

radex

RUNDSCHAU

RADENTHEIN, IM MÄRZ 1987

Inhalt

Heft 1

- | | |
|---|-----|
| Ziele und Möglichkeiten auf dem Gebiet der Sekundärmetallurgie
Objectives and Possibilities in the Field of Secondary Metallurgy
<i>Wilfried Krieger und Josef Knauder, Linz</i> | 271 |
| Betriebserfahrungen mit Gasspülsteinen mit gerichteter Porosität
bei den Badischen Stahlwerken AG
Experiences with Porous Plugs with Directional Porosity at Badische
Stahlwerke AG
<i>Günter Paul, Kehl, Wolfgang Klan, Kehl, und Hans Höffgen, Urmitz</i> | 288 |
| Erfahrungen mit MgO-angereicherter Schlacke in mit Mag-Dol-C-Steinen
zugestellten LD-Konvertern
Experiences with MgO-Enriched Slags in LD-Vessels Lined
with MAG-DOL-C Bricks
<i>Franz Hubner, VOEST-ALPINE AG, Linz</i> | 303 |
| Extraktion, ein Verfahren der Hydrometallurgie und des Umweltschutzes
Extraction, a Process of Hydrometallurgy and Environmental Control
<i>Walter Kanzler, Johannes Schedler und Heimo Thalhammer, Graz</i> | 308 |
| Metallurgisches zu zwei Eisenblöcken römischen Ursprungs
Metallurgical Aspects Concerning two Iron Blocks of Roman Origin
<i>Heinz Krapp, Friedberg/Hessen</i> | 315 |



Ziele und Möglichkeiten auf dem Gebiet der Sekundärmetallurgie

Von Wilfried Krieger und Josef Knauder, Linz*)

Die Ziele der Sekundärmetallurgie sind vielschichtiger geworden. Neben den Elementen Kohlenstoff, Wasserstoff und Schwefel müssen auch andere wie Phosphor, Silicium und Stickstoff in die Betrachtungen einbezogen werden. Im vorliegenden Beitrag werden ausgehend von den Verhältnissen im Werk Linz beispielhaft einige sekundärmetallurgische Zielsetzungen behandelt. Kohlenstoffgehalte bis herab zu etwa 0,01% sollten in Zukunft direkt im Tiegel eingestellt werden können. Gehalte im Bereich $<0,005\%$ sind auch in Zukunft der Vakuumbehandlung vorbehalten. Zur Einstellung niedrigster Phosphorgehalte bieten sich einerseits Sondermaßnahmen im Tiegel und andererseits sekundärmetallurgische Maßnahmen an. Die Diskussion über den zweckmäßigsten Weg ist noch in Fluß. Niedrigste Siliciumgehalte $\leq 0,01\%$ erfordern neben anderen Maßnahmen insbesondere basische bzw. neutrale Pfan-

nenzustellungen. Nach Einführung der Sauerstoffaktivitätsmessung und des Drahteinspulens können verschiedene Desoxidationsvarianten mit den Zielsetzungen Verminderung des Aluminiumverbrauches, Erhöhung der Treffsicherheit in bezug auf Aluminium und Stickstoff sowie Zeiteinsparung gewählt werden. Für die Tiefentschwefelung und / oder Einschlußmodifizierung stehen mit der Feststoffinjektion (CaSi oder spezielle Schlacken) dem Ca-Fülldraht-Einrollen sowie dem CaFe-Block-Tauchen verschiedene sekundärmetallurgische Möglichkeiten zur Verfügung. Spezielle Zielsetzungen sind extrem niedrige Schwefelwerte ($\leq 0,002\%$), die gleichzeitige Einstellung niedriger Schwefel- und Phosphorgehalte, die Vermeidung eines zu starken Anstiegs von Stickstoff und Wasserstoff und die Einschlußmodifizierung bei Si-freien Stählen.

Objectives and Possibilities in the Field of Secondary Metallurgy

The objectives of secondary metallurgy have become more complex. Consideration has to be given not only to elements such as carbon, hydrogen and sulphur, but also to others like phosphorus, silicon and nitrogen. This contribution, starting with conditions at the works in Linz, deals with a few secondary metallurgical objectives given as example. The aim is to obtain, in the future, carbon contents down to about 0.01% directly in the vessel. Contents in the range $<0.005\%$ will still be achievable only by vacuum treatment in the future. Possible solutions for the adjustment of lowest possible phosphorus contents are, on the one hand, special measures taken in the vessel, on the other hand, secondary metallurgical treatments. Discussions are still going on concerning the most suitable way to accomplish it. Lowest silicon contents

$\leq 0.01\%$ require, among other measures, in particular, basic or neutral ladle linings. Upon introduction of oxygen activity measurement and wire feeding, various alternatives may be chosen for deoxidation with the aim of reducing aluminium consumption, of improving the hitting rate with respect to aluminium and nitrogen and of saving time. Various secondary metallurgical possibilities, such as injection of solid materials (CaSi or special slags), Ca-wire feeding wire and immersion of CaFe-logs, are available for deep desulphurization and/or modification of inclusions. The special goals are to obtain extremely low sulphur values ($\leq 0.002\%$), to adjust low sulphur contents in conjunction with low phosphorus contents, to avoid excessive increases in nitrogen and hydrogen and to modify inclusions in Si-free steels.

Buts et possibilités dans le domaine de la métallurgie secondaire

Les buts poursuivis par la métallurgie secondaire se sont de plus en plus diversifiés. En plus des éléments tels que le carbone, l'hydrogène et le soufre, il faut en considérer encore d'autres, tels que le phosphore, le silicium et l'azote. Dans ce rapport, on se base sur les conditions de travail à l'usine de Linz pour traiter, à titre d'exemple, certains objectifs que se propose d'atteindre la métallurgie secondaire. Des teneurs en carbone descendant jusqu'à environ 0,01% doivent être obtenus à l'avenir au moyen de réglages effectués directement dans le creuset. Les teneurs $<0,005\%$ doivent être également réservées, dans le futur, au traitement sous vide. Pour le réglage de teneurs en phosphore extrêmement faibles on peut faire appel, soit à des traitements spéciaux en creuset, soit à des mesures particulières de métallurgie secondaire. La dis-

cussion du meilleur chemin à suivre est encore en cours. Les teneurs très faibles en silicium $\leq 0,01\%$ exigent, en plus d'autres mesures, l'emploi de revêtements de poches basiques ou neutres. Après introduction de la mesure d'activité de l'oxygène et de l'amenée de fil, on peut choisir diverses variantes de désoxydation dans le but de réduire la consommation d'aluminium, d'améliorer l'exactitude de l'analyse en ce qui concerne l'aluminium et l'azote et d'économiser le temps. Pour la désulfuration profonde et / ou pour la modification des inclusions, on dispose de différentes possibilités de la métallurgie secondaire telles que l'injection de substances solides (CaSi ou laitiers spéciaux), l'emploi de fil à remplissage de Ca et l'immersion de blocs de CaFe. Les objectifs spéciaux sont l'obtention de teneurs en soufre extrêmement faibles ($\leq 0,002\%$), le réglage simultané de faibles teneurs en soufre et phosphore, la possibilité d'éviter une trop forte augmentation des teneurs en azote et en hydrogène, ainsi que la modification des inclusions dans les aciers ne contenant pas de Si.

*) Dipl.-Ing. Dr. mont. Wilfried Krieger,
Dipl.-Ing. Dr. mont. Josef Knauder,
both Research and Development Section,
VOEST-ALPINE AG, A-4010 Linz

Einleitung

Der Begriff „Sekundärmetallurgie“ ist im letzten Jahrzehnt in ständig zunehmendem Maße in die Fachliteratur eingedrungen. Neben der Einführung der kombinierten Sauerstoffblasprozesse war und ist die „Sekundärmetallurgie“ ein bedeutender Entwicklungsschwerpunkt der Stahltechnologie, wobei unter dem Begriff eine Vielzahl von teilweise sehr unterschiedlichen Vorgängen bzw. Verfahren zusammengefaßt ist. Genaugenommen hat es die Sekundärmetallurgie schon gegeben, als der Begriff selbst noch nicht geläufig war, denn schließlich ist das konventionelle Desoxidieren beim Abstich auch ein sekundärmetallurgischer Verfahrensschritt. Zunächst wurde der Begriff jedoch eher auf konkrete, neu eingeführte Verfahren mit speziellen Zielsetzungen bezogen. Zuerst waren es die Vakuumverfahren, welche, ausgehend von den 50er Jahren, in erster Linie dazu herangezogen wurden, den Kohlenstoffgehalt und den Wasserstoffgehalt im Stahl zu senken. Später wurden in zunehmendem Maße Einrichtungen zum Mischen und Homogenisieren, zum Aufheizen (ab etwa 1965), zum Frischen unter vermindertem CO-Partialdruck (ab etwa 1965) und zum Feststoffeinbringen (ab etwa 1973) entwickelt. Bei letzteren stehen als Ziele die Tiefentschwefelung und Einschlußmodifizierung im Vordergrund.

Heute ist die Erzeugung von Qualitätsstahl ohne Sekundärmetallurgie nicht denkbar. Unter dem Begriff sind dabei alle metallurgischen Maßnahmen zu verstehen, welche beginnend beim Ab-

Introduction

The term "secondary metallurgy" has increasingly been used in the technical literature in the past decade. Besides the introduction of combined oxygen blowing processes, "secondary metallurgy" has been and is one of the focal points of development of steel technology, with a multitude of sometimes very different operations and/or processes being subsumed under this concept. Strictly speaking, secondary metallurgy existed already when the term itself was not yet in common use, because, after all, the conventional deoxidation practice during tapping also constitutes a secondary metallurgical process step. Initially, however, the term rather referred to concrete, newly adopted processes having special objectives. At first, these were the vacuum processes, which, starting from the 1950s, have primarily been used for reducing the carbon content and hydrogen content of steel. Later on, more and more facilities were developed for mixing and homogenizing, for heating (from about 1965 onwards), for oxidizing refining at reduced CO-partial pressure (starting around 1965) and for injection of solid materials (from about 1973 onwards). For the latter, the main objectives are deep desulphurization and modification of inclusions.

Today the production of high-quality steel would be inconceivable without secondary metallurgy. This term denotes all metallurgical measures taken from the time of tapping from the primary melting unit right up to the point of pouring. Another aspect should be pointed out: Whereas in the past chief objectives like reduction of the carbon content, hydrogen content or sulphur content were in the foreground of considerations, today the tasks are more complex, and attention must be paid to the behaviour of other elements too, for example, phosphorus, silicon, nitrogen, aluminium, etc., depending on the type of steel involved.

In the present paper, it has been attempted to make a contribution to this many-sided complex of questions on the basis of test results selected as an example.

Secondary metallurgical processes at the Linz works

Figure 1 gives a survey of secondary metallurgical processes used at the works in Linz.

Pneumatic slag stopper device

Secondary metallurgy starts with the operations during tapping. An important requirement for the steelmaker is to take measures to minimize to the greatest possible extent the quantity of converter slag, high in iron- and manganese oxide, that enters the ladle. Various methods have become known in this connection, e.g. the method of placing balls or cones inside the converter or using

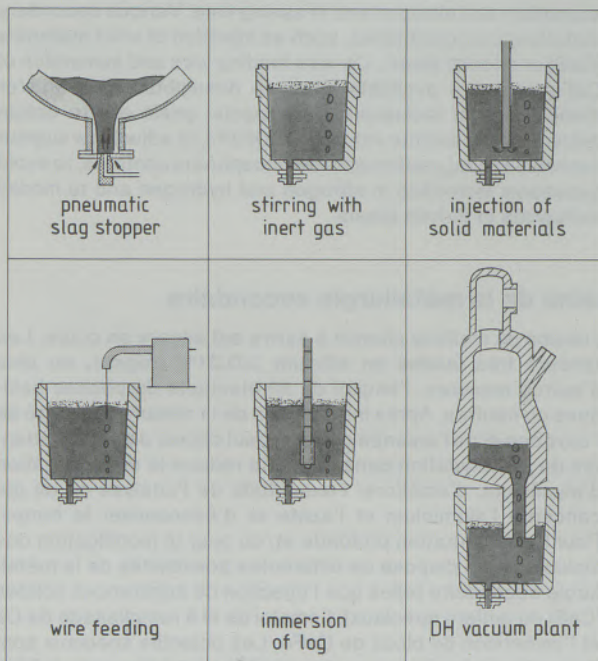


Abb./Fig. 1

Überblick über die sekundärmetallurgischen Einrichtungen in den Stahlwerken der VOEST-ALPINE AG in Linz
Outline of secondary metallurgical devices used at the VOEST-ALPINE steelworks in Linz

stich aus dem Primärschmelzaggreat bis hin zum Vergießen gesetzt werden. Auf noch einen Aspekt ist zu verweisen: Während früher Hauptziele wie die Senkung des Kohlenstoffgehaltes, des Wasserstoffgehaltes oder des Schwefelgehaltes im Vordergrund standen, müssen heute die Aufgaben komplexer gesehen werden, wobei je nach Stahltyp dem Verhalten der anderen Elemente wie Phosphor, Silicium, Stickstoff, Aluminium u. a. ebenfalls Beachtung geschenkt werden muß.

Im vorliegenden Beitrag soll anhand einiger beispielhafter Untersuchungsergebnisse versucht werden, einen Überblick zu dem sehr vielschichtigen Fragenkomplex zu vermitteln.

Sekundärmetallurgische Verfahren im Werk Linz

Abb. 1 gibt einen Überblick über die im Werk Linz eingesetzten sekundärmetallurgischen Verfahren.

Pneumatischer Schlackenstopper

Die Sekundärmetallurgie fängt mit den Vorgängen beim Abstich an. Eine wichtige Forderung an den Stahlwerker ist es, Maßnahmen zur möglichst weitgehenden Verminderung jener Menge an Eisen- und manganoxidreicher Tiegelschlacke, welche in die Pflanze gelangt, zu treffen. Diesbezüglich sind verschiedene Methoden bekannt geworden. Hingewiesen sei z. B. auf das Einbringen von Kugeln oder Kegeln im Inneren des Konverters oder die Anwendung von Schieberverschlüssen beim Abstichloch bzw. eine siphonartige Ausbildung des Abstichloches.

Im Werk Linz wird mit Erfolg ein pneumatischer Schlackenstopper eingesetzt (1), (2). Die Vorrichtung besteht aus einer Düse, welche in den Abstichstrahl eingeschwenkt wird, sobald die Schlacke austritt. Durch die Düse wird Luft oder Stickstoff geblasen. Der Gasstrom bewirkt, daß die Schlacke im Tiegel gehalten wird, bis dieser genügend weit aufgerichtet ist. Wesentlich ist, daß keine Berührung zwischen der Düse und dem Abstichloch stattfindet und somit keine Beschädigungen eintreten können bzw. eine Veränderung des Abstichlochdurchmessers keine Rolle spielt. Bezüglich des Abstichloches sind lediglich die üblichen Reparaturarbeiten notwendig.

Bei Anwendung des Schlackenstoppers gelangen lediglich zwischen 2 und 5 kg Schlacke/t Stahl in die Pflanze, wogegen bei einer Betriebsweise ohne Schlackenstopper mit Schlackenmengen über 10 kg/t Stahl gerechnet werden muß.

Als metallurgische Effekte sind insbesondere die deutlich geringere Rückphosphorung sowie die Verbesserung der Bedingungen für eine Stahlschwefelung zu nennen. Abb. 2 zeigt sehr deutlich den Einfluß des Gehaltes an Eisen- und Manganoxid in der Top-Schlacke auf das Entschwefelungsergebnis. Weiters ist ganz allgemein die Erhöhung

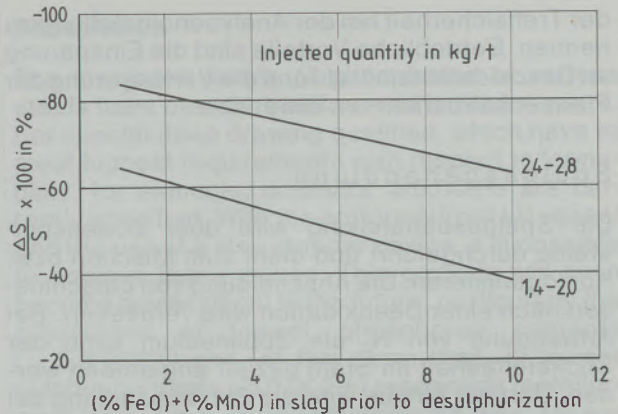


Abb. / Fig. 2

Zusammenhang zwischen dem Entschwefelungsgrad und der Zusammensetzung der Top-Schlacke bei unterschiedlichen Einblasmengen

Correlation between the degree of desulphurization and composition of the top slag at different injection quantities

slide gates at the taphole or a siphon-shaped design of the taphole.

A pneumatic slag stopper is used successfully at the Linz works (1), (2). The device consists of a nozzle which is swung into the tapstream as soon as the slag starts to flow out. Air or nitrogen is injected through the nozzle. The flow of gas causes the slag to be retained in the vessel until the latter is put into a sufficiently upright position. The essential point is that the nozzle and the taphole are not in mutual contact, that therefore no damage may occur and that it makes no difference whether the taphole diameter is changed. As regards the taphole, only the usual repairs are required.

When using the slag stopper device, only between 2 and 5 kg slag/ton of steel enter the ladle, whereas when operating without a slag stopper device, slag quantities over 10 kg/ton of steel are to be expected.

The metallurgical effects include, in particular, considerably lower rephosphorization as well as improved conditions for steel desulphurization. Fig. 2 very clearly shows the influence of the content of iron- and manganese oxide in the top slag on the results of desulphurization. Another effect, generally speaking, is the improved hitting rate of analyses. Among the operational advantages are the saving of deoxidizers and increase in the service life of the ladle by about 20%.

Stirring gas treatment

The treatment with stirring gas is carried out via stirring elements, and serves the purpose of mixing and homogenizing, respectively. The separation of inclusions after deoxidation is improved. When using N₂ as stirring medium, a controlled increase in nitrogen content of the steel can be achieved. Moreover, the stirring gas treat-

der Treffsicherheit bei der Analyseneinstellung zu nennen. Betriebliche Vorteile sind die Einsparung an Desoxidationsmitteln und die Verlängerung der Pfannenhaltbarkeit um etwa 20%.

Spülgasbehandlung

Die Spülgasbehandlung wird über Bodenspülsteine durchgeführt und dient zum Mischen bzw. Homogenisieren. Die Abscheidung von Einschlüssen nach einer Desoxidation wird verbessert. Bei Anwendung von N_2 als Spülmedium kann der Stickstoffgehalt im Stahl gezielt angehoben werden. Darüber hinaus wird die Spülbehandlung bei allen anderen sekundärmetallurgischen Verfahren zur Verbesserung der metallurgischen Effekte eingesetzt.

Feststoffinjektion

Die Feststoffinjektion wird zur Stahlentschwefelung eingesetzt, wobei je nach der Zielsetzung CaSi oder diverse Schlacken zur Anwendung kommen. Ein wichtiger Aspekt der Feststoffinjektion ist darüber hinaus die Einschlußmodifikation.

Drahteinspulen

Für die Desoxidation werden Al-Drähte herangezogen, wobei bei geeigneter Vorgangsweise sehr enge Al-Spannen bei vermindertem Al-Verbrauch eingestellt werden können. Eine weitere Anwendungsmöglichkeit ist die Einschlußmodifizierung durch Einspulen von beispielsweise Ca-haltigen Drähten. Darüber hinaus ist die Legierungseinstellung zu erwähnen.

Eintauchen von Blöcken

Bisher wurden CaFe-Blöcke zur Einschlußmodifizierung und zur Erhöhung des Reinheitsgrades eingesetzt.

Vakuumbehandlung

Hauptziele sind der Kohlenstoff- und der Wasserstoffabbau.

Beispiele metallurgischer Zielsetzungen

Kohlenstoff

Durch die Einführung des Bodenspülens beim LD-Prozeß ist es möglich geworden, Kohlenstoffgehalte $\leq 0,02\%$ ohne Vakuumbehandlung zu erzielen (3)–(6). Diese Kohlenstoffgehalte sind für die Herstellung von höchstwertigen Sondertiefziehgütern über eine Basenglühung ausreichend niedrig. Bei der Herstellung derartiger Güter über eine Glühung im Durchlaufofen ist es allerdings notwendig, Kohlenstoffgehalte von etwa 0,002% einzustellen. Obwohl derzeit Versuche mit dem

ment is used in all secondary metallurgical processes to improve the metallurgical effects.

Injection of solid materials

The injection of solid materials is applied to desulphurize the steel, using either CaSi or various slags, depending on the objective that has to be met. The modification of inclusions is another important aspect of the injection of solid materials.

Wire feeding

For deoxidation, Al-wires are used, permitting, with a suitable mode of operation, the adjustment of very narrow Al-ranges at reduced Al-consumption. Wire feeding is also applied for modifying inclusions by the use of wires containing e.g. Ca. Moreover, its application for fine adjustment of alloys should be mentioned.

Immersion of logs

CaFe-logs have so far been used for modifying inclusions and increasing the purity of steel.

Vacuum treatment

The chief objectives are removal of carbon and hydrogen.

Examples of metallurgical objectives

Carbon

The adoption of bottom stirring in the LD process made it possible to obtain carbon contents $\leq 0.02\%$ without vacuum treatment (3)–(6). These carbon contents are sufficiently low for the production of highest-grade special deep drawing qualities via batch annealing. When producing such qualities via a continuous annealing line, however, carbon contents of about 0.002% have to be adjusted. Although tests are presently under way with the aim of obtaining carbon contents $\leq 0.01\%$ in the bottom-stirred converter, the above-mentioned extremely low level, even in the future, will be achievable only via the vacuum plant.

In the case of IF steels and electrical sheets, one has the choice of two modes of operation: Adjustment of lowest possible carbon contents ($\leq 0.015\%$) in the bottom-stirred converter or use of a vacuum plant, by which of course lower levels can be achieved. The lower the carbon contents achievable in the bottom-stirred LD process will be, the easier the vacuum plant may be dispensed with.

Ziel laufen, Kohlenstoffgehalte $\leq 0,01\%$ im bodenspülenden Konverter einzustellen, wird der genannte extrem tiefe Wert auch in Zukunft nur über eine Vakuumanlage zu erreichen sein.

Bei IF-Stählen und bei Elektroblechen stehen derzeit zwei Verfahrenswege zur Auswahl: Die Einstellung möglichst tiefer Kohlenstoffgehalte ($\leq 0,015\%$) im bodenspülenden Tiegel oder der Einsatz einer Vakuumanlage, bei welcher natürlich tiefere Werte erreicht werden können. Je niedriger die erzielbaren Kohlenstoffgehalte im bodenspülenden LD-Prozeß sein werden, umso eher kann hier auf eine Vakuumanlage verzichtet werden.

Phosphor

Die Phosphorgrenzwerte verschiedener Stähle sind in den letzten Jahren weiter gesunken. Bei Sondertiefziehgütern für höchste Umformansprüche werden beispielsweise derzeit Gehalte $\leq 0,008\%$ verlangt. Mit dem bodenspülenden LD-Konverter und unter Einsatz des Schlackenstoppers sind derartige Werte zu erreichen. Das Problem wird sich jedoch in Zukunft noch verschärfen, wobei insbesondere die gleichzeitige Einstellung niedrigster Phosphorgehalte ($\sim \leq 0,005\%$) und Schwefelgehalte ($\leq 0,002\%$) metallurgisch schwierig ist. Derartige Forderungen können z. B. bei sauergasbeständigen Stählen gegeben sein. Dementsprechend wurden verschiedentlich Überlegungen dahingehend angestellt, inwieweit eine sekundärmetallurgische Stahlentphosphorung möglich und zweckmäßig ist.

Grundsätzlich können niedrigste Phosphorgehalte im Stahl durch eine Feinentphosphorung der unberuhigten Schmelze in der Pfanne mit nachfolgender Desoxidation und Legierungseinstellung erreicht werden (7), (8). Bezüglich der Stahlschmelze sind dabei etwa folgende Bedingungen einzuhalten:

- Sauerstoffaktivität: $> 400 \cdot 10^{-4}$
- Kohlenstoffgehalt: $< 0,1\%$
- Mangangehalt: $< 0,2\%$
- Behandlungstemperatur: $< 1650^\circ\text{C}$

Als Entphosphorungsschlacke kommen Gemische aus Kalk, Eisenoxid und Flußspat bzw. Natriumoxid in Betracht.

Bezüglich der praktischen Durchführung sind folgende Aspekte zu beachten:

- Das Reinabschlacken der Entphosphorungsschlacke erfordert entsprechende Aggregate.
- Die Behandlung selbst und das Abschlacken erfordern einen Zeitaufwand im Bereich von etwa 20 bis 25 Minuten.
- Der Vorgang führt zu einem Temperaturverlust, welcher je nach Schlackenmenge und Pfannengröße bis zu etwa 50°C betragen kann.

Phosphorus

The maximum levels of phosphorus of various steels have been further lowered in recent years. For special deep drawing qualities, which have to meet highest requirements with respect to formability, for example, contents $\leq 0.008\%$ are currently specified. With the bottom-stirred LD vessel and the use of a slag stopper device, it is possible to achieve these values. This problem will even become more critical in the future, particularly the adjustment of lowest phosphorus contents ($\sim \leq 0.005\%$) and, at the same time, of lowest sulphur contents ($\leq 0.002\%$) presenting metallurgical difficulties. Such requirements may, for example, be specified for steels resistant to sour gas attack. Accordingly, considerations were repeatedly made concerning the possibility and usefulness of secondary metallurgical steel dephosphorization.

In principle, lowest phosphorus contents in steel can be obtained by dephosphorization of the rimming steel melt in the ladle with subsequent deoxidation and adjustment of alloys (7), (8). With regard to the steel melt, the requirements to be met are about as follows:

- Oxygen activity: $> 400 \times 10^{-4}$
- Carbon content: $< 0.1\%$
- Manganese content: $< 0.2\%$
- Temperature of treatment: $< 1650^\circ\text{C}$

Mixtures of lime, iron oxide and fluor spar and sodium oxide, respectively, may be used as dephosphorizing slag.

Regarding the practical application, the following aspects should be considered:

- The complete removal of dephosphorizing slag requires suitable equipment.
- The time required for the treatment itself and for deslagging is about 20 to 25 minutes.
- The process causes a loss in temperature up to about 50°C , depending on the slag volume and ladle size. This temperature loss must be compensated either by elevated tapping temperatures or by heating. A heating operation again requires time.
- The desoxidation and all secondary metallurgical treatment steps requiring reducing conditions can only be made after complete removal of the slag.

A study compared two possible alternatives for steel dephosphorization. Let us here mention some of the aspects:

a) Dephosphorization during tapping

The dephosphorizing mixture is added to the tap-stream in portions. The temperature at the end of blowing must be relatively high, entailing the disadvantage that the initial phosphorus content prior to steel dephosphorization is already higher.

Dieser Temperaturverlust muß entweder über erhöhte Abstichtemperaturen oder durch einen Heizvorgang kompensiert werden. Ein Heizvorgang erfordert wiederum Zeit.

- Die Desoxidation sowie alle sekundärmetallurgischen Behandlungsschritte, welche reduzierende Bedingungen erfordern, können erst nach dem Reinabschlacken durchgeführt werden.

Zwei mögliche Varianten einer Stahlehtphosphorung wurden in einer durchgeführten Studie gegenübergestellt. Einige Aspekte seien angeführt:

a) Entphosphorung beim Abstich

Das Entphosphorungsgemisch wird portionsweise in den Abstichstrahl zugesetzt. Die Blasendtemperatur muß relativ hoch sein, was den Nachteil mit sich bringt, daß der Phosphorausgangsgesamt vor der Stahlehtphosphorung bereits höher liegt. Die erzielbaren Phosphorendgehalte liegen daher mit etwa 0,004% bei einem Wert, welcher auch durch Sondermaßnahmen direkt beim Blasprozeß erreicht werden kann. Vorteil dieser Vorgangsweise ist, daß abgesehen von einer Abschlackvorrichtung keine zusätzlichen Einrichtungen benötigt werden.

b) Entphosphorung durch Einblasen von Behandlungsschlacke unter Einbeziehung eines Pfannenofens

Ausgehend von einer niedrigen Blasendtemperatur und dementsprechend vergleichsweise niedrigen Phosphorgehalten wird unberuhigt abgestochen, im Pfannenofen die Behandlungstemperatur eingestellt und schließlich die Behandlungsschlacke eingeblasen. Vorteil dieser Vorgangsweise sind sehr niedrige Phosphorgehalte bis herab zu $\sim 0,002\%$. Allerdings ist ein längeres Heizen unter oxidierender Schlacke notwendig (Elektrodenverbrauch).

Zusammenfassend kann zum Thema „sekundärmetallurgische Stahlehtphosphorung“ folgendes festgestellt werden:

- Der Prozeß kann nur bei Vorhandensein eines Pfannenofens wirksam durchgeführt werden.
- Wesentliche Voraussetzung zur Durchführung ist eine geeignete Abstimmung des Tiegeltaktes und eine Anpassung an die Stranggußfolge.
- Metallurgische (Treffsicherheit bei der Analyseinstellung, Reinheitsgrad) und betriebliche Nachteile (Pfannenhaltbarkeit, Zeitaufwand usw.) müssen in Kauf genommen werden.
- Die Diskussion darüber, ob es zweckmäßig ist, Sondermaßnahmen beim LD-Prozeß selbst zu ergreifen oder eine sekundärmetallurgische Entphosphorung durchzuführen, ist noch nicht als abgeschlossen zu betrachten.

The attainable end point phosphorus contents of about 0.004% are therefore at a level which may be achieved also by special measures taken directly during the blowing process. This procedure has the advantage that, apart from the device for removing slag, no additional equipment is needed.

b) Dephosphorization by injection of treatment slag, with the simultaneous use of a ladle furnace

Starting from a low blow end temperature and consequently from comparatively low phosphorus contents, the tapping takes place without deoxidation, the temperature of treatment is adjusted in the ladle furnace and, finally, the treatment slag is injected. This method has the advantage of very low phosphorus contents down to $\sim 0.002\%$. However, it requires heating for a prolonged period under oxidizing slag (electrode consumption).

In summary, the following statements can be made with regard to the subject of "secondary metallurgical steel dephosphorization":

- The process can be effectively carried out only in conjunction with a ladle furnace.
- An essential prerequisite for carrying out this process is a proper adjustment of the tap-to-tap time in the vessel and adaptation to the continuous casting sequence.
- One has to put up with metallurgical disadvantages (hitting rate of analyses, purity with regard to nonmetallic inclusions) and operational disadvantages (service life of the ladle, time required, etc.).
- The discussion as to whether it is practical to take special measures during the LD process itself or carry out dephosphorization by secondary metallurgical techniques has not been brought to a conclusion yet.

Silicon

Silicon is another element that has to be adjusted within the scope of secondary metallurgy. The alloying with silicon is easy to carry out. What is more difficult is to achieve extremely low contents $\leq 0.01\%$. Such contents are beneficial, e.g. in steels intended for hot dip zinc coated, cold-formed sections (9). The lower the contents are, the thinner and the more uniform will be the appearance of the zinc layer; adhesion will be improved. The silicon contents at the end of the blow may vary from 0.002 to 0.005%. From tapping right up to the time of casting, the contents are clearly increasing in Al-killed steel. The reason for that is the reduction of silicon from the ladle lining and, under certain conditions, from the slag in the ladle (10), (11). Manganese contents in steel, the slag carry-over from the converter and high tapping temperatures are favourable to re-

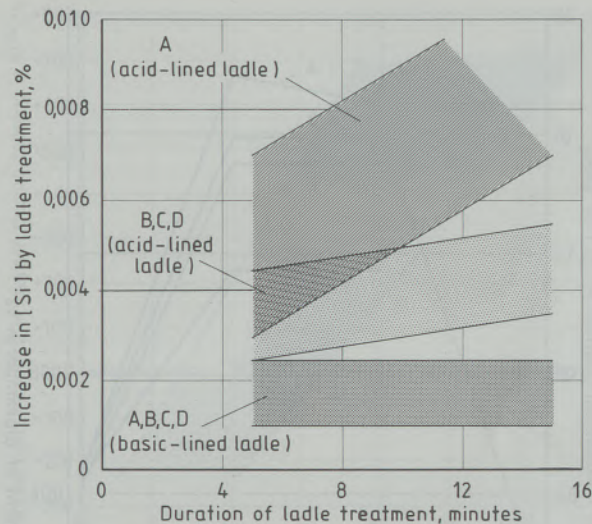


Abb./Fig. 3

Einfluß der Dauer einer Pfannenbehandlung (Spülen) bzw. der Art der Pfannenzustellung auf die Siliciumzunahme im Stahl

- A . . . Volldesoxidation beim Abstich, Spülen in der Pfanne
 B . . . Teildesoxidation beim Abstich (Al), Al-Drahteinspulen in der Pfanne
 C . . . Teildesoxidation beim Abstich (C), Al-Drahteinspulen in der Pfanne
 D . . . Unberuhigter Abstich, Al-Drahteinspulen in der Pfanne

Influence of the duration of ladle treatment (stirring) and type of ladle lining on the silicon increase in steel

- A . . . Full deoxidation during tapping, stirring in the ladle
 B . . . Partial deoxidation during tapping (Al), Al-wire feeding in the ladle
 C . . . Partial deoxidation during tapping (C), Al-wire feeding in the ladle
 D . . . Tapping without deoxidation, Al-wire feeding in the ladle

Silicium

Auch das Silicium ist ein Element, welches im Bereich der Sekundärmetallurgie eingestellt werden muß. Das Legieren mit Silicium ist dabei metallurgisch einfach durchzuführen. Schwieriger ist es, besonders niedrige Gehalte $\leq 0,01\%$ zu erzielen. Derartige Gehalte sind z. B. bei Stahl für feuerverzinkte, kaltverformte Profile günstig (9). Je niedriger die Gehalte liegen, umso dünner und gleichmäßiger bildet sich die Zinkschicht aus; die Haftung wird verbessert. Die Siliciumgehalte nach Blasende liegen etwa im Bereich zwischen 0,002 und 0,005%. Im Zeitraum vom Abstich bis zum Vergießen steigen die Gehalte bei Al-beruhigtem Stahl deutlich an. Ursache ist die Reduktion von Silicium aus der Pfannenauskleidung und unter bestimmten Bedingungen aus der Pfannenschlacke (10), (11). Mangangehalte im Stahl, mitlaufende Tiegelschlacke sowie hohe Abstichtemperaturen begünstigen die Reduktion. Der Haupteinflußfaktor ist die Art der Pfannenzustellung. Abb. 3 zeigt den Siliciumanstieg bei verschiedenen Arten der Pfannenauskleidung bzw. verschiedenen Arten der Desoxidation. Man erkennt, daß bei einer basisch zugestellten Pfanne – unabhängig von der Desoxidationsart – auch bei längerer Dauer einer Pfannenbehandlung ein nur geringer Anstieg des Siliciumgehaltes gegeben ist. Demgegenüber kommt es bei sauren Pfannen stark auf die Desoxidationsart an.

Ergänzend sei festgestellt, daß das Silicium im Normalfall praktisch nur aus der Ausmauerung re-

duction. The main influencing factor is the type of ladle lining. Fig. 3 shows the increase in silicon for different types of ladle lining and different methods for deoxidation, respectively. It can be seen that in a basic-lined ladle – regardless of the deoxidation method used – there is only a slight increase in silicon content, even with a longer duration of ladle treatment, while in the case of acid-lined ladles, what matters is the deoxidation method.

In addition, it should be noted that, as a rule, practically only the lining is responsible for the reduction of silicon. However, in cases where highly reduced top slags are used in secondary metallurgical processes, the silicon is supplied subsequently also from the slag.

Deoxidation

In deoxidation essential improvements were made by the introduction of new techniques, such as oxygen activity measurements and wire feeding (12), (13), (14). However, also the requirements have increased and will further increase. Let us point out some of the aspects:

Basic objectives are a lowest possible consumption of deoxidizers and a high hitting rate of analyses. Moreover, increasing attention must be paid also to the nitrogen content. Aluminium-killed steels, for which exceptionally low nitrogen contents $\leq 30 \times 10^{-4}\%$ are specified, include, e.g., steels for gas cylinders or special deep drawing

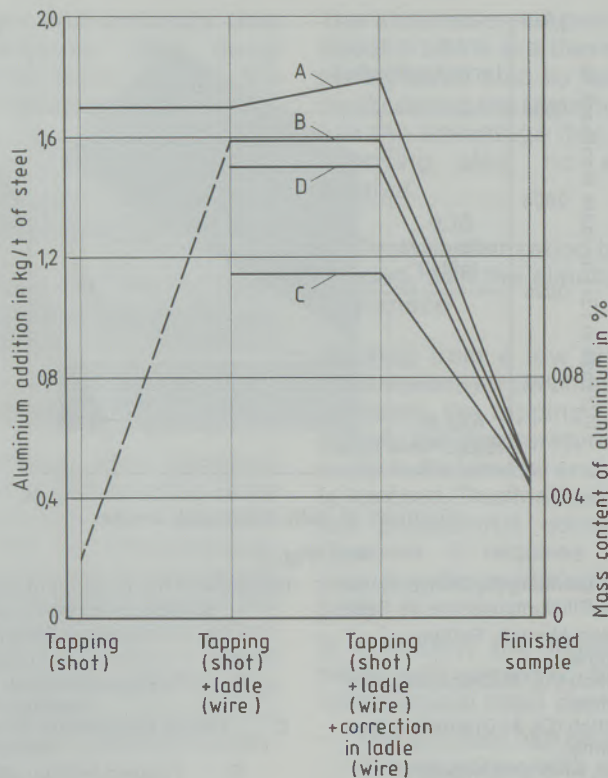


Abb./Fig. 4

Aluminiumverbrauch bei unterschiedlicher Vorgangsweise beim Abstich

- A . . . Volldesoxidation beim Abstich, Spülen in der Pfanne
 B . . . Teildesoxidation beim Abstich (Al), Al-Drahteinspulen in der Pfanne
 C . . . Teildesoxidation beim Abstich (C), Al-Drahteinspulen in der Pfanne
 D . . . Unberuhigter Abstich, Al-Drahteinspulen in der Pfanne

Aluminium consumption for different modes of operation at tapping

- A . . . Full deoxidation during tapping, stirring in the ladle
 B . . . Partial deoxidation during tapping (Al), Al-wire feeding in the ladle
 C . . . Partial deoxidation during tapping (C), Al-wire feeding in the ladle
 D . . . Tapping without deoxidation, Al-wire feeding in the ladle

duziert wird. Im Falle, daß bei sekundärmetallurgischen Prozessen jedoch stark ausreduzierte Topschlacken verwendet werden, erfolgt auch eine Siliciumnachlieferung aus der Schlacke.

Desoxidation

Auf dem Gebiet der Desoxidation sind durch die Einführung neuer Hilfsmittel wie der Sauerstoffaktivitätsmessung und dem Drahteinspulen wesentliche Fortschritte erzielt worden (12), (13), (14). Allerdings sind auch die Anforderungen gestiegen und werden weiter steigen. Auf einige Aspekte sei verwiesen:

Grundsätzliche Ziele sind ein möglichst geringer Desoxidationsmittelverbrauch sowie eine hohe Treffsicherheit bei der Analyseneinstellung. Darüber hinaus muß jedoch auch dem Stickstoffgehalt immer mehr Beachtung geschenkt werden. Aluminiumberuhigte Stähle, bei welchen besonders niedrige Stickstoffgehalte $\leq 30 \times 10^{-4}\%$ gefordert werden, sind z. B. Gasflaschenbleche oder durchlaufengeglühte Sondertiefziehgüten. Bei

qualities annealed in the continuous furnace. In the case of batch-annealed special deep drawing qualities for the most exacting demands, narrow analysis ranges must be adhered to, both with regard to aluminium and nitrogen. In this respect, a further increase in requirements is to be expected, with increasingly narrower analyses ranges. In this connection, the processes occurring during deoxidation with aluminium were again thoroughly studied (13), (14). The results for the following alternatives of deoxidation are given as an example.

- A) Full deoxidation with Al during tapping. Stirring in the ladle.
 B) Partial deoxidation with ~ 0.2 kg Al/ton of steel during tapping. Main deoxidation by the use of Al-wire feeding in the ladle.
 C) Partial deoxidation with ~ 0.3 kg C/ton of steel during tapping. Main deoxidation by the use of Al-wire feeding.
 D) Tapping without deoxidation. Deoxidation by the use of Al-wire feeding in the ladle.

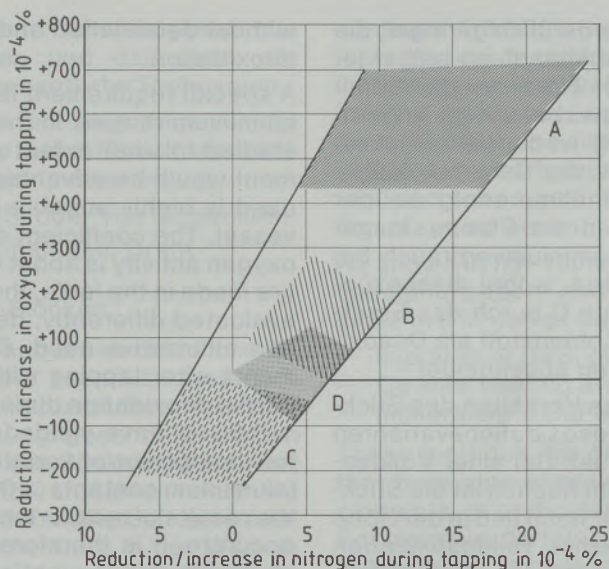


Abb./Fig. 5

Zuordnung zwischen der Sauerstoff- und Stickstoffänderung bei unterschiedlicher Vorgangsweise beim Abstich

- A . . . Volldesoxidation
 B . . . Teildesoxidation ($\sim 0,2$ kg Al/t Stahl)
 C . . . Teildesoxidation ($\sim 0,3$ kg C/t Stahl)
 D . . . Unberuhigter Abstich

Correlation between changes in oxygen and nitrogen contents for different modes of operation at tapping

- A . . . Full deoxidation
 B . . . Partial deoxidation (~ 0.2 kg Al/ton of steel)
 C . . . Partial deoxidation (~ 0.3 kg C/ton of steel)
 D . . . Tapping without deoxidation

basengeglühten Sondertiefziehgütern für höchste Ansprüche sind sowohl in bezug auf Aluminium als auch auf Stickstoff enge Analysenspannen einzuhalten. Diesbezüglich dürften die Anforderungen noch weiter steigen und die Analysenspannen immer enger werden. In diesem Zusammenhang wurden die Vorgänge bei der Desoxidation mit Aluminium nochmals eingehend untersucht (13), (14). Die Ergebnisse bei folgenden Desoxidationsvarianten seien beispielhaft erwähnt:

- A) Volldesoxidation mit Al beim Abstich. Spülen der Pfanne.
 B) Teildesoxidation mit $\sim 0,2$ kg Al/t Stahl beim Abstich. Hauptdesoxidation durch Al-Drahteinspulen in die Pfanne.
 C) Teildesoxidation mit $\sim 0,3$ kg C/t Stahl beim Abstich. Hauptdesoxidation durch Al-Drahteinspulen.
 D) Unberuhigter Abstich. Desoxidation durch Al-Drahteinspulen in die Pfanne.

Wie die Abb. 4 zeigt, ergeben sich bei diesen Desoxidationsvarianten unterschiedliche Aluminiumverbräuche. Der höchste Aluminiumverbrauch ist bei der konventionellen Volldesoxidation beim Abstich (Variante A) gegeben. Sauerstoffbilanzen haben ergeben, daß bei einem derartigen Abstich mehr Sauerstoff aus der Luft bzw. der Schlacke aufgenommen wird als der Stahl zu Blasende enthält. Etwas niedriger liegt der Aluminiumverbrauch bei einer Teildesoxidation mit Aluminium beim Abstich (Variante B). In diesem Fall ist die Sauerstoffaufnahme aus Luft und

As shown in fig. 4, aluminium consumption is different for these alternatives of deoxidation. Conventional full deoxidation during tapping (alternative A) involves the highest aluminium consumption. Oxygen balances have shown that when using this tapping method more oxygen is picked up from the air or slag than is contained in the steel at the end of blowing. Aluminium consumption is somewhat lower for partial deoxidation with aluminium during tapping (alternative B). In this case, the oxygen pickup from the air and slag is definitely lower during tapping, but it is still relatively high during the ladle treatment itself. In the case of partial deoxidation with carbon (alternative C) and tapping without deoxidation (alternative D), there is practically no oxygen pickup from the air or slag; certain amounts are picked up in the course of deoxidation treatment in the ladle. On the whole, aluminium consumption is the lowest for these alternatives, with the alternative C naturally performing best due to the fact that carbon was used as deoxidizing agent instead of aluminium.

As is apparent from fig. 5, the behaviour of nitrogen shows great differences in the case of the deoxidation alternatives given. When full deoxidation with aluminium during tapping is employed, the nitrogen pickup, on an average, is very high, with great variations in its level. In the case of partial deoxidation with carbon, on the other hand, the nitrogen content during tapping remains practically unchanged. The increase in nitrogen is relatively low and shows little scatter in tapping

Schlacke beim Abstich zwar deutlich geringer, die Aufnahme bei der Pfannenbehandlung selbst jedoch relativ hoch. Bei einer Teildesoxidation mit Kohlenstoff (Variante C) bzw. bei einem unruhigen Abstich (Variante D) wird praktisch kein Sauerstoff aus der Luft bzw. der Schlacke aufgenommen; eine gewisse Aufnahme erfolgt bei der Desoxidationsbehandlung in der Pfanne. Insgesamt gesehen liegt der Aluminiumverbrauch bei diesen Varianten am tiefsten, wobei diesbezüglich naturgemäß die Variante C durch das Ersetzen von Aluminium durch Kohlenstoff als Desoxidationsmittel am günstigsten abschneidet.

Stark unterschiedlich ist das Verhalten des Stickstoffs bei den genannten Desoxidationsvarianten wie aus Abb. 5 zu ersehen ist. Bei einer Volldesoxidation mit Aluminium beim Abstich ist die Stickstoffaufnahme im Mittel sehr hoch und in der Höhe sehr unterschiedlich. Bei einer Teildesoxidation mit Kohlenstoff bleibt hingegen der Stickstoffgehalt beim Abstich praktisch unverändert. Relativ gering und wenig streuend ist der Anstieg beim unruhigen Abstich und beim Abstich mit einer Al-Teildesoxidation.

Eine besondere Forderung ist die Gewährleistung enger Aluminiumspannen. Diesbezüglich wurde untersucht, inwieweit durch eine Sauerstoffaktivitätsmessung Vorteile zu erzielen sind. Der verwendete Sondentyp eignet sich sehr gut für Messungen im Tiegel. Der Variationskoeffizient in bezug auf die Sauerstoffaktivität liegt bei etwa 4%. Bei Messungen in der Pfanne ist der Sondereinsatz je nach Desoxidationsvariante unterschiedlich zu beurteilen. Sauerstoffaktivitätsmessungen nach einem unruhigen Abstich bzw. nach einer Teildesoxidation beim Abstich (Sauerstoffaktivität $>0,0010$) führen zu guten Ergebnissen mit geringem Variationskoeffizient. Nach einer Vollberuhigung (Aluminiumgehalte $>0,030\%$) sowie nach einem Legieren sind die Meßergebnisse jedoch deutlich ungenauer. Wenn besonders enge Aluminiumtoleranzen gegeben sind, ist daher eine Aluminiumbestimmung über eine konventionelle Probenahme erforderlich.

Stahlentschwefelung und Einschlußmodifikation

Die Stahlentschwefelung und die Einschlußmodifizierung sind wesentliche sekundärmetallurgische Ziele. Entsprechende Verfahren werden vor allem bei Grobblechen mit besonderen Anforderungen (z. B. Röhrenstähle, Off-shore-Stähle) aber auch bei Schmiede- und Stahlgußzeugnissen eingesetzt. Üblicherweise sind heute für derartige Stahltypen Schwefelgehalte $\leq 0,005\%$ erforderlich. Die Anforderungen steigen jedoch auch diesbezüglich weiter. Bei sauergasbeständigen Stählen sind heute bereits Schwefelgehalte $\leq 0,002\%$ einzustellen. Die Auswirkungen einer Stahlentschwefelung bzw. einer Einschlußmodifikation sind am Beispiel der Senkrecht-Brucheinschnürung in Abb. 6 schematisch dargestellt. Man er-

without deoxidation and in tapping with Al-partial deoxidation.

A special requirement is the guarantee of narrow aluminium ranges. In this connection, it has been studied to what extent oxygen activity measurement would be advantageous. The type of probe used is highly suitable for measurements in the vessel. The coefficient of variation with regard to oxygen activity is about 4%. When measurements are made in the ladle, the use of the probe is to be evaluated differently, depending on the deoxidation alternative used. Oxygen activity measurements after tapping without deoxidation or after partial deoxidation during tapping (oxygen activity >0.0010) have yielded good results, showing a low coefficient of variation. After full deoxidation (aluminium contents $>0.030\%$) and after alloying, the results of measurement are considerably less accurate. It is therefore necessary to determine aluminium by conventional sampling methods, if exceptionally close aluminium tolerances are specified.

Steel desulphurization and modification of inclusions

Steel desulphurization and modification of inclusions are essential objectives of secondary metallurgy. Corresponding techniques are used particularly for plates with special requirements (e.g. pipeline steels, steels for offshore structures), but also for forged and cast steel products. Today, such types of steel are normally required to have sulphur contents $\leq 0.005\%$. However, the requirements here are also increasing. For steels resistant to sour gas attack, already now sulphur

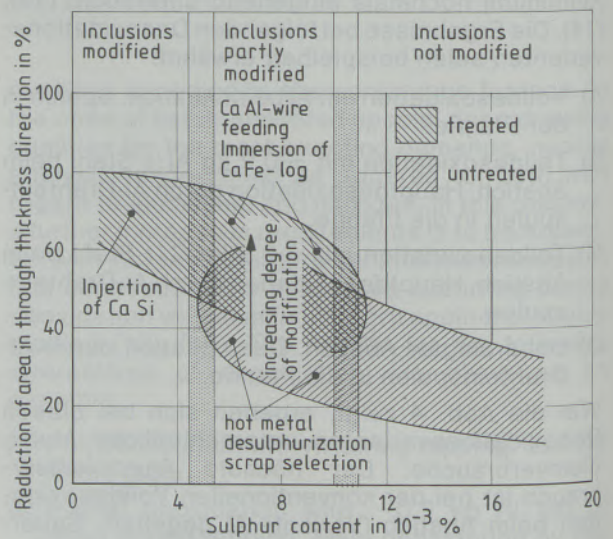


Abb./Fig. 6

Zusammenhang zwischen der Senkrechtbrucheinschnürung und dem Schwefelgehalt bei verschiedenen Behandlungen von hochfestem schweißbarem Baustahl

Correlation between reduction of area in through-thickness direction and sulphur content at different treatments of high strength weldable structural steel

kennt, daß mit sinkendem Schwefelgehalt die Werte deutlich ansteigen und daß auch der Modifikationsgrad eine wesentliche Rolle spielt.

Wie Abb. 1 zeigt, stehen im Werk Linz für die Stahleentschwefelung und/oder Einschlußmodifizierung folgende Methoden in Anwendung:

- das Einblasen von CaSi oder von Schlacken,
- das Einspulen von Ca-haltigem Draht sowie das
- Eintauchen von CaFe-Blöcken.

Mit diesen Methoden können unterschiedliche Effekte erzielt werden, wobei auch hier zusätzlich anderen Elementen wie insbesondere Stickstoff und Wasserstoff Beachtung geschenkt werden muß. Beispielsweise soll der Stickstoffgehalt bei bestimmten hochfesten Röhrenstählen relativ tief liegen, da für eine gute Schweißarbeit eine feindisperse Titanitridausscheidung in der Wärmeübergangzone zur Vermeidung von Grobkorn wichtig ist (15). Daß überhöhte Wasserstoffgehalte nicht nur bei Schmiedeprodukten, sondern auch bei Grobblechen zu Ausfällen führen können, ist bekannt. Nachfolgend soll versucht werden, die Verfahren hinsichtlich ihrer Möglichkeiten in einem übergeordneten Rahmen einzuordnen.

Die genannten Verfahren arbeiten alle mit Top-Schlacke. Den Eigenschaften dieser Schlacke kommt nicht nur in bezug auf die Schwefelaufnahmefähigkeit Bedeutung zu. Ein wesentlicher Aspekt ist der Wasserstoffgehalt, wobei das Element in verschiedener Form vorliegen kann (Feuchte, Kristallwasser, Hydroxylionen). Verschiedene Schlacken wurden als Topschlacke und als Einblasmittel getestet (16); die Zusammensetzung ist in nachfolgender Tabelle angegeben:

Schlacke	Zusammensetzung	Wasser- gehalt in %
- Kalk-Flußspatgemische		
A		0,6
B	80% Kalk +	1,8
C	20% Flußspat	3,3
- spezielles Kalk-Flußspatgemisch (SiO ₂ -ummantelte Kalkkörner)	85% Kalk +	0,4
	15% Flußspat	
- vorgeschmolzene Al ₂ O ₃ -reiche Schlacke	46% Al ₂ O ₃	0,07
	47% CaO	
	5% MgO	

Abb. 7 zeigt die Wirkung der verschiedenen Top-Schlacken beim Abstich. Man erkennt, daß sowohl unterschiedliche Entschwefelungsgrade als auch unterschiedliche Grade der Wasserstoffaufnahme durch den Stahl gegeben sind. Die Bedeutung des Wasserstoffeinbringens durch die Schlacke wird deutlich ersichtlich, wobei die Wasserstoffzunahme vom Wasserstoffausgangsgesamt abhängt (Abb. 8).

Die Abb. 7 und 8 zeigen die Verhältnisse beim Abstich. Wichtig sind darüber hinaus die metallur-

contents $\leq 0.002\%$ have to be adjusted. The effects of steel desulphurization and modification of inclusions, respectively, are schematically shown in fig. 6 by the example of reduction of area in through-thickness direction. It is apparent that the values are clearly increasing as the sulphur content decreases, and that the degree of modification plays an essential role too.

As shown in fig. 1, the following methods of steel desulphurization and/or modification of inclusions are in use at the works in Linz:

- Injection of CaSi or of slags
- Ca-wire feeding and
- Immersion of CaFe-logs.

These methods are of different effects, requiring that here also attention should be paid to other elements, in particular to nitrogen and hydrogen. For example, certain high-strength pipeline steels are required to have low nitrogen contents, since for good weldability it is essential to have a finely dispersed titanium nitride precipitation in the heat-affected zone, in order to avoid coarse grain formation (15). It is well known that high hydrogen

Top slag			Water input in kg/t of steel
Type		Premelted slag	
Lime-fluor spar mixture standard	special		
			0,28
			0,15
			0,05
			0,03
			0,006

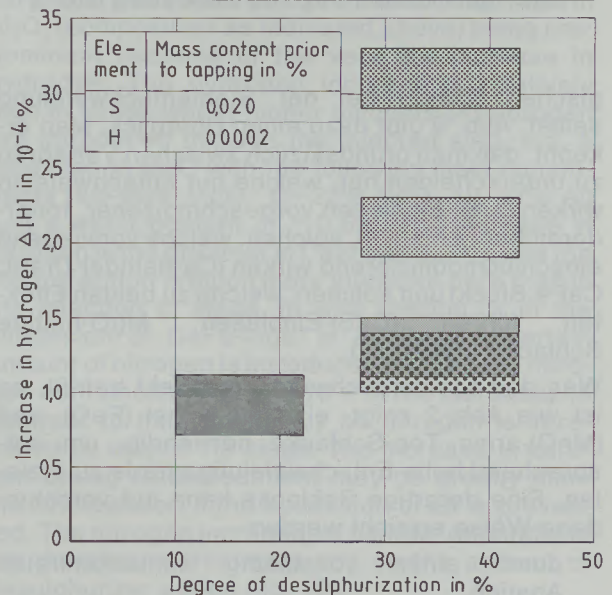


Abb. / Fig. 7

Zuordnung zwischen Wasserstoffzunahme $\Delta[H]$ und Entschwefelungsgrad bei Aufgabe unterschiedlicher Top-Schlacken beim Abstich

Correlation between increase in hydrogen $\Delta[H]$ and degree of desulphurization for different types of top slags added during tapping

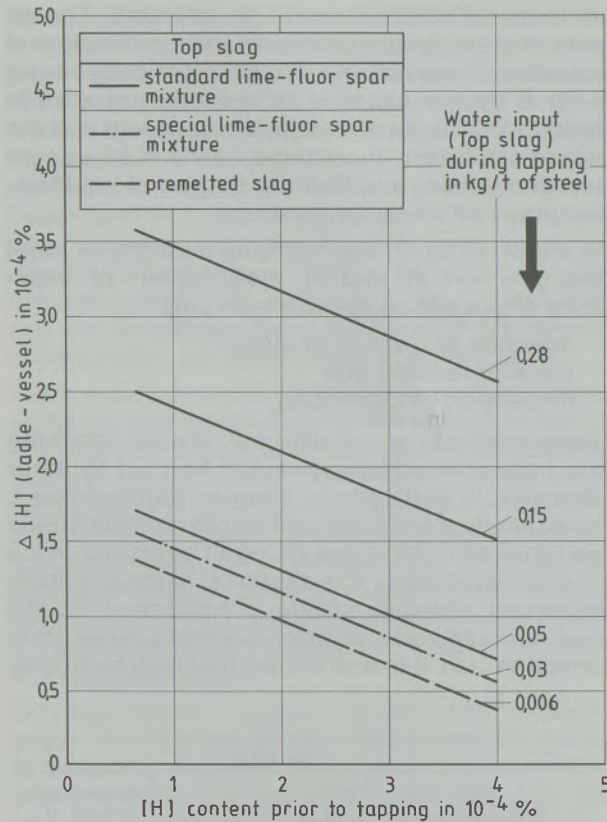


Abb./Fig. 8

Wasserstoffzunahme $\Delta[H]$ beim Abstich in Abhängigkeit vom Wasserstoffgehalt vor dem Abstich sowie unterschiedlichem Wassereinbringen durch die beim Abstich aufgegebenen Top-Schlacke

Hydrogen increase $\Delta[H]$ during tapping as a function of the hydrogen content prior to tapping as well as of differences in water input through the top slag added during tapping

gischen Effekte bei der Stahlentschwefelung selbst. Abb. 9 gibt dazu einen Überblick. Man erkennt, daß man grundsätzlich zwischen Verfahren zu unterscheiden hat, welche nur entschwefelnd wirken (z. B. Einblasen vorgeschmolzener, tonereicher Schlacke), solchen, welche vorwiegend einschlußmodifizierend wirken (Ca-haltiger Draht; CaFe-Block) und solchen, welche zu beiden Effekten führen (CaSi-Einblasen, MgO-haltige Schlacke Einblasen).

Was den Stahlentschwefelungseffekt betrifft, so ist wie Abb. 2 zeigt, eine möglichst (FeO)- und (MnO)-arme Top-Schlacke notwendig, um entsprechend hohe Entschwefelungsgrade zu erzielen. Eine derartige Schlacke kann auf verschiedene Weise erreicht werden:

- durch einen vollständig schlackenfreien Abstich,
- durch eine Reduktion der Schlacke in der Anfangsphase des CaSi-Einblasens, was sich natürlich auf den CaSi-Verbrauch auswirkt,
- durch eine Reduktion der Schlacke durch z. B. Aluminium, welches direkt in die Schlacke eingebracht wird. Eine derartige Vorgangsweise

contents may lead to failure not only in forged products, but also in plates. In the following, an attempt has been made to classify the various techniques within a larger category on the basis of the possibilities they provide.

All techniques mentioned are using top slag. The properties of this slag are important not only with regard to its sulphur absorbing capacity. An essential aspect is the content of hydrogen, an element occurring in various forms (moisture, crystal water, hydroxyl ions). Various slags were tested for their suitability as top slag and as injection medium (16); their composition is listed in the table below:

Slag	Composition	Water content, %
- Lime/fluor spar mixtures		
A		0.6
B	80% lime +	1.8
C	20% fluor spar	3.3
- Special lime/fluor spar mixture (SiO ₂ -covered lime particles)	85% lime + 15% fluor spar	0.4
- Premelted slag high in Al ₂ O ₃	46% Al ₂ O ₃ 47% CaO 5% MgO	0.07

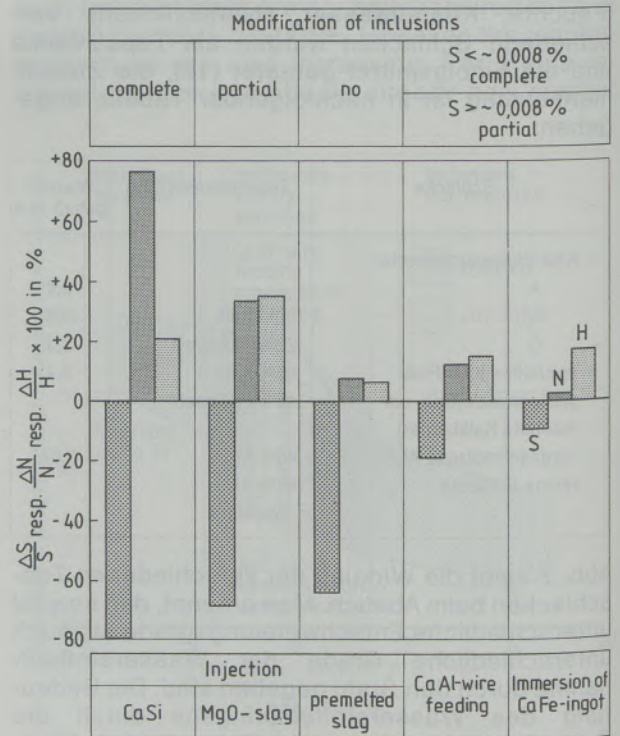


Abb./Fig. 9

Verhalten der Elemente Schwefel, Stickstoff und Wasserstoff bei unterschiedlichen Behandlungen
Variation of the elements sulphur, nitrogen and hydrogen at different treatments

ist notwendig, wenn Schlacken ohne Reduktionsmittel eingeblasen werden.

Wie Abb. 9 zeigt, sind auch die Wasserstoffzunahmen unterschiedlich, wobei die Behandlung mit einer Al_2O_3 -reichen, vorgeschmolzenen Schlacke (Zusammensetzung bereits oben angegeben) wegen des nur sehr geringen Wasserstoffanstieges hervorsticht. Relativ hoch ist der Wasserstoffanstieg dann, wenn die eingeblasene Schlacke hohe Wasserstoffmengen einbringt wie eine MgO -reiche Schlacke mit folgenden Hauptbestandteilen (43–50% MgO , 17–22% CaO , 12–17% Al) und einem Wassergehalt von $\sim 0,5\%$. Der Stickstoffanstieg ist bei der CaSi -Injektion am größten, da hier die Badbewegung wesentlich intensiver ist als beim Einblasen von Schlacken, dem Einrollen von Draht oder dem CaFe -Block-Tauchen. Darüber hinaus wird eine gewisse Menge an Stickstoff durch den Gehalt im CaSi eingebracht ($\sim 10\%$ des Anstieges). Schlacken bringen demgegenüber praktisch keinen Stickstoff ein. Der Stickstoffanstieg bei der CaSi -Behandlung kann allerdings stark vermindert werden, wenn ein Luftzutritt verhindert wird. Selbstverständlich hängt der Stickstoffanstieg von der Behandlungsdauer bzw. der Menge des eingebrachten Entschwefelungsmittels ab (Abb. 10).

Beispiele für verschiedene Stufen einer Einschlußmodifizierung zeigen die Abb. 11 und 12. In beiden Fällen wurde sie durch Einspulen von CaAl -Drähten in einen entsprechend vordesoxidierten Stahl erreicht. Für die Einschlußuntersuchung eignet sich die Mikrosonde in besonderem Maße. Die Abb. 11 und 12 zeigen ein sogenanntes Concentration-mapping. Aus einer derartigen Darstellung, welche bis zu einer gewissen Genauigkeit quantitative Aussagen liefert, können über den

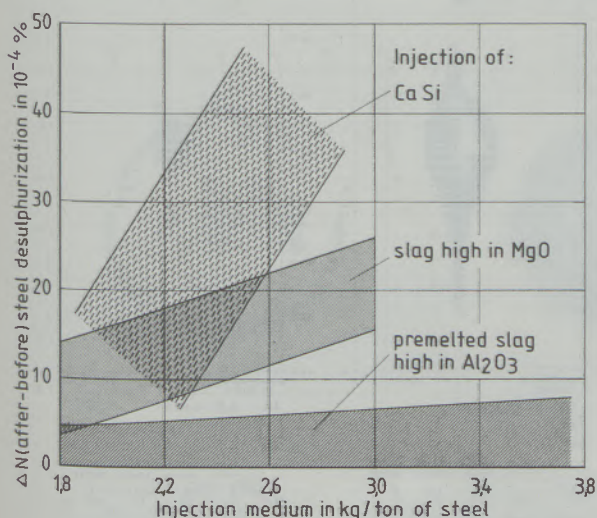


Abb./Fig. 10

Stickstoffanstieg beim Einblasen von Entschwefelungsmitteln unterschiedlicher Menge und Zusammensetzung

Increase in nitrogen during injection of desulphurizers of different quantity and different composition

Fig. 7 shows the effect of different top slags during tapping. It indicates that there are different degrees of desulphurization as well as different degrees of hydrogen pickup by the steel. The significance of water input through the slag is clearly revealed. The increase in hydrogen depends on the initial hydrogen content (fig. 8).

Fig. 7 and 8 show the conditions during tapping. The metallurgical effects achieved in steel desulphurization itself also constitute an essential point. They are outlined in fig. 9. It can be noticed that, basically, one has to distinguish between techniques having a desulphurizing effect only (e.g. injection of premelted slags high in alumina) and those having predominantly the effect of modifying inclusions (wire containing Ca ; CaFe -log) and those combining both effects (CaSi injection, injection of slag containing MgO).

As far as the steel desulphurization effect is concerned (fig. 2), a top slag with the lowest possible contents of (FeO) and (MnO) is required, in order to reach correspondingly high degrees of desulphurization. Such a slag may be obtained in different ways:

- by completely slag-free tapping,
- by a reduction of the slag in the initial CaSi injection phase, which, naturally, has an effect on CaSi consumption.
- by a reduction of the slag, for example, by aluminium added directly to the slag. This procedure becomes necessary when slags without reducing agents are injected.

As shown in fig. 9, also the increases in hydrogen vary, the treatment with premelted slag high in Al_2O_3 (composition as indicated above) being predominant because of the very low increase in hydrogen. The hydrogen increase is relatively high in cases where higher amounts of hydrogen are introduced through the injected slag, e.g. a slag high in MgO with the following main constituents (43–50% MgO , 17–22% CaO , 12–17% Al) and a water content of $\sim 0,5\%$. The increase in nitrogen is the greatest in CaSi injection, since the stirring action is much more intensive here than in the injection of slags, in wire feeding or in the immersion of CaFe -logs. In addition, a certain amount of nitrogen is introduced through the nitrogen contained in CaSi ($\sim 10\%$ of the increase). In contrast to this, practically no nitrogen is introduced by way of the slags. The increase in nitrogen during CaSi -treatment may be greatly minimized, however, if the accession of air is prevented. The nitrogen increase, of course, depends on the duration of treatment and on the amount of desulphurizer added (fig. 10).

Examples of different steps in modifying inclusions are shown in fig. 11 and 12. In both cases, it was accomplished by using CaAl -wire feeding into an adequately pre-deoxidized steel. The electron microprobe analyzer is especially suitable for determining inclusions. Fig. 11 and 12 show a

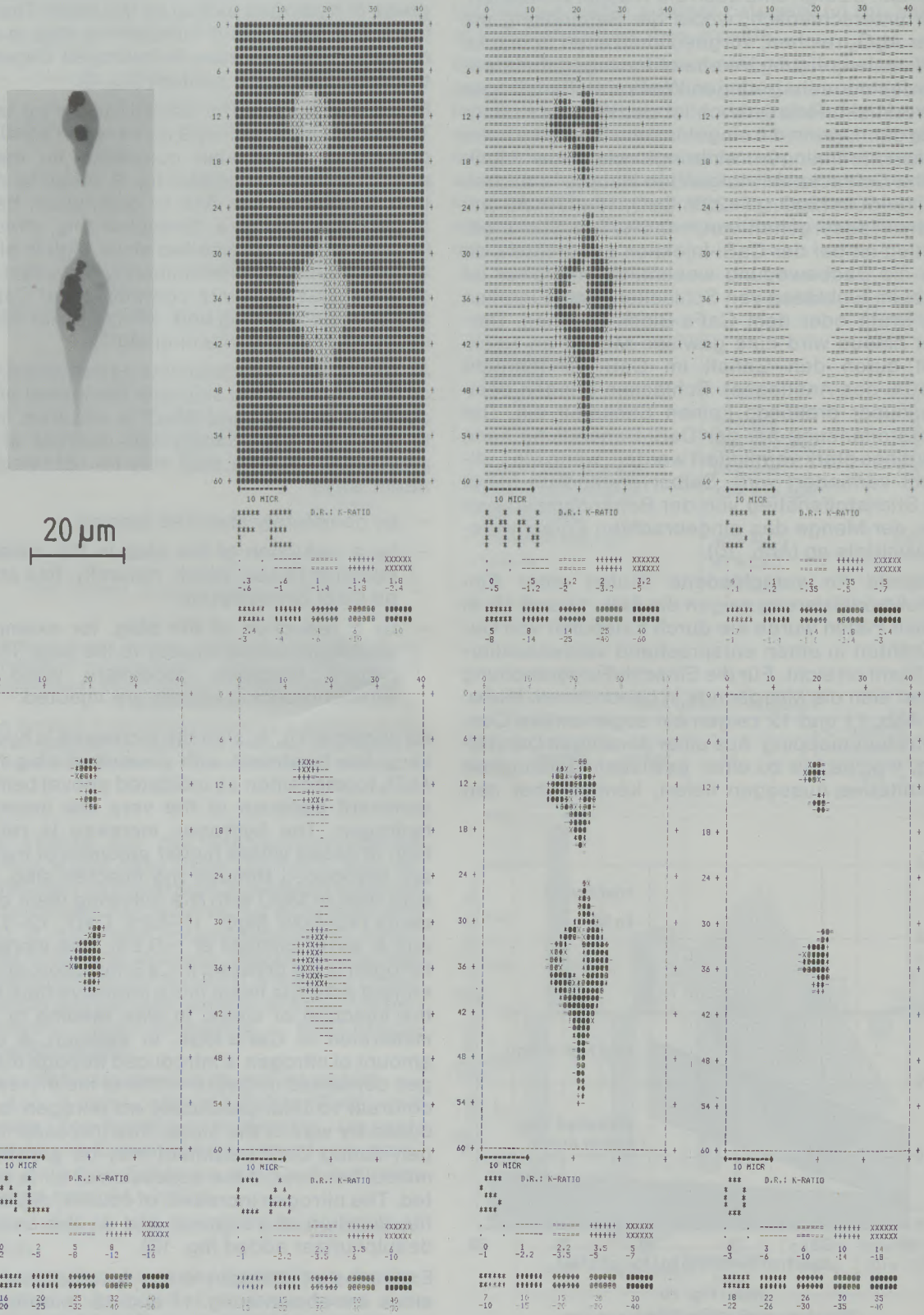


Abb./Fig. 11

Concentration mapping eines teilweise modifizierten Einschlusses von einem mit CaAl-Draht behandelten Stahl
 Concentration mapping of a partly modified inclusion from a steel treated with CaAl-wire

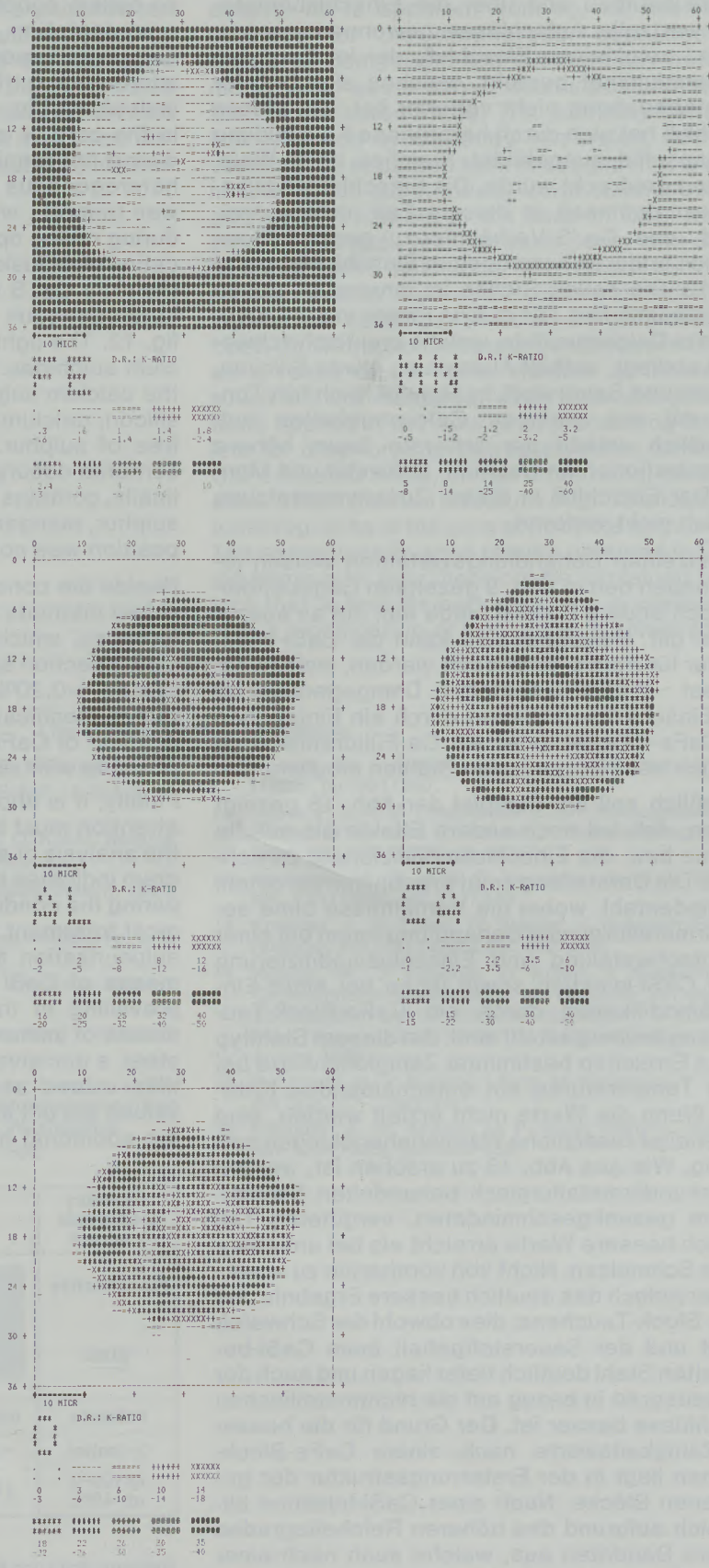
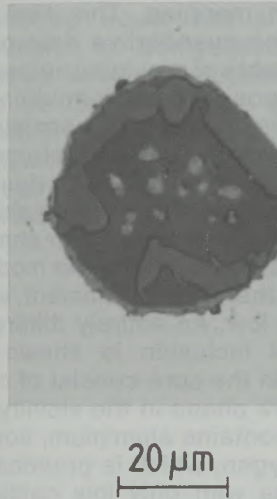


Abb. / Fig. 12

Concentration mapping eines vollständig modifizierten Einschlusses von einem mit CaAl-Draht behandelten Stahl
 Concentration mapping of a completely modified inclusion from a steel treated with CaAl-wire

Einschlußaufbau und über die Einschluentstehung wertvolle Aufschle gewonnen werden. Abb. 11 zeigt einen Einschluß, der im Kern aus Calciumaluminat besteht, welches sich bei der Warmformgebung nicht verformt hat. Um diesen Einschluß hat sich durch heterogene Keimbildung Mangansulfid ausgebildet, welches beim Walzvorgang gestreckt wurde. Die Einschlußmodifikation war demnach in diesem Fall nicht ausreichend, das Ca/S-Verhältnis zu gering. Einen gänzlich anderen heterogenen Einschlutyp zeigt Abb. 12. Die hellen Stellen im Inneren bestehen aus Calciumsulfid. Die dunkle Phase in der Umgebung der Calciumsulfide, welche praktisch schwefelfrei vorliegt, enthält Aluminium, etwas Silicium, Calcium und Sauerstoff. Im Randbereich tritt Tonerde mit nur geringen Calciumgehalten auf. Schließlich enthält der äußerste Saum höhere Konzentrationen an Calcium, Schwefel und Mangan. Der Einschluß in dieser Zusammensetzung hat sich nicht verformt.

Die einzelnen Behandlungsverfahren weisen jedoch neben den in Abb. 9 gezeigten Gegebenheiten noch andere Unterschiede auf, die es auszunützen gilt. Beispielsweise kann die CaSi-Injektion nur für Stähle eingesetzt werden, welche zumindest $\sim 0,20\%$ Si enthalten. Demgegenüber ist eine Einschlußmodifikation durch ein Eintauchen von CaFe-Blöcken oder ein Ca-Flldrahteinspulen auch bei Silicium-freien Stählen möglich.

Schließlich soll am Beispiel der Abb. 13 gezeigt werden, daß auf noch andere Effekte als auf die Analyse bzw. die Einschlußmodifizierung zu achten ist. Die Darstellung zeigt Ergebnisse bei einem Schmiedestahl, wobei die Verhältnisse ohne sekundärmetallurgische Behandlung jenen bei einer Tiefentschwefelung und Einschlußmodifizierung durch CaSi-Injektion sowie jenen bei einer Einschlußmodifikation durch ein CaFe-Block-Tauchen gegenübergestellt sind. Bei diesem Stahltyp ist das Erreichen bestimmter Zähigkeitswerte bei tiefen Temperaturen ein entscheidendes Kriterium. Wenn die Werte nicht erzielt werden, sind aufwendige zusätzliche Wärmebehandlungen notwendig. Wie aus Abb. 13 zu ersehen ist, werden bei sekundrmetallurgisch behandelten Schmelzen im gesenkgeschmiedeten, vergüteten Teil deutlich bessere Werte erreicht als bei unbehandelten Schmelzen. Nicht von vornherein zu erwarten war jedoch das deutlich bessere Ergebnis des CaFe-Block-Tauchens; dies obwohl der Schwefelgehalt und der Sauerstoffgehalt beim CaSi-behandelten Stahl deutlich tiefer liegen und auch der Reinheitsgrad in bezug auf die nichtmetallischen Einschle besser ist. Der Grund für die besseren Zähigkeitswerte nach einem CaFe-Block-Tauchen liegt in der Erstarrungsstruktur der gegossenen Blöcke. Nach einer CaSi-Injektion bilden sich aufgrund des höheren Reinheitsgrades größere Dendriten aus, welche auch nach einer Vorverformung bis zum Knüppel für das Gesenkgeschmieden nicht zum Verschwinden gebracht werden. Das Gefüge bei einer nicht behandelten

so-called concentration mapping. This kind of representation, supplying quantitative data of a certain accuracy, is capable of providing valuable information on the composition and formation of inclusions. Fig. 11 shows an inclusion consisting in the core of calcium aluminates, not deformed during hot forming. Around this inclusion, due to heterogeneous nucleation, manganese sulphide was formed, which became elongated in shape during rolling operations. In this case, the modification of inclusions was therefore insufficient, and the ratio Ca/S was too low. An entirely different heterogeneous type of inclusion is shown in fig. 12. The light areas in the core consist of calcium sulphides. The dark phase in the vicinity of the calcium sulphides contains aluminium, some silicon, calcium and oxygen, which is practically free of sulphur. Alumina with only low calcium contents occurs in the edge zone. The outer rim, finally, contains higher concentrations of calcium, sulphur, manganese. The inclusion with this composition was not deformed.

Beside the conditions indicated in fig. 9, the individual methods of treatment show also other differences, which must be utilized. For example, CaSi injection can be applied only for steels containing $\sim 0.20\%$ Si at a minimum. In contrast to that, a modification of inclusions by means of immersion of CaFe-logs or Ca-wire feeding wire is possible with silicon-free steels too.

Finally, it is shown by the example in fig. 13 that attention must be paid also to effects other than the analysis or modification of inclusions. The diagram indicates the results for a forged steel, comparing the conditions without secondary metallurgical treatment with those prevailing in deep desulphurization and modification of inclusions by means of CaSi injection as well as with those prevailing in the modification of inclusions by means of immersion of CaFe-logs. In this type of steel, a decisive criterion is to obtain certain ductility values at low temperatures. In case the values are not achieved, costly and time-consuming additional heat treatments will become nec-


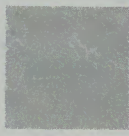
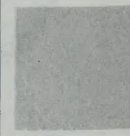
Secondary metallurgical treatment	none	Ca Si-Injection	Immersion of Ca Fe-log
Microstructure 20 mm			
Inclusions	not modified	modified	modified
S-content	$\sim 0,016 \%$	$\sim 0,003 \%$	$\sim 0,008 \%$
AVISO-V at -40°C	$21,4 \pm 3,8 \text{ J}$	$25,4 \pm 5,2 \text{ J}$	$31,6 \pm 7,0 \text{ J}$

Abb./Fig. 13

Gefgeaufbau und Kerbschlagzähigkeit eines unterschiedlich behandelten Schmiedestahls vom Typ AISI 4340
Structure and impact energy of an AISI 4340 type forging grade steel with different treatment

Schmelze sowie bei einer CaFe-behandelten Schmelze ist demgegenüber deutlich feiner. In Abb. 13 werden Gefügebilder aus der Kernzone des Schmiedeknüppels gezeigt. Die besonders guten Ergebnisse beim CaFe-Block-Tauchen sind demnach damit zu begründen, daß eine feine Gefügestruktur und eine Einschlußmodifikation gleichzeitig erreicht werden.

essary. As is apparent from fig. 13, the values obtained for the drop-forged, quenched-and-tempered component are substantially better in melts with secondary metallurgical treatment than in untreated melts. The definitely better result achieved by CaFe-log immersion, however, could not be expected from the beginning; and this in spite of the substantially lower sulphur content and oxygen content in the case of CaSi-treated steel and in spite of the greater purity with regard to non-metallic inclusions. The reason for the improved ductility values after immersion of CaFe-logs is the solidification structure of the ingots. Upon CaSi injection, coarser dendrites are formed as a result of the lower number of inclusions, which will not disappear even after pre-deformations applied in the course of processing into billets for drop-forging. Untreated melts as well as CaFe-treated melts, on the other hand, obviously show a finer grained structure. Fig. 13 shows photomicrographs of the core zone of the forged billet. The exceptionally good results obtained in CaFe-log immersion may therefore be explained by the fact that a fine-grained structure in conjunction with a modification of inclusions is achieved.

Literaturverzeichnis/References

1. Eysn, M.: Iron and Steel Engineer, Oct. 1983, pp. 53/55.
2. Primas, K., F. Hubner, W. Krieger, G. Pofel: I & SM, Sept. 1986, pp. 24/30.
3. Krieger, W., G. Pofel, L. Pochmarski, O. Köller: Berg- u. Hüttenm. Mh. 128 (1983), pp. 332/338.
4. Krieger, W., G. Pofel, R. Apfalterer: Radex-Rdsch. 1984, Nr. 3/4, pp. 419/427.
5. Krieger, W., G. Pofel: Radex-Rdsch. 1985, Nr. 1/2, pp. 509/516.
6. Krieger, W., F. Hubner, A. Patuzzi, R. Apfalterer: Stahl u. Eisen 105 (1985), pp. 673/678.
7. Preßlinger, H., H. Hiebler, A. R. Sormann: Berg- u. Hüttenm. Mh. 130 (1985), pp. 125/129.
8. Hiebler, H., A. R. Sormann, H. Preßlinger: "Study on extensive dephosphorization in the ladle" 5th International Iron and Steel Congress, April 6-9, 1986, Washington.
9. Hänsel, G.: Metall 34 (1980), pp. 828/833.
10. Krieger, W., L. Pochmarski: Berg- u. Hüttenm. Mh. 127 (1982), pp. 351/357.
11. Jugov, P. I., A. M. Poshivanov, E. Ch. Schachpasov, L. P. Klimov, W. Krieger, F. Wallner, J. Knauder: Berg- u. Hüttenm. Mh. 130 (1985), pp. 69/74.
12. Neubauer, H., G. Wolf, D. Hengerer: Berg- u. Hüttenm. Mh. 130 (1985), pp. 311/315.
13. Knauder, J., G. Pofel, W. Krieger, J. Nakesch: Berg- u. Hüttenm. Mh. 131 (1986), pp. 450/456.
14. Krieger, W., J. Knauder, G. Pofel, J. Nakesch: „Die Sauerstoffaktivitätsmessung als Basis für ein gezieltes Desoxidieren und Legieren mit Aluminium“. 3. Internationale Tagung "Clean Steel" in Balatonfüred vom 2. bis 4. Juni 1986.
15. Nakanishi, M., Y. Komizo, I. Seta, M. Nakamura, Y. Saitoh: IIW Doc. IX - 1281-83.
16. Knauder, J., W. Krieger, H. P. Narzt: Berg- u. Hüttenm. Mh. 130 (1985), pp. 428/435.

Betriebserfahrungen mit Gasspülsteinen mit gerichteter Porosität bei den Badischen Stahlwerken AG

Günter Paul, Kehl, Wolfgang Klan, Kehl, und Hans Höffgen, Urmitz*)

Kurz zusammengefaßt soll gezeigt werden, daß mit der sogenannten „gerichteten Porosität“ die Haltbarkeitsvorstellungen erfüllt werden und mit der Durchbruchsicherung und der in der Entwicklung befindlichen Reststärkenanzeige das Sicherheitsbedürfnis des Stahlwerkes erfüllt wird.

Möglich waren diese Entwicklungen natürlich nur als Zusammenarbeit zwischen dem Feuerfest-Hersteller und dem Stahlproduzenten, da man nicht nur den Spülstein losgelöst von der Problematik betrachten kann, sondern entscheidenden Einfluß haben auch der Lochstein, die Lochsteinhülse und nicht zu-

letzt die Gaszuleitungssysteme im Stahlwerk, so daß alle Komponenten aufeinander abgestimmt werden müssen.

Der hier berichtete Einsatz von Gasspülsteinen mit gerichteter Porosität findet seit ca. 2 Jahren Anwendung bei den Badischen Stahlwerken in Kehl. Es kann heute gesagt werden, daß Spülsteine hier mit einer 100%igen Spülbereitschaft Einsatz finden. Dies war um so mehr von Bedeutung, da hier im Bereich der Sekundärmetallurgie der Pfannenofen Anwendung findet.

Experiences with Porous Plugs with Directional Porosity at Badische Stahlwerke AG

In a short conclusion it can be proved, that with the "directional porosity" the requests for purge plug performances are met. With the break-through device and the presently developed wear indicator also the requests for security in the steel plant are fulfilled.

These developments could only be made in co-operation with the refractory and the steel producer, as the purge plug cannot be seen independent from the problem, because also the well block, the well block insert and last, but not least the gas

inserting systems take influence on the steel shop, so that all components have to harmonize together.

Purge plug systems with directional porosity which is subject of this report, has been applied since 2 years at Badische Stahlwerke in Kehl. Today it can be assured that plugs with 100% purging efficiency are used. This was of great importance as in the section of secondary metallurgy the ladle furnace is applied.

Résultats d'exploitation obtenus avec des éléments d'insufflation a porosité dirigée aux Badische Stahlwerke A.G.

En résumé, il s'agissait de démontrer qu'avec ce que l'on appelle la «porosité dirigée» on satisfait aux exigences de durée de vie et que l'assurance contre la rupture et l'indication de résistance résiduelle en cours de développement répondent aux besoins de sécurité de l'aciériste.

Ces développements n'étaient naturellement possibles que grâce à la collaboration du fabricant de réfractaires et du producteur d'acier, car on ne peut seulement considérer l'élément d'insufflation isolé de l'ensemble des problèmes, mais en tenant compte de l'influence décisive de la brique

perforée et de son enveloppe ainsi que de celle, loin d'être négligeable, des systèmes d'apport de gaz à l'aciérie, de sorte que toutes les composantes doivent être réglées les unes par rapport aux autres.

L'utilisation d'éléments à porosité dirigée dont il est question dans ce travail dure depuis 2 ans environ aux Badische Stahlwerke à Kehl. On peut dire que ces éléments y sont utilisés avec une capacité d'insufflation de 100%. Ce fait est d'autant plus important qu'on y applique, dans le domaine de la métallurgie secondaire, le procédé d'affinage en poche.

1. Vorstellung der Badischen Stahlwerke AG

In den letzten Jahren gewann auch für die Massenstahlherstellung die Sekundärmetallurgie mehr und mehr an Bedeutung. Insbesondere zeigte sich der Pfannenofen hinter einem Lichtbogenofen als sinnvolles und sehr wirtschaftliches Instrument zur Erhöhung der Produktivität bei der Massenstahlherstellung. Ein Pfannenofen kann aber nur dann sinnvoll betrieben werden, wenn

1. Presentation of Badische Stahlwerke AG

During the last years secondary metallurgy has won great importance also for mass steel production. Especially a ladle furnace behind an electric arc furnace was a convenient and very economical instrument for increasing the productivity of mass steel fabrication. A ladle furnace can only be used in a convenient manner, if it takes care of the continuous homogenizing of the steel in the ladle. Hereby the question arises how 100% security of homogenizing can be guaranteed. To reach this aim, extensive trials have been made in co-operation with Badische Stahlwerke and Brohltal-Deumag AG (now Radex Deutschland).

*) Dipl.-Ing. Günter Paul, Badische Stahlwerke AG, Kehl
Dipl.-Ing. Wolfgang Klan, Badische Stahlwerke AG, Kehl
Dipl.-Ing. Hans Höffgen, Radex Deutschland A.G. (vormals Brohltal-Deumag A.G.), Urmitz/Koblenz

dafür Sorge getragen wird, daß der Stahl in der Pfanne ständig homogenisiert wird. Hierbei stellte sich die Frage, wie eine möglichst hundertprozentige Sicherheit im Homogenisieren gewährleistet werden kann. Hierzu wurden in Zusammenarbeit mit der Badischen Stahlwerke AG und der Brohltal-Deumag AG umfangreiche Versuche unternommen, um dieses Ziel zu erreichen.

Im folgenden werden kurz die Badischen Stahlwerke AG vorgestellt:

Die Badischen Stahlwerke AG ist in Kehl, Bundesrepublik Deutschland, beheimatet, und zwar direkt an der Grenze zu Straßburg mit Hafenschluß zum Rhein. Die Lage des Stahlwerkes ist ideal, da der Antransport von Rohstoffen wie auch der Abtransport von Fertigmaterialien sowohl über den Wasserweg als auch über die Schiene und die Straße möglich sind.

Das Stahlwerk wurde 1968 auf einer schmalen Halbinsel erstellt. Der Schrott wird hauptsächlich per Schiff angeliefert und an der Spitze der Halbinsel gelagert. Der Materialfluß ist geradlinig. Das Fertigprodukt Draht und Betonstahl verläßt am Ende der Halbinsel das Werksgelände. Die Badischen Stahlwerke AG erzeugt Walzdraht in den Abmessungen von 5,5 bis 14,0 mm und Betonstahl – Stabmaterial – von 12,0 bis 28,0 mm rund. Die Produktionspalette reicht von niedrig-kohlenstoff bis kohlenstoffhaltige Stähle (größer 0,6% Kohlenstoff).

80% der Drahtproduktionen wird in werksverbundenen Unternehmen zu Baustahlmatten, Gitterträgern, Schmalband, Bewehrungsdraht, Zäunen und Nägeln weiterverarbeitet.

Das Werk zählt 1050 Arbeitnehmer, wobei etwa

750 Mitarbeiter in der Stahlerzeugung
150 Mitarbeiter in der Drahtverarbeitung
150 Mitarbeiter im Ausbildungswesen

beschäftigt sind.

Die Werksanlagen beinhalten einen nicht überdachten Schrottplatz mit einer Lagerkapazität von 45.000 t und zwei 60-t-Hochleistungs-Elektrolichtbogenöfen mit 40/48-MVA-Transformatoren. Der Schrott wird mit den Ofenabgasen der Elektrolichtbogenöfen in zwei Schrottvorwärmungsanlagen vorgeheizt. Als zusätzliche Einschmelzhilfe werden vier Ölsauerstoffbrenner eingesetzt. Ofenwände und -deckel sind wassergekühlt. Die beiden Öfen sind mit exzentrischem Bodenabstich ausgerüstet. In der Linie des einen Ofens zur Stanggießanlage ist ein Pfannenofen installiert. Die zweite Linie hat bis April 1986 ebenfalls einen Pfannenofen erhalten. Die beiden Stranggießanlagen haben ebenfalls vier Stränge, werden jedoch im nächsten halben Jahr auf fünf Stränge erweitert. Der Radius der Anlagen beträgt 6,2 m und der Gießquerschnitt 120 mm Vkt. Pfannen und Verteiler sind mit Deckeln versehen. Die mittlere Schmelzleistung liegt bei 44 Schmelzen pro Tag, d. h. 2700 t pro Tag. Die jährliche Stahlerzeugungskapazität beträgt mehr als 800.000 t.

Here is a short presentation of Badische Stahlwerke AG:

Badische Stahlwerke AG are situated in Kehl, Federal Republic of Germany, near the frontier to Straßburg, with port connection to the river Rhine. The location of the steel plant is ideal, as the transport of raw materials as well as the dispatch of the produced goods may be effected by ship, by rail and by truck.

The steel plant was built in 1968 on a small peninsula. The scrap is delivered primarily by ship and stocked on the top of the peninsula. The flow of the material is straight. The produced goods like wire and concrete steel leave the plant at the end of the peninsula. Badische Stahlwerke AG produce wire rods in the dimensions of 5,5 up to 14 mm and concrete steel – rod material – from 12,0 up to 28,0 mm, round. The production line contains low carbon and carbon enriched steel (more than 0,6% carbon).

80% of the wire production is processed by associated companies into construction steel mats, lattice, girder, narrow strips, concrete steel wire, fence wire and nails.

The company counts 1,050 employees, splitted up as follows:

750 men in the steel production
150 men in the wire fabrication
150 men in training

To the plant belongs an open scrap yard with a stock capacity of about 45,000 tons and two 60 tons high-efficiency electric-arc-furnaces with 40/48 MVA transformers. The scrap is preheated with the furnace flue gases of the electric arc furnaces in two scrap-preheating-plants. As an additional sealing aid four oil-oxygen-burners are used. Furnace walls and -roofs are water cooled. The two furnaces are equipped with an excentric bottom tapping. In the line of one furnace to the continuous casting plant a ladle furnace has been installed. The second line has also been equipped with a ladle furnace until April 1986. The two continuous casting plants have 4 strands, but will be extended to five strands within the next 6 months. The radius of the plants is 6.2 m and the cross section 120 mm Vkt. Ladles and distributors are equipped with roofs. The medium melting efficiency is about 44 sequences per day, i.e. 2,700 tons. The annual steel output is more than 800,000 tons.

2. Development of the different secondary metallurgical procedures

In the last 20 years, the development in the steel production can be mainly characterized by the term "secondary metallurgy". This term comprises the division of the steel production into several stages, in which the ladle is no longer merely a means of transport, but has become the most important reaction vessel. This development lead

2. Stand der Entwicklung der verschiedenen sekundärmetallurgischen Verfahren

Die in den letzten 20 Jahren erfolgte Entwicklung in der Stahlherstellung ist zum überwiegenden Teil gekennzeichnet durch den Begriff „Sekundärmetallurgie“. Dieser Begriff umfaßt die Unterteilung der Stahlherstellung in mehrere Verfahrensstufen, wobei die Pflanze vom Transport zum wichtigsten Reaktionsgefäß wurde. Mit dieser Entwicklung war auch die Entkoppelung des Primärschmelzaggregates von den Nachbehandlungsgefäßen gegeben, die zu einer Leistungssteigerung, kürzeren Einschmelz- und Frischzeiten führte. Eine breitere, vom Schmelzaggregat weitgehend unabhängige Qualitätspalette sowie eine höhere Flexibilität auf der Rohstoff- und Produktivitätsseite haben den Siegeszug der Sekundärmetallurgie beschleunigt. Auch bei der Massenschmelzerzeugung sind durch den Strangguß die Anforderungen hinsichtlich Temperatur und Analysenkonstanz über den gesamten Pfanneninhalt gestiegen.

Zwei Faktoren haben die Entwicklung der Pfannenmetallurgie positiv beeinflusst und waren sogar Voraussetzung für die Durchführbarkeit vieler Verfahren:

- Der Ersatz des Stopfenverschlusses durch den Schieberverschluss.
- Das Einblasen von Inertgasen zur Erzielung metallurgischer Reaktionen und einer sicheren Umwälzung des Metallbandes.

Durch die erste Maßnahme wurden die erhöhten Beanspruchungen für das keramische Material durch Einsatz externer Verschlusssysteme von Verschleißreaktionen aufgrund metallurgischer Vorgänge, Schlackenarbeit, Behandlungszeit und Temperatur, ausgeschaltet. Die heutige Verbreitung der Schieberverschlusssysteme beweist die Richtigkeit der Maßnahme, das Verschlus- und Gießsystem von den Vorgängen in der Pflanze zu entkoppeln.

Anders ist die Situation für die Einleitung von Inertgasen in das Metallbad. Alle Systeme zur Gaseinführung in das Bad sind den Beanspruchungen, die aus der metallurgischen Arbeit resultieren, voll ausgesetzt. Daher kommt diesen Systemen, ähnlich wie der Pfannenauskleidung, auch von der keramischen Seite erhöhte Bedeutung zu.

Als weitere Möglichkeit zur Homogenisierung der Stahlschmelze wird in verschiedenen Stahlwerken das Rühren mit elektromagnetischen Spulen verwendet. Hierbei müssen bei der Herstellung der Stahlgießpfannen anti-magnetische Stahlgüßen verwendet werden, wodurch sich die Herstellungskosten solcher Pfannen entscheidend erhöhen.

3. Unterstützung der metallurgischen Prozesse durch Inertgasbehandlung

Für das Einblasen von Inertgasen in Stahlgießpfannen seien nochmals die damit verbundenen

to the fact, that we now distinguish between primary melting aggregates and after-treatment vessels, a fact, which has increased productivity and reduced melting and refining times. A wider range of qualities, which has become rather independent from the melting aggregate, as well as a higher flexibility with respect to the use of raw materials and productivity have supported the enormous success of secondary metallurgy. The demand of constant analysis and temperature was increased through continuous casting regarding the production of construction steel.

Two facts have influenced the development of the ladle metallurgy positively and have become the precondition for the practicability of many procedures:

- The substitution of the stopper head through the slide gate system.
- The purging with inert gas to cause metallurgical reaction and a safe circulation of the steel bath.

The first measure eliminated the increased stress of ceramic material due to the wear reactions caused by metallurgical operations, slag work, treatment times and high temperature, through the use of an external closing system. The fact that the sliding gate system is so widespread, proves that it is advantageous to separate the closing and casting system from the operation in the ladle itself.

The situation for purging gas into the steel bath is absolutely different. All gas purging systems are fully exposed to the stress which results from metallurgical operations. We must treat these systems, as well as the ladle lining, with utmost attention.

As a further possibility for homogenizing the steel melt some steel mills stir with electro-magnetic coils. Due to this fact for the fabrication of steel ladles anti-magnetic steel grades have to be used, thus considerably increasing production costs.

3. Support of metallurgical processes through treatment with inert gas

We may repeat our aims, which can be reached by purging inert gas into the steel bath of a steel cast ladle and the additional metallurgical advantages:

- Decrease of the temperature level in the ladle (especially regarding continuous casting) respectively quick regulation of the optimal casting temperature.
- Homogeneous distribution of the alloy compounds resp. desoxidation compounds in the ladle (often added in the purge spot).
- Increase of the degree of steel purity through the transport of non-metal contaminations into the slag and the partial removal of gases.

Zielsetzungen wiederholt, die zusätzliche metallurgische Vorteile erzielen lassen:

- Abbau des Temperaturprofils in der Pfanne (insbesondere für Strangguß) bzw. schnelle Einstellung der optimalen Gießtemperatur.
- Homogene Verteilung der Legierungsmittel bzw. Desoxidationsmittel in der Pfanne (oft im Spülfleck zugesetzt).
- Verbesserung des Reinheitsgrades des Stahles durch Transport der nichtmetallischen Verunreinigungen in die Schlacke sowie teilweises Entfernen von Gasen.
- Rührhilfe bei metallurgischen Reaktionen zur Erreichung des Konzentrationsausgleiches der Schmelze.
- Verringerung des Anfallens größerer Pfannenbären.

Als Spülgas wird in der Pfannenmetallurgie überwiegend Argon verwendet, um eine Aufstickungstendenz bei Einsatz von Stickstoff (N_2) zu vermeiden. Der Gastyp wird jedoch im allgemeinen für die entsprechenden Stahlsorten durch den erlaubten Stickstoff-Gehalt vorgegeben.

4. Technologie des Einbringens von Inertgasen durch Gasspülsteine

Prinzipiell können zwei grundlegende Verfahren zum Einbringen von Inertgas unterschieden werden:

- Das Spülen über eine Gasspüllanze.
- Das Spülen über Gasspülsteine.

An dieser Stelle sollen nur die Gasspülsteine behandelt werden. Beim Spülen über Blassteine, die in der feuerfesten Ausmauerung der Pfanne eingebaut sind, können wiederum zwei Einbauarten unterschieden werden, wobei sich derzeit allgemein das Spülen im Pfannenbodenbereich durchgesetzt hat, während Spülsteine in der Seitenwand seltener eingesetzt werden.

4.1. Spülen in der Pfannenwand

Beim Spülen mit Gasspülsteinen in der Pfannenwand werden diese allgemein zwischen der Ersten und Dritten Steinlage vom Boden aus eingebaut. Bei dieser Einbauart kommt es normalerweise zu einem höheren Verschleiß im Bereich des Spülsteins und der oberhalb des Spülers befindlichen Pfannenausmauerung. Die Spülwirkung wurde im Rahmen von Modelluntersuchungen untersucht und nachfolgend näher beschrieben. Zur Anwendung kommen in der Regel kegelförmige Spülsteine mit Lochsteinhülse als sogenanntes Wechselsystem.

4.2. Spülen im Pfannenboden

Bei Einsatz von Gasspülsteinen im Pfannenboden sind sowohl was die Formate als auch den Einbauort betrifft, unterschiedliche Meinungen vor-

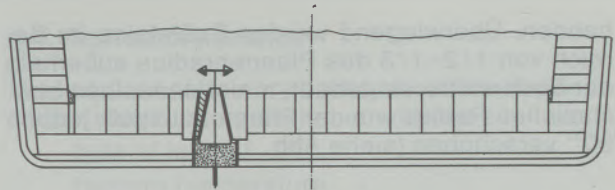


Abb./Fig. 1

- Help to stir the steel bath to support metallurgical reactions to achieve an equal concentration of the steel bath.
- Decrease of the number of bigger skulls.

In ladle metallurgy, argon is usually used for purging to avoid pick-up tendencies, which may occur when using nitrogen (N_2). The type of gas for different steel qualities however depends on the admissible content of nitrogen.

4. Technology of injecting inert gas through porous plugs

In principle, we can distinguish two main procedures of purging inert gas i.e.:

- Purging by means of an injection lance.
- Purging by means of a purge plug.

This article deals only with the description of purge plug systems. Regarding the purging through plugs, which are installed in the refractory lining of the ladle, we may distinguish 2 different types: purging through the ladle bottom is predominant, purge plugs are seldom installed in the side walls.

4.1. Purging system in the side wall

If the purging is carried out through a system in the side wall, porous or even ordinary steel-cased bricks of ladle brick size are installed into the side wall between the 1st and 3rd layer. Disadvantageous effects with respect to the purging efficiency compared to bricks installed into the bottom have not been noted, but theoretically are possible. Under certain circumstances, an early wear of the purge plug is troublesome, because it can only be changed from the interior of the ladle, which means that the production has to be stopped, the ladle must cool down and a repair must be carried out. But conical porous plugs with well blocks and inserts, so-called "changeable systems" are also used.

4.2. Purging through a system in the ladle bottom

There are of course several opinions regarding the use of porous plugs in the ladle bottom, not only with respect to the shapes, but also regarding the location. In most cases, the purge plugs are installed into the bottom in the area $1/2-1/3$ of the ladle radius, which is often identical to the outlet system radius but shifted by 90° (see fig. 1).

handen. Überwiegend werden Spülsteine im Bereich von $1/2$ – $1/3$ des Pfannenradius außerhalb der Bodenmitte eingebaut, meist denselben bzw. ähnlichen Radius wie der Pfannenausguß, jedoch 90° verschoben (siehe Abb. 1).

4.3. Die derzeit zur Anwendung kommenden unterschiedlichen Spülsteintypen

Prinzipiell gibt es mehrere Möglichkeiten, feuerfeste Keramikteile auf der Rohstoffbasis Hochtonerde und Magnesit für den Durchsatz von Gasen herzustellen. Dies kann, wie in Abb. 2 dargestellt, erzielt werden durch:

- Feine Spalten in einem dichten Körper, z. B. im Ringspalt zwischen einem dichten keramischen Kegel und den umhüllenden Blechmantel bzw. durch Unterteilung von Steinen in mehrere Teile bzw. Scheiben und Zusammenfügen dieser Teile mit Blechzwischenlagen, um die Anzahl der Spalten zu erhöhen. Diese werden im allgemeinen Sprachgebrauch als Fugenspüler bezeichnet. Hierbei treffen die Verschleißkriterien auf die Fuge zwischen Feuerfeststein und Blechmantel und erzielen dort ihre Wirkung.
- Änderungen im Gefügebautbau sowie zum Teil durch Verminderung des Preßdruckes, letzteres ist jedoch oft für das Erzielen höherer Gasdurchlässigkeiten nicht ausreichend. Lücken im Kornaufbau, d. h. verringertem Feinanteil, Zusatz von Ausbrennstoffen, die beim keramischen Brand eine erhöhte Porosität verursachen, was nachfolgend als ungerichtete Porosität bezeichnet wird. Hierbei treffen die Verschleißkriterien auf die poröse Keramik und erzielen dort ihre Wirkung durch Infiltration und Erosion.
- Einbringen von Kanälen mit niedrigem Durchmesser in dichte, feuerfeste Steine, welche

4.3. Actually used different purge plugs

In principle, as shown in fig. 2, there are several possibilities to produce refractory ceramics on magnesite and high alumina basis for the purging of inert gas i.e.:

- Small pores in a dense body, for example on the ring joint between the dense ceramic cone and the steel case, respectively through the division of the brick into several parts and slices and the conjunction of these parts with the help of metal inserts, to increase the number of joints. In colloquial speech these bricks are called joint purging plugs. The wear attacks the joint between refractory brick and steel case and thus affects this area.
- Change of the structure, partially through decreasing the compacting pressure, the latter is often insufficient if high permeability is required, gaps in the grain structure, decrease of the number of small grains, addition of compounds which burn out and lead to an increased porosity after firing, which is called non-directional porosity. In this case wear destroys the porous ceramic; the effects are infiltration and erosion.
- Channels with a small diameter in dense, refractory bricks, which will subsequently be described with directional porosity. In this case, the wear mechanisms attack the dense ceramic between the channels, where they will be diverted.

Great bubbles are pressed into the steel bath through joint purging porous plugs and through the system of non-directional porosity, a homogeneous distribution of the steel bath is achieved through small bubbles with a high specific surface with the help of the system of directional porosity.

The experiences being result of model tests are described in detail hereafter.

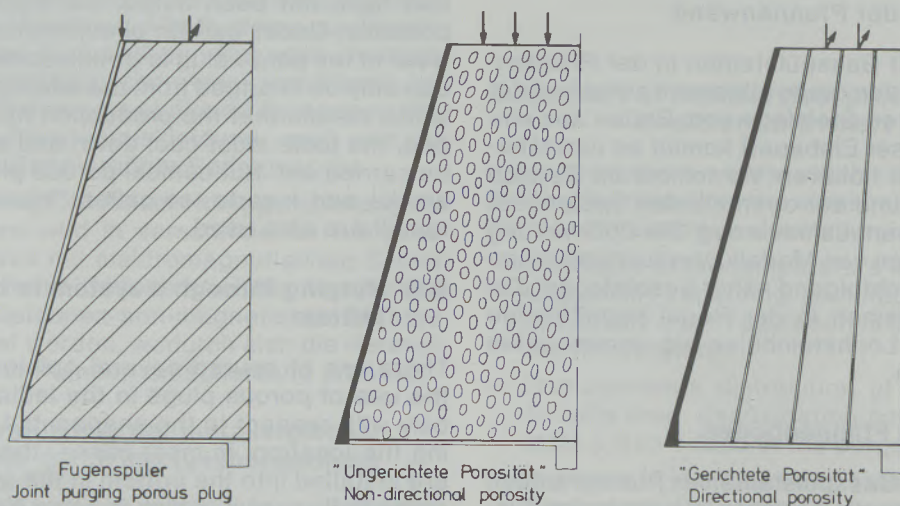


Abb./Fig. 2

nachfolgend mit „gerichteter Porosität“ bezeichnet werden. Hierbei treffen die Verschleißkriterien auf die dichte Keramik zwischen den Kanälen und werden dort weitgehend abgelenkt.

Während die Fugenspüler und die ungerichtete Porosität der Stahlschmelze großvolumige Gasblasen anbieten, erfolgt bei der gerichteten Porosität die Durchwirbelung der Stahlschmelze von kleinen Gasbläschen mit einer hohen spezifischen Oberfläche.

Die bei einer Modelluntersuchung gesammelten Erfahrungen werden nachfolgend im Detail beschrieben.

4.4. Feuerfestsorten

Die zur Anwendung kommende Feuerfestsorten richtet sich in erster Linie nach den einzelnen Betriebsbedingungen wie z. B.:

- Pfannentyp
- Abstichtemperatur
- Pfannenbehandlung
- Spülzeit
- und verschiedenes mehr

4.4. Refractory brands

The required refractory brand of course depends on the individual operation conditions such as:

- type of ladle
- tapping temperature
- ladle treatment
- purging time and others

Fig. 3 shows a summary of a purge plug set consisting of the porous plug, a well block and possibly an insert.

4.5. Shapes for purge plug sets

Due to the fact that in most cases the purging is carried out from the ladle bottom, the shape and the qualities of these ceramics have been developed with the utmost care and attention. After rather complicated and problematic constructions at the beginning, the conical, obtuse, steel-cased purge plug with corresponding well block has made its way and has become the most widespread system. In case of extreme stress to which the purge plug is exposed for example in case of vacuum refining with long purging times, it is still usual to change the purge plug frequently. It is

Produkt und Rohstoffbasis Product raw material base	Mörtel / Mortar		Lochsteine / Well blocks							Lochstein- zülse Well block insert	Gasspülsteine / Porous plugs			
	Korund / Kohlenstoff Corundum / Carbon	Korund / chromoxid- haltig Corundum / chromium- oxide content	Bauxit Bauxite	Bauxit / chromoxid- haltig Bauxite / chromium- oxide content	Bauxit Bauxite	Korund Corundum	Korund / chromoxid- haltig Corundum / chromium- oxide content	Korund Corundum	Chrom-Magnesit Chrome-Magnesia		Korund Corundum	Korund Corundum	Korund Corundum	Chromit-Magnesit Chromite-Magnesia
Eigenschaftsmerkmale Characteristics														
Chemische Analyse Chemical analysis	ca. 18% C*													
Al ₂ O ₃	ca. 82	89	78	80	82	97	90	93	6	97	97	97	-	6
MgO	-	-	-	-	-	-	-	-	56	-	-	-	60	56
Cr ₂ O ₃	-	2	-	2.0	-	-	5	-	20	-	-	-	17	20
Physikalische Eigenschaften Physical properties														
Raumgewicht g/cm ³ Bulk density g/cm ³	-	-	2.60	2.65	2.85	2.85	2.85	3.03	2.95	2.85	2.85	2.85	2.85	2.95
Offene Porosität % Apparent porosity %	-	-	25	25	21	26	26	19	22	26	-	-	20-30	-
Spüleleistung bei 3 bar l/Min. Purging rate at 3 bar l/Min.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	IV/350	275-350*	400-700	275-350*
KDF N/mm ² CCS N/mm ²	-	-	45	45	45	30	30	35	45	30	30	30	20	45

Erklärung: * = abhängig von Anzahl und Größe der Kanäle
Explanation: * = depending on number of pieces and size of the channels

Abb./Fig. 3

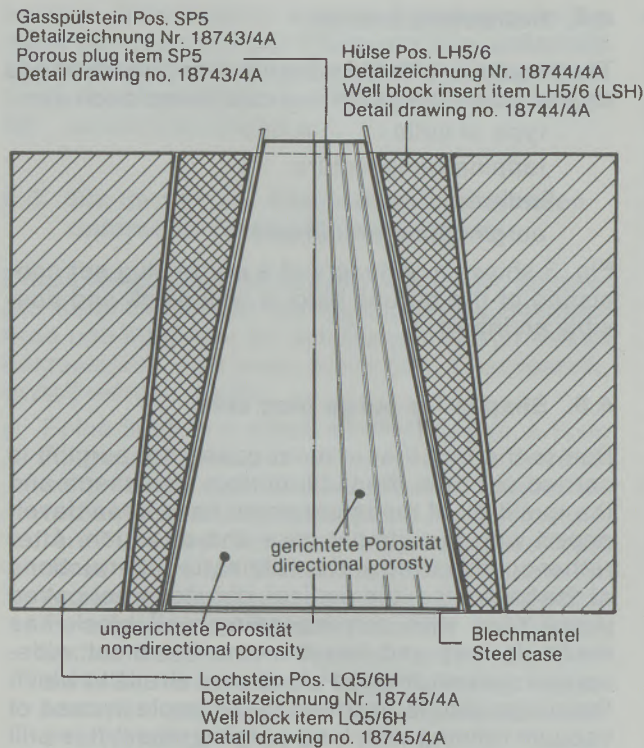


Abb./Fig. 4

Abb. 3 zeigt eine Zusammenstellung der Feuerfestsorten für Gasspülsteinsets, die aus dem Spülstein einem Lochstein und eventuell einer Hülse besteht.

4.5. Formate für Gasspülsteinsets

Aufgrund der Tatsache, daß der überwiegende Teil der Spülung im Pfannenboden durchgeführt wird, ist auch dem Design sowie der Qualität der Spülkeramik für diesen Anwendungsfall am meisten Aufmerksamkeit zuteil geworden. Nach anfänglich relativ komplizierten und damit auch stör anfälligen Konstruktionen hat sich der heute übliche kegelförmige blechummantelte Spülstein mit entsprechend geformten Lochstein, als das derzeit meistverwendete System herauskristallisiert. Bei extremer Beanspruchung des Spülsteines wie z. B. bei Vakuum-Behandlungen mit sehr langen Spülzeiten ist bis heute üblich, den Gasspülstein häufiger zu wechseln. In diesem Falle sollte ein System, bestehend aus Spülstein, Lochsteinhülse und Lochstein, verwendet werden, damit Beschädigungen des Lochsteines beim Wechsel des Spülsteines vermieden werden (siehe Abb. 4, System GS 5 H).

