



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL ESTADO DE MORELOS

**INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN CIENCIAS BÁSICAS Y APLICADAS
CENTRO DE INVESTIGACIÓN EN INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS**

**DESARROLLO DE LA TECNOLOGÍA DE SÍNTESIS DE
LA CERÁMICA ESTRUCTURAL DE AHORRO DE
ENERGÍA PARA LA INDUSTRIA DE LA
CONSTRUCCIÓN SOBRE LA BASE DE ARCILLA Y
ARENA DEL ESTADO DE GUERRERO**

**TESIS PARA OBTENER EL GRADO DE:
DOCTORADO EN INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS**

PRESENTA:

M. EN C. MARIO FLORES NICOLÁS

DIRECTORA: DRA. MARYNA VASILIVNA VLASOVA

CODIRECTOR: DR. PEDRO ANTONIO MÁRQUEZ AGUILAR

SINODALES: DR. JOSÉ GONZALO GONZÁLEZ RODRÍGUEZ

DRA. ABIGAIL PARRA PARRA

DR. JORGE URUCHURTU CHAVARÍN

DR. ROBERTO ARROYO MATUS

DR. DANIEL HERNÁNDEZ CRUZ

CUERNAVACA, MORELOS

MARZO DE 2021.

Cuernavaca, Morelos, a 04 de marzo de 2021.

DR. JUAN CARLOS GARCÍA CASTREJÓN
COORDINADOR DEL POSGRADO EN
INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS
P R E S E N T E

Atendiendo a la solicitud para emitir DICTAMEN sobre la revisión de la TESIS titulada: DESARROLLO DE LA TECNOLOGÍA DE SÍNTESIS DE LA CERÁMICA ESTRUCTURAL DE AHORRO DE ENERGÍA PARA LA INDUSTRIA DE LA CONSTRUCCIÓN SOBRE LA BASE DE ARCILLA Y ARENA DEL ESTADO DE GUERRERO, que presenta el alumno **MARIO FLORES NICOLÁS**, para obtener el título de **DOCTORADO EN INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS**.

Nos permitimos informarle que nuestro voto es **APROBATORIO**.

Atentamente

DR. JOSÉ GONZALO GONZÁLEZ RODRÍGUEZ

DRA. ABIGAIL PARRA PARRA

DR. JORGE URUCHURTU CHAVARÍN

DR. ROBERTO ARROYO MATUS

DR. DANIEL HERNÁNDEZ CRUZ

DR. PEDRO ANTONIO MÁRQUEZ AGUILAR

DRA. MARYNA VASILIVNA VLASOVA

Se adiciona efirma UAEM



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL
ESTADO DE MORELOS

Se expide el presente documento firmado electrónicamente de conformidad con el ACUERDO GENERAL PARA LA CONTINUIDAD DEL FUNCIONAMIENTO DE LA UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL ESTADO DE MORELOS DURANTE LA EMERGENCIA SANITARIA PROVOCADA POR EL VIRUS SARS-COV2 (COVID-19) emitido el 27 de abril del 2020.

El presente documento cuenta con la firma electrónica UAEM del funcionario universitario competente, amparada por un certificado vigente a la fecha de su elaboración y es válido de conformidad con los LINEAMIENTOS EN MATERIA DE FIRMA ELECTRÓNICA PARA LA UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE ESTADO DE MORELOS emitidos el 13 de noviembre del 2019 mediante circular No. 32.

Sello electrónico

DANIEL HERNÁNDEZ CRUZ | Fecha:2021-03-04 16:56:00 | Firmante

4jRqyOgH19oVDA1za/lef1wDwWWPyTNvnpHphfvzLHzZ9dCD6ixsh5GCqQALR5jcT/cPZ4tsEBiVnfhmIfHdvuG5jGKCFAXjxflfUMalwolvcqJ1WoqDSYUmHUKz5oP3MS0qZCjNlkWbZFT1XmjnzIUUV2X7uyje5MpEJ9ZYmKESSv5+K6jPIMSNZr2CnLFgF7qdvopIKB7Ynr/59PU3UmxFCelS1hloZ+rJXjKeL9EueNSL5nGoZECBCdAQFUeym5DmPevhSc1Ow1g8Qplk8XvaoAideGnBfiZmbki0J9ZxqwRYAtw2LQEG39PZeGhpfq0vL3rBzPIRdZemoS3w==

JOSE GONZALO GONZALEZ RODRIGUEZ | Fecha:2021-03-04 17:15:19 | Firmante

QCAo6JdOIV8q+6AbhvTc/CPHZG5UCaKv74ox1GJLs+VjovUYDo0aW8Jx0wCg+kwP/QcjODFzhk7/5gJK8W+ACpkWkdT9kLPDXHdWaaaZtRjtMBMOSeHtb30i3tml4w/jQapHDEPvPSa5bUaxdNv9yX3toKYCMxk8l/86Aq2a9voK1RC3GVtfdEBUNLaeWVVoPrqJYRXkYHKfF2vS7A8f17BYdt2xn1opMMQBtUaRnG+CapYnF6mr5dnK0wintuD7Co6YLnNENx3MUKqPT3CglYZysrZiP3zA8EuFB11X/0Qh09psZSen18xdLj1yT8dFGSC936PHzkYWHLYiyHOA==

ROBERTO ARROYO MATUS | Fecha:2021-03-04 19:12:51 | Firmante

Um98qyHRQ1ESMmsqh8AqcYtbqRF1O7+pQ8C6F7PML5WEe2DforWI+H1se1hjJxwnt0XO8kwJACL6nblvYPd1tgRnbtPOWQYNUUrJFy60ZAvXe1NptEOppwhk3gCUxBgV5MddWVzo1W7KxXatPB3SdJFEhivYHPvFeUjNaLzIP54hb/jRIM9QHP9zmp1V5QIU0l3jODc/+cZa0r5Lvi0aLzD45Ljy/V49sBvCAdDn+iGv8bG40hRRpHMok/HkgRailG8wpw2oG8CsmD1gnLE6ziOdulEd37Z7VPIKsY308Zu+In6y6k7MDyvsTNPQkQrCqR3gwC6OeAAyKvEOND5FBw==

JORGE URUCHURTU CHAVARIN | Fecha:2021-03-05 10:22:52 | Firmante

ov6qVM55E3n283rUONgj0JgulhaPC7jl+4mBb/Nkv8Ox4wj2XLZFstWzdztrV177TdkcoDVo73lsHQkSSxcHLt+uHGmOe3DSiVhFuSwDMMawIwrcvnoHNYHykdh/7pmbTmEEtP XvHG5QKcsHnjpDsc13/XwcWxROMeo7mL0983Sx9q3X1WPxwUkU98wDP80S1B+0JF+KSTKij2FyTy3qwSG9jRSUSkRWLE4J/bfA3VM/iuflY5Um33HUIINLjmc7X+qMCKGsMicksFz2v1y94sk75SkJf2GL4UMpAGTdubSA1/JLED9Wda+qYLJocfa2FkUe10KFL25gaDOmBw==

PEDRO ANTONIO MARQUEZ AGUILAR | Fecha:2021-03-09 10:59:08 | Firmante

GvhufvNdpw3GU2ef17MzX4JWaaOgZb8uhdXMulfjK2/oxnFZ8s932duJMVc9f6/vJeCDDId3r4/GxpLd9rCHMV3opmVeUYf0KNhyXNmGK5MNQ/JeqSejA+/ufMI2fl1ZctbFvcumzys4UeUpIGbVAg7EVtdb8jplEVTeLomRG57MkQ4YluLWjKdMLJtyzqJWbip9RS88ItCGdyJmvpIUA5WEQOV55Q93L5EvdTrtJd8ixg8pBxzRL73cH0afib3BJ38bCsEA+ANpJaxOm wWtcH3v9W//pu6X9pFTOPc77pGrrD2g1d6PuGagwGSj/Feol2cNkwOSKUAL76o7phdQ==

ABIGAIL PARRA PARRA | Fecha:2021-03-11 14:32:03 | Firmante

I+DCC1c1lfVnpEIXeaOGg/bZ7QScTI+rzEaS4itSlzOclwy90NT7t1WUeDaSbZnorwb6uEvKBLFw9elRSBrlkDS0GnPLxITGB20wBOHZEG8lqkG62iSz5/DZRoIACMiaj6bTUHMHUo yXagjaW1PmACAG/OGFPsZhp9b7IQ/hSXNkL1hw6F6rwhMu1hbbq8tlG80upVWghSSLdYtGjv1Vm8AB2jv/aXis+E0Lza+P33YaprLewGgk6v70W8Vso9OOuHptG6m4K3ciw8h C0Zk6Vr+n2/AK+1r5Dc0JpVkuPB1/yvgFvXnZc02s02vJofB8kf+N7DW+HdZTMIacs47bA==

MARYNA VASILIVNA VLASOVA | Fecha:2021-03-19 10:34:11 | Firmante

monv+G6fllcFy+QD0UMxDzqDqhl4pYk/8XcK4Ok/T5klvUvAgoFULAAh+ZvODkh6uzf0m32w0SD6UMeGg24Tofj3WdNni0ckSdOPzzLkSOanVjK6G41wyKRBWIKN5PAA7hjQKe JeafDtXpLlVaG8XJuMCDX0VmHkrjLM5LMRUyvvYtr9OZ1uffHO2OSEne0wFTW9JGySE6SVnM6/vl4ENkh0tmgBx1F7KynNC32ww1MPFwOZuN20kHbns1MZLTCkZ4wPIGKZC xoRUNQZuDxDv25MaS68+podem1TTEq0Kqv28RXISdtl10Y2goW6handHXqwg73pmhGVZn2+vig==

Puede verificar la autenticidad del documento en la siguiente dirección electrónica o escaneando el código QR ingresando la siguiente clave:



7zLJ1a

<https://efirma.uaem.mx/noRepudio/upBbwrCSnZdwWawHARWY5aHnMctHErdR>



Resumen.

En este trabajo de investigación, se presenta una tecnología de ahorro de energía que permite llevar a cabo la sinterización a baja temperatura en la producción de cerámica estructural (ladrillos), obtenidas de mezclas de arcilla con alto contenido de sílice, con adición de arena y desechos de vidrio con un punto de fusión bajo. Las mezclas realizadas para la elaboración de ladrillos fueron con diferentes porcentajes en peso de muestras binarias (arcilla-arena) y (arcilla- vidrio). Así mismo, se realizaron mezclas ternarias de arcilla-arena-vidrio. A partir de estas mezclas, es posible realizar el moldeo plástico de los subproductos debido a la presencia de montmorillonita en la arcilla y arena, se llevó a cabo la sinterización de ladrillos a 800 °C durante 8 horas en una atmósfera de aire y argón. Las materias primas para la fabricación de cerámica estructural que se utilizaron en este trabajo provienen de los yacimientos de arcilla del poblado de Changata y la arena de los depósitos del río Balsas y sus afluentes en la localidad de Villa Nicolás Bravo, estas localidades pertenecen al municipio de Ajuchitlán del Progreso en el estado de Guerrero, México.

Mediante las técnicas de análisis de difracción de rayos X (DRX), fluorescencia de rayos X (FRX), espectroscopía infrarroja con transformada de Fourier (FTIR) con reflexión total atenuada (ATR) y microscopía electrónica de barrido (MEB) con microanálisis de rayos X por el espectrómetro de dispersión de energías (EDS), se ha demostrado que el material sintetizado en una atmósfera de aire y argón contienen cuarzo, feldespato y fase vítrea, es decir, se ha formado vitrocerámicos. En el caso del material sintetizado en una atmósfera de argón se obtuvo cerámicas de color gris claro a gris negro de gran porosidad, de acuerdo con los resultados en las pruebas mecánicas se obtuvo cerámicas con altas resistencia a la compresión y flexión aproximándose a las propiedades del vidrio espuma. Los ladrillos producto de la sinterización en una atmósfera de aire presentados en este trabajo, los

resultados de la resistencia a la compresión y flexión fueron comparadas con los estudios realizados a las propiedades mecánicas de los ladrillos en el estado de Guerrero, la norma mexicana NMX-C-404-ONNCCE y la norma de la Sociedad Americana para Pruebas y Materiales (ASTM C773 y ASTM C1161). Para los ladrillos producto de la sinterización en una atmósfera de argón, los resultados de la resistencia a la compresión y flexión fueron comparadas con los estudios de pruebas mecánicas realizados en el estado de Guerrero, este tipo de cerámicas producto de la sinterización en una atmósfera de argón no existe estudios y norma mexicana para las propiedades de resistencia de los ladrillos en $T_{\text{sint.}} = 800 \text{ } ^\circ \text{C}$ para $t_{\text{sint.}} = 8 \text{ h}$.

La base de la sinterización a baja temperatura es la formación de eutéctica a baja temperatura entre el vidrio fundido, feldespatos y sílice. Se ha establecido que la densidad, la porosidad, la absorción de agua y las propiedades mecánicas de la cerámica dependen de la proporción de los componentes en las mezclas iniciales. La tecnología desarrollada ha permitido sintetizar ladrillos de construcción de alta calidad a partir de arcillas altamente silíceas bajo condiciones de sinterización a baja temperatura. Esta tecnología puede atribuirse al ahorro de energía y a la tarea decisiva de reciclar los desechos a gran escala, teniendo en cuenta que, hoy en día, los problemas de ahorro de energía y la gestión racional de la naturaleza son de vital importancia para la economía en todo el mundo.

Abstract.

In this research work, an energy-saving technology is presented that allows to carry out the sintering at low temperature in the production of structural ceramics (bricks), obtained from clay mixtures with high silica content, with the addition of sand and glass waste with a low melting point. The mixtures made for the production of bricks were with different percentages by weight of binary samples (clay-sand) and (clay-glass). Likewise, ternary mixtures of clay-sand-glass were made. From these mixtures, it possible to perform the plastic molding of the by-products due to the presence of montmorillonite in clay and sand, sintering of bricks was carried out at 800 ° C for 8 hours in an air and argon atmosphere. The raw materials for the manufacturing of structural ceramics that were used in this work come from the clay deposits of the town of Changata and the sand from the Balsas river deposits and their tributaries in the town of Villa Nicolas Bravo, these localities belong to the municipality of Ajuchitlan del Progreso in the Guerrero state, Mexico.

