Bd. 4 (1924) S. 323—334. Nadai, A.: Der bildsame Zustand der Werkstoffe. Berlin 1927.

welche an sich schon die praktische Auswirkung dieser Gedankengänge gefährden, bisher wirklich greifbare Ergebnisse nicht erreicht werden konnten.

Andererseits hat es sich, den grundlegenden Gedankengängen Ludwiks<sup>1</sup> folgend, als sehr fruchtbar erwiesen, das plastische Verhalten eines Werkstoffes durch Kurven zu kennzeichnen, und auf diesen fußend, mit einfachsten rechnerischen Hilfsmitteln eine primitive Mechanik der spanlosen Formung aufzubauen. Hierbei wird dann weiterhin der kristallinische Aufbau der Metalle gänzlich außer acht gelassen, und mit den Begriffen der Mechanik für den homogenen, isotropen (gleichmäßigen, amorphen) Körper gearbeitet. Überall dort, wo sich in diesem Bau Lücken herausstellten, mußten und konnten diese durch planmäßig angelegte Versuche geschlossen werden. Auf diesem Wege ist es gelungen, die Spannungsverhältnisse in verschiedenen Formungsvorgängen weitgehend zu übersehen<sup>2</sup>. Die Kenntnis der Verformungsverhältnisse ist dagegen bisher noch sehr lückenhaft. Später einmal wird es wahrscheinlich auch notwendig sein, gewisse weitere Grunderscheinungen des kristallinen Aufbaues, wie die Richtungsabhängigkeit der Eigenschaften u. a. m., zu berücksichtigen.

## 70. Theoretische Verformungsarbeit.

In dieser Mechanik der spanlosen Formung werden die Erscheinungen in drei Anteile zerlegt, die wir am einfachsten übersehen, wenn wir eine integrale Größe, etwa den Kraft- oder Arbeitsbedarf, ins Auge fassen. Darunter verstehen wir diejenigen Kraft- und Arbeitsgrößen, welche von außen her aufgebracht werden müssen.

Es muß dabei zunächst zwischen den Größen der maschinellen Einrichtung und zwischen denen des Formungsvorganges selber, die gegenüber den ersteren um die Arbeitsverluste in der Einrichtung geringer sind, unterschieden werden. Diese Arbeitsverluste sind aber eine Frage des Maschinenbaues, so daß wir hier vorwiegend den Kraft- und Arbeitsbedarf des Formungsvorganges selber zu betrachten haben.

Dieser Kraft- und Arbeitsbedarf beim Formungsvorgang setzt sich aus einem Anteil zusammen, der zur Überwindung des Verformungs- oder Fließwiderstandes (innere Reibung) aufzubringen ist, und einem anderen, der zur Überwindung der äußeren Reibungskräfte notwendig ist. Eine wirkliche Zerlegung der Gesamtarbeit in Verformungsarbeit und Reibungsarbeit ist an sich nicht möglich. Man pflegt aber als Verformungsarbeit diejenige Arbeit anzusprechen, die man für den hypothetischen Fall fehlender Reibung aufzuwenden hätte.

Der Verformungsanteil läßt sich für einfache Verformungen leicht berechnen. Betrachten wir einen rechteckigen Stab von den ursprünglichen Abmessungen  $a_0, b_0, c_0$  ( $b_0 \cdot c_0 = f_0$ ) und den jetzigen  $a, b, c$  ( $b \cdot c = f$ ), der nur durch eine Zugkraft  $Z$  um die Länge  $da$  gegen den Fließwiderstand  $k$  gedehnt wird, so ist der Arbeitsbedarf hierfür:

$$dA_v = k f \cdot da. \quad (1)$$

<sup>1</sup> Ludwik, P.: Elemente der technologischen Mechanik. Berlin 1909; Z. öst. Ing.- u. Arch.-Ver. Bd. 67 (1915) S. 597—602. Ludwik, P. u. R. Scheu: Stahl u. Eisen Bd. 45 (1925) S. 373—381. Sachs, G.: Grundbegriffe der mechanischen Technologie der Metalle, S. 54. Leipzig 1925.

<sup>2</sup> Vgl. G. Sachs: Spanlose Formung. Berlin 1931. Siebel, E.: Die Formgebung im bildsamen Zustande. Düsseldorf 1932.

Das Volumen eines plastischen Körpers kann dabei mit großer Annäherung als konstant angesehen werden:

$$a \cdot f = a_0 \cdot f_0 = V. \quad (2)$$

Differenziert ergibt dies:

$$\begin{aligned} da \cdot f + df \cdot a &= 0 \\ \frac{da}{a} &= -\frac{df}{f}. \end{aligned} \quad (2a)$$

Damit wird:

$$\begin{aligned} dA_v &= -k(f \cdot a) \cdot \frac{df}{f} \quad \text{bzw.} \quad dA_v = k(f \cdot a) \cdot \frac{da}{a} \\ &= -k \cdot V \cdot \frac{df}{f} \quad \text{bzw.} \quad = k \cdot V \cdot \frac{da}{a}. \end{aligned}$$

Und die Verformungsarbeit für das Dehnen von  $a_0$  auf  $a_1$  ergibt sich zu:

$$\left. \begin{aligned} A_v &= -V \int_{f_0}^{f_1} k \cdot \frac{df}{f} = V \int_{f_1}^{f_0} k \cdot \frac{df}{f}, \\ \text{bzw.} \quad A_v &= V \int_{a_0}^{a_1} k \cdot \frac{da}{a}. \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

Dieser Ausdruck stellt also die Verformungsarbeit für ein gewisses Volumen  $V$  unter Dehnung dar. Wir erhalten die gleiche Formel, wenn wir eine Querkraft  $P$  in der Richtung  $b$  zulassen, aber  $b$  wie etwa beim Walzen unveränderlich annehmen, da die Kraft  $P$  dann keine Arbeit leistet. Wir ersehen hieraus schon, daß diesem Ausdruck eine über den Fall der Dehnung erheblich hinausgehende Bedeutung zukommt.

Für einen größeren Körper muß man nun allerdings jedes Körperelement für sich betrachten, und erhält dann den gesamten Kraftbedarf durch Addition der Einzelwerte (streng ausgedrückt durch Integration über das Volumen). Dazu kommt noch die Erschwerung, daß der Fließwiderstand  $k$  im allgemeinen nach einem bestimmten Gesetz veränderlich sein wird.

Die Durchrechnung einer Anzahl von Fällen hat jedoch gezeigt, daß es für eine ganze Reihe von Formungsvorgängen zulässig ist, mit einem Mittelwert  $k_m$  des Fließwiderstandes zu arbeiten, sowie auch ein größeres als einheitlich verformt angesetztes Volumen zu nehmen. Damit ergibt sich für die Verformungsarbeit die Form:

$$A_v = V \cdot k_m \cdot \ln \frac{f_0}{f_1} \quad \text{bzw.} \quad A_v = V \cdot k_m \cdot \ln \frac{a_1}{a_0}. \quad (4)$$

Diese Gleichung ist zuerst für den Walzvorgang entwickelt worden<sup>1</sup>. Es hat sich dann gezeigt, daß sie auch für andere Verformungsvorgänge<sup>2</sup> wie Dehnen, Stauchen usw. als Grundlage für rechnerische Überlegungen dienen kann. Sie läßt sich für verschiedene Vorgänge, wie oben an einigen besonders einfachen Beispielen gezeigt, leicht ableiten, wenn noch gewisse Annahmen über den Fließwiderstand  $k$  gemacht werden (vgl. Nr. 75). Den Beweis hierfür werden wir

<sup>1</sup> Fink, K.: Z. Berg-, Hütt.- u. Sal.-Wes. 1874 S. 200.

<sup>2</sup> Siebel, E.: Ber. Walzwerkauersch. V. D. Eisenhüttenl. 1922 Nr. 28; Stahl u. Eisen Bd. 43 (1923) S. 1295—1298. Die Formgebung im bildsamen Zustande. Düsseldorf 1932.

bei den einzelnen Formungsvorgängen, wie Drahtziehen und Tiefziehen führen, wo sich die gleiche Formel für den Kraftbedarf ergibt, wenn die Reibung in dem genaueren Ansatz vernachlässigt wird. Wie weit darüber hinaus dieser Gleichung allgemeine Bedeutung zukommt, ist bisher nicht klar. Bei verwickelteren Vorgängen, wie dem Rohrziehen, stößt man schon auf erhebliche Rechenschwierigkeiten, wenn man dafür in ähnlicher Weise die Verformungsarbeit ableiten will. Nichtsdestoweniger ist es heute üblich geworden, den Ausdruck  $A_v$  als Ausgangspunkt für weitere Überlegungen zu nehmen.

## 71. Die wirklichen Verformungen in einem Formungsvorgang.

Die theoretische Verformungsarbeit  $A_v$  ist zunächst unter der Annahme weitgehend idealisierter Verformungs- und Spannungsverhältnissen abgeleitet worden. In Wirklichkeit ist aber bei den meisten Verformungsvorgängen der Werkstofffluß viel verwickelter, als man bei äußerer Betrachtung vermutet. So könnte man beispielsweise annehmen, daß beim Stangenziehen und Stangenpressen jede Querschnittsscheibe eines zylindrischen Ausgangskörpers nach Abb. 140 wie bei einem Zugversuch in eine dickere Scheibe übergeführt wird. Bei allen drei Vorgängen werden ja äußerlich die gleichen Gestaltsänderungen des Körpers hervorgerufen. In Wirklichkeit ergeben sich aber, wie Abb. 140 schematisch zeigt, wesentlich verwickeltere Gestaltsänderungen der einzelnen Körperelemente.

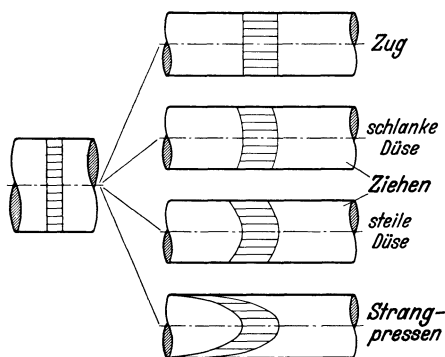


Abb. 140. Verschiedenartige Verformung der Querschnitte bei Formungsvorgängen mit gleicher äußerer Gestaltsänderung.

Man kann diese sehr genau verfolgen, indem man Versuchskörper aus zwei Halbzylindern herstellt, auf die Axialfläche des einen Halbzylinders ein Netz einreißt und mit Hilfe von Farbe und Zwischenlagen dafür sorgt, daß sich das Netz während der Verformung erhält (vgl. Abb. 188—191 in Nr. 96). Da die eine Hälfte des Preßkörpers genau so aussieht wie die andere, und auch während des Versuches genau so beansprucht sein muß, kann die Axialebene — wie man sagt „aus Symmetriegründen“ — nur Druck- oder Zugspannungen, aber keine Schubspannungen übertragen. Bei den meisten Formungsvorgängen überträgt sie nur Druck; und die Materialtrennung in der Versuchsprobe bedeutet dann keinerlei Störung des Formungsvorganges. Solche Versuche haben daher nicht nur in das Ziehen von Stangen, das Pressen und Walzen von kleinen Proben in der Kälte<sup>1</sup>, sondern auch in das betriebsmäßige Strangpressen von Messing und Kupfer<sup>2</sup> klare Einblicke verschafft.

<sup>1</sup> Weiß, L.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 229—232. Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96. Siebel, E. u. H. Hühne: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 43—62. Siebel, E.: Die Formgebung im bildsamen Zustande. Düsseldorf 1932. Taylor, G. J. u. H. Quinney: J. Inst. Met., Lond. Bd. 49 (1932 II) S. 187—202.

<sup>2</sup> Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96. Eisbein, W.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 79—84.

Näherungsweise kann man solche Aufschlüsse auch durch Einziehen von Bolzen<sup>1</sup>, durch Verwendung geschichteter Körper<sup>2</sup>, durch Aufreißen von Außenmarken<sup>3</sup> usw. erhalten. Aber alle diese Verfahren geben entweder sehr unvollkommene Aufschlüsse oder stören den Werkstofffluß in erheblichem Maße. Zudem sind sie meist nicht weniger umständlich als das oben beschriebene „Netzteilungsverfahren“. Nur mit Hilfe des Netzteilungsverfahrens kann man, wie Siebel gezeigt hat, den Werkstofffluß genau und zahlenmäßig erfassen<sup>4</sup>. Wie Abb. 140 veranschaulichen soll, ist die Verformung der Gestaltselemente, z. B. beim Stangenziehen und Stangenpressen, verschieden, je nach ihrer Lage im Körper. In der Achse muß die Verformung aus Symmetriegründen eine gleiche sein wie bei einem Zugstabe, also aus einem Würfel ein Rechteck werden. Je weiter das Körperelement von der Achse entfernt ist, desto mehr weicht es nach der Verformung von einem Rechteck ab. Die resultierende Verformung kann man sich als Überlagerung von Dehnung und Schub vorstellen.

Maßgebend für den Kraft- und Arbeitsbedarf ist dann, wie später in Nr. 77 gezeigt werden wird, die größte Dehnung (oder größte Stauchung), welche irgendeine Abmessung des Körperelementes erleidet. Diese kann aus Vermessungen der Netzteilung erschlossen werden. Und zwar ist es, wie die genaueren Untersuchungen gezeigt haben, nicht ausreichend, die Endgestalt des Körperelementes zu betrachten. Sondern es muß seine Veränderung, während es das Formungswerkzeug durchläuft, in kleinen Stufen vermessen werden. Die dabei festgestellten größten Dehnungen geben zusammen einen erheblich größeren Wert der Gesamtverformung als die aus dem Endzustand ermittelte. Es liegt dies daran, daß die Gestaltsänderung in jeder Stufe sehr verschiedenartig sein kann. Beim Strangpressen werden die Elemente sogar teilweise in der Längsachse gestaucht, ehe sie sich längen, was dem Endzustand nicht mehr anzusehen ist. Ein solches Verhalten verschlingt aber naturgemäß zusätzliche Arbeit.

Man wird sich nun fragen, wozu die Aufstellung der theoretischen Verformungsarbeit  $A_v$  überhaupt nützlich ist, wenn in Wirklichkeit die Verformungsarbeit doch wesentlich höher ist. Die genauen Untersuchungen haben jedoch die von vornherein wahrscheinliche Annahme bestätigt, daß die theoretische Verformungsarbeit einen praktisch wichtigen Grenzfall darstellt. Wie die schematische Darstellung in Abb. 140 veranschaulichen soll, wird z. B. beim Ziehen mit einer sehr schlanken Düse die wirkliche Gestaltsänderung nahezu gleich der eines Zugversuches, und damit auch die wirkliche Verformungsarbeit sehr nahe der theoretischen.

<sup>1</sup> Hollenberg, A.: Stahl u. Eisen Bd. 3 (1883) S. 121—122. Ludwik, P.: Z. öst. Ing.-u. Arch.-Ver. Bd. 67 (1915) S. 597—602. Metz, N.: Rev. Métallurg. Bd. 16 (1919) S. 89—127, 157—174, Bd. 22 (1925) S. 1—20, 66—87; Stahl u. Eisen Bd. 46 (1926) S. 1577—1582; Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 1 (1927/28) S. 193—204. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 189—195.

<sup>2</sup> Tresca, H.: C. R. Acad. Sci., Paris Bd. 59 (1864 II) S. 754—758, Bd. 64 (1867 I) S. 809—812; Mem. Sav. Ac. Bd. 18 (1868) S. 733—799, Bd. 20 (1872) S. 75—122, 281—286. Kick, F. u. F. Pollak: Dingers polytechn. J. Bd. 172 (1877) S. 465, Bd. 174 (1879) S. 257. Schmidt, W.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 378—384. Unkel, H.: Über die Fließbewegung im plastischen Material. Berlin 1928. Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 323—330.

<sup>3</sup> Kick, F.: a. a. O. Metz, N.: a. a. O. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 189—195. Weiß, L.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 302—303.

<sup>4</sup> Siebel, E. u. H. Hühne: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 43—62. Siebel, E.: Die Formgebung im bildsamen Zustande. Düsseldorf 1932.

Die theoretische Verformungsarbeit stellt also einen Grenzfall dar, dem wir unter Umständen durch entsprechende Gestaltung der Werkzeuge nahekommen können.

Abgesehen von einer etwaigen Verringerung der Leistung, ist es dabei für die Praxis besonders wichtig, daß damit der Werkstofffluß vergleichmäßig wird. Die Entwicklung der Technik geht auch dahin, mehr und mehr Werkstoffe der Verwendung zuzuführen, welche früher ihrer schweren Verarbeitbarkeit wegen vernachlässigt wurden. Hierzu ist es notwendig, solche Verarbeitungsbedingungen herauszuschälen, welche an das Formänderungsvermögen des Werkstoffes die denkbar geringsten Anforderungen stellen. Dazu gehört auch eine Gestaltung der Werkzeuge, welche den Werkstofffluß möglichst vergleichmäßig.

Daß dieser Umstand auch wirklich für die Praxis von erheblicher Bedeutung ist, zeigen z. B. amerikanische Erfahrungen, nach denen für Feindrähte aus Kupfer die Ziehösen um so schlanker gehalten sein müssen, je höher der Sauerstoffgehalt ist<sup>1</sup> (vgl. Abb. 16 in Nr. 9).

## 72. Wirkliche Verformungsarbeit.

Was nun die Größe der wirklichen Verformungsarbeit anbelangt, so müssen wir sie nach den Überlegungen von Nr. 70 streng genommen so bestimmen, daß wir die wirklichen Verformungen  $\Delta a$  bzw.  $\Delta f$ , sowie die jeweils dazugehörigen Fließwiderstände  $k$  für jedes Körperelement in kleinen Verformungsstufen bestimmen. Die Addition über die Gesamtverformung und das Gesamtvolumen ergibt dann die wirkliche Verformungsarbeit.

Diese umständliche Arbeit ist bisher noch nicht durchgeführt worden. Es sind jedoch einerseits nach dem im vorigen Abschnitt beschriebenen Verfahren die genauen Verformungen bestimmt worden; und andererseits wurde an gezogenen Drähten der Verfestigungsvorgang genau untersucht<sup>2</sup> (vgl. Nr. 8). Aus der Verfestigung kann nach den in Nr. 77 entwickelten Richtlinien näherungsweise auch auf die Größe der Verformung zurückgeschlossen werden. Es hat sich bei diesen Untersuchungen als ausreichend erwiesen, mit Mittelwerten der Verformung und der Verfestigung über den ganzen Körper zu rechnen, um den praktischen Verhältnissen einigermaßen gerecht zu werden. So zeigt Abb. 141, wie die nach einem besonderen Verfahren von der Reibung befreite Ziehkraft sehr genau den

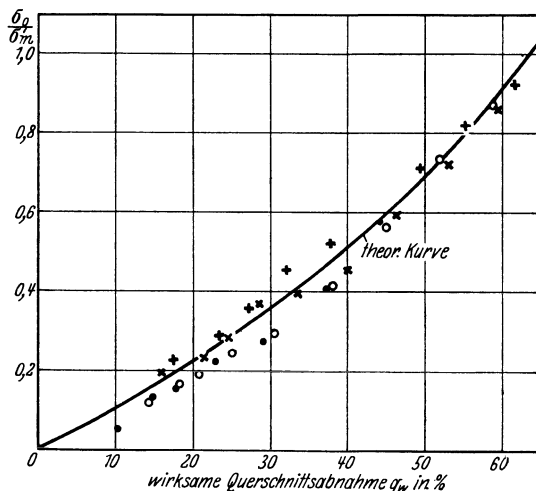


Abb. 141. Theoretische Kurve und Versuchsergebnisse für den reibungsfreien Kraftbedarf beim Ziehen von Messingdraht.

<sup>1</sup> Remmers, W.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 107—120.

<sup>2</sup> Linius, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67. Linius, W.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 205—210.



Werten entspricht, die nach der Grundgleichung unter Benutzung eines versuchsmäßig bestimmten Mittelwertes für den Fließwiderstand  $k$  und eines daraus erschlossenen Mittelwertes für die wirksame Verformung  $q_w$  berechnet wurden.

Weitere genauere Feststellungen dieser Art liegen noch nicht vor; jedoch gestatten verschiedenere eingehendere Untersuchungen über die einzelnen Formungsvorgänge das Verhältnis der wirklichen zur theoretischen Verformungsarbeit im großen ganzen zu übersehen. Beim Strangpressen ist danach die wirkliche Verformungsarbeit etwa doppelt so groß wie die theoretische. Beim Walzen ist der Unterschied wahrscheinlich gering. Beim Stangen- und Drahtziehen kann er je nach der Werkzeuggestaltung nahezu verschwinden (schlanke Düse) oder bis zu einem Mehrfachen (Düse mit sehr großem Öffnungswinkel und kleine Abnahmen) werden. Beim Ziehen dünner Rohre werden die Unterschiede wieder klein, und ebenso beim Tiefziehen. Eindruckvorgänge erfordern dagegen eine um rd. 50% oder noch mehr über der theoretischen liegende wirkliche Verformungsarbeit.

Allgemein scheint das Gesetz zu gelten, daß die Verformungsarbeit um so größer ausfällt, je kürzer der Weg ist, auf dem die Werkstoffumformung vor sich geht.

### 73. Reibung und Schmierung.

Einen recht erheblichen Anteil an dem Arbeitsbedarf eines Formungsvorganges macht die Reibungsarbeit aus. Diese interessiert auch deshalb besonders, weil sie sehr stark von verschiedenen, willkürlich beeinflussbaren Faktoren abhängt, von der Oberflächenbeschaffenheit des Ziehgutes, von Material, Oberflächenbeschaffenheit und Gestaltung des Werkzeugs und vom Schmiermittel.

Den Einfluß der verschiedenen Faktoren können wir schon mit Hilfe ganz einfacher, aber den wirklichen Verhältnissen ziemlich gut gerecht werdender Rechnungen übersehen. Denken wir uns gemäß Abb. 142 eine Stange oder einen Draht vom Querschnitt  $f_0$  einmal durch eine schlanke Düse vom Öffnungswinkel  $2\alpha_1$ , das andere Mal durch eine steile Düse vom Öffnungswinkel  $2\alpha_2$  auf einen Querschnitt  $f_1$  gezogen. Auf die Drahtoberfläche wirkt senkrecht eine mittlere Druckspannung  $p$ . Falls keine Reibung vorhanden ist, ist dies die einzige Gegenkraft, welche der Ziehkraft  $Z_0$  das Gleichgewicht hält. Das Gleichgewicht der Kräfte in der Axialrichtung ergibt daher:

$$\begin{aligned} Z_0 &= \sigma_0 \cdot f_1 = p \cdot \sin \alpha \frac{(f_0 - f_1)}{\sin \alpha}, \\ Z_0 &= p \cdot (f_0 - f_1), \end{aligned} \quad (5)$$

da die Eingriffsfläche der Düse  $= (f_0 - f_1)/\sin \alpha$  ist. Der Kraftbedarf bei reibungsfreier Verformung ist also theoretisch unabhängig von der durch den Winkel  $\alpha$  bestimmten Düsengestaltung.

Bei Anwesenheit von Reibungswiderständen  $\mu \cdot p$  ergibt aber eine gleichartige Rechnung nach Abb. 143 und 144:

$$\begin{aligned} Z &= \sigma_z \cdot f_1 = p (f_0 - f_1) + \mu \cdot p \cdot \cos \alpha \frac{(f_0 - f_1)}{\sin \alpha}, \\ Z &= Z_0 + \mu \cdot \cot \alpha \cdot p. \end{aligned} \quad (6)$$

Der Reibungsanteil  $\mu \cdot \cot \alpha \cdot p$  ist danach naturgemäß um so größer, je größer der Reibungsbeiwert  $\mu$  ist. Er ist aber darüber hinaus eigentümlicherweise auch um so größer, je kleiner  $\alpha$  ist. Es ist also bei einem kleinen Düsenwinkel  $\alpha_1$

ein erheblich größerer Reibungswiderstand zu überwinden als bei großem Düsenwinkel  $\alpha_2$ .

Es erklärt sich dies entsprechend Abb. 143 und 144 daraus, daß bei einer schlanken Düse der Werkstoff auf einer viel größeren Fläche mit dem Werkzeug in Berührung steht als bei einer steilen Düse. Bei einem bestimmten, zum Fließen des Werkstoffes erforderlichen Wanddruck  $p$  hängt dann aber der Reibungswiderstand allein von der Größe dieser Eingriffsfläche ab.

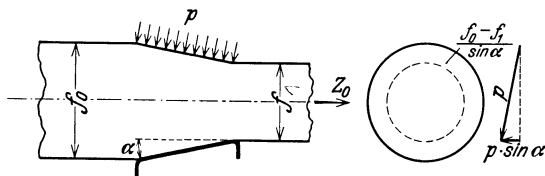


Abb. 142. Kräfteverhältnisse beim reibungsfreien Ziehen.

Es ergibt sich aus diesen Überlegungen das allgemeine Gesetz, daß der Reibungsanteil um so größer wird, je größer die Eingriffsfläche des Werkzeuges im Verhältnis zum Querschnitt des Körpers ist.

Da nun die Verformungsarbeit nach den Ausführungen des vorigen Abschnittes den umgekehrten Gang zeigt, ist damit noch nicht gesagt, daß der Kraftbedarf bei extrem kleiner Eingriffsfläche besonders niedrig wird. In manchen Fällen, wie beim Walzen, scheint dies zwar der Fall zu sein. Zur Verformung von sehr harten Werkstoffen, oder auch dünnen Blechen, die einen großen Kraftbedarf verlangen, geht man daher zu besonders kleinen Walzen über, und sucht die damit verbundenen Schwierigkeiten der geringen Festigkeit der Walzen durch Abstützung der Walzen (Vier-, Sechs- usw. Rollenwalzwerke) und des geringen Drückvermögens durch zusätzliche Zugkräfte (Steckelwalzwerk) zu überwinden (vgl. Nr. 105). Beim Drahtziehen erreicht dagegen der Kraftbedarf bei einem von Werkstoff und Werkzeugmaterial abhängigen Düsenwinkel einen Mindestwert; die Verwendung noch größerer Düsenwinkel bringt nicht nur keinen Gewinn im Kraftbedarf, sondern führt sogar zu erheblichen Schädigungen (vgl. Nr. 114).

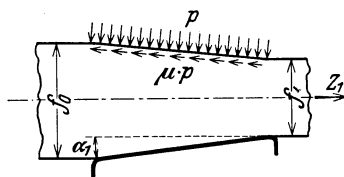


Abb. 143.

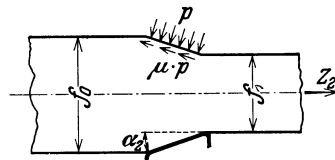


Abb. 144.

Abb. 143 u. 144. Einfluß des Düsenwinkels auf den Reibungsanteil beim Ziehen.

Die Größe der Reibungswerte für technische Formungsvorgänge ist bisher nur in wenigen Fällen bekannt. Wie schon erwähnt, ist eine einfache Aufteilung des Kraftbedarfs in Verformungsarbeit und Reibungsarbeit nicht ohne weiteres möglich. Es hat erst neuerer, rechnerisch gewonnener Erkenntnisse und der Ausarbeitung besonderer Versuchsverfahren bedurft, um zuverlässige Reibungswerte zu gewinnen. Dementsprechend sind ältere Angaben für Reibungswerte als ganz unsicher anzusprechen, um so mehr, als sie um mehrere Größenordnungen auseinandergehen. Für das Walzen von weichem Kohlenstoffstahl ist von Siebel und Fangmeier aus dem Arbeitsbedarf auf Reibungswerte geschlossen worden, die von 0,3—0,4 bei 700—900° mit höheren Temperaturen etwas abfallen, vielleicht auf 0,2—0,25 bei 1200°\*. Durch Drehen der Düse beim Drahtziehen konnten

\* Siebel, E. u. E. Fangmeier: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 12 (1930) S. 225—244.

die Reibungswerte für diesen Vorgang bestimmt werden<sup>1</sup>. Es ergab sich mit Schmierung durch Rüböl für das Ziehen von geglühtem Messing (Ms 63) durch Stahldüsen ein Wert von 0,1, durch Wolframkarbidbüsen (Elmarid) von 0,06 und für geglühten weichen Stahl durch Wolframkarbidbüsen 0,04. Etwa auf den gleichen Wert führen auch Messungen von Pomp und Koch über den Kraftbedarf beim Ziehen von geglühtem weichem Stahl durch andersartige Wolframkarbidbüsen (Wallramit, gegossen) bei Schmierung mit Seife, während Rüböl, Ziehöl, Natronfett und Kalkfett etwas höhere Reibungswerte erbrachten (bis etwa 0,06%)<sup>2</sup>. Mit zunehmender Verfestigung des Stahls sank der Wert für Schmierung mit Seife und auch Rüböl stark ab, während er für Schmierung mit Natronfett und Kalkfett eher anstieg. Bei einem härteren Stahl, der im übrigen ein ähnliches Verhalten zeigte, lagen die Werte für den geglühten Zustand nur halb so hoch. Für das Tiefziehen konnten aus dem Einfluß des Faltenhalterdruckes unter Heranziehung theoretischer Überlegungen folgende Reibungswerte erschlossen werden<sup>3</sup>: Kupfer mit Rübölschmierung 0,15, verschiedene Messinge (Ms 85, Ms 72 und Ms 63) mit Rübölschmierung 0,08, 0,12 und 0,11, Walzbronze (WBz 6) mit Rübölschmierung 0,14 und Aluminium mit Talgschmierung 0,10. Untersuchungen über Strangpressen<sup>4</sup> und auch über Eindruckvorgänge<sup>5</sup> haben bisher noch keine Klarheit über die Größe der Reibungswerte bei diesen Vorgängen erbracht.

Das Verhältnis der theoretischen Verformungsarbeit zur tatsächlichen Gesamtarbeit kann als Wirkungsgrad des Formungsvorganges eingeführt werden, und ist als eine für den praktischen Technologen wichtige Kennziffer anzusehen<sup>6</sup>. Ein niedriger Wert dieses Wirkungsgrades bedeutet also, daß der Anteil von ungleichmäßiger Verformung und Reibung am Arbeitsbedarf erheblich ist, und daher möglicherweise Aussicht besteht, durch besondere Maßnahmen den Kraft- und Energieaufwand zu verringern und den Materialfluß zu vergleichmäßigen.

Die Gesichtspunkte für die Auswahl eines Schmiermittels für einen Formungsvorgang sind wesentlich andere als für einen Gleitvorgang bei Lagern, Kolben usw.<sup>7</sup>. Es kommen zahlreiche Schmiermittel in Frage, die den jeweiligen Arbeitsverhältnissen entsprechend ausgewählt werden müssen. Man muß zunächst unterscheiden zwischen fetten Ölen (Rüböl, Tran usw.) und Mineralölen. Die fetten Öle neigen infolge ihrer chemischen Zusammensetzung zu Veränderungen; sie säuern und harzen. Dies ist für viele Werkstücke, besonders wenn sie noch einer Nachbehandlung unterworfen werden, störend. Daher führen sich in neuerer Zeit Mineralöle immer mehr ein, da diese weniger zu chemischen Veränderungen

<sup>1</sup> Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67.

<sup>2</sup> Pomp, A. u. A. Koch: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 261—271.

<sup>3</sup> Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 11—38.

<sup>4</sup> Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96.

<sup>5</sup> Kuntze, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 96—126.

<sup>6</sup> Siebel, E.: Die Formgebung im bildsamen Zustande. Düsseldorf 1932.

<sup>7</sup> Die Unterlagen zu den Ausführungen über Schmiermittel stammen von Herrn Dr.-Ing. K. Krekeler, Hamburg. Vgl. auch K. Krekeler: Öl im Betrieb. Berlin 1932; ferner Schweiz. Verb. Mat.-Prüf. Ber. Nr. 24 (1932) S. 19—22.

neigen. Je nach der Beanspruchung verwendet man Öle vom dünnflüssigsten Spindelöl bis zum zähflüssigen Zylinderöl. Genaue Regeln für die Auswahl lassen sich ohne Kenntnis des betreffenden Arbeitsvorganges nicht aufstellen. Man sagt im allgemeinen: Je größer die Materialstärke und je höher die durch den Verformungsvorgang auftretenden Temperaturen sind, desto zähflüssigeres Öl ist zu verwenden. Für schwere Beanspruchungen haben sich auch die sog. Voltole, bei denen durch elektrische Glimmentladungen eine Polymerisation der Atomgruppen hervorgerufen wird, bewährt. Diese Öle zeichnen sich durch eine starke Schmierfilmbildung und durch eine geringe Abhängigkeit der Zähigkeit von der Temperatur aus. Für leichtere Blecharbeiten eignen sich auch emulgierende Öle. Diese Öle sind durch besondere Zusätze (meistens handelt es sich um Aufquellung flüssiger Seifen in Mineralöl) so eingestellt, daß sie mit Wasser eine weißliche Emulsion bilden. Es ist anzustreben, daß sie in möglichst feiner Form mit dem Wasser emulgieren, damit sich stabile Emulsionen bilden und die fein verteilten Öltröpfchen zu möglichst großer Wirkung gelangen. Im allgemeinen sind 10—20%ige Emulsionen (d. h. 10—20 Teile Öl und 90 Teile Wasser) üblich. Bei schwereren Beanspruchungen kann man dem Wasser mehr Öl zumischen. Eine ständige Kontrolle der Emulsion ist ratsam. Konsistente Fette, die aus einer Aufquellung von einer Kalk- oder Natronseife in Mineralöl bestehen, werden noch häufig bei Grobzügen von Drähten angewendet. Wird bei warmverformten oder geglühten Werkstücken eine sehr saubere Oberfläche verlangt, so kommen Öle mit geringer Rückstandsbildung in Frage. Es sind dies in erster Linie die nach dem sog. *Edeleanu*-Verfahren mit schwefliger Säure ( $\text{SO}_2$ ) raffinierten Öle. Die Schmiermittel dienen oft auch gleichzeitig zum Kühlen.

Das Aufbringen der Schmiermittel muß sorgfältig geschehen, um eine richtige Verteilung bei sparsamstem Verbrauch zu erreichen. Grundsätzlich gilt die Regel, daß man das Schmiermittel immer auf das Werkstück und nicht auf das Werkzeug aufbringen soll, um Spritzverluste zu vermeiden. Blechzuschnitte usw. können auch getaucht werden. Dies erfordert wieder eine nicht allzu große Zähigkeit des Öles, da sonst die Abtropfverluste zu groß werden. Die Aufbringung emulgierender Öle geschieht nach verschiedenen Methoden. Blechzuschnitte läßt man vor dem Ziehen durch zwei Walzen, von denen die eine in die Emulsion eintaucht, laufen. Bei Rohren genügt ein Einlegen in einen Bottich, der mit Emulsion gefüllt ist. Bei Ziehvorgängen bringt man entweder das Zieheisen unter dem Flüssigkeitsspiegel an oder man kann durch Düsen die Schmier- und Kühlflüssigkeit in das Zieheisen einführen.

Beim Rohrpressen, seltener auch beim Stangenpressen, wird eine Schmierung zur Verringerung des Kraftbedarfs bei schwer preßbaren Stoffen, sowie zur Verhinderung des Ansetzens auf den Dorn angewandt. Hierfür kommen entsprechend den hohen Temperaturen sehr zähflüssige Öle mit genügender Rückstandsfreiheit in Frage. Für sehr hohe Temperaturen und Drücke empfiehlt es sich, einen Zusatz von 10—20% aschefreien Graphit zu geben und mit dem Öl eine dicke Paste anzurühren. Zum Auswalzen von Bändern und Folien müssen sehr dünnflüssige rückstandsfreie Öle ausgewählt werden, da zähflüssige Öle sich zu schlecht verteilen und ungleichmäßige Materialstärke ergeben. Bei Folien ist es üblich, diese Öle noch mit Petroleum oder Benzin zu verdünnen; jedoch ist hierbei Vorsicht geboten, damit beim nachfolgenden Glühen keine Rückstandsbildung eintritt. Die sparsame Zuführung ist auch von erheblicher Bedeutung, da auch die

bestausgewählten Öle bei zu reichlicher Verwendung Rückstände ergeben können. In neuerer Zeit hat sich daher der Einbau von mechanischen Schmierapparaten bewährt, da diese eine genaue und sichere Dosierung gewährleisten. Beim Walzen ist noch allgemein durch geeignete Einrichtungen dafür zu sorgen, daß das stark rückstandhaltige Schmiermittel der Zapfenlager nicht auf die Ballen klettern und das Walzgut verunreinigen kann. Zum Tiefziehen werden vielfach emulgierende Öle benutzt. Bei Fetten ist eine gleichmäßige Verteilung schwer zu erreichen; und die Wandstärken werden dadurch ungleichmäßig. Außerdem sind sie durch ihren Überschuß an Alkali gefährlich, da dadurch die Werkstoffoberfläche chemisch angegriffen werden kann. Allerdings können beim Tiefziehen so starke Beanspruchungen auftreten, daß die Verwendung von Talg und ähnlichen Produkten notwendig wird. Es ist dann durch genügende Erwärmung für ein gleichmäßiges Aufbringen Sorge zu tragen.

Der Vollständigkeit halber sei auch noch der Gesamtwirkungsgrad erwähnt, der als Verhältnis der theoretischen Verformungsarbeit zur Nutzarbeit der Formungsmaschine gegeben ist<sup>1</sup>. In letzterer stecken auch die Getriebeverluste darin, insoweit, als sie den Leerlaufverlust überschreiten. Daß diese Getriebeverluste mit der Leistung zunehmen können, wird aber vielfach nicht beachtet. In Wirklichkeit kann diese Zunahme aber, wie bei einem Walzwerk mit Gleitlagern, recht erheblich sein; und eine verbesserte Schmierung der Lager oder die Verwendung von Rollenlagern ist dann für die Energiewirtschaft von merklichem Nutzen<sup>2</sup>.

#### 74. Kräfte und Spannungen.

Die Formungsmaschinen sind in den meisten Fällen nur mit Einrichtungen versehen, welche den Energiebedarf in Volt  $\times$  Ampere =  $1/1000$  Kilowatt abzulesen gestatten. (1 kW ist in mechanischen Einheiten = 102 mkg/sec oder 1,36 PS). Sind die Getriebeverluste bekannt, so erhält man nach deren Abzug den Leistungsbedarf  $E$  des Formungsvorganges. Aus dem Leistungsbedarf ergibt sich der Arbeitsbedarf  $A$  für einen bestimmten Vorgang durch Integration über die Dauer  $t_1$  des Vorganges:

$$A = \int_0^{t_1} E \cdot dt. \quad (7)$$

Für die Kräfte fehlen Meßeinrichtungen in den meisten Fällen. In vielen Fällen kann man jedoch die Kräfte sehr einfach aus dem Arbeitsbedarf berechnen. Ist dieser z. B. für das Ziehen der Länge  $l_1$  einer Stange vom Querschnitt  $f_1$  bekannt, so ergibt sich die Ziehkraft  $Z$ , bzw. die Ziehspannung  $\sigma_z$  aus der Beziehung:

$$A = Z \cdot l_1 = \sigma_z \cdot f_1 \cdot l_1. \quad (8)$$

Der gleiche Ausdruck gilt für die Summe  $U$  der beiden Umfangskräfte beim Walzen. Das Moment beim Walzen ist ferner gleich dem Produkt aus Umfangskräften ( $U_1, U_2$ ) und Walzenradien ( $r_1, r_2$ ):

$$M = U \cdot r \text{ (bzw. } M = U_1 \cdot r_1 + U_2 \cdot r_2). \quad (9)$$

<sup>1</sup> Siebel, E.: a. a. O.

<sup>2</sup> Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 73—85.

Und mit: 
$$U = \frac{A}{l_1}$$

wird: 
$$M = \frac{A \cdot r}{l_1}. \quad (9a)$$

In ähnlicher Weise können weitere Kraftgrößen berechnet werden.

Wenn wir uns nun weiterhin mit der wirklichen Größe der bei Formungsvorgängen auftretenden Kräfte beschäftigen wollen, ist es notwendig, sich mit einigen der Elastizitätstheorie entstammenden Vorstellungen etwas näher vertraut zu machen. Die Bedeutung dieser Begriffe wird oft unterschätzt. Es handelt sich hierbei zwar um Vorstellungen, die auch nur näherungsweise gültig sind; aber die möglichen Abweichungen von den im folgenden zu besprechenden Grundsätzen halten sich in engen Grenzen, schätzungsweise höchstens  $\pm 5\%$ . Das ist aber eine Genauigkeit, die für die Werkstoffkunde als sehr hoch anzusprechen ist. Dementsprechend kann von vornherein gesagt werden, daß Betrachtungen und Ergebnisse, welche gegen diese Vorstellungen über den zulässigen Beitrag hinaus verstoßen, falsch sein müssen. Das vielfach eingeschlagene Verfahren, mit sehr groben, unkontrollierbaren Überlegungen zu arbeiten, erbringt meist ganz irreführende Ergebnisse. Nur wenige, besonders begabte Menschen sind in der Lage, auch nach einem solchen Verfahren wertvolle Arbeit zu leisten.

Andererseits ist es, wie zahlreiche neuere Untersuchungen gezeigt haben, durchaus erreichbar, in die inneren Geheimnisse eines Formungsvorganges einzudringen, wenn man — so weit es irgend möglich ist — exakte, der Elastizitätstheorie angelehnte Rechnungen durchführt. Es ist zwar richtig, daß, wie vielfach behauptet wird, jeder Formungsvorgang so verwickelt ist, daß gerade die für die Praxis wichtigen Zusammenhänge sich der exakten Behandlung entziehen. Aber die neuere Entwicklung der Technologie zeigt ganz eindeutig, daß ein langsames Vorgehen, bei dem die Gültigkeit jedes Schrittes durch besondere Versuche zu belegen ist, schließlich doch zu einer wirklichen Klärung und Erfassung der Formungsvorgänge führen muß. Heute sind freilich erst wenige solcher Schritte getan; und es ist noch eine umfangreiche Forschungsarbeit zu leisten, ehe die Praxis einen leicht erreichbaren Nutzen von dieser Arbeitsrichtung haben wird.

Die Grundelemente für eine exakte Behandlung technologischer Vorgänge sind Spannungen und Verformungen. Unter Spannungen versteht man auf die Flächeneinheit bezogene Kräfte. Und zwar gibt es Normalspannungen und Schubspannungen. Denkt man sich einen beanspruchten Körper geschnitten, so kann man den aus der Schnittstelle gelösten Zusammenhang durch Normalspannungen senkrecht zur Schnittfläche und Schubspannungen parallel zur Schnittfläche ersetzen.

Für genauere Überlegungen müssen stets die wirklichen Spannungen ins Auge gefaßt werden. Das in der Materialprüfung übliche Verfahren, die Kräfte auf den Ausgangsquerschnitt zu beziehen, ist zwar für Vergleichszwecke brauchbar, aber für rechnerische Zwecke zu roh. Abb. 145 zeigt den Unterschied zwischen diesen „Nennspannungen“ und den wirklichen („wahren“ oder „effektiven“) Spannungen für einen Zugversuch an Kupfer. In diesem Bild sind die Nennspannungen über der bei Zugversuchen üblicherweise bestimmten Dehnung, die wahren Spannungen über der Querschnittsverminderung aufgetragen. Nach dem Beginn einer Einschnürung haben beide Kurven keine einfache physikalische Bedeutung mehr.

Es wird nun zunächst meist stillschweigend die grundlegende Annahme gemacht, daß das Verhalten eines Körperteilchens lediglich von den darin herrschenden Spannungen abhängig ist, nicht aber vom übrigen Spannungszustand. Wenn

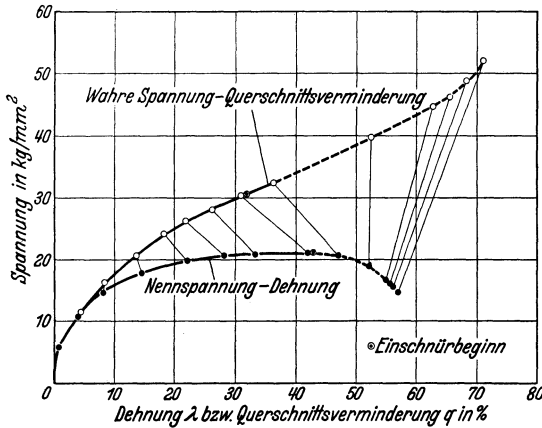


Abb. 145. Gewöhnliche Dehnungskurve und Kurve der wahren Spannung über der Querschnittsverminderung für Kupfer.

danach also an irgendeiner Stelle eines ausgedehnten Körpers gewisse Spannungswerte erreicht werden, so fließt oder bricht er an dieser Stelle, gleichgültig, wie er sonst beansprucht ist. Umgekehrt folgt also aus dem Auftreten örtlicher Verformungen oder Risse eindeutig, daß hier eine Überbeanspruchung stattgefunden hat.

Weiterhin folgt unmittelbar aus dem Spannungsbegriff ein für die Technologie sehr wichtiges Grundgesetz, das Gesetz der proportionalen Widerstände, oder kurz Ähnlichkeitsgesetz,

von Kick<sup>1</sup>: „Die Arbeitsgrößen, welche zu übereinstimmender Formänderung geometrisch ähnlicher und materiell gleicher Körper erforderlich werden, verhalten sich wie die Volumene oder Gewichte der Körper.“ Oder mit anderen Worten: „Geometrisch ähnliche Körper fließen unter gleich großen Spannungen

an entsprechenden Stellen.“ Dieses Gesetz hat sich bei verschiedenen Materialprüfungsverfahren vollauf bestätigt gefunden. Eine Ausnahme bildet bisher die Kerbschlagprobe, die jedoch wegen der Bedeutung der Geschwindigkeit nicht klar zu übersehen ist. Bei einem aus verschiedenen Stufen zusammengesetzten Verformungsgang genügt es nicht, wenn nur die letzte Stufe ähnlich gestaltet wird. Vielmehr gilt das Ähnlichkeitsgesetz dann nur, wenn die ganze Stufenfolge

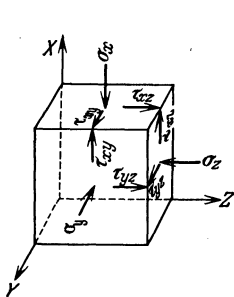


Abb. 146. Spannungskomponenten an einem Körperelement.

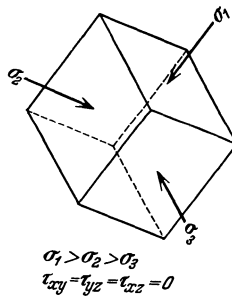


Abb. 147. Körperelement, so herausgeschnitten, daß nur Hauptspannungen angreifen.

ähnlich gehalten ist. So hat es sich bei Eindruckvorgängen gezeigt, daß bei Vorhandensein eines Voreindrucks die Kraft zu dessen Vergrößerung erheblich geringer sein kann, als zur Schaffung diesesindrucks in einem Gang<sup>2</sup>.

Die vollständige Beschreibung des Spannungszustandes in einem allgemeinen Falle ist nur in verwickelter Weise möglich. Denken wir uns an der betreffenden Stelle entsprechend Abb. 146 ein würfeliges Körperelement herausgeschnitten, so

<sup>1</sup> Kick, F.: Das Gesetz der proportionalen Widerstände. Leipzig 1885. Barba, J.: Etude sur la Résistance des Matériaux. Paris 1880. Mém. Soc. Ing. Civ. 1880 I S. 682—714.

<sup>2</sup> Kuntze, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 96—126.

greifen daran im allgemeinen 6 Spannungsgrößen an, die 3 Normalspannungen  $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$  (Zug = positiv) und die 3 Schubspannungen  $t_x, t_y, t_z$ . Man kann aber auch einen Würfel nach Abb. 147 in einer ganz bestimmten Lage derart herauscheiden, daß nur Normalspannungen, die Hauptspannungen  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  wirken. Zur Beschreibung des Spannungszustandes ist dann noch die Lage des Würfels durch drei Größen anzugeben. Gewöhnlich wird mit  $\sigma_1$  die größte Hauptspannung, d. i. meist die größte Zugspannung, mit  $\sigma_3$  die kleinste, also meist die größte Druckspannung, bezeichnet.

Die größte Bedeutung für die Metallkunde haben aber die Schubspannungen, welche in den zu zwei Hauptspannungsebenen unter  $45^\circ$  gelegenen Ebenen auftreten, die Hauptschubspannungen:

$$\left. \begin{aligned} \tau_1 &= \frac{\sigma_2 - \sigma_3}{2} \\ \tau_2 &= \frac{\sigma_3 - \sigma_1}{2} \\ \tau_3 &= \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \end{aligned} \right\} \quad (10)$$

(Das Vorzeichen ist für Schubspannungen ohne Bedeutung.) Für die Fließvorgänge spielen nach dem jetzigen Stand der Erkenntnis lediglich diese Hauptschubspannungen eine Rolle.

## 75. Die Fließbedingung.

Früher nahm man sogar an, daß man für die Beschreibung der Plastizitätsvorgänge in Metallen lediglich mit der größten Schubspannung:

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} \quad (10a)$$

auskommt. Man setzte danach voraus, daß ein Fließen in einem Metall unter irgendeiner Beanspruchung immer bei der gleichen größten Schubspannung einsetzt. Man braucht also nur einen Zug- oder Druckversuch auszuführen, wo  $\sigma_1$  gleich der Normalspannung  $\sigma_n$  und  $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$ , bzw.  $\sigma_3 = -\sigma_n, \sigma_1 = \sigma_2 = 0$  ist, um die dabei auftretende größte Schubspannung:

$$\tau_{\max} = \tau_n = \frac{\sigma_n}{2} \quad (11)$$

als allgemein maßgebend für das Fließen anzusetzen; also stets:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_n. \quad (12)$$

Leider hat sich diese einfache Vorstellung nicht als ganz richtig erwiesen. Es hat sich vielmehr gezeigt, daß die größte Schubspannung, je nach dem sonstigen Spannungszustand bis zu 15% über dem Werte des Zugversuches liegen kann<sup>1</sup>:

$$\tau_n < \tau_{\max} < 1,15 \tau_n. \quad (13)$$

Da diese Abweichung nicht besonders groß ist, wird man trotzdem in erster Näherung oft mit dem Schubspannungsgesetz rechnen können. Für genauere Rechnungen hat sich dagegen folgender quadratischer Ansatz als brauchbar erwiesen:

$$\left. \begin{aligned} \tau_1^2 + \tau_2^2 + \tau_3^2 &= 2 \tau_n^2 \\ \text{bzw.} \quad (\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 &= 2 \sigma_n^2 \end{aligned} \right\} \quad (14a)$$

<sup>1</sup> Lode, W.: Z. Physik Bd. 36 (1926) S. 913—939; Forschungsarb VDI 1928 Heft 303. Ros, M. u. A. Eichinger: Versuche zur Klärung der Frage der Bruchgefahr. Zürich 1926 u. 1928. Ludwik, P. u. R. Scheu: Stahl u. Eisen Bd. 45 (1925) S. 373—381. Sachs, G.: Z. VDI Bd. 72 (1928) S. 734—736.



Der Fließwiderstand  $k$  in der Gleichung für den Arbeitsbedarf (4) war zunächst für den Zugversuch gleich der Zugspannung angesetzt:

$$k = \sigma_n. \quad (15)$$

Aus dem quadratischen Ansatz (14) ergibt sich, daß die gleiche Beziehung für jeden rotationssymmetrischen Vorgang ( $\sigma_1 = \sigma_2$  bzw.  $\sigma_2 = \sigma_3$  bzw.  $\sigma_3 = \sigma_1$ ) gilt, also auch für das Stangenziehen, Drahtziehen und Strangpressen. Bleibt dagegen eine Abmessung, wie beim Walzen unverändert, so wird:

$$k \sim 1,15 \sigma_n. \quad (15a)$$

Ist schließlich der Verformungszustand, wie beim Tiefziehen, in den verschiedenen Körperteilen verschieden, so hat es sich als zweckmäßig und ausreichend erwiesen, mit einem Mittelwert zu rechnen:

$$k \sim 1,10 \sigma_n. \quad (15b)$$

## 76. Verformungen und Spannungen.

Die Größen, die wir in technologischen Untersuchungen feststellen können, sind Kräfte und Verformungen, diejenigen, die wir für maßgebend halten, Spannungen. Wir benötigen daher auch die Zusammenhänge zwischen den Spannungen und Verformungen.

In der Elastizitätstheorie ist dieser Zusammenhang eindeutig und in verhältnismäßig einfacher Weise durch die Elastizitätskonstanten bestimmt. Der Plastizitätslehre stehen leider nicht derart einfache Beziehungen zur Verfügung, welche allgemein aus den Verformungen die Spannungen zu berechnen gestatten. Es gelten aber folgende Gesetze, welche diese Aufgabe in Einzelfällen zu lösen gestatten.

Ähnlich wie zur Ermittlung der Hauptspannungen können wir uns aus dem sich verformenden Körper einen Einheitswürfel  $1 \cdot 1 \cdot 1$  herausgeschnitten denken, der bei der Verformung in ein Rechteck  $(1 + \lambda_1) (1 + \lambda_2) (1 + \lambda_3)$  übergeht. Die Verformungen des Würfels sind dann reine Dehnungen in den Richtungen der Würfelkanten. Diese Hauptdehnungen  $\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3$ , müssen aus Symmetriegründen den Hauptspannungen  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  jeweils parallel liegen.  $\lambda_1$  ist stets eine (positive) Dehnung,  $\lambda_3$  eine Stauchung (negative Dehnung),  $\lambda_2$  kann verschiedenes Vorzeichen haben.

Diese sind nämlich dadurch miteinander verknüpft, daß bei der bleibenden Verformung das Volumen praktisch konstant bleibt [vgl. Gleichung (2)]:

$$(1 + \lambda_1) (1 + \lambda_2) (1 + \lambda_3) = 1. \quad (16)$$

Handelt es sich dabei um sehr kleine Dehnungen  $\Delta \lambda$ , so kann dieses Gesetz von der Volumenkonstanz auch geschrieben werden ( $\Delta \lambda_1 \cdot \Delta \lambda_2$  usw. sind dann vernachlässigbar klein):

$$\Delta \lambda_1 + \Delta \lambda_2 + \Delta \lambda_3 = 0. \quad (16a)$$

In der Technologie hat es sich weitgehend eingeführt, mit den effektiven Verformungen Ludwiks<sup>1</sup> zu arbeiten:

$$\varepsilon = \ln(1 + \lambda). \quad (17)$$

<sup>1</sup> Ludwik, P.: Elemente der technologischen Mechanik. Berlin 1909. Siebel, E.: Die Formgebung im bildsamen Zustande. Düsseldorf 1932.

Das Gesetz von der Volumenkonstanz lautet dann:

$$\ln [(1 + \lambda_1) (1 + \lambda_2) (1 + \lambda_3)] = 0$$

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0. \quad (16b)$$

Mit der effektiven Verformung wird auch die Gleichung (4) für den Arbeitsbedarf besonders einfach:

$$A_v = k \cdot V \cdot \varepsilon_1. \quad (18)$$

Weiterhin wird für allgemeine Beanspruchungsfälle eine Beziehung zwischen der Größe der Spannungen und Verformungen benötigt. Eine solche praktisch brauchbare Beziehung ist:

$$\frac{\varepsilon_1 - \varepsilon_2}{\sigma_1 - \sigma_2} = \frac{\varepsilon_2 - \varepsilon_3}{\sigma_2 - \sigma_3} = \frac{\varepsilon_3 - \varepsilon_1}{\sigma_3 - \sigma_1}. \quad (19)$$

Streng genommen gilt dieser Zusammenhang nicht für die  $\varepsilon$ , sondern nur für Fließgeschwindigkeiten ( $\dot{\varepsilon}$ )\* oder für sehr kleine Verformungen ( $\Delta\varepsilon$ ,  $d\varepsilon$ ). Bei verwickelteren Fließvorgängen, bei denen der Beanspruchungszustand eines Körperelementes wechselt, muß auch auf diese Differentialbeziehung zurückgegangen werden.

## 77. Die Fließkurve bei Kaltverformung.

In den vorangehenden Abschnitten hatten wir uns mit den allgemeinen Gesetzen des plastischen Fließens befaßt, insoweit, als sie unabhängig von den besonderen Eigenschaften eines Metalles sind. Die letzteren waren lediglich durch die Größe  $k$ , den Fließwiderstand, gekennzeichnet.

Dieser Fließwiderstand eines Stoffes ist nun keine einfache Konstante, sondern von verschiedenen Faktoren stark abhängig. Es genügt jedoch für technologische Überlegungen, den Fließwiderstand (bei konstanter Temperatur) im Falle der Kaltverformung lediglich von der vorangegangenen Verformung (Vorgeschichte), im Falle der Warmverformung von der Fließgeschwindigkeit abhängig anzunehmen. Der geringe Einfluß der Fließgeschwindigkeit auf den Fließwiderstand bei Kaltverformung<sup>1</sup> kann gegebenenfalls dadurch berücksichtigt werden, daß ein Abschlag oder Zuschlag von vielleicht  $\pm 5\%$  gegenüber den in üblicher Weise durch statische Versuche ermittelten Werten gemacht wird.

Bei der Kaltverformung äußert sich die Vorgeschichte des Stoffes, wie in Nr. 4f. ausführlich besprochen, in einer Verfestigung. Für die Verfestigungswirkung verschiedenartiger Fließvorgänge hat Ludwik<sup>2</sup> die beiden Grundregeln aufgestellt:

1. Es kommt nur auf die absolut größte (effektive) Hauptverformung an.
2. Eine kleine Dehnung  $d\varepsilon$  ist in der Verfestigungswirkung einer gleich großen Stauchung gleichwertig. Ein von der Länge  $l_0$  auf die Länge  $l_1$ , also um  $\lambda = \frac{l_1 - l_0}{l_0}$

\* Lode, W.: Z. Physik Bd. 36 (1926) S. 913—939. Forschungsarb. VDI 1928 Heft 303.