In der Praxis hat es sich gezeigt, daß bei Einbau eines neuen Spülsteines in einem bereits abgenutzten Lochstein, dieser ebenfalls mit einer neuen Hülse versehen sein sollte. Hierdurch soll der Spülsteinbereich, der über dem gebrauchten Lochstein hinausragt durch die neue Hülse geschützt werden und somit die Haltbarkeit und Funktionsfähigkeit verbessert werden.

therefore recommendable to use a system consisting of a purge plug, a well block and an insert, to avoid any damage of the well block when changing the purge plug (see fig. 4 – system GS 5 H).

Practice has shown that when installing a new purge plug into a worn out well block, also a new insert should be used. This will protect the purge plug section which towers up the well block and consequently increases the service life and the function.

5. Results of service life with different types of purge plugs

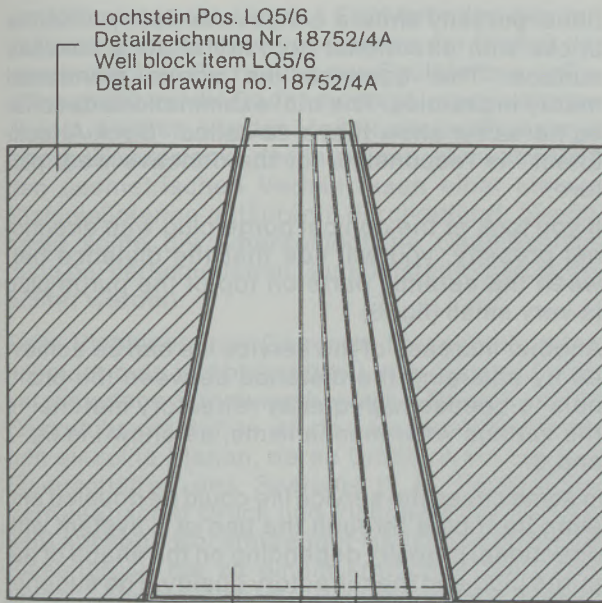
As already mentioned, porous plugs with non-directional porosity as shown in fig. 4 on the left side of the porous plug, consist of a refractory ceramic with increased porosity, which diminishes the erosion and infiltration resistance of the products during the application and which results in shorter service lives.

To be able to press the gas into the steel bath with the minimum loss of pressure, it is recommendable to use the principle of directional porosity as shown in fig. 4 on the right side of the purge plug. According to this system, the gas flows through small channels with a diameter of less than 1 mm from the cold to the hot face. More favorable flow conditions and the fact that the ceramic between the channels can be fitted with the utmost wear resistance, are the advantages of this system. This is why this kind of brick possesses all important characteristics such as high transverse strength and high erosion and infiltration resistance, to achieve long service lives.

In a comparing series of trials, we used porous plugs with non-directional porosity on magnesite and high alumina basis and purge plugs with directional porosity. The plugs with non-directional porosity achieved 10 heats, whereas the bricks with directional porosity achieved 20 heats and showed a considerably higher remaining thickness. As clearly shown in fig. 5, the bricks with non-direc-



Abb./Fig. 5



Lochstein Pos. LQ5/6
Detailzeichnung Nr. 18752/4A
Well block item LQ5/6
Detail drawing no. 18752/4A

ungerichtete Porosität
non-directional porosity

gerichtete Porosität
directional porosity

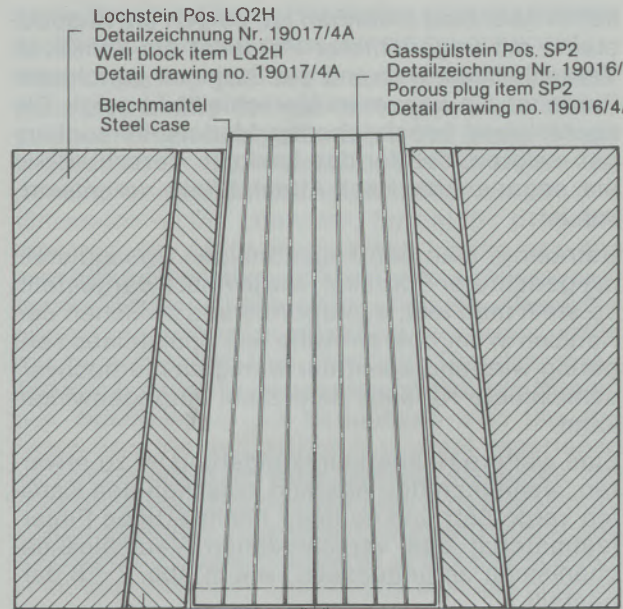
Abb./Fig. 6

5. Haltbarkeitsergebnisse mit verschiedenen Gasspülsteintypen

Wie bereits erläutert, bestehen Gasspülsteine mit ungerichteter Porosität, wie auf Abb. 4 auf der linken Seite des Gasspülsteines dargestellt, aus einer Feuerfestkeramik mit erhöhter Porosität, was die Erosions- und Infiltrationsbeständigkeit des Produktes während des Einsatzes entscheidend verschlechtert und sich letztendlich in einer geringen Haltbarkeit ausdrückt.

Um das Gas mit möglichst geringen Druckverlust in die Schmelze transportieren zu können, bot sich das Prinzip der gerichteten Porosität, wie in Abb. 4 auf der rechten Seite des Gasspülsteines dargestellt, an. Bei diesem System wird das Gas durch Kanäle mit einem Durchmesser von kleiner als 1 mm vom „kalten Ende“ an die „Feuerseite“ transportiert. Der Vorteil dieses Systems liegt neben dem günstigeren Strömungsverhältnis in der Tatsache, daß das Steingefüge zwischen den Kanälen auf möglichst hohe Verschleißfähigkeit ausgelegt werden kann. Daher weist dieser Gasspülsteintyp die für das Erzielen möglichst hoher Haltbarkeiten wichtige Eigenschaften wie hohe Heißfestigkeit und hoher Erosions- und Infiltrationswiderstand auf.

In einer vergleichenden Versuchsserie wurden Gasspülsteine mit ungerichteter Porosität auf der Rohstoffbasis Magnesit und Hochtonerde und ein Stein mit gerichteter Porosität eingesetzt. Die Steine mit ungerichteter Porosität erzielten 10 Chargen, während der Stein mit gerichteter Porosität 20 Chargen mit wesentlich größerer Reststärke erzielte. Die Steine wurden unter vergleichbaren Betriebsbedingungen eingesetzt. Wie deut-



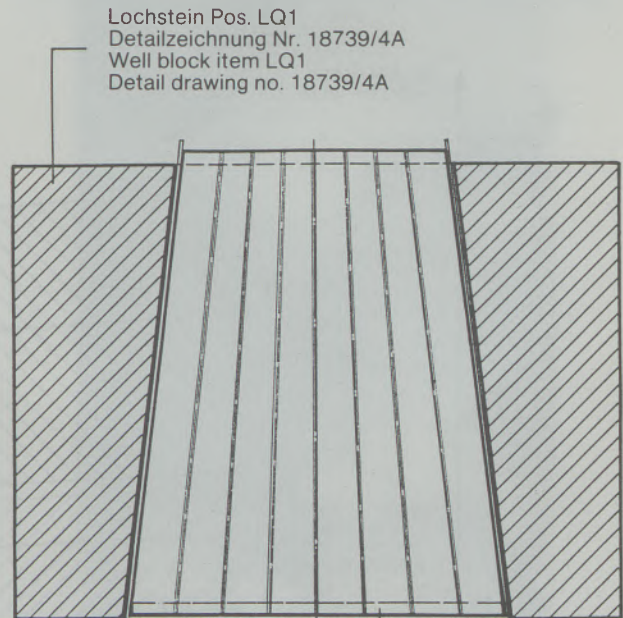
Lochstein Pos. LQ2H
Detailzeichnung Nr. 19017/4A
Well block item LQ2H
Detail drawing no. 19017/4A

Gasspülstein Pos. SP2
Detailzeichnung Nr. 19016/4A
Porous plug item SP2
Detail drawing no. 19016/4A

Blechmantel
Steel case

Hülse Pos. LH2
Detailzeichnung Nr. 18968/4A
Well block insert item LH2
Detail drawing no. 18968/4A

Abb./Fig. 7



Lochstein Pos. LQ1
Detailzeichnung Nr. 18739/4A
Well block item LQ1
Detail drawing no. 18739/4A

Blechmantel
Steel case

Gasspülstein Pos. SP1
Detailzeichnung Nr. 18740a/4A
Porous plug item SP1
Detail drawing no. 18740a/4A

Abb./Fig. 8

lich in Abb. 5 zu erkennen ist, zeigen die Ausbausteine mit ungerichteter Porosität ein konkaves Verschleißbild, während der Stein mit gerichteter Porosität ein konvexes Verschleißbild zeigt. Die nachfolgend beschriebenen Modelluntersuchungen zeigten, daß für das konkave Verschleißbild ein sogenannter Back-Attack-Effekt verantwortlich ist.

Betrachtet man den kegelförmigen Gasspülstein mit gerichteter Porosität, wie in Abb. 6 dargestellt, so stellt man fest, daß der Abstand zwischen den Kanälen in der oberen Hälfte des Spülsteines sehr gering wird und somit nur wenig dichte hochverschleißfeste Keramik dem Stahl entgegenwirken kann.

Eine weitere Haltbarkeitssteigerung ist zu erwarten, wenn man den Abstand zwischen den Kanälen vergrößert und so mehr hochwertiges Feuerfestmaterial den verschiedenen Verschleißmechanismen entgegensetzt, wie in Abb. 7+8 dargestellt.

In einigen Fällen konnte in Abhängigkeit von Spülsteinformat und der Feuerfestsorten die Haltbarkeit mit dem System gerichteter Porosität gegenüber ungerichteter Porosität verdoppelt bzw. verdreifacht werden. Oberstes Ziel des Stahlwerkers, die Haltbarkeit des Pfannenbodens zu erreichen und damit einen Spülsteinwechsel zu vermeiden, konnte somit in vielen Fällen erreicht werden.

6. Modelluntersuchungen

Die theoretischen Gedanken die in Praxisversuchen bestätigt wurden, wurden in einem Wasser-

model porosity show a concave surface, while the bricks with directional porosity show a convex surface. This confirms the above mentioned theory in practice. The trial examinations described hereafter show that a so called "Back-Attack-Effect" is responsible for the concave wear picture.

If you look at the conical purge plug with directional porosity, you will see that the distance between the ceramic parts on top of the purge plug is very small (fig. 6).

Another increase of the service life can be achieved by enlarging the distance between the channels to oppose high quality refractory material to the various wear mechanisms, as shown in fig. 7 and 8.

In some cases the service life could be doubled and even be tripled through the use of a system with directional porosity depending on the shape of the purge plug and the refractory quality. The superior aim of the steel maker, to reach the service life of the ladle bottom and to avoid a change of the purge plug, could therefore be realized in many cases.

6. Model trials

The theoretical ideas confirmed in practice trials have been examined in a water model. For examining the purging attitude of the different plug types as well as the influence of the geometrical placing of the plug in the reaction vessel on the bath homogenizing, trials in a water tank with the same dimensions of the geometrical circumstances of a small steel ladle have been made. At the

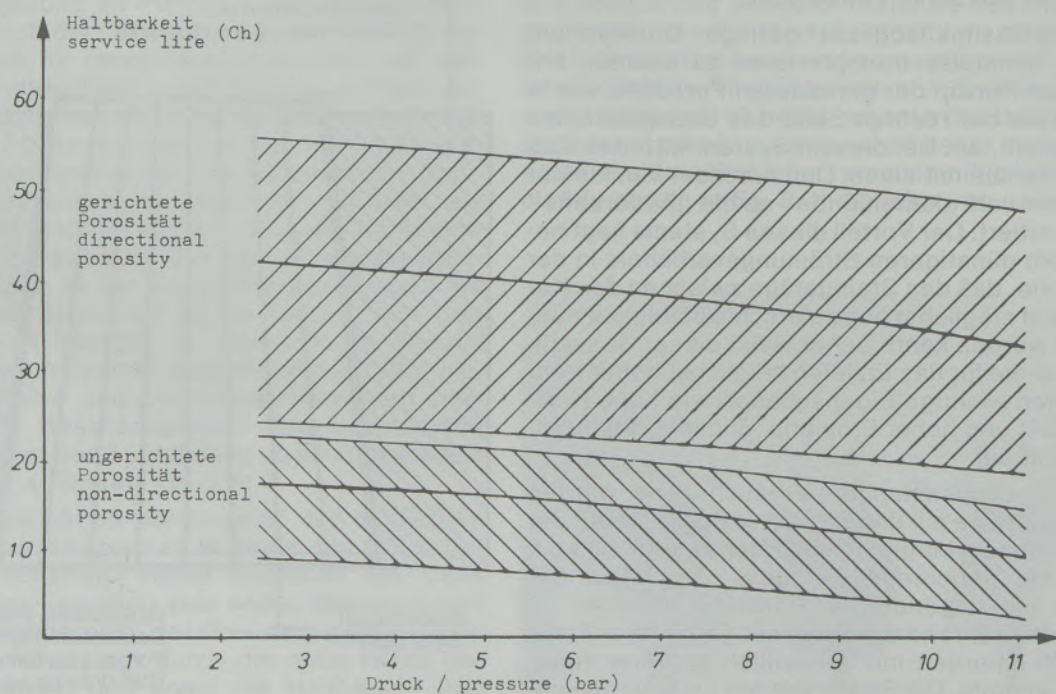


Abb. / Fig. 9

modell untersucht. Um das Spülverhalten der verschiedenen Spülsteintypen sowie der Einfluß der geometrischen Platzierung des Spülsteines im Reaktionsgefäß auf die Badhomogenisierung untersuchen zu können, wurden Modelluntersuchungen in einem Wassertank, der in seinen Abmessungen den geometrischen Verhältnissen einer kleinen Stahlgießpfanne entsprach, durchgeführt. Gleichzeitig sollte die unterschiedliche Gasblasenbildung bei verschiedenen Gasspülsteintypen beobachtet werden.

Beim Einblasen von Gasen in Flüssigkeit unterscheidet man in Abhängigkeit vom Gasdurchsatz verschiedene Strömungsbereiche. Bei schwacher Gaszufuhr entstehen an den Gasaustrittsöffnungen einzelne Blasen, deren Größe direkt von den Eigenschaften des Systems (z. B. Porengröße, Ferrostatischer Druck und Viskosität der Flüssigkeit) abhängt. Bei steigender Gaszufuhr bleibt die Blasengröße bis zu einem kritischen Wert konstant, während sich die Blasenfrequenz ändert. Oberhalb dieses kritischen Wertes erhöht sich die Blasengröße, während die Blasenfrequenz konstant bleibt. Die Größe der Primärblasen hängt jetzt vorwiegend vom Gasdurchsatz ab. Nach dem

same time the different formation of gas bubbleings at different purging plugs should be observed.

When injecting gas into a fluid, different circulations depending on gas throughput are distinguished. When using a small portion of gas, single bubbles occur, the dimensions of which are depending directly on the nature of the system (i.e. dimension of the channels, ferrostatic pressure and viscosity of the fluid). When adding gas, the size of bubbles stays constant unto a critical value but the frequency of bubbles changes. Above the critical value, the size of bubbles increases, while the frequency remains constant. The size of the primary bubbles is depending on the gas throughput. Besides the gas throughput, also the distance from the gas outlets is of great importance as at little channels resp. channel distances, the outcoming gas bubbles will fuse together in horizontal direction. A greater increasing of the gas throughput results in a fusion of the gas bubbles in vertical direction. The section of single bubbles will overflow into the section of the closed gas stream.

Porous plugs with increased porosity (undirectional porosity) show with greater gas pressure a

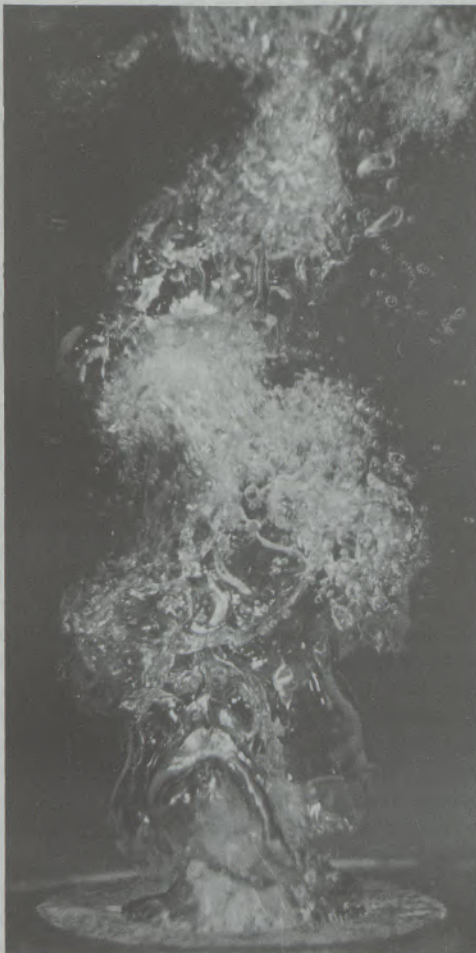


Abb./Fig. 10



Abb./Fig. 11

Gasdurchsatz ist auch der Abstand der Gasaustrittsöffnung von ausschlaggebender Bedeutung, da bei geringen Poren bzw. Kanalabständen die austretenden Gasblasen in horizontaler Richtung miteinander koalieren können. Bei erweiterter Steigerung des Gasdurchsatzes kommt es zur Koaleszenz der Gasblasen in vertikaler Richtung. Der Einzelblasenbereich geht in den Bereich des geschlossenen Gasstrahls über.

Spülsteine mit erhöhter Porosität (ungerichtete Porosität) zeigen mit steigendem Gasdruck erhöhten Durchmesser der austretenden Gasblasen bis es zur Bildung von Großblasen kommt. Der Gasstrom tritt hierbei nicht mehr gleichzeitig aus, sondern pulsiert sehr stark, wobei die Großblasen auf die Spülsteinoberfläche zurückgeschlagen (Back-Attack-Effekt). Gleiche Erscheinungen zeigen Spülsteine, bei denen das Gas durch eine Fuge geleitet wird. Abb. 10 und 11 zeigen die Großblasenbildung bei Spülsteinen, wo das Gas durch dünne Spalten und durch erhöhte Porosität geleitet wird. Bei Spülsteinen mit gerichteter Porosität (Abb. 12) konnte diese Erscheinung nicht beobachtet werden, sondern es blieb auch bei erhöhter Gasmenge bei kleinen einzelnen Gasbla-



Abb./Fig. 12

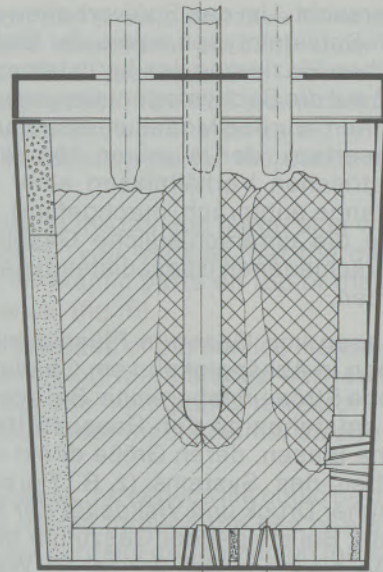


Abb./Fig. 13

larger size of outgoing gas bubbles until a formation of large-sized bubbles is reached. Hereby the gas stream does not leave regularly but pulsates very strongly, whereby the large-sized bubbles are driven back to the plug's surface (so-called "Back-Attack-Effekt"). The same result show purge plugs when the gas is injected through a joint. Fig. 10 and 11 show formation of large-sized bubbles at purge plugs, whereby the gas is directed through small joints and increased porosity. At purge plugs with directional porosity (fig. 12) this behavior could not be observed but even at increased gas flow, small single gas bubbles with a high specific surface have been formed. These plugs did not even show a pulsation on their surface. So, the high specific surface of the small gas bubbles is able to fulfill the metallurgical requirements during purging more effectively.

In the trial the purge plugs have been installed into the bottom of the vessel, center and off-center, as well as into the side wall. An installation of the plug into the center of the bottom shows that in the bottom section especially near the side wall no homogeneous bath circulation occurred. When installing the plug off-center the bottom, a very homogeneous bath movement in the entire vessel was seen. When installing the purge plugs into the side wall it could clearly be observed that also with high pressure and high gas flow the bubbles, after having escaped from the plug, immediately go up vertically. These theoretical experiences are the reason for an increased wear of the ladle lining in the side wall when using the purge plug in the side wall (see fig. 13).

Besides the practical experience that gas purging lances have, considerably higher refractory costs in comparison to purge plugs in use, also at a theoretical observation further arguments against

sen mit einer hohen spezifischen Oberfläche. Ebenfalls ein Pulsieren auf die Spülsteinoberfläche zeigen diese Spülsteine nicht. Die hohe spezifische Oberfläche der kleinen Gasblasen kann somit die metallurgische Anforderung während des Spülvorganges wesentlich effektiver vollziehen.

In der Modelluntersuchung wurden die Spülsteine sowohl im Behälterboden, mittig und außermittig als auch in der Seitenwand eingebaut. Bei Einbau des Spülsteines mittig im Behälterboden zeigt sich, daß im Bodenbereich speziell in Seitenwandnähe keine homogene Baddurchwirbelung erfolgt. Bei außermittigen Einbau des Spülsteines in den Behälterboden wurde eine sehr homogene Badbewegung im gesamten Behälter ermittelt. Bei Einbau des Gasspülsteines in die Seitenwand konnte sehr deutlich beobachtet werden, daß selbst bei sehr hohen Drücken und sehr hohen Gasmengen die Gasblasen sofort nach Austritt aus dem Spülstein in der Nähe der Seitenwand an die Oberfläche gehen. Diese theoretischen Erkenntnisse begründen den erhöhten Verschleiß der Pfannenausmauerung in der Seitenwand bei Verwendung der Spülsteine in der Seitenwand (siehe Abb. 13).

Neben der praktischen Erfahrung, daß Gasspül-lanzen erheblich größere ff-Kosten im Vergleich zu Gasspülsteinen beim Einsatz zeigen, können darüber hinaus aus der theoretischen Betrachtung weitere Argumente gefunden werden, die gegen den Einsatz von Gasspül-lanzen sprechen. Sicherlich entscheidenden Einfluß bei der Verwendung von Gasspül-lanzen haben auch hier der Durchmesser der Gasblasen. Wie bereits erläutert, hängt die Größe der Gasblasen von der Austrittsöffnung ab, die im Vergleich zu Spülsteinen bei der Spül-lanze um ein vielfaches größer ist. Daraus kann abgeleitet werden, daß die Effektivität, d. h. homogene Verteilung der Legierungselemente und Transport der Einschlüsse in die Schlacke bei Verwendung von Gasspül-lanzen nicht im gewünschten Maße gewährleistet wird.

Durch die Einführung der Sekundärmetallurgie und damit verbunden immer stärkere Anwendung eines ladle furnace mußten andere Alternativen zur Spül- und Behandlungslanze wie hier beschrieben gefunden werden.

7. Hydraulisch mechanische Ausziehvorrückung für Gasspülsteine

Um die Arbeitsumweltbedingungen zu verbessern, sollte für das Wechseln der Gasspülsteine eine sogenannte Ausziehvorrückung verwendet werden. Die in Abb. 14 dargestellte Ausziehvorrückung ermöglicht ein schnelles und wirtschaftliches Wechseln des Gasspülsteines unter den Bedingungen, wo dies nach wie vor auch heute noch nötig ist.

Hierbei sind die Spülsteine im Bereich des Anschlußrohres speziell präpariert, sodaß das An-

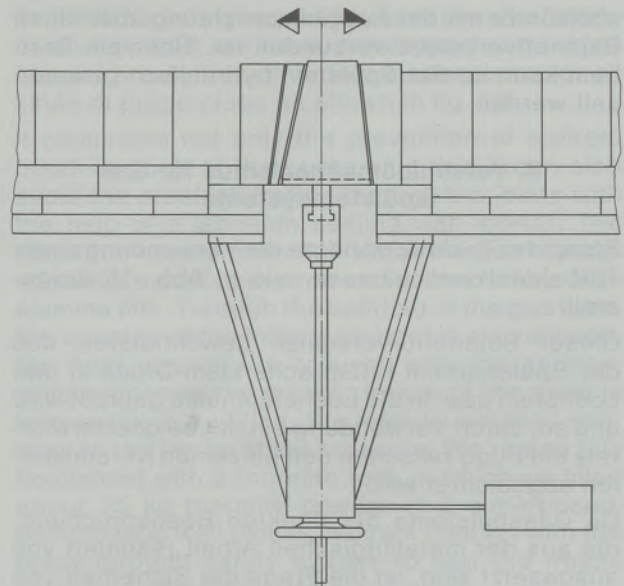


Abb./Fig. 14

a use of purging lances could be found. Certainly the diameter of the gas bubbles has a great influence for using purging lances. As already mentioned, the dimension of the gas bubbles depends on the outlet which is larger at the purging lance in comparison to the purge plug. Therefore it could be deduced that the efficiency, i.e. homogeneous circulation of the alloying elements and transportation of the inclusions into the slag, cannot be guaranteed as it should.

Due to the introduction of secondary metallurgy and the connected increasing use of ladle furnaces, other alternatives to purging lances as described herein had to be found.

7. Hydraulic mechanical "withdrawal device" for purge plugs

To improve the working conditions a so called "withdrawal device" should be used for changing the purge plugs. The withdrawal device shown in fig. 14 makes a quick and economical change of the porous plugs possible under the conditions where it is necessary today.

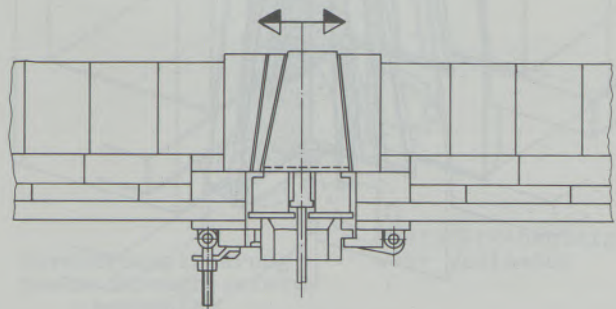


Abb./Fig. 15

schlußrohr mit der Ausziehvorrichtung über einen Bajonettverschluß verbunden ist. Über ein Dreibein kann so der Spülstein hydraulisch gewechselt werden.

8. Verschlußmechanismus für Gasspülsteinsysteme

Stand der Technik ist heute die Verwendung eines Türbajonettverschlusses, wie in Abb. 15 dargestellt.

Dieser Bajonetttürverschluß gewährleistet, daß der Spülstein mit entsprechendem Druck in den Lochstein bzw. in die Lochsteinhülse gepreßt wird und so, durch Verwendung eines geeigneten Mörtels die Fuge zwischen den einzelnen Keramikteilen abgedichtet wird.

Da Gasspülsteine der direkten Beanspruchung, die aus der metallurgischen Arbeit resultiert voll ausgesetzt sind, ist die Frage der Sicherheit von ausschlaggebender Bedeutung.

9. Durchbruchssicherung für Gasspülsteine

Einer der möglichen Sicherheitsantworten heißt „Verwendung einer Durchbruchssicherung“, wie sie in Abb. 16 dargestellt ist. Hierbei handelt es sich um ein wechselbares System, bei dem der Spülstein mit einer Durchbruchssicherung versehen und fest verbunden ist. Eine tiefe Infiltration von Stahl im Bereich des Spülsteines bzw. Durchbruch kann mehrere Ursachen haben. Eine Möglichkeit ist das Eindringen von Stahl in Fugen, zwischen Blechmantel und Spüler oder auch zwischen Spüler und Lochstein bzw. Lochsteinhülse bei unvorschriftsmäßigem Einbau. Ein Durchbruch

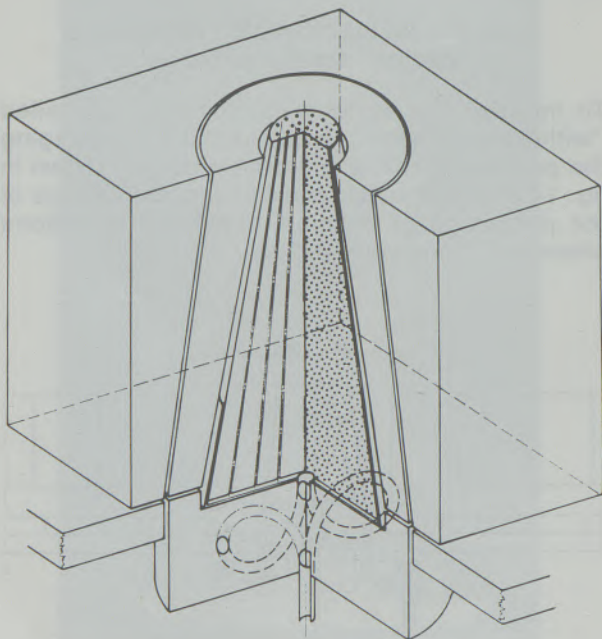


Abb./Fig. 16



Abb./Fig. 17

For this reason the purge plugs are specially prepared in the section of the connection pipe, i.e. the connection pipe is connected with the withdrawal device through a bayonet lock. With help of a tripod a purge plug can be changed hydraulically.

8. Closing mechanism of a purge plug system

The actual state of the art is the use of a bayonet lock, as shown in fig. 15.

This bayonet lock guarantees that the plug can be pressed with the appropriate pressure into the well block resp. the well block insert, so that the joint between the single ceramic parts will be closed due to the use of the right mortar.

As the purge plugs have to resist the direct stress, which results from the metallurgical work, the question of security is of great importance.

9. "Break-through" safety mechanism

One of the possible safety concepts is the use of a break-through safety device as it is shown in fig. 16. It is a changeable system, in which the purge plug is equipped with a break-through safety system. A deep infiltration of the steel into the purging aggregate, resp. a break-through may have several reasons. One possibility is the infiltration of steel into the small joints between the steel case and the purge plug, or between purge plug and well block, resp. insert if the installation was carried out contrary to regulations. A break-through at the delivery pipe may happen in case of too optimistic estimation of the remaining thickness of the purge plug. The common practice of throwing slag forming additions and other additives, such as ferro silicon directly onto the ladle bottom, while the tapping is carried out, or at the beginning of the tapping, increases the danger of a break-through. This practice together with a high casting temperature can cause a decrease of the viscosity of the steel bath, especially in case of steel qualities which are killed by silicon or which contain silicon, for example transformer material.

im Bereich des Zuleitungsrohres kann bei zu optimistischer Einschätzung der Reststärke des Spülers geschehen. Gefördert werden diese Möglichkeiten durch die oft geübte Praxis, Schlackenbildner und Zusätze wie z. B. Ferro-Silizium beim Abstich entweder direkt auf den Pfannenboden zu werfen oder diese am Anfang des Abstiches zuzugeben. Dies kann zusammen mit hohen Gießtemperaturen zu einer starken Erniedrigung der Viskosität der Stahlschmelze führen, insbesondere bei siliziumberuhigten oder siliziumhaltigen Stählen wie z. B. Trafogüter.

Das Sicherheitsbedürfnis des Stahlwerkers auf diesem Gebiet zu unterstützen, wurde für alle Spülsteinformate die in Abb. 16 gezeigte Durchbruchssicherung entwickelt und getestet.

Diese umfaßt nicht nur einen Schutz gegen direkte Durchbrüche im Bereich des Zuleitungsrohres, sondern kann auch bei Fugenläufern über eine Labyrinthdichtung mit Mörtel diese Möglichkeit eines Stahldurchfließens verhindern. Das Rohrsystem der Gaszuleitung ist als Doppelsyphon ausgebildet und in eine hochtonerdehaltige wärmeleitende Masse eingegossen. Durch die Teilung des Gaszuleitungsrohres wird die in das Rohr eindringende Stahlmenge und damit deren Wärmeeinhalt geteilt und die Oberfläche zur schnelleren Erstarrung des eingedrungenen Stahles vergrößert. Zusätzlich wird das Rohr noch gegen die Richtung des ferrostatischen Druckes geführt. Diese Durchbruchssicherung wurde mit einem Thermitest geprüft, wobei ca. 25 kg Thermitpulver in zwei übereinandergesetzte spiegelbildliche Spüllochsteine eingefüllt wurde, und zwar direkt im Kontakt mit Durchbruchssicherung ohne Verwendung eines Spülsteines, um die Erstarrungsgeschwindigkeit des Fließweges zu testen.

Bei diesen Versuchen konnte ein Eindringen der Schmelze nur bis zum ersten Abschnitt des Gasrohres festgestellt werden (Abb. 17). Diese Durchbruchssicherung kann für alle Spülsteinformate verwendet werden.

10. Reststärkeanzeigen für Gasspülsteine

Eine weitere Sicherheitsantwort heißt „Verwendung einer Reststärkeanzeige“, wie in Abb. 18 dargestellt, da das exakte Erkennen der Reststärke des Spülelementes in einigen Fällen sehr schwierig ist. Aus der einschlägigen Literatur sind verschiedene Systeme bekannt, die einerseits auf dem Einbau von Keramiktypen mit unterschiedlichen Emissionsvermögen beruhen, oder über Kurzschluß durch eingedrungenen Stahl oder die Schlacke durch Reststärke über ein Signal angeben. Die erste Methode hat zwar den Vorteil, daß die Erkennung ohne zusätzlichen Aufwand im Stahlwerk möglich ist, bedingt jedoch eine genaue Beobachtung sowie die ständige Entfernung von Stahl und Restschlacke aus dem Bereich der Spülsteinoberfläche. Bei der zweiten Möglichkeit

To fulfill the safety requirements of the steel worker on this field, we have developed and tested special break-through safety mechanisms for all kinds of purge plugs as shown in fig. 16.

It comprises not only the prevention of a direct break-through at the purge plug, but it can also avoid the steel infiltration through the joints with the help of a labyrinth sealing with mortar. The metal tube system through which the gas is purged builds a double syphon and is lined with a high alumina mix. Through the splitting of the gas tube, the quantity of the infiltrated steel is also divided, the heat capacity is reduced and the surface, which supports the quicker freeze of the steel is increased. In addition, the tube is installed contrary to the ferrostatical pressure. We tested this equipment with a thermitest, in which we filled about 25 kg thermit powder in 2 superposed, homologous well blocks in direct contact with the break-through safety system to test the freeze velocity of the infiltrating liquid steel.

Through this test, we found out, that the steel was only able to penetrate up to the first part of the raising spire (fig. 17). This break-through safety system can be used for every kind of purge plugs.

10. Wear indicator for purge plugs

A further safety concept is the use of a wear indicator as illustrated in fig. 18, as the exact

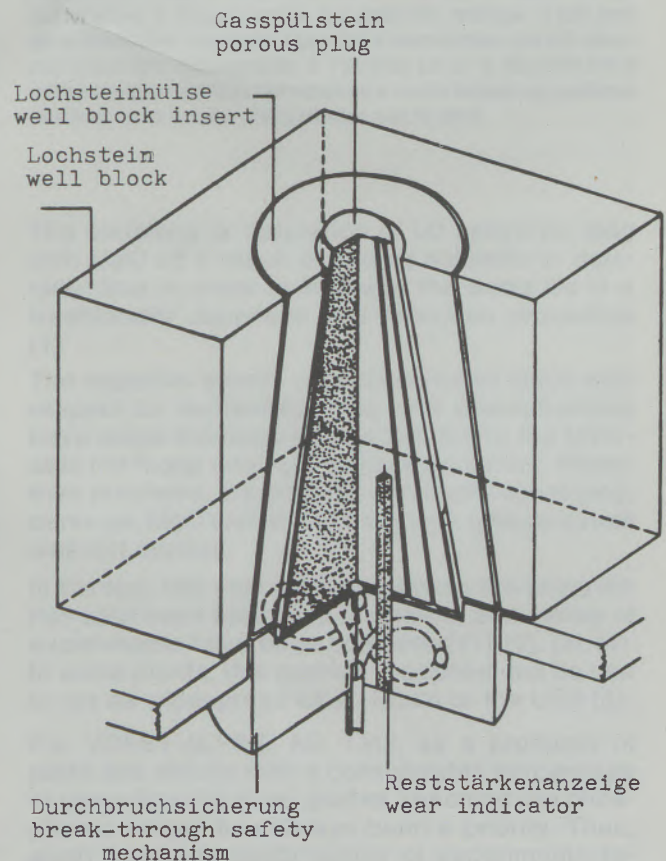


Abb./Fig. 18

besteht die Gefahr, daß es durch die Schlacke nicht zu einem gewünschten Kurzschluß kommt. Im Rahmen von Entwicklungsarbeiten auf diesem Gebiet wird ein Anzeigesystem erprobt, daß auf der Basis einer Sonde, d. h. in einer geschlossenen, daher äußeren Einflüssen kaum beeinflussbaren System arbeitet. Bei Erreichen einer bestimmten Temperatur die durch Reststeinstärke bestimmt wird, erfolgt ein Kontaktschluß, der ein akustisches oder optisches Signal auslöst. Diese Vorrichtung hat nicht nur den Vorteil, daß sie auf alle Spülertypen anwendbar ist, sondern kann auch bei geeigneter Auswahl von elektrischen Leitern mit niedriger Temperaturanzeige außerhalb des Spülelementes auch im Bereich der Durchbruchssicherung angebracht werden. Auch diese Versuche wurden wie die Durchbruchssicherung mit Thermitpulver getestet.

estimation of the remaining thickness is extremely difficult in some cases. The patent literature on this subject describes several systems, one is the installation of ceramic parts with different emission capacity, another is a special signal which is caused by a short-circuit through the infiltration of the steel. The first method has got the advantage, that it can be applied without additional expenditures in the steel work, but a constant observation is necessary and the steel and slag must constantly be removed from the area around the purge plug. The second possibility bears the risk that the slag could avoid the short-circuit.

During our studies on this field, we tested an indicator system, which works like a sensor, a closed system which is rather independent from exterior influences. When a certain temperature is reached, which depends on the remaining thickness, a contact is released which provokes an accoustical or optical signal. This device has not only the advantage, that it can be applied for all types of purge plugs, but it can also be used outside the purging element in the area of the break-through safety system if suitable electric conductors with an indicator for low temperatures are chosen. We have also carried out tests with thermite powder as in the case of the break-through safety system.



Zu
we
ist
ve
Ve
So
ler

In
ou
sti
re

R

En
l'a
po
co
la
ca

D
sc
D
so
no

D
ch
E
g
de
ab
be
te
A

In
m
li
fü
ar
tu
F
F
ar

Erfahrungen mit MgO-angereicherter Schlacke in mit Mag-Dol-C-Steinen zugestellten LD-Konvertern

Franz Hubner, VOEST-ALPINE AG, Linz

Zusammenfassend kann somit als Kurzresumee festgehalten werden: Aus den angeführten Ergebnissen im LD-Stahlwerk 3 ist abzuleiten, daß, auf der Basis der Zusammensetzung der verwendeten FF-Materialien, wie in Tab. 1 angegeben, und in Verbindung mit dem Bodenspülen eine MgO-Anreicherung der Schlacke bei Verwendung von Steinen mit niedrigem Restkohlenstoffgehalt zu längeren Standzeiten der Zustellung führt.

Hingegen wird die Standzeit für Ausmauerungen aus Steinen mit hohem Restkohlenstoffgehalt aber nicht verbessert. Etwa die gleichen Resultate ergaben sich bei den Zustellungen des LD-Stahlwerkes 2, bei denen nur Steine mit hohem Restkohlenstoffgehalt eingesetzt waren und kein Bodenspülen angewendet wurde.

Experiences with MgO-Enriched Slags in LD-Vessels Lined with MAG-DOL-C Bricks

In summary, our investigations showed, that, on the basis of our brick composition, and in combination with the bottom-stirring process in LD-Shop No. 3 MgO enrichment of the slag resulted in higher lining life for low-residual carbon bricks, but

did not improve the lining life for high-residual carbon bricks. About the same conclusion was arrived at for high-residual-carbon bricks in LD-Shop Nr. 2, where no bottom stirring was used.

Resultats d'exploitation avec des scories enrichies en MgO dans des creusets LD revetus de refractaires de magnesie-dolomie-carbone

En résumé, on peut retenir que: d'après les résultats cités pour l'aciérie LD 3, on peut conclure qu'en se basant sur la composition des réfractaires utilisés comme indiqué sur table 1 et compte tenu de l'insufflation par le fond, un enrichissement de la scorie en MgO par l'emploi de réfractaires à faible teneur en carbone résiduel conduit à des durées de vie plus longues du

revêtement. Par contre, la durée de vie de revêtements en réfractaires à haute teneur en carbone résiduel n'est pas améliorée. Des résultats à peu près semblables ont été obtenus avec des revêtements à l'aciérie LD 2, à laquelle on a utilisé uniquement des réfractaires à haute teneur en carbone résiduel sans emploi d'insufflation par le fond.

Die Anreicherung bzw. Sättigung der Konverter-schlacke mit MgO durch Zusatz von Dolomit oder Dolomitkalk zur Haltbarkeitserhöhung der Verschleißzustellung ist eine alte japanische und nordamerikanische Praxis (1).

Die negative Auswirkung solcher MgO-angereicherter Schlacken auf die Entphosphorung und Entschwefelung kam durch diesbezüglich günstigere Roheisenzusammensetzung in diesen Ländern meist nicht zum Tragen. Gab oder gibt es aber dennoch fallweise Schwierigkeiten, vor allem bei der Entphosphorung, so arbeitete bzw. arbeitet man eben in solchen Fällen ohne MgO-Anreicherung.

In Europa hat man diese Methode zur Verschleißminderung der Konverterzustellung verschiedentlich ebenfalls aufgegriffen und Versuche durchgeführt (1), (2), (3), (4). In einigen Werken wird sie auch angewendet, aber eine so starke Verbreitung wie in Japan oder den USA fand sie nie (5).

Für die VOEST-ALPINE AG Linz als Erzeuger von Flachprodukten mit einem beträchtlichen Anteil an Tiefziehqualitäten war die Erreichung tiefer

The enriching or saturation of LD converter slag with MgO as a result of adding dolomite or dolomitic lime in order to increase the lining life is a traditionally Japanese and American procedure (1).

The negative effects of MgO enriched slags with respect to dephosphorizing and desulphurizing have made themselves less felt due to the favorable hot metal analysis in these countries. Whenever problems, in particular with dephosphorizing, came up, MgO enrichment for these special cases was not applied.

In Europe, this method for improving the lining life has also been tried here and there, and series of experiments have been conducted (1), (2), (3), (4). In some plants, this method is applied, but its use is not as widespread as in Japan or the USA (5).

For VOEST-ALPINE AG, Linz, as a producer of plate and sheets with a considerable percentage of deep-drawing steel grades, reaching low phosphorus values has always been a priority. Thus, apart from one major series of experiments towards the end of the sixties — that turned out to be

Phosphorwerte immer vorrangig. Daher hat man sich, abgesehen von einem Großversuch Ende der sechziger Jahre mit negativem metallurgischem Erfolg (6) bis 1984 mit der MgO-Anreicherung nicht mehr befaßt.

Als man jedoch sah, daß mit Hilfe der Bodenspültechnik die Entphosphorierung bzw. Erreichung eines niedrigen End-Phosphorgehaltes erleichtert wird (7), (8), (9), wurde beschlossen, die Auswirkungen einer MgO-angereicherten Schlacke in Zusammenhang mit der Bodenspültechnik zu untersuchen.

Von März bis Juni 1984 wurden im Werk Linz der VOEST-ALPINE AG gezielte Versuche mit MgO-Anreicherung durchgeführt. Die Ergebnisse, über die in der vorliegenden Arbeit berichtet wird, basieren auf der Auswertung von allen Konverterreisen der LD-Stahlwerke 2 und 3 des Jahres 1984.

Da in den Jahren 1982 und 1983 die beiden 140-t-Konverter des LD-Stahlwerkes 3 mit Bodenspüleinrichtungen ausgestattet worden sind, wurde bei diesen Konvertern im Jahre 1984 schon zu 100% mit Inertgasspülung gearbeitet. Die drei 60-t-Konverter im LD-Stahlwerk 2 dagegen arbeiteten immer noch nach dem klassischen LD-Prozess, also ohne Bodenspülung. Daraus ergibt sich, daß für die metallurgischen Versuche verschiedene Bedingungen gegeben waren. Ein weiterer Unterschied ergab sich auch aus der Art bzw. Qualität der verwendeten Zustellungen innerhalb der beiden Stahlwerke.

Das Werk Linz der VOEST-ALPINE AG besitzt eine eigene Steinfabrik und setzt deshalb noch weitestgehend im Hause erzeugte Konvertersteine ein.

Es sind dies grüne, teergebundene Steine aus einem kalk- und eisenreichen Sinter mit ca. 20% CaO und ca. 4,8% Fe₂O₃ sowie dem Recycling-Material (Konverterausbruchsmaterial).

1980 wurde begonnen durch Zusatz von Grafit den Restkohlenstoffgehalt anzuheben, wobei sich für ca. 12% Restkohlenstoffgehalt die Grenze der Erzeugungsmöglichkeit ergab.

Die Zustellung der 60-t-Konverter des LD-Stahlwerkes 2 erfolgte 1984 generell mit Steinen mit ca. 12% Rest-C.

Bei den 140-t-Konvertern war es aus betrieblichen Gründen nur teilweise möglich, Steine mit ca. 12% Rest-C einzusetzen. Bei etwa zwei Drittel der Zustellungen mußten Steine mit einem Rest-C-Gehalt von ca. 4,5% eingesetzt werden. Die Daten beider Steinqualitäten sind aus Tabelle 1 ersichtlich.

Bei der Auswertung des Einflusses des MgO-Gehaltes der Schlacke auf die Haltbarkeit der Konverterzustellungen ergab sich ein interessantes Ergebnis wie Abb. 1 und 2 zeigen.

Bei den Zustellungen mit niedrigen Rest-C-Steinen steigt die Haltbarkeit mit zunehmendem MgO-Gehalt in der Schlacke an. Bei Zustellungen

metallurgisch negativ (6) – we have not engaged in MgO enrichment until 1984.

However, when we found out that with bottom stirring dephosphorization or reaching low ultimate phosphorus values is facilitated respectively (7), (8), (9), we decided to investigate the effects of MgO-enriched slag in combination with bottom stirring technology.

Investigations were performed at the Linz Works of VOEST-ALPINE AG from March to June 1984. The results reported in this paper represent the evaluation of all converter campaigns within 1984 in our LD-Steel Shop No. 2 and 3.

In 1984, both 140 ton-converters in LD-Steel Shop No. 3 had been equipped with bottom-stirring facilities. The three 60 ton-converters of LD-Steel Shop No. 2 were still operating according to the traditional LD process, i.e. without bottom stirring. This means that intentionally different conditions for the metallurgical experimentation existed. A further difference was reflected in the quality of wear linings used. This, however, resulted from other reasons.

The Linz Works of VOEST-ALPINE AG operate their own factory for the manufacture of BOF bricks, and thus the LD shops chiefly uses bricks produced there.

These are green, tar-bonded bricks of a magnesite sinter rich in lime and iron, containing approx. 20% of CaO and approx. 4,8% of Fe₂O₃, combined with a certain amount of recycling material (recovered from used converter linings).

In 1980 we started to raise the residual carbon content by adding graphite, 12% being the limit possible with production process.

In 1984, the 60 ton-converters were generally lined with bricks containing 12% residual carbon.

For operational reasons, the 140 ton-converters could be lined only partially with bricks containing 12% residual carbon. For about two thirds of the campaigns bricks with a residual carbon of only

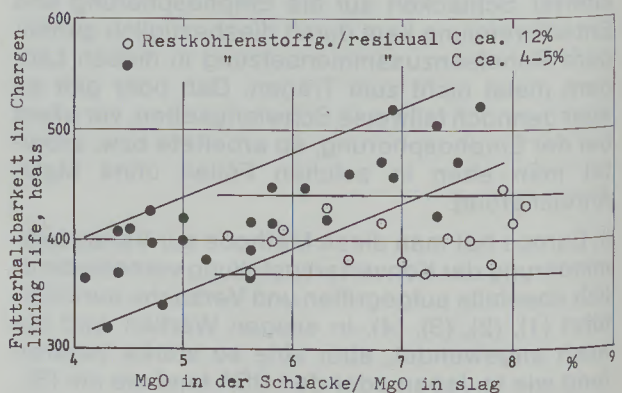


Abb./Fig. 1
Futterhaltbarkeit der 140-t-Konverter
Lining life of 140 t converters

mit hohen Rest-C-Steinen zeigt die Höhe des MgO-Gehaltes der Schlacken jedoch keinen Einfluß auf die Haltbarkeit. Es zeigte sich weiters, daß das Bodenspülen diesbezüglich keinen Einfluß hat.

Die unterschiedlichen Haltbarkeitshöhen in den beiden Stahlwerken sind auf die unterschiedlichen Betriebsbedingungen und auf das unterschiedliche Qualitätsprogramm zurückzuführen.

Folgerungen

Wie aus der Literatur bekannt (2), (4), (10), verringert die Anreicherung von LD-Schlacken mit MgO die Verschleißgeschwindigkeit der Ausmauerung. Dies wird aber nur bei extrem rascher Auflösung des MgO und des CaO in der Schlacke am Anfang des Blaseprozesses erreicht, also zu einer Zeit, bei der die Schlacke noch nicht zur Gänze mit MgO und CaO gesättigt ist. Zu dieser frühzeitigen Auflösung des MgO kam es offenbar bei den vorliegenden Versuchen und sie war auch wirksam, wie man aus der Erhöhung der Haltbarkeit der Zustellungen von 350 Schmelzen bei 4% MgO auf bis zu 500 Schmelzen mit 7,7% MgO in der Endschlacke ersehen kann (Abb. 1).

Verglichen mit den negativen Erfahrungen bei der MgO-Anreicherung vor ca. 20 Jahren können diese neuen, günstigen Ergebnisse der positiven Wirkung des Bodenspülens auf das Lösungsverhalten des dolomitischen Branntkalkes zugeschrieben werden. In beiden Versuchsserien wurde nahezu die gleiche Steinqualität bei den Zustellungen verwendet.

Diese Ergebnisse stimmen mit jenen anderer europäischer Stahlwerke überein, die gleichfalls MgO-Anreicherung und Steinqualitäten ähnlicher

Tabelle/Table 1
Steineigenschaften
Brick properties

	Type A	Type B
Restkohlenstoff Residual carbon %	4,5	12
Raumgewicht Bulk density g/cm ³	2,96	2,84
Kaltdruckfestigkeit Cold crushing strength N/mm ²	15,0	10,5
Chemische Analyse (Glühverlust = 0) Chemical analysis (loss on ignition = 0)	%	%
SiO ₂	0,6	0,7
Fe ₂ O ₃	4,5	4,8
MnO	0,6	0,7
Al ₂ O ₃	0,3	0,3
CaO	20,0	21,0
MgO	74,0	72,5

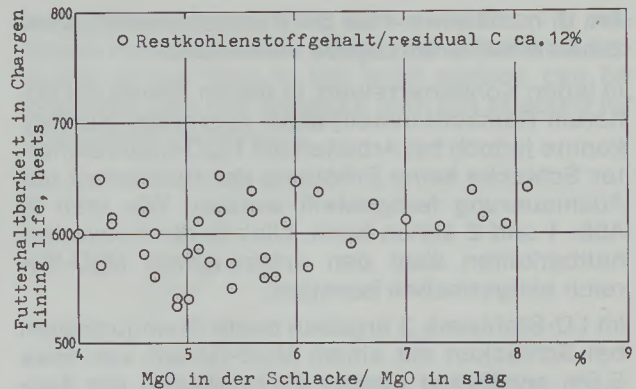


Abb. / Fig. 2
Futterhaltbarkeit der 60-t-Konverter
Lining life of 60 t converters

4,5% were used. The refractory data can be seen from table 1.

When evaluating the influence of the MgO-content in the slag on the lining lives, we arrived at the significant results shown in Figs. 1 and 2.

When lining converters with bricks of low residual carbon content, lining life increases proportionally with the increase of MgO in the slag. However, when using bricks with high residual carbon in the lining, the MgO content of the slag does not increase lining life. This was the case, regardless of whether converters had been operated with or without bottom stirring.

Differences in the lining lives between the two LD-shops compared result from differing operating conditions, as well as from differences in the quality program.

Conclusions

As known from literature (2), (4), (10), MgO enrichment of LD slags improves the lining life. But this can only be achieved by an extremely rapid dissolution of the MgO, as well as the CaO, in the slag in the early stage of the blowing process, when the slag is not fully saturated with MgO and CaO. This early dissolution of the MgO obviously occurred and was effective in the trials reported, as demonstrated by the increase in lining life from an average of 350 heats with 4% MgO, up to 500 heats with 7,7% MgO in the final slag as shown in fig. 1.

Compared to our negative experience with MgO enrichment 20 years ago, the new favorable results can be attributed to the positive effect of bottom stirring on the dissolution rate of the dolomitic lime. In both runs, nearly the same type and grade of bricks was used.

These results correspond to the experience of other steel mills in Europe applying MgO enrich-

Art, d. h. mit etwa 4 bis 5% Restkohlenstoff, ohne zusätzlicher Grafitzugabe verwenden.

In jenen Konverterreisen, in denen Steine mit höherem Restkohlenstoffgehalt verwendet wurden, konnte jedoch bei Arbeiten mit MgO-angereicherter Schlacke keine Erhöhung der Haltbarkeit der Ausmauerung festgestellt werden. Wie man in Abb. 1 und 2 sehen kann, blieben die Konverterhaltbarkeiten über den untersuchten MgO-Bereich einigermmaßen konstant.

Im LD-Stahlwerk 3 ergaben beide Steinqualitäten bei Schlacken mit einem MgO-Gehalt von etwa 5,5% annähernd gleiche Haltbarkeiten der Ausmauerung. Nur die Steine mit niedrigen Restkohlenstoffgehalten zeigten bei höheren MgO-Gehalten jedoch bessere Haltbarkeiten. Andererseits kann man im niedrigen MgO-Bereich höhere Haltbarkeiten für die Steine mit hohem Restkohlenstoffgehalt ableiten.

Dies paßt zu der Auffassung, Steine mit hohem Restkohlenstoffgehalt hätten durch einen ausreichenden Grafitanteil in der Anfangsphase des Blaseprozesses bessere Widerstandseigenschaften gegen saure Schlacken. Überdies setzt der Grafit bzw. Kohlenstoff die Fläche der oxydischen FF-Bestandteile der Steine herab, die dem auflösenden Angriff der Schlacke ausgesetzt sind. Je höher aber der MgO-Gehalt der Schlacke, desto geringer wird das Lösungsvermögen für die feuerfesten Oxide, und desto weniger wirksam wird der Grafit in seiner oben beschriebenen Eigenschaft. Daher ist anzunehmen, daß sich bei höheren MgO-Gehalten der Verschleiß mehr auf den Restkohlenstoff konzentrieren muß.

Der Grund für die höheren Haltbarkeiten der Steine mit niedrigem Restkohlenstoffgehalt im Vergleich zu solchen mit hohem Restkohlenstoffgehalt, bei Arbeiten mit MgO-angereicherter Schlacke, läßt sich mit dem verbesserten Haftverhalten der Schlacke auf der Oberfläche der Steine erklären, da die Viskosität der Schlacke mit zunehmendem MgO-Gehalt höher wird. Unseres Erachtens ist dies die Grundlage des bekannten „Coating Effect“, der sich bei Steinqualitäten mit niedrigem, bei solchen mit hohem Restkohlenstoffgehalt hingegen nicht oder nur in geringerem Ausmaß einstellt.

Weder unter gleichen Bedingungen, noch bei hoch-MgO-angereicherter Schlacke war ein wesentliches Haftverhalten der Schlacke an den Steinen mit hohem Restkohlenstoffgehalt zu erkennen. Daher sind auch die Steine mit hohem Restkohlenstoffgehalt zusätzlich zwei negativen Verschleißfaktoren ausgesetzt:

Erstens, kaum ein Anhaften von Schlacke und daher auch kein „Coating Effect“.

Zweitens, als Folge der fehlenden schützenden Schlackenschicht sind die Steine dem starken Angriff der Schlacke und verstärkt der oxidierenden Konverteratmosphäre ausgesetzt.

ment and similar brick brands, i.e. bricks with about 4 to 5% residual carbon, and without further addition of graphite.

In those campaigns where bricks with higher residual carbon content have been applied no increase in lining life could be found, when using MgO-enriched slag. As can be seen in Figs. 1 and 2, the lining lives remain fairly constant over the range of the MgO content investigated.

In LD-Shop No. 3 for both brick types approximately identical lining lives result with slags of about 5,5% MgO content, whereas at higher MgO levels only bricks of the low residual-carbon content gave better lining lives. On the other hand, in the low MgO area, higher lining lives can be deduced for the high residual-carbon type brick.

This fits into the concept of high residual carbon brick, having improved wear resistance against acid slags in the early blowing state due to an adequate portion of graphite. Furthermore, the graphite reduces the area of the oxidic refractory components in the brick being exposed to the dissolution action of the slag. But the higher the MgO content of the slag, the lower will be the dissolution rate for the refractory oxides and the less effective the graphite in the cited function. And, consequently, at higher MgO contents, the wear must be more concentrated on the residual carbon.

The reason for the higher lining life of low residual-carbon brick, compared with that of the high residual-carbon brick, used in LD converters with MgO enriched slag can be explained by the improvement of the adherence behavior of the slag to the brick surface, as the slag becomes more viscous with increasing MgO content. Due to our opinion, this is the basis of the well-known coating effect, that occurs for low, but not or too small extent for high residual-carbon brick qualities.

As could be seen neither identical conditions nor highly MgO enriched slag could demonstrate any significant adherence behavior of the slag to high residual-carbon bricks. Consequently, high residual-carbon bricks had, additionally, to withstand two negative wear effects:

Primarily, hardly any slag adherence and, therefore, no coating effect.

Secondly, as a consequence of the lacking protective slag layer, bricks are subjected to severe attack by slag and the oxidizing converter atmosphere.

The poor adherence behavior of LD slag to high residual carbon bricks can be explained by the fact of the non-wettability of graphite and residual carbon respectively. Further the residual carbon must be considered in terms of percent by volume and not in terms of percent by weight: 12% by weight equal roughly 24% by volume. This means a substantial reduction of the oxidic surface area of the brick capable for interaction with the slag.

Das schlechte Haftverhalten der LD-Schlacke bei Konvertersteinen mit hohem Restkohlenstoff läßt sich durch die Tatsache der Nichtbenetzbarkeit von Grafit bzw. Restkohlenstoff erklären. Wenn man den Restkohlenstoff noch dazu in Volumsprozenten und nicht Gewichtsprozenten betrachtet – in unserem Falle entsprechen die 12 Gewichts-% annähernd 24 Vol.-% –, dann bedeutet dies eine sehr wesentliche Herabsetzung der für die Reaktion mit der Schlacke zur Verfügung stehenden oxidischen Steinfläche.

Man darf annehmen, daß sich durch oxidationshemmende Zusätze bei den C-angereicherten Steinen das Haftverhalten der Schlacke an der Oberfläche der Ausmauerung verbessern läßt, doch wurde diese Maßnahme aus wirtschaftlichen Gründen nicht erprobt.

It can be assumed, that, with an addition of oxidation retarders in the bricks, the adherence behavior of the slag to the brick surface can be improved. But this measure was not adopted for reasons of economy.

Literaturverzeichnis/References

1. Obst, K. H., J. Stradtmann and M. Rähler: *Stahl und Eisen* 98 (1978), pp. 834/841.
2. Fiege, L., E. H. Schröder and W. Resch: *Stahl und Eisen* 103 (1983), pp. 265/270.
3. Nolle, D.: Über das Auflösungsverhalten von MgO in der Schlacke beim LD-Verfahren, Clausthal 1979 (Doctoral Dissertation – Technische Universität Clausthal).
4. Schürmann, E., G. Jahn, D. Nolle and U. Eulenburg: *Stahl und Eisen* 105 (1985), No. 12, pp. 153/160.
5. Performance Data of European BOS Plants, 1984.
6. Eibl, J., and F. Hubner: *Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* 115 (1970), No. 9, pp. 331/339.
7. Krieger, W., G. Pofel, L. Pochmarski and O. Köller: *Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* 128 (1983), No. 9, pp. 332/338.
8. Krieger, W., G. Pofel and R. Apfelterer: *Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* 129 (1984), No. 6, pp. 188/195.
9. Krieger, W., F. Hubner, A. Patuzzi and R. Apfelterer: *Stahl und Eisen* 105 (1985), No. 12, pp. 673/678.
10. Gmelin-Durrer, *Metallurgy of Iron*, 7a, p. 92a.

Extraktion, ein Verfahren der Hydrometallurgie und des Umweltschutzes

Walter Kanzler, Johannes Schedler und Heimo Thalhammer, Graz*)

Die selektive Trennung und Anreicherung von Metallionen, Metallsalzen, Mineralsäuren u. a. aus verdünnten wäßrigen Lösungen durch Flüssig-flüssig-Extraktionen mit organischen Lösungsmitteln bietet sich in vielen Fällen als wirtschaftlichste Problemlösung an. Eine Fülle von Anwendungsmöglichkeiten ergibt sich für dieses Trennverfahren.

Als Anwendung kommen in Frage:

- Gewinnung, Rückgewinnung und Trennung von Metallionen aus Lösungen.

- Trennung verschiedener Metallionen in wäßriger Lösung durch selektive Lösungsmittel.
- Regenerierung von Beizbädern, Ätzlösungen und Elektrolytlösungen in der Metallscheidung.
- Reinigung von Abwässern, die giftige Salze von Zn, Cr, Pb, Cd, As u. a., gelöst in verschiedenen Säuren und Laugen, enthalten.

Extraction, a Process of Hydrometallurgy and Environmental Control

Selective separation and concentration of metal ions, metal salts, mineral acids and the like, out of dilute, aqueous solutions by liquid-liquid extraction with organic solvents in many cases represents the most economic problem solution. A variety of possibilities for application results for this separation process.

The following fields of application are possible:

- Production, recycling and separation of metal ions from solutions.

- Separation of various metal ions in aqueous solutions by selective solvents.
- Regeneration of pickling solutions, etching solutions and electrolyte solutions of metal separation.
- Purification of waste waters containing poisonous salts of Zn, Cr, Pb, Cd, As and others, dissolved in various acids and bases.

L'extraction, un procédé de l'hydrometallurgie et de la protection de l'environnement

La séparation sélective et l'enrichissement des ions métalliques, des sels métalliques, des acides minéraux, etc., à partir de solutions aqueuses diluées, au moyen de l'extraction liquide-liquide avec des solvants organiques, constitue dans de nombreux cas la solution la plus économique à un problème. Il existe pour ce procédé de séparation un grand nombre de possibilités d'application.

Les utilisations suivantes peuvent être envisagées:

- Obtention, récupération et séparation d'ions métalliques à partir de solutions;

- séparation de différents ions métalliques en solution aqueuse au moyen de solvants sélectifs;
- régénération de bains de décapage, de solutions corrosives et de solutions électrolytiques dans la séparation des métaux;
- purification des eaux usées, contenant des sels toxiques de Zn, Cr, Pb, Cd, As etc. en solution dans divers acides et bases.

1. Einleitung

Das Flüssig-flüssig-Extraktionsverfahren nützt die ungleiche Verteilung eines oder mehrerer Stoffe zwischen zwei nicht mischbaren Flüssigkeiten. Die erwähnte Anreicherung dieser Komponenten beruht auf vielen Faktoren. Wählt man geeignete Bedingungen, kann eine Komponente in der einen Phase wesentlich angereichert werden, während andere, nicht erwünschte Stoffe in der anderen Phase verbleiben.

1. Introduction

The liquid-liquid extraction process makes use of the uneven distribution of one or more substances between two immiscible liquids. The concentration of these components is caused by a number of factors. If proper conditions are chosen, it is possible to considerably concentrate one component within one of the phases, while other non-wanted substance remain within the other phase.

The solvents in use generally present very special properties. The solvents are not used in pure form, but dissolved in a means for dilution that is immiscible with water. Preferred means for dilution are hydrocarbons with boiling points from 170 to 260 °C.

*) Dipl.-Ing. Walter Kanzler
Dipl.-Ing. Johannes Schedler
Dipl.-Ing. Heimo Thalhammer
Chemisch-Thermische Prozeßtechnik GmbH, Graz

Die eingesetzten Lösungsmittel haben meist ganz spezielle Eigenschaften. Die Lösungsmittel werden nicht in reiner Form, sondern gelöst in einem mit Wasser nicht mischbaren Verdünnungsmittel angewandt. Bevorzugte Verdünnungsmittel sind Kohlenwasserstoffe mit Siedebereich 170–260 °C.

Die Eigenschaften des Systems, wie Selektivität und Anreicherungsfaktor, werden beeinflusst durch:

- Konzentration des Extraktionsmittels.
- Synergistische Effekte mit anderen Extraktionsmitteln.
- Verhältnis der Phasen Extraktionsmittel/wäßrige Lösung.
- Konzentrationsverhältnisse.
- pH-Wert der Lösung.
- Art der eingesetzten Säure/Base in der wäßrigen Lösung.

Die wäßrige Lösung wird im Extraktor mit dem Extraktionsmittel in Kontakt gebracht. Der Extraktor ist entweder als einstufiger Rührkessel oder, je nach Anwendung, als mehrstufige Gegenstrom-Extraktionskolonne gebaut. Im Extraktionsmittel wird das oder werden die zu trennenden Metallionen, Metallsalze, Säuren u. a. gelöst und vielfach angereichert (Abb. 1).

Die Rückgewinnungsmöglichkeiten der extrahierten Komponenten aus dem Extraktionsmittel sind sehr verschiedener Art:

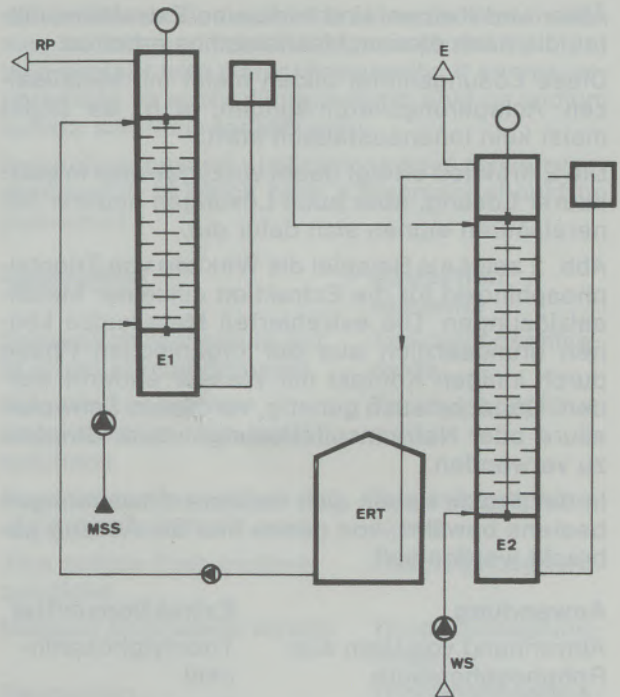
- In einer oder mehreren Reextraktionskolonnen wird aus dem beladenen Extraktionsmittel mit einer oder mehreren Waschlösungen die extrahierte Komponente aufgenommen und der weiteren Verwendung zugeführt.
- Sie können aus einer Elektrolyse bestehen.
- Es können Fällungsreaktionen durchgeführt werden, so daß z. B. die extrahierten Metalle als Hydroxide abfiltriert werden können.
- Die Metalle können auch in Form von Salzlösungen gewonnen werden. In diesen Fällen muß dem Prozeß laufend Säure oder Lauge zugeführt werden, wobei entsprechend Abfälle entstehen.
- In manchen Fällen sind auch Destillationsverfahren sinnvoll.

2. Auswahl der Lösungsmittel

Nach der Wirkungsweise des Extraktionsmechanismus teilt man die Extraktionsmittel in folgende Hauptgruppen ein:

- Komplexbildner
- Chelatbildner
- Anionenaustauscher
- Kationenaustauscher

Komplexbildner sind meist Derivate der Phosphorsäure wie Phosphorsäureester, Phosphin-oxide oder Phosphinsulfide. Auch andere Ester,



E1	Extraktor 1	E1	extractor 1
E2	Extraktor 2	E2	extractor 2
ERT	Extraktionsmitteltank	ERT	extraction solvent tank
RP	Raffinat	RP	refined product
E	Extrakt	E	extract
MSS	Metallsalzlösung	MSS	metal salt solution
WS	Waschflüssigkeit	WS	washing liquid

Abb./Fig. 1

The properties of the system – such as selectivity and concentrating factor are influenced by:

- Concentration of the extraction reagent.
- Synergistic effects with other extraction reagents.
- Ratio of the phases extraction agent / aqueous solution.
- Concentration conditions.
- pH-value of the solution.
- Kind of the acid/base used in the aqueous solution.

The aqueous solution is contacted with the extraction solvent in the extractor. The extractor is represented either by a one-stage stirring vessel, or – depending on the case – by a multiple stage counter-stream extraction column. In the extraction solvent the metal ion or -ions, metal salts, acids and others to be separated, are dissolved and frequently concentrated (fig. 1).

The possibilities for recovering the extracted components from the solvent of extraction may vary widely:

- By means of one or more reextracting columns the extracted component is recovered from the charged extraction reagent by one or more washing solutions for further processing.
- They may consist out of an electrolysis.

Äther und Ketone sind wirksame Extraktionsmittel, die nach diesem Mechanismus arbeiten.

Diese Lösungsmittel bilden meist mit Metallsalzen Anlagerungsverbindungen, d. h. es findet meist kein Ionenaustausch statt.

Die Extraktion erfolgt dabei vorzugsweise in salzsaurer Lösung, aber auch Lösungen anderer Mineralsäuren eignen sich dafür gut.

Abb. 2 zeigt als Beispiel die Wirkung von Trioctylphosphinoxid für die Extraktion einzelner Metallsalzlösungen. Die extrahierten Metallsalze können grundsätzlich aus der organischen Phase durch innigen Kontakt mit Wasser entfernt werden. Oft ist es auch günstig, verdünnte Schwefelsäure oder Natriumsulfatlösungen zum Strippen zu verwenden.

In der Praxis haben sich mehrere Anwendungen bestens bewährt, von denen hier ein Auszug gebracht werden soll:

Anwendung	Extraktionsmittel
Abtrennung von Uran aus Rohphosphorsäure	Trioctylphosphinoxid
Selektive Trennung Zink/Kadmium aus Na-Cl-Lösungen	Trioctylphosphinoxid
Abtrennung von Vanadium aus Rohphosphorsäure	Trioctylphosphinoxid
Zinksulfat aus Beizlösungen	Tributylphosphat
Quecksilber aus Abwässern	Trioctylphosphin-sulfid

- Precipitation reactions may be performed so that - for example - the extracted metals may be filtered as hydroxides.
- The metals may also be won as salt solutions. In those cases the process must be continuously supplied with acid or base, whereby corresponding waste products may develop.
- In some cases distillation processes may be meaningful.

2. Selection of solvents

According to the effect of the extraction mechanism, the extraction agents are listed in the following main groups:

- Complex formers.
- Chelate formers.
- Anion exchangers.
- Cation exchangers.

Complex formers mostly are derivatives of phosphoric acid, such as phosphoric acid ester, phosphine oxide, or phosphine sulfides. Also other esters, ethers and ketones are efficient extraction agents working according to this mechanism.

These solvents mostly form addition-compounds with metal salts, i.e., no ion-exchange takes place.

Extraction is preferably performed in hydrochloric acid solution, however, also solutions of other mineral acids are well apt.

Fig. 2 shows as an example the effect of trioctylphosphineoxide for the extraction of single metal

Li	Be										B	C	N	O	F	
Na	Mg										Al	Si	P	S	Cl	
K	Ca	Sc	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Zn	Ga	Ge	As	Se	Br
			IV	V	VI	VII	III			II	II	III	IV	III		
			ac	a	ac	abc	a			a	a	a	a	a		
Rb	Sr	Y	Zr	Nb	Mo	Tc	Ru	Rh	Pd	Ag	Cd	In	Sn	Sb	Te	I
			IV	V	VI	VII					II	III	IV	III V		
			ab	a	abc	acde					a	a	a	aa		
Cs	Ba	La	Hf	Ta	W	Re	Os	Ir	Pt	Au	Hg	Tl	Pb	Bi	Po	At
			IV	V					IV	III	II			III		
			ab	a					a	a	a			b		
Fr	Ra	Act														
			Ce	Pr	Nd	Pm	Sm	Eu	Gd	Tb	Dy	Ho	Er	Tm	Yb	Lu
			IV													
			bc													
			Th	Pa	U	Np	Pu	Am	Cm	Bk	Cf	Es	Fm	Md	No	103
			IV		VI	IV	IV VI									
			ab		ab	bc	ab ab									

Die eingerahmten Elemente werden aus den unten genannten Säuren extrahiert:
 The elements set in boxes are extracted by the acids below:
 a = HCl b = HNO₃ c = H₂SO₄ d = HBr e = H₃PO₄

Abb./Fig. 2

Extraktionswirkung von Trioctylphosphinoxid auf die Elemente
 Extraction effect of trioctylphosphineoxide on the elements

(Metal) in g/l

Tr
be
Ed
Sil
Ab
Ku
am
Lö
Sä
Be
Ch
Da
nis
Se
De
fol
(2)

Da
der
Ab
ein
kur
ner
Fol
tion

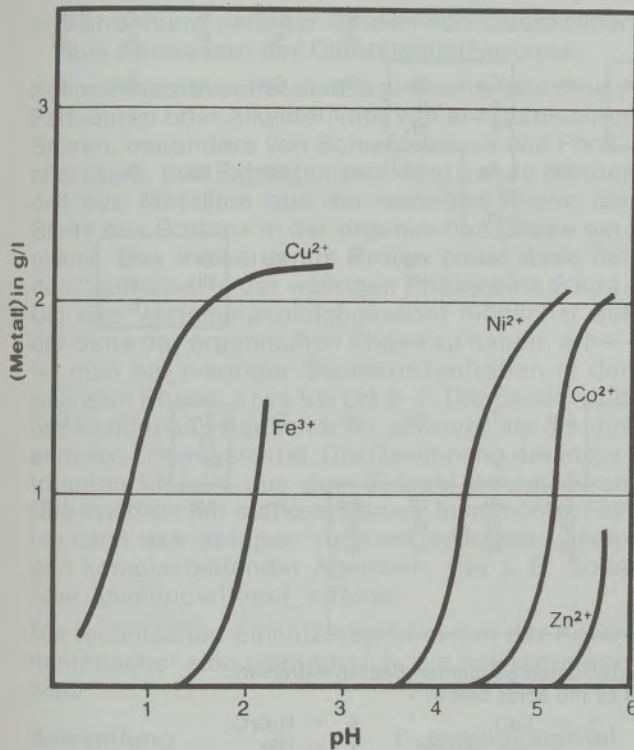


Abb./Fig. 3
 Selektive Extraktion von Cu⁺⁺ mit einem Oxim
 Selective extraction of CU⁺⁺ with an oxime

salt solutions. Basically, the extracted metal salts may be removed from the organic phase by intensive contact with water. Frequently, it seems opportunate to apply dilute sulfuric acid or sodium sulfate solutions for stripping.

In practice, several applications have proven very successful, of which here a summary should be presented:

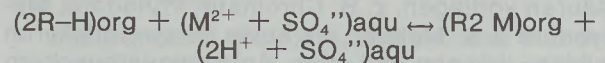
Application

Extraction reagents

Separation of uranium out of crude phosphoric acid	Trioctylphosphine-oxide
Selective separation zink/cadmium from NaCl solutions	Trioctylphosphine-oxide
Separation of vanadium out of crude phosphoric acid	Trioctylphosphine-oxide
Zink sulfate from pickling solutions	Tributylphosphate
Mercury from waste waters	Trioctylphosphine-oxide
Separation palladium/platinum during noble metals recovery	Trioctylphosphine-oxide
Silver chloride from waste water	Trioctylphosphine-oxide
Copper from ammoniaholding solutions	Diketone
Acids from waste water, pickling solutions etc.	Trioctylphosphine-oxide

Chelate formers mostly are oximes or chinolines. The metal is bonded by the extraction agent as well in an ionic form, as also complex, thus yielding high selectivity.

The mechanism of extraction/stripping runs as follows:



Equilibrium in this equation is reached by the acid concentration of the aqueous phase.

Fig. 3 shows the pH-selective extraction effect of an oxime. This selective extraction effect for copper out of acid solutions is used in a process for producing copper.

The following applications of oximes as extraction reagents have proven effective until now:

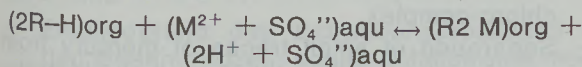
- Production of copper from acid solutions.
- Separation and concentration of nickel and cobalt.
- Production of germanium.

Anion-exchangers are amines. Corresponding to their basic characters, amines preferable extract metals, that are present in form of their oxygen acids, e.g. chromates, vanadates, molybdates et al. Metals that do not form oxygen acids may also be extracted with anion exchangers as complexes with inorganic acids.

Trennung Palladium/Platin bei der Edelmetallrückgewinnung	Trioctylphosphin-sulfid
Silberchlorid aus Abwässern	Trioctylphosphin-sulfid
Kupfer aus ammoniakalischen Lösungen	Diketon
Säuren aus Abwässern, Beizbädern u. a.	Trioctylphosphin-oxid

Chelatbildner sind meist Oxime oder Chinoline. Das Metall wird vom Extraktionsmittel sowohl ionisch als auch komplex gebunden, wodurch hohe Selektivität erzielt wird.

Der Mechanismus Extraktion/Strippung läuft folgendermaßen ab:



Das Gleichgewicht in dieser Gleichung wird durch den Säuregehalt der wäßrigen Phase eingestellt.

Abb. 3 zeigt die pH-selektive Extraktionswirkung eines Oximes. Diese selektive Extraktionswirkung für Kupfer aus sauren Lösungen wird in einem Verfahren zur Gewinnung von Kupfer genutzt.

Folgende Anwendungen von Oximen als Extraktionsmittel haben sich bisher durchgesetzt:

- Gewinnung von Kupfer aus sauren Lösungen.

Li	Be												B	C	N	O	F																																																																																																																													
Na	Mg												Al	Si	P	S	Cl																																																																																																																													
K	Ca	Sc	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Zn	Ga	Ge	As	Se	Br																																																																																																																														
			IV	V	VI		III	II		II	II																																																																																																																																			
			b	c	bk		b	b		b	bh																																																																																																																																			
Rb	Sr	Y	Zr	Nb	Mo	Tc	Ru	Rh	Pd	Ag	Cd	In	Sn	Sb	Te	I																																																																																																																														
			III	IV	V	VI	VII	IV		I																																																																																																																																				
			hj	bc	bcdg	c	abcdlm	b		bh																																																																																																																																				
Cs	Ba	La	Hf	Ta	W	Re	Os	Ir	Pt	Au	Hg	Tl	Pb	Bi	Po	At																																																																																																																														
			III	IV										III	IV																																																																																																																															
			h	bc	cg									b	b																																																																																																																															
Fr	Ra	Act																																																																																																																																												
<table border="1"> <tr> <td>Ce</td><td>Pr</td><td>Nd</td><td>Pm</td><td>Sm</td><td>Eu</td><td>Gd</td><td>Tb</td><td>Dy</td><td>Ho</td><td>Er</td><td>Tm</td><td>Yb</td><td>Lu</td> </tr> <tr> <td>III</td><td>III</td><td>III</td><td>III</td><td>III</td><td>III</td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td>III</td><td></td><td></td> </tr> <tr> <td>h</td><td>h</td><td>h</td><td>h</td><td>h</td><td>h</td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td>h</td><td></td><td></td> </tr> <tr> <td>Th</td><td>Pa</td><td>U</td><td>Np</td><td>Pu</td><td>Am</td><td>Cm</td><td>Bk</td><td>Cf</td><td>Es</td><td>Fm</td><td>Md</td><td>No</td><td>103</td> </tr> <tr> <td>IV</td><td>V</td><td>IV VI</td><td>IV VI</td><td>IV VI</td><td>III</td><td>III</td><td>III</td><td>III</td><td>III</td><td></td><td></td><td></td><td></td> </tr> <tr> <td>abcdh</td><td>abcd</td><td>ab ab</td><td>ab ab</td><td>ab abf</td><td>hj</td><td>hj</td><td>nj</td><td>hj</td><td>hj</td><td></td><td></td><td></td><td></td> </tr> <tr> <td></td><td></td><td>cd</td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td> </tr> <tr> <td></td><td></td><td>ef</td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td> </tr> <tr> <td></td><td></td><td>g</td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td><td></td> </tr> </table>																	Ce	Pr	Nd	Pm	Sm	Eu	Gd	Tb	Dy	Ho	Er	Tm	Yb	Lu	III	III	III	III	III	III						III			h	h	h	h	h	h						h			Th	Pa	U	Np	Pu	Am	Cm	Bk	Cf	Es	Fm	Md	No	103	IV	V	IV VI	IV VI	IV VI	III	III	III	III	III					abcdh	abcd	ab ab	ab ab	ab abf	hj	hj	nj	hj	hj							cd														ef														g											
Ce	Pr	Nd	Pm	Sm	Eu	Gd	Tb	Dy	Ho	Er	Tm	Yb	Lu																																																																																																																																	
III	III	III	III	III	III						III																																																																																																																																			
h	h	h	h	h	h						h																																																																																																																																			
Th	Pa	U	Np	Pu	Am	Cm	Bk	Cf	Es	Fm	Md	No	103																																																																																																																																	
IV	V	IV VI	IV VI	IV VI	III	III	III	III	III																																																																																																																																					
abcdh	abcd	ab ab	ab ab	ab abf	hj	hj	nj	hj	hj																																																																																																																																					
		cd																																																																																																																																												
		ef																																																																																																																																												
		g																																																																																																																																												

Die eingerahmten Elemente werden aus den unten genannten Säuren extrahiert:
The elements set in boxes are extracted by the acids below:

- a = HNO₃ e = HF h = LiCl k = H₂CrO₄
- b = HCl f = CH₃COOH i = org. Säuren l = HBr
- c = H₂SO₄ g = (COOH)₂ j = NH₄SCN m = HJ
- d = H₃PO₄

Abb./Fig. 4

Extraktionswirkung langkettiger Amine auf die Elemente
Extraction effect of long-chain amines on the elements

- Trennung und Anreicherung von Nickel und Kobalt.
- Gewinnung von Germanium.

Anionenaustauscher sind Amine. Entsprechend ihrem basischen Charakter extrahieren die Amine bevorzugt Metalle, die in Form ihrer Sauerstoffsäuren vorliegen, z. B. Chromate, Vanadate, Molybdate u. a. Metalle, die keine Sauerstoffsäuren bilden, können mit den Anionenaustauschern auch als Komplexe mit anorganischen Säuren extrahiert werden.

Amine sind vielseitig verwendbare Extraktionsmittel (Abb. 4), die jedoch nur unter bestimmten Bedingungen selektiv sind. Die durch den Extraktionsvorgang in das Extraktionsmittel aufgenommenen Metalle werden bei der Reextraktion wieder freigesetzt. Bei der Kobaltextraktion genügt es z. B. schon, den Kobaltchlorokomplex mit Wasser in Kontakt zu bringen, damit dieser zerfällt und Kobalt in das Wasser aufgenommen wird.

Sehr wirkungsvolle Reextraktionsreagenzien sind natürlich auch Basen wie NH₃, Na₂CO₃ oder NaOH. Als technische Anwendungen wurden bisher hauptsächlich bekannt:

- Gewinnung von Uran aus verdünnten Lösungen als Sulfatkomplex.
- Selektive Trennung des Kobalts als Chlorokomplex von Nickel.

Amines are versatile extraction agents (fig. 4), that, however are selective only under certain conditions. The metals transferred into the extraction agent by the extraction process are freed again by the reextraction. With the cobalt-extraction it is for example sufficient, to get the cobalt-chloro-complex into contact with water, in order to decompose it and cobalt is taken up by the water.

Highly effective extraction reagents are of course also bases, such as NH₃, Na₂CO₃ or NaOH.

So far the following technical applications have become known:

- Production of uranium from dilute solutions as sulfate complex.
- Selective separation of cobalt from nickel as chloro-complex.
- Separation of small traces of mercury from waste waters of the chlorine-alkali-electrolysis.

Cation exchangers are organic acids, such as fatty acids or alkyl derivatives of inorganic acids, especially of sulfuric acid and phosphoric acid. Their extraction effect is based on the fact that metal ions from the aqueous phase take the places of the protons in the organic phase. The freed protons form an acid with the acid remainder in the aqueous phase. In order to have the distribution

- Abtrennung geringer Spuren von Quecksilber aus Abwässern der Chloralkalielektrolyse.

Kationenaustauscher sind organische Säuren wie Fettsäuren oder Alkylderivate von anorganischen Säuren, besonders von Schwefelsäure und Phosphorsäure. Ihre Extraktionswirkung beruht darauf, daß das Metallion aus der wäßrigen Phase die Stelle des Protons in der organischen Phase einnimmt. Das freiwerdende Proton bildet dann mit dem Säurerest in der wäßrigen Phase eine Säure. Um das Verteilungsgleichgewicht möglichst auf der Seite der organischen Phase zu haben, arbeitet man bei niedriger Säurekonzentration in der wäßrigen Phase, etwa bei pH 4–7. Die Selektivität der Kationenaustauscher ist geringer als die der anderen Lösungsmittel. Die Gewinnung der abgetrennten Metalle aus dem Extrakt erfolgt durch Reextraktion mit starken Säuren. In manchen Fällen kann das Strippen auch mit wäßrigen Lösungen komplexbildender Agenzien, wie z. B. Soda oder Ammoncarbonat, erfolgen.

Die technischen Einsatzmöglichkeiten der Kationenaustauscher sind umfangreich, die bekanntesten sind:

Anwendung	Extraktionsmittel
Gewinnung von Uran aus HNO_3 - und H_2SO_4 -Lösungen	Diäthylhexylphosphat
Gewinnung von Zink aus sauren Wässern	Diäthylhexylphosphat
Gewinnung von Vanadium aus sauren Aufschlüssen	Diäthylhexylphosphat
Extraktion von Be, Zn, Ni, Co, Mo, Ca, Zr, Ti, Th, Hf, Cr aus verdünnten sauren Lösungen	Diäthylhexylphosphat
Trennung Kobalt/Nickel	Trimethylpentylphosphorsäure

3. Überlegungen zur Auslegung einer Extraktionsanlage

Bei der Auswahl des Extraktionsmittels spielen neben dem vorher aufgezeigten Chemismus des Extraktionsvorganges auch noch andere Fragen eine wesentliche Rolle.

Die wesentlichen Fragen, betreffend den Chemismus, sind:

- Eingliederung des Extraktionsprozesses in den Gesamtprozeß, sodaß Abfallströme möglichst vermieden werden.
- Extraktionsgleichgewicht.
- Reextraktionsgleichgewicht.

Der nächste Problemkreis betrifft die physikalischen Daten des Extraktions-/Reextraktionssystemes:

- Stabilität des Extraktionsmittels.
- Löslichkeiten zwischen Extraktionsmittel und wäßriger Phase.

equilibrium rather on the side of the organic phase, it is operated with low acid concentration in the aqueous phase – approximately at pH 4–7. The selectivity of cation exchangers is lower than that of the other solvents. The separated metals are removed from the extract by reextraction with strong acids. In some cases it is possible to accomplish the stripping with aqueous solutions of complex forming agents, such as soda or ammonium-carbonate.

The technical possibilities for application are vast, the best known ones are:

Application	Extraction agent
Production of uranium from HNO_3 - and H_2SO_4 -solutions	Diethylhexylphosphate
Production of zink out of acid waters	Diethylhexylphosphate
Production of vanadium out of acid solutions	Diethylhexylphosphate
Extraction of Be, Zn, Ni, Co, Mo, Ca, Zr, Ti, Th, Hf, Cr from dilute acid solutions	Diethylhexylphosphate
Separation cobalt/nickel	Trimethylpentylphosphoric acid

3. Considerations for the construction of an extraction plant

For the selection of the extraction agent there are some additional points of importance, aside from the chemistry of the extraction process as shown above.

The essential questions regarding the chemistry are the following:

- Integration of the extraction process into the overall process, in order to avoid waste lines.
- Extraction equilibrium.
- Reextraction equilibrium.

The following group of problems regards the physical data of the extraction/reextraction-system:

- Stability of the extraction reagent.
- Solubility between extraction means and aqueous phase.
- Difference of densities of the two phases.
- Interfacial tension of the two phases.
- Development of disturbing intermediate phases during extraction or reextraction.

From these data the conducting of the process will result, whereby the selection of the extractor is of prominent importance.

A counter-stream extraction column is applied if:

- High concentration is required,
- the extraction equilibria are unfavorable,

- Dichteunterschied der beiden Phasen.
- Grenzflächenspannung der beiden Phasen.
- Ausbildung von störenden Zwischenphasen bei der Extraktion oder Reextraktion.

Mit diesen Daten ergibt sich die Verfahrensführung, wobei die Extraktorauswahl eine wesentliche Rolle spielt.

Eine Gegenstrom-Extraktionskolonne kommt zum Einsatz bei:

- Hoher erforderlicher Anreicherung.
- Ungünstigeren Extraktionsgleichgewichten.
- Hohen Grenzflächenspannungen.
- Stabilem Betriebsverhalten.
- Teuren Extraktionsmitteln.

- the interfacial tensions are high,
- the operational situation is stable,
- or the extraction agents are expensive.

Literaturverzeichnis/References

1. Standard Methods of Chemical Analysis, Volume IIA, S. 119. Van Nostrand Reinhold Company. 2. Kordosky, Gary A.: The Chemistry of Metals. Henkel Corporation.

Heft
Zur
und
chen
erun
härte
nen
Arte
Deu
mit V

M

Two
Saa
part
ther
melt
sort
lurgi
to c
hear

L'ex
de L
déta
de la
d'ac
celu
type
méta
ture
la zo

Fun
Saa
star
ven
S 1
wur
suc
urgi
Län
For
ver
nich
ken
Ros

Metallurgisches zu zwei Eisenblöcken römischen Ursprungs

Heinz Krapp, Friedberg/Hessen

Zur Untersuchung wurden gebracht zwei Eisenblöcke (68,5 kg und 75,5 kg) vom Limeskastell Saalburg. Sie sind abgebrochene Unterteile von Deckenstützen (Bauträger) im Feuerungsraum einer römischen Therme und bestehen aus nicht härtbarem Stahl, dessen Schmelzpunkt nahe an den des reinen Eisens (1535 °C) herankommt. In den Blöcken konnten fünf Arten von Gußstrukturen ermittelt werden. Metallurgischer Deutungsversuch: Im Rennofen (Höchsttemperatur 1300 °C) mit Winddüsen oberhalb der Schmelzzone fand Aufkohlung bis

zu den Werten des Roheisens und seine Verflüssigung statt. Roheisen und die gesamte Schlacke flossen über eine Rinne in die Form für die Bauträger neben dem Rennofen. In dieser fand Entkohlung des Roheisens zu nicht härtbarem Stahl durch die Eisenoxide in der Schlacke und im nicht reduzierten Eisenerz statt. In diesem Stahl sind nachweislich bis in die Tiefe des Gußstücks extrem hohe Schlackenanteile vorhanden. Der Schluß wurde gezogen, daß die Bauträger in der bisher ältesten europäischen Eisengießerei gefertigt wurden.

Metallurgical Aspects Concerning two Iron Blocks of Roman Origin

Two iron blocks (68.5 kg and 75.5 kg) from the Limeskastell Saalburg have been analyzed. These fractions are the lower parts from pillars of the combustion chamber of a Roman thermal bath. They consist of not hardenable steel with a melting point near that of pure iron (1535 °C). Five different sorts of cast-iron structures have been discovered. The metallurgical interpretation is: The liquefying has been possible due to carburization up to the values of cast-iron in a bloomery hearth (normal maximum temperature = 1300 °C) using blast

nozzles positioned above the melting zone. Pig iron ran together with slag through a channel into a mold (made of loam) for the pillars adjacent to the bloomery hearth. In this mold decarburization of the pig iron was caused by iron oxides. These iron oxides are constituents of the slag and the not reduced iron ores. Indeed, this steel shows extreme high contents of slag even in the depth of the casting. This led to the conclusion, that these pillars have been produced in the oldest iron foundry of Europe – as far as we know today.

Aspect métallurgique de deux blocs d'acier d'origine romaine

L'examen a porté sur deux blocs (68,5 et 75,5 kg) provenant de Limeskastell à Saalburg. Il s'agit de morceaux brisés, détachés de la partie inférieure des poutres de soutènement de la voûte d'oyer de thermes romains. Ils sont constitués d'acier non trempant, dont le point de fusion se rapproche de celui du fer pur (1535 °C). On a pu trouver dans ces blocs cinq types de structure de coulage. On a procédé à un essai métallurgique d'interprétation: Dans un bas-foyer (température maximale 1300 °C) équipé de tuyères à vent au-dessus de la zone de fusion, il s'est produit une carburation atteignant les

valeurs de la fonte et une fusion. La fonte et l'ensemble du laitier coulaient par un chenal dans un moule pour poutrelles placé auprès du foyer. Dans ce dernier, on a observé la décarburation de la fonte en acier non trempant, grâce aux oxydes de fer du laitier et au sein d'un minerai de fer non réduit. On a pu démontrer la présence, jusqu'au coeur de la pièce moulée, de très fortes teneurs en laitier. On a conclu que ces poutres de soutènement ont été fabriquées dans la fonderie la plus ancienne d'Europe connue jusqu'à présent.

1. Die Proben

Fundort der zwei Eisenblöcke ist das Limeskastell Saalburg (Bundesrepublik Deutschland). Sie stammen also aus der römischen Kaiserzeit. Inventarisiert sind sie an ihrem Fundort unter Nr. S 1112 (68,5 kg) und S 1113 (75,5 kg). An beiden wurden chemische und metallographische Untersuchungen vorgenommen mit dem Ziel, die Metallurgie deuten zu können. Abb. 1 zeigt S 1112 im Längs- und Querschnitt, S 1113 hat etwa dieselbe Form und Abmessung. Beide Blöcke sind durch verdickte Enden, rechtwinklige Kanten und an den nicht verdickten Enden durch Bruchflächen gekennzeichnet. Die Ergänzungsstücke fehlen. Der Rostbefall ist gering, die Rostschicht ist maximal

1. Specimen

The two blocks have been found at the Limeskastell Saalburg (FRG), where they have been made an inventory with the reference numbers S 1112 (68.5 kg) and S 1113 (75.5 kg). They are dated back to the Roman Empire. Both have been analyzed in chemical and metallographical respects to explain their metallurgy. Fig. 1 shows the longitudinal cross section of S 1112 and the transverse section. S 1113 has a similar profile and similar measurements. Both blocks have one enlarged end. The edges are rectangular and the not enlarged ends show fractured surfaces; the supplements are missing. There is only slight corrosion. The layer of rust has a thickness of 1 mm

1 mm dick und von dichter und fester Beschaffenheit. Da es sich um fast reines Eisen handelt (Tabelle 1), ist hierin nach allgemeiner Auffassung, die Erklärung für das wenig fortgeschrittene Rosten über lange Zeit zu suchen. Ähnliches gilt auch für die nichtrostende Eisensäule von Delhi (Indien, um 900 v. Chr.).

Neben Eisenblöcken mit verdickten Enden sind auch solche mit gabelförmigen und abgebrochenen Enden (Abb. 1, links) gefunden worden, und zwar nicht nur im Bereich der Saalburg, sondern auch in der römischen Provinz Britannia. Zwei senkrecht stehende Gabeln sollen einen einen darin waagrecht liegenden eisernen Balken getragen haben (Abb. 1). Baatz (1), Tylecote (2) und Wachter (3) vertreten übereinstimmend die Auffassung, daß die Prinzipskizze der Abb. 1 (rechts) die Eisenkonstruktion der die Decke des Feuerungsraumes, darüber das Warmbad eines römischen Bades darstellt. Man kann die drei Konstruktionselemente also als „Bausträger“ (1) bezeichnen bzw. als „structural elements“ (2). Diese Dreierkombination wurde jedoch nur in getrennten und bruchstückhaften Einzelstücken gefunden. Besonders die Stücke mit den Gabeln mit ihren gleich großen, gegenüberliegenden Winkeln, den ebenen Flächen und scharfen Kanten, bei Wachter (3) auch im Original abgebildet, erwecken den Verdacht, daß sie im Gießverfahren, der zwanglosesten Herstellungsmethode, gefertigt wurden. Vorher roh zusammengeschiedete Eisenluppen (klumpig aus dem Rennofen) danach so exakt in die Gabelform zu schmieden oder gar zu feilen, dürfte kaum möglich gewesen sein. Es erscheint also angebracht, bei der nachfolgenden Untersuchung das Augenmerk auf Gußstrukturen zu richten. Welchen Stand hatte die Eisenmetallurgie im römischen Imperium erreicht?

2. Chemische Analysen

Typische chemische Analysen von Eisenfunden aus den römischen Provinzen Germanien, Britannien und Noricum (weite Teile des heutigen Österreichs) sind in Tabelle 1 aufgeführt. Sie repräsentieren die in den drei Bezirken am häufigsten gemessenen Analysenwerte des Eisens. Es wurden insgesamt 211 veröffentlichte und unveröffentlichte Analysen (9 Bearbeiter, 12 Fundorte) ausgewertet, die in den Einzelheiten nicht wie hier nur summarisch, sondern später für sich mitsamt den vorliegenden Schlacken- und Erzanalysen in den Einzelheiten abgehandelt werden sollen. In Tabelle 1 treten regionale Unterschiede hervor. Die wichtigsten Begleiter des Eisens, C, Si, Mn, P, S, liegen am niedrigsten in Britannien (Tylecote (2)). Dieses Eisen ist so rein wie das heutige, am reinsten schmelzmetallurgisch herzustellende Armco-Eisen. Bis auf P, das in einigen Zehntelprozent vorliegt, gilt das auch für Germanien. In beiden Regionen liegt als hauptsächliches Endprodukt des Rennofens nicht härtpbarer Stahl (<0,3% C) vor, und zwar in Britannien 75%, in Germanien

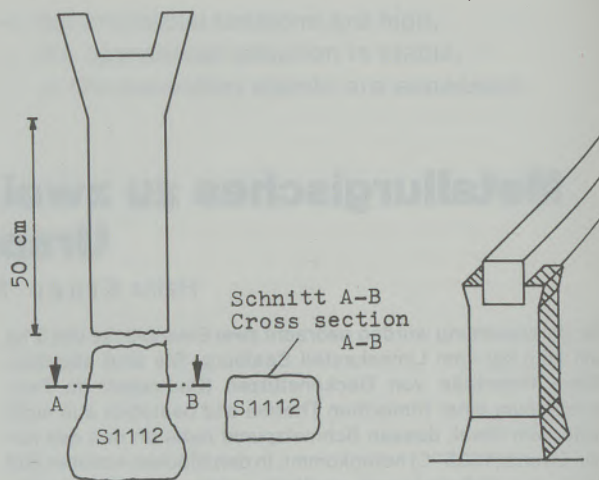


Abb./Fig. 1
Bausträger aus römischem Eisen. Block S 1112 wurde untersucht
Roman iron pillar. Block S 1112 has been analyzed

maximum and is in a tight and solid state. Due to the fact that these specimen consist of nearly pure iron (table 1) it is an explanation for the very small corrosion. Something similar is to say about the "iron column of Delhi" (India about 900 b. Chr.).

Beside iron blocks with enlarged ends, others with forked or broken ends (fig. 1, left) have been found, too, not only in the area of the Saalburg but in the Roman province of Britannia. Two vertical forks should have carried a horizontal bar (fig. 1). Baatz (1), Tylecote (2) and Wachter (3) argue, that the diagram of fig. 1 (right) represents the steel construction of a ceiling of a combustion chamber, which belongs to a Roman bath with a basin above it. These three construction units could be described as supporting structures (1) or as structural elements (2). All components of this triple combination have been found as separate, incomplete spare parts. Especially those with forked ends arouse suspicion of being cast because of their equal opposite angles, their plane surfaces and sharp edges. This is also shown in the original text of Wachter (3). It might have been hardly possible to give previously forged puddles of iron (rough coming from the bloomery hearth) the exact shape of a fork by forging of filing. It seems to be reasonable to pay attention to cast-iron structures as far as the following researches are concerned. What was the status of iron metallurgy in the Roman Empire?

2. Chemical analyses

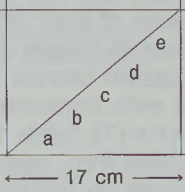
Typical chemical analyses of Roman iron blocks from the provinces of Germania, Britannia and Noricum (great parts of today's Austria) are listed in table 1. They represent the most typical values found in iron blocks of these areas. As a whole have been evaluated 211 published and not pub-

Tabelle/Table 1

Chemische Analysen römischer Eisenproben. Leere Kästchen: keine Analyse. Spur: <0,02%

Chemical analyses of Roman iron specimen. Empty frames: no analysis.

Traces of less than <0,02%

Nr.	Gegenstand Object	Fundort Source of discovery	Analyse durch Analyst	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% N	% Cr	% Ni	% Cu	% As
1	Eisenbalken	Corbridge, England	Tylecote (2)	0,097	0,046	0,040	0,044	0,025				0,010	0,025
2	Eisenluppe	Kärnten	Straube (21)	0,48	0,09	0,10	0,032	0,028	0,017				
3	Eisenblöcke	Xanten	Spethmann (7)	0,002	0,1	0,08	0,47	0,1		0,0	0,22	0,0	
4	Eisenblöcke	Xanten	Spethmann (7)	0,06	0,08	0,06	0,45	0,1		0,0	0,39	0,0	
5	Armco Eisen	Rezente Ofen- probe USA		0,01	0,02	0,03	0,001	0,03	0,005				
6	Eisennagel	Bauernheim (Hess.)		0,007	0,07	Spur	0,25	Spur	0,0004	0,53	Spur	Spur	
7	Eisenblock S 1112	Saalburg		0,009	0,11	Spur	0,28	Spur	0,0014	Spur	Spur	Spur	
8	Eisenblock S 1113	Saalburg		a 0,101 b 0,046 c 0,037 d 0,042 e 0,047	0,069% C 0,037 0,041 0,041 0,041	0,013 Spur 0,51 0,024 0,0013	% Si % Mn % P % S % N	} Mischung der Späne a-e					

← 17 cm →

90%. Beim Magdalensberg (Kärnten) liegt nach Schaaber (4) das Übergewicht der Eisenproduktion mit 68% bei härterem Stahl (0,3–2,0% C). Si, Mn und S liegen in allen drei Bezirken meistens je <0,1%. Die norischen P-Gehalte entsprechen den meistens niedrigen britannischen (<0,1%). Man braucht bei Si und Mn in so geringer Konzentration keine Befürchtung zu haben, daß deren Analyseergebnisse durch Schlackeneinschlüsse nennenswert verfälscht sind. Si ist als SiO₂ in allen nichtmetallischen Einschlüssen stark vertreten. P, meistens in einigen Zehntelprozent in Eisen aus Germanien, kann nicht aus Schlackeneinschlüssen stammen, da es diese mit P₂O₅ als eine der Hauptkomponenten nicht gibt.

Die vorher dargelegten Unterschiede bei C, dem Hauptbegleiter des Eisens, zwischen Germanien-Britannien (Tabelle 1; Nr. 1, 3, 4, 6–8) und Noricum (Tabelle 1, Nr. 2) lassen auf gewisse Unterschiede der Eisenmetallurgie hier und dort schließen. Es existieren herstellungstechnisch gesehen zwei unterschiedliche Hüttenbezirke. In China (ab 500 v. Chr.) ist nach J u e - m i n g (5) weißerstarrendes Eisen (>2% C) für Stahlguß benutzt worden.

Von S 1113 wurden diagonal über den Querschnitt in gleichen Abständen 5 doppelte C-Analysen mit vorher ausgeätherten Spänen durchgeführt (Tabelle 1). Die Werte liegen zwischen 0,101 und 0,037% C, also recht niedrig und praktisch auf demselben Niveau. Der Nachweis für Aufkohlung oder Entkohlung nach der Fertigung ist also nicht

lished analyses of 9 researchers and 12 sources of discovery. They will be discussed particularly together with existing analyses of slags and ores.

Table 1 shows regional differences. The main elements beside iron, for example C, Si, Mn, P and S are the lowest in Britannia (Tylecote (2)). This iron is as pure as today's high purity iron called Armco-iron. With exception of P with its content of a few tenth per cent this is also the same in Germania. In both regions the final main product of the bloomery hearth is not hardenable steel (<0.3% C) with a total production of 75% in Britannia and 90% in Germania. At the Magdalensberg (Kärnten) the predominance of iron production is due to Schaaber (4) hardenable steel (0.3–2.0% C) with a total of 68%. In those regions Si, Mn and S are each lower than <0.1%. The P-content of the Noricum's iron conforms to that of Britannia (<0.1%). Due to the low concentration of Si and Mn there are no doubts that their analyses could be influenced worth mentioning by slag inclusions. Si exists in considerable amounts as SiO₂ in all nonmetallic inclusions. Phosphorus, in most cases, in amounts of a few tenth per cent in iron of Germania, can not derive from slag inclusions because it does not exist there as P₂O₅ as a main component of slag.

The before mentioned differences in C-content as the main alloying constituent concerning iron of Germania/Britannia (table 1, No 1, 3, 4, 6–8) and Noricum (table 1, No. 2) lead to the conclusion that there are also differences concerning the metal-

zu erbringen, da bei dieser eine Zunahme der C-Werte von außen nach innen, bei jener eine Abnahme hätte bemerkt werden müssen.

Die N-Werte von S 1112, S 1113 und des römischen Nagels (Tabelle 1, Nr. 6–8) liegen wie das auch bei 4 von L ö h b e r g (6) mitgeteilten Werten der Fall ist, niedriger als bei den modernen Stählen des LD-(Linz-Donawitz-)Verfahrens. Es frischt mit reinem Sauerstoff Roheisen und erzielt die niedrigsten N-Gehalte (0,002–0,007%), wodurch Alterungssprödigkeit vermindert wird.

Ni, Cr, Cu, As, Sn usw. sind auch Begleitelemente des Eisens. Sie sind meistens in Spuren ($<0,02\%$ je Element) vorhanden. Eine Ausnahme bildet Ni in zwei Xantener Fundstücken, deren Ni-Gehalte nach Spethmann (7) 0,22% und 0,39% betragen (Tabelle 1, Nr. 3, 4). Ihre hohen P-Gehalte von 0,47% und 0,45% weisen zunächst auf die Herkunft beider Eisenproben aus oberflächennahen Eisenerzen des sedimentären Bildungsbereiches hin und wegen der hohen Ni-Gehalte auf Basalteisenstein. Hier erfolgt die Bildung von abbauwürdigem Brauneisen durch die Verwitterung aus den nicht verwertbaren primären Eisenerzen (Hämatit usw.) des Basalts. Enthält der Basalt u. a. das Mineral Olivin, das geochemisch bedingt nickelhaltig ist, so entstehen durch seine Verwitterung über die Zwischenstufe der Serpentinisierung nickelhaltige Lösungen. Diese und die eisenhaltigen Verwitterungslösungen bilden nach ihren Ausfällungen als Hydroxide auf den Verwitterungsstrukturen des Basalts nickelhaltiges Brauneisen. Es ist somit zu folgern, daß das zu den zwei Xantener Eisenproben verhüttete Erz Basalteisenstein war. Man sollte grundsätzlich den vorher genannten Begleitelementen des Eisens, auch wenn sie nur in Spuren darin enthalten sind, Aufmerksamkeit zuwenden.

Reduktionsmittel in den Rennöfen war Holzkohle. Sie enthält nicht mehr als 0,02% S, dagegen der heutige Hüttenkoks um 1% S. Die niedrigen Schwefelgehalte ($<0,05\%$), die für alle bisher untersuchten Renneisen-Proben charakteristisch sind, sind also erklärlich. Eine Ausnahme stellt Neuburger (8) vor, nämlich Rennöfen in der Nähe von zu Tage ausgehenden natürlichen Kohlelagern in Ligurien. Das dort produzierte Eisen müßte deutlich mehr als 0,05% S aufzuweisen haben.

Schürmann (9) faßt ohne Einschränkung Analysen von Rennfeuerschlacken so zusammen, daß es „Eisensilikatschlacken mit hohem Eisengehalt und nur geringen Anteilen an Tonerde, Kalk, Magnesiumoxid und Phosphorsäure (P_2O_5)“ sind (Schmelzpunkte: $FeSiO_3$ 1140 °C, Fe_2SiO_4 1220 °C). Ihre zweitwichtigste Komponente ist Kieselsäure (SiO_2). Es sind also saure Schlacken. Das gebräuchlichste Eisenerz, mit dem die Rennöfen beschickt wurden, war Brauneisen (Raseneisenerz) mit 24–40% Fe und geochemisch bedingt 0,5–0,8% P. Brauneisen, es gehört zu den sedimentär gebildeten, an der Oberfläche lagern-

lurgy. In China (about 500 b. Chr.) white iron ($>2\%$ C) has been used for staple casting (Jue-ming (5)).

From the diagonal cross section for S 1113 five double carbon analyses have been made with borings etherized before (table 1). The values are in the range of 0.101–0.037% C, what is rather low and nearly of the same level. There is no proof of carburization or decarburization after yield. Concerning carburization, the C-content should be increasing from the center to the periphery and just the other way round concerning decarburization.

The nitrogen values of the specimen S 1112, S 1113 and a Roman nail (table 1, No 6–8) are lower than those of modern steels produced by the LD-process (LD = Linz-Donawitz). The LD-process uses pure oxygen instead of air for annealing and thus gets the lowest values of nitrogen (0.002–0.007%) and reduces aging brittleness.

Ni, Cr, Cu, As, Sn etc. are also alloying constituents of iron. In most cases each of them only exists in traces of less than 0.02%. One exception is known concerning Ni in two findings from Xanten with contents of 0.22% and 0.39% (Spethmann (7); table 1, No. 3, 4). The high P-contents of both iron specimen (0.47 and 0.45%) are obviously an indication of their origin as superficial iron ores of the sedimentary zone of formation. The high Ni-content indicates brown iron ore as it is found in basalt (Basalteisenstein). Here the formation of exploitable brown iron ore takes place, caused by disintegration of not utilizable primary iron ores (hematite etc.) of the basalt. If the basalt contains the mineral olivine, what is containing Ni due to geochemical conditions, the disintegration leads via formation of serpentine to dissolutions containing Ni. These form together with ferrous disintegration solvents after their precipitation as hydroxides brown iron ore, which contains Ni in the disintegration structures of the basalt. This leads to the conclusion that these findings from Xanten are made of smelted "basalt-iron ore". It is fundamental to pay attention to the alloying constituents of iron mentioned before, even when they exist only in traces.

As a reducing agent in bloomery hearths charcoal has been used. Charcoal has a low grade of S ($<0,02\%$), whereas today's metallurgical coke has about 1% of S. Thus, the low S-content ($<0,05\%$) of all analyzed specimen of bloomery hearth iron are characteristic and explicable. Neuburger (8) mentioned one exception concerning bloomery hearths near the evident natural carbon bearings in Liguria. Iron produced there should have a higher content of S than 0.05%.

Without any limitation Schürmann (9) summarizes analyses of slags from bloomery hearths that way, that they are "slags of iron-silicates with high contents of iron and only few contents of alumina, lime, magnesia and P_2O_5 (phosphorous

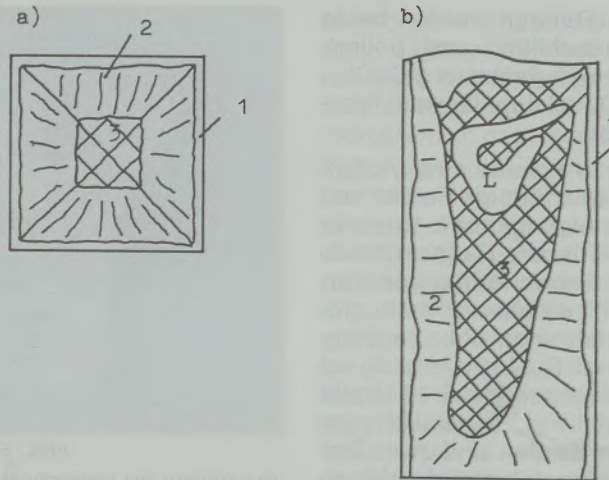


Abb./Fig. 2

- a) Gußstruktur (schematisch) im Querschnitt, umgezeichnet nach Schumann (11). Kurz: X-Struktur
 b) Gußstruktur (schematisch) im Längsschnitt, umgezeichnet nach Mies (12)

Dreizoniger Aufbau

- 1: Reine, feinkristalline Speckschicht
 2: Stengelkristalle (Transkristallisationszone)
 3: Grobe, globulare Kristalle mit Verunreinigungen
 L: Lunker

- a) Diagram of cast-iron structures (cross section) due to Schumann (11). X-structure
 b) Diagram of cast-iron structure (longitudinal cross section) due to Mies (12)

Three zone system

- 1: peripheral zone of microcrystals
 2: radial crystals (zone of transcrystallization)
 3: coarse, globular crystals with impurities
 L: cavities

den Eisenerzen, ist bequem abzubauen. In Britannien sollten für die Beschickung von Rennöfen die Vorkommen von heute nicht mehr abgebautem Roteisenstein (Hämatiterze) des magmatischen Bildungsbereiches Beachtung finden. Nach Schneiderhöhn (10) befinden sich diese in Lancashire und West-Cumberland, also diesseits des Hadrianswalles und sind gekennzeichnet durch „60% Fe, ohne S und P ganz gering“. Gibt es einen ursächlichen Zusammenhang, wenn in Germanien Eisen und Brauneisen viel Phosphor enthalten, in Britannien Eisen und Roteisenstein wenig?

Hauptprodukte des Rennofens sind nicht härtbare und härtere Stahl, ersterer so niedrig legiert, daß ihm fast der Schmelzpunkt des reinen Eisens (1535°C) zukommt. Es ist jedoch auch untergeordnet grau und weiß erstarrtes Roheisen (>2% C) gefunden worden (17 Proben, 4 Berichte, 3 Fundorte). Auf dieses Roheisen wird weiter unten unter 4. Metallurgie eingegangen.

3. Gußstrukturen

In Abb. 2 sind schematisch im Quer- und Längsschnitt nach Schumann (11) und Mies (12) die makroskopischen Gußstrukturen, wie sie für flüssiges Metall moderner Herstellung nach Abkühlung und Erstarrung in einer hohen vierkantigen Blockform aus Metall die Regeln sind, dargestellt. Die Gußstruktur der Abb. 2a wird hier kurz als X-Struktur bezeichnet. Eisenblock S 1112 wurde 30 cm vom verdickten Ende entfernt waagrecht durchgesägt, Eisenblock S 1113 in der Mitte in der

pentoxide)“. The melting points of FeSiO_3 and Fe_2SiO_4 are 1140°C and 1220°C. Silica (SiO_2) is only of secondary importance. Slags with these components are acidic. The most often used iron ores for the charging of bloomery hearths has been brown iron ore (bog iron ore) with about 24–40% Fe and 0.5–0.8% P due to geochemical conditions. Brown iron ore is easy to exploit because it is evident to the surface and of sedimentary formation. Concerning the charging of bloomery hearths in Britannia the deposits of red iron ore (red hematite) of the magmatic formation, which are not exploited today, should be recognized. In accordance with Schneiderhöhn (10), these deposits are located at Lancashire and West Cumberland. Thus, they are on this side of the “Hadrian’s Wall” and they are characterized by 60% Fe and very low contents of S and P. Will here be a causal interrelation that in Germania iron and brown iron have a high content of P and in Britannia the content of P is low in iron and red iron ore?