Using X-ray diffraction analysis (XRD), X-ray fluorescence (XRF), Fourier Transformed Infrared Spectroscopy (FTIR) with total attenuated reflection (ATR) and scanning electron microscopy (SEM) with X-ray microanalysis by the energy dispersion spectrometer (EDX), it has been shown that the synthesized material in an air and argon atmosphere contain quartz, feldspar and vitreous phase, i.e., glass ceramics has been formed. In the case of the synthesized material in an argon atmosphere, light grey to black grey ceramics of high porosity were obtained, according to the results in the mechanical tests ceramics were obtained with high compressive and flexural strength approaching the properties of foam glass. The bricks product of sintering in an air atmosphere presented in this work, the results of flexural and compression strength were compared with the studies carried out on the mechanical properties of the bricks in the Guerrero state, the Mexican standard NMX-C-404-ONNCCE and the standard of the American Society for Testing and

Materials (ASTM C773 and ASTM C1161). For the bricks produced by sintering in an argon atmosphere, the results of flexural and compression strength were compared with the mechanical test studies carried out in the Guerrero state, this type of ceramics product of sintering in an argon atmosphere, does not exist studies and Mexican standard for the strength properties of bricks at $T_{sint.} = 800\text{ °C}$ for $t_{sint.} = 8\text{ h}$.

The basis of low-temperature sintering is the formation of a low-temperature eutectic between the molten glass, feldspars, and silica. It has been established that the density, porosity, water absorption, and mechanical properties of ceramics depend on the ratio of the components in the initial mixtures. The developed technology has made it possible to synthesize high-quality building bricks from high-siliceous clays under low-temperature sintering conditions. This technology can be attributed to saving-energy and the decisive task on large scale waste recycling. Taking into account that, nowadays, the problems of energy-saving and rational nature management are of vital importance for economy throughout the world.

Agradecimientos

Quiero expresar mi más sincero agradecimiento a mi asesora de tesis doctoral, a la Dra. Maryna Vasilivna Vlasova, por haberme dado la oportunidad de recurrir a su experiencia científica en un marco de enseñanza, para la elaboración de este trabajo de investigación bajo su dirección. Por su disponibilidad, dedicación, sabiduría, aportaciones y sus consejos para guiar mis ideas en mi formación como investigador. Así mismo, por su infinito apoyo en mi estancia en Rusia, por eso y más, muchas gracias Dra. Maryna Vlasova.

Agradezco de manera especial a mi codirector de tesis, al Dr. Pedro Antonio Márquez Aguilar, por su dedicación, paciencia y generosidad para compartir su experiencia académica y amplio conocimiento sobre cerámicos durante el desarrollo de esta investigación.

Quiero manifestar mi agradecimiento al Centro de Investigación en Ingeniería y Ciencias Aplicadas perteneciente al Instituto de Investigación en Ciencias Básicas y Aplicadas de la Universidad Autónoma del Estado de Morelos, por haberme permitido llevar a cabo el desarrollo de este trabajo de investigación en sus instalaciones.

Especial reconocimiento al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por la beca otorgada durante la realización de este proyecto de investigación.

Estoy muy agradecido con la Comisión Revisora de Tesis, Dr. José Gonzalo González Rodríguez, Dra. Abigail Parra Parra, Dr. Jorge Uruchurtu Chavarín, Dr. Roberto Arroyo Matus, Dr. Daniel Hernández Cruz, Dr. Pedro Antonio Márquez Aguilar, Dra. Maryna Vasilivna Vlasova y al Dr. Mykola Kakazyey †*, por su tiempo y dedicación por sus observaciones y sugerencias recibidas para mejorar este trabajo de investigación.

Agradezco al Dr. René Guardián Tapia, por el apoyo brindado con los análisis de microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos X.

Quiero expresar mi agradecimiento a la Dra. María Elena Nicho Díaz, por su inestimable ayuda brindada con los análisis de espectroscopía infrarroja (FTIR-ATR).

Agradezco al Dr. Víctor Manuel Salinas Bravo, por su apoyo con los recubrimientos de oro en muestras cerámicas.

Quiero extender mi agradecimiento al Dr. Ricardo Barragán Manzo, por su meritorio apoyo académico y uso de los equipos de laboratorio.

Mi sincero agradecimiento a la Dra. Teresa Pi Puig, por su benemérito apoyo académico brindado, durante las innumerables sesiones de difracción de rayos X. Así como sus recomendaciones.

Agradezco al Dr. Marcos Mauricio Cano Chávez, por su valiosa ayuda en las pruebas mecánicas.

Agradezco al Biol. Jorge René Alcalá Martínez, por su inapreciable ayuda brindada al realizar las pruebas de porosidad mediante el principio de Arquímedes y picnometría de gas helio.

Agradezco a la Quím. María Patricia Girón García, por su apoyo con los análisis de fluorescencia de rayos X.

Agradezco al M. en C. Adelfo Morales Lozano, por su valioso apoyo con las pruebas de límites de Atterberg.

Agradezco al Q. Rafael Iván Puente Lee, por su ayuda con los recubrimientos de oro en muestras cerámicas.

También mis merecidos reconocimientos a las siguientes instituciones: a la Unidad Académica de Ingeniería (UAGRo), al Instituto de Ingeniería IIGEN-UNAM, al Instituto de Geología LANGEM-UNAM, al Instituto de Energía-INEEL y a la Facultad de Química, Edificio Mario Molina-UNAM, por permitirme utilizar sus instalaciones y equipos de laboratorio.

Hago un recordatorio también, a los estudiantes que realizaron sus prácticas profesionales y que en orden cronológico han sido: Julia Conrado (2019) y Karla Hernández (2019).

A mis padres, por haberme apoyado durante mis estudios de doctorado, por sus consejos y sus valores.

A mis amigos, por el apoyo incondicional y sus mejores deseos académicos.

Tras la finalización de este trabajo de investigación le doy gracias a Dios, por permitirme llegar hasta este momento tan importante de mi formación profesional.

Dedicatorias

Dedico este trabajo de investigación:

A mis padres:

Rogelio Flores y María Nicolás, por sus sabios consejos y sus valores que me ha permitido ser una persona de bien, gracias a ustedes, he logrado llegar hasta aquí y cumplir una meta más en mi formación profesional.

A mis hermanos y hermanas:

Gracias por su paciencia y benemérito apoyo incondicional en todo momento.

Índice

	Página
Capítulo 1. Introducción	1
1.1. Antecedentes	2
1.2. Planteamiento del problema	3
1.3. Justificación	4
1.4. Alcance	4
1.5. objetivos	4
1.5.1 Objetivo general	4
1.5.2 Objetivos específicos	5
1.6. Hipótesis	5
Capítulo 2. Marco teórico	6
2.1. Generalidades de las arcillas	6
2.2. Estructura y composición de los minerales de arcilla	6
2.3. Clasificación de los minerales de arcilla	8
2.3.1. Grupo del caolín-serpentina	9
2.3.1.1. Subgrupo del caolín	9
2.3.1.2. Subgrupo de la serpentina	15
2.3.2. Grupo de la esmectita	18
2.3.2.1. Montmorillonita	19
2.3.3. Grupo de las micas	21
2.3.3.1. Illita	21
2.4. Tipos de arcillas en el estado de Guerrero	23
2.5. Generalidades de la arena	25
2.6. Generalidades del vidrio	25
2.7. Técnicas para estudiar las propiedades de la producción de cerámicos	27
2.7.1. Difracción de rayos X (DRX)	27
2.7.2. Fluorescencia de rayos X (EFR-X)	30
2.7.3. Fracción de arcilla	32
2.7.4. Límites de consistencia o de Atterberg	32
2.7.5. Principio de Arquímedes y picnometría de gas helio	34
2.7.6. Microscopía electrónica de barrido (MEB) con microanálisis de rayos X por el espectrómetro de dispersión de energías (EDS)	34
2.7.7. Espectroscopía infrarroja con transformada de Fourier (FTIR) con reflexión total atenuada (ATR)	36
2.7.8. Absorción de agua	37
2.7.9. Propiedades mecánicas	37

Capítulo 3. Metodología experimental	39
3.1. Diagrama experimental	39
3.2. Elección de la ubicación de las materias primas	40
3.3. Materias primas	40
3.4. Técnicas de investigación	40
3.4.1. Difracción de Rayos X (DRX)	41
3.4.2. Fluorescencia de Rayos X (EFR-X)	42
3.4.3. Fracción de arcilla	43
3.4.4. Límites de consistencia o de Atterberg	45
3.4.4.1. Límite líquido	45
3.4.4.2. Límite plástico	46
3.4.4.3. Límite de contracción	47
3.4.5. Proceso de tratamiento térmico de los materiales iniciales	48
3.4.6. Molienda y proceso de tamizado	48
3.4.7. Determinación del contenido de agua	50
3.4.8. Preparación de cerámicos sinterizados en una atmósfera de aire	50
3.4.9. Preparación de cerámicas sinterizadas en una atmósfera de argón	52
3.4.10. Principio de Arquímedes y picnometría de gas helio	54
3.4.11. Microscopía electrónica de barrido (MEB) con microanálisis de rayos X por el espectrómetro de dispersión de energías (EDS)	56
3.4.12. Espectroscopía infrarroja con transformada de Fourier (FTIR) con reflexión total atenuada (ATR)	57
3.4.13. Prueba de absorción de agua	58
3.4.14. Resistencia a la compresión y flexión	58
Capítulo 4. Resultados y discusión	60
4.1. Diseño de velocidad y tiempo de molienda	60
4.1.1. Molienda de las materias primas	60
4.2. Producción de ladrillos en una atmósfera de aire	63
4.2.1. Caracterización de los materiales iniciales	63
4.2.1.1. Difracción de rayos X (DRX)	63
4.2.1.2. Fluorescencia de rayos X (EFR-X)	64
4.2.1.3. Índice de plasticidad	64
4.2.1.4. Tratamiento térmico de las muestras iniciales	65
4.2.2. Características de la preparación de moldeo	66
4.2.3. Caracterización de muestras cerámicas	68
4.2.3.1. Difracción de rayos X (FRX)	68
4.2.3.2. Espectroscopía infrarroja con transformada de Fourier (FTIR) con reflexión total atenuada (ATR)	70

4.2.3.3.	Contracción	71
4.2.3.4.	Microscopía electrónica de barrido (MEB) con microanálisis de rayos X por el espectrómetro de dispersión de energías (EDS)	72
4.2.3.5.	Densidad y porosidad	73
4.2.3.6.	Absorción de agua	74
4.2.3.7.	Propiedades mecánicas	75
4.3.	Producción de ladrillos en una atmósfera de argón	81
4.3.1.	Caracterización de los materiales iniciales	81
4.3.1.1.	Fluorescencia de rayos X (EFR-X)	81
4.3.1.2.	Tratamiento térmico de las muestras iniciales	81
4.3.2.	Preparación de los subproductos	82
4.3.3.	Caracterización de muestras cerámicas	83
4.3.3.1.	Tipo de muestras cerámicas	83
4.3.3.2.	Contracción	84
4.3.3.3.	Difracción de rayos X (DRX)	86
4.3.3.4.	Espectroscopía infrarroja con transformada de Fourier (FTIR) con reflexión total atenuada (ATR)	88
4.3.3.5.	Microscopía electrónica de barrido (MEB) con microanálisis de rayos X por el espectrómetro de dispersión de energías (EDS)	89
4.3.3.6.	Absorción de agua	94
4.3.3.7.	Propiedades mecánicas	95
Capítulo 5. Conclusiones y recomendaciones		98
5.1.	Conclusiones	98
5.2.	Recomendaciones	99
Referencias bibliográficas		100
Anexo 1		118

Lista de tablas

Capítulo 2.

Tabla 2.1. Características físicas y químicas importantes de los minerales arcillosos.....	7
Tabla 2.2. Clasificación de la familia de los filosilicatos.....	8
Tabla 2.3. Propiedades físicas del caolín.....	10
Tabla 2.4. Reacción térmica de la caolinita.....	11
Tabla 2.5. Transformación térmica de la montmorillonita.....	20
Tabla 2.6. Transformación térmica de la illita.....	22

Capítulo 3.

Tabla 3.1. Se ilustra los porcentajes de cada una de las muestras en una atmósfera de aire.....	52
Tabla 3.2. Se ilustra los porcentajes de cada una de las muestras en una atmósfera de argón.....	53

Capítulo 4.

Tabla 4.1. Composición mineralógica de los componentes utilizados.....	63
Tabla 4.2. Composición química de los componentes utilizados.....	64
Tabla 4.3. Capacidad de hinchamiento de los componentes arcillosos.....	66
Tabla 4.4. Propiedades del material cerámico.....	74
Tabla 4.5. Análisis comparativo de tecnologías para la producción de muestras cerámicas a partir de arcillas plásticas altamente silíceas.....	79
Tabla 4.6. Composición química de los elementos utilizados.....	81
Tabla 4.7. Contenido de elementos en muestras cerámicas en un área de 20 x 10 μm de acuerdo con EDS.....	91

Lista de figuras

Capítulo 2.

