



DEUTSCHE DEMOKRATISCHE REPUBLIK



(12) Wirtschaftspatent

Erteilt gemäß § 18 Absatz 2 Patentgesetz

PATENTSCHRIFT

(19) **DD** (11) **279 375 A3**

4(51) **C 04 B 35/04**
C 04 B 35/66
C 04 B 35/68

PATENTAMT der DDR

(21)	WP C 04 B / 241 622 5	(22)	15.07.82	(45)	06.06.90
(71)	VEB Zentraler Ingenieurbetrieb der Metallurgie, Zweigbetrieb Metallurgieofenbau Meißen, Ossietzkystraße 37/38, Meißen, 8250, DD				
(72)	Zachmann, Lutz, Dipl.-Ing.; Steiner, Günter; Reinhardt, Helmut, Dipl.-Ing.; Golde, Hans-Joachim, Dipl.-Ing.; Micksch, Christian, Dipl.-Ing.; Behrisch, Horst, DD				
(54)	Verfahren zur Herstellung eines mikroporenhaltigen, mikrospinellhaltigen, hochverschleißfesten basischen Feuerfestmaterials				

(57) Die Erfindung betrifft ein hochwertiges basisches Feuerfestmaterial, welches insbesondere für den direkten Kontakt mit flüssigen Metallen geeignet ist und ein Verfahren seiner Herstellung. Durch die extrem ansteigenden technologischen Bedingungen bei der Durchführung metallurgischer Prozesse unterliegt auch das zur Drosselung und Regulierung beim Verguß von flüssigen Metallen erforderliche Feuerfestmaterial hohen thermisch-chemischen und mechanisch-erosiven Beanspruchungen. Diese Tatsache erfordert einen Werkstoff mit besonderen Eigenschaftskennwerten, die ausgehend von hochreinen Rohstoffen, speziellem Versatzaufbau und entsprechender Technologie, speziell der Brenntechnologie, erzielt werden. Dabei werden unter Anwendung neuer Untersuchungsmethoden und Analysenverfahren erfindungsgemäße Zusammenhänge zwischen Gebrauchswert und bisher nicht zur Beurteilung des Gebrauchswertes herangezogenen Charakteristika dargelegt. Hierbei spielen die Porengrößenverteilung und die Spinellausbildung in Abhängigkeit von der Größe der Kristallite und deren Anordnung im Gefüge eine für den Einsatz entscheidende Rolle. Durch die Realisierung der erfindungsgemäßen Gedanken werden bisher bekannte Nachteile von hochreinem MgO-Material weitgehendst umgangen und ein Werkstoff zur Regelung von flüssigen Metallen bereitgestellt, der den Anforderungen neuer Technologien der Stahlherstellung entspricht und bisher bekannten Lösungen überlegen ist.

ISSN 0433-6461

6 Seiten

Patentansprüche:

1. Verfahren zur Herstellung eines mikroporenhaltigen, mikrospinelhaltigen, hochverschleißfesten basischen Feuerfestmaterials unter Verwendung eines hochreinen MgO-Sinters mit einem MgO-Gehalt von 97–99,5 %, vorzugsweise größer 98 %, bei einem SiO₂-Gehalt von 0,1–0,2 %, einem CaO-Gehalt von 0,2–0,5 %, einem Fe₂O₃-Gehalt von 0,05–0,15 %, einem Al₂O₃-Gehalt von 0,1–0,2 % und einem B₂O₃-Gehalt von kleiner 0,3 · 10⁻⁴ %, **gekennzeichnet dadurch**, daß ein Körnungsband von 0,5–1 mm in einer Menge von 10–40 %, von 1–2 mm in einer Menge von 20–55 %, sowie einer mischgemahlenen Bindematrix in einer Menge von 30–50 % und einer Feinheit von 65–95 % kleiner 0,063 mm und 40–80 % kleiner 0,04 mm in einem Mischer unter Zugabe von 1–4 % Feuchtigkeit gemischt, verpreßt und bei Temperaturen zwischen 1 640–1 780 °C und einer Haltezeit zwischen 1 und 8 Stunden bei einer Gesamtbrenndauer zwischen 36 und 46 Stunden gebrannt wird.
2. Verfahren zur Herstellung eines hochwertigen basischen Feuerfestmaterials gemäß Punkt 1, **dadurch gekennzeichnet**, daß der MgO-Anteil ganz oder teilweise durch Schmelzmagnesia ersetzt wird.
3. Verfahren zur Herstellung eines hochwertigen basischen Feuerfestmaterials gemäß Punkte 1 und 2, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Bindematrix in Form einer kontinuierlichen oder periodischen Mischmahlung unter Zusatz von 3–15 % Al₂O₃, Cr₂O₃ wahlweise einzeln oder zusammen hergestellt wird.