The main products of the bloomery hearths are hardenable and not hardenable steel, whereas hardenable steel is alloyed so low, that it reaches nearly the melting point of pure iron (1535°C). On the other side gray and white pig iron (>2% C) has been found (17 specimen, 4 researches, 3 sources of discovery). This pig iron will be discussed in chapter 4 (Metallurgy).

3. Cast-iron structures

Fig. 2 shows the macroscopic cast-iron structures of the cross selection and the longitudinal cross

Längsrichtung (Abb. 3, 4). Danach wurden beide Schnittflächen gefräst, geschliffen und poliert. S 1112 wurde noch nach Heyn geätzt (9 g $\text{CuCl}_2 \cdot 2\text{NH}_4\text{Cl} \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ gelöst in 100 ml destilliertem Wasser), S 1113 blieb ungeätzt.

Typisch für die X-Struktur in Abb. 2a sind: Aufteilung des Quadrates in 4 trapezförmige Felder; von außen und innen verunreinigungsarme Kristalle (Speckschicht), nadelige Kristalle (Transkristallisationszone), im Zentrum Anreicherung von Verunreinigungen (Schlacken) zwischen groben, globularen Kristallen. Vergleicht man Abb. 2a (Prinzipskizze) mit dem Original S 1112 (Abb. 3), so ergeben sich Übereinstimmungen. Bei S 1112 gibt es auch die Aufteilung in vier Felder, nämlich zwei Dreiecke über den kurzen Kanten und zwei Trapeze über den langen. Ferner nehmen die Verunreinigungen von den ziemlich hellen Rändern zur Mitte stark zu. Letztere sind in einem Ausmaß vorhanden, das für heutige Verhältnisse untragbar wäre. Die Stengelkristalle sind in Abb. 3 nicht ausgebildet, nach Schumann (11) erklärlich,



Abb./Fig. 3

Gußstruktur (X-Struktur) im Querschnitt des Eisenblockes S 1112. Geätzt nach Heyn. Hell: Eisen mit wenig Verunreinigungen, randlich. Grau: Eisen mit feinverteilten Verunreinigungen. Schwarz: Lunker, z. T. mit dunkelgrauen, groben Verunreinigungen gefüllt. Probepreparation H. Ilge

Cast-iron structure (X-structure) of the cross section of iron block S 1112. Etched due to Heyn. Bright: Iron with only few impurities, rounded. Gray: Iron with finely divided impurities. Black: Cavities, partly filled with dark gray, coarse impurities. Preparation of the sample: H. Ilge

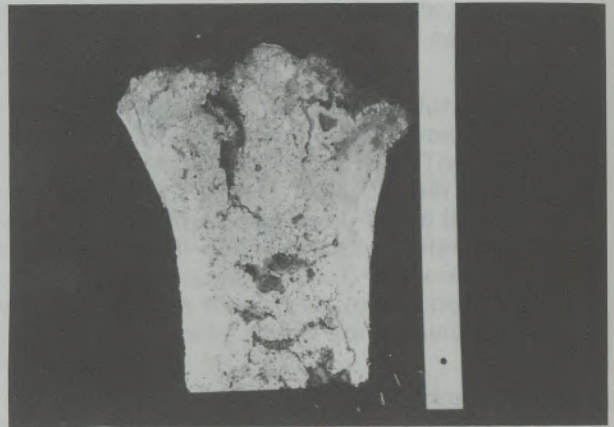


Abb./Fig. 4 (1:4,3)

Gußstruktur im Längsschnitt S 1113. Ungeätzt. Weiße, dichte und reine Speckschicht an den Längsrändern. Im Trichterverbund: Schwarze Makro- und Mikrolunker, z. T. gefüllt mit grauen Verunreinigungen und hellgrauen Verunreinigungen in feiner Verteilung im Eisen. Probepreparation H. Ilge

Cast-iron structure of S 1113, longitudinal cross section. Unetched sample. White, dense and pure periphery. In the cone: Black macro- and micro-cavities, partly filled with gray impurities and bright gray impurities finely divided in iron. Preparation of sample: H. Ilge

section according to Schumann (11) and Mies (12) as they are typical for the solidification of molten metals in today's square cast-iron molds. The cast-iron structure in fig. 2a is called X-structure. The iron Block S 1112 has been sawn in horizontal cross section 30 cm away from the enlarged end, whereas block S 1113 has been sawn exactly in the middle in longitudinal direction (fig. 3, 4). After that, both sections have been milled, grinded and polished. Additional etching has been done to specimen S 1112 according to Heyn (9 g $\text{CuCl}_2 \cdot 2\text{NH}_4\text{Cl} \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ dissolved in 100 ml of distilled water), whereas S 1113 remained unetched.

One characteristic of the X-structure in fig. 2a is the subdivision of the square into four trapezoids. From the periphery to the center there are fine-granular pure crystals followed by radial crystallization (zone of transcrystallization) and a concentration of impurities (slags) between the coarse globular crystals in the center. A comparison between fig. 2a (diagram) and the original S 1112 (fig. 3) shows conformities. Specimen S 1112 shows the same subdivision. The four sections can be divided in two triangles at the short edges and two trapezoids at the two other edges. Furthermore there is a heavy increase of impurity concentration from the rather pure periphery to the center. Of course, the amount of these impurities would not satisfy today's standards. There is no formation of radial crystallization in fig. 3 what is explicable (Schumann (11)) because of the low content of only 0.11% Si in S 1112, whereas more than 2% Si would be required. What is meant here is Si in iron and not in SiO_2 , what will eventually come from slag inclusions. The peri-

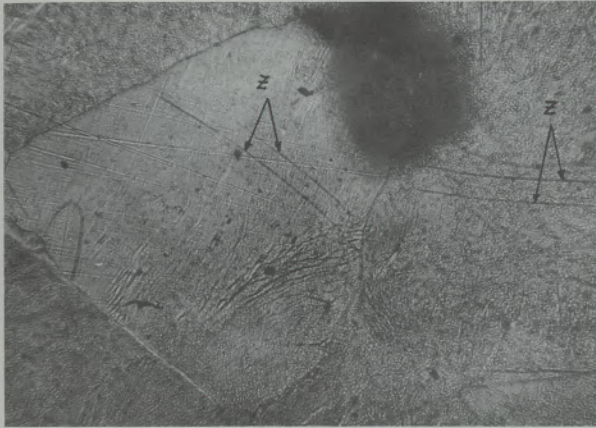


Abb./Fig. 5

Lichtmikroskop (50:1)

S 1112, geätzt in alkoholischer HNO_3 . Dendrit (umrahmt). Gerade und gekrümmte Gleitlinien (schlagartige Kaltverformung). Z: Zwillingsbildung. Interkristalline Korrosion (weiße Pünktchen)

Incidental light microscope (50:1)

S 1112 etched with alcohol-nitric acid solution. Dendrite (framed). Straight and bended slip lines (sudden stress). Z: Twin formation. Intergranular corrosion (white dots)

weil das Eisen von S 1112 nur 0,11% Si enthält, erforderlich wären $>2\%$ Si. Es steht hier Si im Eisen, nicht SiO_2 aus eventuellen Schlackeneinschlüssen zur Diskussion. Die Speckschicht bei S 1112 (Abb. 3) ist nur wenig hell und nicht scharf begrenzt vorliegend, bei S 1113 (Abb. 4) dagegen deutlich hell und scharf begrenzt. Die Untersuchung des Makrogefüges von S 1112 ergibt also einen ersten Anhaltspunkt für Gußstruktur.

Abb. 4 zeigt den ungeätzten Längsschnitt des Eisenblockes S 1113. Zu erkennen sind: Kopflunker, weitere große und kleine, leere und teilweise mit Schlacke gefüllte Lunker. Das Eisen zwischen ihnen ist durch Schlacke in feiner Verteilung verunreinigt. Letzteres und die Lunker sind in einem Trichter angeordnet. Zwischen den langen Proberrändern und dem Trichter ist je eine helle, dichte und einschlußarme Speckschicht ausgebildet. Es fehlen wie bei S 1112 die Stengelkristalle, was bei nur 0,013% Si (Tabelle 1) auch auszuschließen ist. Sonst ist die Ähnlichkeit des Makrogefüges des Originals mit der Prinzipskizze in Abb. 2b nicht zu übersehen. Beider übereinstimmende Merkmale sind Speckschicht, Trichter und darin Schlacke im Eisen und in den Lunkern. Der fallende Guß erfolgte im Hinblick auf die Verbreiterung des Trichters zum verdickten Ende hin von dorthier.

Die Abb. 3 und 4 lassen kein Konglomerat durch Schmieden zusammengeschweißter, klumpiger Eisenluppen erkennen. Die Gegenprobe zu Gußstruktur fällt also negativ aus.

Ein weiteres Merkmal für Gußstruktur sind Dendriten. Ein solcher tritt im Mikrogefüge von Abb. 5 (Probe aus der Randzone Abb. 3) in der klassischen Form (Tannenbaum) auf und ist mit einer Umrahmung durch Zeichenstift gekennzeichnet.

pheric pure crystalline zone of S 1112 (fig. 3) is only slightly defined, whereas S 1113 (fig. 4) shows bright and sharp limited areas. The study of the macrostructure of S 1112 gives the first indication of cast-iron structures.

Fig. 4 shows the unetched longitudinal cross section of iron block S 1113. Remarkable are the top cavities of the block as well as some big and many small cavities, which are filled with slag in some cases. The iron between the cavities has many impurities caused by finely divided slags. Iron and cavities are grouped in a cone. Between the long borders of the specimen an the cone is a bright, compact and nearly inclusion free zone. The radial crystallization, as shown in S 1112 is missing here, what is expected due to only 0.013% Si (table 1). Otherwise the similarity between the macrostructure of the original and the diagram of fig. 2b is incomprehensible. Their conform items are a pure, fine-granular peripheric zone and the cone filled with cavities and iron, which contain slags. In regard to the enlargement of the cone in direction of the thickened end the top casting began there.

There is no indication of a conglomerate of iron loops fused by forging in fig. 3 and 4 to recognize

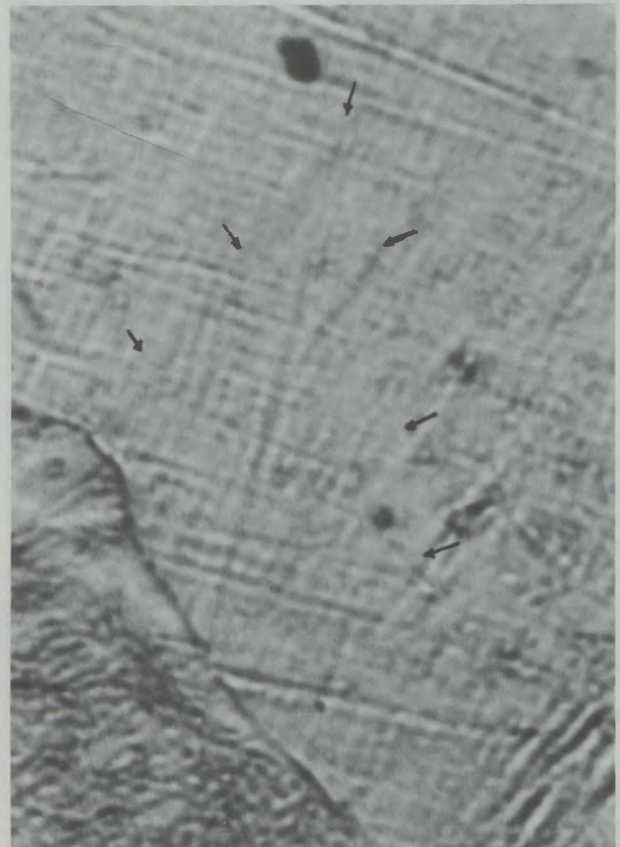


Abb./Fig. 6

Ausschnittvergrößerung (200:1) von Abb. 5. Dendrit, sechs Pfeile

Magnification of a section of fig. 5 (200:1). Dendrite, six arrows

Abb. 6 ist im Hinblick auf Verdeutlichung der dendritischen Struktur eine Ausschnittsvergrößerung von Abb. 5. M. E. liegt in Abb. 7 ein in Auflösung begriffener Dendrit vor, wobei zu berücksichtigen ist, daß der erstarrte Eisenblock hinterher wärmebehandelt wurde (s. w. u.), was allmähliche Auflösung des Dendriten bewirkte.

Im Hinblick auf Gußstruktur war nach Gasblasen zu suchen. Diese können nur in vorher geschmolzenem Metall nach der Erstarrung ihre Spuren hinterlassen. In Abb. 7 (2 Pfeile) treten sie, versehen mit einer Besonderheit, auf. Sie sind vorschriftsmäßig von rundlicher Form und innen mit Eisen (Ferrit) ausgefüllt, das bei stärkerer Vergrößerung (200:1 und darüber, Archiv des Verfassers) unregelmäßig geformte und verteilte Schlackeneinschlüsse erkennen läßt. Vorweg im Hinblick auf 4. Metallurgie sei bemerkt, daß die in den Schlacken reichlich vorhandenen Eisenoxide auf Roheisen und Stahl entkohlend einzuwirken vermögen. B argel und Schulze (13) führen mit Metall gefüllte Gasblasen darauf zurück, daß während des Abkühlens einer Metallschmelze der Gasdruck (z. B. H_2) sinkt und Schmelze über Kapillaren in ihrer Wandung in sie eindringt. Gefunden wurden an anderen Stellen der Probe Gasblasen, gefüllt mit nur nichtmetallischen Einschlüssen (Fischaugen) und auch leere, wovon auch Archivbilder vorliegen.

Als fünfter und letzter Hinweis, daß das Eisen aus der Schmelze entstand, ist heterogene Keimwirkung (Impfung durch Fremdstoffe) aufzuführen. In Abb. 8 sind in dem elliptischen, mittleren Ferritkorn zwei längliche, dunkle und damit nichtmetal-

and thus the result of disproof concerning cast-iron structures is negative.

Another characteristic item concerning cast-iron structures are the dendrites. One of them is shown in fig. 5 in its classic shape (fir tree) in marked section of the microstructure (sample from the peripheric zone of fig. 3). To make the dendritic structure more obvious, fig. 6 is a magnification of this section of fig. 5. In my opinion fig. 7 shows a dendrite in the state of beginning dissolution. Here is to remark that this iron block has been submitted to a heat-treatment after solidification, what led to progressive dissolution (see below).

The next step to prove cast-iron structures was the searching for blowholes. Traces of blowholes can only be found in metals which have been in the liquid state before solidification. Such blowholes are shown in fig. 7 (marked by arrows) with a particularity. These blowholes have the expected round shape and are filled with iron (ferrite) that is partly covered with irregularly spread slag inclusions, as it becomes visible using magnification of more than 200 : 1 (archives of the author). These slags, containing ferric oxides, have the ability to decarburize pig iron and steel (see below, 4. Metallurgy). Blowholes filled with metal are referred to molten metals, in which the gas pressure (for example H_2) decreases via capillary tubes (B argel and Schulze (13)). Other areas of the sample show blowholes filled only with nonmetallic inclusions (fisheyes) and some which are empty (archives of the author).

At last, the heterogeneous nuclear action is to mention as the fifth indication for the formation of the iron out of the smelt (formation of crystals caused by foreign substances). In fig. 8 two elongated, dark, nonmetallic inclusions (slags) are visible in the elliptic ferritic crystal of the center. A foreign phase occluded in a crystal means, that the nucleation has been heterogeneous due to the increase of dislocation density. That is why the elliptic ferritic crystal represents the primary separation out of the smelt in regard to its environment. After that, the elliptic crystal caused further nucleation and thus the grouping of other ferritic crystals without foreign inclusions (homogeneous nucleation). One supposition for nuclear action is that the main constituent (iron) is in the liquid state. Besides this, fig. 8 shows a little, rectangular etched pattern of a cubic crystal diagonal cut. The analysis of the elliptic crystal done with an X-ray microanalyzer shows:

75.1% FeO, 18.3% SiO_2 , 0.35% P_2O_5 , 4.1% Al_2O_3 , 4.0% CaO, traces of MgO and MnO.

The total of 101.85% is in the tolerable range of faults concerning a complete analysis via X-ray microanalyzer. Due to the analysis, the inclusions are characterized as acidic slags ($SiO_2 : CaO = 1 : 0.22$). In slags like this the iron silicates are represented by the following typical stoichiometric analysis: $FeSiO_3 = 54.5\% FeO$ and $45.5\% SiO_2$ ($1 : 0.83$); $Fe_2SiO_4 = 70.5\% FeO$ and $29.5\% SiO_2$

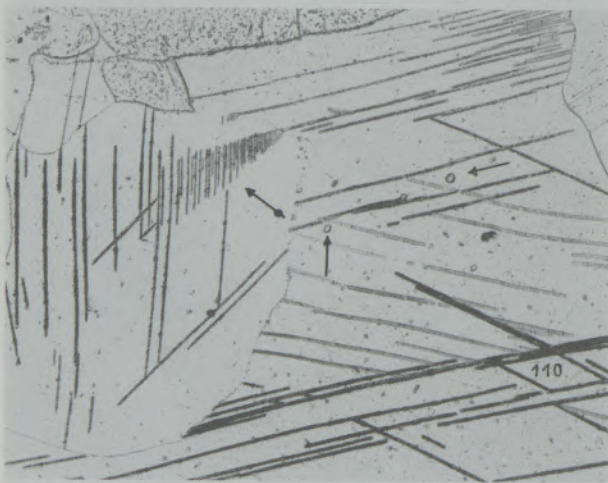


Abb. / Fig. 7

Lichtmikroskop (100:1)

S 1112, geätzt in alkoholischer HNO_3 . Gleitlinien; 110: Gleitebene im kubisch raumzentrierten Gitter. Pfeil mit Punkt am unteren Ende: In Auflösung begriffener Dendrit. Zwei einfache Pfeile: Mit Ferrit gefüllte Gasblasen

Incidental light microscope (100:1)

S 1112, etched with alcohol-nitric acid solution. Slip lines; 110: Slip plane of the body-centered cubic metal. Arrow with dot: Dendrite in the state of beginning dissolution. Two simple arrows: Blow holes filled with ferrite

lische Einschlüsse (Schlacke) enthalten. Eine fremde Phase, von einem Kristalliten ringsum eingeschlossen, bedeutet für diesen, daß er aus heterogener Keimbildung infolge Steigerung der Versetzungsdichte hervorgegangen ist. Demnach ist das elliptische Ferritkorn im Hinblick auf seine Umgebung die Erstausscheidung aus der Schmelze. Nach ihr gruppierten sich um sie durch Keimwirkung nunmehr des gesamten elliptischen Ferritkorns weitere Ferritkristalle ohne Fremdeinschlüsse (homogene Keimbildung). Keimwirkung setzt unerläßlich das Auftreten des Hauptproduktes, hier des Eisens, im flüssigen Aggregatzustand voraus. — In Abb. 8 tritt auch eine kleine, rechteckige Ätzfigur eines kubischen Kristalliten im schrägen Schnitt auf. — Die Analyse des linken Einschlusses im elliptischen Ferritkorn mit der Mikrosonde ergab:

75,1% FeO; 18,3% SiO₂; Spur MnO; 4,1% Al₂O₃; 4,0% CaO; Spur MgO; 0,35% P₂O₅.

Die Summe von 101,85% liegt innerhalb des Fehlers, der für die Vollanalyse mit der Mikrosonde noch zugelassen ist. Die Analyse des Einschlusses charakterisiert diesen auf Grund des Verhältnisses SiO₂ : CaO = 1 : 0,22 als saure Schlacke. Die in solchen Eisenschlacken üblichen Eisensilikate haben folgende stöchiometrische Zusammensetzung: FeSiO₃ 54,5% FeO und 45,5% SiO₂ (1 : 0,83); Fe₂SiO₄ 70,5% FeO und 29,5% SiO₂ (1 : 0,42). Das Verhältnis FeO : SiO₂ der Analyse beträgt 1 : 0,24. Somit ist im Einschluß ein Überhang an SiO₂ nichtgebundenem FeO vorhanden, selbst im ungünstigen Fall, daß nur Fe₂SiO₄ betrachtet wird. Außerdem wird ein Teil von 18,3% SiO₂ an CaO gebunden sein. Höhermelzende Verbindungen, hier FeO (Schmelzpunkt 1420 °C) sind erforderlich für heterogene Keimwirkung. Geeignet hierzu ist auch das häufig untergeordnet in Eisenschlacken vorkommende Fe₂O₃ (Schmelzpunkt 1570 °C). Die Betriebstemperatur in mit Blasebälgen betriebenen Rennöfen betrug nach Moesta (14) 1300 °C.

4. Metallurgie

Rennöfen wurden mit Eisenerzen und Holzkohle beschickt. Schlackenbildende Zuschläge (Kalk oder Dolomit) können ausgeschlossen werden. Holzkohle aus Fichten kommt gegenüber der aus Tannen und Buchen nach Singer (15) der höchste Heizwert, nämlich H_u = 28.710 kJ/kg und H_o = 29.590 kJ/kg, zu. Außerdem ist Holzkohle reaktionsfähiger als Hüttenkoks, was sich nach Erhardt und Franke (16) aus den verschiedenen, sich zum Reaktionsvermögen umgekehrt proportional verhaltenden Zündtemperaturen (Holzkohle 250 °C, Hüttenkoks 640 °C) ableiten läßt. Zur Aufkohlung des Eisens im Rennofen wie im Hochofen ist geeignet der aus der Disproportionierung des Ofengases CO neben CO₂ entstehende feinstkörnige Kohlenstoff. Der reaktionsfähigen Holzkohle wird bei der Aufkohlung auch eine Rolle zuzu-

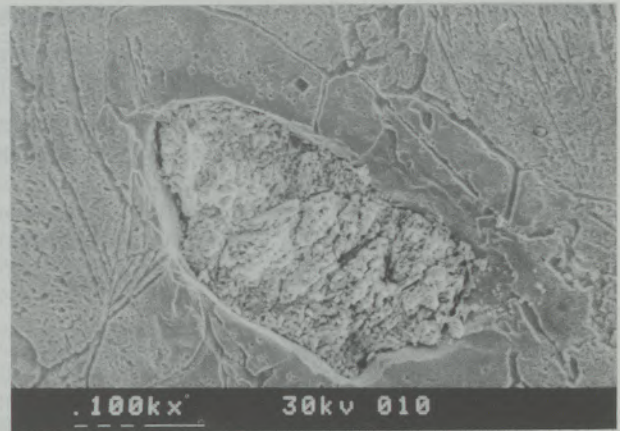


Abb./Fig. 8

Rasterelektronenmikroskop, rückgestreute Elektronen (100:1)

S 1112, geätzt in alkoholischer HNO₃. Im mittleren Ferritkorn zwei nichtmetallische Einschlüsse: Inhomogene Keimwirkung, Erstkristallisation gegenüber den angrenzenden Ferritkristallen

Electron scan microscope, reflected electrons (100:1)

S 1112, etched with alcohol-nitric acid solution.

Two nonmetallic inclusions of the central ferritic grain: Inhomogeneous nuclear action, primary crystallization relating to ferritic grains of its environment

(1 : 0,42). The ratio between FeO and SiO₂ of this analysis is 1 : 0,24. Thus the inclusion has a surplus concerning FeO, what is not bound at SiO₂, even when only Fe₂SiO₄ is regarded. Besides this 18,3% SiO₂ will be fixed at CaO. Compounds with higher melting points are required for nuclear action (in this case FeO (melting point 1420 °C). Suitable for that purpose is Fe₂O₃, what exists subsidiarily in ironslags (melting point 1570 °C). According to Moesta (14), the operating temperature of bloomery hearths working with bellows was 1300 °C.

4. Metallurgie

Bloomery hearths have been charged with iron ore and charcoal. Slag-forming fluxes (lime and dolomite) can be excluded. Charcoal made from pines has a higher calorific value (H_u = 28710 kJ/kg and H_o = 29590 kJ/kg) than charcoal from firs or beeches (Singer (15)). Furthermore, charcoal is more reactive than metallurgical coke, what can be derived from their different ignition temperatures (charcoal 250 °C, metallurgical coke 640 °C), which are inversely proportional to their reactivity (Erhardt and Franke (16)). The carbon for carburization of iron in a bloomery hearth, as well as in a blast-furnace comes from the disproportioning of gases like CO and CO₂. The reactive charcoal will also have its effect on carburization. Furthermore, it will be possible that charcoal will be more suitable for direct reducing of iron ores in the range of temperatures between 1200 °C and 1400 °C. Thus carburization of iron up to saturation can not be excluded concerning the bloomery hearth.

Tabelle/Table 2

Analysen von Roheisen aus römischen Rennöfen und einem Versuchsofen römischer (norischer) Bauart. Leere Kästchen: Keine Analyse

Analyses of pig iron of Roman bloomery hearths and one experimental furnace of Roman (Noric) design. Empty frames: no analyses

Nr.	Gegenstand Object	Fundort Source of discovery	Analyse durch Analyst	% C gesamt	% C Graphit	% C gebunden	% Si	% Mn	% P	% S	% N
1	Lancs	Widlerspool England	Tylecote (2)	3,23	3,00	0,23	1,05	0,40	0,76	0,49	
2	Warv	Tiddington England	Tylecote (2)	3,52	3,21	0,31	1,92	0,63	0,77	0,05	
3		Versuchsofen Kärnten	Straube (18), (19)	3,46			0,12	1,25			
4		Versuchsofen Kärnten	Straube (18), (19)	4,18			0,09	0,07			
5		Versuchsofen Kärnten	Straube (18), (19)	2,95			0,03	0,28	0,16	0,04	0,008
6	Bessemer-Roheisen, Richtanalyse		Vogel (26)	3,5			2	1,2	0,07	0,03	

schreiben sein. Ferner für Direktreduktion des Eisenerzes zwischen 1200 und 1400 °C wird sie vor Kokskohle einen Vorzug haben. Somit ist die Aufkohlung des Eisens bis zur Sättigung für den Rennofen nicht auszuschließen.

Insgesamt wird berichtet von 17 Roheisenproben aus Rennöfen, und zwar von 11 Proben vom Magdalensberg (Kärnten) durch Schaab (4), einer Probe aus Böhmen/Mähren durch Bartuska und Pleiner (17), zwei Proben aus England durch Tylecote (2) und drei Proben aus einem Versuchsofen zur Nachahmung der Entstehung norischen Eisens durch Straube (18). Analysen liegen vor nur von den beiden letztgenannten Verfassern (Tabelle 2). Nach deren C-Gehalten hat also Aufkohlung des Renneisens bis in den Bereich des Roheisens stattgefunden. In Tabelle 2 ist der hervorstechendste Unterschied darin zu bemerken, daß bei Tylecote (2) 1,05 und 1,92% Si erscheinen, bei Straube (18) nur 0,12 und 0,03% Si. Aufkohlung des Eisens im heutigen Hochofen findet zwischen 900 und 1200 °C statt; sie ist auch im Rennofen, der 1300 °C (s. o.) erreicht, möglich. Beim heutigen Roheisen läuft neben Aufkohlung auch Aufsilizierung (Bessemer-Roheisen 2% Si) durch Reduktion des SiO₂ der Schlacke durch C, C und Fe oder Fe (Tabelle 3, Gleichungen Nr. 12–14) ab. Aufsilizierung erfordert jedoch 1400–1800 °C, was über die Möglichkeit des Rennofens hinausgeht. 1400 °C ist im Hochofen die Temperatur im unteren Teil der Rast, 1800 °C die im Gestell. Wenn die Temperatur im Rennofen Aufsilizierung ausschließt, werden die hohen Si-Gehalte (Tabelle 2; Nr. 1, 2) auf SiO₂ in Schlackeneinschlüssen der Eisenproben bei der naßchemischen Analyse zurückzuführen sein. Dasselbe wird auch bei den für englische Verhältnisse hohen P-Gehalten zu berücksichtigen sein.

As a whole is reported of 17 samples of pig iron from bloomery hearths. Schaab (4) reports of 11 samples from Magdalensberg (Kärnten), Bartuska and Pleiner (17) of one from Böhmen-Mähren and Tylecote (2) of two from England. Three samples are from an experimental furnace made for imitation of the development of the Noricum's iron (Straube (18)). Analyses exist only from the two authors mentioned at last (table 2). Concerning the carbon contents of their analyses the carburization of iron in a bloomery hearth went up to the range of pig iron. The most important difference of table 2 is that Tylecote (2) mentions 1.05 and 1.92% Si, whereas Straube (18) reports of only 0.12 and 0.03% Si. Carburization of iron in today's blast-furnaces happens at temperatures of 900–1200 °C and will still be possible in a bloomery hearth at 1300 °C (see above). Today's Bessemer pig iron shows siliconization besides carburization because of reduction of SiO₂ (from the slag) with C, C and Fe together or only Fe (table 3, equations No. 12–14). Siliconization requires 1400–1800 °C, what is beyond the capabilities of a bloomery hearth. In a blast-furnace 1400 °C can be reached in the lower part of the bosh and 1800 °C in the crucible. If the temperatures of a bloomery hearth are too low for siliconization, the high contents of Si (table 2, No. 1, 2) refer to SiO₂ in the slag inclusions of these iron samples used for classical chemical analyses. The same will be taken into account for the contents of P, which are high for the conditions in England. The analysis No. 1 of table 2 expresses a disproportionate value of S (0.49%). Pig iron has melting points in the range of 1150 and 1300 °C. So far, liquid pig iron could be tapped from a bloomery hearth. In metallographical analyses of pig iron from bloomery hearths Schaab (4)

Durch Analyse Nr. 1 der Tabelle 2 wurde ein unverhältnismäßig hoher S-Wert (0,49%) gefunden. Roheisen kommen Schmelzpunkte zwischen 1150 und 1300 °C zu. Flüssiges Roheisen kann also aus dem Rennofen abgestochen worden sein. Metallographisch wurde durch Schaab (4) Ledeburit enthaltendes Renneisen festgestellt, durch Straube (18) und Straube, Tarmann und Plöckinger (19) ebensolches und graphitisches. Letzteres verlangt hohe Si-Gehalte, die jedoch nicht vorhanden sind. Ausscheidungen von Graphit in Roheisen des Rennofens konnten deswegen nur bei geringerer Erstarrungsgeschwindigkeit gegenüber derjenigen des Roheisens mit Ledeburit abgelaufen sein. Flüssigem Roheisen wird durch saure Schlacke (s. o.) P nicht entzogen, dessen hohe Gehalte im Renneisen Germaniens (Tabelle 1; Nr. 3, 4, 6–8) dadurch verständlich werden.

Bei den Bauträgern sind Hinweise auf Gußstrukturen ermittelt worden. Sie erfordern eine Form für das flüssige Roheisen. Nur mit solchem Roheisen kann gegossen werden. Daß ein besonderes Stichloch für Schlacke vorhanden war, ist nicht erwiesen. Die Schmelze floß dann aus einer seitlichen Abstichöffnung (Tonstopfen) am Grund des Rennofens über eine zur Form leicht geneigte Rinne in diese. Die Form für die Bauträger befand sich neben dem Rennofen. Unter einem aufgebockten Ofen hätte man die Schmelze schlecht in

discovered ledeburite, Straube (18) and Straube, Tarmann and Plöckinger (19) discovered graphitic iron furthermore. Graphitic iron requires high contents of Si, which in fact do not exist. That is why graphitic separations in pig iron of bloomery hearths could only happen if the velocity of solidification is below that of pig iron with ledeburite. Acidic slags (see above) cannot extract P from liquid pig iron, what will explain the high contents in the samples of Germania (table 1, No. 3, 4, 6–8).

Concerning the pillars, cast-iron structures have been discovered. They require a mold made of loam for the liquid pig iron. Casting is only possible with liquid pig iron. It is not provable that there has been a special taphole for the slag. The smelt was flowing out of a lateral taphole (clay plug) at the bottom of the bloomery hearth running over a slightly inclined channel into a mold. The mold for the pillars was close by a bloomery hearth. Under a jacked up hearth tapping would have been too difficult. The channel was a necessity. Deoxidants have been unknown and the casting was unkilld iron.

In accordance with Cleer (20) the more developed bloomery hearths have been enlarged from top to bottom. In this direction the temperature increases. The charged material expands due to the increase of temperature and thus can lead to

Tabelle/Table 3

Reaktionen zur Entkohlung des Roheisens durch Schlacke (Nr. 1–11) und seiner Aufsilizierung (Nr. 12–14).

ΔG_R° : molare freie Reaktionsenthalpie bei 1 atm in kcal (1 mol Ausgangssubstanz)⁻¹. Berechnet nach Gleichungen [1] und [2] im Text. Je höher ΔG_R° im Negativbereich (Positivbereich), desto stärker ist die Triebkraft der Reaktion nach rechts (links)

Reactions concerning decarburization of pig iron caused by slags (No. 1–11) and siliconization (No. 12–14).

ΔG_R° : free molar enthalpy for reaction at 1 atm. Units: kcal mol⁻¹. Calculated due to equations [1] and [2] of the text (see above). The more ΔG_R° ist in the range of negative values (positive values), the more the propelling force of the reaction goes to the right (left)

Nr.			ΔG_R°
1	$\text{FeO} + \text{C} = \text{Fe} + \text{CO}$	1700 K (1427 °C)	$\Delta G_R^\circ = -23,32 \text{ kcal mol}^{-1}$
2		1600	-19,96
3		1500	-16,43
4		1100	-1,97
5		1000	+1,67
6		298	+27,32
7	$\text{FeO} + \text{Fe}_3\text{C} = 4\text{Fe} + \text{CO}$	1500 K	-16,44
8	$\text{Fe}_{0,947}\text{O}$ (Wüstit) + C = $\text{Fe}_{0,947}$ + CO		-18,48
9	$\text{Fe}_2\text{O}_3 + 3\text{C} = 2\text{Fe} + 3\text{CO}$		-70,20
10	$\text{Fe}_3\text{O}_4 + 4\text{C} = 3\text{Fe} + 4\text{CO}$		-80,78
11	$\text{Fe}_2\text{SiO}_4 + 2\text{C} = 2\text{Fe} + \text{SiO}_2 + 2\text{CO}$		-34,93
12	$\text{SiO}_2 + 2\text{C} = \text{Si} + 2\text{CO}$	1700 K	+20,84
13	$\text{SiO}_2 + \text{C} + \text{Fe} = \text{Si} + \text{CO} + \text{FeO}$		+44,16
14	$\text{SiO}_2 + 2\text{Fe} = \text{Si} + 2\text{FeO}$		+67,48

die Form abstechen können. Die Rinne war also notwendig. Der Guß erfolgte unberuhigt. Desoxidationsmittel waren unbekannt.

Es gab nach Cleer (20) höher entwickelte Rennöfen, die sich nach unten verbreiterten. In dieser Richtung nimmt die Temperatur zu. Das Füllgut dehnt sich dadurch aus, und es kann zu seinem Festbacken an der Ofenwandung kommen, der Ofen hängt. Diese Betriebsstörung tritt durch die Verbreiterung nicht mehr so häufig auf.

Das primitive Stadium von Rennöfen mit Produktion von Eisenluppen wäre überwunden gewesen. Nach jeder Charge mußte der Ofen zerschlagen werden, um die Luppen herauszuholen. Eisenluppen sind nach Schürmann (9) durch indirekte Reduktion mit CO hervorgegangen, und das Eisen war niemals flüssig. Straube (21) kommt auf Grund der Ergebnisse seines Versuchsofens zu der belegbaren Auffassung, daß darin im wesentlichen Roheisen zu härtbarem Stahl entkohlt (gefritsch) wurde. Die Blasdüse lag aus archäologischen Gründen nur 100 mm über der Ofensohle, also ein Konverter zum Durchblasen; FeO-reiche Schlacke und nicht reduziertes Eisenerz halfen auch bei der Entkohlung (s. w. u.). Hier wird die Existenz flüssigen Roheisens mit der Möglichkeit, es in eine Form zu gießen und Entkohlung hierbei zur Diskussion gestellt.

Straube (21) und Gilles (22) haben in ihren Versuchsofen zur Nachahmung der Entstehung von Renneisen mit dem Thermoelement örtlich begrenzt und kurzzeitig 1420 °C gegenüber der im Rennofen üblichen Temperatur von 1300 °C gemessen. 1420 °C werden auf die Exothermie der teilweisen Oxidation des schon gebildeten Eisens durch den Gebläsewind nach der Verbrennung der Holzkohle zurückzuführen sein. Verließ die Blasdrüse zum Innern der Rennöfen hin einfallend, konnten Düsenverstopfungen, die die Temperatur abfallen lassen, vermindert werden.

Entkohlung im Ofen wie notwendigerweise bei Straube (21) konnte vermieden werden, wenn die Blasdüse(n) oberhalb des flüssigen Eisens und der darauf schwimmenden flüssigen Schlacke angebracht war. Dieses liegt den nachfolgenden Erörterungen zugrunde.

Wie ist dann der Abstieg von $>2\%$ C (Tabelle 2) bis auf $<0,1\%$ C (Tabelle 1, die Proben aus Germanien und Britannien) zu erklären? Der Schmelzpunkt letzterer kommt nahe an den des reinen Eisens (1535 °C) heran, also weit über die Möglichkeit des Rennofens. Zur Erklärung sind neben nicht reduziertem Eisenerz die im Vergleich zum heutigen Eisen extrem hohen Schlackengehalte des Renneisens, von denen Abb. 3 (S 1112) einen Eindruck vermittelt, heranzuziehen. Die Schnittfläche der Abb. 3 liegt 30 cm vom verdickten Ende, dem Oberteil der Form, entfernt. Die Schlacke ist also ungewöhnlich tief, verglichen mit heute, im Renneisen vorliegend. Auf die zahlreichen und tief in den Eisenblock reichenden Schlackenverun-

shutdowns as a result of frittings at the inner surface of the furnace. These shutdowns became seldom due to the enlargement.

The primitive stage of bloomery hearths for the production of iron loops would have been overcome. After each charge the furnace had to be smashed for taking off the puddled iron. Puddled iron is the result of indirect reduction with CO (Schürmann (9)) and has never been in a liquid state. Due to the results of this experimental furnace Straube (21) comes to the conclusion that in this kind of furnace, above all, the decarburization of pig iron with the result of hardenable steel was obtained (fining process). The blast nozzle was due to the archaeological model, only 100 mm above the oven sole. In some respects the furnace worked as a converter. Slags with high contents of FeO and not reduced iron ore were helpful at decarburization (see below). Here the possibilities of liquid pig iron, decarburization and casting into molds are to discuss.

In their experimental furnaces for the imitation of formation of direct-process iron Straube (21) and Gilles (22) have measured temperatures of 1420 °C with thermocouple elements, but only local and temporary. The normal temperature in a bloomery hearth is about 1300 °C. The temperature of 1420 °C is a result of exothermic reactions of partial oxidation of iron (Fe) with the air blast after combustion of charcoal. If the inclination of the blast nozzles was downwards in direction of the inner parts of the furnace, blocking of the nozzles and thus a decrease of temperatures could be lessened.

The decarburization in the furnace (Straube (21)) could be avoided by using blast nozzles positioned above the liquid slag, which is covering the liquid metal. The following conclusions are based on this supposition.

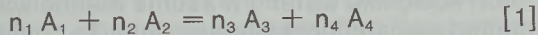
How can the decrease of C-content from $>2\%$ C (table 2) down to $<0,1\%$ C (table 1, specimen from Germania and Britannia) be explained? The melting point of the last mentioned is not far from the melting point of pure iron (1535 °C) and thus far away from the capabilities of a bloomery hearth. This can be explained due to not reduced iron ore in comparison with modern cast-iron, by very high contents of slags, which is shown in fig. 3 (S 1112). The section in fig. 3 is 30 cm away from the enlarged end of the sample corresponding to the upper part of the mold. The slag is extraordinary deep in the puddled iron compared with today's technologies. The numerous slag inclusions of the iron block, which reach deep into the block (fig. 4, S 1113) attract attention.

Slag together with not reduced iron ore are able to decarburize liquid pig iron due to their contents of iron oxides. This is mainly done in the mold. Tab. 3 shows the values of the molar free enthalpy for reaction at 1 atm ΔG_R° of the possible reactions in regard to decarburization at different tempera-

reinigungen in Abb. 4 (S 1113) ist auch aufmerksam zu machen.

Schlacke und nicht reduziertes Eisenerz vermögen mit ihren Anteilen an Eisenoxiden entkohlend auf das flüssige Roheisen einzugreifen, hier hauptsächlich in der Form. In Tabelle 3 sind unter Benutzung der thermochemischen Tabellen von Barin und Knacke (23) die Werte der molaren freien Reaktionsenthalpien bei 1 atm ΔG_R^0 der in Frage kommenden Reaktionen im Hinblick auf Entkohlung für verschiedene Temperaturen berechnet. Durchführung der Berechnung:

Für die allgemeine Reaktionsgleichung

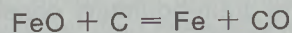


gilt $\Delta G_R^0 = (n_3 G_3^0 + n_4 G_4^0) - (n_1 G_1^0 + n_2 G_2^0)$ [2]

G_i^0 : Molare freie Enthalpie der einzelnen Reaktionsteilnehmer bei 1 atm in kcal mol⁻¹, bei Barin und Knacke (23) für alle 100 K tabelliert.

Je höher ΔG_R^0 sich im Negativbereich (Positivbereich) befindet, desto größer ist die Triebkraft der Reaktion zur rechten (linken) Gleichungsseite.

Die Ergebnisse der Berechnungen befinden sich in Tabelle 3 (Nr. 1–11). Legt man in einer Gleichung zur Entkohlung nicht nur C, sondern auch Fe₃C zugrunde, so ergeben sich gleiche Werte für ΔG_R^0 (Tabelle 3, Nr. 7 ist mit Nr. 3 zu vergleichen). FeO ist das häufigste Eisenoxid der Schlacken. Für die Reaktion

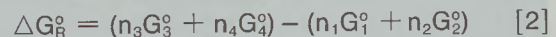
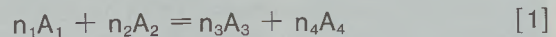


ergibt die Berechnung von ΔG_R^0 zwischen 1700 und 1100 K abnehmende Negativwerte. Zwischen 1100 und 1000 K (727 °C) schlägt das Vorzeichen in positiv um. Oberhalb der genannten Grenze wird Entkohlung immer aktueller, wirksam ist sie auch noch im festen Aggregatzustand. Alle übrigen Entkohlungsreaktionen der Tabelle 3 ergeben, alle nur für 1500 K berechnet, negative Werte für ΔG_R^0 . Entkohlung durch Eisenoxide ist also thermochemisch zu begründen. Straube (21) stellt ein eindrucksvolles Gefüge vor, in dem die Schlacke seines Versuchsofens härtbaren Stahl bis zum Ferrit entkohlt hat. Entkohlung hat Erhöhung des Schmelzpunktes zur Folge. Ein Vergleich drängt sich auf, der mit dem Puddelverfahren des vorigen Jahrhunderts. Bei diesem bewirkte Zugabe von Eisenoxiden die Entkohlung des flüssigen Roheisens, und in flachen Wannen wurde die Mischung gerührt (gepuddelt).

In Tabelle 3 (Nr. 12–14) sind auch die ΔG_R^0 -Werte bei 1700 K in Hinblick auf Aufsilizierung des Roheisens berechnet. Diese Temperatur ist dafür zu niedrig, im Rennofen auch keineswegs erreichbar.

Tylecote (2) berichtet über den größten bisher entdeckten eisernen Balken (Catterick, England) von etwa 250 kg und 168 cm Länge. Das würde, falls gegossen, schätzungsweise einen 4 m hohen Rennofen mit einem Innendurchmesser in der Mitte von 1,50 m bedeuten. Von einem Rennofen

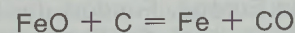
(calculated due to Barin and Knacke (23)). The general equations for reaction are:



G_i^0 : the units are kcal mol⁻¹. Molar free enthalpy for reaction at 1 atm listed in steps of 100 K at Barin and Knacke (23).

The more ΔG_R^0 is in the range of negative values (positive values), the more the propelling force of the reaction is transferred to the right (left) side of the equation.

The results of this calculation are shown in table 3 (No. 1–11). Assumed that there is C as well as Fe₃C, the results of the equations for ΔG_R^0 are equal, as shown in table 3 (No. 3, 7). FeO is the most often existing iron oxide of these slags. Concerning the reaction



the calculation yields in decreasing negative values in the range of 1700–1100 K. Between 1100 and 1000 K (about 727 °C) the sign changes from minus to plus. Above the before mentioned limitation decarburization is going to be more and more actual and is still powerful in the solid state. All other reactions concerning decarburization in tab. 3 have values for ΔG_R^0 (calculated for 1500 K). Thus, decarburization caused by iron oxides can be explained thermochemically. Straube (21) represents an impressive micrograph, where the slag of his experimental furnace has decarburized hardenable steel and has transferred it into ferrite. The decarburization leads to an increase of the melting point. A comparison with the puddling process of the last century suggests itself. In the puddle process the additional input of iron oxides effects the decarburization of the liquid iron. The mixture was puddled in flat tubs.

Table 3 (No. 12–14) shows the ΔG_R^0 -values at 1700 K in regard to siliconization of pig iron. This temperature is too low for that reaction and also it is not within reach of a bloomery hearth.

Tylecote (2) reports of the greatest iron block discovered till today (Catterick, England) of about 250 kg and a length of 168 cm. This would require a bloomery hearth with a height of nearly 4 m and an inner diameter of 1.50 m in the middle. The archaeology of Roman culture does not know any traces that indicate bloomery hearths of this height. Also it is not known, if the tapping was done with two smaller furnaces grouped beside one central mold. Today, ladles are used for transporting the melt from two furnaces to the mold. Jue-ming (5) regrets, too, that in the foundries of China (about 500 b. Chr.) none of the furnaces, used for staple-casting, has been found. There are many questions with outstanding answers. For example the real measurements of a Roman bloomery hearth, the ingot masses of the charging (iron ore : charcoal), the efficiency concerning the output of iron, the cycle time, number

derartiger Größe kennt die römische Archäologie keine Spur, auch nicht, daß aus zwei kleineren, um die Gießgrube angeordneten Öfen hintereinander gegossen wurde. Bei überschweren Gußstücken wird das heute durchgeführt mit Pfannentransport der Schmelze aus zwei Öfen zur Form. Jue-ming (5) bedauert ebenfalls, daß bei den chinesischen Betrieben zur Fertigung von Stapelguß (ab 500 v. Chr.) die zugehörigen Schmelzöfen nicht gefunden wurden. Weitere Fragen sind noch offen: Wirkliche Abmessungen eines römischen Ofens, Menge einer Füllung aus Eisenerz und Holzkohle und deren Mengenverhältnis, Eisen ausbringen, Dauer einer Charge, Zahl der Chargen eines Ofens, Beschickung in abwechselnden Lagen von Erz und Holzkohle, Gießtechnik?

Prinzipiell stehen wir nach den hier vorgelegten Untersuchungsergebnissen und Deutungsversuchen vor einer römischen Eisengießerei, der bisher ältesten in Europa. Fundort der Eisenblöcke S 1112 und S 1113 ist die Saalburg. Wo sie im Römerreich erschmolzen und in ihre Form gegossen wurden, ist unbekannt. Plinius II. der Ältere schreibt in seiner *Naturalis historia* (24), daß er „Eisen wie Wasser fließend“, geschmolzenes Eisen liegt hier nahe, beobachtete. Es sieht so aus, daß er richtig beobachtete. Zur Erhärtung der hier vorgebrachten metallurgischen Überlegungen wären sorgfältig geplanter Bau und Betrieb eines Versuchsofens mit Gießerei erforderlich.

5. Vorgänge nach der Erstarrung

Im Eisenblock S 1112 treten gerade und gekrümmte Gleitlinien in Erscheinung (Abb. 5, 7). Dies bedeutet Kaltverformung (schlagartige Beanspruchung), die bei den gekrümmten Linien stärker war als bei den geraden.

In Abb. 5 sind überall weiße Pünktchen, auf dem mittleren Ferritkorn dünner gesät als auf den benachbarten, und ein Teil weißer Korngrenze am mittleren Ferritkorn zu sehen. Auf letzterer genau wurde mit der Mikrosonde analysiert und angenähert als aus FeO oder Fe₃O₄ bestehend (mit leichtem Überschuß an Fe) identifiziert, S liegt in höherer Konzentration vor als in der Durchschnittsprobe. Die Bildung beider Oxide wird mit interkristalliner Korrosion in Verbindung zu bringen sein infolge langjähriger thermischer Belastung der Bauträger durch heiße Gase, einschließlich überschüssigen Sauerstoffs und Wasserdampf im Feuerungsraum einer römischen Therme.

Die Bauträger werden nicht überall als solche anerkannt, sondern man hält sie für Ambosse und das verdickte Ende von S 1112 (Abb. 1) wäre die Amboßfläche, auf der geschmiedet wurde, gewesen. Das vom Rande entnommene Probestück für Abb. 5 befand sich 30 cm unter dem verdickten Ende, der vermeintlichen Amboßfläche. Von dieser würde keine Wirkung interkristalliner Korrosion so tief in den Eisenblock eingedrungen sein. Bauträgern ist also gegenüber Ambossen der Vor-

of charges of a singular furnace, has the charging been done by alternating layers of ore and charcoal and what was the state of foundry practise?

Basically seen, the above given results of investigation and their explanations lead to the conclusion, that we are confronted with the oldest iron foundry in Europe, as far as known today. The source of discovery of these two ironblocks (S 1112 and S 1113) is the "Saalburg". The location of the foundry itself, where they have been melted and tapped into a mold during the Roman Empire, is still unknown till today. Plinius II. (sen.) wrote in his "*Naturalis Historia*" (24), that he saw "iron liquid like water". It seems that he watched melted iron and possibly was right. To confirm the above described reflections concerning the metallurgy a careful planning and running of an experimental furnace would be necessary.

5. Post-solidification processes

Sample S 1112 shows both, straight and bended slip lines (fig. 5, 7). This indicates cold forming (sudden stress). The bended lines indicate areas of stronger deformation.

In fig. 5 the ferrite grain in the middle shows less white dots than the grains of its environment. This central grain also shows a partly white grain-boundary. The last mentioned has been analyzed carefully with X-ray microanalyzer. The analysis shows that the grain-boundary consists approximately of FeO or Fe₃O₄ (with a surplus of Fe). The content of S is higher as the average of the sample. The formation of the two oxides will be explicable due to intergranular corrosion combined with thermal stresses of the pillars because of hot offgases, residual oxygen and steam in the combustion chamber of a Roman thermal bath during a long time.

The pillars are not always regarded as pillars, but as anvils with the enlarged end of S 1112 (fig. 1) as a working surface. The sample for fig. 5 is taken from the periphery 30 cm below the enlarged end of this supposed working surface. The effects of intergranular corrosion would not have been able to penetrate into this depth of the iron block. Preference is given to regard them as pillars instead of anvils. The ferritic structure of the Roman nail (file of the author) in table 1 is without any sign of intergranular corrosion.

The iron block S 1113 is pervious to water because of its porosity. Numerous slags are finely divided in the block, in cavities as well as in iron. These slags contain very much of FeO (see above) and subsidiary Fe₂O₃, as it is shown by the classical chemical analysis of the slags done by other authors (for example Tylecote(2)). Between iron and its oxides a formation of corrosion cells is possible in combination with an electrolyte. This happened due to the storage of these worn out pillars in salt containing underground water. The

zug zu geben. Das Ferritgefüge des römischen Nagels (Archivbild des Verfassers) in Tabelle 1 ist ohne jedes Anzeichen interkristalliner Korrosion.

Der nicht durchgeschnittene Eisenblock S 1113 ist wasserdurchlässig, also stark porös. Im Block liegen vor in Lunkern und feinverteilt im Eisen zahlreiche Schlacken (Abb. 4). Letztere enthalten reichlich FeO (s. o.), untergeordnet auch Fe₂O₃, wie aus naßchemischen Schlackenanalysen anderer Verfasser (z. B. mehrfach bei T y l e c o t e (2)) hervorgeht. Zwischen Eisen und seinen Oxiden kommt es bei Vorhandensein eines Elektrolyten, hier bei längerer Lagerung der ausgedienten Bauträger im Salze enthaltendem Grundwasser, zur Ausbildung eines elektrochemischen Korrosions-elementes. Dem Eisenoxid kommt das höhere Potential zu, es ist edler als sein Metall, welches in Lösung geht. Das Gefüge der Eisenblöcke wird allmählich lockerer, ursprünglich kleine Lunker mit Schlacke können größer geworden sein. Destilliertes Wasser, wenn auch extrem niedrig in positive (H₃O)-Ionen und negative (OH)-Ionen dissoziiert, übernimmt zwischen Eisen und Eisenoxiden auch die Rolle eines Elektrolyten (s. w. u.). Näheres über elektrochemische Korrosion zwischen verschiedenen Paaren Metall und zugehörigem Oxid befindet sich bei K r a p p , R u b o und W a g n e r (25), z. B. beträgt die Potentialdifferenz zwischen Fe und FeO in 30 g NaCl in 1 l Lösung 440 mV.

Archäologische Fundstücke werden manchmal zur Reinigung einige Zeit in destilliertes Wasser gelegt, so auch der der Länge nach geteilte Block S 1113 (Abb. 4). Danach erschienen stellenweise innerhalb der hellen, vom Ursprung her feinkörnigen Speckschicht (Abb. 4) grobkörnige Ferritkristalle (Abb. 9). Destilliertes Wasser hatte eine Gefügeätzung vollzogen, nach den vorherigen Ausführungen auf der Basis des elektrochemischen Korrosionselementes Fe/FeO, wenn auch bei sehr wenig FeO. Die Speckschicht ist reiner als die übrigen Bezirke des Gußstückes.

Die Eisenblöcke sind Bruchstücke von größeren Stücken. So möge ein kompletter Bauträger nach Aufgabe seiner Funktion in schräger oder waagrechtlicher Stellung im Boden gelagert haben. Währenddessen lief in ihm elektrochemische Korrosion ab. Zum verdickten, schweren Ende hin wird es dann bevorzugt zum Bruch gekommen sein. So ist auch der Befund bei beiden Blöcken.

Den vorher erwähnten grobkörnigen Ferritkristallen in der Speckschicht ist zugrunde zu legen, daß geschmiedet wurde, was Kornvergrößerung zur Folge hatte. Bei den Bauträgern wurde also eine Warmverformung vorgenommen, die aus der Gießgrube ausgehobelten Bauträger werden liegend in ein Holzkohlenfeuer mit nicht ganz regelmäßiger Temperaturverteilung gebracht worden sein und durch Schmieden die Schlacken entfernt. Dasselbe wurde auch nach allgemeiner Auffassung mit den Luppen durchgeführt. Die Vorgänge zur Entfernung der Schlacken werden unvollständig

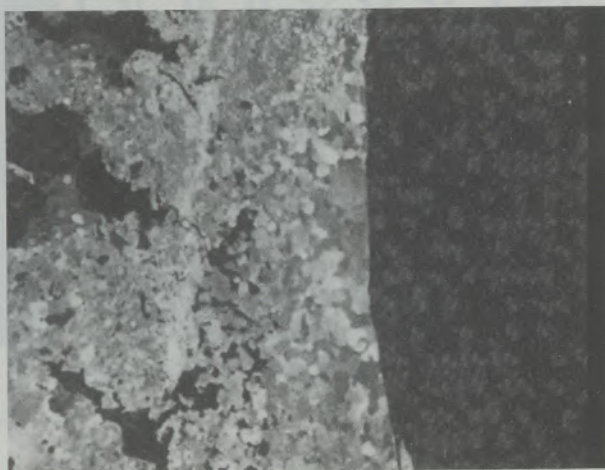


Abb./Fig. 9 (1:1)

S 1113, geätzt. Grobes Ferritkorn in der normal feinkörnigen Speckschicht: Warmverformung durch Schmieden
S 1113, etched. Coarse ferritic grain in the normally fine crystalline zone: Hot forging process due to forging

higher potential belongs to the ironoxide and the iron will be dissolved, thus the ironoxide is more electropositive than iron. The structure of the iron blocks becomes more and more spongy and the originally small cavities, which contained slag, could have become bigger. Distilled water functions as an electrolyte between iron and ironoxide, even when it is only extremely low dissociated into positive ions (H₃O) and negative ions (OH) (see further below). For further information about electrochemical corrosion between metals and their oxides see K r a p p , R u b o and W a g n e r (25). For example the potential difference between Fe and FeO in 1 l solution of NaCl (30 g) is 440 mV.

In many cases archaeological findings are put into distilled water for some time. The same happened to block S 1113, which has been divided in longitudinal direction (fig. 4). After that coarse-grained crystals of ferrite appeared on the bright peripheric crystalline zone, whereas the original peripheric zone has been fine-grained (fig. 4). In agreement with the above mentioned explanations about electrochemical corrosion of Fe/FeO, the distilled water caused structural etching, even when the content of FeO has been very low. The peripheric zone of crystals shows less impurities than the other areas of the casting.

The iron blocks are fractions of greater pillars. It seems that a complete pillar, due to its function, has been fixed in horizontal or declined position in the ground. In its inner parts happened electrochemical corrosion. In direction of the enlarged end it was preferred to come to fraction, what is confirmed by the analyses of both samples.

The above mentioned coarse-grained ferritic crystals of the peripheric zone are an indication of forging. Coarsening of grain is a result of the forging process. These pillars have been worked

abgelaufen sein. Das Schmieden erfolgte hier nicht zum Zweck der Formgebung.

Hammerschläge waren auch erforderlich beim Richten der erkalteten Bauträger im Feuerungsraum einer Therme mit der Folge, daß hierbei Gleitlinien entstanden. In einer anderen Stufe der Nachbehandlung Kaltverformung zu suchen, ergibt keinen rechten technischen Sinn. Wohl kann es beim Schmieden im kühler gewordenen Feuer ($<400^{\circ}\text{C}$) zu unbeabsichtigter Kaltverformung gekommen sein. Definitionsgemäß ist die genannte Temperatur hierfür die obere Grenze, über derselben beginnt bei Weicheisen die Rekristallisation.

up by a hot forming process. Using levers, the pillars have been transported from the casting pit to a charcoal fire and put into it in horizontal position. The temperature gradient has not been constant at all. The reason for forging has been a removal of slags as it was done with puddles iron concerning to the common understanding. The process of removal must have been incomplete and the forging has not been for the reason of profiling.

Hammering was required for the purpose of adjusting the pillars in the combustion chamber of a thermal bath with the result of formation of slip lines. It makes no sense technically seen, to look for other working operations causing cold forming. It might be, of course, that due to the decreasing of the temperature of the fire ($<400^{\circ}\text{C}$) accidental cold forming during the forging process could have happened. Due to the definition of cold forming the above mentioned temperature is the upper limitation, whereas above this limitation the recrystallization of soft iron will happen.

Literaturverzeichnis/References

1. Baatz, D., Saalburgmuseum: Briefliche Mitteilung vom 19. 2. 1984. Derselbe regte auch diese Untersuchung an und stellte die zwei Eisenblöcke dafür zur Verfügung.
2. Tylecote, R. F.: Metallurgy in Archaeology, Edward Arnold (Publishers) Ltd., London (1962), s. bes. S. 237, 238, Table 80, Table 78, Table 81.
3. Wachter, J. S.: Britannia 2 (1971), S. 200–241, s. bes. Plate XXIII.
4. Schaaber, O.: Jahreshefte des Österr. Archäologischen Institutes, Band LI. Hauptblatt, S. 94–97, s. bes. Tabelle 2.
5. Jue-ming, H.: Spektrum der Wissenschaft 3 (1983), S. 80–87.
6. Löhberg, K.: Saalburg-Jahrbuch 26 (1969), S. 142–146, s. bes. S. 143.
7. Spethmann, H.: Seine zwei Analysen sind aufgeführt im Schreiben Gilles J. W. vom 6. 12. 1961 an das Saalburgmuseum.
8. Neuburger, A.: Die Technik des Altertums, R. Voigtländer Verlag, Leipzig (1919), Neudruck Zentralantiquariat der DDR, Leipzig (1981), s. bes. S. 28.
9. Schürmann, E.: Stahl und Eisen 78 (1958), S. 1297–1308, s. bes. S. 1297.
10. Schneiderhöhn, H.: Erzlagerstätten, Verlag von Gustav Fischer, Jena 1944, s. bes. S. 117.
11. Schumann, H.: Metallographie, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig (1974), s. bes. Bild 312, S. 435.
12. Mies, O.: Metallographie, Springer, Berlin (1949), s. bes. Abb. 64.
13. Bargel, H.-J., G. Schulze: Werkstoffkunde, Hermann Schroedel Verlag, Hannover (1978), s. bes. S. 28.
14. Moesta, H.: Erze und Metalle, Springer, Berlin (1983), s. bes. S. 153.
15. Singer, E.: Brennstoffe, Kraftstoffe, Schmierstoffe, Schroedel Verlag, Hannover (1980), s. bes. S. 65.
16. Ehrhardt, A., H. Franke: Lueger Lexikon der Technik, Hüttenkunde, Rowohlt, Einbeck bei Hamburg (1972), s. bes. S. 103, 104.
17. Bartuska, H., R. Pleiner: Technische Beiträge zur Archäologie, Bd. 2, Mainz (1965), S. 17–23, s. bes. S. 19.
18. Straube, H.: Arch. Eisenhüttenwes. 35 (1964), S. 932–940, s. bes. S. 938, Bild 5.
19. Straube, H., B. Tarmann, E. Plöckinger: Erzreduktionsversuche in Rennöfen norischer Bauart, Mitteilung aus den Forschungsanstalten der Edelmetallwerke Gebr. Böhler und Co. AG, Klagenfurt (1964), 1–44, s. bes. S. 28, Bilder 19 D–G.
20. Cleer, H. F.: The Antiquaries Journal 52 (1972), S. 21–23, s. bes. Fig. 11 (Typ 2).
21. Straube, H.: Radex-Rundschau, Heft 2 (1972), S. 479–498, s. bes. S. 488, 489, 480, 481, Abb. 12.
22. Gilles, J. W.: Stahl und Eisen 78 (1958), S. 1690–1695, s. bes. S. 1692.
23. Barin J., O. Knacke: Thermochemical properties of inorganic substances, Verlag Stahleisen, Düsseldorf (1973).
24. Plinius II. der Ältere: Naturalis historiae XXXIV, 41.
25. Krapp, H., E. Rubo, D. Wagner: Technische Rundschau, Nr. 10 (1977), S. 2–3.
26. Vogel, R.: Einführung in die Metallurgie, Musterschmidt-Verlag, Göttingen (1955), s. bes. S. 150.

Für interessierte Mitarbeit hat der Verfasser zu danken W. Fehr, H. P. Fritsche, H. Ilge, Chr. Ressel, E. U. Schwarzer.

The author thanks W. Fehr, H. P. Fritsche, H. Ilge, Chr. Ressel, E. U. Schwarzer for their cooperation.

1.3. 427, 7

radex

RUNDSCHAU

RADENTHEIN, IM JUNI 1987

Inhalt

Heft 2

Harzgebundene SiC-haltige Hochtenerdesteine für Torpedopfannen
 Resin Bonded SiC-Containing High Alumina Bricks for Torpedo Ladles
Liann Stapper, Urmitz 333

Die wassergekühlte Überschallsauerstofflanze – ein Beitrag zur
 Perfektion des Elektrolichtbogen-Stahlherstellungsverfahrens
 The Watercooled Supersonic Oxygenlance – a Contribution to the
 Perfection of the Electric Arc Steelmaking Process
*Dieter Reiber und Lorenz Mathys, Gerlafingen;
 Ulrich Hütter, Radenthein* 340

Metallurgie im Pfannenofen von Fuchs Systemtechnik
 Metallurgy in the Ladle Furnace of Fuchs Systemtechnik
Hubert Knapp, Willstät-Legelshurst 356

Elektromagnetische Beeinflussung des Innenzustandes von
 Vorblock-Strangguß
 Electromagnetic Improvement of the Inner Quality of Continuously
 Casted Blooms
*Wolfgang Polanschütz, Luzian Pochmarski und Karl Abendstein,
 Leoben* 364

Kurzzeitkriechverhalten des Warmarbeitsstahles X 40 CrMoV 5 1
 Short Time Creep Behavior of Hot Working Tool Steel
Hans Berns und Franz Wendl, Bochum 375



Harzgebundene SiC-haltige Hochtnerdesteine für Torpedopfannen

Von Liann Stapper, Urmitz*)

Steigende Qualitätsanforderungen an den Stahl machen eine metallurgische Behandlung des Roheisens wie Entsilizierung, Entphosphorung und Entschwefelung immer häufiger zwingend notwendig. Die sich verschärfenden Beanspruchungen, z. B. in Torpedopfannen, erfordern neue Verschleißmaterialien. Drei Sorten harzgebundener SiC-haltiger Hochtnerdesteine aus dem Al_2O_3 -SiC-C-System – kurz ASC-Steine genannt, die sich schon in mehreren Torpedopfannen mit Entschwefelung bewährt haben, werden mit ihren chemischen und physikalischen Eigenschaften vorgestellt: 1. ASC-Steine auf der Rohstoffbasis Korund, 2. ASC auf der Basis Bauxit, 3. ASC auf Andalusitbasis. Gegenüber der herkömmlichen FF-Aus-

kleidung haben ASC-Steine u. a. den Vorteil, daß ihre geringe offene Porosität zusammen mit dem Kohlenstoff- und SiC-Gehalt in einer besseren Infiltrations-, Korrosions- und Erosionsbeständigkeit gegenüber Roheisen und Schlacke resultieren. Weiterhin führt die Kohlenstoffbindung zu einem elastischen Gefüge, das die TWB verbessert. Die positiven Haltbarkeitsergebnisse, die je Sorte an einem Beispiel erläutert werden und das ausgeglichene PreisLeistungsverhältnis sprechen dafür, daß ASC-Steine zukünftig nicht nur in Torpedopfannen dominieren werden, in denen metallurgische Behandlungen durchgeführt werden, sondern z. B. auch in Hochofenrinnen, Pfannen und neuen Pfannenöfen usw.

Resin Bonded SiC-Containing High Alumina Bricks for Torpedo Ladles

The demands for high qualities of steel have strongly urged the pretreatment of hot metal such as desilicization, dephosphorization, desulfurization. New refractories are required to resist the increasing complex demands in service, e.g. in torpedo cars. Describing the chemical and physical properties three types of resin bonded SiC-containing high alumina bricks of the Al_2O_3 -SiC-C-system, briefly ASC-bricks, well-trying in torpedo ladles where desulfurization are applied will be presented: 1. ASC-bricks based on corundum, 2. ASC based on bauxite, 3. ASC based on andalusite. Compared with conventional refractories the advantages of the ASC-bricks are based

on the very low apparent porosity, combined with SiC and C resulting in improved corrosion/erosion resistance and slag penetration resistance. Furthermore the elastic structure due to the resin bonding results in high thermal shock resistance. The excellent results of performance illustrated for each of the three ASC-types in the report and the economical maintenance costs of these refractories indicates that the ASC-bricks will develop to the refractory in future not only for torpedo cars, but also for runners of blast furnaces, ladles and new refining furnaces etc., where refining processes are applied.

Réfractaires à haute teneur en alumine contenant du SiC et liés à la résine pour poches de transport de fonte

Les exigences de plus en plus sévères imposées à la qualité des aciers rendent de plus en plus souvent nécessaire un traitement métallurgique de la fonte, notamment la désilicification, la déphosphoration et la désulfuration. Les sollicitations de plus en plus fortes que subissent par exemple les poches de transport de fonte exigent l'emploi de nouveaux réfractaires résistants à l'usure. On présente dans ce travail trois types de réfractaires à haute teneur en alumine contenant du SiC et liés à la résine, appartenant au système Al_2O_3 -SiC-C, en abrégé réfractaires ASC, qui ont donné de bons résultats dans plusieurs poches de transport de fonte avec désulfuration. Les caractéristiques chimiques et physiques de ces réfractaires sont décrites dans l'ordre suivant: 1. Réfractaires ASC à base de matière première corindon, 2. ASC à base de bauxite, 3. ASC à base d'andalousite. Par rapport aux

réfractaires ordinaires, les réfractaires ASC présentent entre autres l'avantage, grâce à leur faible porosité ouverte ajoutée à leurs teneurs en carbone et en SiC, d'opposer, au contact de la fonte et du laitier, une meilleure résistance à l'infiltration, à la corrosion et à l'érosion. De plus la liaison de carbone conduit à la formation d'une structure élastique qui améliore la résistance aux chocs thermiques. Les résultats de vie satisfaisants, qui sont illustrés par un exemple pour chaque type de réfractaire, et l'équilibre du rapport prix-rendement parlent en faveur d'une préséance des réfractaires ASC à l'avenir non seulement dans le domaine des poches de transport de fonte dans lesquelles on effectue des traitements métallurgiques, mais aussi par exemple dans ceux des chenaux de hauts fourneaux, de poches et de nouveaux fours à poches, etc.

1. Einführung

Steigende Qualitätsanforderungen an den Stahl haben in den letzten Jahren die metallurgische Vorbehandlung des Roheisens vorangetrieben.

1. Introduction

Lately, the demands for higher qualities of steel have strongly urged the pretreatment of hot metal. Many studies and attempts have been made in refining processes. The development of refractories is one of the most important to be achieved

*) RADEX Deutschland AG, 5401 Urmitz, BRD.

Viele wissenschaftliche Untersuchungen und Versuche in der Praxis haben sich mit dem Thema „Veredelungsverfahren“ beschäftigt. In dieser Technologie fällt der Entwicklung von Feuerfest-Produkten eine der wichtigsten Rollen zu. Der sog. Refining Process wird kommerziell nicht akzeptiert – auch wenn das Verfahren an sich ausgezeichnet sein sollte –, wenn die FF-Kosten unwirtschaftlich hoch steigen. Mit anderen Worten: Es ist nicht zu hochgegriffen, wenn gesagt wird, daß die Entwicklung FF-Baustoffe ein Schlüssel zur erfolgreichen Entwicklung der Stahlherstellungsprozesse darstellt.

Im allgemeinen umfaßt die metallurgische Behandlung des Roheisens drei verschiedene Verfahren, nämlich Entsilizierung, Entphosphorung und Entschwefelung. In einigen Fällen werden diese Verfahren gleichzeitig durchgeführt.

Hochofenrinnen, Torpedopfannen, Pfannen, Konverter und neue Pfannenöfen stellen die Aggregate dar, in denen diese Verfahren angewendet werden. Dieser Bericht wird sich auf die FF-Auskleidung in Torpedopfannen konzentrieren. Drei Sorten harzgebundener SiC-haltiger Hochtenerdesteine werden vorgestellt, die besonders für den Einsatz in der Schlackenzone sowie im Aufprallbereich in einer Torpedopfanne geeignet sind, in der metallurgischen Behandlung stattfinden.

2. Das Verschleißfutter in Torpedopfannen

Die FF-Auskleidung muß folgenden komplexen Beanspruchungen standhalten:

1. Chemischem Angriff:
Verursacht durch hochkorrosive Schlacken, besonders wenn bei der metallurgischen Behandlung die Schlacke vom sauren zum basischen Zustand wechselt, was mit gänzlich anderen Eigenschaften verbunden ist.
2. Thermischem Angriff:
Verursacht durch hohe Roheisentemperaturen sowie dem Thermoschock beim Füllen.
3. Mechanischem Angriff:
Verursacht durch Abrieb beim Füllen, während des Transportes und beim Entleeren sowie durch Schwingungen bei den metallurgischen Roheisenbehandlungen.

Herkömmliche FF-Produkte, die all diesen Anforderungen ausgesetzt sind, versagen. Das FF-Auskleidungsproblem kann gelöst werden mit ungebrannten, harzgebundenen SiC-haltigen Hochtenerdesteinen, d. h. Al_2O_3 -SiC-C-Steine, kurz ASC-Steine genannt.

Abhängig von verschiedenen Einsatzbedingungen innerhalb einer Torpedopfanne bzw. von der metallurgischen Arbeit, die in einer Pfanne geleistet wird, werden drei ASC-Sorten beschrieben:

1. auf Rohstoffbasis Korund
2. auf Rohstoffbasis Bauxit
3. auf Rohstoffbasis Andalusit

in this technology. Refining process will not be commercially accepted even though the process itself may be excellent, if the maintenance cost of refractories is raised uneconomically. In other words, it would not be too much to say that the development of refractories is a key to a successful development of steelmaking process.

Generally, the treatment of hot metal includes three kinds of processes: namely, desiliconization, dephosphorization and desulfurization. In some cases, these processes are simultaneously conducted.

Runners of blast furnaces, torpedo cars, ladles, converters and new refining furnaces are considered as the places where the processes are applied. This report will be focussed on refractories in torpedo cars. A description will be made as to three types of resin bonded SiC-containing high alumina bricks, suitable for use particularly in the slag line in a refining process resp. in the impact area of a torpedo car.

2. The wear lining in torpedo cars

The wear lining in torpedo cars has to resist the increasing complex demands in service:

1. Attack by chemical action:
Caused by strongly corrosive slag, especially if a refining process changes the slag character from an acid to a basic one, with completely other properties.
2. Attack by thermal action:
Caused by high temperatures of pig iron as well as thermal shock during filling.
3. Attack by mechanical action:
Caused by abrasion during filling, transport and discharging; vibration during the refining process.

Subjected to all these several operating conditions, conventional refractories fail. Therefore unburned, resin bonded SiC-containing high alumina bricks i.e. Al_2O_3 -SiC-C-bricks, briefly ASC-bricks.

Depending on the different operating conditions inside a torpedo car resp. the refining process, three types of ASC-bricks will be described:

1. based on corundum
2. based on bauxite
3. based on andalusite

2.1. ASC-brick based on corundum

2.1.1. Chemical and physical properties

The ASC-brick based on corundum contains 80% alumina and resulting from a later-mentioned test, 8% siliconcarbide and 10% carbon. The chemical composition and the physical properties of ASC are shown in table 1.

Tabelle 1
ASC auf Korundbasis
ASC 811

Chem. Analyse		
Al ₂ O ₃	%	75
Fe ₂ O ₃	%	0,4
SiC	%	8,0
C	%	10
Phys. Prüfdaten		
Raumgewicht	g/cm ³	3,00
offene Porosität	%	5,0
KDF	N/mm ²	60

2.1. ASC-Steine auf Korundbasis

2.1.1. Chemische und physikalische Eigenschaften

Die ASC-Steine auf Korundbasis setzen sich zusammen aus 80% Al₂O₃ und – als Ergebnis aus dem weiter unten beschriebenen Test – 8% Siliziumkarbid und 10% Kohlenstoff. Die chemische Zusammensetzung und die physikalischen Eigenschaften dieser ASC-Steine sind in Tab. 1 dargestellt.

2.1.2. Verschlackungstest im Labor

Es wurden Tiegelverschlackungstests bei 1450°C und einer Haltezeit von zwei Stunden durchgeführt. Die Schlacke hatte ein C/S-Verhältnis von 1.2. Um den Einfluß des Kohlenstoffgehaltes und des SiC-Zusatzes zu untersuchen, wurden folgende Steinsorten getestet:

- A: 5% Kohlenstoff ohne SiC
- B: 5% Kohlenstoff mit 3% SiC
- C: 10% Kohlenstoff mit 8% SiC

Abb. 1 zeigt, daß alle drei Proben nur wenig von der Schlacke angegriffen worden sind. Einige Unterschiede im Verschleißverhalten können allerdings beobachtet werden:

Stein A mit 5% Kohlenstoff ohne SiC schneidet im Vergleich zu den beiden anderen Steinen schlechter ab. Der Verschleiß im Übergangsbereich Schlacke/Luft/FF-Stein und die Oxidation oberhalb der Schlackenzzone ist signifikant. Der Tiegel aus **Stein B** mit 5% Kohlenstoff und 3% SiC ist oberhalb der Schlackenzzone geringfügig oxidiert, und der Übergangsbereich Schlacke/Luft/FF-Stein ist etwas weniger angegriffen als Stein A. **Stein C** mit 10% Kohlenstoff und 8% SiC zeigt den geringsten Verschleiß.

Folgende Schlußfolgerungen werden von den Ergebnissen aus dem Verschlackungstest abgeleitet:

1. 10% Kohlenstoff zeigt eine bessere Korrosionsbeständigkeit als 5%.
2. 10% Kohlenstoff zusammen mit 8% SiC stellt den Probstein mit der besten Korrosionsbe-

Table 1
ASC based on corundum
ASC 811

Chem. composition		
Al ₂ O ₃	%	75
Fe ₂ O ₃	%	0.4
SiC	%	8.0
C	%	10
Phys. properties		
bulk density	g/cm ³	3.00
apparent porosity	%	5.0
cold crushing strength	N/mm ²	60

2.1.2. Laboratory slag test

An ordinary crucible slag test was conducted at 1450°C for 2 hours. The C/S ratio of the slag was 1.2. In order to investigate the influence of carbon content and addition of SiC, three kinds of bricks were tested:

- A: 5% carbon without SiC
- B: 5% carbon and 3% SiC
- C: 10% carbon and 8% SiC

As shown in fig. 1, all three specimens are only little effected by the slag, however some differences in erosion resistance are observed.

Brick A with 5% carbon without SiC comes off badly among the test bricks. The wear in the interface of slag/air/refractory and the decarburization above the slag line is significant. The crucible of **brick B** with 5% carbon and 3% SiC is slightly oxidized above the slag line and the interface of slag/air/refractory is a little bit less effected than brick A. The **brick C** with 10% carbon and 8% SiC exhibits the smallest wear.

The following conclusions are derived from results of the laboratory slag test:

1. 10% carbon exhibits higher corrosion resistance than 5%.
2. 10% carbon combined with 8% SiC represents the test brick with the best corrosion resistance. No visible oxidation takes place. This may be attributed to the following fact: A thin glassy layer is generated on the hot face to

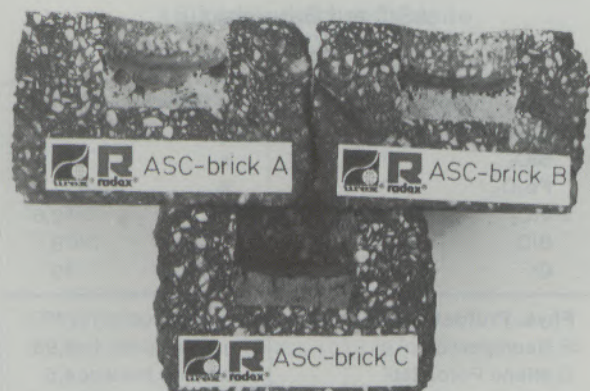


Abb./Fig. 1

ständigkeits dar. Es findet keine sichtbare Oxidation statt. Dies kann folgendem Umstand zugeschrieben werden: Auf der Feuerseite des Steines bildet sich eine dünne glasige Schicht, die aufgrund folgender Reaktion die Oxidation unterdrückt, $\text{SiC} + \text{O}_2 \rightarrow \text{SiO}_2 + \text{C}$.

Diese Reaktion wirkt sich am effektivsten aus, wenn der Stein so dicht wie möglich ist. Folgende Abhängigkeiten können festgehalten werden:

Je geringer die offene Porosität ist, desto geringer ist die Infiltrationsgefahr durch Schlacke und Roheisen, desto geringer ist auch die Oxidation und schließlich, desto effektiver kommt die infiltrationshemmende Wirkung des Kohlenstoffs zur Geltung.

2.1.3. Ergebnisse eines Einsatzes in einer 300-t-Torpedopfanne

ASC-Steine auf Korundbasis und Zugabe von 8% SiC und 10% C wurden in der Schlackenzone einer 300-t-Pfanne eingebaut. Das Verschleißfutter wurde nach 700 Füllungen, d. h. 161.000 t Roheisen besichtigt. Die Verschleißrate war minimal. Die Reststärke des Steins lag bei über 70%. Die Steine zeigten keinerlei Abplatzungen, und die Steinoberfläche an der Feuerseite sah einwandfrei aus.

2.2. ASC-Steine auf Bauxitbasis

2.2.1. Chemische und physikalische Eigenschaften

Bedingt durch den Bauxit hat dieser ASC-Stein einen Al_2O_3 -Gehalt von 70%. SiC macht 8% und Kohlenstoff 10% aus. Die Bindungsart und die Zugabe von SiC und C zusammen mit einer geringen offenen Porosität sind analog den ASC-Steinen auf Basis Korund. Die chemische Zusammensetzung und die physikalischen Eigenschaften sind in Tabelle 2 zusammengestellt.

Tabelle 2

ASC auf Bauxitbasis
ASC 711

Chem. Analyse		
Al_2O_3	%	68
SiO_2	%	5
Fe_2O_3	%	1,3
TiO_2	%	2,6
SiC	%	8
C	%	10
Phys. Prüfdaten		
Raumgewicht	g/cm^3	2,93
offene Porosität	%	4,5
KDF	N/mm^2	50

suppress the oxidation through the following reaction, $\text{SiC} + \text{O}_2 \rightarrow \text{SiO}_2 + \text{C}$.

This reaction is most effective, if the brick is as dense as possible. The following chain of interdependence may be stated:

The lower the apparent porosity, the less slag and hot metall can be absorbed the less is the risk of decarburization and finally the more effective is the penetration resistance of carbon.

2.1.3. Result of performance in a 300 t torpedo ladle

The ASC-bricks, based on corundum and addition of 8% SiC and 10% C were used as slag line refractory in a 300 t ladle. The lining was inspected after processing about 700 charges i.e. 161 thousand tons pig iron. The rate of wear was minimal. The length of the brick decreased only by 30%. No spalling was found and the condition of the hot face was good.

2.2. ASC-bricks based on bauxite

2.2.1. Chemical and physical properties

Depending on the bauxite, this type of ASC-brick contains 70% Al_2O_3 . Carbon is 10%, SiC 8%. The binder system and the addition of SiC and C combined with a low apparent porosity are analogous to the ASC-bricks, based on corundum. The chemical composition and the physical properties are shown in table 2.

2.2.2. Result of performance in a 450 t ladle

The ASC-bricks, based on bauxite were used as impact area refractory in a 450 t ladle. As to the condition of the ladle, all of the pretreatment was conducted by calcium carbide and lime injection. The lining was inspected after 340 charges i.e. about 100 thousand tons of pig iron. The average

Table 2

ASC based on bauxite
ASC 711

Chem. composition		
Al_2O_3	%	68
SiO_2	%	5
Fe_2O_3	%	1.3
TiO_2	%	2.6
SiC	%	8
C	%	10
Phys. properties		
bulk density	g/cm^3	2.93
apparent porosity	%	4.5
cold crushing strength	N/mm^2	50

2.2.2. Ergebnisse eines Einsatzes in einer 450-t-Torpedopfanne

ASC-Steine auf Bauxitbasis wurden als Aufprall in eine 450-t-Pfanne eingebaut. Das Roheisen wird mit Kalziumkarbid und Kalk tiefentschwefelt. Die FF-Auskleidung wurde nach 340 Fahrten, d. h. ca. 100.000 t Roheisendurchsatz besichtigt. Der durchschnittliche Verschleiß betrug 70 mm (Originalsteinlänge 350 mm). Der Stein zeigte eine ausgezeichnete Erosionsbeständigkeit, und es hatte so gut wie keine Schlackeninfiltration stattgefunden. Es wurde kein Abplatzen festgestellt.

2.3. ASC-Steine auf Andalusitbasis

2.3.1. Chemische und physikalische Eigenschaften

Der Al₂O₃-Gehalt liegt um 50% und – als Ergebnis aus dem weiter unten beschriebenen Test – 8% SiC und 10% C. Um die chemische Beständigkeit zu erhöhen, wurde der Matrix Korund beigegeben. Tabelle 3 zeigt die chemische Analyse und die physikalischen Eigenschaften.

2.3.2. Verschlackungstest im Labor

Der Andalusit-ASC-Stein wurde analog dem ASC-Stein auf Korundbasis getestet. In Abb. 2 wird eine klare Abfolge deutlich: **Stein D** mit 5% C ohne SiC zeigt – aufgrund von Oxidation und nachfolgender Korrosion, die besonders im Übergangsbereich Schlacke/Luft/FF-Stein auffällt – eine hohe Verschleißrate. Der Tiegel aus **Stein E** mit 5% C und 3% SiC schneidet besser ab. Sehr gute Korrosionsbeständigkeit und Schlackeninfiltrationsbeständigkeit stellt **Stein F** mit einer Zugabe von 10% Kohlenstoff und 8% SiC dar.

2.3.3. Ergebnisse eines Einsatzes in einer 300-t-Torpedopfanne

Die 300-t-Pfanne war im Aufprallbereich mit ASC-Steinen auf Andalusitbasis mit Zugabe von 10% C

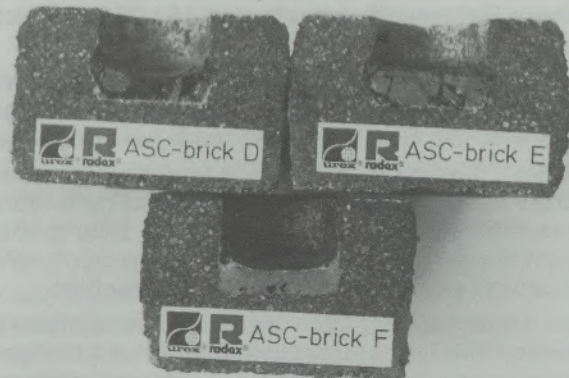


Abb./Fig. 2

wear rate is 70 mm. (Original brick length: 350 mm.) The brick exhibits excellent erosion resistance and slag penetration resistance. No spalling was found.

2.3. ASC-bricks based on andalusite

2.3.1. Chemical and physical properties

The alumina-content is about 50% and as a result of the below mentioned slag test SiC is 8% and C 10%. In order to improve the chemical resistance, corundum is added to the matrix. Table 3 shows the chemical composition and the physical properties.

2.3.2. Laboratory slag test

The andalusite-type ASC-brick was tested analogously to the ASC-bricks based on corundum. Fig. No. 2 shows a clear sequence: **Brick D** with 5% C without SiC exhibits the highest wear rate caused by decarburization and following corrosion, particularly in the interface of slag/air/refractory. The crucible of **brick E** with 5% C and 3% SiC comes off better. Very good corrosion resistance and slag penetration suppressing exhibits **brick F** with addition of 10% carbon and 8% SiC.

Tabelle 3

ASC auf Andalusitbasis
ASC 511

Chem. Analyse		
Al ₂ O ₃	%	50
SiO ₂	%	29
Fe ₂ O ₃	%	1
TiO ₂	%	0,2
SiC	%	8
C	%	10
Phys. Prüfdaten		
Raumgewicht	g/cm ³	2,80
offene Porosität	%	4,0
KDF	N/mm ²	50

Table 3

ASC based on andalusite
ASC 511

Chem. composition		
Al ₂ O ₃	%	50
SiO ₂	%	29
Fe ₂ O ₃	%	1
TiO ₂	%	0.2
SiC	%	8
C	%	10
Phys. properties		
bulk density	g/cm ³	2.80
apparent porosity	%	4.0
cold crushing strength	N/mm ²	50

und 8% SiC ausgekleidet. Die Pfanne wurde nach einem Roheisendurchsatz von 161.000 t besichtigt.

Die Steine zeigten leichte Katzenkopfbildung, wobei allerdings der absolute Verschleiß äußerst gering war. Die Reststärke lag noch bei über 75%.

In dem Bereich des Aufpralls, wo der Roheisenstrahl beim Füllen direkt auftrifft und hohe abrasive Arbeit leistet, ist der Verschleiß zwar größer, doch die Reststärken betragen immer noch 45%. Es wurden keine Abplatzungen beobachtet.

Zur Untersuchung der Verschleißmechanismen wurden Röntgenbeugungsanalysen und röntgen-elektronenmikroskopische Untersuchungen durchgeführt. Der FF-Verschleiß ist hauptsächlich auf die Bildung von niedrigschmelzenden Verbindungen bzw. von Glas usw. und auf Oxidation durch Luft zurückzuführen. An der Feuerseite des Steins hat sich eine hauchdünne glasige Schicht (ca. 1 mm stark) gebildet, die sich aus glasigen Ca-Al-Silikaten und anderen Mn_3O_4 -reichen Verbindungen mit Al, Si, Fe_2O_3 , CaO, TiO_2 zusammensetzt. Der Übergang von der schmalen Infiltrationszone zum intakten Stein wird durch eine 1 mm starke C-freie Zone gekennzeichnet. Die SiC-Körner blieben unverändert erhalten. Auch in der Steintextur ist keinerlei Veränderung zu beobachten. Die Korrosionsbeständigkeit ist dennoch ausgezeichnet, was aufgrund der äußerst geringmächtigen Infiltrationszone zu verstehen ist.

3. Abschließende Bemerkungen

Abschließend sollen die Eigenschaften der neuen Generation harzgebundener SiC-haltiger Hochtenerdesteine, die für das Verschleißfutter in Torpedopfannen entwickelt wurden, zusammengefaßt werden:

- sehr geringe offene Porosität zusammen mit SiC und C führt zu verbesserter Erosions- und Infiltrationsbeständigkeit;
- elastisches Gefüge aufgrund der Harzbindung führt zu hoher TWB, kein Abplatzen von Steinköpfen;
- bessere Maßhaltigkeit, da die Steine ungebrannt sind.

Abhängig von den unterschiedlichen Betriebsbedingungen innerhalb eines Torpedos bzw. von der metallurgischen Vorbehandlung des Roheisens können die folgenden allgemeinen Schlußfolgerungen aufgrund der o. g. Gesichtspunkte abgeleitet werden.

1. Vom Haltbarkeitsstandpunkt aus betrachtet entsprechen aufgrund der hohen chemischen Stabilität die ASC-Steine auf Korundbasis in der Schlackenzone von Torpedopfannen, in denen entschwefelt, entsiliziert und/oder entphosphort wird, am besten den Anforderungen.
2. Für die Bereiche der Torpedopfanne, die nicht direkt mit der hochbasischen Schlacke wä-

2.3.3. Result of performance in a 300 t ladle

The 300 t torpedo car was lined in the impact area with andalusite-type ASC-bricks with addition of 10% C and 8% SiC. The ladle was inspected after processing 161 thousand tons pig iron.

The bricks exhibit a generally observed phenotype of a saw tooth like wear though the wear is very small. The length of the brick decreases by an average of only 25%.

Regarding the spot of the impact area, where during filling the refractories are directly subjected to the abrasion effect of pig iron, the wear rate is larger but the remaining part of the brick makes still about 45%. No spalling was found.

An x-ray diffraction test and observation of microstructure were conducted to investigate the mechanism of slag erosion of these refractories. The refractory wear mainly owes to generation of low melting compounds resp. glass and so forth and oxidation by air. A thin glassy layer (about 1 mm thickness) is generated on the hotface, containing a glassy Ca-Al-Silicate and other Mn_3O_4 -rich compounds with Al, Si, Fe_2O_3 , CaO, TiO_2 . The change from the small slag penetration layer to the virgin-brick is marked by a 1 mm zone, bare of carbon. The SiC-grains are not altered. Also in the texture of the brick there is no alteration to be observed. The erosion resistance, however, is excellent as will be understood from the small thickness of the slag penetration layer.

3. Final notes

Finally, the properties of the new generation of resin bonded SiC-containing high alumina bricks predestinated as wear lining of torpedo cars are summarized.

- Very low apparent porosity combined with SiC and C result in improved erosion resistance and slag penetration resistance;
- elastic structure due to the resin bonding results in high thermal shock resistance, no spalling will take place;
- better dimensional stability as the brick is unburned.

Depending on the different operating conditions inside of a torpedo car resp. on the particular pretreatment of hot metal the following general conclusion is derived from the above stated point of view.

1. With regard to the durability, the corundum type ASC-bricks, which exhibit high chemical stability, are the most suitable for ones use as slag line refractory of torpedo cars, where refining processes such as desulfurization, desiliconization or dephosphorization are applied.
2. For the lining of the ladle portion which does not come into contact with the pretreatment

rend bzw. nach der metallurgischen Behandlung in Berührung kommen, z. B. Aufprall sowie restlicher Boden sind ASC-Steine auf Bauxit- oder Andalusitbasis sehr gut geeignet.

Ob mit der Bauxit- oder Andalusitorte bessere Haltbarkeitsergebnisse erzielt werden, hängt von den speziellen Betriebsbedingungen, wie Temperatur, Schlackenbasizität usw. und genausoviel von den Erfahrungen des Stahlwerkers ab.

3. Es ist klar, daß ASC-Steine, die unter den oben erwähnten scharfen Betriebsbedingungen bestehen, zu hervorragenden Haltbarkeiten in Torpedopfannen führen, in denen keine metallurgische Arbeit geleistet wird.

Mit dem Bericht über die chemischen und physikalischen Eigenschaften wie auch über einige Ergebnisse aus der Praxis sollte gezeigt werden, daß der Einsatz von harzgebundenen SiC-haltigen Hochtenerdesteinen, kurz ASC genannt, folgende Vorteile in sich birgt.

A: Günstigere Instandhaltungskosten des Roh-eisentransportes:

- Geringere FF-Kosten aufgrund von längerer Haltbarkeit
- Weniger Stillstände aufgrund von längeren Haltbarkeiten und kürzerer Einbauzeiten sowie auch signifikant kürzere Aufheizzeiten.

B: Auch ein Vorteil im Stahlwerk, z. B.:

- Höhere Konverterhaltbarkeit, da metallurgische Behandlungen in der Torpedopfanne durchgeführt werden können.

Steigende Qualitätsanforderungen an den Stahl verlangen oft nach neuen Technologien bei der Stahlherstellung und damit verbunden nach neuen FF-Produkten. Um hierbei wirtschaftlich zu arbeiten, sind FF-Hersteller und FF-Verbraucher immer wieder gefordert, eng zusammenzuarbeiten.

slag of high basicity e.g. the impact area and the bottom of the ladle the ASC-bricks based on bauxite or andalusite are highly recommended.

Whether the bauxite type or the andalusite type is more suitable depends on the particular conditions in service, such as temperature of hot metal, basicity of slag, and so forth as well as on the experience of the steelmakers.

3. It is obvious that ASC-bricks are suitable for use under above mentioned severe conditions exhibiting excellent erosion and corrosion resistance in torpedo cars without refining process.

Reporting the chemical and physical properties as well as some results of performance it is intended to point out that the use of resin bonded SiC-containing high alumina bricks in a balanced lining results in the following advantages:

A: Lower maintenance cost of hot metal transport:

- Lower refractory cost due to higher durability.
- Fewer stoppages due to longer service life and shorter time for installation as well as a significantly shorter time for heating up.

B: Also an advantage in steelplant:

- Increased service life of converter wear lining due to pretreatment of hot metal in the torpedo car.

Demands for higher qualities of steel often require a new steelmaking technology and new refractories. In order to work economically, the refractory producer is called on to cooperate closely to the steelmaker.

Die wassergekühlte Überschallsauerstofflanze – ein Beitrag zur Perfektion des Elektrolichtbogen-Stahlherstellungsverfahrens

Dieter Reiber und Lorenz Mathys, Gerlafingen; Ulrich Hütter, Radenthein

Wassergekühlte Sauerstofflanzen sind ein entscheidender Fortschritt, die Leistungsfähigkeit eines Elektroofens zu erhöhen. Durch den Wegfall der konventionellen Sauerstoffrohre kann eine Refinanzierungszeit von 4–6 Monaten für die Investition einer wassergekühlten Überschallsauerstofflanze angenommen werden. Es wird empfohlen, die Lanze lediglich für den Frischvorgang zu verwenden, da bei Verwendung als Einschmelzhilfe die Gefahr besteht, daß durch Überschlag des Lichtbogens die Lanze beschädigt wird, wobei aber in einem solchen Falle die Lanze sehr leicht zu reparieren ist.

Neben den zahlreichen genannten metallurgischen und prozeßtechnologischen Vorteilen wird heute den Punkten Arbeitssicherheit, Personalreduktion und Prozeßautomation immer mehr Augenmerk geschenkt, wobei das beschriebene Lanzensystem als ein weiterer Schritt zur perfekten Problemlösung angesehen werden kann, nämlich, daß das Frischen einer Schmelze zu einem exakt vorhersagbaren und vorweggenommenen Betriebsbereich der Elektrostahlerzeugung geworden ist. Ein kurzer theoretischer Beitrag zur Metallurgie des Frischens rundet das Thema ab.

The Watercooled Supersonic Oxygenlance – a Contribution to the Perfection of the Electric Arc Steelmaking Process

The utilisation of a water cooled system for oxygen lancing in the furnace is an additional achievement in increasing the efficiency of the E.A.F. As the conventional dry oxygen pipes are not more necessary the refinancing of the investment for this system can be done within 4–6 months. It is recommended to use the lance only for decarburization because of the danger of damages but of course an easy repair of the lance is possible in such a case.

Besides the many metallurgical and technological advantages described in this paper items like safer operating practice by means of remote control, reduction of personnel and automatic process control are becoming more and more important. This water cooled oxygen lancing system makes decarburization to a predictable and anticipated part of electric arc steelmaking. A short account to the metallurgy of steel refining rounds the theme presented.

La lance à oxygène à ultrasons refroidie à l'eau Contribution au perfectionnement du procédé d'élaboration de l'acier au four à arcs

Les lances à oxygène refroidies à eau constituent un progrès décisif pour l'accroissement du rendement d'un four à arcs. La suppression des lances à oxygène conventionnelles permet d'envisager un délai de refinancement de 4–6 mois pour l'investissement d'une lance à oxygène à ultrasons refroidie à l'eau. Il est recommandé de n'utiliser cette lance que pour le processus d'affinage, car si on l'emploie comme auxiliaire de démarrage de la fusion, on s'expose au danger d'endommagement de la lance sous l'effet de l'impact de l'arc électrique. Cependant, si le cas se produisait, la lance pourrait être facilement réparée.

En plus des nombreux avantages métallurgiques et technologiques dont on a parlé, on accorde aujourd'hui de plus en plus d'attention aux questions de sécurité du travail, de réduction de personnel et d'automatisation. A ce point de vue, le système de lance décrit peut être considéré comme une autre étape vers une solution parfaite des problèmes, notamment du fait que l'affinage d'une coulée est devenu un domaine de l'aciérie électrique exactement prévisible et pouvant être pris en ligne de compte à l'avance. On complète le sujet traité par une brève contribution théorique à la métallurgie de l'affinage.

*) Die RCE (Refractories Consulting Engineering GmbH) ist eine Tochtergesellschaft der RADEX-Heraklith AG. und beschäftigt sich unter anderem auch bereits seit 1976 mit wassergekühlten Zusatzeinrichtungen für den Elektroofen, wie z. B. wassergekühlte Seitenwände, Deckel, Abgaskrümmerleitungen etc.

*) Refractories Consulting & Engineering GmbH – is a subsidiary company of RADEX-Heraklith AG and is operating in the field of water-cooled accessories like water cooled panels, roofs, elbows, ductings etc. for the electric arc furnace since 1976.

Einleitung

Im Zuge der Automatisierung einerseits und der Personaleinsparung andererseits gewinnt der Einsatz wassergekühlter Sauerstofflanzen an Elektrolichtbogenöfen immer mehr an Bedeutung.

Die bisher gebräuchlichen Sauerstoffhandlanzen weisen zum Teil erhebliche Nachteile bezüglich Kosten, Wirkungsgrad und Handling auf.

Die von der RCE (*) gemeinsam mit einem italienischen Partner entwickelte Überschallsauerstofflanze ermöglicht aufgrund ihrer Konstruktion einen kontinuierlichen Betrieb direkt über dem Stahlbadniveau, was wesentlich für eine wirtschaftliche Durchführung des Frischprozesses ist. Mit dem Einsatz einer solchen Sauerstofflanze im Elektroofen wurden folgende wesentliche Ziele verfolgt:

- Bedienungseinsatz der Sauerstofflanze vom Ofenleitstand aus, damit die gefährliche Manipulation der konventionellen Sauerstofflanzen im Bereich der offenstehenden Schlackentüre am Ofen wegfällt.
- Steigerung des Sauerstoffwirkungsgrades und damit Senkung des spezifischen Sauerstoffverbrauches infolge des mit hoher kinetischer Energie auf dem Bad auftreffenden Sauerstoffstrahles und
- Verkürzung der Frischzeit sowie Erzielung von konstanten und reproduzierbaren Ergebnissen aufgrund absolut gleicher Aufblaspositionen der Lanze und gleicher spezifischer Sauerstoffdurchsätze.

Abb. 1 zeigt eine schematische Übersicht einer solchen Sauerstofflanze, die neben dem Ofen montiert ist. Mit diesem Lanzentyp können bis zu $6000 \text{ Nm}^3/\text{h}$ Sauerstoff aufgeblasen werden.

1. Allgemeine Beschreibung der Überschallsauerstofflanze

1.1. Der Lanzenkopf

Der Kopf der Lanze ist aus hochreinem Kupferguß gefertigt, dessen hohe Wärmeleitfähigkeit den

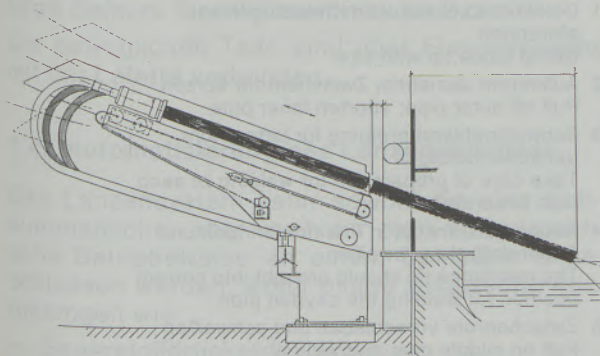


Abb./Fig. 1

Schematische Übersicht einer wassergekühlten Sauerstofflanze
General lay out of a water cooled oxygen lance

Introduction

In the course of automatization on the one hand and a reduction of personnel on the other, the use of watercooled oxygen lances with electric arc furnaces is becoming more and more important.

The usual oxygen consumable lances used up till now have considerable disadvantages with regards to costs, effectiveness and handling.

The supersonic oxygen lance, developed by RCE (*) in cooperation with an italian partner due to its special design allows a continuous operation directly above the steel bath level which is essential for the economic refining process. With the application of such an oxygen lance in the electric arc furnace the following goals have been aimed:

- Operation of the lance from the furnace control pulpit to avoid dangerous manipulations as with conventional lances in front of the open slag door.
- Increase in oxygen efficiency and therefore reduction of specific oxygen consumption due to the oxygen is directed towards the steel bath with a supersonic kinetic energy.
- Reduction of refining time and obtainment of constant and reproducible results due to the absolute congruent blowing positions and identical oxygen delivery per time unit.

Fig. 1 shows the general lay out of such a water cooled lance to operate inside an E.A.F. with an inner stainless steel pipe, mounted beside the furnace shell. Such a lance depending on oxygen main distribution line working pressure can enable an oxygen flow rate of up to $6000 \text{ Nm}^3/\text{h}$.

1. General description of the supersonic oxygen lance

1.1. Oxygen lance blowing tip

The oxygen blowing tip is made of high purity cast copper, which allows the operation 200–400 mm above bath level due to its high thermal conduc-

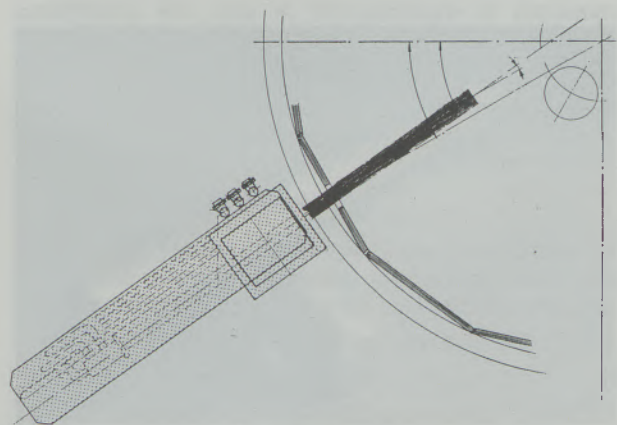


Tabelle 1

Abhängigkeit der Austrittsgeschwindigkeit von O_2 -Vordruck

Ausgangsgeschwindigkeit in Mach	Sauerstoffdruck am Lanzeneingang
1,5	3 kg/cm ²
1,8	5 kg/cm ²
2,0	7 kg/cm ²
2,1	8,5 kg/cm ²
2,2	10 kg/cm ²
2,3	12 kg/cm ²

Einsatz des Lanzenkopfes in einer Arbeitshöhe von 200–400 mm über dem Bad ermöglicht. Entsprechend dem im Stahlwerk verfügbaren Sauerstoffdruck wird die Düsenkonstruktion (Lavaldüse) so gewählt, daß Sauerstoffaustrittsgeschwindigkeiten von 1,5–2 Mach erzielt werden (Tabelle 1).

Die Überschallaustrittsgeschwindigkeit gewährleistet einen durch die Schlacke tief in das Stahlbad eindringenden Sauerstoffstrahl, der die exotherme Frischreaktion enorm beschleunigt.

Zur Dimensionierung ist zu sagen, daß die Lanzengröße neben dem zur Verfügung stehenden Sauerstoffdruck von der Stahlmenge im Ofen abhängt. Im Detail sind diese Zusammenhänge aus einem Nomogramm zu entnehmen.

Der mit dem Lanzenrohr verschweißte Düsenkopf kann im Verschleißfall relativ leicht ersetzt werden, wobei die Austauschbarkeit von Lanze zu Lanze immer gewährleistet ist (Abb. 2 und 3).

1.2. Lanzenlafette

Die Lanze, die auf der Lafette in den bzw. aus dem Ofen fährt, ist eine robuste mechanische Konstruktion (Abb. 4). Der Laufwagen, auf dem die Lanze befestigt ist, wird durch einen Getriebemotor über eine Zahnstange angetrieben. Die Lafette wird meistens direkt am Ofenmantel montiert. Die

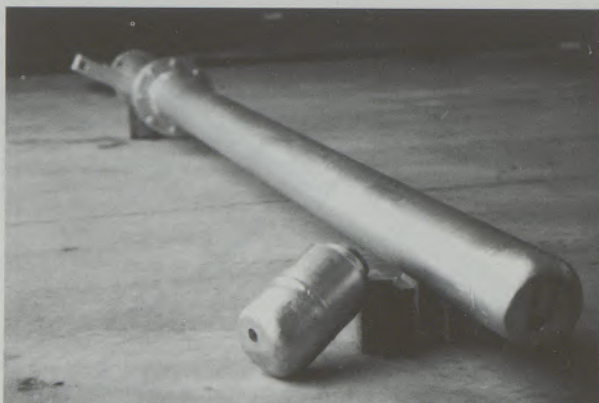


Abb./Fig. 2

Sauerstofflanze und Ersatzkopf
Oxygen lance and spare blowing tip

Table 1

Oxygen velocity as a function of oxygen working pressure

Velocity at nozzle exit (Mach)	Oxygen pressure at lance inlet
1.5	3 kg/cm ²
1.8	5 kg/cm ²
2.0	7 kg/cm ²
2.1	8.5 kg/cm ²
2.2	10 kg/cm ²
2.3	12 kg/cm ²

tivity. According to the oxygen pressure available at the steelplant, the nozzle design (laval design) is adapted to reach supersonic discharge velocities of 1.5–2 Mach (table 1).

This speed creates very high energy impact in the oxygen stream which causes deep penetration through the slag into the bath and acceleration of the exothermic refining reaction.

For dimensioning of the lance since besides the available oxygen pressure the furnace capacity is important, details can be worked out from attached nomogram.

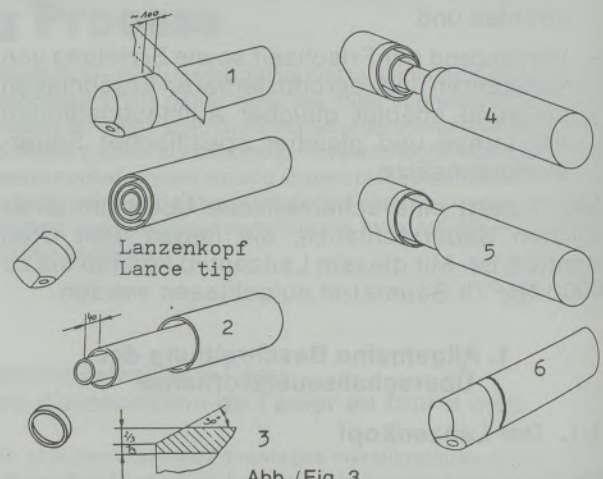


Abb./Fig. 3

Arbeitsgänge für den Wechsel des Lanzenkopfes
Operation steps for changing of the blowing tip

- Defekten Lanzenkopf mittels Bügelsäge abtrennen
Cut of lance tip with saw
- Außenrohr abziehen; Zwischenrohr kürzen
Pull off outer pipe; shorten inner pipe
- Schweißnahtvorbereitung für jedes Rohr genauest befolgen
Take care of preparation for welding of each pipe accurately
- Neuen Lanzenkopf in Position bringen und Sauerstoffrohr schweißen
The new lance tip should brought into correct position for welding the oxygen pipe
- Zwischenrohr vorschieben und schweißen
Pull on middle pipe and weld it
- Außenrohr schweißen, Druckprobe durchführen, Wiedereinsatz möglich
Weld outer pipe and control under pressure, ready for use again

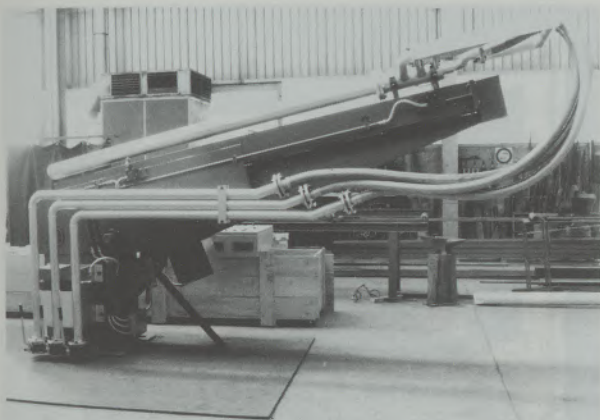


Abb./Fig. 4
Lanzenlafette
Lance handling carriage

Befestigung am Ofen erfolgt über zwei miteinander verkeilte Konsolen, eine auf den Ofenmantel, die andere auf die Lafette geschweißt. Der Sauerstoffstrahl trifft die Badoberfläche in einem Winkel von ca. 45 Grad, kann jedoch auch der Bauart des Ofens entsprechend verändert werden. Die benötigte Öffnung im Ofenmantel, um die Lanze in den Ofenraum zu führen, ist 300 mm breit. Die Laufschiene wird so am Ofen positioniert, daß im maximal ausgefahrenen Zustand die Lanze zwischen zwei Elektroden positioniert ist. Diese Einstellung erlaubt der Lanze in optimaler Höhe zu arbeiten, auch wenn der Badspiegel tiefer ist bzw. kleinere Chargen gefahren werden. Hierzu kann auch die Neigung der Lafette entsprechend verändert werden.

1.3. Lanzenkühlung

Die Wärmebelastung der Lanze ist von mehreren Faktoren abhängig, wie z. B. der Distanz zwischen Kopf und Bad, der Schlackenhöhe, exothermen Reaktionen etc.

Eine Lanze mit 2"-Sauerstoffrohr benötigt ca. 60 m³/h Kühlwasser und eine Lanze mit 3"-Sauerstoffrohr ca. 90 m³/h. Unter normalen Bedingungen beträgt das Δt des Kühlwassers 8–10 Grad Celsius. Der Wasserdruck ist 2 bar.

Die beweglichen Teile sind über Flexschläuche mit der Lafette verbunden.

1.4. Automatisierung des Lanzeneinsatzes

Das Lanzensystem kann sowohl für eine halbautomatische, aber auch für eine vollautomatische Betriebsweise an einem Computer angeschlossen werden, wofür einige zusätzliche Ausrüstungen wie

- Sauerstoffdruckreduzierventile
- Sauerstoffdurchflußmessung mit Druck und Temperaturkompensation
- Sauerstoffverbrauchszählung

The water cooled oxygen lance blowing tip connected with the lance pipe is interchangeable between lances and easily replaceable with a new one, by simply welding, when it becomes spent (fig. 2 and 3).

1.2. Lance handling carriage

The carriage to manipulate the lance in and out of the E.A.F. is a simple and efficient piece of equipment, made of sturdy welded steel (fig. 4). The sliding trolley which moves the lance, is driven by an electric geared motor and rack. The whole system is adequately sized and guarded for safety. The removal is quick, easy and can be carried out with the utmost security. The carriage is mounted directly on the furnace shell because this solution enables the lance to be operated when the furnace is in a tilted position. It is advisable to set the lance in the furnace with the steepest possible angle. In this way the height of the tip above the bath can be varied considerably with very little linear movement. The carriage is linked to the furnace shell with two plates, one welded on the shell the other on the carriage. To enable the lance to penetrate inside the furnace shell, it is necessary to have an 300 mm wide opening in the shell. The carriage should be set in a position to drive the lance between the two electrodes and the travel of it must ensure that when the shell lining is at its lowest point, the lance is capable of operating from optimum bath distance. Such operating conditions are also necessary when small heat capacities are desired.

1.3. Lance cooling

The lance heat load, while working in the furnace, relates to various factors such as distance from bath to the tip, thickness of the slag, exothermic reactions and others.

To cool a lance of 2" inner oxygen pipe requires about 60 m³/h of water. A lance with a 3" oxygen pipe needs about 90 m³/h. Under normal working conditions the rise in temperature is between 8–10°C. The pressure through the lance is about 2 bar.

Connections to the carriage are made with flexible hoses.

1.4. Lance automation

The lance system can be tied into a computer for automatic or semiautomatic operation, wherefore some additional accessories are necessary like

- Oxygen pressure reducing valve
- Flow meter for oxygen with compensation for pressure and temperature
- Recording of actual oxygen consumption
- Temperature and flow control of cooling water
- Leakage control of cooling water system etc.

- Kühlwassertemperatur- und Durchflußmengenmessung
 - Kühlwasserlecküberwachung etc.
- erforderlich sind.

Entsprechend der Analyse und anderer bekannter metallurgischer Parameter und nach Errechnung der notwendigen Sauerstoffmenge wird die Lanze automatisch in die optimale Arbeitsposition gefahren und das Sauerstoffventil geöffnet, umgekehrt wird dann nach dem Durchsatz der errechneten Sauerstoffmenge automatisch das Sauerstoffventil geschlossen und die Lanze in ihre Ausgangsposition außerhalb des Ofens zurückgefahren. Abb. 5 zeigt einen in der Standardausrüstung enthaltenen Schaltschrank, vom dem aus in der Ofenwarte die wesentlichen Funktionen überwacht werden können.

2. Kurzer Beitrag zur Metallurgie des oxidierenden Feinens

2.1. Metallurgische Aspekte

Die Oxidation wird durchgeführt, um selektiv jene im flüssigen Bad enthaltenen Elemente zu entfernen, deren Oxide teilweise unlöslich sind. Diese Oxidationsprozesse beginnen normalerweise, wenn mit dem Niederschmelzen des Schrottes begonnen wird. Während des Frischprozesses sinkt der Schmelzpunkt des Metalls in Abhängigkeit von der Kohlenstoffoxidation; dieser Effekt wird in Tabelle 2 wiedergegeben.