Figura 2.1. Estructuras atómicas básicas a) Capa octaédrica y b) Capa tetraédrica.....	7
Figura 2.2. Estructura principal del grupo del caolín-serpentina.....	9
Figura 2.3. Estructura de la caolinita.....	10
Figura 2.4. Estructura de la haloisita.....	14
Figura 2.5. Estructura del grupo de la esmectita.....	18
Figura 2.6. Estructura de la montmorillonita.....	19
Figura 2.7. Estructura de las micas.....	21
Figura 2.8. Estructura de la illita.....	22
Figura 2.9. Título del Premio Nobel.....	28
Figura 2.10. Goniómetro óptico.....	29
Figura 2.11. Diagrama de cristales.....	29
Figura 2.12. Esquema de fluorescencia de rayos X.....	31
Figura 2.13. Representación de los límites de Atterberg.....	33
Figura 2.14. Microscopio electrónico (9 de marzo de 1931).....	35
Figura 2.15. Microscopio electrónico de barrido (MEB).....	36

Capítulo 3.

Figura.3.1. Diagrama del procedimiento experimental.....	39
Figura 3.2. a) Changata y b) Villa Nicolás Bravo.....	40
Figura 3.3. Materias primas a) Arcilla, b) Arena y c) Botellas de vidrio.....	40
Figura 3.4. a) Mortero de ágata, LANGEM-UNAM b) Tamiz de prueba estándar No. 200 ASTM, LANGEM-UNAM.....	41
Figura 3.5. Difractómetros a) EMPYREAN LANGEM-UNAM y b) Bruker D2-PHASER-CIICAp-UAEM.....	42

Figura 3.6. Espectrómetros a) Bruker modelo S8 TIGER, CIICAp b) RIGAKU PRIMUS II de WD-FRX, LANGEM-UNAM.....	43
Figura 3.7. a) Mortero de porcelana y b) Centrifugadora, LANGEM-UNAM..	43
Figura 3.8. a) Portaobjeto de vidrio y b) Lámpara de secado.....	44
Figura 3.9. a) Disgregación de la muestra y b) Tamiz No. 40.....	45
Figura 3.10. a) Copa de Casagrande equilibrada b) Ranura.....	46
Figura 3.11. a) Cilindros de muestra y b) Cápsulas de aluminio.....	47
Figura 3.12. a) Moldes rectangulares y b) Muestras.....	47
Figura. 3.13. a) Mufla marca THERMO SCIENTIFIC THERMOLYNE y b) Horno FELISA FE-340.....	48
Figura 3.14. Equipo de molienda a) Molina de bolas, marca Retsch PM 400/2 b) Tamices marca Monti-inox.....	49
Figura 3.15. Contenido de agua, ml/100g a) 20 ml b) 40 ml c) 60 ml.....	50
Figura 3.16. Proceso de preparación de cerámicos en una atmósfera de aire.....	51
Figura 3.17. Proceso de preparación de cerámicos en una atmósfera de argón.....	53
Figura 3.18. a) Desecador de vacío b) Muestras cerámicas sumergidas en agua.....	54
Figura 3.19. a) Balanza hidrostática b) Picnómetro de gas.....	55
Figura 3.20. a) Preparación de muestras b) Evaporador de oro (AU) BIO RAD CS500 SPUTTER COATER c) Muestras cerámicas recubiertas con oro-paladio.....	56
Figura 3.21. a) Unidad ZEISS LEO 1450VP b) Unidad Schottky FE-SEM, modelo SU5000 marca HITACHI.....	57
Figura 3.22. a) Equipo Frontier b) Muestras colocada en la platina de diamante.....	57
Figura 3.23. Arreglo para el ensayo de peso final, utilizando una parrilla CIMAREC.....	58
Figura 3.24. a) Resistencia a la compresión b) Resistencia a la flexión.....	59

Capítulo 4.

- Figura 4.1.** Distribución de peso de partículas de arena con diferentes tamaños (a-d) depende de la velocidad de molienda. Tiempo de molienda $t = 4$ min.....60
- Figura 4.2.** Distribución de peso de partículas de arena con diferentes tamaños (a-d) depende del tiempo de molienda. Velocidad de molienda $v = 300$ rpm.....61
- Figura 4.3.** Distribución de peso de partículas de vidrio con diferentes tamaños (a-d) depende de la velocidad de molienda. Tiempo de molienda $t = 4$ min...62
- Figura 4.4.** Distribución de peso de partículas de vidrio con diferentes tamaños (a-d) depende del tiempo de molienda. Velocidad de molienda $v = 300$ rpm..62
- Figura 4.5.** Patrones de difracción de rayos X de los materiales iniciales.....64
- Figura 4.6.** Tratamiento de la temperatura de los materiales iniciales en una atmósfera de aire. $T_{tr} = 30$ min.....65
- Figura 4.7.** Diferentes etapas de preparación de los subproductos.....67
- Figura 4.8.** Cambio en la contracción de los subproductos (Σ_1), (1), las contracciones en la sinterización de muestras cerámicas (Σ_2), (2) y la contracción total de las muestras (Σ), (3) obtenidas de diferentes mezclas. Para la contracción libre (Σ_1), el tiempo de secado de los subproductos es de 8 días. Por contracción en el régimen de sinterización (Σ_2), $T_{sint.} = 800$ °C, $t_{sint.} = 8$ h. La contracción total es $\Sigma = \Sigma_1 + \Sigma_2$. El error de medición para la contracción lineal (Σ) es $\pm 0.57\%$68
- Figura 4.9.** Patrones de difracción de rayos X de la cerámica obtenida de diferentes mezclas (a-d) y cambio en la intensidad de los picos de las fases principales con el contenido de arcilla en las mezclas.....69
- Figura 4.10.** Espectros de absorción IR en materiales cerámicos obtenidos por sinterización de mezclas: (a) arcilla-arena; (b) arcilla-vidrio; (c) arcilla-arena-vidrio. $T_{sint.} = 800$ °C, $t_{sint.} = 8$ h. (•) bandas de absorción de enlaces Si-O y Al-Si-O en SiO₂ y aluminosilicatos; (*) bandas de absorción en feldespato; (o □) bandas de absorción de gases del medio ambiente; absorción Si-O bandas para cuarzo.....71

- Figura 4.11.** Micrográficas de fracturas de muestras (a, a'-d, d') obtenidas de diferentes mezclas y contenidos de elementos (a''-d'') en diferentes lugares de las cerámicas indicadas en (a'-d'). $T_{\text{sint.}} = 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8 \text{ h}$73
- Figura 4.12.** Cambio en la capacidad de absorción de agua en muestras cerámicas de diferente composición. La cerámica se obtuvo en $T_{\text{sint.}} = 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$ para $t_{\text{sint.}} = 8 \text{ h}$. La medida del error de la capacidad de absorción de agua es ± 0.774
- Figura 4.13.** Cambio en la resistencia a la compresión (a-c) y la resistencia a la fractura (a'-c') de muestras con la composición de las mezclas iniciales. $T_{\text{sint.}} = 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8 \text{ h}$. La columna 1 corresponde a los estudios en el estado Guerrero, la columna 2 corresponde a las normas estándar, las columnas 3 corresponden a los datos experimentales. El error de medición para la resistencia a la compresión es $\pm 2.34 \text{ kg/cm}^2$. El error de medición para la resistencia a la flexión es 3.16 kg/cm^276
- Figura 4.14.** Tratamiento de la temperatura de los materiales iniciales en una atmósfera de argón. $T_{\text{tr}} = 30 \text{ min}$81
- Figura 4.15.** Preparación de piezas mediante el moldeo plástico. El contenido de agua introducida en la mezcla es de 40 ml/100 g de sólido.....83
- Figura 4.16.** Modificación de la coloración de la cerámica de acuerdo con la composición de las mezclas iniciales. $T_{\text{sint.}} = 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8 \text{ h}$. Nota: c indica arcilla; g, vidrio y s, arena.....84
- Figura 4.17.** Cambio en la contracción de las muestras cerámicas obtenidas de diferentes mezclas. Sinterización en $T_{\text{sint.}} = 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8 \text{ h}$ en una atmósfera de argón.....84
- Figura 4.18.** Patrones de difracción de rayos X de cerámica obtenida de diferentes mezclas en una atmósfera de argón (a-d). $T_{\text{sint.}} = 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8 \text{ h}$86
- Figura 4.19.** Cambio en la intensidad de los picos de las fases principales de la cerámica con el contenido de arcilla en las mezclas iniciales (a, a'-c, c'). (a) para el sistema arcilla-arena; (b) para el sistema arena-vidrio; (c) para el sistema arcilla-arena-vidrio. (1) para cuarzo ($2\theta = 26.7 \text{ }^{\circ}$), (2) para feldespato 1 ($2\theta = 28.1 \text{ }^{\circ}$), (3) para halo, (4) para feldespato 2 ($2\theta = 21.9 \text{ }^{\circ}$), (5) para feldespato 3 ($2\theta = 29.9 \text{ }^{\circ}$). Sinterización en una atmósfera de argón en $T_{\text{sint.}} = 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8 \text{ h}$87
- Figura 4.20.** Espectros de absorción IR en materiales cerámicos obtenidos por sinterización de mezclas: (a) arcilla-arena; (b) arcilla-vidrio; (c) arcilla-arena-vidrio. $T_{\text{sint.}} = 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8 \text{ h}$. Sinterización en una atmósfera de argón.....88

- Figura 4.21.** Micrografías de fractura de muestras obtenidas de diferentes mezclas: (a) de arcilla; (b) de 70% en peso de arcilla + 30% en peso de arena; (c) de 70% en peso de arcilla + 30% en peso de vidrio. $T_{\text{sint}} = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8\text{ h}$89
- Figura 4.22.** Distribución de elementos sobre la superficie de fractura de la cerámica en el modo de mapeo. Cerámica obtenida de la arcilla. $T_{\text{sint}} = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8\text{ h}$90
- Figura 4.23.** Distribución de elementos sobre la superficie de fractura de la cerámica en el modo de mapeo. Cerámica obtenida de la mezcla 50% en peso de arcilla + 50% en peso de arena. $T_{\text{sint}} = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8\text{ h}$90
- Figura 4.24.** Distribución de elementos sobre la superficie de fractura de la cerámica en el modo de mapeo. Cerámica obtenida de la mezcla 50% en peso de arcilla + 50% en peso de vidrio. $T_{\text{sint}} = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8\text{ h}$91
- Figura 4.25.** Cambio en la estructura porosa de las muestras cerámicas con alto contenido de arena (a), vidrio (b) y arena + vidrio (c) en las mezclas iniciales. $T_{\text{sint}} = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8\text{ h}$92
- Figura 4.26.** Cambio en la capacidad de absorción de agua en muestras cerámicas de diferente composición. La cerámica se obtuvo en $T_{\text{sint.}} = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ para $t_{\text{sint.}} = 8\text{ h}$ en una atmósfera de argón.....95
- Figura 4.27.** Cambio en la resistencia a la compresión (a-c) y la resistencia a la flexión (a'-c') de muestras con la composición de las mezclas iniciales. Sinterización en $T_{\text{sint.}} = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8\text{ h}$ en una atmósfera de argón. La columna 1 corresponde a los estudios de los cerámicos en el estado de Guerrero, México, la columna 2 corresponde a datos experimentales.....97

Capítulo 1. Introducción

La cerámica para la construcción es una de la más antigua de la humanidad, se entiende por material cerámico al producto obtenido de diversas materias primas, principalmente arcillas mediante la sinterización. Uno de los pioneros de la cerámica fue el ceramista francés, Bernardo de Palissy [1], que en su libro titulado “Discours admirables de la nature des eaux et fontaines, tant naturelles qu’artificielles, des métaux, des sels et salines, des pierres, des terres, du feu et des émaux” (discurso admirable sobre la naturaleza del agua y las fuentes, tanto naturales como artificiales, metales, sales y salinas, piedras, tierras, fuego y esmaltes), describe el origen del nombre de la arcilla “He escuchado allí leer un libro de un autor, que al estudiar piedras y tierra, dice que la tierra de arcilla ha tomado su nombre de un pueblo que se llama Argis, debido a que este lugar se hicieron las primera excavaciones de la tierra, desde esa época toda la tierra arcillosa es buena para hacer vasijas, por eso el suelo arcilloso le llamamos boliarmenty y que su nombre Francés es bolus armenus: este nombre nunca se tomó en Armenia”.

Para la producción de cerámica tradicional en el estado de Guerrero, México, las arcillas constituyen principalmente las materias primas, de acuerdo con su función pueden ser plásticas o no plásticas. Las primeras son esencialmente arcillas. Las no plásticas pueden tener una función de "desgrasantes" (materiales que reducen la plasticidad permitiendo una mejor trabajabilidad y facilitando el secado), o son elementos "fundentes" (que facilitan una sinterización a menor temperatura e introducen los elementos necesarios para la formación de nuevas fases). Los principales minerales no plásticos son: feldespatos los cuales son fundibles; el cuarzo y arenas silíceas que actúan como inertes; la calcita y dolomita, que pueden ser reactivos y también fundentes; y los óxidos de Fe y otros elementos (Cu, Co, Mn, Ti). Conforme a las propiedades requeridas para su aplicación, estos materiales cerámicos pueden dividirse en dos grandes grupos: cerámicas tradicionales y cerámicas no tradicionales (cerámica técnica, cerámicas especiales o materiales

avanzados). Son cerámicas tradicionales la cerámica estructural (ladrillos, tejas, bovedillas, termoarcilla, clinkers y otros), la loza, la porcelana de mesa y artística, la cerámica sanitaria, los pavimentos, revestimientos, los esmaltes, y los refractarios. La cerámica técnica se puede dividir en electrocerámica, que, por lo general, utiliza las propiedades eléctricas o magnéticas de los materiales [2,3,4].

Hoy en día, algunos cerámicos se fabrican con materiales de desecho, entre estos componentes se encuentra el vidrio. El vidrio de desecho se puede obtener de diversos objetos que lo contienen, como puede ser vidrio plano, vidrio de botella, procedente de lámparas, de pantallas de televisión, etc. [5].