Anwendungsgebiet der Erfindung

Die erfindungsgemäß hergestellten basischen Materialien sind als höchstwertige feuerfeste Werkstoffe auf dem basischen Sektor zu bezeichnen.

Diese sind insbesondere für den Einsatz im direkten Kontakt mit extrem erosiv wirkenden flüssigen Medien, wie zum Beispiel als Verschleißwerkstoffe metallurgischer Gefäße, die Flüssigstahl enthalten, geeignet.

Charakteristik der bekannten technischen Lösungen

Gegenwärtig ist besonders in den Bereichen der thermischen Prozesse und damit in Verbindung stehender Verfahren und Technologien ein Trend starker Intensivierung zu verzeichnen. Das stellt an die unmittelbar mit den flüssigen Medien in Berührung stehenden feuerfesten Isolier- beziehungsweise Verschleißmaterialien höchste Anforderungen.

Besonders im Bereich der Metallurgie spielt dabei die Pfannenmetallurgie in steigendem Maße eine entscheidende Rolle, die eine maximale Ausnutzung der Schmelzaggregate ermöglicht. Die extremen, komplexen Belastungen dieser Materialien erfordern direkte anwendungsspezifische Entwicklungen von Werkstoffen, die hinsichtlich ihrer Reinheit im Bereich der Oxidkeramik liegen, aber in ihrem gebrauchswertbestimmenden Eigenschaften, wie Korrosions- und Erosionswiderstand, Heißfestigkeit, Temperaturwechselbeständigkeit sowie gezieltem Porenaufbau ebenfalls absolute Spitzenkennwerte erreichen müssen, um den technischen Anforderungen hinsichtlich Verfahrenssicherheit und Effektivität zu genügen.

Die Anforderungen an Materialien diesbezüglicher Einsatzgebiete werden perspektivisch weiter ansteigen.

Dieser Entwicklungstrend erfordert im steigenden Maße den Einsatz von MgO-Rohstoffen, obwohl gegenüber bisher eingesetzten Materialien, wie z. B. Al₂O₃ oder Zr₂O₃ ein weitaus höherer Ausdehnungskoeffizient und eine höhere Wärmeleitfähigkeit vorliegen, die bisher den Hauptgrund für die Nichteignung derartiger Verwendung darstellten.

Bei bisher bekannten Lösungen wurde versucht, diese Nachteile durch gezielte Werkstoffvarianten weitgehendst auszuschalten. Hierbei wurden hauptsächlich hinsichtlich der chemischen Reinheit des Ausgangsmaterials Kompromisse eingegangen, die sich vor allem bei extremen Anwendungsfällen als stark gebrauchswertmindernd herausstellten.

In der BRD-Auslegeschrift 2240771 wird ein Verfahren zur Herstellung von MgO-Formkörpern für basische Sauerstoff-Stahlöfen beschrieben, bei dem der schädliche B₂O₃-Anteil im Rohstoff durch Zugabe von Alkaliverbindungen beim Brand verflüchtigt und durch Zugabe von Ca- und Si-Verbindungen zur Matrix eine Dikalziumsilikatphase erzielt werden soll. Da die flüchtigen Bor-Alkalidämpfe auf Dauer die Brennaggregatauskleidung zerstören, ist es unter Beachtung des Verwendungszweckes erforderlich, von einem Rohstoff auszugehen, der derartige Korrekturen nicht erfordert und nicht vorwiegend eine Dikalziumsilikatbindephase hervorbringt.