Die Oxidation beginnt ausgehend von einer bekannten chemischen Analyse des Stahles, die hauptsächlich vom Kohlenstoffgehalt charakterisiert wird. Der Einlaufkohlenstoffgehalt steht direkt mit der gewünschten chemischen Endzusammensetzung des Flüssigstahles durch folgende Überlegungen im Zusammenhang:

- Ein extrem hoher Kohlenstoffgehalt bedingt außergewöhnlich lange Zeiten für die Entkohlung.
- Ein extrem niedriger Kohlenstoffgehalt kann folgende Schwierigkeiten nach sich ziehen:
 - Probleme beim Schmelzprozeß.
 - Die Badbewegung ist gering, was zu einer schlechten Homogenisierung des Bades führen kann. Weiters ist ein geringeres Legie-

Tabelle 2

Sinken des Stahlschmelzpunktes in Grad Celsius je Prozentgehalt verschiedener Elemente im Schrott

Kohlenstoff	73°C Senkung je Prozent C
Silizium	12°C Senkung je Prozent Si
Phosphor	30°C Senkung je Prozent P
Schwefel	30°C Senkung je Prozent S
Mangan	3°C Senkung je Prozent Mn

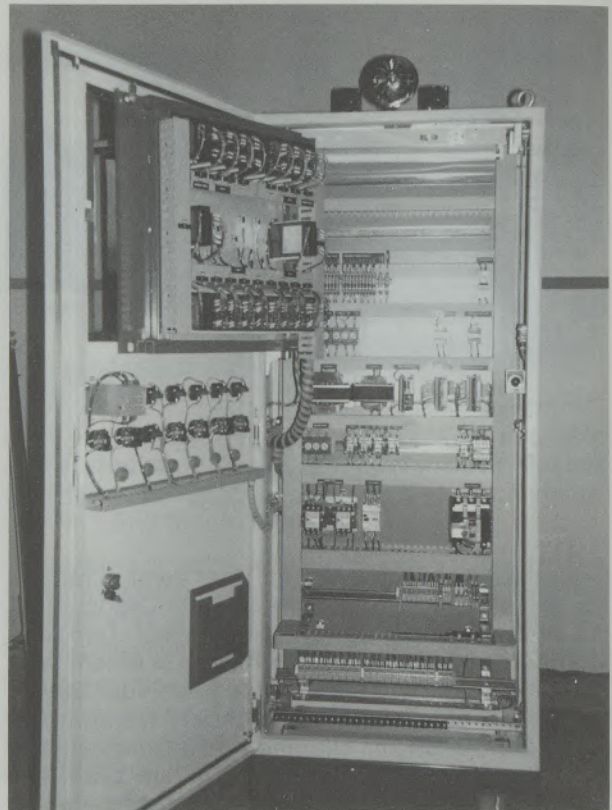


Abb./Fig. 5

Schaltschrank für die Sauerstofflanzensteuerung
Switch board of the oxygen lance control

According steel analysis and other known parameters the necessary oxygen amount is calculated and the lance is automatically moved into the optimal blowing position with the furnace, the oxygen valve is opened. Inverse the oxygen valve automatically closes when the calculated oxygen amount has been consumed and the lance moves back into parking position outside of the furnace. Fig. 5 shows a switchboard of the standard equipment for the main functions control at the furnace control pulpit.

2. Short account of metallurgy related to oxidating refining

2.1. Metallurgical aspects

Oxidation is intended to selectively remove those elements included in the liquid bath whose oxides are particularly insoluble. Such oxidation normally begins when the melt down of scrap starts. During the oxidizing refining, the metal melting point increases due to carbon removal; this effect can be appreciated in table 2.

The oxidation starts from a well initial chemical composition of the steel, which is mainly characterized by the carbon content. The carbon content aimed at molten bath is related to the desired final

rungsausbringen zu erwarten, und überdies wird es schwieriger, die chemische Zusammensetzung des Stahles zu bestimmen.

- Durch das Sauerstoffblasen steigt die Temperatur des Bades an, womit eine bessere Oxidation gewährleistet ist. Bei geringerem Kohlenstoffgehalt ist nur ein kurzes Sauerstoffblasen vorzusehen, so daß weniger Energie durch das Sauerstoffblasen eingetragen wird und für den eigentlichen Schmelzprozeß daher mehr elektrische Energie aufzuwenden ist.

Der Ablauf der Oxidationsreaktionen erfolgt in einer bestimmten Reihenfolge, die durch die Affinität des Sauerstoffs zu den verschiedenen Elementen bestimmt wird (Tabelle 3), mit anderen Worten, in Abhängigkeit der Bildungsenergie der verschiedenen Oxide, und zwar

1. Oxidation von Silizium, 2. von Kohlenstoff, 3. von Mangan, 4. von Phosphor und 5. von Schwefel (die Oxidation des Schwefels erfolgt normalerweise in der Pfanne).

2.2. Sauerstoffbedarf für die Entkohlung

Unter jenen Elementen, die zu oxidieren sind, ist Kohlenstoff das häufigste. Daher wird für die Berechnung des Sauerstoffbedarfes für die Oxidation hauptsächlich der Bedarf für die Entkohlung (= Oxidation von Kohlenstoff) in Betracht gezogen. Auf die anderen Elemente, beispielsweise Silizium, wird unter Punkt d) Bezug genommen. Für die Berechnung der Entkohlungsleistung der wassergekühlten Sauerstoffflanze ist zu berücksichtigen, daß geblasener Sauerstoff

- a) teilweise Stahl entkohlt,
- b) teilweise im Stahl absorbiert wird,
- c) teilweise den Oxidationsgrad der Schlacke erhöht.

ad a)

Unter Zugrundelegung, daß 1 Nm³ Sauerstoff 1,428 × 12/16 = 1,07 kg Kohlenstoff (O₂-Dichte

Tabelle 3

Die Oxidationsprozesse und die dabei freiwerdenden Enthalpien

Reaktionsgleichung	Theoret. Wert Kcal/kg	Ist-Wert Kcal/kg
C + 1/2 O ₂ = CO	2240	2620
Si + O ₂ = SiO ₂	7340	9180
Mn + 1/2 O ₂ = MnO	1760	8630
2P + 5/2 O ₂ = P ₂ O ₅	5950	6390
Fe + 1/2 O ₂ = FeO	1150	5750
CH ₄ + 2 O ₂ = CO ₂ + 2H ₂ O		4230
H ₂ + 1/2 O ₂ = H ₂ O		5140
CO + 1/2 O ₂ = CO ₂		6072

Table 2

Decrease of steel melting point (degrees C) for each 1% of element included in the scrap

Carbon	73°C decrease for each percent C
Silicon	12°C decrease for each percent Si
Phosphorus	30°C decrease for each percent P
Sulphur	30°C decrease for each percent S
Manganese	3°C decrease for each percent M

chemical composition of cast steel and to the following considerations:

- a) An extremely high carbon content requires excess time for decarburization.
- b) an extremely low carbon content produces the following difficulties:
 - The heat melts with difficulty.
 - Bath control is poor. This fact determines a difficult bath homogenization; a lesser yield of ferro alloys and steel. Chemical compositions are more difficult to determine.
 - Bath temperature does not take advantage of exothermic energy generated by oxidation therefore a greater amount of electric energy is required.

The oxidation reactions take place according to a sequence determined by the affinity of oxygen with the various elements; in other words by formation energy of the various oxides (table 3):

1. oxidation of silicon, 2. carbon, 3. manganese, 4. phosphorus and 5. sulphur (that normally takes place in the ladle).

2.2. Oxygen requirement for decarburization

Among the elements that have to be oxidised, the most forthcoming is Carbon. We therefore take only the decarburization into account in order to determine the amount of oxygen required. For the

Table 3

Oxidation process and exothermic reactions generated

Reaction	Cal. Value Kcal/kg	Cal. Generated Kcal/kg
C + 1/2 O ₂ = CO	2240	2620
Si + O ₂ = SiO ₂	7340	9180
Mn + 1/2 O ₂ = MnO	1760	8630
2P + 5/2 O ₂ = P ₂ O ₅	5950	6390
Fe + 1/2 O ₂ = FeO	1150	5750
CH ₄ + 2 O ₂ = CO ₂ + 2H ₂ O		4230
H ₂ + 1/2 O ₂ = H ₂ O		5140
CO + 1/2 O ₂ = CO ₂		6072

= 1,428 kg/Nm³) oxidiert, kann berechnet werden, daß die Menge Sauerstoff, die notwendig ist, um einen Punkt Kohlenstoff = 0,01% zu entfernen, wie folgt ist: $0,01/100 \times 1,07 = 0,1 \text{ Nm}^3$ Sauerstoff/Kohlenstoffpunkt/t Stahl.

ad b)

Mit steigender Entkohlung, d. h. geringer werdendem Kohlenstoffgehalt, steigt die Menge von im Stahl gelöstem Sauerstoff. Diese Menge kann ausgehend vom CO-Gleichgewichtsdiagramm ermittelt werden. (Diese Gleichgewichte sind auch eine Funktion der anderen begleitenden Elemente, im speziellen Mangan.) Eine Mengengleichung kann, ausgehend vom stationären Gleichgewichtszustand, wie folgt angesetzt werden: $C \times O = 0,0028 + 0,011 (C)$ bzw. anders ausgedrückt: $O = 28/C + 110$, wobei C in Prozenten und O in ppm ausgedrückt wird. Durch Differenzieren erhält man: $d O / d C = 28 / C^2$, womit der Zusammenhang der Veränderung von Sauerstoff und Kohlenstoff hergestellt ist. Der gesamte Entkohlungsvorgang kann nun berechnet werden mit folgenden Formeln:

$$D(O) = (d(O) / d(C)) \times 0,01$$

$$D(O) = -0,28 / C^2,$$

wobei D(O) das Sauerstoffäquivalent, bezogen auf jeweils 0,01% entkohlten Kohlenstoff, darstellt.

Die praktische Menge an Sauerstoff, die im flüssigen Stahl während der Frischphase absorbiert wird, kann berechnet werden durch Integration der Menge an Elementen innerhalb des gewünschten Kohlenstoffbandes anhand folgender Formel:

$$D(O) = 28 (1 / C_1 - 1 / C_2)$$

ad c)

Schlußendlich soll die Sauerstoffmenge, die in der Schlacke als Oxid gebunden wird, bestimmt werden. Voraussetzung dafür ist die Kenntnis der Schlackenanalyse und -menge. Zieht man in Betracht, daß die größte Sauerstoffmenge kurz vor Beendigung der Entkohlung aufgenommen wird, kann eine Schlackenbasizität in diesem Bereich von etwa 2,5 angenommen werden. Die Menge an Schlacke in einem Ofen ist ein sehr flexibler Parameter und hängt hauptsächlich von der Betriebsweise des Ofens ab.

Ausgehend vom Eisen-Kohlenstoff-Basizitätsdiagramm kann der Gesamteisengehalt bei einer Basizität von 2,5 bei verschiedenen Kohlenstoffmengen wie folgt angegeben werden (Tabelle 4):

other elements, particularly silicon, refer to point d) here under. Decarburization capacity of the oxygen water cooled lance is calculated by taking into account that lanced oxygen.

- partially decarburizes steel
- is partially absorbed into steel,
- and partially increases the oxidation degree of slag.

ad a)

If we consider that one Nm³ of O₂ oxidizes: $1.428 \times 12/16 = 1.07 \text{ kg}$ of carbon (1.428 kg/Nm³ is O₂ density) we can then calculate the quantity of O₂ necessary to remove 1 point of carbon (0.01%). This means: $0.01/100 \times 1.07 = 0.1 \text{ Nm}^3$ of O₂/point of C/ton of steel.

ad b)

Oxygen absorbed by steel increases as decarburization increases; this aspect can be evaluated considering that C-O equilibrium diagrams (such equilibriums are also function of the order alloying elements and particularly Mn). A quantity evaluation can be made starting from the stationary equilibrium equation: $C \times O = 0.0028 + 0.011 (C)$ normally expresses: $O = 28/C + 110$ whereas C is expressed in percentage and O in p.p.m., by differentiation it results: $d O / d C = 28 / C^2$ which indicate diluted oxygen variation related to carbon variation. Similarly to oxygen calculation for unitary decarburization, it is possible to determine the quantity of oxygen absorbed into steel referring to one decarburization unit. Such a calculation can be executed with the following formula:

$$D(O) = (d(O) / d(C)) \times 0.01$$

which can be reduced to:

$$D(O) = -0.28 / C^2$$

where D(O) is the oxygen increment due to each 0.01% of C decarburized.

The practical amount of oxygen melted into the liquid steel during decarburization, can be determined by integrating the elementary quantities within the considered carbon gap, with the following formula:

$$D(O) = 28 (1 / C_1 - 1 / C_2)$$

ad c)

Now the amount of oxygen that gets combined with the slag as oxide has to be evaluated. To do so, it is necessary to know the basicity index and

Tabelle 4

Zusammenhang Badkohlenstoff und Eisengehalt der Schlacke

Kohlenstoff %	Eisengehalt in der Schlacke
0,50	7,5
0,30	7,8
0,20	8,8
0,15	10,0
0,12	11,4
0,10	13,0
0,08	15,0
0,06	17,7
0,05	20,5

Der Sauerstoff, der in der Schlacke aufgenommen wird, kann unter Anwendung der folgenden Formel berechnet werden:

$$\frac{D(\text{Fe}_{\text{total}}) \times 0,33}{100 \times 1,428} = \text{Nm}^3 \text{O}_2^*$$

$D(\text{Fe}_{\text{total}})$ ist die Änderung des Gesamteisengehaltes in der Schlacke für jede Entkohlungsstufe. 0,33 ist die Sauerstoffmenge, die sich stöchiometrisch pro Prozent Gesamteisengehalt ergibt. Diese Werte werden in der folgenden Tabelle 5 dargestellt:

Tabelle 5

Zusammenhang zwischen Badkohlenstoff und Sauerstoffgehalt der Schlacke

C %	D (Fe _{total})	D (O)
0,50	—	—
0,30	0,12	0,00017
0,20	0,17	0,00212
0,15	0,40	0,00350
0,12	0,60	0,00500
0,10	0,85	0,00740
0,08	1,15	0,01000
0,06	2,00	0,01750
0,05	3,20	0,02750
0,04	4,40	0,03370

D (O) wird pro Tonne Stahl gerechnet

ad d)

Unter Zugrundelegung, daß 1 Nm³ Sauerstoff 1,428 × 28 / 32 = 1,249 kg Silizium oxidiert, ist es auch möglich, den Bedarf an Sauerstoff zu errechnen.

*) Sauerstoffmenge, die in der Schlacke aufgenommen wird, pro kg Schlackeninhalte im Ofen.

the existing quantity of slag. Considering that the greatest portion of oxygen is assimilated by the slag near completion of decarburization, a slag basicity at that stage of about 2.5 can be assumed. The quantity of slag in the furnace is a very flexible parameter as it depends of furnace operators practice.

From the FeO-C-basicity diagram, we can extract for a I.B = 2.5 the total Fe in balance at different C levels (table 4):

Table 4

Relation between carbon content of the bath and Fe content in the slag

Carbon %	Fe _{tot.} into slag
0.50	7.5
0.30	7.8
0.20	8.8
0.15	10.0
0.12	11.4
0.10	13.0
0.08	15.0
0.06	17.7
0.05	20.5

The oxygen that is assimilated into the slag can be calculated using the following formula:

$$\frac{D(\text{Fe}_{\text{tot.}}) \times 0.33}{100 \times 1.428} = \text{Nm}^3 \text{O}_2^*$$

$D(\text{Fe}_{\text{tot.}})$ is the variation of total Fe content into slag for each decarburization point. 0.33 is the amount of oxygen chemically combined as oxide with 1% of total Fe. These values are combined into the following table 5:

Table 5

Relation between bath carbon content and oxygen content of the slag

C %	D (Fe _{tot.})	D (O)
0.50	—	—
0.30	0.12	0.00017
0.20	0.17	0.00212
0.15	0.40	0.00350
0.12	0.60	0.00500
0.10	0.85	0.00740
0.08	1.15	0.01000
0.06	2.00	0.01750
0.05	3.20	0.02750
0.04	4.40	0.03370

D (O) is calculated per ton of steel.

*) Amount of oxygen combined into slag for each kg of slag contained into the furnace.

nen, der anfällt, um einen Punkt = 0,01% von Silizium zu oxidieren:

$$0,01/100 \times 1,249 \times 1000 = 0,08 \text{ Nm}^3 \text{ O}_2/\text{Punkt Silizium pro Tonne Stahl.}$$

Um zu vereinfachen, kann man davon ausgehen, daß die Oxidation des Siliziums gleich zu bewerten ist wie jene des Kohlenstoffs und daher die Mengen an Sauerstoff, die für die Siliziumoxidation notwendig sind, zu jenen der Kohlenstoffoxidation einfach zugerechnet werden können.

Als Ergebnis der oben genannten Darstellungen kann der komplette Sauerstoffverbrauch als Summe folgender Vorgänge berechnet werden:

- Sauerstoffmenge, die an Kohlenstoff und Silizium gebunden wird,
- Sauerstoffmenge, die im flüssigen Bad absorbiert wird,
- Sauerstoffmenge, die in der Schlacke gebunden wird.

Abb. 6 zeigt die Änderung des spezifischen Sauerstoffverbrauches während der Entkohlung bei verschiedenen hohen Kohlenstoffgehalten.

Abb. 7 zeigt die gleiche Funktion, jedoch aufgeteilt in die verschiedenen Verbrauchsparameter, wie sie oben beschrieben wurden.

Abb. 8 zeigt den spezifischen Sauerstoffverbrauch für die Entkohlung, in Abhängigkeit vom Einlaufkohlenstoffgehalt für die Produktion von niedrig gekohltem Stahl.

2.3. Berechnung der Lanzenbetriebszeit

Nachdem nunmehr die vollständige Sauerstoffmenge, die für die Entkohlung benötigt wird, bekannt ist, ist es notwendig, die Dauer der Sauerstoffanwendung festzulegen. Diese Berechnung kann mit folgender Formel durchgeführt werden:

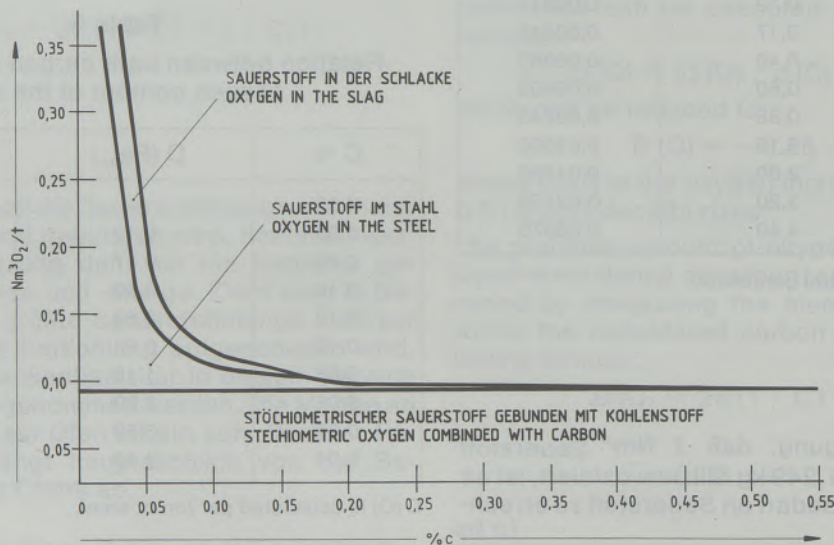


Abb./Fig. 7

Spezifische Sauerstoffverbrauchsunterschiede während der Entkohlung mit unterschiedlichem Kohlenstoffgehalt
Specific oxygen consumption variation during decarburisation with different carbon contents

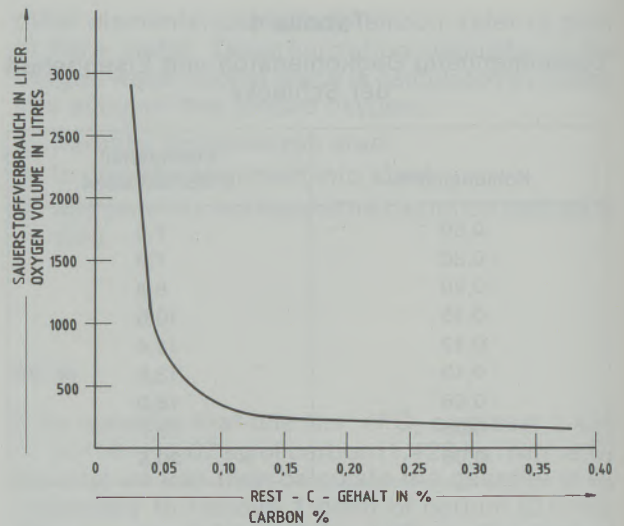


Abb./Fig. 6

Sauerstoffverbrauch um eine Tonne Stahl um einen Kohlenstoffpunkt (0,01% C) bei unterschiedlichem Kohlenstoffgehalt zu senken.

Oxygen volume necessary to remove 1 point of carbon (0,01% C) per 1 ton of steel with different final carbon content

ad d)

Considering that 1 Nm³ of oxygen oxides 1.428 × 28/32 = 1.249 kg of silicon, it is possible to calculate the amount of oxygen necessary to remove 1 point of silicon (0.01%).

$$0,01/100 \times 1,249 \times 1000 = 0,08 \text{ Nm}^3 \text{ O}_2/\text{point of silicon for each ton of steel.}$$

To simplify, we can assume that oxidization of silicon is the same as decarburization and therefore the amount of silicon to be removed can be added to that of carbon.

$$W = 0,326 \times 2521 \times e \times \left(\frac{p_1 \times d_o^2}{RAD^2 T_1} \right)$$

Darin bedeuten:

W = (kg / 1'') Durchfluß
 p1 = (kg / cm²) absoluter Druck im Sauerstoffstrom
 d_o = (cm) kleinster Ø der Austragsdüse

RAD2 = Quadratwurzel
 T1 = (K) absolute Gastemperatur vor der Düse
 e = Sauerstoffausflußfaktor
 Spez. Gew. O₂ = 1,428 kg / Nm³

Es ist wichtig, dabei festzustellen, daß der Sauerstoffdruck „upstream“ vor der Sauerstofflanze gemessen werden muß.

Abb. 9 stellt ein Nomogramm, betreffend die o. g. Formel, dar, mit dem es möglich ist, die Blasezeit für einen definierten Innendurchmesser der Austragsdüse im Zusammenhang mit dem Sauerstoffdruck zu bestimmen. Für eine gute Sauerstoffausbeute empfiehlt sich ein Druck in einem Bereich von 6 bis 10 bar. Es ist mit diesem Nomogramm auch möglich, ausgehend von einem gewünschten Sauerstoffdurchfluß, bei einem bestimmten Druck den dafür notwendigen Düsendurchmesser zu bestimmen. Im Falle, daß ein größerer Sauerstoffdurchfluß gewünscht wird, ist es möglich, mit einem speziellen Werkzeug (Ahle) den Durchmesser der Düse zu erweitern.

In diesem Nomogramm ist auch eine Erweiterung um einen variablen „e“-Faktor enthalten, so daß anhand dessen eine Kalkulation der gesamten Entkohlungszeit in Abhängigkeit des Sauerstoffdurchflusses und des Stahlbadgewichtes bei stöchiometrischen Verhältnissen möglich ist. Für Stahl mit einem Endkohlenstoffgehalt von weniger als 0,12 gilt dieser Teil des Nomogramms allerdings nicht.

3. Betriebsanleitungen

Das RCE-System einer wassergekühlten Sauerstofflanze wurde für den Sauerstoffeintrag mit Überschallgeschwindigkeit oberhalb des Stahlbadniveaus entwickelt, wodurch sich wesentliche Vorteile und Verbesserungen ergeben:

- Kürzere Entkohlungszeiten.
- Automatische Lanzenführung.
- Einsparung der herkömmlich verwendeten Sauerstoffhandlanzen.
- Vergrößerung der Sauerstoffausbeute.
- Schnellere exotherme Reaktionen im Hinblick auf eine Erhöhung der Badtemperatur.
- Reproduzierbare und demzufolge vorhersehbare Entkohlungsergebnisse.

Um obige Vorteile voll nutzen zu können, sind eine entsprechende Aufmerksamkeit bei der betrieblichen Handhabung der Lanze sowie eine technische Koordinierung mit den örtlichen Gegebenheiten beim Einbau der Lanze erforderlich. Nachstehend erfolgt eine Beschreibung von Maßnah-

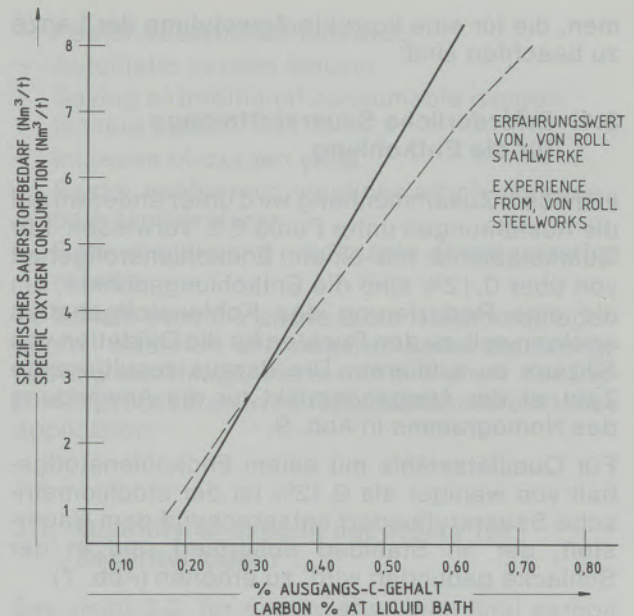


Abb. / Fig. 8

Spezifischer Sauerstoffbedarf in Nm³/h, in Abhängigkeit der zu bindenden Kohlenstoffmenge während der Entkohlung bis zu einem End-C-Gehalt von 0,10%

Specific oxygen consumption Nm³/h for decarburisation in function of the carbon content of liquid bath and for production of carbon steel down to C = 0.10%

As a result of above analysis, the total oxygen consumption is the sum of:

- Oxygen combined with carbon and silicon,
- Oxygen absorbed by the liquid bath,
- Oxygen combined with the slag.

Fig. 6 shows oxygen specific consumption variation during decarburization at different levels of carbon contents.

Fig. 7 shows the same function but broken down into different consumption parameters as described above.

Fig. 8 shows the specific oxygen consumption for decarburization, dependant of carbon content in the molten bath, for the production of low carbon steels.

2.3. Calculation of lance application time

After knowing the total amount of oxygen required for decarburization, it is necessary to determine the lance oxygen delivery. This calculation can be carried out with the following formula:

$$W = 0,326 \times 2521 \times e \times \left(\frac{p_1 \times d_o^2}{RAD^2 T_1} \right)$$

where

W = (kg / 1'') delivery
 p1 = (kg / cm²) O₂ upstream absolute pressure
 d_o = (cm) smaller diameter of discharge nozzle
 RAD 2 = square root
 T1 = (K) absolute gas temperature before nozzle
 e = oxygen flowing - off factor
 oxygen mass = 1.428 kg / Nm³

men, die für eine korrekte Anwendung der Lanze zu beachten sind:

3.1. Erforderliche Sauerstoffmenge für die Entkohlung

In diesem Zusammenhang wird unter anderem auf die Ausführungen unter Punkt 2.2. verwiesen. Für Qualitätsstähle mit einem Endkohlenstoffgehalt von über 0,12% sind die Entkohlungspunkte, um die eine Reduzierung des Kohlenstoffgehaltes erfolgen soll, zu den Punkten für die Oxidation von Silizium zu addieren. Die daraus resultierende Zahl ist der Ausgangspunkt für die Anwendung des Nomogramms in Abb. 9.

Für Qualitätsstähle mit einem Endkohlenstoffgehalt von weniger als 0,12% ist der stöchiometrische Sauerstoffbedarf entsprechend dem Sauerstoff, der im Stahlbad absorbiert und in der Schlacke gebunden wird, zu erhöhen (Abb. 7).

3.2. Berechnung der erforderlichen Lanzenbetriebszeit

Zu diesem Thema wird auch auf die Ausführungen unter Punkt 2.3. verwiesen. Die Betriebszeit, die unter Berücksichtigung des Durchmessers im oberen Teil der Austragsdüse sowie des Sauer-

Note that oxygen pressure has to be taken upstream from the oxygen lance.

Fig. 9 is a nomogram of above formula and it is possible, to calculate lance oxygen delivery for a defined discharge nozzle inner diameter according to oxygen pressure (for good oxygen yields, pressure has to be in the range of 6 to 10 bar); also it is possible to identify the necessary diameter of nozzle for a required oxygen delivery at a certain pressure. It is possible with a special hand riemer to alter the nozzle size if greater oxygen delivery is required.

In this table there is also an extension of a variable 'e' factor. This gives the possibility to calculate total decarburization time related to the oxygen delivery, steel bath weight at stoichiometric values. For steel with a final C content of less than 0.12 this part of the nomogram does not apply.

3. Utilization Instructions

The RCE water cooled oxygen lance system has been developed for supersonic O₂ lancing above liquid steel level and has the following advantages:

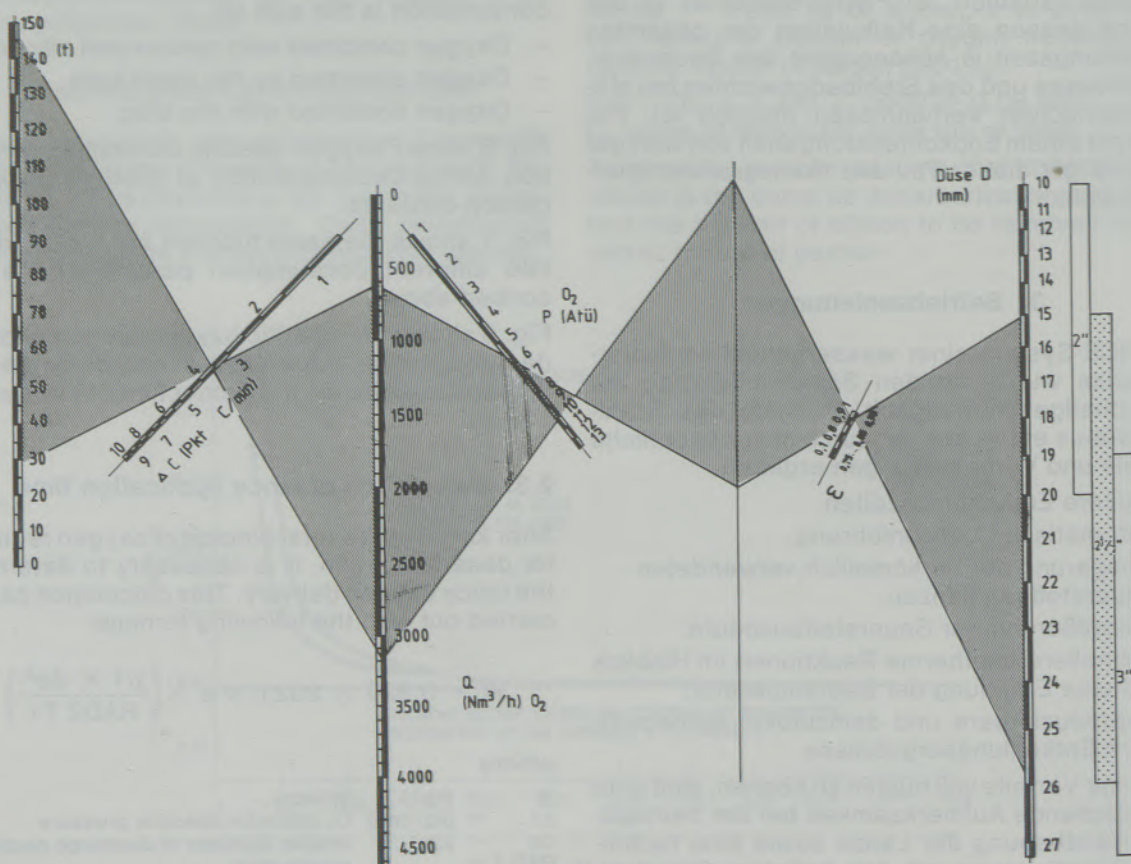


Abb. / Fig. 9
 Nomogramm zur Bestimmung der Entkohlungsgeschwindigkeit
 Nomogram for the calculation of decarburisation speed

stoffbetriebsdruckes erforderlich ist, kann aus dem Nomogramm in Abb. 9 abgelesen werden. Normalerweise erfolgt die Dimensionierung der Austragsdüse so, daß die gleiche Sauerstoffmenge wie beim Einsatz von herkömmlichen Handlanzen zur Verfügung steht. Nach einiger Erfahrung beim Umgang mit Sauerstofflanzen und falls ein höherer O₂-Durchfluß erwünscht wird, ist es möglich, den Düsendurchmesser mit einer Handahle zu erweitern. Dieses Werkzeug kann von RCE zur Verfügung gestellt werden.

Der Sauerstoffbetriebsdruck muß in einem Bereich von min. 6 bar bis max. 10 bar gehalten werden. Ein geringerer Druck resultiert in einem schlechten Sauerstoffausbringen und führt in der Folge zu übermäßigen Oxidationserscheinungen in der Schlacke, wodurch die Gefahr von unkontrollierten Reaktionen besteht. Höhere Drücke als 10 bar führen zu Erosionseffekten an den Elektroden, dem Feuerfestmaterial und der Lanze selbst. Der Einsatz der O₂-Lanze darf erst erfolgen, wenn der gesamte Schrott eingeschmolzen ist, keine „Eisberge“ mehr im Stahlbad schwimmen und eine Badtemperatur von 1500°C erreicht ist. Nur so können Schäden durch schaukelnden Schrott und unkontrollierte Reaktionen vermieden werden.

3.3. Wartung der Lanze

Die Öffnung im Ofenmantel für den Einschub der O₂-Lanze muß in ein wassergekühltes Element der Ofenwandung integriert sein. Es wird dringend empfohlen, den Bereich der Öffnung für den Lanzen-einschub regelmäßig zu säubern, um unzulässige Ablagerungen von Schlacke zu vermeiden, da sich die Entfernung solcher Schlackenkrusten nach Inbetriebsetzen der O₂-Lanze schwierig gestaltet. Wenn sich die Lanze in Bereitschaftsstellung befindet, sollte die Einschuböffnung verschlossen werden. Die beste Lösung hierfür besteht in der Verwendung eines kleinen wassergekühlten Schieberverschlusses, der die O₂-Lanze vor Schlackenspritzern schützt und das Eindringen von Falschluff in den Ofen vermeidet.

Der aus Kupfer hergestellte Spülknopf der Lanze muß nach jedem Einsatz überprüft werden, wobei besonderes Augenmerk darauf zu legen ist, daß sich keine Ansätze von Stahl oder Schlacke in der Auslaßdüse bilden oder daß keine „Bären“ am zylindrischen Teil der Lanze verbleiben. Diese Ansätze brechen im Normalfall beim Ausfahren der Lanze von selbst herunter. Falls das nicht passiert, muß der für die Ofenüberwachung zuständige Mann händisch nachhelfen. Wenn der gebildete Bär von der Lanze nicht selbsttätig abfällt, ist das auf einen entsprechend hohen Stahlgehalt zurückzuführen. Um dieses Problem auszuschalten, sind folgende Einflußparameter zu überprüfen:

- Dicke der Schlackenschicht. Eine dicke und blasig-schaumige Schlacke schützt vor Einwirkungen durch flüssigen Stahl.

- Faster decarburization rates.
- Automatic oxygen lancing.
- Saving of traditional consumable oxygen lancing pipes.
- Increase of oxygen yield.
- Faster exothermic reactions which increase bath temperatures.
- Reproducible and predictable decarburization results.

To benefit from the above facts it demands operational attention and requires some plant engineering matchings. Hereafter is a short description of procedures to be followed for correct lance application:

3.1. Quantity of oxygen necessary for decarburization

See point 2.2. for quality steel with final carbon content higher than 0.12% (sum carbon points to be removed with points of silicon) where obtained figure is starting point for application on nomogram fig. 9.

For quality steel with final carbon content of less than 0.12%, stoichiometric oxygen requirements have to be increased with the oxygen that will be absorbed into the steel bath and combined into slag. See fig. 7.

3.2. Calculation of lance application time

See point 2.3. fig. 9 which gives necessary time related to diameter size upper part of discharge nozzle and oxygen supply pressure. Normally the nozzle is sized to give some oxygen deliveries as your present manual operation. After some lancing practice it is possible to increase the nozzle with a special hand riemer which can be supplied by us.

Oxygen supply pressure must be maintained within a range of min. 6 to max 10 bar. Lower pressure values determine a poor oxygen yield and consequently a very high oxidating effect of the slag with danger of uncontrolled reactions; higher pressure values produce a washing effect over electrodes, refractory lining and the lance itself. Oxygen lancing must only be started when all scrap has been melted (without any "icebergs" floating on the liquid steel) and when the temperature is not less than 1.550 degrees C, thus to avoiding damage by fluctuating scrap to the lance and uncontrolled reactions.

3.3. Lance maintenance

The opening in the furnace shell for lance entrance point must be within a water cooled element. It is highly recommended to clean the lance entrance point regularly avoiding abnormal

- Lanzenneigungswinkel zum Stahlbad. Wenn die Lanze zu steil steht, kann Stahl über den zylindrischen Lanzenteil spritzen.
- Arbeitsdruck der Lanzenanspeisung. Zu hoher Druck verursacht übermäßiges Spritzen des Stahles.
- Abstand des Lanzenkopfes vom Stahlbad. Die optimale Distanz liegt bei 250 mm Abstand vom Niveau des flüssigen Stahles.

3.4. Anordnung der Lanze

Nach fachgerechter Montage der Sauerstofflanze am Ofen kann es sich im Hinblick auf eine Optimierung der Betriebsergebnisse als notwendig erweisen, eines der charakteristischen geometrischen Konstruktionsmerkmale zu verändern, nämlich entweder den Auftreffwinkel des Sauerstoffstrahles oder den Abstand des Lanzenkopfes vom Stahlbad.

Der Abstand der Lanzenspitze vom Bad muß 250 bis 350 mm betragen. Um bei der erstmaligen Inbetriebsetzung der Lanze den richtigen Abstand des Lanzenkopfes zum Bad zu überprüfen, wird empfohlen, vor dem Abstich, wenn sich kaum Schlacke auf der Badoberfläche befindet, die Lanze bei abgeschalteter Sauerstoffzufuhr in den Ofen einzufahren. Der Abstand der Lanze vom Bad kann unabhängig vom Aufprallwinkel eingestellt werden, indem der vorderste Endschalter nachgestellt wird. Wenn die Lanze sich zu nahe am Badspiegel befindet, kann sie leicht von Stahlspritzern getroffen werden und einer zu hohen thermischen Belastung ausgesetzt sein. Wenn der Lanzenkopf andererseits zu hoch über dem Badspiegel liegt, nimmt die Sauerstoffausnutzung ab, und es kommt zu einem Überangebot an Sauerstoff in der Ofenatmosphäre.

Unter dem Aufprallwinkel versteht man den Gesamtwinkel, der sich aus der Summe von Lanzenneigung zum Badspiegel und Düsenkopf zu Lanzenmittellinie ergibt. Im Normalfall beträgt dieser Winkel 40°. Mittels einer Handwinde kann eine Abweichung von $\pm 10^\circ$ bewerkstelligt werden. Ein zu steiler Aufprallwinkel kann zu Wirbelbildungen im Stahlbad führen, die zu Beschädigungen des Lanzenkopfes sowie der Lanze selbst führen können. Ein zu flacher Winkel bewirkt eine teilweise Ablenkung des O₂-Strahles in Richtung Feuerfestauskleidung und führt zu voreilendem Verschleiß.

Alle oben diskutierten Schwierigkeiten bei der Prozeßführung können weitgehend minimiert oder ganz vermieden werden, wenn die richtige Vorgangsweise entsprechend den Betriebsanleitungen eingehalten wird und eine schaumige Schlackenführung sichergestellt ist.

3.5. Auswirkungen auf die Ofenumgebung

Die Abgase, die bei der Verwendung des Überschallsauerstoffsystems entstehen, sind im Vergleich

amounts of slag to deposit because it will be difficult to remove it when the lance is taken into operation. When the lance is on stand-by outside the furnace shell, the opening should be closed; the best solution is a small water cooled sliding gate that will protect the lance from splashing slag and avoid false air entering the furnace.

The lance copper tip has also to be inspected after each lance application paying particular attention that no steel or slag has deposited within the discharge nozzle or skull remains around the lance barrel. Under normal circumstances the skull breaks away by itself when lance exits; if not, furnace operator has to intervene manually. If skull does not break away by itself it means that there is a certain quantity of steel within the skull so to avoid the problem the following parameters must be checked:

- Thickness of slag. Thick foamy slag protects against steel splashings and does not damage the lance if it is dipped into it.
- Lance impingement angle. If the lance is too steep, steel splashings may adhere to the lance barrel.
- Oxygen pressure supply to the lance. Pressures too high produce excessive steel splashings.
- Distance of lance tip from steel bath. Optimum distance is 250 mm above the liquid steel level.

3.4. Lance positioning

After lance has been correctly installed it may be necessary, to modify one of the geometrical design characteristics for better operational results, either oxygen impingement angle or tip distance from liquid steel level.

Distance of lance tip from bath level has to be between 250 to 350 mm for optimum results. The lance distance from bath can be adjusted independently to the impingement angle by setting the foremost lance limit switch to different position. If the lance is too close to the bath steel splashing may occur and too much thermic strain will result; on the other hand if lance is too high above steel liquid level, the oxygen yield will decrease and cause superoxidation of the furnace atmosphere.

The impingement angle is the total angle obtained from the sum of lance angle with the bath and tip nozzle with lance center line. Normally this angle is 40 deg. A manual check allows a +/- adjustment fo 10 deg. An impingement angle which is too steep causes a steel whirlpool that can damage lance tip or barrel; an angle too low causes a reflexion of oxygen against refractory lining resulting in excessive wear.

All mentioned process difficulties can be minimized or completely avoided if correct procedure is followed and foamy slag is in use.

zu Abgasen von Öfen, die mit herkömmlichen Handlanzen arbeiten, um etwa 300 bis 400 °C heißer. Die Abgasmenge erhöht sich proportional in dem Verhältnis, in dem der Kunde sich entscheidet, mit größeren Sauerstoffmengen als bisher zu arbeiten. Das bewirkt eine vergrößerte thermische und volumsmäßige Belastung des Entstaubungssystems, wodurch sich folgende Schlußfolgerungen ergeben:

- Der Ofendeckel muß wassergekühlt sein, da eine herkömmliche Feuerfestausmauerung derartigen thermischen Belastungen nicht standhält.
- Für den Abgaskrümmter ist es ratsam, eine rohrförmige Konstruktion zu verwenden, die im Vergleich zu den traditionell im Einsatz befindlichen kastenförmigen Ausführungen aus Stahlblech den Vorteil einer besseren Kühlwirkung besitzt.
- Die Leistung des Abgasentstaubungssystems muß so ausgelegt sein, daß die durch die höhere Abgastemperatur und eventuell erhöhte Sauerstoffmenge bedingte größere Abgasmenge verkraftet werden kann.

Schlechte Absaugbedingungen führen dazu, daß Abgase durch die Elektrodenöffnungen entweichen und einen übermäßigen Verschleiß der feuerfesten Steine verursachen sowie die Lebensdauer des feuerfest zugestellten Herzstückes wesentlich herabsetzen.

Bemerkung: Ein Betrieb des Ofens ohne Abgasabsaugung ist unzulässig.

4. Anwendung einer wassergekühlten Sauerstofffrischlanze in einem 60-t-Elektrolichtbogenofen

4.1. Einsatzbereich

Die wassergekühlte Sauerstofflanze kommt grundsätzlich während der Feinungsphase zum Einsatz. UHP-Öfen mit nachgeschaltetem Pfannenofen benötigen eine Feinungszeit von etwa 10'. Während dieser kurzen Zeit muß es möglich sein, hohe Entkohlungsgeschwindigkeiten zuverlässig zu erreichen.

Mit der Lanze kann auch während des Abstichvorganges noch gefrischt werden. Als Beihilfe zum Erreichen tiefster P-Gehalte im Ofen eignet sich die Lanze ebenfalls bestens.

4.2. Entkohlungsgeschwindigkeit / O₂-Wirkungsgrad

Die Entkohlungsgeschwindigkeit liegt bei 2 bis 3 Punkten Kohle pro Minute. Je nach Ausgangskohlenstoffgehalt können diese Werte etwas variieren. Voraussetzung für eine optimale Wirkungs-

3.5. Implications to furnace environment

Gases produced with the use of the supersonic lancing system are, on an average, 300 to 400 deg. C hotter compared with waste gases generated by manual oxygen lancing and in greater volume. This is directly proportional to the higher amount for oxygen which you may decide to lance compared with your present situation. As a result you experience greater thermic and volumetric stress within the dedusting system. It is necessary to respect the following:

- Furnace roof must be water cooled; the traditional refractory lining cannot withstand thermal stresses.
- Fume exhausting elbow. It is advisable to have a tubular construction to guarantee a better cooling efficiency compared with the traditional steel plate box type.
- The capacity of the flue gas dust collector system must be of such dimension that an increased flue gas quantity caused by higher flue gas temperature and eventually increased quantities of oxygen may be handled.

Poor ventilation conditions lead to the situation that flue gases escape through the electrode openings causing excessive wear of the refractory bricks and also reduce the service life of the refractory core considerably.

Note: Operation of the furnace without flue gas ventilation is unpermissible.

4. Application of a water-cooled oxygen lance in the electric arc furnace

4.1. Field of use

The water cooled oxygen lance is used basically during the refining phase. UHP-furnaces (ultra high powered furnaces) linked to crucible furnaces require a refining period of about 10'. During this short period it must be possible to attain high decarburization speeds reliably.

Carbon elimination can also take place during tapping. The lance is also particularly suitable as an aid for attaining the lowest P-contents in the furnace.

4.2. Speed of decarburization / O₂-efficiency

The decarburization speed is between 2 to 3 carbon points per minute. Depending on the initial carbon content, these values can vary somewhat. The prerequisite for the best possible mode of operation is the correct adjustment of the O₂ pressure, of the nozzle diameter and of the angle of the lance to the bath.

The efficiency of water cooled lances is more consistent and at least 10% better than those of consumable lances and overcomes 90%. The specific oxygen consumption can be seen from figure 8. The total oxygen lancing time is highly

weise ist das richtige Einstellen des O_2 -Druckes, des Düsendurchmessers und des Winkels Lanze zu Bad.

Der Wirkungsgrad wassergekühlter Lanzen ist konstanter und um mindestens 10% besser als desjenigen von Handlanzen und übersteigt 90%. Der spezifische Sauerstoffverbrauch kann aus Abb. 8 entnommen werden. Durch die Verkürzung der Frischzeit bis zu 30% werden auch die Wärmeverluste reduziert.

Die Lanzengröße ist von der Ofengröße abhängig, für einen 60-t-Ofen ist eine 2-Zoll-Lanze ausreichend. Für jeden Ofen muß die optimale Lanzen-einstellung durch versuchsweise Änderungen des Neigungswinkels ermittelt werden. Die Einsatzzeit der Lanze ergibt sich dann aus der jeweils erforderlichen C-Reduktion und aus dem aus den Versuchen ermittelten Verbrauch an Sauerstoff.

Die Öffnung für das Einfahren der Lanze sollte etwa 300×500 mm sein. Diese Öffnung braucht nicht durch eine Türe verschlossen werden, bei ausreichender Schlackenmenge wird die Lanze kaum durch Stahl verspritzt, der Aufwand für die Instandhaltung ist gering. Wesentlich wäre auch der Hinweis, daß die Lanze kein Sauerstoffbrenner ist und daher zum Schrotteinschmelzen nicht geeignet ist.

4.3. Lanzenhaltbarkeit und Einfluß auf die Haltbarkeit der Ofenausmauerung

Die Haltbarkeit der Lanzen hängt von den Betriebsbedingungen ab, bei korrekter Lanzenbedienung und optimaler Ofenfahrweise haben Lanzen bis zu 500 Chargen erreicht, bevor irgendwelche Reparaturen durchgeführt wurden. Dadurch, daß der Sauerstoffstrahl in einem steilen Winkel auf das Bad auftritt und außerdem von schäumender Schlacke umgeben ist, sind die Abprallverluste an Sauerstoff so gering, daß die Haltbarkeit des feuerfesten Mauerwerkes in keiner Weise beeinträchtigt wird. Das gleiche gilt für den Elektrodenverbrauch.

4.4. Vergleich zur Sauerstoffhandlanze

Mit einer Sauerstoffhandlanze kann nicht in einem so steilen Winkel zum Bad gefrischt werden wie mit der wassergekühlten Lanze, was einem schlechteren Wirkungsgrad gleichkommt. Dies wird dadurch begründet, daß die Austrittsdüse am Lanzenkopf der wassergekühlten Lanze nicht in der Längsachse der Lanze, sondern in einem steileren Winkel dazu angeordnet ist. Handlanzen können aus handelsüblichen Rohren – meist sechs Meter lang – oder aus beschichteten Spezialrohren bestehen. Letztere haben den Nachteil, daß sie relativ schwer und teuer sind. Beide Rohrtypen sind selbstverzehrend und müssen aus

reduced up to 30%, subsequently heat losses are reduced.

The size of the lance depends on the size of the furnace, e.g. 2"-lance for a 60 t furnace is sufficient. For each furnace the best possible lance adjustment must be ascertained by trying various angles of inclination. The period of use of the lance is provided by each required C-reduction and the consumption of oxygen ascertained in the tests.

The opening for the setting on the lance should be approx. 300×500 mm. This opening need not be closed by a door, with a sufficient slag volume the lance will hardly be splashed by steel – the maintenance costs are insignificant. It is essential to point out that the lance is not a burner and therefore not suitable for scrap cutting or melting.

4.3. Lance life and influence of the lance on the service life of the furnace brick lining

The lance life depends entirely on the way it is operated. Correct lance handling and operation, as well as optimal furnace practice have managed to achieve up to 500 heats before lance repairs have to be undertaken. Since the oxygen enters the bath at a steep angle and is furthermore surrounded by foaming slag, the rebound losses of oxygen are so slight that the service life is impaired in no way whatever. The same applies to the consumption of electrodes.

4.4. Comparison with oxygen consumable lances

With an oxygen consumable lance carbon elimination is not possible at such a steep angle to the bath as with the water cooled lance, resulting in poorer efficiency. This is on account of the exit nozzle on the lance-head of the water cooled lance not being arranged in the longitudinal axis of the lance but at a steeper angle. Consumable lances can be made of standard pipes – mostly six meters long – or made of coated special pipes. The latter have the disadvantage of being relatively heavy and expensive. Both pipe types are self-consuming and must be pieced together for reasons of cost. The result is an expenditure of labour which should not be underestimated.

4.5. Facilitation of work, personnel reduction

By using a water cooled automatically operating O_2 lance furnace personnel are relieved of all oxygen carbon elimination during the refining per-

Kostengründen zusammengestückelt werden, was einem nicht zu unterschätzenden Arbeitsaufwand gleichkommt.

4.5. Arbeitserleichterung, Personaleinsparung

Durch den Einsatz einer wassergekühlten, automatisch arbeitenden O₂-Lanze ist das Ofenpersonal während der Feinungsphase von jeglicher O₂-Frisccharbeit entlastet. Während der 10 bis 15 Minuten von Einschmelzende bis Abstich beschränkt sich der manuelle Arbeitsaufwand auf das Ziehen der Probe, das Messen der Badtemperatur und das Vorbereiten zum Abstechen.

riod. During the 10 to 15 minutes from the end of the smelt down to the tapping, the manual work is limited to the sampling, the measuring of the bath temperature and the tapping preparation.

Metallurgie im Pfannenofen von Fuchs Systemtechnik

Hubert Knapp*), Willstätt-Legelshurst

Der Pfannenofenbetrieb und sein Erfolg hängen sehr von der angewandten Prozeßtechnologie und von der Konstruktion der Ausrüstungen ab. Die Funktionen der Prozeßtechnologie wurden erläutert, und es wurde über die Konstruktionsmerkmale des ersten Pfannenofens mit stromführenden Elektrodentrag-

armen berichtet. Jedoch spielt die wichtigste Rolle in einem erfolgreichen Betrieb die eigentliche Pfannenmetallurgie, die sehr vom Zustand der basischen Schlacke abhängt, einschließlich der intensiven Stahl/Schlacken-Grenzreaktionen, die von der Rührmethode beeinflußt werden.

Metallurgy in the Ladle Furnace of Fuchs Systemtechnik

Ladle furnace operation and its success very much depend on the process technology applied and the design of the equipment. The functions of the process technology are given and design features of the first ladle furnace with current conducting electrode arms are reported. The major role in the

successful operation however is to be seen in the proper ladle metallurgy depending highly on the basic slag condition including intensive steel/slag boundary reactions influenced by the stirring method.

Métallurgie au four à poches selon la technique du système Fuchs

L'exploitation du four à poches et son succès dépendent fortement de la technologie du procédé employé et de la construction des équipements. On expose les fonctions de la technologie du procédé et on donne des indications sur les caractéristiques de construction du premier four à poches équipé de bras porteurs d'électrodes conducteurs de courant.

Mais le rôle le plus important pour le succès de l'exploitation revient à la métallurgie de poche proprement dite, qui dépend pour beaucoup de l'état de la scorie basique, y compris les réactions intenses à la limite acier/scorie, qui subissent l'influence de la méthode d'agitation.

Einleitung

Die Sekundär-Metallurgie gewinnt zunehmend an Bedeutung nicht nur bei der Herstellung von hochlegierten Stählen, sondern auch bei der Herstellung von einfachen Kohlenstoffstählen. Ursprünglich wurde der Pfannenofen zur Deckung der Wärmeverluste während der Sekundär-Metallurgie entwickelt. Die ersten Pfannenöfen wurden vor ca. 20 Jahren in den skandinavischen Ländern aufgestellt, und ASEA/SKF gehörten zu den größten Pionieren in dieser Technik. Die ersten Pfannenöfen wurden in Verbindung mit einer Vakuum-Entgasungsanlage betrieben und waren mit elektro-magnetischen Rührspülen versehen.

Inzwischen wurden verschiedene andere Prozeßrouten entwickelt. Durch bessere Kenntnis der metallurgischen Parameter einschließlich der Schlacken-Technologie sowie durch Verbesse-

Introduction

Secondary metallurgy gains increasing consideration not only in the fabrication of sophisticated high alloy steels but also in the production of plain carbon steels. The ladle furnace originally was developed to cope with heat losses during secondary metallurgy. The first ladle furnaces were erected about 20 years ago in the Scandinavian countries and ASEA/SKF being one of the major pioneers in this technology. The first ladle furnaces were operated in the conjunction with a vacuum degassing station and were equipped with electro-magnetic stirring facilities.

In the meantime a number of different process routes were developed. It was learned that with improving knowledge of metallurgical parameters including slag technology as well as improving refractory materials a number of deficiencies in the original process route could be overcome.

In this paper it shall be reported of some operational and technical parameters of the Daido/Fuchs ladle furnace majoring in metallurgical aspects to the process.

*) H. Knapp, Metallurgie- und Prozeßtechnologie, Fuchs Systemtechnik GmbH, D-7608 Willstätt-Legelshurst

ung des ff-Materials konnten verschiedene Mängel in der ursprünglichen Prozeßroute ausgeglichen werden.

In diesem Bericht werden einige Betriebsparameter und technische Daten des Daido/Fuchs-Pfannenofens erwähnt, die speziell auf die metallurgischen Aspekte des Prozesses ausgerichtet sind.

Historischer Hintergrund

Der Pfannenofenprozeß, der auf der Schlackenmetallurgie basiert, wurde 1971 durch Daido/Japan (1) entwickelt. Fuchs Systemtechnik ist einer der Lizenznehmer von Daido. Abb. 1 zeigt die Entwicklung der Anzahl an Anlagen, die gemäß dieser Lizenz gebaut wurden und betrieben werden. Es ist festzustellen, daß die Anzahl der Anlagen seit 1980 enorm zugenommen hat. 75% dieser Anlagen werden in Elektrostahlwerken mit Kapazitäten von 20 bis 150 t Flüssigstahl betrieben.

Die restlichen Anlagen sind Pfannenöfen für LD-Werke mit einer Kapazität von 60 bis 250 t Abstichgewicht. Obwohl nur ca. 38% der Anlagen über einem Abstichgewicht von 100 t liegen, ist deutlich festzustellen, daß dieser Prozeß bei Betrieben mit hohen Abstichgewichten immer mehr Anerkennung findet. Durch die entwickelte Schlackentechnologie ist in vielen Fällen eine Entgasung des behandelten Stahles nicht mehr notwendig.

Betriebliche Parameter

In Abb. 2 ist ein Schema des Daido-Pfannenofen-Prozesses dargestellt. Dieser Prozeß besteht aus einer basisch zugestellten Pfanne, die mit einem Boden-Spülstein versehen ist und durch einen komplett wassergekühlten Deckel abgedeckt wird. Die Heizenergie wird dem Prozeß durch drei Graphitelektroden zugeführt, die durch „Stromführende Elektrodentragsarme“ – die neueste Entwicklung von Fuchs Systemtechnik – gehalten

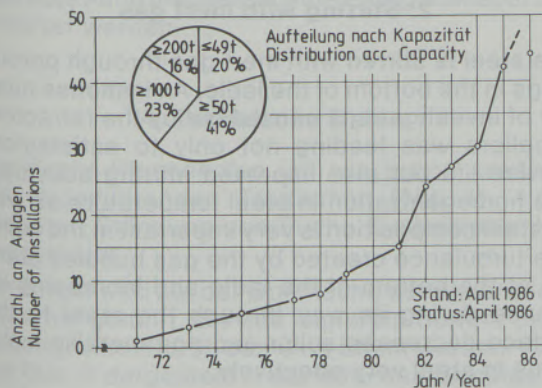


Abb./Fig. 1

Wachstum bei DAIDO-Pfannenöfen
Growth of DAIDO-ladle furnaces

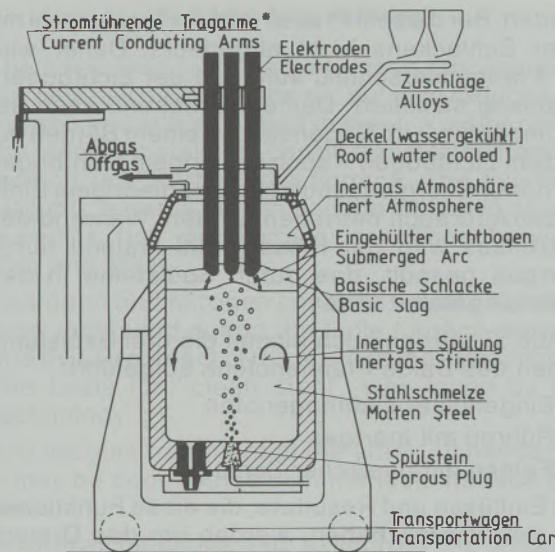


Abb./Fig. 2

Schema eines Pfannenofens
Scheme of the ladle furnace

Historical background

The ladle furnace process based on slag metallurgy was developed since 1971 by Daido/Japan (1). Fuchs Systemtechnik is one of the licensees of Daido. Fig. 1 shows the growth of respective installations constructed and operated according to this licence. Since 1980 an enormous increase of installations can be observed. 75% of these are operated in electric steel mills with capacities between 20 and 150 ts of liquid steel.

The remaining part are ladle furnace installations for BOP shops with a capacity between 60 and 250 ts tapping weight. Whereas only approx. 38% of the capacities are above 100 ts tapping weight, it is clearly noticed that this process route is increasingly accepted by large weight operations. Due to the developed slag technology a degassing of the treated steel is not necessary in many cases.

Operational parameters

A scheme of the Daido ladle furnace process is given in fig. 2. This process consists of a basic lined ladle equipped with a porous plug in the bottom of the ladle and is covered by a totally water cooled roof. The heating energy is brought to the process via three graphite electrodes supported by current conducting electrode arms, the latest development of Fuchs Systemtechnik. This process is operated with a slag layer on the liquid steel. Therefore arc radiation does not create any extensive wear of the ladle refractories. According to this, the ladle furnace can be operated with long arc at high energy efficiency and low electrode consumptions compared with short arc operations. During the process the liquid steel is

werden. Bei diesem Prozeß ist der Flüssigstahl mit einer Schlackenschicht abgedeckt. Daher wird der Pflannenverschleiß aufgrund der Lichtbogenstrahlung minimiert. Dementsprechend kann der Pflannenofen – im Gegensatz zu einem Betrieb mit kurzem Lichtbogen – auch mit langem Lichtbogen bei hoher Energieausnutzung und niedrigem Elektrodenverbrauch betrieben werden. Während des Prozesses wird der Flüssigstahl laufend durch Inertgas gespült, das durch Spülsteine in den Stahl eingeleitet wird.

In Abb. 3 werden noch einmal die drei Basisfunktionen des Daido-Pflannenofens aufgeführt:

1. Eingehüllter Lichtbogenofen
2. Rühren mit Inertgas
3. Feinen mit basischer Schlacke

Die Einflüsse und Resultate, die diese Funktionen auf den Prozeß haben, werden um das Dreieck herum aufgezeigt.

1. Eingehüllter Lichtbogen

Da der Stahl in der Pflanne erhitzt werden kann, ist es nicht mehr notwendig, ihn im Schmelzofen auf 1700°C und mehr zu überhitzen. Die max. Stahltemperatur vor dem Abstich muß nur noch 1630°C im Schmelzofen betragen. Die Fahrweise mit langem, jedoch eingehülltem Lichtbogen in der Pflanne ist vorteilhaft. Es werden Lichtbogenlängen in der Größenordnung bis 100 mm angewandt, wodurch das Energieeinbringen verbessert und der Kontakt zwischen Flüssigstahl und dem Elektrodengraphit verhindert werden. Eine Kohlenstoffaufnahme des Stahles wird dadurch nicht beobachtet.

Die Temperaturen können sehr genau an die nachfolgenden Prozeßschritte angepaßt werden. Der Elektrodenverbrauch ist niedrig, da mit niedrigen Stromwerten gearbeitet werden kann.

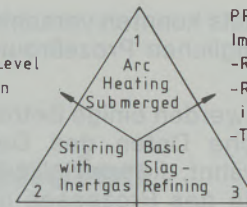
2. Rühren mit Inertgas

Der Stahl wird mittels Inertgas über Spülsteine im Pflannenboden gerührt. Viele Untersuchungen am ff-Material der Spülsteine, die durch die Lieferanten durchgeführt wurden, führten nicht nur zu einer Erhöhung der Lebensdauer, sondern auch zu verbesserten Spülaktivitäten. Die Homogenisierung sowohl der Stahltemperatur als auch der Stahlzusammensetzung in der Pflanne ist sehr wichtig. Die Gasblasen, die vom Pflannenboden aufsteigen und während des Aufsteigens ihr Volumen vergrößern, rufen eine Turbulenz hervor, durch welche die Entschwefelung und das Abscheiden nichtmetallischer Einschlüsse begünstigt werden.

Das Legierungsausbringen wird durch die Inertgase verbessert, indem die atmosphärischen Einflüsse auf den Stahl vermindert werden.

TEMPERATURE

Improves:
- Superheating Level
- Homogenization
- Setting
- Energy Yield



PRODUCTIVITY

Improves:
- Refining metallurgy in EAF
- Refractory Consumption in EAF and Ladle
- Time Losses

CLEAN STEEL

Improves:
- Content of Oxygen, Sulfur, Hydrogen, Nitrogen
- Nonmetallic Inclusions
- Alloy Homogenization and yield

Abb./Fig. 3

Merkmale des Pflannenofen-Prozesses
Basic functions of the ladle furnace process

continuously stirred by means of inert gases fed into the steel via porous plugs.

In fig. 3 the three basic functions of the Daido ladle furnace process are given once more:

1. Submerged arc heating
2. Stirring with inert gas
3. Basic slag refining

The influences and results of these functions on the process are pointed out surrounding the triangle.

1. Submerged arc heating

With the possibility of heating the steel in the ladle, superheating of the steel in the melting unit to 1700°C and above is not necessary any more. Steel temperature in the melting furnace has to be only 1630°C max. before tapping. Preferably long arc operation is adapted in submerged arc heating in the ladle. Arc lengths in the range of 100 mm are applied which improves energy yield and prevents contact of liquid steel with the graphite of the electrode, thus any carbon pick up is prevented.

The setting of the temperatures can be adapted very accurately to the process steps to follow. The electrode consumption is low due to low current settings.

2. Stirring with inert gas

The steel is stirred with inert gas through porous plugs in the bottom of the ladle. An immense number of investigations carried out by the refractory suppliers was leading not only to satisfactory service life but also improved stirring activities. The homogenization in steel temperature as well as steel composition is very important in the ladle. The turbulence created by the gas bubbles starting at the bottom of the ladle and increasing its volume during its way through the steel to the surface decreases sulfur and non metallic inclusions in steel very effectively.

Alloy yields are improved due to inert gases preventing the contact of the steel with the atmosphere above the steel.

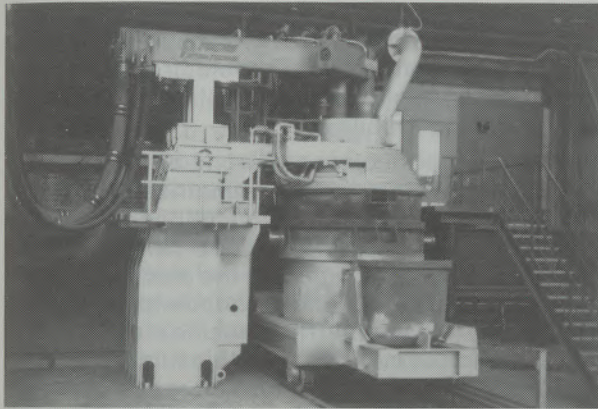


Abb./Fig. 4

Pflannenofen mit stromführenden Tragarmen
Ladle furnace with current conducting electrode arms

3. Feinen mit basischer Schlacke

Die basische Schlacke im Pflannenofenprozeß hilft nicht nur, den Lichtbogenofen einzuhüllen, sondern reduziert auch den Sauerstoff- und Schwefelgehalt im Stahl. Ein Großteil der Feinungsmetallurgie kann vom Schmelzofen in den Pflannenofen verlegt werden. Die synthetische Schlackenmischung schmilzt leicht. Das intensive Rühren unterstützt die metallurgischen Reaktionen zwischen Schlacke und Stahl.

Durch den geringen Kontakt des Lichtbogens mit der Atmosphäre während des Pflannenofenprozesses werden die Wasserstoff- und Stickstoffgehalte im Stahl nicht besonders erhöht. Die Basis zur Qualitätsstahlerzeugung ist durch diese Technologie gegeben.

Eventuelle Vakuumbehandlungen des Stahles können mit dem Pflannenofen-Prozeß koordiniert werden.

Insgesamt tragen sämtliche Funktionen dazu bei, die Produktivität des Stahlwerkes zu verbessern. Niedrigere Stahltemperaturen reduzieren den Zeitaufwand für das Überhitzen des Stahles sowie den Zeitverlust für das Flicken, da weniger Feuerfestmaterial verbraucht wird. Mit dieser Prozeßroute kann insgesamt eine Energieeinsparung erwartet werden.

4. Technische Daten

Der Fuchs-Pflannenofen ist, wie schon erwähnt, mit stromführenden Tragarmen (Abb. 4) – der neuesten Erfindung von Fuchs Systemtechnik – ausgerüstet.

Der Strom wird auf der Oberfläche der Elektroden-tragarme geführt, die aus kupferplattiertem Stahl gefertigt sind. Durch den Skin-Effekt werden – wie auf Abb. 5 dargestellt – ca. 90% des Stromes im Kupferteil des Tragarmes geleitet. Bei richtiger Dimensionierung wird dadurch ein Überhitzen der Elektrodenarme vermieden. Das Stromrohrsy-

3. Basic slag refining

The basic slag in the ladle furnace process does not only help to shield the arc but also reduces the oxygen and sulfur content in steel. A major part of the refining metallurgy can be transferred from the melting unit to the ladle furnace. The synthetic slag mix is easily molten and the intensive stirring supports the metallurgical reactions between slag and steel.

Hydrogen and nitrogen contents are not substantially increased during the ladle furnace process due to less contact of the arc with the atmosphere. The basis for "clean steel" was found by this technology.

Any vacuum treatment of the steel – if necessary – may be coordinated with the ladle furnace process.

In total all functions help to improve the productivity of the melt shop. Lower steel temperatures reduce time requirements for superheating the steel as well as time losses due to less refractory consumption and necessary fettling time. Overall energy savings can be expected by this process route.

4. Technical parameters

The Fuchs ladle furnace, as already mentioned, is equipped with current conducting electrode arms, the latest development of Fuchs Systemtechnik (fig. 4).

The current is conducted on the surface of the electrode arms constructed from copper clad steel. Due to the skin effect appr. 90% of the current is transported in the copper section of the arm as shown in fig. 5. Thus no overheating of the electrode arms has to be expected if proper dimensioning is respected. No bus tube system on top of the electrode arms is necessary any more. The electrode arms are totally water cooled caring for excellent conditions for the internally mounted clamping device. The electrode clamping force is induced by cup springs made from regular steel grades and released by hydraulic pressure.

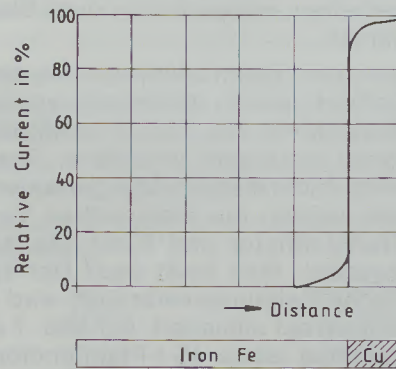


Abb./Fig. 5

Stromverteilung im beschichteten Leiter
Current distribution in a clad conductor

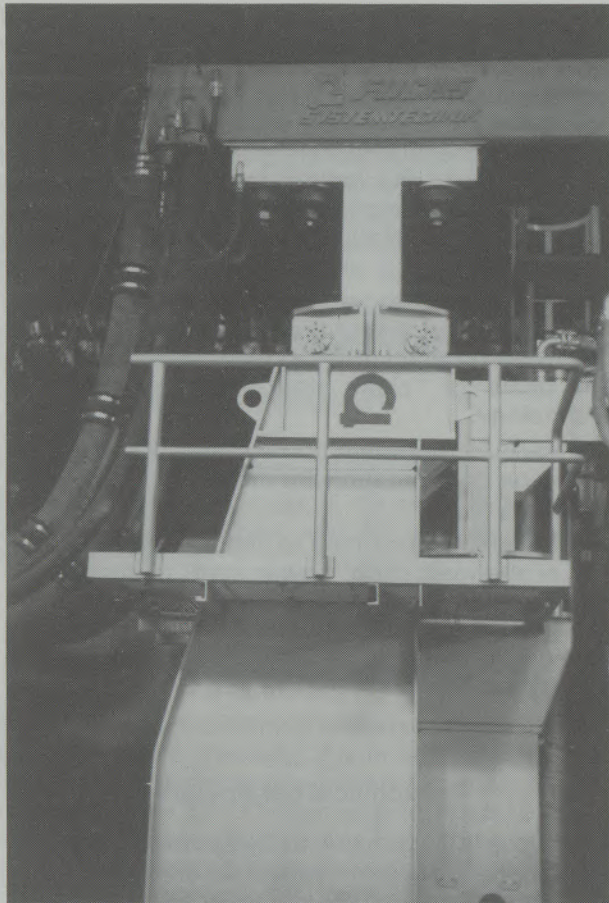


Abb./Fig. 6

Elektrodenmast mit stromführendem Tragarm
Electrode mast with current conducting arm

stem auf den Elektrodenarmen erübrigt sich. Die Elektrodentragarme sind ganz wassergekühlt, wodurch ausgezeichnete Bedingungen für die innenliegende Spannvorrichtung geschaffen werden. Die Elektrodenstarrkraft wird durch Tellerfedern aus Stahl erzeugt und kann hydraulisch mittels Druckzylinder gelöst werden.

Es wird nur eine elektrische Isolierung zwischen Elektrodenarm und Stuhl benötigt (Abb. 6). Sie ist auf beiden Seiten wassergekühlt. Die Elektrodenarme werden durch drei vorgespannte Bolzen auf dem Stuhl gehalten, wodurch eine gute Stabilität gewährleistet ist.

Die stromführenden Elektrodentragarme sind koplanar ausgeführt, jedoch elektrisch symmetriert mit einer Abweichung von max. 5%. Mit diesem System können niedrigste Impedanz, Reaktanz und elektrische Widerstandswerte garantiert werden. Dadurch werden die elektrischen Verluste zwischen Transformator und Elektrode auf ein Minimum reduziert. Was heißt das? Der spezifische elektrische Leistungsverbrauch wird durch dieses neue Konzept minimiert. Auf Abb. 7 ist der Temperaturanstieg eines 45-t-Pflannenofens als eine Funktion des spezifischen Leistungsverbrauches dargestellt. Nach Homogenisierung oder ca. fünf bis zehn Minuten nach Abstich beträgt der

Only one electrical insulation pad between electrode arm and stool is necessary (fig. 6). It is water cooled from both sides. The electrode arms are held on the stool by three prestressed bolts securing a good stability.

The current conducting electrode arms are coplanar, however electrically symmetrized with a deviation of max. 5%. Low impedance, reactance and electrical resistance values can be guaranteed by this system, reducing the electrical losses between transformer and electrode to a minimum. What does this mean? The specific electric power consumption is minimized by this furnace design. Fig. 7 shows the temperature increase of a 45 ts ladle furnace as a function of the specific power consumption. After homogenization or approx. five to ten minutes after tapping, the temperature increase or incline of the function is $1.36^\circ/\text{kWh/t}$ which represents a power efficiency in the range of 50%.

The electrode support columns are hydraulically driven and guided by slanted guide rolls. The distances between the electrode columns and thus the electrode arms are optimizing the electrical values. Smallest pitch circle diameters can be adapted. High regulation speeds can be chosen by this system serving for stable arc conditions, optimizing the energy input and yield.

The totally water cooled roof with a side draft hood for the off gas system around the electrodes has good access (fig. 8) due to a new designed support. No gantry arms limit the operational area around the ladle furnace. Alloy feeding or automatic temperature sampling can be adjusted to the customer's desire. The support column is held by the same slanted roller guides as on the elec-

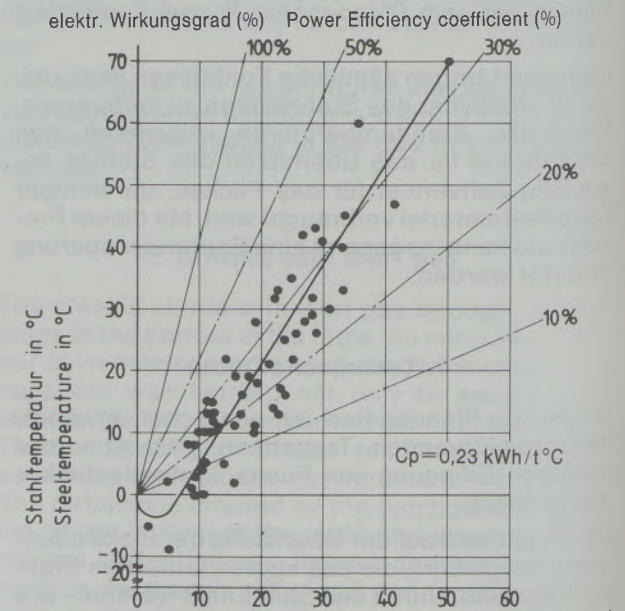


Abb./Fig. 7

Temperatursteigerung als Funktion des Energieverbrauches
Temperature increase as function of the energy consumption

Temperaturanstieg oder die Steigung der Linie $1,36^\circ/\text{kWh}/\text{t}$, was einem elektrischen Wirkungsgrad von ca. 50% entspricht.

Die Elektrodenmaste werden hydraulisch positioniert und durch eine Schrägrollenführung stabil geführt. Die Abstände zwischen den Elektrodenmasten und somit den Elektrodentragarmen verbessern die elektrischen Werte. Kleinste Teilkreisdurchmesser können eingestellt werden. Mit diesem System lassen sich hohe Regelgeschwindigkeiten verwirklichen, durch welche die Lichtbogenbedingungen konstant bleiben und das Energieeinbringen und der Wirkungsgrad verbessert werden.

Dank eines neuentwickelten Tragarmsystems ist der Zugang zum wassergekühlten Deckel mit Abgas-Abzugshaube um die Elektroden herum gut (Abb. 8). Der Arbeitsbereich um den Pflannenofen herum wird durch Portalarme nicht limitiert. Die Legierungsmittelzugabe oder automatische Probenahme kann den Kundenwünschen entsprechend adaptiert werden. Der Deckeltragarm wird – ähnlich den Elektrodenmasten – durch eine Schrägrollenführung zwangsgeführt. Der Deckel wird hydraulisch gehoben. Wenn der Deckel geschwenkt werden muß, werden Elektrodenmasten und Deckelunterstützung in einem Drehturm positioniert, der ähnlich der Konstruktion bei Pflannendrehtürmen ist.

5. Metallurgie im Pflannenofen

Die Metallurgie beim Pflannenofenbetrieb muß als wichtigstes Element zum Erfolg dieses Prozesses angesehen werden.

Die Metallurgie basiert auf einem Elektrostahlwerk mit einem Bodenabstich, wodurch der Übertrag von oxydischer Schlacke vom Ofen in die Pflanne minimiert wird.

Wie schon erwähnt, bedarf eine gute Pflannenmetallurgie einer entsprechenden basischen Schlacke, die den Stahl davor schützt mit der Atmosphäre in Kontakt zu kommen und unerwünschte Spurenelemente aufzunehmen.

Die synthetischen Schlacken setzen sich ungefähr wie folgt zusammen:

CaO	50–70%
MgO	5–15%
Al ₂ O ₃	5–25%
SiO ₂	5–25%

Der Gehalt an FeO und MnO oder der freie Sauerstoffgehalt in der basischen Schlacke sollte auf ein Minimum reduziert werden, damit der Sauerstoffgehalt im Stahl so niedrig wie möglich ist und die Schwefelaufnahme verbessert wird.

Bedingt durch verschiedene Prozeßrouten und Stahlgüten weisen die gegebenen Schlacken-zusammensetzungen eine große Streubreite auf. Die Schlackenbestandteile sollten leicht zu schmelzen sein und eine flüssige Schlacke bilden.

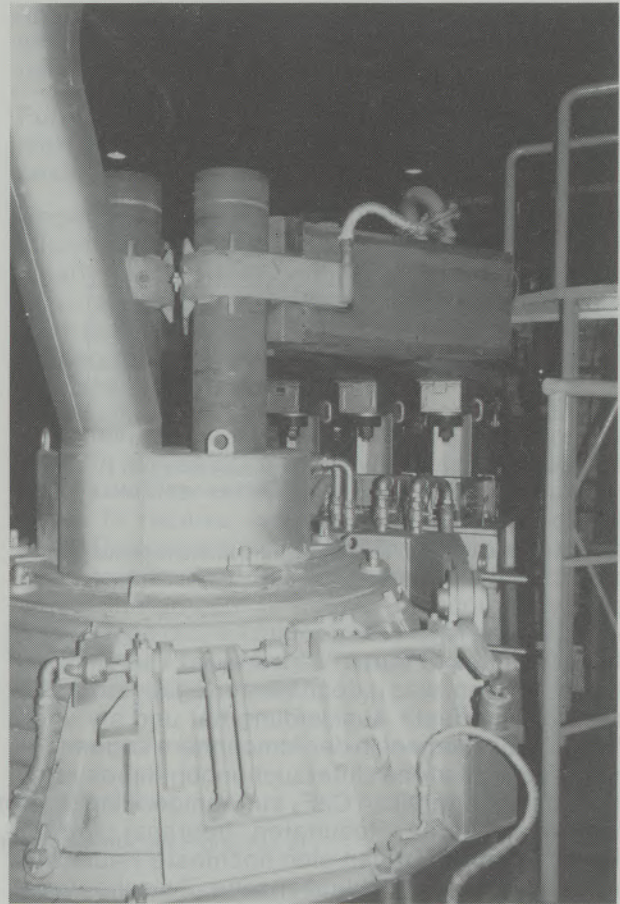


Abb./Fig. 8
Wassergekühlter Deckel
Watercooled roof

trode supports. The roof is lifted hydraulically. In case the roof has to be swivelled, electrode and roof support are positioned in a similar turret as already tested on ladle turret designs.

5. Metallurgy in ladle furnace

Metallurgy in ladle furnace operation has to be regarded as the major key to the success of this process.

The metallurgy is based on a melt shop with a bottom tapping EAF, minimizing the carry over of any oxidic slag from the furnace into the ladle.

Principally, as already mentioned, a proper ladle metallurgy requires the corresponding basic slag, which shields the steel from the contact with the atmosphere and has the capability to absorb undesired trace elements.

The synthetic slags are roughly of the following composition:

CaO	50–70%
MgO	5–15%
Al ₂ O ₃	5–25%
SiO ₂	5–25%

The content of FeO and MnO or the free oxygen content in the basic slag should be reduced to its

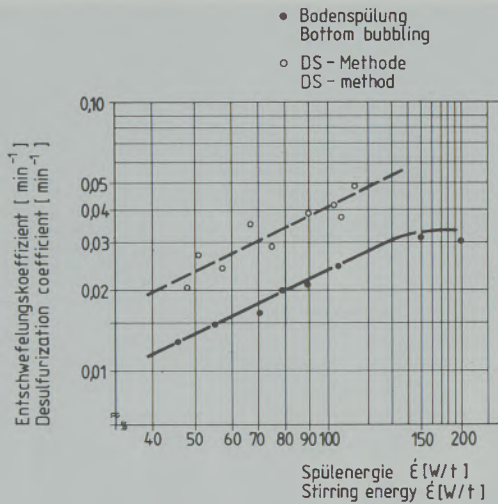


Abb. / Fig. 9

Einfluß der Spülenergie auf die Entschwefelung
Influence of stirring energy on desulfurization

Dies kann leicht durch Verwendung von CaF_2 erreicht werden, was jedoch einen negativen Einfluß auf die feuerfeste Auskleidung hat und als unerwünschtes Element in der Atmosphäre angesehen wird. Verschiedene Untersuchungen haben ergeben, daß der Anteil an CaF_2 auf weniger als 2% mit ausgezeichneten Resultaten begrenzt werden kann. Daher erübrigen sich hochfeste Feuerfestmaterialien in der Schlackenzone. Zwischenreparaturen der Schlackenzone sind nur noch in seltenen Fällen notwendig.

Wenn der Stahl nach der Pfannenbehandlung kontinuierlich in Knüppeln mit kleinem Querschnitt vergossen wird, muß der Anteil an Aluminiumoxid in der Schlacke auf weniger als 15% begrenzt werden, da Aluminiumoxide dazu neigen, die Verteilerdüsen mit kleinen Querschnitten zu verschließen.

Vorgemischte synthetische Schlacken können nur unter Vorbehalt empfohlen werden, da sie Entmischungstendenzen aufzeigen. Gute Resultate wurden mit vorgeschmolzenen synthetischen Schlacken erzielt, vor allem wenn extrem niedrige Wasserstoffgehalte verlangt werden. Diese Schlacken werden jedoch nur in seltenen Fällen bei der Stahlindustrie verwendet, da sie teuer sind. Deshalb sind die Stahlwerker gezwungen, ihre Schlackenzusätze an die in einem Pfannenofen zu erzeugenden Stahlqualitäten anzupassen.

Die Abscheidung oxydischer Einschlüsse sowie das schnelle Entschwefeln des Stahles werden durch intensive Grenzreaktionen zwischen der basischen Schlacke und dem Stahl begünstigt. Die von Daido durchgeführten Untersuchungen (2) ergeben, daß die Entschwefelung mit erhöhter Rühraktivität zunimmt. In Abb. 9 ist der Entschwefelungskoeffizient als Funktion der Rührenergie dargestellt. Gleichzeitig werden Werte einer Doppel-Rühr-Methode aufgezeigt, bei der die Grenz-

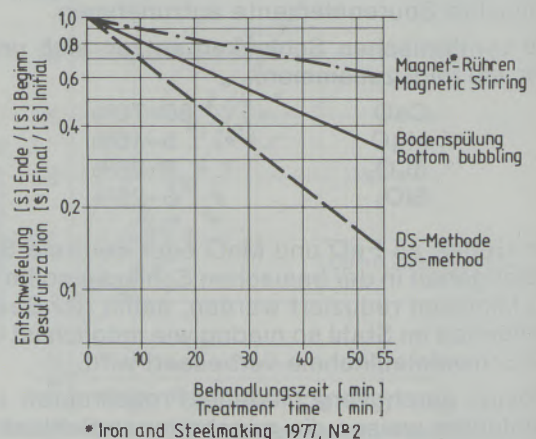
minimum to guarantee lowest oxygen contents in steel and improve sulfur pick up.

The range given for the slag composition is very wide due to different process routes and steel grades to be made. The slag components should melt easily and form a liquid slag. This can be reached easily by the use of CaF_2 which, however, has a negative influence on the refractory lining and is regarded as an undesired element in the atmosphere. According to investigations made, the amount of CaF_2 can be limited to less than 2% with excellent results. High strength refractory materials in the slag zone, as mentioned in literature, is thus not any more necessary. Intermediate repairs of the slag zone are only necessary in rare cases.

If the steel after ladle treatment has to be cast continuously into small section billets, the amount of aluminium oxides in the slag have to be limited to less than 15% since, as generally known, they have the tendency to block the tundish nozzles casting small cross sections.

The use of premixed synthetic slags is not to be recommended due to unsatisfactory tendencies to decompose. There are very good results using premolten synthetic slags, especially if extreme low hydrogen contents are required. However these slags are accepted only in rare cases in steel industry due to high costs. Therefore the melt shop operators are enforced to adapt their slag additions according to the steel grades to be processed in a ladle furnace.

The separation of oxidic inclusions as well as rapid desulfurization are favored by intensive boundary reactions between the basic slag and the steel. Investigations carried out by Daido (2) show that the desulfurization increases with increasing stirring activity. In fig. 9 the desulfurization coefficient is shown as a function of the stirring energy. At the same time there are values



• Iron and Steelmaking 1977, N^o2

Abb. / Fig. 10

Einfluß der Rührmethode auf die Entschwefelung
Influence of stirring method on desulfurization

reaktionen durch Verwendung einer Toplanze intensiviert werden.

Weitere Verbesserungen können erreicht werden, wenn hochreaktives Schlackenpulver zusätzlich in den Stahl eingeblasen wird.

Werden die verschiedenen Rührmethoden und deren Einfluß auf die Entschwefelung (Abb. 10) verglichen, kann deutlich festgestellt werden, daß die Reaktionszeit mit besserer Rührfähigkeit verkürzt werden kann. Deshalb werden heute die Pflannenöfen, die mit elektro-magnetischem Rühren betrieben werden, zusätzlich mit Spülsteinen ausgerüstet, um die Grenzreaktionen zu erhöhen.

Das Hauptproblem im Pflannenofenbetrieb ist immer noch die Schnellanalyse der Schlacken ähnlich den Stahlproben. Es dauert Stunden, bis die tatsächliche Schlackenzusammensetzung analysiert ist. Deshalb ist es äußerst wichtig, daß die Ofenleute die beeinflussenden Parameter kennen und die Menge an Zusatzmitteln entsprechend einstellen. Hierbei spielt Erfahrung eine große Rolle, jedoch konnte in vielen Fällen bewiesen werden, daß die Ofenleute sich der Situation leicht anpassen.

shown representing a double stirring method by which the boundary reactions are intensified using a top lance.

Further improvements can be gained if additional high reactive slag powder is induced into the process.

Regarding the different stirring methods and their influence on the desulfurization (fig. 10), it is clearly noticed that, with increasing stirring action, reaction time can be improved. Therefore even ladle furnaces applying the electro-magnetic stirring are equipped today with porous plugs to activate the boundary reactions.

The main problem in ladle furnace operations is still the possibility to analyze slags as fast as steel samples. However, it still takes a couple of hours to receive the actual composition of the slag. Therefore it is extremely important that the operators know the influencing parameters and adjust the amount of additions accordingly. The experience plays a major role in this respect, however it could be proved in many cases that operators can adapt easily.

Literaturverzeichnis/References

1. Kishida, T., et al.: Recent developments of LF-process in Japan (1983).
2. Ozacska, M., et al.: ELVAC Process, an ideal process to make clean steel (Toronto, 1984).

Elektromagnetische Beeinflussung des Innenzustandes von Vorblock-Strangguß

Wolfgang Polanschütz (†), Luzian Pochmarski und Karl Abendstein, Leoben*)

Die physikalisch-technologische Grundlage und die Wirkung einer neuerdings entwickelten Rühranordnung für Vorblock-Strangguß in der Sekundärkühlzone werden dargestellt. Durch das Rühren mit einem Rührerpaar mit räumlich parallelen und zeitlich synchronen Feldverläufen können verbesserte Wirkungen in bezug auf die Erhöhung des equiaxen Gefügeanteiles, auf die Auflösung von zentralen Hohlräumen und auf den Ausgleich der Zentralseigerungen erzielt werden, ohne daß wesentliche Qualitätsnachteile durch intensive Rührstreifen in Kauf genommen werden müssen.

Praktische Ergebnisse bei der Anwendung dieses Rührsystems werden an den Beispielen einer Schienenstahlgüte, einer Seildrahtgüte, einer Spannbetondrahtgüte und einer Wälzlagerstahlgüte vorgelegt.

Über die günstigen Auswirkungen des Rührens auf die zentrale Kohlenstoffseigerung in Vorblöcken und in verformtem Material und auf die Karbidausbildung wird berichtet.

Electromagnetic Improvement of the Inner Quality of Continuously Casted Blooms

The physical and technological basis and the effect of the newly developed stirring arrangement for continuous bloom casting in the secondary cooling zone are presented. By stirring with a pair of stirrers producing fields which are parallel as to space, and synchronous as to time, an improved effect relative to the equiaxed share of the structure, the dissolution of center cavities and balancing of centerline segregations are achieved without having to accept considerable drawbacks on quality due to pronounced white bands.

Practical results with the application of this stirring system are demonstrated by the examples of a rail steel grade, a strand- ing wire grade, a prestressed concrete wire grade and a bearing steel grade.

The favorable effects of stirring on the centerline carbon segregation in blooms and in deformed material and on the carbide development are described.

Influence électromagnétique sur l'état intérieur des blooms de coulée continue

On décrit les fondements physiques et technologiques ainsi que l'effet produit par un système d'agitation nouvellement développé, destiné aux blooms de coulée continue dans la zone de refroidissement secondaire. Une agitation au moyen d'une paire d'agitateurs à évolution de champ parallèle dans l'espace et synchrone dans le temps, permet d'obtenir des effets améliorés du point de vue de la proportion de structure équiaxe, de la dissolution des espaces vides centraux et de l'égalisation des ségrégations centrales. Malgré l'intensité d'agitation, ces résultats s'obtiennent sans inconvénients notables du point de vue de la qualité.

On présente des résultats pratiques obtenus au moyen de ce système d'agitation, en prenant comme exemples des nuances d'aciers à rails, à fil pour câble, à fil à béton précontraint et pour paliers à rouleaux.

Des indications sont données sur l'influence favorable de l'agitation sur la ségrégation centrale du carbone dans les blooms et dans le matériau déformé ainsi que sur la formation des carbures.

1. Übersicht

Zur Verbesserung des Innenzustandes von stranggegossenem Vormaterial erweist sich das elektromagnetische Rühren als eine Maßnahme von hoher Effizienz. Durch Anwendung von Rührern in der Sekundärkühlzone wird die Homogenität des Strangkernes im Hinblick auf zentrale Porosität und zentrale Seigerungen erheblich verbessert und der Dendritenanteil im Makrogefüge

1. Survey

Electromagnetic stirring has proved to be a highly efficient means of improving the internal conditions of continuously cast blooms. By the application of stirring in the secondary cooling zone the homogeneity of the strand core is improved considerably with regard to center porosity and centerline segregation, and the dendritic solidified share of macrostructure is strongly reduced in favor of a central equiaxed zone (1), (2). However, when applying conventional electromagnetic stirrers depending on the intensity of stirring, distinct white bands (3), (4) will occur, which for some

* Doz. Dipl.-Ing. Dr. W. Polanschütz, VA-Leoben, A-8700 (während der Drucklegung verstorben)
Dipl.-Ing. L. Pochmarski, VA-Leoben, A-8700
Dipl.-Ing. K. Abendstein, VA-Donawitz, A-8700

zugunsten einer equiaxen Zentralzone stark vermindert (1), (2). Bei Anwendung herkömmlicher elektromagnetischer Rührer kommt es allerdings in Abhängigkeit von der Rührintensität zur Ausbildung von intensiven Rührstreifen (white bands) (3), (4), die für einige Verwendungszwecke als negatives Qualitätsmerkmal bewertet werden.

Vorangegangene Untersuchungen mit mehreren Rührsystemen in der Sekundärkühlzone einer Knüppel-Stranggießanlage haben die Notwendigkeit einer Weiterentwicklung des Prinzips der elektromagnetischen Linearrührer gezeigt, insbesondere um erhöhte metallurgische Wirkungen zu erzielen, ohne gleichzeitig durch die verstärkte Ausbildung von Rührstreifen Qualitätsnachteile in Kauf nehmen zu müssen. Dies führte zur Entwicklung der VA-Linearrührer als die Grundkomponente eines variablen Rührsystems für Knüppel- und Vorblock-Strangguß.

Über die Anwendung dieser Rührer in Knüppel-Stranggießanlagen und über die dabei erzielten Qualitätsverbesserungen haben wir in (5) berichtet.

Die Wirkungsweise dieser Rührer wird in Abb. 1 gezeigt. Durch die spezielle Beschaltung der elektromagnetischen Induktionselemente wird ein diskontinuierliches elektromagnetisches Wanderfeld mit ungleichen Phasendifferenzen zwischen den benachbarten induktiven Elementen erreicht. Von diesem Feld werden in der Schmelze im Stranginneren zusätzlich zur abgeschwächten Badströmung Schwingungen mit axialen und radialen Komponenten angeregt. Dieses Prinzip hat gegenüber dem der bisherigen Linearrührer, bei denen durch ein kontinuierliches Wanderfeld in der Hauptsache Umlaufströmungen des Bades hervorgerufen werden, wesentliche Vorteile. Durch die Schwingungen in der Schmelze kann, trotz der verminderten axialen Geschwindigkeitskomponenten, eine erhöhte Anzahl von Dendriten in der Erstarrungsfront abgebrochen werden, so daß mehr Keime für das Einleiten der globulitischen Erstarrung zur Verfügung stehen. Weiters können die Dendritenfragmente durch Schwingungen effizienter in der Schmelze verteilt werden als durch Umlaufströmungen, so daß die Dichte der sekundären Erstarrungskeime über den Querschnitt gleichmäßiger ist, schließlich wird wegen der verminderten Intensität der Umlaufströmung das konstitutionelle Gleichgewicht des angereicherten interdendritischen Schmelzfilms weniger gestört, so daß die Bildung von Rührstreifen wirksam hintangehalten werden kann.

In dieser Arbeit berichten wir über die Erweiterung des VA-Rührsystems für die Anwendung an Vorblock-Stranggießanlagen mit Formaten bis zu 250×360 mm.

Hauptpunkte sind die Beschreibung der physikalisch-technischen Grundlagen dieses Rührsystems und die Darstellung der Qualitätsverbesserungen, die durch Anwendung dieser Entwicklung bei Stählen mit Kohlenstoffgehalten im Bereich bis zu 1 Gew.-% erzielt werden können.

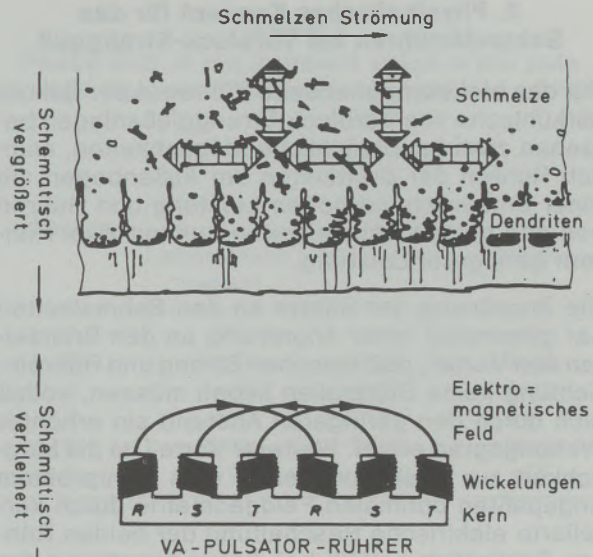


Abb./Fig. 1

Wirkungsweise des VA-Pulsator-Rührers, schematisch
Principle of VA pulsator stirring

purposes of use are classified to be a negative quality feature.

Preliminary examinations using several stirring systems in the secondary cooling zone of a continuous billet caster revealed the necessity of further improving the principle of linear electromagnetic stirring, especially with a view to obtain a better metallurgical effect without having to accept simultaneous quality drawbacks by a more pronounced development of white bands. This led to the development of the VA linear stirrer as a basic component of a variable stirring system for continuous billet and bloom casting.

The application of these stirrers in continuous billet casting plants and the quality improvements achieved have already been dealt with in (5).

The mode of action of these stirrers is displayed in fig. 1. By a special wiring of the electromagnetic induction elements a discontinuous electromagnetic travelling field with different phase shifts between the neighboured inductive elements is obtained. This field excites oscillations with axial and radial components in the liquid part of the strand, as well as a lag of the bath stream. Compared with the conventional linear stirrer, which mainly causes a close loop motion of the bath, the new principle has considerable advantages. By the oscillations in the heat an increased number of dendrites can be broken in the solidification zone in spite of the reduced axial speed components, so that more nuclei are available to introduce the equiaxed solidification. Moreover, the dendrite fragments are distributed in the heat more efficiently so that the density of the secondary solidification nuclei is more uniform. Finally,

2. Physikalisches Konzept für das Sekundärrühren bei Vorblock-Strangguß

Für das elektromagnetische Rühren in der Sekundärkühlzone von Vorblock-Stranggießanlagen bestehen zwei hauptsächliche Möglichkeiten, nämlich Rühren der Breitseiten am Außenbogen mit einer entsprechend hohen Leistung und Rühren von den beiden Schmalseiten aus mit zwei Rührern geringerer Leistung.

Die Anordnung der Rührer an den Schmalseiten hat gegenüber einer Anordnung an den Breitseiten den Vorteil, daß zwischen Strang und Rührereinrichtung keine Stützrollen liegen müssen, sodaß sich durch den geringeren Abstand ein erhöhter Wirkungsgrad ergibt. Weiterer Vorteil ist die Möglichkeit zur Ausbildung einer dem Rührproblem angepaßten optimalen Feldgeometrie durch korrelierte elektrische Beschaltung der beiden Rührer. Schließlich entfällt bei dieser Anordnung der in der Errichtung und in der Erhaltung teurere Einbau von Strangführungen aus austenitischen Stählen.

Gewisse Nachteile ergeben sich bei der seitlichen Anordnung durch die Notwendigkeit der doppelten Ausführung aller Versorgungsleitungen, Steuerungseinrichtungen sowie der sicherheitstechnischen Elemente und durch die beengten Platzverhältnisse zwischen den Stranglinien, was einen erhöhten Aufwand für die Anlagensicherheit bedingt.

Aus verfahrenstechnischen Gründen ist ein symmetrischer Feldverlauf bezüglich der Mittenebene zwischen den zwei behandelten Strangseiten anzustreben (6), (7). Dabei ergeben sich bei Vorgabe einer definierten Rührrichtung – sie wurde im vorliegenden Konzept entgegengesetzt der Gießrichtung gewählt – zwei Möglichkeiten, nämlich antiparallele Beschaltung mit Spiegelsymmetrie der Einzelrührer bezüglich Strangmittenebene (Abb. 2a) und parallele Beschaltung mit Spiegel-

due to the reduced intensity of the circular motion, the constitutional balance of the enriched interdendritic heat is disturbed less so that the formation of white bands can be kept low successfully.

In the subject paper we report on the extension of the application range of the VA stirring system to continuous bloom casters producing sizes up to 250×360 mm.

The description is focussed on outlining the physical and technical basis of this stirring system and the presentation of the quality improvement achieved by the application of this development for steels with a carbon content up to 1 weight percent.

2. Physical Concept for Secondary Stirring in Continuous Bloom Casting

There are two ways of electromagnetic stirring in the secondary cooling zone of continuous bloom casters: stirring of the wide side at the outer bow with sufficiently high power and stirring from the two narrow sides with stirrers of less power.

Compared with a wide-side arrangement, the arrangement of the stirrers at the narrow sides has the advantage that no supporting rollers are necessary between the strand and the stirring device, so that a higher degree of efficiency is obtained by smaller distance. Another advantage is the possible formation of an optimum field geometry, which is adapted to the stirring problem, by correlated electric wiring of the two stirrers. Finally, in this arrangement the installation of a containment made of austenitic steel, which is more expensive with regard to installation and maintenance, can be dropped.

The drawbacks of the lateral arrangements arise from the necessity of double installation of all supply lines, control devices as well as safety elements and from the confined space between the strand lines, which implies increased expenditure for the equipment safety.

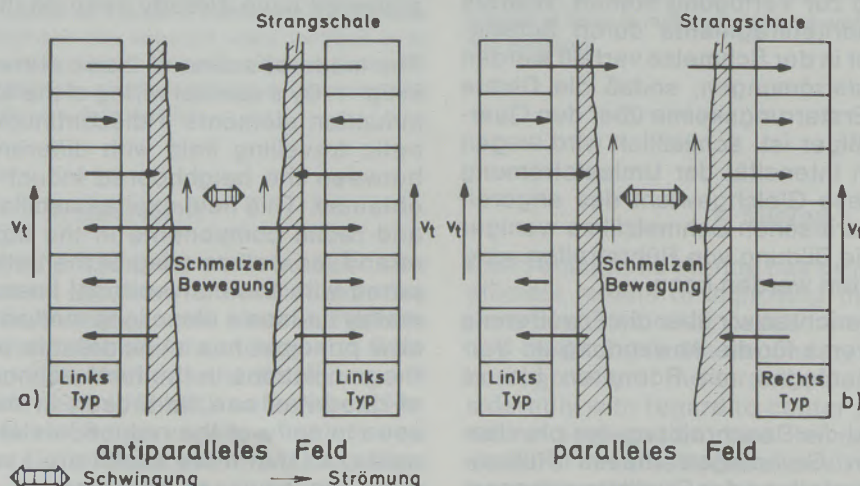


Abb./Fig. 2

Zusammenwirken von unterschiedlich beschalteten Rührerpaaren
Mutual action of differently wired pairs of stirrers

Tabelle 1

Phasenverschiebungen der Momentanwerte der Polstärken zwischen den Elementen von Rührerpaaren

Element	Rührer		
	I Bezugsanordnung	II antiparallel	II parallel
1	0	π	0
2	$5\pi/3$	$2\pi/3$	$5\pi/3$
3	$4\pi/3$	$\pi/3$	$4\pi/3$
4	π	0	π
5	$2\pi/3$	$5\pi/3$	$2\pi/3$
6	$\pi/3$	$4\pi/3$	$\pi/3$

Table 1

Phase shift of the transient value of the pole strength between the elements of pairs of stirrers

Element	Stirrer		
	I arrangement relation	II antiparallel	II parallel
1	0	π	0
2	$5\pi/3$	$2\pi/3$	$5\pi/3$
3	$4\pi/3$	$\pi/3$	$4\pi/3$
4	π	0	π
5	$2\pi/3$	$5\pi/3$	$2\pi/3$
6	$\pi/3$	$4\pi/3$	$\pi/3$

symmetrie der Einzelrührer bezüglich ihrer Seitenflächen (Abb. 2b).

Der zeitliche Verlauf des Wanderfeldes kann durch den Ausdruck für die magnetische Polstärke über den einzelnen induktiven Elementen ($i = 1-6$) durch

$$\Phi_i = \Phi_0 \cos(\omega t + \Delta\varphi)$$

dargestellt werden. Die Phasenverschiebungen zwischen den Elementen des Rührers sind für die zwei Paarbeschaltungen in Tabelle 1 verzeichnet.

Bei der antiparallelen Beschaltung sind die Momentanwerte der entsprechenden Einzelfelder um jeweils 180° zueinander verschoben. Es stehen einander stets zwei gleichgepolte Polköpfe gegenüber, sodaß zwar eine Feldkonzentration in den äußeren Bereichen des Stranges mit Erhöhung der Feldkomponenten in Strangrichtungen gegeben ist, aber auch wegen der antiparallelen Feldvektoren eine Feldschwächung erwartet werden muß. Die physikalisch-technologische Analyse läßt für diesen Fall auf eine verhältnismäßig hohe Randwirkung bei einer stark verminderten Volumenwirkung schließen.

Bei paralleler Beschaltung stehen einander stets zwei entgegengesetzt gepolte Polköpfe gegenüber, sodaß die Ausbildung eines wechselweise verstärkten Feldes mit erhöhten Querkomponenten zu erwarten ist. Die technologische Betrachtung dieser Schaltvariante zeigt neben erhöhter Randwirkung (Brechen von Dendriten) auch eine erhöhte Volumenwirkung (Verteilung von Keimen) an.

Um diese Überlegungen zu prüfen, wurden Rührversuche mit antiparallelen und parallelen Rührern an Vorblock-Strangguß mit Formaten von 250×360 mm angestellt. Ergebnisse aus diesen Versuchen werden in Abb. 3 anhand der Darstellung des Makrogefüges von unbehandelten und von unterschiedlich gerührten Proben gezeigt. (Anm.: In den Einzelbildern ist neben dem Mittenbereich jeweils nur ein Randbereich des Stranges enthalten.)

For reasons of process technology the field shall be symmetric relative to the central plane between the two treated strand sides (6), (7). Thus, a defined stirring direction provided – which was chosen opposite to casting direction in the subject concept –, there are two possibilities: antiparallel wiring with an axial symmetry of the individual stirrers relative to the strand center plane (fig. 2a) and parallel wiring with an axial symmetry of the individual stirrers relative to the lateral surfaces (fig. 2b).

The temporal behavior of the travelling field can be expressed by the term for the magnetic pole strength at the individual inductive elements ($i = 1-6$):

$$\Phi_i = \Phi_0 \cos(\omega t + \Delta\varphi)$$

The phase displacement between the stirrer elements are displayed for the two pair-type wirings on table 1.

In case of antiparallel wiring the temporary values of the individual fields are turned against each other by 180° . Two homopolar pole heads face each other, which causes a field concentration in the outer areas of the strand with an increase of the field components in casting direction, however, which will also bring about a reduction of the field due to the antiparallel field components. The physical and technological analysis of this case suggests a relatively high effect at the solidification front and a strongly reduced volume effect.

In case of parallel wiring two inversely poled pole heads face each other so that the formation of an alternately strengthened field with increased transverse component must be expected. A technological analysis of this type of wiring reveals an increased volume effect (distribution of nuclei), besides an increased effect at the solidification front.

For verification of these considerations stirring tests with antiparallel and parallel stirrers were realized at continuous bloom casters with sizes of 250×360 mm. The results of these tests are dis-

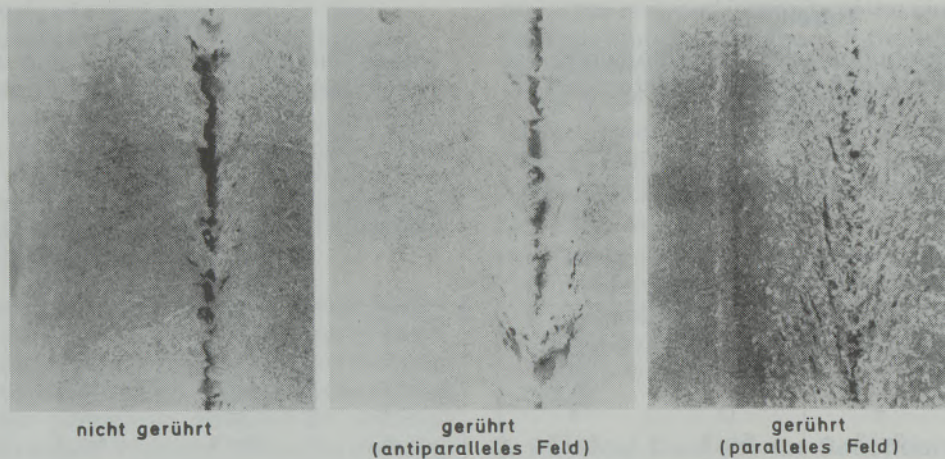


Abb./Fig. 3

Strukturätzungen von Längsschnitten unterschiedlich behandelter Vorblöcke
Structure etchings of longitudinal sections of differently treated blooms

Es zeigt sich klar, daß bei Anwendung eines Rührerpaars mit antiparallelem Feld (Links+Links-Typ) das Dendritenwachstum weitgehend ungestört verlaufen kann und daß dadurch auch die Bildung zentraler Hohlräume nur in geringem Maße hintangehalten wird. Die Wirkung der Rührer ist am Makrogefüge durch eine geringfügige Umlenkung der Dendritenwachstumsrichtung und durch die Andeutung eines Rührstreifens zu erkennen.

Bei Anwendung eines Rührerpaars mit parallelem Feld (Links+Rechts-Typ) zeigt sich eine starke Zunahme des globulitischen Gefügeanteiles, die zentralen Hohlräume sind weitgehend aufgelöst, Rührstreifen sind ebenfalls nur andeutungsweise zu erkennen. Die Aufnahmen der Seigerungskoeffizienten an unterschiedlich behandelten Proben bestätigten zusätzlich die stark erhöhte Wirkung bei Anwendung paralleler Felder.

Aufgrund der angeführten anlagentechnischen und physikalischen Überlegungen und aufgrund der Ergebnisse dieser Vorversuche wurde das VA-Rührsystem für Vorblock-Stranggießanlagen als Erweiterung des VA-Pulsatorsystems für Knüppel-Stranggießanlagen konzipiert. Die technischen Daten dieses Rührsystems werden in Tabelle 2 angegeben.

3. Metallurgische Ergebnisse

Umfangreiche praktische metallurgische Erfahrungen mit diesem Rührsystem konnten an der Vorblock-Stranggießanlage des Werkes Donawitz mit Formaten bis zu 250×360 mm gewonnen werden.

Als Beispiele seien anhand von Längsstrukturätzungen einige Ergebnisse, die durch Sekundär-rühren an niedriglegierten Stählen mit Kohlenstoffgehalt bis zu 1% C erzielt wurden, dargestellt.

played in fig. 3 by a representation of the macrostructure of untreated and differently stirred samples. (Note: Besides the central area, the individual figures represent only one boundary area, each, of the strand.)

It is evident that the application of a pair of stirrers with antiparallel field (left-left type) permits a largely undisturbed dendrite growth by which the formation of central cavities is prevented only to a small extent. The effect of the stirrers can be identified at the macrostructure by a slight deviation of the dendrite growth direction and by a trace of a white band.

The use of the pair of stirrers with parallel field (left-right type) shows a strong increase of the equiaxed share of the structure, the central cavities are largely dissolved, white bands are discernible only in traces. Records of the segregation coefficient at samples, which have been subjected to different treatment, once more confirm the strongly increased effect when applying parallel fields.

On the basis of the above mentioned technological and physical considerations and the results of these preliminary tests the VA stirring system for continuous bloom casting plants was drafted as an expansion of the the VA pulsator system for continuous billet casting plants. The technical data of this stirring system are given in table 2.

3. Metallurgical results

Extensive practical and metallurgical experience has been gained with this stirring system with sizes up to 250×360 mm at the continuous bloom casting plant of the Donawitz works.

Some results, which were obtained by secondary stirring at low-alloy steels with a carbon content of up to 1% C, are represented as examples by longitudinal structure etchings.

Tabelle 2

VA-Rührsystem für Vorblock-Stranggießanlagen

A. Geometrische Daten:		
Anzahl der Rührer:	Zwei pro Strang (Rechts- und Links- Typ-Verschaltung)	
Außenabmessungen der Rührer:	H × B × T 700 × 300 × 235 mm	
Masse (mit Kühlwasser):	205 kg	
Rührposition:	Oberkante Rührer max. 1500 mm unter Gießpegel	
Rührabstand:	max. 25 mm von Strangoberfläche	
Rührbreite:	2 × 160 mm	
Rührlänge:	650 mm	
Wirkläche:	0,27 m ²	
Wirkrichtung:	Belderselts gegen Strangrichtung	
B. Elektrische Daten:		
Frequenz:	50 Hz	
	Stufe I	Stufe II
Spannung:	350 V	380 V
Strom gesamt:	480 A	570 A
Scheinleistung gesamt:	290 kVA	375 kVA
Wirkleistung gesamt:	62 kW	79 kW
Flußdichte an Strangoberfläche:	0,12 T (RMS) 0,14 T (RMS)	
C. Kühlwasser:		
Durchflußmenge pro Rührer:	≥ 40 l/min	
Zulauftemperatur:	≤ 20°C	
Temperaturaufnahme im Warmbetrieb:	Stufe I:	ca. 6°C
	Stufe II:	ca. 9°C

Table 2

VA stirring system for continuous bloom casting plants

A. Geometrical data:		
Number of stirrers:	two per strand (right and left type wiring)	
Outer dimensions of stirrers:	H × W × D 700 × 300 × 235 mm	
Weight (with cooling water):	205 kg	
Stirring position:	Stirrer upper edge max. 1500 mm below mould level	
Stirring distance:	max. 25 mm from strand surface	
Stirring width:	2 × 160 mm	
Stirring length:	650 mm	
Effective surface:	0.27 m ²	
Effective direction:	on both sides opposite to casting direction	
B. Electrical data:		
Frequency:	50 Hz	
	Stage I	Stage II
Voltage:	350 V	380 V
Current total:	480 A	570 A
Apparent power total:	290 kVA	375 kVA
Effective power total:	62 kW	79 kW
Flow density at strand Surface:	0.12 T (RMS) 0.14 T (RMS)	
C. Cooling water:		
Flow rate per stirrer:	≥ 40 l/min	
Supply temperature:	≤ 20°C	
Temperature increase in hot operation:	Stage I:	approx. 6°C
	Stage II:	approx. 9°C

Das für die metallurgischen Auswirkungen des elektromagnetischen Rührens signifikantesten Merkmale sind die Höhe und der Verlauf der zentralen Kohlenstoffseigerung (8). Zur Erfassung der Verteilung wurde eine Vorgangswise eingehalten, die gewährleistet, daß nur die Zentralzone erfaßt wird. Die Späne für die chemische Analyse wurden hierbei mittels Bohren ($\varnothing = 8$ mm, $t = 3$ mm) entlang der Linie des metallurgischen Mittels entnommen. Die Analysen werden im Fall von ungerührtem Strangguß über einen Bereich von mindestens zwei Miniblockbildungen durchgeführt, um sicherzustellen, daß die auftretenden Maximalwerte erfaßt werden. Bei der Analyse der Ergebnisse von gerührten Strängen hat sich herausgestellt, daß 15–20 Analysenpunkte mit einem Abstand von 10 mm ausreichend für eine gesicherte Aussage sind. In den Abb. 4–7 sind die erhaltenen Profile der Längsstrukturätzungen gegenübergestellt. Auf den Bildern von ungerührten Strängen wurden nur Beispiele mit Seigerungsmaxima dargestellt.

The most significant features for the metallurgical effect of electromagnetic stirring is the level and the behavior of the central carbon segregation (8). To make records of the distribution a procedure was followed, which ensured that the center zone is covered only. The samples required for a chemical analysis were taken by means of drilling ($\varnothing = 8$ mm, $d = 3$ mm) alongside the metallurgical center line. The analyses of unstirred continuous casting products cover a range of at least 2 minibloc formations to make sure that the occurring maximum values are registered. When analyzing the results of stirred strands it turned out that 15–20 analysis points in a distance of 10 mm are sufficient for a safe statement. In fig. 4–7 the obtained profiles of the longitudinal structure etching are compared. In the figures of the unstirred strands areas with maximum segregations are depicted only.