1.1. Antecedentes

Cada día, la fuerza de la naturaleza pone a prueba la calidad de los materiales y el conocimiento aplicado del hombre y los esfuerzos de estos por dominarla en la innovación de nuevos materiales para la industria de la construcción [6]. En el estado de Guerrero, por su ubicación geográfica; está en una zona altamente sísmica de mayor peligro, donde la calidad de los materiales de mampostería es muy importante en las construcciones de viviendas, debido al fisuramiento de muros de carga por efecto gravitacional y sísmico, factores que se encuentra asociado con la capacidad de soporte de resistencia estructural. El ladrillo es un elemento de construcción principalmente elaborado de manera artesanal [7], durante el proceso de producción no se tienen ningún control de calidad de los materiales.

En la ciudad de Chilpancingo, capital del estado de Guerrero, el uso del ladrillo inició a partir de la década de los años sesenta, por el desarrollo urbano consecuencia de la inmigración provenientes de las 7 regiones del estado, sustituyendo al adobe y bajareque. En el período de los años sesenta y setenta se instalaron ladrilleras en las orillas del río Huacapa, en las colonias de San Juan y Galeana y en la periferia de las bodegas de almacenes nacionales de depósito S.A., actualmente SAM'S CLUB, sin embargo, el desarrollo urbano rápidamente las desalojó requiriendo más arcilla para satisfacer las

necesidades del incremento de construcciones en el centro de la ciudad. Por lo tanto, estos fabricantes no alcanzaron a abastecer toda la demanda local, surgiendo la competitividad de otros productores de otros municipios cercanos a la capital como, Zumpango del Río (cabecera municipal de Eduardo Neri) y Atliaca, estos poblados se establecieron como los más importantes productores del ladrillo artesanal de esta Región Centro. La localidad de Atliaca perteneciente al municipio de Tixtla, Guerrero; actualmente es el lugar más importante de producción de ladrillos para la industria de la construcción de mampostería confinada de esta región centro [8].

1.2. Planteamiento del problema

En el proceso de producción de cerámica estructural (ladrillos) en el estado de Guerrero, las materias primas son extraídas con frecuencia en los cauces de los ríos y no se realiza la caracterización físico-químico, la fabricación de ladrillo sigue siendo una actividad artesanal tradicionalmente que se ha modificado muy poco, por lo general el personal que trabaja son los miembros de la familia. Los subproductos se sinterizan con temperaturas mayores a 1000°C durante 24 horas o más tiempo de sinterización en hornos artesanales con grandes consumos de energía, principalmente como combustible la madera. Los problemas peculiares de ahorro de energía y la gestión racional de la naturaleza son de importancia, en el caso de la madera no hay un proceso de reforestación. La mayoría de las industrias de ladrillos artesanales no cuenta con la tecnología y control de calidad durante el proceso de elaboración de cerámicos de acuerdo con la investigación de campo, haciendo énfasis en la falta de una tecnología de ahorro de energía.

En la presente investigación se propone desarrollar una tecnología de síntesis de la cerámica estructural de ahorro de energía, de alta calidad a partir de arcilla con aditivos (arena y vidrio de desecho).

1.3. Justificación

Este trabajo de investigación se enfocará en estudiar el proceso de síntesis de la cerámica estructural a base de arcilla, con aditivos (arena y vidrio de desecho triturado) aplicando el método de moldeo plástico en la elaboración de los subproductos. El proceso de sinterización se realizará en una atmósfera de aire y argón. Esta investigación permitirá desarrollar una tecnología de síntesis de la cerámica estructural de ahorro de energía con un mejoramiento en sus propiedades físicas-químicas en función con las mezclas. Esta investigación contribuirá en el desarrollo tecnológico y científico en la fabricación de cerámicos.

1.4. Alcance

El alcance del presente proyecto de investigación consiste en la producción de cerámica estructural a base de arcilla con aditivos, (arena y vidrio de desecho) para desarrollar una tecnología de ahorro de energía, donde se utilizarán materias primas del municipio de Ajuchitlán del Progreso, Guerrero, México. Para los componentes iniciales, mezclas y cerámica, se aplicarán las siguientes técnicas analíticas: difracción de rayos X (DRX), microscopía electrónica de barrido (MEB) con microanálisis de rayos X por el espectrómetro de dispersión de energías (EDS), espectroscopía infrarroja con transformada de Fourier (FTIR) con reflexión total atenuada (ATR), el contenido de óxidos en las muestras se analizará mediante la técnica de fluorescencia de rayos X (EFR-X). El estudio de la absorción de la cerámica se analizará por el principio de Arquímedes y picnometría de gas helio e inmersión. Se realizarán las pruebas mecánicas de las cerámicas: flexión y compresión. En este proceso, es de relevancia conocer las propiedades mecánicas para posteriormente darle aplicación específica a estos cerámicos.

1.5. Objetivos

1.5.1. Objetivo general

Desarrollar una tecnología de ahorro de energía para la síntesis de cerámica estructural a base de arcilla con aditivos, (arena y vidrio de desecho) para la

obtención de cerámicas de alta calidad para la aplicación en la industria de la construcción para el estado de Guerrero.

1.5.2. Objetivos específicos

- Determinar los tipos de mezclas con diferentes contenidos de arcilla, mezclas binarias arcilla-arena, arcilla-vidrio y mezclas ternarias, arcilla-arena-vidrio.
- Analizar los cambios de fase en las arcillas, arena y vidrio en el proceso de sinterización en una atmósfera de aire y argón a 100 - 1000 °C para obtener cerámica durante 4 – 10 horas.
- Comparar las propiedades físico – químico de las arcillas, arena y vidrio.
- Determinar las propiedades mecánicas: compresión y flexión de las cerámicas producto de la sinterización en una atmósfera de aire y argón.
- Analizar la absorción de agua en las cerámicas producto de la sinterización en una atmósfera de aire y argón.

1.6. Hipótesis

Se plantea que en el proceso de la producción de cerámicas (ladrillos) al agregar aditivos, (arena y vidrio) cuando se mezclan con la arcilla, se pueden obtener cerámicas producto de la sinterización de una atmósfera de aire y argón con una temperatura de fusión más bajo que los componentes individuales, con mejores propiedades mecánicas con respecto a los ladrillos producidos y comercializados en el estado de Guerrero.

Capítulo 2. Marco Teórico

2.1. Generalidades de las arcillas

A través de la historia, la arcilla ha sido un material de gran importancia en la fabricación de cerámicas, están constituidas por varios minerales arcillosos (silicatos hidratados, con iones principalmente de Mg, Fe, K y Na) y otros minerales como el cuarzo, los feldespatos, los carbonatos, productos finales de la destrucción (meteorización) de las rocas bajo la influencia de un conjunto complejo de procesos: mecánicos (agua, viento, glaciares), físicos (calentamiento, enfriamiento), químico (exposición a la humedad, oxígeno y dióxido de carbono), bacteriológico (descomposición de impurezas orgánicas). De acuerdo con el tamaño de partícula de la arcilla, según los químicos que estudian los coloides es $< 1 \mu\text{m}$, mientras que los mineralogistas e investigadores generalmente consideran $< 2 \mu\text{m}$ como el límite superior del tamaño de la arcilla y $< 4 \mu\text{m}$ es utilizada por sedimentólogos, la dispersión de rocas arcillosas, caracterizada por la composición granulométrica, junto con su composición mineral, tiene un efecto significativo sobre propiedades como plasticidad, cohesión, contracción volumétrica, velocidad de secado y resistencia mecánica en estado seco [9, 10, 11, 12].

2.2. Estructura y composición de los minerales de arcilla

Las arcillas contienen fundamentalmente minerales arcillosos, que son pequeños silicatos de capa hidratada y forman parte de la familia de los filosilicatos, el término filosilicato se denomina “physils” de manera abreviada a la palabra y no tiene connotaciones del tamaño de partícula [12, 13, 14]. Las propiedades físicas y químicas de los minerales de arcillas en particular dependen de su estructura y composición, estas importantes características se relacionan a la aplicación de los materiales arcillosos (ver **Tabla 2.1**) [11].

Tabla 2.1. Características físicas y químicas importantes de los minerales arcillosos.

Porcentaje de grano (<44 μm)
Tamaño de partícula, forma y distribución
Mineralogía y química
Área superficial y carga
pH
Capacidad de intercambio iónico
Brillo y color
Capacidad de sorción
Reología
Propiedades cerámicas
Dispersabilidad

La estructura atómica de los minerales arcillosos consta de dos unidades básicas: una capa octaédrica y tetraédrica. La capa octaédrica es compuesta por oxígeno e hidroxilos compactos en los que el aluminio, los átomos de hierro y magnesio están dispuestos en coordinación octaédrica (ver **Figura 2.1a**). Cuando el aluminio con una valencia positiva de tres es el catión presente en la capa octaédrica, sólo dos tercios de las posibles posiciones se llenan para equilibrar las cargas. Cuando solo se llenan dos tercios de las posiciones, el mineral se denomina dioctaédrico. Cuando está presente magnesio con una carga positiva de dos, las tres posiciones se llenan para equilibrar la estructura y el mineral se denomina trioctaédrico. La segunda unidad estructural es la capa tetraédrica de sílice en la que el átomo de silicio es equidistante de cuatro oxígenos o posiblemente hidroxilos dispuestos en la forma de un tetraedro con el átomo de silicio en el centro (**Figura 2.1b**) [11].

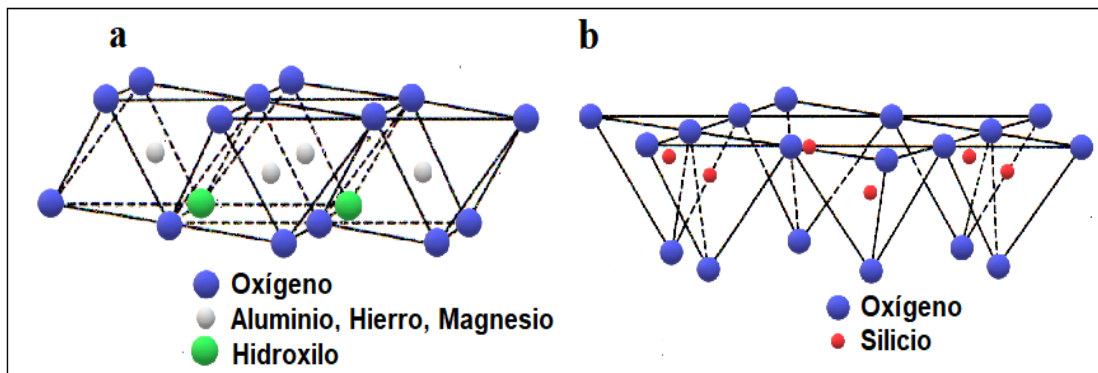


Figura 2.1. Estructuras atómicas básicas a) Capa octaédrica y b) Capa tetraédrica.

2.3. Clasificación de los minerales de arcilla

En la **Tabla 2.2**, muestra la clasificación en grupos de los minerales de arcilla (filosilicatos) [15, 16, 17, 18, 19, 20, 21, 22, 23, 24, 25, 26, 27, 28, 29, 30, 31, 32, 33, 34, 35, 36, 37].

Tabla 2.2. Clasificación de la familia de los filosilicatos.

Tipo de capa	Material de capa intermedia (X=carga)	Grupo	Carácter Octaédrico	Especies **Series	Fórmula
1:1	Ninguno o solamente H ₂ O (X≈0)	Caolín-Serpentina	Caolín (Dioctaédrico)	Caolinita Nacrita Dickita Haloisita	$Al_2Si_2O_5(OH)_4$ $Al_2Si_2O_5(OH)_4$ $Al_2Si_2O_5(OH)_4$ $Al_2Si_2O_5(OH)_4 \cdot 2H_2O$
			Serpentina (Trioctaédrico)	Lizardita Bertierina Amesita Cronstedtita	$Mg_3Si_2O_5(OH)_4$ $(Fe^{2+}, Al)_3(Si, Al)_2O_5(OH)_4$ $(Mg, Al)_3(Si, Al)_2O_5(OH)_4$ $[(Fe^{2+}F_3)(Si, Fe^{3+})O_5(OH)_4]$
			(Di, Trioctaédrico)	Odinita	$(Fe^{3+}, Fe^{2+}, Mg, Al, T, Mn^{2+})_{2.5}(Si, Al)_2O_5(OH)_4$
			Pirofilita (Dioctaédricos)	Pirofilita Ferripirofilita	$Al_2Si_4O_{10}(OH)_2$ $Fe_2SiO_{10}(OH)_2$
2:1	Ninguno (X≈0)	Pirofilita-Talco	Talco (Trioctaédrico)	Talco Willemseita	$Mg_3Si_4O_{10}(OH)_2$ $(Ni, Mg)_3Si_4O_{10}(OH)_2$
2:1	Cationes intercambiables hidratados (X≈0.2-0.6)	Esmectita	Dioctaédrico	Montmorillonita Beidellita Nontronita	$(Na, Ca)_{0.3}(Al, Mg)_2Si_4O_{10}(OH)_2 \cdot nH_2O$ $0.33M^+(Al_2)(Si_{3.67}Al_{0.33})O_{10}(OH)_2$ $0.33M^+Fe_2(Si_{3.67}Al_{0.33})O_{10}(OH)_2$
			Trioctaédrico	Saponita Hectorita	$0.33M^+Mg_3(Si_{3.67}Al_{0.33})O_{10}(OH)_2$ $Na_{0.3}(Mg, Li)_3Si_4O_{10}(OH)_2$
2:1	Cationes intercambiables hidratados (X≈0.6-0.9)	Vermiculita	Dioctaédrico Trioctaédrico	Vermiculita Vermiculita	$0.67M^+(Al, Fe, etc.)_2(Si, Al)_4O_{10}(OH)_2$ $0.67M^+(Al, Fe, etc.)_3(Si, Al)_4O_{10}(OH)_2$
2:1	Cationes monos o divalentes No hidratados (X≈0.6-0.85) *X<0.6	Mica deficiente cambio entre capas	Dioctaédrico	Wonesita*	$(Na, K)_{0.5}(Mg, Fe, Al)_3(Si, Al)_4O_{10}(OH, F)_2$
			Trioctaédrico	**Illitas	
2:1	Cationes monovalentes no hidratados (≥50% monovalente, X≈0.85-1.0 para dioctaédrico)	Mica verdadera (flexible)	Dioctaédrico	Moscovita Paragonita	$KAl_2(Si_3Al)O_{10}(OH)_2$ $NaAl_2(Si_3Al)O_{10}(OH)_2$
			Trioctaédrico	Flogopita Lepidolita	$KMg_3(AlSi_3O_{10})(OH)_2$ $K(Al, Li)_3(Si, Al)_4O_{10}(F, OH)_2$
2:1	Cationes divalentes no hidratados (≥50% divalente, X≈1.8-2.0)	Mica Frágil	Dioctaédrico Trioctaédrico	Margarita Clintonita	$CaAl_2Al_2Si_2O_{10}(OH)_2$ $Ca(Mg_2Al)(SiAl_3)O_{10}(OH)_2$
2:1	Hoja de Hidróxido (X=variable)	Clorita	Dioctaédrico Trioctaédrico Di, dioctaédrico	Donbassita Clinocloro Cookeita	$Al_2(Si_3Al)O_{10}(OH)_2 \cdot Al_{2.33}(OH)_6$ $(Mg, Fe^{2+})_5Al(Si_3Al)O_{10}(OH)_8$ $Al_2(Si_3Al)O_{10}(OH)_2 \cdot (Al_2Li)(OH)_6$
1:1, 2:1	Regularmente Interstratificado (X=variable)	Variable	Dioctaédrico Trioctaédrico Trioctaédrico	Rectorita Corrensita Dozyita	$(Na, Ca)Al_4((Si, Al)_8O_{20})(OH)_4 \cdot 2H_2O$ $(Ca, Na, K)(Mg, Fe, Al)_3(Si, Al)_8O_{20}(OH)_{10} \cdot n(H_2O)$ $(Mg_7Al_2)(Si_4Al_2)O_{15}(OH)_{12}$