Des weiteren ist für den vorliegenden Anwendungsfall im Gegensatz zu den Bedingungen im Sauerstoff-Stahlöfen eine Spinelbildung anzustreben.

In der BRD-Offenlegungsschrift 2107127 wird von einem MgO-Material mit einer Reinheit von 90–97 % ausgegangen, welches vor allem in den für derartiges Material typisch gebrauchswertbestimmenden Verunreinigungen wie CaO 1–3 %, SiO₂ 0,5–3,0 %, Fe₂O₃ 0,5–1,0 % und B₂O₃ 0,05 % aufweist.

Bei diesem Material, einem Naturmagnesit, werden hohe Schwankungsbreiten aufgezeigt, welche nur durch besondere Zusätze ausgeglichen werden können.

Dieser Lösungsweg wird von den gleichen Verfassern in der BRD-Offenlegungsschrift 2145845 ergänzend dargelegt. Dabei wird durch eine gezielte Zugabe von 1–3 % pulverförmigen Fe₂O₃ ein Magnesiumferritsaum um die Periklase geschaffen, der vor allem thermomechanisch gesehen eine gewisse Kristallplastizität hervorruft, aber hinsichtlich der Resistenz gegenüber

extremen liquiden erosiv wirkenden Angriffen auf keinen Fall gebrauchswertfördernd wirkt, da hierfür eine Periklas-Periklasbindung mit gezielter Spinellbildung anzustreben ist.

Des weiteren wurde in der Patentschrift 209614 eine Kombination von hochreiner kaustischer Magnesia mit eisenreichen Chromerzen zur Herstellung hochwertiger Mischsinter angestrebt. Diese Rohstoffsynthese, deren Ziel in der technischen Nutzung relativ unreiner oder unsauberer Chromerze zu ermöglichen liegt, ist für spezielle und hochbeanspruchte Anwendungsgebiete nicht geeignet, da die erforderlichen Kriterien der Reinheit nicht erfüllt werden.

Dieser Aspekt gewinnt insofern an Bedeutung, da durch die Verwendung der beschriebenen in sich schwankenden Rohstoffe sich andere niedrigschmelzende Mineralphasen bilden und damit ein Finalprodukt mit ungleichmäßigen Gebrauchswerteigenschaften entsteht, die besonders in extremen Anwendungsfällen in Erscheinung treten.

Zwischenzeitlich wurde in Auswertung neuer Untersuchungsmethoden erkannt, daß hohe thermomechanische Festigkeiten allein für ein gutes Verschleißverhalten nicht von primärer Bedeutung sind.

Es wird immer mehr offensichtlich, daß besonders in Abhängigkeit von der Reinheit der Ausgangsmaterialien und dem ausgewählten Körnungsband der eingesetzten Rohstoffe sowie der gezielten Einflußnahme der Technologie bisher ungebräuchliche Werkstoffcharakteristika, wie Porengrößenverteilung, Stoffverteilung der Elemente und Kristallausbildung und Anordnung der sich beim Hochtemperaturbrand bildenden Mineralphasen zur Beurteilung des Gebrauchswertes herangezogen werden müssen, um die Palette der bisher üblichen Beurteilungscharakteristika qualitativ zu ergänzen. Die vorhandene Literatur ist angefüllt mit Hinweisen über den Einfluß der einzelnen Eigenschaftsparameter. Diese spiegeln in jedem Fall den jeweiligen technischen Stand in labormäßiger und daraus abzuleitender technologischer Hinsicht wider und versuchen, den gezielten speziellen Anwenderbedingungen zu entsprechen.

