



Brütsch/Rüegger AG
Stahlrohre
Althardstrasse 83
CH-8105 Regensdorf
Tel. 01/871 34 34
Fax 01/871 34 99
www.b-r.ch
ISO 9002-Zertifikat

Herstellung des Gussgefüges

Technische Schriftenreihe

04



Herstellung des Gussgefüges

Inhaltsverzeichnis

<u>Schmelzen und Entschwefeln von Stahl</u>	2
<u>Unberuhigter Stahl und Seigerung</u>	3
<u>Beruhigter Stahl und Lunker</u>	5
<u>Die Alterung von Stahl</u>	7
<u>Abgiessen und Gussgefüge des Stahles</u>	9
<u>Vakuumentgasung und Unschmelzen</u>	10

Die Herstellung des Gussgefüges

Unter Gussgefüge, auch Primärgefüge genannt, versteht man das Stahlgefüge im gegossenen Zustand, also in den Stahlblöcken. Diese Begriffe sollten mit dem in Formen gegossenen Gusseisen (mit mehr als 2% Kohlenstoff) oder Stahlguss nicht verwechselt werden.

Schmelzen und Entschwefeln von Stahl

Ausgehend von den Rohstoffen Schrott, flüssiges Roheisen (vom Hochofen) und Eisenschwamm (aus den Direktreduktionsanlagen) wird Stahl nach verschiedenen Verfahren erzeugt: überwiegend nach den Oxygenverfahren LD, LDAC und OBM, oder im Siemens-Martin-Ofen, im Elektrolichtbogen-Ofen, oder auch im Induktionsofen. Näheres zu diesem Verfahren: s. Kap. 2.

In zunehmendem Masse ist die Stahlqualität vom Erzeugungsverfahren unabhängig, denn zum einen ist inzwischen das Thomasverfahren ausgelaufen, das insbesondere wegen des erhöhten Stickstoffgehaltes qualitative Nachteile besass und zum anderen wird bei vielen Stahlgütern der Ofen bzw. Tiegel weitgehend nur zum Schmelzen verwendet. Die Einstellung der endgültigen Zusammensetzung durch Entschwefeln, Entgasen und eventuell auch Legieren erfolgt dann nach dem Abstich durch die Sekundärmetallurgie (Pfannenentschwefelung, Spülen mit Analysenkorrektur, Vakuumbehandlung und Umschmelzverfahren). Dadurch werden die Schmelzaggregate stark entlastet, die Leistungen also erhöht und die Stahlqualität verbessert.

Da die *Entschwefelung* bei den meisten Stahlherstellungsverfahren nur mässig ist oder sehr aufwendig durchzuführen ist, erfolgt bei vielen Stahlsorten die Einstellung der geforderten S-Gehalte im Anschluss an den Abstich in der Pfanne, z.B. bevorzugt nach dem TN-Verfahren (Thyssen Niederrhein). Dazu werden mit einem Rohr kalziumhaltige Verbindungen wie Kalk CaO oder Karbid CaC_2 in den Stahl eingeblasen, die den Schwefel abbinden, und in kurzer Zeit werden extrem niedrige S-Gehalte von z.B. unter 0,01% erzielt.

Die negative *Wirkung des Schwefels* im Stahl beruht darauf, dass sich Fe mit S zum niedrig schmelzenden Eisensulfid FeS verbindet. Bei einer Warmverformung ist deshalb oberhalb von 1200°C das FeS als Kongrenzsubstanz flüssig, so dass es zum Heissbruch kommt und zwischen 800 und 1000°C so wenig verformbar, dass es zum Rotbruch kommt.

Diesen Nachteil kann man durch Manganzugabe beseitigen, da sich MnS bildet, das erst oberhalb von 1600°C flüssig wird. Deshalb muss jeder Stahl mindestens dreimal so viel Mn wie S in Prozent enthalten (Mn-S-Verhältnis), also z.B. mindestens 0,1% Mn bei 0,03% S. Andererseits lassen sich die MnS -Einschlüsse beim Walzen so gut strecken, dass der Stahl dadurch querempfindlich wird: Die Kerbschlag- und Bruchdehnungswerte quer zur Verformungsrichtung liegen wesentlich unter den Längswerten. Deshalb sind niedrige S-Gehalte in dieser Hinsicht vorteilhaft. Mit dem TN-Verfahren werden gleichzeitig die oxidischen Einschlussgehalte stark gesenkt, da Kalzium sich auch mit Sauerstoff verbindet.

In diesem Zusammenhang muss eine spezielle Art von Heissbrüchigkeit besprochen werden: die *Lötbrüchigkeit*. Sie tritt auf, wenn niedrig schmelzende Buntmetalle oder Legierungen im Stahl enthalten sind, z.B. Kupfer (Schmelzpunkt 1084°C), Zinn (232°C), Bronze oder Messing. Diese gelangen über den Schrott in den Stahl (Autoschrott bzw. Weissbleche), aber auch beim Löten (daher der Name) und kristallisieren auf den Korngrenzen. Nachteilige Folgen in Form von Rissen treten auf, wenn hohe Temperaturen und Spannungen einwirken, z.B. beim Warmverformen oder bei speziellen Verwendungen. Deshalb sind diese Elemente oft nur bis zu gewissen Grenzgehalten zulässig, z.B. maximal 0,25% Cu, 0,05% Sn. Etwas erhöhte Cu-Gehalte erhöhen andererseits die Wetterbeständigkeit des Stahles, da die Rostschicht besser haften bleibt, sind also manchmal durchaus erwünscht (vgl. wetterfester Stahl, Kap. 11).

In zunehmendem Masse erhält der flüssige Stahl nach dem Abstich eine *Spülbehandlung*, indem man das Edelgas Argon oder auch Stickstoff in die Pfanne einbläst. Dadurch erreicht man ein besseres Aufsteigen der Einschlüsse, eine gleichmässige Temperaturverteilung in der Pfanne, die sich günstig auf das spätere Gussgefüge auswirkt, und während des Spülens werden, wenn nötig, Analysenkorrekturen durchgeführt, indem z.B. Kohlenstoff, Mangan o. a. zugegeben werden.

Unberuhigter Stahl und Seigerung

Noch vor diesen Behandlungen kann der Stahl während des Abstiches desoxidiert werden, wenn er beruhigt werden soll. Diese *Desoxidation* (= Senkung des Sauerstoffgehaltes) beeinflusst das Gefüge und damit die Qualität entscheidend. Sie soll deshalb erläutert werden.

Bei jedem Stahlherstellungsverfahren muss die Schmelze intensiv bewegt werden, um eine gleichmässige chemische Zusammensetzung und Temperatur zu erreichen; ausserdem sollen Verunreinigungen und Gase möglichst herausgespült werden. Im allgemeinen wird das bewirkt durch eine chemische Kochbewegung. Zu der hoch Kohlenstoff-haltigen Schmelze gibt man Sauerstoff in Form von Gas oder Erz, der sich mit dem C zum Kohlenoxid CO verbindet. Bei den Oxygenverfahren ist die Sauerstoffzugabe weiterhin erforderlich, um andere unerwünschte Elemente des Roheisens zu entfernen. Bei diesem «Frischen» verbindet sich nun aber auch ein Teil des Eisens mit Sauerstoff zum FeO, das auf den Korngrenzen sitzt, und zwar um so mehr, je niedriger der C-Gehalt eingestellt wird. Das Produkt aus C · O ist konstant, es beträgt ca. 0,0025%. Da FeO relativ niedrig schmilzt, neigen sehr weiche Stähle zum Rotbruch. Das ist insbesondere dann der Fall, wenn auch noch erhöhte

Schwefel-Werte enthalten sind, weil im Zweistoffdiagramm FeO – FeS bereits bei 930°C ein Eutektikum auftritt.