En los últimos años se han realizado análisis mineralógicos detallados de un gran número de arcillas, por lo que se tiene como resultado grupos importantes de minerales arcillosos, entre ellos se destaca al grupo del caolín-serpentina; por ser de las arcillas de alta pureza para la fabricación de cerámicos [38], el grupo de la esmectitas, resalta la especie de la montmorillonita y del grupo de las micas (mica deficiente cambio entre capas) sobresale la serie de la illita.

2.3.1. Grupo del caolín-serpentina

El grupo caolín-serpentina consta de dos subgrupos químicos distintos de minerales que comparten una estructura común (ver **Figura 2.2**), pero tienen propiedades, modos de formación y ocurrencias contrastante, ambos son filosilicatos 1:1. El subgrupo de caolín es dioctaédrico, mientras que el subgrupo serpentino es trioctaédrico (ver **Tabla 2.2**) [23, 39].

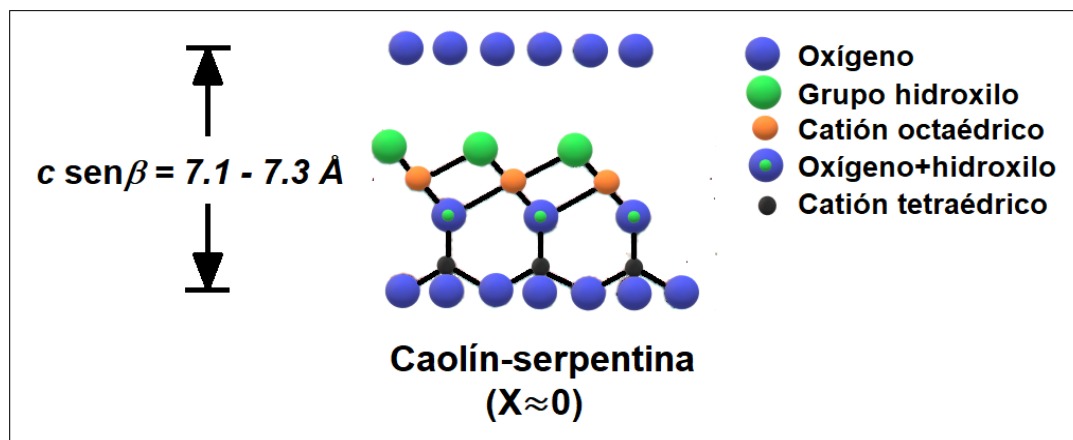


Figura 2.2. Estructura principal del grupo del caolín-serpentina.

2.3.1.1. Subgrupo del caolín

El caolín es un filosilicato de aluminio hidratado producto de la descomposición de rocas feldespáticas [40, 41]. La estructura mineral básica del caolín comprende los siguientes minerales: caolinita, nacrita, dickita y haloisita [11]. El nombre caolín se originó en Kauling, deriva del término “Kao-ling” o “Gaoling” en ortografía Pinyin, que significa “alta montaña”, mina de un importante yacimiento chino, cerca de Janchu Fun, en la provincia de Kiangsi.

Esta mina se desarrolló por primera vez en el siglo XI, pero se agotó y cerró en el año de 1964 [20, 42, 43]. En la **Tabla 2.3** se muestran las principales propiedades físicas del caolín [20].

Tabla 2.3. *Propiedades físicas del caolín.*

Color	Aspecto	Brillo	Raya	Densidad	Dureza
Blanco, gris o amarillento	Untuoso al tacto	Terroso mate o nacarado cuando es cristalino	Blanca	2.40-2.64 g/cm ³	2-2.5

La caolinita, nacrita y dickita tiene la misma composición química, $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{O}_5(\text{OH})_4$ (ver **Tabla 2.2**) son minerales puramente aluminosos [44] pero difieren en sus estructuras. El nombre de la caolinita fue dado por Johnson y Blake [45], con la colaboración del Laboratorio Sheffield del Yale College, fue el primer mineral sometido a estudios estructurales y la estructura original fue propuesta por Pauling [46]. Brindley, y Robinson [47, 48], demostraron mediante uso de técnicas mejoradas de difracción de rayos – X, que la celda unitaria es triclinica con $\alpha = 91.8^\circ$ en lugar de 90° y que contiene una capa de caolinita (ver **Figura 2.3**) [11]. Los parámetros dados por celda unitaria son: $a = 5.14 \text{ \AA}$, $b = 8.93 \text{ \AA}$, $c = 7.13 \pm 0.26 \text{ \AA}$, $\alpha = 91.8^\circ$, $\beta = 104.5^\circ$, $\gamma = 90^\circ$ [11, 49].

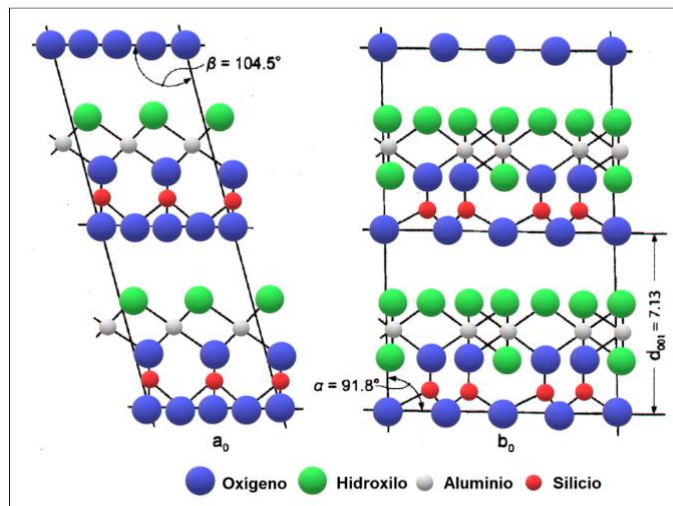


Figura 2.3. Estructura de la caolinita.

La estructura de la caolinita consiste en una capa de tetraedros de sílice y otra de octaedros de alúmina, combinadas de tal forma que los vértices libres de

los tetraedros de sílice están en uno de los planos aniónicos de los octaedros. En el plano común a tetraedros y octaedros, 2/3 de los huecos están ocupados por oxígenos y el resto por hidroxilos. Por su parte en la capa octaédrica, solamente 2/3 de los huecos están ocupados por aluminios distribuidos hexagonalmente en el centro de la capa. El espesor de ambas capas forma una lámina que miden 7.13 Å (ver **Figura 2.3**), son continuas, según las direcciones de sus ejes a y b, están apilados en un orden determinado en la dirección del eje c. Las láminas formadas se unen mediante enlaces de hidrógenos entre los grupos OH de la capa octaédrica y los átomos de oxígeno de la capa tetraédrica. [11, 20]. El químico francés Henry Le Chatelier, [50] fue uno de los pioneros en el uso de su método de deshidratación térmica aplicado a los minerales arcilloso. La caolinita, a temperatura cercana a los 500 °C pierde su agua estructural, transformándose en metacaolinita mediante la deshidroxilación [51]. A medida que se elevan más las temperaturas a 925 °C, se forma el silicio-espinela, es una estructura defectuosa y el número de defectos depende de la relación silicio: aluminio, en el caso límite, que es la γ -alúmina, la composición, también es un defecto espinela. La cristobalita aparece claramente cuando la fase de espinela se transforma en mullita a una temperatura de aproximadamente de 1100°C, que es un resultado completamente lógico para una espinela de silicio, pero no una explicación en términos de γ -alúmina. Al incrementar la temperatura a 1400 °C la cristobalita se define más claramente (**Tabla 2.4**) [52, 53, 54].

Tabla 2.4. *Reacción térmica de la caolinita.*

$\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ Caolinita	→ 500°C	$\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ Metacaolinita	+ 2H ₂ O
$2[\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2]$	→ 925°C	$2\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{SiO}_2$ Silicio-espinel	+ SiO ₂
$2\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{SiO}_2$	→ 1100°C	$2[\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2]$ 1:1 Tipo de fase mullita	+ SiO ₂ Cristobalita
$3[\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2]$	→ ≥ 1400°C	$3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ 3:2 mullita	+ SiO ₂ Cristobalita

La nacrita, es el polimorfo más raro del subgrupo del caolín, el nombre se aplicó por primera vez por Brongniart en 1807 a un mineral (talco granulado, Haüy, 1801) cuyas propiedades no eran entonces adecuadamente descritas [55, 56]. Brongniart [56], describe este mineral en forma de pequeñas escamas de un blanco argentino o de un gris perla muy brillante; es quebradizo y muy suave al tacto; cubre la piel con una capa nacarada; finalmente es muy ligero, se hincha un poco en agua y se funde muy fácilmente con un soplete. En el año de 1832, Breithaupt [55, 57], registró un mineral de una veta cerca de Freiberg en Sajonia (Alemania), a partir de estos estudios se ha llamado nacrita. La autenticidad de la especie no fue definitivamente establecida hasta 1931 cuando Ross y Kerr [58], analizaron mediante una radiografía muestras de nacrita extraídas de la localidad de Brand, cerca de Freiberg en Sajonia y demostraron que el mineral es una especie distinta al subgrupo del caolín. La determinación de la estructura cristalina fue realizada por primera vez por Gruner [59, 60], las dos muestras que analizó Gruner, fueron proporcionadas a través de la cortesía del Dr. C.S. Ross del Servicio Geológico de los Estados Unidos y el Dr. W. F. Foshag del Museo Nacional de los Estados Unidos [61], Gruner [59,60], propuso una estructura monoclinica del grupo espacial Cc, en la que cuatro capas del caolín se superponen sobre (001) para dar una dimensión de repetición de $c \sin \beta$ de $4 \times 7.16 = 28.64 \text{ \AA}$ con un ángulo $\beta = 91^\circ 43'$. Hendricks [59, 60, 61, 62], fue el primero en determinar el correcto apilamiento de capas del caolín en nacrita mediante un estudio de rayos X monocristalino más detallado, él usó muestras bien cristalizadas extraídas de St. Peter's Dome del distrito de Pike's Peak, Colorado, él propuso una estructura monoclinica de 6 capas con $c \approx 43$ y aproximadamente una simetría R3c, esto significa que las coordenadas atómicas en las cinco capas superiores podrían derivarse de la primera capa por operación de los elementos de simetría romboédrica. La simetría real se redujo a monoclinico del grupo espacial Cc, debido al llenado parcial de las 18 posiciones en general de R3c por sólo 12 iones octaédricos, lo cual la celda estaba ligeramente

distorsionada para dar un ángulo de $90^{\circ} 20'$. La estructura formada de esta manera tiene ejes X e Y intercambiados con respecto a sus designaciones habituales en silicatos de capa, y cada capa se desplaza por $a/3$ en la misma dirección (+ o -) a lo largo de la repetición de 8.9 \AA , cada capa gira 180° . Bailey [59, 62, 63], confirmó la estructura de Hendricks sobre la base de un estudio adicional de rayos X de cristal único, pero señaló que el patrón de sitios octaédricos vacantes en la estructura permite la selección de dos ejes Z. Newnham [62, 64], reconoció que sólo había dos tipos diferentes de capas en la estructura de Hendricks de nacrita y que podría describirse como una capa de dos estructuras con un ángulo mayor de $\beta = 100^{\circ}$. El derivó 36 formas de superponer dos capas de caolín para dar enlaces de hidrógeno largos entre capas; 12 de estos ensamblajes tienen la menor repulsión catiónica a través de la capa de espacio intermedio. Zheng y Baile [62], determinaron los parámetros de celda unitaria son: $\mathbf{a} = 8.906 \text{ \AA}$, $\mathbf{b} = 5.146 \text{ \AA}$, $\mathbf{c} = 15.664 \text{ \AA}$, $\beta = 113^{\circ} 58'$.