3.1. Schienenstahl CS6790
(Abb. 4a und 4b)

Bei dem Vergleich der zwei Längsstrukturätzungen im metallurgischen Zentrum hinsichtlich der Ausbildung der Transkristallitenzone, des Anteil der equiaxen Zentralzone und der Lunkerausbildung ist der Unterschied zwischen gerührtem und ungerührtem Strang deutlich erkennbar. Auffallend ist die schwache Ausbildung der Rührstreifen. Die Seigerungs-faktoren C_{max}/C_{qu} liegen bei dieser Charge, bei der die Überhitzung im Tundish 25–35°C betrug, bei 1,37 (ungerührt) bzw. 1,16 (gerührt).

3.1. Rail steel CS6790
(fig. 4a and 4b)

A comparison between the two longitudinal structure etchings in the metallurgical center with regard to the formation of the transcrystalline zone, the share of the equiaxed center zone and the formation of central porosity clearly shows the difference between the stirred and the unstirred strand. What is significant is that white bands are but weakly marked. The segregation factors C_{max}/C_{qu} of this heat at tundish overheating of 25 to 35°C were approx. 1.37 (unstirred) and 1.16 (stirred), respectively.

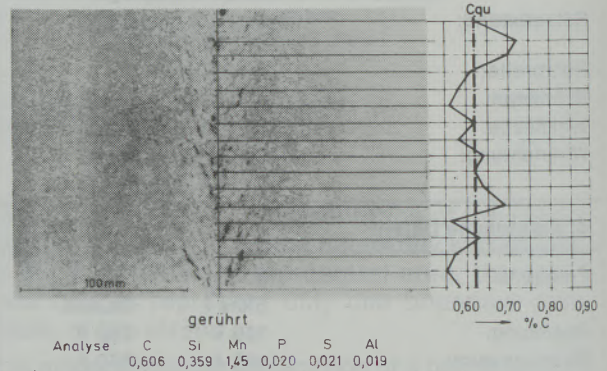
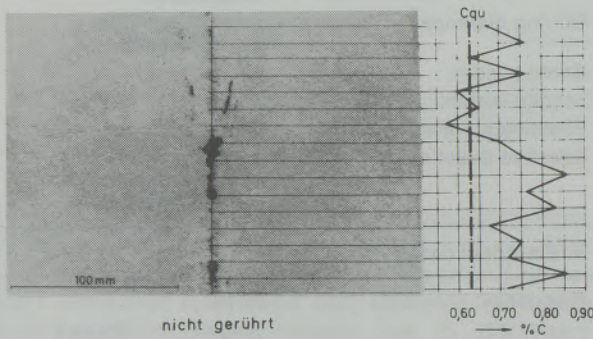


Abb./Fig. 4

Strukturätzung und Seigerungsverlauf an gerührtem und nichtgerührtem Vorblock einer Schienenstahlgüte
Structure etching and segregation behavior of stirred and unstirred blooms of a rail steel grade

3.2. Seildraht SD65E
(Abb. 5a und 5b)

Auch bei dieser Qualität werden durch das Rühren wesentliche Verbesserungen hinsichtlich der Ausbildung der Transkristallitenzone und der equiaxen Zone sowie der Zentralseigerung und der Lunkerausbildung erzielt. Bei dieser Charge lag eine höhere Überhitzung im Tundish von 35–45°C vor, sodaß die Verbesserung des Seigerungs-faktors nicht so deutlich ausfällt und auch die Ausbildung von Rührstreifen etwas verstärkt ist. Es ist jedoch bei der gerührten Probe eine wesentlich größere Homogenität der Zentralzone gegeben, was sich bei der Verformung günstig auswirkt.

3.2. Stranding wire SD65E
(fig. 5a and 5b)

With this quality, too, considerable improvements are achieved with regard to the formation of a transcrystalline zone and equiaxed zone as well as to centerline segregation and formation of central porosity. Tundish overheating of this heat was 35–45°C so that an improvement of the segregation factor is not that pronounced and the formation of white bands is a little more marked. However, the stirred probe is characterized by a considerably greater homogeneity of the center zone, which is favorable for later deformation.

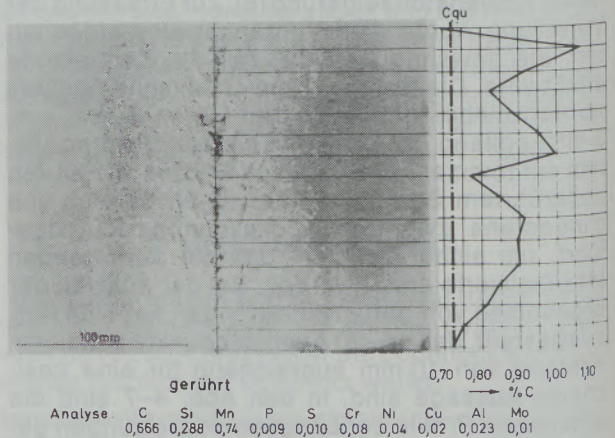
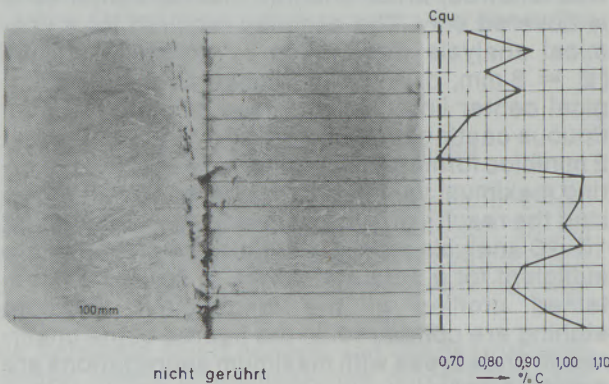


Abb./Fig. 5

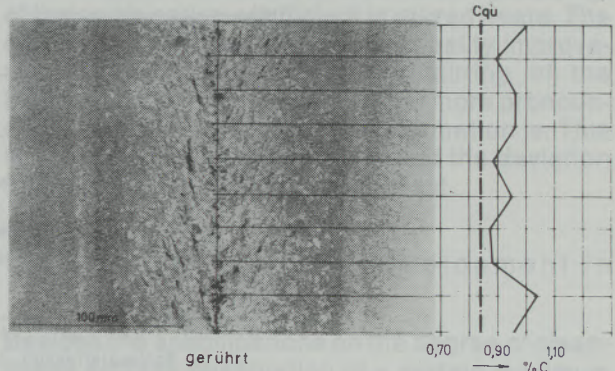
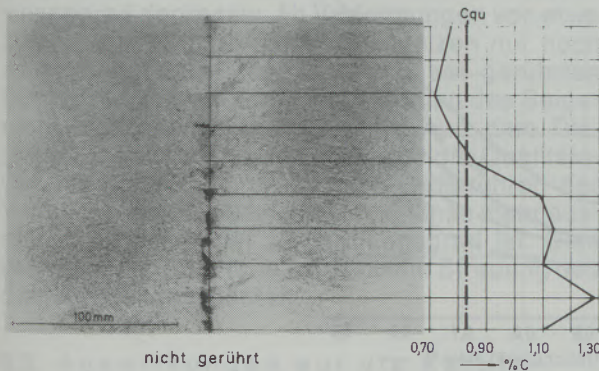
Strukturätzung und Seigerungsverlauf an gerührtem und nichtgerührtem Vorblock einer Seildrahtgüte
Structure etching and segregation behavior of stirred and unstirred blooms of a stranding wire grade

3.3. Spannbetondraht SB8
(Abb. 6a und 6b)

Bei dieser Qualität können die gleichen Feststellungen über die Verbesserung der Struktur gemacht werden. Bei einer Überhitzung der Charge von 20–30°C im Tundish liegen die Seigerungsfaktoren bei 1,55 (ungerührt) bzw. bei 1,24 (gerührt) und zeigen so die günstigen Auswirkungen des Rührens deutlich.

3.3. Prestressed concrete wire SB8
(fig. 6a and 6b)

With this quality the same findings were made about the improvement of the structure. In case of overheating the heat in the tundish of 20–30°C the segregation factors are approx. 1.55 (unstirred) and/or approx. 1.24 (stirred), thus clearly depicting the favorable effects of stirring.



Analyse	C	Si	Mn	P	S	Al
	0,845	0,259	0,74	0,012	0,006	0,025

Abb./Fig. 6

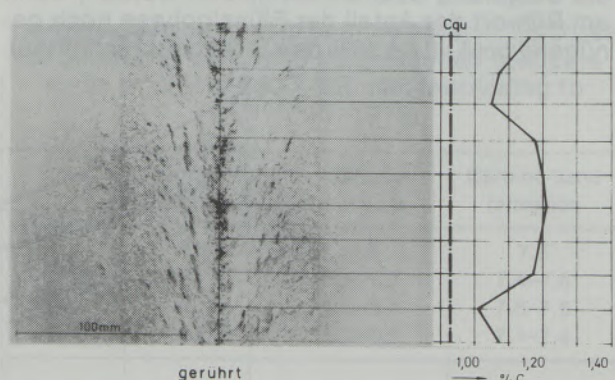
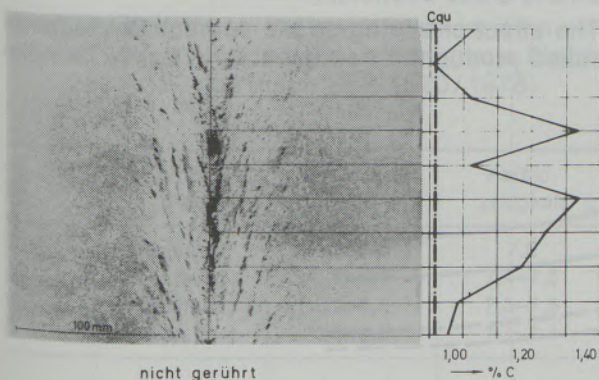
Strukturätzung und Seigerungsverlauf an gerührtem und nichtgerührtem Vorblock einer Spannbetondrahtgüte
Structure etching and segregation behavior of stirred and unstirred blooms of a prestressed concrete wire grade

3.4. Kugellagerstahl R100SB
(Abb. 7a und 7b)

Eine bedeutende Verbesserung der Struktur des gerührten Blooms ist auch bei Überhitzungstemperaturen von 15–22°C im Tundish, wie sie hier gegeben waren, erkennbar. Die Seigerungsfaktoren liegen bei 1,46 (ungerührt) und 1,30 (gerührt).

3.4. Ball bearing steel R100SB
(fig. 7a and 7b)

A considerable improvement of the structure of the stirred bloom is also perceived with overheating temperatures of 15–22°C in the tundish, as was the case here. The segregation factors are 1.46 (unstirred) and 1.30 (stirred).



Analyse	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Mo
	0,949	0,318	0,379	0,014	0,011	1,60	0,176	0,09	0,027	0,047

Abb./Fig. 7

Strukturätzung und Seigerungsverlauf an gerührtem und nichtgerührtem Vorblock einer Kugellagerstahlgüte
Structure etching and segregation behavior of stirred and unstirred blooms of a bearing steel grade

3.5. Allgemeine Auswirkungen auf den Seigerungskoeffizienten

Die Auswirkungen des Rührens auf den Seigerungskoeffizienten bei Stählen mit Kohlenstoffgehalten von 0,05–0,9%C können aus Abb. 8 ersehen werden. In diesem Diagramm sind die Streubereiche der Seigerungskoeffizienten von ungerührten und gerührten Schmelzen gegenüber dem C-Gehalt der Gießprobe aufgetragen.

3.5. General effects on the segregation coefficient

The effects of stirring on the segregation coefficient of steels with a carbon content of 0.05–0.9% C are displayed in fig. 8. In this diagram the deviation range of segregation coefficients of unstirred and stirred heats as a function of the C-content of the casting sample are entered.

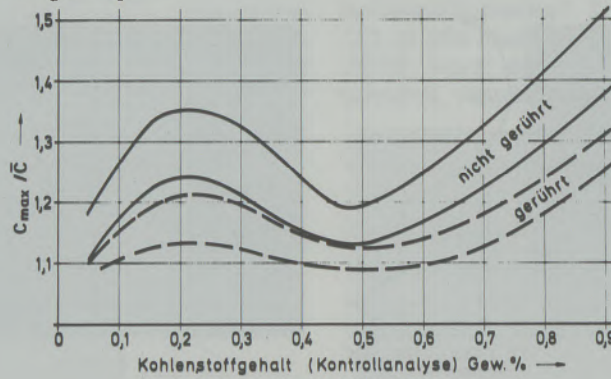


Abb./Fig. 8
Zentrale Seigerung in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt bei gerührten und nichtgerührten Vorböcken
Centerline segregation as a function of the carbon content in case of stirred and unstirred blooms

Aus dieser Darstellung können folgende Ableitungen getroffen werden:

In Umgebung des Peritektikums (0,15–0,30% C) existiert ein Bereich mit stärkerer Seigerungsneigung, die durch Rühren wirksam hintangehalten werden kann.

Bei diesen Kohlenstoffgehalten beeinträchtigen Seigerungen die Qualität selbst nur in geringem Maße, insbesondere bei den charakteristischen Verwendungszwecken von C- und C-Mn-Stählen. Ab einem Kohlenstoffgehalt von etwa 0,5% beginnt mit breiter werdendem Intervall Solidus-Liquidus und mit verstärkter Transkristallisationsneigung die Seigerungsintensität stetig zuzunehmen. Durch elektromagnetisches Rühren mit auf den C-Gehalt, die Überhitzung und die Gießgeschwindigkeit abgestimmter Rührintensität kann die Seigerung deutlich vermindert werden, wenn am Rührort der Anteil der Flüssigphase noch genügend groß ist ($\geq 30\%$ des Strangquerschnittes).

The following can be derived from this diagram:
Near the peritectic (0.15–0.30% C) there is a range of an increased tendency towards segregation, which can be kept low by means of stirring.

With a carbon content of this magnitude the segregation hardly affects the quality, especially when the C and C-Mn steels are used in the characteristic way. From a carbon content of approx. 0.5% onwards the segregation intensity constantly increases together with a widening interval of solidus – liquidus and with an increasing tendency towards columnar crystallization. Electromagnetic stirring with the stirring intensity adapted to the C-content, overheating and casting speed can considerably reduce segregation, provided that the liquid phase at the zone of stirring is still sufficiently large ($\geq 30\%$ of the strand cross section).

The effect of stirring on the segregation factor of rolled products is represented in fig. 9. This dia-

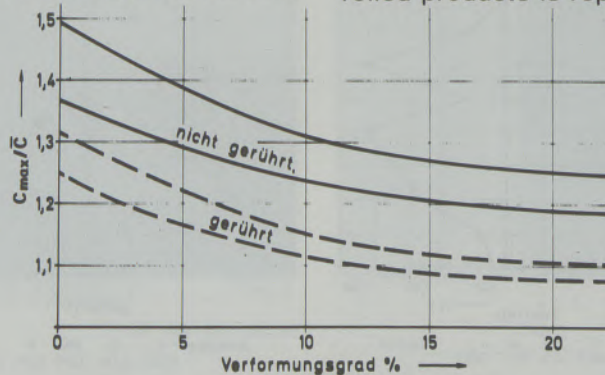


Abb./Fig. 9
Auswirkungen des Rührens auf den Seigerungs-factor
Effects of stirring on the segregation factor

Die Wirkungen des Rührens auf den Seigerungs-faktor in gewalzten Produkten werden aus der Abb. 9 deutlich. In diesem Diagramm sind die Ergebnisse einer Vergleichsuntersuchung aufgetragen, die an der Kugellager-Stahlgüte 100Cr6 und an C-Mn-Stählen mit 0,85% C nach Auswalzung auf unterschiedliche Zwischenabmessungen erhalten wurden. Sowohl bei den ungerührten als auch bei den gerührten Qualitäten sinkt der Seigerungs-faktor mit zunehmendem Verformungs-grad degressiv. Ab Verformungen von etwa 20fach ist bei ungerührten Schmelzen nur noch eine geringfügige Abnahme und bei gerührten Schmelzen keine weitere Reduzierung des Seigerungs-koeffizienten festzustellen. Aus dem Dia-gramm ersieht man auch, daß sich die Qualitäts-verbesserungen durch das Sekundärrühren der Vorblöcke am gewalzten Material umso mehr aus-wirken, je höher der Verformungs-grad ist. Dies betrifft sowohl die Höhe als auch die Streuung des Seigerungs-koeffizienten.

3.6. Auswirkungen auf die Karbid-ausbildung bei Walz-lagerstählen

Bei der Herstellung von Walz-lagerstählen (100Cr6 und 100CrMn6) als Halbzeug für Innen- und Außen-ringe bzw. Stäbe für die Rollenfertigung müssen neben Reinheitsgradvorschriften und Einhaltung einer gewissen Maximalporosität im Kern speziell Kennwerte für die Karbid-ausbildung (Kern, übriger Querschnitt) eingehalten werden. Analog den schon geschilderten Abhängigkeiten (siehe 3.5. und Abb. 9) ergeben sich, abhängig vom Verformungs-grad, folgende in der Tabelle 3 angegebene Wertzahlen im Kern von unterschiedlich verformtem Halbzeug.

Aus der Tabelle 3 ist ersichtlich, daß erst bei Umformungs-graden größer als 15 Karbidkennwerte im Kern erzielt werden können, die den meisten Kundenanforderungen entsprechen. Ohne Rühren können in einem sehr begrenzten Zentralbe-

Tabelle 3

Karbid-ausbildung bei Wälzlagerstahl im Kern von unterschiedlich verformtem Halbzeug aus Bloom 250x360 mm (nach SEP 1520/1978)

	Verformungs-grad	Karbidnetz-werk	Karbid-zelligkeit
Ein-hitzige Walzung	5,3fach	5,8	7,5
	11fach	5,6-5,7	7,4-7,5
	18,4fach	5,2-5,5	7,3-7,5
	25fach	5,0-5,3	7,1-7,4
Zwei-hitzige Walzung	25fach	5,0-5,3	7,1-7,4

gram contains the results gained in a comparative investigation carried out at ball bearing steel of grade 100Cr6 and C-Mn steels with a carbon content of 0.85% C, after rolling to different intermediate dimensions. The segregation factor of unstirred as well as of stirred qualities is reduced degressively with an increasing degree of deformation. From a 20-fold reduction onwards there is only little reduction of the segregation coefficient in unstirred heats, and no further reduction of the segregation coefficient in stirred heats. The diagram shows that the effect of quality improvements achieved by secondary stirring of the blooms on the rolled material is the more pronounced, the higher the degree of deformation is. This is applicable to both the height and the deviation range of the segregation coefficient.

3.6. Effect on carbide development in bearing steels

Besides the specifications on the degree of cleanliness and the observation of a certain maximum porosity in the core, special data for the development of carbide (core, remaining cross section) must be adhered to when producing bearing steel grades (100Cr6 and 100CrMn6) used as semi-finished products for inner and outer rings and/or rods for roll manufacture. Analogous to the already described dependencies (cf. 3.5 and fig. 9), the following values, also indicated in table 3, occur in the cores of differently deformed semi-finished products, depending on the degree of deformation.

Table 3 makes clear that carbide data in the core which correspond with most of the customer's wishes are obtained only from deformation degrees of 15 onwards. Without stirring, satisfying carbide data cannot be obtained in a restricted center area, even with tundish overheating of 20°C. This can be explained by the development of miniblocs with strong, positive segregation

Table 3

Carbide development in bearing steel in the cores of differently deformed semi-finished products made of bloom 250x360 mm (according to SEP 1520/1978)

	Deformation ratio	Carbide network	Carbide band formation
Single-heat rolling	5.3	5.8	7.5
	11	5.6-5.7	7.4-7.5
	18.4	5.2-5.5	7.3-7.5
	25	5.0-5.3	7.1-7.4
Two-heat rolling	25	5.0-5.3	7.1-7.4

reich auch bei Überhitzungen im Tundish von weniger als 20°C keine zufriedenstellenden Karbidkennwerte erzielt werden. Dies ist auf die in einer Strukturätzung dieser Stahlqualität (siehe Abb. 7) bereits gezeigte Miniblockbildung mit starken positiven Seigerungsspitzen im „Kopf“ des Miniblocks zurückzuführen. Bei gerührten Blooms ist diese Miniblockbildung unterbunden, und es treten mehr oder weniger ausgeprägte V-Seigerungen auf, die sowohl bessere Zentralseigerungswerte und Zentralporosität als auch nach entsprechender Verformung zufriedenstellende Karbidbildung bewirken. Ungerührter Strangguß ist bei dieser Qualität nur vorteilhaft einzusetzen, wenn im Verlaufe der Weiterverarbeitung der Kern ausgestoßen wird.

Eine Erzeugung von Kugeln aus gezogenem Walzdraht ist bislang auch aus gerührtem Strangguß noch nicht möglich. Es ist dazu der Einsatz von mehreren hintereinander bis zur Enderstarrungszone wirkenden Rührern notwendig.

peaks in the "head" of the minibloc, which has already been depicted in the structure etching of this steel quality (see fig. 7). In stirred blooms this minibloc formation is prevented, while more or less pronounced V-segregations occur, which imply both better centerline segregation values and center porosity, and, after the respective deformation, a satisfying development of carbide. Unstirred continuous casting products of this quality are usefully applied only if the core is eliminated in a later stage of processing.

A production of balls made of drawn wire rod has not yet been possible, not even with a stirred continuous casting quality. For this purpose several stirrers arranged downstream of each other down to the final solidification zone must be applied.

Literaturverzeichnis/References

1. Schwerdtfeger, K.: Metallurgische Probleme beim Stranggießen von Stahl; Stahl und Eisen 98 (1978), Nr. 6, 225ff.
2. Wünneberg, K., H. Jacobi: Über die Innenbeschaffenheit von Strangguß – Entstehung und Vermeidung von Fehlern während der Erstarrung; Stahl und Eisen 101 (1981), Nr. 13–14, 104ff.
3. Shah, N. A., J. J. Moore: A Review of the Effects of Electromagnetic Stirring (EMS) and continuously Cast Steels; Iron and Steelmaking (1981), 31 und (1982), 42.
4. Hurtuk, D. J., A. A. Tzavaras: Some Effects of Electromagnetically induced Fluid Flow on Macrosegregation in Continuously Cast Steel; Metallurgical Transactions B, Vol. 8B (1977), 243.
5. Pochmarski, L., W. Polanschütz, K. Abendstein: Erfahrungen mit dem VA-Rührwerk beim Einsatz in die Sekundärkühlzone einer Knüppelstranggießanlage; BHM 130. Jahrg. (1985), 1ff.
6. Szekely, J., C. W. Chang: Turbulent electromagnetically driven flow in metals processing; Part 1 Formulation, Part 2 Practical Applications; Iron and Steelmaking (1977), No. 3, 190ff., 196ff.
7. Asai, S., N. Nishio, I. Muchi: Theoretical Analysis and model experiments on electromagnetically driven flow in continuous casting; Trans. ISIJ, Vol. 22 (1982), 126ff.
8. Moore, J. J.: Axial segregation in continuously cast steel; Iron and Steelmaking (1980), No. 10, 8ff.

Stranggießanlage	Strangweite	Stranglänge	Strangtiefe	Strangabstand	Strangabstand	Strangabstand	Strangabstand
1	80	100	100	100	100	100	100
2	80	100	100	100	100	100	100
3	80	100	100	100	100	100	100
4	80	100	100	100	100	100	100
5	80	100	100	100	100	100	100
6	80	100	100	100	100	100	100
7	80	100	100	100	100	100	100
8	80	100	100	100	100	100	100

Heft
 im t
 Leg
 Bair
 höh
 glei
 On
 bec
 hot
 part
 stat
 On
 rais
 mat
 zone
 tess
 rapp
 rupt
 Wa
 we
 sat
 sin
 sen
 Kur
 vor
 dau
 Wa
 Bei
 züg
 Ma
 unc
 fide
 fah
 Rec
 vor
 gür
 *) F
 In
 D

Kurzzeitkriechverhalten des Warmarbeitsstahles X 40 CrMoV 5 1

Hans Berns, Franz Wendl, Bochum*)

Im teilbainitischen Gefüge wird aufgrund eines verminderten Legierungsgehaltes in der Matrix bzw. größerer Karbide in den Bainitbereichen eine verminderte Warmfestigkeit und eine erhöhte Kriechgeschwindigkeit erzielt. Letzteres bedingt im Vergleich zum vollmartensitischen Zustand niedrigere Bruchzeiten bei gleicher Temperatur und Spannung im Zeitstandversuch. Eine Absenkung des Kohlenstoffgehaltes hat höhere Legierungsgehalte (Mo, V) in der Matrix zur Folge. Dies bewirkt eine Verringerung der Kriechgeschwindigkeit und somit bei gleichen Temperaturen und Spannungen höhere Bruchzeiten.

at equal temperature and strain in creep test. A reduction of the carbon content causes increased contents of alloying elements (Mo, V) within the matrix. This again causes a decrease of the creep rate and with that increased rupture times at equal temperatures and stresses.

Short Time Creep Behavior of Hot Working Tool Steel X 40 CrMoV 5 1

On account of a reduced alloy content in the matrix, resp. because of coarser carbides in the bainite-areas, a reduced hot strength and an increased creep rate is obtained in a partially bainitic structure. Compared to the all-martensitic state, the increased creep rate causes shorter rupture times

at equal temperature and strain in creep test. A reduction of the carbon content causes increased contents of alloying elements (Mo, V) within the matrix. This again causes a decrease of the creep rate and with that increased rupture times at equal temperatures and stresses.

Comportement de fluage rapide de l'acier pour travail à chaud X 40 CrMoV 5 1

On obtient dans une structure partiellement bainitique, en raison d'une teneur diminuée en éléments d'alliage dans la matrice ou de la présence de carbures plus grossiers dans les zones bainitiques, une résistance à chaud réduite et une vitesse de fluage accélérée. Cette dernière a pour effet, par rapport à un état entièrement martensitique, des durées de rupture plus courtes, la température et la contrainte étant

égales, dans l'essai de résistance au fluage pour une durée finie. Un abaissement de la teneur en carbone entraîne une plus forte teneur en éléments d'alliage (Mo, V) dans la matrice. Il en résulte une diminution de la vitesse de fluage et par conséquent, pour de mêmes températures et contraintes, des durées de rupture plus longues.

1. Einleitung

Warmarbeitsstähle werden für Werkzeuge verwendet, die bei erhöhten Temperaturen zum Einsatz kommen (1). Typische Anwendungsgebiete sind das Druckgießen, Strangpressen und Gesenkschmieden von Metallen sowie die Glas- und Kunststoffverarbeitung (1–4). Aufgrund der dabei vorliegenden Beanspruchung wird die Lebensdauer der Werkzeuge begrenzt durch Kriechen, Warmverschleiß oder Ermüdung (5).

Bei Ermüdungsbeanspruchung erweisen sich bezüglich der Lebensdauer zähigkeitssteigernde Maßnahmen, wie z. B. die Verringerung von Größe und Menge nichtmetallischer Einschlüsse (Sulfide, Oxide) durch verbesserte Herstellungsverfahren (AOD, CaB, ESU) (6), (7), aber auch eine Reduzierung des Kohlenstoffgehaltes (Abnahme von Größe und Menge eutektischer Karbide) (8) als günstig (9). Eine Beeinträchtigung der Warm-

1. Introduction

Hot working tool steels are used for tools that are operating at elevated temperatures (1). Typical fields of application are pressure die casting, extruding and drop forging of metals as well as glass and plastics processing (1–4). On account of the stresses prevailing, the service lives of the tools are limited by creep, hot wear or fatigue (5).

To cope with fatigue wear and to improve service life, measures to increase the toughness – such as reduction of the sizes and quantities of non-metallic inclusions (sulfides, oxides) by application of improved manufacturing processes (AOD, CaB, ESR), but also the reduction of the carbon content (decrease of size and quantity of eutectic carbides) (8) – have proved successful (9). Under these conditions no deterioration of the hot strength could be found (8), (10).

Under operation with simultaneous effect of temperature and load time changes of shape may occur because of creep. Therefore the determination of the hot yield strength is insufficient for judging the service lives of tools. Also the strength depending on time of the tool steels must be

*) Ruhr-Universität Bochum,
Inst. f. Werkstoffe, Prof. Dr. Ing. H. Berns,
D-4630 Bochum 1

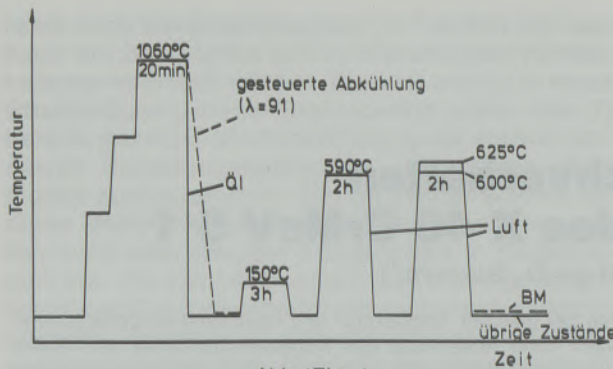


Abb./Fig. 1
Wärmebehandlungsplan
Plan of heat treatment

festigkeit konnte hierbei nicht festgestellt werden (8), (10).

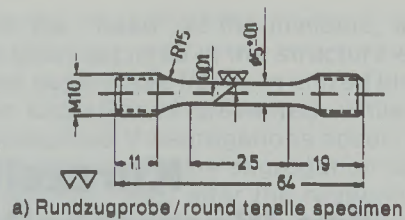
Da es im Betrieb bei gleichzeitiger Wirkung von Temperatur und Belastung zu zeitabhängiger Formänderung durch Kriechen kommen kann, reichen Warmdehngrenzen zur Beurteilung der Lebensdauer von Werkzeugen nicht aus, vielmehr muß auch das Zeitstandverhalten der Werkzeugstähle bekannt sein (11). Ziel dieser Arbeit ist eine vergleichende Untersuchung des Kurzzeitkriechverhaltens des gebräuchlichen Warmarbeitsstahles X 40 CrMoV 5 1 in Abhängigkeit von der Gefügeausbildung. Berücksichtigt werden Einflüsse der Erzeugung, Wärmebehandlung und Legierung bei konstanter Festigkeit.

2. Verwendete Werkstoffe

Die chemische Zusammensetzung der beiden Erzeugungsvarianten B (Blockguß) und E (Elektroschlackeumschmelzung) sowie der beiden Legierungsvarianten (X, Q) zeigt Tabelle 1.

Die Härtung vorbearbeiteter Proben erfolgte von 1060 °C/20 min. Nach dem Abschrecken in Öl wurden die Proben entspannt und zweimal 2 Stunden angelassen (Abb. 1). Die Wahl der zweiten Anlaßtemperatur richtete sich nach der angestrebten Festigkeit von 1500 MPa.

Um die mangelnde Einhärtung größerer Bauteile zu erfassen, wurde B-Material zur Einstellung eines Mischgefüges mit rd. 30% Bainit langsam (λ = 9,1) von 1060 °C abgekühlt (Zustand BM). Mit dieser Abkühlung wird der Temperaturverlauf im



a) Rundzugprobe / round tensile specimen

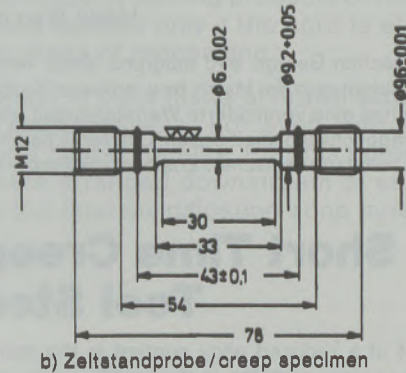


Abb./Fig. 2
Verwendete Probenformen
Sample shapes used

known (11). It was the scope of this paper to present a comparative investigation of the short time creep behavior of the usual hot working tool steel X 40 CrMoV 5 1 (H13) in dependance of the microstructure. The influences of the manufacture, the heat treatment and the alloying are considered at constant strength.

2. Materials used

The chemical composition of the two varieties of manufacture B (ingot casting) and E (electric slag remelting) as well as of the two alloying varieties (X, Q) is shown in table 1.

Hardening of the premachined samples is accomplished at 1060 °C/20 min. After quenching in oil the samples were stress relieved and twice annealed for two hours (fig. 1). The choice of the second annealing temperature resulted from the strength of 1500 MPa wanted.

In order to reproduce the insufficient hardening depth of larger constructional parts, B-material was slowly (λ = 9.1) cooled from 1060 °C (state

Tabelle/Table 1

Chemische Zusammensetzung der untersuchten Werkstoffe
Chemical composition of the materials tested

Zustand state	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
BH, BM	0,37	1,04	0,46	0,02	0,007	5,47	1,33	0,98
ESU/ESR	0,38	1,08	0,42	0,02	0,003	5,30	1,37	0,94
X	0,42	0,98	0,43	0,02	0,024	5,30	1,33	0,92
Q	0,27	1,00	0,44	0,02	0,023	5,35	1,34	0,92

Kern eines Rundstabes von ca. 300 mm \varnothing bei Ölhärtung simuliert (Tabelle 2).

In Tabelle 2 sind alle Zustände bezüglich ihrer Besonderheiten (Erzeugung, Legierung, Wärmebehandlung) zusammengestellt. Bild 2 zeigt die im weiteren verwendeten Probenformen. Die Entnahme der Proben erfolgte in allen Fällen in Verformungsrichtung.

3. Versuchsdurchführung

3.1. Zug- und Warmzugversuche

Die Durchführung der Zug- und Warmzugversuche erfolgte an den in Bild 2a gezeigten Proben mit einer konstanten Dehngeschwindigkeit von $\dot{\epsilon} = 6,6 \cdot 10^{-5} \text{ sec}^{-1}$ nach DIN 50145 bei Prüftemperaturen von 20, 500 und 600 °C. Pro Meßpunkt wurden drei Parallelproben arithmetisch gemittelt. Für die Versuche bei 500 und 600 °C diente ein um die Proben klappbarer mobiler Ofen. Die Temperaturregelung der drei Zonen über einen Bereich von 100 mm erfolgte durch Pt-Rh-Pt-Thermoelemente und externe PID-Regler. Die nachgemessene Temperaturabweichung lag unter 1% von der Solltemperatur.

3.2. Kriechversuche

Die Kriechversuche wurden an Proben nach Bild 2b auf einer Anlage zur Ausführung von Zeitstandversuchen mit Einzelprüfplätzen durchgeführt. Zur Belastung der Proben nach entsprechender Durchwärmung (DIN 50118) dienten Gewichte über einen Hebelarm. Dieser Hebelarm war so ausgelegt, daß bis zur Einschnürung der Probe eine konstante Spannung vorlag. Die Längenänderung wurde induktiv über Quarzföhler an den Kragen gemessen. Die Einstellung der Prüftemperatur von 550 °C erfolgte durch einen klappbaren Dreizonenofen mit externen PID-Reglern. Die

BM) in order to obtain a mixed structure containing some 30% bainite. This kind of cooling gives a simulation of the course of the temperature within the core of a cylindrical rod with a diameter of appr. 300 mm (table 2).

In table 2 all states are listed with respect to their specialities (production, alloying, heat treatment). Fig. 2 shows the shapes of samples used in the following. The sampling in all cases took place in the direction of deformation.

3. Experimental procedure

3.1. Tensile and hot tensile tests

The tensile and hot tensile tests of the samples presented in fig. 2a were performed with constant strain velocity of $\dot{\epsilon} = 6,6 \cdot 10^{-5} \text{ sec}^{-1}$ according to DIN standard sheet 50145 at testing temperatures of 20, 500 and 600 °C. For every point of measurement there were three parallel samples, taken with the arithmetic mean value. For the tests at 500 and 600 °C a mobile furnace around the samples was used. The temperature of the three zones over an area of 100 mm was controlled by Pt-Rh-Pt thermo-couples and external PID-regulators. The temperature deviation measured was less than 1% of the wanted temperature.

3.2. Creep tests

The creep tests were conducted with samples as shown in fig. 2b using single testing stands. After proper heating (DIN 50118) the samples were loaded with weights by a lever. The shape of the lever rendered a constant stress until the reduction of area occurred. The longitudinal change was measured inductively by means of quartz feelers at the collars. The setting of the testing temperature of 550 °C was accomplished by a flapable three-zone furnace with external PID-regulators.

Tabelle 2
Untersuchte Gefügezustände

Zustand	Besonderheit
BH	Blockguß, geschmiedet auf vkt. 90 mm, ölvergütet
BM	wie BH jedoch luftvergütet ($\lambda = 9,1$) Mischgefüge aus Martensit und ca. 30% Bainit
ESU	Elektroschlacke - umgeschmolzen, geschmiedet auf vkt. 90 mm, ölvergütet
X	Gußstück (50 kg), C = 0,42%, geschmiedet (Q = 5,5), ölvergütet
Q	Gußstück (50 kg), C = 0,27%, geschmiedet (Q = 5,5), ölvergütet
Härtetemperatur 1060 °C 20 min, 2X Anlassen auf $R_m = 1500 \text{ MPa}$	

Table 2
Microstructures Investigated

state	remarks
BH	ingot, forged to square 90 mm, quenched in oil
BM	like BH, however air-hardened ($\lambda = 9,1$) mixed structure of martensite and appr. 30% bainite
ESR	electric slag remelted, forged to square 90 mm, quenched in oil
X	casting (50 kg), C = 0,42%, forged (Q = 5,5), quenched in oil
Q	casting (50 kg), C = 0,27%, forged (Q = 5,5), quenched in oil
Hardening temperature 1060 °C 20 min, tempered twice to $R_m = 1500 \text{ MPa}$	

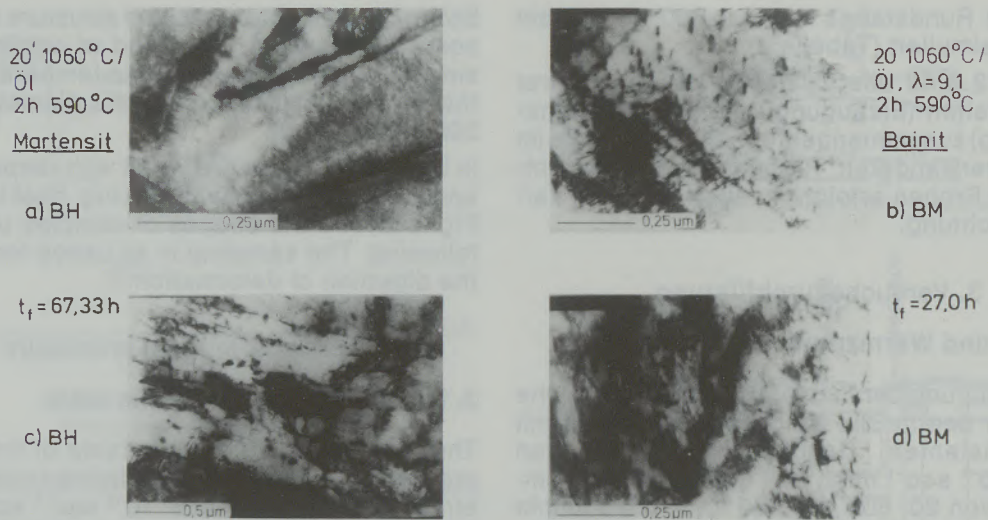


Abb./Fig. 3
Gefüge (TEM)
a), b) Ausgangszustand
c), d) nach Zeitstandversuch
Microstructure (TEM)
a), b) Initial state
c), d) After creep rupture test

nachgemessene Temperaturabweichung lag unter 0,5% von der Solltemperatur. Pro Spannungsniveau wurde eine Probe geprüft.

3.3. Mikroskopie

Für die lichtmikroskopischen (LIM) Untersuchungen wurden die Proben nach dem zur Vermeidung von Gefügeänderungen unter Wasser vorgenommenem Herausrennen bis auf 1000er Siliziumkarbidpapier geschliffen und anschließend mit Diamant bis herunter zu 1 μm Körnung poliert. Das Ätzen der Proben erfolgte in 1%iger HNO_3 bzw. einer Ätzlösung nach Oberhoffer.

Das Durchstrahlungselektronenmikroskop (TEM) diente zur Kontrolle des Feingefüges und zur Untersuchung von Gefügeveränderungen durch Temperatur und Belastung. Im Rasterelektronenmikroskop (REM) wurden die Bruchflächen auf typische Merkmale ihrer Bruchform untersucht.

4. Versuchsergebnisse

4.1. Gefüge

Eine Änderung der Erzeugung (BH \rightarrow ESU) oder der Legierungszusammensetzung (X \rightarrow Q) hat nach Beobachtung im TEM keinen sichtbaren Einfluß auf das Feingefüge, während nach teilweiser Umwandlung in der Bainitstufe (BM) in den angelegten Bainitkörnern Karbidausscheidungen in einer Länge zu erkennen sind, die im vergleichbaren Zustand BH nicht auftreten (Abb. 3).

Nach dem Kriechversuch weisen alle Zustände vermehrt globulitische Ausscheidungen an den Martensitplattengrenzen auf, während das Platteninnere weitgehend ausscheidungsfrei bleibt

The temperature deviation measured for control was below 0.5% of the wanted temperature. For every level of stress one sample was tested.

3.3. Microscopy

After cutting under water to avoid changes of the structure, the samples for light microscopy were polished with silicon-carbide paper grade 1000 and, additionally, with diamond down to grainsize of 1 μm . Etching of the samples was done with 1% HNO_3 , resp. by an etching solution according to Oberhoffer.

The fine structure was investigated by a transmission-electron-microscope, as well as the structural changes by temperature and load. By means of the scanning electron microscope the fracture faces were investigated for their characteristic features.

4. Results of the experiments

4.1. Structure

Changing the manufacturing process (BH \rightarrow ESR) or the alloy composition (X \rightarrow Q) does not visibly influence the fine structure as observed under TEM, while after partial transformation in the bainite-stage (BM) carbide precipitations become noticeable in the tempered bainite grains, showing a length not present in the comparable state BH (fig. 3).

After the creep test all states increasingly show globulitic precipitations along the martensite plate boundaries, while the interior of the plates

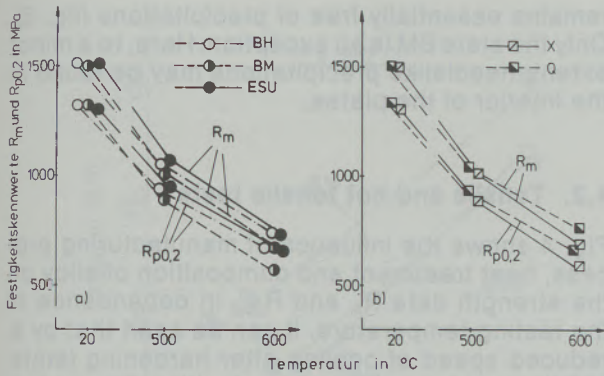


Abb./Fig. 4

Festigkeitskennwerte in Abhängigkeit von der Erzeugung, Wärmebehandlung (a) und dem Kohlenstoffgehalt (b)
 Strength data depending on manufacturing process, heat treatment (a) and carbon content (b)

(Abb. 3). Eine Ausnahme bildet lediglich der Zustand BM. Hier sind in geringem Maße nadelförmige Ausscheidungen im Platteninneren zu sehen.

4.2. Zug- und Warmzugversuche

Bild 4 zeigt den Einfluß der Erzeugung, Wärmebehandlung und der Legierungszusammensetzung auf die Festigkeitskennwerte R_m und $R_{p0,2}$ in Abhängigkeit von der Prüftemperatur. Man sieht, daß durch eine verringerte Abkühlgeschwindigkeit nach dem Härten (Zustand BM) die Warmfestigkeit verringert wird, während hinsichtlich der Erzeugung nur geringe Unterschiede im gesamten Prüfbereich vorliegen. Weiters ist festzustellen, daß durch einen abgesenkten C-Gehalt bei vergleichbaren Raumtemperaturfestigkeiten keine Beeinträchtigung der Warmfestigkeitswerte, sondern eine Erhöhung eintritt (Abb. 4b).

4.3. Kriechversuche

Die Abb. 5 und 6 zeigen den Einfluß der Erzeugung, Wärmebehandlung und des Kohlenstoffgehaltes auf die Zeitdehnlinien in Abhängigkeit von

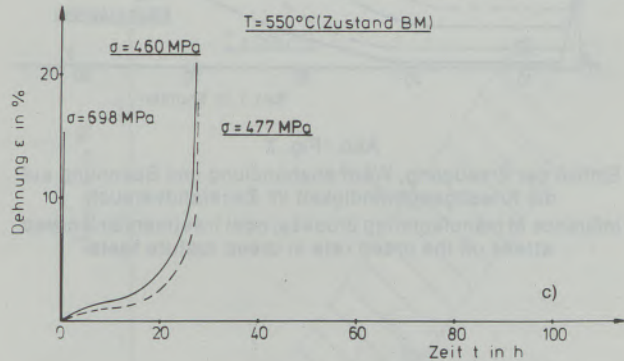
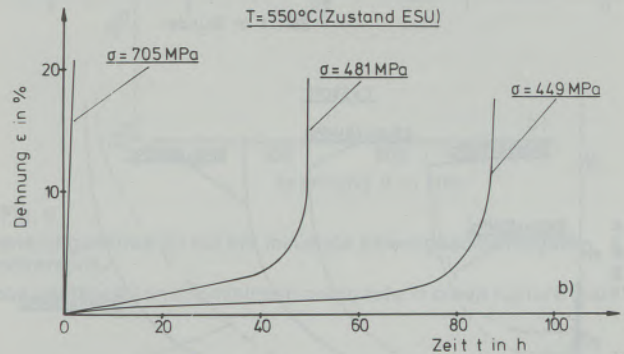
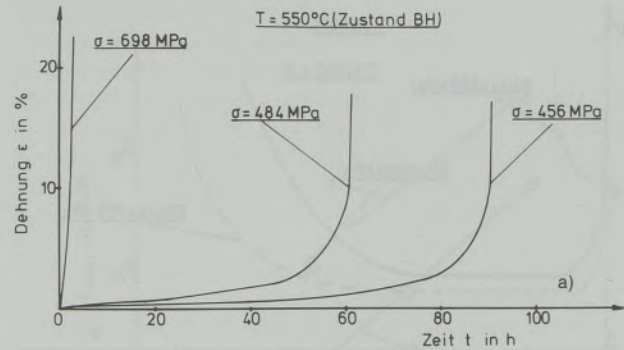


Abb./Fig. 5

Zeitdehnlinien in Abhängigkeit von der Spannung, Erzeugung und Wärmebehandlung
 a) BH, b) ESU, c) BM

Creep elongation depending on creep stress manufacturing process and tempering
 a) BH, b) ESR, c) BM

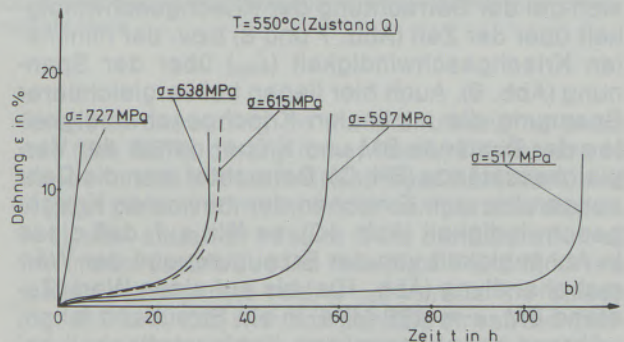
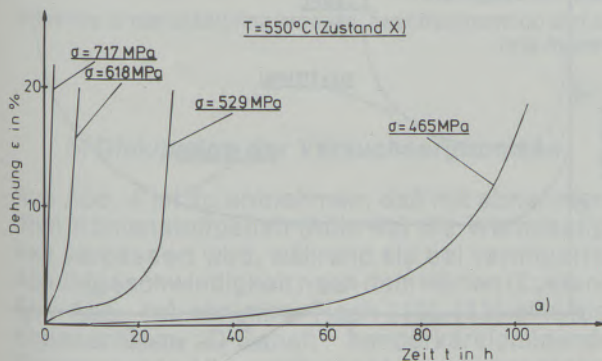


Abb./Fig. 6

Zeitdehnlinien in Abhängigkeit von der Spannung und dem Kohlenstoffgehalt
 a) X, b) Q

Creep elongation depending on creep stress and carbon content
 a) X, b) Q

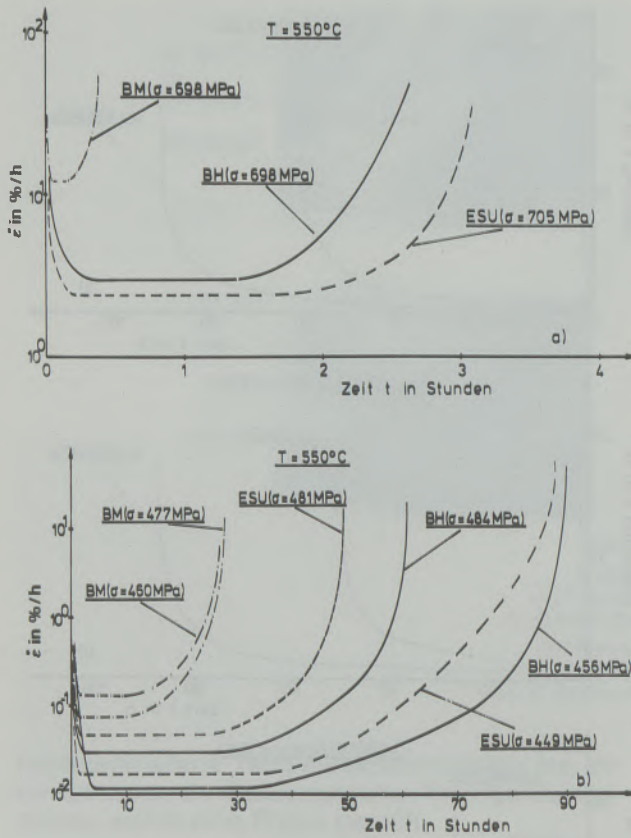


Abb./Fig. 7

Einfluß der Erzeugung, Wärmebehandlung und Spannung auf die Kriechgeschwindigkeit im Zeitstandversuch
Influence of manufacturing process, heat treatment and creep stress on the creep rate in creep rupture tests

der Spannung. Bei allen untersuchten Zuständen stellt sich ein aus drei Abschnitten bestehender Verlauf der Zeitdehnlinien ein. Während in Abhängigkeit von der Erzeugung (BH, ESU) nur geringe Unterschiede auftreten, weisen die Zustände BM (Wärmebehandlung) und X (hoher Kohlenstoffgehalt) bei vergleichbarer Spannung deutlich geringere Bruchzeiten auf. Ein ähnliches Bild ergibt sich bei der Betrachtung der Kriechgeschwindigkeit über der Zeit (Abb. 7 und 8) bzw. der minimalen Kriechgeschwindigkeit ($\dot{\epsilon}_{min}$) über der Spannung (Abb. 9). Auch hier liegen bei vergleichbarer Spannung die minimalen Kriechgeschwindigkeiten der Zustände BM und X über denen der Vergleichszustände (BH, Q). Betrachtet man die Dehnungen bis zum Erreichen der minimalen Kriechgeschwindigkeit (Abb. 10), so fällt auf, daß diese in Abhängigkeit von der Erzeugung und der Wärmebehandlung (Abb. 10a) bis auf einen Wert (Zustand BM, $\sigma = 426$ MPa) in ein Streuband fallen, während bei abgesenktem Kohlenstoffgehalt bei insgesamt geringerer Streuung ein verminderter Anstieg über der Spannung zu verzeichnen ist. Alle Kennwerte der Kriechversuche sind in Tabelle 3 zusammengefaßt.

remains essentially free of precipitations (fig. 3). Only the state BM is an exception. Here, to a minor extent, needlelike precipitations may be found in the interior of the plates.

4.2. Tensile and hot tensile tests

Fig. 4 shows the influence of manufacturing process, heat treatment and composition of alloy on the strength data R_m and $R_{p0.2}$ in dependence of the testing temperature. It can be seen that by a reduced speed of cooling after hardening (state BM) the hot strength is reduced, while with respect to the manufacturing process there are only minor differences within the range tested. Also, it can be stated that by a reduced C-content with comparable room-temperature strength no reduction of the hot strength values, but an increase is resulting (fig. 4b).

4.3. Creep tests

Figures 5 and 6 show the influence of manufacturing process, heat treatment and carbon content on the creep curves at a given stress for all the states investigated, the creep curve consists of three sections. While there are only little dif-

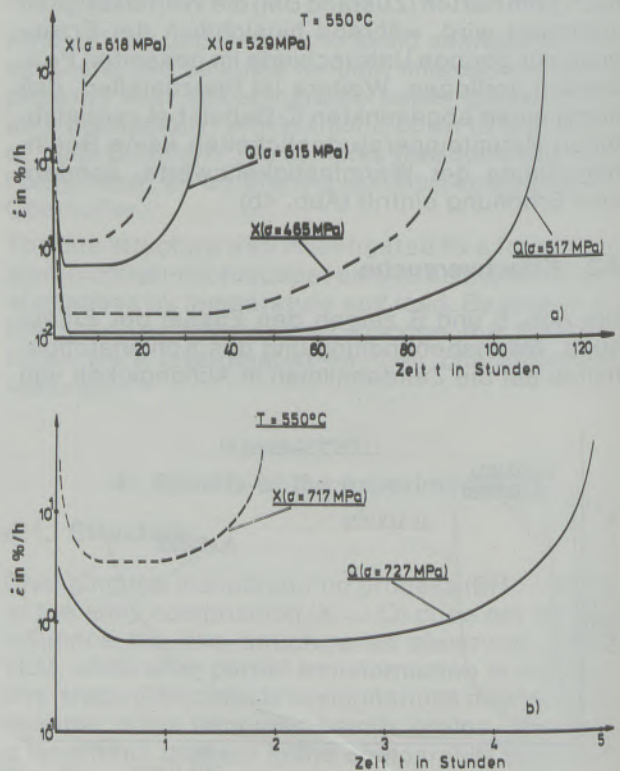


Abb./Fig. 8

Einfluß des Kohlenstoffgehaltes und der Spannung auf die Kriechgeschwindigkeit im Zeitstandversuch
Influence of the carbon content and the creep stress on the creep rate in creep rupture tests

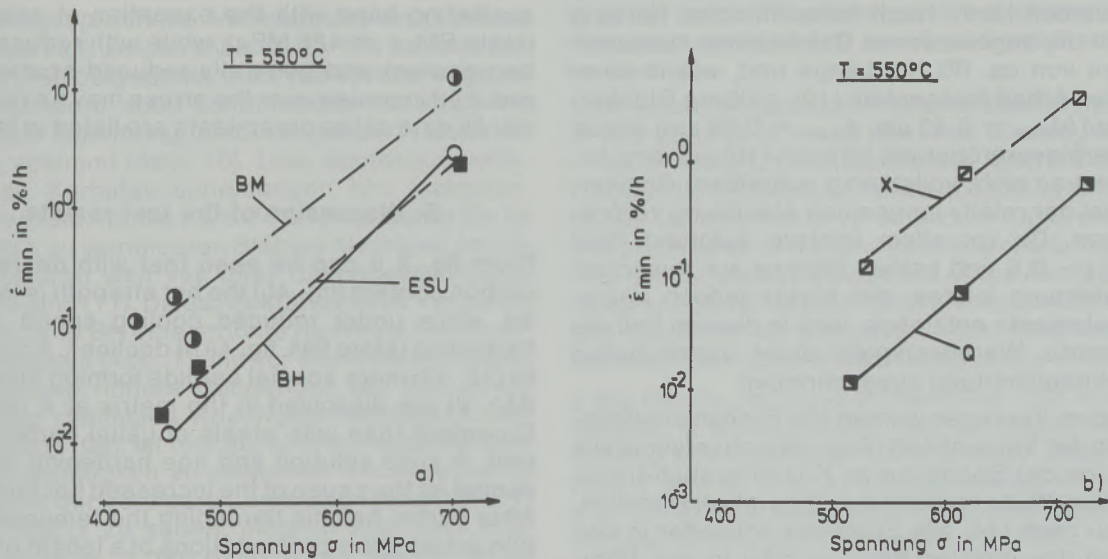


Abb./Fig. 9

Einfluß der Erzeugung, Wärmebehandlung (a) und des Kohlenstoffgehaltes (b) auf die minimale Kriechgeschwindigkeit im Zeitstandversuch

Influence of manufacturing process, heat treatment (a) and carbon content (b) on the minimum creep rate in creep rupture tests

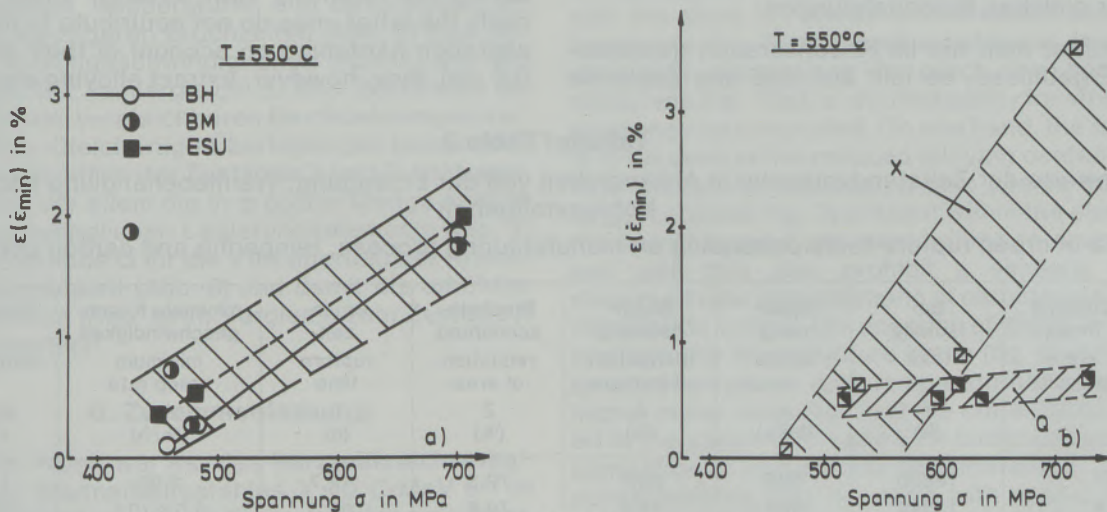


Abb./Fig. 10

Einfluß der Erzeugung, Wärmebehandlung (a) und des Kohlenstoffgehaltes (b) auf die Dehnung bis zum Erreichen der minimalen Kriechgeschwindigkeit im Zeitstandversuch

Influence of manufacturing process, heat treatment (a) and carbon content (b) on creep elongation to attain the minimum creep rate in creep rupture tests

5. Diskussion der Versuchsergebnisse

Aus Abb. 4 ist zu entnehmen, daß mit abnehmendem Kohlenstoffgehalt (Abb. 4b) die Warmfestigkeit verbessert wird, während sie bei verringerter Abkühlgeschwindigkeit nach dem Härten (Zustand BM, Abb. 4a) abnimmt. Nach (12), (13) sind bei abgesenktem C-Gehalt sonderkarbidbildende Elemente (Mo, V) in größerer Menge in der Matrix gelöst als bei Stählen mit üblichem Kohlenstoffgehalt, so daß hier als Ursache für die erhöhte Warmfestigkeit eine verstärkte Mischkristallhärtung und Möglichkeit zur Aushärtung angenom-

ferences depending on the manufacturing process (BH, ESR), clearly lower fracture times are to be found with the state of BM (heat treatment) and X (high carbon content) under comparable stress. A similar situation results from consideration of the creep rate versus the time (figs. 7 and 8), or the minimal creep rate res. ($\dot{\epsilon}_{min}$) versus the stress (fig. 9). Here, too, with comparable stress the minimum creep rate of the states BM and X are above those of the comparable states (BH, Q). If the elongations to reach the minimum creep rates are considered (fig. 10), the results of manufacturing process and heat treatment (fig. 10a) fall into one

men werden kann. Nach teilbainitischer Härtung weisen die angelassenen Bainitkörner Ausscheidungen von ca. 60 Nm Länge und, wie in einer früheren Arbeit festgestellt (10), größere Glühkarbide auf ($d_{m,BH} = 0,45 \mu\text{m}$; $d_{m,BM} = 0,56 \mu\text{m}$). Diese Glühkarbidvergrößerung ist nach (10) auf eine Ankeimung an nicht vollständig aufgelöste Glühkarbide bei der relativ langsamen Abkühlung zurückzuführen. Da vor allem letztere aufgrund ihrer Größe ($\sim 0,5 \mu\text{m}$) keinen Beitrag zur Ausscheidungshärtung leisten, der Matrix jedoch Legierungselemente entziehen, wird in diesem Fall die verringerte Warmfestigkeit einer verminderten Mischkristallhärtung zugeschrieben.

Nach dem Versagen weisen alle Proben unabhängig von der Versuchsart (Zug-, Kriechversuch) wie auch von der Spannung im Kriechversuch transkristalline Wabenbrüche auf. Dies ist verständlich, da sich nach (14) alle Zustände entweder in den Bereich des duktilen Bruches oder in den Übergangsbereich zum transkristallinen Kriechbruch einordnen lassen. Die daher in etwa gleichen Prozesse der Hohlraumbildung und des Hohlraumwachstums sind in (10) beschrieben und sollen hier nicht erörtert werden, erklären jedoch die ungefähr gleichen Bruchdehnungen.

Betrachtet man die im Kriechversuch gewonnenen Ergebnisse, so fällt auf, daß alle Zustände

scattering band with the exception of one value (state BM, $\sigma = 426 \text{ MPa}$), while with reduced carbon content and generally reduced scattering a reduced increase over the stress may be registered. All data of the creep tests are listed in table 3.

5. Discussion of the test results

From fig. 4 it can be seen that with decreasing carbon content (fig. 4b) the hot strength is improved, while under reduced cooling speed during hardening (state BM, fig. 4a) it declines. According to (12, 13) more special carbide forming elements (Mo, V) are dissolved in the matrix at a reduced C-content than with steels of usual carbon content. A solid solution and age hardening are assumed as the cause of the increased hot strength. After partial bainitic hardening the tempered bainite grains show precipitations of a length of appr. 60 nm and – as stated in an earlier paper – (10) coarser annealing carbides ($d_{m,BH} = 0,45 \mu\text{m}$; $d_{m,BM} = 0,56 \mu\text{m}$). This annealing carbide coarsening may be traced back according to (10) to a nucleation at insufficiently dissolved annealing carbides during the relatively slow cooling. Since especially the latter ones do not contribute to the precipitation hardening on account of their size ($\sim 0,5 \mu\text{m}$), they, however, extract alloying elements

Tabelle/Table 3

Kennwerte der Zeitstandversuche in Abhängigkeit von der Erzeugung, Wärmebehandlung und dem Kohlenstoffgehalt

Data of creep rupture tests depending on manufacturing process, tempering and carbon content

Zustand Probe state sample	Be- lastung load F (N)	Span- nung stress σ (MPa)	Bruch- dehnung elongation at fracture A (%)	Bruchein- schrünkung reduction of area Z (%)	Bruch- zeit rupture time t_f (h)	minimale Kriech- geschwindigkeit minimum creep rate $\dot{\epsilon}_{\min}$ (%/h)	Dehnung elongation $\epsilon(\dot{\epsilon}_{\min})$ (%)
BH 7	19600	698	22,7	72,3	2,7	2,95	1,83
BH 6	13540	484	18,2	72,6	61,3	$3,0 \times 10^{-2}$	0,27
BH 5	12750	456	17,2	71,2	90,6	$1,2 \times 10^{-2}$	0,1
ESU/ESR 5	19800	705	21,1	70,4	3,2	2,41	2,00
ESU/ESR 3	13520	481	19,3	71,9	49,8	$4,6 \times 10^{-2}$	0,53
ESU/ESR 1	12570	449	17,7	66,2	87,6	$1,8 \times 10^{-2}$	0,36
BM 10	19600	698	15,2	68,7	0,4	13,2	1,75
BM 14	13520	477	17,8	73,9	28,0	$1,0 \times 10^{-1}$	0,27
BM 15	12900	460	20,3	75,0	27,2	$1,8 \times 10^{-1}$	0,73
BM 13	12000	426	20,7	76,7	27,0	$1,1 \times 10^{-1}$	1,87
X 3	20240	717	22,0	68,7	2,0	3,55	3,33
X 2	17240	618	20,0	69,2	7,6	0,82	0,88
X 4	14780	529	19,5	56,4	27,6	0,12	0,63
X 5	12980	465	18,7	45,7	93,4	$1,9 \times 10^{-2}$	$6,66 \times 10^{-2}$
Q 5	20200	726	13,9	70,6	5,0	0,65	0,70
Q 3	17980	638	14,9	71,5	31,8	$6,2 \times 10^{-2}$	0,48
Q 1	17160	615	15,7	70,8	34,4	$6,9 \times 10^{-2}$	0,66
Q 7	16720	597	16,6	70,9	58,3	$3,0 \times 10^{-2}$	0,53
Q 6	14560	517	13,1	67,2	112,6	$1,2 \times 10^{-2}$	0,50

eine ausgesprochene Verfestigung im primären Kriechbereich zeigen (Abb. 7, 8). Sie ist, wie bereits in (15) festgestellt, nicht nur verformungsbedingt, sondern auch zeitabhängig, da $\varepsilon(\dot{\varepsilon}_{\min})$ mit sinkender Spannung, also steigender Versuchsdauer, abnimmt (Abb. 10). Dies deutet auf verfestigende Karbidausscheidungen hin, insbesondere deshalb, da die Karbide bedingt durch die im Vergleich zu warmfesten Stählen niedrigen Anlaßtemperaturen weit von ihrer Gleichgewichtslage entfernt sind (11). Da der Zustand BM im Vergleich zum Zustand BH eine erhöhte minimale Kriechgeschwindigkeit (Abb. 7) und vor allem bei niedrigen Spannungen höhere Dehnungen bis zum Erreichen der minimalen Kriechgeschwindigkeit aufweist (Abb. 10a), ist hier auf eine verminderte Verfestigungsfähigkeit zu schließen. Als Ursache ist zum einen der geringere Legierungsgehalt (Mo, V) in der Matrix zu sehen, möglich erscheint aber auch, daß die in den bainitischen Bereichen im Platteninneren vorliegenden größeren Karbide (Abb. 3) koagulationsfreudiger sind und damit ggf. eine ähnlich feindisperse Neuausscheidung von Karbiden wie in den martensitischen Bereichen verhindern. Anhand dieser Überlegungen sind die bei gleichen Temperaturen und Spannungen erzielten niedrigeren Bruchzeiten (Abb. 5) bzw. höheren Kriechgeschwindigkeiten (Abb. 7) des Zustandes BM im Vergleich zu den Zuständen BH und ESU bei vergleichbaren Bruchdehnungen verständlich. Gleichartige Überlegungen lassen sich auch hinsichtlich der Zustände X und Q anstellen. Hier sind vor allem die in größerer Menge noch in Lösung befindlichen Legierungselemente (Mo, V) des Zustandes Q für die Verringerung der Kriechgeschwindigkeit (Abb. 8) und damit die erhöhten Bruchzeiten (Abb. 6) im Vergleich zum Zustand X verantwortlich.

6. Zusammenfassung

Ziel der Arbeit war es, das Kurzzeitkriechverhalten des Warmarbeitsstahles X 40 CrMoV 5 1 in Abhängigkeit von der Gefügeausbildung zu untersuchen.

Es konnte gezeigt werden, daß durch eine verringerte Abkühlgeschwindigkeit nach dem Härten (teilmartensitische Zustand) die Warmfestigkeit abgesenkt, die Kriechgeschwindigkeit erhöht und damit die Bruchzeiten bei konstanter Temperatur und Spannung im Vergleich zum vollmartensitischen Zustand vermindert werden. Als Ursache hierfür wird zum einen der verringerte Legierungsgehalt (Mo, V) in der Matrix und zum anderen die nach dem Vergüten größeren Karbide in den Bainitbereichen gesehen. Eine Änderung der Erzeugung (BH \rightarrow ESU) hat dagegen keinen Einfluß auf die Warmfestigkeit und die Kriechgeschwindigkeit.

Durch eine Absenkung des Kohlenstoffgehaltes (X \rightarrow Q) wird die Kriechgeschwindigkeit verringert, was bei gleichen Temperaturen und Spannungen höhere Bruchzeiten zur Folge hat. Dieser

von der Matrix. The decreased hot strength is in this case attributed to a reduced solid solution hardening.

After failure all samples – independent of the type of test (tensile or creep test) and of creep stress – show trans-crystalline dimple fracture faces. This can be understood, since according to (14) all states fall into the area of ductile rupture or the transition area of trans-crystalline creep rupture. The almost similar processes of the formation of voids and the growth of voids are described in (10) and need not be discussed here, they explain, however, the rather similar elongations at rupture.

If the results obtained in the creep test are considered, it is noteworthy that all states show a defined strengthening in the primary creep area (figs. 7 and 8). It is, as already stated in (15) not only caused by deformation, but also dependent on time, since $\varepsilon(\dot{\varepsilon}_{\min})$ decreases with falling stress, i.e. increasing duration of the test (fig. 10). This indicates strength increasing carbide precipitations, especially because the carbides are far from their equilibrium on account of the lower tempering temperatures compared to steels of high hot strength (11). Since the state BM compared with the state BH shows an increased minimum creep rate (fig. 7) and more so at lower stresses increased elongations to reach the minimum creep rate (fig. 10a), a reduced ability for strengthening may be concluded. On one hand, the reason is to be seen in the reduced alloying content (Mo, V) in the matrix, however, it also seems that the larger carbides (fig. 3) present within the plates of the bainitic areas are more willing to coagulate and with this also prohibit a similarly finely dispersed new precipitations of carbides as in the martensitic areas. On account of these considerations the lower rupture times (fig. 5) obtained at equal stresses and temperatures, resp. the higher creep rates (fig. 7) of the state BM compared to the states of BH and ESR under comparable elongation at rupture may be understood. Similar considerations may be made with regard to the states X and Q. Here, there are the larger quantities of alloying elements (Mo, V) still in solution of the state Q that are responsible for a decrease of the creep rate (fig. 8) and therefore for the increased rupture times (fig. 6) compared with state X.

6. Summary

The goal of this paper was to investigate the short time creep behavior of hot working tool steel X 40 CrMoV 5 1 in dependence of the microstructure.

It was possible to show that by reduced cooling speed during hardening (partially bainitic state) the hot-strength is lowered, the creep rate is increased, and, with this the rupture times at constant temperature and stresses compared to fully martensitic state are reduced. The reduced content of alloying elements (Mo, V) in the matrix, and

Sachverhalt wird vor allem dem bei niedrigerem Kohlenstoffgehalt höheren Legierungsgehalt (Mo, V) in der Matrix zugeschrieben.

Die Untersuchung wurde mit Mitteln des Bundesministeriums für Forschung und Technologie gefördert. Dafür sei an dieser Stelle gedankt. Besonderer Dank gilt Frau C. Brügge für die Durchführung der Kriechversuche.

the coarser carbides in the bainite areas may well be the cause. A change of the production process (BH → ESR) does not show any influence on hot strength and creep rate.

By reducing the carbon content (X → Q) the creep rate is reduced, resulting into higher rupture times at equal temperatures and stresses. This fact is especially attributed to the matrix with higher alloying element content (Mo, V) at reduced carbon content.

This investigation has been supported by the Ministry for Research and Technology, which is greatly acknowledged. Special thanks are expressed to Mrs. C. Brügge for performing the creep tests.

Literaturverzeichnis/References

1. DIN 17350, Beuth Verlag, Köln (1980).
2. Becker, H. J., W. Bolte, F. Cramme, R. Jonck, F. Kiel, K. Rasche: Technologie und Praxis der Warmarbeitsstähle. *ZwF* 1973/74.
3. Kösters, R.: Werkzeugstähle für die Glasverarbeitung. *Werkstofftechnik* 13 „neue“ Fachberichte, S. 399–403.
4. Barten, G.: Einflüsse auf Festigkeit und Zähigkeit von härtbaren Warmarbeitsstählen. *ZwF* 76 (1981), 2, S. 80–100.
5. Berns, H.: Warmarbeitsstähle und Legierungen. *VDI-Ber.* Nr. 432 (1982), S. 43–50.
6. Meyer, L.: Verbesserung der Verarbeitungs- und Gebrauchseigenschaften der Stähle durch Entschwefelung und Sulfidformbeeinflussung. *Stahl und Eisen* 97 (1977) 8, S. 410–416.
7. Holzgruber, W.: Möglichkeiten und Grenzen der Beeinflussung des Erstarrungsgefüges legierter Stähle beim Elektroschlack-Umschmelzen. *Radex-Rundschau* (1975), Heft 3, S. 409–419.
8. Berns, H., F. Wendl: Optimierung der chemischen Zusammensetzung des Stahles X 40 CrMoV 51 im Hinblick auf die Härtbarkeit und Zähigkeit. *Proc. 4th Intern. Congress on Heat Treatment of Materials*, Vol. 1, June 3–7, Berlin, S. 378–391.
9. Berns, H., F. Wendl: Ermüdung des Stahles X 40 CrMoV 51. *HTM* 42 (1987), 1, S. 25–33.
10. Wendl, F.: Einfluß der Fertigung auf Gefüge und Zähigkeit von Warmarbeitsstählen mit 5% Chrom. *Dis. Ruhr-Univ. Bochum* 1985; *Fortschr. Ber. VDI Reihe 5* (1985), Nr. 91.
11. Berns, H.: Das Zeltstandverhalten von Warmarbeitsstählen und seine Bedeutung für die Auslegung von Blockaufnehmern und Druckgußkammern. *ZwF* 71 (1976), 2, S. 64/69; 5, S. 212/217; 9, S. 401/406; 12, S. 559/564.
12. Gümpel, P.: Untersuchungen zum Einfluß von Mangan und Kohlenstoff auf einige Eigenschaften des Warmarbeitsstahles X 38 CrMoV 51; Thyssen Edelst. *Techn. Ber.* 8 (1982), 1, S. 47–53.
13. Krebs, W.: Druckgußformen, neuzeltlich betrachtet. *Gieserei* 66 (1978), Nr. 23, S. 645–652.
14. Buchmayr, B., R. Danzer, W. Mitter, B. H. Park: Kurzzeitkriechverhalten des Warmarbeitsstahles X 40 CrMoV 51. *Arch. Eisenhüttenwes.* 53 (1982), 1, S. 35–42.
15. Berns, H., F. Pschenitzka: Das Kriechverhalten von Warmarbeitsstählen mit 5% Chrom. *Z. Werkstofftechnik* 11 (1980), S. 258–264.

T.S. 429,4

radex

RUNDSCHAU

RADENTHEIN, IM DEZEMBER 1987

Inhalt

Heft 3/4

35 Years LD
 Developments, Results and Prospects of Oxygen Steelmaking
 35 Jahre LD
 Entwicklungen, Ergebnisse und Zukunftsaspekte der
 Sauerstoffblasstahlerzeugung
L. v. Bogdandy, W. Krieger, Linz 387

Present Status and Developments of Oxygen Steelmaking in Japan
 Gegenwärtiger Stand und Entwicklungen bei der Sauerstoff-Stahlerzeugung
 in Japan
T. Kohtani, Shimata 407

An Overview of Oxygen Steelmaking in North America
 Eine Übersicht über die Sauerstoff-Blasstahl-Erzeugung in Nordamerika
J. R. Stubbles, Independence 419

Present Status and Developments of Oxygen Steelmaking in Western
 Europe
 Gegenwärtiger Stand und Entwicklung der Sauerstoff-Blasstahlerzeugung
 in Westeuropa
P. Nilles, Liège 426



Refractory Lining of Oxygen Steelmaking Converters
Feuerfeste Auskleidungen von Sauerstoff-Blasstahl-Konvertern
*F. Hubner, Linz; E. Kaltner, Leoben;
G. Mörtl, Radenthein*

438

Operation Technology for Long and Steady Refractory Life of LD Converter
with Top and Bottom Blowing Type

Betriebstechnologie für lange Standzeiten und gleichmäßigen Verschleiß
feuerfester Baustoffe

*M. Ohji, H. Okumura, H. Shimoji, Y. Yamada,
S. Narasaki and T. Fukuda, Chiba*

450

BOS Vessel Linings – Experience with Magnesia Carbon in the
United Kingdom

Basische Sauerstoff-Konverterauskleidungen – Erfahrungen mit
Magnesia-Kohlenstoff im Vereinigten Königreich

C. W. Hardy and M. O. Warman, Middlesbrough

457

Refractory Practices at Armco BOF Shop Middletown, Ohio, USA
Feuerfestpraktiken beim Armco LD-Werk, Middletown, Ohio, USA

B. H. Baker, R. Stephens, W. Childers, Middletown

464

Improvement of Converter Refractory Results at Solmer

Verbesserung der Konverter-Haltbarkeitsergebnisse der ff-Baustoffe
bei Solmer

P. Gugliermina, J. de Lorgeril, G. Jeanne, C. Diot, Fos-sur-Mer

471

Service Life Results of Permeable Elements in the LD-Vessels of Nuovo
Italsider Taranto

Haltbarkeitsergebnisse von Einbauten von Spülsteinen in den
LD-Konvertern von Nuovo Italsider Taranto

G. Colavini, S. Pavone, Taranto, B. Grabner, Radenthein

476

35 Years LD Developments, Results and Prospects of Oxygen Steelmaking

L. v. Bogdandy, W. Krieger*), Linz

In 1987 the LD-process celebrates its 35th anniversary. Such a date is a challenge for retrospective reflections, to analyze the situation and to make an attempt to foretell the development. When we are faced with the question as to the factors contributing to the development, the advancement and the decline of specific technologies, competitive and dynamic elements can be found which finally lead to the "survival of the fittest" (according to Spencer, Darwin). Steelmaking is a typical example of the sequence outlined above, by referring to the open hearth process as the "former" method and the oxygen-steelmaking process representing the "modern" method. The idea of using oxygen of high purity for steelmaking was conceived by Bessemer (patent from 1856). Nevertheless, it was not until 1952 that the first LD-steel plant went into operation. Due to the rapid, consequent application of the LD-process – the result of a successful innovative management – the steel-making industry grew faster in Austria than in the other countries of Western Europe. Constantly dynamic developments

were under way bringing the process to perfection; process modifications were developed. As autothermic processes are limited in their use as regards the scrap rate, allothermic processes were developed. Also in the future, the autothermic oxygen converter for producing steel types of high purity on the basis of hot metal and definite portions of scrap will continue to be the most favourable solution. Another alternative is to charge solid pig iron. For developing countries disposing of large raw material reserves and energy sources, in principle the chance opens up to carry out the high-energy consuming metallization of the iron ore at home. In this connection, the COREX-process for the production of hot metal on the basis of non-coking coal is to be mentioned. Steels permitting higher scrap rates will continue to be produced by allothermic processes on the basis of scrap in the future. New allothermic processes are in competition with the electric-arc furnace process.

35 Jahre LD Entwicklungen, Ergebnisse und Zukunftsaspekte der Sauerstoffblasstahlerzeugung

Der LD-Prozeß hat im Jahr 1987 sein 35-Jahr-Jubiläum. Ein solches Datum ist Anlaß zu Rückblick, Situationsanalyse und dem Versuch, die zukünftige Entwicklung zu errahnen. Bei der Frage nach den Faktoren, welche zur Entstehung, zur Weiterentwicklung und zum Niedergang spezieller Technologien führen, finden wir kompetitive und dynamische Elemente, welche schließlich zum „Survival of the fittest“ (nach Spencer, Darwin) führen. Ein Bilderbuchbeispiel für die Wirkung derartiger Faktoren stellt die Verdrängung des Siemens-Martin-Verfahrens durch die Sauerstoffblasverfahren dar. Der Gedanke, reinen Sauerstoff für die Stahlherstellung heranzuziehen, geht auf Bessemer zurück (Patent aus dem Jahr 1856). Trotzdem dauerte es bis 1952, bis das erste LD-Stahlwerk in Linz in Betrieb ging. Die schnelle und konsequente Anwendung des LD-Prozesses – ein erfolgreiches Innovationsmanagement also – führte dazu, daß die österreichische Stahlindustrie schneller wuchs als die des übrigen Westeuropas. Im Zuge seiner dynamischen Entwicklung wurde der Prozeß ständig perfektioniert;

Prozeßvarianten entstanden. Da den autothermen Verfahren in bezug auf den Schrottsatz Grenzen gesetzt sind, haben sich allotherme Verfahren entwickelt. Was die Zukunft betrifft, so stellt für die Erzeugung von Stahlsorten mit hohen Reinheitsgradanforderungen die Erzeugung im autothermen Sauerstoffkonverter auf der Basis von flüssigem Roheisen und bestimmten Schrottanteilen aus heutiger Sicht nach wie vor die günstigste Option dar. Eine Alternative ist der Einsatz von festem Roheisen, wobei für rohstoff- und energiereiche Entwicklungsländer grundsätzlich die Chance bestehen würde, die energieaufwendige Metallisierung im eigenen Land durchzuführen. Zu erwähnen ist in diesem Zusammenhang das COREX-Verfahren zur Erzeugung von Roheisen auf der Basis nichtkokbarer Kohlen. Die Erzeugung von schrottfähigen Stählen wird auch in Zukunft auf Schrottbasis in allothermen Verfahren durchgeführt werden. In Konkurrenz zum Elektrolichtbogenofen stehen neue allotherme Verfahren.

35 ans de procédé LD Évolution, résultats et perspectives d'avenir de la production d'acier par soufflage à l'oxygène

En 1987, le procédé LD célèbre son 35^{ème} anniversaire. Une telle date offre l'occasion de faire une rétrospective, d'analyser la situation et de tenter de cerner l'évolution du procédé à l'avenir. Si l'on se pose la question concernant le pourquoi de l'existence, du développement et de l'abandon des technologies spéciales, on se trouve face à des éléments compétitifs

et dynamiques qui ont leur source dans ce que l'on appelle en anglais „Survival of the fittest“ (seuls les meilleurs survivent) (d'après Spencer, Darwin). Le remplacement du procédé Siemens Martin par le procédé de soufflage à l'oxygène constitue un exemple classique. L'idée d'utiliser de l'oxygène pour la production de l'acier remonte à Bessemer (Brevet en date de 1856). Il a cependant fallu attendre 1952 pour que la première aciérie LD soit mise en service, à Linz. L'application rapide et

*) VOEST-ALPINE AG, Linz, Austria

systématique du procédé – une innovation couronnée de succès – a eu pour conséquence le développement accéléré de l'industrie sidérurgique en Autriche par rapport au reste de l'Europe Occidentale. Au cours de son évolution, le procédé fut sans cesse perfectionné et des alternatives furent créées. Les procédés autothermiques étant soumis à certaines limites quant à l'utilisation de ferrailles, on a développé les procédés allothermiques. Si l'on se place du point de vue actuel, il est probable que la production de l'acier en convertisseur autothermique à base de fonte liquide et d'un certain pourcentage de ferrailles constituera à l'avenir également l'option la plus favorable pour faire face aux exigences de plus en plus éle-

vées en matière de pureté. L'utilisation de fonte solide est une alternative possible, permettant aux pays en voie de développement – disposant d'énormes ressources en matières premières et en énergie – de procéder dans leur propre pays à la métallisation, dont on sait qu'elle nécessite de grandes quantités d'énergie. A cet égard, il faut citer le procédé COREX qui sert à la production de fonte à partir du charbon ne se prêtant pas à la transformation en coke. La production d'aciers utilisables en tant que ferrailles sera assurée à l'avenir comme par le passé, par des procédés allothermiques à base de ferrailles. Les nouveaux procédés allothermiques peuvent être considérés comme une concurrence directe aux fours électriques.

1. General outline on competitive, dynamic and socio-political elements of the development and advancement of processes

This year the LD-process celebrates its 35th anniversary. There is no doubt among metallurgists that the start-up of the first LD-vessel at the Linz works in November 1952 is a true change of paradigms, a milestone in the history of steelmaking in general and of oxygen steelmaking in particular. In the following years, the LD-process essentially influenced competitive processes and also upstream and downstream processes. Simultaneously, the LD-process proper was influenced by other processes in its dynamic development.

Such a date is a challenge for retrospective reflections, to analyze the situation and to make an attempt to foretell the development. We must not forget those men, who practically out of nothing, pioneered in shaking up the steel technology which for generations had apparently been firmly established, and to realize a new basic concept. In the first place *Suess* is to be mentioned, who, due to a tragic event, did not live to see the laudatory appraisal of the co-inventors *Trenkler*, *Hauttmann*, *Rinesch*, *Klepp*, *Grohs*, *Kühnelt*, *Cuscoleca* and *Rösner* in the course of a ceremonial session of the Austrian Federal Government in 1959. Besides a number of other high distinctions, the inventors of the LD-process were also presented the Scientific Award of UNESCO in 1972.

Retrospective reflections on the development of oxygen steelmaking give rise to the question which are the factors that lead to innovations and a technological change of paradigms and which are the factors to influence the advancement of a process. First of all a few basic considerations should be made on this subject.

Knowledge and economy develop on a competitive scale, one on the marketplace of ideas and the other one on the commodities market. In both cases, the process is a dynamic one. Experience shows that the economic development as well as the technical progress are not steady. Quite to the contrary, phases of calm follow phases of storm. In 1926, *Kondratieff*, the Russian economist, reported that the bundled realization of innovations always was in parallel to phases of upswing

1. Grundgedanken zu kompetitiven, dynamischen und sozialpolitischen Elementen bei der Entstehung und Weiterentwicklung von Verfahren

Der LD-Prozeß hat in diesem Jahr sein 35-Jahr-Jubiläum. Kein Zweifel besteht unter den Metallurgen darüber, daß die Inbetriebnahme des ersten LD-Tiegels in Linz im November 1952 einen echten Paradigmenwechsel, einen Meilenstein in der Geschichte der Stahlerzeugung im allgemeinen und der Blasstahlerzeugung im besonderen darstellt. Der LD-Prozeß hat in weiterer Folge zu gravierenden Auswirkungen sowohl auf konkurrierende Prozesse als auch auf vor- und nachgeschaltete Verfahrensstufen geführt. Gleichzeitig wurde der LD-Prozeß selbst in seiner dynamischen Entwicklung von anderen Prozessen beeinflusst.

Ein solches Datum ist Anlaß zu Rückblick, Situationsanalyse und dem Versuch, die zukünftige Entwicklung zu erahnen. Dabei sollten auch die Männer nicht vergessen werden, welche fast aus dem Nichts heraus den Versuch unternahmen, eine seit Generationen scheinbar festgefügte Welt der Stahltechnologie zu zertrümmern und ein neues grundlegendes Konzept zu verwirklichen. An erster Stelle ist *Suess* zu nennen, der aufgrund eines tragischen Ereignisses die Würdigung der anderen Erfinder *Trenkler*, *Hauttmann*, *Rinesch*, *Klepp*, *Grohs*, *Kühnelt*, *Cuscoleca* und *Rösner* im Jahr 1959 im Rahmen einer Festsitzung der Österreichischen Bundesregierung nicht mehr miterleben konnte. Neben weiteren hohen Auszeichnungen erhielten die LD-Erfinder im Jahre 1972 den Wissenschaftspreis der UNESCO.

Ein Rückblick auf die Entwicklung der Sauerstoffblasstahlerzeugung gibt Anlaß, sich die Frage zu stellen, welches die Faktoren sind, die zu Innovationen bzw. zu einem technologischen Paradigmenwechsel führen und welche die Weiterentwicklung von Verfahren beeinflussen. Zunächst sollen dazu einige grundsätzliche Überlegungen angestellt werden.

Wissen und Wirtschaft entfalten sich im Wettbewerb – hier auf dem Markt der Ideen, dort auf dem Markt der Güter. In beiden Fällen geht es um einen dynamischen Prozeß. Sowohl die wirtschaftliche

which was and is still important for the long cyclical movements, lasting 40 to 60 years (1). Innovations, like the steam engine, the railroading and electricity, always led to long-term phases of upswing. In this connection we should mention Schumpeter (2), the Austro-American economist, the father of "creative destruction". According to the thesis developed by Schumpeter, waves of economic development are linked to technological revolutions. When explaining the economic development, Schumpeter reports of unsteady impacts taking place alternately with phases of relative calm – a process implying that either the revolution or the absorption of the consequences of the revolution are taking place. When, in view of the linkage of cycles of innovation and those of upswing, we are faced with the question on the factors contributing to the development, the advancement and the decline of a specific technology like the one we observe on the steelmaking sector, competitive and dynamic elements can be found which affect the course of development and which finally lead to the "survival of the fittest" (according to Spencer, Darwin).

Which role do these elements play in particular?

- In the beginning an idea is conceived. This idea may be based on merely fundamental considerations or may be developed in a controlled and adapted way due to economic pressure. It is not sure however, that it may be given a definite form. The future development largely depends on the technical and economic frame conditions. A new idea always takes different shapes, almost simultaneously. The competitive element is gaining momentum, leads to selection and finally to the break-through of the most economic type of design.
- After the break-through of a new technology, a dynamic development starts resulting in increasing quantities and production rates. This phase of development is influenced by the continuous strive for producing at favourable cost, as well as by competitive elements of other methods which are advantageous in certain aspects. The effects of these competitive elements become apparent when the successful method is perfected. Furthermore, process variants evolve to cope with the particular demands in specific fields.
- At a certain point of time which may vary considerably, maybe already during the initial phase of the method in question, new ideas may occur the realization of which depends on numerous frame conditions. The game goes on.

Steelmaking is a typical example of the sequence outlined above, by referring to the open-hearth process as the "former" method and the oxygen-steelmaking process representing the "modern"

Entwicklung als auch der technische Fortschritt verlaufen, wie die Erfahrung zeigt, nicht stetig; vielmehr wechseln Phasen der Ruhe und Phasen des Sturms miteinander ab. Der russische Nationalökonom Kondratieff berichtet bereits 1926 über die Beobachtung, daß die gebündelte Realisierung von Innovationen stets parallel zu wirtschaftlichen Aufschwungphasen verlief, maßgeblich für die langen Wellen der Konjunkturen mit Wellenläufen von 40 bis 60 Jahren (1). Innovationen wie die Dampfmaschine, die Eisenbahn und die elektrische Energie haben jeweils langjährige Konjunkturperioden ausgelöst. Dies führt uns zum österreichisch-amerikanischen Nationalökonom Schumpeter (2) mit seinem Prozeß der „schöpferischen Zerstörung“ und seiner These, daß ganz generell die Wellen der wirtschaftlichen Entwicklung mit technologischen Revolutionen zu tun haben. Schumpeter spricht, wenn er die wirtschaftliche Entwicklung erklärt, von unsteten Stößen, die durch Spannen verhältnismäßiger Ruhe getrennt sind, von einem Prozeß „in dem Sinne, daß immer entweder Revolution oder Absorption der Ergebnisse der Revolution im Gange ist“.

Wenn nun vor dem Hintergrund der Verknüpfung der Wellenbewegungen bei Innovation und Konjunktur die Frage gestellt wird, welche Faktoren zur Entstehung, zur Weiterentwicklung und zum Niedergang spezieller Technologien, wie beispielsweise jene auf dem Gebiet der Stahlerzeugung, führen, finden wir kompetitive und dynamische Elemente, welche den Entwicklungsstrom beeinflussen und schließlich zum „Survival of the fittest“ (nach Spencer, Darwin) führen.

Wie aber ist die Wirkung im einzelnen?

- Am Anfang steht eine Idee. Die Idee kann auf rein grundsätzlichen Überlegungen basieren oder aber aufgrund eines wirtschaftlichen Druckes gezielt und angepaßt „produziert“ werden. Damit ist jedoch eine Konkretisierung nicht gewährleistet, vielmehr hängt das weitere Geschehen von den technischen und wirtschaftlichen Randbedingungen ab. Und immer entstehen mehrere Ausgestaltungsformen der neuen Idee nahezu gleichzeitig, das kompetitive Element setzt ein, führt zur Auslese und schließlich zum Durchbruch der wirtschaftlichsten Ausgestaltungsform.
- Gelingt der Durchbruch, so setzt eine dynamische Entwicklung ein; Faktoren wie z. B. Mengen und Leistung nehmen zu. Beeinflußt wird diese Phase der Entwicklung durch das Streben nach immer kostengünstigerer Produktion sowie durch kompetitive Elemente, welche von konkurrierenden Techniken getragen sind, die in Teilaspekten Vorteile aufweisen. Die Auswirkungen dieser kompetitiven Elemente zeigen sich in einer Perfektionierung der siegreichen Technik. Des weiteren bilden sich Pro-

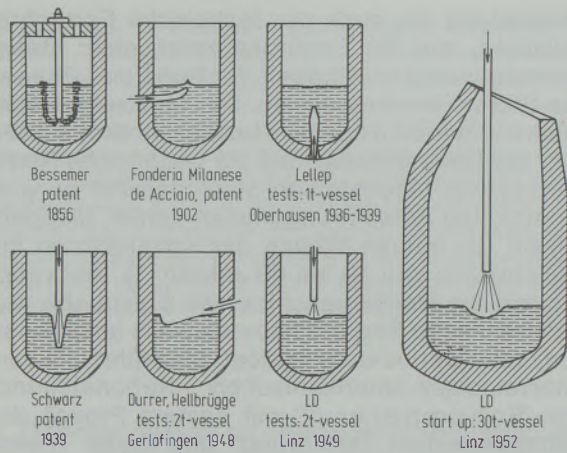


Fig./Abb. 1

The long way to the LD-process
Der lange Weg zum LD-Prozeß

method. The degree to which the introduction of oxygen-steelmaking influenced the steel world is reflected by the upswing of the world crude steel production from about 200 million tons in the beginning of the fifties to roughly 700 million tons in the beginning of the seventies, which is nearly identical with the volume of LD-steel production. Moreover: Austria and Japan, the first nations to make consequent use of the LD-technology decisively and permanently strengthened their competitive position in terms of volume as well as in terms of economy.

Changes of technological paradigms also have strong socio-political effects. Naturally, working out those components of socio-political situations which correlate directly with a certain change in technology, is quite a difficult task. Nevertheless, the following figures of the Austrian steelmaking industry are self-explanatory. During the period from 1952 to 1986 the man-years per ton of steel produced decreased to about one sixth. As consequence, many jobs in this sector were lost. This development considerably contributed to the current employment situation which is rather critical, but must be seen in connection with a general statement issued by the Vienna Institute for Economic Research according to which the employment rate reduces by half every 2 decades in the raw materials sector. Simultaneously, the real income of the employees increased by roughly 300%, and the ergonomic conditions in the steel-making industry improved decisively.

2. Historical highlights on the long way to the LD-process

Fig. 1 shows some of the steps which led to the birth of the LD-process (3)–(8). The idea of using oxygen of high purity for steelmaking was conceived by Bessemer who, in the middle of the last century, tried to improve the process later named after him, by blowing oxygen instead of air through the bottom. In this connection, he also suggested

zeßvarianten heraus, um Sonderanforderungen auf Spezialgebieten begegnen zu können.

- Zu einem Zeitpunkt, welcher sehr unterschiedlich liegen kann, vielleicht bereits in der Anlaufphase der behandelten Technik, können neue Ideen auftreten, welche ihrerseits in bezug auf ihre Verwirklichung von verschiedenen Randbedingungen abhängen. Das Spiel geht weiter.

Ein Bilderbuchbeispiel für diese skizzierte Abfolge stellt die Stahlerzeugung dar, indem man beispielsweise für die „alte“ Technik das SM-Verfahren und für die „moderne“ Technik die Sauerstoffblasverfahren heranzieht. Wie sehr der innovative Schritt der Einführung der Sauerstoffblasstahlerzeugung das Stahlgeschehen in der Welt beeinflusst hat, geht aus der Tatsache hervor, daß die Zunahme der Weltrohstahlerzeugung von etwa 200 Millionen Tonnen Anfang der fünfziger Jahre auf rund 700 Millionen Tonnen Anfang der siebziger Jahre weitestgehend mit dem Volumen der LD-Stahlerzeugung identisch ist. Und außerdem: Die ersten konsequenten Anwender der LD-Technologie (Österreich und Japan) haben ihre Position im Wettbewerb sowohl nach Mengenanteil wie auch im wirtschaftlichen Ergebnis entscheidend und dauerhaft verbessert.

Technologische Paradigmenwechsel haben auch starke sozialpolitische Auswirkungen. Dabei ist es selbstverständlich schwierig, aus der Veränderung der sozialpolitischen Gegebenheiten jene Komponenten herauszuarbeiten, welche direkt mit einem bestimmten Technologiewechsel korrelieren. Trotzdem sprechen die nachfolgenden Zahlen für die österreichische Stahlindustrie wohl für sich. Vom Jahr 1952 bis zum Jahr 1986 sind die Mannjahre pro Tonne erzeugten Stahles etwa auf ein Sechstel zurückgegangen; Arbeitsplätze gingen in großem Umfang verloren. Diese Entwicklung hat zur heutigen prekären Arbeitsmarktlage nicht unerheblich beigetragen, muß aber im Zusammenhang mit der vom Wiener WIFO-Institut generell ausgesprochenen Erkenntnis gesehen werden, daß sich im Grundstoffbereich die Zahl der Arbeitsplätze im Durchschnitt alle 20 Jahre halbiert. Gleichzeitig erhöhte sich das Einkommen der Beschäftigten real um rd. 300% und die ergonomischen Bedingungen im Stahlwerk haben sich entscheidend verbessert.

2. Der lange Weg bis zur Geburt des LD-Prozesses

Einige Stufen auf dem langen Weg bis zur Geburt des LD-Prozesses sind in Abb. 1 dargestellt (3)–(8). Der Gedanke, reinen Sauerstoff für die Stahlherstellung heranzuziehen, geht auf Bessemer zurück, welcher in der Mitte des vorigen Jahrhunderts Überlegungen dahingehend anstellte, daß der in weiterer Folge nach ihm benannte Prozeß noch verbessert werden könnte, wenn Sauerstoff anstelle von Luft durch den Boden eingeblasen würde. In diesem Zusammenhang machte er unter anderem auch den Vorschlag, den Sauerstoff von

to blow oxygen from the top into the molten metal bath (British Patent No. 356 ex 1856). However, for a long period of time it was not possible to introduce this process on a large scale for the simple reason that oxygen was not available in the amounts necessary for commercial use. The situation did not change until 1902, when an Italian company applied for a patent in Austria for a method according to which oxygen was to be blown through the side wall of the vessel about 10 cm below the bath level. It was not until the development of the Linde-Fränkell process (1928) that oxygen could be produced on a larger scale. Nevertheless, 20 years had to pass for the first LD-steel plant to go into operation.

After 1928, the conception of using oxygen for steelmaking was taken up again at different places. The tests carried out by Lelliep (1936 – 1939) to refine hot metal by blowing in oxygen through a bottom tuyere into a 1-ton vessel should be pointed out. These tests did not prove successful as the bottom life was not satisfactory. Partial success was achieved with the Thomas process by enriching the air with oxygen, whereby even oxygen-water steam mixtures were applied. In the USA in particular, experiments were made on open hearth furnaces and electric arc furnaces, employing oxygen and increasing the melting capacity.

Also the idea of blowing oxygen downwardly against the bath surface in a vessel was taken up, although it was assumed necessary to blow the oxygen deeply into the molten metal with high kinetic energy (Schwarz' patent 1939). Tests carried out adopting this principle failed. Tests carried out by Durrer and Hellbrügge (9) in Gerlafingen (Switzerland) represented a certain progress (1948). With this method, the oxygen was blown against the bath at an angle. But also these tests did not lead to industrial maturity.

The question, why it was the Austrian steel plants to achieve the break-through of this method, requires a brief survey of the specific situation prevailing after World War II (5), (10), (11). The Alpine Montangesellschaft was forced to cheapen the cost of its steel production in order to remain competitive. At VÖEST, the planned expansion of its steel plant capacity had to be implemented by employing as cheap as possible a production process. To produce steel in the open hearth furnace on a hot metal basis turned out to be not competitive. Scrap as an input material which would have cheapened the process, was not available in sufficient quantity. A modified air refining process planned first (tests carried out at Hamborn and Hagedingen) would have closed the door to a number of applications for the steel produced due to quality reasons. Moreover, the heat balance when using low-phosphorous hot metal would have been extremely unfavourable. In view of the circumstances, new ways had to be found. Stimulated by Durrer's and Hellbrügge's efforts, the idea of blowing oxygen

oben in die Schmelze hinein zu blasen (British Patent No. 356 ex 1856). Eine großtechnische Einführung eines derartigen Prozesses war jedoch lange Zeit aus dem einfachen Grund unmöglich, daß der Sauerstoff kommerziell in den notwendigen Mengen nicht verfügbar war. Dies galt auch noch für das Jahr 1902, in welchem von einer italienischen Firma in Österreich ein Verfahren zum Patent angemeldet wurde, nach dem der Sauerstoff durch die Seitenwand des Schmelzgefäßes 10 cm unter der Oberfläche des Bades eingeblasen werden sollte. Erst nach Entwicklung des Linde-Fränkell-Prozesses (1928) war Sauerstoff in größeren Mengen herstellbar. Trotzdem dauerte es noch über 20 Jahre, bis das erste LD-Stahlwerk in Betrieb ging.

Nach 1928 griff man den Gedanken der Stahlerzeugung mit Sauerstoff an verschiedenen Stellen neuerlich auf. Hinzuweisen ist insbesondere auf die Versuche von Lelliep (1936 – 1939), in einem 1-t-Konverter Roheisen durch das Einblasen von Sauerstoff durch eine Bodendüse zu frisieren. Die Versuche waren nicht erfolgreich, da keine ausreichende Bodenhaltbarkeit erzielt werden konnte. Teilerfolge brachte beim Thomas-Prozeß eine Anreicherung des Gebläsewindes mit Sauerstoff, wobei es bis zur Anwendung von Sauerstoff-Wasserdampfgemischen kam. Insbesondere in den USA experimentierte man bei Siemens-Martin-Öfen und Lichtbogenöfen mit Sauerstoff und konnte eine Erhöhung der Schmelzleistung erzielen.

Auch dem Gedanken, in einem Konverter Sauerstoff von oben dem Bad zuzuführen, wurde nachgegangen, wobei allerdings die Vorstellung herrschte, daß es notwendig sei, den Sauerstoff mit hoher kinetischer Energie tief in die Schmelze einzublasen (Patent von Schwarz 1939). Versuche nach diesem Grundgedanken schlugen fehl. Jene von Durrer und Hellbrügge (9) in Gerlafingen (Schweiz) stellten einen Fortschritt dar, wobei der Sauerstoff schräg auf das Bad aufgeblasen wurde (1948). Aber auch aus diesen Versuchen erwuchs letztlich kein betriebsreifes Verfahren.

Warum war es gerade den österreichischen Stahlwerken vorbehalten, den Durchbruch zu erzielen? Um diese Frage beantworten zu können, muß zunächst auf die besondere Situation nach dem Zweiten Weltkrieg eingegangen werden (5), (10), (11). Die Alpine Montangesellschaft mußte ihre Stahlerzeugung verbilligen, um konkurrenzfähig bleiben zu können; die VÖEST mußte die vorgesehene Ausweitung der Stahlwerkskapazität nach einem möglichst billigen Erzeugungsverfahren vornehmen. Die Stahlerzeugung im Siemens-Martin-Ofen auf Roheisenbasis hatte sich als nicht konkurrenzfähig erwiesen. Schrott, dessen Einsatz den Prozeß verbilligt hätte, stand nicht in ausreichendem Maße zur Verfügung. Das zunächst vorgesehene modifizierte Windfrischverfahren (Versuche in Hamborn und Hagedingen) hätte den erzeugten Stählen aus Qualitätsgrün-

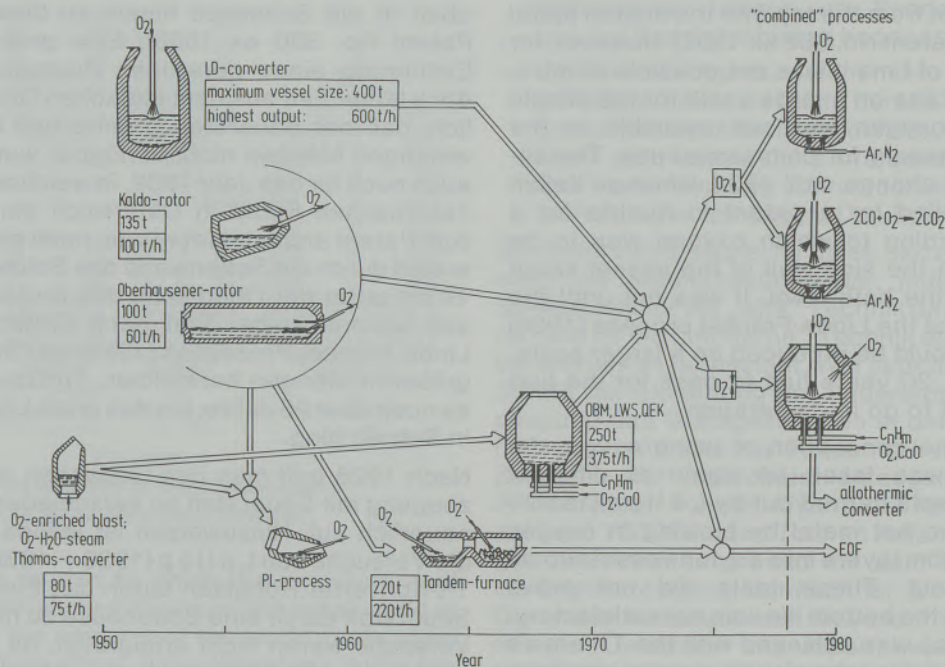


Fig. / Abb. 2

Autothermic oxygen metallurgy
Autotherme Sauerstoffmetallurgie

downwardly through a lance was taken up and, on 3 June 1949, tests were started at a 2-ton vessel at the Linz works.

Initial tests which were made according to the concept of blowing the oxygen deep into the bath, failed. Finally, on 25 June 1949, the efforts of the engineers were crowned with success: the oxygen pressure was reduced and the distance of the lance tip from the bath surface was increased. With this blowing mode, the bottom was not destroyed and the life of the lance was improved. The carbon monoxide occurring due to the combustion of carbon ensured intense mixing of the bath and the slag formation was easily controllable which was supported by the high manganese contents of the hot metal. The oxygen absorbability of the metal bath proved to be sufficiently high. Here, a brief, theoretical outline seems appropriate. Based on the Hertz-Knudsen formula, which indicates the number of gas molecules impinging on an interphase per cm^2 and second under the conditions of oxygen top-blowing process, a limit for the refining velocity of about 2430 m^3 (normal state) $\text{O}_2/\text{min} \times \text{m}^2$, i.e. 45 tons of steel/ $\text{min} \times \text{m}^2$, can be arrived at by approximative calculation. In practice, these possible refining velocities are not utilized, which means that the oxygen absorption capacity of the bath is significantly higher than amounts that would correspond to the normal oxygen blowing rates of 2.5 to 4.5 m^3 (normal state)/ $\text{ton} \times \text{min}$. However, this high oxygen absorption capacity has been and still is the basis for the realizability of the LD-concept.

After additional tests at Linz and Donawitz on vessels of a capacity of 5 to 15 tons, the world's

den eine Reihe von Anwendungsmöglichkeiten verschlossen, zudem wäre der Wärmehaushalt bei Stahlroheisen extrem ungünstig gewesen. Es mußte also bedingt durch die Umstände nach neuen Wegen gesucht werden. Angeregt durch die Bemühungen Durrers und Hellbrüggens wandte man sich schließlich dem Gedanken des Sauerstoffblasens von oben durch eine Lance zu und begann am 3. Juni 1949 in Linz mit Versuchen in einem 2-t-Tiegel.

Die ersten Versuche, welche dem Konzept folgten, den Sauerstoff tief in das Schmelzbad einzublauen, schlugen fehl. Schließlich fanden die Ingenieure am 25. Juni 1949 den Weg: Der Sauerstoffdruck wurde vermindert und die Lanzenmündung weiter vom Bad entfernt. Bei einem derartigen Blasen wurde der Boden nicht zerstört, eine entsprechende Haltbarkeit der Lanze war gegeben, das durch die Verbrennung von Kohlenstoff entstehende Kohlenmonoxid sorgte für eine ausgezeichnete Baddurchmischung und die Schlackenbildung war (unterstützt durch die hohen Mangangehalte im Roheisen) gut beherrschbar. Das Sauerstoffaufnahmevermögen des Metallbades erwies sich als ausreichend hoch. An dieser Stelle sei eine kurze theoretische Betrachtung angebracht. Ausgehend von der Hertz-Knudsen'schen-Stoßzahl, welche angibt, wie viele Gasmoleküle je cm^2 und je Sekunde auf eine Phasengrenze auftreffen, kann für die Verhältnisse beim Sauerstoffaufblasprozeß näherungsweise eine Grenze für die Frischgeschwindigkeit von etwa 2430 m^3 (i. N.) $\text{O}_2/\text{min} \times \text{m}^2$ bzw. 45 t Stahl/ $\text{min} \times \text{m}^2$ errechnet werden. In der Praxis werden diese möglichen Frischgeschwin-

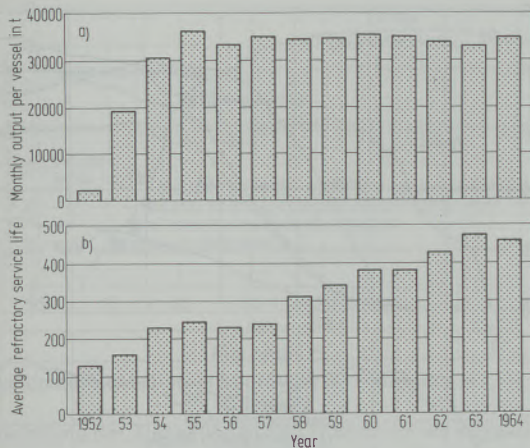


Fig. / Abb. 3

Starting phase of the world's first LD-steel plant at Linz (3×30-ton vessels)

Anlaufphase des ersten LD-Stahlwerkes der Welt in Linz (3×30-t-Tiegel)

first LD-steel shop equipped with 30-ton vessels went into operation at Linz in November 1952. In May 1953, the plant at Donawitz was started up. The shape of the first vessels strongly resembled that of the Thomas converters. The designation LD has been derived from the first letters of Linz and Donawitz.

In parallel to the LD-process also a large number of competitive developments were made as shown in Fig. 2 (12)–(17). The superior output, i.e. the productivity, finally was decisive for the triumphant success of the LD-principle.

3. The dynamic development of the LD-process

General literature (5)–(8), (18)–(23)

3.1. The starting phase

From the technical point of view, the starting phase can be best characterized by the production rates of the first LD-steel plant in the world, operating at Linz. The plant which had been equipped with three 30-ton vessels operated at full production rate of about 850,000 tpy from 1957 onwards, after in 1956, 2-vessel operation had been taken up for the first time. In 1955, the average monthly output of one vessel had already risen to the maximum (fig. 3a). Of course, operational advancements were made continually, like the improvement of the service life of the refractory lining as is illustrated in fig. 3b.

The vessels of the Linz works were lined with a permanent lining of magnesite bricks and a wear lining of pressed tar magnite bricks, with a layer of ramming mass between them. The service life of about 125 charges at the beginning of the first year of operation, rapidly rose to about 250 heats after three years. Simultaneously, the hourly output increased from about 33 tons to about 58 tons.

digkeiten nicht ausgenutzt, d. h. daß das Sauerstoffschluckvermögen des Bades deutlich höher liegt, als den üblichen Sauerstoffzufuhraten von 2,5 bis 4,5 m³ (i. N.)/t × min entspricht. Das hohe Sauerstoffschluckvermögen war und ist jedoch die Basis für die Realisierbarkeit des LD-Konzeptes.

Nach weiteren Versuchen in Linz und Donawitz an 5 bis 15-t-Gefäßen wurde schließlich im November 1952 in Linz das erste LD-Stahlwerk der Welt mit 30-t-Tiegeln in Betrieb genommen; im Mai 1953 folgte jenes in Donawitz. Die Form der ersten Gefäße ähnelte stark jener von Thomas-Birnen. Die Bezeichnung LD leitet sich von den Städtenamen Linz und Donawitz ab.

Parallel zum LD-Verfahren gab es, wie Abb. 2 zeigt, zahlreiche konkurrierende Entwicklungen (12)–(17). Letztlich entscheidend für die Durchsetzung des LD-Prinzips war die überlegene Leistung, d. h. die Produktivität.

3. Die dynamische Entwicklung des LD-Prozesses

Allgemeine Literatur (5)–(8), (18)–(23)

3.1 Die Startphase

Die Anlaufphase aus technischer Sicht kann am besten durch die Produktionsziffern des ersten LD-Stahlwerkes der Welt in Linz gekennzeichnet werden. Das mit 3×30-t-Tiegeln ausgerüstete Werk arbeitet ab 1957 mit voller Produktionshöhe von rund 850.000 Jato, nachdem 1956 erstmals auf einen 2-Tiegel-Betrieb übergegangen worden war. Die durchschnittliche Monatsleistung eines Tiegels stieg bereits 1955 auf den Höchstwert (Abb. 3a). Selbstverständlich wurden jedoch auch später noch laufend betriebliche Verbesserungen durchgeführt, wie beispielsweise aus der Entwicklung der Haltbarkeit der ff-Zustellung (Abb. 3b) hervorgeht.

In Linz wurden die Tiegel mit einem Dauerfutter aus Magnesitsteinen und einem Verschleißfutter aus gepreßten Teer-Magnitsteinen zugestellt, wobei dazwischen eine Stampfmasse eingebracht wurde. Die Haltbarkeit von rund 125 Chargen zu Beginn des ersten Jahres stieg rasch auf etwa 250 Chargen nach etwa 3 Jahren an, wobei gleichzeitig die Stundenleistung von etwa 33 t auf etwa 58 t stieg. Da mit einer Zustellung eine kontinuierliche Betriebszeit von etwa 7 bis 8 Tagen erreicht werden konnte und jeweils nur ein Tiegel in Betrieb war, blieb für die Neuzustellung jeweils genügend Zeit zur Verfügung. In bezug auf die ff-Zustellung ergab sich in der Anlaufphase somit kein gravierendes Problem. Der Übergang auf den 2-Tiegel-Betrieb im Jahr 1956 gestaltete sich ebenfalls problemlos. Die in Donawitz verwendete Magnesitmauerung hielt entsprechend länger (1960: 500 bis 600 Chargen).

Das am schwierigsten zu lösende Problem stellte die Entstaubung dar (5), (24). Schon bei den ersten

As it was possible to achieve a continuous operating time of about 7 to 8 days without relining, with one vessel only being in operation, sufficient time was available for relining. Regarding the refractory lining, no serious problem was encountered during the starting phase. The change-over to 2-vessel operation in 1956, did not cause any problems. The life of the magnesite brick lining used at Donawitz was longer (1960: 500 to 600 heats).

The most serious problem was the fume control (5), (24). When making the first tests in 1949, the necessity of disposing of the reddish-brown fume which is caused by the high local reaction temperatures linked with iron evaporation was realized. Different solutions aiming at a precipitation of this dust which is extremely fine-grained due to the condensation conditions, were tested by several companies. Finally, Waagner-Biro, an Austrian enterprise, worked out a suitable solution jointly with a group of VÖEST-engineers. This method employed the combustion of off-gas escaping from the LD-vessel with additional air blown in, right after the gas enters a waste-gas boiler. The accumulating heat was transferred to the piping system of the waste-gas boiler and used for steam generation. The cooled down gases finally were delivered to a wet-type filter plant. The amount of steam accumulating discontinuously according to the blowing operation, was collected via a storage plant and finally delivered in continuous operation to a steam pipework.