Besonders trifft dies für die BRD-Offenlegungsschrift 2630 174 zu. Hierbei wird von einer notwendigen vorrangigen Entwicklung sehr guter Temperaturwechseleigenschaften von chemisch gebundenen basischen Materialien im Vergleich zu rohstoffmäßig gleichartigen Materialien, aber bei 1580°C gebrannt ausgegangen. Die chemisch gebundenen Werkstoffe mit verbessertem Temperaturwechselverhalten werden hinsichtlich des Gebrauchswertes als Spitzenprodukte dargestellt.

Ausgehend von den bisherigen Einsatzerfahrungen und entsprechenden Vergleichsuntersuchungen muß festgestellt werden, daß die Temperaturwechselbeständigkeit im System der komplexen Beanspruchungen dieser Materialien eine wichtige, aber keinesfalls die absolut gebrauchswertbestimmende Eigenschaft darstellt.

Relativ hohe Gehalte an Fe_2O_3 und SiO_2 , die Zugabe von natürlichem Chromerz sowie die Resistenz der chemischen Bindung auch unter Verwendung reiner Rohstoffe bringen im Falle extremer Anwendungsfälle keine optimalen Gebrauchswerte hervor und nutzen die wirklich möglichen Einsatzreserven des MgO -Rohstoffes nicht aus.

Hinweise über die Rolle der Porengrößenverteilung derartiger Materialien werden durch Carswell gegeben. Dies trifft im besonderen für Al_2O_3 -Materialien zu und als Grenzwert werden die Porenverteilungsverhältnisse bei 6µm diskutiert.

Für MgO -Material sind die Bedingungen wesentlich komplizierter, da auf Grund der Brenntemperatur und Brenndauer abhängigen Rekristallisationsvorgänge speziell bei hohen Temperaturen eine permanente Vergrößerung der Mikroporenradien vor sich geht, die eine Aufweitung der Intervalle auf 10µm, 8µm und 6µm erforderlich macht. Weiterhin müssen in diesem Zusammenhang Menge, Kristallgröße und Kristallanordnung der sich bildenden Kristallphasen hinsichtlich des optimalen Gebrauchswertes komplex mitbetrachtet werden. Diese speziell bei der notwendigen Verwendung von hochreinen Rohstoffen wichtigen Eigenschaftskennwerte lassen sich durch keine chemische Bindung, sondern nur über ein gezielt geführtes Brennregime erreichen.

Im weiteren Verfolg dessen hat sich herausgestellt, daß neben dem Einfluß der chemischen Ausgangsbedingungen der Rohstoffe auch deren Verarbeitungstechnologie von wesentlichem Einfluß sind.

Die in den vorgenannten Offenlegungsschriften angegebenen Kornspektren entsprechen dem heutigen Wissensstand auf dem Sektor der Mikroporosität nicht mehr.

Dies trifft vor allem auf die Feinheit der Mehlkomponenten zu, deren obere Grenzen mit 0,2–0,3mm für derartige definierte Produkte zu hoch sind.

Damit führen speziell Körnungen, die im Bereich zwischen 0,3–1 mm eingesetzt werden, als Mittelkorn bezeichnet, zu einer Verringerung der Temperaturwechselbeständigkeit.

Der Einsatz von Körnungen bis zu 3mm ist vor allem hinsichtlich der erforderlichen Oberflächenbeschaffenheit nach dem Schleifen als wesentlich zu grob anzusehen.

Summarisch muß festgestellt werden, daß in den bisher bekanntgewordenen Lösungen die Zusammenhänge zwischen chemischen Ausgangsbedingungen der Rohstoffe, deren körnungsmäßigem Aufbau innerhalb der Versätze sowie die Einhaltung und Durchführung einer zur Ausbildung von spezifischen Werkstoffparametern erforderlichen Technologie nicht oder ungenügend beachtet wurden.