En el año de 1888, Allan Brugh Dick presentó por primera vez ante la Sociedad Mineralógica un relato de las formas y caracteres ópticos de unos diminutos cristales de la caolinita de la isla de Anglesey (Gales, Reino Unido), este mineral es dickita [65]. La dickita es la forma más estable de los polimorfos de la caolinita, la celda unitaria consta de dos capas tetraédrica-octaédrica apiladas entre sí, los tres grupos OH participan en la unión de las láminas [11]. Gruner [66], dedujo por primera vez la estructura de la dickita a partir de patrones en polvo. Newnham y Brindley [67, 68], realizaron los primeros estudios monocristalinos de la estructura y confirmaron en general la estructura propuesta por Gruner. De acuerdo con los estudios de Newnham [64], la estructura de la dickita es monoclinico con dos capas de caolinita en la celda unitaria. Los parámetros de celda son: $\mathbf{a} = 5.150 \pm 0.001 \text{ \AA}$, $\mathbf{b} = 8.94 \pm 0.001 \text{ \AA}$, $\mathbf{c} = 14.424 \pm 0.002 \text{ \AA}$, $\beta = 96^{\circ} 44' \pm 1$.

La haloisita, fue descrita por P. Berthier, [69], el Sr. Omalius d'Halloy fue el primero en observarlo, y P. Berthier le dio el nombre de haloisita de ese erudito,

cuyo trabajo contribuyó al avance de la geología. Este mineral proviene de Angleur, cerca de Lieja (Bélgica), de acuerdo con la descripción de P. Berthier la haloisita es compacta, con una rotura concoidal de los cilios, toma el pulido bajo el roce de la uña, su color es blanco puro o blanco ligeramente matizado con azul grisáceo, es translúcido en el borde, cuando los trozos pequeños de haloisita se colocan en agua se vuelven transparentes como el hidrófano de él se libera aire y su peso aumenta aproximadamente un quinto. Por calcinación pierde 0.265 a 0.280 de agua adquiriendo una dureza muy grande, la temperatura de deshidratación es cercana a los 100 °C. La haloisita es otro mineral de arcilla del subgrupo del caolín que, a partir del estudio de Mehmel y la colaboración del Prof. Dr. C. W. Correns [70], se comprueba que la haloisita presenta dos formas: la forma deshidratada tiene la misma fórmula que la caolinita, tiene un espacio basal de 7 Å (cuando n=0) y cuando está hidratada tiene como fórmula $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{O}_5(\text{OH})_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ con espacio basal es de 10 Å (cuando n=2), (ver **figura 2.4**) [11, 71, 72, 73]. La haloisita deshidratada tiene una estructura metaestable por lo que es llamada metahaloisita [20].

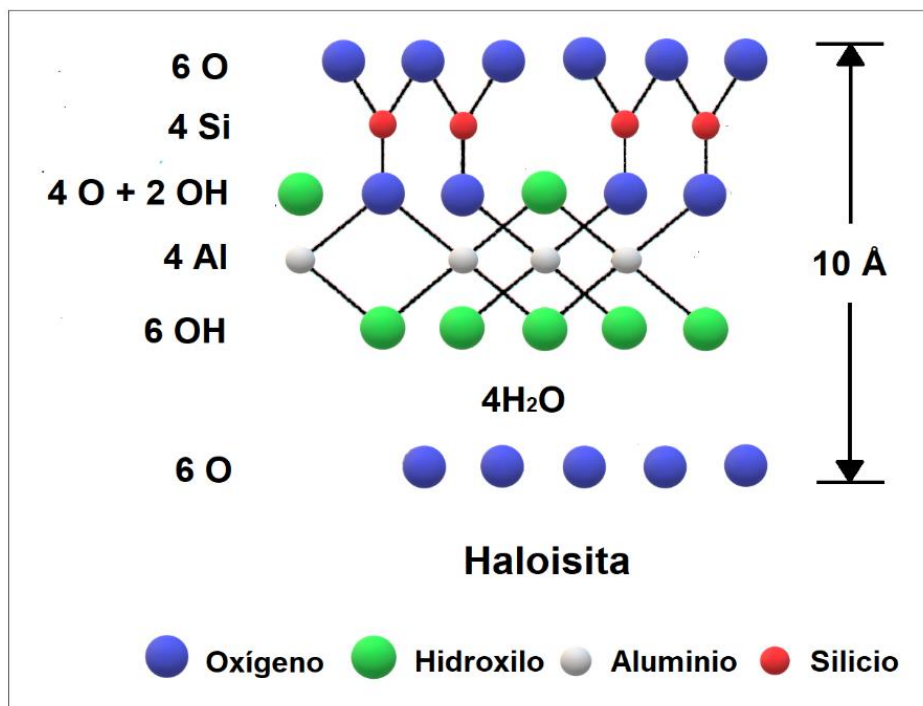


Figura 2.4. Estructura de la haloisita.

Los parámetros de celda unitaria para la haloisita (7 Å) de forma deshidratada son: $a = 5.15 \text{ \AA}$, $b = 8.9 \text{ \AA}$, $c = 7 \pm 0.57 \text{ \AA}$, $\beta = 100^\circ$, para los parámetros de celda unitaria para la haloisita (10 Å) de forma hidratada son: $a = 5.20 \text{ \AA}$, $b = 8.92 \text{ \AA}$, $c = 10 \pm 0.25 \text{ \AA}$, $\beta = 100^\circ$ [70, 71, 74].

2.3.1.2. Subgrupo de la serpentina

Los antiguos conocían las preciosas y comunes serpentinas, pero ninguna de las variedades específicas fue descrita hasta principios de la Siglo XIX [75]. La estructura mineral fundamental del subgrupo de la serpentina comprende los siguientes minerales: lizardita, bertierina, amesita, cronstedtita y odinita (ver **Tabla 2.2**). Estas especies estructurales son clasificadas y reconocidas por el comité de Nomenclatura de AIPEA (Comité Internacional para el Estudio de las Arcillas) [17]. De acuerdo con Whittaker y Zussman [76], se han caracterizado dos tipos de mineral serpentino, el cristolito por su hábito fibrosos con una distancia de repetición de fibras de 5.3 Å y la antigorita con su período en la dirección a. Gran parte de la serpentina masiva no tiene ninguna de estas características y se le ha denominado lizardita. La Lizardita de Kennack Cove, Cornwall en Inglaterra, reino unido, es una serpentina inusual por ser de grano suficientemente grueso para el análisis de rayos X de cristal único. La estructura serpentina en capas básicas está conformada para este espécimen, pero se encuentran que los cristales están desordenados de tres maneras diferentes: 1) Los cristales se doblan macroscópicamente alrededor de más de un eje. 2) Algunas de las capas están desplazadas por $\pm b/3$. 3). Algunas de las capas se giran en 180° . Los parámetros de celda unitaria ortoexagonal son: $a = 5.31 \text{ \AA}$, $b = 9.2 \text{ \AA}$, $c = 7.31 (\approx \sqrt{3}a) \text{ \AA}$, $\beta = 90$ [77]. La bertierina (anteriormente chamosita) es un mineral de arcilla ferroferrosa trioctaédrica (ver **Tabla 2.2**), similar a la clorita [78], pero estructuralmente relacionada con la serpentina al tener un espacio basal de 7 Å [79], fue descubierta por Beudant [80], en 1832, lo cual describe “la sustancia que nos ocupa está confirmada por un trabajo de Sr. Berthier sobre granos de

minerales de hierro. Este científico descubrió que varios de los minerales de Champagne, Borgoña, Lorena, etc., contenía una cantidad mayor o menor de una sustancia a la que nadie había prestado atención y que les comunicaba la propiedad magnética. Esta sustancia se encuentra en pequeños granos que a menudo no se diferencian de los del peróxido hidratado o del carbonato de hierro, que esencialmente constituyen estos minerales. A veces se encuentra solo en cantidades muy pequeñas; pero en otros casos hay de 8 a 10 por ciento y entre los minerales de Hayanges (Mosela), hay algunos como el que hemos informado en el análisis que cierran casi la mitad de ellos. Este último es incluso notable porque contiene solo carbonatos en estado mixto y no importa que pueda dar lugar a dudas sobre la naturaleza de la sustancia principal". Siendo nombrada así en honor de P. Berthier. La estructura de la bertierina es monoclinica en la parte hexagonal u ortorrómbica, los parámetros de celda son: $a = 5.25-5.41 \text{ \AA}$, $b = 9.10-9.33 \text{ \AA}$, $c = 7.06-7.27 \text{ \AA}$, $\beta = 104.5^\circ$ [26]. La amesita es un filosilicato trioctaédrico de capa 1:1 raro que se encuentra generalmente como prismas hexagonales paralelos alargados a Z y que tiene una cantidad máxima de sustitución Al-tetraédrico y octaédrico [81]. Steinfink y Brunton [82], realizaron un estudio detallado de la amesita, el espécimen de amesita lo obtuvieron en el Museo Nacional en Washington, D.C., con número de identificación 103312, extraído del yacimiento de cromita de Saranovskoye, Urales del Norte, Rusia, los cristales son de color verde pálido e incoloro, y son transparentes, excepto en los casos en que un depósito rojizo recubre la superficie. La estructura de la amesita es triclinica y los parámetros de celda son: $a = 5.307 \text{ \AA}$, $b = 9.195 \text{ \AA}$, $c = 14.068 \text{ \AA}$, $\alpha = 90.09^\circ$, $\beta = 90.25^\circ$, $\gamma = 89.96^\circ$ [26]. El raro mineral de cronstedtita se describió por primera vez por Steinmann [83], el cual hace referencia a la investigación de Ghe niche del Crottstedt, un nuevo fósil de Pribrant en Bohemia; este fósil es el tema del tratado que fue descubierto por primera vez hace dos o tres años en las minas de Pribram, tan rico en fósiles interesantes que se asemeja al exterior para Schörl, en una comparación más exacta de sus propiedades con las del mencionado autor,

sin embargo, Steinmann se vio obligado a renunciar a esta opinión. La siguiente característica externa que, a su solicitud, el Sr. Zippe, adjuntó de la materia química en el Instituto Técnico Clásico de Bohemia, “el análisis químico proporcionará evidencia de que este fósil no ha sido conocido en términos de composición tanto externa como química. Que corresponde al género de fósiles que fueron analizados y, por lo tanto, deben ser considerados como un género nuevo”. El autor asignó el nombre Cronstedtita al fósil para recordar los méritos de Cronstedt, en mineralogía, del cual fue el pionero de este mineral, fue apropiado reconocer el mérito anterior y honrar los logros que la mineralogía ha avanzado desde la muerte de Eronstedt. Steinmann, reconoció a las comunicaciones voluntarias del Museo Nacional de Bohemia. La cronstedtita es un filosilicato estratificado trioctaédrico 1:1 del subgrupo de la serpentina que contiene hierro (ver **Tabla 2.2**). La composición ideal, asumiendo la ocupación de la mitad de los sitios tetraédricos por Fe³⁺ [84]. La estructura de la cronstedtita es triclinica, monocínico e hexagonal, los parámetros de celda (P1) son: $a = 5.472 \text{ \AA}$, $b = 9.467 \text{ \AA}$, $c = 14.241 \text{ \AA}$, $\alpha = 90.015 (20)^\circ$, $\beta = 90.042 (18)^\circ$, $\gamma = 89.952 (15)^\circ$, $Z = 4$ [26].

Bailey [85], describe el mineral odinita (anteriormente filita V), de acuerdo con los análisis de las muestras proporcionadas amablemente por el Dr. G. S. Odín, este autor propuso que la designación temporal 7 Å filita V sea reemplazado por el nombre de la especie de odinita, este nombre es en honor al Dr. Gilles Serge Odín del Departamento de Geología Dinámica, Universidad et Marie Curie, París quien hizo la identificación original y ha realizado la mayor parte del trabajo pionero en este nuevo mineral. El nombre de odinita ha sido aprobado por la Comisión de Nuevos Minerales y Nombres de Minerales de la Asociación Mineralógica Internacional. El material tipo de Nueva Celedonia se ha depositado en el Museo Nacional de Historia Natural, Rue Buffon, París Francia (MNHN187.7), el Museo Nacional Smithsonian de Historia Natural Washington D.C. (NMNH 165498), Estado Unidos de América, el Museo Británico de Historia Natural (BM 1987, 531), Londres, Inglaterra y el Museo

de las Minas de París, Francia (bajo la letra O). La odinita es una arcilla verde rica en Fe^{3+} que es muy extendida en forma de rellenos o reemplazos de micropruebas, bioclastos, gránulos o desechos minerales en plataformas marinas poco profundas y áreas de arrecifes lagunas en latitudes tropicales. La estructura es monoclinica y hexagonal [26], se basa en una capa tipo serpentina 1:1 que es intermedia entre dioctaédrica y trioctaédrica. Las dimensiones de celda unitaria 1M: $a = 5.373 \text{ \AA}$, $b = 9.326 \text{ \AA}$, $c = 7.363 \text{ \AA}$, $\beta = 104.0 (1)^\circ$, para los parámetros de la celda unitaria 1T: $a = 5.366 \text{ \AA}$, $b = 9.334 \text{ \AA}$, $c = 7.161 \text{ \AA}$, $\beta = 90^\circ$ (en ejes ortohexagonales) [85].

2.3.2. Grupo de la esmectita

Este grupo, son filosilicatos de estructura laminar 2:1 con una carga de capa total (negativa) entre 0.2 y 0.6 por media celda unitaria (ver **Figura 2.5**) [23], la fórmula teórica del grupo es $\text{Al}_4\text{Si}_8\text{O}_{20}(\text{OH})_4 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ [11]. Se pueden clasificar de acuerdo con lo siguiente criterios: a) capa dioctaédrica o trioctaédrica, b) composición química octaédrica, y c) densidad y ubicación de la carga de capa (ver **Tabla 2.2**) [86].