<sup>1</sup> Seehase, H.: Forschungsarb. VDI 1915 Heft 182. Meyer, E.: Forschungsarb. VDI 1927 Heft 295 S. 62—73. Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 10 (1928) S. 63—69. Deutler, H.: Physik. Z. Bd. 33 (1932) S. 247—259.

<sup>2</sup> Ludwik, P.: Elemente der technologischen Mechanik. Berlin 1909. Z. öst. Ing.- u. Arch.-Ver. Bd. 67 (1915) S. 597—602. Ludwik, P. u. R. Scheu: Stahl u. Eisen Bd. 45 (1925) S. 373—381. Sachs, G.: Grundbegriffe der mechanischen Technologie der Metalle, S. 54. Leipzig 1925.

gelängter Körper, soll sich danach ebenso verfestigen, wie ein von der Länge  $l_1$  auf  $l_0$ , also um  $\lambda' = \frac{l_1 - l_0}{l_1}$  gestauchter Körper. In der Verfestigungswirkung sollen sich also gleichwertig sein:

$$1 + \lambda = \frac{1}{1 - \lambda'} \quad (20)$$

bzw.

$$\varepsilon = -\varepsilon'. \quad (20a)$$

Letztere Form sagt also, daß bei absolut gleichen effektiven Verformungen ein gelängter und ein gestauchter Körper sich gleich stark verfestigen.

Wichtig ist noch die Form, wo die Querschnittsverminderung eines gelängten Stabes:

$$q = \frac{f_0 - f_1}{f_1} \quad (21)$$

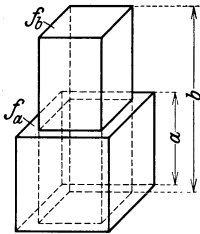


Abb. 148. Zur Erläuterung der Verfestigungswirkung bei Zug und Druck.

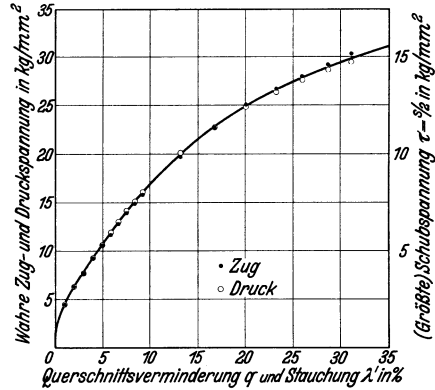


Abb. 149. Fließkurve von Kupfer nach Zug- und Druckversuchen von Ludwik und Scheu.

mit der Stauchung  $\lambda'$  verglichen wird. Es ist ja [vgl. Gleichung (2) in Nr. 70]:

$$f_0 \cdot l_0 = f_1 \cdot l_1 = V = \text{konst.},$$

und somit:

$$1 - q = \frac{1}{1 + \lambda}. \quad (22)$$

Für die Verfestigungswirkung gilt also einfach entsprechend Abb. 148:

$$q = \lambda', \quad (23)$$

d. h. eine Querschnittsverminderung bei einem gedehnten Stab und eine Stauchung bei einem gedrückten sind in der Verfestigungswirkung gleichwertig. Abb. 149 zeigt die Gültigkeit dieser Beziehungen in bezug auf den Zug- und Druckversuch bei Kupfer<sup>1</sup>. Bei Stählen sind gewisse Abweichungen festgestellt, die aber für technologische Überlegungen von geringer Bedeutung sind<sup>2</sup>.

Für die Verfestigungswirkung gilt danach: Einer Dehnung beim Zugversuch gleichwertig ist die Längung beim Walzen, Strangpressen, Stangen- und Drahtziehen, sowie beim gewöhnlichen Rohrziehen. Einer Stauchung beim Druckversuch gleichwertig ist die Querschnittsabnahme bei diesen Vorgängen, sowie auch angenähert die Höhenabnahme beim Walzen, die Wandstärkenabnahme beim Rohraufweiten usw.

<sup>1</sup> Ludwik, P.: Elemente der technologischen Mechanik. Berlin 1909. Ludwik, P. u. R. Scheu: Stahl u. Eisen Bd. 45 (1925) S. 373—381. Körber, F. u. H. Müller: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 8 (1926) S. 181—199.

<sup>2</sup> Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 9 (1927) S. 157—171, Bd. 10 (1928) S. 55—62.

Man kann also auf verschiedenste Weise eine allgemeine Verfestigungs- oder Fließkurve für einen Werkstoff aufstellen. Am einfachsten geschieht dies durch

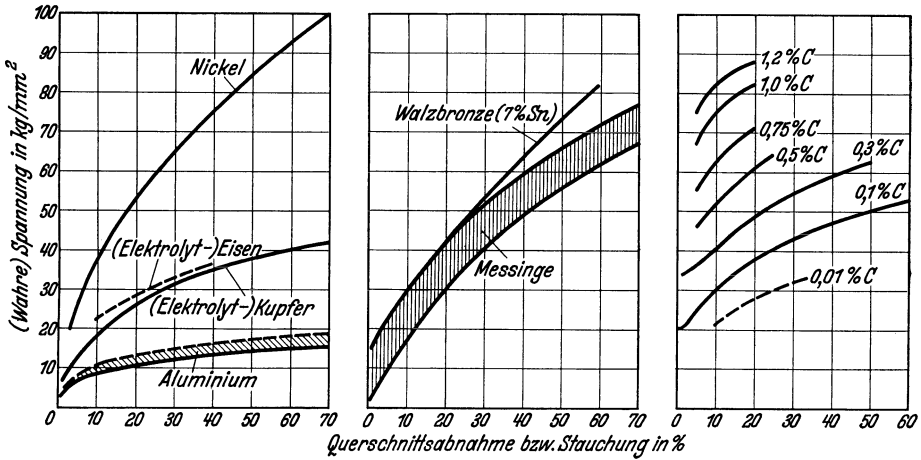


Abb. 150.

Abb. 151.

Abb. 152.

Abb. 150 bis 152. Fließkurven verschiedener Werkstoffe.

einen Zugversuch bis zur Höchstlast und darüber hinaus durch Feststellung der Streckgrenze abgewalzter Proben<sup>1</sup>. Man kann auch aus Zug- und Druckversuchen mit Hilfe besonderer Maßnahmen, welche die durch die Einschnürung bzw. die Reibung in den Auflagern bedingten Störungen beseitigen, weitergehende Fließkurven erschließen<sup>2</sup>.

Ludwik<sup>3</sup> hat vor allem auch noch die Beziehungen zum Verdrehungsversuch behandelt, die aber verwickelt sind und selten gebraucht werden.

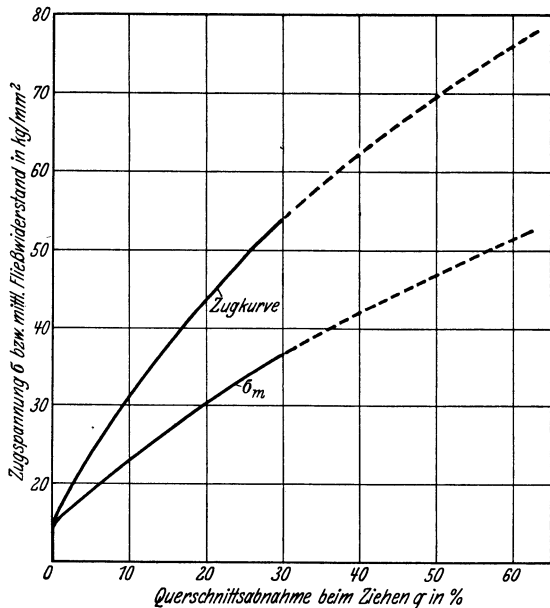


Abb. 153. Aus Zugversuchen erschlossene Fließkurve für Druckmessing (Ms 63) und Kurve des mittleren Fließwiderstandes  $\sigma_m$ .

<sup>1</sup> Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseldorf. Bd. 11 (1929) S. 139—153. Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 238—242.

<sup>2</sup> Weiß, L.: Z. Metallkde. Bd. 14 (1922) S. 160—172. Hübers, K.: Ber. Walzwerkauussch. V. D. Eisenhüttenl. 1922 Nr. 32. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 55—58. Körber, F. u. H. Müller: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseldorf. Bd. 8 (1926) S. 181—199. Taylor, G. J.: Proc. Roy. Soc., Lond. Bd. 116 [A] (1927) S. 39—60. Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseldorf. Bd. 9 (1927) S. 157—171, Bd. 10 (1928) S. 55—62.

<sup>3</sup> Ludwik, P.: Elemente der technologischen Mechanik. Berlin 1909.

Abb. 150—152 geben eine Anzahl von Fließkurven für verschiedene Werkstoffe wieder, welche als Grundlage für Überlegungen, den Kraft- und Arbeitsbedarf bei der Kaltverformung betreffend, dienen können.

Für solche Zwecke genügt es meist, von dem Gang der Verfestigung abzusehen, und mit einem Mittelwert über den betreffenden Verformungsbereich zu rechnen. Dabei hat es sich als belanglos erwiesen, ob die Dehnung, Stauchung oder effektive Verformung der Mittelwertbildung zugrunde gelegt wird. Abb. 153 zeigt eine solche Kurve mittleren Fließwiderstandes neben der Fließkurve für Messing (Ms 63)<sup>1</sup>.

Die aus technologischen Versuchen ermittelten Fließkurven verlaufen jedoch, wie in Nr. 8 schon eingehend besprochen (vgl. Abb. 10 und 11), oft höher als die wirklichen Fließkurven. Dies gilt besonders für das Ziehen von Drähten mit steilen Düsen. Die Ursache hierfür liegt darin, daß die Oberflächenschichten durch zusätzliche Schiebungen stärker verfestigt werden als das Innere, und als der äußeren Verformung entspricht (vgl. Nr. 71). Derartige Abweichungen widersprechen also keineswegs den in diesem Abschnitt gebrachten Beziehungen, sondern geben vielmehr einen Einblick in besondere Erscheinungen bei diesen Vorgängen.

## 78. Geschwindigkeitseinfluß bei Warmverformung.

Bei der Warmverformung kann in der Regel die Verfestigung vernachlässigt werden. Wie schon Abb. 131 in Nr. 65 für Druckversuche mit Zinn, das bei Raumtemperatur schon im Gebiet der Warmverformung ist, gezeigt, ist der Fließwiderstand über einen größeren Verformungsbereich nahezu konstant. Für technologische Überlegungen kann daher der Einfluß der Vorgeschichte auf den Fließwiderstand bei Warmverformung außer acht gelassen werden.

Dagegen ist dann, wie ebenfalls Abb. 131 zeigt, die Versuchsgeschwindigkeit von erheblichem Einfluß.

Um diesen Zusammenhang eindeutig festzuhalten, benötigen wir zunächst einen besonderen Maßstab für die Fließgeschwindigkeit. Nachdem die Vorgeschichte einflußlos sein soll, ist es klar, daß dieser Maßstab nicht von den Ausgangsabmessungen abhängig sein darf. Er muß sich vielmehr auf die jeweilig vorhandenen Abmessungen beziehen. Dieser Forderung genügt die effektive Fließgeschwindigkeit:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt}. \quad (24)$$

Da nach Gleichung (17):

$$\varepsilon = \ln(1 + \lambda) = \ln\left(\frac{l_1}{l_0}\right),$$

ist:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\lambda/l + \lambda}{dt} = \frac{dl/l}{dt} \quad (25)$$

in der Tat nur auf den jeweiligen Zustand bezogen.

Die Geschwindigkeitsabhängigkeit des Fließwiderstandes in der Wärme ist kaum bekannt. Die darüber vorliegenden Versuchsergebnisse sind in Nr. 65 schon besprochen worden.

<sup>1</sup> Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67.

## 79. Grenzen der Formung und Anstrengungsgrad.

Die Gestaltsänderung eines Körpers bei einem Formungsvorgang ist an gewisse Grenzen gebunden. Grundsätzlich muß dabei scharf unterschieden werden, ob das Formänderungsvermögen des Werkstoffes erschöpft ist, oder ob es sich um eine durch die Besonderheiten des betreffenden Formungsvorganges gezogene Grenze handelt.

Das Formänderungsvermögen eines Stoffes ist eine Eigenschaft, die hauptsächlich bei der Kaltverformung auftritt (vgl. Nr. 9). Sie gibt die Grenze an, bis zu der die Gestaltsänderung eines Körperteilchens möglich ist, ohne daß Materialtrennungen, also Reiß- oder Brucherscheinungen auftreten. Es ist dabei zunächst gleichgültig, ob es sich um einen einzigen geschlossenen Formungsvorgang, eine „Formungsstufe“ handelt, oder ob die Formung aus einer Anzahl aufeinanderfolgender Stufen besteht. Die Natur des Formungsvorganges und seine besondere Durchführung sind nur insofern von Einfluß, als das Formänderungsvermögen vom Spannungszustand stark abhängig ist. So wird besonders durch Zugspannungen jeder Art das Formänderungsvermögen stark herabgesetzt. Das Auftreten von Zugspannungen ist daher tunlichst zu vermeiden. Darüber hinaus ist bisher über den Einfluß des Spannungszustandes nichts Sicheres bekannt. Grundsätzlich läßt sich wieder nur sagen, daß jedes Körperteilchen für sich zu betrachten ist. Ein örtliches Zerreißen tritt also unabhängig vom ganzen Beanspruchungszustand auf, wenn örtlich die Bedingungen dafür eintreten. In der Regel wird aber dadurch das ganze Werkstück unbrauchbar. Diese Tatsache zeigt uns besonders deutlich, wie wichtig die Kenntnis der Spannungen und Verformungen während des Formungsvorganges ist.

Ferner ist zu beachten, daß der Materialfluß innerhalb eines Werkzeuges im allgemeinen ungleichmäßiger ist, als nach der äußeren Geometrie des Vorganges zu erwarten ist (vgl. Nr. 72). Dies bedeutet aber, daß das Formänderungsvermögen an einzelnen Stellen des Werkstückes unter Umständen frühzeitig erschöpft sein kann. Wichtig ist dabei, daß die Gestaltung des Werkzeuges hierauf von starkem Einfluß sein kann (vgl. Nr. 9).

Bei der Warmverformung spielt das Formänderungsvermögen eines Stoffes oft dadurch eine bedeutende Rolle, daß es in gewissen kritischen Temperaturbereichen so gering ist, daß Aufreißen eintritt. Die Bedingungen hierfür sind bisher kaum bekannt (vgl. Nr. 52f.). Bei Temperaturen in der Nähe ihres Schmelzpunktes sind die meisten Werkstoffe empfindlich, weil ihre Verunreinigungen in den Kristallgrenzen angereichert sind und an diesen Stellen der Schmelzpunkt herabgesetzt ist. Ferner ist es schwierig, eine höhere Temperatur konstant zu halten, und es kann daher zu einer Verfestigung und wegen der meist großen Gestaltsänderungen bei der Warmverformung leicht zum Aufreißen kommen.

Im Gegensatz zum Formänderungsvermögen wollen wir, wie schon in Nr. 12 für die Kaltverformung ausgeführt worden ist, unter „Umformungsfähigkeit“ eines bestimmten Stoffes bei einem bestimmten Formungsvorgang allgemein diejenige Grenze verstehen, bis zu der die Gestaltsänderung durch eine einzige Formungsstufe vorgenommen werden kann. Zunächst überraschend ist es, daß die Umformungsfähigkeit sich von den eigentlichen Werkstoffeigenschaften nur in geringem Maße und in unübersichtlicher Weise abhängig erweist. Dabei gilt

allerdings als Minimalforderung, daß das Formänderungsvermögen des Werkstoffes hoch genug ist, daß er eine der Umformungsfähigkeit gleiche Formungsstufe ohne Trennungerscheinungen zu überstehen in der Lage ist.

Die Umformungsfähigkeit wird von der Gestaltung des Werkzeuges erheblich beeinflußt. Sie kann daher mehr als eine dem betreffenden Formungsvorgang als eine dem Werkstoff eigentümliche Eigenschaft angesprochen werden. In der Praxis interessieren allerdings unter Umständen die geringen Verschiedenheiten der verschiedenen Werkstoffe. Am bekanntesten ist der Begriff der Ziehfähigkeit, und zwar besonders für das Tiefziehen, den wir stets in dem soeben auseinandergesetzten Sinne verstehen wollen. Der Sinn dieses Begriffes ist der, daß eine darüber hinausgehende Gestaltsänderung unmöglich ist, weil die hierzu erforderlichen Kräfte nicht vom Werkstoff an den auf Zerreißen beanspruchten Stellen zu den fließenden Stellen übertragen werden können. Beim Walzen könnte man sinngemäß den Grenzwert des Greifwinkels als Walzfähigkeit einführen. Ob sich jedoch ein solcher Begriff als zweckmäßig und lebensfähig erweist, wird erst die zukünftige Entwicklung lehren.

Bei anderen Formungsvorgängen gibt es solche Grenzen nicht. Es ist dann die Leistungsfähigkeit der Anlage oder die Festigkeit der Werkzeuge, welche die Größe der Formungsstufe nicht ins Unbegrenzte wachsen lassen.

In Laboratoriumsversuchen ist es, wie verschiedene Arbeiten gezeigt haben, möglich, sehr nahe an die theoretische Grenze der Formung heranzukommen, die Umformungsfähigkeit eines Werkstoffes also weitgehend auszunutzen. In der Praxis muß man jedoch wegen der unvermeidlichen Fehler im Werkstoff, der Stoßwirkungen in der Apparatur und anderer Gründe die Formungsstufe um ein gewisses Maß kleiner halten. Diese Überlegung gilt vor allem für die Ziehvorgänge. Hier ist, wie Abb. 19 und 20 in Nr. 12 veranschaulicht, die Umformungsfähigkeit durch die Werkstofffestigkeit festgelegt. Die Ziehkräfte dürfen daher den Werkstoff beim fehlerfreien Arbeitsvorgang nur bis zu einem gewissen Bruchteil seiner Festigkeit beanspruchen. Dieser Bruchteil — also das Verhältnis der tatsächlichen Ziehkraft zu der Grenzkraft im Falle des Reißens — kann als Anstrengungsgrad eingeführt werden<sup>1</sup>.

Die Umformung eines Rohlings in das gewünschte Halbfabrikat ist also in der Regel nicht in einer einzigen Formungsstufe möglich. In den meisten Fällen wird hierzu eine mehr oder weniger große Zahl von Formungsstufen notwendig sein. In besonders hohem Maße ist dies z. B. heute noch beim Ziehen dünner und dünnwandiger Rohre der Fall. Es sollte nun eigentlich selbstverständlich sein, daß solche Formungsstufen stets nach einem bestimmten Gesetze verlaufen, also beim Ziehen etwa so, daß der Anstrengungsgrad in allen Fällen der gleiche ist. Fehlt eine solche Kontrolle, so ist es natürlich, daß aus Sicherheitsgründen manche Formungsstufen sehr klein ausfallen, was die Wirtschaftlichkeit des Verfahrens verschlechtert. In der Praxis hat dieser Grundsatz jedoch bisher kaum Eingang gefunden<sup>2</sup>, wohl deshalb, weil die Bedeutung dieser Zusammenhänge erst in neuester Zeit klar zu werden beginnt.

<sup>1</sup> Siebel, E.: Die Formgebung im bildsamen Zustande. Düsseldorf 1932.

<sup>2</sup> Vgl. jedoch J. R. Shea u. S. McMullan: J. Amer. Inst. electr. Engr. Bd. 46 (1927) S. 346—355. Zagorski, J.: Diss. Techn. Hochsch. Berlin 1929.

## B. Eigenspannungen in verformten Metallen.

### 80. Eigentliche Eigenspannungen.

In einem festen Körper, der elastische Spannungen aufzunehmen imstande ist, bleiben, wenn er ungleichmäßig bleibend verformt wird, Eigenspannungen zurück. Die Verformungen können dabei unmittelbar durch äußere Kräfte (Recken) hervorgerufen sein, oder sie können auch mittelbar als Folge der durch ungleichmäßige Abkühlung erzeugten Spannungen entstehen. Diese eigentlichen Eigenspannungen (Eigenspannungen I. Art) sind auch für den wirklichen kristallinen Metallkörper von großer praktischer Bedeutung. Das Verhalten eines Körpers ist dabei ganz gleichartig, ob es sich um Reckspannungen oder um Abkühlungsspannungen handelt. Die allgemeinen Ausführungen dieses Kapitels für Reckspannungen gelten daher grundsätzlich auch für die durch Wärmebehandlung erzeugten Abkühlungsspannungen. Sehr ähnlich verhalten sich ferner auch Körper, in denen durch äußere Kräfte „Lastspannungen“ erzeugt werden.

Die Eigenspannungen bewirken eine Anzahl unangenehmer Erscheinungen, wie Aufreißen, Verwerfen, verstärkte Korrosion, Tragfähigkeitsminderungen usw., lassen sich aber andererseits auch in neuerer Zeit nutzbringend, und zwar zur Erhöhung der Dauerfestigkeit, anwenden.

Die eigentlichen Eigenspannungen sind dadurch gekennzeichnet, daß sie sich innerhalb des damit behafteten Körpers verhältnismäßig langsam verändern. Schneidet man daher aus dem Körper einen meßtechnisch noch erfaßbaren kleinen Bereich heraus, so daß in diesem die Spannungen verschwinden, so hat dies auch eine entsprechende „Entlastung“ des Restkörpers zur Folge. Die dabei eintretenden Formänderungen dienen allgemein dazu, in die Größe der Eigenspannungen einen zahlenmäßigen Einblick zu gewinnen.

In sehr einfachen Fällen sind auch die Reckspannungen einer annähernden Berechnung zugänglich, so in gebogenen und verdrehten Stäben, in geschleuderten Scheiben usw. Besonders der zuletzt angeführte Fall hat auch für den Maschinenbau eine gewisse praktische Bedeutung. In der Metalltechnik interessieren aber vorwiegend die durch Formungsvorgänge, insbesondere Stangen-, Rohr- und Tiefziehen, erzeugten Reckspannungen. Diese sind einer zahlenmäßigen Vorausberechnung bisher ganz unzugänglich. Jedoch kann man sich ganz roh ein gewisses Bild über ihre Verteilung machen, wenn man einen Einblick in die Spannungsverteilung beim Formungsvorgang gewonnen hat. Beim Entlasten verhält sich dann der Werkstoff nahezu elastisch. Kennt man auch die Verteilung der Spannungen bei elastischer Beanspruchung unter den Kräften der Formungsmaschine, so erhält man die Reckspannungen, wenn man einen solchen Spannungszustand von dem während des Formungsvorganges herrschenden abzieht. Die beiden Spannungszustände sind dadurch gekoppelt, daß sie zu den gleichen äußeren Kräften gehören.

Am einfachsten lassen sich diese Beziehungen für den Fall des Biegens oder auch der Torsion übersehen. Abb. 154 zeigt die zu einem Biegemoment  $M$  zugehörige elastische Spannungsverteilung eines Körpers mit hoher Elastizitätsgrenze, Abb. 155 die eines teilweise plastisch nachgiebigen. Bei der Entlastung sinken in diesem die Spannungen ebenfalls unter die Elastizitätsgrenze;



und bei völliger Entlastung ergibt sich daher ein Spannungszustand nach Abb. 156.

In einem gleichmäßig (homogen) beanspruchten Körper, besonders einem glatten gedehnten Stabe, können daher — im Gegensatz zu bisweilen vertretenen Ansichten<sup>1</sup> — keinerlei Reckspannungen zurückbleiben. Die Spannungsverteilung ist im elastischen und plastischen Zustand ganz gleichartig, nämlich einfach eine über den Querschnitt gleichmäßig verteilte Zugspannung. Erst mit der sich

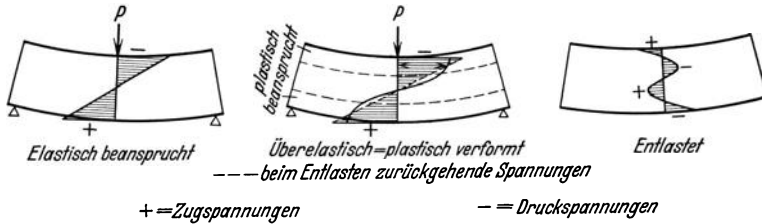


Abb. 154.

Abb. 155.

Abb. 156.

Abb. 154 bis 156. Entstehung von Reckspannungen beim Biegen eines Stabes.

ausbildenden Einschnürung wäre in diesem Gebiet das Auftreten von Reckspannungen denkbar. In eigenen orientierenden Versuchen fanden sich aber auch hier nur verschwindend geringe Eigenspannungen.

Dagegen findet sich in jedem plastisch verformten kristallinen Körper stets eine ganz andere Art von Eigenspannungen, die verborgen-elastischen Spannungen. Diese haben ihrerseits ganz andersartige Erscheinungen zur Folge als die eigentlichen Eigenspannungen, worauf in Nr. 91f. noch eingegangen wird.

## 81. Das Aufreißen von Messing.

Die bekannteste Wirkung von Reckspannungen ist das Aufreißen (engl.: season-cracking) damit behafteter Halb- und Fertigfabrikate aus Messing beim



Abb. 157. Messingkocher, beim Seetransport rissig geworden.



Abb. 158. Messingkocher, in Quecksilbernitratlösung aufgerissen.

Lagern oder im Gebrauch. Dünnwandige, gezogene oder gedrückte Hohlkörper neigen, wie es Abb. 157 an einem Beispiel zeigt, in besonders starkem Maße dazu, Längsrisse zu bilden. In Stangen und Rohren können entsprechend Abb. 159

<sup>1</sup> Tafel, W.: Stahl u. Eisen Bd. 34 (1914) S. 574—578.

und 160 Längsrisse oder Spiralarisse, seltener auch Querrisse entstehen. Sehr stark scheint dieses Aufreißen zeitweise bei Munition gewesen zu sein<sup>1</sup>.

Der Bruch wirkt bei allen Stoffen, selbst solchen mit hohem Formänderungsvermögen, wie Messing, ähnlich wie ein Ermüdungsbruch völlig spröde. Die mikroskopische Untersuchung zeigt dann bei  $\alpha$ -Messing und auch bei weichem Eisen, daß der Bruch nach Abb. 161 zwischenkristallin verläuft. Bei  $\alpha + \beta$ -Messing gehen allerdings die Risse durch die  $\beta$ -Kristalle hindurch<sup>2</sup>.

Obwohl diese Erscheinung schon seit langer Zeit bekannt ist, und auch die Wege zu ihrer Beseitigung frühzeitig erkannt und angewandt wurden<sup>3</sup>, gibt es doch noch heute zahlreiche Stellen, vor allem kleinere metallverarbeitende Werke, die durch die Unkenntnis der Zusammenhänge erheblichen Schaden erleiden.

Die Ursache des Aufreißen ist einerseits die Anwesenheit gewisser, das Messing angreifender Gase in der Luft, vor allem von Ammoniak. Nach Versuchen von Moore, Beckinsale und Mallinson<sup>4</sup> wird Messing von Ammoniak auch schon im spannungsfreien Zustand angegriffen und bleibend geschädigt. Ungleich stärker ist jedoch die Wirkung des Ammoniaks, wenn es auf Fasern trifft, die stärkeren Zugspannungen unterworfen sind. Es dringt zwischen den Kristallen hindurch ein; und nach einiger Zeit ist das Messing dadurch so stark in seiner Tragfähigkeit geschwächt, daß es schon verhältnismäßig geringen Belastungen plötzlich nachgibt. Das eigentümliche an diesem

chemischen Angriff ist der Umstand, daß die Oberfläche des Messings oft keinerlei Korrosionserscheinungen aufweist; auch an der Bruchfläche ist in der Regel nichts von einem chemischen Angriff zu bemerken. Daher neigt derjenige, dem diese

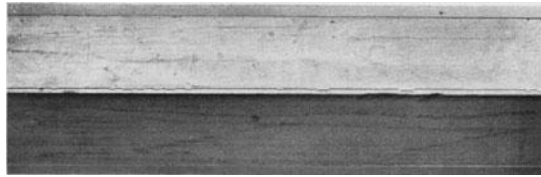


Abb. 159. Messingsechskantstange mit längs verlaufendem Spannungsriß.

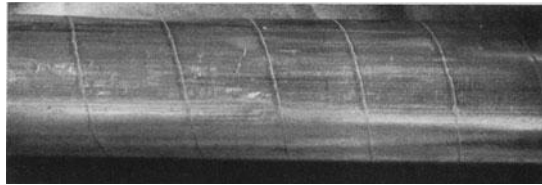


Abb. 160. Messingrundstange mit spiralgem Spannungsriß.



Abb. 161. Zwischenkristallin verlaufender Spannungsriß in  $\alpha$ -Messing. (Nach Moore, Beckinsale und Mallinson.)

<sup>1</sup> Ellis, D. W.: Trans. Faraday Soc. Bd. 17 (1921) S. 193—200; Engineering Bd. 111 (1921) S. 474. Hothersall, W. C.: Trans. Faraday Soc. Bd. 17 (1921) S. 201—208; Engineering Bd. 111 (1921) S. 453. Leistner, G.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 429. Grimston, F. S.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 39 (1928 I) S. 255—270.

<sup>2</sup> Bassett, W. H.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 18 (1918) S. 153—162. Rawdon, H. S.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 18 (1918) S. 189—200.

<sup>3</sup> Leistner, G.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 429.

<sup>4</sup> Moore, H., S. Beckinsale u. C. E. Mallinson: J. Inst. Met., Lond. Bd. 25 (1921 I) S. 35—152; Engineering Bd. 111 (1921) S. 300—301, Bd. 112 (1921) S. 262—264.

Erscheinung zum ersten Male begegnet, leicht dazu, ihre Ursache in äußeren Überbeanspruchungen zu suchen, obwohl sie in einer derart kennzeichnenden Gestalt auftritt, daß sie bei einiger Erfahrung kaum mit anderen Fehlern verwechselt werden kann.

Auch andere Stoffe können anscheinend das Aufreißen herbeiführen. So ist eine derartige Wirkung durch zersetztes Seifenwasser beobachtet worden<sup>1</sup>. Besonders bekannt ist dann noch die dahingehende Wirkung von Quecksilber und Quecksilbersalzen (Zinnober). Letztere zersetzen sich in Berührung mit dem Messing, so daß der wirksame Bestandteil stets metallisches Quecksilber ist. Auf die Wirkung des Quecksilbers wird im folgenden Abschnitt noch besonders eingegangen.

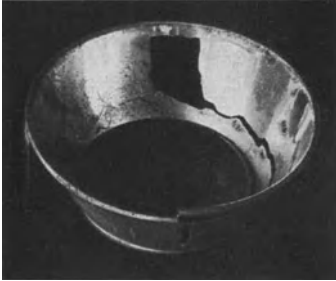


Abb. 162. Verchromtes Scheinwerfergehäuse aus Messing, in einem kalten Winter aufgerissen.

Die Aufreißgefahr von Messingen nimmt im  $\alpha$ -Gebiet, d. h. bis etwa 35% Zink, mit dem Zinkgehalt zu<sup>2</sup>. Bei kleinen Zinkgehalten, nach Bassett unter 20%, nach Moore, Beckinsale und Mallinson unter 6%, ist eine Aufreißgefahr nicht vorhanden.

Bei höherem Zinkgehalt wird nach Ostermann die Aufreißgefahr durch die Anwesenheit fein ausgeschiedener  $\beta$ -Kristalle verringert<sup>3</sup>. Ein Messing mit 61—62% Kupfer mit feinen  $\beta$ -Ausscheidungen ist weniger spannungsempfindlich als ein solches mit 63% Kupfer (Ms 63) im normalen homogenen Zustande. Werden aber im 63er Messing vor der Verformung durch Erhitzen auf höhere Temperatur und schnelles Abkühlen  $\beta$ -Ausscheidungen hervorgerufen, so wird die Aufreißgefahr dadurch verringert. Morris findet auch bei Muntzmetall (Ms 60) und Marinemessing (60% Kupfer, 0,75% Zinn), daß von 500<sup>0</sup> abgeschreckte Proben unter Zugbelastung und Ammoniakangriff viel länger halten, als von hohen Temperaturen abgeschreckte oder gar langsam erkaltete<sup>4</sup>.

Beimengungen im Messing erhöhen in der Regel die Spannungsempfindlichkeit, so Eisen, Zinn und Mangan<sup>5</sup>. Die Wirkung von Aluminium<sup>6</sup> und Kadmium ist jedoch sehr gering<sup>7</sup>. Es ist auch anzunehmen, daß allgemein mit erhöhtem Reinheitsgrad des Messings die Aufreißgefahr abnimmt; doch liegen hierüber noch keine genaueren Untersuchungen vor.

<sup>1</sup> Grimston, G. S.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 39 (1928 I) S. 255—277.

<sup>2</sup> Webster, W. R.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 18 (1918) S. 163—164. Bassett, W. H.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 18 (1918) S. 153—162. Moore, H., S. Beckinsale u. S. E. Mallinson: J. Inst. Met., Lond. Bd. 25 (1921 I) S. 35—152. Crampton, D. K.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 233—255. Wunder, W.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 357—359.

<sup>3</sup> Ostermann, F.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 329—336.

<sup>4</sup> Morris, A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 256—275.

<sup>5</sup> Desch, C. H.: Trans. Faraday Soc. Bd. 17 (1921) S. 17—21; Engineering Bd. 111 (1921) S. 418. Moore, H., S. Beckinsale u. C. E. Mallinson: J. Inst. Met., Lond. Bd. 25 (1921 I) S. 35—152. Morris, A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 256—275. Newson, I. E. u. A. Wragg: J. Inst. Met., Lond. Bd. 46 (1931 II) S. 383—393.

<sup>6</sup> Genders, R.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 43 (1930 I) S. 163—192.

<sup>7</sup> Bassett, W. H.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 18 (1918) S. 153—162.

Der Einfluß der Oberflächenbeschaffenheit ist nicht ganz geklärt<sup>1</sup>. Gegen den Quecksilberangriff wirkt Polieren der Oberfläche jedenfalls günstig; das gewöhnliche Aufreißen wird dagegen dadurch kaum beeinflusst. Gutes Vernickeln gewährt einen gewissen Schutz, nicht aber Lackieren oder Paraffinieren<sup>2</sup>. Im kalten Winter 1928/29 wurden auch an verchromten Scheinwerfergehäusen Spannungsbrüche nach Abb. 162 beobachtet.

Die Aufreißgefahr nimmt mit der Korngröße des Messings zu<sup>3</sup>.

## 82. Die Quecksilberprüfung von Messing.

Die Spannungsempfindlichkeit von Messing kann durch Eintauchen der betreffenden Gegenstände in Ammoniak, Ammoniumsazlösungen, Quecksilber oder verdünnte Lösungen von Quecksilbersalzen geprüft werden. Neigt die Probe zum Aufreißen, so bilden sich, wie es Abb. 158 und 163 zeigen, nach kurzer Zeit deutliche Risse; bei geringerer Aufreißneigung sind jedoch die entsprechenden Risse, besonders bei dickeren Gegenständen, oft unter dem abgeschiedenen Quecksilber kaum zu erkennen. Durch Verformung, bei Hohlkörpern etwa durch Aufbeulen, können aber die Risse deutlich herausgeholt werden<sup>4</sup>.

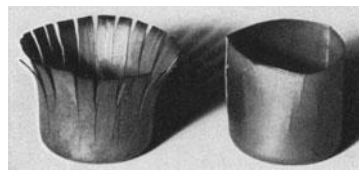


Abb. 163.

Abb. 164.

Abb. 163. Messingbecher, in Quecksilbernitratlösung aufgerissen.

Abb. 164. Messingbecher, an der Luft aufgerissen.

Besonders empfohlen wird von Moore, Beckinsale und Mallinson<sup>5</sup> eine Lösung von 1% Quecksilbernitrat ( $\text{HgNO}_3$ ) und 1% Salpetersäure ( $\text{HNO}_3$ ) in Wasser. Sublimatlösungen ( $\text{HgCl}$ ) wirken weniger scharf. Zur Erzielung gleichmäßiger Ergebnisse ist eine Entfettung und eine Vorätzung mit 40%iger Salpetersäure notwendig.

Als Maß für die Aufreißgefahr wird vielfach die Zeit vom Eintauchen bis zum Aufreißen genommen. Jedoch ist, wie schon erwähnt, die Feststellung des Zeitpunktes des Reißens oft schwierig. Ferner scheint bei geringen Zeiten eine Unterscheidung nicht mehr möglich zu sein, da offenbar das Quecksilber eine gewisse Zeit braucht, ehe es zur Wirkung gelangt, und diese Entwicklungszeit erheblich größer ist als die wirkliche Aufreißzeit vom Beginn der Wirkung bis zum Aufreißen. Die Schwankungen in der Entwicklungszeit überdecken dann ganz die Unterschiede in den Aufreißzeiten.

Die anscheinend in Militärlaboratorien entwickelte<sup>6</sup> Prüfung der Aufreißgefahr durch Eintauchen in Quecksilbersalzlösung hat sich heute allgemein eingeführt.

<sup>1</sup> Bassett, W. H.: a. a. O. Rawdon, H. S.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 18 (1918) S. 189—200. Ostermann, F.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 329—336.

<sup>2</sup> Moore, H., S. Beckinsale u. C. E. Mallinson: J. Inst. Met., Lond. Bd. 25 (1921 I) S. 35—152.

<sup>3</sup> Jones, E. O. u. E. Whitehead: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 73 (1926) S. 834—849. Morris, A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 256—275. Nagakami, Y.: Vgl. J. Inst. Met., Lond. Bd. 43 (1930 I) S. 467.

<sup>4</sup> Fox, J.: Engineering Bd. 136 (1933) S. 375—376.

<sup>5</sup> Moore, H., S. Beckinsale u. C. E. Mallinson: J. Inst. Met., Lond. Bd. 25 (1921 I) S. 35—152.

<sup>6</sup> Hatfield, W. H. u. G. L. Thirkell: J. Inst. Met., Lond. Bd. 22 (1919 II) S. 67—126. Leistner, G.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 429.

Zu warnen ist jedoch vor einer gar zu scharfen Bewertung der Ergebnisse. Diese Prüfung erfaßt zunächst nur die Aufreißgefahr, nicht aber sonstige Wirkungen der Reckspannungen wie Verwerfungen beim Bearbeiten, Beeinträchtigung der Dauerfestigkeit usw. Diese Wirkungen können lediglich bei genauer Kenntnis der Größe und Verteilung der Reckspannungen übersehen werden. Die Aufreißgefahr hängt dagegen nicht nur von der Größe der Spannungen, sondern vor allem von den spezifischen Eigenschaften der betreffenden Legierung und auch von der Wanddicke des Gegenstandes ab. Aber selbst der Aufreißgefahr im Gebrauch geht die Quecksilberprüfung keineswegs genau parallel<sup>1</sup>. Wie Abb. 163 und 164 zeigen, fällt auch die Rißform in der Quecksilberprüfung ganz anders aus als in der Atmosphäre (vgl. auch Abb. 157 und 158).

### 83. Das Aufreißen anderer Metalle und Legierungen.

Andere Kupferlegierungen neigen in erheblich geringerem Maße zum Aufreißen als Messing. Bei Kondensatorrohren aus Admiralmessing (70% Cu, 20% Zn, 1% Sn) sind nach Allen<sup>2</sup> noch 11% aller Fehler auf Reckspannungen zurückzuführen; doch handelt es sich hierbei um eine dem Messing sehr nahe-stehende Legierung. Bei Zinnbronze und Aluminiumbronze treten nur gelegentlich Spannungsbrüche auf<sup>3</sup>. Bei einer Siliziumbronze mit 3% Silizium ist Aufreißen in der Quecksilberprüfung beobachtet worden<sup>4</sup>. Neusilber reißt nur bei plötzlichem Erhitzen (vgl. Nr. 85). Reines Kupfer reißt niemals. Bei hohlgezogenen Rohren aus Arsenkupfer mit 0,44% Arsen sind jedoch von Pinkerton und Tait Spannungsbrüche festgestellt worden; und in der Quecksilberprüfung rissen derart hergestellte Rohre noch bis zu Arsengehalten von 0,06% herab<sup>5</sup>. Die Ursache und der Mechanismus des Aufreißens dürften bei allen Kupferlegierungen die gleichen sein wie bei Messing.

Bei Stahl sind Brüche infolge Reckspannungen verhältnismäßig selten. Der unreine und daher verhältnismäßig spröde Thomasstahl neigt beim Ziehen und Abrollen starker Stangen zum Aufreißen, und zwar innerhalb der in Betracht kommenden Ziehgrade nahezu unabhängig von der Größe der Abnahme<sup>6</sup>. Auch bei Stangen aus Nickelstahl sind Spannungsbrüche beobachtet worden<sup>7</sup>. Inwieweit in diesen Fällen außer den Reckspannungen noch Korrosionen am Aufreißen beteiligt sind, ist bisher nicht geklärt. Ein zusätzlicher oder vielleicht sogar ausschlaggebender chemischer Angriff liegt aber zweifellos bei der Rißbildung in Kesselblechen vor, die besonders an gebogenen Kanten und in der

<sup>1</sup> Merica, P. D. u. R. W. Woodward: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1915 S. 298. Webster, W. R.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 18 (1918) S. 163 bis 164. Rawdon, H. S.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 18 (1918) S. 189—200. Ostermann, F.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 329—336.

<sup>2</sup> Allen, G. B.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 24 (1920 II) S. 285—299.

<sup>3</sup> Diegel, C.: Verh. Ver. Bef. Gewerbefl. Bd. 85 (1906) S. 177—184; vgl. Metallurgie Bd. 3 (1906) S. 568—569. Heyn, E. u. O. Bauer: Int. Z. Metallogr. Bd. 1 (1911) S. 16—50. Bassett, W. H.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 18 (1918) S. 153—162. Moore, H., S. Beckinsale u. C. E. Mallinson: J. Inst. Met., Lond. Bd. 25 (1921 I) S. 35—152.

<sup>4</sup> Voce, E.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 74 (1930 II) S. 331—361.

<sup>5</sup> Pinkerton, A. u. W. H. Tait: J. Inst. Met., Lond. Bd. 36 (1926 II) S. 233—241.

<sup>6</sup> Fahrenhorst, W. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 783—788, 880—881.

<sup>7</sup> Heyn, E.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 12 (1914 II) S. 3—37.

Nähe von Nieten auftritt<sup>1</sup>. Mit Reckspannungen behafteter Stahl, besonders kohlenstoffarmer, kann durch kochende Alkalilaugen und Nitratlösungen zum Reißen gebracht werden<sup>2</sup>. Schienen reißen gelegentlich auch in Säuren auf<sup>3</sup>. Von Portevin<sup>4</sup> ist noch das Anreißen von Geschoßhülsen an der Stelle aufgepreßter Führungsringe durch die Füllung aus Blausäure, Zinnchlorid, Arsenchlorid und Chloroform, sowie auch durch Schwefelsäure und Verzinnen beobachtet und genauer untersucht worden. Auch über das Aufreißen von gezogenen Bechern aus rostfreien Stählen wird gelegentlich berichtet<sup>5</sup>.

Spannungsrisse sind dann noch an kupfer- und zinkhaltigen Aluminiumlegierungen<sup>6</sup>, sowie überhaupt zum ersten Male 1886 von Roberts-Austen<sup>7</sup> an einer gezogenen Kupfer-Silber-Goldlegierung in Eisenchlorid beobachtet worden. Auch das Aufblättern von hartgewalztem Aluminium unter dem Angriff von Wasser ist vielleicht ein Spannungsbruch<sup>8</sup>.

#### 84. Legierungsbrüchigkeit.

Besonders oft treten in der Praxis noch eigentümliche Brüche, welche den gewöhnlichen Spannungsbrüchen sehr ähnlich sehen, auf, wenn ein mit Eigenspannungen oder Lastspannungen behafteter Körper mit flüssigem Metall in Berührung kommt. Es gibt zwei praktisch wichtige Fälle dieser Art, das Löten und das Heißlaufen von Lagern.

Beim Löten dringt, wie schon Diegel<sup>9</sup> feststellen konnte, das flüssige Metall, falls es sich mit dem Grundstoff legiert, an den mit Zugspannungen behafteten Stellen<sup>10</sup> in den zu lötenden Stoff längs den Korngrenzen ein, und führt in ähnlicher Weise wie Ammoniak und Quecksilber bei Messing einen Spannungsbruch herbei. Es genügen dazu schon ganz dünne Filme des flüssigen Metalls.

Derartige Legierungsbrüchigkeit oder Lötbrüchigkeit ist an Manganmessing, besonders mit  $\alpha + \beta$ -Gefüge<sup>11</sup>, sowie an gewöhnlichem Messing (Ms 70 und Ms 60) bei Anwesenheit sehr hoher Reckspannungen<sup>12</sup> beobachtet worden. Zinn und Zinnlote, von denen reines Zinn am stärksten wirkt<sup>13</sup>, erfordern bei 260° die Anwesenheit von Zugspannungen von mindestens 20 kg/mm<sup>2</sup>, Blei bei 350° von etwa 10 kg/mm<sup>2</sup>\*

<sup>1</sup> Baucke, H.: Vgl. Stahl u. Eisen Bd. 33 (1913) S. 570. Hanson, D.: Trans. Faraday Soc. Bd. 17 (1921) S. 91—101; Engineering Bd. 111 (1921) S. 467—469. Jones, J. A.: Trans. Faraday Soc. Bd. 17 (1921) S. 102—109; Engineering Bd. 111 (1921) S. 469—470. Parr, S. W. u. F. G. Straub: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 26 (1926) S. 52—91.

<sup>2</sup> Stromeyer, C. E.: Engineering Bd. 104 (1917) S. 645—646. Hanson, D.: a. a. O. Jones, J. A.: a. a. O.

<sup>3</sup> Charpy, G. u. J. Durand: C. R. Acad. Sci., Paris Bd. 169 (1919) S. 599—602.

<sup>4</sup> Portevin, A. M.: J. Iron Steel Inst. Bd. 108 (1923) S. 71—92.

<sup>5</sup> Crane, E. V.: Plastic Working of Metals, S. 158. New York 1932. Litten-Dubois, W.: Masch.-Bau Bd. 12 (1933) S. 608—609.

<sup>6</sup> Rosenhain, W. u. S. L. Archbutt: Proc. Roy. Soc., Lond. [A] Bd. 96 (1920) S. 55—68. Brenner, P.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 146—151.

<sup>7</sup> Vgl. K. E. Stead u. H. G. A. Stedman: J. Inst. Met., Lond. Bd. 11 (1914 I) S. 119—150.

<sup>8</sup> Heyn, E. u. O. Bauer: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Bd. 29 (1911) S. 1—28.

<sup>9</sup> Diegel, G.: Ver. Bef. Gewerbeff. Bd. 91 (1912) S. 263—269.

<sup>10</sup> Genders, R.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 37 (1927 I) S. 215—221.

<sup>11</sup> Dickenson, J. H. S.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 24 (1920 II) S. 315—332.

<sup>12</sup> Miller, H. J.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 37 (1927 I) S. 183—192.

<sup>13</sup> Hartley, H. J.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 37 (1927 I) S. 193—214.

\* Miller, H. J.: a. a. O.

Auch an Aluminium ist gelegentlich Lötbrüchigkeit beobachtet worden<sup>1</sup>.

Häufig tritt dann noch die Legierungsbrüchigkeit bei Stahl auf<sup>2</sup>. Genauere Untersuchungen haben gezeigt, daß solche Metalle, die sich mit Stahl legieren, oberhalb 1000°, bzw. Kupferlegierungen etwa 100° oberhalb ihres Schmelzpunktes, bei verschiedensten Stahlsorten Brüche auslösen<sup>3</sup>. Die Zugspannungen müssen dabei etwa 15 kg/mm<sup>2</sup> überschreiten<sup>4</sup>. Bei gebrochenen Achsen und Turbinenschaufeln konnte der Nachweis erbracht werden daß sie gleichzeitig mit Spannungen behaftet waren und in Berührung mit flüssigem Material standen<sup>5</sup>.

### 85. Glühbrüchigkeit.

Auch schroffes Erhitzen löst gelegentlich einen Spannungsbruch aus<sup>6</sup>.

Besonders empfindlich ist Neusilber gegen plötzliches Erhitzen. Bei diesem Stoff liegt nach Jones und Whitehead<sup>7</sup> insofern ein Sonderfall vor, als das Aufreißen regelmäßig zwischen 350° und 390° C erfolgt. Ein kurzzeitiges Anlassen auf diese Temperaturen setzt nach Untersuchungen an Legierungen mit 61—65% Kupfer, 27—16% Zink und 11—20% Nickel die Eigenspannungen eigentümlicherweise über die Ausgangswerte hinauf. Dagegen werden durch halbstündiges Anlassen bei 250—300° die Reckspannungen soweit vermindert, daß die Glühbrüchigkeit verschwindet. Unreines Neusilber neigt stärker zum Anlaßbruch als reines. Als nichttreibend empfohlene Sorten erweisen sich nach der Analyse stets als besonders rein. Grobkristallines Material ist einer erhöhten Aufreißgefahr ausgesetzt als feinkristallines. Eine besondere Art von Spannungsbruch scheint noch bei Neusilbersorten mit hohem Nickelgehalt aufzutreten, wenn sie von 600° abgeschreckt werden.

Nach Wise tritt eine ausgeprägte Glühbrüchigkeit noch bei nickelhaltigen Goldlegierungen, den Weißgoldern, auf, und zwar besonders stark bei Legierungen mit höherem Zinkgehalt<sup>8</sup>. Beim Aufheizen bilden sich Risse in der Nähe von 250°. Da bei dieser Temperatur in den Weißgoldern auch Ausscheidungen aufzutreten beginnen, werden diese für die Glühbrüchigkeit verantwortlich gemacht. Die Neigung zum Aufreißen sowohl nach dem Walzen als auch nach dem Tiefziehen, wird durch einen hohen Reckgrad (über 50%), sowie große Abnahmen vermindert. Beim Tiefziehen sind auch entsprechende Formgebung des Werkzeuges und stärkere Blechschwächung günstig. Besonders schlecht verhält sich dagegen überglühes und schwach verformtes Material.

<sup>1</sup> Diegel, C.: Ver. Bef. Gewerbefl. Bd. 91 (1912) S. 263—269.

<sup>2</sup> Strauß, B.: Stahl u. Eisen Bd. 34 (1914) S. 1814—1820. Portevin, A. M.: J. Iron Steel Inst. Bd. 108 (1923) S. 71—92. Duncan, H. M.: Met. Ind., Lond. Bd. 24 (1924) S. 53 bis 54. Genders, R.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 37 (1927 I) S. 215—221. Riede, R.: Stahl u. Eisen Bd. 49 (1929) S. 1161—1162. Albert, W.: Stahl u. Eisen Bd. 50 (1930) S. 1403—1405. Schottky, H., K. Schichtel u. R. Stolle: Kruppsche Mh. Bd. 12 (1931) S. 100—105.

<sup>3</sup> Schottky, H., K. Schichtel u. R. Stolle: a. a. O.

<sup>4</sup> Hook, L. T.: Weld. Engr. Bd. 14 (1929) S. 53—56.

<sup>5</sup> Strauß, B.: Stahl u. Eisen Bd. 34 (1914) S. 1814—1820.

<sup>6</sup> Desch, C. H.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 4 (1910) S. 235—247. Bassett, W. H.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 18 (1918) S. 153—162. Moore, H., S. Beckinsale u. C. E. Malinsson: J. Inst. Met., Lond. Bd. 25 (1921 I) S. 35—152.

<sup>7</sup> Jones, E. O. u. E. Whitehead: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 73 (1926) S. 834—849.

<sup>8</sup> Wise, E. M.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Dw. 1929 S. 384—408.

## 86. Genaueres Verfahren zur Messung der Eigenspannungen.

Bei den in den vorangehenden Abschnitten besprochenen Fällen handelt es sich um Fehlererscheinungen, welche sich bisher noch einer zahlenmäßigen Erfassung weitgehend entziehen. Spannungsbrüche treten nur bei ganz bestimmten Stoffen und in sehr verschieden starkem Maße auf. Es interessieren daher hier bisher besonders die Zusammenhänge mit den technologischen Arbeitsvorgängen, der Zusammensetzung und dem Gefügestand der Stoffe usw. Dagegen ist eine Verknüpfung mit der Größe und Verteilung der Spannungen vorläufig nicht möglich.

Bei anderen Anforderungen jedoch, wie an die Maßhaltigkeit und Formbeständigkeit bearbeiteter Körper, an die Dauerfestigkeit usw. kommt es unmittelbar auf die Größe und Verteilung der Eigenspannungen an. Es sind daher schon frühzeitig von Kalakoutzky<sup>1</sup>, sowie Heyn und Bauer<sup>2</sup> Verfahren

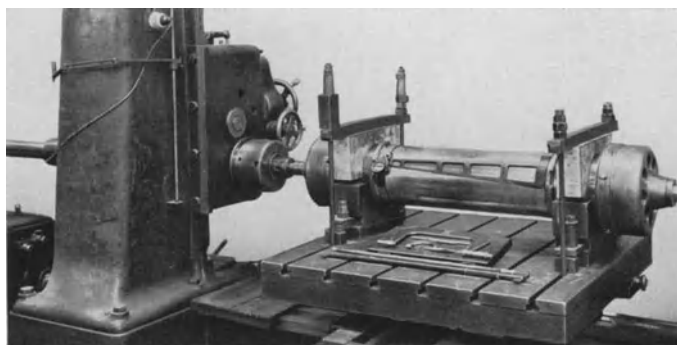


Abb. 165. Abschnitt einer großen Kolbenstange auf einer Drehbank zur Bestimmung der Eigenspannungen.

entwickelt und angewandt worden, um über die Größe und Verteilung der Eigenspannungen in Stangen und Blechen einen überschlägigen Aufschluß zu erhalten.

Besonders in neuester Zeit sind dann eine Anzahl von Brucherscheinungen größten Ausmaßes aufgetreten, welche erkennen ließen, daß man die Bedeutung der Eigenspannungen bisher erheblich unterschätzt hatte<sup>3</sup>. Seitdem sind auch eine größere Zahl von Untersuchungen durchgeführt worden, in denen selbst in sehr verwickelten Fällen der genauere Spannungszustand festgestellt werden konnte. Es traf sich glücklich, daß in dieser Frage, angeregt durch die Untersuchungen von Heyn und Bauer, eine lebhaftere Forschungstätigkeit eingesetzt hatte, die — wie die neueren Feststellungen bewiesen haben — zu praktisch brauchbaren und genügend genauen Verfahren geführt hat.

So ist es jedenfalls heute möglich, für den praktisch besonders interessierenden Fall runder Stangen und Rohre die Spannungen bis auf einige  $\text{kg/mm}^2$  zuverlässig

<sup>1</sup> Kalakoutzky, N.: Investigations into the Internal Stresses in Cast, Iron and Steel. London 1888.

<sup>2</sup> Heyn, E. u. O. Bauer: Int. Z. Metallogr. Bd. 1 (1911) S. 16—50; Stahl u. Eisen Bd. 31 (1911) S. 760—765. Heyn, E.: Stahl u. Eisen Bd. 32 (1912 II) S. 2097—2098; J. Inst. Met., Lond. Bd. 12 (1914 II) S. 3—37; Stahl u. Eisen Bd. 37 (1917) S. 442—448, 474—479, 497—500; Mitt. Mat.-Prüf.-Amt Bd. 35 (1917) S. 1—25.

<sup>3</sup> Sachs, G.: Metallwirtsch. Bd. 7 (1928) S. 1277.



festzustellen<sup>1</sup>. Man geht dabei so vor, daß man genügend lange Stangenabschnitte stufenweise ausdreht und nach jeder Stufe die Veränderungen einer bestimmten

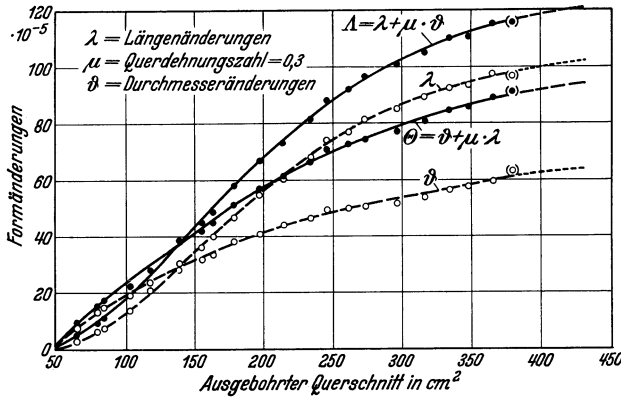


Abb. 166. Meßergebnisse der Längenänderungen  $\lambda$  und Durchmesseränderungen  $\vartheta$  beim Ausbohren einer Kolbenstange von 230 mm  $\varnothing$  mit hohen Eigenspannungen durch Vergütung.

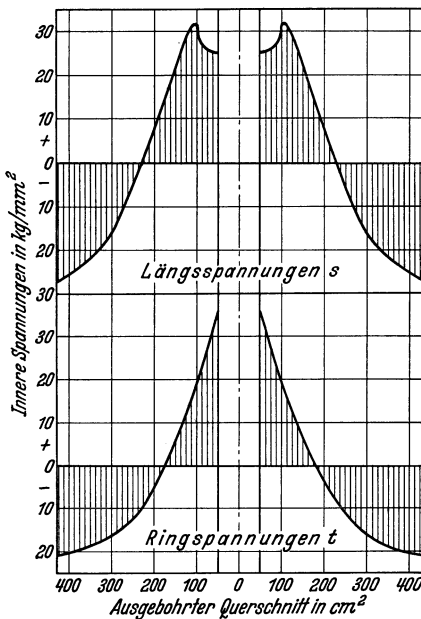


Abb. 167. Eigenspannungen in einer Kolbenstange.