At the Linz works, already the first vessel was equipped with such a plant. During the first years of operation, further improvements were made, e.g. the off-gas temperature downstream of the waste heat boiler was reduced from 500 °C to 200–250 °C. In this way it was possible to reduce the size of the filter plant. Another advancement involved the bridging of the time between two melts by the installation of an auxiliary heating system. This heating system was already part of the design of LD-steel plant 2 at Linz, started up in 1959.

3.2 Progress of the LD-process

Fig. 4 a illustrates the progress of the LD-process. Japan was the country to react most rapidly on the new technology second to Austria, thus establishing its leading position among the steelmaking countries. Due to the rapid, consequent application of the LD-process – the result of a successful innovative management – the steelmaking industry grew faster in Austria than in other countries of Western Europe, so that the Austrian share in the Western-European steel production almost doubled (fig. 4 b).

An essential aspect is the increase of the vessel capacity and thus of the productivity. While the output of the first vessels of a capacity of 30 tons had been about 55 tons per hour, today the output of the largest vessels of a capacity of 400 tons is

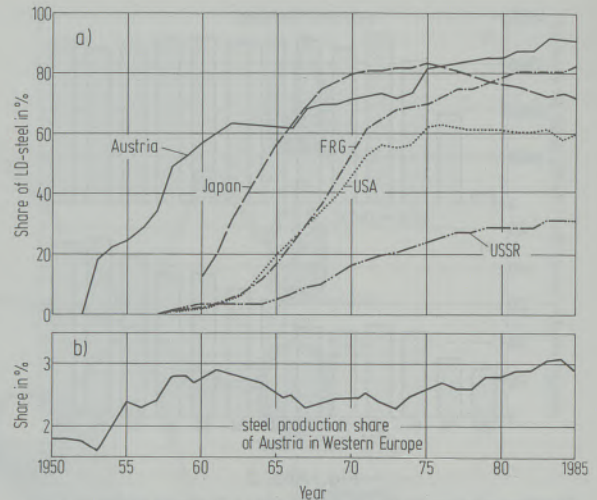


Fig. / Abb. 4

Progress of the LD-process in various countries; Austrian share in the steel production of Western Europe
Vordringen des LD-Prozesses in verschiedenen Ländern;
Ansteigen des österreichischen Anteiles an der
Rohstahlproduktion Westeuropas

Versuchen im Jahr 1949 wurde erkannt, daß der infolge der hohen örtlichen Reaktionstemperaturen mit entsprechender Eisenverdampfung entstehende rotbraune Rauch entsorgt werden mußte. Zur Niederschlagung dieses aufgrund der Kondensationsbedingungen besonders feinen Staubes wurden von mehreren Firmen unterschiedlichste Lösungen erprobt. Die österreichische Firma Waagner-Biró fand nach vielen Fehlschlägen schließlich gemeinsam mit VÖEST-Ingenieuren einen brauchbaren Weg. Bei der entwickelten Konstruktion wurden die aus dem Tiegel austretenden Abgase unmittelbar nach dem Eintritt in einen Kessel durch zusätzliches Einblasen von Luft zur Verbrennung gebracht. Die Wärme wurde an das Rohrsystem des Kessels abgegeben und zur Dampferzeugung herangezogen. Die abgekühlten Gase gelangten schließlich in eine Naßfilteranlage. Die entsprechend dem Blasbetrieb stoßweise anfallende Dampfmenge konnte über eine Speicheranlage gesammelt und letztlich kontinuierlich an ein Dampfnetz abgegeben werden.

Bereits der Tiegel 1 in Linz wurde mit einer derartigen Anlage versehen. In den ersten Betriebsjahren erfolgten weitere Verbesserungen, wobei u. a. die Abgastemperatur nach dem Kessel von zuerst etwa 500 °C auf 200 bis 250 °C gesenkt wurde. Dadurch konnte die Filteranlage verkleinert werden. Ein weiterer Entwicklungsschritt war die Überbrückung der Zeit zwischen zwei Schmelzen durch Zusatzheizung, welcher bei der Inbetriebnahme des LD-Stahlwerkes 2 im Jahr 1959 bereits Berücksichtigung fand.

3.2 Das Vordringen des LD-Prozesses

In Abb. 4a ist das Vordringen des LD-Prozesses dargestellt. Japan war jenes Land, welches nach

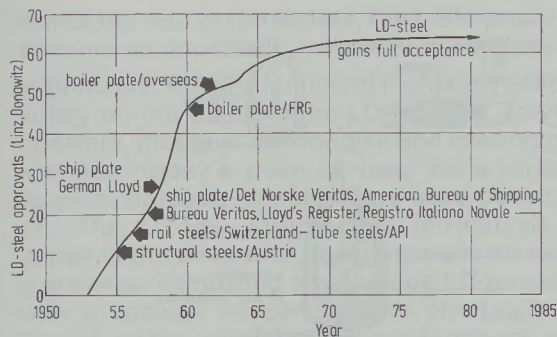


Fig./Abb. 5

Development of LD-steel approvals for the works at Linz and Donawitz

Entwicklung der Zulassungen für LD-Stahl für die Werke Linz und Donawitz

600 to 650 tons per hour. The increase in capacity was made possible by changing over from single-hole lances to multiple-hole lances.

Despite of certain advancements, such as the application of oxygen, the open-hearth process was supplanted. The main reasons for this were lower investment cost and considerably higher output. However, full acceptance of the LD-process could only be made possible when in the years after the introduction it was proven without any doubt that the quality of the LD-steel fully corresponded to the steel produced in the open-hearth furnace or was even superior (5), (21). The way to success of the LD-steel was a long and thorny one as is demonstrated by the developments of the approvals for the works at Linz and Donawitz (fig. 5).

3.3 Perfection and development of process variants

It has been stated already that competitive elements become effective in a phase of dynamic development of a method, besides the demand to consistently increase the economy. This finally leads to perfection and to the development of process modifications. Fig. 6 illustrates several important aspects related to the LD-process.

First a few words on perfection:

- Triggered by the progress of the oxygen bottom blowing processes, in particular of the OBM-process, bottom stirring was introduced into the LD-process to improve the process kinetics. A number of considerable metallurgical and operational advantages were achieved.
- In future, steelmaking is to be understood as an integral, logistic, computer-aided process. Process automation based on the subplance method is an important step in this direction.
- Due to the relatively low scrap price compared to hot metal, efforts have been made to in-

Österreich am schnellsten auf die neue Technologie reagierte und damit seine führende Stellung unter den stahlerzeugenden Nationen begründete. Die schnelle konsequente Anwendung des LD-Prozesses – ein erfolgreiches Innovationsmanagement also – führte dazu, daß die österreichische Stahlindustrie schneller wuchs als die des übrigen Westeuropa; so daß sich der österreichische Anteil an der westeuropäischen Stahlproduktion fast verdoppelte (Abb. 4b).

Ein wesentlicher Aspekt ist die Zunahme der Tiegelkapazität und damit der Produktivität. Während die ersten Tiegel bei einem Fassungsvermögen von 30 t eine Leistung von etwa 55 t pro Stunde erbrachten, weisen heute die größten Tiegel bei einem Fassungsvermögen von 400 t eine Leistung von 600 bis 650 t pro Stunde auf. Begleitet und ermöglicht wurde die Leistungssteigerung durch den Übergang von Einloch- auf Mehrlochlanzen.

Der Siemens-Martin-Prozeß wurde trotz gewisser Weiterentwicklungen (Sauerstoffanwendung) zurückgedrängt. Ausschlaggebend dafür waren die geringeren Investitionskosten und die ungleich höhere Leistungsfähigkeit. Der totale Siegeszug des LD-Verfahrens konnte jedoch erst dadurch zustande kommen, daß sich in den Jahren nach der Einführung des Verfahrens zweifelsfrei herausstellte, daß die Stahlqualität jener des Siemens-Martin-Stahles durchaus entsprach und in bestimmten Punkten sogar überlegen war (5), (21). Bis zur völligen Anerkennung des LD-Stahles war allerdings ein mühseliger Weg zurückzulegen, wie die Entwicklung der Zulassungen für die Werke Linz und Donawitz zeigt (Abb. 5).

3.3 Die Perfektionierung und die Entwicklung von Prozeßvarianten

Wie eingangs erwähnt, werden in der Phase der dynamischen Entwicklung einer Technik neben dem Erfordernis zur ständigen Erhöhung der Wirtschaftlichkeit kompetitive Elemente wirksam. Derartige Einflüsse führen zur Perfektionierung und zur Entwicklung von Prozeßmodifikationen. Abb. 6 zeigt einige wesentliche Aspekte in bezug auf den LD-Prozeß.

Zunächst zur Perfektionierung:

- Ausgelöst durch das Vordringen der O_2 -Durchblasprozesse, insbesondere des OBM-Verfahrens, wurde beim LD-Prozeß das Bodenspülen zur Verbesserung der Prozeßkinetik eingeführt. Dies brachte eine ganze Reihe von metallurgischen und betrieblichen Vorteilen.
- Die Stahlerzeugung ist in Zukunft als ein integraler, logistischer Prozeß mit EDV-Unterstützung zu begreifen. Die auf der Subplanzentechnik basierende Prozeßautomation ist ein wesentlicher Schritt in diese Richtung.

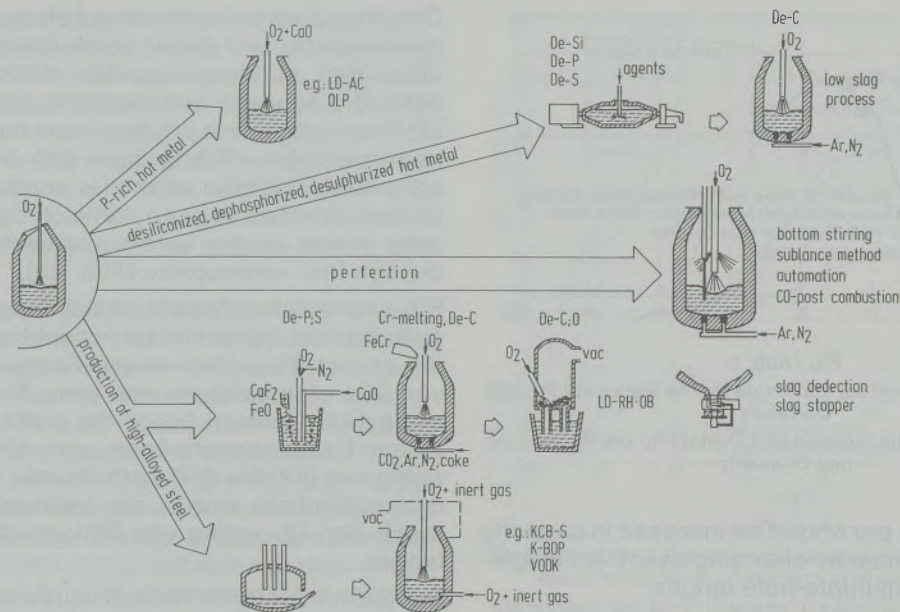


Fig. / Abb. 6

Perfection of the LD-process and process variants
LD-Prozeßverfeinerung und Prozeßvarianten

crease the scrap rate (scrap preheating, increase of CO post-combustion rate with the aid of two-circuit lances, coal input).

- Slag rich in iron oxides being transferred into the ladle when tapping, for a long time was a drawback of the converter steel process compared to steelmaking processes employing reduction refining. This problem was overcome however, by using slag stoppers. Latest advancements aim at a combined use of an automatic slag detection system and a slag stopper.

Process modifications:

- The tests carried out at Linz and Donawitz led to the break-through of the LD-steel production on the basis of low-phosphorous hot metal. The processing of high-phosphorous hot metal was for some time limited to the Thomas process. Soon, developments were made in particular in France, Luxemburg and Belgium, employing high-phosphorous hot metal, thus extending the application of the LD-process. In this connection, some of these processes should be mentioned, e.g. a development by IRSID referred to as OLP-(Oxygen-Lime-Powder) process (26), the LD-AC-(ARBED-CRM) process (26), employing lime powder which is injected through the oxygen blowing lance in a two-stage process as well as the LD-Pompey process. These as well as a number of similar modifications to the LD-process, supplanted the Thomas process. Developments which had been made in the fifties were even improved in the sixties. To-

- Aufgrund des relativ niedrigen Schrottpreises gegenüber jenem des Roheisens wurden Anstrengungen unternommen, den Schrottsatz zu erhöhen (Schrottvorwärmung, Erhöhung der CO-Nachverbrennung durch Zweikreislanzen, Kohleeinbringen).
- Ein Nachteil des Konverterstahls gegenüber jenem aus Prozessen, welche mit einer Feinungsperiode arbeiten, bestand lange Zeit darin, daß eisenoxidreiche Frischschlacken beim Abstich in die Pfanne gelangten. Dieses Problem konnte durch die Anwendung von Schlackenstoppern in den Griff bekommen werden. Die neueste Entwicklung geht dabei in Richtung eines kombinierten Einsatzes eines Schlackefrüherkennungssystems und eines Schlackenstoppers.

Zu den Prozeßmodifikationen:

- Die Versuche in Linz und in Donawitz brachten den Durchbruch bei der Stahlerzeugung auf der Basis phosphorarmer Roheisens. Das Verblasen phosphorreicher Roheisens war damit zunächst weiter dem Thomas-Verfahren vorbehalten. Bald wurden jedoch insbesondere in Frankreich, in Luxemburg und Belgien Entwicklungsschritte durchgeführt, welche das Anwendungsgebiet des LD-Prozesses auf phosphorreiches Roheisen ausweiteten. Zu erwähnen sind eine Entwicklung von IRSID mit dem Namen OLP (Oxygen Lime Powder)-Prozeß (25), das LD-AC (ARBED-CRM)-Verfahren (26), bei welchem in einem zweistufigen Prozeß pulverförmiger Kalk über die Sauerstoffblaslanze eingebracht wird sowie das

wards the end of the sixties, the OBM-process became an important, competitive element.

- In principle, the production of high-alloy steels solely on the basis of the LD-process proved possible, though it was longish and uneconomical from today's point of view. As a consequence, process combinations were developed. The LD-RH · OB-process introduced in Japan in the seventies, is an example for such a process, combining a two-stage LD-process with a vacuum oxygen refining plant (27). In recent years single-stage operation of the LD-process for high-alloy steel became possible when employing upstream hot metal dephosphorization (28). Oxygen refining with a high yield of chromium can be done directly in the converter, provided that appropriate measures have been taken to reduce the CO-partial pressure. One alternative is employing vacuum, VODK-process, another one is the blowing of Ar/O₂-mixtures through the lance and/or through the bottom which are referred to as KCB-S-process and K-BOP-process.
- In the late seventies, efforts were made starting from Japan to reduce as much as possible the metallurgical work in the converter and to employ it mainly for decarburization purposes. This requires to desiliconize and to dephosphorize the hot metal in addition to desulphurization, which is a well known method, enabling to blow with a small amount of slag (29), (30). On the one hand environmental problems, such as slag accumulation, and on the other hand the goal to meet highest quality demands, e.g. adjustment of extremely low phosphorus contents were, among others, the reasons for such efforts.

3.4 Development of investment cost of top-blowing oxygen steel plants

An essential aspect of the dynamic development of a technology is the increase of the capacity of the installations linked with an increase of the output. As illustrated in fig. 7, the increase of the tapping tonnage in the sixties resulted in a significant reduction of the investment cost, even when taking into consideration the price index for capital goods. Since tapping tonnages remained unchanged in the seventies, while the price index for capital goods rose sharply, investment cost related to market prices rose again to be on about the same level in 1975 as they had been in 1960, but higher by 34% as compared to 1965.

4. Allothermic oxygen metallurgy

As autothermic processes are limited in their use as regards the scrap rate, allothermic processes were developed which demand additional fuels. Many basic elements of the autothermic processes were adopted for the allothermic processes, e.g. an allothermic vessel into which coal is intro-

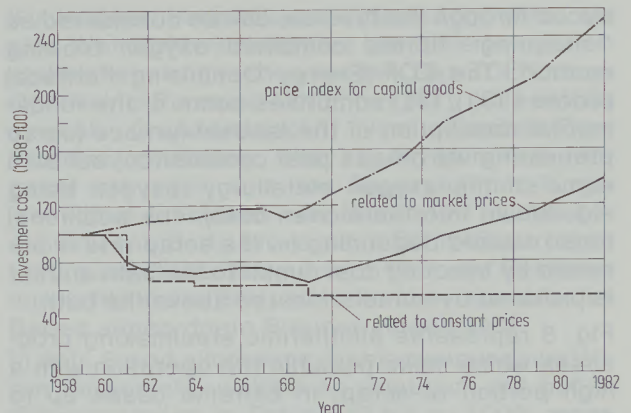


Fig. / Abb. 7

Development of investment cost of top-blowing oxygen steel plants for the respective maximum plant size related to unit of capacity

Zeitliche Entwicklung der Investitionskosten von Sauerstoffaufblasstahlwerken der jeweils größtmöglichen Anlage, bezogen auf die Kapazitätseinheit

LD-Pompey-Verfahren. Die genannten und ähnlichen Modifikationen des LD-Prozesses drängten den Thomasprozeß zurück. Die auf die fünfziger Jahre zurückgehenden Entwicklungen wurden in den sechziger Jahren noch verbessert. Ende der sechziger Jahre trat das OBM-Verfahren als kompetitiver Einflußfaktor auf.

- Eine Erzeugung hochlegierter Stähle allein auf der Basis des LD-Prozesses erwies sich zwar als grundsätzlich möglich, ist jedoch langwierig und aus heutiger Sicht unwirtschaftlich. Es wurden daher Verfahrenskombinationen entwickelt. Als Beispiel sei auf den in den siebziger Jahren in Japan eingeführten LD-RH-OB-Prozeß verwiesen, bei welchem ein zweistufiger LD-Prozeß mit einer Vakuumfrischanlage kombiniert wird (27). Schließlich konnte in letzter Zeit der LD-Prozeß für hochlegierte Stähle auch einstufig geführt werden, wenn eine Roheisenentphosphorung vorgeschaltet wurde (28). Ein chromschonendes Frischen ist auch direkt im Konverter möglich, wenn Maßnahmen zur Verminderung des CO-Partialdruckes getroffen werden. Eine Möglichkeit ist die Anwendung von Vakuum (VODK-Verfahren), eine weitere das Blasen von Ar/O₂-Gemischen über die Lanze und/oder durch den Boden (KCB-S-Verfahren; K-BOP-Verfahren).
- Ende der siebziger Jahre setzten ausgehend von Japan Bestrebungen ein, den Sauerstoffblasprozeß möglichst von metallurgischer Arbeit zu entlasten und im wesentlichen zur Entkohlung heranzuziehen. Dazu ist es notwendig, neben der bekannten Roheisenentschwefelung eine Roheisenentsilicierung und -entphosphorung durchzuführen, wodurch ein „schlackearmer“ Blasprozeß möglich wird (29, 30). Zu diesen Bestrebungen führten auch ins-

duced through the tuyeres, can be considered as "off-spring" of the combined oxygen blowing method. The EOF-(Energy Optimising Furnace) process (31), (32) comprises some of the fundamental conception of the tandem-furnace (scrap preheating via off-gas post combustion) but also some of the oxygen metallurgy (oxygen being side-blown into the molten bath). The additional heat required depending on the scrap rate is obtained by injecting coal dust into the bath and/or is provided by burners located above the bath.

Fig. 8 represents allothermic steelmaking processes which make possible the operation with a high portion of scrap, in extreme cases up to 100%.

It took a very long time until new allothermic processes were developed as alternatives to the open-hearth furnace process and the electric-arc furnace process. Some developments aimed at an increase of the scrap rate in the top-blown oxygen converter. By preheating of the scrap with natural gas, oil or coal, an increase of scrap rate up to about 10% can be achieved (33). The modes differ of which fig. 8 gives an example. Furthermore, the charging of additional fuels during the process suggested itself. The most simple way is the addition of coal, coke or anthracite (15–20 kg/t steel) via the additives system. In combination with two-circuit lances the scrap rate can be increased by about 6%. Another step is the feeding of fuels via the lance. In this connection it shall be pointed out that in the sixties experiments were already made with so-called heating refining noz-

besondere Umweltprobleme (Schlackenanfall) sowie das Ziel, höchsten Qualitätsansprüchen genügen zu können (z. B. Einstellung extrem niedriger Phosphorgehalte).

3.4 Die zeitliche Entwicklung der Investitionskosten von Sauerstoffaufblasstahlwerken

Ein wesentlicher Aspekt der dynamischen Entwicklung einer Technik ist die Kapazitätserhöhung der Aggregate und die damit verbundene Leistungserhöhung. Wie Abb. 7 zeigt, führte die Vergrößerung der Abstichgewichte in den sechziger Jahren auch bei Berücksichtigung des Preisindex für Investitionsgüter zu einer deutlichen Absenkung der Investitionskosten. Da die Abstichgewichte in den siebziger Jahren gleich blieben, andererseits jedoch der Preisindex für Investitionsgüter stark zunahm, stiegen die Investitionskosten zu Marktpreisen wieder an und lagen beispielsweise 1975 etwa auf gleicher Höhe wie 1960 bzw. um 34% höher als 1965.

4. Allotherme Sauerstoffmetallurgie

Da den autothermen Verfahren in bezug auf den Schrottsatz also dem Schrottanteil am gesamten metallischen Einsatz Grenzen gesetzt sind, haben sich allotherme Verfahren entwickelt, bei welchen zusätzlich Energieträger eingebracht werden. Diese Verfahren haben viele Grundelemente der autothermen Verfahren übernommen. Beispielsweise kann der allotherme Converter, in welchen

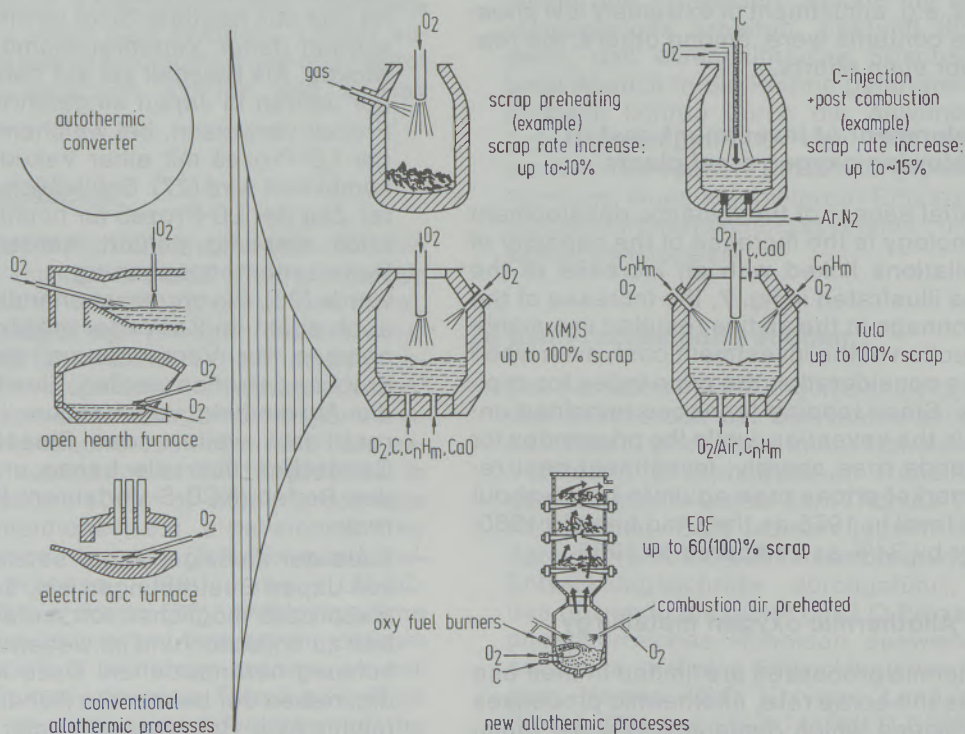


Fig. / Abb. 8

Allothermic oxygen metallurgy
Allotherme Sauerstoffmetallurgie

zles at the Linz works, however, this method has not come to a break-through. As an example fig. 8 gives a system (the TAPS = Triple Action Process STB) according to which coal dust is fed via the lance (34). The lance also fulfills the function of a two-circuit lance to increase the post combustion rate. Also for the ALCI-(Arbed Lance Coal Injection) process fine-grain coal is fed via the lance (35). With such processes, the increase of the scrap rate amounts to about 15% with a coal input of 25 kg/ton of steel.

Processes operating with even higher scrap rates have been developed from the combined oxygen blowing processes. The KMS-process (Klöckner-Maxhütte-Stahlerzeugungsverfahren) can be considered as the first process brought to industrial maturity, operating with about 50% scrap. The scrap rate can even be increased to 100%, which was already realized at the Georgsmarienhütte according to the KS-process (Klöckner-Stahlerzeugungsverfahren) in 1983 and 1984 (36), (37), (38).

Another example is given in fig. 8, namely the Tula process (USSR). Not long ago reports became known on tests made in the oxygen steelmaking plant of the VEB Maxhütte Unterwellenborn with scrap rates of 40–50%. Scrap rates of up to 100% are aimed at (39).

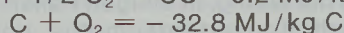
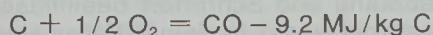
In this connection also other developments seem noteworthy, such as Krupp-COIN-(Coal-Oxygen-Injection) process (40) and BSC-(British Steel Corporation of England) Carbon-process (41).

Finally, fig. 8 shows the EOF-process already mentioned earlier (31), (32). In 1986, at Pains (Brazil) 60% hot metal, 30% solid pig iron and 10% scrap were processed. It has been planned to increase the solid input rate resulting in scrap rates up to 100%.

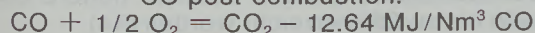
The KVA-process (Klöckner-VOEST-ALPINE process) which can be considered as a modified allothermic converter shall be proven in practice at Donawitz at the end of 1987. The process is based on experience gathered by Klöckner already in the seventies. A scrap rate up to 100% is aimed at.

In this paper CO post-combustion in connection with an increase of the scrap rate has repeatedly been mentioned. CO post-combustion finds application with the rotors and the tandem furnace and also with modern autothermic converter operation. Finally, CO post-combustion is also an integral aspect of considerations regarding allothermic processes. It seems feasible to make a few principle statements. The following equations demonstrate that when burning carbon to CO₂ essentially more heat is generated than when burning to CO.

C combustion:



CO post-combustion:



Kohle über Bodendüsen eingebracht wird, als eine Weiterentwicklung des kombinierten Sauerstoffblasens angesehen werden. Das EOF(Energy Optimising Furnace)-Verfahren (31), (32) enthält sowohl Grundgedanken vom Tandem-Ofen (Schrottvorwärmung über nachverbrannte Abgase) als auch von der Sauerstoffmetallurgie (seitliches Einblasen von Sauerstoff in das geschmolzene Bad). Die je nach Schrottsatz benötigte zusätzliche Wärme wird über ein Eindüsen von Kohle in das Bad und/oder über oberhalb des Bades angeordnete Brenner eingebracht.

In Abb. 8 sind allotherme Stahlerzeugungsverfahren dargestellt, welche es erlauben, mit hohen Schrottanteilen im Extremfall bis zu 100% zu arbeiten.

Es hat sehr lange bis zur Entwicklung neuer allothermer Verfahren als Alternativen zum Siemens-Martin-Ofen und zum Elektrolichtbogen-Ofen gedauert. Einige Entwicklungen zielten auf eine Schrottsatzerhöhung beim Sauerstoffaufblaskonverter. Durch eine Schrottvorwärmung mit Erdgas, Öl oder Kohle kann eine Erhöhung der Schrottrate um bis zu etwa 10% erzielt werden (33). Die Durchführungarten sind verschieden; Abb. 8 zeigt ein Beispiel. Naheliegend war auch das Einbringen zusätzlicher Wärmeträger während des Prozesses. Die einfachste Art ist ein Zusatz von Kohle, Koks oder Anthrazit (15–20 kg/t Stahl) über das Zuschlagssystem. In Kombination mit Zweikreislanzen können Schrottsatzerhöhungen von etwa 6% erzielt werden. Ein weiterer Schritt ist das Einbringen von Wärmeträgern über die Lanze. In diesem Zusammenhang ist darauf zu verweisen, daß in Linz bereits in den sechziger Jahren mit sogenannten Heizfrischdüsen experimentiert wurde, allerdings ohne daß damals diese Technik zum Durchbruch kam. In Abb. 8 ist beispielhaft ein Konzept (TAPS = Triple Action Process STB) skizziert, nach welchem Kohle staubförmig über die Lanze zugeführt wird (34). Gleichzeitig erfüllt die Lanze die Funktion einer Zweikreislanze, um die Nachverbrennungsrate zu erhöhen. Auch beim ALCI(Arbed Lance Coal Injection)-Verfahren wird feinkörnige Kohle über die Lanze eingebracht (35). Die Schrottsatzerhöhung liegt bei derartigen Verfahren bei einem Kohleeinbringen von 25 kg/t Stahl bei etwa 15%.

Verfahren mit noch höheren Schrottsätzen wurden aus den kombinierten Sauerstoffblasprozessen entwickelt. Als erstes betriebsreifes Verfahren ist das KMS (Klöckner-Maxhütte-Stahlerzeugungs)-Verfahren anzusehen, welches mit etwa 50% Schrott arbeitet. Der Schrottsatz kann nach diesem Konzept auf 100% gesteigert werden, was nach dem KS (Klöckner-Stahlerzeugungs)-Verfahren in den Jahren 1983 und 1984 in der Georgsmarienhütte bereits realisiert wurde (36), (37), (38).

Als weiteres Beispiel ist in Abb. 8 das Tula-Verfahren (UdSSR) skizziert. Von Versuchen im Blaststahlwerk des VEB Maxhütte Unterwellenborn mit Schrottsätzen von 40–50% wurde kürzlich berich-

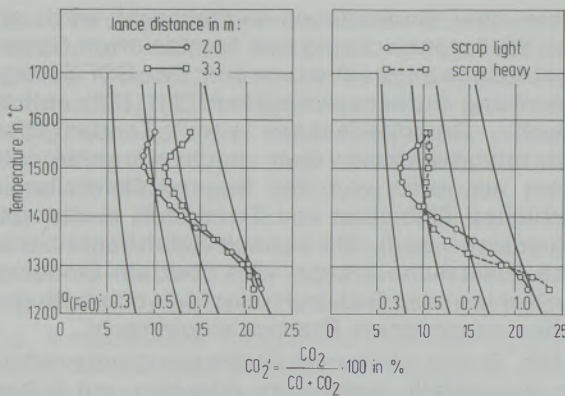


Fig./Abb. 9

Equilibrium diagram (Baur-Glaessner) and relation between bath temperature and CO_2' -contents of the converter gas for different operational parameters for a 280-ton oxygen top-blowing converter acc. to Schürmann et al. (42), (43)

Gleichgewichtswerte (Baur-Glaessner) und Zusammenhang zwischen der Badtemperatur und den CO_2' -Gehalten im Konvertergas für verschiedene Betriebsparameter bei einem 280-t-Sauerstoffaufblaskonverter nach Schürmann u. a. (42), (43)

An essential aspect in this connection therefore is to realize as high as possible a degree of CO post-combustion and to transfer the heat developing in the converter onto the bath. Schürmann et al. (42), (43) inform on the metallurgical limits as well as on operational factors influencing achievable CO_2' contents. Accordingly, fig. 9 shows a section of the Baur-Glaessner diagram, which shows that in equilibrium with the bath only about 15 to 20% of the generated CO can be converted into CO_2' . The actual course of the CO_2' -contents in the converter gas vs. blowing time of a 380-ton oxygen top-blowing converter is close to the equilibriums. Varying lance distances and type of scrap have little effect on the CO_2' values. However, in some cases, depending on the converter geometry and method of oxygen introduction, significantly higher percentages of CO_2' up to 35% were nevertheless achieved (44).

5. Future aspects regarding the oxygen metallurgy

To make a forecast is an undertaking which is by far more difficult than to comment on developments in retrospective. When trying to make a reliable forecast it seems useful to evaluate current ideas, competitive components and economic frame conditions from the viewpoint of their possible effects (36), (45), (46).

Continuous steelmaking – no prospects in the near future

First of all, the question is to be asked whether the converter being a very flexible steelmaking unit with the highest output at present, might be superseded by other technologies. In this connection, it should be mentioned that in the past there

tet. Schrottsätze bis zu 100% werden angestrebt (39).

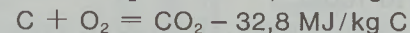
Hinzuweisen ist in diesem Zusammenhang auch auf andere Entwicklungen wie das Krupp-COIN (Coal-Oxygen-Injection)-Verfahren (40) sowie das BSC (British Steel Corporation of England)-Carbon-Verfahren (41).

Schließlich wird in Abb. 8 noch das schon erwähnte EOF-Verfahren gezeigt (31), (32). In Pains (Brasilien) wurde 1986 mit 60% flüssigem Roh-eisen, 30% festem Roheisen sowie 10% Schrott gearbeitet. Eine weitere Steigerung des festen Einsatzes ist beabsichtigt; Ziel sind Schrottsätze bis zu 100%.

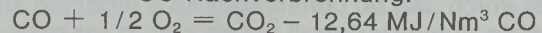
Eine Weiterentwicklung des allothermen Konverters stellt das KVA (Klöckner-VOEST-ALPINE)-Verfahren dar, welches Ende 1987 in Donawitz praktisch erprobt werden soll. Das Verfahren basiert auf Erfahrungen, welche bei Klöckner bereits in den siebziger Jahren gesammelt wurden. Ein Schrottsatz bis zu 100% soll realisiert werden.

Im vorliegenden Bericht wurde schon mehrfach die CO-Nachverbrennung im Zusammenhang mit einer Schrottsatzerhöhung erwähnt. Sie ist uns bei den Rotoren und dem Tandemofen begegnet und stellt auch einen Teilspekt moderner autothermer Konverter dar. Schließlich wird die CO-Nachverbrennung auch sehr stark in die Überlegungen zu allothermen Verfahren einbezogen. Dies läßt es als zweckmäßig erscheinen, zu dieser Frage im grundsätzlichen Stellung zu nehmen. Wie die nachfolgenden Gleichungen zeigen, entsteht bei der Verbrennung von Kohlenstoff zu CO_2 wesentlich mehr Wärme als bei der Verbrennung zu CO.

C-Verbrennung:



CO-Nachverbrennung:



Es kommt also darauf an, einen möglichst hohen Anteil an CO-Nachverbrennung zu realisieren und die dabei entstehende Wärme auch tatsächlich auf das Bad zu übertragen. Über metallurgische Grenzen sowie betriebliche Einflußfaktoren bezüglich praktisch erzielbarer CO_2' -Gehalte geben Arbeiten von Schürmann u. a. (42), (43) Aufschluß. In Abb. 9 ist nach diesen Arbeiten ein Teilausschnitt des Baur-Glaessner-Diagrammes dargestellt, welches erkennen läßt, daß im Gleichgewicht mit dem Bad nur etwa 15–20% des entstehenden CO in CO_2 umgewandelt werden können. Der tatsächliche Verlauf der CO_2' -Gehalte im Konvertergas über die Blaszeit bei einem 380-t-Sauerstoffaufblaskonverter liegt in der Nähe der Gleichgewichte. Variationen von Lanzaabstand und Schrotart beeinflussen die CO_2' -Werte nur wenig. In einigen Fällen sind trotzdem je nach Konvertergeometrie und Art der Sauerstoffzuführung auch deutlich höhere CO_2' -Anteile bis zu 35% erreicht worden (44).

tive in case of subsequent batch-wise secondary metallurgical treatment. In addition, the production range frequently comprises several hundred steel grades and that repeated changing is very well practicable batch-wise but hardly controllable on a continuous basis, since at least during the transition phase the steel analysis will not be satisfactory. As a consequence, it may be expected that also within the near future the batch-wise operating converter will remain the most important steelmaking vessel.

Shift of production steps to developing countries which dispose of rich natural resources and energy?

What precisely are the competitive factors and economic frame conditions that might influence steelmaking in the future? First of all it is to be stated that steelmaking employing the blast furnace – basic oxygen furnace route is frequently operated in countries poor in raw materials and energy. To these countries, ore and metallurgical coal frequently have to be transported over a long distance. For developing countries disposing of large raw material reserves and energy sources, in principle the chance opens up to increase the added valuation by carrying out the high-energy consuming metallization of the iron ore at home. Further processing only is then performed in the classic industrialized countries. In this connection, primarily the well-known direct-reduction processes shall be mentioned in which iron ore is processed into sponge iron. But also solid pig iron is of interest. Recently, a message was received from Brazil, informing that the pig iron production for export purposes is being increased (48).

Production of steels with special demands on the degree of purity (major focus on flat products)

Regarding the raw materials required for steelmaking, also the competitive elements with respect to the degree of purity of the steel are to be considered. The practice employed in Japan of desiliconizing and dephosphorizing the hot metal and refining with a high portion of hot metal and low scrap rates, will definitely have an effect on the steelmaking industry all over the world. Regarding phosphorus and trace elements analyses can be achieved by these measures which a converter technology employing high scrap rates cannot cope with. Basically, the question whether or with which steel grades extremely low contents are actually required is to be asked. Nevertheless, this competitive element is a reality. Another aspect is the introduction of continuous annealing lines for cold-rolled sheet of extra deep drawing quality. In this connection it is a point of discussion that steel treated in a continuous annealing furnace should be of higher purity than steel treated in a conventional batch annealing furnace, which also requires proof. The competitive ele-

- günstige Voraussetzungen für die Automatisierung
- Unabhängigkeit von Chargengewichten
- verbesserter thermischer Wirkungsgrad
- geringeres Schlackenvolumen
- höheres Ausbringen

Trotz dieser potentiellen Vorteile und trotz der Anziehungskraft, die der Begriff „kontinuierlich“ auf den Stahlhersteller ausübt, konnten sich diese Ideen jedoch nicht durchsetzen. Dies einerseits wegen einer Reihe von ungelösten technischen Problemen, andererseits jedoch wohl auch, weil der grundsätzliche gedankliche Ansatz in Frage zu stellen ist. Die Entwicklung bei vielen Stahltypen geht in Richtung immer höherer Reinheitsgrade und engerer Analysenspannen. Diesen Forderungen kann durch die bekannten sekundärmetallurgischen Maßnahmen entsprochen werden, wobei es als wesentlich erscheint, daß die Dosierung der Desoxidations- und Legierungselemente bezogen auf ein ganz bestimmtes abgegrenztes Stahlvolumen erfolgt. Ein kontinuierliches Frischen wäre aber bei nachfolgender chargenweise sekundärmetallurgischer Behandlung weniger attraktiv. Dazu kommt, daß die Erzeugungspalette oft einige hundert Stahltypen umfaßt und der wiederholte Wechsel wohl chargenweise, kaum jedoch kontinuierlich beherrschbar ist, da hier zumindest in den Übergangsphasen die Stahlanalyse nicht entspricht. Es kann demnach wohl erwartet werden, daß der diskontinuierlich arbeitende Konverter auch in nächster Zukunft das dominierende Stahlerzeugungsgefäß bleibt.

Verlagerung von Erzeugungsschritten in energie- und rohstoffreiche Entwicklungsländer?

Welches sind nun kompetitive Faktoren und wirtschaftliche Randbedingungen, welche die Stahlerzeugung in Zukunft beeinflussen könnten? Zunächst ist festzustellen, daß die Stahlerzeugung über die Hochofen-Sauerstoffblaskonverter-Route überwiegend in rohstoff- und energiearmen Ländern erfolgt und dementsprechend Erz und metallurgische Kohle oft aus großen Entfernungen antransportiert werden müssen. Für rohstoff- und energiereiche Entwicklungsländer eröffnet sich hier grundsätzlich die Chance, den Veredelungsgrad und die Wertschöpfung dadurch zu erhöhen, daß die energieaufwendige Metallisierung des Eisenerzes im Land durchgeführt wird und nur noch die Folgestufen von den klassischen Industrieländern übernommen werden. In diesem Zusammenhang sind die bekannten Direktreduktionsverfahren zu erwähnen, die zum Eisenschwamm als Produkt führen. Von Interesse ist jedoch auch festes Roheisen als Produkt. Aus Brasilien erreichte uns kürzlich die Meldung, daß die Produktion von Roheisen für den Export erhöht wird (48).

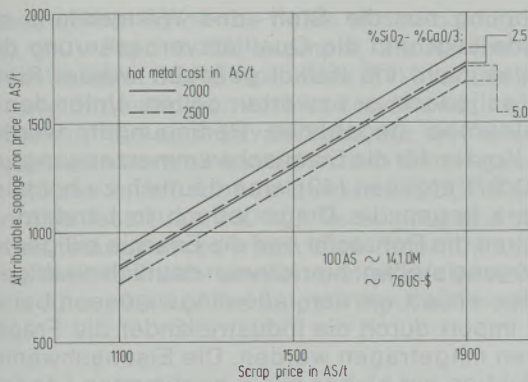


Fig./Abb. 11

Attributable sponge iron price when replacing scrap by sponge iron in the autothermal converter (basis-scrap rate: 22%; % Fe-tot. in sponge iron: 89%, cooling factor of sponge iron: 1,2)

Anlegbarer Eisenschwammpreis bei Ersatz von Schrott durch Eisenschwamm beim autothermen Konverter (Bezugsschrottrate: 22%; Fe-ges. im Eisenschwamm: 89%, Kühlfaktor des Eisenschwammes 1,2)

ment still persists, however. Irrespective of pending questions, the trend towards higher purity is definitely observed for many steel grades.

Also in the future, the autothermic oxygen converter for producing steel types of high purity on the basis of hot metal and definite portions of scrap will continue to be the most favourable solution, with special importance being attached to secondary metallurgical measures. Since however the amount of high-quality home scrap considerably decreased, a development which is linked with the increasing portion of continuously cast steel, and since purchased scrap which is cheaper but somewhat problematic with regard to the trace elements, adequate measures have been and still are to be taken. The way chosen by Japan via hot metal desiliconizing and dephosphorizing seems not to become a general solution for Europe and America in consideration of the conditions prevailing in these regions. It may be assumed however, that such practices might be applied under specific local conditions. However, in Europe, in recent years a trend towards lower silicon contents of the hot metal and as a consequence, towards a reduction of the scrap rate in the converter, has been observed. In principle, sponge iron may be considered as an alternative for scrap. To illustrate the situation, fig. 11 shows the attributable prices for sponge iron. It is obvious that the scrap price and also the cost for hot metal have an effect on the attributable price for sponge iron. At most locations, the sponge iron prices might be well above the calculated, attributable prices. Nevertheless, it should be noted that this calculation has been based only on the material and heat balance and that the improvement of the steel quality has not been taken into consideration. The latter will definitely need to be assessed. Under the conditions prevailing in

Erzeugung von Stählen mit hohen Anforderungen an den Reinheitsgrad (Schwerpunkt Flachbereich)

Im Zusammenhang mit den Ausgangsstoffen für die Stahlerzeugung sind auch die kompetitiven Elemente in bezug auf den Reinheitsgrad des Stahles zu beachten. Hier dürfte der von Japan gegangene Weg der Entsilicierung und Entphosphorung des Roheisens und des Frischens bei hohen Roheisenanteilen bzw. geringen Schrottsätzen nicht ohne Auswirkung auf die übrige Welt bleiben. Durch diese Maßnahmen können in bezug auf den Phosphorgehalt und die Spurenelemente Vorgaben gemacht werden, welchen über eine Konvertertechnik mit hohen Schrottsätzen nicht entsprochen werden kann. Grundsätzlich ist zwar die Frage zu stellen, ob bzw. bei welchen Stahlsorten extrem niedrige Gehalte tatsächlich notwendig sind; trotzdem ist dieses kompetitive Element jedoch real gegeben. Ein weiterer Aspekt ist die Einführung von Durchlauföfen bei der Erzeugung kaltgewalzter Feinbleche in Sondertiefziehgüte. Hier steht die Aussage im Raum, daß der Stahl reiner sein sollte als bei der konventionellen Haubenglühung. Auch hier ist der Nachweis letztlich noch zu führen, das kompetitive Element ist jedoch vorhanden. Unabhängig von offenen Fragen ist jedoch bei vielen Stahlsorten der Trend zu erhöhten Reinheitsanforderungen konkret gegeben.

Für die Erzeugung von Stahlsorten mit hohen Reinheitsgradanforderungen stellt die Erzeugung im autothermen Sauerstoffkonverter auf der Basis von flüssigem Roheisen und bestimmten Schrottanteilen auch in Zukunft die günstigste Option dar, wobei den sekundärmetallurgischen Maßnahmen entsprechende Bedeutung beizumessen ist. Da jedoch nicht zuletzt aufgrund der Zunahme der Stranggußanteile die Menge an qualitativ hochwertigem Eigenschrott stark zurückgegangen ist und kostengünstiger Fremdschrott in bezug auf die Spurenelemente Probleme bringt, waren und sind entsprechende Maßnahmen zu setzen. Der von Japan eingeschlagene Weg über eine Roheisenentsilicierung und -entphosphorung zeichnet sich unter den in Europa und Amerika gegebenen Verhältnissen nicht als eine generelle Lösung ab. Wohl ist es jedoch denkbar, daß unter speziellen örtlichen Bedingungen derartige Praktiken zur Anwendung kommen. In Europa war allerdings in den letzten Jahren ein Trend zu niedrigeren Siliciumgehalten im Roheisen und damit zur Senkung des Schrottsatzes im Konverter zu beobachten.

Grundsätzlich ist der Eisenschwamm als Alternative zum Schrott in Betracht zu ziehen. Zur Kennzeichnung der Situation sind in Abb. 11 die anlegbaren Preise für Eisenschwamm dargestellt. Man erkennt, daß der Schrottpreis und auch die Roheisenkosten von Einfluß sind. An den meisten Standorten dürften die Eisenschwammpreise wohl über den errechneten anlegbaren Preisen liegen, wobei jedoch darauf hinzuweisen ist, daß dieser

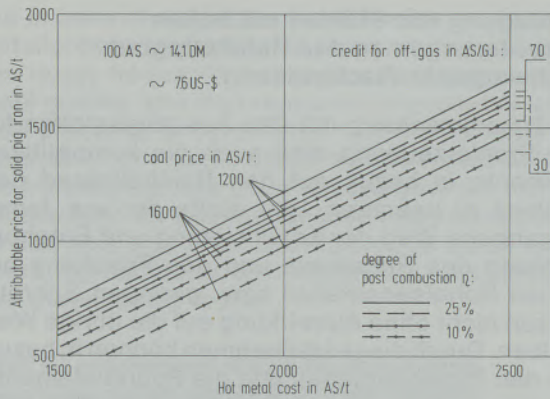


Fig./Abb. 12

Attributable price for solid pig iron – autothermic converter (80% hot metal, 20% scrap) vs. allothermic converter (80% solid pig iron, 20% scrap) (consumption of lignite coke with 88,5% C in the allothermic converter: $\eta = 10\% \dots 180 \text{ kg/t}$, $\eta = 25\% \dots 120 \text{ kg/t}$)
 Anlegbarer Preis für festes Roheisen gemäß einem Vergleich autothermer Konverter (80% flüssiges Roheisen, 20% Schrott) – allothermer Konverter (80% festes Roheisen, 20% Schrott) (Verbrauch an lignitischem Koks mit 88,5% C beim allothermen Konverter: $\eta = 10\% \dots 180 \text{ kg/t}$, $\eta = 25\% \dots 120 \text{ kg/t}$)

Western Europe, the cost of sponge iron production will be AS 2800/ton (49) which is too much. The situation is different in countries where raw material and energy are available at a cheaper price. In these countries the costs will be significantly lower, however the costs for freight must have to be borne in case sponge iron is imported by an industrialized country. So far, the sponge iron production gained importance only in certain countries like Mexico or Venezuela. Worldwide, the production in 1985 merely was around 11 million tons at a production capacity which was about double (49).

The allothermic oxygen converter is another alternative for the production of steel of low contents of trace elements, when big portions of solid pig iron are charged. Fig. 12 compares the autothermic and the allothermic process, employing the same portion of hot metal (autothermic process) and solid pig iron (allothermic process) and the same scrap rate for both processes. Compared to the cost for hot metal, the attributable price for solid pig iron is significantly lower, since the coal and oxygen consumption as well as the reduced productivity of the allothermic converter have to be considered. The diagram nevertheless shows the prices to be achieved by the producers of solid pig iron in the developing countries in order to penetrate the market.

Naturally, the conventional blast furnace operating on the basis of imported coking coal and ores is not appropriate for the production of solid pig iron. However, not only the option for the production of solid pig iron directly at the mines or when using cheaper coal, e. g. charcoal, deserves attention, but also the smelting-reduction proc-

Rechnung nur die Stoff- und Wärmebilanz zugrunde liegt und die Qualitätsverbesserung des Stahles nicht ins Kalkül gezogen wurde. Diese wird es jedoch zu bewerten gelten. Unter den in Westeuropa gegebenen Bedingungen würden sich Kosten für die Eisenschwammerzeugung von 2800 S/t ergeben (49), was deutlich zu hoch ist. Anders liegen die Dinge jedoch in Ländern, in welchen die Rohstoffe und die Energie billiger zur Verfügung stehen; hier können deutlich niedrigere Kosten erzielt werden, allerdings müssen bei einem Import durch die Industrieländer die Frachtkosten mitgetragen werden. Die Eisenschwammproduktion hat bisher nur in bestimmten Ländern wie Mexiko oder Venezuela größere Bedeutung erlangt. Weltweit gesehen lag die Produktion 1985 lediglich bei 11 Millionen Tonnen bei einer etwa doppelt so großen Produktionskapazität (49).

Eine weitere Alternative zur Erzeugung von Stahl mit niedrigen Gehalten an Spurenelementen stellt der allotherme Sauerstoffkonverter dar, wenn hohe Anteile an festem Roheisen eingesetzt werden. Zur Beurteilung dieser Möglichkeit sind in Abb. 12 der autotherme und der allotherme Prozeß mit dem gleichen Anteil Roheisen (flüssig beim autothermen Prozeß, fest beim allothermen Prozeß) bei jeweils gleichem Schrottsatz gegenübergestellt. Der anlegbare Preis für das feste Roheisen ist gegenüber den Kosten für flüssiges Roheisen deutlich tiefer, da der Kohle- und Sauerstoffverbrauch sowie die verringerte Leistung beim allothermen Konverter in Rechnung gestellt werden müssen. Trotzdem zeigt das Diagramm jene Preise, welche Produzenten von festem Roheisen in Entwicklungsländern anstreben müssen, um mit ihrem Produkt vordringen zu können.

Natürlich kommt zur Erzeugung des festen Roheisens nicht der klassische Hochofen auf Basis importierter Koks- und Erze in Betracht. Die

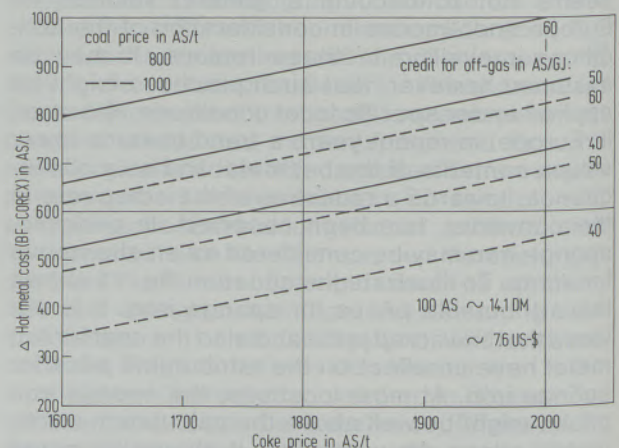


Fig./Abb. 13

Difference in production cost for hot metal produced in a blast furnace (400,000 tpy) and in a COREX-plant (300,000 tpy) (Differenz der Erzeugungskosten für flüssiges Roheisen in einem Hochofen (400.000 Jato) und einer COREX-Anlage (300.000 Jato))

esses operating on the basis of non-coking coal (49), (50). Fig. 13, for example, shows the cost advantages of COREX-process (51) over the blast furnace depending on various conditions. It will be noted that the cost advantages are on the scale requested above on condition that the off-gas can be utilized in an economic manner. COREX-gas contains less than $20 \times 10^{-4}\%$ sulphur and need not be desulphurized which is an important aspect in connection with environmental protection efforts. About 99% of the sulphur input are bound in slag.

Production of steels permitting higher scrap rates (major focus on long products)

Steels with no special requirements concerning the trace elements will continue to be produced by allothermic processes on the basis of scrap in the future, in order to take advantage of the difference in cost or price between hot metal and scrap. The new allothermic processes described in this paper are in competition with the electric-arc furnace process.

Conclusions

In concluding, it may be stated that for large-scaled iron and steel works with an at least partly highly demanding production range with respect to "clean" steel the process route blast furnace - oxygen converter seems not to be questionable at least for the near future. From the technical point of view, a decrease of the trace elements can be achieved by increasing the hot metal portion to be charged or replacing scrap by sponge iron or solid pig iron. By the use of allothermic converters, it is possible to increase the flexibility with respect to purchased scrap provided the range of products includes a certain portion of steel grades permitting higher scrap rates. The options available to smaller production units with lower investment- and operational costs, operating on the basis of solid input materials such as scrap, sponge iron, solid pig iron or in combination with smelting-reduction plants, are multi-faceted. Prices and availability of the various types of energy, like electric power, coal, natural gas, together with the technical progress of alternative allothermic processes, will further influence the development in this sector.

Option ist für eine Erzeugung direkt bei den Bergbauen bzw. unter Verwendung billigerer Kohlen (z. B. Holzkohle) überlegenswert. Insbesondere sind jedoch die Schmelzreduktionsverfahren auf der Basis nicht-kokbarer Kohlen (49), (50) in die Überlegungen einzubeziehen. Beispielsweise sind in Abb. 13 die beim COREX-Verfahren (51) gegenüber dem Hochofen zu erzielenden Kostenvorteile in Abhängigkeit von verschiedenen Randbedingungen dargestellt. Man erkennt, daß die Kostenvorteile in der Größenordnung liegen, wie sie oben gefordert wurden, vorausgesetzt ist dabei eine wirtschaftlich befriedigende Verwertung des Überschußgases. Dabei ist im Zusammenhang mit den Umweltschutzbestrebungen von besonderer Bedeutung, daß das COREX-Gas weniger als $20 \times 10^{-4}\%$ Schwefel enthält und daher ohne vorhergehende Entschwefelungsbehandlung verwendet werden kann; rund 99% des eingebrachten Schwefels werden in der Schlacke gebunden.

Erzeugung von schrottfähigen Stählen (Schwerpunkt Langbereich)

Die Erzeugung von Stählen, bei welchen in bezug auf die Spurenelemente keine besonderen Anforderungen bestehen, wird auch in Zukunft auf Schrottbasis mit allothermen Verfahren durchgeführt werden, um den Kosten- bzw. Preisunterschied zwischen Roheisen und Schrott zu nutzen. In Konkurrenz zum Elektrolichtbogenofen stehen die behandelten neuen allothermen Verfahren.

Schlußbetrachtung

Abschließend kann festgestellt werden, daß für große Hüttenwerke mit zumindest teilweise anspruchsvollem Erzeugungsprogramm in bezug auf die Stahlreinheit, die Prozeßroute Hochofen-Sauerstoffblaskonverter für die nächste Zukunft nicht in Frage zu stehen scheint. Die Erhöhung des Roheisenanteiles im Einsatz bzw. das Ersetzen von Schrott durch Eisenschwamm oder auch festes Roheisen sind technisch gesehen die Möglichkeiten, die Spurenelementepegel zu senken. Die Flexibilität in bezug auf die Verwendung von Zukaufschrott bei schrottfähigen Anteilen an der Produktpalette kann durch allotherme Konverter erhöht werden. Wesentlich vielschichtiger sind die Optionen auf dem Gebiet kleinerer Erzeugungseinheiten mit geringeren Investitions- und Betriebskosten, welche auf der Basis fester Einsatzstoffe (Schrott, Eisenschwamm, festes Roheisen) oder in Kombination mit Schmelzreduktionsanlagen arbeiten. Die Preise und die Verfügbarkeit der verschiedenen Energieformen (elektrische Energie, Kohle, Erdgas) sowie der technische Fortschritt bei den alternativen allothermen Verfahren werden die weitere Entwicklung auf diesem Gebiet beeinflussen.

References/Literaturverzeichnis

1. Kondratieff, N. D.: Arch. Sozialwiss. u. Sozialpolitik (1926).
2. Schumpeter, J. A.: Business cycles, New York/London (1939).
3. Hauttmann, H.: Ein Jahr LD-Stahl, Eigenverlag der VÖEST (1953), pp. 17/35.
4. Hauttmann, H.: Drei Jahre LD-Stahl, Eigenverlag der VÖEST (1956), pp. 29/53.
5. Trenkler, H.: Ten Years LD-Process, Publications of Austrian Bundeskanzleramt, Section Nationalized Companies (IV), Booklet No. 2 (1960).
6. Trenkler, H.: Berg- u. Hüttenm. Mh. 121 (1976), pp. 334/40.
7. Michaelis, E. M.: Basic oxygen steelmaking – a new technology emerges? Proc. Conf. London May 1978, The Metals Society (1979), pp. 1/10.
8. Wallner, F.: Metal Construction, January (1986), pp. 28/33, February (1986), pp. 91/94.
9. Hellbrügge, H.: Stahl u. Eisen 70 (1950), pp. 1208/11.
10. Weitzer, H.: Ein Jahr LD-Stahl, Eigenverlag der VÖEST (1953), pp. 7/9.
11. Weitzer, H.: Drei Jahre LD-Stahl, Eigenverlag der VÖEST (1956), pp. 7/9.
12. Brandl, H. Th.: Stahl u. Eisen 78 (1958), pp. 889/90.
13. Kalling, B., F. Johansson, E. Bengtsson: J. Metals 12 (1960), pp. 558/63.
14. Graef, R.: Stahl u. Eisen 77 (1957), pp. 1/10.
15. Klein, E., K. Gebhard: J. Metals 16 (1964), pp. 522/28.
16. Fritz, E.: Gmelin-Durrer, Metallurgy of Iron, Vol. 7, Practice of Steelmaking 1, Springer-Verlag Berlin/Heidelberg/New York/Tokyo (1984), pp. 292a/322a, 217b/32b.
17. Leutgöb, A., E. Fritz: Gmelin-Durrer, Metallurgy of Iron, Vol. 7, Practice of Steelmaking 1, Springer-Verlag Berlin/Heidelberg/New York/Tokyo (1984), pp. 322a/63a, 232b/56b.
18. Rinesch, R. F.: Drei Jahre LD-Stahl, Eigenverlag der VÖEST (1956), pp. 17/22.
19. Cuscoleca, O., K. Rösner: J. Metals 10 (1958), pp. 673/78.
20. Gaines, J. M.: BOF Steelmaking, Vol. 1, ISS-AIME, New York (1974), pp. 1/22.
21. Oberhauser, F. M., A. Moser, F. Wallner, H. Kreulitsch: Berg- u. Hüttenm. Mh. 127 (1982), pp. 320/26.
22. Fegerl, J., E. Bachner, K. Primas, W. Rockenschaub: Berg- u. Hüttenm. Mh. 127 (1982), pp. 421/27.
23. Krieger, W.: Gmelin-Durrer, Metallurgy of Iron, Vol. 7, Practice of Steelmaking 1, Springer-Verlag Berlin/Heidelberg/New York/Tokyo (1984), pp. 172a/76a, 80b.
24. Kemmetmüller, R., A. Poppy: Drei Jahre LD-Stahl, Eigenverlag der VÖEST (1956), pp. 70/72.
25. Clerc, A., J. Duflot, A. Constant: Rev. Métallurg. 61 (1964), pp. 451/73.
26. Mousel, R.: Basic oxygen steelmaking – a new technology emerges? Proc. Conf. London May 1978, The Metals Society (1979), pp. 34/40.
27. Kamii, N., S. Okubo, B. Eto: Tetsu to Hagané 63 (1977), pp. 2064/69.
28. Masumitsu, N., R. Tanaka, T. Inoue, S. Sato, K. Takashima: Trans. Iron Steel Inst. Japan 26 (1986), pp. 519/27.
29. Emi, T.: Stahl u. Eisen 100 (1980), pp. 998/1011.
30. Berve, J.: Schlackenarmes Frischen im LD-Konverter, Kommission der Europäischen Gemeinschaften, Bericht EUR 10520 DE (1986).
31. Bonestell, J. E., R. Weber: Iron and Steel Engineer, October (1985), pp. 16/22.
32. Anonymous: Metal Bulletin Monthly, October (1986), pp. 47/51.
33. Schürmann, E., J. Metzger, W. Ullrich, F. Winterfeld: Stahl u. Eisen 101 (1981), pp. 511/17.
34. Nakajima, H., S. Anezaki, Y. Tozaki, K. Ichihara, K. Katohgi: Trans. Iron Steel Inst. Japan 26 (1986), pp. 40/47.
35. Goedert, J., H. Klein, R. Henrion, J. F. Liesch: Fachberichte Hüttenpraxis Metallweiterverarbeitung 24 (1986), pp. 214/18.
36. Von Bogdandy, L., J. A. Innes: Stahl u. Eisen 104 (1984), pp. 1025/30.
37. Von Bogdandy, L., K. Brotzmann, E. Fritz, E. G. Schempp: Iron and Steel Engineer, May (1984), pp. 21/27.
38. Von Bogdandy, L., H. G. Geck, J. R. Grossmann, K. Schäfer, H.-J. Selenz, R. E. Turner: I&SM, August (1986), pp. 14/22.
39. Maschler, H., R. Degenhardt, H. R. Dorst, F. Müller, J. Lahr, E. Richter: Neue Hütte 32 (1987), pp. 1/4.
40. Hartwig, J., D. Neuschütz, D. Radke, H. F. Seelig: Stahl u. Eisen 100 (1980), pp. 535/43.
41. Davies, M. W., A. S. Normanton: Extract. Met. Papers Symp., London (1981), pp. 173/83.
42. Schürmann, E., H. Sperl, E. Höffken, F. Winterfeld: Stahl u. Eisen 106 (1986), pp. 1180/86.
43. Schürmann, E., H. Sperl, R. Hammer, A. Ender: Stahl u. Eisen 106 (1986), pp. 1267/72.
44. Okuda, H.: Trans. Iron Steel Inst. Japan 25 (1985), pp. B-291.
45. Von Bogdandy, L., J. Schmidtkunz: Stahl u. Eisen 101 (1981), pp. 15/21.
46. Henkel, S., J. Großmann, A. Hauck: „stahlmarkt“ (1986), Nr. 12, pp. 26/27.
47. Hiebler, H.: Gmelin-Durrer, Metallurgy of Iron, Vol. 8, Practice of Steelmaking 2, Springer-Verlag Berlin/Heidelberg/New York/Tokyo (1985), pp. 224a/34a, 196b/202b.
48. Anonymous: Stahl u. Eisen 107 (1987), pp. 13.
49. Steinmetz, E., R. Steffen, R. Thielmann: Metallurgical Plant and Technology (1986), No. 3, pp. 24/39.
50. Jurk, J.: Neue Hütte 31 (1986), pp. 86/91.
51. Ottenschläger, E., W. Kepplinger, G. Papst, R. Hauk: Metallurgical Plant and Technology (1986), No. 6, pp. 24/29.

Present Status and Developments of Oxygen Steelmaking in Japan

Tomokatsu Kohtani, Shimata*)

Japanese crude steel production which had continued to show quantitative expansion with the development of the Japanese economy stopped doing so after the first oil crisis, and the targets of the steel industry's efforts were moved to qualitative improvements such as production cost reduction, energy saving and the strengthening of product quality competitiveness. Against this background, amazing technical changes occurred

in the steelmaking area of the Japanese steel industry. They are, for instance, the conspicuous increase in continuous casting ratio, the combined blowing of BOFs and the increase in secondary refining ratio. Also, the application of hot metal pretreatment has recently been expanded. These recent steel-making techniques in Japan are outlined in this report.

Gegenwärtiger Stand und Entwicklungen bei der Sauerstoff-Stahlerzeugung in Japan

Die japanische Rohstahlerzeugung, die, zusammen mit der Entwicklung der japanischen Wirtschaft, fortgesetzt eine quantitative Ausweitung gezeigt hatte, hörte damit nach der ersten Ölkrise auf, und die Zielsetzung der Anstrengungen der Stahlindustrie wurde auf qualitative Verbesserungen verlagert – wie Produktionskostensenkung, Energiesparen und Stärkung der Wettbewerbsfähigkeit der Produkte. Vor diesem Hintergrund ereigneten sich verblüffende technische Änderun-

gen im Bereiche der Stahlerzeugung bei der japanischen Stahlindustrie. Dies sind zum Beispiel die unglaubliche Steigerung des Prozentsatzes an Strangguß, das kombinierte Blasen der basischen Sauerstofföfen und die Zunahme am Anteil sekundärbehandelter Produkte. Auch die Anwendung von Vorbehandlung von flüssigem Einsatz ist jüngst ausgeweitet worden. Diese neue Stahlerstellungstechnik in Japan wird in diesem Bericht beschrieben.

Situation actuelle et développements dans le domaines de la production de l'acier à l'oxygène au Japon

La production de l'acier brut qui a présenté, au Japon, une croissance constante parallèlement au développement de l'économie japonaise, a subi un arrêt après la première crise pétrolière et le but des efforts de la sidérurgie s'est déplacé vers des améliorations qualitatives, telles que la réduction des prix de production, l'économie d'énergie et la consolidation de la compétitivité des produits. Sur ce fond, on a observé des modifications techniques étonnantes dans le domaine de

la production de l'acier dans la sidérurgie japonaise. Il s'agit par exemple de l'accroissement incroyable du pourcentage de coulée continue, de l'insufflation combinée dans le convertisseurs à oxygène basiques et l'augmentation de la proportion de produits de traitement secondaire. L'utilisation d'un traitement préalable de la charge liquide s'est également accrue depuis peu. Cette nouvelle technique de production de l'acier au Japon est décrite dans cet article.

1. Steel production in Japan

Since the first oil crisis that started in the autumn of 1973 the economic environment of the Japanese steel industry sharply changed. Crude steel production which continued to show smooth increase up to the oil crisis and reached a peak of 120 million tons in 1973 has since been stable at about 100 million tons a year, as shown in fig. 1. While the total crude steel production has remained unchanged, the ratio of BOF steel production has decreased due to the gradual expansion of electric arc furnace steelmaking, as shown in fig. 2. The ratio of special steel production, on the other hand, has continued to increase, as shown in fig. 3, as a result of the requirements for higher quality.

Technology development efforts under these circumstances were directed not only toward indivi-

dual processes but also toward the improvement of integrated processing encompassing all stages of production. The greatest achievement from these efforts is the expanded application of continuous casting. The continuous casting ratio which stood at 31 percent in 1975 exceeded 90 percent in 1985, as shown in fig. 4. As a result, the overall yield of steel products to crude steel has increased by about 7 percent during the past 10 years.

2. Innovations in steelmaking technology during the past 10 years

In addition to the increase in continuous casting ratio, considerable innovations ranging from the expansion of hot metal pretreatment to the adoption of the direct rolling of continuously cast slabs have been realized during the past decade. Table 1 shows these innovations, and fig. 5 summarizes the backgrounds of the technical changes during that period.

*) Chairman of Steelmaking Committee, the Joint Research of the Iron and Steel Institute of Japan

3. Present status of hot metal pretreatment technology in Japan

3.1 Significance of divided refining

Modern users demand increasingly high quality standards. Requirements are becoming particularly stringent with regard to the purity and cleanliness of steel. Already it is becoming difficult to

cope with these demands through conventional production process.

The industry is responding to this problem by splitting up the traditional production method, whereby desiliconization, dephosphorization, decarburization and other refining functions were all performed in the BOF. A divided refining method has been developed and implemented, whereby

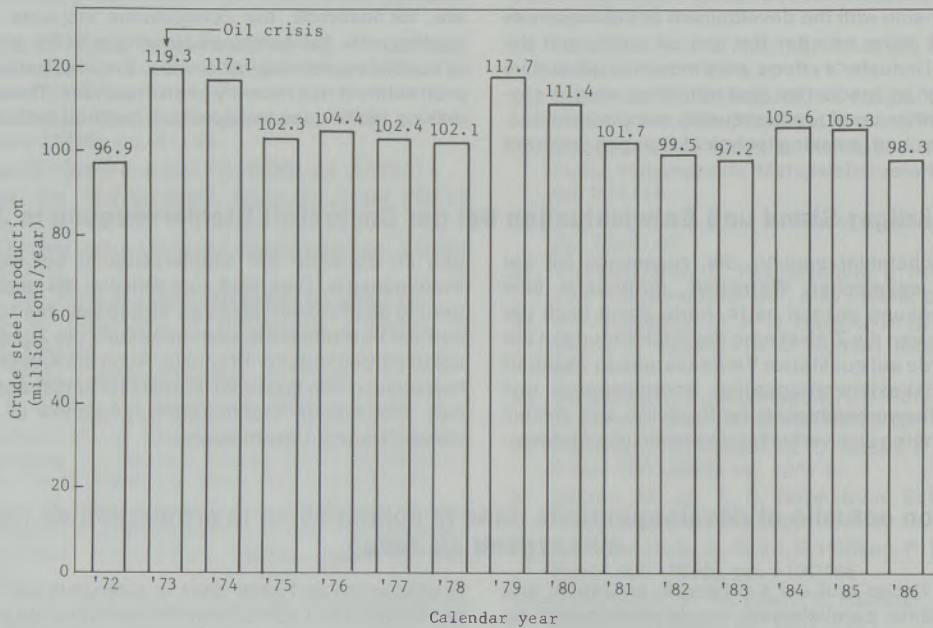


Fig. 1 Trends in crude steel production in Japan



Fig. 2 Trends in ratio of basic oxygen furnace steel in Japan

these functions have been divided into the hot metal pretreatment and secondary refining stages that precede and follow BOF refining. The result is a rationalized division of the refining functions among these various processes. Fig. 6 shows the concept of this method.

With divided refining it is possible to select refining reaction conditions at each refining process that are closer to metallurgical principles. This can be expected to produce better reaction efficiency and major improvements in refining levels, as well as cost reductions.

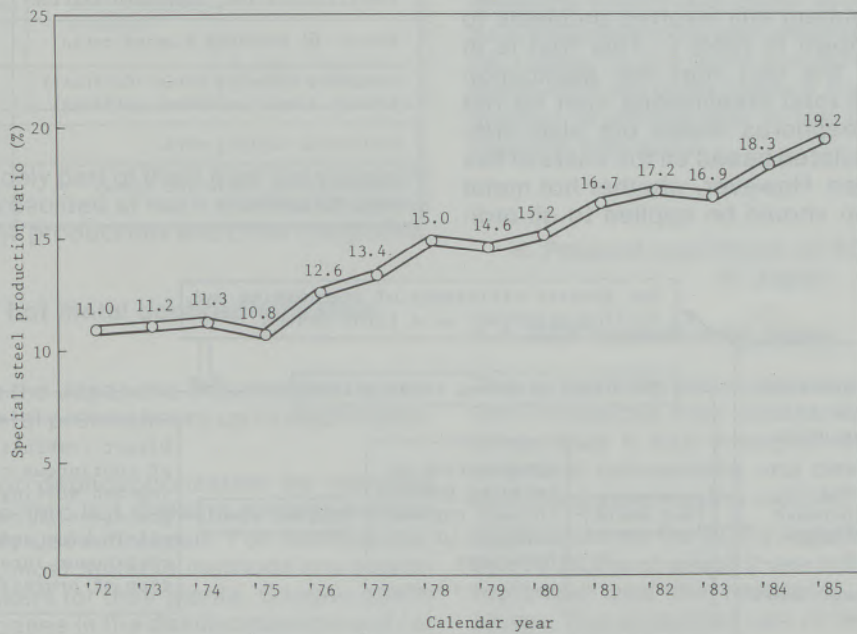


Fig. 3 Trends in special steel production ratio in Japan

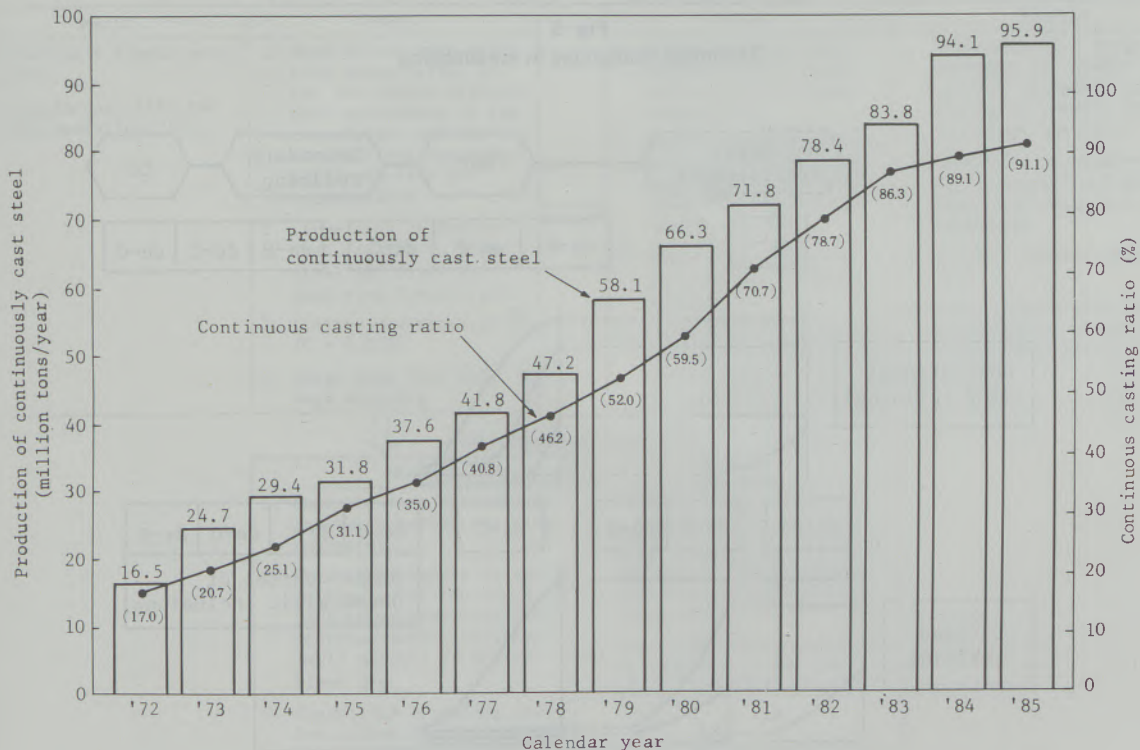


Fig. 4 Trends in quantity and ratio of continuously cast steel in Japan

Based on this concept, pretreatment of hot metal up to dephosphorization has become general in Japan since 1982.

At first Japanese steelmakers adopted the hot metal dephosphorization process to produce clean steels such as ultra-low-phosphorus steels. Now they try to expand the application of hot metal dephosphorization to ordinary steels, although hot metal pretreatment still involves problems to be solved, as shown in table 2. This trial is in consideration of the fact that the application would reduce the total steelmaking cost for not only ultra-low-phosphorus steels but also ordinary steels if calculated based on the costs of flux and alloys in Japan. However, whether hot metal dephosphorization should be applied to all ordi-

Table 1

Changes in steel production technology during the past 10 years

	1975	1985
HM [Si] prior to pretreatment	0.55%	0.35%
HM pretreatment ratio (desiliconization, dephosphorization)	0%	30%
Bottom ⊕ Combined blowing ratio	0%	90%
Secondary refining ratio (CC steel) (except simply secondary refining)	5%	40%
Continuous casting ratio	31%	90%
Concatenation ratio (CC slabs) (HCR ⊕ DR)	10%	60%

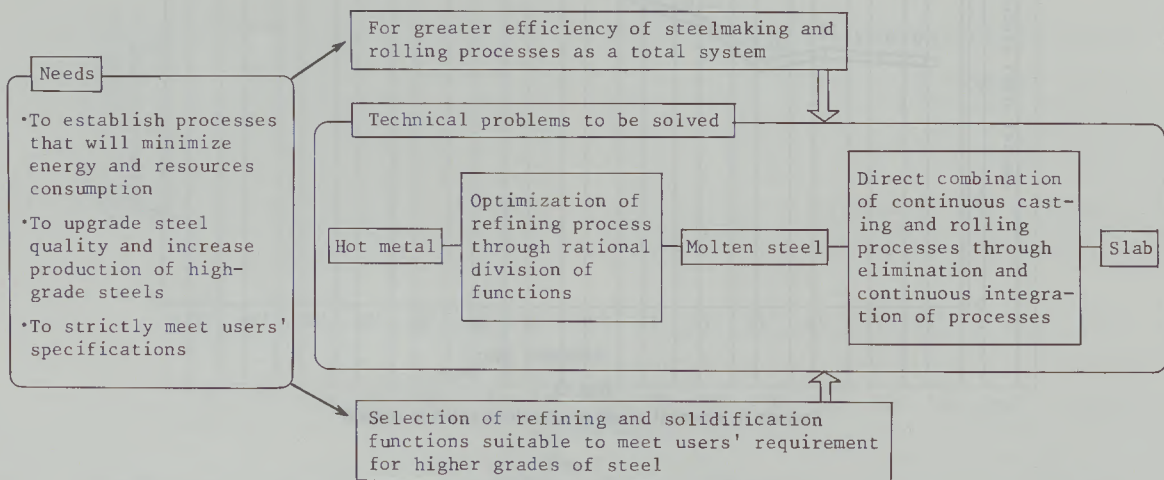


Fig. 5

Technical challenges in steelmaking

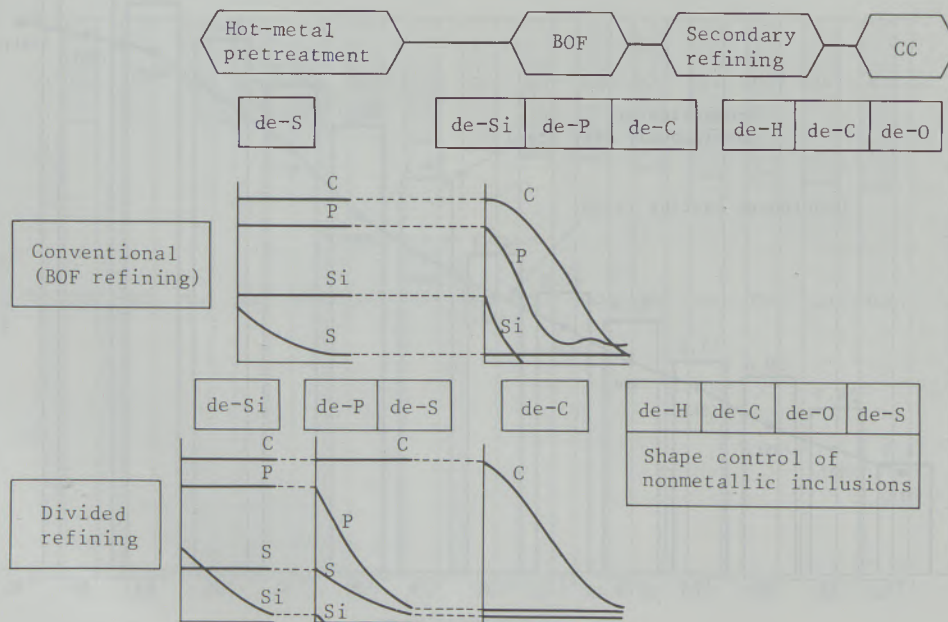


Fig. 6

Diagram of divided refining process

Table 2
Technical problems in hot metal dephosphorization

Common subject	CaO based flux	Soda ash based flux
1. Improvement of refractories	1. Technology of slag removal	1. Dust and waste heat disposal
2. Heat compensation technology	2. Combination with desulphurization	2. Slag disposal
3. Expansion of availability		3. Less expensive soda sources

nary steels or only part of them from the viewpoint of total cost is decided at each steelmaking plant according to the product mix and other conditions.

3.2 Result of hot metal dephosphorization in Japan

Table 3 shows the Japanese steelmakers' operations of hot metal pretreatment up to dephosphorization.

The method of dephosphorization by injecting lime-based flux into hot metal in torpedo cars or ladles is mainly used in Japan. For desiliconization, however, most suitable methods are selected by steelmakers for their plants. Oxygen gas is used in many cases in the desiliconization and / or

dephosphorization process to secure the scrap melting capability of the converter. But the rise in temperature is disadvantageous from the viewpoint of the dephosphorization reaction. The load on the refractories has also increased by the use of oxygen gas. The search for optimum points of the ratio of oxygen gas will be necessary in the future.

Attempts have been made to carry out not only desiliconization but also dephosphorization in the BF runner by low-level stabilization of (Si) in hot metal from the blast furnace and by adoption of a method of adding flux in the BF runner at high reaction efficiency.

4. Present conditions of BOF technology in Japan

4.1 BOF operation in Japan

The oxygen top-blown steelmaking process was first introduced from Austria into Japan in 1957. Since then it has emerged through a series of technical refinements and developments as the dominant steelmaking method.

Table 4 shows the BOFs installed in Japan. There are 77 BOFs of which 2 are bottom-blown, 16 are top-blown and the remaining 59 are combined blown. The expanded use of the combined blown

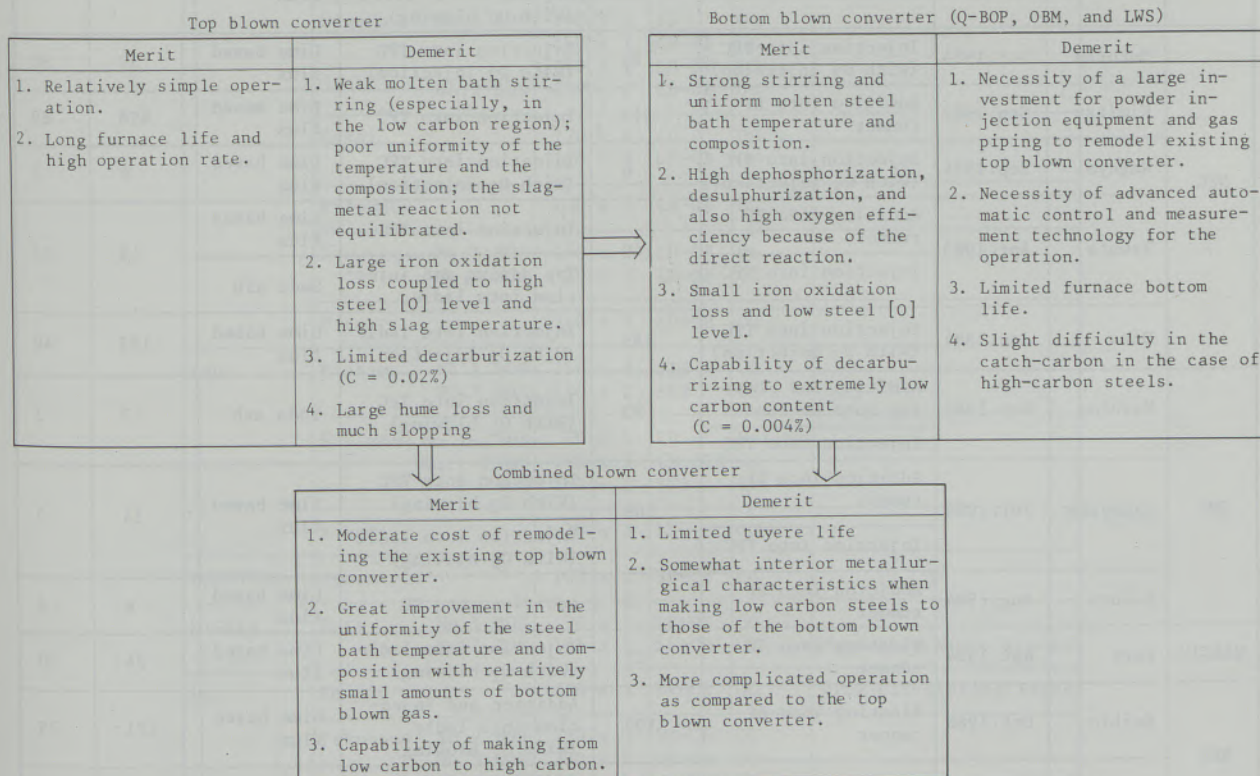


Fig. 7

Merits and demerits of top-, bottom- and combined blown converters

BOFs is one of the features of Japanese steel-making technology during the past several years. It is another feature that most of the BOFs are provided with the OG recovery system.

The average furnace capacity is 185 tons a heat. During the past 10-odd years, the total number of BOFs in operation has somewhat decreased, while the average capacity has increased about 40 tons a heat. To meet the changed environment of the steel industry after the oil crisis, production equipment was enlarged for production cost reduction.

BOF capacity increase is not advantageous to small-lot steel production. As countermeasures

against this disadvantage, some small-capacity BOFs are retained. In the case of works with only large-capacity BOFs, the heats are divided into two small heats after tapping.

4.2 Combined blowing technology

Fig. 7 compares the merits and demerits of top-, bottom- and combined-blown BOFs. The top-blown method facilitates the control of slag characteristics thanks to the broad selectivity range for the supply of oxygen, and can be used to produce a wide range of steels from low- to high-

Table 3
Hot metal dephosphorization process in Japan

Company	Works	Start up date	Desiliconization		Dephosphorization			
			Equipment	Through-out *	Equipment	Flux	Through-out *	De-P ratio (%)
KSC	Chiba	Apr.1983	Addition into BF runner	156	Injection into TPC (With O ₂ blowing)	Lime based flux	156	44
					Injection into TPC			
	Mizushima	Mar.1985	Addition into BF tilting runner	211	Injection into TPC	Lime based flux	119	23
			Injection into TPC					
KSL	Kakogawa	Jan.1985	Injection into TPC	89	Injection into TPC (With O ₂ blowing)	Lime based flux	89	22
	Kobe	Nov.1983	Injection into BF runner	64	Addition and injection into exclusive furnace (With O ₂ blowing)	Lime based flux	65	77
NSC	Muroran	Dec.1984	Injection into TPC (With O ₂ injection)	84	Injection into TPC (With O ₂ injection)	Lime based flux	37	30
	Kimitsu	Sep.1982	Addition into BF runner	515	Injection into TPC	Lime based flux	498	89
	Nagoya	Sep.1984	Injection into TPC (With O ₂ injection)	6	Injection into TPC (With O ₂ injection)	Lime based flux	6	2
	Yawata	Apr.1983	Addition into BF runner	140	Injection into TPC	Lime based flux	49	12
			Injection into TPC		Top adding and injection into ladle	Soda ash		
Oita	Jan.1984	Injection into TPC (With O ₂ injection)	185	Injection into ladle (With O ₂ injection)	Lime based flux	183	40	
SMC	Kashima	Sep.1982	Addition and blasting into BF runner	93	Injection into TPC (With O ₂ blowing)	Soda ash	13	3
			Injection into TPC					
	Wakayama	Jul.1984	Addition into BF runner	166	Injection into TPC (With O ₂ blowing)	Lime based flux	14	5
			Injection into TPC		Injection into ladle (With O ₂ blowing)			
Kokura	Aug.1984	Addition into BF runner	9	Addition into KR	Lime based flux	6	8	
NISSIN	Kure	Apr.1984	Blasting into BF runner	23	Injection into ladle (With O ₂ blowing)	Lime based flux	24	10
NKK	Keihin	Oct.1986	Blasting into BF runner	199	Addition and injection into ladle (With O ₂ blowing)	Lime based flux	121	29
	Fukuyama	Aug.1985	Blasting into BF runner	136	Addition and injection into ladle (With O ₂ blowing)	Lime based flux	122	22

* (10³ ton/month)

carbon. However, the stirring power of the system is limited since stirring relies on currents created by the top-blown oxygen. This can lead to over-oxidation, particularly in low-carbon ranges.

During the late seventies, the combined blowing method was introduced as means of exploiting and combining the advantages of the top-blown

and bottom-blown BOF methods. In addition to this, existing top-blown BOFs can be remodeled into combined-blown BOFs at a relatively low cost compared with remodeling into bottom-blown BOFs.

In Japan the replacement of top-blowing with combined blowing is now more or less complete.

Table 4
Basic oxygen furnaces in Japan

Company	Works	Heat size (ton) No. of furnaces	Type	Waste gas system	Remarks
KSC	Chiba	No.1 BOS 85 x 2	K-BOP	OG	Bottom exchange system
		No.2 BOS 150 x 3	LD-KGC	Boiler	
		NO.3 BOS 230 x 2	Q-BOP	OG	Bottom exchange system
	Mizushima	No.1 BOS 180 x 3	LD-KGC	OG	
		No.2 BOS 250 x 3	K-BOP	OG	Bottom exchange system
KSL	Kakogawa	200 x 3	LD-OTB	OG	
	Kobe	60 x 1 80 x 2	LD LD-OTB	Boiler OG	
GODO	Osaka	40 x 2	LD	OG	
NSC	Muroran	270 x 2	LD-CB	OG	
	Kamaishi	90 x 2	LD	Boiler	
	Kimitsu	No.1 BOS 220 x 1	LD	OG	
		No.2 BOS 300 x 2	LD-CB LD-OB	OG OG	
	Nagoya	No.1 BOS 160 x 1	LD	OG	
		160 x 1	LD-PB	OG	
		No.2 BOS 170 x 1 250 x 2	LD-PB LD-OB	OG OG	
	Sakai	170 x 1	LD	OG	
		170 x 2	LD-CB	OG	
Hirohata	100 x 3	LD-CB	OG		
Yawata	No.1 BOS 150 x 2	LD-OB	OG		
	No.3 BOS 320 x 2	LD-OB	OG		
Oita	340 x 3	LD-OB	OG		
SMC	Kashima	No.1 BOS 250 x 3	STB	OG	
		No.2 BOS 250 x 2	STB	OG	
	Wakayama	No.1-1 BOS 70 x 1	LD	Boiler	
		No.1-2 BOS 160 x 3	LD,STB	OG	
No.2 BOS 160 x 3	STB	Boiler			
Kokura	70 x 3	LD	OG		
NAKAYAMA	Funamachi	105 x 2	LD-CB	OG	
NISSIN	Kure	No.1 BOS 90 x 1	LD-OB	OG	
		No.2 BOS 185 x 1	LD-OB	OG	Vessel exchange system
NKK	Keihin	250 x 3	NK-CB	OG	With circulating lance
	Fukuyama	No.2 BOS 250 x 3	NK-CB	OG	
No.3 BOS 300 x 2		NK-CB	OG		
TOKAI TOKUSYUKOU		70 x 2	LD	OG	

Each steelmaker has developed optimum combined blowing methods and equipment to best suit the company's conditions.

Fig. 8 shows the free oxygen content at the blow-end as an example of the stirring effect of bottom blowing. Even at a low bottom-blowing flow rate of 0.05 - 0.20 Nm³/min · ton, the stirring effect is much greater than in top-blown BOFs, although still smaller than in bottom-blown BOFs. Based on such findings and in consideration of the installa-

tion cost, running cost, etc., the most suitable blowing method is selected considering the conditions of each plant. In a plant to make low-carbon steels mainly or stainless steels, the combined blowing method uses oxygen as the bottom blown gas and has a higher bottom-blowing flow rate. In a plant to make medium- and high-carbon steels, the combined blowing method uses an inert gas as the bottom blown gas and has a lower and wide-range variable bottom-blowing flow rate.

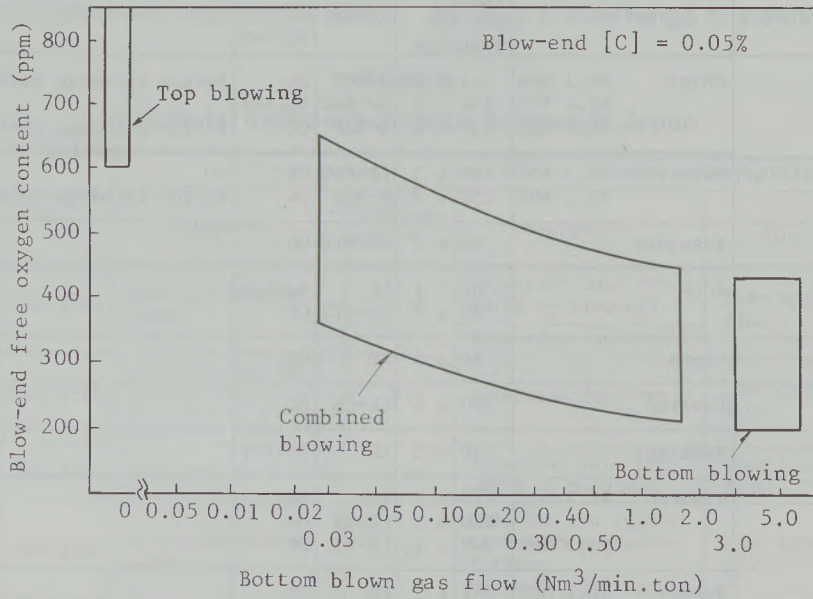


Fig. 8 Effects of bottom gas stirring on blow-end free oxygen content

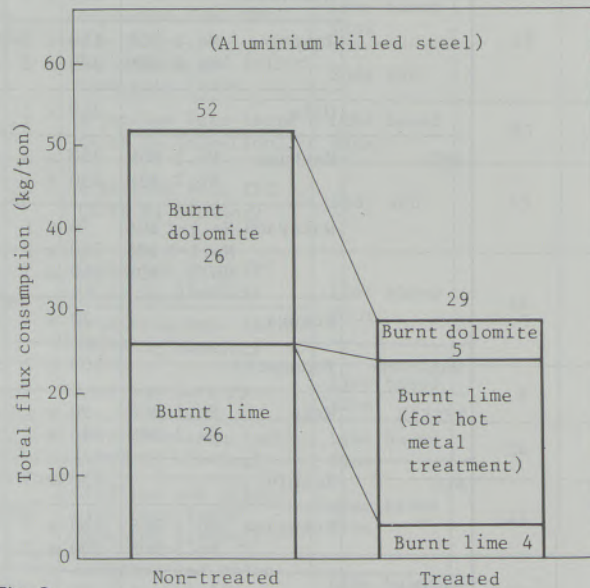
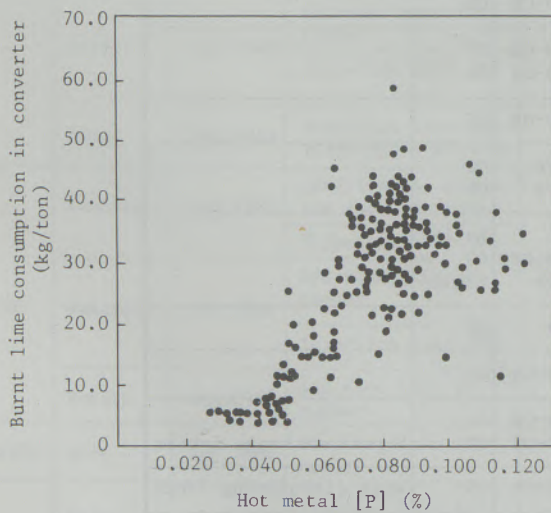


Fig. 9 Effects of hot metal dephosphorization on flux consumption

4.3 BOF blowing of pretreated hot metal (dephosphorized hot metal)

The quantity of lime necessary for dephosphorization decreases with the decrease in phosphorus contents in hot metal, as shown in fig. 9. If the phosphorus content in hot metal is low enough and consequently no additional dephosphorization in the BOF is required, the BOF can be operated using flux only in a quantity needed for refractory protection (about 10 kg/ton). Therefore, flux consumption can be reduced even in consideration of the flux used for hot metal pretreatment.

With the decrease in flux quantity (i.e., with the decrease in slag volume), the ratio of manganese remaining in the BOF is improved. The reduction of manganese ore utilizing this fact and the resulting saving of ferro-manganese alloys are also important merits in BOF blowing of dephosphorized hot metal.

In addition, the following phenomena have been reported as general effects of the decrease in slag volume.

- Improvement in the decarburization efficiency at the final stage of blowing.
- Decrease in end-point hydrogen contents due to decrease of flux consumption.
- Increase in (T. Fe) in slag.
- Increase in iron loss due to dust and fumes.

4.4 Progress in other BOF operation techniques

4.4.1 Improvement in BOF blowing control

Aiming to achieve various effects to accompany BOF operation, every steelmaker has made effort to improve the end-point hitting ratio. Further, the application of direct tapping has become widespread supported by the improvement in end-point hitting ratio. Direct tapping means immediate tapping without sampling and analysis at blowing end. Many reports on direct tapping have been made since 1978. At present direct tapping is performed at numerous plants, and the application ratio has exceeded 90 percent at many plants.

Table 5 summarizes the BOF-related instrumentation and control techniques supporting the improvement in blowing end-point hitting technology, together with the improvement in reproducibility of blowing which is the effect of bottom gas stirring.

Most BOFs in Japan are provided with the sublance system and the carbon and temperature dynamic end-point control models based on the system. Furthermore Japanese steelmakers are attempting to improve the phosphorus and manganese hitting ratio by adopting the instrumentation and control techniques shown in table 6.

Table 5
Instrumentation applied to converter operation in Japan

Object	Instrumentation		Utilization of information
Steel temperature	Sublance system	Batch measurement before and after blow-end (Sublance-like equipment applied to measurement during tapping)	<ul style="list-style-type: none"> •Dynamic control of end-point carbon and temperature •Determination of alloying amounts in the ladle •Estimation of end-point phosphorus and manganese contents
Steel carbon content			
Steel free oxygen content			
Metal sampling			
Slag foaming or slag formation	Sound wave	Continuous measurement during blowing	<ul style="list-style-type: none"> •Prediction and control of slopping •Control of slag formation (Modification of flux adding, oxygen blowing condition, etc.) •Estimation of end-point phosphorus and manganese contents
	Micro wave		
	Lance vibration		
	Vessel vibration		
	Direct observation (Optical fiber)		
Residual oxygen amount in the furnace	Mass analysis of waste gas content	Continuous measurement during blowing	<ul style="list-style-type: none"> •Control of slag formation (Modification of flux adding, oxygen blowing condition, etc.)
Bath level	Sublance system	Batch measurement before blowing	<ul style="list-style-type: none"> •Modification of lance height set-value
	Micro wave		
Condition of furnace lining	Laser beam	Batch measurement during idling time	<ul style="list-style-type: none"> •Control of lining wearing
	Infrared rays (Photo.)		
		Thermocouple (Temperature and conduction check)	Continuous measurement during blowing (especially around tuyere)

Also, they are promoting automation of all BOF operations and reduction of manpower as a result of such automation.

4.4.2 Improvement in BOF refractory consumption

Steelmakers have made every effort to decrease BOF refractory consumption as a means of pro-

duction cost reduction in the BOF process. As a result, BOF refractory consumption in Japan has been improved recently, as shown in fig. 10. The ratio of use of magnesia carbon brick and fused magnesia brick is high in Japan, because the opinion generally prevails that the total production cost should be reduced by prolonging the BOF life even if the high-grade refractory materials are used.

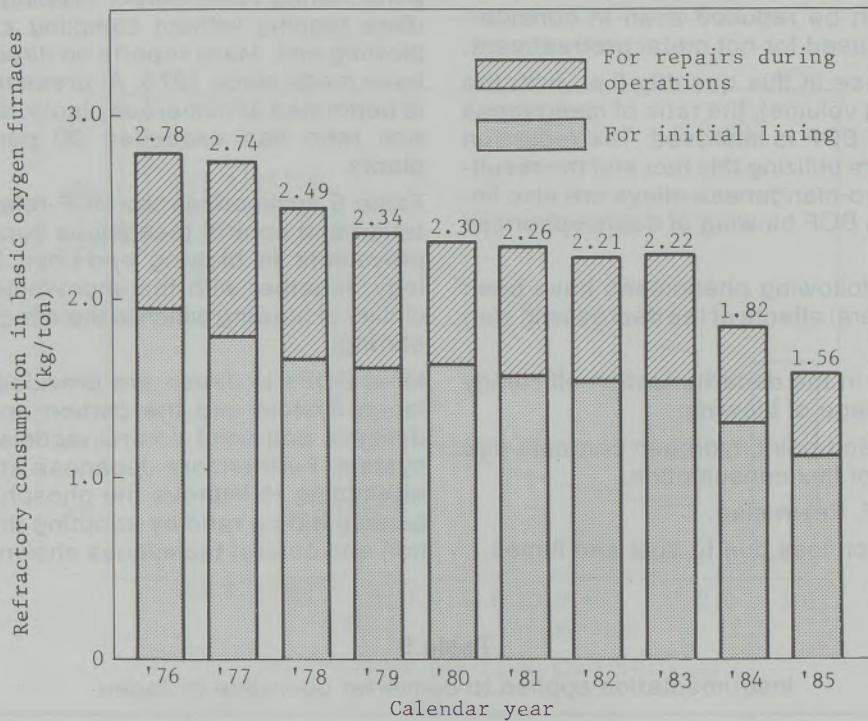


Fig. 10

Trends in refractory consumption in converters in Japan

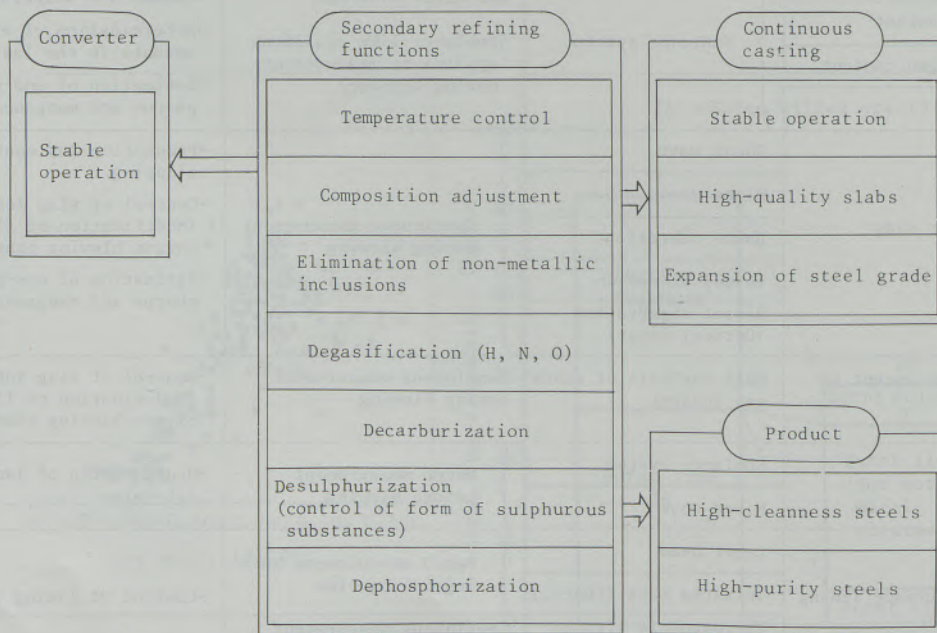


Fig. 11

Functions and effects of secondary refining

As a case of excellent results, a furnace life of over 5,000 heats and refractory consumption of about 0.5 kg/ton have been reported.

5. Secondary refining technology in Japan

5.1 Functions and effects of secondary refining

Fig. 11 shows the functions and effects of the secondary refining of molten steel. Secondary refining is performed not only to respond to quality requirements for higher cleanliness and higher purity of steels but also to contribute to stabilizing the operations in the BOF and CC processes. Secondary refining, therefore, may be said to have played an important role in increasing the continuous casting ratio in Japan.

The quality requirements for higher cleanliness and higher purity of steel products have greatly increased recently. Service conditions for line pipes and marine structures became severer than before as oil-related development projects increased after the oil crisis of 1973. As a result, improvement in purity, decrease of inclusions and shape control of inclusions are required.

For cold rolled products, response to demand for still lower (C) and (N) than before, became necessary as a result of the increase in cold strip continuous annealing lines.

In order to meet these new quality requirements while continuing economical mass production, improvement of secondary refining technology and

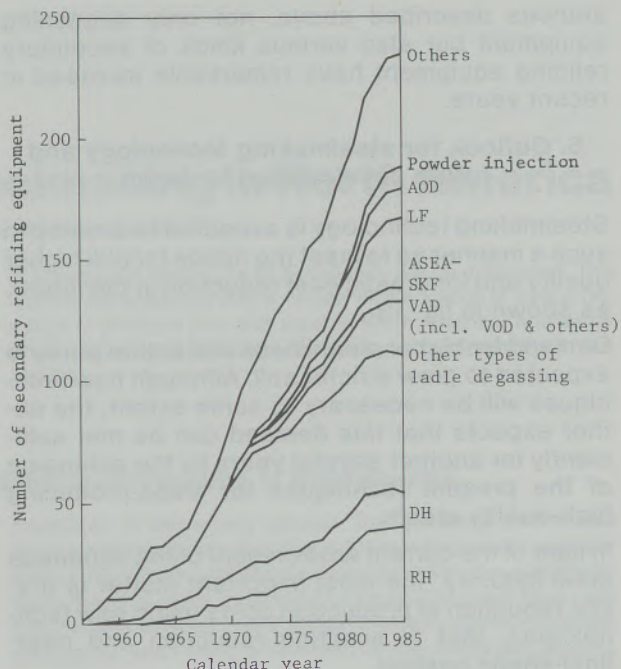


Fig. 12 Trends in secondary refining equipment in Japan

the expansion of its application rate were required and realized in Japan.

5.2 Present conditions of secondary refining equipment in Japan

Fig. 12 shows the trends in secondary refining equipment installed in Japan. Under the circum-

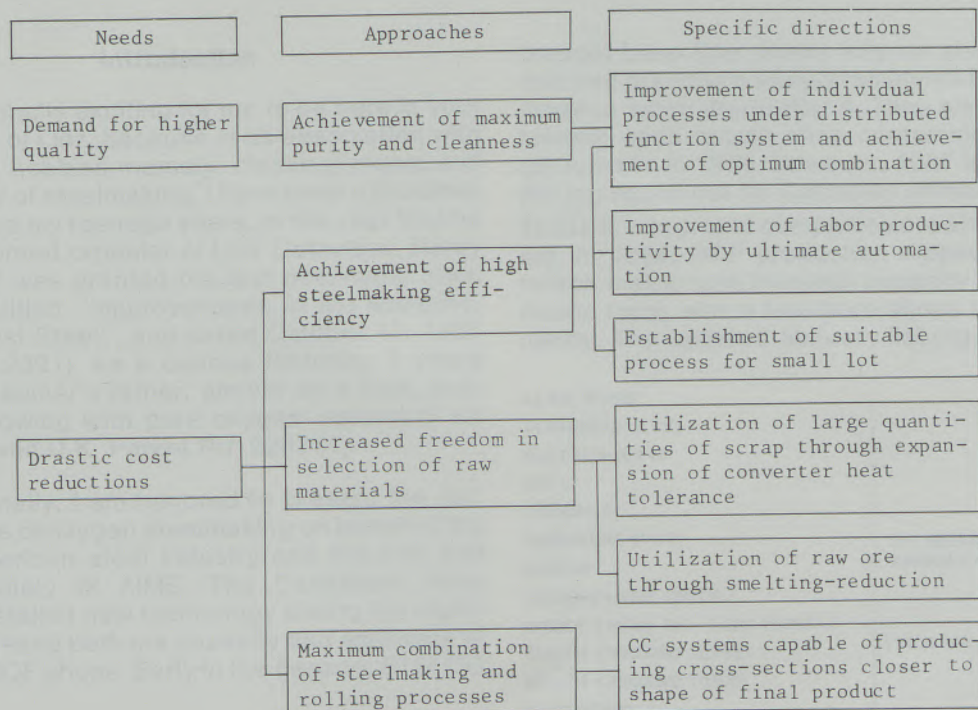


Fig. 13 Outlook for steelmaking technology in Japan

stances described above, not only degassing equipment but also various kinds of secondary refining equipment have remarkable increased in recent years.

6. Outlook for steelmaking technology and future development in Japan

Steelmaking technology is expected to develop in such a manner as to meet the needs for still higher quality and for drastic cost reduction in the future, as shown in fig. 13.

Demand for higher cleanliness and higher purity is expected to grow stricter still. Although new techniques will be necessary to some extent, the author expects that this demand can be met sufficiently for another several years by the extension of the present techniques for mass-producing high-quality steels.

In light of the current environment of the Japanese steel industry, the most important matter is drastic reduction of production costs using new technologies, that is smelting reduction and near-final-shape casting.

7. Conclusion

The present status and developments of oxygen steelmaking in Japan have been outlined above. Although crude steel production did not show quantitative expansion, production technology greatly changed during the past 10-odd years. It may be said that both production cost and product quality advanced remarkably. Specifically, there were the expansion of hot metal pretreatment, and combined blowing of BOFs, establishment of the high quality steel mass-production structure based on the development of secondary refining of molten steel and remarkable improvement in the continuous casting ratio.

The economic environment of the Japanese steel industry is now greatly worsening. The author, however, firmly believes that the technical resources of the Japanese steel industry that has overcome the two oil crises, particularly steel-making technology that has played the centrale role, will continue to exert its power to bring out further technical developments necessary for overcoming the existing difficulties.

An Overview of Oxygen Steelmaking in North America

John R. Stubbles, Independence*)

The author will discuss North American BOF capacity and production relative to the restructuring of integrated facilities. The factors affecting hot metal availability and practices which influence the hot metal ratio will be reviewed. Developments in blowing technology and process control will be related to secondary refining technology and new products. The impact

of continuous casting on BOF capacity will be discussed. The lecture will conclude with a review of the status of new processes to produce iron and steel in North America, and some projections of raw steel production by integrated mills in the 1990's.

Eine Übersicht über die Sauerstoff-Blasstahl-Erzeugung in Nordamerika

Der Autor diskutiert die nordamerikanische Sauerstoff-Blasstahlkapazität und -produktion im Verhältnis zur Umstrukturierung der integrierten Anlagen. Die Faktoren, die die Verfügbarkeit von flüssigem Einsatz und die Praktiken, die den Anteil von flüssigem Einsatz beeinflussen, werden behandelt. Die Entwicklungen bei der Blastechnologie und der Verfahrenssteuerung werden zur Sekundärbehandlungstechnologie und neuen

Produkten in Beziehung gesetzt. Der gewaltige Einfluß des Stranggießens auf die Sauerstoff-Blasstahlkapazität wird diskutiert. Die Arbeit schließt mit einer Übersicht des gegenwärtigen Standes neuer Verfahren zur Herstellung von Eisen und Stahl in Nordamerika sowie einige Ausblicke auf die Rohstahlerzeugung durch integrierte Werke in den neunziger Jahren.

Revue de la production d'acier à l'oxygène en Amérique du Nord

L'auteur discute la capacité de production d'acier à l'oxygène en Amérique du Nord et cette production en fonction de la restructuration des installations intégrées. On traite les facteurs qui agissent sur la disponibilité des charges liquides et les pratiques qui exercent une influence sur la proportion de charge liquide. Les développements dans le domaine de la technologie d'insufflation et du réglage du procédé sont mis en rapport avec la technologie de traitement secondaire et des

produits nouveaux. On discute l'énorme influence de la coulée continue sur la capacité de production d'acier à l'oxygène. Le travail se termine par un aperçu de la situation actuelle des nouveaux procédés de production de fonte et d'acier en Amérique du Nord, et par quelques regards sur la production de l'acier brut dans des usines intégrées dans les années quatre vingt dix.

Introduction

It is personally exciting for me to be here in your lovely city of Linz, because of its association with two of my hobbies; namely, classical music and the history of steelmaking. I have been a Bruckner "fan" since my teenage years. In the year that he was appointed organist of Linz Cathedral, Henry Bessemer was granted his first pneumatic steel patent entitled: "Improvements in the Manufacture of Cast Steel", and dated October 17, 1855 (U.K. No. 2321). As a curious footnote, 3 years later, Bessemer's father, almost as a joke, suggested blowing with pure oxygen instead of air and received U.K. Patent No. 2207 (1).

Professionally, I am honored to present the current status of oxygen steelmaking on behalf of the North American steel industry and the Iron and Steel Society of AIME. The Canadians have quietly installed new technology during the eighties to increase both the capacity and efficiency of existing BOF shops. Early in the decade, STELCO

brought Lake Erie Works fully on stream, one of only two greenfield integrated plants built in North America since World War II. They also idled their historic open hearth shop containing the +100 tph furnace in 1985. However, 1987 is the year of the big round-out for Canadian primary facilities.

The U.S. integrated companies are still restructuring. In 1986, BOF production dipped to only 43 million metric tons (nominal capacity of 65 million metric tons), with a few more shops idled permanently. The updated obituary list (fig. 1) contains

ALAN WOOD	} 24 MILLION TONNES ANNUAL CAPACITY (26.5 MILLION U.S. TONS)
ALIQUIPPA (LTV)	
BUFFALO (LTV)	
CFI	
CRUCIBLE	
DUQUESNE (USX)	
KAISER	
LACKAWANNA (BETH.)	
GREAT LAKES NO. 1 (NATIONAL)	
SOUTH CHICAGO (LTV)	
SOUTH CHICAGO (USX)	
WISCONSIN	

Fig. 1

U.S. oxygen shops idled since 1977

*) Senior Staff Engineer, LTV Steel Company, Research Center, Independence, Ohio, U.S.A.

some historic names. The turmoil is illustrated more dramatically if one realizes that in the last 25 years, 100 million metric tons of OH capacity have been retired, an equivalent BOF capacity installed, and in the last decade, over 25 percent of that also idled. This has not been a dormant segment of the industry, insensitive to new technology. But the reality of the capital shortage has admittedly forced it to adopt a very pragmatic stance with respect to new facilities; installation of most desirable new technology has generally been stretched out with respect to timing. Despite five successive collectively unprofitable years, however, the pace of capital spending has miraculously quickened in the last two.

Capacity and production

The U.S. has 26 operable oxygen steelmaking shops. In 1985, three companies (USX, Bethlehem, and LTV) produced over 55 percent of the 47 million metric tons of raw BOF steel, while National, Inland, and Armco accounted for an additional 25 percent. In Canada, the three majors (STELCO, DOFASCO, and Algoma) produced virtually all the BOF steel from six shops. In 1985, this amounted to 10.5 million metric tons. The detailed picture is shown in fig. 2 – these are production tonnages not capacity. The year 1985 was selected in preference to 1986 because annual data by individual plant for 1986 were distorted by the impact of the USX strike, which covered the latter half of the year. As can be seen, USX has more oxygen steelmaking capacity than any other North American company, but not by much.

A 1-year snapshot, however, provides no feeling for production trends. The Canadian segment has been relatively stable in recent years but as fig. 3 shows, the trend-lines in the U.S. by process are not encouraging. Note that even EAF production, while increasing as a percentage of raw steel production, is actually declining. The major steel companies produce at least 25 percent of this tonnage, some of which is low-carbon flat-rolled steel. The open hearth is dead but refuses to die. However, 1987 is likely to close an illustrious

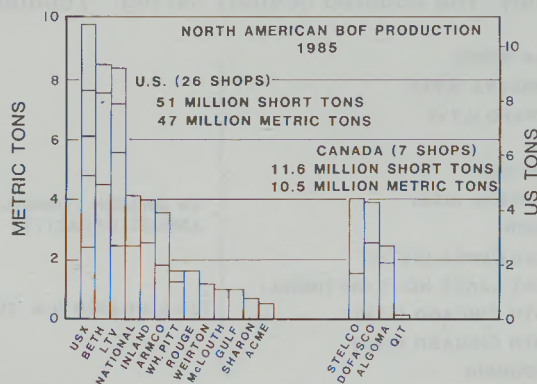


Fig. 2 North American BOF production 1985

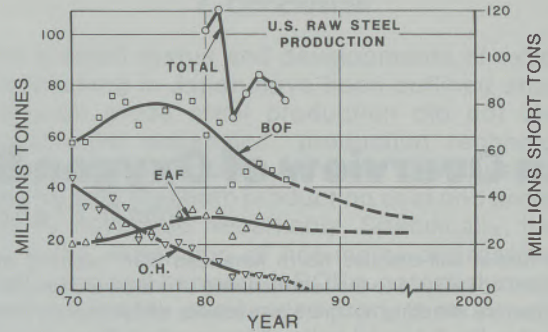


Fig. 3 U.S. raw steel production

chapter in North American steelmaking history which started back in 1875 when Carnegie installed open hearths in the world's first integrated mill at Edgar Thompson Works.