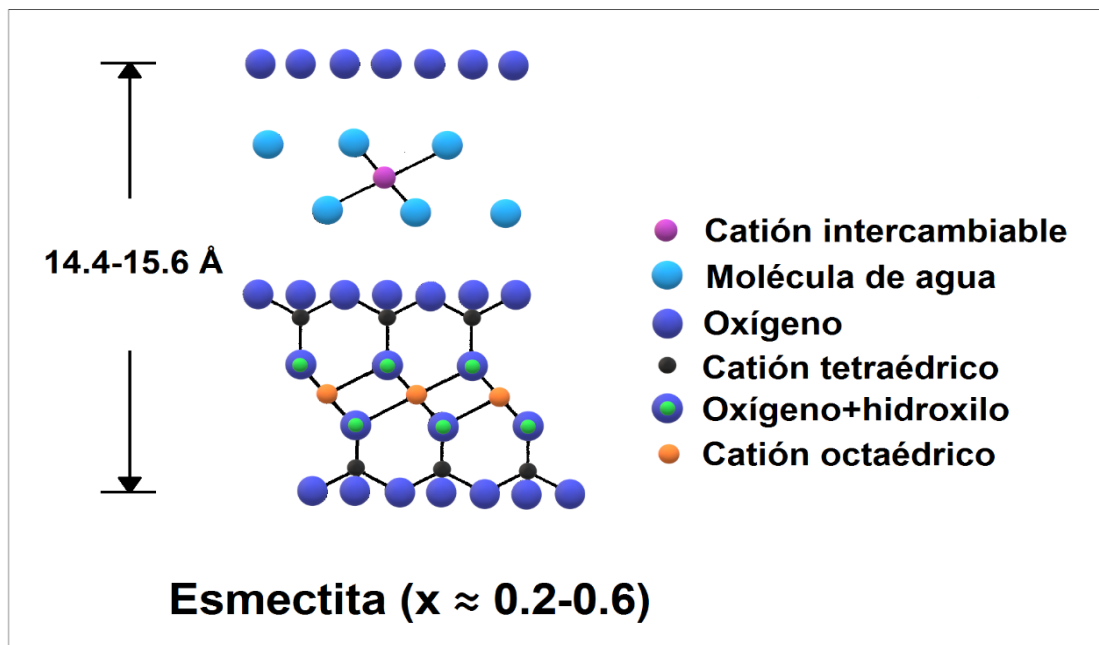


Figura 2.5. Estructura del grupo de la esmectita.

2.3.2.1. Montmorillonita

La montmorillonita fue descrita por primera vez en 1847 por Mauduyt [87], de acuerdo con la autora este mineral se encuentra cerca de Montmorillon, en un lugar llamado Maison Dieu, Francia. Por petición de ella le solicitó a su hijo el farmacéutico, que analizara dicho material, los resultados obtenidos de la muestra es un silicato de alúmina de cal y magnesia cuyo colorante principal es el cobalto y su peso específico es de 1.70 g/cm^3 . Este mineral de un color rosa y rara vez teñido de negro por el peróxido de magnesio tan abundante en las inmediaciones del lugar, tiene una textura granulada y los granos que la componen son de dos clases: a) granos de color rosa perfecto y de apariencia terrosa b) granos de un color rosa suave un poco hialino y de forma redondeada. La montmorillonita es un mineral de arcilla compuesto por dos capas tetraédricas lo cual se encuentra sustituido isomórficamente por Al^{3+} y una capa octaédrica por Mg^{2+} esto genera el exceso de carga negativa (ver **Figura 2.6**), el balance de carga se mantiene por los cationes hidratados en el espacio entre capa, estos cationes son Na^+ , K^+ , Ca^{2+} , Mg^{2+} , generando la expansión de la red estructural [88, 89, 90].

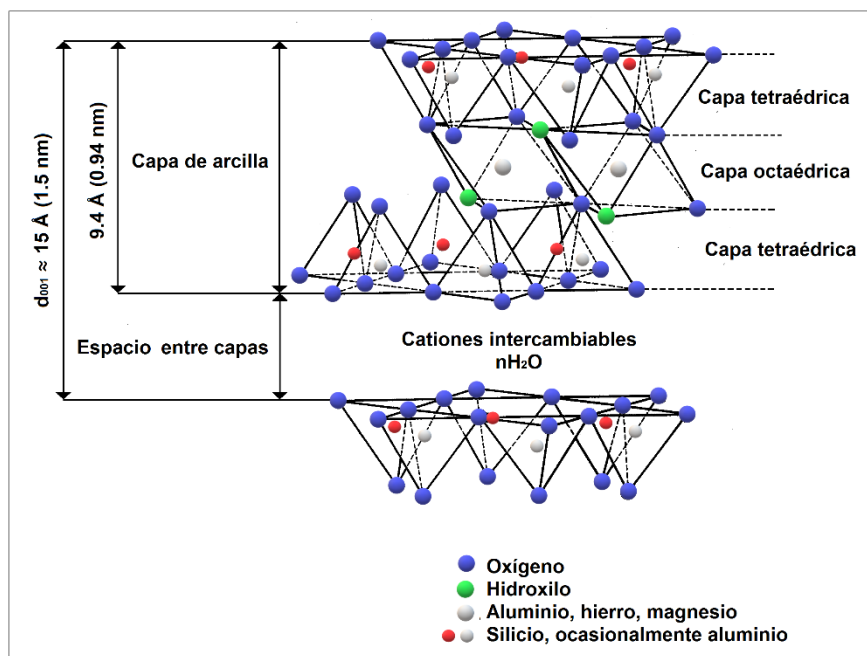


Figura 2.6. Estructura de la montmorillonita.

La estructura cristalina de la montmorillonita fue propuesta por Hofmann, Endell y Wilm [90, 91], análoga a la pirofilita. Los parámetros de celda unitaria son: $a = 5.17 \text{ \AA}$, $b = 8.94 \text{ \AA}$, $c = 9.95 \text{ \AA}$, $\beta = \text{n.d.}$, con una estructura monoclinica [26], la estructura de la montmorillonita justifica las propiedades más importantes de éste entre las que figura el poseer, además de los constituyentes fundamentales de la red cristalina cationes externos o de cambio en proporción que varía de 60 a 115 m. e. q./100 g [88].

El fenómeno de hidratación de estos filosilicatos es muy complejo existiendo al menos dos clases de agua: hidratación y reticular. El contenido de agua de hidratación depende de la naturaleza de catión de cambio y de la humedad relativa ambiente [88]. La hinchazón de la montmorillonita fue descubierta y estudiada por primera vez por Hofmann y Bilke [92]. El estudio de la deshidratación por tratamiento térmico permite obtener importantes conclusiones en cuanto al contenido y situación energética del agua de hidratación [88]. Las montmorillonitas presentan dos tipos de deshidroxilación: las primeras reaccionan a baja temperatura de 500 a 550°C, estas se llaman “ideales” y las montmorillonitas de alta temperatura, su deshidroxilación se produce entre los 650 a 700 °C y se denominan “normales, típicas o ideales” o también “anormales, atípicas o no ideales” (ver **Tabla 2.5**) [93, 94].

Tabla 2.5. *Transformación térmica de la montmorillonita.*

Montmorillonita	Temperatura
Pérdida de H ₂ O	110°C - 500°C
Deshidroxilación	500°C - 700°C
Destrucción de la red cristalina	850°C - 900°C
Formación de β -cuarzo	900°C - 1000°C
Formación de estantita	1000°C
Formación de feldespato	1000°C - 1100°C
Formación de β -cristobalita	1100°
Formación de Mullita	1100°C - 1150°C
Fusión	1400°C - 1500°C

2.3.3. Grupo de las micas

Las micas son filosilicatos en los que la estructura unitaria consta de una capa octaédrica entre dos capas tetraédricas opuestas [95]. Dependiendo del catión entre capas, las micas se dividen en: mica deficiente cambio entre capas, mica verdadera flexible y mica frágil (ver **Tabla 2.2** y **Figura 2.7**) [17]. La estructura de las micas fue propuesta por primera vez por Pauling [96].

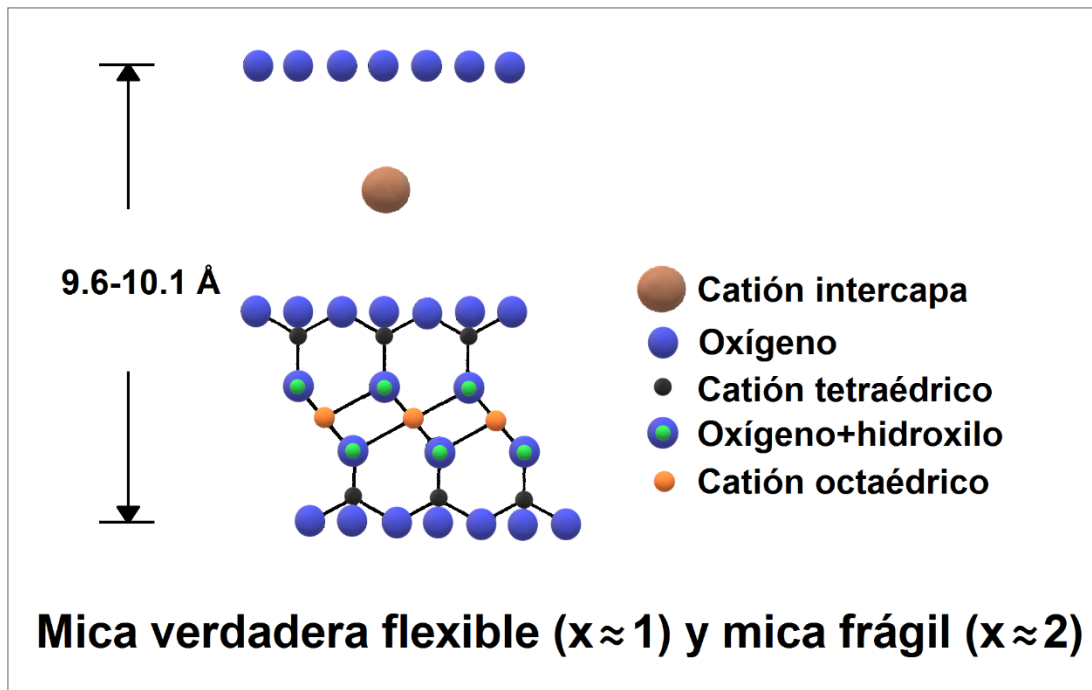


Figura 2.7. Estructura de las micas.

2.3.3.1. Illita

La illita es un filosilicato dioctaédrico 2:1 que pertenece al grupo de las micas (mica deficiente cambio entre capas). La estructura de iones entre capa es generalmente de potasio [86]. El término “illita” fue propuesto por Grim [97], como un término general, no como un nombre de mineral de arcilla específico, para los minerales de arcilla similares a la mica. La designación de illita se deriva del nombre del estado estadounidense de Illinois, donde se descubrió por primera vez cerca de la ciudad de Fithian, tiene un espaciado de 10 Å d (001) que no muestran sustancialmente características de red expansiva,

es decir, sin componentes de arcilla hinchables [98], por esta razón, Rieder [95], sugirió que se debería utilizar "illita" como nombre de serie (ver **Figura 2.8**) [11].

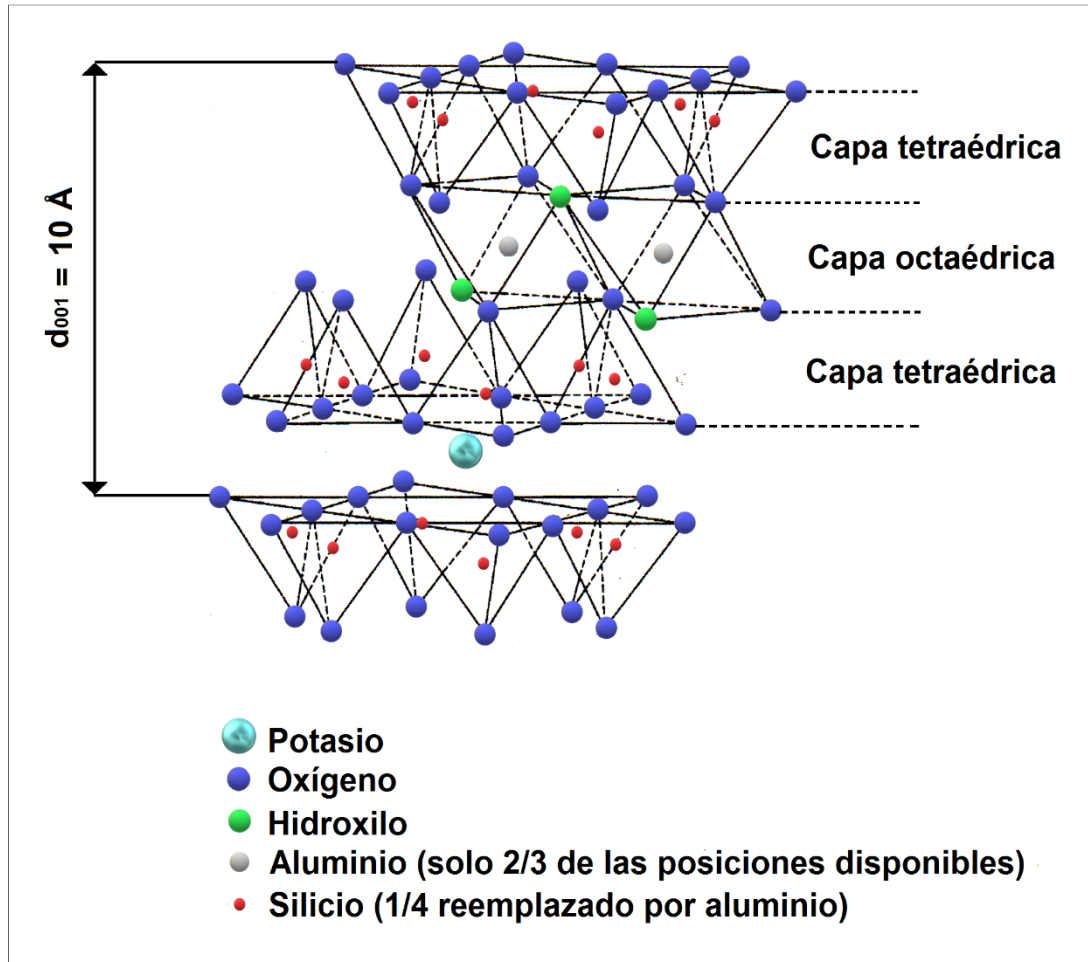


Figura 2.8. Estructura de la illita.