Meßlänge und des Durchmessers feststellt<sup>2</sup>. Abbildung 165 zeigt eine Einrichtung, die sich für Stangen größter Durchmesser bewährt hat. Aus den spezifischen Längenänderungen  $d\lambda$  und Durchmesseränderungen  $d\vartheta$  mit fortschreitendem Ausdrehen auf den Querschnitt  $f$ , wie sie Abb. 166 für einen Fall zeigt, lassen sich dann die Spannungen  $s$ ,  $t$ ,  $r$  in den drei Hauptrichtungen: Längsrichtung (axial), Um-

fangsrichtung (tangential) und Querrichtung (radial) gemäß folgenden Gleichungen berechnen:

$$\left. \begin{aligned} s &= E' \left[ (f_b - f) \frac{d\Lambda}{df} - \Lambda \right] \\ t &= E' \left[ (f_b - f) \frac{d\Theta}{df} - \frac{f_b + f}{2f} \Theta \right] \\ r &= E' \frac{f_b - f}{2f} \Theta, \end{aligned} \right\} \quad (26)$$

worin  $\Lambda = \lambda + \mu \vartheta$ ,  $\Theta = \vartheta + \mu \lambda$ ,  $E' = \frac{E}{1 - \mu^2}$  ( $\mu$  = Querdehnungszahl) und  $f_b$  der ursprüngliche Innenquerschnitt (bei einer vollen Stange  $f_b = 0$ ) ist. Abb. 166 zeigt die aus Abb. 167 auf diese Weise bestimmten Eigenspannungen.

Diese Berechnungsweise hat zur Voraussetzung, daß der Spannungszustand einigermaßen rotationssymmetrisch ist, also etwa an allen Oberflächenstellen gleichartig ist. Dies wird in vielen technischen Fällen mit ausreichender Genauigkeit zutreffen.

<sup>1</sup> Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 352—357; Z. VDI Bd. 71 (1927) S. 1511—1516; Metallwirtsch. Bd. 7 (1928) S. 1277, Bd. 8 (1929) S. 343—347. Fahrenhorst, W. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 783—788, 880—881. Bühler, H.: Mitt. Ver. Stahlw. Bd. 2 (1931) S. 149—192. Bühler, H., H. Buchholtz u. E. H. Schulz: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 5 (1931/32) S. 413—418. Buchholtz, H. u. H. Bühler: Stahl u. Eisen Bd. 52 (1932) S. 490—492; Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 5 (1931/32) S. 247—251, 253—256, Bd. 6 (1932/33) S. 335—340. Bühler, H. u. E. Scheil: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 6 (1932/33) S. 283—288, Bd. 7 (1933/34) S. 359—363.

<sup>2</sup> Vgl. auch Mesnager: C. R. Acad. Sci., Paris Bd. 169 (1919) S. 1391—1393. Portevin, A.: C. R. Acad. Sci., Paris Bd. 186 (1928) S. 1463—1465.

Andernfalls kann man durch schrittweises Aufteilen des Körpers auch die genauere Verteilung des Spannungszustandes im Körper feststellen<sup>1</sup>, wobei allerdings wohl eine stark verringerte Genauigkeit in Kauf genommen werden muß. Alle Verfahren, bei denen die Messungen in der Nähe der jeweiligen Schnittstellen vorgenommen werden, sind mit erheblicher Unsicherheit behaftet<sup>2</sup>.

### 87. Näherungsverfahren zur Messung von Eigenspannungen.

Neben dem vollständigen Verfahren sind dann noch besonders solche Verfahren aufschlußreich, welche zwar die räumliche Verteilung der Spannungen nicht auf einmal erfassen, wohl aber in bezug auf die Verteilung der Spannungen über den Querschnitt Aufschluß geben. Wie auch die Ribbildungen (vgl. Abb. 157 f.) erkennen lassen, sind es meist entweder die Längsspannungen oder die Umfangsspannungen, welche das Reißen herbeiführen; und die Größe und Verteilung beider Spannungen ist oft sehr ähnlich. Es sind daher einige Verfahren entwickelt worden, eine dieser Spannungen für sich zu verfolgen.

Bei dem ursprünglichen Verfahren von Heyn und Bauer<sup>3</sup> werden nur Längenänderungen  $d\lambda$  aus einem abzdrehenden (oder auszdrehenden) Zylinder gemessen, aus denen die Längsspannungen sich nach folgender [aus Gleichung (26) hervorgehender] Formel berechnen:

$$s = E \left[ (f - f_a) \frac{d\lambda}{df} - \lambda \right], \quad (27a)$$

worin  $f_a$  der ursprüngliche Außenquerschnitt ist.

Gleichartig ergeben sich aus den Durchmesseränderungen  $d\vartheta$  eines abzdrehenden Ringes<sup>4</sup> die Umfangsspannungen:

$$t = E \left[ (f - f_a) \frac{d\vartheta}{df} - \frac{f + f_a}{2f} \vartheta \right]. \quad (27b)$$

Bei Blechen können entsprechend durch beiderseitige Abtragung die Spannungen aus den Längenänderungen errechnet werden<sup>5</sup>.

Diese Verfahren sind gegenüber dem genauen Verfahren Notbehelfe, welche die Spannungen nur mit erheblicher Unsicherheit — in der Regel erheblich zu klein<sup>6</sup> — ergeben. Bei der Anwendung dieser Verfahren wird aber auch der Hauptzweck von Näherungsverfahren nicht erreicht, mit möglichst wenigen und nicht zu hohe Genauigkeit erfordernden Messungen auszukommen.

Für Rohre sind noch mehrere derartige Verfahren angegeben worden. Dawidenkow<sup>7</sup> berechnet zunächst aus der Verkrümmung abgestochener Längsstreifen bzw. aufgeschnittener Ringstreifen die bei gradliniger Verteilung der Längsspannungen bzw. Umfangsspannungen vorliegenden Spannungen. Dann werden diese (oder andere) Rohrabschnitte einseitig gleichmäßig abgeätzt und aus den weiteren Verkrümmungen bei fortschreitender Ablösung die noch in den einzelnen

<sup>1</sup> Kirchberg, G.: Forschungsarb. VDI 1932 Heft 357; vgl. Z. VDI Bd. 77 (1933) S. 732.

<sup>2</sup> Vgl. H. Buchholtz u. H. Bühler: Stahl u. Eisen Bd. 52 (1932) S. 490—492.

<sup>3</sup> Heyn, E. u. O. Bauer: Int. Z. Metallogr. Bd. 1 (1911) S. 16—50. Heyn, E.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 12 (1914 II) S. 3—37.

<sup>4</sup> Siebel, E.: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 123—138.

<sup>5</sup> Heyn, E. u. O. Bauer: Stahl u. Eisen Bd. 31 (1911) S. 760—765.

<sup>6</sup> Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 352—357. Portevin, A.: C. R. Acad. Sci. Paris Bd. 186 (1928) S. 939—941. Buchholtz, H. u. H. Bühler: Stahl u. Eisen Bd. 52 (1932) S. 490—492.

<sup>7</sup> Dawidenkow, N.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 25—29.

Schichten verbliebenen Spannungen ermittelt. Der letzte Teil dieses Verfahrens kann auch dazu dienen, die genauere Spannungsverteilung in Blechen und Streifen festzustellen<sup>1</sup>. Ein diesem Verfahren ähnliches schlägt noch Fox vor, der beiderseitig abträgt<sup>2</sup>. Auf diesem Wege ist es jedoch nicht möglich, den Spannungszustand wirklich zu erfassen.

Ferner können die Oberflächenspannungen allein durch Herausarbeiten eines dünnen Streifens festgestellt werden, indem die Abstandsänderung  $\lambda$  von Oberflächenmarken auf diesem Streifen verfolgt wird. Es ist dann einfach:

$$s = -E \cdot \lambda. \quad (28a)$$

Beim Abtrennen eines Ringes ergeben sich die Umfangsspannungen entsprechend aus der Durchmesseränderung  $\vartheta^*$ :

$$t = -E \cdot \vartheta. \quad (28b)$$

Viel angewandt wird dann noch bei dünnwandigen Rohren und Hohlkörpern das Heraustrennen schmaler Streifen<sup>3</sup> und das Aufschneiden von Ringabschnitten<sup>4</sup>. Die Verkrümmung ergibt dann einfach das ausgelöste Biegemoment. Die Verkrümmung und das Biegemoment sind dann zwar kein wirklich eindeutiges Maß für die Spannungen; aber in sehr vielen Fällen wird die Größe der Spannungen doch dem Biegemoment angenähert parallel gehen. Um auch die Größe der Spannungen überschläglich zu erkennen, nimmt man eine geradlinige Spannungsverteilung an. Man erhält dann für die Oberflächenspannungen  $s_a$  bei Messung des Biegepeils  $f$  eines ursprünglich geraden Streifens von der Länge  $l$  und der Dicke  $d$ :

$$s_a = E \cdot \frac{4 \cdot d \cdot f}{l^2};$$

oder bei Messung der Veränderung des Krümmungsradius eines vom Rohr abgeschnittenen Ringes von  $r_0$  auf  $r_1$ :

$$s_a = E \cdot \frac{d}{2} \left( \frac{1}{r_0} - \frac{1}{r_1} \right). \quad (29)$$

Schließlich kann noch bei Blechen so vorgegangen werden, daß eine dünne Oberflächenschicht abgetragen wird, und aus der Verkrümmung des Restes die Oberflächenspannungen berechnet werden<sup>5</sup>. Man kann auch ein Blech oder einen Draht bis zur Mitte abtragen und wieder unter der Annahme geradliniger Verteilung der Spannungen in jeder Probenhälfte die Oberflächenspannungen berechnen<sup>6</sup>.

<sup>1</sup> Stäblein, F.: Kruppsche Mh. Bd. 12 (1931) S. 93—99.

<sup>2</sup> Fox, J.: Engineering Bd. 129 (1930) S. 65—67; vgl. auch D. K. Crampton: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 S. 194—225.

\* Kalakoutzky, N.: Investigations into the Internal Stresses in Cast Iron and Steel. London 1888. Klein, H.: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 331—352. Oding, J. A.: Anz. Elektrotechn. (russ.) 1930 S. 414—422.

<sup>3</sup> Hatfield, W. H. u. G. L. Thirkell: J. Inst. Met., Lond. Bd. 22 (1919 II) S. 67—126. Jones, E. O. u. E. Whitehead: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 73 (1926) S. 834—849. Crampton, D. K.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 233—255.

<sup>4</sup> Anderson, R. J. u. E. G. Fahlmann: J. Inst. Met., Lond. Bd. 32 (1924 II) S. 367 bis 383, Bd. 34 (1925 II) S. 271—300.

<sup>5</sup> Merica, P. D. u. R. W. Woodward: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 9 (1915) S. 298. Dawidenkow, N. u. W. Bugakow: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 1—16.

<sup>6</sup> Linićus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67.

Vielfach wird man sich in allen den zuletzt beschriebenen Fällen damit begnügen können, die Verkrümmungen anzugeben, und auf die unsichere Spannungsberechnung verzichten.

Ein weiteres Näherungsverfahren zur Feststellung von Eigenspannungen besteht noch nach Rötischer und Mathar<sup>1</sup> darin, daß in den Körper Löcher gebohrt werden, und die dadurch in der Nähe ausgelösten Formänderungen gemessen werden. Auf der Grundlage von Eichkurven gewinnt man so einen gewissen Einblick in den Spannungszustand.

## 88. Reckspannungen nach verschiedenen Formungsvorgängen.

Wie schon in Nr. 80 besprochen, ist allgemein nach jeder ungleichmäßigen Kaltverformung das Zurückbleiben von Reckspannungen zu erwarten<sup>2</sup>. In der

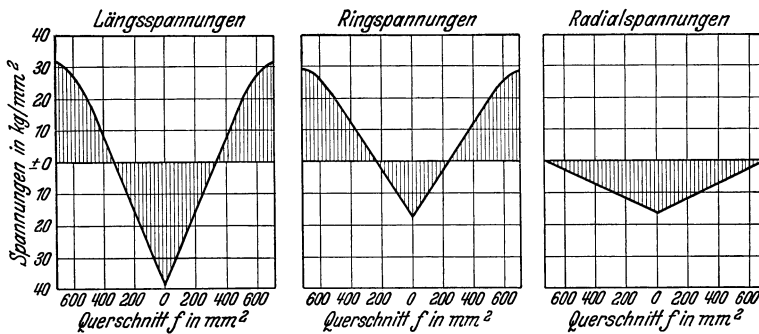


Abb. 168. Reckspannungen in einer gezogenen Messingstange.

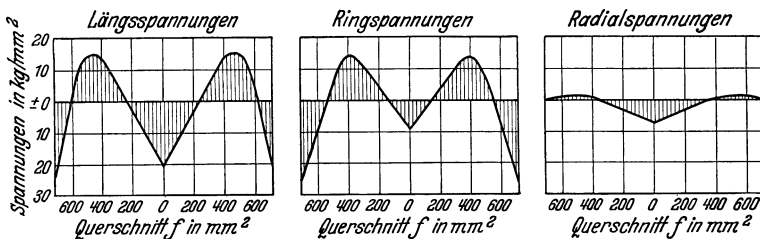


Abb. 169. Reckspannungen in einer gezogenen und abgerollten Messingstange.

Tat finden sich in den durch spanlose Formung in der Kälte hergestellten Körpern stets mehr oder weniger hohe Eigenspannungen.

Nach Warmverformungen bleiben dagegen praktisch kaum Reckspannungen zurück<sup>3</sup>. Die Temperatur reicht dabei in der Regel aus, die Eigenspannungen ganz zum Verschwinden zu bringen. Wenn sich, wie in gewalzten Trägern, trotzdem Eigenspannungen vorfinden<sup>4</sup>, so sind diese wahrscheinlich keine

<sup>1</sup> Mathar, J.: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 6 (1932/33) S. 277—281. Rötischer, F.: Z. VDI Bd. 77 (1933) S. 373—378.

<sup>2</sup> Vgl. M. Polanyi u. G. Sachs: Z. Physik Bd. 33 (1925) S. 692—705.

<sup>3</sup> Portevin, A.: Rev. Métallurg. Bd. 21 (1924) S. 729—733. Fahrenhorst, W. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 783—788. Friederici, A.: Masch.-Bau Bd. 10 (1931) S. 358—360. Newson, I. E. u. A. Wragg: J. Inst. Met., Lond. Bd. 46 (1931 II) S. 389—393.

<sup>4</sup> Howard, J. E.: Trans. Faraday Soc. Bd. 17 (1921) S. 117—122; Engineering Bd. 111 (1921) S. 693. Wyss, Th.: Denkschr. Eidgen. M.P.A. Zürich 1930.

Reckspannungen, sondern auf eine zu schnelle und ungleichmäßige Abkühlung zurückzuführen.

Die Verteilung der Reckspannungen in kaltverformtem Werkstoff ist im großen ganzen dem betreffenden Formungsvorgang eigentümlich. Zugspannungen an der äußeren Oberfläche treten stets entsprechend Abb. 168 an gezogenen Stangen und Drähten auf, ferner besonders nach dem Hohlziehen (ohne Innenwerkzeug) von Rohren und dem reinen Tiefziehen (ohne Blechschwächung) von Hohlkörpern (s. weiter unten). Und zwar finden sich die für das Aufreißen besonders gefährlichen Zugspannungen meist in annähernd gleicher Größe sowohl in der Längsrichtung wie in der Umfangsrichtung. Nach innen zu nehmen dann die

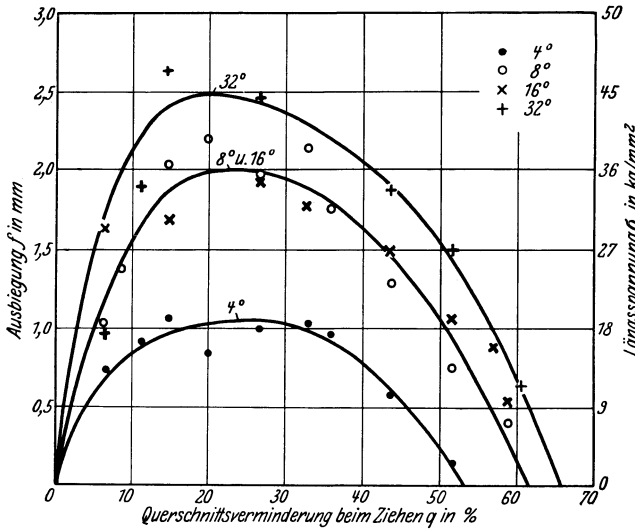


Abb. 170. Ausbiegungen und daraus errechnete Reckspannungen der Länge nach aufgeschnittener Messingdrähte, verschieden stark und mit Düsen verschiedener Wandneigung gezogen.

Zugspannungen gewöhnlich langsam ab und kehren sich in Druckspannungen um. Wie die Oberflächenspannungen bei gewalzten Blechen und Stangen sind, ist noch nicht ganz klar. Jedenfalls finden sich hier nicht derart hohe Zugspannungen an der Oberfläche vor. Richten durch Abrollen erzeugt bei geglühtem Werkstoff hohe Druckspannungen in einer dünnen Oberflächenschicht<sup>1</sup>.

Die Größe der Reckspannungen ist in hohem Maße von verschiedenen Faktoren abhängig.

Mit zunehmender Größe des Einzelstiches nehmen die Eigenspannungen zunächst sehr schnell zu und erreichen bei Reckgraden von etwa 20%<sup>2</sup> Höchstwerte. Dann nehmen sie wieder langsam ab und gehen nach Abb. 170 in Drähten<sup>3</sup> und Rohren<sup>4</sup>, die wie Messing sehr starke Züge vertragen, fast auf 0 herunter.

Auch mit zunehmendem Reckgrad, der durch viele Stiche erzeugt wird, scheinen die Eigenspannungen nach Versuchen von Dawidenkow und Bugakow an Messingblech<sup>5</sup> durch einen Höchstwert bei kleinen Verformungen zu laufen.

Von besonderer Bedeutung für die Größe der Reckspannungen ist dann noch die Werkzeugform. Allgemein scheint eine Umformung auf einem langen Wege, der einen gleichmäßigeren Materialfluß gewährleistet, günstig zu sein. So fallen

<sup>1</sup> Newson, I. E. u. A. Wragg: J. Inst. Met., Lond. Bd. 46 (1931 II) S. 383—393.

<sup>2</sup> Geiß, W. u. J. A. M. van Liempt: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 133 (1924) S. 107—112. Köster, W.: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 154 (1926) S. 197—208.

<sup>3</sup> Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67.

<sup>4</sup> Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 395—401.

<sup>5</sup> Dawidenkow, N. u. W. Bugakow: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 1—6.

die Reckspannungen sowohl bei Messingdraht<sup>1</sup> als auch bei Messingrohr<sup>2</sup> um so kleiner aus, je schlanker die Düse ist. Ähnliches scheint auch beim Tiefziehen der Fall zu sein<sup>3</sup>.

Beim Tiefziehen<sup>4</sup> und besonders auch beim Rohrziehen<sup>5</sup> fallen die Eigenspannungen viel kleiner aus, wenn die Wanddicke stark abgedrückt wird, als wenn sie annähernd erhalten bleibt.

## 89. Spannungsminderung durch Verformungen.

Um die schädlichen Wirkungen der Eigenspannungen zu beseitigen, schlägt man in der Technik verschiedene Wege ein. Einer davon besteht darin, daß man den mit starken Eigenspannungen behafteten Körper einer andersartigen, kleinen Kaltverformung unterwirft. Und zwar verbindet man diesen Vorgang, soweit es angängig ist, mit dem Richten. Das Verfahren ist also hauptsächlich anwendbar für Drähte und Stangen, sowie auch für Bleche.

Das Richten durch kleine Reckungen vermindert, wie Abb. 171 zeigt, die Ziehspannungen nur allmählich, entsprechend dem Betrage der Dehnung<sup>6</sup>. Noch nach 1% Verformung verbleibt in gezogenem Messing etwa die Hälfte der Eigenspannungen. Die Längsspannungen verschwinden dabei schneller als die Querspannungen, im übrigen bleibt der Spannungszustand ähnlich wie im gezogenen Material.

In der Praxis dienen zum Richten von Stangen und Rohren vielfach besondere Vorrichtungen (Abrollbänke, Rollenrichtmaschinen), in denen wie beim Schrägwalzen die Stange rotierend eingezogen und dabei etwas verdickt wird (vgl. Nr. 110). Bei diesem Vorgang werden in gezogenen Stangen die Zugspannungen an der Außenhaut je nach der Stärke des Abrollens erheblich verringert oder sogar in Druckspannungen umgekehrt<sup>7</sup>, und zwar Längs- und Querspannungen etwa in gleichem Maße. Abb. 168 gibt die Reckspannungen in einer Messingstange

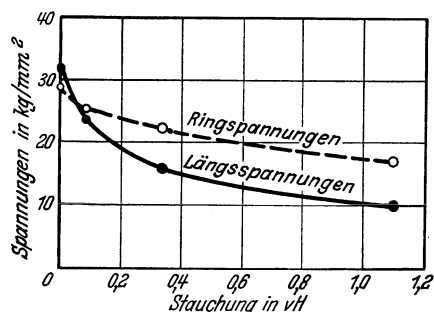


Abb. 171. Einfluß von Stauchungen auf die Reckspannungen in gezogenen Messingstangen.

<sup>1</sup> Linicus, W. u. G. Sachs: a. a. O.

<sup>2</sup> Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: a. a. O.

<sup>3</sup> Grimston, F. S.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 39 (1928 I) S. 255—277.

<sup>4</sup> Bassett, W. H.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 18 (1918) S. 153—162.

<sup>5</sup> Vaudray, R. H. N. u. W. E. Ballard: Trans. Faraday Soc. Bd. 17 (1921) S. 52—57.

Anderson, R. J. u. E. G. Fahlmann: J. Inst. Met., Lond. Bd. 32 (1924 II) S. 367—383.

Pinkerton, A. u. W. H. Tait: J. Inst. Met., Lond. Bd. 36 (1926 II) S. 233—241.

Cramp-ton, D. K.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 233—255.

Ostermann, F.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 329—336. Krecek, A.: Z. Metallkde.

Bd. 23 (1931) S. 178—185. Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: Metallwirtsch.

Bd. 11 (1932) S. 395—401. Fox, J.: Engineering Bd. 136 (1933) S. 375—376.

<sup>6</sup> Sachs, G.: Z. VDI Bd. 71 (1927) S. 1511—1516.

<sup>7</sup> Bassett, W. H.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 18 (1918) S. 153—162. Sachs, G.:

Z. VDI Bd. 71 (1927) S. 1511—1516. Portevin, A.: C. R. Acad. Sci., Paris Bd. 186 (1928)

S. 1463—1465. Bauer, O. u. K. Memmler: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 8

(1929). Fahrenheit, W. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 783—788. Beckin-

sale, S.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 29 (1931 I) S. 285—296. Newson, J. E. u. A. Wragg:

J. Inst. Met., Lond. Bd. 46 (1931 II) S. 383—393.

in gezogenem Zustande, Abb. 169 in abgerolltem wieder. Danach ändert das Abrollen nur die Spannungen in einer dünnen Oberflächenschicht; während von einigen Millimetern Tiefe ab der Spannungszustand nahezu erhalten bleibt. Daher können auch abgerollte Stangen noch aufreißen.

Über den Einfluß eines Richtens durch Hin- und Herbiegungen ist bisher nichts bekannt. Jedoch werden allgemein in der Praxis kleine Verformungen, wie Biegen, Abhämmern und Aufschlagen zu dem Zwecke vorgenommen, die Reckspannungen herabzusetzen<sup>1</sup>. Wie nicht anders zu erwarten, ist aber die Wirkung solcher Maßnahmen unvollkommen.

Aus den eingehenderen, oben besprochenen Versuchen geht jedenfalls hervor, daß durch einen Verformungsvorgang die zuvor vorhandenen Eigenspannungen im Sinne des neuen Verformungsvorganges abgeändert werden. Bei genügend großem Reckgrad dürfte die ursprüngliche Behandlung an den Eigenspannungen nicht mehr erkennbar sein.

## 90. Beseitigung von Eigenspannungen durch Anlassen.

Das einzige Mittel, Eigenspannungen gründlich zu beseitigen, besteht darin, den damit behafteten Körper auf ausreichend hohe Temperaturen zu erhitzen. Praktisch vollständig verschwinden die Spannungen allerdings in vielen Fällen erst, wenn Rekristallisation erfolgt, wodurch auch dieses Verfahren nicht immer vollkommen wirkt. Nach dem Anlassen muß dann die Abkühlung ausreichend langsam erfolgen, um nicht erneut Abkühlungsspannungen hervorzurufen.

Besonders eingehend ist die Beseitigung der Aufreißgefahr bei Messing verfolgt worden. In Artilleriewerkstätten scheint das heute allgemein verwendete Anlassen schon seit langem bekannt zu sein<sup>2</sup>. Die zahlreicheren späteren Untersuchungen zeigen, daß geeignetes Anlassen für viele praktische Zwecke die schädlichen Folgen der Eigenspannungen unterbindet<sup>3</sup>. Vielfach genügt schon kurzzeitiges Erhitzen auf Temperaturen unter 200°.

Um allerdings die Eigenspannungen soweit herabzusetzen, daß sie unter einige kg/mm<sup>2</sup> herabgehen und damit wirklich einflußlos werden, ist eine wesentlich gründlichere Anlaßbehandlung notwendig. Moore und Beckinsale geben nach Versuchen an gedrückten Schalen aus 70er Messing folgende Behandlungen an, die das Aufreißen in Quecksilbernitratlösung verhindern<sup>4</sup>:

200° . . . . .	96 Std.	oder 275° . . . . .	1 Std.
oder 225° . . . . .	48 „	„ 300° . . . . .	20 Min.
„ 250° . . . . .	5 „	„ 325° . . . . .	5 „

<sup>1</sup> Merica, P. D. u. R. W. Woodward: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 18 (1918) S. 165—178. Bassett, W. H.: a. a. O. Beckinsale, S.: a. a. O. Wunder, W.: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 357—359.

<sup>2</sup> Hatfield, W. H. u. G. L. Thirkell: J. Inst. Met., Lond. Bd. 22 (1919 II) S. 67—126. Leistner, G.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 429.

<sup>3</sup> Merica, P. D. u. R. W. Woodward: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1915 S. 298; U. S. Technol. Pap. Bur. Stand. 1917 Nr. 82; Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 18 (1918) S. 165—178. Merica, P. D.: U. S. Technol. Pap. Bur. Stand. 1916 Nr. 83. Merica, P. D. u. C. P. Karr: U. S. Technol. Pap. Bur. Stand. 1916 Nr. 84. Price, W. B.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 18 (1918) S. 179—188. Hatfield, W. H. u. G. L. Thirkell: J. Inst. Met., Lond. Bd. 22 (1919 II) S. 67—126. Anderson, R. J. u. E. G. Fahlmann: J. Inst. Met., Lond. Bd. 34 (1925 II) S. 271—300.

<sup>4</sup> Moore, H. u. S. Beckinsale: J. Inst. Met., Lond. Bd. 23 (1920 I) S. 225—245; Trans. Faraday Soc. Bd. 17 (1921) S. 162—192.

Für Druckmessing (Ms 63)<sup>1</sup> und ebenso für Admiralmessing (70% Kupfer, 29% Zink, 1% Zinn<sup>2</sup>) sind etwas höhere Temperaturen oder längere Zeiten erforderlich, etwa 275° 2 Std. oder 300° 1 Std. Muntzmetall (Ms 60) entspannt sich dagegen leichter, bei 175—200° schon in 20—30 Min.<sup>3</sup> Für Neusilber genügt Anlassen bei 250° 1 Std. oder 300° 30 Min.<sup>4</sup>

Nach diesen Versuchen ist die Anlaßwirkung von der Härte des verformten Werkstoffes nicht nachweislich abhängig<sup>5</sup>. Es zeigte sich auch entsprechend Abb. 172, daß die Eigenspannungen unabhängig von ihrer Höhe etwa gleichartig mit der Temperatur abfallen.

In der Praxis kommt es nun vielfach darauf an, die Wirkung der Eigenspannungen zu beseitigen, ohne die Verfestigung des Werkstoffes zu beeinträchtigen. Bekanntlich entfestigt sich aber jeder Werkstoff um so früher, je

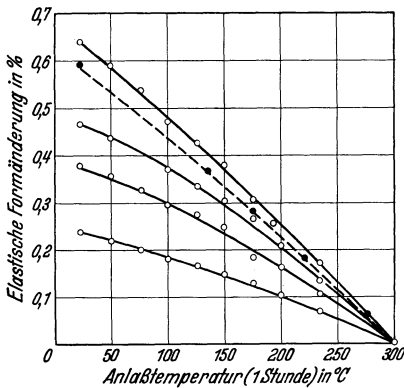


Abb. 172. Einfluß der Anlaßtemperatur auf die Reckspannungen in gebogenen Messingstreifen. (Nach Masing.)

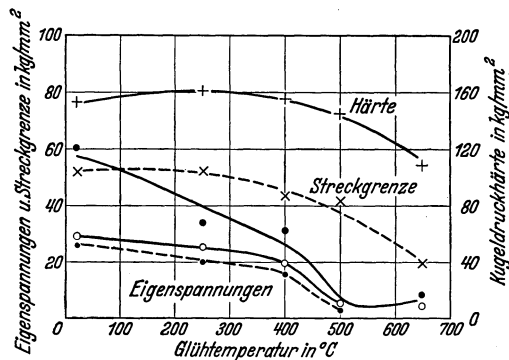


Abb. 173. Einfluß der Anlaßtemperatur auf die Reckspannungen und die Festigkeitseigenschaften gezogener Stahlstangen (St 37,11; 48 mm Ø; 8% gezogen).  
●—● Längsspannungen; ○—○ Tangentiale Spannungen;  
..... Radiale Spannungen.

höher seine Verfestigung ist (vgl. Nr. 28). Die oben angegebenen Anlaßbehandlungen sind daher nur bis zu gewissen Höchsthärten der betreffenden Stoffe anwendbar, wenn eine vollständige Erhaltung der Härte verlangt wird. Bei 70er Messing liegt die obere Grenze nach obigen Versuchen etwa bei einer Kugeldruckhärte von 150 kg/mm<sup>2</sup>, die praktisch selten erreicht wird, bei 63er Messing dagegen schon beim verhältnismäßig niedrigen Wert von 130 kg/mm<sup>2</sup>. Muntzmetall scheint wieder weitergehend entspannbar zu sein, ohne an Härte zu leiden.

In der Praxis wird man daher vielfach einen Kompromiß schließen müssen. Entweder strebt man eine sehr weitgehende Entspannung an und nimmt eine gewisse Entfestigung in Kauf; oder man verlangt möglichst hohe Härten und läßt höhere Eigenspannungen zu. Bei der Vielzahl der in Frage kommenden

<sup>1</sup> Masing, G.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 257—264, 301—307. Masing, G. u. C. Haase: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 3, 2 (1924) S. 22—38.

<sup>2</sup> Moore, H. u. S. Beckinsale: J. Inst. Met., Lond. Bd. 27 (1922 I) S. 149—181.

<sup>3</sup> Beckinsale, S.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 29 (1931 I) S. 285—296.

<sup>4</sup> Jones, E. O. u. E. Whitehead: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 73 (1926) S. 834—849.

<sup>5</sup> Moore, H. u. S. Beckinsale: J. Inst. Met., Lond. Bd. 23 (1920 I) S. 225—245, Bd. 27 (1922 I) S. 149—181. Masing, G.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 257—264, 301—307. Masing, G. u. C. Haase: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 3, 2 (1924) S. 22—38.



Gegenstände lassen sich weitere allgemeine Richtlinien nicht geben; die günstigste Anlaßbehandlung muß für jeden einzelnen Fall besonders entwickelt werden.

Bei gewöhnlichem Kohlenstoffstahl lassen sich nach Abb. 173 die durch Ziehen erzeugten Eigenspannungen durch mehrstündiges Anlassen bei 500° praktisch vollständig beseitigen, während die Ziehstärke größtenteils erhalten bleibt<sup>1</sup>. Die durch Abschrecken erzeugten Abkühlungsspannungen verhalten sich ähnlich<sup>2</sup>. Für Chromnickelstahl sind Temperaturen von mindestens 600° erforderlich<sup>3</sup>.

## 91. Eigenspannungen höherer Art.

Kaltverformungen, und auch Wärmebehandlungen, können in kristallinisch aufgebauten Körpern noch ganz anders geartete Eigenspannungen, als sie in den vorangehenden Abschnitten beschrieben sind, erzeugen, und zwar unabhängig davon, ob durch die äußere Belastung eine homogene (Zug, Druck) oder inhomogene Verformung des Körpers eintritt. Infolge des kristallinen Aufbaues der Metalle ist nämlich die Verformung in keinem Falle wirklich gleichmäßig. Dies erscheint nur so, wenn wir größere Bereiche ins Auge fassen, wie es für technologische Überlegungen meist geschieht. Wenn wir uns aber die einzelnen Kristallite in einem Kristallhaufwerk ansehen, so erkennen wir, daß infolge gegenseitiger Behinderung ihre Verformungen ganz ungleichmäßig sind. Und die Folge davon sind Eigenspannungen, welche sich diesen Ungleichmäßigkeiten entsprechend verteilen.

Mit diesen verborgen-elastischen Spannungen (Eigenspannungen 2. Art) sind eine Anzahl bekannter Erscheinungen verbunden, welche besonders für die Verwendung von Metallen für Präzisionsgeräte von Bedeutung sind. Es sind dies die elastische Nachwirkung, die elastische Hysteresis, die Veränderlichkeit der Elastizitätskonstanten usw., mit denen wir uns in den nächsten Abschnitten beschäftigen werden.

## 92. Spannungen und Röntgenstrahlen.

Die Zusammenhänge zwischen eigentlichen Eigenspannungen und verborgen-elastischen Spannungen werden uns klar, wenn wir ihr Verhalten gegenüber Röntgenstrahlen betrachten. Das aus einer Röntgenröhre durch eine Blende herauskommende Röntgenstrahlenbündel von einigen mm<sup>2</sup> Querschnitt erfaßt nur einen geringen Bereich eines zu untersuchenden Metallstückes. Die Eindringtiefe der Röntgenstrahlen ist gering; selbst bei leicht durchstrahlenden Stoffen wie Aluminium beträgt sie für die zu verwendenden weichen Röntgenstrahlen (Kupfer-, Eisen-, Nickel-, Kobaltstrahlung) nur einige  $\frac{1}{10}$  mm.

Ein mit eigentlichen Eigenspannungen behafteter Körper verhält sich nun den Röntgenstrahlen gegenüber genau so, wie ein, etwa durch Biegung, elastisch

<sup>1</sup> Heyn, E. u. O. Bauer: Int. Z. Metallogr. Bd. 1 (1911) S. 16—50. Heyn, E.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 12 (1914 II) S. 3—37. Bühler, H.: Mitt. Ver. Stahlw. Bd. 2 (1931) S. 149—192.

<sup>2</sup> Portevin, A.: C. R. Acad. Sci., Paris Bd. 175 (1922) S. 959—961. Sachs, G.: Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 343—347. Bühler, H.: Mitt. Ver. Stahlw. Bd. 2 (1931) S. 149—192. Bühler, H., H. Buchholtz u. E. H. Schulz: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 5 (1931/32) S. 413—418. Stäblein, F.: Kruppsche Mh. Bd. 12 (1931) S. 93—99.

<sup>3</sup> Portevin, A.: a. a. O. Mailänder, R.: Kruppsche Mh. Bd. 12 (1931) S. 139—147; Stahl u. Eisen Bd. 51 (1931) S. 662—670.

angespannter. Bei einer Spannungsverteilung nach Abb. 174, wie sie in einer gezogenen Stange herrscht, erfaßt der Röntgenstrahl nur die durch Zugspannungen

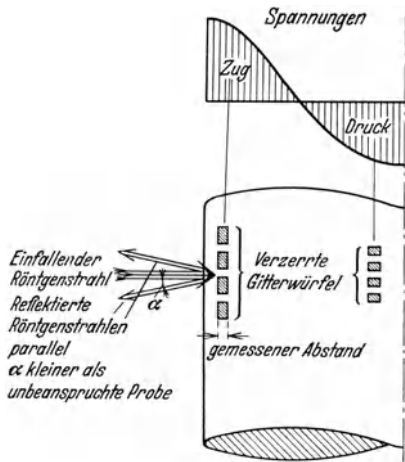


Abb. 174. Wirkung eines mit gewöhnlichen Eigenspannungen behafteten Körpers auf Röntgenstrahlen.

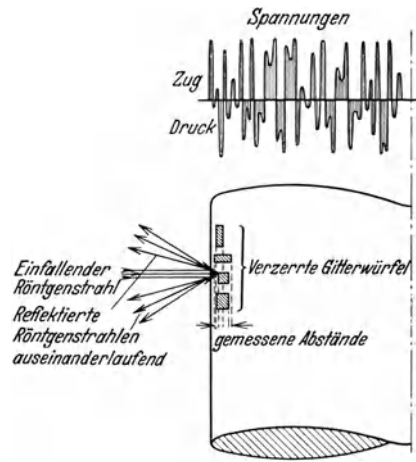


Abb. 175. Wirkung eines mit verborgenen-elastischen Spannungen behafteten Körpers auf Röntgenstrahlen.

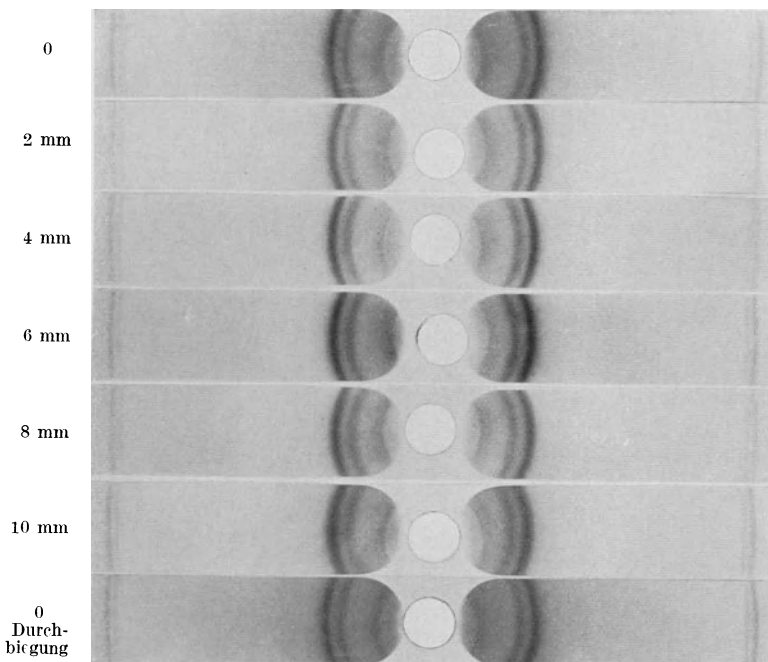


Abb. 176. Einfluß von größtenteils elastischen Durchbiegungen (mit Zugspannungen an der Oberfläche) bei einem Duraluminstab auf die Interferenzen in Präzisionsröntgenaufnahmen (Verkleinerung des Interferenzkreisdurchmessers).

gelängten und in ihren Querabmessungen verminderten Gitterwürfel einer sehr dünnen Oberflächenschnitt, also praktisch nur — wie die Erfahrung beweist (vgl. Abb. 176) — eine Anzahl gleich stark gedehnter Gitterteilchen.

Die für die Feststellung dieser geringfügigen, in der Regel erheblich unter 1% liegenden Formänderungen erforderliche Genauigkeit ist für Röntgenstrahlen sehr hoch. Sie verlangt besondere Vorrichtungen, in denen nur die vom Körper nach rückwärts unter etwa  $120\text{--}180^\circ$  zurückgeworfenen Röntgenstrahlen aufgefangen werden, und zwar für größere Objekte auf einer Platte oder einem Planfilm (Rückstrahlverfahren nach Sachs-Weerts), die zweckmäßig noch in ihrer Ebene rotieren<sup>1</sup>.

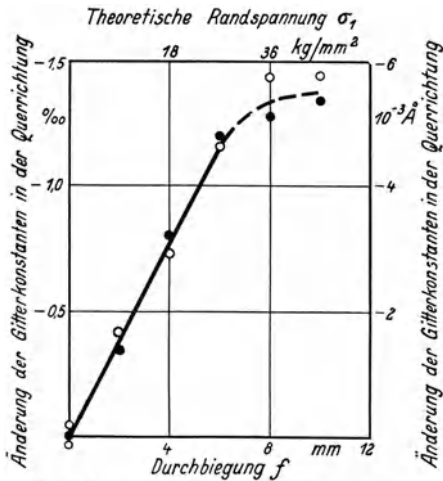


Abb. 177. Einfluß von Durchbiegungen auf die Gitterkonstante von Duralumin an der Zugseite.

Bei einem gebogenen Duraluminstreifen erkennt man dann gemäß Abb. 176, wie sich die Röntgeninterferenzen mit zunehmender Dehnung der Zugseite verschieben<sup>2</sup>. Aus den Verschiebungen errechnen sich die Spannungen gemäß Abb. 177 mit einer für praktische Zwecke ausreichenden Genauigkeit ( $\pm 2 \text{ kg/mm}^2$ ).

Mit diesem Verfahren konnten auch in Eisen sowohl elastische Spannungen als auch in bleibend gebogenen und gewalzten Blechen Reckspannungen nachgewiesen und gemessen werden<sup>3</sup>.

In den letzteren Fällen handelte es sich jedoch um verhältnismäßig schwach bleibend verformte Gegenstände. Wird dagegen eine gleichartige

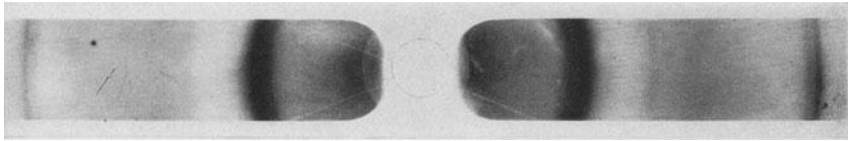


Abb. 178. Präzisionsröntgenaufnahme von gezogenem Golddraht. Verwaschene Linien infolge Anwesenheit von Eigenspannungen.

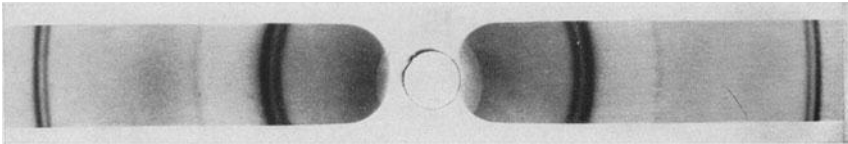


Abb. 179. Präzisionsröntgenaufnahme von Golddraht bei  $250^\circ$ ,  $\frac{1}{2}$  Stunde gegläht. Scharfe Linien infolge Beseitigung der Eigenspannungen.

Röntgenaufnahme an einem stark gezogenen Draht vorgenommen, so fällt diese entsprechend Abb. 178 ganz anders aus. Die scharfen, für die genaue Messung

<sup>1</sup> Sachs, G. u. J. Weerts: Z. Physik Bd. 60 (1930) S. 481—490, Bd. 64 (1930) S. 344—358. Weerts, J.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 138—141. Wever, F. u. H. Möller: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 15 (1933) S. 59—69.

<sup>2</sup> Sachs, G. u. J. Weerts: Z. Physik Bd. 64 (1930) S. 344—358.

<sup>3</sup> Arkel, A. E. van u. W. G. Burgers: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 149—151. Wever, F. u. H. Möller: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 5 (1931/32) S. 215—218. Möller, H. u. I. Barbers: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 16 (1934) S. 21—31. Berthold, R.: Z. techn. Physik Bd. 15 (1934) S. 42—48.

erforderlichen Interferenzen haben verwaschenen Linien Platz gemacht<sup>1</sup>. Diese Änderung ist nur so zu erklären, daß jetzt der Röntgenstrahl gemäß Abb. 175 Gitterelemente sehr verschiedener Form, also auch mit sehr verschiedenen Spannungen trifft. Und zwar müssen, wie in Abb. 175 angedeutet, die Spannungen in der äußersten Schicht des gezogenen Drahtes außerordentlich stark schwanken, da die Verbreiterung der Linien größer ist als die infolge etwaiger Anwesenheit der Reckspannungen zu erwartende Verschiebung. Diese Schwankungen um einen Mittelwert, in Spannungseinheiten ausgedrückt, sind die verborgen-elastischen Spannungen.

Es wäre denkbar, auch die Verschiebung, etwa aus den mit Hilfe eines Photometers aufgenommenen Intensitätskurven der Interferenzen festzustellen. Jedoch liegen bisher keine Versuche vor, ob hierbei die notwendige Genauigkeit erreichbar ist, wenn die Interferenzen, wie es entsprechend Abb. 178 bei den meisten kräftig verformten Stoffen der Fall ist, stark verwaschen sind. Halten sich dagegen die Verformungen unterhalb einer gewissen Grenze, so läßt Abb. 180 für die Röntgenaufnahmen von gedehntem Kupfer erkennen, daß die Interferenzen noch gut ausmeßbar sind<sup>2</sup>. Die Feststellung von Eigenspannungen oder Lastspannungen ist dann noch, wie schon erwähnt, mit ausreichender Genauigkeit möglich.

Gleichzeitig läßt Abb. 180 den grundlegenden Unterschied zwischen Reckspannungen und verborgen-elastischen Spannungen erkennen. Beim Dehnen entstehen gar keine Reckspannungen (vgl. Nr. 80), wohl aber kräftige verborgen-elastische Spannungen. Diese nehmen auch stets mit dem Reckgrad zu, etwa entsprechend dem Anstieg der Streckgrenze, während die Reckspannungen ganz von den sonstigen Verformungsbedingungen abhängen (vgl. Nr. 88).

Nichtsdestoweniger handelt es sich in beiden Fällen um wirkliche Eigenspannungen, auf welche dieser Begriff der Mechanik anwendbar ist. Es zeigt sich dies besonders klar darin, daß auch die verborgen-elastischen Spannungen mit der Temperatur gleichartig abfallen, wie die eigentlichen Eigenspannungen<sup>3</sup>, d. h. viel früher als die Verfestigung. Durch genügend hohes Anlassen und Glühen werden daher die Interferenzen, wie es Abb. 179 erkennen läßt, wieder scharf.

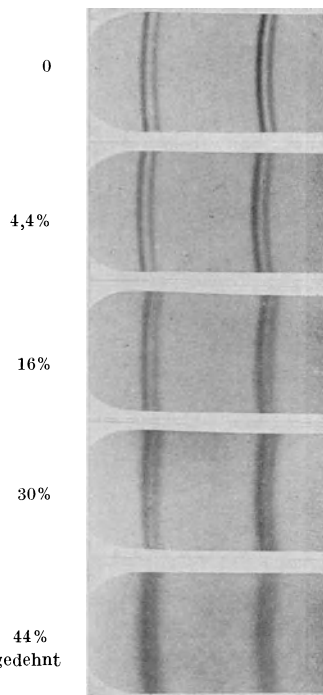


Abb. 180. Einfluß des Dehnens bei einem Kupferstab auf die Interferenzen in Präzisionsröntgenaufnahmen. (Verwischung des  $K\alpha$ -Dubletts.)

<sup>1</sup> Arkel, A. E. van: *Physica* Bd. 5 (1925) S. 208—212. Dehlinger, U.: *Z. Kristallogr.* Bd. 65 (1927) S. 615—631. Caglioti, V. u. G. Sachs: *Z. Physik* Bd. 74 (1932) S. 647—654.

<sup>2</sup> Caglioti, V. u. G. Sachs: a. a. O. Wever, F. u. B. Pfarr: *Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseld.* Bd. 15 (1933) S. 137—145.

<sup>3</sup> Sekito, S.: *Sci. Rep. Tôhoku Univ.* Bd. 16 (1927) S. 343—355, Bd. 17 (1928) S. 1227 bis 1236. Göler, Frhr. v. u. G. Sachs: *Z. Metallkde.* Bd. 19 (1927) S. 410—411. Arkel, A. E. van u. W. G. Burgers: *Z. Physik* Bd. 48 (1928) S. 690—702. Wever, F. u. B. Pfarr: *Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseld.* Bd. 15 (1933) S. 137—145.

Neuerdings ist aber noch mit Hilfe von Röntgenstrahlen eine Veränderung des Gitters festgestellt worden, die sich nicht ohne weiteres in den Spannungsbegriff einordnet. Mit der Verformung ändern sich die Intensitäten der Röntgenlinien; und diese Erscheinung wird als eine unregelmäßige Entfernung der Atome aus ihren Gleichgewichtslagen gedeutet<sup>1</sup>. Welche Bedeutung diesem physikalischen Vorgang zukommt, ist bisher nicht geklärt; vielleicht handelt es sich hierbei wirklich um die langgesuchte Veränderung des Kristallgitters, welche für die Verfestigung verantwortlich zu machen ist.

Es muß hier noch ein vielumstrittener Röntgeneffekt besprochen werden, welcher mit der Verformung der Kristalle auftritt. Die Interferenzpunkte in der

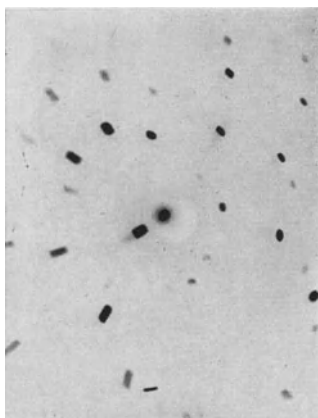


Abb. 181. Laueaufnahme eines einzelnen, ungestörten Aluminiumkristalls.

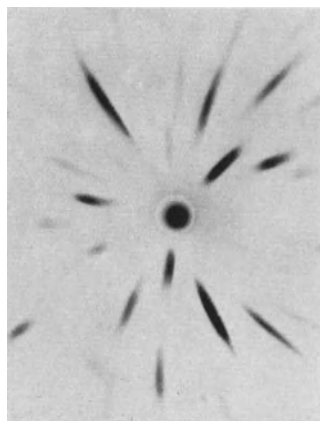


Abb. 182. Laueaufnahme eines gedehnten Aluminiumkristalls.

Aufnahme eines einzelnen, ruhenden Kristalls mit vielfarbigem Röntgenlicht (Bremsstrahlung, kontinuierliche Strahlung) sind bei ungestörtem Gitter einfach eine Spiegelung des Röntgenstrahlenbündels an den ebenen Kristallflächen, also nach Abb. 181 je nach der Blendenform rund, viereckig, usw. Ist der Kristall dagegen verformt, so werden diese Lauepunkte nach Abb. 182 zu annähernd radialen Streifen ausgezogen. Dieser Effekt läßt sich eindeutig auf Verdrehungen der die Röntgenstrahlen reflektierenden Kristallflächen gegeneinander zurückführen<sup>2</sup>. Auf den Spannungsgehalt des Kristalls lassen sich dagegen aus diesem „Asterismus“ keinerlei eindeutige Schlüsse ziehen; und alle dahingehenden Versuche müssen als verfehlt angesehen werden. Andererseits scheint es, daß genauere Untersuchungen des Asterismus für den kristallographischen Mechanismus der Verformung wertvolle Aufschlüsse geben werden<sup>3</sup>.

<sup>1</sup> Hengstenberg, J. u. H. Mark: Z. Physik Bd. 61 (1930) S. 435—453. Hengstenberg, J.: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 465—468.

<sup>2</sup> Vgl. E. Schiebold: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 417—425, 462—481.

<sup>3</sup> Taylor, G. J.: Trans. Faraday Soc. 1927 S. 121—125. Yamaguchi, K.: Sci. Pap. Inst. physic. chem. Res., Tokyo Bd. 11 (1929) S. 151—159, 223—241. Burger, W. G.: Z. Physik Bd. 67 (1931) S. 605—678; Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 251—255, 265—267. Konobejewski, S. u. J. Mierer: Z. Kristallogr. Bd. 81 (1932) S. 69. Seljakow, N. J.: Z. Kristallogr. Bd. 83 (1932) S. 426—447.

### 93. Veränderung der elastischen Eigenschaften durch Verformung und Glühung.

Die Angabe von elastischen Konstanten für metallische Werkstoffe ist heute noch eine ziemlich unsichere Angelegenheit. Die im Schrifttum für einen Stoff mitgeteilten Werte gehen sehr erheblich auseinander<sup>1</sup>; so sind für Kupfer Werte des Elastizitätsmoduls zwischen 11000 und 13000 kg/mm<sup>2</sup> festgestellt worden.

Diese großen Unterschiede sind um so überraschender, als die elastischen Eigenschaften der Metalle als nicht strukturempfindliche Eigenschaften gelten<sup>2</sup>. Sie sollten etwa in scharfem Gegensatz zur Härte durch Verformung, Legierung, Wärmebehandlung usw. nur in geringem Maße veränderlich sein, hauptsächlich nur insoweit, als es sich durch das Auftreten neuer Kristallarten erklären läßt. Es ist auch theoretisch schwer einzusehen, wieso die elektrischen Kräfte, welche zwischen den Atomen und Elektronen eines Gitters wirken, das Gitter zusammenhalten, und gegen deren Widerstand die elastischen Verzerrungen erfolgen, von irgendwelchen anderen Faktoren als dem Atom- und Gitterbau wesentlich abhängen.

In der Tat erweist sich auch die durchsichtigste elastische Eigenschaft, die Kompressibilität, welche die Volumenänderungen unter allseitiger Beanspruchung angibt, praktisch unabhängig von der Vorgeschichte des Stoffes und den angewendeten Prüfungen.

Die übrigen elastischen Eigenschaften, von denen besonders der Elastizitätsmodul nach allen Richtungen untersucht worden ist, sind dagegen offenbar in nicht unerheblichem Maß von den Versuchsbedingungen abhängig.

Was insbesondere den Einfluß von Verformungen anbetrifft<sup>3</sup>, so kann man heute, besonders nach den Versuchen von Kuntze, als geklärt ansehen, daß die durch Verformung bewirkten Veränderungen darauf zurückzuführen sind, daß sich die Einstellung einer Textur und die Entwicklung von Eigenspannungen überlagern. Durch Dehnen eines Kupferstabes z. B. wird der Elastizitätsmodul zunächst stark vermindert; geht dann durch einen Mindestwert und steigt schließlich wieder langsam an. Durch eine Nachbehandlung, die wie 24stündiges Lagern oder Anlassen bei 100° nur auf Eigenspannungen von Einfluß sein kann, entsteht dagegen ein langsamer Anstieg mit zunehmendem Reckgrad. Ein solcher ist durch die Einregelung der Kristalle zu erwarten, da diese sich beim Dehnen mit einer (111)-Richtung ihres Gitters, welche einen besonders hohen Elastizitätsmodul besitzt, in die Stabachse einstellen (vgl. Nr. 22). Der Einfluß der Eigenspannungen ist also im Falle des Dehnens, wo nur verborgen-elastische Spannungen auftreten, sehr erheblich. Während durch die Einregelung der Kristalle beim Dehnen um 40% der Elastizitätsmodul des Kupfers schätzungsweise um etwa 8% erhöht wird, sind die Eigenspannungen, besonders schon nach sehr kleinen Dehnungen, für eine Verminderung des Elastizitätsmaßes bis 15% verantwortlich zu machen. Nach stärkeren Reckungen nimmt dann der Spannungsanteil aber erheblich ab.

<sup>1</sup> Vgl. Landolt-Börnstein: 5. Aufl., Erg.-Bd. 1 S. 13—34, Erg.-Bd. 2 S. 25—29.

<sup>2</sup> Vgl. A. Smekal: Z. VDI Bd. 72 (1928) S. 667—673.

<sup>3</sup> Müller, W.: Forschungsarb. VDI 1918 Heft 211. Portevin, A. u. P. Chevenard: C. R. Acad. Sci., Paris Bd. 181 (1925) S. 716—718. Edwards, F., J. Bowen u. S. Altey: Philos. Mag. [7] Bd. 2 (1926) S. 321—340. Kuntze, W.: Meßtechn. Bd. 4 (1928) S. 231—236; Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 14 (1930) S. 3—7. Honda, K. u. R. Yamada: Sci. Rep. Tôhoku Univ. Bd. 17 (1928) S. 723—742.

## 94. Elastische Unvollkommenheiten.

Nach der Untersuchung von Kuntze kann sich also der Elastizitätsmodul von verformten Metallen mit der Zeit oder durch geringe Temperaturerhöhungen erheblich ändern. Hand in Hand mit dieser Unbeständigkeit der elastischen Konstanten gehen weitere Erscheinungen, die wir als elastische Unvollkommenheiten zusammenfassen.

Das verformte Material hat im Gegensatz zum geglühten eine elastische Hysteresis<sup>1</sup>. Diese besteht darin, daß mit zunehmender Belastung die elastischen Formänderungen immer schneller zunehmen und bei Entlastung zunächst langsam und dann wieder beschleunigt zurückgehen. Die Folge davon ist eine weitere Veränderlichkeit der elastischen Konstanten mit der Höhe und Art der Beanspruchung im elastischen Bereich.

Ferner besitzt verformtes Material eine elastische Nachwirkung, derzufolge die zu einer Belastung zugehörige Formänderung sich nicht sofort, sondern erst allmählich einstellt<sup>2</sup>. Besonders auffällig ist dieser Effekt bei Entlastung, wo wieder nach einer scheinbar elastischen Beanspruchung von der Formänderung zunächst ein Restbetrag zurückbleibt, der erst allmählich ganz oder auch nur teilweise zurückgeht.

Schließlich zeigt sich noch, daß durch eine Kaltverformung der Übergang vom elastischen zum plastischen Bereich mehr oder weniger stark verwischt wird, und der Stoff sich gegenüber verschiedener Beanspruchung, z. B. Zug und Druck, verschieden verhält. Diese unter dem Namen „Bauschingerereffekt“ bekannten, im einzelnen sehr verwickelten Erscheinungen<sup>3</sup> haben vor allem zur Folge, daß die Elastizitätsgrenzen unter gewissen Beanspruchungen sehr niedrig ausfallen können. Auch die Streckgrenzen können noch dadurch beeinflußt sein. Das Verhalten des Stoffes gegenüber stärkeren Reckungen wird aber dadurch nicht merklich gestört.

Die elastischen Unvollkommenheiten kann man durch Glühen ganz beseitigen. Man muß aber beachten, daß dann viele Stoffe eine derart niedrige Elastizitätsgrenze haben, daß sich leicht durch unbeabsichtigte Verformungen wieder elastische Unvollkommenheiten einstellen.