The capacity of U.S. oxygen shops, which is currently 65 million metric tons, has decreasing relevance for two primary reasons. First of all, with the world's oversupply of steel and the inevitable erosion of steel markets to other materials, production will never approach capacity until more shops have been decommissioned. Second, upstream and downstream facilities are likely to dictate both the economic viability and the effective capacity of any melt shop in the future. Therefore to project this future, the status of these facilities must be reviewed.

Hot metal – availability and quality

Despite the various high scrap BOF processes which are in operation in Europe, the key to satisfying the capacity of fast-paced U.S. slab casters is hot metal availability. In Canada, both STELCO and Algoma built new large blast furnaces in the last decade. By North American standards, this means a working volume which exceeds 2000 cubic meters. DOFASCO has skillfully upgraded their small furnaces and for their 1987 modernization program, selected a pneumatic steelmaking process (K-OBM) which should enable them to stretch their hot metal supply. Provision for a future KMS process has been made.

In the U.S., working blast furnaces are becoming a rare sight. Figure 4 shows that the decline in operable blast furnaces has been precipitous in recent years; about 40 blast furnaces operated in 1985, producing under 45 million metric tons of hot metal (the peak was 89 million metric tons in 1973). Only six large furnaces have been built since World War II (Bethlehem C, D, and L, Gary 13, Inland 7, LTV H-4), but a number of medium-sized furnaces have been completely rebuilt to incorporate new technology and for increased capacity. At prevailing operating levels, however, many plants depend upon a single furnace; in a number of instances, there is no working backup furnace of similar capacity. The costs of major

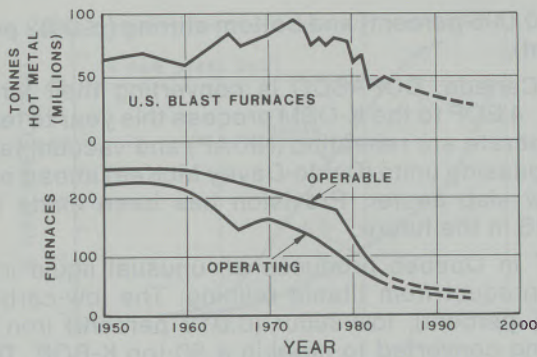


Fig. 4
U.S. blast furnace capacity

relines are also becoming prohibitive, and hot metal availability from friendly neighbors during relines cannot be guaranteed. There is uncertainty beyond a few years with respect to hot metal supplies for shops which produced over 13 million tons of BOF steel in 1985.

The coke supply issue has become less critical at a national level, since coke capacity is about 30 million metric tons, while consumption is under 25 million metric tons. The remaining furnaces are efficient and could reduce coke rates even further with higher productivity, greater use of O_2 -enriched blast and tuyere injectants, and perhaps in extreme circumstances charging of metallized ore or sized scrap. One growing trend is towards the use of fluxed pellets to reduce hot metal silicon levels and, thus through reduced coke rates, to increase productivity.

This leads into a discussion of the hot metal quality reaching North American oxygen shops. There is a trend (fig. 5) towards 0.5/0.6 percent Si levels, particularly on new, highly instrumented furnaces, where there is a real opportunity to maximize productivity through careful raw material control, and by monitoring of the furnaces to avoid wild furnace swings. The majority of North American furnaces, however, still produce an average 1.0 percent Si iron with wide 3σ limits.

Even at 0.5 percent Si, the idea of dephosphorizing through pretreatment is still unattractive, particularly with the prevailing hot metal phosphorus levels of under 0.1 percent (fig. 5). These could be further reduced if necessary by not recycling steel plant slag (directly and in sinter). No company in North America is dephosphorizing hot metal or has plans to do so at this time. Most companies, however, are desulfurizing effectively (i.e., removing the sulfur-rich slag after injection) but the reagents and facility configurations vary widely. Canada favors the use of calcium carbide (low cost associated with adjacent cheap hydroelectric power); the U.S. favors preblends of calcium-based reagents (CaO , CaC_2) with magnesium (powder and salt-coated granules). Transfer ladles are gaining popularity relative to torpedo cars as reaction vessels. While almost any hot

metal sulfur can now be handled, the typical 0.06 ± 0.01 percent level can be reduced to a BOF feed of around 0.01 percent with a few minutes of injection treatment using 2.5 to 5.0 kgms/tonne of reagent. Turn-down levels of under 0.01 percent S are achievable if warranted by the tap specification, but sustained turn-downs below 0.015 percent S are more typical.

BOF operations

Factors influencing percent hot metal

The percent hot metal has increased due to the lower energy content of hot metal (reduced silicon levels and lower temperature due to desulfurization) as well as new superheat requirements (post stirring, ladle refining operations, continuous casting). A typical North American figure is now 74 percent but the range is 68 to 80 percent. This is surprisingly close to the average traditional number of 71–72 percent and is due to several operating practices.

First, the demand for clean steel forced an upgrading of ladle refractories. This is turn forced effective ladle preheating and adoption of energy conservation practices, i.e., the use of ladle lids, fast ladle turnaround. As a result, tap temperatures were not increased as much as expected for post-tap operations.

Second, within the furnaces, three practices have helped to supplement hot metal energy input. Where time permits (5 to 10 minutes), scrap preheating practices with oil or gas fired top burners have been adopted to reduce percent hot metal by 3–4 percent. DOFASCO may preheat scrap from the bottom through OBM tuyeres on rebuilt No. 4 BOF. Some shops top-charge carbon-bearing materials (plastic, coal, coke, Mexican graphite) (2). However, the capture of this additional chemical energy is not consistent, which degrades turn-down control. Finally, post-cumbustion is practiced by several shops using both double flow and split flow top lances for flaring the oxygen. Even with conventional lances, there has always been

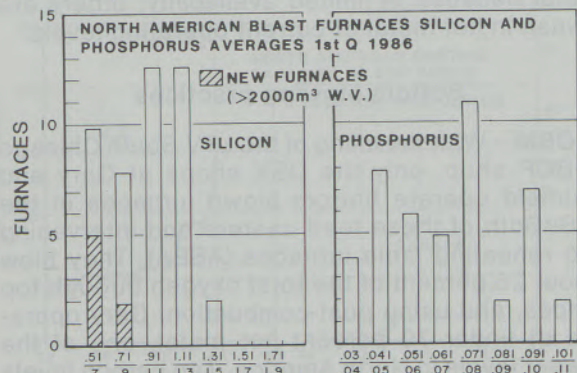


Fig. 5
North American hot metal quality

some post-combustion, so the increment with the new lances is often less than expected and not easy to measure. It is also a complex function of vessel design. The LTV Q-BOP did achieve up to 5.5 percent decrease in hot metal in a pure top-oxygen situation, but this facility has been idled. The USX No. 1 shop at Gary realizes about a 2 percent reduction in hot metal due to post-combustion, which is typical.

Flux consumption has been reduced somewhat but remains high by world standards. If a shop using 75 percent hot metal containing 1 percent Si is aiming for a slag with a 3.5 V-ratio and 8 percent MgO to protect the lining, then a total flux charge of 75 kgms/tonne is inevitable. This is indeed close to the reported average, and the range of 55 to 100 generally reflects the specific hot metal silicon in the hot metal consumed by that shop. Lime-dolomite ratios generally vary between 2/1 and 3/1. With post-combustion and bottom stirring, flux requirements have reportedly (3)-(6) been reduced by about 12 kgms/ton, presumably due to faster solution of lime and therefore more effectiveness.

The next impact on percent hot metal will come from the installation of arc reheating ladle furnaces, which will permit a marginal downwards revision of tap temperatures. However the primary objectives for such facilities are to act as "buffers" in complex logistical situations involving casters, and as reactors where chemistry and temperature can be fine-tuned. The potential to reduce tap temperatures is there, but much of this gain will be negated by the superheat required for new vacuum processes.

The philosophy in North America with respect to hot metal usage has varied from company to company in recent years. On the surface, with a high hot metal/scrap cost ratio, conservation of hot metal would seem the only rational option. But with companies operating to conserve cash flow and long-term take-or-pay contracts in ore and coal, the situation can be reversed. Bankruptcies (McLouth, LTV, Wheeling-Pittsburgh) have led to renegotiated contracts for raw materials, resulting in reduced hot metal costs. Some companies (DOFASCO, Armco) are motivated to conserve hot metal because of limited availability; others are awash in hot metal at current operating levels.

Bottom blowing practices

K-OBM – With the idling of the LTV South Chicago Q-BOP shop, only the USX shops at Gary and Fairfield operate bottom blown furnaces in the U.S. Both of these feed casters and intervening arc reheating ladle furnaces (ASEA). They blow about 25 percent of the total oxygen through top lances, and using post-combustion, Gary operates at under 70 percent hot metal, one of the lowest levels in North America. Tap carbon levels of 0.01 percent have been reported, which are in between those achievable with degassing

(≤ 0.005 percent) and bottom stirring (≤ 0.02 percent).

In Canada, DOFASCO is converting their large No. 4 BOF to the K-OBM process this year to feed separate arc reheating (NK-AP) and vacuum tank degassing units (Daido-Davey McKee) ahead of a new slab caster. Provision has been made for KMS in the future.

QIT in Quebec produces an unusual liquid iron by-product from titania refining. The low-carbon (2.5 percent), low-sulfur (0.012 percent) iron is being converted to steel in a 50-ton K-BOP. The operation is presently small scale ($< 100,000$ tpa) but a fourfold expansion is anticipated. It is an example of the adoption by a mini-mill of technology which has hitherto been associated exclusively with large integrated mills.

Bottom stirring – Most shops have either installed or are planning to install some form of bottom stirring. As with hot metal desulfurizing, no one process is dominant, although the European LBE process has been adopted by all the Canadian companies, and three in the U.S. (National, Inland, USX). It is safe, relatively inexpensive, and can be shut off at any point during a campaign. The well-known cost advantages – increased yield due to less slopping and lower FeO levels, reduced flux consumption, conservation of Al due to improved C-O product, and Mn savings' due to higher turn-down residuals – have generally been realized (3), (5), (6). The ability through post-stirring to produce 0.02 maximum C steels without degassing or overblowing is a key benefit as this commercial trend intensifies, but the low carbon limit appears to be 0.015 percent. STELCO has tied steam flow (α waste gas flow \times temperature) to slopping control in their LBE operation (7), and signals from both the waste heat boiler and the sonic meter are programmed through a microprocessor to control lance height and inert gas flow.

The alternative bottom stirred operation involves tuyeres (various numbers and configurations) similar to those used in Q-BOP operations. However the central cavity is plugged with refractory so that the stirring gases (N_2 , Ar, CO_2) emerge through the annulus which has a width of about 1 mm. CO_2 displaces argon to cut costs, and refractory practices have been developed to minimize CO_2 attack. As with the LBE process, tuyeres can be blocked off during a campaign, and if necessary, reinstalled by redrilling the bottom. The metallurgical results with tuyeres are similar to those with the LBE process (4).

At LTV (Cleveland No. 2 shop), the Kawasaki LD-KGC process has recently been installed ("elements" containing dozens of small tubes) but no results are available at this time.

Substances and computer control

While every shop has installed computers for control through static charge models, only a handful

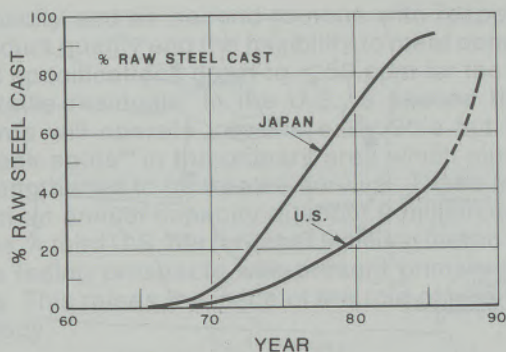


Fig. 6
Percent raw steel cast - U.S. and Japan

of shops contain vessels which are equipped with subblances for dynamic control (Inland No. 2, Bethlehem [Burns Habor and Bethlehem, Pennsylvania], Armco [Ashland], DOFASCO No. 4), Except for Burns Habor, none of these shops are pushed for production, having tap-to-tap times in excess of 1 hour, which lessens the incentive for quick on-target turndowns. For North American shops, there are two problems with subblances. First, the use of more than 26 percent scrap has created reliability problems with respect to the immersion probe. They can be damaged by unmelted scrap (8). Second, the high cost of retrofitting and maintenance has been difficult to justify, particularly as turndown control continues to improve even with static charge models. It was mentioned earlier that the U.S. had adopted a very pragmatic approach to new technology in the melt shop because of lack of capital. Clearly the best return on current investment is with continuous casters; melt shop and downstream yield increases are very significant. With ladle metallurgy stations, particularly those equipped with reheating, the need for fine-tuning in the BOF may also be diminishing in low-carbon shops with a currently satisfactory turndown performance.

Looking ahead, a collaborative research project (AISI-industry) aimed at in situ spectroscopic analysis of a laser produced, plasma plume of molten steel is moving towards field trials this year (9). A probe head on a vertical lance would be designed to contain both the laser and spectrometer. Full elemental chemistry would be available in less than 1 minute.

Continuous casting

The availability of hot metal is one key element in the survival of a BOF shop. A second is the ability to continuously cast the steel, to achieve cost savings due to increased yields, and improved quality. For these reasons, the slab casters are operating close to capacity, unlike the BOF's. Fig. 6 shows the growth of percent cast steel in the U.S. relative to Japan, while fig. 7 ties the overall industry yield (shipments/raw steel tons) to the level of continuous casting. As imported

slab shipments increase, this definition will need to be changed. Fig. 8 shows the change in North American casting capacity in BOF shops since 1974. The years 1985 through 1987 will see 11 large casters commissioned in North America for an increase in capacity of over 20 million metric tons. Notice in fig. 8 that this will almost accommodate 80 percent of BOF production in both Canada and the U.S.

The yield increase mean less raw steel is needed per ton of shipments but also that more scrap must be purchased. However, the incremental impact of this on the scrap market is no more than 6 million metric tons annually, and is offset by reduced demand for scrap due to a steady decline in total raw steel production. The domestic scrap market must be able to supply about 32 million metric tons per annum, which is close to historical levels.

New products and ladle refining

In the early 1980's when the quality demands of domestic customers become increasingly stringent, simple alloy trim stations with Al wire-feeding, Ca/Sil injection, and argon bubbling capabilities were installed in many shops. With properly shrouded casting streams, cast slabs became the

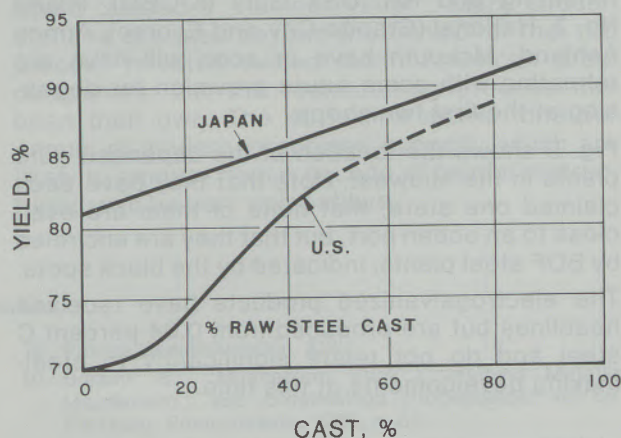


Fig. 7
Yield as a function of casting capacity - U.S. and Japan

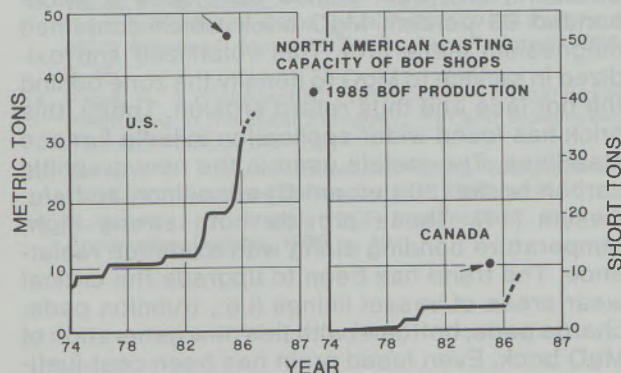


Fig. 8
North American casting capacity of BOF shops

"norm" for quality steel. Some products (Ti-stabilized steels, plain carbon electrical steels) benefited from lower carbon levels, so bottom stirring was introduced and 0.02 percent maximum C grades appeared in the marketplace.

Then came the Japanese auto "transplants". There are now seven operating or planned for the U.S. and several announced for Canada. The U.S. plants have the potential of producing 2.5 to 3.0 million cars and trucks annually (about 20 percent of the projected domestic market) and will purchase an increasing percentage of U.S. steel if Japanese quality can be matched. In addition, there are dozens of satellite parts suppliers with the same attitude. This is a major driving force with respect to installing facilities to produce ultra-low-carbon (ULC) steels, and "cleaner" steels. There are also potential cost reductions internally when such steels are produced.

These developments have led to another flurry of activity to install ladle refining facilities. Two plants (Armco Middletown and Weirton) have old RH degassers for ULC capability (≤ 0.005 percent) but no arc reheating. Inland No. 4 will bring an RH-OB unit onstream in early 1987; DOFASCO will employ separate arc reheating and tank degassing, a "first" in North America for producing ULC steel. LTV Indiana Harbor is planning for arc reheating and RH. USX Gary (K-OBM), Inland No. 2, National (Granite City and Ecorse), Armco Ashland, McLouth have or soon will have arc reheating with some future provision for degassing at the first two shops.

Fig. 9 shows the location of the Japanese auto plants in the Midwest. Note that they have each claimed one state, that none of them are even close to an ocean port, but that they are encircled by BOF steel plants, indicated by the black spots.

The electrogalvanized products have received headlines but are produced from 0.04 percent C steel and do not relate significantly to steel-making developments at this time.

Refractories

Several years ago, Armco developed a pitch-bonded 95 percent MgO brick which contained magnesium metal (10). This volatilized and oxidized in service to MgO to densify the zone behind the hot face and thus retard erosion. Today, this brick has found wider application in ladle furnace slag lines. The metals used in the new graphitic carbon bricks (20 percent C) are silicon and aluminium (11). These provide both strong high-temperature bonding along with oxidation resistance. The trend has been to upgrade the critical wear areas of vessel linings (i.e., trunnion pads, charge pads, bottoms) with this new generation of MgO brick. Even fused grain has been cost-justified in supercritical localized wear zones in bottom-stirred vessels.

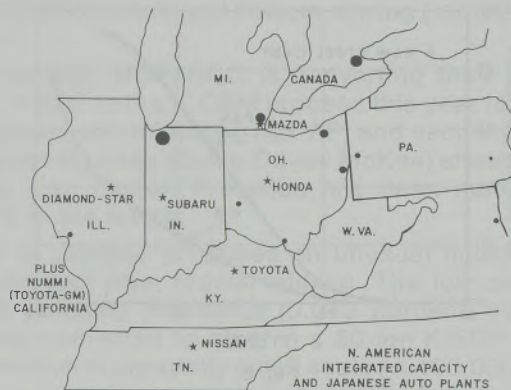


Fig. 9

North American integrated capacity and Japanese auto plants

Many shops use lasers to monitor lining wear. Several years ago, Armco built an automated laser mounted on a vertical lance to determine lining contours in situ and initiate immediate gunning action. This vertical gunning process (VGP) (12) reduced gunning time by 50 percent, but timing of this development was unfortunate with respect to the level of operations.

In the ladle area, some shops with consistent turnaround cycles and good preheating systems have converted to dolomitic linings. Gary is the only plant using a high alumina (> 80 percent) monolithic castable below a dolomitic slag line for all their ladles. In the K-OBM shop, where steel in the ladle can exceed 200 minutes, an average life of around 50 heats has been reported.

Environmental Issues

BOF dust is not classified as a hazardous waste product by the U.S. EPA and is used to some extent in sinter plants. Most of it is dumped, however, at approved landfill sites. BOF slag fines are added to sinter (normally 10 to 15 percent). Bulk slag is recycled through blast furnaces (up to 400 lbs/ton and confined to the less productive units) or used as fill. One interesting development is the PelleTech (PTC) process (13) which can produce carbon-bearing iron oxide pellets from any combination of iron-bearing waste products and smelt them in a cupola to conventional hot metal. A small pilot plant and an 80,000 tpa demonstration unit are scheduled to come on stream in Upper Michigan early in 1987, and may be a prelude to a 1.25 million metric tons per annum regional facility being considered for the Chicago area.

The future

What emerges from this survey is that a core capacity of about 25 million annual metric tons of BOF capacity will survive the restructuring process in the U.S., while another 12 to 15 million annual metric tons will be available in Canada. These facilities will operate to maximize caster

capacity and be second to none with respect to product quality and the flexibility to meet commercial specifications down to <50 ppm for the non-metallic residuals. In the U.S., a second tier of plants will operate into the early 90's but have "weak spots" in the primary area which must be strengthened to guarantee survival. These represent an annual capacity of about 9 million metric tons. A third U.S. tier (another 9 million metric tons) has fading prospects with present primary facilities. This raises the issue of the role of new technology.

One potential solution to hot metal shortages in the Kohle Reduction (KR) process (14). The Korf pilot plant at Kehl is to be scaled-up 5 to 1 and a facility built at Weirton, with about \$ 60 million of funding from the U.S. Department of Energy, and \$ 100 million to be raised by Weirton Steel (15). They expect financial support from other integrated producers. The process can consume a range of iron-bearing burden materials (fines, sinter, pellets) and a wide range of coals, which makes West Virginia an ideal test site. The Weirton plant is designed to produce 300,000 tons of hot metal annually and come on stream in 1989, by which time a similar facility at ISCOR (South Africa) should have been commissioned. This approach is for a mill with established oxygen steelmaking facilities which would continue to be operated. Even though projected operating costs are lower per NTHM than with conventional blast furnaces, capital costs for this small plant are not inconsiderable at \$ 150/annual U.S. ton (\$ 45 million). If a small (<250,000 mtpa) "greenfield" primary operation is planned, the energy optimizing furnace (EOF) offers possibilities (16). This is another

Korf brainchild, conceived to reduce charcoal hot metal conversion costs for a Brazilian mini-mill owned by C.S. Pains. It is "hybrid" technology; scrap pre-heating by hot waste gases, the use of water-cooled furnace panels, oxy-fuel burners, hot heel practices, submerged tuyeres for decarburization and postcombustion lances. At higher scrap levels, a "hot heel" continuous process would seem a preferable mode of operation, ideally coupled with a ladle reheating station which would handle "generic" heats (cf. the USX K-OBM philosophy). An EOF has been planned for a U.S. mini-mill (Connecticut Steel) but until 100 percent scrap charges have been melted successfully in Brazil, construction will not begin.

The bottom line is that the new technology is not that attractive for integrated mills and still distant for large-scale operations. Importing steel slabs (USX-Posco, Kaiser) and even electric furnace installations (Sidney) may look more attractive to both second and third tier mills.

The U.S. integrated mills have often been compared to dinosaurs.

Recent geological evidence suggests that the extinction of these animals was due not to their slowness or stupidity but to circumstances beyond their control; namely, a meteoric impact which created a "nuclear winter". Many circumstances are also beyond the control of the 100 percent privately-owned North American steel companies, but the restructuring process has been their own. The 40 million metric tons per annum of modern integrated capacity which are likely to emerge from a decade of painful restructuring, will be very competitive.

References

1. Percy, J.: Metallurgy - Iron and Steel, J. Murray, London 1864, p. 819.
2. Koros, P. J., F. E. Rote, J. A. Wallace, D. H. Winters: "Increase in Scrap Melting and Capital of Thermal Input to the BOF", ISS Steelmaking Proceedings, vol. 68, Detroit, Michigan, 1985, p. 81.
3. Wardrop, R. M.: "LBE Operations at Gary Works", ISS Steelmaking Proceedings, vol. 67, Chicago, Illinois, 1984, p. 107.
4. Attwood, B., R. G. Blossey, L. Conner: "Metallurgical Benefits of Combined Blowing", ISS Steelmaking Proceedings, vol. 65, Pittsburgh, Pennsylvania, 1982, p. 96.
5. Powell, S. C., T. A. Castle, J. V. Spruell: "LBE Operating Experience at National Steel", *Ibid.*, p. 189.
6. Hambly, L. E., K. Heyer, C. Reid: "The LBE Process at STELCO", *Ibid.*, p. 272.
7. Nishizaki, R. M., L. E. Hambly, A. H. Lohbihler: "Automatic Stop Control at STELCO's Hilton Works, ISS Steelmaking Proceedings, vol. 67, Chicago, Illinois, 1984, p. 163.
8. Watson, D. R.: "Computerized BOF Operation With Sublance Dynamic Control", *Ibid.*, p. 121.
9. Private Communication, AISI.
10. Brezny, B.: "Magnesium Brick Containing Metallic Magnesium", ISS Steelmaking Proceedings, vol. 65, Pittsburgh, Pennsylvania, 1982, p. 60.
11. Hart, R. L., D. J. Michael: "Magnesite-Carbon Brick for Steelmaking", Iron and Steelmaker, June 1986, p. 35.
12. Griffith, E.: "VGP of BOF at Armco", ISS Steelmaking Proceedings, vol. 67, Chicago, Illinois, 1984, p. 209.
13. Weiss, F., A. Goksel, F. Kaiser: "Production of Hot Metal From Carbon Bearing Iron Oxide Pellets by the PelleTech (PTC) Process", Iron and Steelmaker, February 1986, p. 34.
14. Papst, G., J. Flickenschild: "KR Process - A Coal Based Alternative to the Blast Furnace", Iron and Steelmaker, February 1986, p. 30.
15. Tony, W. A.: "Weirton Steel Ironmaking Demonstration Plant", Iron and Steelmaker, October 1986, p. 15.
16. Bonestell, J., R. Weber: "EOF Steelmaking", Iron and Steelmaker, October 1985, p. 16.

Present Status and Developments of Oxygen Steelmaking in Western Europe

P. Nilles, Liège*)

The development of oxygen steelmaking in comparison to other processes in Europe is discussed and an over-view of the various vessel sizes and process variations is given. The recent developments like hot metal pretreatment, combined

blowing, scrap rate, process control, gas recovery and ladle metallurgy are described and discussed together with problems like refractories and the utilization of the BOF-slag. Future prospects for the oxygen process are discussed.

Gegenwärtiger Stand und Entwicklung der Sauerstoff-Blasstahlerzeugung in Westeuropa

Die Entwicklung des Sauerstoffaufblasverfahrens im Vergleich zu anderen Prozessen wird für den europäischen Raum diskutiert zusammen mit einer Übersicht über Verfahrensvarianten und Gefäßgrößen. Die letzten Weiterentwicklungen wie Roh-eisenvorbehandlung, kombiniertes Blasen, Prozeßkontrolle,

Sekundärmetallurgie sowie die Abgasverwertung werden beschrieben und diskutiert, ebenso Feuerfestfragen und die Verwertung der LD-Schlacke. Die Aussichten und Entwicklungsrichtungen des Sauerstoffaufblasverfahrens werden diskutiert.

Situation actuelle et développement de la production de l'acier avec insufflation d'oxygène en Europe de l'Ouest

On discute le développement du procédé de production de l'acier par insufflation d'oxygène pour l'Europe, par rapport à d'autres procédés, en passant en même temps en revue les différentes variantes utilisées ainsi que les dimensions des creusets. On décrit et discute les développements les plus récents, tels que le traitement préalable de la fonte, l'insuffla-

tion combinée, le contrôle du processus, la métallurgie secondaire et l'utilisation des fumées, ainsi que les problèmes de réfractaires et l'utilisation des laitiers LD. Les possibilités futures et les directions de développement du procédé d'insufflation d'oxygène font l'objet d'une discussion.

1. Share of BOF in European steelmaking

In 1960, oxygen steelmaking represented less than 3% of the total European liquid steel production. At that time, the Open Hearth Process with 48.5% and the Basic Bessemer Process with 38% were the dominant steelmaking techniques in Europe (1). Fig. 1 shows a "modern integrated steelplant" producing 280,000 tons of liquid steel per month as it was presented at the 100th Anniversary of the Verein Deutscher Eisenhüttenleute in November 1960 (2). This figure clearly underlines the important changes which have taken place during the last 25 years, not only in the steelmaking field, but also in the blast furnace, casting and rolling areas. Today, two blast furnaces are sufficient for producing the same amount of liquid steel. More than 70% of the liquid steel are now continuously cast in Europe (fig. 2).

As far as steelmaking is concerned, the two dominant processes of 1960 – the Basic Bessemer and Open Hearth Processes – have today completely disappeared in Europe and they have been replaced by oxygen converters and electric arc furnaces. The upper curve of fig. 3 gives the total tonnage of liquid steel produced in Europe between 1960 and 1986: it shows a rapid growth until 1974 and a tendency to decline since then.

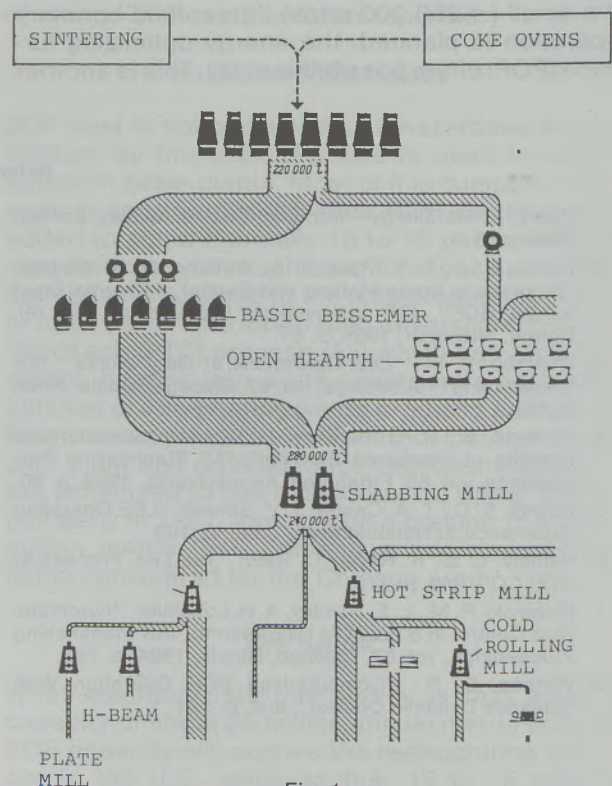


Fig. 1

An integrated steelplant in 1960 (2)
(280,000 t per month of liquid steel)

*) C.R.M., Liège, Belgium

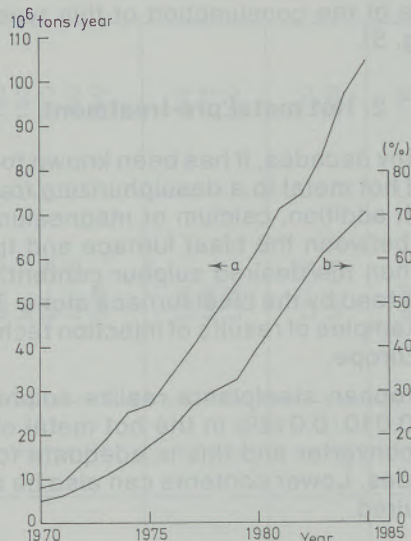


Fig. 2

Continuous casting in Europe

- a) total tonnage of continuously cast steel per year
- b) continuous casting percentage of total production

The same figure also shows the tonnages produced by the European oxygen converters and electric furnaces during the last 25 years. The quantity of oxygen steel has increased steeply and steadily until 1974 remaining relatively constant since then. The quantity of steel produced by the electric furnace has grown at a slower rate but its increase has continued until 1985.

In fig. 4, the percentages of steel produced by the different processes have been represented. The oxygen steelmaking processes have reached 70% of the total European liquid steel production in 1980 and have remained at that level since then. The electric furnace has increased its percentage continuously over the last 25 years, reaching 30% in 1985; in that year, the Open Hearth and Basic Bessemer had completely disappeared. It is important to mention that the European share of the world steel production has decreased from more than 30% in 1960 to about 20% in 1986.

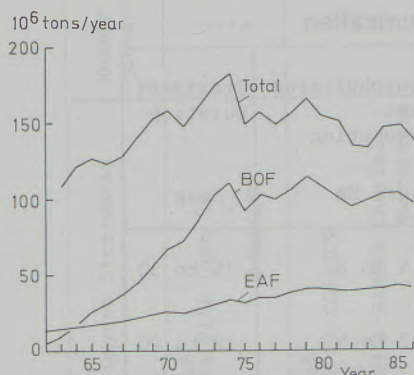


Fig. 3

European liquid steel production

The change of importance of the different processes has also been accompanied by a drastical change in the type of hot metal which is refined. Fig. 5 shows that, during the late fifties, the amount of high phosphorus (P = 1.6–1.8%) hot metal produced in the 6 initial countries of the European Coal and Steel Community was about four times higher than that of low phosphorous hot metal (P = 0.06–0.14%). This explains why at that time, after the successful development of the LD process in Austria, numerous efforts were made to apply oxygen top blowing also to high phosphorus hot metal: the two phase LD-AC refining process, using powdered lime, was the answer to this challenge. Today the amount of low phosphorous hot metal produced in Europe has become about six times higher than that of high phosphorous hot metal; this radical change is mainly due to the more stringent demands of the steel consuming industries.

In fig. 6, the evolution of the total number of oxygen vessels in operation in Europe is represented by curve A; the lower curve B indicates only the top blowing vessels, while the hatched zone represents the OBM/LWS and KMS vessels. It appears that from 1967, when the OBM process was invented in Germany, until 1974, the peak year of

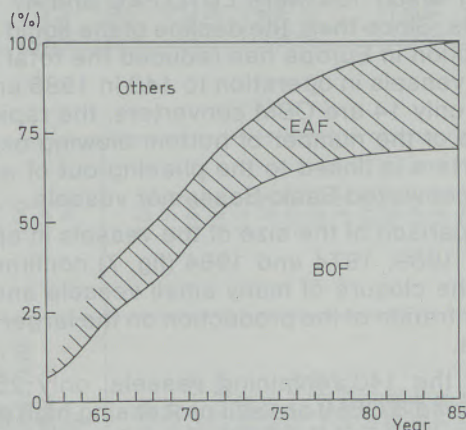


Fig. 4

Percentage of BOF and EAF in Europe

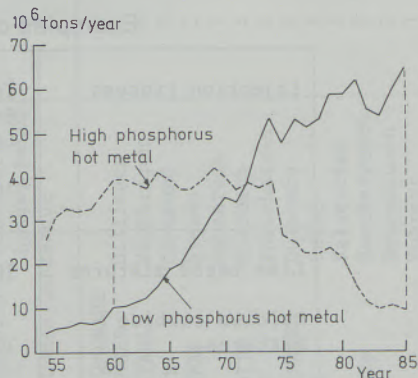


Fig. 5

Hot metal production in Benelux, France, Germany and Italy

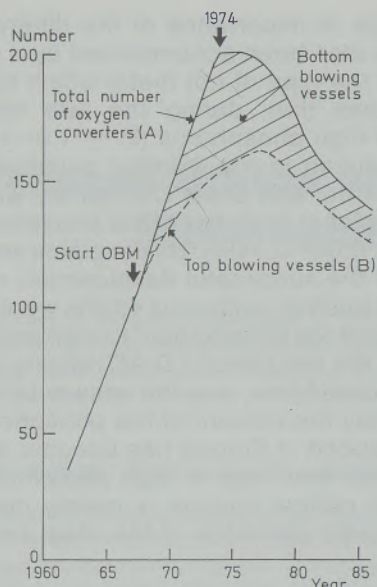


Fig. 6
Oxygen converters in operation in Europe

the European steel production, a large number of existing Basic Bessemer vessels were converted to bottom oxygen blowing, resulting in a total number of 201 oxygen converters in operation in 1974, among which 154 were LD/LD-AC and 47 OBM vessels. Since then, the decline of the liquid steel production in Europe has reduced the total number of vessels in operation to 140 in 1986 among which only 14 are OBM converters; the rapid decrease of the number of bottom blowing oxygen converters is linked to the phasing out of all the small converted Basic Bessemer vessels.

A comparison of the size of the vessels in operation in 1969, 1974 and 1984 (fig. 7) confirms indeed the closure of many small vessels and the concentration of the production on the larger converters.

Out of the 140 remaining vessels, only 25 (17 LD-AC and 8 OBM) are still processing high phosphorous hot metal and this confirms the rapid

decrease of the consumption of this type of hot metal (fig. 5).

2. Hot metal pre-treatment

Since many decades, it has been known to submit the liquid hot metal to a desulphurizing treatment (soda ash addition, calcium or magnesium injection . . .) between the blast furnace and the converter, when the desired sulphur content cannot be guaranteed by the blast furnace alone. Table 1 shows examples of results of injection techniques used in Europe.

Most European steelplants realize sulphur contents of 0.010/0.015% in the hot metal charged into the converter and this is adequate for most steel grades. Lower contents can also be achieved if required.

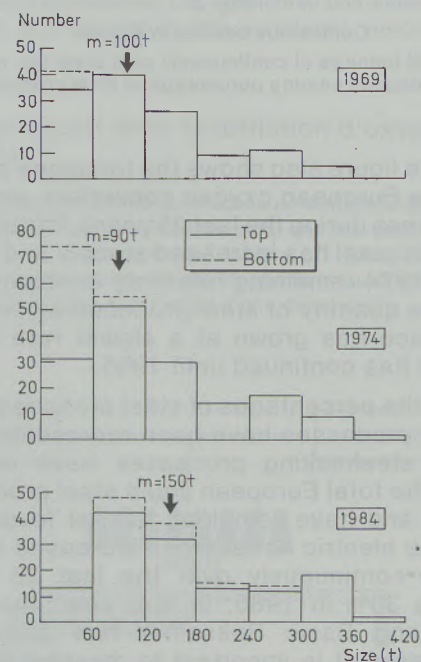


Fig. 7
Size and number of converters in operation

Table 1
Examples of hot metal desulphurization

Injection Process	Initial Sulphur Level	Final Sulphur Level	Desulphurizing Agent Consumption	Treatment Duration
	10^{-3} %	10^{-3}	kg/t HM	min
Lime based mixtures	30 to 50	10 to 15	5 to 8	15 to 30
Calcium carbide mixtures	30 to 50	5 to 10	2 to 5	12 to 20
Magnesium mixtures	30 to 50	3 to 10	0.5 to 1.0	6 to 18

Table 2

Basic Oxygen Steelworks	Number of converters	Type of process	Heat Weight (t)
<u>Austria</u>			
VOEST-ALPINE Linz 2	3	LDB	60
3	2	LDB	130
Donawitz	3	LDB	60
<u>Belgium</u>			
FORGES DE CLABECQ	2	LBE	80
SIDMAR	2	LBE/TBM	285
COCKERILL-SAMBRE Chertal	3	LD-HC	190
Marcinelle	3	OBM	150
USINES G. BOEL	3	LD	85
<u>France</u>			
DECAZEVILLE	2	LD	15
SOLLAC	2	LWS	240
SOLMER	2	LET	310
USINOR Dunkerque 1	3	LBE	140
2	3	LBE	230
UNIMETAL Gandrange	2	OLP/LBE	260
SACILOR/USINOR Mondeville	2	LDAC/LBE	100
Longwy Rehon	3	OBM	100
CFAS Dunes/Dunkerque	1	LD	70
<u>West Germany</u>			
DILLINGER Dillingen	2	LBE	180
SAARSTAHL Völklingen	3	LBE	150
HOESCH Dortmund	3	LD-CB	180
KLÖCKNER Bremen	2	LD-CB	265
Osnabrück	1	KMS	125
MAXHÜTTE Sulzbach	3	KMS	60
KRUPP Rheinhausen	2	LD-CB	320
MANNESMANN Duisburg	2	LD-CB	220
PEINE Peine	3	LD-AC	90
Salzgitter	3	LD	200
THYSSEN Beeckerwerth	3	TBM	260
Bruckhausen	2	TBM	380
Ruhrort	3	TBM	140
Hattingen	1	TBM	150

<u>Italy</u>				
PIOMBINO Piombino	3	LD-LBE	100	
ITALSIDER Bagnoli	3	LD	150	
Taranto 1	3	LD-CB	310	
2	3	LD-CB	350	
Cornigliano	2	OBM	250	
<u>Luxembourg</u>				
ARBED Esch-Schifflange	2	LBE	80	
Esch-Belval	2	LBE	175	
Differdange	1	LBE	160	
<u>Netherlands</u>				
HOOGOVENS IJmuiden 1	3	LD-CB	100	
2	3	LD-CB	300	
<u>United Kingdom</u>				
B.S.C. Scunthorpe	3	BAP	300	
Teesside	3	BAP	250	
Llanwern	3	BAP	175	
Port Talbot	2	BAP	320	
Ravenscraig	3	BAP	130	
<u>Finland</u>				
OVAKO OY Lappohja	2	LD	50	
RAUTARUUKKI Raahe	3	LD-KG	80	
<u>Greece</u>				
HALYVOURGIKI Eleusis	4	LD	50	
<u>Norway</u>				
AS NORSK JERNVERK Mo-i-Rana	2	LD-CB	72	
<u>Portugal</u>				
SIDERURGIA NATIONAL Seixal	2	LBE	45	
<u>Spain</u>				
ALTOS HORNOS DE VIZCAYA Sestao	3	LD	110	
ENSIDESA Aviles	3	LD	70	
	2	LD	100	
Verina	3	LBE	115	
<u>Sweden</u>				
SVENSKT STAL AB Oxelösund	1	LBE	170	
Lulea	2	LBE	105	

Recently Japanese steelmakers have developed techniques for partially eliminating phosphorus between the blast furnace and the converter. These techniques, which also imply hot metal desiliconization, have until now not found a large application in Europe.

The investment costs involved with hot metal dephosphorization are indeed very high (about 25 million DM per unit capable of treating 500,000 tons of hot metal per year) and they are only justified if the quantity of steel for which extremely low P contents are required is sufficiently high. This is presently not the case and also in a foreseeable future less than 5% of the steel products will require P contents under 0.005%.

In Europe, the application of a hot metal dephosphorizing treatment should therefore only be expected in particular local conditions e.g. when small investments are necessary to partially desiliconize and dephosphorize the hot metal and when this practice leads to a decrease of the overall production costs of the liquid steel. In this context, it must also be noted that, for producing limited quantities of ultra-low P steels, alternative techniques such as a double slag practice in the converter are available.

3. Combined blowing

In the early days of the LD/LD-AC processes, it clearly appeared that – contrary to the Basic Bessemer Process – metal and slag were not in equilibrium at turndown (3); therefore the dephosphorizing and desulphurizing capabilities of the slag were not entirely used and moreover the analysis and temperature scatter were increased. These drawbacks were due to the insufficient stirring at the end of the blow.

The pure bottom blowing OBM process was the first solution to overcome these disadvantages and the excellent results of this technique spurred the development of improved stirring methods also in top blown vessels.

The systems presently in operation in Europe can be divided into three categories, e.g.

- porous refractory bricks for injecting neutral gas through the converter bottom
: LBE, BAP . . .
- tubes for injecting neutral gas through the converter bottom
: TBM . . .
- concentric tubes for injecting simultaneously oxygen and a hydrocarbon protective medium through the converter bottom: LD-HC, LET . . .

Compared to pure top blowing, all these techniques lead to similar advantages which are essentially

- lower sulphur, phosphorous and oxygen contents at tapping;
- higher manganese contents at turndown;
- improved iron yield;
- less sloping.

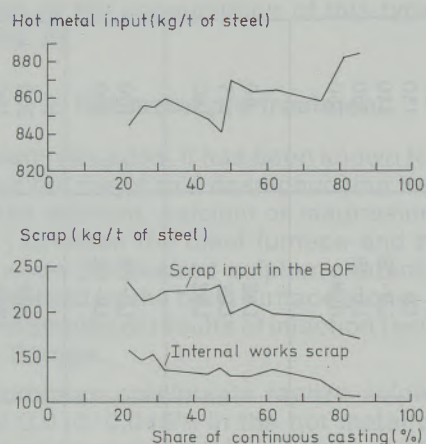


Fig. 8

Evolution of the metallic charge with the CC share in Germany

Table 2 lists the systems in operation in the different European steelplants. It appears that among the 140 converters presently in operation,

- 73 use porous bricks;
- 13 use tubes with neutral gas;
- 5 use concentric tuyeres (LD-HC, LET);
- 14 use bottom blowing (K-OBM, KMS, LWS);
- 35 still operate with pure top blowing, but it can be expected that most of them will also adopt combined blowing in the future.

4. Hot metal and scrap inputs

The quantity of internal works scrap has rapidly decreased during recent years, due to the expansion of continuous casting (fig. 2).

On the other hand, for more and more grades, customers are increasingly demanding concerning the level and the scatter of the impurities (P, S, N, Cu, Ni, Cr . . .) contained in the steel. The consumption in oxygen converters of high quantities of cheap collected return scrap does not allow to comply with these requirements.

Due to these two factors, it has become necessary to increase the hot metal ratio in many European oxygen steelworks.

As an example, fig. 8 shows the decrease of the internal works scrap availability in Germany with the expansion of continuous casting. It also indicates that, while the C.C. share increased from 20 to 80% in this country between 1973 and 1984, the total scrap input in the BOF has in the average decreased from 240 kg/t to 180 kg/t. During this period, the hot metal input has increased by about 40 kg/t. At the same time, the iron yield has been improved by more than 1%, mainly due to combined blowing.

A similar trend is also observed in other European countries (fig. 9). In parallel with the lowering of the scrap input, the silicon content of the hot metal has been decreased (4).

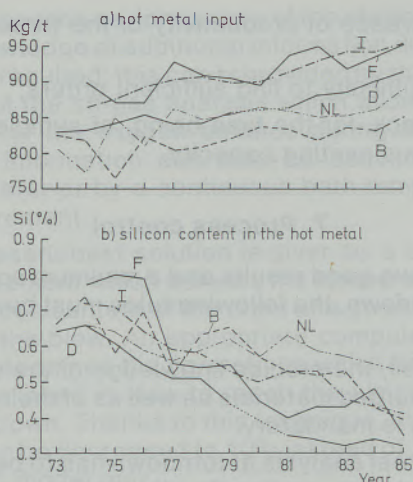


Fig. 9

Evolution of the hot metal input and the silicon content in selected European steelworks (4)

When sufficient amounts of good scrap are available or when a BOF shop has to produce steel grades for which used scrap does not create a quality problem, it is of interest to increase the scrap melting capacity, especially when the price of this scrap is low.

The following techniques have been developed in Europe for this purpose (table 3):

- thanks to bottom stirring, a high lance position can be adopted which allows to enhance the $CO \rightarrow CO_2$ postcombustion inside the vessel. Special lance tips, with sometimes separate oxygen outlets for decarburization and post-combustion are used; this practice allows an increase of the scrap melting capacity by 10 to 20 kg/t compared to pure LD;
- an additional increase of about 10–20 kg/t is obtained if carbonaceous materials are added from the top to the bath during the blow;
- the highest scrap melting rate is achieved industrially by the KMS process, where scrap constitutes more than half of the metallic input.

In this process, coal or coke are injected through the converter bottom during the blow and the CO is partially combusted to CO_2 by a modified top lance. To obtain a good heat transfer from the cone to the bath, an intensive stirring is necessary. At least 30% of the total oxygen are blown through the converter bottom and to master the slag viscosity, the injection of powdered lime is necessary.

5. Lime consumption

On Figure 10 have been represented:

- the steel production in the top and combined blowing oxygen converters in the following countries: Austria, Benelux, France, Germany, Great-Britain and Italy;
- the total lime consumption (lump + powder) in these converters;
- the percentage of lime used in powdered form.

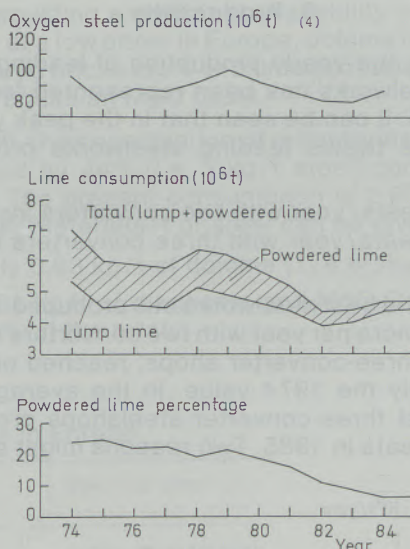


Fig. 10

Lime consumption in BOF converters (4)

Table 3

Scrap melting in combined blowing:
Change in kg/t compared to pure top blowing
(Low P hot metal)

. Normal combined blowing	- 10 to - 20
. Increased $CO \rightarrow CO_2$ combustion	+ .10 to + 20
. Increased $CO \rightarrow CO_2$ combustion	
+ top addition of anthracite	+ 20 to + 40
. KMS	+ 150 to + 300

It appears that the total lime consumption has decreased from 7 million tons in 1974 to 4.75 million tons in 1984 and this for an almost unchanged steel production.

The reasons which explain this decline are:

- the rapid decrease of the use of high phosphorous hot metal;
- the introduction of combined blowing;
- the decrease of the silicon content in the hot metal.

In the steelshops using low phosphorus hot metal, the lime consumption has decreased in average from 60–70 kg/t steel in 1974 to less than 50 kg in 1985.

The share of powdered lime has decreased from about 25% in 1974 to about 7% in 1985 and this can be attributed to the rapid decrease of the use of high phosphorous hot metal. Powdered lime is not used in steelworks converting low phosphorus hot metal, except in the KMS process.

6. Productivity

In fig. 11, the yearly production of leading European steelworks has been represented for 1974 and 1985. It can be seen that in the peak year of 1974, the twelve leading steelworks produced roughly

10,000 heats/year with two converters installed, 20,000 heats/year with three converters installed.

In 1985, the best steelworks still produced 10,000 heats or more per year with two converters installed. The three-converter shops, reached only exceptionally the 1974 value. In the average, the eight best three-converter steelshops produced 16,000 heats in 1985. Two reasons might explain

this decrease of productivity of the three vessel shops:

- the difficulty to find sufficient orders;
- the lack, for the time being, of sufficient continuous casting capacity.

7. Process control

To achieve good results and a minimum scatter at first turndown, the following rules must be observed:

First of all, the precise knowledge of the weights of the charged materials as well as of their correct analysis is mandatory.

As the steel analysis at turndown has to be known in a short time, an "on floor" laboratory is preferable.

As far as process control itself is concerned, static models allow to determine the inputs (hot metal, lime, oxygen . . .) in order to reach the aimed steel weight, temperature and analysis.

One of the basic conditions for a good behaviour of the static models is the reproducibility of the working parameters (lance height, pattern of oxygen flow rate . . .) and combined blowing has allowed much progress in this respect.

The following table shows the scatter which can be achieved at turndown with a static model in combined blowing.

	Average	σ
C (%)	0.030	0.005
P (%)	0.012	0.003
S (%)	0.015	0.003
N (%)	0.002	0.0005
T (°C)	1650	15.0

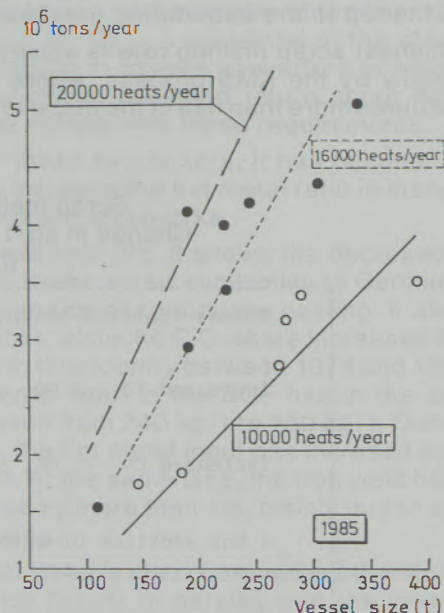
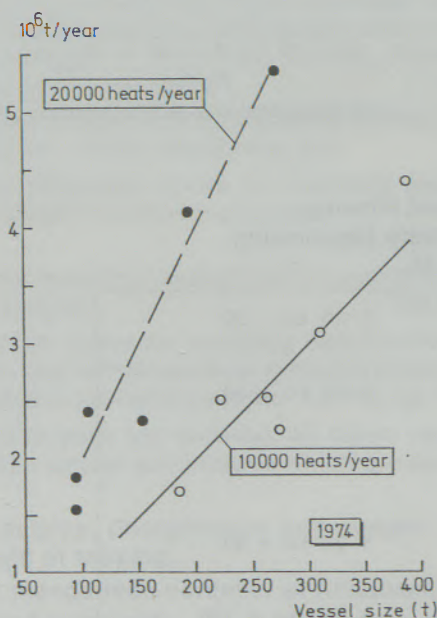


Fig. 11

Yearly production in leading European steelplants in 1974 and 1985

To improve the performances of the static models, the knowledge of additional information during the blow is required; this can be provided by the exploitation of the off-gas analysis which allows a correction of the oxygen balance during the blow. Useful information can also be delivered by a sonicmeter or by a continuous bath temperature measurement.

The present best solution is given by a substance measurement which delivers the temperature and the carbon content of the steel at a given moment during the blow. An appropriate computer model then determines the corrections which have to be accomplished in view to reach the aimed results at turndown. Thanks to this technique, the reblow rate can be decreased to 10% instead of 15% with a static model only.

Substances are used in Europe by

Hoogovens	Solmer
Italsider	Thyssen
Krupp	Usinor
Mannesmann	VOEST-Alpine

8. Gas recovery

Until 1979, none of the European oxygen steelplants recovered the BOF-off gases and latter were flared-off at the stack.

The rapid rise of the energy prices in the late seventies drastically decreased the pay-back period of the investment for gas recovery and several such installations were built.

Table 4 lists these European installations and gives the date of their start-up.

9. Refractories for oxygen converters

The quality and the quantity of refractories used in European oxygen steelplants have undergone many changes during the past ten years. Various reasons explain this evolution and they can be classified in two main groups related to:

- the refractories themselves: new qualities and new raw materials;
- the changes of the oxygen steelmaking process itself; increase of the vessel-size, combined blowing, secondary steelmaking and continuous casting.

Fig. 12 shows the consumption of refractories in BOF shops treating low phosphorus pig iron. It is calculated from data relating to the 7 following countries: Austria, Belgium, France, Germany, Italy, Netherlands and United Kingdom.

In 1976, doloma represented 61% of the total consumption, including unshaped products. This material was considered satisfactory because it was providing a sufficient availability of the converter at a low price: in Europe, doloma tar bonded tempered bricks are 4 or 5 times cheaper than the same bricks on MgO basis.

In 1985, the consumption of refractories has been reduced by 44% (i.e. 2 kg/t steel) compared to 1976. The present consumption of 2.63 kg of refractory materials/t of steel can be divided into:

- only 0.63 kg/t of doloma (1/4 of the total);
- 1.61 kg/t of magnesia and MgO-C bricks i.e. 61% of the total;

Table 4
Gas recovery installations in Europe

Country	Company	Start-up year
Austria	LINZ III	under construction
France	SOLLAC	1983
	SOLMER	1982
	DUNKERQUE 2	1983
Germany	SAARSTAHL	1986
	BRUCKHAUSEN	1983
	RHEINHAUSEN	1983
	BECKERWEERTH	under construction
	SALZGITTER	under construction
Italy	TARANTO 1	1986
	TARANTO 2	1979
Netherlands	HOOGOVSNS 2	1986
Great Britain	SCUNTHORPE	1984
	LLANWERN	under construction

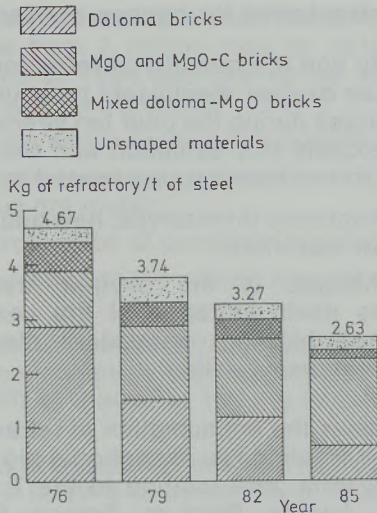


Fig. 12

Evolution of the consumption of refractories in the European BOF converters (low phosphorus pig iron only)

- 0.15 kg/t of mixed MgO-doloma bricks, a quality which is loosing interest, as shown by the evolution of its consumption;
- 0.23 kg/t of unshaped refractories.

The increase in the use of MgO bricks became a necessity with the development of continuous casting and ladle metallurgy. The availability of greater quantities of magnesia from sea water extraction was a favourable factor in this respect.

The development of bottom stirring and combined blowing is the main reason of recent reduction in the consumption of refractories. It favoured also the use of MgO-C bricks, firstly as a must in the area of the blowing elements and then as an alternative material in almost all zones of the converter.

The use of unshaped materials developed around 1980 with the increased use of MgO bricks and the introduction of the laser wear monitor. It is now decreasing due to improved slag coating.

These general tendencies, observed in almost all European countries, should not dissimulate some regional differences which are interesting to mention:

- in some countries, the use of doloma remains currently quite high: 21% in Netherlands and 43% in Germany; in other countries, it was never used (Austria) or has almost completely disappeared (France);
- the success of MgO-C bricks is also very different from one country to another; their efficiency in the area of the stirring elements is very widely recognized. Their use in other parts of the converter or even for the entire lining is mainly encountered in the United Kingdom, in Italy and in the Netherlands. On the opposite side, Germany and Belgium are using very small quantities of MgO-C bricks.

Europe is now producing MgO-C bricks of the best quality (with fused MgO grains, metallic additions ...) and in parallel, graphite and carbon-enriched doloma bricks are also proposed.

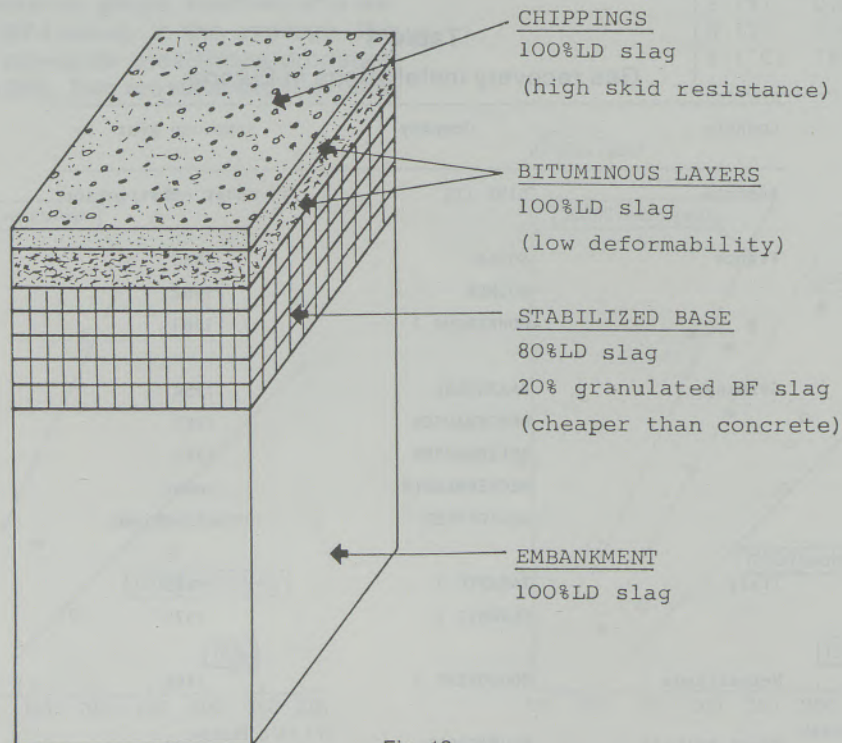


Fig. 13

Example of a road using LD slag in its various layers

10. Utilization of the BOF slag

During the years when high phosphorus hot metal was widely spread (fig. 5), the phosphoric Thomas slag was easily sold as a fertilizer. Today only a few companies located in Luxembourg, Germany and France, still take advantage of this product.

For the LD slag, other uses had to be found. In the past, the recycling to the sinter plant or to the blast furnace was consuming about 50% of the converter slag. With the higher tapping temperatures required by ladle metallurgy and continuous casting, only 20% of the slag are presently recycled because of the more difficult removal of phosphorus in the converter.

The main valorization is found in civil engineering: road construction, filling material, marine and fluvial construction, rail ballast, etc. . . . The greater part of this slag is valorized at a low price: material for filling or by-road construction. Nevertheless, a good preparation of the LD slag by screening and weathering without further crushing provides a high quality stone with very good mechanical properties and an excellent skid resistance. Their use in various layers of the road (bituminous surfacings, compound bases in mixture with granulated BF slag) is applied with success (fig. 13).

Although the LD slag is very low in phosphorus, a part is utilized in agriculture, specially in Germany where lime carries are necessary to neutralize the acidity of the soil. This LD slag is commonly mixed with Thomas slag or other phosphatic fertilizers.

11. Ladle metallurgy

It is well known that between tapping and casting, the steel has to undergo a certain number of finishing treatments e.g.

- first, precautions are taken to avoid the introduction of converter slag into the ladle;

- inert gas bubbling is used to homogenize the steel analysis and temperature in the ladle;
- if very low sulphur contents must be reached in the steel, a special treatment with basic slags or calcium/magnesium containing elements is performed;
- ultra low carbon contents (0.005%) can only be achieved by vacuum treatment;
- when high quantities of alloys have to be added or when the heat losses in the ladle are very high, a reheating of the steel can be performed in the ladle.

Table 5 gives a list of special equipments installed in the European oxygen steelplants.

12. Future prospects

At the present time, the economic growth of the industrialized countries is no more accompanied by an increased consumption of basic materials (5). During the coming years, world steel production will therefore increase only slightly and the share of Europe will continue to decrease slowly. Two reasons explain this decline: first, Europe will find it more and more difficult to remain a net steel exporter and second, the apparent steel consumption which from 1970 to 1985 has decreased in Europe from 120 million tons to 100 million will according to the forecasts of the IISI, decrease by an additional 4% until 1995 (6).

The respective shares of BOF and EAF should remain at about today's level. Electric steel-making has increased until 1986, but this process will find it difficult to continue its advance as it will be confronted with the following problems:

- the success of the EAF was based on the increasing availability of cheap scrap during the last decades. However, since 1974, the steel consumption has stagnated, if not decreased

Table 5
Ladle metallurgy installations

	Injection Stand	Vacuum Unit	Ladle Furnace
Austria	3	1	1
Belgium	5	1	1
France	3	4	5
West-Germany	9	8	1
Italy	3 + 1*	3 + 1*	2 + 2*
Luxembourg	3	1	1*
Netherlands	-	1	-
United-Kingdom	4	5	-

* To be started in 1987

in the industrialized countries and therefore the availability of collected scrap should not increase anymore in Europe;

- mini-steel plants have taken over most of the ordinary steel grades. Due to a lack of sufficient quantities of good scrap at a low price, they will find it difficult to enlarge their product mix to quality steels.

As far as scrap circulation is concerned (7), the steel industry will more and more be divided into two groups (fig. 14): one using mainly internal works scrap and hot metal in large size BOF shops and the other consuming almost all the collected used scrap in electric furnaces with a heat size of less than 100 t.

In our opinion, most of the high quality steel grades, i.e. hot strip, cold rolled sheet, top quality wire rod, rails, heavy beams and heavy plate for special applications, will continue to be produced

in oxygen steelworks. In order to minimize the steelmaking costs and to meet the user requirements, it is necessary:

- to concentrate the steel production in the most efficient basic oxygen steelplants; the closure of a certain number of the 140 existing converters has already been announced;
- to optimize hot metal production, prereducing, converter operations and ladle metallurgy along the lines described in the present paper.

Acknowledgments

The author wishes to thank Mr. Ch. MARIQUE, Chef de Service Adjoint and Mr. J. PIRET, Chercheur Principal at C.R.M., for their valuable contribution to the present paper.

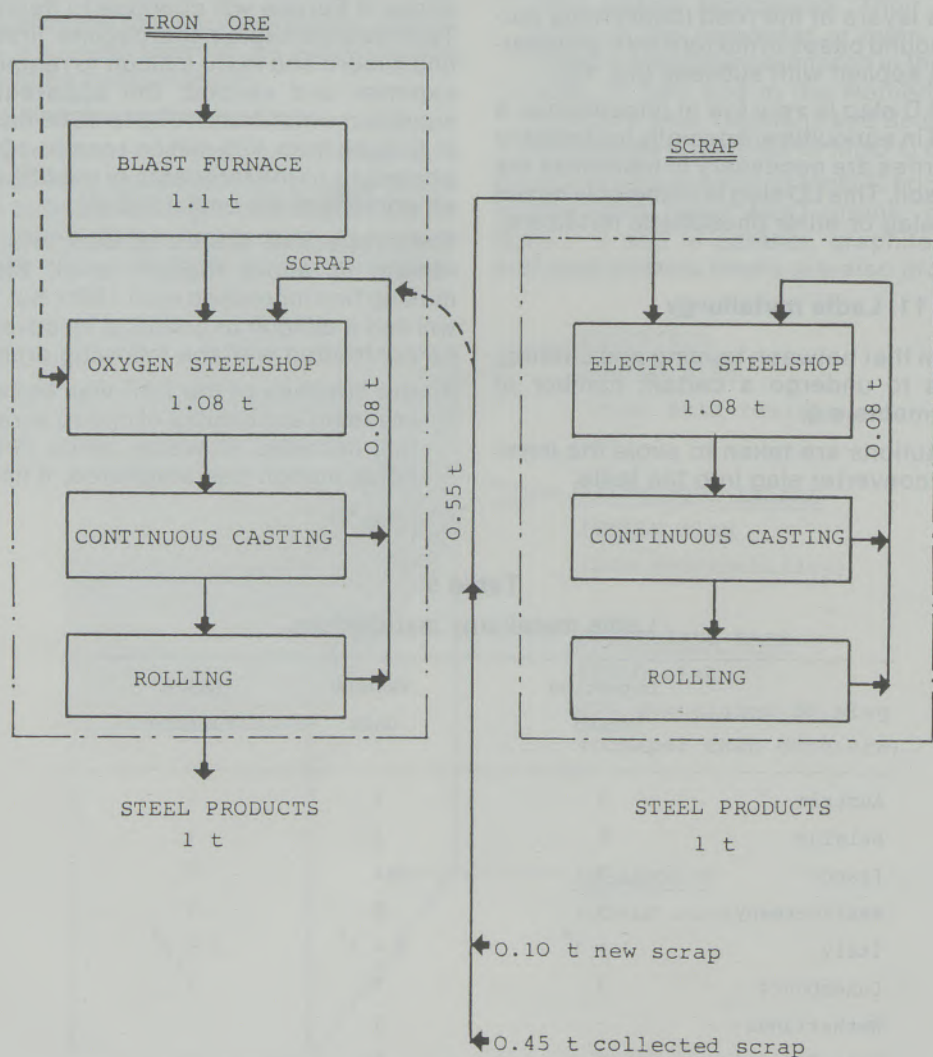


Fig. 14

Present tendencies in the scrap circulation (7)

References

1. In the present paper, Europe means: the twelve countries of the Common Market + Austria, Finland, Norway, Sweden and Switzerland.
2. Springorum, F. A.: Stahl u. Eisen 80 (1960), n. 25, pp. 1838-1851.
3. Coheur, P., and A. Decker: Proceedings, Congrès International sur les Acieries à l'Oxygène, Le Touquet, 23-25 September 1963, pp. 196-209.
4. International Working Group "Exchange of Data on BOS Plants": Austria, Benelux, France, Germany, Great Britain, Italy.
5. Larson, E. D., et al.: Scientific American, June 1986, pp. 24-31.
6. Holschuh, L.: 20th Meeting of the IISI, Rio de Janeiro, October 1986.
7. Astier, J.: 2nd European Electric Steel Congress, Florence, 29 September to 1 October, 1986.



Refractory Lining of Oxygen Steelmaking Converters

F. Hubner, Linz; E. Kaltner, Leoben;
G. Mörtl, Radenthein*

Since the start-up of the first LD-steel plant of the world 35 years ago in Linz and the second one half a year later in

Donawitz a new era not only for steel manufacturing, but also for the refractory industry began.

Feuerfeste Auskleidungen von Sauerstoff Blasstahl-Konvertern

Seit der Inbetriebnahme des ersten LD-Stahlwerks der Welt vor 35 Jahren in Linz und des zweiten ein halbes Jahr später

in Donawitz, begann ein neues Zeitalter nicht nur für die Stahlherstellung, sondern auch für die Feuerfest-Industrie.

Revêtements réfractaires de convertisseurs d'acier à l'oxygène

Depuis la mise en exploitation de la première aciérie LD construite dans le monde il y a 35 ans à Linz et de la seconde six mois après à Donawitz, une nouvelle ère a commencé non

seulement pour la production de l'acier mais aussi pour l'industrie des réfractaires.

1. Development of the oxygen blowing technique

The introduction of the LD-process was world-wide at least in the western industrial nations very rapid. After 10 years at the end of 1962 55 LD- or LDAC-shops in 16 countries were in operation or under construction. After further 10 years at the end of 1972 45% of the world steel production was made by the LD-process.

A very successful cooperation between the Austrian steel industry, the inventor of the LD-process and the Austrian magnesite industry took place. This was the basis for a necessary fast development of suitable magnesia refractory products and construction concepts, which made the distribution of this new steel manufacturing process easier.

Fig. 1 shows the development of this process in the different economic regions of the world.

Except Austria and some few other countries, especially Japan recognized the advantages of the LD-process and build-up the post-war steel industry to the greatest extent with the LD-process.

Thus Japan could increase the yearly steel production from less than 10 million tons in 1950 to 120 million tons in 1973. This was only possible similarly to Austria as N. Moritama (1) showed at the occasion of the Conference of the Technical Association of Refractories in May 1985 in Kyushu because the Japanese refractory industry was always interested in the development of the LD-process. As in Austria also in Japan a close

cooperation between refractory consumers and producers existed.

The development of the size of the converters was fast too. While the first LD-converters had a capacity of 30 tons similarly to the Thomas-converters in operation at that time already 12 years later the first 300 tons LD-converter went into operation.

The LD-process and its variants followed in the second half of the sixties the OBM-process as oxygen bottom blowing process, primarily only thought for the conversion of phosphorous-rich pig iron. In the second half of the seventies the well-known advantages of the top and the bottom blowing process led to the installation of combined blowing processes, in which besides oxygen

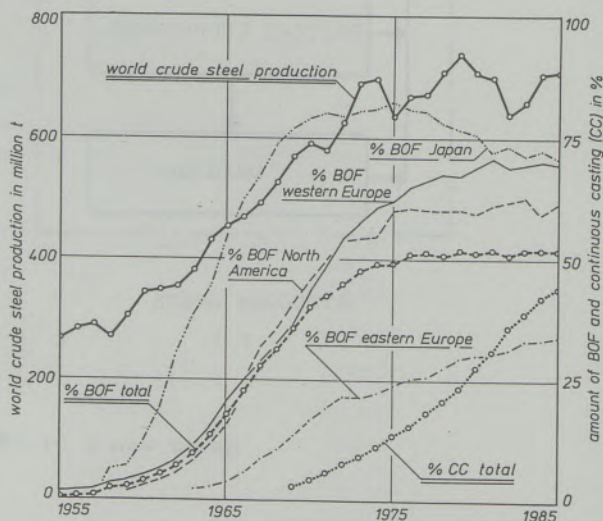


Fig. 1

Development of BOF steel production world-wide in different regions

*) F. Hubner, VOEST ALPINE AG, Linz
E. Kaltner, Veitscher Magnesitwerke AG, Leoben
G. Mörtl, RADEX Austria AG, Radenthein

from above purging gases like nitrogen and argon, but occasionally also oxygen are injected through the bottom.

1.1 Present status of the oxygen blowing processes

The numerous variants of the steel blowing processes can be divided into four basic groups (fig. 2):

1. Pure top blowing process.
2. Top blowing process with bottom stirring.
3. Bottom blowing process.
4. Combined blowing processes, that means application of oxygen from top and bottom.

From these four types of processes the second one, top blowing with bottom stirring, dominates worldwide. The combined blowing process with the use of oxygen also through the bottom is in a trial status respectively is applied in a few occasions regularly in operation, but could not gain importance so far due to the high wear of the refractories in the tuyere area.

2. Attack of the converter lining

The attack of the refractory lining of LD-converters has numerous reasons. According to fig. 3 process, constructional, operational and external reasons exist. It is a fact that the different blowing processes lead to different attacks of the single areas of the refractory lining.

As far as the bottom blowing converters are concerned the wear of the upper cone and the barrel is similar to top blowing converters, except the lip-ring, which needs different brick qualities and construction designs in order to enable the removal of the skull.

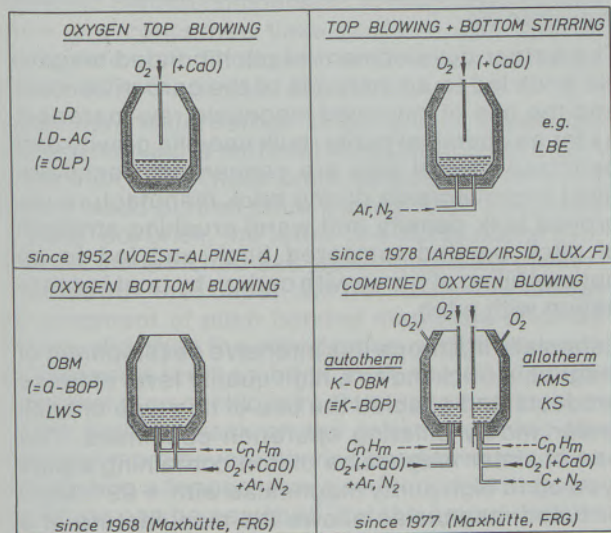


Fig. 2

Types of basic oxygen steelmaking converters (BOS converters)

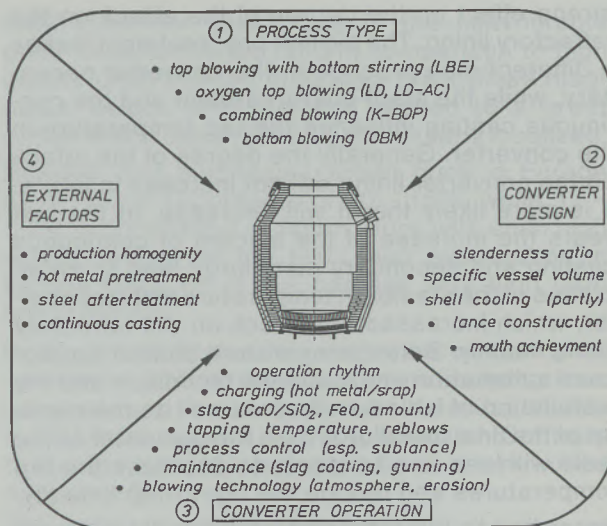


Fig. 3

Main influences on the BOS converter lining due to steelmaking process

The bottom and the bottom joint are special areas which require a special development of refractories. Especially the tuyere brick and the surrounding area in the bottom are critical to get a sufficient overall service life of the lining. This can be achieved by high-duty mag/carbon brick. Nevertheless it is difficult to reach a balanced refractory wear. Therefore very often the thickness of the refractory lining in the bottom is very thick and installed in two layers.

It is likely that the number of entirely bottom blowing converters will not increase in the future. It is more likely that a part of the bottom blowing converters is reconstructed into combined blowing converters. The reconstruction into special processes like KMS- and OBM-converters with tuyeres through the upper cone can also be assumed.

Contrary to the bottom blowing technique gas purging in top blowing converters reduces the attack of the refractory lining due to a reduction of the FeO-content of the slag. But the wear profile of the converter lining changes, which requires a special selection of suitable refractory qualities.

Because mainly carbon containing magnesia or doloma products are used as lining materials the prevention of carbon burn-out is essential for a low refractory wear. It is known that the blowing conditions like tuyere design, lance distance, oxygen quantity, CO₂ respectively oxygen partial pressure of the converter atmosphere can be varied and therefore influence the refractory wear of carbon containing basic refractories widely (2), (3), (4).

According to the applied blowing process respectively blowing technique other metallurgical influences like pig iron pretreatment and the secondary steel metallurgy in a heated or non-heated aggregate and the continuous casting have a

strong effect on the degree of the attack on the refractory lining. The pig iron pre-treatment makes a different slag practice in the converter necessary, while the steel-post-treatment and the continuous casting influence the tap temperature in the converter. Generally the degree of the attack on the converter lining will not increase in future. It is more likely that it will decrease. In the last years the increase of the amount of continuous casting and secondary metallurgy lead to an increase of the steelbath temperature in the converter, which increased the attack on the refractory lining heavily. Better temperature control via process automation and sublance technique and the installation of ladle furnaces as well as the transfer of the final metallurgy from the converter to the ladle will lead to a tendency to decrease the tap temperatures and reduce the tap-to-tap time (5).

According to the blowing technique the different areas of the converters like lip-ring, tap hole, scrap impact, trunnion, slag line, lower cone and bottom and the tuyere area in the bottom or cylinder show different degrees of attack. This makes the use of different brick qualities with the corresponding properties and the application of corresponding construction designs in order to achieve a balanced lining and economical result necessary.

It is no doubt that the knowledge about the reasons for the basic refractory wear mechanisms in converters is necessary in order to be able to carry out an effective refractory development and propose an efficient lining construction (2), (6).

3. Refractory products for oxygen converters

3.1 Brick

In the fifties, when the LD-process was introduced, mostly tar bonded doloma brick were used as lining material for the widely spread Thomas converters. The then used tar bonded doloma brick reached their limits soon due to the higher attack in LD-converters and the following variants like LDAC, Kaldo or bottom blowing processes. It was likely to combine magnesia with carbon as logical development of basic brick for the LD-converter because it was known from tar-bonded doloma-brick that carbon prevented the brick from slag infiltration (7). The tremendous success of the combination of magnesia and carbon became effective when the iron containing alpine magnesias were replaced by primarily natural and then synthetic low iron magnesias.

Subsequently the increase of the carbon content from 2 to 5–6% of burned, pitch impregnated magnesia brick and of pitch bonded magnesia brick by carbon black addition and pitch impregnation and last not least the introduction of resin or pitch bonded magnesia/carbon or doloma/carbon brick by combining graphite with sintered or fused magnesia or sintered doloma with up to 20% C has to be mentioned (fig. 4).

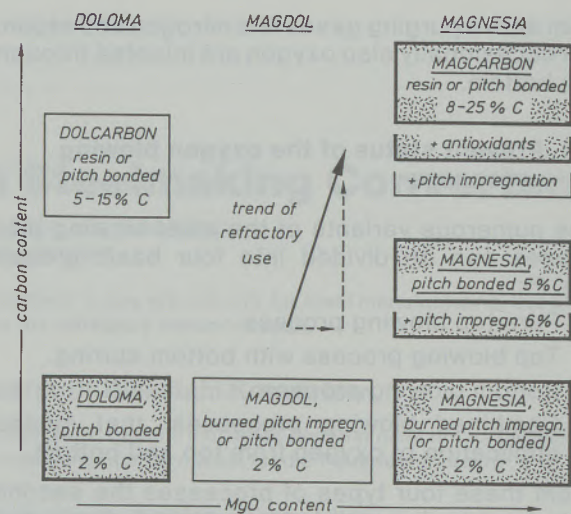


Fig. 4

Types of shaped refractories for the BOS converter working lining

Today the wear linings of converters consist of the following main brick types:

- Pitch bonded magnesia brick with or without pitch impregnation and carbon contents of 5–6% C.
- Resin or pitch bonded magnesia/carbon brick with or without oxydation inhibitors and 8–25%, mostly 10–20% C.
- Pitch bonded doloma brick with approx. 2% C.
- Pitch or resin bonded doloma/carbon brick with 7–15% C.
- Burned impregnated magnesia brick with approx. 2% C.

The amount of these mentioned products differs widely in Europe, Japan and America. The development in the different areas and the operational parameters in the converters as well as the cost to performance ratio of the brick is the reason therefore (5).

The further development of pitch bonded magnesia brick led to an increase of the carbon content and the use of improved magnesia raw materials as far as chemical purity, bulk specific gravity and periclase crystal size are concerned. Technological improvements during brick manufacture improved bulk density and warm crushing strength of pitch bonded tempered brick and led to an optimal filling of pores with carbon by post impregnation with pitch.

Especially in Europe this intensive development of magnesia brick led to a high quality level of these products and enabled the use of this type of brick under widely differing operation conditions. The use of sinter magnesias of iron containing alpine type up to high purity magnesias with +99% MgO or fused magnesias allows the manufacture of a broad variation of products (fig. 5). Therefore the pitch bonded magnesia brick is in Europe the most important lining material for converters.

Refractory (typical) used raw material	MAGNESIA						DOLOMA	
	sintered				fused	sintered		
	MgCO ₃ coarse- crystalline		MgCl ₂ sea water			MgCl ₂ + CaCO ₃	dolo- mite	
MgO weight %	90-96	96-98	96-98	98-99	96-99	52-85	36-42	
Fe ₂ O ₃	0,8-6	<0,5	<0,5	<0,5	<0,8	0,5-2	0,5-2	
CaO	0,5-5	1-3	1-3	0,6-1	0,6-2,5	12-45	55-62	
SiO ₂	0,3-2	0,3-1,2	0,3-1	<0,3	0,1-1,2	0,5-1	0,3-1,5	
B ₂ O ₃	<0,05	<0,01	<0,07	<0,01	<0,07	<0,2	<0,02	
Crystal size μm								
-periclase	30-70 (150)				500	20-50	5-30	
-lime	-				-	5-20	5-30	
Bulk density g/cm ³	3,30-3,45				3,50	3,3-3,4	3,1-3,3	

Fig. 5

Magnesia and doloma base materials used world-wide for BOS refractories

Magnesia-carbon brick were developed in Japan primarily for electric arc furnaces with water cooled sidewalls. In the early eighties these brick were introduced into LD-converters also. The first generation did not contain, the second did contain oxydation inhibitors. The objective of the development was to prevent burn-out of carbon as long as possible and to retard the reaction between MgO and carbon at high temperatures. The first aim can be achieved by adding metal powders like aluminium, magnesium or silicon or silicon carbide. The second aim to reduce the reactivity of the MgO with carbon is achieved by increasing the periclase diameter and the purity, especially by reducing the boron and silica content as far as possible. The increase of the periclase diameter is possible by increase of the burning temperature during sinter burn or by fusing the MgO. As far as the solid carbon components in magnesia-carbon brick are concerned flake graphite with special flake size and thickness and carbon contents above 90% C are used (2), (8), (9).

Such magnesia/carbon brick are in Japan the dominating lining material for LD-converters with more than 70%. These brick replaced the formerly mainly used burned pitch impregnated magnesia or mag/dol brick, the latter one made out of synthetic CaO-enriched sea water magnesia clinker. This means that Japan did not follow the further development of pitch bonded magnesia brick as Europe did. With the introduction of high amounts of magnesia/carbon brick in Japan only an increase of the specific refractory consumption due to the higher attack on the refractory lining because of more severe service conditions could be avoided. In a longer term a reduction of the consumption can be assumed, but the amount will be smaller than primarily expected.

Due to different service conditions magnesia/carbon brick in Europe amount to only 20% of the

total converter lining. Due to the infavourable price to performance ratio in comparison to high quality pitch bonded magnesia brick these magnesia/carbon brick are not applied to a great extent like in Japan but only particularly localized.

Besides that magnesia/carbon brick in Europe have typical C-contents of 10 – 15%, while 17 – 20% is dominating in Japan. Brick with such high carbon levels did not fulfill their expectation in Europe because of the partially very high bath temperatures.

In the United States the magnesia/carbon brick amount to 50% of the total converter lining thus lying between Japan and Europe. As in Japan also in USA brick with 17 – 20% C are used. Contrary to Europe and Japan doloma brick are not used notably (10).

The old dolomite tradition and vast reserves of pure dolomite, which can be densified in a single burning operation favour the use of cheap pitch bonded dolomite brick in oxygen converters in Europe. They are mainly used in converters, where favourable service conditions exist as e.g. low tap temperatures and FeO contents in the slag. The introduction of the continuous casting process at the beginning mostly without heated post-treatment vessels led to an increase of tap temperatures in converters which reduced the amount of doloma brick in favour of pitch bonded magnesia brick.

The further development of doloma brick was similar to the development of magnesia brick towards the direction of carbon-enriched doloma brick by carbon black additions with residual carbon contents of 5% and dol/carbon brick made out of sinter doloma and graphite with C-contents up to 15%. Pitch and resin bonded dol/carbon brick are presently under field evaluation (11).

The burned pitch impregnated magnesia brick, which were in the sixties and seventies the standard lining material in Europe for LDAC and Kaldo converters as well as for high wear areas of LD-converters were replaced in Europe in the last ten years by improved pitch bonded magnesia brick. In Japan magnesia/carbon brick replaced burned, pitch impregnated, CaO-enriched magnesia brick. Burned magnesia brick without pitch impregnation are used in the permanent lining today, further impregnated brick in the lip-ring, in the tap-hole area and sometimes in other areas like cylinder or the bottom cone. A special problem is the lining of the tap-hole. A small wear is a must to keep the tapping time within narrow limits and to guarantee slag-free tapping according to metallurgical demands. Long service life results are achieved by using fused rebonded magnesia brick with multiple pitch impregnation or by high strength, high oxidation resistant magnesia/carbon brick.

An advantage of burned, pitch impregnated brick over magnesia/carbon brick is the better adhesion of gunning mixes, which can be important

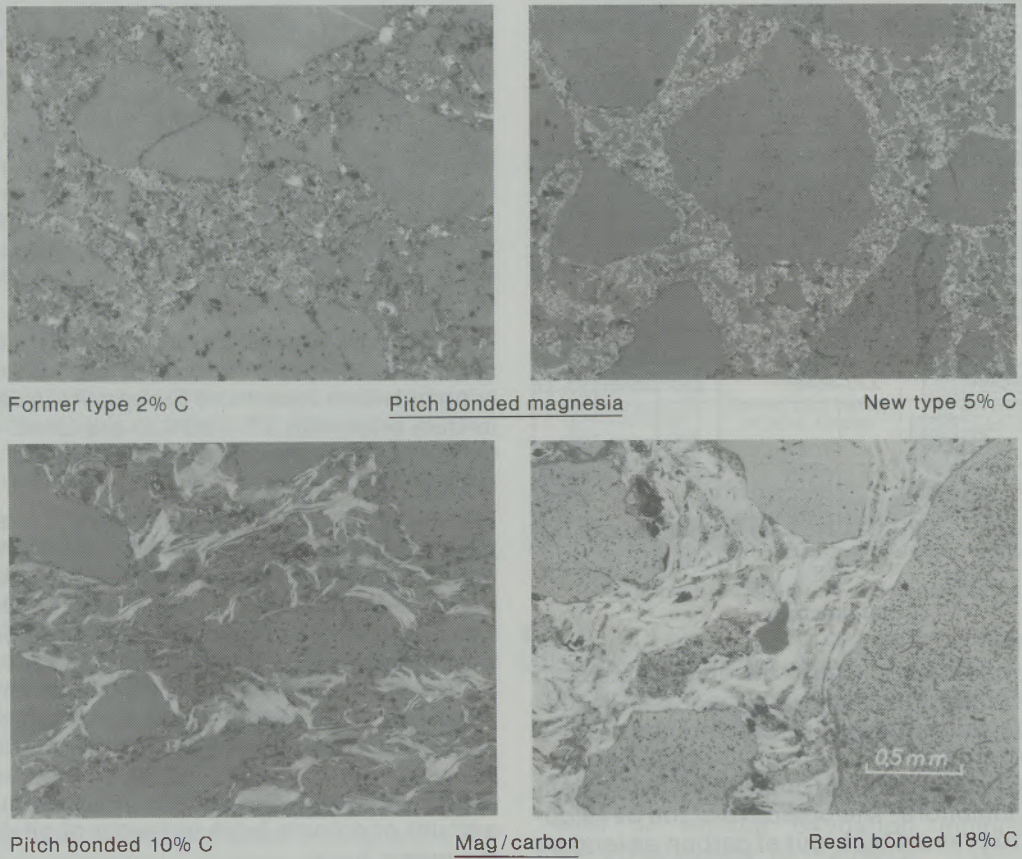
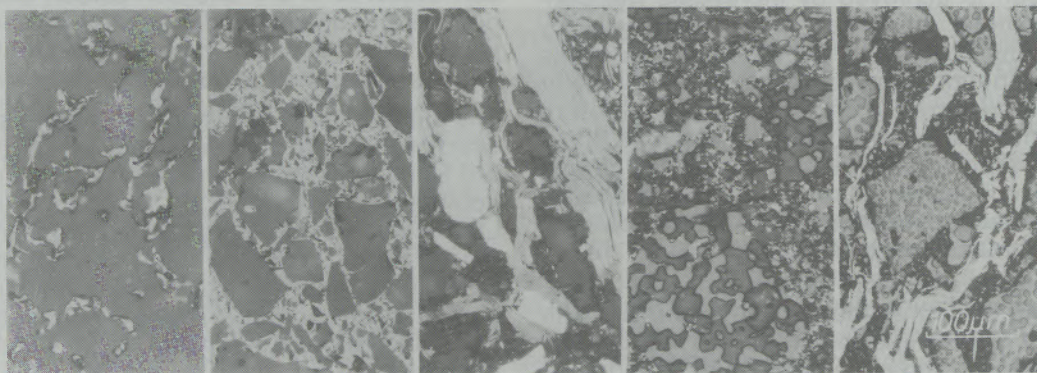


Fig. 6
Microstructure of shaped carbonized BOS refractories
(reflected light)



Brick type	MAGNESIA		MAGCARBON	DOLOMA	DOLCARBON
	burned	pitch bond	antioxidant	pitch bond	resin bond
Residual carbon %	2	5	14	2	10
Resistance against					
• slag corrosion	⊙	⊙	⊙	⊙	⊙
• oxidation	●	⊙	⊙	⊙	⊙
• hot erosion	●	⊙	⊙	⊙	⊙
• strains (thermal shocks)	○	⊙	⊙	⊙	⊙

key: ○ = very low ⊙ = low ⊙ = medium ⊙ = high ● = very high

Fig. 7
Evaluation of the main properties of shaped BOS refractories

especially at the end of a lining campaign, where this circumstance gives additional security.

Fig. 6 shows the carbon appearance in the unburned 4 types of magnesia products. It can be seen from the polished sections that pronounced differences exist.

In order to select the most favourable brick quality most effectively it is important to know the wear mechanisms in correlation to the most important brick properties, their strengths and weaknesses.

The most important brick properties are the flexibility against thermal and mechanical stresses against discontinuous and the hot erosion, oxidation and corrosion resistance against continuous wear.

Fig. 7 shows a semi-quantitative evaluation of these four properties for burned pitch-impregnated, pitch bonded magnesia, magnesia/carbon with oxidation inhibitors, pitch bonded doloma and doloma/carbon brick. The strengths and weaknesses of these types of brick are clearly visible. It is obvious that magnesia/carbon brick with oxidation inhibitors have the best balanced properties.

The attack on the refractory lining will be big also in future. For the selection of the most economic refractory material the specific costs will be more important than the absolute number of charges to be achieved. The lining technique and automatic lining machines will help to reduce the specific refractory and relining costs.

3.2 Permeable elements

One of the few weak points of the LD-process, the insufficient mixing of metal and slag at the beginning and at the end of the blowing process with the existing non-equilibriums between two phases are as known caused by the lack of CO-gas which acts as stirring gas. By the introduction of the bottom gas purging technique this disadvantage disappeared. The amount of gas which is necessary for the metallurgical reactions depends on the analysis of the pig iron and the required final analysis of the steel. These required amounts of gas are the basis for the construction of such a purging device and the selection of type and amount of purging elements. For an effective gas supply every purge element should have its own gas supply and regulation.

Furtheron the use of different inert gases should be possible. For a purging element the following properties are required for a safe and economic performance:

- As far as the permeability is concerned gas flow values of $0.02 - 0.2 \text{ Nm}^3/\text{t} \cdot \text{min}$ at a maximum pressure of 10 - 12 bar must be achievable with the installed elements.
- As less gas as possible should be necessary to secure the function of an element. The gas

pressure has to be above the ferrostatic pressure of the steel or pig iron bath.

- The refractory wear of the element should be equal to the remaining converter bottom.
- The purge characteristic should not change with reduced purge plug thickness.
- At sudden loss of pressure the permeable element should give a sufficient security against break-throughs.

During the last ten years numerous types of permeable elements were developed which can be divided into two main categories:

- A) **Elements** in which the gas is blown into the steel bath without contact to the ceramic part (fig. 8 and 9)
- A 1 Purge plugs with a single central steel pipe with an inner diameter of 5 - 8 mm.
 - A 2 Purge modules with different designs like fork or pan-flute elements (12).
 - A 3 Purge plugs with directed porosity (13) of the third generation, this means with numerous steel pipes welded to the pressure box at the bottom of the purge plug and LBE purge plugs of the second generation (type B, fig. 9), in which purge channels mostly made from copper tubes are connected to a pressure box.

The types A 1 and A 3 have exactly defined pipe diameters and therefore a constant purging characteristic over the whole converter campaign.

It is therefore also not necessary to encase the elements with a steel box. The purge modules A 2 consisting of a steel construction only are installed in joints between the brick and the bottom lining.

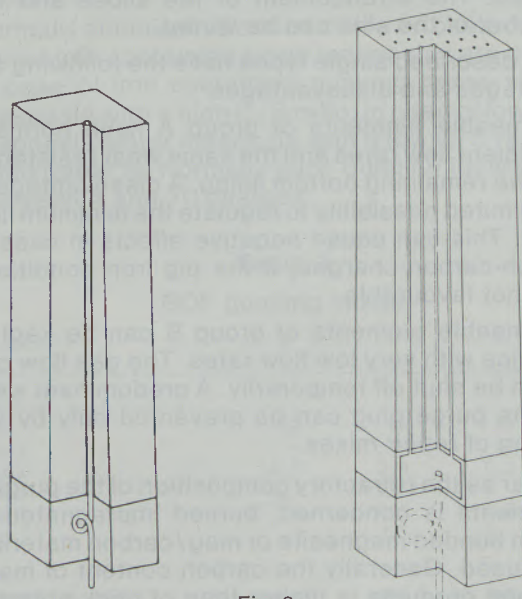


Fig. 8

Permeable elements, single central steel pipe and directed porosity

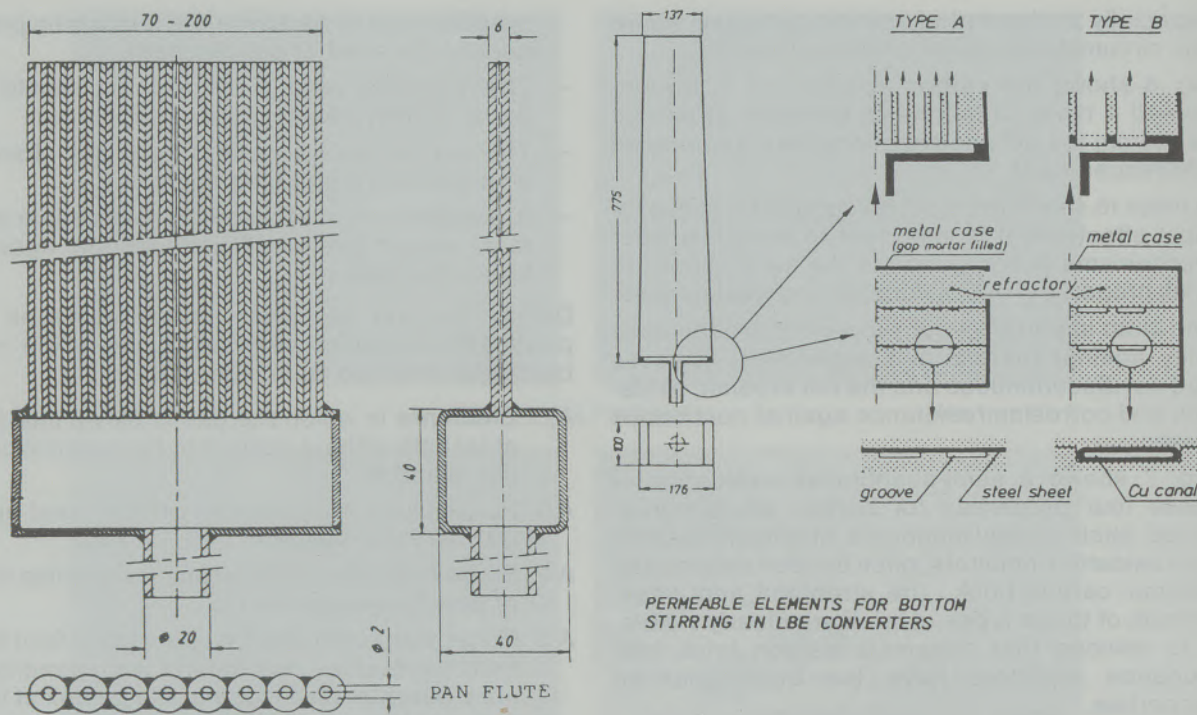


Fig. 9

Permeable elements, PAN flute and LBE type

B) **Elements**, in which the gas is blown through the brick in contact with the ceramic material

These are joint purge plugs, plugs with directed porosity of the first and second generation and sandwich brick of the LBE-type of the first generation (type A, fig. 9). In the latter case brick slices with defined spacers to secure a special slit thickness are pressed together and steel encased. The arrangement of the slices and the number of the slits can be varied.

The described single types have the following advantages and disadvantages:

Permeable elements of group A have normally sufficient flow rates and the same wear resistance as the remaining bottom lining. A disadvantage is the limited possibility to regulate the minimum flow rate. This can cause negative effects in case of catch-carbon-charges, if the pig iron conditions are not favourable.

Permeable elements of group B can be kept in service with very low flow rates. The gas flow can even be shut off temporarily. A predominant wear of the purge plug can be prevented only by applying of repair mixes.

As far as the refractory composition of the purging elements is concerned, burned impregnated or pitch bonded magnesite or mag / carbon materials are used. Generally the carbon content of mag / carbon products is higher than of brick normally used in the converter linings, that means between 15 and 18% residual carbon.

The wear mechanism of the surrounding brick as well as for the purge plugs of type A and B itself is similar as in the other parts of the converter lining. Due to the lower temperature of the purge brick which is cooled by the purge gas the wear should even be lower than in the surrounding area if not wear promotion mechanisms like higher abrasion and erosion from the gas bubbles and thermal and mechanical stresses would lead to the loss of thin brick layers, especially then, if the gas is blown through the purge plug in contact to the ceramic material. The steel pipes are present practically to the hot end of the brick.

3.3 Unshaped products

3.3.1 Ramming mixes for the bottom joint

For the installation of the transition zone and the bottom joint between lower cone and bottom of converters high duty ramming mixes are used in order to avoid expensive special brick shapes and costly cutting of brick. Tar, pitch and resin bonded mixes on basis of synthetic or natural sinter magnesia, fused magnesia or sintered doloma are used. Recently mag / carbon mixes with more than 7% carbon are taken (table 1).

These types of mixes are delivered ready-for-use and are rammed with pneumatic hammers. With increasing temperature these products get their

Table 1

Carbon bonded ramming and hot casting mixes for the maintenance of the bottom joint and the scrap impact area

Product	A	B	C	D	E	F
Type	RAMMING MIXES			HOT CASTING MIXES		
Bottom joint	x	x	x	x*)		
Back fill mixes		x	x	x		
Chemical analysis, %						
MgO	96	96	73	38	95	86
Fe ₂ O ₃	0,5	0,5	5,5	1	0,2	5,5
CaO	2,5	2,5	19	58	2,5	7
Residual Carbon	9,5	1,5	-	2,9	5,5	8
Grain size, mm	0-4	0-8	0-5	0-8	0-4	0-5

*) only in doloma lined converters

strength, e.g. in case of resin bonded mixes after reaching 200 °C and in case of pitch bonded mixes after 500 °C. The crushing strength and the volume stability are decisive criteria, because the mix has to secure the mechanical stability of the bottom. The wear of these mixes is similar to carbon-bonded brick, only in general a bit faster, because ramming does not allow to achieve the same bulk density, porosity and hot strength as brick have.

3.3.2 Back fill mixes

In case of deformed converter shells often a slit between the permanent and the wear lining of approx. 20 mm is provided. Back fill mixes are used for the installation of this slit which are similar to the ramming mixes for the bottom joint. Because of the fact that these mixes do not get into contact with steel and slag normally cheaper raw materials as e.g. sintered doloma or iron containing magnesia as raw materials are used (see table 1). Mag/carbon mixes are not used for this application. If the slits are smaller than 20 mm only magnesia mortars with a fineness below 0.12 mm are taken.

Table 2

Chemical bonded specialties for new installations and repairs of tap holes

Product	A	B
Chemical analysis, %		
MgO	92	93
Cr ₂ O ₃	1,2	-
Fe ₂ O ₃	0,3	0,5
CaO	2	2
SiO ₂	4	3,5
Grain Size, mm	0-2	0-2
Binder *)	C-C	C-C

*) chem.-ceramic

3.3.3 Ramming mixes for tap holes

The installation of the tap hole was earlier made exclusively with chemically bonded, low iron magnesia ramming mixes (table 2). Today tap hole ring brick are taken. Ramming mixes are only used to ram the joint between the brick lining and the tap hole brick construction. These specialties are mixed with 3 - 5% water and rammed with a pneumatic hammer.

The usual chromate binder is replaced by a chromate-free chemical binder combination more and more because of environmental problems with hexa-valent chromium.

The monolithic tap hole shows a wear by erosion, chemical attack and thermal cycles. Normal service lives are between 60 and 120 charges.

3.3.4 Repair mixes for tap holes

For the repair of the tap holes the same mixes are used as for the new installations. Firstly the tap hole is cleaned from steel and slag residues as well known. Subsequently a steel tube is inserted into the tap hole, centered and fixed to the tap hole jacket. The slit between the tube and the tap hole is gunned with a torkret gunning machine with a mix with increased water addition. In case of monolithic tap holes a refractory consumption of approx. 0.1 kg/ton of steel is observed.

3.3.5 Gunning mixes

Even in case of balanced linings it is often necessary and economic to make a hole chasing of certain lining areas like the bottom joint, the knuckle, slag impact area and upper cone with magnesia gunning mixes with torkret machines.

Normally chemically bonded mixes on basis of low iron or iron containing sinter magnesias are used. In case of iron containing gunning mixes sinter magnesia with a high C/S ratio, in case of low iron magnesia sinter magnesia with a low C/S ratio is used (table 3). Normally such gunning layers last between 4 and 10 charges.

Table 3

BOF gunning mixes

Product	A	B	C
Chemical analysis, %			
MgO	81	83	87
Cr ₂ O ₃	-	-	-
Fe ₂ O ₃	6,5	2,5	0,5
Al ₂ O ₃	0,7	1,5	1
CaO	8	5,5	2,8
SiO ₂	3	3,5	8
Grain Size, mm	0-2	0-3	0-2
Binder *)	C-C	C-C	C-C

*) chem.-ceramic

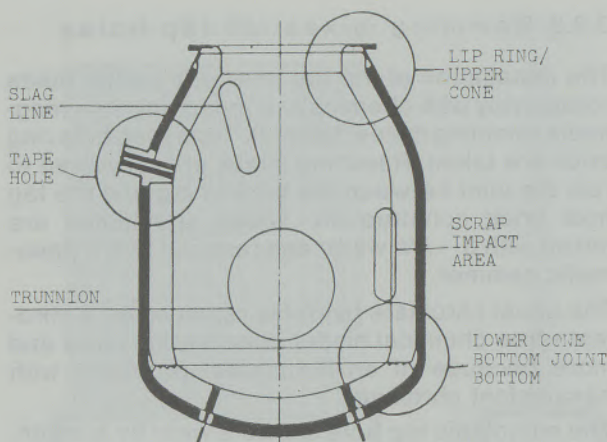


Fig. 10
Problem areas of LD-converter

Besides the performance of the gunning mix the gunning adhearance is a decisive criterion. Optimal grain size distributions and the selection of suitable binders and plastifiers reduce the re-bound to a minimum (14).

The gunning is done mainly manually. This very heavy operation may be justifiable in case of small converters. In case of big vessels the use of automatic gunning machines is recommended. These machines are also working more precisely and quicker with gunning rates up to 120 kg/minute.

Nowadays preventive gunning according to a fixed schedule as it was popular some years ago is not applied any more. A flexible repair rhythm based on exact lining thickness measurements is the repair method of today, which leads to specific gunning mix consumptions between 0.1 and 0.4 kg/ton of steel.

3.3.6 Hot casting mixes

For the repair of the bottom joint and the slag impact area hot casting mixes are taken which have a much higher duration than gunning mixes. Tar bonded products based on high-grade syn-

thetic MgO or economic alpine magnesia are used (table 1). The repair is done in a way that 1 – 2 tons of mix originally packed (plastic bags) are thrown into the converter via the scrap charging box. Due to the heat in the converter the bags open, the mix gets fluid and is distributed on the area to be repaired by tilting the converter. In order to crack the binder the mix is applied in layers with thicknesses of recommended 100 mm, 30 minutes burn-in is necessary. Subsequently the next charge should be blown immediately in order to avoid a burn-out of the carbon.

4. Lining design

Converter linings normally consist of a safety and a wear lining. Standardized and non-standardized brick shapes are available. For the wear lining normally keys with a bricklength up to 900 mm are used. For the installation of the permanent lining side arches and straights are combined. In the wear lining a height of the layer of 100 mm is standardized.

Some areas of the converters (fig. 10) as e.g. the transition zone from the bottom to the side wall or the so-called knuckle area, the lower cone, the scrap impact area, the tap hole and the upper cone with the lip-ring are critical areas and are responsible for an acceptable economic service life result. Therefore different lining concepts are available, especially for these areas. The advantages and disadvantages are discussed in the following chapters:

4.1 Transition between bottom and side wall (knuckle area)

On the left side in fig. 11 the usual lining design of this area can be seen. A brick ring can be inserted above the bottom joint (fig. 11, right side). The bottom brick can be flattened or cut to shape in this area. In order to increase the stability of the lining the brick in the lower cone can be laid with end-arches of 225 mm height in bond as to be seen on the right side of fig. 11. The small areas

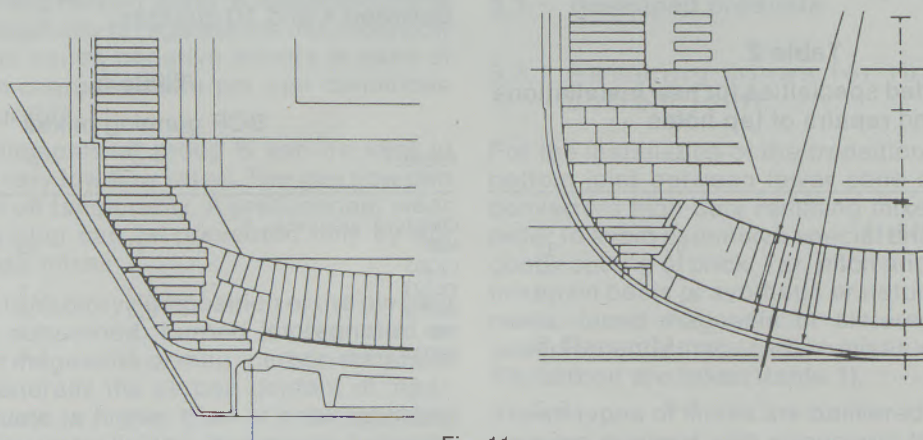


Fig. 11
Construction design for lower cone/bottom joint

between lower cone and bottom are filled with a ramming mix. Additionally the lower cone lining can cover the bottom brick and joint. It is important that the brick of the cone lining, which consists of three concentric brick layers have very exact height dimension in order to secure an exact brick laying in bond.

In case of bottom blowing converters (OBM, Q-BOP) a heavier erosion due to the bath rotation is observed. As far as the installation of the tuyeres is concerned drilling of the necessary holes in the bottom already installed with straights with exact dimensions is usual. A special tuyere brick is not applied.

4.2 Lower cone/bottom joint

The normal manner to install this area is to use keys as shown in fig. 11 (left side) laid in steps. The disadvantage of this kind of brick laying is that the brick length in the lower cone increases from layer to layer, especially then, as usual today, if gas purge plugs are installed in the bottom. In this case a heavier wear in the bottom lining results which requires a thicker bottom lining. Long brick can be broken easier due to the weight of the lining above, also movements of the lining may cause easier damage of very long keys with 100 mm height.

On the right hand side of fig. 11 the entire lower cone is laid with end-arches. It is possible to incline the brick shapes on the hot as well as on the cold face in order to accommodate the lining to the contour of the converter shell. In this case the usable brick length is increased. An additional stability can be achieved by a so-called inclined bond.

4.3 Scrap impact area

The scrap impact area is normally lined with longer brick and improved brick qualities compared to the surrounding areas in order to achieve a balanced lining.

4.4 Tap hole

The tap hole is a very critical part of the converter lining. The increasing demands on steel quality make the tap hole to a very important lining area because of its influences on the productivity and metallurgy. The tap hole should last as long as possible and secure tapping times within very narrow limits. Therefore the wear should be small in order to minimize repair times. The tap hole should have a constantly favourable shape in order to avoid slag running with the steel into the casting ladle supported by the use of slag retaining devices. This is important because the ladle is more and more an additional secondary metallurgical vessel.

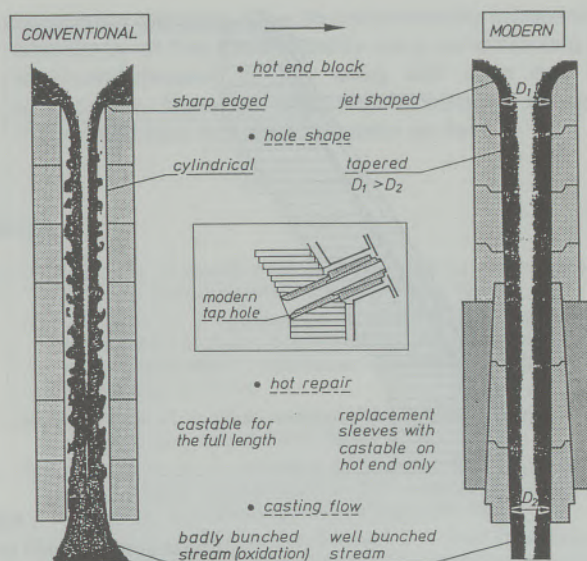


Fig. 12

Modern tap-hole design for BOS-converters (right)

Presently the following systems consisting of tap hole rings and pipes are in use:

4.4.1 Rings

4.4.1.1 Tap holes with circular outer cross section

The single tap hole brick are placed in the usual manner during the lining installation over a steel tube and rammed around with a magnesia ramming mix in place. The repair of the worn tap hole blocks is made by gunning or casting of the gap between the lining and the inserted steel tube fixed to the shell with a flange.

4.4.1.2 Tap holes with square outer cross section

This design has the advantage that the tap hole construction can be laid without any ramming joint to the adjacent brick lining. The repair is equal to the above mentioned tap holes with circular outer cross section.

4.4.1.3 Two-piece tap hole systems with conical inflow and channel as e.g. Isojet or Anti-turbulence (fig. 12)

It consists of a jet shaped inflow brick to reduce the contraction of the pouring stream on the hot side. The conical inner part with its tapered inner cross section promotes the advantages of a bundled pouring stream. This tap hole system consists in most cases of a conical inner part on the cold end, which is changeable and a permanent surrounding part. The single tap hole brick of the inner part can be installed piece by piece or as prefabricated set. The refractory materials for the inner tap hole pipes are normally burned, pitch impregnated magnesia brick usually from fused

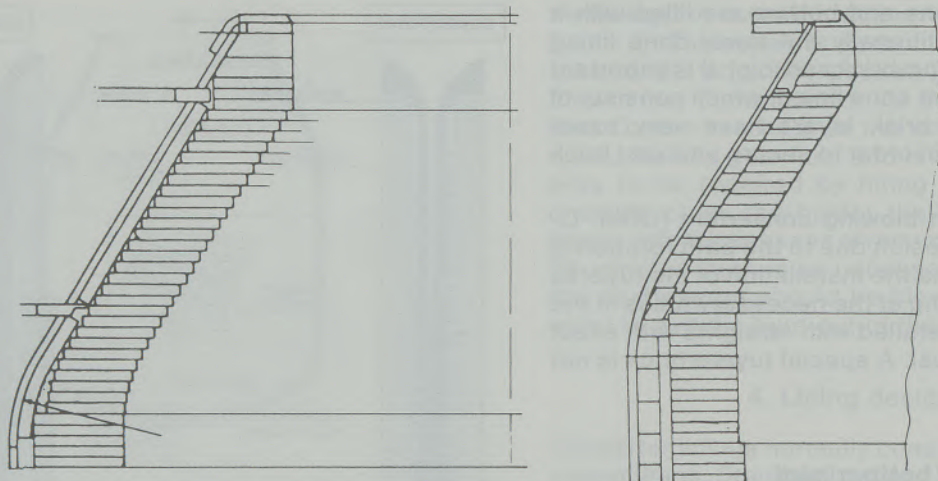


Fig. 13
Construction design for upper cone and lip-ring

magnesia or magnesia/carbon brick. For the outer permanent pipe resin bonded or burned magnesia brick are successful. The performance results are remarkably higher than those of systems 4.4.1.1 and 4.4.1.2.

A new variant for the inner part, also for easier repair work are isostatically pressed tubes. A magnesia/carbon material with a medium residual carbon content and oxydation inhibitors is taken for the manufacture of these tubes.

4.4.2 Pipe in pipe

The permanent wear lining consists of pipe segments. The space in between is cast or rammed with a magnesia mix. Repair work is done by drilling and replacing the inner pipe. Burned, predominantly fused rebonded brick are taken for the installation.

4.5 Upper cone and lip-ring

The conventional manner of the brick lining is shown on the left side of fig. 13. Up to the lip-ring the installation is made with keys. The free space around to the flange is filled with a ramming mix. The lip-ring itself normally consists of two layers of end-arches, which are installed in standing position and inclined on the back-side. This type of installation increases the stability against mechanical stresses during deskulling.

On the right side of fig. 13 an improved lining design is shown with brick sloped on both faces. The effectively usable brick thickness is increased so far, but the brick shapes are mostly special shapes and thus more expensive. The lip-ring itself is built up with two rings of end-arches in order to increase the stability.

As far as the brick lining in the upper cone is concerned the upper most layers can be turned inside in order to secure deslagging while steel is

retained, when the converter is in a horizontal position.

5. Conclusion

It can be assumed that the degree of the attack on the converter lining will not increase in future. In the last years the growing importance of the secondary metallurgy and continuous casting led to a raise of the bath temperature in the converter which increased the attack of the refractory lining. An improved temperature control via process automation and sub-lance technique and the installation of ladle furnaces as well as the transfer of the final metallurgy from the converter into the ladle will lead to a tendency to decrease the tap temperatures and reduce the blow-off-to-tap time which is even more important. An increase of the refractory consumption can be foreseen only if the slag-free LD-process gains importance. Due to the lack of a foam-slag a heavy thermal attack on the lining will take place because the radiation of the burning spot in the oxygen impact area and of the burning oxygen stream not covered by slag hits the lining directly.

Generally high amounts of high-grade magnesia/carbon and doloma/carbon brick will be used. The amount will be different in different parts of the world due to varying cost in performance ratios especially in comparison to pitch bonded doloma brick. As far as mag/carbon brick are concerned it will be necessary to reduce the reactivity of the MgO component with the carbon by increasing the periclase diameter and the purity especially by using raw materials with low silica and boron content.