Ziel der Erfindung

Zur Vermeidung der vorgenannten Nachteile wird die Aufgabe erfindungsgemäß dadurch gelöst, daß ein mikroporenhaltiger, mikrosinellhaltiger, hochverschleißfester basischer Werkstoff unter Ausnutzung des erfindungsgemäß eingesetzten hochreinen MgO -Rohstoffes mittels einer zur Ausbildung dieser erforderlichen Eigenschaften entwickelten speziellen Versatz-, Preß-, Brenn- und Nachbehandlungstechnologie hergestellt wird.

Darlegung des Wesens der Erfindung

Ausgehend von den auftretenden vielfältigen und komplex wirkenden Beanspruchungen bedarf es einer erfindungsgemäß gezielten Einflußnahme aller gebrauchswertbeeinflussenden Faktoren, besonders durch den Einsatz von hochreinen Rohstoffen, deren spezielle Aufbereitung und Versatzzusammenstellung sowie die Kombination mit entsprechenden Mineralisatoren und einem nachfolgend erfindungsgemäß geführten Hochtemperaturbrand.

Dafür sind wesentliche erfindungsgemäße Grundlagen erforderlich:

- absolute Reinheit der MgO-Rohstoffe im Bereich von 97–99,5% MgO bei gleichzeitigen Gehalten an SiO_2 von 0,1–0,2%, Fe_2O_3 von 0,05–0,15%, Al_2O_3 von 0,1–0,2%, CaO von 0,5–0,7% und einem B_2O_3 -Gehalt von kl. $0,3 \cdot 10^{-4}\%$
- optimaler Reaktionszustand der Feinmehlkomponenten, ausgedrückt durch Mahlfineinheit, Mischhomogenität, spezifische Oberfläche, hinsichtlich der beim Brand ablaufenden mineralischen Umsetzungen
- erfindungsgemäße Abstufung der Grobkörnungen in den Bereichen von 0,5–1 mm und 1–2 mm als Maximalkorn unter Beachtung der erfindungsgemäßen Ausgangsbedingungen in der Bindematrix
- Abstimmung der gebrauchswertbestimmenden technologischen Stufen in der Art und Weise, daß es zu einer erfindungsgemäßen Ausbildung des Mikro- und Makrogefüges kommt
- auf Grundlage der erfindungsgemäß verwendeten hochreinen Rohstoffe, der Anwendung neuartiger, den gebrauchswertbestimmenden Eigenschaften entsprechenden Untersuchungsmethoden ist es möglich, die modellartig ablaufenden mineralischen Reaktionen ohne störende Einflüsse anderer Mineralphasen optimal zu ermitteln und sie hinsichtlich des Gebrauchswertes in Abhängigkeit einer rationellen Brenntechnologie zu steuern.

In diesem Zusammenhang muß unterstrichen werden, daß in der Vergangenheit die als gebrauchswertbestimmenden Eigenschaftskennwerte wie offene Porosität, Temperaturwechselbeständigkeit, Heißbiegefestigkeit, Kaltdruckfestigkeit hinsichtlich des positiven Einflusses auf den spezifischen Verschleiß eine notwendige, aber nicht hinreichende Voraussetzung für die Charakteristik der Gebrauchswertkriterien darstellen.

Ausgehend von vorliegenden Untersuchungsergebnissen und Auswertungen von erfindungsgemäßen Werkstoffen, welche im direkten Kontakt mit flüssigem Stahl waren, ergaben sich folgende Zusammenhänge.

Im Verlaufe des Einsatzes unterliegt das Material primär einem permanenten erosiven Angriff durch die durchfließende Stahlschmelze, welche gleichzeitig zu regulieren ist. Dieser Verschleiß ist in jeder Phase mit einer starken thermisch-chemischen und mechanischen erosiven Beanspruchung verbunden, die im speziellen Anwendungsfall von der Stahlmarke, dem Desoxydationszustand, der Temperatur der Stahlschmelze sowie der Gießdauer und dem jeweiligen Drosselgrad abhängig ist.