Für Zwecke, wo es auf gleichmäßige und vollkommene Elastizität ankommt, nimmt man daher hauptsächlich verformtes und zur Beseitigung der Eigenspannungen unterhalb der Entfestigungstemperatur angelassenes Material<sup>4</sup>. Oft

<sup>1</sup> Zusammenfassende Besprechung des Schrifttums s. H. Fromm: Handbuch der Mechanik, Bd. 4, 1, S. 436—550. 1931.

<sup>2</sup> Zusammenfassende Besprechung des Schrifttums s. H. Fromm: Handbuch der Mechanik, Bd. 4, 1, S. 436—550. 1931.

<sup>3</sup> Bauschinger, J.: Ziviling. Bd. 27 (1881) S. 289—348; Mitt. mech. techn. Lab. München 1886 Heft 13. Muir, J.: Philos. Trans. Roy. Soc., Lond. Bd. 193 [A] (1900) S. 1—46, Bd. 198 [A] (1902) S. 1—31. Rudeloff, M.: Mitt. K. T. Vers.-Anst. Erg.-Heft 1. Berlin 1901. Broek, J. A. van den: Carnegie Scholarship. Mem. Bd. 9 (1918) S. 125; vgl. Z. Metallkde. Bd. 12 (1920) S. 150. Körber, F. u. W. Rohland: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 5 (1924) S. 37—54. Masing, G.: Z. techn. Physik Bd. 6 (1925) S. 569—573; Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 5 (1926) S. 135—141. Masing, G. u. W. Mauksch: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 4 (1925) S. 74—90, 244—256, Bd. 5 (1926) S. 142—155. Sachs, G.: Z. VDI Bd. 71 (1927) S. 1511—1516. Sachs, G. u. H. Shoji: Z. Physik Bd. 45 (1927) S. 776—796. Kuntze, W. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 85—89.

<sup>4</sup> Koenigsberger, J.: Z. Physik Bd. 40 (1927) S. 729—741.

beachtet man nach solchen Behandlungen auch merkliche Erhöhungen der Elastizitätsgrenzen.

Geringer als bei feinkristallinem Werkstoff sind die elastischen Unvollkommenheiten bei einzelnen Kristallen. Jedenfalls fehlt bei ihnen die elastische Nachwirkung<sup>1</sup>.

Sehr starke elastische Unvollkommenheiten zeigen Magnesiumlegierungen, und zwar anscheinend auch im spannungsfreien Zustande, infolge der starken Verschiedenheiten in den Eigenschaften der einzelnen, verschieden gerichteten Kriställchen<sup>2</sup>.

## C. Die einzelnen Formungsvorgänge. Strangpressen und verwandte Formungen.

### 95. Strangpressen.

Die Herstellung von Halbzeug, wie Stangen, Profilen und Rohren aus Kupfer, Aluminium und ihren Legierungen, sowie auch Elektron, geschieht heute fast

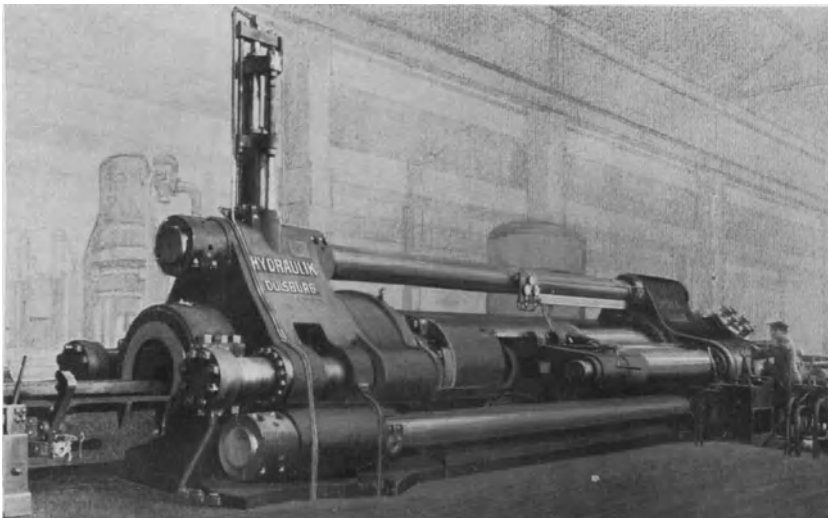


Abb. 183. Große hydraulische Strangpresse von Hydraulik, Duisburg.

ausschließlich durch Strangpressen auf besonderen, meist liegend angeordneten hydraulischen Pressen nach Abb. 183<sup>3</sup>. Die Umformung geht bei allen Werkstoffen,

<sup>1</sup> Wartenberg, H. v.: Ber. dtsch. physik. Ges. Bd. 20 (1918) S. 113—122. Schönborn, H.: Z. Physik Bd. 8 (1922) S. 377—381. Haase, O. u. E. Schmid: Z. Physik Bd. 33 (1925) S. 413—423. Schmid, E. u. G. Wassermann: Z. Physik Bd. 40 (1926) S. 451—455.

<sup>2</sup> Schmidt, W.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 54—57.

<sup>3</sup> Hilpert, A.: Z. VDI Bd. 47 (1903) S. 819—823. Schweißguth, P. H.: Z. VDI Bd. 62 (1918) S. 281—286. Genders, R.: Met. Ind., London Bd. 40 (1932) S. 345—349. Busse, O. u. C. Busse: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 105—113. Colombel, C. A.: Rolling Mill J. Bd. 5 (1931) 355—358, 419—422, 430—431, 479—482, 494—495, 539—542, 599—600, 667 bis 670, 719—722.



die es vertragen, sehr viel schneller als beim Walzen vor sich; und die verwickeltesten Profile lassen sich auf der Strangpresse erzeugen. Vielfach werden heute auch Zahnräder und andere kleine Profilstücke statt aus Blech ausgestanzt von der Preßstange abgeschnitten. Selbst plattierte Profile können ausgepreßt werden. Sehr dünne Wandstärken und auch Stangen und Rohre, die sehr maßhaltig sein müssen, werden möglichst weit gepreßt und dann nachgezogen.

Von Stoffen, die sich wie manche Aluminiumlegierungen und Elektron im Gußzustand schwer verwalzen lassen, werden auch dicke Bänder von abgerundetem Rechteckquerschnitt gepreßt und quer weitergewalzt.

Der Vorgang des Strangpressens besteht entsprechend Abb. 184 und 185 darin, daß ein erwärmter, in einem

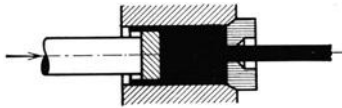


Abb. 184. Gewöhnliches Stangenpressen mit „Schale“.

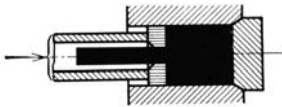


Abb. 185. Umgekehrtes Stangenpressen.

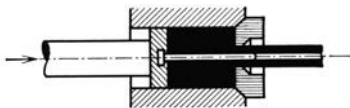


Abb. 186. Rohrpressen aus dem vollen oder hohlen Block.

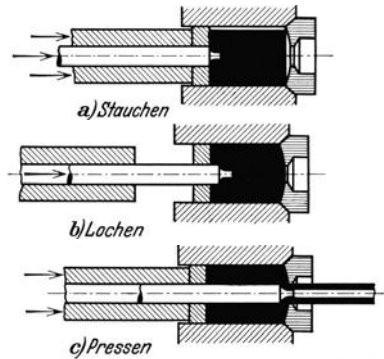


Abb. 187. Rohrpressen aus dem vollen Block mit unabhängiger Bewegung von Preßstempel und Dorn.

Aufnehmer oder Rezipienten befindlicher, meist zylindrischer Block mit Hilfe eines Preßstempels durch eine Matrize durchgepreßt wird. Er nimmt dabei das Profil an, daß als Öffnung in die Matrize eingearbeitet ist. Kennzeichnend für das Strangpressen und auch ähnliche Vorgänge ist der Umstand, daß eine größere Materialmenge fortlaufend in annähernd gleichbleibender Weise umgeformt wird.

Beim gewöhnlichen, direkten Pressen oder Pressen nach vorne ist die Matrize nach Abb. 184 dem Preßstempel gegenüber angeordnet und vor diesen eine Preßscheibe gelegt. Beim umgekehrten, indirekten Pressen oder Pressen nach hinten liegt dagegen entsprechend Abb. 185 die Matrize vor dem hohl ausgebildeten Preßstempel, und der Aufnehmer ist auf der anderen Seite geschlossen.

Die Arbeitsfläche der Matrize kann entweder plan und scharfkantig mit geringer Abrundung oder verschiedenartig gekrümmt ausgebildet werden<sup>1</sup>. Wegen der Maßhaltigkeit des Werkzeuges wird der Auslauf auf ein kurzes Stück zylindrisch gehalten. Dies erschwert das Pressen infolge vergrößerter Reibung. Für verwickeltere Profile muß die Matrizenform an Hand besonderer Versuche genau ausgearbeitet werden, um ein gerades und rißfreies Auslaufen zu gewährleisten. Stangen unter 25 mm können durch Mehrlochmatrizen gepreßt werden. Für dünne Drähte werden bis zu 50 Öffnungen angeordnet.

Beim Strangpressen werden an die Werkzeuge sehr hohe Anforderungen gestellt. Geeignete Werkstoffe sind in Tabelle 2 zusammengestellt.

<sup>1</sup> Bernhoeft, Ch.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 210—213, 261—263.

Tabelle 2. Werkzeugmaterialien für Schmieden und Pressen. (Nach Werkstoff-Handbuch Stahl u. Eisen.)

Werkzeug	Bezeichnung des Materials	Zusammensetzung des Materials					Härtung (Vergütung) Festigkeits-eigenschaften	Bemerkungen
		C %	Cr %	Ni %	W. %	Vensch. %		
a) Strangpressen:								
Aufnehmer	Cr-Ni-Stahl	0,3	1,5	4			Fest. = 130 kg/mm <sup>2</sup>	
Preßstempel	Cr-Ni-Stahl						Fest. = 140—150 kg/mm <sup>2</sup>	
Preßscheibe	Cr-Ni-Stahl	0,25	3	evtl. 2	8—10		Fest. = 130 kg/mm <sup>2</sup>	
	Cr-W-Stahl	0,25	3	evtl. 2	8—10		Fest. = 140—150 kg/mm <sup>2</sup>	
Matrize	Cr-W-Stahl						Fest. = 110—170 kg/mm <sup>2</sup>	
	Hartmetalle							
Dorn	Cr-W-Stahl	0,25	3	evtl. 2	8—10		Fest. = 110—170 kg/mm <sup>2</sup>	
	C-Stahl	0,7—1					780—800° Wasser (180—430°)	Hoch angelassen für große Abmessungen
b) Warmschmieden:								
Flachsätzel	C-Stahl	0,6					Öl	
Hammerkerne	Cr-Ni-Stahl	0,2—0,4	0,8—1,3	1—4				
	Cr-Stahl							
Breitsätzel	Cr-W-Stahl						Härte = 500 kg/mm <sup>2</sup>	
Probesätzel (Schlichtsätzel)	Cr-Stahl							
	Cr-Ni-Stahl							
Gesenke für Stahl	C-Stahl	0,6					Öl	
	Cr-Ni-Stahl	0,2—0,4	0,7—1,3	1,5—3			Luft	
	Cr-Ni-Stahl	bis 0,3	bis 1,5	bis 4,5	3		Fest. = 150 kg/mm <sup>2</sup>	
	Cr-W-Stahl	0,25	3	evtl.				
Gesenke für Kupferlegierungen	Cr-W-Stahl	0,25	3	evtl.				
Stauchwerkzeuge für Nieten usw.	Cr-W-Stahl	0,25	3	evtl.			Fest. = 140—150 kg/mm <sup>2</sup>	Lange angelassen
c) Kaltpressen:								
Gesenke	C-Stahl	1					780—800° Wasser	
	Cr-Ni-Stahl	0,3—0,5	0,8—1,2	3—5	0,4 Mn		820—840° Öl, Preßluft	
	Ni-W-Stahl	0,85		0,6			820—840° Wasser	
	C-Stahl	1—1,2						
Prägestanzen (Preßstanzen)	C-Stahl	1					780—800° Wasser	
	Cr-Stahl	2	13		0,4 Mn		900—950° Öl, Preßluft	

Ausgegangen wird beim Strangpressen meist von einem gegossenen Block oder Blockteil von zylindrischem, gelegentlich auch sechseckigem Querschnitt. Der Durchmesser beträgt bei den größten amerikanischen Pressen bis 400 mm. Die Länge ist im Durchschnitt gleich dem fünffachen Durchmesser; zur Erzielung gleichmäßigerer Eigenschaften und von schwer verpreßbaren Stoffen werden auch viel kürzere Blöcke verpreßt<sup>1</sup>. Angestrebt wird zur gründlichen Zertrümmerung des Gußgefüges und Erzielung möglichst guter Eigenschaften ein großer Verpressungsgrad, d. h. ein großer Unterschied zwischen Block- und Stangenquerschnitt; für stärkere Abmessungen der Preßstangen geht man daher von Blöcken möglichst großen Querschnitts aus. Für kleinere Abmessungen, besonders auch Rohre, werden vielfach vorgepreßte Stangen verwendet.

Rohre können entsprechend Abb. 186 und 187 in grundsätzlich gleicher Weise wie Stangen gepreßt werden. Der Dorn ist beim gewöhnlichen Pressen an der Preßscheibe, beim umgekehrten Pressen an der Bodenplatte befestigt. Im ersteren Falle können volle oder hohle Blöcke verwendet werden, im zweiten nur hohle. Für das Rohrpressen aus vollen Blöcken können auch Dorn und Preßscheibe entsprechend Abb. 187 unabhängig voneinander bewegt werden. Das Rohrpressen ist dann in seine Teilvorgänge, Stauchen, Lochen und Pressen zerlegt. Für dünnere Wandstärken werden stehende hydraulische Pressen bevorzugt, da bei liegenden Pressen der Dorn sich leicht etwas durchhängt und die Wandstärke oben größer wird als unten. Neuerdings werden auch von Messing und Stahl vorgelochte Blöcke in vertikalen Kurbelpressen mit hohen Geschwindigkeiten zu Rohren verpreßt.

Ähnlich wie Rohre können auch hohle Profile verschiedensten Querschnittes hergestellt werden. Um dies zu erreichen, müssen verschiedene Kunstgriffe bei der Ausbildung der Matrize angewandt werden.

Der beim Rohrpressen aus dem vollen Block vor sich gehende Teilvorgang, das Lochen, findet auch als besonderes Arbeitsverfahren, hauptsächlich zur Herstellung großer Hohlrippen aus Stahl, Verwendung<sup>2</sup>. Hierbei wird in einem runden oder auch quadratischen Block der sich in einem geschlossenen Aufnehmer (oder auch einem geteilten Gesenk) befindet, ein Preßstempel (oder auch zwei Stempel von beiden Seiten) eingedrückt.

## 96. Der Fließvorgang beim Strangpressen.

Das Fließen des Blockes beim Pressen wird oft mit dem Ausfließen einer Flüssigkeit aus einem Gefäß verglichen<sup>3</sup>. Ein derartig gleichmäßiges und stationäres Fließen, wie es durch Abb. 188 und 189 veranschaulicht ist, findet aber nur in Einzelfällen statt, wo offenbar die Reibung zwischen Block und Aufnehmer sehr gering ist. Dies ist beim Pressen von Blei und Zinn, ferner auch beim Verpressen eines Sechskantblockes von Kupfer beobachtet worden<sup>4</sup>. Beim gewöhn-

<sup>1</sup> Brunneckow, W.: Maschinenbau Bd. 12 (1933) S. 539—542.

<sup>2</sup> Hofmann, F. T.: Die hydraulischen Schmiedepressen. Berlin 1912. Röber, E.: Stahl u. Eisen Bd. 48 (1928) S. 1113—1120. Siebel, E. u. E. Fangmeier: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 29—41. Siebel, E. u. H. Hühne: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 43—62.

<sup>3</sup> Hencky, H.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 5 (1925) S. 115—124. Fischer, F.: Ing.-Arch. Bd. 2 (1931) S. 178—189.

<sup>4</sup> Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96.

lichen Warmpressen von Aluminium<sup>1</sup> und Kupfer<sup>2</sup> ist jedoch nach Abb. 190 das Fließen viel ungleichmäßiger, insofern als es sich nicht nur auf die Blockteile

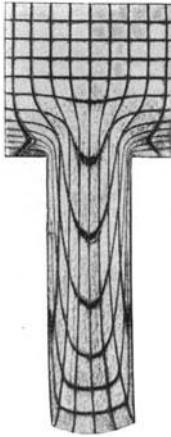


Abb. 188.  
Zinnprobe. Nat.  
Größe.



Abb. 189.  
Kupferstange aus Sechskantblock gepreßt.  
 $\frac{1}{8}$  nat. Größe.



Abb. 190.  
Kupferstange aus Rundblock gepreßt.  
 $\frac{1}{8}$  nat. Größe.



Abb. 191.  
Hartmessingstange.  
 $\frac{1}{8}$  nat. Größe.

Abb. 188 bis 191. Verzerrung eines ursprünglich quadratischen Netzes auf der Hälfte von Blöcken aus verschiedenem Material beim Pressen.

in der Nähe der Matrize beschränkt, sondern viel tiefer geht.

Bei Messing<sup>3</sup>, Elektron<sup>4</sup> und einigen anderen Stoffen ist schließlich der Fließvorgang ganz verwickelt. Die auslaufende Stange holt sich beim gewöhnlichen Pressen nach Abb. 191 den Werkstoff ganz hinten aus dem Block heraus. Dies führt zu dem in Abb. 192 wiedergegebenen Fehler, daß gegen Ende des Pressens aus der hinteren Kante des Blockes die oxydische Oberflächenschicht in die Stange einbricht und eine konisch verlaufende Unganzheit, Doppelung oder Zweiwachs genannt, hervorruft<sup>5</sup>.



Abb. 192.  
Preßfehler durch Oxydeinschlüsse  
in einer Hartmessingstange infolge  
zu weiten Auspressens.  
Nat. Größe.

<sup>1</sup> Unckel, H.: Über die Fließbewegung im plastischen Material. Berlin 1928; Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 323—330.

<sup>2</sup> Eisbein, W. u. G. Sachs: a. a. O.

<sup>3</sup> Schweißguth, P. H.: Z. VDI Bd. 62 (1918) S. 281—286. Doerinkel, F. u. J. Trokels: Z. Metallkde. Bd. 13 (1921) S. 466—473. Genders, R.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 26 (1921 II) S. 237—259, Bd. 29 (1923 I) S. 279—283. Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96.

<sup>4</sup> Schmidt, W.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 378—384.

<sup>5</sup> Genders, R.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 26 (1921 II) S. 237—259, Bd. 29 (1923 I) S. 279—283. Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96.

Durch den vor einiger Zeit vielfach empfohlenen Übergang von gewöhnlichem zu umgekehrtem Pressen hat man zunächst geglaubt, dieses besonders bei Messing auftretende Hohlwerden des letzten Stangenteiles zu vermeiden<sup>1</sup>. Es hat sich aber gezeigt, daß beim umgekehrten Pressen dafür das vordere Ende an der Oberfläche unsauber wird, wodurch z. B. ein starker Werkzeugverschleiß beim Gesenkpresen entsteht.

Diese Fehler lassen sich durch die heute für Messing allgemein übliche Maßnahme verringern, daß die Druckplatte bzw. Matrize im Durchmesser etwas geringer gehalten ist als der Aufnehmerdurchmesser. Es bleibt dadurch der größte Teil der Außenhaut des Blockes gemäß Abb. 184 als eine einige Millimeter dicke „Schale“ zurück. Dadurch sind die Doppelungen und Verschlackungen des Messings jedoch nur gemildert, nicht aber unterbunden. Stets muß bei diesem Stoffe ein Preßrest von 15—30% des Blockes zurückbleiben. Bei anderen Stoffen dagegen, wie Kupfer und Aluminium, kann der



Abb. 193. Trichterbildung bei einem restlos verpreßten Messingblock.  $\frac{1}{10}$  nat. Größe.

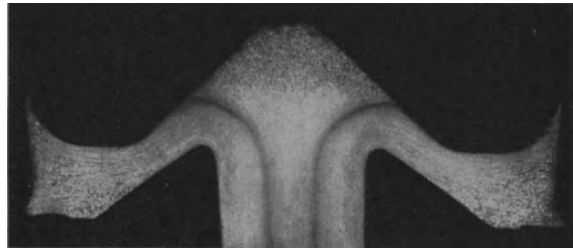


Abb. 194. Messingblock, durch geeignete Gestaltung der Druckplatte ohne Trichterbildung verpreßt. Die dunklen Linien geben die Oxydeinschlüsse an.  $\frac{1}{2}$  nat. Größe.

Block viel weitergehend fehlerfrei ausgepreßt werden. Bei Aluminium muß auch im Gegensatz zu Messing die Schalenbildung durch eine gut passende Preßscheibe vermieden sein, da sonst das Aluminium sich mit dem Stahl des Rezipienten legiert und diesen verdirbt<sup>2</sup>.

Mit der nur einigen Stoffen eigentümlichen Doppelung darf nicht die aus Abb. 193 ersichtliche Trichterbildung verwechselt werden, welche bei allen Stoffen eintreten kann, wenn diese mit ebener Druckplatte sehr weit ausgepreßt werden. Durch Verwendung besonders profilierter Druckplatten, die etwas ausgehöhlt sind, kann diese Erscheinung entsprechend Abb. 194 weitgehend unterdrückt werden<sup>3</sup>.

Genauere Untersuchungen des Fließvorganges beim Strangpressen von Blei zeigen, daß die Verformung der einzelnen Körperteilchen schon hier viel verwickelter ist, als man nach der äußeren Gestaltsänderung von Block zu Stange erwartet<sup>4</sup>.

<sup>1</sup> Genders, R.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 32 (1924 II) S. 313—323. Busse, O. u. C. Busse: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 105—113.

<sup>2</sup> Colombel, C. A.: Rolling Mill. J. Bd. 5 (1931) 355—358, 419—422, 430—431, 479 bis 482, 494—495, 539—542, 599—600, 667—670, 719—722.

<sup>3</sup> Schmidt, W.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 378—384. Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96.

<sup>4</sup> Siebel, E. u. H. Hühne: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 43—62. Eisbein, W. u. G. Sachs: a. a. O.

Die einzelnen Bereiche dehnen sich keineswegs gleichmäßig, sondern stauchen sich zum Teil zunächst ganz erheblich, ehe sie in der Matrize gelängt werden. Die genauere Durchrechnung ergibt, daß die Verformungswege beim Strangpressen von Blei im Durchschnitt etwa doppelt so groß sind wie bei einer gedachten Umformung von Block zu Stange durch Dehnung.

### 97. Der Kraftbedarf beim Strangpressen.

Beim gewöhnlichen Pressen bewegt sich der Preßstempel mit dem Block gegen den Aufnehmer mit Matrize; beim umgekehrten Pressen bewegt sich der Preßstempel mit der Matrize gegen den Aufnehmer mit dem Block.

Dementsprechend ist beim gewöhnlichen Pressen außer dem Verformungswiderstand des Werkstoffes noch die Reibung zwischen Block und Aufnehmer zu überwinden. Da diese von der Blocklänge abhängt, fällt der Kraftbedarf entsprechend Abb. 195 mit fortschreitendem Pressen bis zu einem Mindestwert ab, falls die Temperatur einigermaßen erhalten bleibt (vgl. Abb. 198)<sup>1</sup>. Der folgende Anstieg entspricht dem zunehmenden Widerstand des letzten Preßrestes, der nicht ganz aus dem Aufnehmer herausgedrückt werden kann. Der anfängliche Preßdruck ist auch um so geringer, je kürzer die Ausgangslänge des Blockes ist.

Beim umgekehrten Pressen ist dagegen nur der Verformungswiderstand des Werkstoffes zu überwinden. Der Preßdruck bleibt daher nach Abb. 195 bei gleichbleibender Temperatur dauernd etwa auf dem Mindestwert des gewöhnlichen Pressens vor dem letzten Anstieg.

Der Kraftbedarf beim Pressen<sup>3</sup> liegt wie bei allen Formungsvorgängen um so höher, je größer die Querschnittsabnahme ist. Dies gilt vor allem für den Mindestwert des Preßdruckes, der gegen Ende des gewöhnlichen Pressens auftritt, vorausgesetzt, daß keine Temperaturänderungen eintreten. Dieser folgt nach Abb. 196 einer einfachen logarithmischen Beziehung mit der Querschnittsänderung. Der von der Reibung und dementsprechend auch von der Blockgröße abhängige Anfangswert des Preßdruckes nimmt zwar nach Abb. 196 ebenfalls mit der

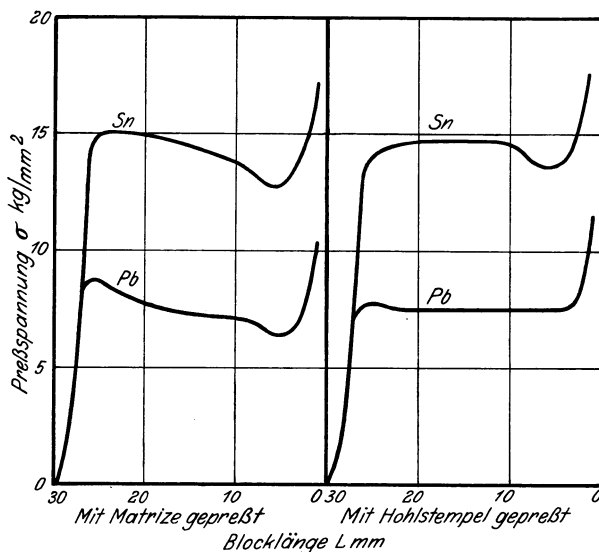


Abb. 195. Preßschaubild für gewöhnliches (mit Matrize) und umgekehrtes (mit Hohlstempel) Pressen von Zinn und Blei.

<sup>1</sup> Eisbein, W. u. G. Sachs: a. a. O.

<sup>2</sup> Bernhoeft, Ch.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 210—213, 261—263, Bd. 25 (1933) S. 315—316.

<sup>3</sup> Eisbein, W. u. G. Sachs: a. a. O. Siebel, E. u. E. Fangmeier: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 29—41. Bernhoeft, Ch.: a. a. O.

Querschnittsabnahme zu, jedoch in sehr unübersichtlicher Weise und für verschiedene Stoffe verschieden stark.

Der Kraftbedarf ist hauptsächlich von der Querschnittsgröße, nicht aber von der Querschnittsform abhängig. Bei mehreren Strängen ist der Gesamt-

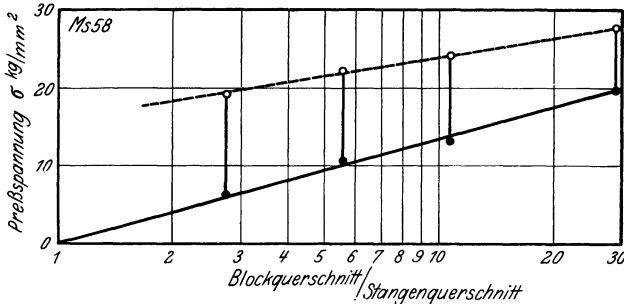


Abb. 196. Kraftbedarf zum Auspressen von Hartmessingstangen bei 650°. ○ - - - ○ Anfangswerte für Blöcke 170 mm  $\varnothing$ , 750 mm Länge; ● - - ● Mindestwerte gegen Ende des Pressens.

querschnitt als umgeformter Querschnitt anzusetzen. Der Einfluß der Düsenform ist bisher nur für das Kaltpressen von Blei und Zinn untersucht worden<sup>1</sup>. Danach wird beim Übergang von der scharfkantigen Matrize (Wandneigung = 90°) zu konischen Matrizen der Kraftbedarf etwas verringert, um bei schlanken

Matrizenöffnungen (Wandneigung unter 45°) sowie auch gekrümmten Auspreßkanälen wieder anzusteigen. Bei stärkerer Reibung zwischen Werkstoff und

Werkzeug wirkt ferner ein zylindrischer Auslauf entsprechend seiner Länge auf den Kraftbedarf erhöhend.

Von starkem Einfluß auf die gesamten Verhältnisse beim Strangpressen ist die Preßgeschwindigkeit. Während der Anfangsdruck nach Abb. 197 dem allgemeinen

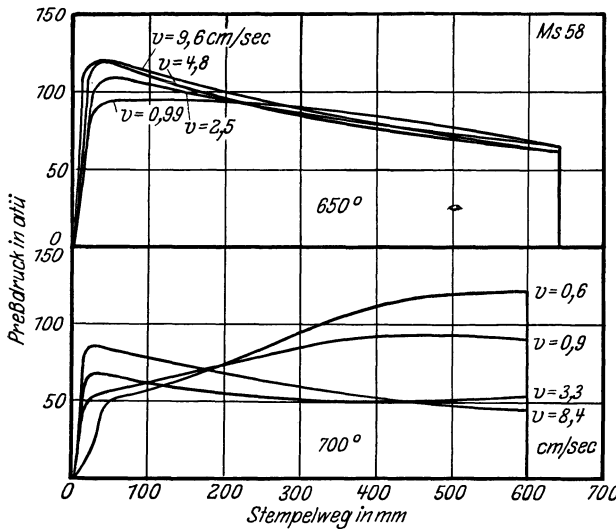


Abb. 197. Preßschaubilder für Hartmessing bei verschiedenen Temperaturen und Preßgeschwindigkeiten.

Geschwindigkeitseinfluß entsprechend um so höher liegt, je schneller verpreßt wird, ist der Mindestdruck hauptsächlich von der Abkühlung abhängig, die während der Preßdauer, die oft einige Minuten beträgt, vor sich gegangen ist. Der Endpreßdruck kann dement-

sprechend, wie es auch Abb. 198 zeigt, von Fall zu Fall je nach der Größe des Blockes, der Temperatur des Aufnehmers, der Arbeitsgeschwindigkeit usw. verschieden sein. Anzustreben ist wegen der Gleichmäßigkeit der Festigkeitseigenschaften ein möglichst schnelles Verpressen (vgl. nächsten Abschnitt). Der Preßdruck ist, wie Abb. 197 und 198 zeigen, selbst bei sehr schnellem Auspressen in wenigen Sekunden durchaus tragbar. Praktisch ist die Preßgeschwindigkeit hauptsächlich durch die Schwierigkeit, das schnelllaufende Preßgut aufzufangen, beschränkt.

<sup>1</sup> Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96.

Manche Werkstoffe, wie Aluminium- und Magnesiumlegierungen,  $\alpha$ -Messinge usw. vertragen jedoch keine hohen Preßgeschwindigkeiten, sondern reißen dann, wie auch bei zu kaltem Pressen, auf. In solchen Fällen verwendet man mit Vorliebe kürzere Blöcke. Eine weitere Maßnahme, die aber bisher noch wenig angewandt wird, besteht darin, den Aufnehmer elektrisch zu heizen<sup>1</sup>. Im allgemeinen begnügt man sich damit, den Aufnehmer mit Gas und durch Auspressen einiger Ausschußblöcke auf Temperatur zu bringen.

Mit zunehmender Preßtemperatur fällt der Preßdruck nach Abb. 126 in Nr. 65 erheblich ab. Praktisch bevorzugt man aber wegen der Überhitzungsgefahr nicht zu hohe Preßtemperaturen. Bei einem zu heiß eingesetzten Block, dem man dies zunächst nicht ansieht, reißt die Preßstange infolge Warmbrüchigkeit entsprechend Abb. 199 auf. Gleichartige Brüche entstehen auch oft bei zu schnell verpreßten Stangen, vielleicht infolge Aufheizung durch die Verformungs- und Reibungswärme.

Die geeigneten Preßtemperaturen sind nach Bernhoef<sup>2</sup> für Kupfer etwa 890°, für hochkupferhaltige Sonderlegierungen sowie Halbtombak (Ms 67) 800°, Hartmessing (Ms 58) und verschiedene Sondermessinge mit 58—63% Kupfer 760—780°, Neusilber mit rd. 50% Kupfer und 7—10% Nickel 770—790°, Aluminium 520°, einige Aluminiumlegierungen 490°.

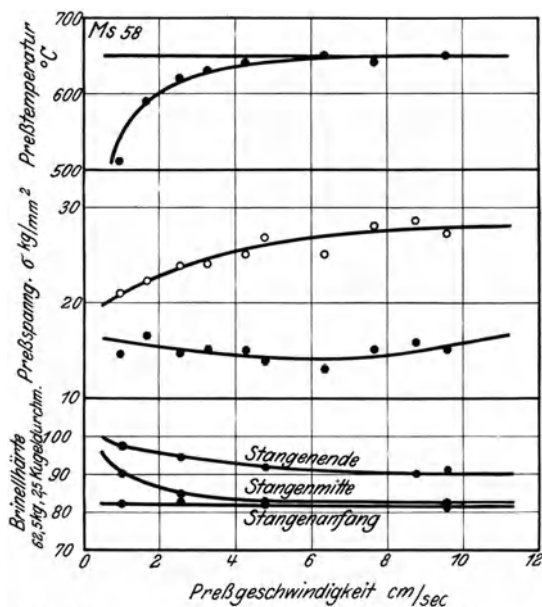


Abb. 198. Einfluß der Preßgeschwindigkeit auf Temperaturabfall und Kraftbedarf beim Pressen von Hartmessing, sowie Härte der Preßstangen.

○ Anfangswerte } der Preßspannung.  
● Mindestwerte }



Preßrichtung →

Abb. 199. Aufgerissene Preßstange in einer harten Aluminiumlegierung.

Als erforderliche Preßdrücke bei diesen Temperaturen für eine Umformung eines Blockes von 165 mm in eine Stange von 25 mm Durchmesser, das ist rd. 98% Querschnittsverminderung und Blocklängen von 200—800 mm werden angegeben: Aluminium und Kupfer etwa 30—40 kg/mm<sup>2</sup>, Hartmessing und ähnliche

<sup>1</sup> Colombel, C. A.: Rolling Mill. J. Bd. 5 (1931) S. 355—358, 419—422, 430—431, 479—482, 494—495, 539—542, 599—600, 667—670, 719—722.

<sup>2</sup> Bernhoef, Ch.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 210—213, 261—263, Bd. 25 (1933) S. 315—316.



Legierungen 20—30 kg/mm<sup>2</sup>, Sondermessinge bis 30—40 kg/mm<sup>2</sup>, Halbtombak 40—75 kg/mm<sup>2</sup>, Neusilber 25—45 kg/mm<sup>2</sup> und gehärtete (eisen- und siliziumhaltige?) Kupferlegierungen über 60 kg/mm<sup>2</sup>. Noch höhere Preßdrücke sind zum Umformen von hochlegierten Aluminiumlegierungen erforderlich, welche trotz der niedrigen Preßtemperatur die höchsten Anforderungen an die Druckfestigkeit des Stempelmateriale stellen (> 100 kg/mm<sup>2</sup>), falls aus ihnen dünnwandige Profile hergestellt werden sollen.

Ein genauere theoretischer Einblick in die Spannungs- und Verformungsverhältnisse beim Strangpressen ist bisher nicht gelungen. Die Verhältnisse liegen zwar sehr ähnlich wie beim Stangenziehen<sup>1</sup>, aber die meist scharf gegen den Aufnehmer abgesetzte Matrize bedingt den verwickelten, im vorigen Abschnitt beschriebenen Materialfluß, der von Fall zu Fall verschieden und theoretisch nicht erfaßbar ist. Auch die Reibung zwischen Block und Aufnehmer ist nicht zu übersehen. Der auf Grund einfacher Vorstellungen berechnete Kraftbedarf fällt etwa halb so groß wie in Wirklichkeit aus. Danach kann für die auf den Blockquerschnitt bezogene Preßspannung  $p_0$ <sup>2</sup> ohne den Anteil der Reibung, d. h. also etwa für den Endpreßdruck beim gewöhnlichen Pressen, angesetzt werden:

$$p_0 \sim 2k \cdot \ln \frac{F_0}{F_s}, \quad (30)$$

worin  $F_0$  der Blockquerschnitt,  $F_s$  der Stangenquerschnitt und  $k$  die Fließspannung ist. Letztere kann etwa durch Stauchversuche bei der wirklichen Preßtemperatur ermittelt werden, wobei die Stauchgeschwindigkeit  $\varphi$  mit der Preßgeschwindigkeit  $v$  näherungsweise in folgendem Verhältnis stehen muß:

$$\varphi \text{ (in \% / sec)} \sim 500 \frac{v}{D_0}, \quad (31)$$

worin  $D_0$  der Blockdurchmesser ist.

## 98. Gefüge und Eigenschaften von Preßstangen.

In gepreßten Stangen fallen in der Regel Gefüge und Eigenschaften über der Länge und auch über dem Querschnitt recht verschieden aus. Es liegt dies teils daran, daß die Verformung der einzelnen Körperteilchen vorne und hinten, innen und außen verschieden ist (vgl. Abb. 188f. in Nr. 96). Teilweise ist aber auch die abfallende Temperatur während des Strangpressens daran schuld. Bei verschiedenen Kupferlegierungen sind die Eigenschaftsunterschiede zwischen vorne und hinten von Fall zu Fall ganz verschieden; das Makrogefüge fällt in der Regel am Stangenende grobkörniger aus und neigt bei nachträglichem Glühen zu weiterer Kornvergrößerung, die sich beim Gesenkpresen störend bemerkbar machen kann<sup>3</sup>.

Besonders eingehend untersucht ist das Verhalten des in größtem Umfange verpreßten Hartmessings (Ms 58)<sup>4</sup>. Bei den auftretenden Temperaturen von

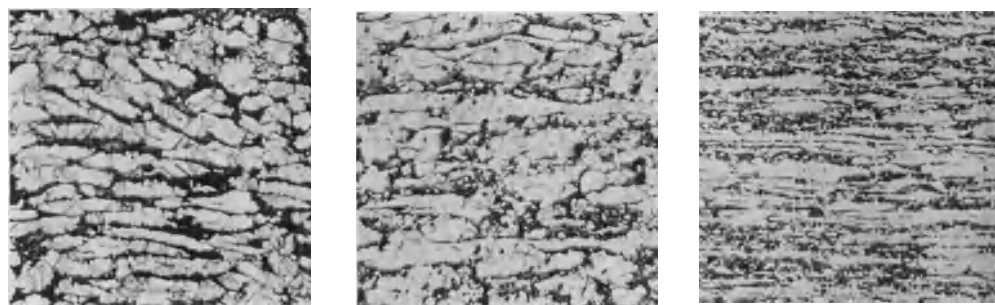
<sup>1</sup> Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 67—96. Gubkin, S. J.: Z. Inst. Maschinenbau, Metallbearb. Moskau (1931) S. 363—390 (russ.).

<sup>2</sup> Vgl. auch A. Portevin: Rev. Métallurg. Bd. 26 (1929) S. 435—443.

<sup>3</sup> Hinzmann, R.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 297—302. Siebe, P. u. G. Elsner: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 109—114, 203—206, 238—245.

<sup>4</sup> Schreiter, W.: Z. Metallkde. Bd. 18 (1926) S. 285—287. Köster, W.: Z. anorg. allg. Chem. Bd. 154 (1926) S. 197—208. Hinzmann, R.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 297—302, Bd. 25 (1933) S. 67—70. Bauer, O. u. K. Memmler: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-

700—500° (vgl. Abb. 198) ist das Hartmessing teils homogenes  $\beta$ -Messing, teils heterogenes  $\alpha$ - $\beta$ -Messing. Scheiden sich  $\alpha$ -Kristalle erst in der Preßstange aus, so werden sie nadelig. Ein solches Gefüge ist anzustreben, da es durch nachträgliche Erwärmung nicht wesentlich geändert wird. Scheiden sich dagegen die  $\alpha$ -Kristalle schon innerhalb des Aufnehmers aus, so werden sie beim Pressen verquetscht und langgestreckt, oder rekristallisieren nachträglich zu rundlichen

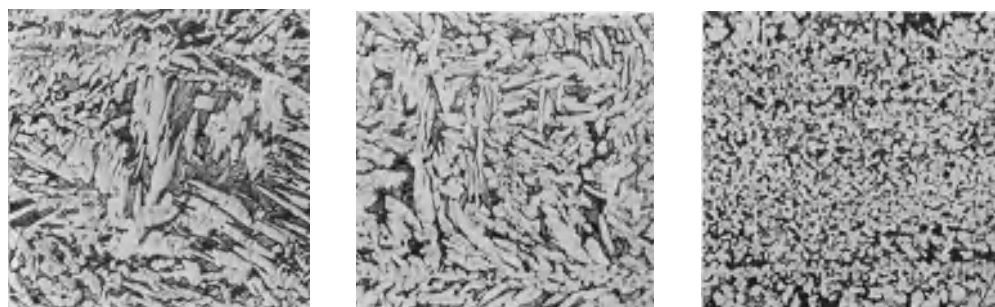


Anfang

Mitte

Ende

Abb. 200. Gefüge einer Preßstange aus Hartmessing (Ms 58), bei niedriger Temperatur (540°) langsam verpreßt (0,4 cm/sec).



Anfang

Mitte

Ende

Abb. 201. Gefüge einer Preßstange aus Hartmessing (Ms 58), bei hoher Temperatur (710°) schnell verpreßt (8,4 cm/sec).

Formen. Die bei verschiedenen Temperaturen und Geschwindigkeiten verpreßten Stangen lassen nach Abb. 200 und 201 diese Zusammenhänge ziemlich klar erkennen. Nur in den hoch und schnell verpreßten Stangen sind im Gefüge über dem größten Teil der Stangenlänge nadelige Kristalle zu erkennen. Je niedriger die Preßtemperatur und je geringer die Preßgeschwindigkeit, desto verformter und ungleichmäßiger fallen die  $\alpha$ -Kristalle aus.

Dem Gefüge entspricht auch die Härte in Abb. 198. Bei hoher Preßtemperatur und großer Preßgeschwindigkeit ist sie niedrig und gleichmäßig, bei niedriger Preßtemperatur und geringer Preßgeschwindigkeit ist sie hoch und ungleichmäßig. Die Festigkeit der Stangen geht wahrscheinlich ihrer Härte parallel; Dehnung und Kerbzähigkeit fallen zum Stangenende hin ab. Die

Anst. Sonderheft 8 (1929). Siebe, P. u. G. Elsner: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 109—114. Hinzmann, R. u. H. Flößner: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 115—118. Eisbein, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 71—96. Eisbein, W.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 79—84.

nadeligen  $\alpha$ -Kristalle sind in dieser Beziehung offenbar günstiger, da sie ein zähes Skelett in der verhältnismäßig spröden  $\beta$ -Grundmasse bilden.

$\beta$ -Messing läßt sich bis zu einem Kupfergehalt von etwa 54% herunter verpressen. Diese Legierung ist schon ziemlich spröde, reicht aber für manche Zwecke, wie Gardinenstangen aus. Nach dem Pressen solcher Profile schwitzen gelegentlich entsprechend Abb. 202 helle Tropfen heraus, die sich als hochzinkhaltiges  $\gamma$ -Messing mit rd. 30% Kupfer erweisen. Es liegt dies daran, daß diese Legierung nach Abb. 203 nicht als homogenes  $\beta$ -Messing erstarrt, sondern an den Kristallgrenzen durch Kornseigerung entstandene Säume der  $\gamma$ -Kristallart enthält.



Abb. 202. Weißer Fleck auf einer Preßstange aus  $\beta$ -Messing mit 54% Kupfer. Vergr. 150  $\times$ . Geätzt mit 10%igem  $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ .

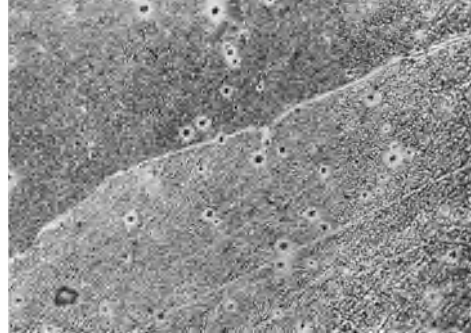


Abb. 203. Gußgefüge von  $\beta$ -Messing mit 54% Kupfer mit  $\gamma$ -Seigerungen in den Korngrenzen. Vergr. 250  $\times$ . Geätzt mit ammoniakalischer Kupferammoniumchloridlösung.

## 99. Pressen von Bleikabelmänteln.

Die Herstellung von Bleistangen und Bleirohren knüpft an die älteste Ausführungsform des Strangpressens an. Das Blei wird entsprechend Abb. 204 aus einem Tiegel in den geschlossenen Aufnehmer einer stehenden Strangpresse gegossen, dort auf etwa 200—150° abkühlen gelassen, und dann nach oben, also umgekehrt, ausgepreßt<sup>1</sup>. Dabei sinkt die Temperatur allmählich ab, bisweilen bis unter 100°. Ein Rest des Bleiblockes bleibt im Aufnehmer zurück, und das erneut aufgegossene Blei verschweißt mit diesem zu einem einheitlichen Block.

Die Herstellung von Kabelmänteln oder auch Drähten und Profilen aus Blei mit Seele erfolgt meist in besonderen stehenden Pressen<sup>2</sup>. Der Block wird wieder durch Gießen hergestellt. Der Aufnehmer sitzt, wie es Abb. 205 veranschaulicht, unten auf einem Pressenkopf auf, in dem er unter dem Preßdruck zunächst durch eine Brücke in zwei Stränge geteilt wird. Diese werden um das Kabel herumgeführt und jeder zu einer Kugelkalotte auseinander und nach vorne gedrückt. Dabei kommen die beiden Stränge wieder oben und unten zusammen, und verschweißen hier zu einem dickwandigen Rohr. Dieses wird schließlich durch eine konische Matrize und einen konischen, hohlen Dorn zum Kabelmantel ausgepreßt, wobei es das durch den Dorn laufende Kabel mitnimmt. Abb. 206 gibt einen

<sup>1</sup> Genders, R.: Met. Ind., Lond. Bd. 40 (1932) S. 345—349.

<sup>2</sup> Dunsheath, P. u. H. A. Tunstall: J. Instn. electr. Engr. Bd. 66 (1928) S. 280—289. Genders, R.: Met. Ind., Lond. Bd. 40 (1932) S. 345—349. Bassett, W. H. u. C. J. Snyder: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 S. 254—275.

Prerest einer derartigen Kabelpresse in Vorder- und Hinteransicht wieder, welcher den Materialfluß veranschaulicht.

In anderen Pressen werden auch zwei Bleiblocke dem Pressenkopf liegend von der Seite senkrecht zur Kabelachse zugeführt und in gleicher Weise zum Kabelmantel umgeformt.

Da die Schweißstellen zu gewissen Fehlern Anlaß geben (s. weiter unten), ist auch eine liegende Presse entwickelt worden, die grundsatzlich gleichartig arbeitet wie eine gewöhnliche Strangpresse für Rohre<sup>1</sup> (vgl. Abb. 186 in Nr. 95). Der Dorn ist nur hohl gehalten und führt das Kabel. Solche Pressen haben sich aber bisher kaum eingeführt, da wahrscheinlich der lange Dorn zu nachgiebig ist und die Maßhaltigkeit des Kabelmantels daher schlechter ist als bei den Kabelpressen mit zwei Strngen.

Der Preßdruck in Bleipressen hangt außer von der Querschnittsabnahme und der Temperatur auch noch stark von der verwendeten Bleisorte ab. Nach den Ergebnissen der Stauchversuche von Zickrick

wird gegenüber sehr reinem Blei der Preßdruck durch die hauptsachliche Verunreinigung des Bleies, das Wismut, nur wenig, dagegen durch das in manchen Bleisorten vorhandene Kupfer (0,05—0,1%) fast auf den doppelten Wert erhöht<sup>2</sup>.

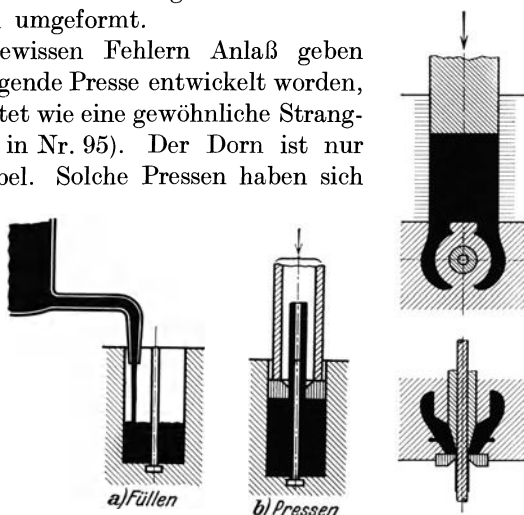


Abb. 204. Bleirohrpressen.

Abb. 205. Bleikabelpressen.



Ansicht von vorne.

Ansicht von hinten.

Abb. 206. Prerest einer stehenden Bleikabelpresse. Rd.  $\frac{1}{20}$  nat. Größe.

Noch höher liegt der Preßdruck bei den zur Erzielung besserer Festigkeitseigenschaften mit Antimon (1%) und Zinn (1—3%), sowie auch Kalzium (0,035%), Kadmium und Zinn (0,25% Cd, 1,5% Sn) legierten Bleisorten. In starkem Maße ist auch der Preßdruck nach Abb. 127—129 in Nr. 65 von der Preßtemperatur abhangig.

<sup>1</sup> Dunsheath, P. u. H. A. Tunstall: J. Instn. electr. Engr. Bd. 66 (1928) S. 280 bis 289.

<sup>2</sup> Zickrick, L.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1932 S. 345 bis 358.

Bei der Verwendung von Kabeln werden drei grundsätzlich verschiedene Arten von Schädigungen der Kabelmäntel festgestellt:

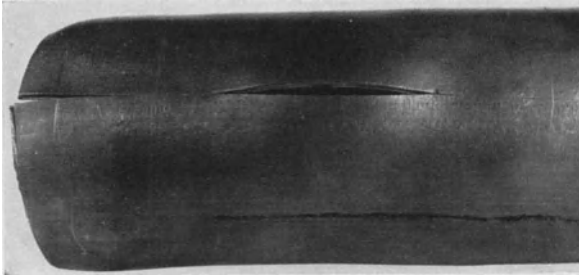


Abb. 207. Längsriß in einem Bleikabelmantel.  
Rd.  $\frac{3}{5}$  nat. Größe.

1. scharfe, geradlinige Längsrisse,
2. feine netzartige Querrisse,
3. Anfressungen verschiedener Art.

Für die Längsrisse in Bleikabelmänteln, wie sie Abb. 207 zeigt, ist der Preßvorgang verantwortlich. Sie folgen genau den Schweißstellen, und zwar meist

den oberen, und vielfach finden sich in ihnen entsprechend Abb. 208 Schlackeneinschlüsse<sup>1</sup>. Abb. 209 zeigt einen Schliff durch die obere Schweißnaht des Preßrestes in Abb. 206

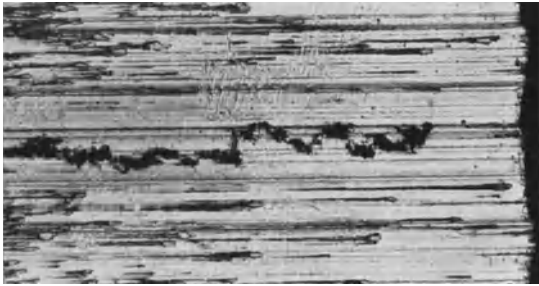


Abb. 208. Schlacken in der Schweißnaht eines Kabelmantels.  
Vergr. 80 ×. Mit Mikrotom geschnitten.

unmittelbar vor der Umformung zum Kabelmantel, welcher deutlich die unvollkommene Verschweißung erkennen läßt. Eigene Versuche haben eigentümlicherweise noch gezeigt, daß Rohre mit solchen Schweißstellen unter gewöhnlicher Beanspruchung durch Innendruck in der Regel nach erheblicher Aufweitung neben der Schweißnaht, unter langwirkender Beanspruchung von etwa  $\frac{1}{4}$  der normalen Bruchbelastung dagegen oft nach einer Anzahl von Tagen unter geringer Aufweitung in der Schweißnaht platzen, in genau

der gleichen Weise, wie es in der Praxis beobachtet wird. Eine gefährliche Beanspruchung liegt also besonders dann vor, wenn das Kabel längere Zeit mit kleinem Krümmungsradius gebogen wird, da dann die Seele dauernd einen gewissen Innendruck ausübt.

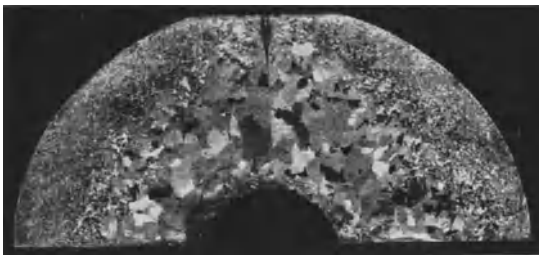


Abb. 209. Querschnitt durch die obere Hälfte des Preßrestes in Abb. 206 am Auslauf des Kabelmantels.  
Rd.  $\frac{1}{5}$  nat. Größe. Geätzt mit konz.  $\text{HNO}_3$ .

Die Längsrisse von Kabeln haben stark nachgelassen, nachdem man erkannt hat, daß

hierfür offenbar die Sauberkeit des Bleiblocks maßgebend ist. Durch sorgfältiges Gießen, gegebenenfalls in neutraler Atmosphäre, und Abschneiden oder

<sup>1</sup> Dunsheath, P. u. H. A. Tunstall: J. Instn. electr. Engr. Bd. 66 (1928) S. 280—289. Barralet, F. O.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 39 (1928 I) S. 401—402. Bassett, W. H. u. J. G. Snyder: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 S. 254—275.

Abziehen der Blockoberfläche kann man die Hauptquelle von Schlackeneinschlüssen beseitigen. Daneben scheint es noch, daß die verschiedenen Bleisorten in verschiedenem Maße zur Bildung von Oxydhäuten neigen. Nach eigenen Untersuchungen fördern die meisten Beimengungen, insbesondere Kupfer, Zink, Antimon und auch der Legierungszusatz Kalzium die Verkratzung des Bleies, während ein geringer Silbergehalt ausgesprochen günstig wirkt und Wismut und Zinn praktisch keinen Einfluß ausüben.

Das Entstehen zahlreicher feiner Risse in den Kabelmänteln ist ein Ermüdungsbruch durch dauernde Erschütterungen<sup>1</sup>. Hierbei wirkt wahrscheinlich der Sauerstoff der Luft noch als fördernder Faktor erheblich mit<sup>2</sup>. Dort, wo stärkere Beanspruchungen dieser Art vorliegen, haben sich legierte Bleisorten, deren Dauerfestigkeit erheblich höher liegt als bei reinem Blei, bewährt. Außer den allgemein üblichen Zusätzen von 1% Antimon, 1—3% Zinn, werden neuerdings auch 0,25% Kadmium und 1,5% Zinn, oder auch Kadmium und Antimon<sup>3</sup>, 0,05% Tellur<sup>4</sup>, sowie ein vergütender Zusatz von 0,035% Kalzium<sup>5</sup> vorgeschlagen. Auch ein Zusatz von 0,01% Lithium steigert die Festigkeitseigenschaften des Bleies erheblich. Die Dauerstandfestigkeit wird jedoch durch alle Zusätze anscheinend nur wenig erhöht<sup>6</sup>.

Außer diesen mechanischen Schäden werden noch an Bleikabelmänteln mannigfache Anfrassungen durch chemische Angriffe festgestellt<sup>7</sup>. Die Ursache solcher Schadensfälle ist meist sehr schwer zu ermitteln. Die Schuld kann vor allem an angreifenden Stoffen in der Kabelummantelung (Phenol), in der Umgebung des Kabels oder auch an solchen, die kurzzeitig vorhanden waren, liegen; und in vielen Fällen haben vagabundierende elektrische Ströme maßgebend mitgewirkt.

## 100. Pressen von Hohlkörpern.

In grundsätzlich gleichartiger Weise wie beim Strangpressen und Lochen in der Wärme lassen sich kleinere Ausgangskörper auch bei verhältnismäßig niedrigen Temperaturen unter schlagartiger Beanspruchung umformen.

<sup>1</sup> Archbutt, L.: Trans. Faraday Soc. Bd. 17 (1921) S. 22—35; Engng. J. Bd. 111 (1921) S. 418—419. Rawdon, H. S.: Sci. Pap. Bur. Stand. 1920 Nr. 377 S. 215—232. Rawdon, H. S., A. J. Krynitzky u. J. F. T. Berliner: Chem. metallurg. Engng. Bd. 26 (1922) S. 109—111. Haehnel, O.: Elektr. Nachr.-Techn. Bd. 3 (1926) S. 229—235, Bd. 8 (1931) S. 77—78. Townsend, J. R.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 27 (1927 II) S. 153—166. Townsend, J. R. u. C. H. Greenall: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 30 (1930 II) S. 395 bis 405. Beckinsale, S. u. H. Waterhouse: J. Inst. Met., Lond. Bd. 39 (1928 I) S. 375—399. Dunsheath, P. u. H. A. Tunstall: J. Instn. electr. Engr. Bd. 66 (1928) S. 280—289.

<sup>2</sup> Haigh, B. P. u. B. M. Jones: J. Inst. Met., Lond. Bd. 43 (1930 I) S. 271—295.

<sup>3</sup> Dunsheath, P. u. H. A. Tunstall: J. Instn. electr. Engr. Bd. 66 (1928) S. 280—289. Beckinsale, S. u. H. Waterhouse: J. Inst. Met., Lond. Bd. 39 (1928 I) S. 375—399. Waterhouse, H. u. R. Willows: J. Inst. Met., Lond. Bd. 46 (1931 II) S. 139—168.

<sup>4</sup> Singleton, W. u. B. Jones: J. Inst. Met., Lond. Bd. 51 (1933 I) S. 71—92.

<sup>5</sup> Schumacher, E. E. u. G. Bouton: Met. & Alloys Bd. 1 (1930) S. 405—409. Dean, R. S. u. J. E. Ryjord: Met. & Alloys Bd. 1 (1930) S. 410—414.