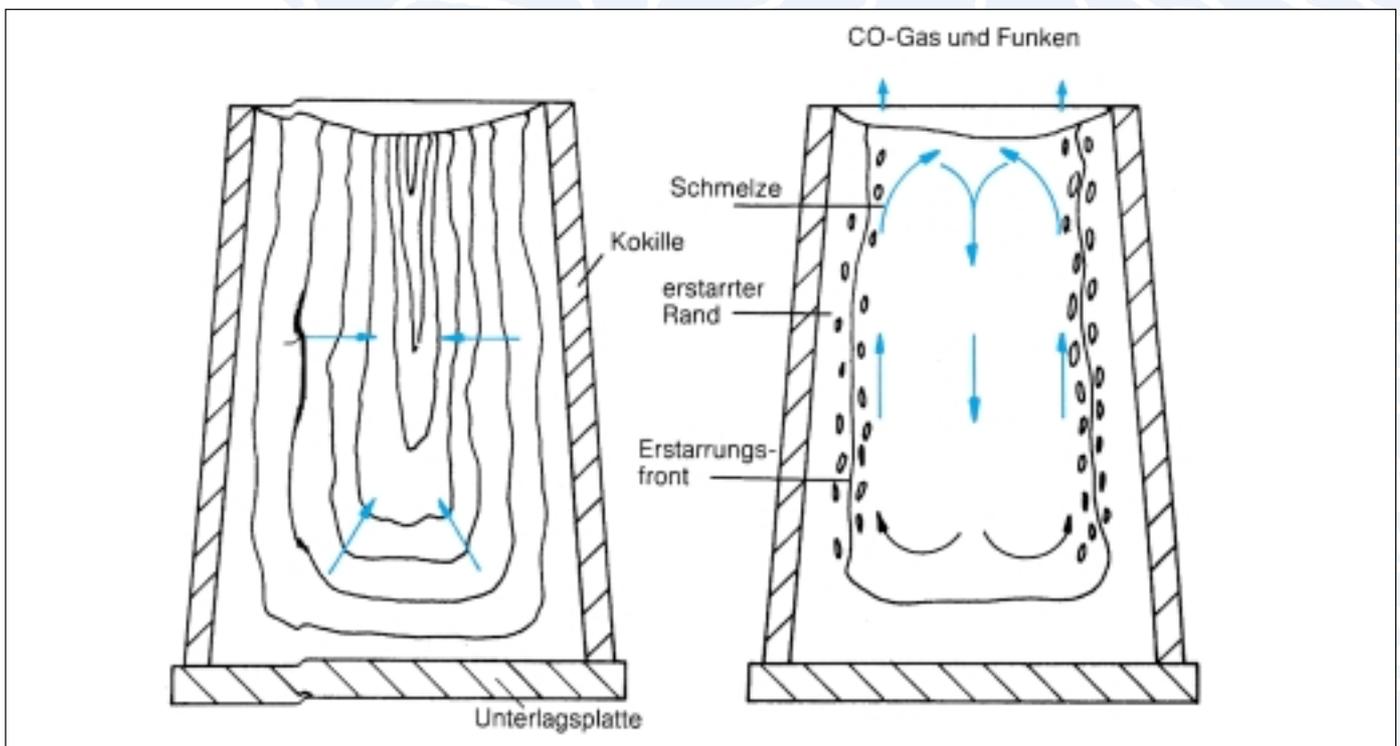
Schon aus diesem Grunde wäre es wünschenswert, den FeO-Gehalt zu senken.

Oftmals ist eine Desoxidation auch notwendig wegen des besonderen Gefüges, das sich bei einem *unberuhigten Stahl* auf Grund seiner Erstarrung einstellt. Giesst man ihn in eine gusseiserne Form (=Kokille) so beginnt an der kalten Wandung und an der Unterlagsplatte (am Fuss) die Erstarrung. Diese Front schiebt sich langsam zum Kern und nach oben hin vor (s. Bild 1).

Nach dem Fe-C-Diagramm ist der zuerst erstarrte Stahl jedoch sehr C-arm, während der C-Gehalt in der Schmelze steigt. Genau so verhalten sich auch FeO und andere Elemente, wie Schwefel, Phosphor, Mangan. Die Randschicht ist also sehr sauber und vor der Erstarrungsfront reichern sich in der Schmelze die Begleitelemente an. Diese höheren Gehalte an FeO und C reagieren jedoch nun wieder miteinander unter Bildung von CO-Blasen, d.h. der Stahl kocht lebhaft. Diese Blasen steigen z.T. hoch, z.T. werden sie zwischen den wachsenden Kristallen festgehalten und bleiben im Block. Die hochsteigenden Blasen reissen aber auch Schmelze mit nach oben, die dadurch eine Rotationsbewegung in der Kokille ausführt und das Sprühen (Herausspringen von Funken) zur Folge hat (siehe Bild 2).

Bild 1: Erstarrung eines Stahlblockes. (Die Pfeile geben den Erstarrungsverlauf an.)

Bild 2: Erstarrung eines unberuhigten Stahlblockes.



Durch diesen schlechten Kontakt zwischen der verunreinigten Schmelze und der sauberen Randschicht können sich die Begleitelemente, die sonst grundsätzlich immer das Bestreben haben, sich gleichmässig zu verteilen, kaum wieder durch Diffusion ausgleichen. Die Folge ist eine ausgeprägte *Blockseigerung*, die den Erstarrungsfronten nach Bild 1 entspricht. Aussen und unten liegen die niedrigsten Gehalte, oben und in der Mitte höhere. Besonders ausgeprägt sind diese Konzentrationsunterschiede bei den Elementen Schwefel und Phosphor, wo besonders bei grossen Blöcken Differenzen bis zum vierfachen möglich sind, z.B. von 0,015 bis 0,06% S. Geringfügiger treten sie auch bei Kohlenstoff und Mangan auf. Der Unterschied zwischen der Schmelzanalyse im Ofen (z.B. Mittelwert 0,03% S) und den Stückanalysen des ausgewalzten Materials (aus Kopf – Mitte – Fuss des Blockes) muss deshalb besonders bei unberuhigten Stählen beachtet werden.

Folge der Block-Seigerungen ist bei Schwefel eine erhöhte Rotbruchgefahr am Blockkopf und bei Phosphor das Auftreten von Seigerungsrisen. Diese sind darauf zurückzuführen, dass Phosphor den Stahl stark versprödet. Insbesondere bei tieferen Temperaturen sinkt die Kerbschlagarbeit ab (Kaltversprödung). Ausserdem steigt die Festigkeit an, so dass bei der Verformung durch die unterschiedliche Dehnbarkeit innere Risse entstehen können. Beim Schweiessen bis in die Seigerungszone hinein können leicht Bindungsfehler auftreten. Phosphor hat ferner Schweissrissigkeit zur Folge, d.h. in der Nähe der Schweissnaht bilden sich Risse. Aus diesen Gründen soll der P-Gehalt im allgemeinen 0,04% nicht überschreiten.

Daneben aber ist Phosphor in einigen Sonderfällen auch mit höheren Anteilen bis 0,3% erwünscht: in Automatenstählen (glattere Oberfläche beim Zerspanen), in Warmpressmutterstahl (besseres Fliessen während des Pressens), in witterungsbeständigen Stählen (die Rostschicht haftet besser und ist dichter; zusammen mit Kupfer) und im Gusseisen (erhöhte Dünflüssigkeit, d.h. bessere Formfüllung bei dünnwandigen Gussteilen).

Zum Sichtbarmachen von Seigerungen gibt es verschiedene Ätzmittel, sowie für Schwefel den Baumann-Abdruck. Hierbei tränkt man Fotopapier (mit Bromsilber) zunächst in verdünnte Schwefelsäure und drückt es dann in