Im Gegensatz zu anderen Beanspruchungen feuerfester Materialien (Schmelzofenausmauerungen und Gießpfannenzustellungen) ist im vorliegenden Anwendungsfall die Reaktionszeit zwischen dem durchfließenden Medium und dem Feuerfestmaterial kurz. Es kommt somit auf Grund der fehlenden Langzeiteinwirkung nicht zur Ausbildung von sonst typischen ausgeprägten Reaktionszonen im Feuerfestmaterial.

Das Kriterium für die Verschleißfestigkeit ist somit der Materialabtrag im Verlaufe des Kontaktes mit den Stahlschmelzen sowie eine minimal ausgebildete Infiltrationszone aller beanspruchten Materialbereiche hinsichtlich der aus ökonomischen Aspekten anzustrebenden Mehrfachverwendung derartiger Materialien. Die erfindungsgemäße Lösung wurde im Gegensatz zu bisher bekannten Lösungen wie folgt erreicht.

Durch den erfindungsgemäßen Einsatz der hochreinen Rohstoffe, die erfindungsgemäße granulometrische und stoffliche Zusammensetzung des Feinmehls und der Grobkomponenten sowie den damit möglichen erfindungsgemäßen Versatzaufbau, verbunden mit einem erfindungsgemäß gezielt durchgeführten Brand, entsteht ein hochfeuerfestes mikroporenhaltiges, mikrospinellhaltiges, hochverschleißfestes basisches Feuerfestmaterial, welches sowohl in seinen chemischen und thermisch-mechanischen Eigenschaften und seiner primär und sekundärkristallinen Struktur den speziellen Anforderungen maximal entspricht und anderen bekannten Lösungen überlegen ist. Eine weitere Steigerung des Gebrauchswertes des erfindungsgemäß hergestellten Werkstoffes läßt sich durch an sich bekannte Nachbehandlungsverfahren, wie eine Vakuum-Druckimprägnierung mit Pech, Teer oder anderen Gemischen mit oder ohne thermische Nachbehandlung erzielen.

Als Hauptausgangsrrohstoff dient ein MgO-Sinter mit einem Reinheitsgrad von 97–99,5% MgO, einem SiO_2 -Gehalt von 0,1–0,2%, einem Fe_2O_3 -Gehalt von 0,05–0,15%, einem Al_2O_3 -Gehalt von 0,1–0,2%, einem CaO-Gehalt von 0,2–0,5% und einem B_2O_3 -Gehalt von kl. $0,3 \cdot 10^{-4}\%$. Die Rohdichte des MgO-Materials liegt bei 3,25–3,40 g/cm³.

Die Zerkleinerung des Materials erfolgt stufenweise und nach Klassierung und Enteisung liegen die Fraktionen 0–0,5 mm, 0,5–1 mm und 1–2 mm.

Aus der Fraktion 0–0,5 mm wird durch eine intensive Feinmahlung, z. B. einer Schwingmischmahlung unter Zusatz der entsprechenden Mineralisatoren wie Al_2O_3 , Cr_2O_3 , TiO_2 oder Zr_2O_3 in Mengen zwischen 3–15%, vorzugsweise 5–10%, das Feinmehl hergestellt.

Das Mischfeinmehl weist folgenden erfindungsgemäßen Körnungsaufbau auf: 65–95% kl. 0,063 mm, vorzugsweise 75–90% und 40–80% kl. 0,04 mm, vorzugsweise 45–65%.

Erfindungsgemäß gelangen 30–50%, vorzugsweise 38–45%, als Feinmehlkomponente in den Versatz.

Die sich besonders hinsichtlich einer gezielten Porengrößenverteilung und des geringen Thermoschockverhaltens negativ auswirkende Körnung 0–1 mm wird erfindungsgemäß in die Fraktionen 0,0–0,5 mm und 0,5–1 mm klassiert, so daß die Einführung der Körnung 0,5–1 mm, verbunden mit dem erfindungsgemäß eingebrachten hohen und gleichzeitig extrem feinen Feinmehlanteil, erfindungsgemäß als Grobkornkomponente wirkt und somit die bekannten und dargelegten negativen Auswirkungen der Mittelkornkomponente weitgehendst ausgeschlossen werden.