<sup>6</sup> Moore, H. F. u. N. J. Alleman: Univ. Illinois Bull. Engng. Exp. Stat. 1932 Nr. 243.

<sup>7</sup> Bauer, O.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Bd. 31 (1913) S. 357. Anon: Nat. Electr. Light Assoc. Publ. 1931 Nr. 127 S. 1—16. Garre, B.: Elektrotechn. Z. Bd. 52 (1931) S. 1418. Haehnel, O.: Z. angew. Chem. Bd. 44 (1931) S. 973—976. de Fano, E.: G. Chim. ind. appl. Bd. 14 (1932) S. 18—21; ferner Korrosion u. Metallschutz Bd. 9 (1933) S. 205—208.

Praktische Anwendung findet ein solches Verfahren vorwiegend zur Herstellung dünnwandiger, einseitig geschlossener Hohlkörper aus verschiedenen Metallen<sup>1</sup>. Dieses meist sehr mißverständlich als „Spritzen“ bezeichnete Arbeitsverfahren entspricht entweder nach Abb. 210 dem gewöhnlichen Strangpressen von Rohren, oder auch nach Abb. 211 dem umgekehrten Pressen oder besser noch dem Lochen. Der Ausgangskörper dazu ist in der Regel eine einige Millimeter dicke Scheibe, die aus Blech ausgestanzt oder von einer Preßstange abgeschnitten wird. Auch vorgepreßte Hohlkörper können durch Spritzen in der Wandstärke reduziert werden.

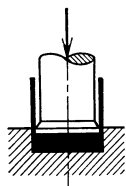
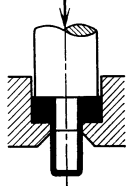
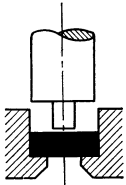


Abb. 210.  
Abb. 210 u. 211. Kaltpressen  
(Spritzen) von Hohlkörpern.

Der Vorgang des Spritzens dauert nur den Bruchteil einer Sekunde, und erfordert für höherschmelzende Metalle sehr starke mechanische Pressen. Für Kupfer sind Preßdrücke von mehreren 100 kg/mm<sup>2</sup>, für Blei und Zinn von 100—125 kg/mm<sup>2</sup> erforderlich<sup>2</sup>.

Auf diese Weise werden Tuben und andere einfache, aber auch verwickeltere Hohlkörper von Blei, Zinn, Zink, Aluminium, Kupfer und Messing hergestellt werden. Zink wird in der Regel bei etwas erhöhten Temperaturen (150° C) verpreßt. Gespritzte Zinkbecher können heute bei großen Serien mit Erfolg in Wettbewerb mit gezogenen und gelöteten treten. Aluminium, Kupfer und Messing werden in weichem Ausgangszustand kalt geschlagen und in der Regel hinterher ausgeglüht.

Die Herstellung längerer Röhren in Kupfer erfordert mehrere Arbeitsgänge mit Zwischenglühungen<sup>3</sup>. Auch mit Stahl können kalt oder warm gleichartige, aber geringere Umformungen vorgenommen werden.

Die Anforderungen an das Werkzeugmaterial sind beim Spritzen geringer als beim Strangpressen<sup>4</sup>, jedenfalls infolge der geringeren Aufheizung bei den schnellen Schlägen, da die Verformungswärme hierbei größtenteils im Werkstück verbleibt.

Auch volle Querschnitte können in gleichartiger Weise ausgepreßt werden. Dieser Vorgang kommt als Teilvorgang beim gewöhnlichen Warm- und Kaltpressen von Fertigfabrikaten häufig vor (vgl. nächsten Abschnitt)<sup>5</sup>.

## Schmiede- und Preßvorgänge.

### 101. Schmieden und Pressen.

Sehr vielseitige und weitverbreitete Formungsvorgänge sind das Schmieden und Pressen. Diese dienen in geringem Maße zur Vorbereitung empfindlicherer Werkstoffe für das Walzen und zur Herstellung von Halbzeug, hauptsächlich

<sup>1</sup> Foisy, G. A.: Trans. Amer. Soc. mech. Engr. Bd. 49/50 (1927/28). Ber. MSP—50—9. Crane, E. V.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 S. 284—316; Plastic Working of Metals and Power-Press Operations, S. 247f. New York 1932. Genders, R.: Met. Ind., Lond. Bd. 40 (1932) S. 345—349.

<sup>2</sup> Crane, E. V.: a. a. O.

<sup>3</sup> Foisy, G. A.: a. a. O. Crane, E. V.: a. a. O.

<sup>4</sup> Foisy, G. A.: a. a. O.

<sup>5</sup> Peter, A.: Das Pressen der Metalle. Berlin 1930.

aber zur Erzeugung von vielgestaltigen Fertigfabrikaten von den kleinsten bis zu den größten Abmessungen. Abb. 212 und 213 zeigen einige besonders große Schmiedestücke in Duralumin und Elektron.



Abb. 212. Schmiederohlinge für Duralumin-Sternmotorgehäuse. Hersteller: Dürener Metallwerke.

Zum Schmieden und Pressen dienen die verschiedensten schnellwirkenden Maschinen (Fallhämmer, Luft- und Dampfhämmer, Reibspindelpressen, Kurbelpressen, Exzenterpressen, Horizontalschmiedemaschinen) oder für empfindlichere



Abb. 213. Schmiederohlinge für Elektron-Luftschrauben. Hersteller: I. G. Farbenindustrie, Bitterfeld.

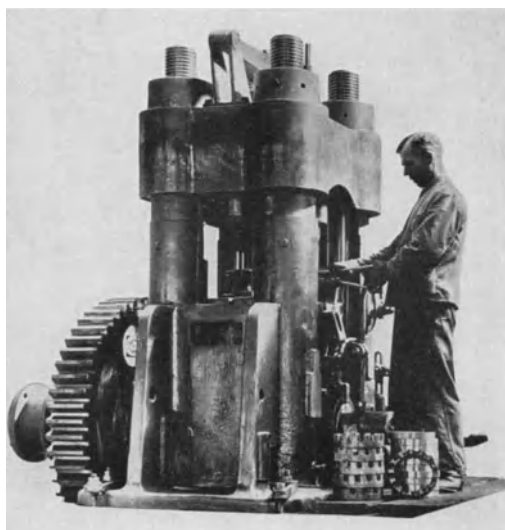


Abb. 214. Warmpresse für Preßteile mittlerer Größe von L. Schuler, Göppingen.

Werkstoffe langsamer wirkende hydraulische Pressen<sup>1</sup>. Abb. 214 bringt eine Warmpresse neuer Bauart. Die Vorgänge Schmieden und Pressen werden nicht streng

<sup>1</sup> Kaeßberg, H.: Masch.-Bau Bd. 6 (1927) S. 793—799, 856—861, Bd. 11 (1932) S. 29 bis 32, 52—55. Crane, E. V.: Plastic Working of Metals and Power-Press Operations, S. 222. New York 1932. Kühner, O.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 88—93.



voneinander unterschieden; doch bezeichnet man mit Schmieden vorwiegend die schnelle Formung größerer Stücke, mit Pressen die langsamere Formung kleinerer Teile. Größere Stücke werden stets in der Wärme geschmiedet; ganz kleine Teile können auch kalt gepreßt werden.

Zum freien Schmieden (und Pressen) dienen einfach geformte Gesenke und Preßbahnen<sup>1</sup>. Je nach der Form der Preßbahnen unterscheidet man Recken oder Strecken nach Abb. 215, Breiten nach Abb. 216, Absetzen, Stauchen usw. Zum Freiformschmieden verwendet man auch verschieden gestaltete Profilsättel. Weitere Schmiedearbeiten sind Biegen, Winden und Rollen (von

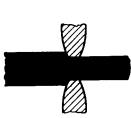


Abb. 215. Recken.

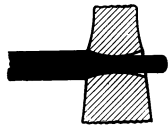


Abb. 216. Breiten.

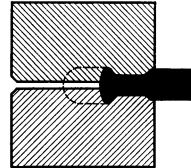


Abb. 217. Einseitig offenes zweiteiliges Gesenk.

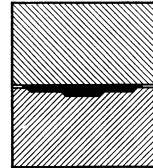


Abb. 218. Geschlossenes einteiliges Gesenk.

rotationssymmetrischen Formen) sowie Lochen, Dornen, Schlitzten, Spreizen und Spalten (von Flach-eisen).

Aus dem Rollen hat sich ein besonderes Arbeitsverfahren, das Hämmern, entwickelt, bei dem in Hämmemaschinen ein schnell rotierendes System von Gesenkhämmern bis zu 8000mal in der Minute auf das Werkstück aufschlägt<sup>2</sup>. Dieses dient zur Herstellung von Rundstangen aus hochschmelzenden Werkstoffen, besonders Wolfram und Molybdän, die durch die Hämmemaschine durchgeführt werden, sowie auch zur Fertigung von konischen Stücken, u. a. auch zum Anspitzen von Stangen und Rohren für das Ziehen. Die einzelne Verformung ist beim Hämmern gering und die Oberfläche wird daher stärker verformt als das Innere<sup>3</sup>.

Das Gesenkschmieden bzw. Gesenkpressen unterscheidet sich vom Freiformschmieden grundsätzlich dadurch, daß die ein- oder mehrteiligen Gesenke entsprechend Abb. 217 und 218 beim fertigen Stück auf einem Teil des Umfanges (offenes Gesenk) oder meist allseitig (geschlossenes Gesenk) so dicht aneinander kommen, daß der Werkstoff gar nicht oder nur in einem schmalen Grat austreten kann<sup>4</sup>. Der Druck wird dadurch so groß, daß der Stoff auch die feinsten Zeichnungen ausfüllt; der Grat dient als Sicherheitsventil und wird entfernt. Als Grundvorgänge des Gesenkpressens kann man das Schmiegen oder Quetschen, das Stauchen und das Ausdrücken, Verjüngen oder Spritzen ansehen<sup>5</sup>. Das

<sup>1</sup> Kaeßberg, H.: Masch.-Bau Bd. 6 (1927) S. 793—799, 856—861, Bd. 11 (1932) S. 29 bis 32, S. 52—55.

<sup>2</sup> Amer. Mach. (Eur Ed) Bd. 62 (1925) S. 79—80.

<sup>3</sup> Sykes, W. P. u. A. C. Ellsworth: Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. Bd. 17 (1930) S. 509—526.

<sup>4</sup> Kaeßberg, H.: Masch.-Bau Bd. 6 (1927) S. 793—799, 956—961, Bd. 11 (1932) S. 29 bis 32, 52—55. Freeman, J. R.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 S. 329—334. Speakman, J. D.: Met. Ind., Lond. Bd. 40 (1932) S. 97—100.

<sup>5</sup> Peter, A.: Das Pressen der Metalle. Berlin 1930. Brunckow, W.: Masch.-Bau Bd. 12 (1933) S. 357—359.

Schmiegen ist der allgemeinere Vorgang, bei dem eine verwickelte Gestalt flach in das Gesenk ausgepreßt wird. Beim Stauchen wird dagegen eine bestimmte Länge des in der Regel zylindrischen Rohlings im ganzen gestaucht (vgl. Nr. 103). Das schon in Nr. 100 als besonderer Vorgang besprochene Spritzen schließlich ist eine Querschnittsverringering von Stangenteilen nach Art des Strangpressens, wobei hohle (Kapseln, Tuben) oder volle Querschnitte (Zapfen, Stifte, Nägel) erzeugt werden können.

Eine besondere Form des Gesenkpressens ist das Prägen im kalten Zustande. Hierbei gehen nur verhältnismäßig geringe Stoffverschiebungen in den Oberflächenschichten des Werkstoffes vor sich.

Gewisse Schmiedearbeiten, wie die Herstellung von Messerklingen und in Amerika sogar von Luftschrauben, werden auch durch Gesenkwalzen ausgeführt.

Bei großen Serien kann man einen Schmiedevorgang weitgehend in einfache Vorgänge aufteilen und mit Hilfe einer Anzahl nebeneinander gestellter, einfach gebauter Hämmer in Fließarbeit durchführen (Einschlagverfahren).

Für Schmiede- und Preßarbeiten geeignete Werkzeugmaterialien sind in Tabelle 2 in Nr. 95 zusammengestellt.

## 102. Werkstofffragen beim Schmieden und Pressen.

Zum Schmieden großer Stücke muß in der Regel vom Gußblock ausgegangen werden. Bei empfindlicheren Werkstoffen wie Duralumin, Elektron usw. strebt man jedoch soweit als möglich die Benutzung von vorgeformtem Material, d. h. von gepreßten Stangen, an. Die Ausgangskörper für kleinere Teile werden allgemein von geschmiedeten, gewalzten oder gepreßten runden Blöcken, viereckigen Brammen, quadratischen Knüppeln (mit abgerundeten Kanten), flachen Bändern (Flacheisen) oder Stangen verschiedenen Querschnittes mittels Scheren, Pressen und Sägen oder auch bei kleineren Arbeiten mit dem Meißel abgetrennt. Flache und dünnwandige Teile werden auch aus ausgestanzten Blechscheiben hergestellt.

Für die Herstellung von Gesenken zum Schmieden und Pressen gelten gewisse wichtige, durch die Werkstoffeigenschaften bedingte Richtlinien. Die bei der späteren Verwendung auf Zug beanspruchten Fasern müssen besonders bei großen Schmiedestücken in die Streckrichtung des Werkstoffes fallen. Durch schärfere Querschnittsänderungen, die schon wegen ihrer mechanisch ungünstigen „Kerbwirkung“ möglichst weitgehend vermieden werden sollen, dürfen im fertigen Stück stark beanspruchte Fasern nicht geschnitten werden. Gerade in hochwertigen Werkstoffen sind die Festigkeitseigenschaften senkrecht zur Richtung des Werkstoffflusses oft bedeutend schlechter als in der Faserrichtung (vgl. Nr. 17).

Beim Schmieden mit Hämmern fließt der Werkstoff anders als beim Arbeiten mit hydraulischen Pressen. Unter dem Hammer steigt er und füllt vorwiegend das Obergesenk; beim Pressen verhält er sich gerade umgekehrt<sup>1</sup>.

Die Form des Gesenkes muß außerdem die Gesetze des Materialflusses berücksichtigen, wie sie in den folgenden Abschnitten für einige einfachere Preßvorgänge festgelegt sind. Auch auf einen sehr verwickelten Preßvorgang lassen sich diese Gesetze sinngemäß anwenden, wenn man sich ein genaueres Bild über den

<sup>1</sup> Siebel, E.: Werkstoffhandbuch Stahl u. Eisen, Blatt T 21.

Eingriff des Werkzeuges auf den Werkstoff macht. Man kann dann den Vorgang meist in ein Stauchen, Recken, Breiten, Spritzen, Biegen und in örtlich begrenzte Eindruckvorgänge zerlegen. Diese bilden die Elemente jedes Schmiede- und Preßvorganges. Für Eindruckvorgänge gilt als Regel, daß der Werkstofffluß sich auf einen Bereich beschränkt, der nur etwa von gleichem Umfange ist wie das durch den Werkzeugeingriff verdrängte Volumen<sup>1</sup>. Es ist also zweckmäßig, vertiefte und erhabene Bereiche über einer einfachen Grundform so anzuordnen, daß sie sich in einem möglichst begrenzten Bereich ausgleichen.

Die zum Warmpressen erforderlichen Temperaturen<sup>2</sup> hängen bis zu einem gewissen Grade von der Größe des Stückes und der verwendeten Presse ab. Die Angaben hierfür schwanken daher ziemlich stark. Für Kupfer werden 650—700° (—900°), für das in größtem Umfange verwendete Preßmessing mit rd. 58% Kupfer und 2% Blei 650—750° (—800°) für härtere Sondermessinge auf dieser Basis 650—700° (—850°) als geeignete Temperatur angegeben<sup>3</sup>. Aluminium und Aluminiumlegierungen lassen sich bei 350—500°\*, Elektron bei 270—330° pressen<sup>4</sup>. Die Schmiedetemperaturen für Nickel liegen zwischen 1000 und 1200°, für Monelmetall zwischen 1000 und 1150°\*\*.

Als Hauptfehler werden beim Pressen Faltungen an angestauchten Stellen festgestellt<sup>5</sup>. Ausgangsmaterial mit grobkörnigem oder beim Anwärmen grobkörnig werdendem Gefüge (Schnittkanten!) neigt zu Rißbildungen (vgl. Nr. 32).

### 103. Stauchen.

Das Stauchen findet neuerdings eine besonders ausgedehnte Anwendung zur Herstellung der Köpfe von Schrauben in der Kälte. Während früher Schrauben ausschließlich aus Drahtabschnitten herausgedreht wurden, führen sich neuerdings spanlos geformte Schrauben mit gewalztem Gewinde und angestauchtem Kopf in immer stärkerem Maße ein<sup>6</sup>. Mit den steigenden Anforderungen an die Festigkeitseigenschaften der Schrauben und Bolzen gewinnt einmal bei hochwertigem Material die bessere Materialausnutzung in der spanlosen Formung an Bedeutung. Außerdem ist das gewalzte Gewinde bei Dauerbeanspruchung dem geschnitzenen, das empfindlich gegenüber der Messerform ist, erheblich überlegen (vgl. Abb. 240 in Nr. 110).

<sup>1</sup> Sachs, G. u. E. Seidl: Naturwiss. Bd. 13 (1925) S. 1032—1040. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 189—195.

<sup>2</sup> Vgl. A. Peter: Z. Metallkde. Bd. 15 (1923) S. 1—6, 41—47; Das Pressen der Metalle. Berlin 1930.

<sup>3</sup> Guzzoni, O.: Metallurg. ital. Bd. 23 (1931) S. 177—192, 1146—1161; Anon: Met. Ind., Lond. Bd. 28 (1926) S. 149—152, 197—199.

\* Nagel, C. F.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 127 bis 148. Fuß, V.: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 301—304. Budgen, N. F.: The Heat-Treatment and Annealing of Aluminium and its Alloys. London 1932. Zeerleder, A. v.: Technologie des Aluminiums. Leipzig 1934.

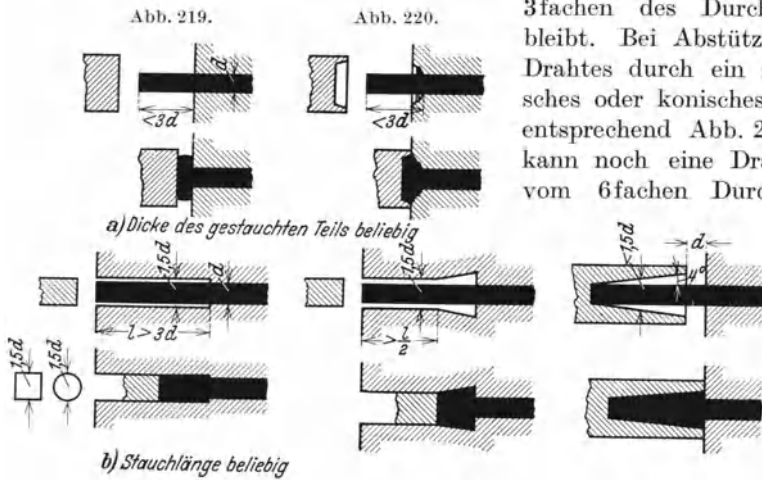
<sup>4</sup> de Ridder: TZ. Prakt. Metallbearb. Bd. 43 (1933).

\*\* Crawford, C. A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 74—94.

<sup>5</sup> Peter, A.: Z. Metallkde. Bd. 15 (1923) S. 1—6, 41—47. Obermüller, H.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 229—235, 308—311.

<sup>6</sup> Aumann, W.: Masch.-Bau Bd. 9 (1930) S. 368—375; Stahl u. Eisen Bd. 50 (1930) S. 1611—1616; Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 200—206. Crane, E. V.: Plastic Working of Metals, S. 266. New York 1932. Schimz, K.: Werkst.-Techn. Bd. 27 (1933) S. 456—459.

Für das Warmstauchen gelten nach Frost folgende Grundregeln<sup>1</sup>. Ein einseitig oder beiderseitig eingespannter Drahtabschnitt kann nach Abb. 219 und 220 nur dann ohne Knicken frei gestaucht werden, wenn seine Länge unter dem



3fachen des Durchmessers bleibt. Bei Abstützung des Drahtes durch ein zylindrisches oder konisches Gesenk entsprechend Abb. 221—223 kann noch eine Drahtlänge vom 6fachen Durchmesser

Abb. 219 bis 223. Zulässige Verformungen beim Warmstauchen. (Nach Frost.)

gestaucht werden, wenn das Gesenk im mittleren Durchmesser das  $1\frac{1}{2}$ fache des Durchmessers nicht übersteigt. Dabei darf die ungestützte Länge nicht mehr als

einen Durchmesser betragen ( $l_1 < d$ ). Beim Kaltstauchen eines Schraubenkopfes kann man nach Aumann entsprechend Abb. 224 von einer Gesamtlänge vom 5,6fachen des Durchmessers im ersten Schlag einen Kegelstumpf von  $10^\circ$  Neigungswinkel austauschen und im zweiten Schlag eine freie Stauchung vornehmen<sup>2</sup>.



Abb. 224. Herstellungsgang eines gestauchten Schraubenkopfes in Eisen. (Nach Aumann.)

Die Verhältnisse beim Anstauchen von Schraubenköpfen und ähnlichen Vorgängen liegen im übrigen ganz gleichartig wie bei dem gewöhnlichen Stauchversuch der Werkstoffprüfung, der in mancher Beziehung sehr eingehend untersucht ist. Auch beim Anstauchen bilden sich nach Abb. 224 besonders hoch beanspruchte

<sup>1</sup> Frost, E. R.: National Machinery, Tiffin Ohio, vgl. E. V. Crane: Plastic Working of Metals, S. 266. New York 1932.  
<sup>2</sup> Aumann, W.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 200—206.

Zonen kegelig unter dem Gesenk und über der Einspannung, die zu Ribbildungen Anlaß geben können<sup>1</sup>. Diese Rutschkegel können bei Stauchversuchen durch Schmieren<sup>2</sup> oder durch Verwendung kegelig ausspringender Stauchflächen<sup>3</sup> abgeschwächt werden, wodurch auch die Form des gestauchten Körpers von der tonnenförmigen mehr zur zylindrischen übergeht. Es beruht dies auf der Verringerung der Reibung zwischen Stauchkörper und Auflager, welche für das Auftreten von Rutschkegeln verantwortlich ist<sup>4</sup>. Kraft- und Arbeitsbedarf beim Anstauchen dürften ebenfalls weitgehend gleich groß sein wie bei gewöhnlichen Druckversuchen. Die erforderliche Stauchspannung  $p$  ist danach hauptsächlich vom Verhältnis der Höhe  $h$  zum Durchmesser  $d$  abhängig<sup>5</sup>, etwa entsprechend folgender Gleichung:

$$p = k \left[ 1 + c \left( \frac{d}{h} \right)^2 \right]. \quad (32)$$

Hierin ist der Fließwiderstand  $k$  gleich dem Stauchwiderstand eines verhältnismäßig großen, um den prozentual gleichen Betrag gestauchten Körpers zu setzen (vgl. Abb. 149 in Nr. 77). Die Konstante  $c$  ist für Stahl und Blei übereinstimmend zu 0,45 gefunden worden.

Von der Stauchgeschwindigkeit ist der Kraftbedarf beim Kaltstauchen nur wenig abhängig. Bei den höchsten praktisch in Frage kommenden Schlaggeschwindigkeiten liegt der Stauchwiderstand höchstens 20% höher als in laboratoriumsmäßigen Druckversuchen<sup>6</sup>. Beim Warmstauchen wird dagegen der Geschwindigkeitseinfluß erheblich (vgl. Nr. 78).

Der Arbeitsbedarf ist dann für den Stauchversuch nach Nr. 70 einfach:

$$A \sim p_m \cdot \ln \frac{F_0}{F_1}, \quad (33)$$

worin  $p_m$  ein Mittelwert des Stauchwiderstandes,  $F_0$  der Ausgangs- und  $F_1$  der Endquerschnitt ist.

Die äußeren Abmessungen ändern sich beim Stauchen wie folgt: Ein runder Querschnitt bleibt rund. Sieht man von der tonnenförmigen Ausbauchung ab, so wird bei einer Höhenabnahme von  $h_0$  auf  $h$  der Durchmesser von  $d_0$  vergrößert auf:

$$d = d_0 \sqrt{\frac{h_0}{h}}. \quad (34)$$

Ein prismatischer Körper neigt unter dem Einfluß der Stauchung dazu, in einen zylindrischen überzugehen<sup>7</sup>. Nach Siebel werden dabei die Abmessungen

<sup>1</sup> Aumann, W.: a. a. O.

<sup>2</sup> Hübers, K.: Ber. Walzwerkaussch. V. D. Eisenhüttenl. 1922 Nr. 32.

<sup>3</sup> Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 9 (1927) S. 157—171, Bd. 10 (1928) S. 55—62.

<sup>4</sup> Riedel, F.: Forschungsarb. VDI 1913 Heft 141. Scholl, J.: Z. VDI Bd. 69 (1925) S. 406—410. Knein, M.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 6 (1926) S. 414—416. Schunck, M.: Z. VDI Bd. 72 (1928) S. 445—447.

<sup>5</sup> Siebel, E.: Ber. Walzwerkaussch. V. D. Eisenhüttenl. 1921 Nr. 28; Stahl u. Eisen Bd. 43 (1923) S. 1295—1298; Masch.-Bau Bd. 2 (1922/23) S. 307—312. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 16 (1924) S. 55—58.

<sup>6</sup> Seehase, H.: Forschungsarb. VDI 1915 Heft 182. Riedel, F.: Forschungsarb. VDI 1913 Heft 141. Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 10 (1928) S. 55—62.

<sup>7</sup> Siebel, E.: Der Walzwerkausfluß V. D. Eisenhüttenl. 1921 Nr. 28.

$a$  und  $b$  ( $a > b$ ) des Körpers bei einer Stauchung von  $h_0$  auf  $h$  näherungsweise

$$\left. \begin{aligned} a &= (a_0 - b_0) + b_0 \sqrt{\frac{h_0}{h}} \\ b &= b_0 \cdot \frac{h_0}{h} \\ b' &= b_0 \sqrt{\frac{h_0}{h_1}} \end{aligned} \right\} \quad (35)$$

Hierin ist  $b$  die Breite des Stauchkörpers in der Mitte der Längsseite und  $b'$  die Breite an den Ecken. Die größere Abmessung  $a$  des Querschnitts ist überall nahezu gleich.

#### 104. Eindruckvorgänge.

Ein häufiges Element von Preßvorgängen sind Eindrücke von Preßstempeln verschiedener Gestalt. Diese leiten auch zu den Scherarbeiten über, welche gewissermaßen bis zur Materialtrennung durchgeführte Eindruckvorgänge sind.

Eindrücke in Körper, die verhältnismäßig groß sind im Verhältnis zu dem Eindruck, sind wegen ihrer Bedeutung für die Werkstoffprüfung sehr eingehend untersucht worden. Es liegen auch über diese Frage exakte theoretische Untersuchungen vor<sup>1</sup>, die aber bisher nicht zu praktisch auswertbaren Ergebnissen geführt haben.

Das Eindrücken breiter prismatischer Preßbahnen beim Ausbreiten nach Abb. 216 ist bisher allerdings nicht näher untersucht worden. Doch dürfte sich der Werkstoff hierbei weitgehend ähnlich wie beim Stauchen verhalten, da der Zusammenhang zwischen verformtem und unverformtem Gebiet auf einer im Verhältnis zum verformten Bereich geringen Fläche stattfindet. Dem Druckkörper entspricht dabei der prismatische Teil des Körpers unter der Preßbahn. Dementsprechend ist auch anzunehmen, daß der Werkstoff bei diesem Vorgang ähnlich wie beim Stauchversuch, d. h. im allgemeinen gleichmäßig nach allen Seiten, abfließt (vgl. vorigen Abschnitt).

Beim Eindrücken schmaler Preßbahnen nach Abb. 215, dem Recken, findet dagegen hauptsächlich eine Längung, also ein Materialfluß quer zur Preßbahn, statt<sup>2</sup>. Auch dieses stimmt damit überein, daß beim Stauchen schmaler rechteckiger Körper die Verformung vorwiegend in die Breite geht (vgl. vorigen Abschnitt). Der Preßwiderstand bei diesem Vorgang dürfte erheblich höher sein als beim Breiten; eingehendere Versuche hierüber liegen jedoch nicht vor.

Genauer untersucht ist das Eindrücken einer auch im Verhältnis zur Körperhöhe schmalen Preßbahn<sup>3</sup>. In einem solchen Falle beschränkt sich, wie es Abb. 225

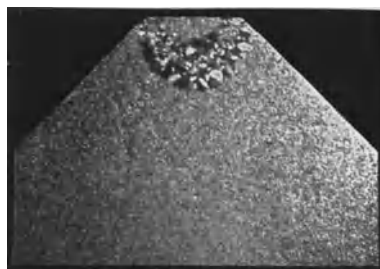


Abb. 225. Sichtbarmachung des verformten Bereichs durch Rekristallisation in einem eingedrückten Eisenkörper.  
Nat. Größe.

<sup>1</sup> Prandtl, L.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 1 (1921) S. 15—20, Bd. 3 (1923) S. 401—406; Naturwiss. Bd. 15 (1927) S. 265—267. Nadai, A.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 1 (1921) S. 20—28. Hencky, H.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 3 (1923) S. 241—251.

<sup>2</sup> Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 189—195. Körber, F. u. E. Siebel: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 10 (1928) S. 15—21.

<sup>3</sup> Sachs, G.: Z. techn. Physik Bd. 8 (1927) S. 132—141. Mesmer, G.: Techn. Mech. Thermodyn. Bd. 1 (1930) S. 85—100, 106—112.

am rekristallisierten Bereich eines derartigen, nachträglich erhitzten Körpers zeigt, die Verformung auf eine Zylinderschale unter dem Preßstempel, und das verdrängte Material tritt nach oben heraus. Setzt man das Verhältnis der Eindrücktiefe zur Preßbahnbreite als maßgebende Größe an, so wird der Preßwiderstand für eine bestimmte prozentuale Eindrücktiefe nach Abb. 226 etwa 2mal so groß, wie für die gleiche prozentuale Höhenabnahme beim Stauchversuch. Dieses Ergebnis entspricht auch theoretischen Überlegungen. Mit breiter werdender Preßbahn wird der Preßwiderstand langsam geringer.

Sitzt die Preßbahn auf einem abgestumpften Keil oder in einem Sattel auf, so ist auch dann der Preßwiderstand wenig verändert. Erst bei ganz spitzen Keilstümpfen, etwa von einem Öffnungswinkel von  $40^\circ$  abwärts, wird der Preßwiderstand schnell geringer, entsprechend dem Übergang vom Eindrücken zum Stauchen.

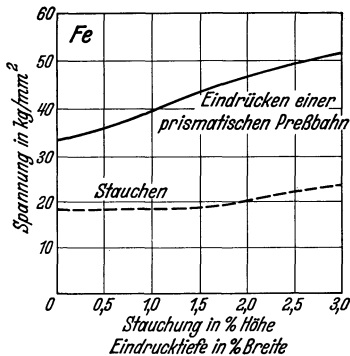


Abb. 226. Verformungswiderstand von Weicheisen bei Eindrück- und Stauchversuchen.

Besonders eingehend untersucht ist dann noch das Eindrücken rotationssymmetrischer Körper<sup>1</sup>, insbesondere von Kugeln, d. h. die Kugeldruckhärteprüfung<sup>2</sup>, und auch von Kegeln<sup>3</sup> und stehenden Zylindern. Das Eindrücken des letzteren erfordert für eine bestimmte Eindrücktiefe im Verhältnis zum Zylinderdurchmesser den 2,5—3,5fachen Kraftbedarf wie für eine gleich große Höhenabnahme beim Stauchen. Ein Kegel verlangt, verglichen mit einem gleich tief eingedrunghenen Zylinder etwa 0,75—0,8 von dessen

Preßdruck. Bei mehrfachem Eindrücken in die gleiche Stelle ist der Widerstand gegen den Eindruck eines spitzen Kegels infolge verringerter Reibung erheblich kleiner.

Von einem Werkstoff kennt man meist den Wert seiner Kugeldruckhärte. Es wäre daher sehr erwünscht, wenn man den Preßdruck in den verschiedenen Fällen im Vergleich zur Kugeldruckhärte wissen würde. Einfache derartige Beziehungen sind aber naturgemäß wegen der Abhängigkeit von den verschiedensten Faktoren nicht aufstellbar. Immerhin kann man als Faustregel ansetzen, daß flache Eindrücke spezifische Preßdrücke erfordern, welche etwa in Höhe der Kugeldruckhärte liegen. Für tiefere Eindrücke steigt der Kraftbedarf bis auf den 2—3fachen Wert der Kugeldruckhärte an.

Beim Gesenkpressen können die Drücke allerdings erheblich größer werden, da es hierbei ganz besonders auf scharfe Formen, bei denen der Werkstoff in die letzten Ecken des Gesenks hingeflossen ist, ankommt. Dabei können andere Teile des Stückes schon ganz vom Gesenk eingeschlossen sein und großen

<sup>1</sup> Kuntze, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 96—127.

<sup>2</sup> Vgl. P. M. Döhmer: Die Brinellsche Kugeldruckprobe. Berlin 1925. O'Neill, H. u. H. Greenwood: J. Inst. Met., Lond. Bd. 48 (1932 I) S. 47—68.

<sup>3</sup> Ludwik, P.: Die Kegelprobe. Berlin 1928. Hankins, G. A.: Proc. Inst. mech. Engr. 1925 I S. 611—645.

Widerstand bieten. Einige Angaben liegen für den Preßdruck zum Prägen amerikanischer Münzen vor<sup>1</sup>:

Goldmünzen	150—200 kg/mm <sup>2</sup>
Silbermünzen	135—145 kg/mm <sup>2</sup>
Nickelmünzen	190 kg/mm <sup>2</sup>
Kupfermünzen	145 kg/mm <sup>2</sup> .

Diese Werte sind schätzungsweise  $2\frac{1}{2}$ mal so groß wie die Kugeldruckhärten der Werkstoffe.

## Walzen.

### 105. Walzwerke für Bleche und Bänder.

Unter Walzen faßt man alle Vorgänge zusammen, in denen die Umformung des Werkstoffes durch den Druck rotierender Walzen vorgenommen wird.

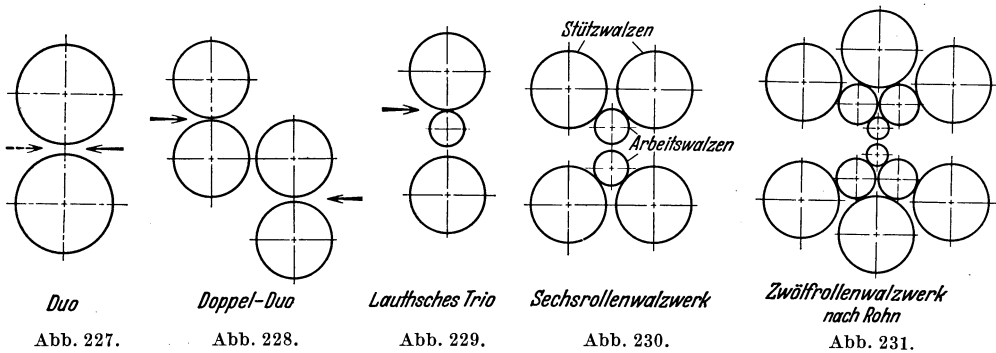


Abb. 227 bis 231. Anordnung der Walzen in Walzwerken.

Bei weitem die größte Bedeutung hat das gewöhnliche Walzen mit zwei parallel gelagerten Arbeitswalzen, das zur Herstellung von schwerem Halbzeug (Brammen, Blöcke, Vorprofile), leichtem Halbzeug (Platinen, Knüppel), Stangen und Profilen in der Wärme, von Blech, Band und Draht in der Kälte, sowie unter zusätzlicher Verwendung von Dornen, von Rohr dient. In der einfachsten Form sind nach Abb. 227 und 228 nur die beiden annähernd gleich großen Arbeitswalzen vorhanden. Beim gewöhnlichen Duo laufen diese stets in einer Richtung; das Walzgut wird durch einen Rolltisch über die obere Walze wieder zurückgeführt. Bei dem für schwere Warmwalzarbeiten verwendeten Umkehr- oder Reversierduo wird das Walzwerk von Stich zu Stich umgesteuert. Das Kaltwalzen von Feinblech erfolgt auch auf zwei in der Höhe gegeneinander versetzten Walzzeugpaaren, dem Doppelduo. Die gleichen Dienste wie ein Umkehrduo oder ein Doppelduo leistet ein Walzwerk mit drei Walzen, das Trio.

Es wurde dann schon frühzeitig von Lauth erkannt, daß Walzen mit großem Durchmesser für ein Walzgut von geringer Stärke eine große Kraft- und Arbeitsverschwendung bedeuten. Es liegt dies daran, daß die Reibung mit der Größe der Walzeingriffsfläche stark zunimmt (vgl. Nr. 108), und daß sie besonders bei rauen Oberflächen von Walze und Walzgut, wie sie beim Warmwalzen vorliegen, einen erheblichen Anteil am Arbeitsaufwand ausmacht<sup>2</sup>. Beim Lauthschen

<sup>1</sup> Crane, E. V.: Plastic Working of Metals, S. 244. New York 1932.

<sup>2</sup> Lueg, W. u. E. Osenberg: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 15 (1933) S. 99—105.



Trio in Abb. 229 ist daher die eine Arbeitswalze dünn ausgeführt; und, da sie so der Biegebeanspruchung durch die Walzdrücke nicht gewachsen ist, wird sie durch eine Stützwalze gehalten.

Die günstige Wirkung kleiner Walzen auf den Kraft- und Arbeitsbedarf beruht darauf, daß beim Walzen genau wie beim Stauchen (vgl. Nr. 103) der Werkstoffwiderstand um so größer ist, je niedriger die Höhe des Walzgutes im Vergleich zur Größe der Eingriffsfläche, also auch der Größe der Walzen ist. Da diese Abhängigkeit von der Reibung zwischen Walze und Werkstoff hervorgerufen wird, benutzt man für die Herstellung dünner Bleche und Bänder meist polierte Walzen; und außerdem wird das Walzgut — gleichzeitig zur Kühlung — geschmiert. Trotzdem ergeben sich bei großen Arbeitswalzen immer noch sehr hohe Walzdrücke, welche die Walzen durchbiegen. Um ein über der Breite gleichmäßig dickes Blech zu erhalten, müssen daher die Walzen ballig geschliffen sein. Neuzeitliche Bandwalzen sind aber häufig ebenfalls mit dünnen Arbeitswalzen ausgerüstet (vgl. Abb. 234). Jede Arbeitswalze ist dann durch eine Stützwalze = Vierrollenwalzwerk (vgl. Abb. 232), oder durch zwei Stützwalzen = Sechsrollenwalzwerk (Abb. 230), gehalten<sup>1</sup>. Zur Erzeugung von Folien aus harten Werkstoffen (bis 0,005 mm Dicke herunter) wird sogar eine doppelte und 3fache Abstützung kleinster Arbeitswalzen (30—40 mm bzw. 5 mm) entsprechend Abb. 231 in einem Zwölfrollenwalzwerk bzw. Zwanzigrollenwalzwerk vorge schlagen<sup>2</sup>. Die vier inneren Stützwalzen können dann, da der dazu erforderliche Raum fehlt, nicht mehr ausreichend dick und biegefest gemacht werden; sie bleiben ungelagert und haben nur die Kräfte auf die starken äußeren Stützwalzen zu übertragen.

Dünne glatte Walzen greifen jedoch das Walzgut schlecht, d. h. die absolute Höhenabnahme darf nur so groß werden, daß der Winkel zwischen den Oberflächen des Walzgutes und der Walze einen von den Reibungsverhältnissen abhängigen Grenzwinkel nicht überschreiten. Bei einem einlaufenden prismatischen Walzgut ist dieser Greifwinkel etwa gleich dem Reibungswinkel ( $\varrho = \arctan \mu$ ,  $\mu =$  Reibungsbeiwert); bei einem angespitzten oder in anderer Weise eingeführten Walzgut findet ein Durchziehen noch statt, wenn der Greifwinkel etwa unter dem doppelten Reibungswinkel bleibt<sup>3</sup> (vgl. Nr. 108).

Da beim Warmwalzen oft große Stiche erwünscht sind, ist hierfür eine rauhe Oberflächenbeschaffenheit der Walzen erforderlich. Glatte Walzen greifen in sauberem Zustande erheblich schlechter als in schon benutztem Zustande, wo anhaftender Zunder die Reibung zwischen Walzgut und Walze wesentlich erhöht<sup>4</sup>.

Anstatt des üblichen Antriebs beider oder einer Walze durch ein Getriebe verwendet andererseits das Steckelwalzwerk nach Abb. 232 Zugtrommeln als

<sup>1</sup> Weiß, L.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 73—76. Faß, W.: Stahl u. Eisen Bd. 52 (1932) S. 1261—1270.

<sup>2</sup> Rohn, W.: Stahl u. Eisen Bd. 52 (1932) S. 821—825; Festschrift Vakuumschmelze, S. 381—387. Hanau 1933.

<sup>3</sup> Fink, K.: Z. Berg-, Hütt.- u. Sal.-Wes. 1874 S. 200. Rodziewicz-Bielewicz, A.: Stahl u. Eisen Bd. 33 (1913) S. 1697—1698. Maringer, P.: Rev. univ. Mines [6] Bd. 1 (1919) S. 177—308, Bd. 2 (1919) S. 47—123. Tafel, W. u. E. Schneider: Stahl u. Eisen Bd. 44 (1924) S. 305—309. Karman, T. v.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 5 (1925) S. 139—141. Siebel, E.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 6 (1926) S. 174—176. Sedlaczek, H.: Stahl u. Eisen Bd. 47 (1927) S. 26—27.

<sup>4</sup> Lueg, W. u. E.: Osenberg Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseld. Bd. 15 (1933) S. 99—105.

Antrieb<sup>1</sup>. Die von diesen ausgeübten Zugkräfte auf das Band übernehmen die Walzarbeit, die wieder durch sehr kleine Arbeitswalzen und durch Verwendung von Rollenlagern bei den großen Stützwalzen möglichst niedrig gehalten wird. Die Kräfteverhältnisse hierbei ähneln sehr denen beim Drahtziehen (vgl. Nr. 114). Die Höhenabnahme ist jetzt nicht durch den Greifwinkel, sondern durch die Zugfestigkeit des Bleches begrenzt, welche wahrscheinlich nur zu einem geringen Bruchteil in Anspruch genommen wird. Um ein glattes Durchlaufen des Bandes zu gewährleisten, wird noch ein geringer Gegenzug aufgebracht.

Die Walzen für Warmwalzen bestehen aus Hartguß oder für höhere Anforderungen aus Sonderstahl. Für das Kaltvorwalzen werden ebenfalls vorwiegend Hartgußwalzen verwendet. Um eine gute Oberflächenbeschaffenheit zu

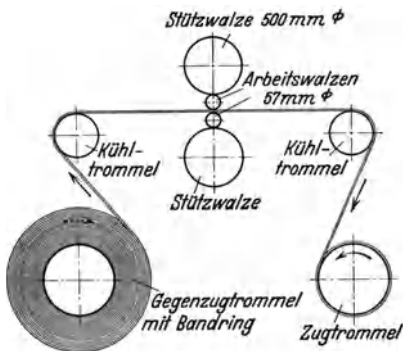


Abb. 232. Schematische Darstellung des Bandwalzens im Steckelwalzwerk.

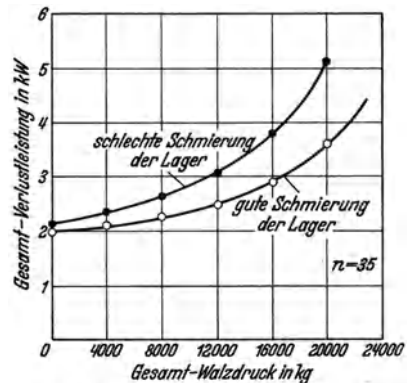


Abb. 233. Einfluß der Schmierung von Walzenlagern auf den Leistungsverlust.

erreichen, wie sie heute von Blech und Band für viele Zwecke verlangt wird, müssen dann in den letzten Stichen Walzen aus gehärtetem und poliertem Chromstahl, oder neuerdings auch aus legiertem Hartguß<sup>2</sup> verwendet werden.

Zu den großen Beträgen der Walzarbeit tragen auch die Walzenlager in beträchtlichem Maße bei. Deren Anteil am Arbeitsbedarf ist keineswegs durch die Leerlaufarbeit gegeben, sondern nimmt bei Gleitlagern nach Abb. 233 mit dem Walzdruck erheblich zu<sup>3</sup>. Hierbei wirkt sich auch eine gute Schmierung und Kühlung erst aus<sup>4</sup>. In weitem Umfange haben sich neuerdings Rollenlager, vor allem für Stützwalzen, eingeführt<sup>5</sup>.

Walzenstraßen, bei denen der Werkstoff gleichzeitig in mehreren Walzen steckt, bestehen für Bleche und Bänder stets aus einer Anzahl hintereinander aufgestellter Einzelwalzen. Die erforderliche Abstimmung der Walzengeschwindigkeit

<sup>1</sup> Iron Age Bd. 129 (1932) S. 168—171, 214. Barclay, W. R.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 52 (1933 II) S. 19—38.

<sup>2</sup> Kran, F.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 226—229.

<sup>3</sup> Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 12 (1930) S. 149—159.

<sup>4</sup> Rohn, W.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 76—86.

<sup>5</sup> Palmgren, O.: Stahl u. Eisen Bd. 49 (1929) S. 101—108. Vereinigte Kugellagerfabriken: Kaltwalzwerke mit SKF-Rollenlagern. Berlin 1931. Weiß, L.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 47—51, 73—76. Faß, W.: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1932) S. 1261—1270. Howahr, E.: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 1293—1301.

wird, falls erforderlich, durch besondere Maßnahmen erreicht<sup>1</sup>. Für Nichteisenmetalle haben sich Walzenstraßen besonders zur Erzeugung von Messingband eingeführt. Abb. 234 zeigt eine Walzenstraße für breite Messingbänder.

Der Ausgangskörper zum Walzen ist in den weitaus meisten Fällen ein in eine Kokille liegend oder stehend gegossener Block. Für Bleche und Bänder gießt man verhältnismäßig dünne Platten, um die Walzarbeit niedrig zu halten. Sind höhere Anforderungen an die Oberflächenbeschaffenheit des Halbzeugs gestellt, so werden die Blockoberflächen abgearbeitet. Kleinere Fehler werden weiterhin im Verlaufe des Walzens mit einem Fräser oder Messer ausgeschabt.

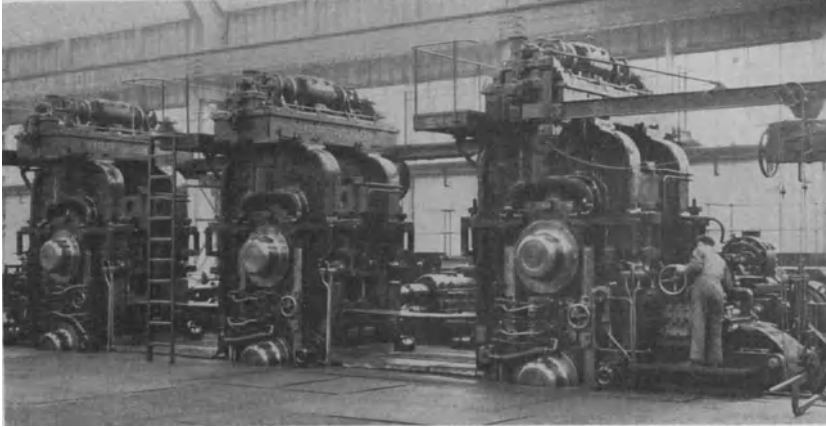


Abb. 234. Bandwalzenstraße mit Vierrollenwalzwerken von Krupp-Gruson, Magdeburg.

Oberflächenfehler im Endprodukt rühren teils von Undichtigkeiten und Einschlüssen im Gußprodukt, teils von Abdrücken der Walzen und Oxydationsprodukte (Zunder) her<sup>2</sup>.

Nichteisenmetalle und besonders ihre Legierungen wurden früher mit wenigen Ausnahmen (Muntzmetall) kalt gewalzt<sup>3</sup>. Heute, nachdem man bei den meisten Stoffen gelernt hat, die mit dem Warmwalzen verbundenen Schwierigkeiten zu überwinden (vgl. Nr. 52f.), wird das Warmwalzen vorgezogen. Es ist wirtschaftlicher und gestattet, größere Einheiten zu verarbeiten.

Bei etwa 3—6 mm Stärke hört die wirtschaftliche Überlegenheit des Warmwalzens über das Kaltwalzen auf. Bei geringeren Stärken hat das Anwärmen nur noch einen geringen Sinn, da die Temperatur beim Walzen doch stark abfällt. Mit dem Steckelwalzwerk lassen sich Bänder bis auf 1—2 mm Stärke dadurch warm herunterwalzen, daß das Aufwickeln auf die Trommeln im Innern von Öfen erfolgt<sup>4</sup>. Auch werden von dünneren Platten, Blechen und Bändern oft eine Oberflächenbeschaffenheit, Maßgenauigkeit und Gleichmäßigkeit in den Eigenschaften verlangt, wie sie nur durch Kaltwalzen und — falls

<sup>1</sup> Rohn, W.: Stahl u. Eisen Bd. 49 (1929) S. 1757—1760, 1793—1797. Faß, W.: Stahl u. Eisen Bd. 52 (1932) S. 1261—1270.

<sup>2</sup> Marke, E.: Stahl u. Eisen Bd. 54 (1934) S. 149—152.

<sup>3</sup> Barclay, W. R.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 52 (1933 II) S. 19—38.

<sup>4</sup> Vgl. W. Krämer: Z. VDI Bd. 77 (1933) S. 1359—1361; Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 1237—1240.

erforderlich — Glühen erreichbar ist. Vom Warmwalzen bleibt im Material nur eine geringe Verfestigung zurück, und es kommt in der Regel unmittelbar zum Kaltwalzen. Nur etwaiger Zunder wird vorher abgebeizt, und Oberflächenfehler werden durch Fräsen usw. beseitigt.

Es ist noch versucht worden, das Gießen und Warmwalzen in einen Arbeitsgang zusammenzuziehen. Man gießt das flüssige Metall zwischen die Walzen eines Walzwerks — oder auch zwischen eine Walze und eine Platte — hinein, und lenkt die Erstarrung so, daß das feste Material eine gewisse Abnahme erfährt. Neuerdings scheint ein solches Verfahren (Hazelett-Verfahren) sich in die Technik einzuführen<sup>1</sup>. Es wird zur Herstellung von Akkumulatorenplatten in Blei, und in Amerika auch schon zur Erzeugung von Messingband benutzt.

## 106. Walzen von Stangen, Rohren und Profilen.

Für das Walzen von Stangen, Drähten, Profilen und auch Rohren sind meist gleichartige Walzwerke wie für Bleche mit entsprechend profilierten Walzen im Gebrauch. Da jedoch für diese Zwecke viel geringere Breiten der Walzen ausreichen, ist Rohn entsprechend Abb. 235 zu einseitiger Lagerung verhältnismäßig kleiner Walzen mit auswechselbaren Profilringen übergegangen<sup>2</sup>.

Die Walzenstraße in Abb. 235 für Stangen aus hochschmelzenden Legierungen besteht ebenso wie eine solche für Bleche aus einer Anzahl hintereinander gestellten Walzen. Jedes Walzenpaar ist gegen das vorhergehende um 90° gedreht. Abb. 236 zeigt noch die dazugehörige, in einem Gerüst zusammengebaute Kaltwalzmaschine für das Kaltwalzen dünner Drähte.

Das Warmwalzen von Eisenstangen erfolgt dagegen meist auf Walzenstraßen mit einer Anzahl gleichachsiger nebeneinander gestellter Walzen<sup>3</sup>.

Für gewisse Profile, wie T-Träger, finden Universalwalzwerke mit zusätzlichen Seitenwalzen Verwendung<sup>4</sup>.

Die Herstellung von Rohren in gewöhnlichen Walzen ist hauptsächlich bei Stahl üblich<sup>5</sup>. In Stopfenwalzwerken werden auf Walzen mit Rundkalibern kleinere Rohre über einen festgehaltenen Dorn in Durchmesser und Wandstärke abgewalzt. In Reduzierwalzwerken wird nur der äußere Durchmesser ohne Innenwerkzeug verringert<sup>6</sup>. Das Aufweiten von Rohren kann in gewöhnlichen Walzwerken durch Walzen über einen Stopfen erfolgen.

Das Einwalzen von Rohren in Kessel erfolgt mit Hilfe besonderer Werkzeuge, die aus drei kleinen nebeneinanderliegenden Walzen bestehen<sup>7</sup>. In Rohr und Kesselwand

<sup>1</sup> Barclay, W. R.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 52 (1933 II) S. 19—38.

<sup>2</sup> Rohn, W.: Stahl u. Eisen Bd. 49 (1929) S. 1757—1760, 1793—1797.

<sup>3</sup> Eine Zusammenstellung verschiedener Walzenstraßen für Draht bringt M. E. Richarme: Rev. Métallurg. Bd. 24 (1927) S. 161—178, 255—277, 307—316, 405—414; über Kupferdrahtstraßen siehe auch K. Bernhoeft: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 90—93.

<sup>4</sup> Emicke, J.: Handbuch Eisenhüttenwesen, Bd. 1, S. 652—712. 1929.

<sup>5</sup> Chancellor, W. C.: Iron Coal Trad. Rev. Bd. 109 (1924) S. 510—512. Körber, E.: Stahl u. Eisen Bd. 48 (1928) S. 1113—1120. Johannsen, O.: Handbuch Eisenhüttenwesen, Bd. 1, S. 252—337. 1929.

<sup>6</sup> Lobkowitz, G.: Stahl u. Eisen Bd. 51 (1931) S. 1389—1397, 1432—1437.

<sup>7</sup> Berndt, O.: Z. VDI Bd. 68 (1924) S. 809—810. Lang, J.: Masch.-Bau Bd. 4 (1925) S. 216—222. Oppenheimer, P.: Z. bayer. Revis.-Ver. Bd. 30 (1926) S. 167. Ries, K.: Z. bayer. Revis.-Ver. Bd. 32 (1928) S. 199. Siebel, E.: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 47 (1927) S. 1685—1692; Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 1205—1215.

entstehen dabei erhebliche Eigenspannungen. Die Einwalzstellen neigen zu Dauerbrüchen, deren Auftreten durch die Einwalzbedingungen beeinflussbar ist<sup>1</sup>.

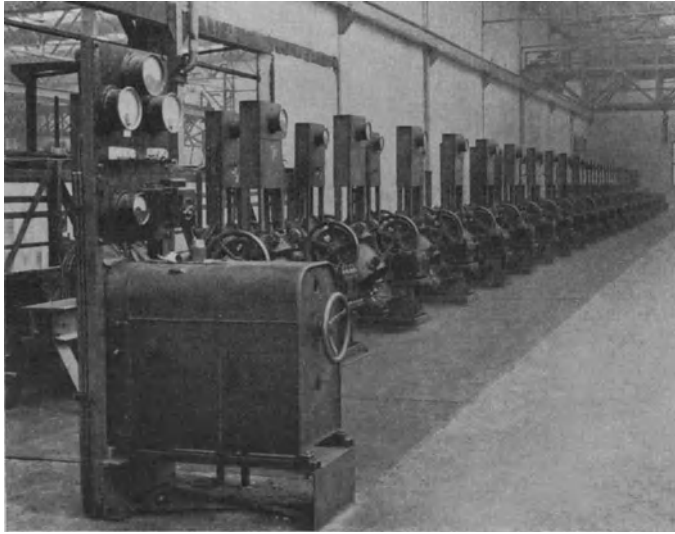


Abb. 235. Knüppelwalzenstraße von Rohn mit einseitig gelagerten Walzen für harte Legierungen.

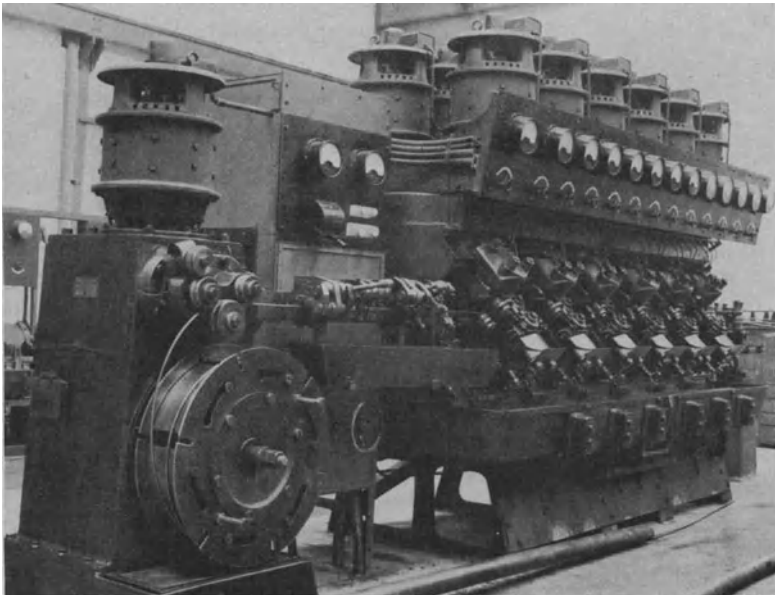


Abb. 236. Draht-Kaltwalzmaschine von Rohn mit einseitig gelagerten Walzen.