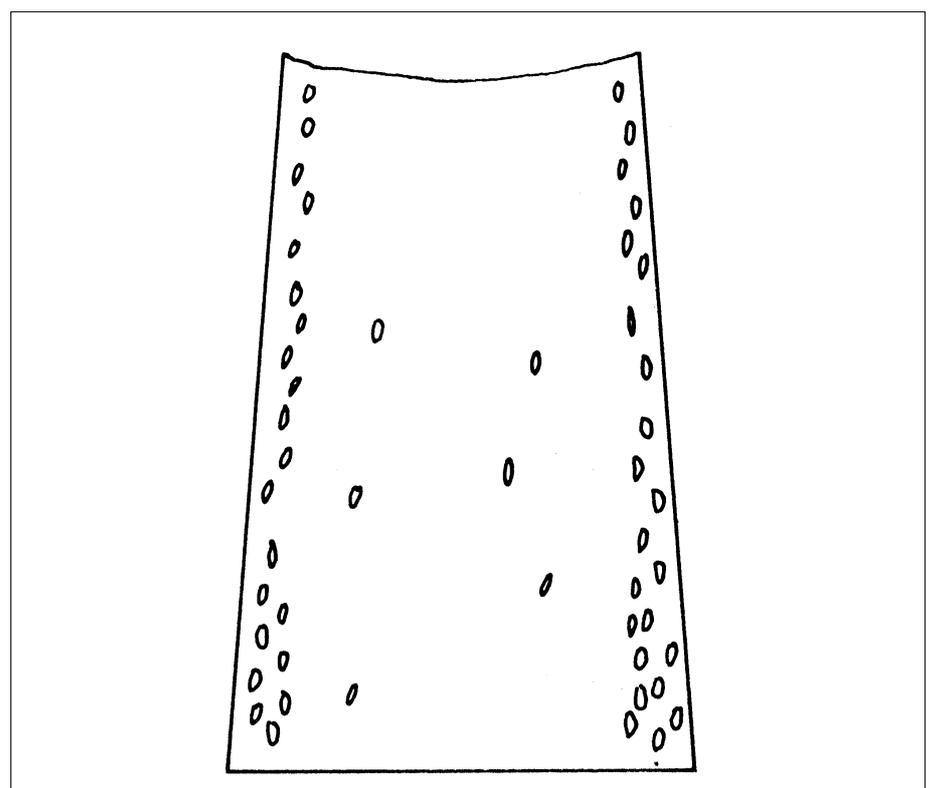
der Dunkelkammer auf die geschliffene Probe. Nach dem Fixieren erscheinen die Seigerungszone als Braunfärbung.

Die vorher schon beschriebene Kristallseigerung ist sowohl in beruhigten als auch unberuhigten Stählen vorhanden. Sie ist nicht so gefährlich und kann durch Glühen beseitigt werden.

Die im Block eines unberuhigten Stahles verbleibenden Gase bilden einen, z.T. auch zwei Blasenkränze, einen inneren und äusseren (s. Bild 3). Der blasenfreie Rand wird die «Speckschicht» genannt, sie soll giesstechnisch auf eine Mindestdicke von 10 mm eingestellt werden. Nur dann sind die Blasen unschädlich: Beim späteren Abzundern einer Randschicht im Walzwerksofen gelangt kein Sauerstoff in die Hohlräume, so dass sie beim Walzen einwandfrei verschweissen. Oxidierte Blasen dagegen haben Risse zur Folge.

Vorteil des unberuhigten Stahles ist der niedrige Preis und die weiche, saubere Randschicht, die sich besonders auf einige Oberflächenschutzverfahren günstig auswirkt, z.B. das Emaillieren und Verzinken. Ausserdem lässt sich das Material gut tiefziehen, da es weich ist und wenig Einschlüsse enthält. Der maximale C-Gehalt liegt bei 0,24%; darüber reicht der verringerte Sauerstoffanteil zum Kochen nicht mehr aus, denn das Produkt $C \cdot O$ ist ja konstant.

Bild 3: Unberuhigter Stahlblock im Längsschnitt, mit Blasenkranz.



Legierte Stähle lassen sich nicht unberuhigt herstellen, weil die Legierungselemente entweder mit dem Sauerstoff reagieren oder die entsprechenden Seigerungen zu stark würden. Anwendung finden die unberuhigten Stähle z.B. für oberflächenbehandelte Feibleche und Band, Draht, einfache Hochbauteile, Betonstahl, Flachzeug zum Kaltbiegen und Abkanten, manche Schiffbaustähle, höhere S- und P-haltige Stähle (Automatenstahl für Schrauben, Muttern, Niete und warmgepresste Muttern), Schweissdraht, Kesselrohre. Die maximale Zugfestigkeit liegt bei $R_m = 400 \text{ N/mm}^2$. Wegen des fehlenden Aluminium-Gehaltes neigt unberuhigter Stahl zur Alterung.

Beruhigter Stahl und Lunker

Um die angegebenen Nachteile zu vermeiden, werden fast alle Qualitäts- und alle Edelmehlstähle *beruhigt*, d.h. desoxidiert. Dazu gibt man im Ofen oder beim Abstich solche Elemente zum Stahl, die den Sauerstoff binden. Das sind insbesondere Silizium, Aluminium, Mangan und Kalzium. Diese bilden die entsprechenden Oxide, die als schädliche Einschlüsse im Stahl bleiben würden, wenn man nicht für günstige Bedingungen zum Aufsteigen sorgte. Man erreicht das im allgemeinen durch gleichzeitige Zugabe von mehreren Desoxidationsmitteln. Trotzdem enthalten beruhigte Stähle im allgemeinen mehr Einschlüsse als unberuhigte und niedrig gekohlte Stähle mehr als harte, denn wenig C bedeutet ja viel FeO und entsprechend erhöhte Desoxidationsmittelzugabe.

Durch die Abbindung des Sauerstoffs wird die Kochbewegung in der Kokille unterbunden, der Stahl erstarrt ruhig. Deshalb fehlt auch die Rotation der Schmelze, so dass sich an der Erstarrungsfront die unterschiedlichen Konzentrationen der Begleitelemente weitgehend ausgleichen können: Die Blockseigerung ist minimal. Es fehlt aber auch die weiche saubere Rand-schicht des unberuhigten Stahles. Dafür tritt ein anderer Fehler auf: der *Lunker*. Das ist ein innerer Hohlraum im Block,

Bild 4: Beruhigter Stahlblock im Längsschnitt, mit möglichen Lunkern.

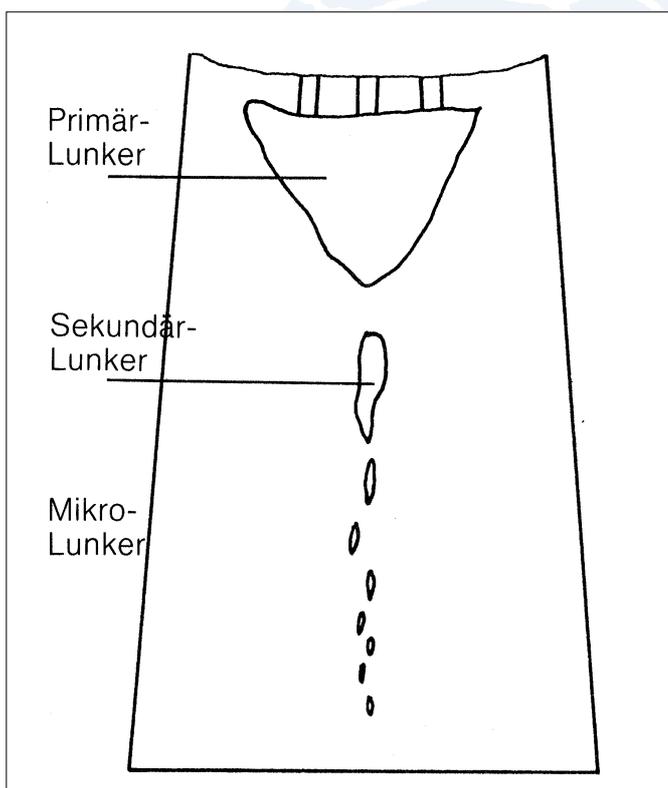
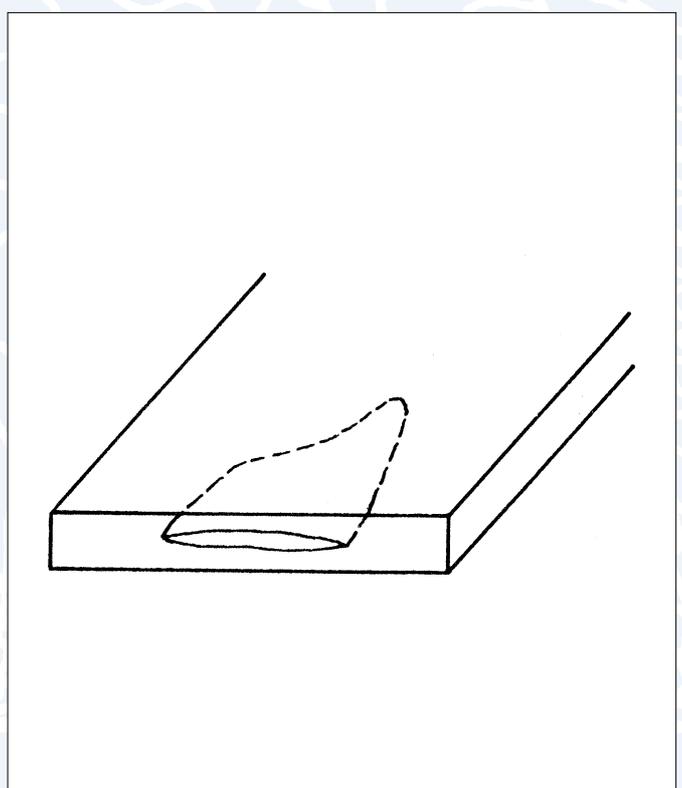


Bild 5: Doppelung in einem Blech.



der durch die Volumenschwindung von ca. 12% bei der Abkühlung von der Schmelze bis auf Raumtemperatur entsteht. Da sich zuerst aussen eine feste Schale bildet (auch oben ein dünner Deckel am Kopf, denn das Kochen fehlt ja), und da sich auch der innere Bereich zusammenzieht, muss sich dort dieser Schwindungshohlraum bilden. Dieser tritt verstärkt im oberen Teil des Blockes auf, denn wenn zum Fuss hin ein Hohlraum entstehen will, fließt in ihn von oben flüssiger Stahl nach. Einen erstarrten Block im Längsquerschnitt, ohne Massnahmen zur Verminderung des Lunkers, zeigt Bild 4.