Die Körnung 0,5–1 mm wird zwischen 10 und 40%, vorzugsweise zwischen 15–35%, in den Versatz eingebracht.

Durch die Anwendung der erfindungsgemäßen Gedanken im Fein- und Mittelkornbereich ist es möglich, den Grobkornanteil auf den Bereich 1–2 mm zu begrenzen, was sich sowohl auf die Gefügefestigkeit des Werkstoffes, die beim Schleifen gefordert wird, als auch auf die Primärgefüge und die Temperaturwechselbeständigkeit positiv auswirkt.

Der in den Versatz eingebrachte Grobkornanteil soll 20–55%, vorzugsweise 30–45%, betragen.

Der erfindungsgemäß aufgebaute Versatz wird in einem Zwangsmischer nach dem bekannten technologischen Ablauf verarbeitet. Dosierung der Grobkomponenten 0,5–1 mm und 1–2 mm und deren Vormischung über einen Zeitraum von 3–5 min.

Danach Zugabe der Feuchtigkeitskomponenten und Mischung mit den Grobkornkomponenten in einem Zeitraum von 5–8 min. Nach der erforderlichen intensiven Benetzung des Grobkornes erfolgt die Dosierung der Feinmehlkomponente und die Mischung mit dem oberflächlich befeuchteten Grobkorn unter Nutzung des bekannten Paniereffektes über einen Zeitraum von 5–15 min. Die auf diese Art hergestellte Preßmasse wird dann formatsabhängig bei Preßdrücken zwischen 500 und 1 500 kp/cm² verpreßt.

Nach einer Trocknung auf einen Restfeuchtegehalt kl. 0,6% erfolgt der Abbrand bei Temperaturen von mindestens 1 640°C, vorzugsweise bei Temperaturen zwischen 1 680–1 780°C.
 Dabei soll die Gesamtbrenndauer zwischen 36 und 46 Stunden, vorzugsweise bei 38–44 Stunden, betragen.
 Die Haltezeit bei der maximalen Brenntemperatur soll zwischen 1 und 8 Stunden, vorzugsweise 2–4 Stunden, betragen, so daß ein erfindungsgemäßer Schnellbrand für derartige Materialien zur Anwendung gelangt.
 Ein nach beschriebener Technologie und Versatz hergestelltes Material besitzt gegenüber bekannten basischen extrem verschleißbeanspruchten Feuerfestmaterialien in den hauptsächlichen gebrauchswertbestimmenden Eigenschaften gravierende Vorteile.

Ausführungsbeispiel 1

Die Versätze werden unter Anwendung der beschriebenen Technologie zu feuerfesten Verschleißmaterialien verschiedener Formate verarbeitet.

5% Al_2O_3		mischgemahlen auf eine Feinheit von
35% MgO		90 % < 0,063 mm mit einem Anteil von
20% MgO	0,5–1 mm	60 % < 0,04 mm
40% MgO	1–2 mm	

Feuchte 2,9%
 Preßdruck 100 MPa
 Brenntemperatur 1 680°C
 Haltezeit 4 Stunden
 Gesamtbrenndauer 46 Stunden

Bei einem so hergestellten Material wurden folgende Gütwerte gefunden:

MgO	93,8 %
Al_2O_3	5,1 %
Fe_2O_3	0,2 %
SiO_2	0,1 %

offene Porosität 16%
 Druckfestigkeit bei Raumtemperatur 70,0 MPa
 Heißbiegefestigkeit bei 1 500°C 3,5 MPa
 lineare Wärmedehnung bei 1 550°C 2,07%

Ausführungsbeispiel 2

32% MgO		Mischmahlung auf eine Feinheit von
5% Cr_2O_3		90 % < 0,063 mm mit einem Anteil von
3% Al_2O_3		60 % < 0,04 mm
25% MgO	0,5–1 mm	
35% MgO	1–2 mm	