Große dünnwandige Rohre werden nach Ehrhardt über eine Walze eines Duo-Walzwerkes gestreift und wie ein endloses Blech in tangentialer Richtung

<sup>1</sup> Ruttmann, W.: Schrift. Techn. Hochsch. Darmstadt 1932 Heft 4 S. 63—68, 1933 Heft 2 S. 51—57.

gestreckt<sup>1</sup>. Die Erkenntnis, daß ein schmales Blech verhältnismäßig viel stärker in die Breite geht als ein breites bzw. die gleichartige Beobachtung beim Reckschmieden, hat neuerdings zur Entwicklung eines besonderen Streckverfahrens für dickwandige Rohre geführt. Hierbei werden durch mehrere, schräg gestellte, kleinere Walzensysteme, die über den Umfang des Rohres verteilt sind, zunächst schmale, dann sich bis zur Glättung verbreiternde spiralige Rillen eingewalzt<sup>2</sup>.

Die Herstellung hohler Ausgangskörper für die Rohrfabrikation geschieht nach einem besonderen, verwickelten Walzverfahren, dem Schrägwalzen, das in Nr. 109 ausführlicher beschrieben wird.

Die Streckung solcher Hohlluppen in Stahl wird vielfach auf Pilgerschritt-walzwerken vorgenommen<sup>3</sup>. Hierbei wird der Hohlkörper mit einer darin befindlichen Stange abwechselnd ein Stück zwischen die nur auf einem Teil des Umfanges profilierten Walzen gesteckt, und durch diese der Bewegungsrichtung des Rohres entgegen abgewalzt. Bei jedem Schritt wird das Rohr um 90° gedreht. Ein älteres, grundsätzlich gleichartiges Verfahren findet neuerdings wieder in Amerika für die Streckung von Rohren aus Nichteisenmetallen in der Kälte Anwendung (tube reducing). Hierbei sind die Pilgerwalzen durch hin- und hergehende Segmente ersetzt.

## 107. Verformungen beim Walzen.

Für das Blechwalzen haben die Verformungsvorgänge im Walzgut eine geringe Bedeutung. Gegenüber anderen Formungen ist der Materialfluß beim Blechwalzen verhältnismäßig gleichmäßig<sup>4</sup>. Es findet hauptsächlich eine Stauchung des Werkstoffes statt, und nur die Oberflächenschichten eilen mit den Walzen dem Innern etwas voraus. Je größer jedoch die Reibung zwischen Walze und Walzgut ist, desto stärker macht sich eine Ungleichmäßigkeit des Materialflusses in Walzfehlern, wie Aufreißen im Innern, Aufspalten und Kantenrissen bemerkbar<sup>5</sup>.

Für das Profilwalzen ist vor allem die Tatsache von Bedeutung, daß der Werkstoff teils in die Länge, teils in die Breite abfließt<sup>6</sup>. Das Profil der Walze muß möglichst so ausgebildet sein, daß die Breitung ungehindert vor sich gehen kann, um eine Gratbildung und hohe Drücke zu vermeiden.

Die Größe der Breitung entzieht sich jedoch bisher einer einfachen zahlenmäßigen Kennzeichnung. Die älteren Formeln hierfür krankten daran, daß der starke Einfluß verschiedener Faktoren nicht genügend erkannt und berücksichtigt ist. Verhältnismäßig gut bewährt hat sich eine Gleichung von Siebel:

$$b_1 - b_0 = c \frac{\Delta h}{h_0} \cdot l, \quad (36)$$

<sup>1</sup> Ehrhardt, H.: Stahl u. Eisen Bd. 22 (1902) S. 253—258.

<sup>2</sup> Roeckner, M.: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 1001—1005.

<sup>3</sup> Röber, E.: Stahl u. Eisen Bd. 48 (1928) S. 1113—1120. Mooshake, R.: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 465—483. Kocks, F.: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 689—701.

<sup>4</sup> Hollenberg, A.: Stahl u. Eisen Bd. 3 (1883) S. 121—122. Kick, F.: Vorlesungen über mechanische Technologie, 2. Aufl., S. 304. Leipzig und Wien 1908. Ludwik, P.: Z. öst. Ing.- u. Arch.-Ver. Bd. 67 (1915) S. 597—602. Metz, N.: Rev. Métallurg. Bd. 22 (1925) S. 1—20, 66—87; Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 1 (1927/28) S. 193—204. Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 189—195. Siebel, E. u. E. Hühne: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 149—159.

<sup>5</sup> Siebel, E. u. E. Osenberg: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 16 (1934) S. 35—50.

<sup>6</sup> Tafel, W.: Walzen und Walzenkalibrieren, 2. u. 3. Aufl. Dortmund 1923.

worin  $b_0$  bzw.  $b_1$  die Breite des Walzgutes vor und nach dem Walzen,  $\Delta h$  die Abnahme der Höhe  $h_0$ ,  $l \sim \sqrt{r} \cdot \Delta h$  ( $r$  = Walzendurchmesser) die von den Walzen gedrückte Länge und  $c$  ein Stoffwert ist<sup>1</sup>.  $c$  ist zu 0,31 bzw. 0,35 für Stahl, 0,33 für Blei, 0,36 für Kupfer und 0,45 für Aluminium festgestellt worden<sup>2</sup>. Chromnickelstähle; besonders ferritische, breiten stärker als Kohlenstoffstahl<sup>3</sup>. Verschiedene Versuche haben aber gezeigt, daß die Breitung für einen Stoff nicht nur von den geometrischen Verhältnissen des Walzens, sondern auch von der Temperatur<sup>4</sup>, sowie auch der Reibung bzw. Oberflächenbeschaffenheit der Walzen<sup>5</sup> abhängig ist. Auch geht in die obige Gleichung die absolute Breite des Walzgutes nicht ein, die allerdings innerhalb eines erheblichen Bereiches von geringem Einfluß ist<sup>6</sup>. Nach Siebel und Osenberg liegt die Hauptursache für das verschiedenartige Verhalten der verschiedenen Werkstoffe und für den Einfluß der Temperatur in der Größe der Reibung<sup>7</sup>. Diese macht sich um so mehr bemerkbar, je dünner das Walzgut im Verhältnis zum Walzendurchmesser ist. Je größer die Reibung ist, desto stärker wird bei normalen Abnahmen die Breitung.

Über die Verschiebungen des Werkstoffes innerhalb des Querschnittes, welche von der Profilgebung abhängen, ist bisher sehr wenig bekannt. Um eine möglichst gleichmäßige Durchknetung des Querschnittes zu erreichen, sollten scharfe örtliche Einschnitte beim Übergang von einem Zwischenprofil zu einem anderen, welche bei Stahl die mechanisch ungünstige Seigerungszone freilegen können, vermieden werden<sup>8</sup>.

Das Walzgut tritt aus der Walze mit einer höheren Geschwindigkeit aus, als die Geschwindigkeit der Walzenoberfläche ausmacht. Diese Voreilung ist dadurch bedingt, daß durch das Stauchen unter der Walze der Querschnitt eine Beschleunigung erfährt. In der Zeiteinheit muß ja an jeder Stelle unter der Walze die gleiche Materialmenge hindurchfließen; und damit muß das Walzgut sich um so schneller bewegen, je geringer sein Querschnitt ist. Andererseits läuft das Walzgut in die Walze langsamer ein, als sich die Walze dreht. Vom Walzgut gleitet also der einlaufende Teil gegenüber der Walze zurück, der auslaufende voraus. Nur an einem Punkte, der „Fließscheide“, herrscht relative Ruhe<sup>9</sup>. Die Lage der Fließscheide läßt sich auf Grund theoretischer Überlegungen, die im folgenden Abschnitt gebracht sind, übersehen. Sie liegt um so näher am Einlauf, und dementsprechend ist die Voreilung um so größer, je größer die Reibung ist, und je größer die Walze im Verhältnis zur Dicke des Walzgutes ist. Versuche

<sup>1</sup> Siebel, E.: Ber. Walzwerkkaussch. V. D. Eisenhüttenl. 1922 Nr. 28; Stahl u. Eisen Bd. 43 (1923) S. 1295—1298.

<sup>2</sup> Tafel, W. u. F. Anke: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 225—231. Tafel, W. u. W. Knoll: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 799—806. Siebel, E. u. E. Fangmeier: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 12 (1930) S. 225—244.

<sup>3</sup> Houdremont, E.: Stahl u. Eisen Bd. 50 (1930) S. 1517—1528.

<sup>4</sup> Oberhoffer, P.: Met. u. Erz Bd. 15 (1918) S. 47—56.

<sup>5</sup> Lueg, W. u. E. Osenberg: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 15 (1933) S. 99—105.

<sup>6</sup> Sachs, G.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 189—195. Tafel, W. u. W. Knoll: Metallwirtsch. Bd. 10 (1931) S. 799—806.

<sup>7</sup> Siebel, E. u. E. Osenberg: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 16 (1934) S. 35—50.

<sup>8</sup> Sachs, G. u. E. Seidl: Naturwiss. Bd. 13 (1925) S. 1932—1940.

<sup>9</sup> Hollenberg, A.: Stahl u. Eisen Bd. 3 (1883) S. 121—122.

über die Voreilung liegen nur für Stahl vor<sup>1</sup>. Sie lassen einen Abfall mit zunehmender Temperatur erkennen, einer Verringerung des Reibungswertes entsprechend.

### 108. Kräfte und Spannungsverhältnisse beim Blechwalzen.

Die den Walzvorgang in erster Linie kennzeichnende Kraftgröße ist der Walzdruck, d. i. die senkrecht zur Walzenoberfläche wirkende Gesamtkraft zwischen Walzgut und Walze. Um ihre Abhängigkeit von den verschiedenen Faktoren festzustellen, kann man in die Walzenständer Kraftmeßvorrichtungen verschiedener Art einbauen<sup>2</sup>. Man kann auch den Walzdruck  $P$  aus dem Walzmoment  $M$  (bzw. der Walzleistung  $L_w = M \cdot w$ , worin  $w =$  Winkelgeschwindigkeit der Walzen) nach folgender Gleichung näherungsweise berechnen:

$$P \sim \frac{M}{l} \sim \frac{M}{\sqrt{r(h_0 - h_1)}}, \quad (37)$$

worin  $l$  die gedrückte Länge,  $r$  der Walzenradius und  $h_0$  bzw.  $h$  die Höhe des Walzgutes vor bzw. nach den Walzen sind.

Die bisherigen Untersuchungen, die sich hauptsächlich auf Stahl erstrecken, zeigen, daß der Walzdruck in sehr starkem Maße von den geometrischen Verhältnissen abhängt<sup>3</sup>. Es liegt dies daran, daß der gedrückte Teil des Walzgutes zwischen den Walzen, ganz wie beim gewöhnlichen Stauchen (vgl. Nr. 103), um so schwerer heraus kann, je geringer seine Höhe zur Größe der Druckfläche ist. Der zum Fließen erforderliche Druck im Innern kann, wie es auch einige Messungen<sup>4</sup> zeigen, ein Vielfaches des gewöhnlichen Fließwiderstandes, d. h. etwa des Stauchwiderstandes, des Stoffes werden. Er ist in der Mitte der Druckfläche am größten und fällt besonders nach vorne und hinten schnell ab.

Die genaueren Zusammenhänge beim Walzen lassen sich nur übersehen, wenn man theoretische Überlegungen heranzieht<sup>5</sup>. Auch diese sind noch recht lückenhaft,

<sup>1</sup> Puppe, J.: Stahl u. Eisen Bd. 29 (1909) S. 161—170. Siebel, E. u. E. Fangmeier: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 12 (1930) S. 225—244. Siebel, E. u. E. Osenberg: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 16 (1934) S. 35—50.

<sup>2</sup> Puppe, J.: Versuche zur Ermittlung des Kraftbedarfs in Walzwerken. Düsseldorf 1909; Versuche über Walzdruck und Kraftbedarf beim Auswalzen von Knüppeln. Düsseldorf 1913. Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 73—85, Bd. 12 (1930) S. 149—159. Auwers, O. v.: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. Bd. 8 (1929) S. 137 bis 143. Voigt, E. u. W. Lueg: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 12 (1930) S. 161—164. de Laney, W. L.: Iron Age Bd. 127 (1931) S. 609—611. Emicke, O., H. Allhausen u. W. Mauksch: Siemens-Z. Bd. 12 (1932) S. 341—346.

<sup>3</sup> Weiß, L.: Z. Metallkde. Bd. 14 (1922) S. 160—172, Bd. 15 (1923) S. 133—136, Bd. 17 (1925) S. 229—232, Bd. 20 (1928) S. 280—282. Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 73—85, Bd. 12 (1930) S. 149—159. S. Ekelund: Jernkont. Ann. Bd. 111 (1927) S. 39—97, Bd. 112 (1928) S. 67—100. Salin, J.: Jernkont. Ann. Bd. 112 (1928) S. 150—190; Vereinigte Kugellagerwerke: Kaltwalzwerke mit SKF-Rollenlagern. Berlin 1931; Kugellager-Z. (1930) S. 30—48.

<sup>4</sup> Huber, K.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 9 (1929) S. 454—465. Siebel, E. u. W. Lueg: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 15 (1933) S. 1—14. Lueg, W.: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 346—352.

<sup>5</sup> Siebel, E.: Ber. Walzwerkaussch. V. D. Eisenhüttenl. 1924 Nr. 37; Stahl u. Eisen Bd. 45 (1925) S. 1563—1566; Z. angew. Math. Mech. Bd. 6 (1926) S. 174—176; Stahl u. Eisen Bd. 49 (1929) S. 561—567, Bd. 50 (1930) S. 1769—1775, Bd. 51 (1931) S. 1462—1468. Dresden, D.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 5 (1925) S. 78—79, Bd. 6 (1926) S. 176—177. Karman, T. v.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 5 (1925) S. 139—141.



ergeben aber immerhin in einige wichtige Gesetzmäßigkeiten einen gewissen Einblick. Hierbei kommt es sogar weniger auf die besonderen Voraussetzungen als auf die Richtigkeit der Schlußfolgerungen an. Bis zu einem wirklich zahlenmäßigen Einblick in den Walzvorgang reichen auch die theoretischen Rechnungen heute noch nicht aus, wohl wegen der Unsicherheit in bezug auf die Grundannahmen und den stark ins Gewicht fallenden Reibungswert.

In die von der Theorie möglichen Aussagen geben schon die Näherungsrechnungen von Siebel einen einigermaßen klaren Einblick. Betrachten wir nach Abb. 237 die an einem Volumenelement des gedrückten Teiles von der Breite 1 wirkenden Kräfte, lautet die Differentialgleichung des Walzvorgangs:

$$\left. \begin{aligned} dH + p \cdot \frac{dx}{\cos \alpha} \cdot \sin \alpha \mp \mu \cdot p \cdot \frac{dx}{\cos \alpha} \cdot \cos \alpha &= 0 \\ dH &= -p \cdot dx (\operatorname{tg} \alpha \mp \mu) = -p \cdot dx (\operatorname{tg} \alpha \mp \operatorname{tg} \varrho), \end{aligned} \right\} \quad (38)$$

worin  $H$  die Horizontalkraft über dem Querschnitt des Walzgutes,  $p$  der Walzdruck,  $\alpha$  die Neigung der Walzenoberfläche und  $\varrho$  der Reibungswinkel ( $= \operatorname{arc} \operatorname{tg} \mu$ ) sind.

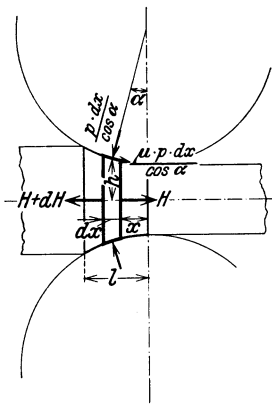


Abb. 237. Zur Ableitung des Kraftbedarfs beim Blechwalzen.

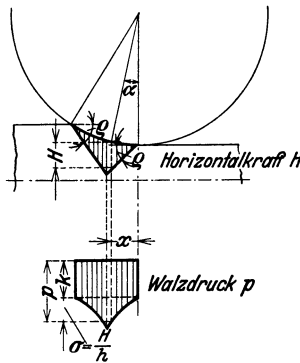


Abb. 238. Graphische Bestimmung der Kräfte und Spannungen beim Walzen.

Mit einem als konstant angesetzten mittleren Walzdruck kann die Lösung hierfür am einfachsten graphisch entsprechend Abb. 238 gegeben werden: Für  $x = 0$  und  $x = l$  ist  $H = 0$ ,  $\mu$  im einen Fall positiv, im anderen negativ. Dementsprechend wird das Integral:

$$H = \int dx p$$

durch die schraffierte

Fläche in Abb. 238 dargestellt. Die Integration hat von beiden Seiten zu beginnen und trifft sich an der Fließscheide, wo das Vorzeichen der Reibung umschlägt. Es ist dann noch die Fließbedingung zu benutzen (vgl. Nr. 75):

$$p - \sigma = k, \quad (39)$$

worin  $\sigma = \frac{H}{h}$  ( $h =$  Walzguthöhe) ist, um den Wert des Walzdruckes entsprechend Abb. 238 zu erhalten:

$$p = \sigma + k. \quad (39a)$$

Variiert man die Faktoren  $\mu$  und  $\alpha_1$ , so kann man alle in Frage kommenden Fälle übersehen. Das Walzen versagt, d. h. der Greifwinkel ist bei einem bestimmten Wert für  $\alpha_1$  erreicht, wenn die Fließscheide auf  $x = 0$  fällt. Der Walzdruck wird für eine bestimmte Höhenabnahme um so größer, je kleiner  $\alpha_1$  und je größer  $\mu$  ist. Durch entsprechende Konstruktionen läßt sich jede weitere solche Frage in einer mit den praktischen Verhältnissen übereinstimmenden Weise beantworten.

### 109. Schrägwalzen.

Aus dem Richten von Stangen in besonderen Walzwerken (vgl. folgenden Abschnitt), hat sich ein wichtiger, sehr verwickelter Walzvorgang entwickelt, das Schrägwalzen. Die Gebrüder Mannesmann beobachteten an gerichteten Stangen gelegentlich Aufreißen im Kern, also die Bildung von Hohlstangen<sup>1</sup>. Solche Hohlräume entstehen, wie heute nachgewiesen ist, immer, wenn eine Stange genügend oft in verschiedenen Richtungen zusammengedrückt wird, sei es durch Schmieden<sup>2</sup>, sei es durch Rotieren in paralleler Lage zwischen zwei Walzen<sup>3</sup>.

Der gleiche Vorgang geht auch in einem Schrägwalzwerk vor sich<sup>4</sup>. Zu praktisch brauchbaren Hohlluppen gelangt man jedoch nur, wenn man der Bewegungsrichtung des Blockes nach Abb. 239 einen Stopfen entgegenstellt, der das aufbrechende Loch aufweitet und glättet.

Im Mannesmann-Schrägwalzverfahren wird ein Gußblock entsprechend Abb. 239 durch zwei windschief zur Systemachse eingestellte Walzen mit besonderer Profilierung in eine Hohlluppe von ungefähr gleichem Durchmesser umgeformt. Der Vorgang des Schrägwalzen setzt sich dabei zusammen aus dem im Lochungsteil des Walzwerkes vor sich gehenden Lochen und der vom Querwalzteil bewirkten Wandstärkenverringering. Das Schrägwalzwerk erteilt, um diese Aufgabe zu erfüllen, dem einlaufenden Block eine Drehbewegung und einen Vorschub und verringert ihn dabei im Durchmesser.

Abb. 239 stellt die ursprüngliche und die jetzige Form des Mannesmannschen Schrägwalzwerkes einander gegenüber. Man erkennt hieraus, daß sich der Vorgang grundsätzlich kaum geändert hat<sup>5</sup>. Nur die Kalibrierung hat gewisse Änderungen erfahren<sup>6</sup>. Das ursprüngliche Ziel jedoch, in einem Arbeitsgang gleich ein dünnwandiges Rohr zu schaffen, hat sich nicht verwirklichen lassen. Durch den örtlichen Walzeneingriff läßt sich nur eine verhältnismäßig geringe Längung erzwingen, und stärkere Wandstärkenverringeringungen sind daher nur möglich, wenn das Rohr sich gleichzeitig erheblich aufweitet<sup>7</sup>. Dies besorgt auch der Stiefel-Scheibenapparat, der ursprünglich als Umgehung des Mannesmann-Schrägwalzwerkes gedacht war, aber heute vorwiegend zum Aufweiten

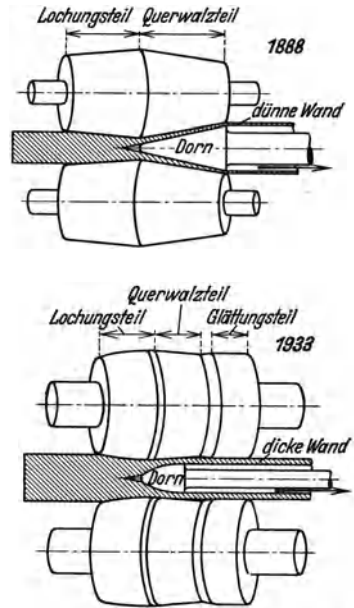


Abb. 239. Schrägwalzen 1888 und 1933. (Nach Mooshake.)

<sup>1</sup> Johannsen, O.: Handbuch Eisenhüttenwesen, Bd. 1, S. 252—337. 1929. Mooshake, R.: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 465—483.

<sup>2</sup> Heyn, E.: Handbuch Materialkunde, Bd. 2a, S. 287. Berlin 1913. Körber, F. u. E. Siebel: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 10 (1928) S. 15—21.

<sup>3</sup> Nöll, A.: Stahl u. Eisen Bd. 47 (1927) S. 1692.

<sup>4</sup> Wolff, C.: Ber. Stahlwerkaussch. V. D. Eisenhüttenl. 1925 Nr. 100; Stahl u. Eisen Bd. 45 (1925) S. 1958—1961. Kocks, F.: Stahl u. Eisen Bd. 47 (1927) S. 433—446.

<sup>5</sup> Mooshake, R.: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 465—483.

<sup>6</sup> Gorol, P.: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 422—425.

<sup>7</sup> Kocks, F.: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 689—701.

benutzt wird. Beim Scheibenwalzwerk wird das Kaliber durch die genau eingestellten Führungen gewissermaßen geschlossen.

Das Schrägwalzen wird in großem Umfange zur Herstellung von Hohlluppen aus Stahl benutzt, die dann meist über das Pilgerschrittverfahren zu gewöhnlichen Rohren umgeformt werden. Auch nahtlose Rohre aus Nickel werden auf diesem Wege erzeugt<sup>1</sup>. Für die niedrigerschmelzenden Nichteisenmetalle, wie Kupfer und Aluminium, hat es dagegen nur für die Erzeugung von nahtlosen Rohren großer Durchmesser eine beschränkte Bedeutung.

Wegen seiner umfangreichen Verwendung im Stahlwerk liegen zahlreiche Untersuchungen über die geometrischen Verhältnisse, die Fließvorgänge und Beanspruchungen usw. beim Schrägwalzen vor<sup>2</sup>. Die grundsätzlichen Zusammenhänge sind dadurch einigermaßen klar geworden; ein genauer zahlenmäßiger Überblick ist bisher jedoch nicht erreicht worden.

## 110. Oberflächenbehandlung mit Walzen.

Ein Vorgang, welcher zur Entwicklung des Schrägwalzens Anlaß gegeben hat, ist das Richten von Stangen und Rohren, sowie auch das Ablösen von Rohren vom mitlaufenden Dorn durch besondere Richtwalzwerke, die Rollenrichtmaschinen oder Abrollbänke. Hierbei wird die Stange durch windschief zueinander und zur Maschinenachse eingestellte Walze rotierend eingezogen. Es kommen entweder zwei ballige oder ausgehöhlte Walzen oder auch drei Walzen, von denen die eine auf einer Achse und die anderen zu beiden Seiten auf einer zweiten Achse angeordnet sind, zur Verwendung<sup>3</sup>.

Beim Abrollen, auch Friemeln oder Polieren genannt, finden neben dem Geraderichten nur geringe Verformungen der Stange statt. Außer einer spiraligen Verdrückung der Oberfläche wird meist noch eine geringe Durchmesservergrößerung festgestellt.

Als wichtig, besonders für gezogene Messingstangen, hat sich dabei die Veränderung der Eigenspannungen erwiesen. Die vom Ziehen her vorhandenen Zugspannungen an der Stangenoberfläche werden durch das Abrollen erheblich verringert oder sogar in Druckspannungen umgekehrt (vgl. Nr. 89). Hierdurch wird ein Aufreißen der Stangen, wie es sonst häufig eintritt, meist verhindert.

Eine günstige Wirkung haben derartige Druckspannungen noch bei Konstruktionsteilen, die Dauerbeanspruchungen zusammen mit seitlichen Drücken (Achsen) oder Korrosionen ausgesetzt sind. Um solche Druckvorspannungen zu erzeugen, genügt es, den betreffenden Teil mit einer oder mehreren Rollen zu

<sup>1</sup> Prentiß, F. L.: Iron Age Bd. 111 (1923) S. 743—744.

<sup>2</sup> Gruber, K.: Stahl u. Eisen Bd. 39 (1919) S. 1029—1036, 1067—1075, 1096—1100, 1174—1177, 1204—1208, 1239—1244. Gassen, J.: Stahl u. Eisen Bd. 41 (1921) S. 1767 bis 1771; Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 1 (1927/28) S. 127—136. Wolff, C.: Stahl u. Eisen Bd. 45 (1925) S. 1958—1961; Ber. Stahlwerksaussch. V. D. Eisenhüttenl. 1925 Nr. 100. Lobkowitz, G.: Röhrenind. Bd. 19 (1926) S. 49—51, 97—99, 113—115, 129—131, 145—148. Kocks, F.: Ber. Walzwerksaussch. V. D. Eisenhüttenl. 1926 Nr. 47; Stahl u. Eisen Bd. 47 (1927) S. 433 bis 446, Bd. 53 (1933) S. 689—701. Siebel, E.: Stahl u. Eisen Bd. 47 (1927) S. 1685—1693. Moritz, W.: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 1 (1927/28) S. 741—753. Körber, F. u. J. Simonet: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 353—371. Gruber, K.: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 12 (1930) S. 285—297.

<sup>3</sup> Emicke, J.: Handbuch Eisenhüttenwesen, Bd. 1, S. 652—712. 1929.

„drücken“, so daß er sich im Durchmesser etwas verringert<sup>1</sup>. Auf die gewöhnliche Dauerfestigkeit hat dies nur eine geringe Wirkung; der oft sehr erhebliche Abfall der Dauerfestigkeit durch Einspannung<sup>2</sup> und Korrosion<sup>3</sup> wird aber dadurch fast ganz wieder aufgehoben.

Ebenso günstig wirkt sich auch nach Abb. 240 das Einwalzen von Gewinden auf die Dauerfestigkeit von Schrauben aus<sup>4</sup>. Beim Gewindewalzen oder -rollen ist der Walzvorgang umgekehrt wie beim gewöhnlichen Walzen. Das Walzgut ist rund, während die Walzen durch profilierte Platten ersetzt sind, von denen die obere hin- und hergeht<sup>5</sup>. Das Schneiden von Gewinden kann dagegen, wie Abb. 240 an Hand eigener Versuche an einer Kupferlegierung erkennen läßt, zu einem erheblichen Abfall der Dauerfestigkeit führen; hierbei ist allerdings die Art des Schneidens und Nachbearbeitung von erheblicher, noch nicht klar erkannter Bedeutung<sup>6</sup>. Dieser Abfall kann durch Nachdrücken des Gewindes aufgehoben werden<sup>7</sup>. Nachträgliche Wärmebehandlung beseitigt jedoch wieder die günstige Wirkung des Nachdrückens<sup>8</sup>. Ähnlich vorteilhaft dürfte auch ein Nachdrücken von Innengewinden mit einem entsprechenden Werkzeug sein.

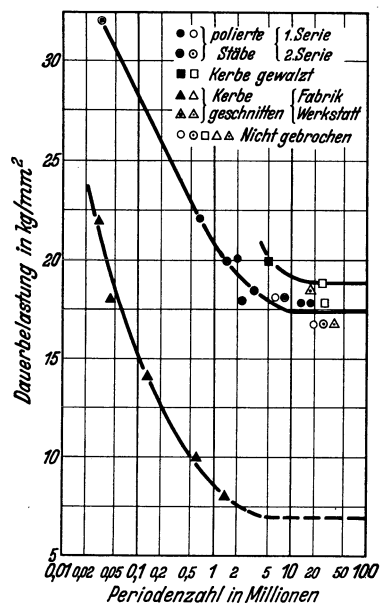


Abb. 240. Einfluß des Fertigungsverfahrens auf die Dauerfestigkeit von Schrauben in einer Kupferlegierung.

## Stangenziehen, Drahtziehen und Rohrziehen.

### 111. Stangen- und Rohrziehen.

Das Ziehen von Stangen, Draht und Rohren sind sehr hochwertige Herstellungsverfahren für Halbzeug, die mit wenigen Ausnahmen in der Kälte durchgeführt werden. Sie kommen überall dort in Frage, wo man mit anderen, billigeren Formungen wie Strangpressen und Warmwalzen oder auch Kaltwalzen, nicht mehr auskommt, sei es infolge der verlangten geringen Querschnittsabmessungen durch die Unmöglichkeit, die Wärme zu halten oder den Kraftbedarf aufzubringen,

<sup>1</sup> Föppl, O.: Masch.-Bau Bd. 8 (1929) S. 752—755. Günther, K.: Veröff. Wöhler-Inst. Braunschweig 1929 Heft 2. Döring, H.: Veröff. Wöhler-Inst. Braunschweig 1930 Heft 5. Behrens, O.: Veröff. Wöhler-Inst. Braunschweig 1930 Heft 6; Metallwirtsch. Bd. 13 (1934) S. 44—45.

<sup>2</sup> Thum, A. u. F. Wunderlich: Z. VDI Bd. 77 (1933) S. 851—853.

<sup>3</sup> Hottenrott, E.: Mitt. Wöhler-Inst. Braunschweig 1932 Heft 10. Föppl, O., O. Behrens u. T. Dusold: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 279—282. Dusold, T.: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934) S. 41—44.

<sup>4</sup> Debus, F.: Schrift. Techn. Hochsch. Darmstadt 1932 Heft 4 S. 68—73.

<sup>5</sup> Seltmann, R.: Diss. Techn. Hochsch. Breslau 1930. Reichel, W.: Diss. Techn. Hochsch. Breslau 1930.

<sup>6</sup> Schraivogel, K.: Stahl u. Eisen Bd. 52 (1932) S. 1189—1193.

<sup>7</sup> Isemer, H.: Mitt. Wöhler-Inst. Braunschweig 1931 Heft 8.

<sup>8</sup> Debus, F.: a. a. O. Staedel, W.: Mitt. Mat. Techn. Hochsch. Darmstadt 1933 Heft 4.

sei es wegen der geringen Maßhaltigkeit und der schlechteren Oberflächenbeschaffenheit, als sie beim Ziehen erreichbar ist.

Das Ziehen beruht darauf, daß eine zylindrische oder prismatische Stange durch eine axial angreifende Zugkraft durch ein Werkzeug mit einem sich verjüngenden Hohlraum, die Ziehöse, hindurchgezogen und dabei erheblich im Querschnitt verringert werden kann.

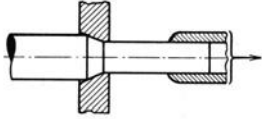


Abb. 241. Stangen- (Draht-) Ziehen.

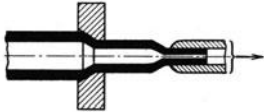


Abb. 242. Rohrziehen im Hohlzug.

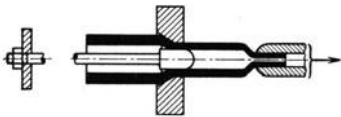


Abb. 243. Rohrziehen mit Stopfen.

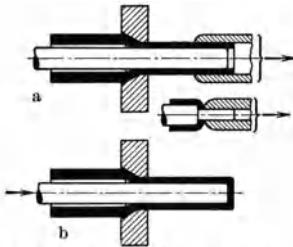


Abb. 244. Rohrziehen mit Stange. a Kraftübertragung durch Zug (lange, offene Rohre); b Kraftübertragung durch Drucke (kurze, einseitig geschlossene Rohre).

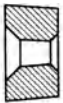


Abb. 245. Ausbildung des Ziehkanals bei Ziehösen.



Abb. 246. Trompetenförmige Ziehöse.

Beim Stangenziehen nach Abb. 241 wird die Düse gegen den festen Ziehisenhalter einer Ziehbank gelegt, die Stange mit einem angespitzten Ende durch das Ziehisen gesteckt, von einer Zange gefaßt und durchgezogen. Die Kraft wird in der Regel durch eine Schleppkette übertragen = Schleppzangenziehbank. Die zu ziehende Länge ist dementsprechend durch die Länge der Ziehbank begrenzt.

Das Rohrziehen erfolgt meist in grundsätzlich gleicher Weise wie das Stangenziehen. Im Hohlzug oder Druckzug nach Abb. 242 wird auch das Rohr ohne irgendein Innenwerkzeug gezogen. Es erfolgt dabei im wesentlichen nur eine Durchmesserabnahme, aber keine Wandstärkenverringering. Beim Stopfenzug oder Ziehen über die Nuß wird in das Rohr entsprechend Abb. 243 fest zur Ziehöse eingestelltes Innenwerkzeug, der Stopfen, die Nuß oder der Mandrill, eingebracht und dadurch die Wandstärke des Rohres verringert. Im Stangenzug oder dem Ziehen über den Dorn wird die gleiche Funktion durch eine mit dem Rohr mitlaufende Stange besorgt. Es gibt hierbei mehrere Ausführungsformen. Entweder kann nach Abb. 244 a das Rohr mit der Stange von der Zange gefaßt sein, oder es wird lediglich die Stange gefaßt, während das Rohr über einer Schulter aufgepreßt ist. In diesem Falle kann es auch vorteilhaft sein, anstatt das Rohr mittels einer Schleppzange durch die Düse zu ziehen, diese mit Hilfe einer Leitspindel über das Rohr zu schieben. Eine weitere

Ausführungsform, die besonders für kürzere aus Blechscheiben hergestellte Rohre von hochschmelzenden Metallen und Edelmetallen Anwendung findet, ist das Durchdrücken des Dornes entsprechend Abb. 244 b.

Stangen- und Rohrziehen sind besonders dadurch kostspielig, daß nur kurze Längen entsprechend der Länge der Ziehbank mit geringer Geschwindigkeit gezogen werden können. Der Anteil der Handarbeit und der Abfall durch das Anspitzen, Teilen und Schneiden auf Länge ist sehr erheblich. Bei Nichteisenmetallen, die nicht zu hoch schmelzen, geht daher die Praxis dahin, Stangen,

Rohre und auch Profile soweit als irgendetwas möglich vorzupressen und nur so wenig Züge daraufzugeben, als unvermeidlich sind. Ihre Hauptverwendung finden daher Ziehbänke zur Herstellung dünnwandiger Rohre, die viele Züge erfordern, da gepreßte Rohre auch mit den besten Einrichtungen und von gut preßbaren Stoffen nicht unter 1,5—1 mm Wandstärke herstellbar sind.

Ziehdüsen für Stangen- und Rohrziehen werden aus den verschiedensten Kohlenstoff- und Sonderstählen hergestellt<sup>1</sup>. In manchen Fällen haben sich weiche, zähe Stähle besser bewährt als gehärtete. Erstere sind auch viel einfacher wieder durch Zustemmen und Dornen auf Maß zu bringen. Die Arbeitsfläche der Ziehdüsen ist möglichst auf Hochglanz zu polieren<sup>2</sup>.

Über die geeignete Gestaltung des Ziehkanals besteht heute noch keine Klarheit. Verwendet werden sowohl konische Düsen nach Abb. 245 als auch aufgeweitete nach Abb. 246. Einige Versuche an Rohren haben gezeigt, daß bei diesen zur Erzielung großer Abzüge konische Düsen mit großem Öffnungswinkel (steile Düsen) vorteilhaft sind<sup>3</sup>. Für Stangen dürften dagegen nach den Feststellungen an Draht (vgl. nächsten Abschnitt) schlankere Düsen günstiger sein. Zum Ziehen werden Düse und Ziehgut stark mit einem zähen Fett oder Schmierseife eingeschmiert.

## 112. Drahtziehen.

Das Drahtziehen ist grundsätzlich genau der gleiche Vorgang wie das Stangenziehen. Die geringeren Durchmesser gestatten jedoch, den Draht auf eine Zugtrommel aufzuwickeln und derart endlose Längen mit großer Geschwindigkeit und billig zu ziehen.

Stärkere Drähte, etwa von 6—3 mm Durchmesser (Grobzug), werden meist an der Trommel befestigt und im Einzelzug durch eine Düse gezogen.

Dünnere Drähte werden dagegen ausnahmslos auf Mehrfachziehmaschinen oder Mehrfachzügen<sup>4</sup> (Abb. 247) verarbeitet, wo der Draht abwechselnd durch eine Düse geführt und über eine Rolle ein- oder mehrmals geschlungen ist. Die Ziehkraft entsteht hier dadurch, daß der Draht gegen die Rolle mit einem Schlupf von einigen Prozent gleitet. Bekanntlich kann ein solches Seilsystem die Ziehkraft:

$$Z = Z' \cdot e^{\mu \alpha} \quad (40)$$

aufbringen, worin  $Z'$  der Gegenzug am anderen Drahtende,  $e$  die Zahl 2,7,  $\mu$  der Reibungsbeiwert und  $\alpha$  der Umschlingungswinkel sind.

Der Schlupf soll möglichst gering sein, da er einen reinen Verlust bedeutet. Da aber die Reibung mit dem Schlupf ansteigt, ist ein gewisser Schlupf unvermeidlich; und nur der große Umschlingungswinkel sorgt dafür, daß auch bei kleiner Reibung die Ziehkraft groß ausfällt. Bei Mehrfachzügen muß die Geschwindigkeit der einzelnen Trommeln der mit abnehmendem Querschnitt zunehmenden Drahtgeschwindigkeit angepaßt sein. Dies geschieht entweder

<sup>1</sup> Werkstoff-Handbuch Nichteisenmetalle, Blatt G 13, H 19, H 61, P 11.

<sup>2</sup> Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 395—401.

<sup>3</sup> Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: a. a. O.

<sup>4</sup> Goldschmidt, H.: Diss. Techn. Hochsch. München 1926. Shea, J. R. u. S. McMullan: J. Amer. Inst. electr. Engr. Bd. 46 (1927) S. 346—355. Zagorski, J.: Diss. Techn. Hochsch. Berlin 1929. Meyer, H. von der Heyde: Stahl u. Eisen Bd. 53 (1933) S. 1064—1065. Bernhoeft, K.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 125—127. Barclay, W. R.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 52 (1933 II) S. 19—38.

durch Anordnung mehrerer Trommeln hintereinander und Geschwindigkeitsregelung mittels eines Getriebes, oder durch Anordnung einer Trommel mit einer Anzahl verschieden großer Scheiben. In beiden Fällen ist das Geschwindigkeitsverhältnis aller Trommeln zwangsläufig und läßt sich nicht den wegen der Düsenabnutzung stets etwas veränderlichen Drahtquerschnitten anpassen. Infolgedessen ist der Schlupf auf den Trommeln sehr verschieden und im Durchschnitt größer als notwendig; die Reibungsverluste sind groß und die Beanspruchung der Drähte ungünstig. Ebenso schwierig ist es, die Geschwindigkeit der Aufwickel-

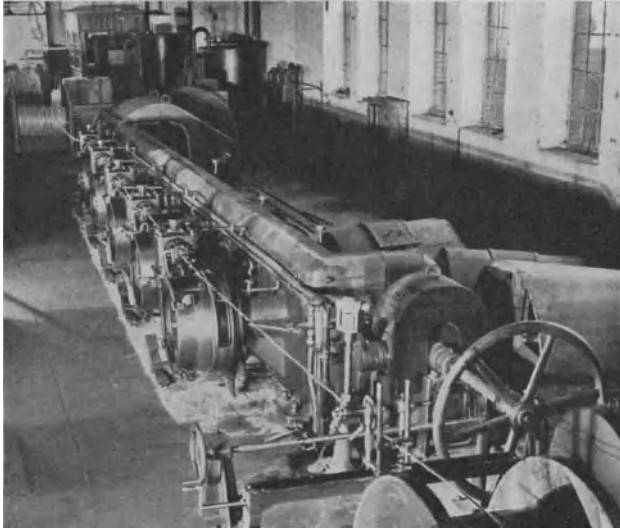


Abb. 247. Großer Mehrfachzug. (Nach Zagorski.)

vorrichtung (Haspel oder Spule) zu regeln, welche die für das Ziehen maßgebende Zugkraft auszuüben hat. Sie wird entweder zu schnell eingestellt, und kommt dann durch einen Schlupf im Riemtrieb oder der Reibungskupplung auf die richtige Geschwindigkeit; oder sie läuft zu langsam und gibt damit allen Trommeln einen zusätzlichen Schlupf. Um dies zu vermeiden, wird neuerdings ein Einzelantrieb der Trommeln und Spulmaschinen vorge-

schlagen, der so regulierbar ist, daß der Motor der Ziehgeschwindigkeit entsprechend automatisch schneller oder langsamer läuft, und dabei eine einstellbare, nur wenig veränderliche Ziehkraft ausübt<sup>1</sup>.

Die in Mehrfachzügen angewendeten Querschnittsabnahmen von Ziehdüse zu Ziehdüse liegen in der Regel zwischen 35 und 15%, je nach dem verwendeten Werkstoff und seinem Verfestigungszustand (große Abzüge für weiche geglühte Stoffe, kleine Abzüge für naturharte und für stark verfestigte Stoffe).

Als Material für Ziehdüsen finden verschiedene Stoffe Anwendung<sup>2</sup>. Für größere Querschnitte beherrschen der gehärtete und weiche Stahl, sowie Hartguß das Feld; für mittlere Durchmesser finden Wolframkarbiddüsen in steigendem Maße Anwendung<sup>3</sup>. Für kleinste Durchmesser kommen überwiegend Diamantdüsen in Betracht. Die Ziehlöcher werden in den unregelmäßig gestalteten Diamanten und den vorgeformten Hartmetallkörper mit Hilfe besonderer Diamantschleifmaschinen eingeschliffen und hochglanz poliert; und die Steine müssen, um Springen zu vermeiden, in Fassungen eingegossen werden. In größeren Betrieben finden heute, auch in Stahl, fast ausschließlich Einzeldüsen Verwendung, an Stelle der früher gebräuchlichen Zieheisen mit vielen Löchern. In den neueren

<sup>1</sup> Ruf, K.: Festschrift Vakuumschmelze, S. 388—395, 396—407. Hanau 1933.

<sup>2</sup> Saxton, R.: Met. Ind., London Bd. 43 (1933) S. 169—170.

<sup>3</sup> Michael, C.: Draht-Welt Bd. 23 (1930) S. 275—277.

Ausführungsformen ist der früher wegen der Maßhaltigkeit übliche zylindrische Auslauf auf ein Mindestmaß beschränkt, da er den Kraftbedarf erhöht und den Abzug durch die Erhöhung der Zugspannung im Ziehgut begrenzt<sup>1</sup>.

Die Bohrung in Stahldüsen wird in Deutschland vielfach nach besonderen Richtlinien profiliert<sup>2</sup> (vgl. Abb. 246). In England werden dagegen vorwiegend konische Ziehkanäle verwendet. Hartmetalldüsen werden von den Herstellern in der Regel mit konischen Ziehlöchern geliefert, und zwar mit einer Wandneigung von 16—18° für Aluminium und Silber, von (12) 14—16° für Kupfer, von (9) 10—12° für Messing und Bronze, von 5—11° für Stähle<sup>3</sup>.

Als Schmiermittel für sehr hohe Ziehgeschwindigkeiten werden Emulsionen von Seife, Talg und Wasser verschiedener Zusammensetzung empfohlen<sup>4</sup>. Beim langsamen Ziehen von Stahl ist mit zunehmender Verfestigung eine ständig steigende Überlegenheit von Seife, und teilweise auch Rüböl, gegenüber Ziehöl, und besonders Natronfett und Kalkfett festgestellt worden<sup>5</sup>. Beim Eisen wird auch eine Verbesserung der Schmierwirkung durch Kalken und Verkupfern der Oberfläche erreicht.

### 113. Verformungen und Eigenschaften gezogenen Materials.

Beim Ziehen durch die Düse wird der darin befindliche Werkstoff durch die von den Wänden ausgeübten Druckkräfte von allen Seiten gestaucht; jeder Teil des Ziehgutes erleidet dabei die gleiche Querschnittsverjüngung und Längung<sup>6</sup>. Außerdem findet auch noch eine überall gleichartige Querschnittsverzerrung statt, indem durch die Reibung an der Düsenwand die Materialschichten um so stärker zurückgehalten werden, je weiter sie vom Kern entfernt sind<sup>7</sup>. Man erkennt dies schon an den stets ausgehöhlten Enden des Ziehgutes<sup>8</sup>. Sehr genau lassen sich die Verformungen mit Hilfe axial geteilter und mit Zeichnungen versehener Stäbe feststellen<sup>9</sup>.

Aus derartigen Beobachtungen ergibt sich, daß die Querschnittsverzerrung von gezogenen Stangen um so stärker wird, je steiler die Düse ist. Mißt man, wie es Siebel und Hühne getan haben, die Elementarverformungen genau aus, so ergeben sich für steile Ziehdüsen im Durchschnitt erheblich größere Verformungen als der äußeren Gestaltsänderungen entspricht<sup>10</sup>. Ferner ist die Quer-

<sup>1</sup> Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67.

<sup>2</sup> Weiß, L.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 61—67, 94—100. Zagorski, J.: Diss. Techn. Hochsch. Berlin 1929.

<sup>3</sup> Michael, C.: Draht-Welt Bd. 23 (1930) S. 275—277. Saxton, R.: Met. Ind., Lond. Bd. 43 (1933) S. 169—170.

<sup>4</sup> Shea, J. R. u. S. McMullan: J. Amer. Inst. electr. Engr. Bd. 46 (1927) S. 346—355.

<sup>5</sup> Pomp, A. u. A. Koch: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 261—271.

<sup>6</sup> Alkins, W. E. u. W. Cartwright: J. Inst. Met., Lond. Bd. 46 (1931 II) S. 293—303.

<sup>7</sup> Ludwik, P.: Z. öst. Ing.- u. Arch.-Ver. Bd. 67 (1915) S. 597—602.

<sup>8</sup> Remmers, W. E.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 107—120. Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67.

<sup>9</sup> Weiß, L.: Z. Metallkde. Bd. 17 (1925) S. 229—232. Siebel, E. u. E. Hühne: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 43—62. Taylor, G. J. u. H. Quinney: J. Inst. Met., Lond. Bd. 49 (1932 II) S. 187—202.

<sup>10</sup> Siebel, E. u. H. Hühne: a. a. O.



schnittsverzerrung durch mehrere schwache Züge in der gleichen Düse stärker als nach einem großen Abzug<sup>1</sup>. Mit zunehmender Verfestigung wird die Verformung jedoch ständig gleichmäßiger.

In Röntgenuntersuchungen äußert sich dieser ungleichmäßige Materialfluß über dem Querschnitt darin, daß sich nur im Innern eine saubere Gleichrichtung der Kristalle, eine Ziehtextur (vgl. Nr. 22), einstellt. Nach außen hin wird die Textur dagegen unvollkommen und ihre Achse der Neigung der Düsenwände entsprechend gekippt<sup>2</sup>. Das ist jedoch weniger auf die Konizität der Düse als auf die Reibung zurückzuführen, da der Kippwinkel für Stahldüsen größer als für Wolframkarbiddüsen festgestellt worden ist<sup>3</sup>.

Auch in Rohren stellt sich eine Textur ein, und zwar je nachdem, ob hauptsächlich der Durchmesser oder die Wandstärke abgezogen wird, eine verschiedene<sup>4</sup>.



Abb. 248. Überzogener Duralumindraht. Längsschnitt.  
Vergr. 2 ×.

Auf die Eigenschaften von Drähten hat die Querschnittsverzerrung die schon in Nr. 8 besprochene Wirkung (vgl. Abb. 10 f.), daß die durchschnittliche Verfestigung

bei steilen Düsen und kleinen Abnahmen größer ausfällt als bei schlanken Düsen und großen Abnahmen<sup>5</sup>. Und zwar beschränkt sich die erhöhte Verfestigung auf die Außenschichten, während der Kern durch eine bestimmte Querschnittsabnahme stets annähernd gleich stark verfestigt wird. Außerdem fällt auch die Verfestigung mit steilen Stahldüsen erheblich höher aus als mit gleichartigen Wolframkarbiddüsen. Bei stark verfestigten Drähten und ebenso bei gezogenen Rohren<sup>6</sup> wirken sich dagegen die Querschnittsverzerrungen nicht nachweislich auf die Festigkeitseigenschaften aus.

Mit den Querschnittsverzerrungen Hand in Hand gehen verschiedene störende Erscheinungen bei gezogenem Material. Beim Ziehen reißt Kupferdraht entweder nach Abb. 248 im Innern<sup>7</sup> oder auch an der Oberfläche<sup>8</sup> um so früher, je steiler die verwendeten Düsen sind (vgl. Abb. 16 in Nr. 9). Sowohl bei Drähten<sup>9</sup> als auch bei Rohren<sup>10</sup> treten um so höhere Eigenspannungen auf, je steilere Düsen

<sup>1</sup> Taylor, G. J. u. H. Quinney: a. a. O.

<sup>2</sup> Schmid, E. u. G. Wassermann: Z. Physik Bd. 42 (1927) S. 774—794; Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 325—327. Drier, R. W. u. C. T. Eddy: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 140—150.

<sup>3</sup> Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67.

<sup>4</sup> Norton, J. T. u. R. E. Hiller: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1932 S. 190—202. Crampton, D. K.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1933 S. 194—215.

<sup>5</sup> Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67. Linicus, W.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 205—210.

<sup>6</sup> Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 395—401.

<sup>7</sup> Remmers, W. E.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 107—120.

<sup>8</sup> Jennison, H. C.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1930 S. 121—139.

<sup>9</sup> Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67. Linicus, W.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 205—210.

<sup>10</sup> Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 395—401.

verwendet werden. Über die Eigenspannungen und die Aufreißgefahr von gezogenem Material ist schon in Nr. 88 genauer berichtet worden.

#### 114. Der Kraftbedarf beim Drahtziehen.

Zur Feststellung des Kraftbedarfs beim Drahtziehen sind verschiedentlich besondere Meßvorrichtungen entwickelt worden<sup>1</sup>. Vielfach sind auch zu diesem

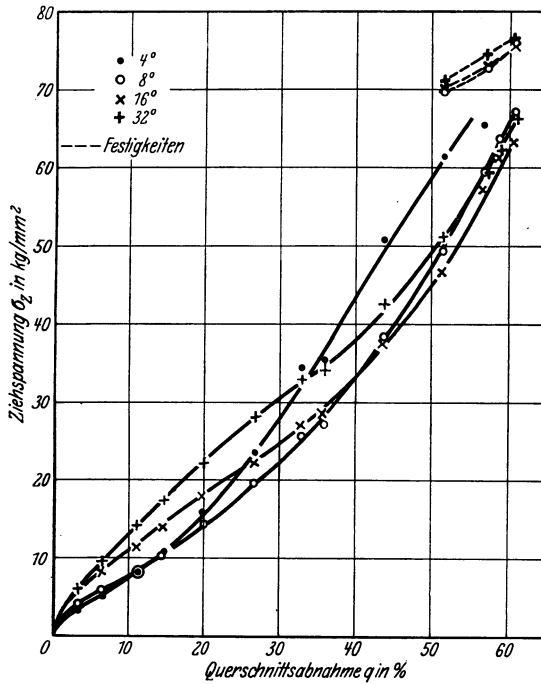


Abb. 249. Mit Wolframkarbiddüsen.

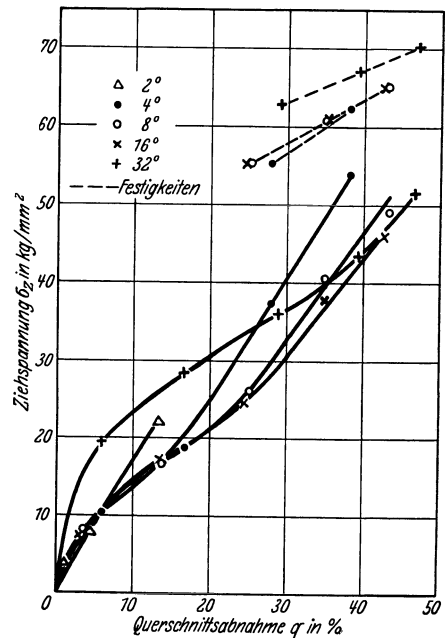


Abb. 250. Mit Stahldüsen.

Abb. 249 u. 250. Kraftbedarf zum Ziehen von Messingdraht (Ms 63) durch Düsen verschiedener Wandneigung.

Zwecke Versuche in Zerreißmaschinen durchgeführt worden, deren Ergebnisse sich durchaus mit denen wirklicher Ziehversuche decken<sup>2</sup>.

Der Kraftbedarf beim Ziehen von Drähten, und wahrscheinlich auch Stangen aus weichem Ausgangsmaterial ist, wie Abb. 249 und 250 zeigen, in eigentümlicher Weise von der Düsengestaltung abhängig. Mit einer bestimmten Düse steigt der Kraftbedarf stets gleichmäßig mit der Größe der Querschnittsabnahme an. Für einen bestimmten Abzug hat jedoch der Kraftbedarf beim Ziehen durch konische Düsen bei einem gewissen Düsenwinkel einen ausgesprochenen Mindestwert (vgl. Abb. 251)<sup>3</sup>. Dieser günstige Düsenwinkel ist für kleine Abzüge größer

<sup>1</sup> Becker, R.: Z. techn. Physik Bd. 6 (1925) S. 298—305. Pomp, A., E. Siebel u. E. Houdremont: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 53—72.

<sup>2</sup> Pomp, A., E. Siebel u. E. Houdremont: a. a. O.

<sup>3</sup> Gewecke, H.: Dingers polytechn. J. Bd. 325 (1910) S. 193—196. Weiß, L.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 61—67, 94—100. Pomp, A., E. Siebel u. E. Houdremont: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 53—72. Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67. Linicus, W.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 205—210. Francis, E. L. u. F. C. Thompson: J. Inst. Met., Lond. Bd. 46 (1931 II) S. 313—351.

als für stärkere, und für weiches Material größer als für hartes. Besonders sehr kleine Düsenwinkel, die wegen des gleichmäßigen Materialflusses an sich erwünscht wären, fallen für die Praxis wegen des überaus hohen Kraftbedarfs, den sie verlangen, aus. Ein sehr flacher Düsenauslauf führt daher auch leicht zum Abreißen des Drahtes; die Düse „kneift“.

Dieser eigentümliche Zusammenhang ist dadurch bedingt, daß sich der Kraftbedarf für jede Formung aus drei Anteilen zusammensetzt (vgl. Nr. 73), der reinen Verformungsarbeit, der für die Querschnittsverzerrung erforderlichen Arbeit und dem Reibungsanteil. Während die Reibung um so größer wird, je steiler die Düse ist, verhält sich der Anteil für die Querschnittsverzerrungen beim Ziehen gerade umgekehrt. Dadurch kommt es, wie Abb. 251 veranschaulichen soll, zur Ausbildung des Mindestwertes.

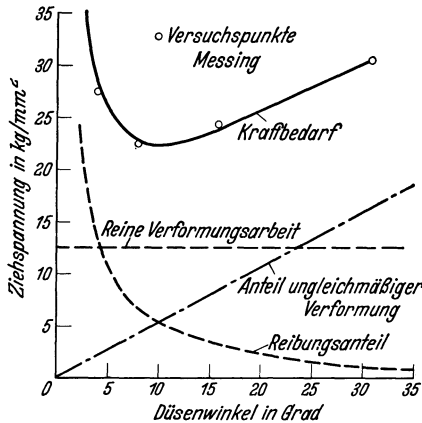


Abb. 251. Aufteilung des Kraftbedarfs beim Ziehen in verschiedene Anteile.

Der Kraftbedarf beim Ziehen fällt, wie es Abb. 249 und 250 zeigen, mit hartem Ziehmaterial, wie Wolframkarbid und besonders Diamanten, erheblich geringer aus als mit weichem<sup>1</sup>. Die Eignung eines Schmiermittels<sup>2</sup> äußert sich besonders bei mehrfach gezogenem und stark verfestigtem Material in einem erheblichen Einfluß auf den Kraftbedarf. Die Ziehgeschwindigkeit hat dagegen innerhalb weiter Grenzen einen geringen und von Fall zu Fall —

jedenfalls infolge einer Überlagerung durch bisher unbekannte Faktoren — verschiedenen Einfluß<sup>3</sup>.

Ein niedriger Kraftbedarf ist für das Ziehen vor allem deshalb von Bedeutung, weil er den möglichen Abzug vergrößert. Diese Ziehfähigkeit ist ja bei Stangen und Draht stets dadurch begrenzt, daß die Ziehkraft nicht über die Zerreißeigenschaft des Werkstoffes hinausgehen kann. Sorgfältig durchgeführte Versuche über den Ziehvorgang lassen erkennen, daß unter geeigneten Bedingungen Abzüge über 60% erreichbar sind<sup>4</sup>. Daß in der Praxis meist weniger als halb so große Abzüge üblich sind, zeigt danach, daß hier die günstigen Arbeitsbedingungen noch nicht erkannt sind. Verschiedene Fälle, die bekannt geworden sind, z. B.

<sup>1</sup> Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67. Francis, E. L. u. F. C. Thompson: J. Inst. Met., Lond. Bd. 46 (1931 II) S. 313—351.

<sup>2</sup> Pomp, A., E. Siebel u. E. Houdremont: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 53—72. Pomp, A. u. A. Koch: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 13 (1931) S. 261—271. Francis, E. L. u. F. C. Thompson: J. Inst. Met., Lond. Bd. 46 (1931 II) S. 313—351.

<sup>3</sup> Eicken, H. u. W. Heidenhain: Stahl u. Eisen Bd. 44 (1924) S. 1687—1694. Giraud, R.: Rev. Métallurg. Bd. 25 (1928) S. 175—194, 235—246, 347—354. Pomp, A., E. Siebel u. E. Houdremont: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 53—72. Francis, E. L. u. F. C. Thompson: J. Inst. Met., Lond. Bd. 46 (1931 II) S. 313—351.