Im Kopf liegt der Primärlunker, dessen Wände immer stark oxidiert und verunreinigt sind, da der Deckel etwas porös ist. Ausserdem ist hier die allerletzte Schmelze erstarrt, die mit Begleitelementen und Desoxidationsprodukten angereichert war. Darunter liegt der Sekundärlunker, der nicht oxidiert und weniger verunreinigt ist. Die Mikrolunker noch weiter unten entstehen dadurch, dass einzelne Kristalle gegenüber der Erstarrungsfront schneller wachsen, so dass keine Schmelze von oben her nachfliessen kann.

Die korrekt durchgeführte Warmumformung eines solchen Blockes verschweisst die Mikrolunker zuverlässig, den Sekundärlunker eventuell, den Kopflunker jedoch nicht. Als Folge

würden hier *Doppelungen* entstehen, die besonders bei Blechen als grossflächige Materialtrennungen gefürchtet sind (s. Bild 5).

Um diese Fehler bzw. ein stark verringertes Ausbringen beim Abschneiden des lang gestreckten Primärlunkers zu vermeiden, wird der Blockkopf lange flüssig gehalten, damit von dort die Schmelze in beginnende Hohlräume nachfliessen kann. Hierzu werden die Kokillen für beruhigte Stähle mit keramischen Isolierhauben versehen und der Stahl mit Lunkerpulver abgedeckt (s. Bild 6).

Im Hinblick auf die Mikrolunker und eine flachere Ausbildung des Kopflunkers ist das Abgiessen in umgekehrt konischen Kokillen mit Haube verteilhaft, weil hier die Erstarrungsfronten immer nach oben geöffnet verlaufen (s. Bild 9). Sie werden besonders in Edelstahlwerken eingesetzt. In beiden Fällen muss der Blockkopf an der ersten Walzenstrasse sauber abgeschnitten werden, so dass eigentlich Doppelungen gar nicht auftreten dürften. Dadurch liegt das Materialausbringen bei beruhigtem Stahl wesentlich niedriger als bei unberuhigtem, wo kein Lunker auftritt (ca. 85 gegenüber ca. 92%). Hier teilt sich das Schwindungsvolumen auf die Gasblasen auf.

Bild 6. Massnahmen zur Verminderung des Lunkers

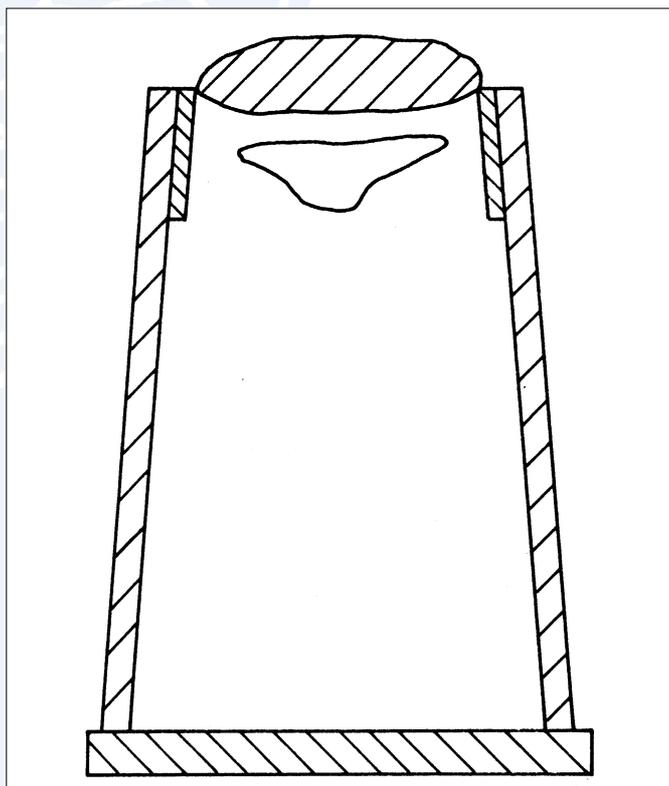
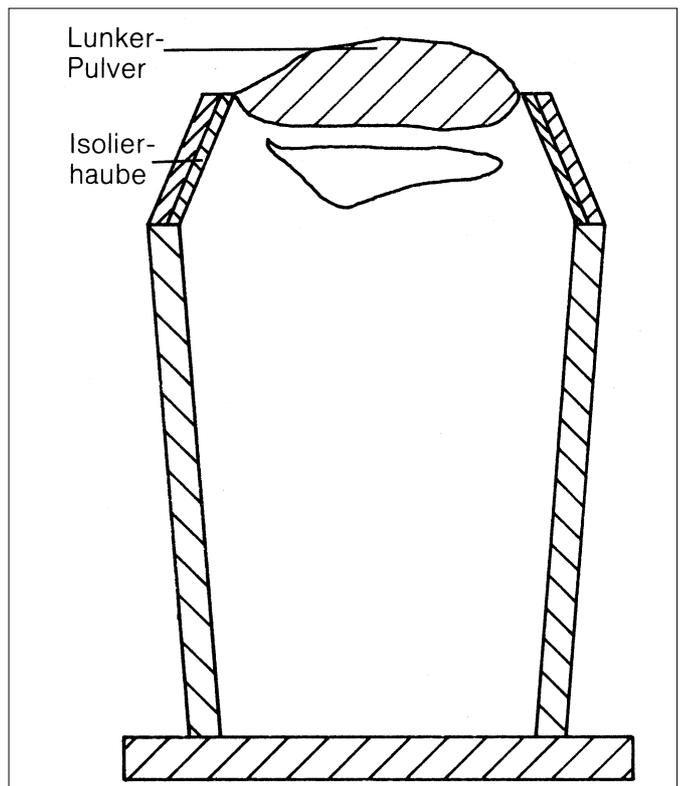


Bild 7: Umgekehrt konische Kokille mit lunkerigem Stahlblock.



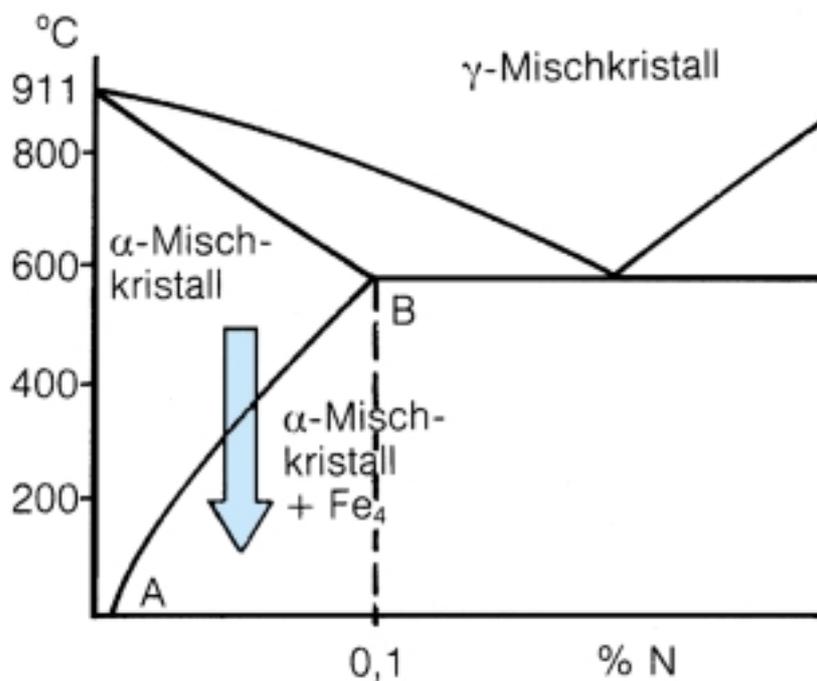


Bild 8: Zweistoff-Diagramm Eisen – Stickstoff

Die Oberfläche von beruhigten Stahlblöcken ist immer relativ stark mit Verunreinigungen versehen, da sich hier die hochschmelzenden Desoxidationsprodukte teilweise abscheiden, besonders die Tonerde Al_2O_3 . Ein Verputzen, Flämmen oder Abdrehen der Oberfläche ist deshalb oft erforderlich.