As far as solid carbon components in mag/carbon brick are concerned rather pure flake graphites with special dimensions will be used.

The measures to improve the lining lives will be concentrated in future more on brick than on un-

shaped products because the availability of the converters for extensive gunning will not be given due to a necessary high converter employment. A heavy preventive gunning will therefore not be possible and gunning repairs will be restricted to

local hole chasing. Due to consistently increasing demands on the steel quality slag conditioning by MgO-enrichment of the slag will also not be applicable. Besides that the economy of such measures has not been proven so far.

References

1. Moritama, N.: Recent progress of steel making technology and expectation for refractories; Taikabutsu Overseas, 6 (1986), No. 2, p. 18–36.
2. Barthel, H., G. Buchebner, E. Kaltner: The magnesia-based lining of oxygen steel converters to conform with changed requirements; Interceram, Spec. Issue Refr. (1985), 7–10.
3. Schürmann, E., H. Sperl, E. Höffken, F. Winterfeld: CO₂-Gehalte des Konvertergases beim Sauerstoffaufblasverfahren mit Bodenrühren und Konvertergasgewinnung; Stahl und Eisen 106 (1986), 1180–1186.
4. Schürmann, E., H. Sperl, R. Hammer, A. Ender: Metallurgische Interpretation der CO₂-Gehalte des Konvertergases beim Sauerstoffaufblasverfahren; Stahl und Eisen 106 (1986), 1267–1272.
5. IISI-Report, Refractories in Steelmaking, 1985.
6. Barthel, H., E. Kaltner: The effect of carbon in carbon-containing magnesia brick on the wear in basic oxygen furnaces; Reprint 1st Int. Conf. Refract. Tokyo (1983), 90–104.
7. Kaltner, E., F. Hödl: Beitrag zum Problem der feuerfesten basischen Auskleidung von Sauerstoffblasgefäßen; Berg- und hüttenmänn. Monatshefte 108 (1986), 274–281.
8. Mörtl, G.: A user's view of challenges for the magnesite industry; Industrial Minerals July 1986, 29–39.
9. Ishibashi, T., T. Matsumura, K. Hosokawa, K. Matsumoto: Behaviours of flake graphites and magnesia clinkers in magnesia-carbon reactions; Taikabutsu Overseas 3 (1983), No. 4, 3–13.
10. Martinek, C. A.: Basic refractories, a changing market; Ind. Min. Refract. Supplement 1986, 9–16.
11. Endres, H. G., P. Jeschke, M. Seeger: Magnesia carbon and dolomite carbon brick in BOF vessels in France and Germany; Steelmaking Proceedings, 69 (1986), 117–190.
12. Primas, V., F. Hubner, W. Krieger, G. Pofert: Development and application of advanced BOF steelmaking technology at VOEST-ALPINE's Linz works; Austria Steelmaking Proceedings, 69 (1986), 563–571.
13. Grabner, B. E.: Performance and wear characteristics of permeable elements in LD-converters and EAFs; Scan-inject IV, 1986, Lulea.
14. Siegl, W.: Aufbau und Verarbeitung basischer feuerfester Pflegemassen; Radex-Rundsch. 1985, Heft 4, 706–723.

Operation Technology for Long and Steady Refractory Life of LD Converter with Top and Bottom Blowing Type

M. Ohji, H. Okumura, H. Shimoji, Y. Yamada, S. Narasaki and T. Fukuda, Chiba*)

Before the application of the top and bottom blowing process the refractory life of the converter remained approx. 3,000 heats on average at Kimitsu Works with its peak record of 10,110 heats in 1976 (1).

The refractory life, however, lowered to about 2,000 heats after the rapid increase of continuous casting ratio and simultaneously after the commencement of the top and bottom blowing operations.

The combination of a great variety of such efforts to improve the refractory life as the usage of newly developed refractory

materials, the modification of lining pattern, and the application of improved operational techniques has recently let the refractory life return to nearly the same level as that of plain LD converter.

The purpose of this paper is to describe and discuss the operational results attained, touching upon the characteristic features of steelmaking processes in Kimitsu Works.

Betriebstechnologie für lange Standzeiten und gleichmäßigen Verschleiß feuerfester Baustoffe

Im Werk Kimitsu erreichten die Haltbarkeiten der feuerfesten Auskleidungen im Konverter vor der Einführung des Blasverfahrens von oben und vom Boden ungefähr 3000 Chargen im Durchschnitt, mit einem Spitzenrekord von 10.110 Chargen im Jahre 1976 (1).

Nach dem rasanten Anstieg des Anteiles an Strangguß und gleichzeitig nach dem Beginn des Blasens von oben und vom Boden fiel die Feuerfesthaltbarkeit auf etwa 2000 Chargen ab.

Die Kombination einer großen Vielfalt von Anstrengungen zur Verbesserung der Haltbarkeiten der feuerfesten Baustoffe, wie

die Verwendung neuentwickelter Feuerfestmaterialien, die Modifikation des Ausmauerungsschemas und die Anwendung verbesserter Betriebsbedingungen, hat in jüngerer Zeit dazu geführt, daß die Feuerfesthaltbarkeiten auf nahezu das gleiche Niveau wie beim einfachen LD-Konverter zurückgekehrt sind.

Der Zweck dieser Arbeit ist es, die erreichten Betriebsergebnisse zu beschreiben und zu diskutieren, wobei die Besonderheiten des Stahlherstellungsverfahrens des Werkes Kimitsu berücksichtigt werden.

Technologie d'exploitation pour obtenir de longues durées de vie et une usure uniforme des produits réfractaires

A l'usine Kimitsu les durées de vie des revêtements réfractaires de convertisseurs atteignaient environ 3000 coulées en moyenne avant la mise en pratique du soufflage par le haut et par le bas, avec un record de pointe de 10.110 coulées en 1976 (1).

Après l'énorme accroissement de la proportion de coulée continue et en même temps par suite du début de l'insufflation par le haut et par le fond, la durée de vie des réfractaires baissa jusqu'à environ 2000 coulées.

La combinaison d'un grand nombre d'efforts variés pour améliorer la durée de vie des réfractaires tels que l'utilisation de

réfractaires nouveaux, la modification du schéma du revêtement et l'emploi de meilleures conditions d'exploitation, a eu pour effet que depuis peu les durées de vie sont revenues presque au même niveau que dans le cas du simple convertisseur LD.

Le but de ce travail était de décrire et de discuter les résultats d'exploitation obtenus, compte tenu des particularités du procédé de production de l'acier à l'usine Kimitsu.

1. Outline of steelmaking plants in Kimitsu Works

The materials flow and the main facilities of the steelmaking plants are summarized in fig. 1.

The two steelmaking plants are producing in total about 500 thousand tons of steel a month at this moment under the limitation of the hot metal supply by operating only two blast furnaces. In the near future the third blast furnace will start up in

operation and the amount of steel production will be enlarged up to over 700 thousand tons a month.

The most outstanding feature in the works is the entire amount of hot metal dephosphorizing treatment (ORP process) which leads to a big cost reduction by decreasing the flux charged in the converter and the iron loss due to the less slag volume in consequence (2) (fig. 2).

No. 1 steelmaking plant produces about 100 thousand tons of blooms and ingots a month with one 250 ton vessel and one bloom caster in operation.

*) Kimitsu Works, Nippon Steel Corp., Japan

The vessels are equipped with the inert gas bottom blowing system (3) (LD-CB process). After the third blast furnace commences production, No. 1 steelmaking plant will monthly produce over 300 thousand tons of steel taking into operation one more vessel and the newly installed slab/bloom caster. The secondary refining is performed by a DH equipment and a powder injection equipment (KIP).

No. 2 steelmaking plant is at this moment the main steelmaking plant in Kimitsu Works with its monthly production of 400 thousand tons steel or more, which is achieved by only one 300 ton vessel equipped with LD-OB process (3) (Oxygen bot-

tom blowing through duplex metal pipes using coolant gas). This means such a high pitch operation as 1,400 taps or more per month. The molten steel is supplied to two slab casters for the plate mill and the hot strip mill. The highest grade steels for plates and pipes can be produced without any difficulty, by the secondary refining processes of two powder injection equipments (KIP), one RH degasser and one vacuum powder injection equipment (V-KIP).

The specific features of the above-mentioned two different combined blowing processes and their improved vessel lining lives are briefly explained and discussed in the following paragraphs.

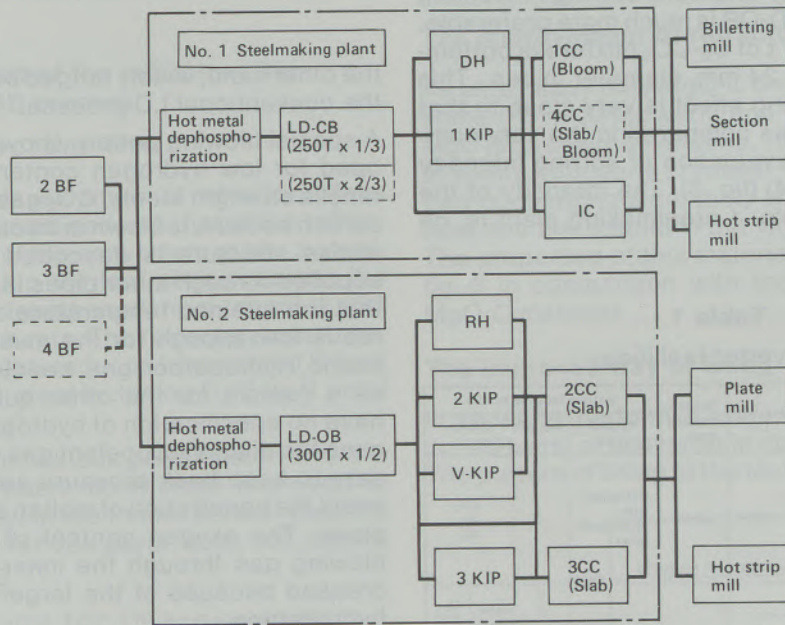


Fig. 1

Materials flow and facilities of steelmaking plants at Kimitsu Works

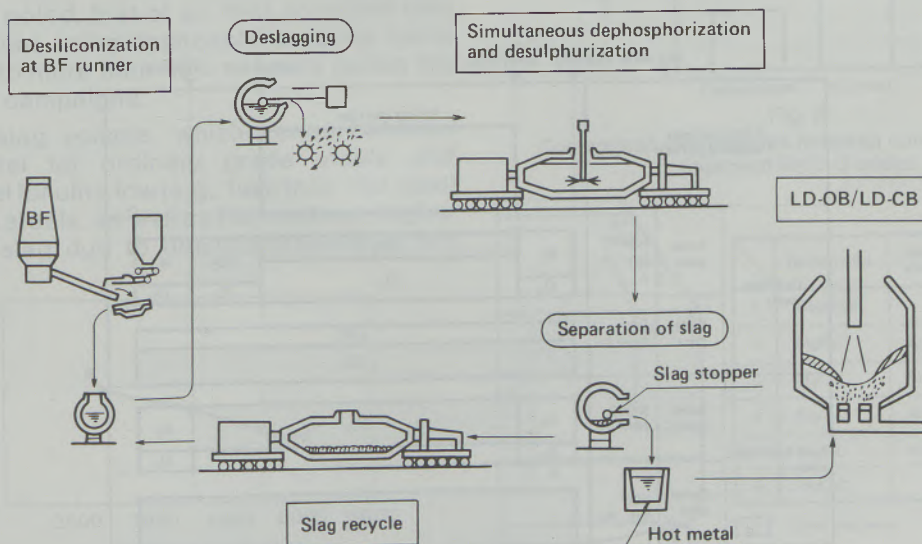


Fig. 2

Hot metal dephosphorization process (ORP)

2. Improvement of refractory life of LD-OB converter at No. 2 steelmaking plant

2.1 The features of the LD-OB process at No. 2 steelmaking plant

As the operating philosophy of top and bottom blowing processes in Nippon Steel Corp. was reported in the 1984 congress at Strasbourg (3), the characteristic features and recently developed operations in Kimitsu Works are described in the following.

As shown in table 1, the blow-end carbon content at No. 2 steelmaking plant, whose product mix consists of plates and sheets, is limited to lower than 0.2%. A steady and hard stirring movement of molten steel by LD-OB is much more preferable. Over 0.3 Nm³/min · t of O₂-CO₂ mixture is bottom-blown through six 24 mm diameter pipes. This LD-OB bottom stirring effect is very close to that of Q-BOP process as compared in the very common figure for the evaluation of stirring intensity by J. Nagai et al. (4) (fig. 3). The intensity of the LD-CB process of No. 1 steelmaking plant is, on

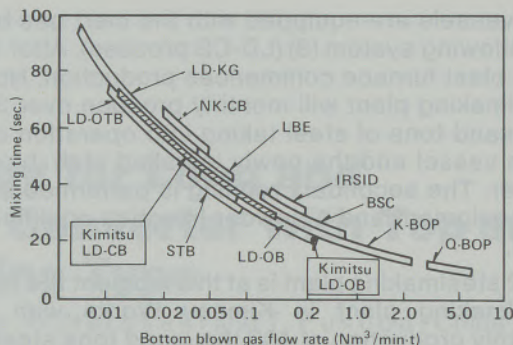


Fig. 3

Effect of bottom blown gas flow rate on mixing time of molten steel

the other hand, widely ranged between LD-OB and the conventional LD process.

A special blowing pattern shown in fig. 4 is developed for low hydrogen content allowed in high tensile strength steels. CO₂ gas, instead of hydrocarbon coolant, is blown in through the outer pipes whose structure is described in fig. 5. Oxygen supplied through inner pipes is so diluted by CO₂ that the attained temperature on the top of tuyeres is low enough for the mushrooms to be left sound. Hydrocarbon gas, needless to say, is used as a coolant for the other quality steels which have no specification of hydrogen content. In this case the dilution of coolant gas with CO₂ is necessary to keep back pressure sufficient enough to avoid the penetration of molten steel into the outer pipes. The oxygen content of the main bottom blowing gas through the inner pipes can be increased because of the larger cooling effect of hydrocarbon.

As the other LD-OB operation philosophy to be stressed in Kimitsu Works is that there should be no exchange work of bottom blowing tuyeres, the

Table 1
Converter facilities

BOF Shop	Product mix	Carbon range (%)	Heat size (T)	Bottom blowing type	Bottom blowing facility		
					Type of tuyere	No. of tuyere	Blown gas
No. 1	Wire rods Bars Profiles Seamless tubes	0.02 ~ 0.90	250	LD-CB	Refractory with multi-small tubes	2	CO ₂ Ar N ₂
No. 2	Plates UO pipes Sheets	0.002 ~ 0.40	300	LD-OB	Duplex metal pipe	6	Inner pipe: O ₂ , CO ₂ , N ₂ Outer pipe: LPG, CO ₂ , N ₂

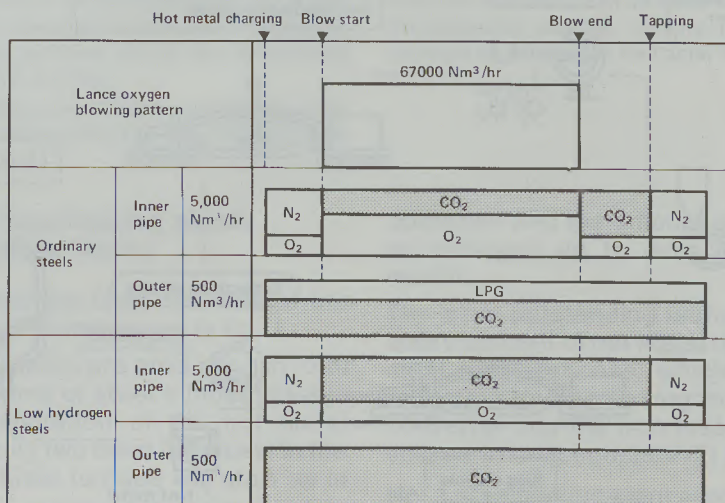


Fig. 4

Top and bottom blowing pattern of LD-OB

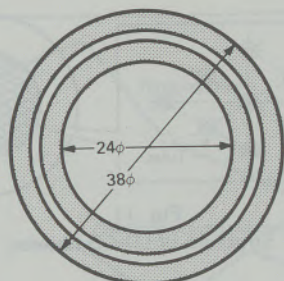


Fig. 5
Structure of LD-OB tuyere

longer and more steady life of the tuyere is important to receive the favourable combined blowing effect.

2.2 Development of the refractory life of the LD-OB process

2.2.1 The refractory life

Fig. 6 shows the development of refractory life in the last several campaigns and that of the refractory consumption of the converters at No. 2 steel-making plant. Within the last six campaigns the refractory life is lengthened from about 2,000 heats up to 5,000 heats. The refractory consumption is simultaneously reduced from some 1.0 kg/t steel to 0.54 kg/t steel including 0.17 kg/t steel of gunning material.

The wearing rate of various parts of converters in these days has been much more improved to 0.08 mm/heat than in the former period when the wearing rates of various parts were not uniform and quite high (fig. 7).

2.2.2 Technology for improvement of life

The high application rate of less slag operation

It should be noted, first of all, that so-called less slag operations using dephosphorized hot metal are applied to more than 80% of heats during the last several campaigns.

The small slag volume, which varies between 20 kg/t steel for ordinary grade steels and 80 kg/t steel for ultra low (e.g., less than 100 ppm) phosphorus steels, as well as the relatively higher basicity of slag due to desiliconizations in hot

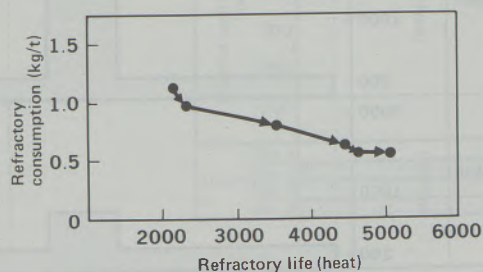


Fig. 6

Development of refractory life in the last campaigns of LD-OB

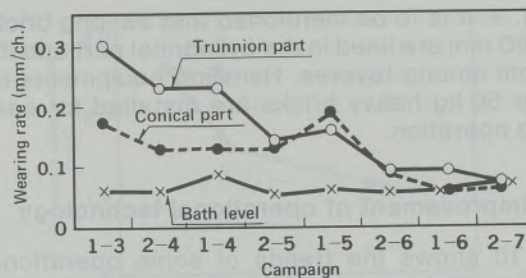


Fig. 7

Trend of refractory wearing rates at various parts of LD-OB converter

metals, remarkably decreases the wearing rate of lining.

The improvement of refractory material

An ultra heavy duty MgO-C brick which consists of some 5% of Al-Mg alloy and some 40% of fused MgO (5) is newly developed. These bricks are lined at easily worn parts in vessel, i.e. at the cylindrical part of charging side, fairly wide area around tap hole and the bottom in the vicinity of the tuyeres. The properties of this material are summarized in fig. 8 in comparison with those of conventional MgO-C material.

The improved way of lining

In order to perform a uniform wear of lining, a zoned lining of converter is absolutely necessary. The pattern of lining in the last campaign is shown

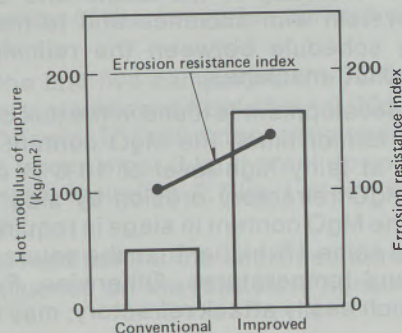
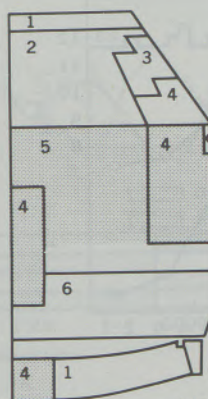


Fig. 8

Comparison of properties between conventional and improved MgO-C bricks



	Refractories	Metallic elements	Fused MgO (%)
1	Dolomite	—	—
2	MgO-C	Al-Si	—
3	MgO-C	Al	40
4	MgO-C	Al-Mg	40
5	MgO-C	Al-Mg	—
6	MgO-C	—	—

□ : Long size brick

Fig. 9

Lining pattern of the LD-OB

in fig. 9. It is to be mentioned that as long bricks as 720 mm are lined in the cylindrical part and the bottom among tuyeres. Handling equipments for these 50 kg heavy bricks are installed for easy lining operation.

The improvement of operational technology

Fig. 10 shows the trends of some operational results which seem to be effective on the long refractory life of converters. The most important operational improvement would be the lance gap control. The lance tip was set 4 m above the hypothetical bath level for a long time since the commission of LD-OB process. This was because the stirring intensity is dominantly controlled by the bottom gas flow rate. The atmosphere temperature in the converter, however, is much influenced by the top blowing lance position.

Several measurements showed that the atmosphere temperatures for lance gap of 4 m and 2.7 m at 10 min elapsed of blowing time were 1674°C and 1485°C respectively. This difference of almost 200°C, which is caused by the secondary combustion in converters, should damage the lining or at least the protection layer by slag coating at the cylindrical and the conical part of converter.

An intensive effort is made to lower blow-end temperature. The average tap temperature has been lowered by almost 10°C for last nearly one year even under the high productivity of 400 thousand tons a month, which is owing to the improvement of control accuracy in the static and dynamic control system with subplance and to the better matching schedule between the refining processes and CC machines.

A further development is found in the flux charging policy. In former times the MgO content in slag was kept at fairly high level of 10% in order to prevent MgO refractory erosion by slag. At this moment the MgO content in slags is required to be controlled some 1% higher than the saturated one at blow-end temperatures. Otherwise, FeO rich slags, which easily attack refractory, may happen

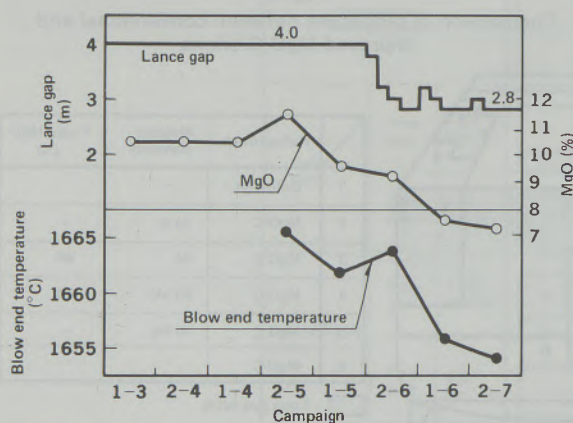


Fig. 10

Trends of operation results at No. 2 steelmaking plant

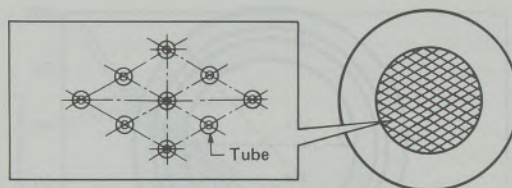


Fig. 11

Structure of LD-CB tuyere

to be formed by the excess decarburization in order the slags of high MgO content to be fused down.

Others

Various maintenance and repair works such as gunning, slag coating, inspection by laser profile meter, which are widely adopted in other plants (6) are also intensively practiced at the plant.

3. Improvement of refractory life of LD-CB converter at No. 1 steelmaking plant

3.1 The specific features of No. 1 steelmaking plant

No. 1 steelmaking plant has a wide range of product mix which comprises low carbon steel to hyper-eutectoid steel as shown in table 1. As a wide controllability of bottom blowing gas flow rate is absolutely necessary, the LBE process was introduced in 1982. Later in 1985 it was converted into the LD-CB process which has nearly the same characteristics as LBE.

The LD-CB system at No. 1 steelmaking plant can provide a gas flow rate between 100 Nm³/h and 1,000 Nm³/h a tuyere so that 200 Nm³/h to 2,000 Nm³/h of inert gas (mainly CO₂) supplied through two tuyeres.

The dimension of the newly developed LD-CB tuyere is shown in fig. 11. The inner diameter of

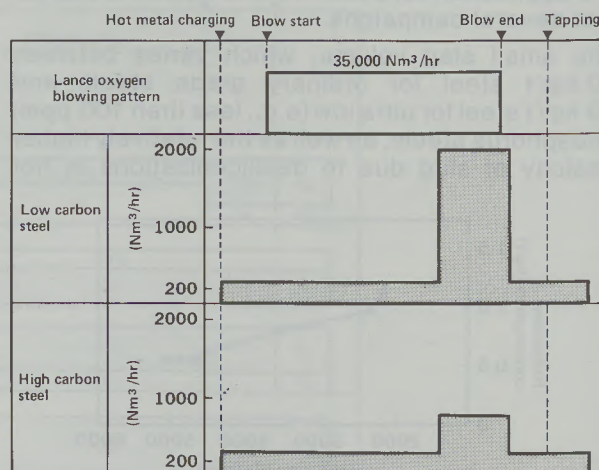


Fig. 12

Top and bottom blowing pattern of LD-CB

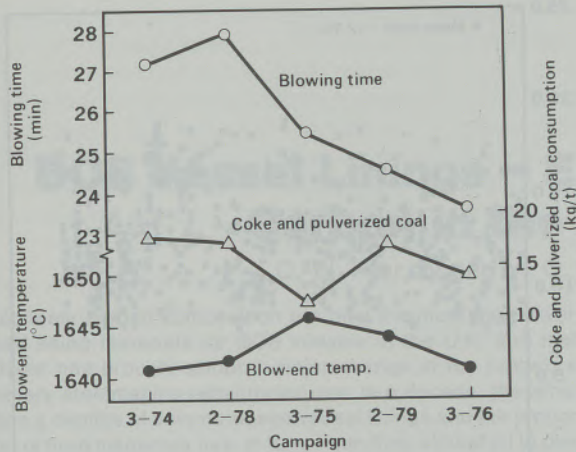


Fig. 13
Trend of operation results of LD-CB

each small tube is so determined that a back pressure is kept enough to prevent the penetration of molten steel at the lowest flow rate. Small pipes are located so narrow each other in order to get a sound mushroom which is formed by integration of small mushrooms on each fine tube. These tubes are assembled in the center of the tuyere brick in order to prevent the CO₂ attack on surrounding bottom bricks. The highest gas pressure should be some 20 kg/cm² to get maximum blowing rate. The tuyere brick refractory is Al-Mg alloy added MgO-C. Carbondioxide, substitute for inert gas, is preferred to argon because of higher cooling effect and gas cost.

Fig. 12 shows bottom blowing pattern of LD-CB. For high carbon qualities the low stirring intensity of 300 Nm³/h or 0.02 Nm³/min · t is necessary to form active slag. Several minutes before the blow-end the flow rate is raised up to 800 Nm³/h or 0.05 Nm³/min · t to accelerate reactions between the active slag and molten steel. For low carbon steels the peak stirring intensity should be 2,000 Nm³/h or 0.14 Nm³/min · t in order to reach nearly the possible equilibrium between slag and

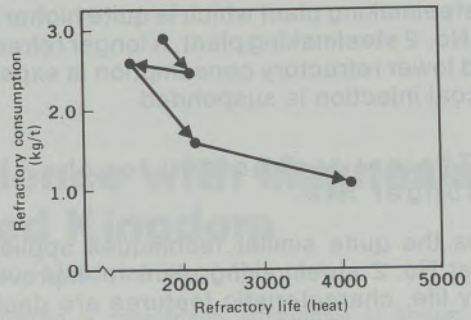


Fig. 14
Development of refractory life in the last campaigns of LD-CB

metal. During the rest of the blowing period the bottom blowing gas flow rate is reduced to 300 Nm³/h to save gas consumption.

The final specific feature of No. 1 steelmaking plant to be mentioned is that the pulverized coal injection operation is adopted to lower hot metal ratio. The total coal and coke consumption ranges between 12 kg/t steel and 18 kg/t steel. The blowing time is accordingly prolonged (fig. 13).

3.2 Development of the refractory life of converter

3.2.1 Refractory life

Fig. 14 shows the trends of refractory life in the last several campaigns and that of the refractory consumption of the converter of No. 1 steelmaking plant.

During the last five campaigns the refractory life of converter increases from about 2,000 heats up to 4,000 heats. The refractory consumption is decreased from almost 3 kg/t steel down to nearly 1 kg/t steel including 0.7 kg/t steel of gunning material.

As mentioned before, the coal injection operation might influence on the refractory consumption of

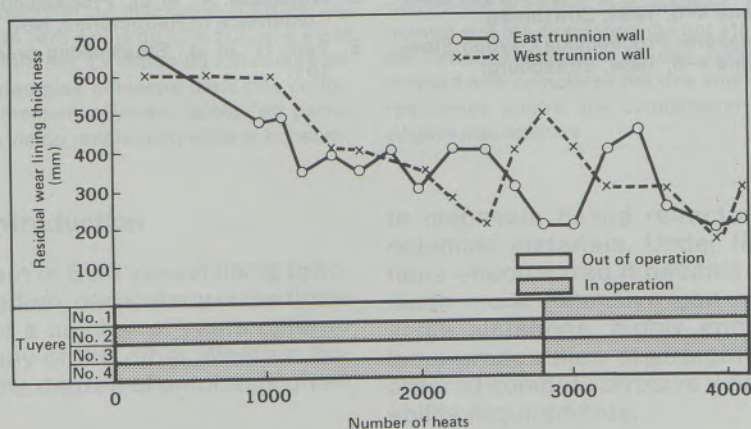


Fig. 15
Trend of residual wear lining thickness through the last campaign of LD-CB

No. 1 steelmaking plant which is quite higher than that of No. 2 steelmaking plant. A longer refractory life and lower refractory consumption is expected if the coal injection is suspended.

3.2.2 Typical technology for the longer life

Besides the quite similar techniques applied to those at No. 2 steelmaking plant to improve refractory life, characteristic features are described.

Rapid replacement of LD-CB tuyeres

Fig. 15 shows the trend of residual wear lining thickness and the location of working LD-CB tuyeres during the last campaign.

There are four holes in the converter bottom where the LD-CB tuyeres can be installed. At the beginning of campaign LD-CB tuyeres are installed diagonally at the two holes and the other are crammed by refractory plugs. The original two tuyeres worked for the first 2,700 heats in the last campaign and then refractory plugs were replaced by the new tuyeres. The old tuyeres were left as they were. This makes the tuyere exchange work easier and wear of bottom lining more uniform.

The lower total iron content of slag throughout the campaign

The total iron contents in slags for high carbon qualities through the last campaign are plotted in fig. 16. It is clearly understood that the total iron content of slag was kept at fairly low level by the effect of sound and steady work of LD-CB tuyeres.

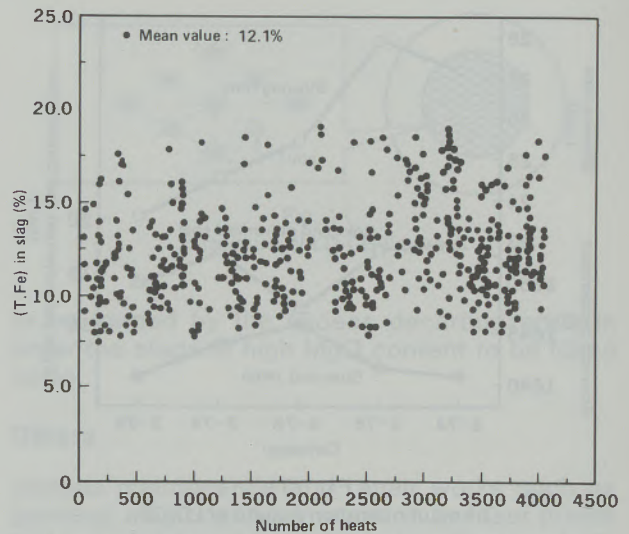


Fig. 16
Total iron content of slags through furnace campaign of LD-CB

4. Conclusion

The drastically improved refractory lives of both LD-OB and LD-CB converter at Kimitsu Works are reviewed taking into consideration of their specific features of operational conditions.

The longer lining life can be derived from such various kinds of technology as

1. high application rate of ORP process,
2. improvement of refractory material,
3. improvement of way of lining,
4. improvement of various operational techniques to keep bottom tuyeres sound and steady throughout a campaign.

References

1. Obinata, T., et al.: Nippon Steel Technical Report No. 11 (March 1978), 69.
2. Chihara, K., and H. Nakashima: Proceedings Oxygen Steelmaking Conference, June 4-6, 1984, Strasbourg.
3. Chihara, K., and S. Murakami: Proceedings Oxygen Steelmaking Conference, June 4-6, 1984, Strasbourg.
4. Nagai, J., et al.: Kawasaki Steel Technical Report No. 6 (1982), 12.
5. Watanabe, A., et al.: Proceedings The First International Conference of Refractories, Nov. 15-18, 1983, Tokyo.
6. Yaoi, H., et al.: Steelmaking proceedings Vol. 69 (1986), 191.

BOS Vessel Linings – Experience with Magnesia Carbon in the United Kingdom

C. W. Hardy and M. O. Warman, (Middelsbrough*)

Magnesia carbon composition are now the most extensively used lining materials for BOS vessels in the U.K. and their advent has brought about a major change in the pattern of primary steelmaking refractories use. In a decade, there has been a demise of doloma-based vessel linings and the proportion of fired magnesia has, in turn, risen from almost nil to over 50% then declined to about 5%. The durability of magnesia carbon has been demonstrated most effectively under arduous operating conditions for, although some part of the improvement obtained in lining performance and specific refractories

consumption is undoubtedly attributable to bottom stirring techniques, introduced in the period, there has been a perceptibly significant contribution from the new lining materials. Further improvement of charge pad materials has now become the focus of attention with development of higher density, greater hot strength products; for experience has shown that the benefits being gained in resistance to chemical attack and thermally induced damage have yet to be matched by corresponding improvements in resistance to a combination of these conditions together with mechanical damage.

Basische Sauerstoff-Konverterauskleidungen – Erfahrungen mit Magnesia-Kohlenstoff im Vereinigten Königreich

Magnesia-Kohlenstoff-Gemische sind jetzt die am häufigsten verwendeten Auskleidungsmaterialien für basische Konverterauskleidungen im Vereinigten Königreich, und ihr Einsatz hat eine grundsätzliche Änderung im Schema der Verwendung von feuerfesten Baustoffen bei der Primärherstellung bewirkt. Innerhalb einer Dekade gab es einen Rückgang von auf Doloma basierenden Gefäßauskleidungen, und der Anteil an gebrannter Magnesia hat sich umgekehrt dazu – von fast null auf über 50% angestiegen – wieder auf etwa 5% reduziert. Die Haltbarkeit von Magnesia-Kohlenstoff hat sich am wirkungsvollsten unter extrem harten Betriebsbedingungen erwiesen. Obwohl teilweise die erreichte Haltbarkeitsverbesserung der Ausmauerung und der spezifische Feuerfestverbrauch un-

zweifelhaft den Bodenblastechneiken zugerechnet werden müssen, die in dieser Periode eingeführt wurden, gab es einen deutlich merkbaren, signifikanten Beitrag auch von den neuen Auskleidungsmaterialien. Weitere Verbesserung der Chargierungsabfangmaterialien ist nun in den Brennpunkt der Aufmerksamkeit gerückt, mit Hinblick auf die Entwicklung von Produkten höherer Dichte und höherer Heißfestigkeit. Die Erfahrung hat ja gezeigt, daß die Vorteile, die hinsichtlich des chemischen Angriffs und des thermisch verursachten Schadens erzielt wurden, erst durch entsprechende Verbesserungen des Widerstandes gegen eine Kombination dieser Bedingungen mit mechanischen Schäden ergänzt werden müssen.

Revêtements basiques de convertisseurs à oxygène – Résultats obtenus au Royaume Uni avec des réfractaires de magnésie-carbone

Les mélanges de magnésie-carbone sont actuellement les matériaux le plus souvent utilisés au Royaume Uni pour les revêtements des convertisseurs basiques et leur emploi a entraîné une modification fondamentale dans le schéma d'utilisation des matériaux réfractaires dans le domaine de la production primaire de l'acier. Au cours d'une décennie il s'est produit une régression des revêtements de convertisseurs à base de dolomie et la proportion de magnésie cuite est au contraire montée de près de zéro à plus de 50% puis elle s'est de nouveau réduite à environ 5%. La tenue du réfractaire de magnésie-carbone a été des plus efficaces dans des conditions d'exploitation extrêmement sévères; quoiqu'en partie l'amélioration de durée de vie du revêtement et de la consom-

mation spécifique de réfractaire doit sans aucun doute être attribuée aux techniques de soufflage par le fond, qui ont été introduites au cours de cette période, la participation des nouveaux matériaux de revêtement a été nettement sensible et significative. L'attention est maintenant dirigée vers l'amélioration des matériaux destinés à recevoir les charges, notamment en développant des produits ayant une dureté et une résistance à chaud plus élevées. L'expérience a en effet montré que les avantages qui ont été obtenus du point de vue de l'attaque chimique et des dégâts thermiques, doivent d'abord être complétés par des améliorations appropriées de résistance contre une combinaison de ces facteurs et les dégâts mécaniques.

1. Introduction

The developing pattern of BOS vessel lining practice in the United Kingdom, particularly in the three vessel shops, has for a number of years differed from that seen in many of the other Western European countries in the degree of emphasis given

to magnesia based refractories as opposed to dolomitic materials. Under the operating conditions encountered it became necessary to make much more extensive use of tempered and, in some situations, highly enriched magnesia-doloma grades than of straight doloma qualities in order to combat corrosive wear and to meet availability requirements.

Where further improvements in lining performance were sought, these enriched grades gave way, in

*) BSC Research Organisation – Teesside Laboratories, Middelsbrough, Cleveland, TSG GUJ

a significant change in direction, mainly to fine textured, high hot strength fired magnesia materials with pitch impregnation.

The change occurred, most notably, in the large, three vessel shops where it was found that under conditions of variable output rates occasioned by market demand, the fired magnesia grades gave superior resistance to loss by peeling and slabbing compared to pitch bonded 100% magnesia types (1).

That major change in lining practice has been more than matched in the last few years by a transition to the extensive use of a wide range of magnesia carbon materials in all four, 3-vessel-shops. In the large, 2-vessel-plant which had not established a practice on fired magnesia linings and, of course, has a less exacting vessel availability requirement, further developments have been based largely on 5% retained carbon, magnesia materials. In the, as yet, unclear situation regarding classification, such latter materials may be considered as borderline compositions between organically bonded magnesia and magnesia carbon. Nevertheless, in the U.K. as a whole, magnesia carbon grades containing in excess of 5% retained carbon are by far the most extensively used qualities for BOS vessel working linings today.

2. Application of magnesia carbon linings

Less than six years ago, work with the newly developed magnesia carbon grades in the U.K. was confined mainly to applications in the electric arc furnace and in Europe as a whole, usage in oxygen steelmaking vessels was almost insignificant. The IISI survey of refractory materials for steelmaking (2) showed that, in 1982, less than 2% of formed refractories used in European vessels were of magnesia carbon quality compared with 19% in North America and 33% in Japan. In this last country, usage of magnesia carbon had increased by over 50% in the period 1980-82.

Encouraging results reported from abroad coupled with a requirement by steelmakers for linings of greater durability than available with the existing fired grades stimulated the development of magnesia carbon materials in the U.K. They have been subsequently applied to combat increasingly harsh operating conditions associated with wide product mixes, the extension of continuous casting and secondary treatment processes.

As previously stated, magnesia carbon linings have been adopted at all four 3-vessel-plants. The two large vessel plants and one of the other plants have wide produce mixes, continuous casting and secondary steelmaking facilities; the remaining plant producing mainly low carbon grades for ingot casting. These four plants, therefore, embrace a wide range of environments in which the vessel linings are required to operate, hence lining patterns with the various grades of material available have developed (and are continuing to develop) to meet particular plant aims, rather than within an overall, standardised plan.

Early trials with 15% carbon grades in trunnion areas gave sufficient encouragement to extend and broaden the application of magnesia carbon in vessel linings and the subsequent work has involved a considerable number of combinations of magnesia and graphite qualities, graphite content and binder types in pursuit of the achievement of optimum overall lining performance in specific locations. This, inevitably, has led to a wide range of new products emerging and, from home suppliers alone, there are now more than one hundred product options (3).

Examples of lining patterns, in fig. 1, show typical combinations of materials currently in use. Products with residual carbon contents in the range 5% to 20% have been used but, broadly, the materials now finding application fall mainly into the 5, 10, or 15% C classes, with some limited use of 20% C in high slag attack areas. These qualities now in use have bonding systems derived essentially from resins or pitches and, as yet, neither of

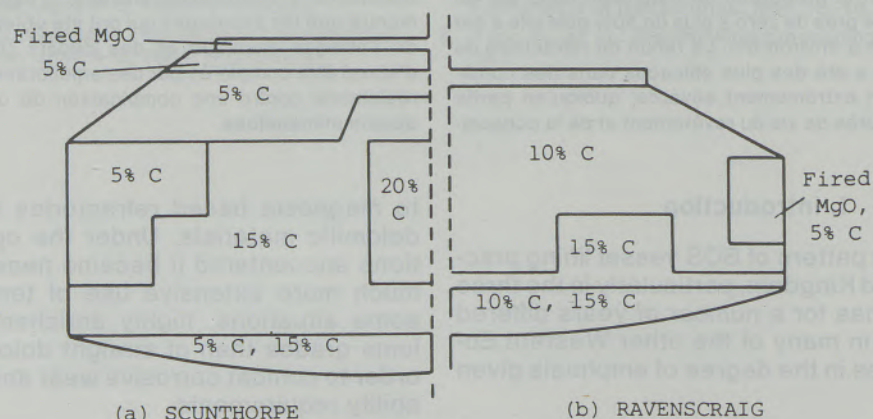


Fig. 1

BOS lining configurations

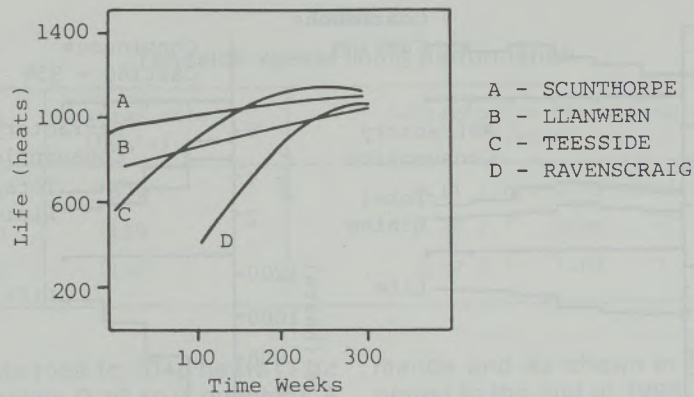


Fig. 2

Trends in lining performances

the two systems has demonstrated a clear superiority over the other in service.

Some details of typical, resin bonded lining materials containing flake graphite (4) and in current use in U.K. vessels are given in table 1. This range includes: 1a, b and c – products based on low boron periclase, having a dense brick structure and broadly in the range 5 to 15% retained carbon. In application, the carbon content chosen is increased with severity of slag attack.

2 – based on high purity, large crystal size periclase and having high bulk density and strength; – used for the charge pads of high operating temperature vessels.

3 – contains low boron, sintered periclase with an addition of electrofused magnesia to increase corrosion resistance; – used for bottom stirring elements and surrounding bottom brickwork.

3. Performance of vessel linings

Trends of lining life with time over a six year span to the end of 1986 are shown for three of the four, 3-vessel-plants in fig. 2 and over a four year span for the other plant. These cover the periods of change from previous established lining practice, through trial stages and adoption of practices based essentially on magnesia carbon. As can be seen, there are significant variations between the trends; major factors being differences in operational conditions and the lining practices adopted prior to magnesia carbon, which are discussed below. The result has been a significant closing of the range in lives obtained at the various plants.

3.1 Scunthorpe

This 3×300 t vessel plant has desulphurising, degassing and slab, bloom, billet and ingot cast-

Table 1
Magnesia carbon properties

	1a	1b	1c	2	3
% Ignited Basis					
MgO	97.0	97.0	96.2	97.3	97.0
CaO	1.2	1.2	1.2	1.5	1.2
SiO ₂	0.7	0.9	1.3	0.8	0.9
Al ₂ O ₃	0.3	0.3	0.4	0.2	0.3
Fe ₂ O ₃	0.6	0.7	0.8	0.4	0.7
As Received					
Bulk Density (kg/m ³)	3030	2940	2870	3100	2900
Crushing Strength (MN/m ²)	61.3	39.2	37.7	64.7	41.2
Coked at 1000 °C					
Bulk Density (kg/m ³)	2980	2890	2810	3060	2840
Crushing Strength (MN/m ²)	30.4	20.6	20.1	34.3	20.6
Retained Carbon (%)	4.8	9.8	14.0	4.8	14.0

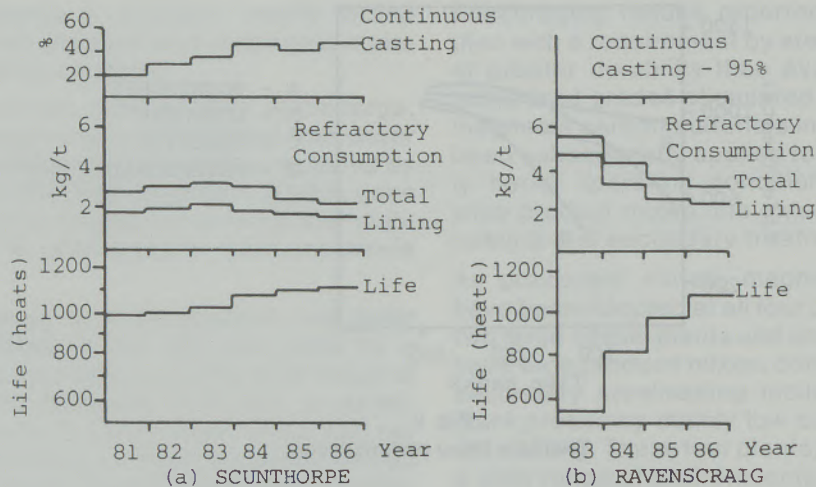


Fig. 3
Campaign details

ing facilities. The product range is wide and includes micro alloyed, heavy plate, section, strip, wire product and free cutting steels. The plant operated on an established lining practice of fired magnesia, with some limited use of tempered magnesia. As shown in fig. 3a, before magnesia carbon trials in 1982, the proportion of continuously cast product was relatively low.

The first trials with magnesia carbon in slag attack areas were followed by more extensive use in the barrel and eventually to more widespread use in the lining as a whole. The period in which magnesia carbon was introduced and became established coincided with a number of other events which have a direct or indirect influence on lining behaviour. These included the introduction of billet and bloom casting and extension of product range, increasing proportion of continuous casting, rising tagging temperature; and a period of experimentation with bottom stirring which increased variability rather than effecting improvement in lining performance. It is notable that in this period of plant development, a record life of 1294 heats was achieved on a non-stirred campaign with a lining containing magnesia carbon and although variability of life increased, the overall trend was a rising one notwithstanding the increasing adversity of conditions. As can be seen in fig. 3a, some increase in gunning maintenance was required to support this trend. However, instability and loss of cone brickwork due to shell distortion was the reason for higher gunning consumption.

Over the past two years, variability of life has decreased and the overall improvement has been maintained with an appreciably lower consumption of gunning material which has had a beneficial effect on refractories consumption. This has been achieved against a background of extended dwell times in the vessels due to the operation of three casters with casting times of 1 to 3 hours.

The effect of magnesia carbon cannot be appraised precisely in isolation because of its introduc-

tion in a period of changing plant conditions, however, at this plant which was on an established practice of operating high quality linings, it has contributed to an overall improvement in refractories performance in a period of increasingly adverse conditions. Average tapping temperature, for example, has increased by over 50°C in the period to 1680°C and now peaks at 1730°C. The average life in 1981 was 982 heats with a refractories consumption of 2.62 kg/t (including 0.82 kg/t of gunning) compared with 1113 heats and 2.31 kg/t (0.68 kg/t) in 1986. A typical current lining pattern is illustrated in fig. 1a. This comprises mainly 15% C material but includes 20% C quality in the taphole breast and 5% C types in the charge pad. As at other plants, the emphasis has shifted from wear in slag attack zones to damage of the charge pad but the effect of cone steelwork distortion on lining integrity is a limiting factor on campaign life.

3.2 Llanwern

As at Scunthorpe, a steadily rising trend in lining life has occurred but under somewhat different operating conditions. This 3 × 180 t vessel plant, unlike the other plants has no continuous casting facility and producing mainly low carbon rimming and killed steels, tapping temperatures are in the 1600°C region.

In the last full year before magnesia carbon was introduced (1981) linings were in fired, pitch impregnated magnesia giving an average life on a downward trend of 877 heats 1.75 kg/t of refractory including an almost insignificant 0.04 kg/t (gunning). Following trials in 1982, the full adoption of magnesia carbon linings was made and this marked a recovery and upward trend in lining lives; four figure lives being recorded by the end of 1983 and in 1984, a total of eleven hundred heats was exceeded for the first time. With the introduction of bath agitation on all vessels in

Table 2
Teesside vessel lining performance

Year	Average Life (heats)	Refractories Consumption (kg/t)
1981	677	3.11 (inc. 0.35 gunning)
1985	1139	2.39 (" 0.88 ")
1986	1142	2.57 (" 1.02 ")

early 1985, average life rose to 1048 heats (1.52 kg/t of refractory including 0.10 kg/t gunning). A new plant record life of 1400 heats was set at the beginning of 1986 and although, since that time vessel campaigns have been limited for operational reasons to the life of the stirring elements, which has influenced the life trend line, performance at the plant has demonstrated the combined ability of magnesia carbon and bath agitation to influence lining performance beneficially. Typically, current linings have 5% C material in the cone, 15% C in the barrel with fired magnesia/5% C chequerboard in the charge pad (which is a lesser problem than at other plants) and a combination of 5, 10 and 15% C grades in the bottom.

3.3 Ravenscraig

In terms of vessel size (3×130 t) this is the smallest of the plants. The product range includes low carbon killed strip, micro alloyed plate, heavy plate and electrical steels.

Secondary steelmaking treatment includes desulphurising, VAD and DH; and about 95% of output is continuously cast. With first turndown temperatures in the 1690°C region, operating conditions for the vessel lining are severe and have been so over the whole period of introducing magnesia carbon.

The plant operated on a lining practice of pitch bonded magnesia-enriched doloma giving average lives of little more than 500 heats. Trials with various types of lining in the 1981/82 period indicated that magnesia carbon could present a more promising route to improvement than an all-fired magnesia lining as used at other plants. It is because of these trials that the period immediately prior to 1983 is considered untypical and has not been included in the trend line in fig. 2. In 1983, magnesia carbon was included in all vessel linings starting with very limited application in trunnion panels and gradually increasing, so that before the end of the year magnesia doloma had been completely replaced by magnesia carbon with, in the charge pad, fired magnesia in chequerboard construction.

Lining life showed a marked upward trend; an average of 508 heats in the first half of 1983 was raised to 759 heats in the first half of 1984. The introduction of bath agitation during 1984 contributed to further improvements in lining perfor-

mance and as shown in fig. 3b, in the four year period to the end of 1986, yearly average life had risen from 540 heats (6.41 kg/t of refractory including 1.01 kg/t gunning) to 1088 heats (2.35 kg/t of refractory including 0.72 kg/t gunning). In the last period, a best life of 1282 heats was achieved.

The typical lining pattern in fig. 1b shows the high proportion of 10% C material and the use of a chequerboard including fired brick in the charge pad where heavy wear is experienced.

3.4 Teesside

As at Ravenscraig, lives at Teesside have shown a marked upward trend with the introduction of magnesia carbon and operating conditions for the lining have been severe. With 3×261 t vessels, the plant has a wide product mix including low carbon killed, coil plate, line pipe, structural and rail steels and has desulphurising and RH facilities. Over the period 1981-86, continuous casting (slab and bloom) increased from about 50% to over 90% and mean tapping temperatures exceeded 1690°C.

Using high grade linings of fired, pitch impregnated magnesia, the average life in 1981 was 677 heats (3.11 kg/t of refractory including 0.35 kg/t gunning). Trials with 15% and 20% C magnesia carbon in the lower barrel area in 1982 showed promising results and in 1983, full linings were introduced. In this year, bath agitation work also commenced. Average lining life increased to 1022 heats and has progressively increased since that time (including a UK record of 1502 heats) until adversely affected by operational changes brought about when the blast furnace serving this plant was off for relining during 1986.

Nevertheless, the average life over the year was similar to that of the previous twelve months but with some increase in refractories consumption, particularly gunning (which has increased generally over the period of magnesia carbon usage).

A comparison of lining performance in the year before magnesia carbon trials began and the last two years is given in table 2.

The current lining pattern at this plant is based mainly on 15% C grade in barrel, bottom and cone with high strength, low carbon quality in the charge pad which is a higher maintenance requirement area.

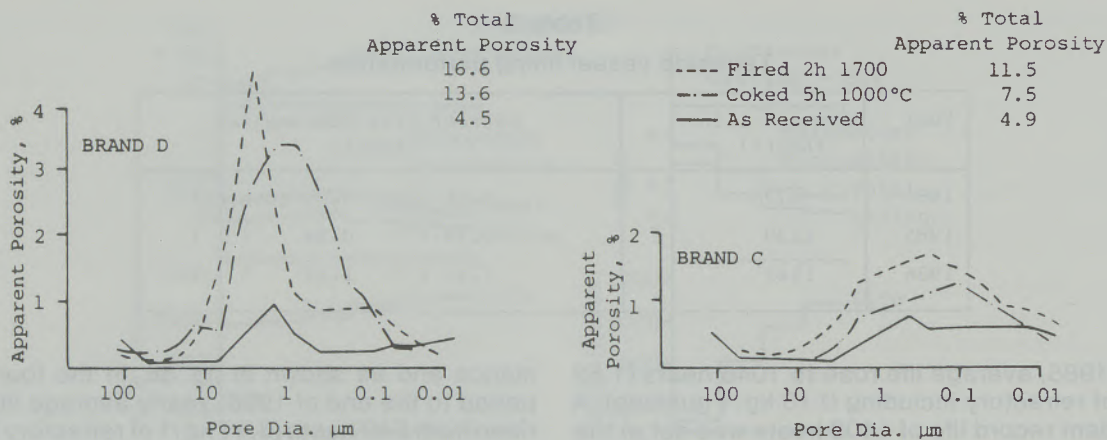


Fig. 4 Effect of heating on pore structure of Mag 20% C bricks

4. Characteristics of linings and materials

The perceived advantages of magnesia carbon compositions conferred by the flake graphite component are (1) a greater slag resistance – a combination of the non-wetting nature of the graphite, its ability to neutralise aggressive oxides by reduction and its beneficial cooling effect on the exposed face and (2) a greater resistance to thermo-mechanical stresses – owing to a structure resistant to crack propagation.

Over the period under consideration, improvements have been made in the quality of the products affecting chemical, mineralogical and physical characteristics. Very early prototype samples of magnesia carbon had relatively open textures and it was this feature above others that raised doubts regarding the ability to resist oxidation in service; with a consequent deleterious effect on both slag resistance and physical integrity. With much tighter textures, it is significant that under the adverse, very high temperature conditions experienced in some UK vessels, magnesia carbon has given better performance, without the general

use of anti-oxidation metallic additions, than high quality fired magnesia grades. This is not to say that further improvements in performance would not be welcomed and exploited.

The textural stability of the product is considered to be important. Pore size distributions have been measured in products in three conditions; as received, coked and fired at 1700°C in a reducing atmosphere; to represent the various stages of textural development in service. The work has demonstrated that marked changes can be found in the textural development of different products and an illustration of this is given in fig. 4. The rates of ingress of oxidising media and slag into a brick are affected by its pore size distribution and products that are fine textured in all conditions are desirable.

Slag resistance, of course, is not only related to texture but also to composition and mineralogy. Recent work in the U.K. of interest in this connection has shown (5) the improvements that can be obtained by increasing crystal size and periclase to periclase bonding in magnesia grain. Fig. 5

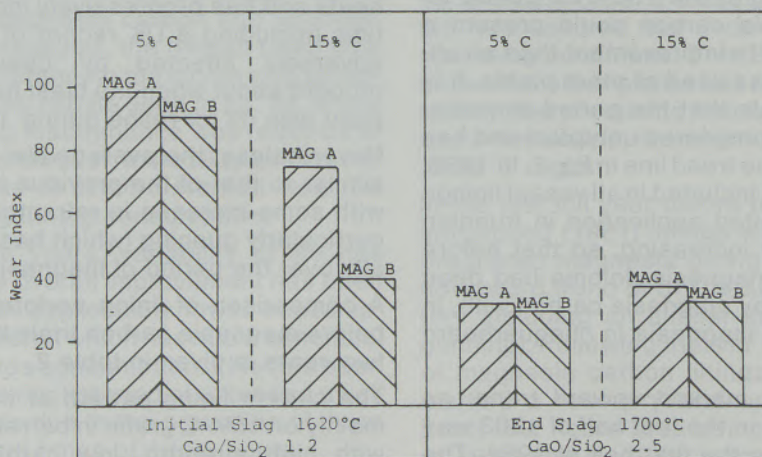


Fig. 5 Effect of magnesia quality and graphite content on wear ratios with converter slags

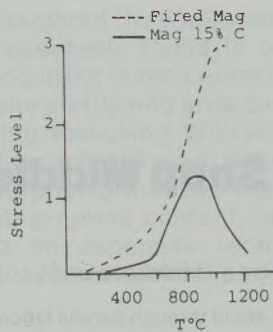


Fig. 6

Stresses developed in constrained heating

shows the effect of using a large crystal size grain (sample type B) on slag resistance and also shows the marked influence of carbon content on resistance to highly aggressive, low CaO/SiO₂ early slags. An important requirement of the lining is structural stability, both during burn-in and in operation. The greater accuracy of shape and ability to produce longer blocks to the 100-mm-course height, ISO standard, in magnesia carbon qualities (allowing full thickness rather than two layer constructions) are important in this respect. In the U.K., magnesia carbon linings have been built mainly without expansion allowance and as illustrated in fig. 6, preliminary work on heating under fully constrained expansion has shown that with this type of brick, lower stresses are developed than with fired material. It is interesting to note that when heated under limited constraint it was

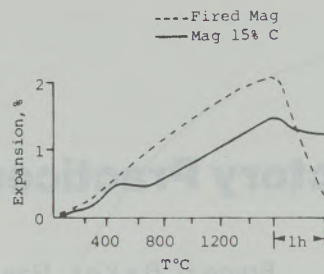


Fig. 7

Thermal expansion under load
(1.2 MN/m²)

found that the fired material had both a greater expansion and subsequent greater contraction at temperature when held at 1600°C, as shown in fig. 7.

Notwithstanding its better expansion characteristics, some problems have arisen due to the effect of lining movement on taphole integrity, particularly on the larger vessels and, at Scunthorpe, modifications to the conventional construction and initial heating programme have been made to overcome the problem. These involve the insertion of a one-piece, precast liner after initial heating of the outer taphole assembly.

Acknowledgements

The authors gratefully acknowledge the help and guidance of colleagues in the BSC oxygen steel-making plants and the permission of BSC management to publish this paper.

References

1. Hardy, C. W., and J. Owen: Development of Refractory Linings to meet Operational Requirements in Oxygen Vessels, Proc. Met. Soc. Conf. London, May 1978.
2. IISI, Refractory Materials for Steelmaking. Committee on Technology, Brussels 1985.
3. Jackson, B.: Dyson Group. Private communication.
4. Thompson, P.: GR-Stein Ref. Private communication.
5. Williams, P.: Steetley Ref. Private communication.

Refractory Practices at Armco BOF Shop Middletown, Ohio, USA

Bruce H. Baker, Ray Stephens, William Childers, Middletown*)

This paper has shown that major refractory progress has occurred in the Middletown Works BOF shop despite some extreme changes in steelmaking conditions which occurred in 1985–1986. Each new refractory problem encountered was evaluated and necessary solutions were discussed with operating personnel in order to formulate a plan of action. The field trials proposed have solved the problems. Increased campaign life and major reductions in refractory costs have occur-

red. This has come about through careful laboratory testing of refractory materials combined with a good understanding of the steelmaking conditions which cause refractory wear. Further, the quick decisive action of operating personnel in rapidly adopting the proposed changes and completing the field trials significantly contributed to the accomplishment of the refractory practice improvements.

Feuerfestpraktiken beim Armco LD-Werk, Middletown, Ohio, USA

Diese Arbeit zeigt, daß großer Fortschritt beim Feuerfestmaterial im LD-Betrieb des Werkes Middletown eingetreten ist, trotz einiger extremer Veränderungen bei den Stahlherstellungsverhältnissen, die in der Zeit von 1985 bis 1986 eintraten. Jedes neue Feuerfestproblem, auf das man stieß, wurde ausgewertet, und notwendige Lösungen wurden mit dem Betriebspersonal besprochen, um die Vorgangsweise auszudiskutieren. Die vorgeschlagenen Betriebsversuche haben die Probleme gelöst. Es traten erhöhte Standzeiten und substantielle

Reduktionen an Feuerfestkosten ein. Dies ist möglich geworden durch sorgfältige Laboruntersuchungen der Feuerfestmaterialien in Verbindung mit einer genauen Kenntnis der Stahlherstellungsverhältnisse, die den Feuerfestverschleiß verursachen. Weiters hat die rasch entschlossene Handlungsweise des Betriebspersonals bei raschem Akzeptieren der vorgeschlagenen Änderungen und Durchführung der Betriebsversuche ganz wesentlich zum Erreichen der Verbesserung der Feuerfestpraktiken beigetragen.

Pratiques adoptées pour les réfractaires à l'usine LD d'Armco, Middletown, Ohio, USA

Ce travail montre qu'un grand progrès a été accompli dans le domaine des réfractaires à l'aciérie LD de l'usine de Middletown, malgré quelques modifications extrêmement importantes des conditions de production de l'acier intervenues en 1985–1986. Chaque nouveau problème de réfractaire auquel on se heurtait a été étudié et les solutions nécessaires ont été discutées avec le personnel d'exploitation afin de déterminer la manière d'agir. Les essais en exploitation proposés ont permis de résoudre ces problèmes. On a ainsi obtenu des durées de vie plus longues et réduit considérablement les frais

pour réfractaires. Ce résultat a été possible grâce à des études en laboratoire sérieuses des matériaux réfractaires avec en même temps une connaissance précise des conditions de production de l'acier qui provoquent l'usure des réfractaires. De plus, la décision rapidement prise par le personnel d'exploitation de prendre des mesures et d'accepter très vite les modifications proposées et l'exécution des essais en exploitation a contribué considérablement à l'amélioration des pratiques adoptées pour les réfractaires.

Introduction

The Middletown Works of Armco Inc. is a modern steel plant that contains two 204 metric ton BOF furnaces which tap approximately twenty-seven heats per day. The reason for this low production rate is that Middletown has insufficient blast furnace capacity and the amount of hot metal available governs the steel output in this melt shop. However, the demand for high quality slabs for the automobile industry dictates that the steel be tapped very hot, approximately 1640–1670°C. The high temperature is needed in order for the steel to first be vacuum degassed in an R-H de-

gasser prior to slab casting in twelve heat sequences. These automotive grades of extra low carbon content require careful production techniques because steel quality is the chief requirement of this melt shop.

BOF vessels

During the early eighties, the Middletown BOF shop pioneered the development of high quality pitch bonded refractories containing metallic magnesium additions. This work resulted in U.S. and foreign patents assigned to Armco due to the development work of Dr. B. Brezny (1)–(4). Thus, the BOF vessels had complete linings of metallic magnesium type brick except for bottom brick until about mid-1984. Careful steelmaking practices allowed the use of these relatively low cost brick because good slag coating buildup was

*) Bruce H. Baker, Research & Technology, Middletown, Ohio 45042, USA
Ray Stephens, Middletown Works, Middletown, Ohio 45042, USA
William Childers, Middletown Works, Middletown, Ohio 45042, USA

achieved throughout the whole vessel. Refractory wear was repeatedly found in only two areas. Wear was occurring in the center of the trunnions and in the cone and lip ring area due to mechanical damage during deskulling. With vessel wear being primarily a function of vessel slagging practices, it was not surprising that two field trials of resin bonded, high graphite content, metal containing brick based on Japanese technology (5)–(8) failed to achieve economical performance during this time.

a) Laboratory testing procedure

During 1984–85, a large number of new varieties of metal containing MgO brick began to come into the U.S. marketplace including both resin bonded and pitch bonded brick. The resulting laboratory testing of many varieties of metal containing brick and particularly the results of the new Armco hot modulus of rupture test pointed out the differences in metal additions to carbon bearing MgO refractories.

This hot modulus test, originally developed for high temperature testing of graphite electrodes, had shown that a graphite bar could be heated to hot modulus test temperatures in about three minutes even when placed cold in an already heated hot modulus of rupture furnace (fig. 1). The test sample could then be broken with minimum oxidation of graphite. This test procedure was applied to BOF refractories and found to be valid if the test samples were heated for a slightly longer length of time (fig. 2). For all BOF brick a 15 minute hold at the selected test temperature, in an argon atmosphere, became the established test procedure. Further, to properly gain insight into the function of metallic additions to BOF refractories, those hot modulus tests run above 1095°C had

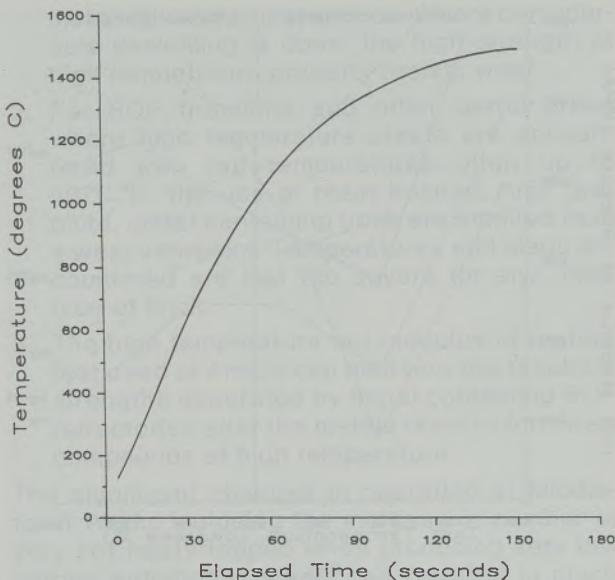


Fig. 1
Heating rate of 25.4x25.4 mm graphite bar in hot modulus of rupture furnace

the samples pre-coked first in order to react the metals to other more stable compounds which assisted in strength development in the brick. The test results of this hot modulus of rupture testing are shown in fig. 3. This figure is a composite of several suppliers products of each brand of brick. It is felt that this test can also differentiate between different suppliers who offer the same type of brick. At the same time, further refinement of the test may show that ten minutes or less is sufficient heatup time especially for high carbon level brick. Even less oxidation of test samples would occur with resultant higher strengths being recorded when using this test.

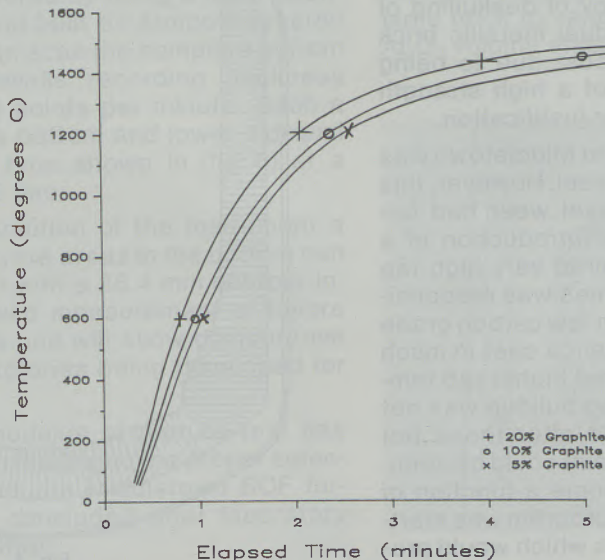


Fig. 2
Heating rate of 25.4x25.4 mm magnesia-graphite bars in hot modulus of rupture furnace

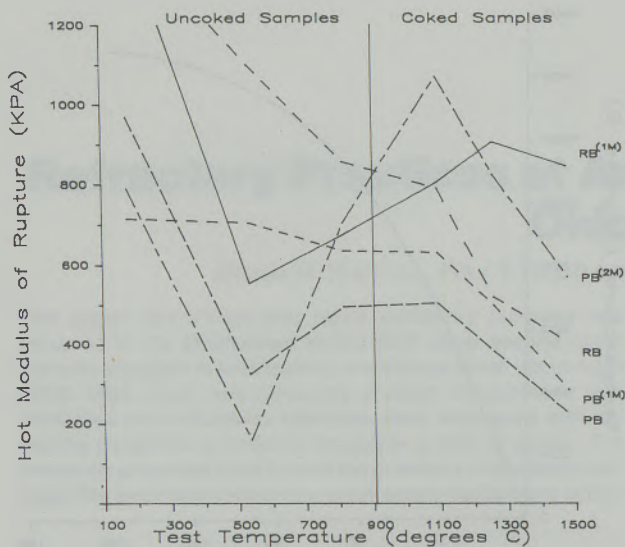


Fig. 3

Modulus of rupture of magnesia-graphite refractories at selected test temperatures. PB = pitch bonded; RB = resin bonded; 1M = one metal; 2M = two metals

b) Field trials

Based on the hot modulus of rupture data, low cost pitch bonded dual metallic brick were tried in high wear areas of trunnions at Middletown and in the severe wear area of BOF cones at the Armco Ashland, KY plant. In the trunnion area, the high strength brick gave good performance but could not be shown to be superior to single metallic brick. In the cones at Ashland, they were an immediate success and have now been adopted in both Armco plants as the best choice for BOF cone brick. As fig. 3 shows, pitch bonded dual metallic brick are stronger at most test temperatures than pitch bonded single metal containing brick. In a high abrasion area like BOF cones, combined with a high frequency of deskulling of the cones the use of strong dual metallic brick becomes justified. Their low cost due to being pitch bonded allows the use of a high strength brick at a lower price as further justification.

During 1985, the limiting factor at Middletown was still the trunnion areas of the vessel. However, this trunnion wear and overall vessel wear had become much more severe. The introduction of a new grade of steel which required very high tap temperature and long degas times was responsible for this. Additionally, another low carbon grade was being degassed and sequence cast in much longer sequences which required higher tap temperatures than before. Now slag buildup was not occurring at the trunnions and after these hot heats were tapped, each brick joint could be seen. The vessel wear had now become a function of grade of steel made. A gunning program was started and eventually a gunning mix which would protect the trunnion area for five or more very hot heats was able to be successfully applied. How-

ever, the slag coating which had greatly assisted in protecting trunnions in the past was always completely wiped off by hot heats. The percentage of these very hot grades produced continued to increase as they were accepted by Armco customers. The hot modulus of rupture data which had shown that the strongest brick at high temperature was the resin bonded, metal containing, high graphite containing brick led to the conclusion that this very high priced brick might now be justified for trial. During late 1985, trunnion panel trials were made in the Middletown Works and were successful. The high graphite content brick became established in 1986 as the preferred brick throughout much of the main barrel, including the trunnion area. The last five campaigns based on these brick produced an increase in campaign life of approximately 20%, while overall refractory cost per ton was lowered.

c) BOF tap hole pipes

During 1986, Armco Middletown adopted the use of refractory covered steel pipes for piping BOF tap holes. These coated pipes have resulted in a 70% increase in tap hole life between repairs. It is also quite easily seen that a rounder, more compact tap hole stream results from their use which must further contribute to superior steel quality. They are installed in the normal manner that tap hole pipes have been installed for several years by using a premix, slurry type gun. This has replaced a nozzle mix gun and appears to further enhance performance.

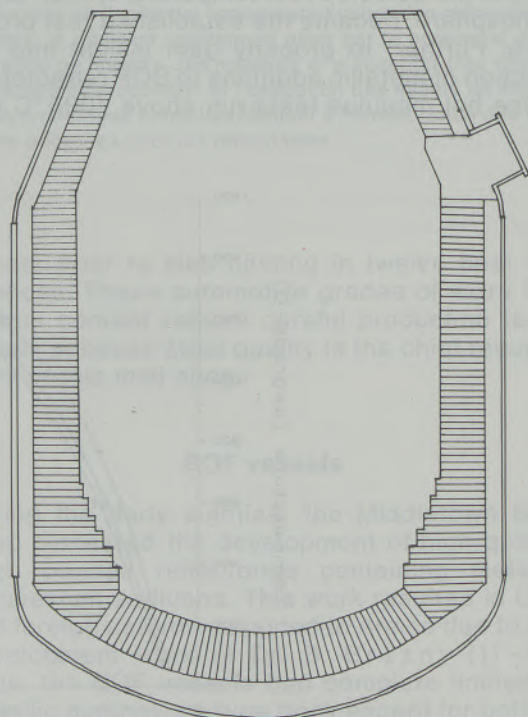


Fig. 4

Refractory design of Middletown BOF vessel prepared for bottom stirring

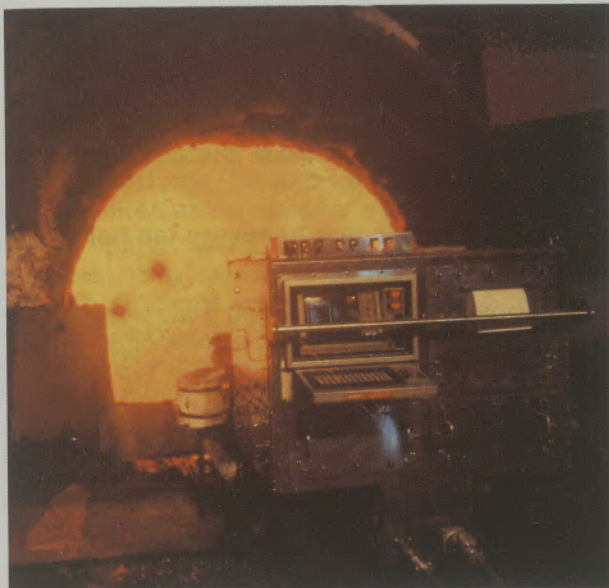


Fig. 5

Laser scanning device used to measure refractory wear of BOF bottom and lower side walls

d) Bottom stirring

Now Armco is preparing for bottom stirring (9), (10). In April 1987, a BOF bottom stirring system based on tuyeres started up at Middletown (11). Argon and nitrogen gas were introduced through the tuyeres to promote stirring of the Middletown heats. Because of suspected severe bottom wear, the bottom brick were resin bonded, high graphite and metal containing brick and the knuckle area has also been expanded to combat expected high wear (fig. 4) (12). The tuyeres are of Armco design and they were installed by drilling the bottom with a diamond tipped drill bit using compressed air as a coolant.

Bottom wear is monitored by using a laser scanning unit designed and built by Armco Research (fig. 5) (9). This unit can scan the complete bottom and the lower sidewalls recording thickness measurements at 80 points per minute. Such a scan rate produces a bottom and lower sidewall contour map of the type shown in (fig. 6) at a contour interval of 76 mm.

By changing the resolution of the instrument a contour map of the tuyere areas in the bottom can additionally be drawn with a 25.4 mm contour interval. This has allowed measurement of tuyere wear on a daily basis and will allow comparative trials of various refractories being developed for the tuyere area.

In review, the hot modulus of rupture test has given vital information leading to the proper selection of refractories for the Middletown BOF furnaces. It has been concluded after laboratory tests and field trials that:

1. For BOF cones, the use of high strength, low cost, pitch bonded refractories containing two

metals gives the best service. Where considerable deskulling is done, the high strength at high temperature property resists wear.

2. For BOF trunnions and other barrel areas where high temperature steels are encountered with tap temperatures often up to 1670°C, the use of resin bonded, high graphite, metal containing brick are justified from a wear viewpoint. Temperatures and slags encountered are just too severe for any other type of brick.
3. The high temperature hot modulus of rupture test used at Armco can measure the resultant strengths generated by metal containing BOF refractories after the metals react to form new compounds at high temperature.

The significant changes in operation at Middletown Works including the increase in number of very hot heats tapped when producing very low carbon automobile steels has resulted in much more severe operating conditions within the BOF vessel itself. The benefits of high carbon containing high strength brick have produced a 20% increase in vessel life despite the tough conditions encountered. Further, tap hole life has been increased and the new design aids in producing better quality steel. The Armco designed tuyeres for bottom stirring have been installed to give additional flexibility to the Middletown vessels. Laser measurement of wear rates by using 25.4 mm contour interval mapping shows a wear rate of .6 mm per heat for over 1000 heats produced. This allows production of the required new low carbon grades of steel necessary in order to remain a significant supplier of quality steels in the U.S.

Steel ladles

In 1984, the use of vertical ladle preheaters allowed the change to be made from bloating type ladle brick to various grades of 50, 60, and 70% Al₂O₃ volume stable brick for steel ladles. Refrac-

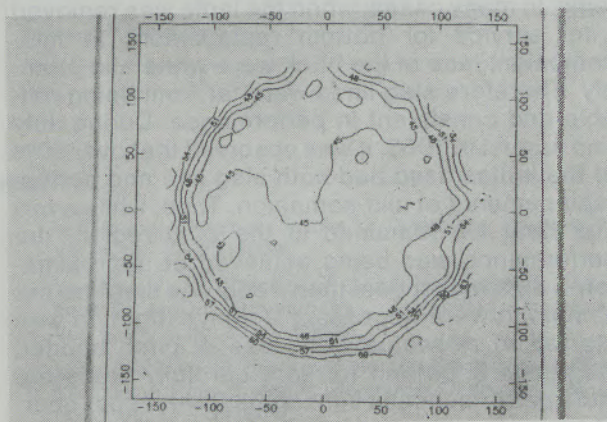


Fig. 6

Profile contour map of BOF bottom after first few stirred heats. Laser map shows little bottom wear

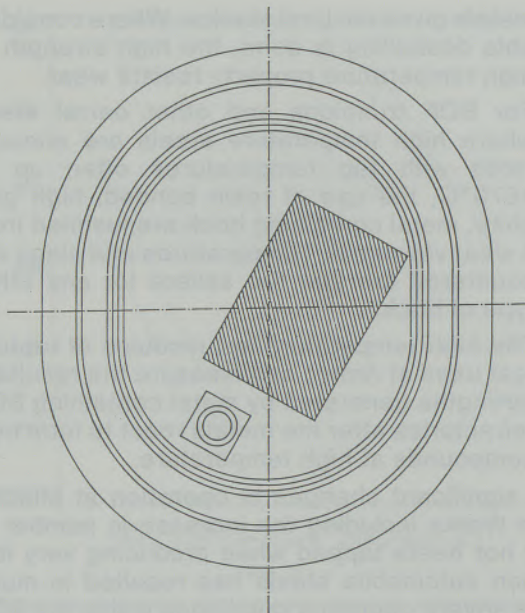


Fig. 7

Pouring pad location in Middletown ladles

tory life immediately jumped from 16.9 heats to 54.9 heats per ladle campaign. The major wear areas were established as slag line and bottom areas. The bottom wear was so severe that the practice was adopted to completely replace the bottom at mid-campaign. Overall ladle life achieved after two bottoms then established the slag line as the limiting factor in ladle performance.

During the first half of 1985, trials were made using pitch bonded (13) magnesia brick in slag lines. These were followed by trials of metal containing pitch bonded magnesia brick and two trials of resin bonded, metal and flake graphite containing high performance BOF quality brick. Average ladle life increased to 68.8 heats per ladle and pitch bonded magnesia brick were established as the standard product for ladle slag lines.

While the average life was high, the use of this type of brick was not without some serious problems. In many cases, when the ladle was removed from service for bottom replacement at mid-campaign, face of the brick were white and crumbly. Therefore slag lines were far from being reliable and consistent in performance. During July and August in 1985, it was observed that over 50% of the ladles used had both slag line and bottom replacements at mid-campaign. Thus, while average heat life remained in the 70.0 region, the performance was being achieved at approximately a 40% higher cost than if only one slag line per campaign were necessary. An investigation was started to re-evaluate the use of pitch bonded magnesia brick and to more carefully study the ladle performance in light of the lowest cost operation.

Slag samples were analyzed in order to understand the corrosive compounds associated with

the slag which were causing severe wear. Low cost 70% alumina brick were tried and eventually replaced with 80% alumina brick. Direct bonded 60% magnesia-chromite brick and a special alumina-chromite brick were also tried. Currently the alumina-chromite brick gives the best low cost slag line performance.

a) Ladle problems due to severe tap hole erosion

During November 1985, the first trials were occurring of the improved BOF tap hole pipe. These trials accomplished two things. The tap hole life was increased 70% on the average and because of the superior refractory, the tap stream remained rounder and more compact than when using standard pipes. The resulting contribution to steel quality due to less oxidation during tapping did have a disadvantage in that on several occasions, the compact stream caused severe erosion in a localized area of the ladle bottom. On one occasion, a hole was bored through the working lining bottom after only 18 heats, while other ladles were achieving unsatisfactory bottom life between 20 and 30 heats. The success of the tap hole pipes led to their immediate adoption in the BOF vessels, however, it created an immediate emergency in the steel ladles.



Fig. 8

Preparation of bottom for pouring pad installation. Leveling with monolithic material

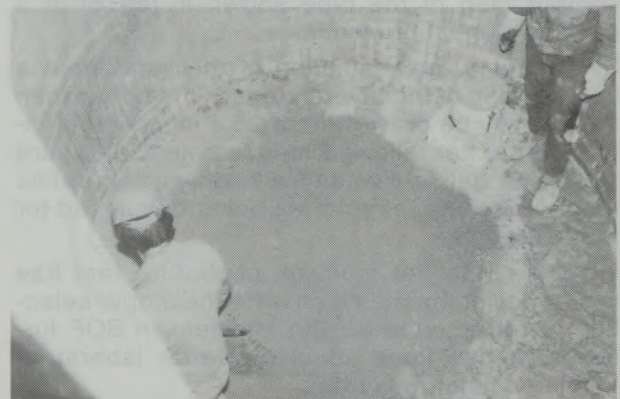


Fig. 9

Pouring pad installed using jib crane

b) Pouring pads

Five pouring pads, approximately 1.22 meters square and .305 meters thick, were quickly ordered and rushed into service. These pouring pads were made of tabular alumina, low cement bonded castable (14) and were cured, dried, and partially fired at the supplier's plant.

These pads were a spectacular technical success. They averaged 55 heats each and no skulling problems were encountered. A detailed cost analysis of the trial made them only marginal from a cost viewpoint even if the total increase in ladle life was considered. To produce the best combination of low cost pads and reliable bottom performance, the design of fig. 7 was finally adopted. This pad is .220 meters thick and 1.83 meters by 1.37 meters in size. Currently an 85% Al_2O_3 very coarse aggregate low cement castable pad is being used which regularly achieves 35-40 heats per bottom. This allows over 70 heat ladle campaigns on a routine basis at low cost. It is installed over a granular leveling mix as shown in fig. 8, 9, and 10. In service it appears as in fig. 11. In summary, significant changes have been made in refractory products used in steel ladles at Middletown Works during 1986. The quest for increased refractory life at lowest possible cost has been

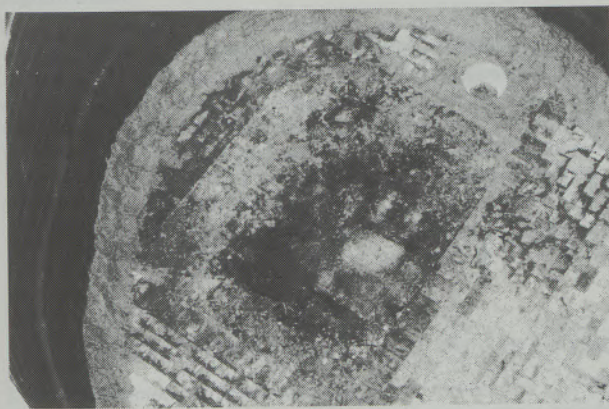


Fig. 10

Pouring pad installed and remainder of bottom bricked and ready for service

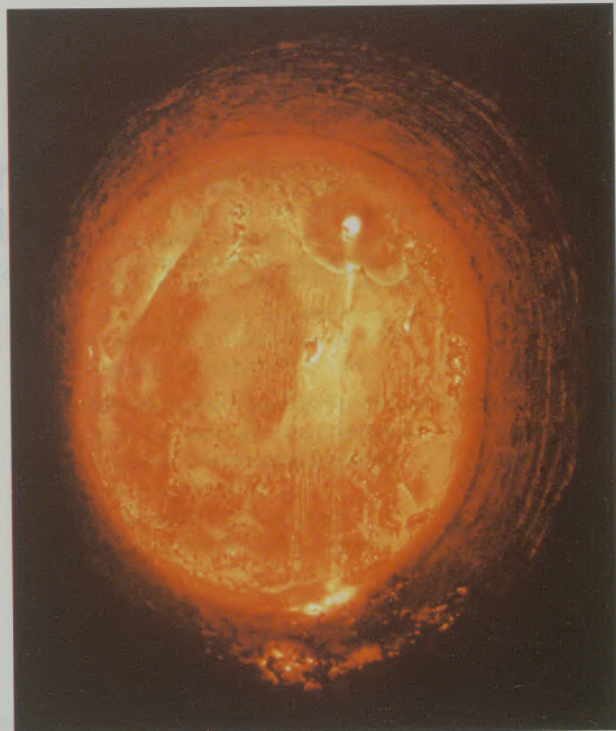


Fig. 11

Pouring pad in service after several heats

accomplished quite successfully by replacing high priced pitch bonded MgO refractories by lower priced dense 80% alumina (15) and alumina-chromite refractories in the slag line. Special 85% Al_2O_3 low cement pouring pads have been adopted to overcome the severe bottom scouring which occurs from using refractory coated tap hole pipes in the BOF vessel. Table 1 lists average ladle campaign life for the last four years.

Table 1

Average Ladle Life - Middletown BOF Shop - Teeming Ladles

	1983	1984	1985	1986
Heats per campaign	16.9	54.9	68.6	72.0

References

1. "Erosion-Resistant Refractory", U.S. Patent 4,407,972, Armco Inc., January 26, 1983.
2. Brezny, B.: "Magnesia Brick Containing Metallic Magnesium", *Steelmaking Proceedings AIME*, Vol. 65, 1982.
3. Baker, B. H., B. Brezny and R. L. Shultz: "The Role of Carbon in MgO Refractories", *Am. Ceram. Soc. Bull.*, 54 (7), 665-66, 1975.
4. Baker, B. H., B. Brezny and R. L. Shultz: "Role of Carbon in Steel Plant Refractories", *Am. Cer. Soc. Bull.* 55 (7), 1976, pp. 649, 654.
5. Watanabe, A., H. Takahashi, T. Matsuki, S. Kunioka and T. Nakatani: "Effects of Adding Magnesium To Properties of Magnesia-Carbon Bricks", *Taikabutsu Overseas*, Vol. 4, pp. 19-25 (1984).
6. Yamaguchi, A.: "Control of Oxidation-Reduction Reactions in MgO-C Refractories", *Taikabutsu Overseas*, Vol. 4, No. 1, pp. 32-37 (1984).
7. Yamaguchi, A.: "Behaviors of SiC and Al Added to Carbon Containing Refractories", *Taikabutsu Overseas*, Vol. 4, No. 3, pp. 14-19 (1984).
8. Saigusa, Makoto, and T. Morimoto: "Improvements in Refractories for Q-BOP", *Taikabutsu Overseas*, Vol. 1, No. 2, pp. 4-9 (1981).

- 9. Uphadhy, K.: "Innovative Iron and Steelmaking", Journal of Metals, Vol. 38, No. 3, pp. 46-51 (1986).
- 10. Krieger, W., and G. Pofert: "Metallurgical and Operational Results of the LD-Process With Bottom Stirring of Inert Gases (LD-S Process), Radex-Rundschau, Heft 1/2, p. 509-516 (1985).
- 11. Sharma, S. K.: "Criteria for Predicting Penetration of Molten Steel in Tuyeres During Inert Gas Injections", Steelmaking Proceedings AIME, Vol. 69, pp. 653-669 (1986).
- 12. Horio, T., H. Fukuoka and K. Asano: "Evaluation of Applicability of MgO-C Brick to Converters and Its Effect", Taikabutsu Overseas, Vol. 6, No. 1, pp. 11-15 (1986).
- 13. Amemiya, Y., H. Komatsu and T. Yukinawa: "Improvements in Ladle Furnace Refractories", Taikabutsu Overseas, Vol. 6, No. 1, pp. 26-29 (1986).
- 14. Moertl, G., W. Siegl and M. Hoesler: "Vibratable Castables for Ladles and Tundish Linings-Properties and Industrial Behavior", Steelmaking Proceedings, AIME, Vol. 69, pp. 215-221 (1986).
- 15. Russel, R. O., and G. D. Morrow: "Characteristics of Refractories Used in Teeming Ladles", Steelmaking Proceedings AIME, Vol. 66, pp. 43-48 (1983).

Improvement of Converter Refractory Results at SOLMER

P. Gugliermana, J. de Lorgetil, G. Jeanne, C. Diot, Fos-sur-Mer*)

SOLMER steelshop is equipped with two 310 ton LET converters. The produced steel is 100% continuously casted since September 1984. The product mix is mainly made of low carbon, aluminium killed steel.

Synchronization between converters and casters is one of our main concerns, to achieve a good productivity and low production cost. This goal has to be achieved, independently of the number of converters in operation. Thereby, it's necessary to obtain good and reliable results in the field of converter refractory. For this reason, since many years we develop a program aiming the following goals:

- increasing of lining life, so as to ensure a high potential disposal rate of both converters;

- reduction of refractory maintenance, in such a way that it doesn't penalize the liquid metal flow;
- decreasing of total refractory cost.

In this paper, we explain the way we followed to attain our aims:

- specifications and control procedures;
- optimization of thickness and quality;
- evolution of bricklaying;
- gunning procedure improvement;
- elaborating conditions improvement.

Verbesserung der Konverter-Haltbarkeitsergebnisse der ff-Baustoffe bei Solmer

Das Stahlwerk Solmer ist mit zwei 310-Tonnen-LET-Konvertern ausgestattet. Der erzeugte Stahl wird zu 100% stranggossen – das seit September 1984. Das Produktgemisch besteht hauptsächlich aus Niedrigkohlenstoff-, aluminiumberuhigtem Stahl.

Die Synchronisation von Konvertern und den Gießmaschinen ist eine unserer Hauptsorgen, damit gute Produktivität und niedrige Erzeugungskosten erzielt werden. Dieses Ziel muß erreicht werden, ganz unabhängig von der Zahl der Konverter, die gerade in Betrieb sind. Dabei ist es auch notwendig, gute und verlässliche Ergebnisse bei den Konverterauskleidungen zu erreichen. Zu diesem Zweck haben wir seit vielen Jahren ein Programm entwickelt, das folgende Ziele verfolgt:

- Erhöhung der Futterhaltbarkeiten, um ein hohes Potential an Verfügbarkeit beider Konvertoren zu haben;

- Reduzierung der Pflege der feuerfesten Auskleidung, sodaß hierdurch der Fluß des geschmolzenen Stahls nicht beeinträchtigt wird;
- Senkung der Gesamtfeuerfestkosten.

In dieser Arbeit erklären wir die Vorgangsweise, die wir zur Erreichung unseres Zieles eingeschlagen haben:

- Spezifikationen und Kontrollverfahren;
- Optimierung von Dicke und Qualität;
- Entwicklung der Steinverlegung;
- Verbesserung der Spritzverfahren;
- Ausarbeitung von Verbesserungen der Verhältnisse.

Amélioration de durée de vie des réfractaires de convertisseurs à l'aciérie Solmer

L'aciérie Solmer est équipée de deux convertisseurs LET de 310 t. L'acier produit est à 100% coulé en continu depuis septembre 1984. Le produit obtenu est constitué essentiellement d'acier à bas carbone calmé à l'aluminium.

La synchronisation des convertisseurs et des installations de coulée continue est l'un de nos principaux soucis, afin d'obtenir une bonne productivité et de faible prix de production. Ce but doit être atteint, tout à fait indépendamment du nombre de convertisseurs qui se trouvent en exploitation à un moment donné. Il est aussi nécessaire d'obtenir des résultats satisfaisants et fiables dans le domaine des revêtements de convertisseurs. Dans ce but, nous avons depuis de nombreuses années mis au point un programme poursuivant les buts énumérés ci-dessous:

- Accroissement des durées de vie des revêtements pour obtenir un potentiel élevé de disponibilité des deux convertisseurs;

- Réduction de l'entretien du revêtement réfractaire afin de ne pas gêner l'écoulement de l'acier liquide;
- Abaissement des frais de réfractaires totaux.

Dans ce travail, nous expliquons les mesures que nous avons prises pour atteindre notre but:

- Spécifications et procédés de contrôle;
- Optimisation d'épaisseur et de qualité;
- Développement du maçonnerage des briques;
- Amélioration du procédé de projection;
- Mise au point de l'amélioration des conditions.

*) SOLMER, 13776 Fos-sur-Mer, France

1. Specifications – control procedures

1.1 Specifications – checking

Since the end of 1983, we have progressively installed a new type of relationship, between supplier and customer, concerning refractory quality. Establishing specifications and control procedures are the basic of this action. This action has already been matter of publication (1), thus, we only indicate the points checked at SOLMER:

- surface geometry and aspect;
- chemical analysis;
- a few simple physical characteristics such as density;
- packaging (palettes, marking, etc. . .).

1.2 New product characterization

The structure of the SOLMER steelmaking division, with a two converter steelshop doesn't allow us to undergo all-out converter refractory tests, because production has to be ensured first of all. However, development being necessary to progress, we have the following policy for refractories not yet used at SOLMER:

- step 1: complete specification of the product by LRM (Ore and Refractory Laboratory at Nancy), leading to acceptancy or refusal;
- step 2: pre-industrial test: putting a panel of limited importance into place in a converter, also leading to acceptancy or refusal;

- step 3: industrial test.

This policy applied since the end of 1983, certainly has the inconvenience of being slow, but it warrants a good reliability of results.

2. Optimization of thickness and quality

A constant research aims to adapt the thickness and the quality of the bricklaying to the working conditions, so that we achieve a well balanced lining. For example, we hereafter indicate the main refractory quality evolutions:

- 1982: introduction of carbon-magnesia at trunnion level.
- June 1984: test to eliminate the intermediate refractory layer on the charge pad.
- December 1984: surface optimization for each quality, in the cylinder, reducing charge pad width and shifting the carbon magnesia zone on the loading side.
- January 1985: abandoning of burnt magnesia for the charge pad and passing on to high quality post-impregnated tempered magnesia.
- March 1985: first test of carbon magnesia in the lower cone, under the trunnions.
- December 1985: improving the quality of the bottom (tempered magnesia with 97% magnesia content).

All these developments are summarized in the fig. 1 which schematizes the actual bricklaying.

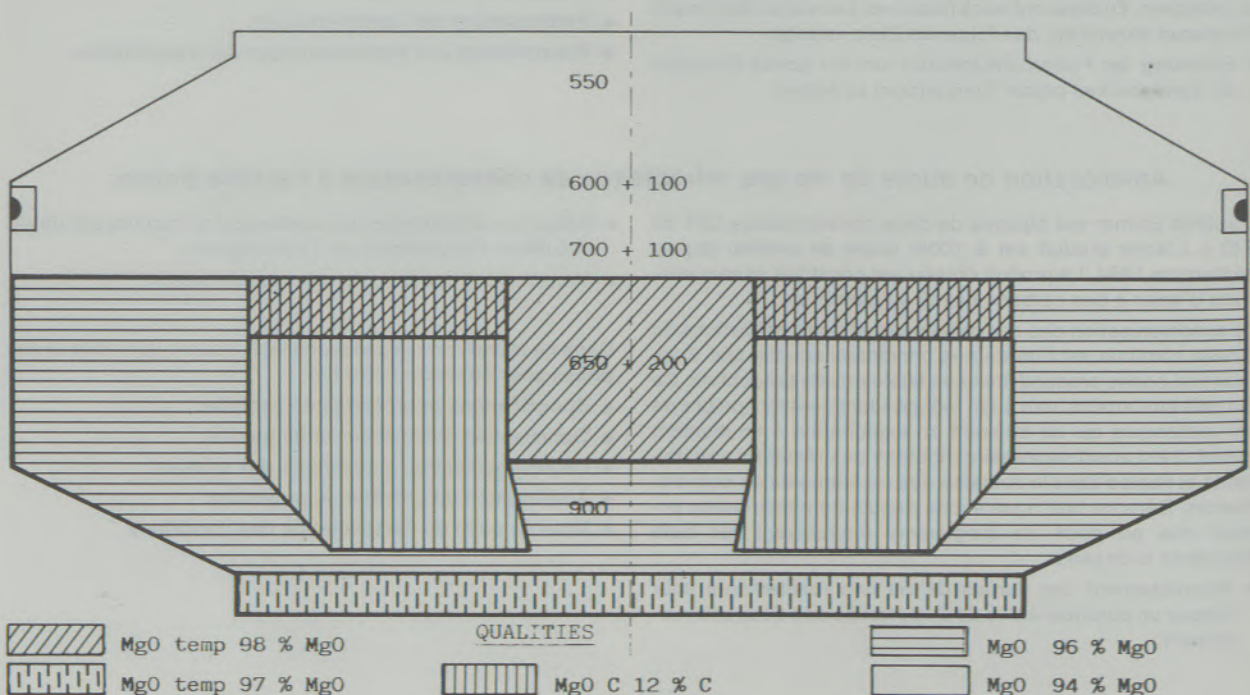


Fig. 1

SOLMER let converter bricklaying

3. Evolution of bricklaying

In parallel with quality development, bricklaying has also been modified. We give an example here-below.

Lower cone

This zone has become critical since the end of 1984. Beyond quality modifications, bricklaying technology has evolved as follows:

- eliminating the stairs between the lower cone and the cylinder;
- elimination of ramming between security and wear layers;
- passing on to 225 mm high bricks (in course of experiment on the campaign following the 1986 record campaign);
- change of the non-shaped product for the bedding of the lower cone: search for a better compactness.

4. Improvement of gunning procedure

The gunning evolution at SOLMER was related during the Sipre meetings, held in April 1986 (2). We can briefly summarize as follows:

- we use a self-propelled shooter: gunning and water are embarked. With this machine, all the zones of the converter can be gunned with great precision;
- we gun a phosphate binding product which allows us to start;
- the gunning right after emptying the slag (table 1);
- converter sensitive zones are measured with a laser interferometer, to obtain the profile of the lining. From this profile, we define the gunning zones, the frequency of gunning and the amount of product to be applied;
- the critical zones needing a refractory maintenance are mainly the slag-line in the lower cone and the trunnions near the end of the campaign.

5. Improvement of elaborating conditions

The converter lining achieved, its life expectancy will depend of the conditions of use; in this domain, the SOLMER steelshop has greatly progressed these last months.

The developing of process control is one of the factors which explain the improvement of SOLMER'S steelshop results (3). Models and functions have been progressively put into place since the starting-up of the works in 1974.

It concerns items as diverse as

- the optimization of the charged materials;
- the automatization of the blowing;
- the improvement of the target hitting ratio;
- the right management of the temperature between converter and tundish;
- the quick tapping practice.

Table 1

Gun product used in SOLMER steelworks

Chemical composition

MgO	:	70 %
CaO	:	17 %
SiO ₂	:	3 %
Fe ₂ O ₃	:	1 %
P ₂ O ₅	:	3 %

Properties

Grain size maximum	:	3.15 mm
Pyroscopique resistance	:	> 1750 °C after 2 h at 1600 °C
Bulk density : g/cm ³	:	2.47
Open porosity	:	27 %
Cold crushing strength (kg/cm ²)	:	70
Modulus of rupture at 20 °C (kg/cm ²)	:	140

Table 2

Year	1982	1983	1984	1985	1986
Reblowing ratio %	31.6	31.8	24.0	10.7	3.4
Iron content in the slag %	15.7	16.0	16.0	16.0	16.4
Converter additions					
. burnt lime kg/t	44.9	43.4	47.5	31.8	31.9
. burnt dolomite kg/t	7.2	8.5	8.4	12.4	11.2
Charge to tap time mn	-	38.9	34.9	34.5	32.1

Besides this process control, to-day very developed in SOLMER steelshop, we have regularly increased the technical level of the operators: we choose people more graduate than before and we give them a specific formation about the steel-making process. The results we obtain to-day are the consequence of a very long endeavour, as for example: table 2.

Reblowing ratio

3.5% of the heats have been reblown during the last year. The main reasons are temperature for 2.6% and phosphorus for 0.7%.

Evolution of iron content in the slag

Automation and the adoption of LET mixed blowing practice are the main factors that have enabled us to diminish iron content in slag in a most significative way. Analysis lower than 17% for average carbon contents of .047% are attained in spite of phosphorus requirements harder to please.

Evolution of converter additions

Mineral charging at the converter is progressively diminishing, which is essentially due to lower silicon, LET process and particularly the optimization of metallurgical stirring. 1986 averages, lime 32 kg/t, dolomite 11 kg/t, thus 35 kg/t CaO are associated to a phosphorus before tapping content of .012%.

Charge to tap time

Definition:

Time between the charging top and the emptying slag top.

This time is now low and reproducible: 32 mn as an average in 1986.

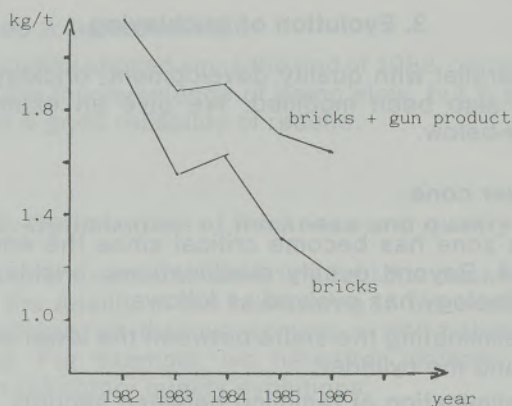


Fig. 2

SOLMER - refractory consumptions

One vessel operation

The production is now ensured with a one vessel operation for more than 50% of the time.

The right evolution of the above ratios has largely contributed to the improvement of the converter refractory results.

6. Converter refractory results

Table 3 and fig. 2 show the evolution of converter refractory results, since we adopted LET mixed blowing practice.

The lining life increased gradually since 1982 to reach more than 1600 heats as an average in 1986. Correlatively, the total refractory consumption decreased to less than 1.7 kg/t.

Bricks	1.17 kg/t
Gun-product	0.43 kg/t
Tap-hole maintenance	0.04 kg/t
Total	1.64 kg/t

Table 3

SOLMER - converter refractory results

Year	Number of LET campaigns	Lining life Heats	Total refractory consumption - kg/t	Cost index
1982	4	1092	2.14	100
1983	4	1184	1.87	109
1984	6	1118	1.88	125
1985	6	1393	1.71	120
1986	8	1630	1.64	127

7. Conclusion

The converter refractory results are in constant progress in SOLMER steelshop. This improvement can be synthetically summarized by the following procedures:

- installing a customer-supplier relationship aiming the guarantee of refractory quality supplies: the basis being specifications and control procedures;
- systematical study and follow-up of all refractory campaigns:
 - results of each area,
 - metallurgical ratio follow-up,
 - elaborating rate follow-up,
 - etc.

Hence we proceeded to undergo actions aiming quality, bricklaying, or working condition modifications.

- Taking account of converter daily maintenance working. Visual observations of the vessel and regular laser interferometer measurements are made, in order to guide maintenance operations: coating, gunning, bottom and/or charge pad repairs, etc. . . .

All our actions aim to ensure a metal flux corresponding to our product demands whatever the number of converters running. Furthermore we try to obtain well balanced linings which minimize gunning maintenance and enable to attain low refractory costs. In this effect, our actual studies bear upon mastering charge pad wear.

References

1. Barbotin, J. P. (USINOR): Le contrôle de conformité des produits réfractaires; nécessité et modalités; Revue de Métallurgie, CIT (Novembre 1986).
2. Lorgeril, J. de (SOLMER): Gunning evolution at SOLMER – 1986, April 16th; Sipre Meetings – Terni – Italie.
3. Gugliermi, P., A. Chevallier, G. Pittini: Process control in SOLMER steelshop; September 11–12, 1986 – Lulea – Sweden.

Service Life Results of Permeable Elements in the LD-Vessels of Nuovo Italsider Taranto

G. Colavini, S. Pavone, Taranto, B. Grabner, Radenthein*)

The development of the Taranto steel plants and the recent installations is described. With the combined blowing technique, installed since 1983 resp. 1985, various advantages were achieved. The system of gas supply and distribution as well as

the applied purging technique are discussed. The stirring elements are described and the results of new concepts in design and refractory quality are reported. The improvement of the lining life by the combined blowing process is evaluated.

Haltbarkeitsergebnisse von Einbauten von Spülsteinen in den LD-Konvertoren von Nuovo Italsider Taranto

Die Entwicklung der integrierten LD-Stahlwerke in Taranto und die in den letzten Jahren neu errichteten Anlagen werden beschrieben. Mit dem in den Jahren 1983 und 1985 installierten, kombinierten Blasverfahren wurden zahlreiche Vorteile erzielt. Das System der Gasversorgung und Verteilung sowie die angewandten Spülvarianten werden diskutiert. Die einge-

setzten Spülelemente werden beschrieben und über die Ergebnisse einer Neuentwicklung im Design und des feuerfesten Aufbaues dieser Elemente wird berichtet, ebenso über die mit dem kombinierten Blasen und einem neuen Zustellungs-konzept erzielten Verbesserungen der Konverterhaltbarkeit.

Résultats de durée d'exploitation des éléments perméables dans les creusets LD à l'usine Nuovo Italsider Taranto

On décrit le développement des aciéries LD intégrées à Taranto ainsi que les installations nouvelles édifiées pendant ces dernières années. De nombreux avantages ont été obtenus avec le procédé d'insufflation combiné installé en 1983 et 1985. On discute le système d'alimentation en gaz et de répartition de celui-ci ainsi que les différentes variantes d'insufflation. Les éléments d'insufflation utilisés sont décrits et

les résultats d'un nouveau développement du tracé et de la composition réfractaire de ces éléments sont donnés. On traite également la question des améliorations obtenues avec l'insufflation combinée et une nouvelle conception du revêtement, notamment du point de vue de la durée d'exploitation des convertisseurs.

1. Introduction and recent developments in Taranto

In Taranto steel works there are two LD-steel-making plants with a yearly productive capacity of $11.5 \cdot 10^6$ tons of steel. Next to each steelmaking plant there are two stations operating for desulphurization of hot metal by CaC_2 in the torpedo cars. Steelmaking plant No. 1 started up in 1964 and is equipped with three converters of 320 tons with two CCM's and one conventional casting unit.

Steelmaking plant No. 2 with the start up in 1973 is equipped with three converters of 350 tons with three CCM's. For the aftertreatment of steel there are two RH-OB-type degassing units as well as a CAB-ladle treatment. After start up of CCM No. 5 in Taranto the rate of continuous casting production will be at 98%. Since 1986 a dynamic control system combining the use of a substance with the continuous analysis of waste gases allows to increase the hitting ratio at the end point by process computers.

During 1983 inert gas injection was first installed in steel plant 2, after two years, 1985 also steel

plant 1 was adapted with the combined blowing process. The advantages in metallurgy and process technology are well known and are not needed to be discussed further on.

2. Combined blowing technique

Each converter is adapted with 13 permeable elements, installed circle-shaped with a diameter of 3300 mm. The regulation of gas supply is performed for each single element, the system allows the alternative use of argon and nitrogen. The gas is transported through the trunnions to the single elements.

During the heat one general purging technique is applied:

From the start of oxygen blowing an amount of 5 l/sec/element is used.

Approximately 2 min before end of O_2 -blowing the bath is stirred with 15 l/sec/element.

During sampling and temperature measurement 5 l/sec/element are applied again.

In the post-blowing purging period the same amount of gas – 15 l/sec/element is used.

The alternative use of argon or nitrogen during oxygen blowing depends on the requested nitro-

*) G. Colavini, S. Pavone, Nuovo Italsider Taranto
B. Grabner, RADEX Austria/Radenthein

gen content in the steel; at requested nitrogen contents of less than 60 ppm argon is applied during the whole heat, otherwise until the first stirring period nitrogen is used. For emergency occurrences there is the possibility to supply all elements with a constant amount of 2.5 l/sec/element with argon.

3. Stirring elements

From the early campaigns of combined blowing mostly stirring elements with directed porosity were used. The reasons for the application of these types of elements were – sufficient stirring efficiency and high rate of security.

The design of the purging elements was the second generation – mag-carbon brick with 28 channels of 2 mm diameter. The element was steel encased and attached to the feeding pipe was a security device against break-throughs. In this design the gas was transported in direct contact with the brick material to the “hot face” resp. into the bath. In this first period the permeable elements showed higher wear rates than the rest of the bottom brick.

Regarding the main wear parameters of purging elements three important items have to be considered:

- A higher attack by spalling – especially occurring in the surface layer at the “hot face”.
- Erosion caused by the high turbulence of the steel bath on the surface of the brick.
- Abrasion caused by the high speed of the gas during the purging period.

In order to improve the wear behaviour of purging elements the following concept, regarding the ele-

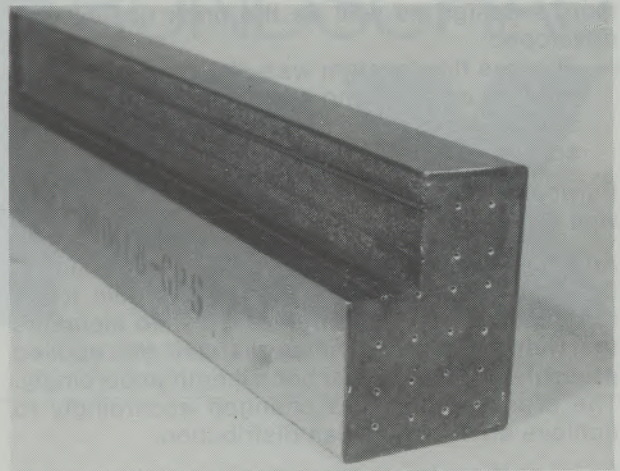


Fig. 1
Permeable element with directed porosity of the 3rd generation

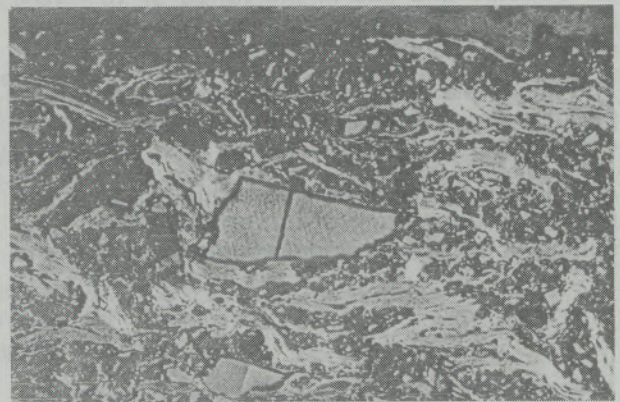


Fig. 2
Oriented graphite flakes (55X)

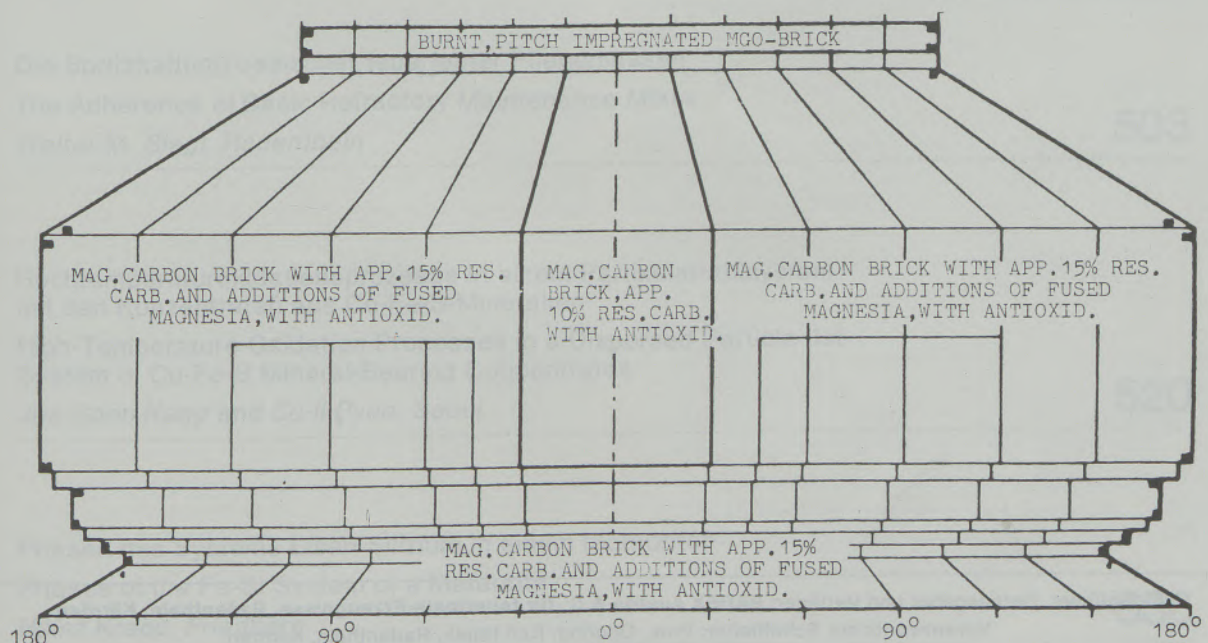


Fig. 3
Lining concept for the 330 t vessel

ment's design as well as the brick quality was developed:

- The gas flow system was dislocated from the brick by co-moulding steel pipes with the ceramic material with a fixed connection to a pressure box (fig. 1).

Purpose: Reduction of the attack by spalling as well as abrasion.

An additional advantage of the changed design is the constant gas flow through the channels. It has to be mentioned, that in steel encased elements the width of the joint changes with the applied pressure and the actual brick length accordingly. The pressure box was changed accordingly to achieve an improved gas distribution.

As far as the refractory composition of the purging elements is concerned, generally mag-carbon products are used. The content of residual carbon is higher than of brick normally applied in converter bottoms and lies in the range of 15 – 18% residual carbon. This concept proved to be successful and was kept.

The magnesia component should be fused, high purity grain – resulting higher resistance against erosion and slag penetration.

A further improvement was achieved by introducing an orientation of the graphite flakes, resulting in a higher thermal conductivity from the

“hot face” to the “cold end”, thus lowering the thermal stresses (fig. 2).

4. Improvement of lining life

Since 1982 the lining life of the LD-converters in steel plant 2 was improved constantly from 800 heats up to 1700 heats. Fig. 3 shows the presently applied concept of the converter lining.

In the main wear areas mag-carbon brick with residual carbon contents of appr. 15% are used partially containing fused magnesia and antioxidant additions. In the other parts of the cone mag-carbon brick with 10% residual carbon proved to be sufficient.

The service life of the permeable elements depends on the stirring efficiency, represented by $(C) \times (O)$, which should be below 30. This efficiency is reduced with increasing numbers of heats, often causing a cut off of the gas supply before the end of the campaign. Principally the life of the permeable elements is corresponding to the rest of the bottom brick, a higher wear by spalling effects as observed in the earlier stages of combined blowing does presently not occur.

The present lining life was achieved by

- improved process control,
- sub lance system,
- modified converter lining.

References

1. Arnot, M., et al.: Fully automatic blowing control system in steel shop No. 2 at Nuova Italsider Taranto – Scancontrol 1986, S. 221–232.
2. Hütter et al.: Converter bottom bubbling – Radex-Rdsch. Sonderdruck Mai 1983, S. 1–6.
3. Mörtl, Grabner: Permeable elements for BOF's and EAF's, BCS – Canterbury 1987.