<sup>4</sup> Weiß, L.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 61—67, 94—100. Pomp, A., E. Siebel u. E. Houdremont: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 53—72. Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67. Linicus, W.: Z. Metallkde. Bd. 23 (1931) S. 205—210.

auch beim Tiefziehen, lehren, daß solche Folgerungen aus Versuchen keineswegs utopisch sind, sondern sich durchaus verwirklichen lassen.

In Mehrfachzügen wirkt auch der Ziehrichtung entgegen ein Gegenzug (vgl. Nr. 112). Der Kraftbedarf muß dann außer der Zieharbeit auch noch den Gegenzug überwinden. Die Ziehfähigkeit muß dementsprechend um so kleiner ausfallen, je größer der Gegenzug ist.

Die vielfach angestellten Versuche zur Aufstellung einer Theorie des Drahtziehens<sup>1</sup> geben, wie schon in Nr. 73 gezeigt, auch unter unzulässigen Voraussetzungen und starken Vereinfachungen eine einigermaßen klare Vorstellung von dem Einfluß der Reibung. Dagegen ist die genaue Spannungsverteilung<sup>2</sup>, die auch für die Querschnittsverzerrungen verantwortlich ist, bisher nicht zu übersehen. Unter Heranziehung der versuchsmäßig festgestellten Verfestigung lassen sich jedoch eine mit gültigen Voraussetzungen angesetzte Theorie mit dem Versuch zur Deckung bringen (vgl. Abb. 141 in Nr. 72)<sup>3</sup>. Ein solcher Ansatz führt mit Abb. 252 zu der Grundgleichung für das

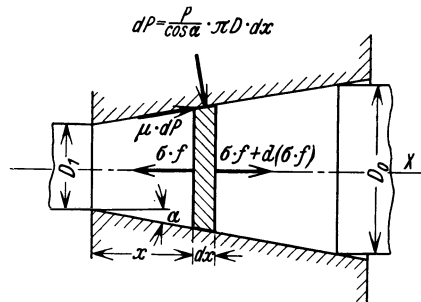


Abb. 252. Zur Ableitung des Kraftbedarfs beim Stangenziehen.

Gleichgewicht der Kräfte an einem Volumenelement  $f = \frac{\pi D^2}{4} \cdot dx$  innerhalb der Düse:

$$d\left(\frac{\pi D^2}{4} \cdot \sigma\right) + p \cdot \pi \cdot D \cdot \frac{dx}{\cos \alpha} (\sin \alpha + \mu \cos \alpha) = 0, \quad (41)$$

worin  $\sigma$  die axiale Zugspannung und  $p$  der Wanddruck sind. Die Lösung dieser Gleichung ergibt mit der Fließbedingung (vgl. Nr. 75):

$$\sigma + p = k \quad (42)$$

die Ziehspannung:

$$\sigma_1 = k \left( 1 + \frac{\mu \alpha}{\mu} \right) \left( 1 - \frac{f_1}{f_0} \frac{\mu}{\mu} \right), \quad (43)$$

worin  $f_0$  der Ausgangsquerschnitt und  $f_1$  der Endquerschnitt sind. Vernachlässigt man in Gleichung (41) die Reibung, setzt also  $\mu = 0$ , so resultiert die allgemeine Gleichung für den reibungsfreien Arbeitsbedarf [vgl. Gleichung (4) in Nr. 70]:

$$\sigma_0 = k \cdot \ln \frac{f_0}{f_1}. \quad (44)$$

## 115. Kraftbedarf und Ziehfähigkeit beim Rohrziehen.

Der Kraftbedarf beim Rohrziehen steigt nach Abb. 253—255 ebenfalls mit der Querschnittsabnahme stark an, und zwar praktisch unabhängig davon, wie sich der Abzug auf Durchmesser und Wandstärke verteilt<sup>4</sup>.

<sup>1</sup> Gewecke, H.: Dingers polytechn. J. Bd. 325 (1910) S. 193—196. Jäger, H.: Werkst.-Techn. Bd. 17 (1923) S. 193—197. Weiß, L.: Z. Metallkde. Bd. 14 (1922) S. 160 bis 172, Bd. 19 (1927) S. 61—67, 94—100. Becker, R.: Z. techn. Physik. Bd. 6 (1925) S. 298—305. Siebel, E.: Z. techn. Physik Bd. 7 (1926) S. 335—337. Sachs, G.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 7 (1927) S. 235—236.

<sup>2</sup> Vgl. F. C. Thompson u. I. Barton: Carnegie Scholarship. Mem. Bd. 19 (1930) S. 39—78.

<sup>3</sup> Linicus, W. u. G. Sachs: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 38—67.

<sup>4</sup> Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 11 (1932) S. 395—401.

Dagegen ist der Kraftbedarf, besonders bei schlanken Düsen, merklich von der Ziehart abhängig<sup>1</sup>. Der Hohlzug erfordert die geringsten Kräfte, der Stopfenzug die größten. Der Grund hierfür liegt darin, daß beim Hohlzug nur die Düsenreibung zu überwinden ist, während beim Stopfenzug innen und außen Reibung auftritt; und beim Stangenzug schließlich ist die Innenreibung infolge des Mitlaufens der Stange verhältnismäßig gering.

Der Einfluß der Düsenform auf die Ziehkraft ist nach Abb. 253 und 254 beim Rohrziehen etwas anders als beim Drahtziehen<sup>2</sup>. Beim Rohrziehen kommt

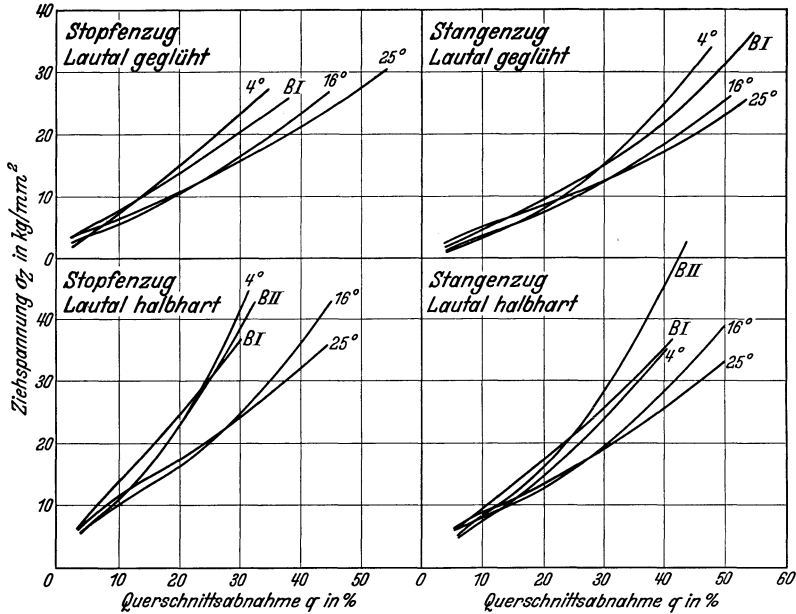


Abb. 253. Kraftbedarf zum Ziehen von Lautalrohr durch konische Düsen verschiedener Wandneigung und trompetenförmige Düsen (BI und BII).

hauptsächlich der Einfluß der Reibung zur Geltung, so daß schlanke Düsen meist einen höheren Kraftbedarf erfordern als steile. Dementsprechend ist auch bei schlanken Düsen die Oberflächenbeschaffenheit von erheblichem Einfluß. Bei geringen Abnahmen ist jedoch auch hier wie bei Draht ein Überschneiden feststellbar. Der Praxis entnommene Düsen mit einem sich aufweitenden Profil verhielten sich bei diesen Versuchen erheblich ungünstiger als konische Düsen.

Von der Ziehgeschwindigkeit ist der Kraftbedarf auch beim Rohrziehen nur in geringem Maße abhängig<sup>3</sup>.

Die Ziehfähigkeit ist beim Hohlzug und Stopfenzug genau wie beim Drahtziehen durch die Festigkeit des Rohres bestimmt<sup>4</sup>. Der höchste erreichbare Abzug liegt für Stahl, geglähtes Messing nach Abb. 254, sowie auch für geglähtes und vorgezogenes Lautal nach Abb. 253 und 255 um 50%. Beim Stangenzug wird

<sup>1</sup> Pomp, A. u. W. Albert: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 9 (1927) S. 53—111. Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: a. a. O.

<sup>2</sup> Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: a. a. O.

<sup>3</sup> Pomp, A. u. W. Albert: a. a. O.

<sup>4</sup> Pomp, A. u. W. Albert: a. a. O. Jung-König, W., W. Linicus u. G. Sachs: a. a. O.

dagegen die Ziehkraft nicht allein vom Rohr, sondern auch von der Stange mit übertragen. Dementsprechend liegt hierbei die Grenze der Ziehkraft ganz erheblich über der Zerreißfestigkeit des Werkstoffes; und die Ziehhigkeit ist beträchtlich größer als beim Hohlzug und Stopfenzug. Genauere Feststellungen über diesen Unterschied liegen allerdings bisher noch nicht vor.

Ein theoretischer Einblick in die Spannungsverhältnisse beim Rohrzug ist bisher nur sehr unvollkommen möglich<sup>1</sup>. Die rechnerische Behandlung stößt auf

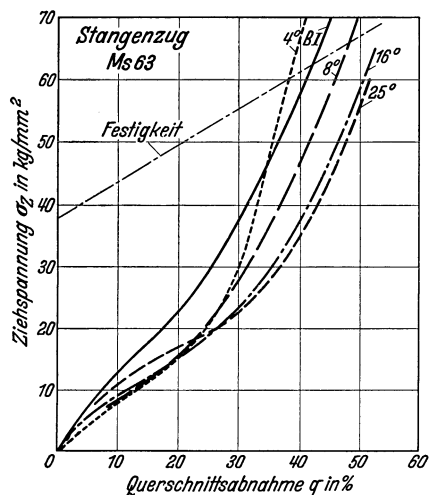


Abb. 254. Kraftbedarf zum Ziehen von Messingrohr durch Düsen verschiedener Wandneigung und eine trompetenförmige Düse (BT).

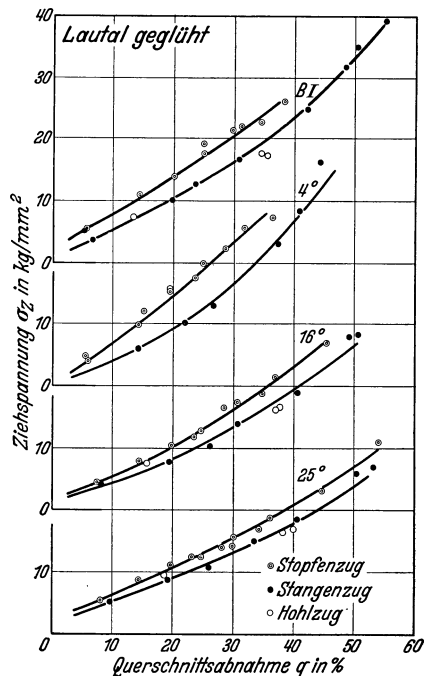


Abb. 255. Abhängigkeit des Kraftbedarfs zum Ziehen von Lautalrohr bei verschiedenen Zieharten.

erhebliche Schwierigkeiten. Näherungsweise kann man den Hohlzug dem Drahtziehen (vgl. Nr. 114) gleichsetzen. Für den Stopfenzug ist dagegen der Reibungsanteil etwa doppelt so gro wie beim Drahtziehen anzusetzen; der Stangen- und Hohlzug liegt zwischen Hohlzug und Stopfenzug.

## Tiefziehen und andere Blecharbeiten.

### 116. Der Ziehvorgang.

Die meisten aus Blech hergestellten, hohlen Fertigwaren werden durch Ziehen von Blechscheiben — Ziehscheiben, Zuschnitte, Ronden usw. genannt — hergestellt. Außerdem dient dieses Tiefziehen noch in beschränktem Ma dazu, Ausgangskörper für die Rohrfabrikation von hochschmelzenden und edlen Metallen zu erzeugen.

Bis zu einer gewissen Höhe lassen sich Hohlgefe, wie es Abb. 256 an einem Beispiel veranschaulicht, in einem Arbeitsgang nach Abb. 257 und 258, dem

<sup>1</sup> Jäger, H.: Werkst.-Techn. Bd. 17 (1923) S. 193—197. Weiß, L.: Z. Metallkde. Bd. 19 (1927) S. 61—67, 94—100, 173. Siebel, E.: Die Formgebung im bildsamen Zustande. Düsseldorf 1932.

Anschlag oder Napfziehen, formen. Die weitere Streckung des Hohlgefäßes geht im Weiterschlag oder Folgezug entsprechend Abb. 259 vor sich.

Die Umformung im Anschlag erfolgt durch einen Ziehstempel, der durch einen Ziehring gedrückt wird. Im allgemeinen ist es dabei nötig, den Zu-

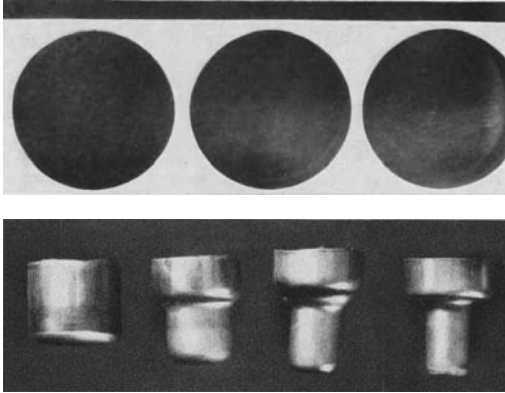


Abb. 256. Herstellungsgang einer Messinghülse.

schnitt entsprechend Abb. 257 auf den Ziehring durch einen Niederhalter oder Faltenhalter anzudrücken, da er sich sonst am Rande aufbiegt und Falten bildet (vgl. Abb. 268). Nur sehr dicke Bleche (im Verhältnis zum Zuschnittsdurchmesser) oder sehr geringe Durchmesserabnahmen lassen sich auch nach Abb. 258 in einem „Schlagwerkzeug“ ohne Faltenhalter faltenfrei ziehen. Ziehstempel und Ziehring sind beim Anschlag in den meisten Fällen plan mit kreisförmiger Ab-

rundung ausgebildet. Der Weiterschlag erfolgt in der Regel ebenfalls mit Faltenhalter. Hierbei kann der Zieh-

ring sehr verschieden profiliert sein<sup>1</sup>; oft ist er unter etwa 45° abgeschrägt.

Der Faltenhalter liegt in der Regel parallel zur Ziehringfläche auf. Er kann starr eingestell

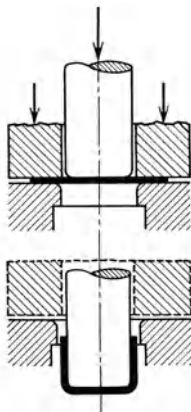


Abb. 257. Ziehen im Anschlag mit Faltenhalter.

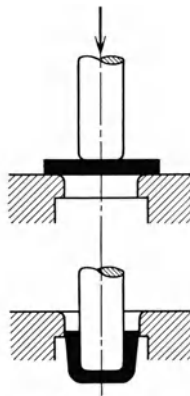


Abb. 258. Ziehen dicker Bleche ohne Faltenhalter.

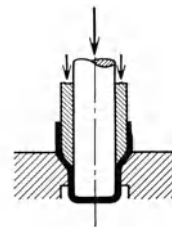


Abb. 259. Weiterschlag.

erforderliche Spiel nimmt im Anschlag etwa linear mit dem Zuschnittsdurchmesser zu (vgl. Nr. 118), derart, daß es bei einem Zuschnittsdurchmesser vom doppelten Hohlkörperdurchmesser 40% der Blechdicke beträgt. Bei wesentlich geringerem Abstand des Faltenhalters drückt dieser mit großer Kraft auf den Zuschnitt und führt zum Abreißen, bei größerem Abstand tritt störende Faltenbildung ein<sup>2</sup>. Abb. 260 läßt diese Erscheinungen an den Veränderungen des Kraftbedarfes erkennen. Nach Ziehversuchen an Stahl soll allerdings bei

<sup>1</sup> Grimston, F. S.: J. Inst. Met., Lond. Bd. 39 (1928 I) S. 255—277.

<sup>2</sup> Linićus, W. u. G. Sachs: Werkst.-Techn. Bd. 26 (1932) S. 233—235.

dünnen Blechen das Spiel gering gehalten werden<sup>1</sup>. Der ebene starre Faltenhalter ist auch empfindlich gegen Schwankungen in der Blechstärke. Durch Verwendung konischer Faltenhalter, die am Rande aufsitzen und nach innen zu den Abstand bis über 50% der Blechstärke erweitern, kann aber diese Empfindlichkeit, wie Abb. 261 zeigt, ganz ausgeschaltet werden<sup>2</sup>. Bei Federdruckapparaten wieder, in denen der durch lange Spiralfedern nachgiebig gehaltene Faltenhalter durch die Presse betätigt wird, ist der Druck wechselnd; und da zur Faltenverhinderung ein gewisser Minstdruck gehört, wird auch hier der Halterdruck zeitweise viel zu groß. Neuerdings haben sich daher Luftdruckfaltenhalter mit praktisch gleichbleibendem Halterdruck besonders für große Ziehstücke mit Erfolg eingeführt<sup>3</sup>.

Das Spiel zwischen Ziehstempel und Ziehring hat beim gewöhnlichen Ziehen ebenfalls der Blechverdickung Rechnung zu tragen. Andernfalls wird, wie es Abb. 260 an einigen Ziehschaubildern zeigt, gegen Ende des Ziehvorganges der verdickte Rand im Ziehspalt wieder unter erneutem Kraftanstieg abgezogen<sup>4</sup>. Für größere Zuschnitte wird daher der Ziehspalt bis zu 40% größer als die Blechdicke gehalten. Besonders bei dünnerem Blech wird aber auch oft erheblich weniger zugeschlagen<sup>5</sup>.

Um auf möglichst schnellem Wege lange, dünnwandige Hohlkörper, besonders solche, die wie Kartuschhülsen einen verdickten Boden haben müssen, herzustellen, kann aber auch der Ziehspalt erheblich schmäler gehalten werden als die Blechstärke. Ein solches Ziehen mit Blechschwächung wird besonders beim Weiterschlag angewandt (Streckzug). An einem zwischengeglühten Hohlkörper

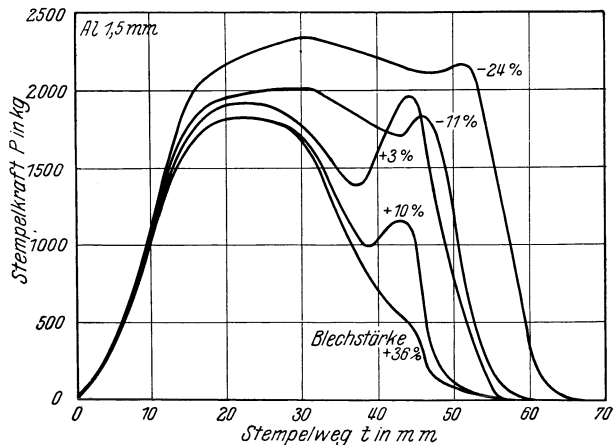


Abb. 260. Einfluß der Größe des Ziehspalts auf das Ziehschaubild von Aluminiumzuschnitten, 1,5 mm stark, 100 mm Ø. Stempeldurchmesser 50 mm.

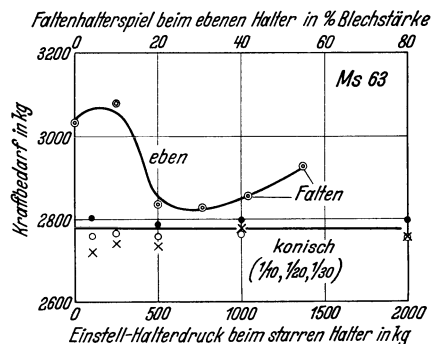


Abb. 261. Einfluß der Einstellbedingungen bei starren Faltenhaltern mit ebener und konischer Auflagerfläche auf den Kraftbedarf beim Ziehen von Messingzuschnitten, 1 mm stark, 60 mm Ø. Stempeldurchmesser 30 mm.

<sup>1</sup> Schmidt, M.: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 3 (1929) S. 213—222.

<sup>2</sup> Linicus, W. u. G. Sachs: a. a. O.

<sup>3</sup> Schlesinger: Werkst.-Techn. Bd. 19 (1925) S. 831—835. Kühner, O.: Werkst.-Techn. Bd. 23 (1929) S. 556—560; Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 190—193; Z. VDI Bd. 77 (1933) S. 469—474. Ackermann, E.: Diss. Dresden 1930; Werkst.-Techn. Bd. 26 (1932) S. 4—5.

<sup>4</sup> Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (1931) S. 11—38. Riem, W.: Z. Metallkde. Bd. 24 (1932) S. 157—161.

<sup>5</sup> Sellin, Walter: Handbuch der Ziehtechnik, S. 220. Berlin 1931.



ist dieser Vorgang aber nichts anders als ein Rohrziehen mit mitlaufendem Dorn (vgl. Nr. 111). Bei einem Weiterschlag an einem ungeglühten Hohlkörper ist der Streckzug insofern etwas verwickelter, als der auf Zerreißen beanspruchte Querschnitt dicht am Boden weich ist, der größte Zieh Widerstand aber vom besonders stark verfestigten Rand herrührt. Der bei einem solchen Körper mögliche Abzug

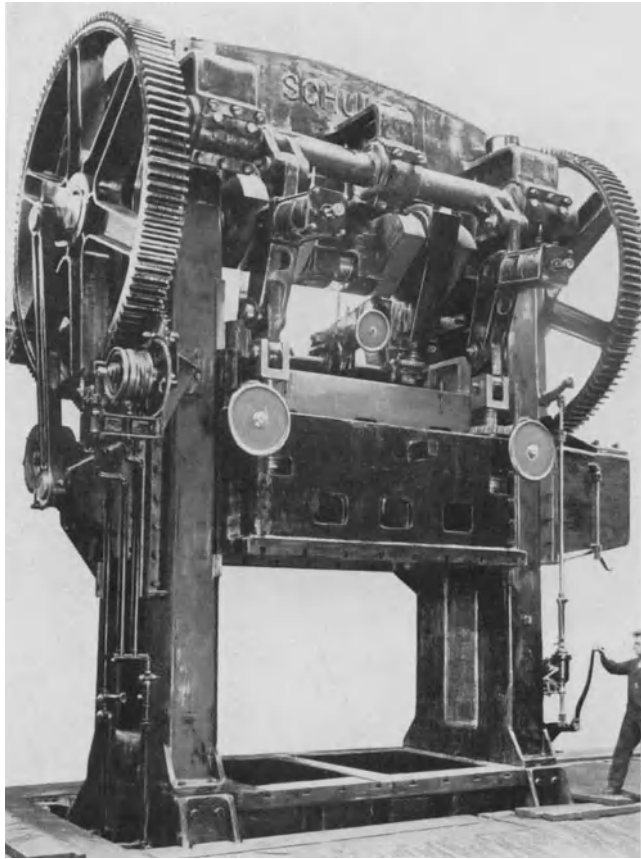


Abb. 262. Kniehebel-Breitziehpresse für größte Ziehstücke von L. Schuler, Göppingen.

muß daher tiefer liegen als bei einem geglühten. Der Einfluß einer Blechschwächung auf das Ziehen im Anschlag ist noch schwerer zu übersehen, da der Vorgang dann ziemlich verwickelt ist, und genauere Versuche über ihn bisher nicht vorliegen<sup>1</sup>. Die in Abb. 260 wiedergegebenen Versuche lassen nur die eigenartige Tatsache erkennen, daß bei einem Zuschnitt, dessen Größe hart an der Grenze der Ziehfähigkeit liegt, noch eine erhebliche zusätzliche Blechschwächung vorgenommen werden kann. Es entspricht dies den Beobachtungen über das Rohrziehen, wonach die dafür erforderliche Kraft nicht nur vom Werkstoff, sondern auch mit vom Dorn aufgenommen wird.

<sup>1</sup> Ruhrmann, E.: Forschungsarb. VDI 1926 Heft 277. Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (1931) S. 11—18.

Das Tiefziehen wird hauptsächlich mit Kurbelpressen und — besonders für schwerste Arbeiten — mit hydraulischen Pressen vorgenommen<sup>1</sup>. Die eigentlichen Ziehpressen sind doppelwirkende Kurbelpressen nach Abb. 262, bei denen mit Hilfe von Kniehebeln oder Kurvenscheiben die Relativbewegung des Faltenhalters und des Ziehstempels gegen den Ziehring besorgt werden. In Folgepressen können an verschiedenen Körpern gleichzeitig mehrere aufeinanderfolgende Arbeitsgänge durchgeführt werden.

Die Ziehwerkzeuge bestehen meist je nach den Anforderungen aus Kohlenstoffstahl (1,1% C), Chromstahl (1,4% C, 0,5% C) oder Wolframstahl (1,4% C, 5% W) mit gehärteten Arbeitsflächen<sup>2</sup>. Für das Ziehen von Monelmetall wird eine Bronze mit 20% Zinn als Werkzeugmaterial empfohlen<sup>3</sup>. Auch Hartmetall (Stellit) findet in geringem Maße für Werkzeuge Anwendung. Die Arbeitsflächen müssen poliert sein.

Zur Schmierung werden die verschiedensten Mittel empfohlen<sup>4</sup>. Über deren Wirkung auf den Tiefziehvorgang liegen bisher keine Versuche vor. Mit Hilfe eines besonderen, dem Tiefziehen nachgebildeten Prüfverfahren, bei dem keilförmige Blechproben in einem entsprechenden Gerät prismatisch gezogen wurden, konnte jedoch festgestellt werden, daß für Aluminium ein dickes Schmiermittel wie Talg einen geringeren Kraftbedarf und eine höhere Ziehfähigkeit gibt als ein dünnflüssiges wie Rüböl<sup>5</sup>.

Einige bei Raumtemperatur verhältnismäßig spröde Werkstoffe lassen sich gut in der Wärme ziehen, so Elektron bei 270—330°\* und härtere Aluminiumlegierungen bei 350—475°\*\*; dies verhindert bei letzteren auch die Bildung großer Kristalle beim Glühen. Für das Ziehen von Zink sollen das Metall und die Werkzeuge nicht unter 25° kalt werden<sup>6</sup>.

## 117. Ziehfähigkeit.

Bei dem auf Massenfertigung eingestellten Tiefziehen ist die Frage nach der in einem Zuge größtmöglichen Umformung oder Stufung, ohne daß der Ausschuß unzulässig groß wird, von erheblicher Bedeutung. Die in neuerer Zeit über diese Ziehfähigkeit, zunächst nur für das Ziehen runder Zuschnitte im Anschlag, durchgeführten Untersuchungen haben gezeigt, daß unter geeigneten Arbeitsbedingungen ganz andere Stufungen vorgenommen werden können als

<sup>1</sup> Brasch, H.: Forschungsarb. VDI 1925 Heft 268. Litz, V.: Spanlose Formung. Berlin 1926. Kurrein, M.: Die Werkzeuge und Arbeitsverfahren der Pressen. Berlin 1926. Wittlinger: Masch.-Bau Bd. 6 (1927) S. 265—270, 335—339. Kühner, O.: Z. Metallkde. Bd. 22 (1930) S. 190—193; Z. VDI Bd. 77 (1933) S. 469—474. Sellin, Walter: Handbuch der Ziehtechnik. Berlin 1931. Crane, E. V.: Plastic Working of Metals. New York 1932.

<sup>2</sup> Rapatz, F.: Werkstoff-Handbuch Stahl und Eisen, Blatt P 63.

<sup>3</sup> Crawford, C. A.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 74—79.

<sup>4</sup> Brasch, H. D.: Forschungsarb. VDI 1925 Heft 268. Sellin, Walter: Handbuch der Ziehtechnik, S. 335; vgl. ferner E. E. Halls: Machinery, Lond. Bd. 42 (1933) S. 453—457. Krekeler, K.: Werft Reed. Hafen Bd. 14 (1933). Reswick, M.: Trans. Amer. Soc. Stl. Treat Bd. 21 (1933) S. 181—192.

<sup>5</sup> Sachs, G.: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 213—218.

\* de Ridder: TZ. prakt. Metallbearb. 1933.

\*\* Fuß, V.: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 301—304.

<sup>6</sup> Trewin, C. S.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1928 S. 95—98.

früher für möglich gehalten wurde. Während z. B. für Messing nach der Zusammenstellung von Sellin das Verhältnis von Stempeldurchmesser  $d$  zu Zugschnittsdurchmesser  $D$  früher nicht unter  $d/D = 0,6$  ( $D/d = 1,7$ ), bis 1930 nicht

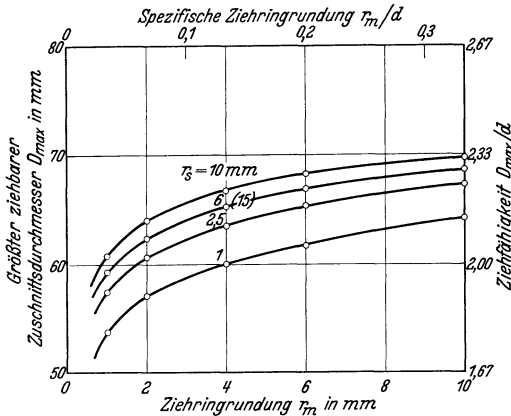


Abb. 263. Einfluß der Ziehringrundung ( $r_m$ ) und der Stempelrundung ( $r_s$ ) auf die Ziehbarkeit von Messingblech (Ms 63), 1 mm stark. Stempeldurchmesser 30 mm.

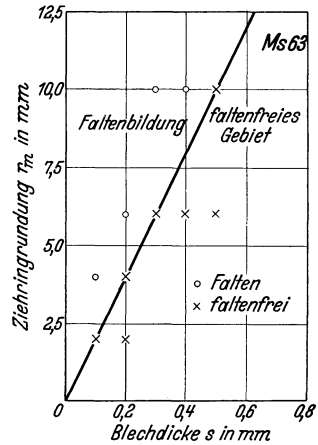


Abb. 264. Einfluß der Ziehringrundung auf die Faltenbildung beim Ziehen von Messingblech.

unter  $d/D = 0,5$  ( $D/d = 2,0$ ) liegen durfte, gehen neuere Angaben bis zu einem Wert von  $d/D = 0,4$  ( $D/d = 2,5$ )<sup>1</sup>. Die dazu gehörigen Höhen bei einem Stempeldurchmesser von 100 mm sind etwa 75, 100 und 130 mm!

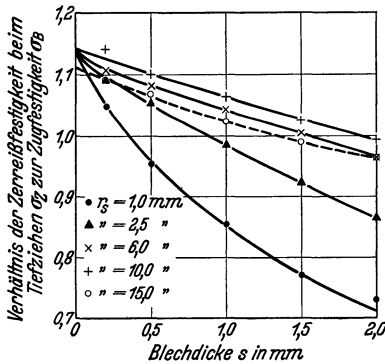


Abb. 265.

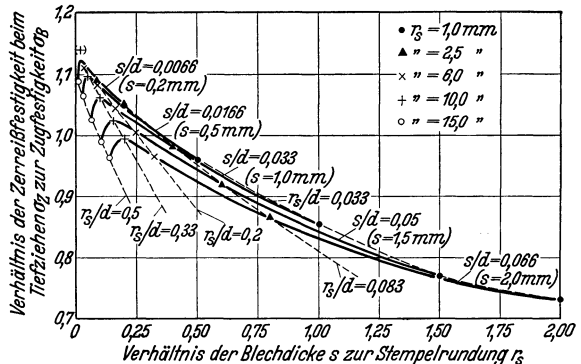


Abb. 266.

Abb. 265 u. 266. Einfluß der Stempelrundung auf die Zerreißfestigkeit von Messingblechern verschiedener Strke beim Ziehen.

Der Hauptfaktor, welcher hierfür von ausschlaggebender Bedeutung ist, ist nach Abb. 263 die Rundung von Ziehstempel und Ziehring<sup>2</sup>. Je größer beide Rundungen sind, desto größer fällt, besonders bei dickem Blech, die Ziehfähigkeit aus. Bei einem gewöhnlichen ebenen Faltenhalter ist aber die Ziehringrundung dadurch begrenzt, daß bei zu großer Rundung der Zuschnitt bald vom Faltenhalter loskommt und Falten wirft. Abb. 264 zeigt für Druckmessing (Ms 63)

<sup>1</sup> Sellin, Walter: Handbuch der Ziehtechnik, S. 200.

<sup>2</sup> Sellin, Willi: Ber. Betriebswiss. Arb. Bd. 3 (1930) S. 18—34. Herrmann, L. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934).

verschiedener Stärke die danach höchst zulässigen Ziehringrunden<sup>1</sup>. Die in Abb. 263 und 264 niedergelegten Ergebnisse dürften, mit einer gewissen Verschiebung der Absolutwerte, auch für andere Werkstoffe weitgehend gültig sein.

Die Ursache dieses Zusammenhanges ergibt sich aus folgenden Überlegungen. Die Ziehfähigkeit beim Tiefziehen wird erreicht, wenn die Ziehkraft gerade gleich der Zerreißfestigkeit des Werkstoffes am höchst beanspruchten Körperboden ist. Nun ist einmal nach Abb. 265 und 266 diese Zerreißkraft stark vom Verhältnis der Stempelrundung zur Blechstärke abhängig. Und zwar ist sie allgemein am

größten, wenn die Stempelrundung  $r_s$  etwa 30% des Stempeldurchmessers  $d$  beträgt:

$$r_s = 0,3 d. \quad (45)$$

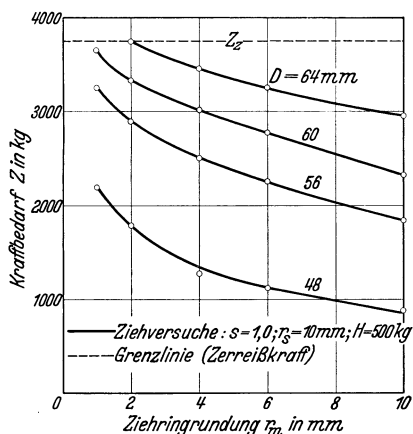


Abb. 267. Einfluß der Ziehringrundung auf den Kraftbedarf beim Ziehen von Messingblech.

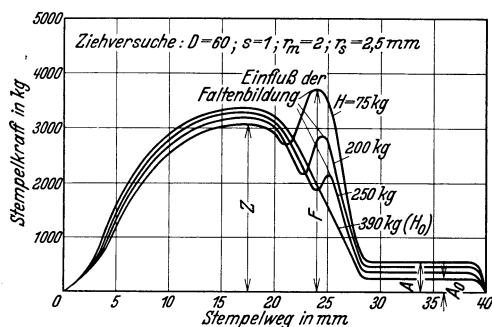


Abb. 268. Einfluß der Faltenhalterkraft ( $H$ ) auf das Ziehchaubild von Messingblech. Stempeldurchmesser  $d = 30$  mm.

Der eigentümliche Verlauf der Kurven in Abb. 265 und 266 ist theoretisch begründet und wahrscheinlich für alle Werkstoffe — untersucht wurden Messing und V2A-Stahl — nahezu gleichartig<sup>2</sup>.

Die Ziehkraft ist andererseits nach Abb. 267 von der Ziehringrundung ebenfalls in starkem Maße abhängig. Die genauen zahlenmäßigen Zusammenhänge sind jedoch noch nicht aufgedeckt. Auch ist es bisher nicht möglich, hierfür eine vollständige Erklärung zu geben.

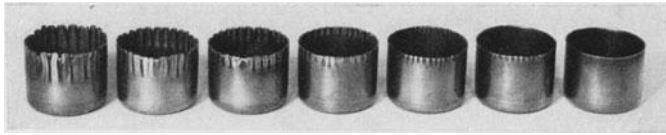
Weiterhin ist auf die Ziehfähigkeit noch die Größe des Faltenhalterdruckes von Einfluß. Der Zuschnitt bewegt sich gegen diesen Druck unter dem Halter weg; die Ziehkraft muß also die von der Halterkraft abhängige Reibung überwinden und steigt daher entsprechend Abb. 268 mit der Halterkraft an. Der Halterdruck braucht nur entsprechend Abb. 268 und 269 gerade so groß zu sein, um die Faltenbildung zu überwinden; jede Erhöhung darüber hinaus bedeutet, besonders bei nicht ganz glatter Oberfläche von Werkstoff und Werkzeug und ungünstigem Schmiermittel eine Verringerung der Ziehfähigkeit<sup>3</sup>. Allerdings fällt bei dickeren Blechen, d. h. etwa von solchen, die über 3% des Stempeldurchmessers dick sind, der Halterdruck wenig ins Gewicht, wenn er nicht ein Vielfaches des günstigen Faltenhalterdruckes ausmacht. Letzteres ist allerdings bei ungeeignetem Faltenhalter durchaus denkbar. Bei dünnen Blechen ist aber auf jeden Fall eine genaue

<sup>1</sup> Herrmann, L. u. G. Sachs: a. a. O.

<sup>2</sup> Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 11—38. Herrmann, L. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934).

<sup>3</sup> Sachs, G.: a. a. O.

Einhaltung des günstigen Faltenhalterdruckes von erheblicher Bedeutung, da dann der Reibungsanteil stark ins Gewicht fällt. Die Größe der günstigen Halterkraft ist, wie eingehende Versuche, bei denen die Faltenbildung am Ziehschaubild und mit dem Auge genau verfolgt wurde, gezeigt haben, in sehr verwickelter Weise von der Blechdicke und Zuschnittsgröße abhängig<sup>1</sup>. Es liegt dies daran, daß die Faltenbildung ein Knickvorgang ist, der sich nur unter gewissen Bedingungen einstellt<sup>2</sup>. Je größer der Zuschnitt, je dünner das Blech und auch je schärfer die Ziehringrundung ist, desto leichter tritt Faltenbildung ein. Unter günstigen Bedingungen braucht man jedoch für Messingblech jeder Stärke auf die Einheit der unter dem Faltenhalter befindlichen Zuschnittsfläche nicht größere Drücke als  $10 \text{ kg/cm}^2$  aufzugeben<sup>3</sup>. Für andere Werkstoffe ist der Halterdruck deren Festigkeitseigenschaften (Streckgrenze und Festigkeit) anzupassen<sup>4</sup>.



$H = 100 \quad 120 \quad 150 \quad 170 \quad 200 \quad 240 \quad 290 \text{ kg}$

Abb. 269. Einfluß der Halterkraft  $H$  auf die Faltenbildung beim Tiefziehen von Druckmessing.

Die Ziehgeschwindigkeit ist auf die Ziehfähigkeit praktisch ohne Einfluß, so daß auch Versuche in Zerreißmaschinen zu den gleichen Werten führen wie in schnellwirkenden Pressen<sup>5</sup>.

Über die unter günstigen Bedingungen erreichbaren Ziehfähigkeiten liegen besonders für Druckmessing (Ms 63) eingehendere Versuche vor<sup>6</sup>. Den Einfluß von Ziehring- und Stempelrundung für 1 mm Blech und 30 mm Stempeldurchmesser zeigt Abb. 263. Der Einfluß der Rundungen ist um so geringer, je dünner das Blech ist. Ferner ist nach dem Kickschen Ähnlichkeitsgesetz (vgl. Nr. 74) zu erwarten, daß die Ziehfähigkeit für gleiches Verhältnis der Blechstärke zum Stempeldurchmesser gleich groß ausfällt. Nach Versuchen von Sellin trifft dies auch annähernd zu. Für andere Werkstoffe liegen nur Versuche mit einem bestimmten Werkzeug vor<sup>7</sup>, aus denen aber etwa folgende Verhältnis-

<sup>1</sup> Herrmann, L. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934).

<sup>2</sup> Geckeler, J. W.: Z. angew. Math. Mech. Bd. 8 (1928) S. 341—352.

<sup>3</sup> Das Taschenbuch für wirtschaftliche Blechbearbeitung von L. Schuler, 2. Aufl., S. 31. Göppingen 1932 gibt die günstigen Halterdrücke allgemein zu  $10\text{--}20 \text{ kg/cm}^2$  an, und zwar den größeren Wert für dünne Bleche.

<sup>4</sup> Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (spanlose Formung) (1931) S. 11—38.

<sup>5</sup> Kummer, H.: Masch.-Bau Bd. 5 (1926) S. 657—661, Bd. 6 (1927) S. 764—767. Kühner, O.: Wirkungsgrad und Wirtschaftlichkeit der Friktionspressen. Göppingen 1926. Fischer, F.: Diss. Stuttgart 1927. Kühner, O.: Werkst.-Techn. Bd. 21 (1927) S. 629—635. Sellin, Willi: Ber. Betriebswiss. Arb. Bd. 3 (1930) S. 18—35. Eisenkolb, F.: Stahl u. Eisen Bd. 52 (1932) S. 357—364.

<sup>6</sup> Sellin, Willi: Ber. Betriebswiss. Arb. Bd. 3 (1930) S. 18—35. Herrmann, L. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934).

<sup>7</sup> Fischer, G. R.: AEG-Mitt. 1927 S. 419—420, 1929 S. 483—486. Schmidt, M.: Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 3 (1929) S. 213—222. Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (1931) S. 11—38. Sellin, Walter: Handbuch der Zientechnik, S. 200. Litten-Dubois, W.: Masch.-Bau Bd. 12 (1933) S. 255—257.

zahlen gegenüber Druckmessing entnommen werden können: Kupfer, verschiedene Messinge, Bronze und Silber 1,0, Aluminium 0,75—0,95, Zink 0,7, Kohlenstoffstahl und ferritische Sonderstähle 0,85—0,95, austenitischer Stahl (V2A) 0,95.

Für Weiterschläge wird die Ziehfähigkeit stets erheblich geringer angegeben als für den Anschlag<sup>1</sup>. Während bei Messing die Ziehfähigkeit im Anschlag im Höchstfalle 2,5 beträgt, d. h. 60% des Durchmessers abgezogen werden können, bleibt die Ziehfähigkeit im Weiterschlag nach Sellin unter 1,55; d. h. es kann dann der Durchmesser des Hohlkörpers nur noch um 35% in einem Zug verringert werden.

In der Praxis halten sich die Stufungen in den meisten Fällen weit unter dieser Grenze, besonders beim Weiterschlag<sup>2</sup>. In neueren Mitteilungen werden aber die Grenzwerte für den Anschlag durchaus als erreichbar angesehen<sup>3</sup>. Ferner wird in der Regel die Stufung von Zug zu Zug kleiner gewählt. Für das Ziehen verwickelter Formen sind die Stufungen von Brasch ausgearbeitet worden<sup>4</sup>.

Die meisten Werkstoffe lassen sich rißfrei nur wenige Züge ohne Zwischenglühung ziehen. Genauere Richtlinien für den Zeitpunkt der Glühbehandlung bei verschiedenen Werkstoffen liegen jedoch bisher nicht vor.

## 118. Blechdehnungen.

Zur Berechnung der Zuschnittsgröße für einen Hohlkörper wird beim gewöhnlichen Tiefziehen (ohne Blechschwächung) meist von der Vorstellung ausgegangen, daß Zuschnitt und Hohlkörper (in der Mittelfaser) gleiche Oberflächen haben<sup>5</sup>. Unter Umständen wird sogar, um den Abfall durch Zipfelbildung (vgl. Nr. 45) usw. zu berücksichtigen, dazu noch ein Zuschlag gegeben.

In Wirklichkeit ist stets ein gewisser Unterschied zwischen beiden, eine „Blechdehnung“, vorhanden<sup>6</sup>. Über deren Größe beim Anschlag haben jedoch erst neuere Versuche Klarheit gegeben<sup>7</sup>. Diese zeigen entsprechend Abb. 270, daß kleine Zuschnitte ihre Oberfläche beim Ziehen verkleinern, große Zuschnitte dagegen vergrößern. Scharfe Ziehringrundungen geben verstärkte Blechdehnung. Eine Verringerung des Ziehspaltes unter 40% wirkt sich naturgemäß auch in einer entsprechenden Vergrößerung der Blechdehnung aus. Unvollständig, also mit Rand gezogene Hohlkörper, weisen eine verhältnismäßig große Blechdehnung auf<sup>8</sup>.

<sup>1</sup> Vgl. Walter Sellin: Handbuch der Ziehtechnik, S. 206f. Crane, E. V.: Plastic Working of Metals. New York 1932; Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. Bd. 21 (1933) S. 155—180.

<sup>2</sup> Vgl. E. V. Crane: Plastic Working of Metals, S. 164.

<sup>3</sup> Vgl. Taschenbuch für wirtschaftliche Blechbearbeitung von L. Schuler, Göppingen, S. 32.

<sup>4</sup> Brasch, H. D.: Forschungsarb. VDI 1925 Heft 268.

<sup>5</sup> Brasch, H. D.: Forschungsarb. VDI 1925 Heft 268. Crane, E. V.: Plastic Working of Metals, S. 161. New York 1931.

<sup>6</sup> Musiol, K.: Stahl u. Eisen Bd. 27 (1907) S. 477—482, 513—520, 551—558; Rechnerische und zeichnerische Methode der Zuschnittsermittlung. Leipzig 1908. Sellin, Walter: Masch.-Bau Bd. 3 (1923/24) S. 229—235, 482—484. Fischer, F.: Diss. Stuttgart 1927. Sellin, Willi: Ber. Betriebswiss. Arb. Bd. 3 (1930) S. 18—35.

<sup>7</sup> Draeger, H.: Ber. Betriebswiss. Arb. Bd. 2 (1929) S. 1—19. Herrmann, L. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934).

<sup>8</sup> Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (1931) S. 11—38.

Die Zusammenhänge ergeben sich aus den Verformungen des Zuschnittes beim Ziehen<sup>1</sup>. Dieser verdickt sich, wie schon in Nr. 116 erwähnt, am Rande bis zu etwa 40% und wird dann nach innen zu bis an den Boden heran ständig dünner. Bei kleinen Zuschnitten, und dementsprechend kleinen Ziehkräften wird der untere Hohlkörperteil nur wenig dünner als das Blech. Unter Ziehkräften dagegen, die der Zerreißfestigkeit des Hohlkörpers nahekommen, dehnt dieser Bereich soweit, als es die Dehnung des betreffenden Stoffes zuläßt; und auch der Boden selber wird bei Stoffen mit niedriger Streckgrenze unter der allseitigen Zugbeanspruchung, die über die Stempelrundung übertragen wird, um einen geringen Betrag dünner.

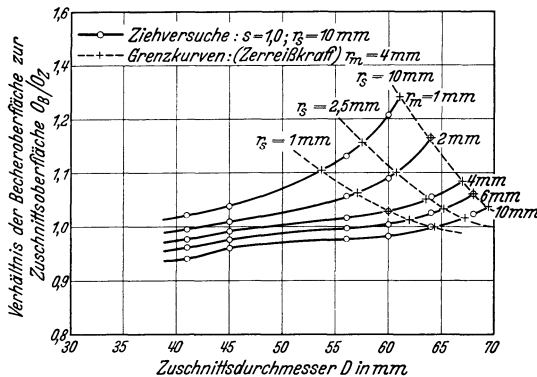


Abb. 270. Blechdehnungen beim Ziehen von Druckmessing (Ms 63). Stempeldurchmesser 30 mm.

Diese Verformungen des Bleches beim Ziehen sind theoretisch weitgehend zu übersehen<sup>2</sup>. Die Verformungen der einzelnen Fasern unter dem Faltenhalter durch den eigentlichen Ziehvorgang lassen sich ziemlich genau aus dem Spannungszustand heraus berechnen. Insbesondere entspricht die Verdickung des Randes nahezu der Verdickung eines Körpers von der Blechstärke, der in tangentialer Richtung vom Durchmesser des Außenrandes auf den des Hohlkörpers einfach gestaucht wird. Zu diesen Verformungen kommen dann noch Dehnungen beim Biegen über die Ziehringkante, sowie schließlich die schon besprochenen Dehnungen unter der Stempelpkraft hinzu.

## 119. Kräfte und Spannungen beim Tiefziehen.

Die Größe des Kraftbedarfs beim Ziehen ist von verhältnismäßig geringem praktischem Interesse. Für eine genaue Kenntnis der Zusammenhänge ist jedoch, wie schon mehrfach gezeigt, eine Verfolgung der Stempelpkraft über dem Stempelwege (vgl. Abb. 262 und 268) von großem Wert. Solche Ziehschaubilder lassen sich sowohl durch Einbau von Kraftmeßvorrichtungen in Ziehpressen<sup>3</sup>, als auch ebenso zuverlässig durch besondere Versuche in Prüfmaschinen<sup>4</sup> gewinnen. Für eine vollständige Erfassung der Zusammenhänge muß auch noch die Halterkraft feststellbar sein, was bei Verwendung pneumatischer Faltenhalter auch ohne

<sup>1</sup> Brasch, H. D.: Forschungsarb. VDI 1925 Heft 268. Sommer, M.: Forschungsarb. VDI 1926 Heft 268; Masch.-Bau Bd. 4 (1925) S. 1171—1178. Fischer, F.: Diss. Stuttgart 1927. Ackermann, E.: Diss. Dresden 1930. Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (1931) S. 11—38. Herrmann, L. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934).

<sup>2</sup> Sachs, G.: a. a. O.

<sup>3</sup> Ruhrmann, E.: Forschungsarb. VDI 1926 Heft 277. Sellin, Willi: Ber. Betriebswiss. Arb. Bd. 3 (1930) S. 18—35. Ackermann, E.: Diss. Dresden 1930.

<sup>4</sup> Sommer, M.: Forschungsarb. VDI 1926 Heft 286; Masch.-Bau Bd. 4 (1925) S. 1171 bis 1178. Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 139—153. Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (1931) S. 11—38.

weiteres der Fall ist. Eine besondere elektrisch angetriebene Ziehvorrichtung mit hydraulischer Messung der Stempelkraft und Halterkraft, die für genauere Untersuchungen sehr geeignet ist, hat Wazau angegeben<sup>1</sup>.

Für das Gelingen des Ziehvorganges ist in erster Linie der Höchstwert der Stempelkraft maßgebend. Über die Abhängigkeit dieses Kraftbedarfs von den wichtigsten Faktoren ist schon in Nr. 117 gesprochen worden.

Die Spannungsverhältnisse beim Tiefziehen lassen sich für den Anschlag runder Zuschnitte theoretisch weitgehend übersehen. Dieser Vorgang ist von allen Formungen der einzige, der unter gewissen Vereinfachungen eine nahezu einwandfreie rechnerische Behandlung zuläßt. Es liegt dies daran, daß die äußeren Kräfte nur am Außenrand des Zuschnittes und am Ziehspalt angreifen, während im übrigen das Blech lediglich in seiner Ebene beansprucht wird.

Für die rechnerische Behandlung des Ziehvorganges liegen verschiedene Ansätze vor, von denen die älteren

allerdings unvollständig sind oder unzulässige Voraussetzungen machen<sup>2</sup>. Der wirkliche Beanspruchungszustand<sup>3</sup> in Abb. 271 entspricht weitgehend dem eines dickwandigen Rohres unter Innendruck. Das Gleichgewicht der Kräfte an einem Ringelement des Zuschnittes vom Volumen  $f \cdot dx = (R \cdot \gamma \cdot s) \cdot dx$  nach Abb. 272 führt unter Vernachlässigung der Veränderungen der Blechstärke zu der Grundgleichung:

$$\left. \begin{aligned} d(R \cdot \gamma \cdot s \cdot \sigma_1) - 2 \sigma_3 \cdot dR \cdot \frac{\gamma}{2} \cdot s &= 0 \\ \frac{d(\sigma_1 \cdot R)}{dR} &= \sigma_3, \end{aligned} \right\} \quad (46)$$

worin  $\sigma_1$  die axiale und  $\sigma_3$  die tangentielle Spannung ist.

Mit der Fließbedingung (vgl. Nr. 75):

$$\sigma_1 - \sigma_3 \sim 1,10 k \quad (47)$$

ergibt sich daraus zunächst für den reibungsfreien Kraftbedarf wieder die allgemeine Gleichung (vgl. Nr. 70) in etwas abgeänderter Form<sup>4</sup>:

$$\sigma_0 \sim 1,10 k \cdot \ln \frac{D}{d}, \quad (48)$$

<sup>1</sup> Döhmer, P. W.: Masch.-Bau Bd. 8 (1929) S. 772—773. Herrmann, L. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934).

<sup>2</sup> Sommer, M.: Forschungsarb. VDI 1926 Heft 286. Eksergian, C. L.: Met. Ind., Lond. Bd. 30 (1927) S. 405—408, 433—436, 459—462, 483—484.

<sup>3</sup> Siebel, E.: Stahl u. Eisen Bd. 47 (1927) S. 1340—1341. Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 139—153.

<sup>4</sup> Sachs, G.: Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 16 (1931) S. 11—38.

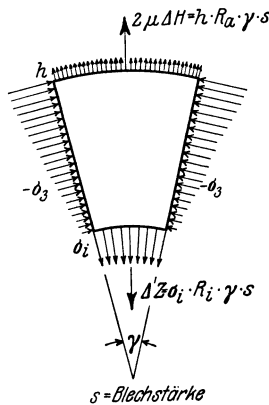


Abb. 271. Kräftezustand an einem Segment eines Bleches beim Tiefziehen.

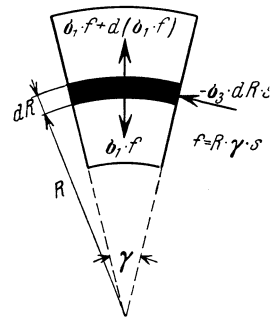


Abb. 272. Zur Ableitung des Kraftbedarfs beim Tiefziehen.



worin das Verhältnis des Zuschnittsdurchmessers  $D$  zum Stempeldurchmesser  $d$  die Längung der Querschnittsfaser beim Tiefziehen darstellt. Da  $D$  sich allerdings ständig ändert, ist der Kraftbedarf für jeden Augenblick des Ziehvorganges besonders zu berechnen.

Unter Berücksichtigung der Reibung  $\mu H$  infolge der am Außenrand angreifenden Halterkraft  $H$  und unter Berücksichtigung der — bisher nicht erfaßbaren — Biegekraft<sup>1</sup> am Ziehring  $B$  ergibt sich für die Ziehspannung  $\sigma_1$ , welche den Zuschnitt radial einzieht, der Ausdruck<sup>2</sup>:

$$\sigma_1 = 1,10 k \cdot \ln \frac{D}{d} + \mu \frac{H}{R_i \cdot s}. \quad (49)$$

Und die vom Stempel aufzubringende Kraft  $P$  wird für den Fall, daß die Ziehringfläche eben und der Hohlkörper im betrachteten Augenblick schon zylindrisch ist:

$$P = e^{\mu \frac{H}{s}} \left( 2 \cdot \Pi \cdot R_i \cdot \sigma_1 + \mu H \cdot \frac{D}{d} \right) + B. \quad (50)$$

Einige nach dieser Gleichung unter Vernachlässigung des Biegeanteiles  $B$  errechneten Ziehschaubilder im Vergleich zu versuchsmäßig festgestellten gibt

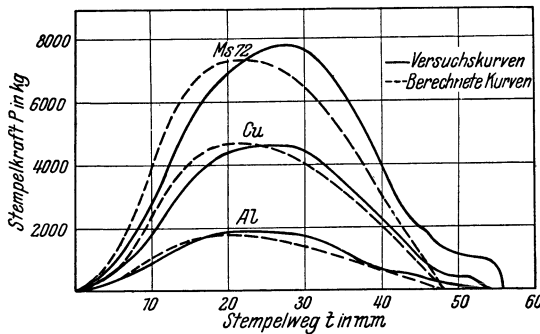


Abb. 273. Vergleich zwischen versuchsmäßig und rechnerisch ermittelten Ziehschaubildern.

Abb. 273 wieder. Die etwas verschiedenartige Form beider erklärt sich aus der Vernachlässigung der Blechdehnungen.

## 120. Stanzeri und weitere Blecharbeiten.

Die meisten Blecharbeiten, die in der Regel kalt durchgeführt werden, faßt man nach den vom Ausschuß für wirtschaftliche Fertigung festgelegten Begriffsbestimmungen

unter dem Sammelbegriff Stanzen zusammen. Dieser umfaßt folgende Arbeiten<sup>3</sup>:

I. a) Schneiden, b) Stechen, II. Stanzen im engeren Sinne, III. Ziehen, IV. Drücken, V. Pressen.

Das Drücken ist ein Konkurrenzverfahren des Ziehens, das wegen der billigeren Werkzeuge besonders für kleinere Serien von Vorteil ist<sup>4</sup>. Die Blechscheibe wird hierbei entweder nach Abb. 274 über das Futter oder nach Abb. 275 in das Futter mit einem Drückstahl oder einer Drückrolle gedrückt. Beim Ausbauchen von Hohlkörper wird auf ein aus mehreren Stücken bestehendes Teilfutter oder gegen eine auf einer parallelen Achse angebrachte profilierte Rolle gedrückt. Futter und Blechscheibe drehen sich auf einer schnellaufenden Drehbank mit großer Geschwindigkeit um, so daß das Drückwerkzeug jedesmal nur eine geringe Einbeulung im Blech vornimmt. Große Scheiben aus dünnem Blech neigen dabei zu Faltenbildung, die durch ein von hinten gegengehaltenen Stahl oder Holzstab

<sup>1</sup> Vgl. C. L. Eksergian: Met. Ind., Lond. Bd. 30 (1927) S. 405—408, 433—436, 459 bis 462, 483—484.

<sup>2</sup> Sachs, G.: a. a. O.

<sup>3</sup> Rapatz, F.: Werkstoff-Handbuch Stahl und Eisen, Blatt P 63.

<sup>4</sup> Renz, A.: Werkstoff-Handbuch Nichteisenmetalle, Blatt P 7.

verhindert werden kann. Auf der Drückbank können auch die Ränder von Hohlkörpern gerollt, gesäumt, sowie auch beschnitten werden.