Aus der Überlegung, die Vorteile des beruhigten und unberuhigten Stahles unter Vermeidung der jeweiligen Nachteile zu vereinen, ist der *halbberuhigte Stahl* entstanden. Durch geringe Desoxidation sind dabei die C- und FeO-Gehalte so aufeinander abgestimmt, dass die Anreicherung an beiden vor der Erstarrungsfront erst so spät zur Blasenbildung führt, dass der Blockkopf bereits einen starken Deckel gebildet hat. Dadurch enthält dieser Stahl die Gasblasen im Kern, keinen Lunker und auch keine Seigerungen, während das Ausbringen so hoch wie beim unberuhigten Stahl liegt. Der C-Gehalt muss relativ eng begrenzt 0,1 bis 0,23% betragen, sonstige Legierungselemente können nicht zugegeben werden, so dass die Zugfestigkeit in relativ engen Grenzen bei ca. 370 bis 600 N/mm² liegt. Die Körner der halbberuhigten Stähle sind nicht sehr fein ausgebildet (ca. ASTM 5), woraus eine etwas geringe Zähigkeit resultiert. Verwendet werden solche Stähle besonders für den Schiffbau sowie für einige Automatenstahlsorten.

Durch *kern- oder kokillenberuhigte Stähle* kann man sowohl hohe Anforderungen an die Oberflächengüte als auch an die Seigerungsfreiheit erfüllen. Dabei gibt man die zur Desoxidation erforderli-

che Aluminiummenge nach Giessende mit ca. 3 min Verzögerung in die Kokille, wenn sich die saubere Speckschicht bereits gebildet hat. Solche Stähle werden besonders für Tiefziehbleche verwendet.

Die Alterung von Stahl

Unberuhigte und halbberuhigte Stähle neigen immer zur *Alterung*, während man beruhigte Güten alterungsbeständig einstellen kann. Diese gefürchtete Fehlererscheinung bedeutet ein Absinken der Zähigkeit sowie eine Zunahme von Zugfestigkeit und Streckgrenze *im Laufe der Zeit*. Sie ist zurückzuführen auf nicht abgebundene Stickstoffgehalte. Der Vorgang, der auch für viele neue hochfeste und schweisssbare Stähle von grosser Bedeutung ist, wird besser erklärlich, wenn man sich das Zweistoffdiagramm Eisen-Stickstoff näher ansieht (s. Bild 8), von dem wegen der im Stahl maximal enthaltenen 0,02% N nur die äusserste Ecke interessiert. Man erkennt, dass alle Stähle beim Abkühlen nach der Warmverformung den mit dem Pfeil angegebenen Verlauf nehmen. Oberhalb der Linie A-B sind alle N-Atome als Einlagerungsmischkristalle gleichmässig im Fe gelöst, beim Unterschreiten der Linie müssten sie zu den Korngrenzen wandern und dort im Verhältnis vier Fe-Atome + ein N-Atom die Verbindung Fe_4N (= Eisennitrid) bilden. Dieser Vorgang ist der vorher schon besprochenen C-Wanderung und Fe_3C -Bildung bei übereutektoiden Stählen an der Linie S-E des Fe-C-Dia-

gramms sehr ähnlich. Man nennt ihn *Ausscheidung*. Während aber die kleineren, beweglicheren C-Atome, noch dazu bei der höheren Temperatur, imstande sind, die Korngrenzen bei normaler Abkühlung weitgehend zu erreichen, schaffen das die trägeren N-Atome nicht. Sie bleiben bis Raumtemperatur im Eisen gelöst, obwohl sie dort jetzt keinen Platz mehr haben. Solche «übersättigte Lösungen» haben das Bestreben, im Laufe der Zeit in den stabilen Zustand überzugehen, d.h. die N-Atome wandern sehr langsam in Richtung auf die Korngrenzen. Auf ihrem Weg finden sie jedoch kleine Gitterleerstellen, wo sie Platz haben und bleiben. Dadurch wird aber die Verformbarkeit des Stahles erschwert, d.h. die Zähigkeit sinkt (*natürliche Alterung*). Je nach der Stahlqualität und Nachbehandlung macht sich die Alterung schon nach wenigen Tagen oder erst nach einigen Wochen bemerkbar.

Eine Untersuchung daraufhin, ob ein Stahl zum Altern neigt, kann man durch die «*künstliche Alterung*» durchführen: Der Stahl wird um 10% kaltverformt und danach eine halbe Stunde bei 250°C geglüht. Bei dieser Temperatur wandern die N-Atome schneller zu den Fehlstellen, so dass die anschließende Kerbschlagprüfung die verringerten Werte zeigt. Bei 250°C läuft der Stahl blau an, deshalb wird diese Erscheinung auch die Blausprödigkeit genannt.

Wird einem Stahl nun Aluminium zugesetzt, so bindet dieser den Stickstoff zum Al-Nitrid AlN ab, und die Alterung wird vermindert. Notwendig dazu ist im allgemeinen ein Al-Gehalt von über 0,02%. Da jedoch die Alterung neben Stickstoff noch durch andere Elemente – wenn auch geringfügiger – hervorgerufen wird, z.B. durch Kohlenstoff, Phosphor und Sauerstoff, ist ein solcher Al-Gehalt kein Zeichen für einen absolut alterungsfreien Stahl. Dazu ist die Zugabe von Vanadium V, Niob Nb, Tantal Ta, Titan T und/oder Zirkonium Zr erforderlich, die auch die anderen Elemente abbinden. Weil Aluminium gleichzeitig ein starkes Desoxidationsmittel ist, sind unberuhigte und halbberuhigte Stähle alterungsanfällig und beruhigte Stähle natürlich nur dann besser alterungsbeständig, wenn sie Al enthalten. Sie können ja z.B. auch mit Silizium + Mangan beruhigt sein. Die gegenüber unberuhigten Stählen noch weiter verbesserte Tiefziehfähigkeit von beruhigten Blechen ist auf die kornverfeinernde Wirkung des Aluminiums zurückzuführen.

Die oben angegebenen 0,02% Al bedeuten den Gesamtgehalt, d.h. die Summe aus Al_2O_3 + AlN + freien Al-Überschuss (= Al metallisch). Diese beiden letzten Anteile sind bei der chemischen Nassanalyse in Säuren löslich und werden deshalb auch als Al säurelöslich bezeichnet. In Al_2O_3 ist im allgemeinen 0,005% Al enthalten. Mit über 0,02% $Al_{ges.}$ oder 0,015% $Al_{met.}$ ist Stahl sowohl beruhigt als auch alterungsbeständig als auch feinkörnig. Auch ab ca. 0,2% $Si_{met.}$ ist ein Stahl beruhigt, meistens genügen jedoch schon 0,10% Si, da zusätzlich mit Mn u. a. desoxidiert wird.

Auch eine Verminderung des Stickstoffgehaltes verbessert natürlich die Alterungsbeständigkeit. Diese ist *ein* Grund, warum die mit «Wind» (= Luft, ca. 79% N, 21% O) gefrischten Thomasstähle nicht mehr hergestellt werden. Unter 0,001% N tritt keine Alterung mehr auf; solche niedrigen Gehalte lassen sich jedoch technisch kaum einstellen. SM- und Oxygen-Stähle liegen zwischen 0,002 und 0,01% N, Stähle aus dem Lichtbogenofen höher, bis zu 0,02% N.