Feuchte 3%
 Preßdruck 110 MPa
 Brenntemperatur 1 700°C
 Haltezeit 3 Stunden
 Gesamtbrenndauer 36 Stunden

Bei einem so hergestellten Material wurden folgende Gütwerte gefunden:

MgO	90,50 %
Al_2O_3	3,1 %
Cr_2O_3	4,9 %
SiO_2	0,20 %
Fe_2O_3	0,1 %

offene Porosität 18%
 Druckfestigkeit bei Raumtemperatur 60 MPa
 Heißbiegefestigkeit bei 1 500°C 1,6 MPa
 lineare Wärmedehnung bei 1 550°C 2,07%

Ausführungsbeispiel 3

9% Al_2O_3	Mischgemahlen auf eine Feinheit von
6% Cr_2O_3	95 % < 0,063 mm mit einem Anteil von
15% MgO	80 % < 0,04 mm
15% MgO	0,5–1 mm
55% MgO	1–2 mm als Schmelzmagnesia

Feuchte 1,5%
 Preßdruck 150 MPa
 Brenntemperatur 1780°C
 Haltezeit 1 Stunde
 Gesamtbrenndauer 42 Stunden

Bei einem so hergestellten Material wurden folgende Gütewerte gefunden:

MgO	84,6 %
Al ₂ O ₃	9,2 %
Fe ₂ O ₃	0,1 %
SiO ₂	0,1 %
CaO	0,4 %
Cr ₂ O ₃	5,6 %

offene Porosität 15%
 Druckfestigkeit bei Raumtemperatur 55 MPa
 Heißbiegefestigkeit bei 1500°C 2,5 MPa
 lineare Wärmedehnung bei 1550°C 2,1 %

Ausführungsbeispiel 4

15 % Al ₂ O ₃	Mischgemahlen auf eine Feinheit von 65 % < 0,063 mm mit einem Anteil von 40 % < 0,04 mm
35 % MgO	
10 % MgO	0,5–1 mm als Schmelzmagnesia
40 % MgO	1–2 mm

Feuchte 3,9%
 Preßdruck 120 MPa
 Brenntemperatur 1640°C
 Haltezeit 8 Stunden
 Gesamtbrenndauer 40 Stunden

Bei einem so hergestellten Werkstoff wurden folgende Gütewerte gefunden:

MgO	84,2 %
Al ₂ O ₃	15,2 %
Fe ₂ O ₃	0,1 %
CaO	0,4 %
SiO ₂	0,1 %

offene Porosität 12%
 Druckfestigkeit bei Raumtemperatur 65 MPa
 Heißbiegefestigkeit bei 1500°C 2,5 MPa
 lineare Wärmedehnung bei 1550°C 1,95 %

Ausführungsbeispiel 5

15 % Cr ₂ O ₃	Mischgemahlen auf eine Feinheit von 75 % < 0,063 mm mit einem Anteil von 40 % < 0,04 mm
25 % MgO	
40 % MgO	0,5–1 mm
20 % MgO	1–2 mm
MgO als Schmelzmagnesia eingeführt	

Feuchte 2,6%
 Preßdruck 120 MPa
 Brenntemperatur 1650°C
 Haltezeit 3 Stunden
 Gesamtbrenndauer 39 Stunden

Bei einem so hergestellten Werkstoff wurden folgende Gütewerte gefunden:

MgO	85,4 %
Cr ₂ O ₃	13,9 %
Al ₂ O ₃	0,2 %
Fe ₂ O ₃	0,1 %
CaO	0,3 %
SiO ₂	0,1 %

offene Porosität 14%
 Druckfestigkeit bei Raumtemperatur 52 MPa
 Heißbiegefestigkeit bei 1500°C 6,8 MPa
 lineare Wärmedehnung bei 1550°C 2,1 %