Zum Stanzen in engerem Sinne gehören das Biegen mittels Biegestanzen, das Rollen mittels Rollstanzen, das Formstanzen mittels Formstanzen, das Planieren mittels Flachstanzen, sowie auch das schon in Nr. 101 unter den Preßvorgängen besprochene Prägen mit Prägestanzen.

Das Kaltpressen ist ebenfalls schon bei den Preßvorgängen behandelt worden. Hierbei wird auch meist nicht von Blechscheiben, sondern von Stangenabschnitten ausgegangen.

Beim Schneiden wird die Verformung mittels Scheren, ebenen Stempeln mit scharfer Kante, sog. Schnitten, oder Messerschnitten mit messerartigen Kanten bis zur vollständigen Materialtrennung geführt. Beim Stechen oder Durchreißen mit einem Durchstechnitt wird zur Herstellung einer Öffnung mit aufgebogenem Rand ein angespitzter Stempel durchgetrieben.

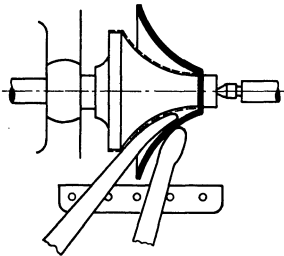


Abb. 274. Drücken über das Futter.

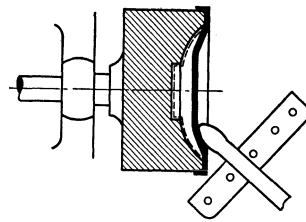


Abb. 275. Drücken in das Futter.

(Nach Renz.)

Gewisse Blecharbeiten können noch auf verschiedenartige Weise durchgeführt werden<sup>1</sup>. Das Ausbauchen geschieht außer durch Drücken auch durch Preßluft oder hydraulisch, sowie mit Hilfe von Gummipolstern bzw. an einem Kegelstumpf anliegenden Segmenten, die in einer Presse auseinander getrieben werden. In allen Fällen dient ein entsprechendes Werkzeug zur genauen Begrenzung der Form. Rillen, also schmale Ausbauchungen, können außerdem durch eine Druckbeanspruchung des Hohlkörpers, welche zum Ausknicken in der gewünschten Weise führt, hergestellt werden. Ferner lassen sich auch aus- und einspringende Rillen, sowie das Umbiegen (Bördeln) und Rollen von Rändern mit Hilfe von mehreren Rollen, also durch Walzvorgänge, herstellen.

Dünnwandige Profile können außer durch Strangpressen auch aus Blechstreifen durch Walzen zwischen Rollensystemen und durch Ziehen mittels besonderen Ziehdufen geformt werden. Auf diese Weise werden hauptsächlich Profile aus Aluminiumlegierungen und Elektron für den Luftfahrzeugbau hergestellt.

## 121. Blechprüfung.

Die Prüfung eines Bleches auf seine Eignung für die Blechbearbeitung ist eine umstrittene Frage<sup>2</sup>.

Das Verhalten eines Werkstoffes in einem bestimmten Formungsvorgang kann, wie neuere Untersuchungen klar erwiesen haben, nur durch besondere, dem

<sup>1</sup> Vgl. E. V. Crane: The Plastic Working of Metals. New York 1931.

<sup>2</sup> Vgl. H. W. Gillett: Met. & Alloys Bd. 2 (1931) S. 215—222.

betreffenden Arbeitsvorgang weitgehend angelehnte Versuche festgestellt werden. Derartige Versuche liegen besonders für den Tiefziehvorgang vor (vgl. Nr. 119); und hierfür sind auch im Wazau-Tiefziehprüfer<sup>1</sup> und im Erichsen-Tiefungsprüfer mit Näpfen-Zusatzgerät<sup>2</sup> Maschinen geschaffen worden, welche eine eingehende Prüfung von Ziehblech in verkleinertem Maßstabe ermöglichen. Genauer untersucht worden ist noch das Verhalten verschiedenen harter Bleche beim Biegen in Biegestanzen mit verschiedenen Abrundungsradien<sup>3</sup>. Hierbei hat es sich gezeigt, daß der Abrundungsradius für eine senkrecht zur Walzrichtung liegende Biegekante viel kleiner gehalten werden kann als für eine Biegekante parallel zur Walzrichtung<sup>4</sup>.

Um das Verhalten von Blechen beim Tiefziehen zu prüfen, ist auch ein einfaches Gerät angegeben worden, in dem in einer Zerreißmaschine ein keilförmiger Blechstreifen durch eine flache Düse gezogen wird<sup>5</sup>. Die größte Länge des Blechstreifens, die sich bei diesem Keilziehversuch noch durchziehen läßt, ist dann ein Wertmaß für die Ziehfähigkeit unter den betreffenden Arbeitsbedingungen. Einige mit diesem Gerät durchgeführte Versuche<sup>6</sup> zeigen, daß es ähnliche Zusammenhänge gibt, wie wirkliche Ziehversuche.

Solche Versuche sind jedoch immer noch ziemlich umständlich. In der Praxis hat sich daher als hauptsächlich verwendete Prüfung für Bleche die Tiefungsprüfung nach Erichsen eingeführt, bei der in einen quadratischen Blechabschnitt ein kugelförmiger Stempel durch eine größere Matrize gedrückt wird, bis die im Blech gebildete Kalotte an der Kugel abreißt<sup>7</sup>. Die Höhe der gebildeten Kalotte, die als Tiefung unmittelbar am Gerät abgelesen wird, dient als Wertmaß für die Blecheigenschaften. Dieser Vorgang hat nun zwar eine gewisse Ähnlichkeit mit dem Tiefziehen; genauere Untersuchungen haben aber gezeigt, daß die Tiefung der Dehnung verhältnismäßig kurzer Proben beim Zugversuch entspricht<sup>8</sup> (vgl. Abb. 43 in Nr. 28). Dies ist noch ausgesprochener der Fall, wenn ein Blechstreifen mittels eines zylindrischen Flachstempels getieft wird<sup>9</sup>. Das Tiefungsgerät kann ferner mit Kraftmeßvorrichtungen ausgerüstet werden (Ohlsen-Apparat, Guillery-Apparat)<sup>10</sup>. Die Zerreißlast hierbei entspricht etwa der Festigkeit beim Zugversuch<sup>11</sup>.

<sup>1</sup> Döhmer, P. W.: Masch.-Bau Bd. 8 (1929) S. 772—773. Herrmann, L. u. G. Sachs: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934).

<sup>2</sup> Goederitz, A. H. F.: Z. Metallkde. Bd. 26 (1934) S. 49—55.

<sup>3</sup> Straw, W. A., M. D. Helfrick u. C. R. Fischrupp: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931 S. 317—328.

<sup>4</sup> Vgl. auch W. Aumann: Masch.-Bau Bd. 7 (1928) S. 669—675.

<sup>5</sup> Sachs, G.: Metallwirtsch. Bd. 9 (1930) S. 213—218. Gillett, H. W.: Met. & Alloys Bd. 2 (1931) S. 215—222.

<sup>6</sup> Sachs, G.: a. a. O. Bauer, O., J. Weerts u. F. Beck: Metallwirtsch. Bd. 43 (1933) S. 615—618.

<sup>7</sup> Erichsen, A. M.: Stahl u. Eisen Bd. 34 (1914) S. 879—882. Kummer, H.: Masch.-Bau Bd. 5 (1926) S. 657—661, 764—767. Aumann, W.: Masch.-Bau Bd. 7 (1928) S. 105—110, 669—675. Christoph, K.: Diss. Techn. Hochsch. München 1929. Schwarz, M. v. u. K. Christoph: Metallwirtsch. Bd. 12 (1933) S. 476—477. Houdremont, E.: Stahl u. Eisen Bd. 50 (1930) S. 1517—1528.

<sup>8</sup> Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 139—153. Dörge, F.: Z. Metallkde. Bd. 25 (1933) S. 165—168, 210—214.

<sup>9</sup> Siebel, E. u. A. Pomp: a. a. O.

<sup>10</sup> Ohlsen, T. J.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 20 (1920 II) S. 398—407. Guillery, M.: Rev. Métallurg. Bd. 21 (1924) S. 303—311.

<sup>11</sup> Siebel, E. u. A. Pomp: a. a. O.

Eine etwas andersartige Tiefung wird durch Verwendung von hydraulischem Druck an Stelle eines kugeligen Druckstempels erzielt<sup>1</sup>. Es entsteht dann eine flache, gleichmäßig gekrümmte Kalotte, die schließlich einreißt.

Die Erkenntnis, daß die Tiefung der Dehnung entspricht, nicht aber dem Formänderungsvermögen, das beim Zugversuch durch die Einschnürung angegeben wird, hat Siebel und Pomp zur Entwicklung des Tiefzieh-Weitungsversuches geführt<sup>2</sup>. Hierbei wird ein vorgelochtes Blech durch einen Flachstempel eingedrückt. Das Loch weitet sich auf und reißt schließlich ein. Die Aufweitung dabei ist ein Maß für das Formänderungsvermögen. Ihre Feststellung erfordert jedoch erheblich mehr Arbeit als ein gewöhnlicher Tiefungsversuch. In sehr einfacher Weise kann aber auch ein der Aufweitung entsprechender Gütewert durch Verwendung eines Kegelstumpfes als Preßstempel im Erichsen-Gerät gewonnen werden<sup>3</sup>. Zunächst reißt bei einem solchen Versuch eine Kalotte kreisförmig ab; die Tiefung hierbei entspricht der gewöhnlichen Tiefung. Bei weiterem Eindringen des Stempels reißt dann nach einiger Zeit der Rand des dabei gebildeten Loches ein; die Tiefung hierbei entspricht der Aufweitung.

Der Zugversuch ist für die Prüfung dünner Bleche nicht beliebt. Eine saubere Einspannung, welche ein einseitiges Herausziehen und Reißen am Kopf verhindert, ist schwierig<sup>4</sup>. Die Dehnung ist in erheblichem Maße von der Stabform abhängig, selbst wenn man, wie es bei größeren Stäben zur Erhaltung gleicher Dehnungswerte vorgeschrieben ist, die Meßlänge in einem bestimmten Verhältnis zur Wurzel aus dem Querschnitt hält<sup>5</sup>. Dies erfordert für verschiedene Blechdicken zahlreiche Schnitte; in der Regel begnügt man sich aber mit einem Schnitt für alle Blechstärken unter 2 mm und nimmt die Dehnungsschwankungen in Kauf<sup>6</sup>. Die Einschnürung läßt sich bei dünnen Blechen kaum feststellen.

Zur Feststellung des Formänderungsvermögens wird statt dessen in großem Umfange der Hin- und Herbiegeversuch benutzt<sup>7</sup>. Hierbei wird das in einem Spalt eingeklemmte Blech abwechselnd nach beiden Seiten um eine Kante mit Abrundung umgelegt. Biegezahl 1 bedeutet ein Biegen um eine Kante (90°) und wieder aufrichten. Für verschiedene Blechstärken im gleichen Zustande ergeben sich annähernd gleiche Biegezahlen, wenn der Radius der Abrundung in einem konstanten Verhältnis zur Blechstärke gewählt wird<sup>8</sup>.

Die Durchführung der wegen ihrer Einfachheit besonders für laufende Kontrollen beliebten Härteprüfung<sup>9</sup> stößt bei dünnen Blechen auf die Schwierigkeit, daß die Härte der Unterlage mit hineinkommt<sup>10</sup>. Durch Aufeinanderlegen mehrerer

<sup>1</sup> Jovignot, C.: Rev. Métallurg. Bd. 27 (1930) S. 443—448.

<sup>2</sup> Siebel, E. u. A. Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 11 (1929) S. 287—291, Bd. 12 (1930) S. 115—125. Cournot, J.: Rev. Métallurg. Bd. 28 (1931) S. 254 bis 258. Fournier, H.: C. R. Acad. Sci., Paris Bd. 195 (1932) S. 142—144, 327—329.

<sup>3</sup> Sachs, G.: Metallwirtsch. Bd. 13 (1934) S. 79—81.

<sup>4</sup> Templin, R. L.: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 27 (1927 II) S. 235—250.

<sup>5</sup> Sachs, G. u. W. Stenzel: Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 547—556.

<sup>6</sup> Deutsch, W.: Z. Metallkde. Bd. 20 (1928) S. 194—196.

<sup>7</sup> Sachs, G. u. H. Sieglerschmidt: Metallwirtsch. Bd. 8 (1929) S. 129—138.

<sup>8</sup> van Deusen, H. N., L. J. Shaw u. C. H. Davis: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. Bd. 27 II (1927) S. 173—211.

<sup>9</sup> van Deusen, H. N., L. J. Shaw u. C. H. Davis: a. a. O. Aumann, W.: Masch.-Bau Bd. 7 (1928) S. 105—110, 669—675.

<sup>10</sup> Mailänder, R.: Kruppsche Mh. Bd. 8. (1927) S. 129—132.

Bleche, derart, daß die Materialstärke mehr als etwa 25% des Kugeldurchmessers bzw. 50% des Eindruckdurchmessers ausmacht, oder Verwendung einer anderen Unterlage gleicher Härte, kann diese Störung bei nicht zu dünnen Blechen vermieden werden.

In neuerer Zeit gewinnt noch die Gleichmäßigkeit der Festigkeitseigenschaften in verschiedenen Richtungen des Bleches, wie sie sich in der Abwesenheit von Zipfeln beim Tiefziehen äußert (vgl. Nr. 45), für verschiedene Blecharbeiten erhöhte Bedeutung.

Außer bestimmten mechanischen Eigenschaften wird noch von weichen Blechen oft verlangt, daß die Korngröße unter einer gewissen Grenze bleibt (vgl. Nr. 32). Andernfalls wird die Oberfläche an den verformten Stellen rauh. Auch Fließfiguren bei weichem Stahl sind unerwünscht (vgl. Nr. 24). Sehr schädlich wirken sich Schlackeneinschlüsse und Doppelungen aus<sup>1</sup>.

Schließlich macht sich noch eine schwankende Dicke des Bleches sowohl beim Tiefziehen als auch bei anderen Blecharbeiten recht unangenehm durch erhöhten Ausschuß bemerkbar<sup>2</sup>.

---

<sup>1</sup> Morton, H. T.: Met. Progr. Bd. 18 (1930) S. 54—59.

<sup>2</sup> Aumann, W.: Masch.-Bau Bd. 7 (1928) S. 669—675.

# Sachverzeichnis.

(Bei Legierungen ist in der Regel der Hauptbestandteil zuerst genannt.)

- Absetzen 186.
- Admiralitätsmessing 150, 161.
- Ähnlichkeitsgesetz 136.
- Akrit 81.
- Albondur 123.
- Alclad 123.
- Alitieren 86.
- Allautal 123.
- Aluminium und Aluminiumlegierungen
  - Aufreißen 25, 151
  - Blecheigenschaften 27, 34, 75, 78.
  - Drahtziehen 6, 15, 17, 209.
  - Einschlüsse 25.
  - Einzelkristalle 56, 59, 62, 68, 101.
  - Entfestigung 44, 47f.
  - Fließfiguren 37.
  - Formänderungsvermögen 15, 17, 19, 96.
  - Gefüge 24, 52.
  - Gesenkpressen 188.
  - Grobkristallisation 70f.
  - Plattieren 121f.
  - Reckspannungen 151, 152.
  - Rekristallisation 50, 56f., 59f., 66, 68, 69, 75, 78, 79, 107.
  - Rohrwalzen 204.
  - Rohrziehen 13, 214.
  - Schmieden 27, 185, 187, 188.
  - Seigerungen 24.
  - Spritzen 184.
  - Stauchen 107.
  - Strangpressen 95, 98, 121, 169, 170, 174, 177.
  - Tiefziehen 52, 75, 78, 132, 219, 223, 226.
  - Verfestigung 6f., 11, 141.
  - Wärmebehandlung 39, 48, 49, 67, 121f.
  - Walzen 6, 15, 27, 79, 95, 200.
  - Walzen und Ziehen von Blechprofilen 227.
  - und Beimengungen 6, 9, 17, 25, 47, 48, 66, 69, 70f., 78.
  - und Eisen 6, 48, 66, 67.
  - und Magnesium 66.
  - und Mangan 66.
  - und Sauerstoff 87.
  - und Silizium 6, 9, 39, 48, 49, 66.
  - und Titan 67.
- Aluminium-Kupferlegierungen 37, 66, 122f., 151.
- Aluminium-Magnesiumlegierungen 25.
- Aluminiumbronze 150.
- Amorphes Metall 84.
- Anisotropie
  - von Blechen 26f., 35, 74.
  - von Einzelkristallen 35, 101.
  - von Schmiedestücken 144.
- Anlassen 38 f.
  - und Dauerfestigkeit 21.
  - und Eigenspannungen 21, 160f., 165.
  - und elastische Eigenschaften 167f.
  - und Festigkeitseigenschaften 39f.
- Anschlag 216.
- Anspitzen von Stangen und Rohren 186.
- Anstrengungsgrad 144.
- Antimon 103, 116.
- Anwärmen 38.
- Arbeitsbedarf 125f.
- Asterismus 59, 166.
- Aufweiten von Rohren 197.
- Ausbauchen 226, 227.
- Ausbreiten, s. Breiten.
- Ausdrücken 186.
- Aushärtung, s. Ausscheidungsvorgänge.
- Ausscheidungsvorgänge
  - und Diffusion 85.
  - und Entfestigung 46, 48f., 115.
  - und Formänderungsvermögen 9, 18.
  - und Glühen 18, 39, 46, 85.
  - und Reckspannungen 152.
  - und Rekristallisation 66, 67.
- Band**
  - Glühen 41.
  - Walzen 91, 133, 194, 195, 196.
- Bauschinger-effekt 168.
- Bearbeitungsrekristallisation 69.
- Beizen 87, 90, 197.
- Biegen 186, 227.
  - Formveränderungsvermögen 5, 27, 28, 36, 42, 228.
  - Hin- und Herbiegeversuch 18, 27, 229.
  - Oberflächenbeschaffenheit 37, 54.
  - Schwierigkeiten 27, 53, 88, 94, 228.
  - Werkzeug 227, 228.
  - und Glühen 42, 56, 88.
- Biegewechselfestigkeit 21.
- Bildsamkeit 1, s. a. Formänderungsvermögen.
- Bimetall 123.
- Blecharbeiten 20, 27, 37, 52, 74f., 226f.

- Blechprüfung 227f.  
 Blei 115f.  
 — Akkumulatorenplatten 197.  
 — Diffusion 85.  
 — Entfestigung 115.  
 — Festigkeitseigenschaften 115.  
 — Formänderungsvermögen 96.  
 — Grobkristallisation 72f.  
 — Kabelmäntel 115, 121, 180f.  
 — Rekristallisation 61, 113, 115.  
 — Rohrpressen 180.  
 — Schweißen 121.  
 — Spritzen von Hohlkörpern 184.  
 — Strangpressen 108, 112f., 115, 172, 174, 175f., 180f.  
 — Walzen 115, 200.  
 — und Antimon 115, 181, 183.  
 — und Kadmium 115, 181.  
 — und Kalzium 181, 183.  
 — und Kupfer 73, 115, 181, 183.  
 — und Lithium 183.  
 — und Nickel 73.  
 — und Sauerstoff 183.  
 — und Silber 183.  
 — und Tellur 115, 183.  
 — und Wismut 115, 181, 183.  
 — und Zink 183.  
 — und Zinn 115, 181, 183.  
 Bördeln 227.  
 Brammen 193.  
 Breiten 186, 191, 199.  
 Briquettieren 80.  
 Bronze  
 — Drahtziehen 209.  
 — Formänderungsvermögen 19, 103.  
 — Kaltverformung 17, 91.  
 — Lager 83.  
 — Reckspannungen 105.  
 — Tiefziehen 132, 223.  
 — Verfestigung 102, 141.  
 — und Graphit 83.  
  
 Carboly 81.  
 Celsit 81.  
 Chromnickellegierungen 109.  
 Chromnickelstahl 25, 26, 162, 171, 200.  
 Creep 22.  
  
 Dauerbeanspruchung  
 — und Kaltverformung 21.  
 — und Rekristallisation 65.  
 — von Blech 79.  
 — von Bleikabellegierungen 115, 183.  
 — von eingewalzten Rohren 198.  
 — von Schrauben 188, 205.  
 Dauerstandfestigkeit 22, 116, 117, 119, 183.  
  
 Dehnung 5f., 11, 19, 42f., 228.  
 Diffusion 42, 49f., 121f.  
 Dornen 186.  
 Doublé 122.  
 Drahtziehen und Stangenziehen 205f.  
 — Eigenschaftsänderungen 5f., 8, 12f., 95, 140, 210.  
 — Formänderungsvermögen 16f.  
 — Grobzug 133.  
 — Kraft- und Arbeitsbedarf 127, 130f., 134f., 138, 211f.  
 — Materialfluß 14f., 127, 209f.  
 — Reckspannungen 147, 153f., 157f., 164, 204, 210.  
 — Schmierung 132 f., 207, 209, 212.  
 — Schwierigkeiten 16, 54, 210.  
 — Werkzeuge 12 f., 16, 206 f., 208 f., 210, 212.  
 — Ziehfähigkeit 19, 212.  
 Drücken von Hohlkörpern 52, 102, 146, 160, 226.  
 — von Stangen und Gewinden 205.  
 Duralplat 123.  
 Duralumin 6, 107, 123, 185, 187.  
  
 Eigenspannungen 40, 58, 145 f., s. a. Reckspannungen.  
 Eindruckvorgänge 130, 136, 191 f.  
 Einkristall, s. Einzelkristall.  
 Einlagerungsmischkristall 85.  
 Einregelung 28.  
 Einwalzen von Rohren 197.  
 Einzelkristalle  
 — Anisotropie 35.  
 — Dehnen 11, 29, 30, 32, 33, 169.  
 — Entfestigung 51, 58, 84.  
 — Glühlampendraht 51, 52, 82.  
 — Rekristallisation 1, 56, 58.  
 — Verfestigung 1, 11.  
 — Ziehen 33, 51.  
 — von Mischkristallen 11.  
 Eisen und Stahl  
 — Ausscheidungshärtung 85.  
 — Austenitischer Stahl 10, 61, 85, 123, 221, 223.  
 — Blecheigenschaften 6, 27, 79.  
 — Drahtziehen und Stangenziehen 13, 132, 209.  
 — Einförmung von Zementit 26.  
 — Einschlüsse 25, 26, 38.  
 — Elektrolyteisen 6.  
 — Entkohlung 86.  
 — Ferritischer Stahl 11, 223.  
 — Fließfiguren 36, 230.  
 — Formänderungsvermögen 96.  
 — Gefüge 28, 29, 31, 52, 79.  
 — Gehärteter Stahl 102.

- Eisen und Stahl  
 — Glühen 86.  
 — Kerbzähigkeit 4.  
 — Karbonyleisen 82.  
 — Legierter Stahl 26, s. a. Chromnickelstahl, Nickelstahl.  
 — Nichtrostender Stahl, s. austenitischer Stahl.  
 — Oberflächenhärtung 86.  
 — Plattieren 123.  
 — Pressen 184.  
 — Reckspannungen 150, 151, 162, 164.  
 — Rekristallisation 50, 61, 63, 68, 75, 79, 107.  
 — Rohrpressen 172.  
 — Rohrwalzen 197, 203 f.  
 — Rohrziehen 214.  
 — Seigerungen 24, 200.  
 — Sintern 82.  
 — Stauchen 107, 110, 190.  
 — Tiefziehen 52, 75, 216, 221, 223.  
 — Überzüge 86, 123.  
 — Umwandlung 37, 39, 111.  
 — Verfestigung 6, 10 f., 37, 140, 141.  
 — Wärmebehandlung 26, 37, 85.  
 — Walzen 6, 79, 107, 109, 110, 112, 131, 164, 197, 200, 201.  
 — Werkzeugstahl 13, 171, 207, 208, 209, 219.  
 — und Beimengungen 82, 85.  
 — und Kohlenstoff 39, 85, 86.  
 — und Kupfer 85.  
 — und Sauerstoff 39.  
 — und Schlacken 26.  
 — und Schwefel 93.  
 — und Stickstoff 85, 86.  
 — und Wasserstoff 86, 90.  
 Elastische Konstanten 27, 28, 35, 36, 79, 167 f.  
 Elektrische Leitfähigkeit 10, 35, 39.  
 Elektron und Magnesium  
 — Einzelkristalle 68, 101.  
 — Elastisches Verhalten 169.  
 — Festigkeitseigenschaften 54, 95, 100, 102.  
 — Formänderungsvermögen 99, 100, 101.  
 — Gefüge 29, 34, 79, 102, 109.  
 — Glühen 29, 100, 101, 102.  
 — Rekristallisation 68, 99, 102.  
 — Schmieden 100, 101 f., 185, 187, 188.  
 — Strangpressen 95, 98, 100, 101, 102, 109, 169, 170, 173.  
 — Tiefziehen 223.  
 — Verformung 95, 99, 100, 101.  
 — Walzen 95, 170.  
 — Walzen und Ziehen von Blechprofilen 227.  
 Elmarid 81, 132.  
 Entfestigung 39 f.  
 Entspannen 40, 160 f.  
 Erholung 45.  
 Erichsenapparat 228, s. a. Tiefung.  
 Ferran 123.  
 Fließbedingung 137 f.  
 Fließfiguren 36, 230.  
 Fließgeschwindigkeit 112 f., 142, 178.  
 Fließkurve 139 f.  
 Fließscheide 200, 202.  
 Fließwiderstand 109, 125, 138, 139.  
 Folgezug 216.  
 Folienwalzen 133, 194.  
 Formänderungsvermögen 15 f., 229.  
 — und allseitiger Druck 16, 97, 143.  
 — und Ausscheidungsvorgänge 9, 18, 50.  
 — und Dehnen 5, 16, 96.  
 — und Einschlüsse 9, 11, 16.  
 — und Richten 5.  
 — und Stauchen 20.  
 — und Temperatur 96, 143.  
 — und Walzen 5, 16, 17, 18.  
 — und Ziehen 5, 16, 17, 18, 20.  
 — und Zugspannungen 16, 143.  
 — von Mischkristallen 9, 10.  
 Formieren 80.  
 Freiformschmieden 186.  
 Friemeln 204.  
 Fritten 80.  
 Gase 47, 84, 85 f., 92.  
 Geschwindigkeitseinfluß  
 — bei Kaltverformung 22, 139, 214, 222.  
 — bei niedrigschmelzenden Stoffen 113, 117, 119.  
 — bei Warmverformung 22, 112 f., 142 f., 177, 179.  
 — und Entfestigung 22, 117, 119.  
 Gesenkpresen und Gesenkschmieden 186 f.  
 — Gefüge 54, 69, 108, 187.  
 — Gesenke 174, 186, 187, 189.  
 — Grenzen 20, 95.  
 — Kraft- und Arbeitsbedarf 182.  
 — Schwierigkeiten 53, 54, 174, 188.  
 — Temperaturen 186.  
 — Werkzeug 174, 187.  
 Gesenkwalzen 187.  
 Gewinderollen, Gewindewalzen 21, 188, 206.  
 Gitterbau, s. Kristallbau.  
 Gitterstörungen 55, 59, 83.  
 Glätten, s. Richten.  
 Gleitung 28 f.  
 Glühbrüchigkeit 152.  
 Gold und Goldlegierungen  
 — Doublé 122.  
 — Drahtziehen 13, 15.  
 — Entfestigung 41, 47.  
 — Gefüge 79.  
 — Münzen 193.  
 — Plattieren 121 f.  
 — Reckspannungen 151, 152.  
 — Rekristallisation 66, 68, 79.



## Gold und Goldlegierungen

- Verfestigung 8, 11.
- Walzen 15, 79, 123.
- und Blei 94.
- und Wasserstoff 47, 66.
- Greifwinkel 19, 144, 194, 202.
- Grobkristallisation 44, 54, 69 f., 86.
- Grobzug 207.
- Gußgefüge 83, 91, 92, 94.

## Hämmern 82, 95, 186.

Hartmessing, s. Messing Ms 58.

Hartmetall 81, 171, 209, 219.

Hazelett-Verfahren 197.

Hohlluppe 172, 198, 203.

Hohlziehen 157.

Holzfaserbruch 25.

Homogenisierung 86.

Hysteresis, elastische 168.

## Invar 123.

Kadmium 29, 34, 54, 115 f.

Kaltverformung 1, 3 f.

Karat 122.

Karbide hochschmelzender Metalle 80.

Karbonyleisen 82.

Karbonylnickel 82.

Klangfiguren 27.

Knüppel 193.

Kobalt und Kobaltlegierungen 81.

Korngrenzen

- und Beimengungen 18, 53, 59, 87, 89, 95, 141.
- und Diffusion 87, 89.
- und Festigkeitseigenschaften 51, 55, 82.
- und Rekristallisation 56, 59.
- und Spannungen 147, 151.
- und Verformung 30, 32, 33.

Korngröße

- und Aufreißgefahr 53, 149, 152.
- und Blecharbeiten 52, 230.
- und Diffusion 86.
- und Festigkeitseigenschaften 33, 50, 54.
- und Glühen 43, 49, 51 f., 61 f., 64.
- und Verformung 33, 52, 53.

Kornseigerung 84, 86, 94.

Korrosionermüdung 22.

Kraftbedarf 125 f.

Kraftwirkungsfiguren 36.

Kriechen 22.

Kristallbau

- und Diffusion 85.
- und Textur 27, 33 f., 78 f.
- und Verformung 31, 54, 98.

Kristallgrenzen, s. Korngrenzen.

Kristallit 30.

Kritischer Reckgrad 64.

## Kupfer und Kupferlegierungen

- Biegen 88, 94.
  - Bleicheigenschaften 26 f., 75, 77, 79.
  - Desoxydation 6, 43, 45, 88, 89.
  - Drahtziehen 6, 14 f., 92, 209, 210.
  - Elastizitätsmodul 27, 167.
  - Elektrolytkupfer 6, 9, 43 f., 66, 92 f.
  - Entfestigung 41 f., 46, 47, 97.
  - Formänderungsvermögen 9, 15, 16, 17, 92 f., 96, 98, 104.
  - Gefüge 28, 50, 75, 79, 92 f.
  - Gesenkpresen 188, 193.
  - Gießen 92 f.
  - Glühen 41 f., 61 f., 66 f., 75 f., 77, 79, 88, 89, 90.
  - Lake-Kupfer 6, 67.
  - Münzen 193.
  - OFHC-Kupfer 6, 43, 93.
  - Oxydation 87 f.
  - Plattieren 123, 124.
  - Rekristallisation 61 f., 66 f., 68, 69, 75 f., 107.
  - Rohrwalzen 204.
  - Spritzen von Hohlkörpern 184.
  - Stauchen 107.
  - Strangpressen 98, 169, 172, 174, 177, 178.
  - Tiefziehen 75 f., 132, 223.
  - Verfestigung 6 f., 11, 13, 15, 97 f., 136, 140, 141.
  - Walzen 13, 15 f., 26, 44, 46, 76 f., 79, 92, 104, 107.
  - Wasserstoffkrankheit 88, 89 f., 92.
  - Zipfelbildung 75 f.
  - und Aluminium 88.
  - und Antimon 94, 102.
  - und Arsen 47, 102, 150.
  - und Beimengungen 46, 78, 92.
  - und Blei 47, 93, 104.
  - und Eisen 89.
  - und Kadmium 10.
  - und Kalzium 45, 93, 94.
  - und Lithium 93.
  - und Nickel 45, 85.
  - und Phosphor 6, 9, 43, 93, 102.
  - und Sauerstoff 6, 9, 16, 17, 43, 47, 88, 89, 92, 94.
  - und Silber 6, 9, 43, 46, 67.
  - und Silizium 87, 88, 150.
  - und Wasserdampf 90.
  - und Wasserstoff 47, 66, 69, 88, 89, 92.
  - und Wismut 47, 93 f., 104.
  - und Zink 10, 26.
- Kupfer-Nickellegierungen 45, 46, 48, 77, 79, 85, 123.
- Kupfer-Phosphorlegierungen 102.
- Kupfer-Silberlegierungen 102.
- Kupfer-Zinklegierungen, s. Messing.
- Kupfer-Zinnlegierungen, s. Bronze.
- Kupronickel, s. Kupfer-Nickellegierungen.

- Lautal 13, 123, 214.  
 Legierungsbrüchigkeit 151.  
 Leichtmetall, s. Aluminium, Elektron.  
 Lochen 172, 186.  
 Lötbrüchigkeit 151.  
 Lohmanit 80.
- Magnalium, s. Aluminium-Magnesium-  
 legierungen.  
 Magnesium und Magnesiumlegierungen, s.  
 Elektron.  
 Magnetische Eigenschaften 4, 27, 35, 39.  
 Mannesmann-Walzwerke 203.  
 Marinemessing 148.  
 Mehrfachziehmaschine, Mehrfachzug 20, 207,  
 213.
- Messing  
 — Ms 54 180.  
 — Ms 58 106, 108 f., 111, 112, 173, 176, 177,  
 178 f., 188.  
 — Ms 60 98, 103, 143, 148, 161, 196.  
 — Ms 63 12, 14, 26, 37, 61, 106, 132, 142,  
 148, 161, 211, 215, 220 f.  
 — Ms 65 106.  
 — Ms 67 9, 63, 177.  
 — Ms 70 48, 61, 98, 103, 148, 160, 161.  
 — Ms 72 11, 26, 31, 63, 132.  
 — Ms 75 43.  
 — Ms 85 11, 63, 132.  
 — Ms 90 26, 63, 77.  
 — Bleicheigenschaften 26 f., 34, 77.  
 — Drahtziehen 12 f., 132, 158, 209, 211.  
 — Drücken 146.  
 — Einzelkristalle 11, 68.  
 — Entfestigung 9, 42 f., 46.  
 — Entspannung 159 f.  
 — Entzinkung beim Glühen 86, 87, 90.  
 — Formänderungsvermögen 17, 95, 104 f.  
 — Gefüge 29, 53, 108.  
 — Gesenkpressen 69, 188.  
 — Grobkristallisation 71.  
 — Hartmessing, s. Ms 58.  
 — Legierungsbrüchigkeit, Lötbrüchigkeit  
 151.  
 — Oxydation 87.  
 — Plattieren 122 f.  
 — Preßmessing 102, s. a. Ms 58.  
 — Reckspannungen 14, 53, 146 f., 157 f.  
 — Rohrpressen 172.  
 — Rohrziehen 13, 150, 158, 214.  
 — Rote Flecken 90.  
 — Sondermessinge 150, 151, 161, 177, 188.  
 — Spritzen von Hohlkörpern 184.  
 — Stangenziehen 147.  
 — Stauchen 98, 104 f.  
 — Strangpressen 49, 98, 106, 108 f., 111, 112,  
 172 f., 177.  
 — Tiefziehen 75 f., 132, 146, 216, 220 f.
- Messing  
 — Tiefung 43.  
 — Verarbeitungsschwierigkeiten 91, 96,  
 103 f., 161, 173 f.  
 — Verfestigung 7 f., 141.  
 — Walzen 9, 14, 17, 26 f., 90, 103 f., 158,  
 196, 197.  
 — Warmverformung 91, 103 f.  
 — und Aluminium 48, 87, 148.  
 — und Antimon 104.  
 — und Arsen 87, 104.  
 — und Blei 91, 103 f.  
 — und Eisen 48, 49, 67, 148.  
 — und Kadmium 148.  
 — und Mangan 48, 148, 151.  
 — und Nickel 43, 48, 67, 87.  
 — und Phosphor 67.  
 — und Wismut 104.  
 — und Zinn 148, 150, 161.
- Mikrotom 114.  
 Mischkristalle  
 — Diffusion 85, 87.  
 — Einzelkristalle 11.  
 — Elektrische Leitfähigkeit 10.  
 — Entfestigung 42, 46, 47.  
 — Formänderungsvermögen 9.  
 — Rekristallisation 66.  
 — Textur 26.  
 — Verfestigung 11.  
 — Verformungswiderstand 9.
- Molybdän 54, 82, 99, 100, 186.  
 Muntzmetall, s. Messing Ms 60.
- Nachwirkung 168.  
 Napfziehen 216.  
 Netzteilungsverfahren 128.  
 Neusilber  
 — Einfluß Nickelgehalt 7, 43, 152.  
 — Entfestigung 43.  
 — Reckspannungen 150, 152, 161.  
 — Strangpressen 177.  
 — Verfestigung 7.  
 — Walzen 7, 103.  
 — und Beimengungen 152.  
 — und Blei 103.
- Nickel und Nickellegierungen  
 — Diffusion 85.  
 — Entfestigung 42 f., 47.  
 — Gefüge 55, 79.  
 — Gesenkpressen 188.  
 — Glühen 89, 90.  
 — Karbonynickel 82.  
 — Münzen 193.  
 — Plattieren 123.  
 — Rekristallisation 61, 66 f., 68, 78, 79.  
 — Rohrwalzen 204.  
 — Sintern 82.  
 — Verfestigung 6, 8, 11, 141.

- Nickel und Nickellegierungen  
 — Walzen 6, 75, 79, 109.  
 — und Beimengungen 47, 67, 78, 82.  
 — und Eisen 47.  
 — und Kupfer 85.  
 — und Magnesium 47, 66.  
 — und Mangan 6, 47.  
 — und Schwefel 89, 93.  
 Nickelstahl 123, 150, 171.  
 Nitrierung 86.
- Oberflächenrekristallisation** 69.  
 Öfen zum Glühen 41, 90.  
 Orientierung 32, 33.
- Pilgerschrittwalzwerk 199, 204.  
 Platin und Platinmetalle 63, 67, 82.  
 Platinen 193.  
 Plattieren 121 f., 170.  
 Polieren von Stangen 204.  
 Prägen 187, 227.  
 Pressen 184 f., s. a. Gesenkpressen, Schmieden, Stauchen, Strangpressen.  
 Pressen (Maschinen) 185, s. a. Strangpressen.  
 Pulver von Metallen 80 f.
- Quecksilberprüfung** 149.  
 Quetschen 186.
- Ramet** 81.  
 Raumtemperatur 3.  
 Recken 186, 191.  
 Reckgrad 7.  
 — kritischer 64.  
 Reckspannungen 145 f.  
 — Beseitigung 159 f., 204 f.  
 — Messung 152 f., 162 f.  
 — und Anlassen 21, 40, 160 f.  
 — und Aufreißen 146 f.  
 — und Dauerfestigkeit 21, 204.  
 — und Formungsvorgang 157 f.  
 — und Korngröße 53, 152.  
 — und Richten 159 f., 204.  
 — und Röntgenstrahlen 164 f.
- Reibung 130 f.  
 — bei Eindruckvorgängen 192.  
 — beim Draht- und Stangenziehen 13, 129, 130 f., 132, 207 f.  
 — beim Rohrziehen 214 f.  
 — beim Stauchen 190.  
 — beim Strangpressen 132, 170, 175 f., 178.  
 — beim Tiefziehen 132, 221, 226.  
 — beim Walzen 131, 193, 194, 200, 202.  
 — und Kraft- und Arbeitsbedarf 109, 125 f.  
 — und Materialfluß 14, 16, 127, 199, 210.  
 — und Verfestigung 15.
- Rekristallisation 39, 45, 50 f.  
 Rekristallisationsschaubild 61 f.  
 Rekristallisationsschwelle 64.  
 Rekristallisationstextur 61, 76, 78 f.  
 Rekristallisationszwillinge 30, 52, 68.  
 Richten 5, 20, 37, 158, 159 f., 204 f.  
 Röntgenstrahlen  
 — und Einzelkristalle 32, 166.  
 — und Kaltverformung 59, 123, 164 f., 210.  
 — und Kristallanordnung 34 f., 74, 76, 210.  
 — und Rekristallisation 60, 123.  
 — und Spannungen 162 f.
- Rohraufweiten 140.  
 Rohrpressen 52, 53, 133, 172, 180 f., s. a. Strangpressen.  
 Rohrwalzen 193, 197 f., 203 f.  
 Rohrziehen 205 f., 213 f., 215.  
 — Abnahmen 144.  
 — Eigenschaftsänderungen 13, 140.  
 — Kraft- und Arbeitsbedarf 127, 130, 213 f.  
 — Reckspannungen 146, 153 f., 157 f., 210.  
 — Schmierung 133.  
 — Werkzeug 13, 206, 207, 210, 214.  
 — Ziehfähigkeit 214.
- Rolled Gold 122.  
 Rollen 186, 205, 227.  
 Rollenrichtmaschine 159.  
 Ronde 215.  
 Rote Flecken 90.  
 Rückstandsbildung beim Glühen 133.
- Schichtigkeit 25.  
 Schiebung, einfache 29.  
 Schlitzen 186.  
 Schmieden 184 f.  
 — Gesenke 174, 187.  
 — Materialfluß 187 f.  
 — Plattieren 121.  
 — Rekristallisation 65.  
 — Schwierigkeiten 95, 187 f.  
 — Temperaturen 101, 186.  
 — Verfestigung 15, 97 f.  
 — Zeilengefüge 24 f., 187 f.
- Schmiedepressen 20.  
 Schmiedestücke 24 f., 101 f.  
 Schmierung 132 f., 194, 195, 209, 212, 219, 221.
- Schneiden 226.  
 Schrägwalzen 203 f.  
 Schweißeisen 25.  
 Season-cracking 146.  
 Selbstdiffusion 86.  
 Sherardisieren 86.
- Silber und Silberlegierungen  
 — Bleicheigenschaften 27, 34, 79.  
 — Entfestigung 41, 43, 47, 49.  
 — Gefüge 71, 79.  
 — Grobkristallisation 71.

- Silber und Silberlegierungen  
 — Münzen 193.  
 — Oxydation 88.  
 — Rekristallisation 63, 64, 67, 68, 79.  
 — Verfestigung 8, 10, 11.  
 — Wärmebehandlung 49.  
 — und Sauerstoff 88, 89.  
 Silber-Kupferlegierungen 49, 88.  
 Silumin 66.  
 Sintern 72, 80 f., 86.  
 Spalten 186.  
 Spannungen 135 f.  
 Spannungsmessungen 153 f., 162 f.  
 Spontaner Vorgang 40.  
 Spreizen 186.  
 Spritzen von Hohlkörpern 118, 184, 186.  
 Stahl, s. Eisen.  
 Standardsilber 49, 88.  
 Stangenpressen, s. Strangpressen.  
 Stangenziehen s. Drahtziehen.  
 Stanzen 226.  
 Stanzerei 226.  
 Stauchen 172, 186, 188 f.  
 — Formänderungsvermögen 20, 96.  
 — Geschwindigkeitseinfluß 97 f., 107, 110.  
 — Grenzen 20, 189.  
 — Kraft- und Arbeitsbedarf 126, 181.  
 — Rekristallisation 97, 107.  
 — Schlagstauchen 97, 98, 104, 107, 110.  
 — Temperaturen 100, 104, 110, 188.  
 — Verfestigung 97 f., 140.  
 — Werkzeug 174, 189.  
 Stechen 226.  
 Steckel-Walzwerk 194, 196.  
 Stellit 81, 219.  
 Sterlingsilber, s. Standardsilber.  
 Stich 19.  
 Stiefel-Walzwerk 203.  
 Strangpresse 20, 169, 181.  
 Strangpressen 169 f.  
 — Eigenschaftsänderungen 95, 102, 178 f.  
 — Gefüge 52, 53, 108 f., 172 f., 178 f.  
 — Geschwindigkeitseinfluß 98, 102, 106, 108, 112, 177, 179.  
 — Grenzen 20, 91, 174, 178.  
 — Kabelmantelpressen 180 f.  
 — Kraft- und Arbeitsbedarf 130, 138, 175 f., 181.  
 — Materialfluß 127, 172 f.  
 — Plattierte Profile 121, 170.  
 — Rohrpressen 52, 53, 133, 172, 180 f.  
 — Schmierung 133.  
 — Schwierigkeiten 52, 53, 108 f., 172 f., 177, 178 f.  
 — Spröde Stoffe 102 f.  
 — Temperaturen 100, 112, 176, 177, 179.  
 — Verfestigung 140, 179.  
 — Vorpressen 95, 170, 172, 206.  
 — Werkzeug 171, 174.  
 Strecken, s. Recken.  
 Streckzug 218.  
 Sublimierte Metalle 84.  
 Substitutionsmischkristalle 85.  
 Symmetriegründe 128.  
 Tantal 55.  
 Tantalkarbid 81.  
 Tellur 103, 116.  
 Tempern, s. Anlassen.  
 Textur 33, 74, 101, 116, 120, 167, 210.  
 Thallium 116.  
 Thorium 82.  
 Tiefung  
 — Feststellung 228.  
 — und Dehnung 19, 42 f., 228.  
 — und Glühen 42 f., 52.  
 — und Kaltverformung 5.  
 — und Textur 75, 78, 120.  
 Tiefziehen 215 f.  
 — Faltenbildung und Faltenverhinderung 216 f., 220, 224 f.  
 — Formänderungsvermögen 20.  
 — Grenzen 20, 144, 219 f.  
 — Kraft- und Arbeitsbedarf 130, 138, 224 f.  
 — Materialfluß 217, 223 f.  
 — Oberflächenbeschaffenheit 37, 52, 230.  
 — Reckspannungen 146, 152, 157 f.  
 — Schmierung 132 f., 219.  
 — Werkzeug 216, 219.  
 — Ziehfähigkeit 19, 20, 52, 75, 219 f., 228.  
 — Zipfelbildung 61, 74 f., 223.  
 Titanit 81.  
 Titankarbid 81.  
 Tombak 104, s. Messing.  
 Translation 29.  
 Trennungswiderstand 7.  
 Umformungsfähigkeit 19, 143.  
 Umwandlungen 18, 39.  
 Verborgenen-elastische Spannungen 146, 162 f.  
 Verfestigung 1, 4 f.  
 Verfestigungskurven 6 f., 11 f.  
 Verfestigungsvermögen 10, 19.  
 Verformungswiderstand 5.  
 Vergütung, s. Ausscheidungshärtung.  
 Verjüngen 186.  
 Volomit 80.  
 Voreilung 199.  
 Wärmedehnung 28, 35, 79.  
 Wärmeentwicklung 7, 15.  
 Wallramit 80, 132.  
 Walzen (von Blech usw.)  
 — Bandwalzen 91, 194 f.

- Walzen (von Blech usw.)  
 — Bleicheigenschaften 25, 26 f., 33, 74 f., 116, 120.  
 — Eigenschaftsänderungen 5 f., 26 f., 74 f., 102.  
 — Formänderungsvermögen 5, 16 f.  
 — Geschwindigkeitseinfluß 106, 110.  
 — Greifwinkel 19, 144, 194, 202.  
 — Grenzen 20, 91, 95, 144.  
 — Kraft- und Arbeitsbedarf 109, 110, 126, 130, 134, 138, 201 f.  
 — Materialfluß 127, 199 f.  
 — Reckspannungen 14, 152, 157, 158, 164.  
 — Schmierung 133, 194, 195.  
 — Schwierigkeiten 54, 92, 95, 196.  
 — Stichgröße 13, 194.  
 — Temperaturen 100, 110, 196.  
 — Verfestigung 6 f., 15, 140, 141.  
 — Zipfelbildung 76 f.  
 — von Blechprofilen 227.  
 Walzen und Walzwerke 110, 131, 193 f.  
 Walzenlager 135, 195.  
 Walzenstraßen 195, 197.  
 Warmverformung 3, 91 f.  
 Wasserstoffkrankheit 88, 89 f., 92.  
 Wazau-Tiefziehprüfer 225, 228.  
 Weißgold 152.  
 Weiterschlag 216, 223.  
 Werkzeug  
 — Veränderungen 91, 194, 207.  
 — für Schneidbearbeitung 80 f., 103.  
 — für spanlose Formung 13, 129, 132, 171, 207, 208, 209, 219.  
 — und Formänderungsvermögen 16.  
 — und Materialfluß 13, 16, 174, 199 f.  
 — und Reckspannungen 152, 157 f.  
 — und Verfestigung 13.  
 Widia 81.  
 Winden 186.  
 Wirebar 92.  
 Wirkungsgrad 132, 134.  
 Wismut 29, 103, 116.  
 Wolfram  
 — Entfestigung 51.  
 — Festigkeitseigenschaften 51, 54, 99.  
 — Grobkristallisation 54, 72, 73.  
 — Hämmern 82, 100, 186.  
 — Kristalldrähte 51, 82.  
 — Pulver 81, 82.  
 — Rekristallisation 51, 82.  
 — Sintern 72, 82.  
 — Ziehen 51, 82, 100.  
 — und Beimengungen 73, 82.  
 Wolframkarbid 12, 80 f., 83, 102, 132, 209, 210, 211, 212.  
 Zeilengefüge 25.  
 Zeiteinfluß beim Glühen 40, 44, 56 f., 61 f.  
 Ziehfähigkeit 19, 144.  
 — beim Drahtziehen 19, 212.  
 — beim Rohrziehen 214.  
 — beim Tiefziehen 19, 20, 52, 75, 219 f.  
 Ziehpresse 218, 224.  
 Ziehscheibe 215.  
 Zincan 123.  
 Zink  
 — Biegen 27 f., 36, 99, 119, 120.  
 — Bleicheigenschaften 28, 34, 78 f., 117 f.  
 — Draht 120.  
 — Elektrolytzink, s. Feinzink.  
 — Entfestigung 119.  
 — Feinzink 91, 99, 103, 118.  
 — Festigkeitseigenschaften 54, 100, 117 f.  
 — Formänderungsvermögen 16, 54, 99, 100, 117 f.  
 — Gefüge 28, 54, 79, 117 f.  
 — Grobkristallisation 72 f., 99, 117 f.  
 — Plattieren 123.  
 — Raffinadezink 91, 100.  
 — Rekristallisation 64, 79, 99, 117 f.  
 — Spritzen von Hohlkörpern 118, 184.  
 — Strangpressen 100, 118.  
 — Verformung 54, 99, 117 f.  
 — Tiefziehen 119, 223.  
 — Walzen 78, 100, 117 f.  
 — Zipfelbildung 78.  
 — und Beimengungen 117 f.  
 — und Blei 72 f., 91, 99, 119.  
 — und Eisen 119.  
 — und Kadmium 74, 119.  
 — und Kupfer 119.  
 — und Magnesium 119.  
 — und Zinn 94.  
 Zinn  
 — Einzelkristalle 58.  
 — Entfestigung 58.  
 — Gefüge 29, 52.  
 — Rekristallisation 61, 65, 115.  
 — Rohre 52.  
 — Spritzen von Hohlkörpern 184.  
 — Strangpressen 113 f., 172, 175 f.  
 Zinnbronze, s. Bronze.  
 Zipfelbildung 61, 74 f., 223, 230.  
 Zug 19.  
 Zunder 87.  
 Zuschnitt 215.  
 Zwillingsbildung 29.  
 Zwischenglühung 65, 69, 77 f., 223.

**Praktische Metallkunde.** Schmelzen und Gießen, spanlose Formung, Wärmebehandlung. Von Dr.-Ing. **G. Sachs**, Leiter des Metall-Laboratoriums der Metallgesellschaft A. G., Frankfurt a. M., a. o. Professor an der Universität Frankfurt a. M., auswärtiges Mitglied der Kaiser-Wilhelm-Gesellschaft zur Förderung der Wissenschaften. Erster Teil: **Schmelzen und Gießen.** Mit 323 Textabbildungen und 5 Tafeln. VIII, 272 Seiten. 1933. Gebunden RM 22.50

Dieses Buch ist wertvoll, da es eine systematische Darstellung all der Kenntnisse bringt, die der Gießer von den Metallen wissen muß. Der erste Teil bringt zuerst die allgemeinen Erscheinungen beim Schmelzen, Grundsätzliches über Erstarrungsvorgänge, über Gase, über den Einfluß der kleinen Beimengungen und über die Wärmebehandlung des Gusses. Der zweite Teil beschäftigt sich mit dem Blockguß. Der dritte Teil bearbeitet den Formguß, so vor allem die Gießarten, die Gießigenschaften der verschiedenen Metallegierungen sowie Festigkeitseigenschaften, Prüfung der Gußstücke usw.

Es ist ein großes Programm, das hier bearbeitet wird, und man kann sagen, daß der Verfasser sehr vieles bringt, das jeder Metallgießereifachmann wissen muß, um seinen Guß mehr und mehr zu verbessern. „Zeitschrift für die gesamte Gießereipraxis“.

---

**Lehrbuch der Metallkunde,** des Eisens und der Nichteisenmetalle. Von Dr. phil. **Franz Sauerwald**, a. o. Professor an der Technischen Hochschule Breslau. Mit 399 Textabbildungen. XVI, 462 Seiten. 1929. Gebunden RM 29.—\*

---

**Moderne Metallkunde in Theorie und Praxis.** Von Oberingenieur **J. Czoehralski.** Mit 298 Textabbildungen. XIII, 292 Seiten. 1924. Gebunden RM 12.—\*

---

Ⓜ **Die Wechselfestigkeit metallischer Werkstoffe.** Ihre Bestimmung und Anwendung. Von Dr. techn. **Wilfried Herold**, Leiter der Versuchsanstalt der Österr. Automobilfabriks A. G., vormals Austro-Fiat in Wien. Mit 165 Textabbildungen und 68 Tabellen. VII, 276 Seiten. 1934. Gebunden RM 24.—

---

**Die Dauerprüfung der Werkstoffe** hinsichtlich ihrer Schwingungsfestigkeit und Dämpfungsfähigkeit. Von Professor Dr.-Ing. **O. Föppl**, Braunschweig, Dr.-Ing. **E. Becker**, Ludwigshafen, und Dipl.-Ing. **G. v. Heydekampf**, Braunschweig. Mit 103 Textabbildungen. V, 124 Seiten. 1929. RM 9.50; gebunden RM 10.75\*

---

**Die Dauerfestigkeit der Werkstoffe und der Konstruktionselemente.** Elastizität und Festigkeit von Stahl, Stahlguß, Gußeisen, Nichteisenmetall, Stein, Beton, Holz und Glas bei oftmaliger Belastung und Entlastung sowie bei ruhender Belastung. Von **Otto Graf.** Mit 166 Textabbildungen. VIII, 131 Seiten. 1929. RM 14.—; gebunden RM 15.50\*

---

**Der bildsame Zustand der Werkstoffe.** Von Professor Dr.-Ing. **A. Nádai**, Göttingen. Mit 298 Textabbildungen. VIII, 171 Seiten. 1927. RM 15.—; gebunden RM 16.50\*

---

**Die Brinellsche Kugeldruckprobe** und ihre praktische Anwendung bei der Werkstoffprüfung in Industriebetrieben. Von **P. Wilh. Döhmer**, Schweinfurt. Mit 147 Abbildungen im Text und 42 Zahlentafeln. VI, 186 Seiten. 1925. Gebunden RM 18.—\*

---

\* Auf die Preise der vor dem 1. Juli 1931 erschienenen Bücher des Berliner Verlages wird ein Notnachlaß von 10% gewährt. Ⓜ Werk des Wiener Verlages.

**Spanlose Formung der Metalle.** Von G. Sachs unter Mitwirkung von W. Eisbein, W. Kuntze und W. Linieus. („Mitteilungen der deutschen Materialprüfungsanstalten“, Sonderheft XVI.) Mit 235 Abbildungen. 127 Seiten. 1931.

RM 26.—; gebunden RM 28.—\*

Zur Einführung in die Technologie der spanlosen Formung. — Tiefziehen: Faltenhalterdruck, Ziehfähigkeit, Mechanik. — Drahtziehen: Eigenschaften gezogener Drähte, Kraftbedarf, Mechanik. — Stangenpressen: Kaltpressen von Blei und Zinn, Warmpressen von Kupfer und Messing, Theorie. — Eindruckvorgänge: Kegel-, Zylinder- und Kugeleindrücke, Form- und Reibungseinfluß, Synthese.

---

**Spanlose Formung.** Schmieden, Stanzen, Pressen, Prägen, Ziehen. Bearbeitet von Dipl.-Ing. M. Evers, Dipl.-Ing. F. Grossmann, Dir. M. Lebeis, Dir. Dr.-Ing. V. Litz, Dr.-Ing. A. Peter. Herausgegeben von Dr.-Ing. V. Litz, Betriebsdirektor bei A. Borsig G. m. b. H., Berlin-Tegel. („Schriften der Arbeitsgemeinschaft Deutscher Betriebsingenieure“, Band IV.) Mit 163 Textabbildungen und 4 Zahlentafeln. VI, 152 Seiten. 1926.

Gebunden RM 12.60\*

---

**Das Pressen der Metalle (Nichteisenmetalle).** Von Dr.-Ing. A. Peter. („Werkstattbücher“, Heft 41.) Mit 72 Abbildungen im Text. 49 Seiten. 1930.

RM 2.—\*

---

**Schmieden und Pressen.** Von P. H. Schweißguth, Direktor der Teplitzer Eisenwerke. Mit 236 Textabbildungen. IV, 110 Seiten. 1923.

RM 4.—\*

---

**Die moderne Stanzerei.** Ein Buch für die Praxis mit Aufgaben und Lösungen. Von Ingenieur Eugen Kaczmarek. Dritte, vermehrte und verbesserte Auflage. Mit 186 Textabbildungen. VIII, 209 Seiten. 1929.

RM 13.—; gebunden RM 14.40\*

---

**Handbuch der Ziehtechnik.** Planung und Ausführung, Werkstoffe, Werkzeuge und Maschinen. Von Dr.-Ing. Walter Sellin. Mit 371 Textabbildungen. XII, 360 Seiten. 1931.

Gebunden RM 32.—\*

---

**Mechanische Technologie für Maschinentechniker.** (Spanlose Formung.) Von Dr.-Ing. Willy Pockrandt, z. Zt. komm. Oberstudiendirektor bei der Staatlichen Maschinenbau- und Hüttenschule Gleiwitz. Mit 263 Textabbildungen. VII, 292 Seiten. 1929.

RM 13.—; gebunden RM 14.50\*

---

\* Auf die Preise der vor dem 1. Juli 1931 erschienenen Bücher wird ein Notnachlaß von 10% gewährt.