Abgiessen und Gussgefüge des Stahles

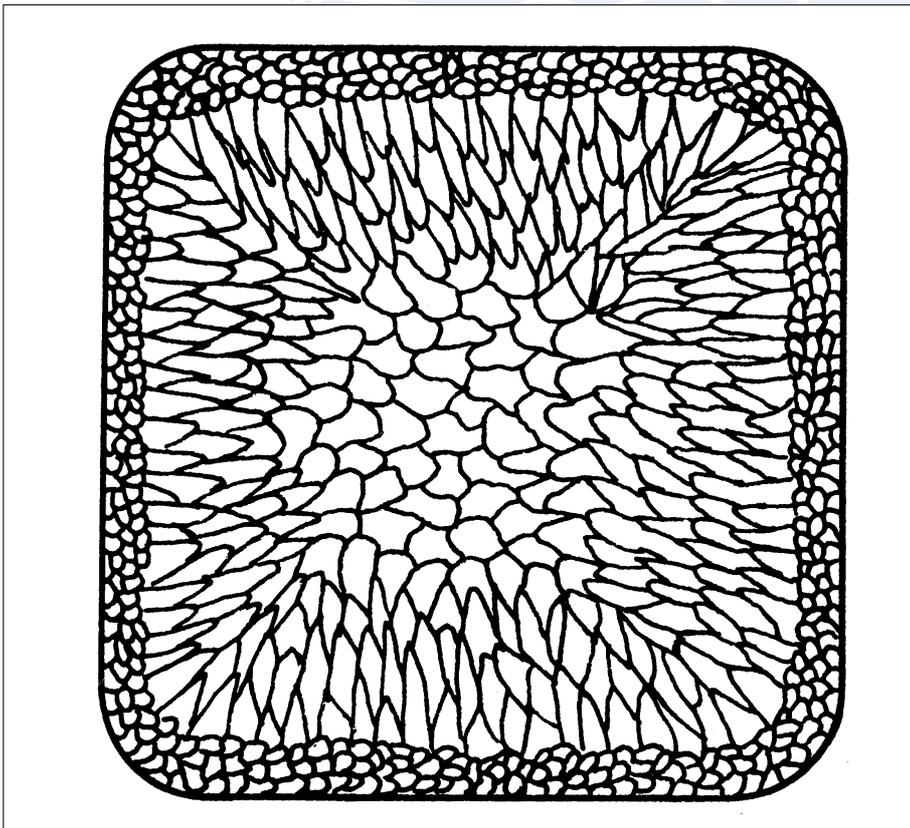
Der Stahl kann im *fallenden oder steigenden Guss* in die Kokillen eingebracht werden, wobei die Schmelze aus der Pfanne im ersten Fall von oben in die Kokillen «einfällt», im zweiten Fall durch einen Trichter in die Gespannplatte gelangt, die feuerfeste Kanäle enthält und den Stahl von unten auf die einzelnen Kokillen verteilt. Beide Giessarten haben Vor- und Nachteile; beide führen zu typischen Stahlfehlern. *Schalen* an der Blockoberfläche lassen sich beim fallenden Guss wegen der Spritzer kaum vermeiden. Steigend vergossene Blöcke entahnten oft mehr Einschlüsse, bedingt durch den Abrieb am feuerfesten Material von Trichter und Gespannplatte. Ausserdem können hier *Mattschweissungen* auftreten, wenn der Stahl beim Aufsteigen einen erstarrten Deckel bildet, dieser an der Kokillenwand hängen bleibt und dadurch in das Innere des Blockes gelangt. Je nach Giessverlauf (Temperatur, Geschwindigkeit u.a.) kann es weiter zu Längs- und Querrissen kommen.

Nach dem Abgiessen neigen viele, besonders die legierten Stahlgüten beim Erkalten zur Bildung von *Spannungsrissen*. Das ist auf ihre verringerte Wär-

meleitfähigkeit zurückzuführen, die ein schnelles Abkühlen und damit Schrumpfen der Aussenschicht bei gleichzeitig noch heissem Kern der Stahlblöcke zur Folge hat. Sie müssen deshalb entweder dem Walzwerk heiss angeliefert oder sehr langsam abgekühlt werden.

Bei der Erstarrung bildet sich das typische *Gussgefüge*, das im allgemeinen aus drei Zonen im Querschnitt eines Blockes besteht (s. Bild 9). In der Randzone ist die Abkühlgeschwindigkeit an der kalten Kokillenwand am grössten, dadurch entstehen viele Kristallisationskeime, so dass sich ein feines Korn bildet. In der mittleren Zone richten sich die Körner nach der grössten Wärmeabfuhr aus, also in Richtung zur Kokillenwand. Dadurch entstehen hier lange Stengelkristalle, während sich im Zentrum ein mittleres Korn bildet. Die Stengelkristalle sind ausserordentlich schädlich, denn zwischen ihnen sitzen die Verunreinigungen in dicken zusammenhängenden Schichten. Dadurch verhält sich der Stahlblock relativ spröde. Durch intensive Warmverformung muss dieses Gussgefüge in gleichmässig feine Körner umgewandelt werden, um gebrauchsfähige Produkte zu erhalten. Die Gussstruktur behält ihren Einfluss bis zum Fertigmaterial. Je feinkörniger sie ist, umso besser sind die Dehnungs- und Zähigkeitswerte.

Bild 9: Querschnitt eines Stahlblockes mit Gussgefüge



Ausser im herkömmlichen Block- oder Standguss wird Stahl zunehmend auf *Stranggussanlagen* vergossen. Dabei erzeugt man nicht viele einzelne Blöcke (z.B. aus einer 200 t-Schmelze 20 mal 10 t-Blöcke oder Brammen), sondern möglichst wenige und möglichst lange Stränge (z.B. 2 Brammen von 200 mm Dicke und 2 m Breite, oder 4 Knüppel von 100 mm Ø). Diese Formate werden kontinuierlich aus einer nach unten offenen, wassergekühlten Kupferkokille herausgezogen, mit teilweise noch flüssigem Kern von Rollen in die Horizontale gebogen, dabei mit Wasserbespritzung zu schnellen Erstarrung gebracht und auf die gewünschte Länge geschnitten. Die stranggegossenen kleinen Querschnitte entsprechen denen der vorgewalzten Blöcke bzw. Brammen, und zwar werden die Strangformate auf die geforderten Endquerschnitte nach der Umformung abgestimmt. Wegen der schnelleren Abkühlung liegt ein wesentlich feinkörniges Gussgefüge vor, so dass der erforderliche Verformungsgrad geringer ist als beim Standguss. Für Grundgüten reicht dazu eine Dickenabnahme auf ein Drittel bis ein Viertel aus,

für Edelstähle geht man bis unter ein Zehntel. Dadurch hat man gegenüber dem Blockguss Walzarbeit eingespart. Ausserdem ist das Materialausbringen wesentlich höher, denn es muss nur einmal am Anfang und Ende glatt geschnitten werden. Dieses gilt erst recht bei Sequenzguss, bei dem mehrere Schmelzen ohne Unterbrechung nacheinander abgegossen werden. Die entsprechenden Ausbringungswerte liegen bei 97 bis über 99%. Strangguss ist also ein sehr wirtschaftliches Verfahren.

Auf Stranggussanlagen können bisher nur beruhigte Stähle abgegossen werden. Dabei tritt ein Lunker praktisch gar nicht auf, vom letzten Abschnitt abgesehen, denn es wird ja kontinuierlich mit flüssigem Kopf gearbeitet. Gefürchtete Fehler am Strang sind Querrisse und Kernseigerung. Unter dem letzten versteht man stark erhöhte Schwefel- und Phosphorgehalte in einem eng begrenzten Bereich der Strangmitte. Dadurch kann es sogar zum Reißen des Materials beim Walzen kommen. Querrisse entstehen durch das Biegen des halbflüssigen Stranges. Beide Fehlerscheinungen lassen sich jedoch giesstechnisch vermindern.

Durch elektromagnetisches Rühren des flüssigen Stahles in der Kokille kann insbesondere das Gussgefüge im Hinblick auf geringere Korngrösse weiter verbessert werden. Beim Giesswalzen wird auf einigen Anlagen der Strang im horizontalen Teil direkt in einer Hitze verformt. Dabei wird das Gefüge verdichtet, indem Mikrolunker verschweis-

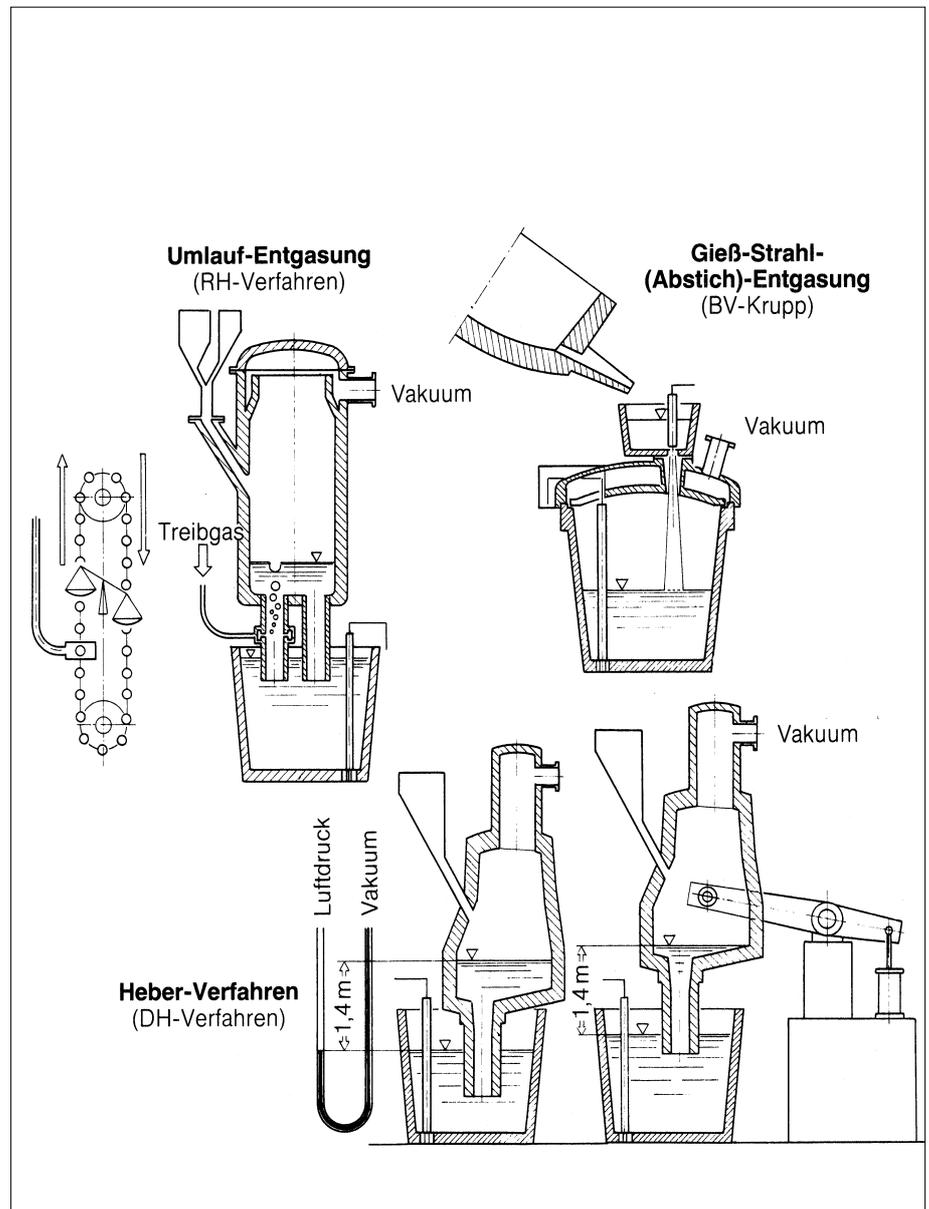


Bild 10: Anlagen zur Vakuumentgasung.

Vakuumentgasung und Umschmelzen

Vor dem Abgiessen werden manche Stahlqualitäten einer *Vakuumentgasung* unterzogen. Dabei teilt man die Schmelze nach verschiedenen Verfahren (s. Bild 10) in möglichst kleine Portionen auf und setzt sie einem verringerten Luftdruck von z. B. 1 mbar aus, der durch Abpumpen der Luft erzeugt wird. Die Vakuumanlagen wurden ursprünglich entwickelt, um den schädlichen Wasserstoff H aus dem Stahl abzusaugen (Entgasen von Stahl); zunehmend wird auf ihnen jedoch auch metallurgische Arbeit geleistet.

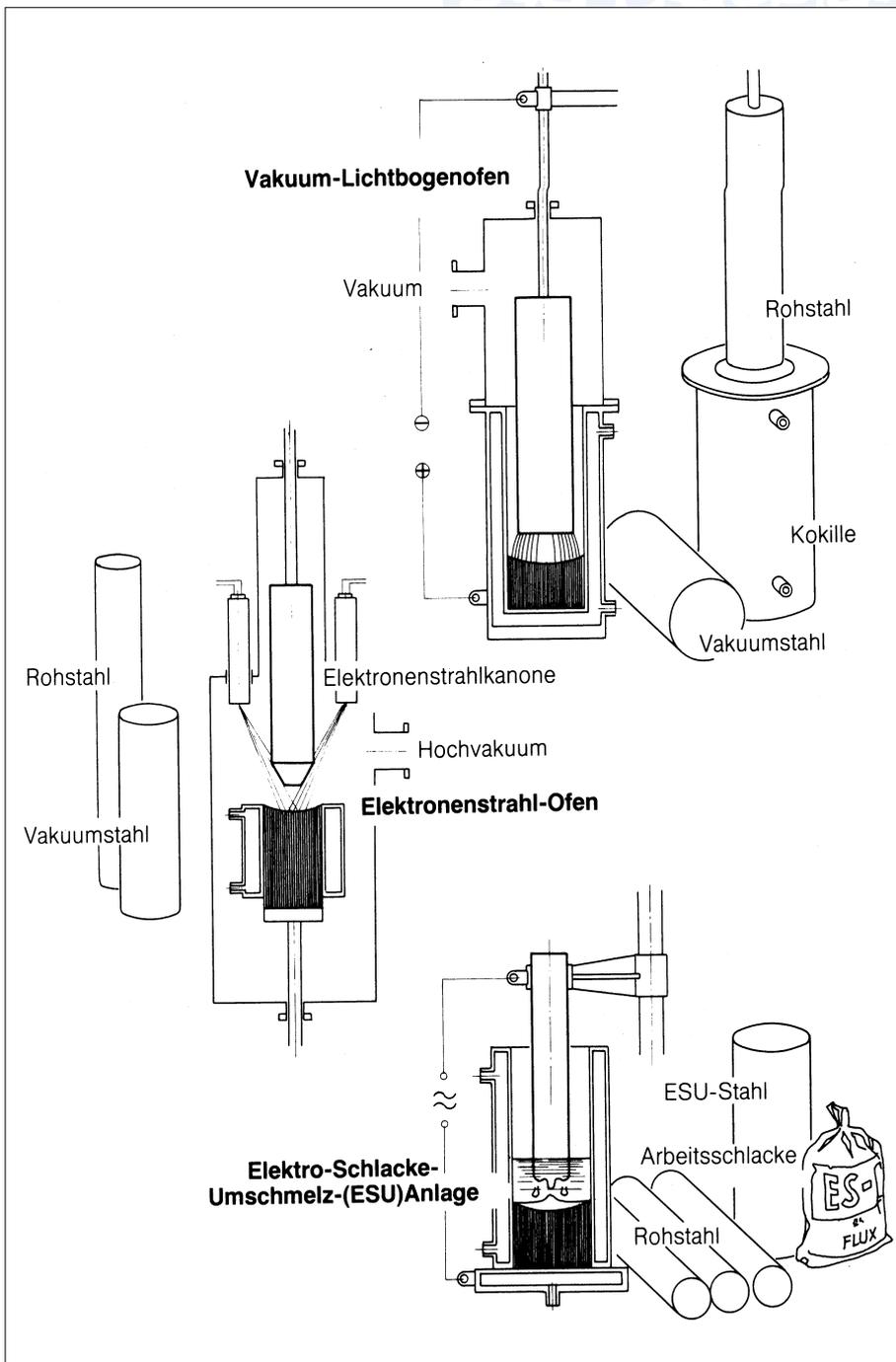
Der Wasserstoff H gelangt aus Feuchtigkeit jeglicher Art (Wasser = H₂O) in den flüssigen Stahl, dessen Löslichkeit für Wasserstoff sehr hoch ist. Beim Erstarren jedoch sinkt sie stark ab, so dass der Wasserstoff aus dem Stahl diffundieren müsste, um als Gas zu entweichen. Ein Teil aber bleibt im Gefüge zurück,

und zwar in geringen Gehalten (unter 3 cm^3 pro 100 g Stahl) auf Zwischengitterplätzen, darüber hinaus an Gitterstörstellen, insbesondere am Rand von Einschlüssen. Unter der Wirkung des Wasserstoffdruckes reißt der Stahl an diesen Stellen auf und bildet sogenannte «Flocken», wie Schneeflocken aussehende Bruchstellen. Dabei sind kohlenstoffarme Stähle viel unempfindlicher als harte Stähle (Grenze bei ca. $0,3\% \text{ C}$). Beide Ursachen haben eine Senkung der Bruchdehnung und Zähigkeit und

damit vorzeitigen Bruch des Materials zur Folge (Wasserstoffversprödung). Das tritt verstärkt bei grossen Formaten auf, z.B. bei Schmiedeblocken. Abhilfe ist ausser durch ein langwieriges Glühen nur durch eine Vakuumbehandlung möglich.

Im Vakuum tritt eine Absenkung des Stickstoffgehaltes nur geringfügig ein, da die N-Atome zu träge diffundieren. Daneben laufen im Vakuum alle chemischen Reaktionen schneller ab, die zu gasförmigen Endprodukten führen, da diese ja von den Vakuumpumpen abgesaugt werden. Das ist insbesondere bei der Entkohlung der Fall, die in der Bildung von Kohlenmonoxidgas CO aus Kohlenstoff C und Eisenoxid FeO besteht.

Bild 11: Anlagen zum Umschmelzen von Stahl.



Gleichzeitig mit dem CO werden natürlich auch die C - und FeO -Gehalte im Stahl verringert. Deshalb lassen sich sehr niedrig gekohlte Stähle von unter $0,05\%$ wirtschaftlich nur im Vakuum erzeugen. Die Absenkung des FeO -Gehaltes bedeutet eine Desoxidation, ohne dass schädliche feste Desoxidationsprodukte entstehen. Da aufgrund von ähnlichen Reaktionen neben FeO auch andere Oxide entfernt werden, steigt der Reinheitsgrad des Stahles an.

Weiterhin ist es besonders vorteilhaft, erst nach dem Evakuieren solche Elemente dem Stahl zuzugeben, die sich sonst mit dem Sauerstoff verbinden würden, z.B. die Desoxidationsmittel (dann reichen geringere Gehalte als $0,02\% \text{ Al}$ bzw. $0,2\% \text{ Si}$ aus) oder Titan, Niob u.a. in Sondertiefziehstählen und hochfesten mikrolegierten Stählen, oder Silizium in Elektroblechen. Diese drei letzten Sorten müssen auch noch niedrig gekühlt sein, sind also in mehrfacher Hinsicht vorteilhaft im Vakuum zu behandeln.

Ein spezielles Problem ist die Herstellung von niedrig kohlenstoff- und hoch chromhaltigen Stählen, insbesondere der austenitischen nichtrostenden Sorten (18/8-Stahl). Beim Frischen in einem beliebigen Stahlherstellungsverfahren würde sich der Sauerstoff nicht nur mit dem Kohlenstoff sondern auch mit Chrom verbinden, der dann als Cr-Oxid in die Schlacke gehen würde. Im allgemeinen wird ein solcher Stahl im Lichtbogenofen mit relativ hohem C -Gehalt vorgeschmolzen und danach in einer Vakuumanlage feinentkohlt (=VOD-Verfahren, Vacuum-Oxygen-Decarburization). Je niedriger dabei der Kohlenstoff eingestellt wird, um so vorteilhafter ist es.

Anstatt im Vakuum kann eine Feinentkohlung ohne Chromverschlackung auch im AOD-Verfahren durchgeführt werden (Argon-Oxygen-Decarburization). Dabei bläst man von der Seite in den unteren Teil eines dem LD-Verfahren ähnlichen Tiegels ein Argon-Sauerstoff-Gemisch in die chromhaltige Roheisen- oder Stahlschmelze ein. Die Sauerstoffverdünnung mit dem Edelgas hat einen dem Vakuum entsprechenden Effekt. Das VODK-Verfahren arbeitet mit Vakuum direkt im Konverter.

Neben der Vakuumbehandlung von Stahlschmelzen wird für sehr hochwertige Spezialgüten zunehmend ein *Vakuum-Umschmelzen* durchgeführt. Dabei geht man aus von einem im Stahlwerk konventionell erschmolzenen und abgegossenen Block, den man nun im Vakuum wieder aufschmilzt und erstarren lässt. Nach der Art der Temperaturerzeugung beim zweiten Schmelzen unterscheidet man das Vakuum-Lichtbogen- und das Elektronenstrahl-Verfahren. Anstatt im Vakuum wird das Umschmelzen häufig in einer flüssigen Schlackenschicht durchgeführt (ESU = Elektro-Schlacke-Umschmelz-Verfahren) (s. Bild 11).

Bei allen diesen Umschmelz-Verfahren wird so langsam umgeschmolzen, z.B. 20 Stunden für einen 15 t-Block, dass sich ein extrem flacher flüssiger Sumpf in der Kokille bildet (s. Bild 12, im Vergleich zu Bild 1). Dadurch liegt die Erstarrungsfront nicht senkrecht, wie beim Block- und Strangguss, sondern weitgehend horizontal. Diese gerichtete Erstarrung hat zur Folge, dass das Gussgefüge wesentlich günstiger ausgebildet ist; insbesondere sind die Stengelkristalle feiner und senkrecht. Seigerungen treten praktisch überhaupt nicht auf, die Einschlüsse sind extrem verringert, ebenso die Mikrolunker im Kern. Der zur Zerstörung des Gussgefüges sonst notwendige hohe Verformungsgrad kann deshalb wesentlich kleiner sein. Das ist besonders bei grossen Schmiedeblocken vorteilhaft.

Bei den beiden Vakuum-Umschmelzverfahren sind ausserdem die Gasgehalte und beim ESU-Verfahren die Schwefel-Gehalte durch die entschwefelnde Schlacke vernachlässigbar gering, so dass Wasserstoff-Flocken bzw. Sulfidzeiligkeit nicht auftreten können.

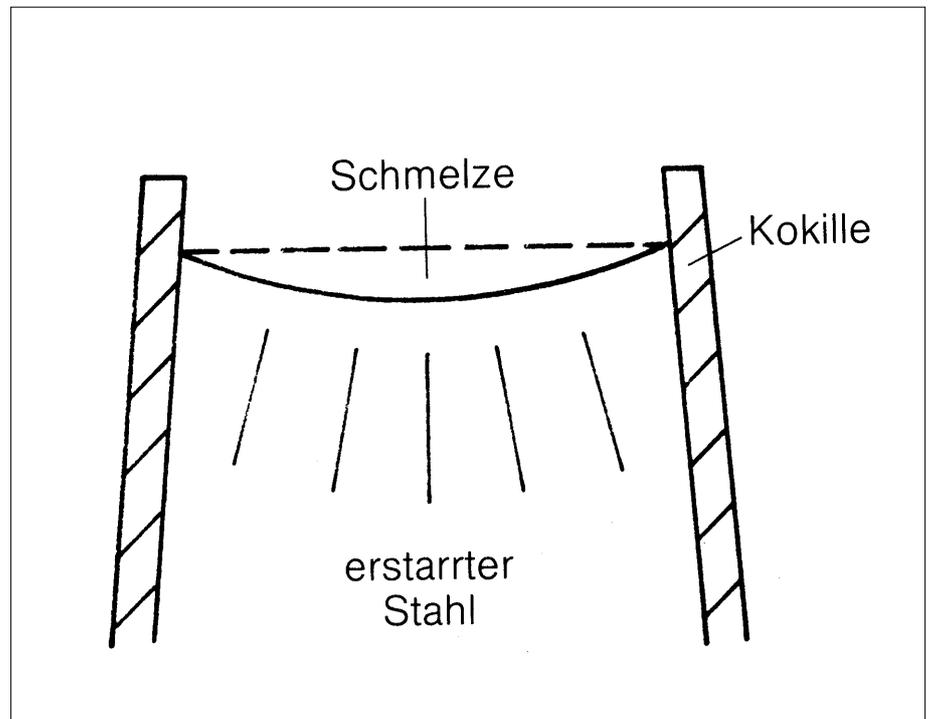


Bild 12: Gerichtete Erstarrung in Umschmelzanlagen.