El fenómeno de deshidroxilación de la illita se produce, en general, entre los 600°C y 700 °C (ver **Tabla 2.6**) [51].

Tabla 2.6. Transformación térmica de la illita.

Illita	Temperatura
Pérdida de H ₂ O	100°C - 200°C
Deshidroxilación	600°C - 700°C
Destrucción de la red cristalina	850°C
Formación de espinelas	900°C
Formación de mullita	1100°C

2.4. Tipos de arcillas en el estado de Guerrero

La geología del sur de México, donde se ubica el estado de Guerrero, es muy compleja, se encuentra dividida en diferentes terrenos tectonoestratigráficos con diferentes estratigrafías lo cual pertenecen a cuencas de depósito, unidades corticales y oceánicas de tamaño, litología, deformación y período variables [99]. En la Sierra Madre del Sur las elevaciones alcanzan 3,700 metros sobre el nivel del mar y hasta 2500 en la zona Norte del estado [100], está formada principalmente por rocas plutónicas y volcánicas que afloran al sur de la Faja Volcánica Transmexicana, los cuales se originaron por episodios volcánicos que ocurrieron desde el Paleoceno hasta el Mioceno temprano. Estas rocas presentan variaciones reconocibles en su composición, estratigrafía y en sus relaciones aparentes con el entorno tectónico, se distribuye desde el estado de Michoacán hasta el Istmo de Tehuantepec. Las concentraciones de SiO_2 y álcalis y las características petrogenéticas expresan claramente que las rocas plutónicas de la Sierra Madre del Sur pertenecen a la serie calciálcica, característica de arcos volcánicos asociados a límites convergentes a límites convergentes de placas. Como es típico de los arcos continentales, se manifiestan para estas rocas variaciones composicionales amplias que van desde grabo hasta granito de feldespato alcalino, con mayor abundancia de rocas sobresaturadas en sílice. Las concentraciones de SiO_2 generalmente varía de 56% a 74% en peso. Las rocas volcánicas de la Sierra Madre del Sur se encuentran distribuidas principalmente en la región del interior del continente formando un cinturón más discontinuo que los plutones de la margen continental. Las características geoquímicas y geocronológicas de estas rocas son menos conocidas que los de los plutones de la margen continental. La zona volcánica de la región de la presa del Infiernillo - Ciudad Altamirano, es una de las más extensas de la Sierra Madre del Sur, sin embargo, los estudios sobre su petrología y cronología son escasos debido al grado de intemperismo de las rocas y a la relativa inaccesibilidad de algunos afloramientos. Las rocas volcánicas muestran características petrográficas

que en sus conjuntos varía en su composición desde basaltos andesíticos hasta riolitas de biotita con abundancias de SiO₂. Los patrones de tierras raras, normalizadas con respecto a la condrita, de las rocas del Noreste (NE) de Guerrero y Noroeste (NW) de Oaxaca muestran el comportamiento típico de rocas asociadas a áreas magmáticas con un enriquecimiento relativo de tierras raras, ligeras con respecto a las pesadas [101]. En la región de la Tierra caliente hay la presencia de ignimbritas y derrames piroclásticos de composición riolítica y de edad eocénica [102], las columnas estratigráficas representativas de la región son cuatro:

- Sierra de Taxco -Iguala
- Chilacachapa-Ixcateopan
- Sierra de Amatepec-Teloloapan-Arcelia
- Zona de Huetamo-Coyuca

Para la Sierra de Taxco-Iguala aflora una potente secuencia de bancos y capas de caliza con parches de biostromas que contienen caprínidos *Teocasia* sp., *Actaenoella* sp., *Nerinea* sp., *Numoloculina heimi* *Dicyclina Schlumbergeri*. Para la región de Chilacachapa-Ixcateopan, está formada por una secuencia de margas y calizas arcillosas con horizontes faunísticos con *Chofatella decipiens*, *Orbitolina* sp., *Nannoconus bucheri*, *Nannoconus truitti*, *Nannoconus Minutus*, que datan al conjunto dentro de los límites del Aptiano-Albiano.

En el occidente de la región Sierra de Amatepec-Teloloapan-Arcelia, muestra una potente secuencia de lavas (almohadilladas), tefra (toba y brecha) y pequeños intrusivos (diques y sills) de composición esencialmente andesítica. Esta secuencia volcánica está interestratificada con sedimentos terrígenos (lutita, arenisca y caliza que contienen amonitas del Jurásico Superior, *Wichmannicera* sp. Y *Microcantoceras* sp.).

En la zona de Huetamo-Coyuca, zona occidental, la secuencia más antigua comienza con un marcado predominio de rocas volcanoclásticas y volcánicas

(grauvacas y lavas) de composición esencialmente andesítica [103].

2.5. Generalidades de la arena

La arena natural es una roca sedimentaria que se forma en la corteza terrestre como resultado de la erosión de las rocas primarias. Podemos encontrar arenas acumuladas en diferentes contextos, esencialmente en ambientes continentales, como los ríos, los desiertos y playas. La arena es un material granular suelto con un tamaño de grano de 0.16 a 5.0 mm. El componente principal más común de una arena es la sílice (óxido de silicio), en forma de cuarzo. Dentro de la matriz arcillosa, el cuarzo se comporta como material de relleno. Su influencia en las transformaciones mineralógicas está directamente relacionada con el tamaño de grano, los cuarzos de tamaño grueso contribuyen a disminuir la contracción de la pasta cerámica durante el proceso de secado, por el contrario, la fracción fina favorecerá la formación de vidrio por ser de más fácil fusión y la aparición de nuevas fases mineralógicas como pueden ser feldespatos potásico, anortita. En la construcción, la arena natural se utiliza para diversos fines, en particular, se utiliza en los concretos y morteros como agregado fino. En el concreto, el agregado fino está destinado a llenar los vacíos entre los granos de agregado grueso; en las soluciones de construcción, el agregado fino forma el marco de una piedra artificial. La calidad de la arena natural depende de su composición granulométrica y del contenido de impurezas nocivas [51, 104, 105].

2.6. Generalidades del vidrio

En el siglo XVII, el vidrio tuvo una gran importancia decisiva en su desarrollo por cuanto en él se produjeron en breve espacio de tiempo de una serie de acontecimientos que dieron un gran impulso a la ciencia y a la tecnología del vidrio y a la extensión de su fabricación. En el año de 1609 se estableció la primera fábrica de vidrio en el estado de Virginia, en el continente americano [106]. El vidrio, es un estado fuera del equilibrio termodinámico y no cristalino de la materia condensada, que exhibe una transición vítrea. Las estructuras

de los vidrios son similares a las de los líquidos superenfriados (LSE) y se relajan espontáneamente en dirección al estado de LSE. Su destino final, es solidificarse, es decir cristalizar [107]. La estructura del vidrio está establecida por la naturaleza química de sus componentes y por la ordenación que guardan entre sí sus elementos constituyentes. Las peculiares características de los vidrios han hecho mucho más difícil el estudio de su estructura. A ello hay que añadir que la diversidad de los tipos de vidrios obtenidos hasta la fecha y en muchos casos, la complejidad de su composición ha complicado el problema impidiendo que pueda adoptarse con validez general un modelo estructural único [106]. Entre las propiedades físico-químicas del vidrio, la relación viscosidad-temperatura y los parámetros térmicos y de desvitricación, constituyen factores de la máxima importancia en diferentes etapas del proceso de elaboración, tales como fusión y afinado, acondicionamiento, conformación y recocido. En base a esta consideración, es de gran interés el conocimiento de dichas propiedades, tanto cuando se definen composiciones de vidrio para su fusión a nivel experimental o industrial, como cuando circunstancialmente se deben modificar las composiciones previamente establecidas, durante el proceso de fabricación [108]. La composición de los vidrios se había mantenido fiel a una formulación tradicional sílico-sódico-cálcica sin más mutaciones dignas de mención que las de los vidrios potásico-cálcicos (vidrios de bosque), surgidos a partir de la época medieval que posteriormente evolucionaron a los denominados vidrios de Bohemia y la que supuso la aparición más tardía en Inglaterra de los vidrios con alto contenido de óxido de plomo. A partir del siglo XIX, empezaron a desarrollarse nuevas composiciones que dieron a un gran origen de familias de vidrios, dependiendo de la composición, algunos vidrios funden a temperaturas de 500 °C mientras que otros su punto de fusión de 1450 °C [106].

2.7. Técnicas para estudiar las propiedades de la producción de cerámicos:

Durante los últimos años se han desarrollado técnicas más eficientes que nos permiten llevar a cabo el estudio de muestras más complejas, para determinar las propiedades físico – químicas y mecánicas de los materiales cerámicos de una manera eficaz, las técnicas generalmente utilizadas son:

- Difracción de rayos-X (DRX).
- Fluorescencia de rayos-X (EFR-X).
- Fracción de arcilla.
- Límites de consistencia o de Atterberg.
- Principio de Arquímedes y picnometría de gas helio.
- Microscopía electrónica de barrido (MEB) con microanálisis de rayos X por el espectrómetro de dispersión de energías (EDS).
- Espectroscopía infrarroja con transformada de Fourier (FTIR) con reflexión total atenuada (ATR).
- Absorción de agua.
- Propiedades mecánicas.

2.7.1. Difracción de rayos X (DRX)

El 28 de diciembre de 1895, el profesor Wilhelm Conrad Röntgen presentó la primera notificación mediante un manuscrito ante la Sociedad Físico-Médica de Würzburg en el que declaraba un nuevo tipo de rayos descubiertos por él, lo cual los llamo Rayos-X. Mientras el autor experimentaba al pasar las descargas de una bobina de Ruhmkorff más grande a través de un tubo de vacío Hittorf y Lenard, Crookes suficientemente evacuado tras cubrir el tubo ajustadamente con un cartón negro para eliminar la luz, Röntgen observó que, en la caja de cartón negro, había una luminosidad proveniente de una pantalla con una capa de platino-cianuro de bario que desaparecía al apagar el tubo. El autor determinó que los rayos X generaban una radiación que podía atravesar casi todo sin obstáculos espesores de papel, madera y aluminio, platino, cobre, plomo, así mismo realizó por primera vez la radiografía humana

utilizando la mano de su esposa estos rayos no penetraban los huesos dejando una sombra en la placa [109].

En el año de 1900, con el ofrecimiento de la Universidad Ludwig Maximilian de Múnich y en 1901, con el reconocimiento del Premio Nobel (ver **Figura 2.9**), Röntgen alcanzó el cénit de su carrera científica [110].

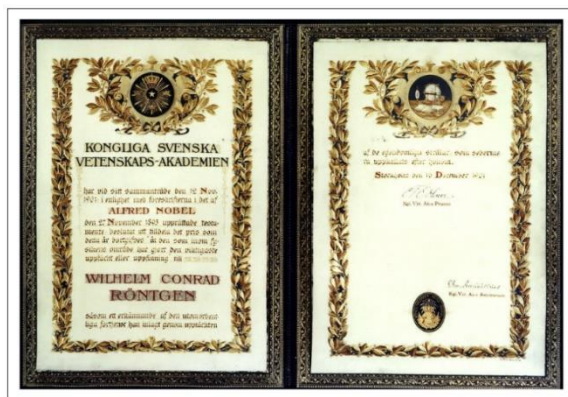


Figura 2.9. Título del Premio Nobel.

Después del descubrimiento de los rayos X, Max von Laue, [111] descubrió la difracción de rayos X en cristales y demostró que las ondas electromagnéticas son longitudes de ondas cortas 10^{-9} cm. Por indicación de Laue, Paul Knipping y Walter Friedrich probaran la hipótesis de que las rejillas espaciales tienen una periodicidad triple, mientras que las rejillas ópticas solo tienen repeticiones periódicas en una dirección como máximo (con rejillas cruzadas) en dos direcciones, este experimento se llevó a cabo mediante el dispositivo goniómetro óptico (ver **Figura 2.10**), después de varios intentos, obtuvieron manchas en una placa fotográfica cuando un haz de rayos X incidía en un cristal de sulfato de cobre. Posteriormente obtuvieron fotografías aún mejores con ZnS (zincblenda) y placa de diamante donado por la empresa Ginsberg en Hanau. Esto demostró, por primera vez, que los rayos X pueden ser difractados por cristales, este descubrimiento también resultó uno de los más importantes en el campo de la cristalografía. Posteriormente, Laue fue galardonado con el Premio Nobel por este trascendental descubrimiento en 1914 [112].

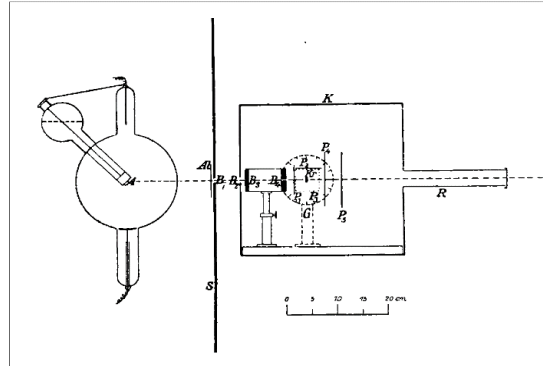


Figura 2.10. Goniómetro óptico.

El 21 de junio de 1913, Laue y colaboradores enviaron al físico W. L. Bragg [113], un manuscrito titulado un nuevo método para investigar la estructura de un cristal quien suponía que las ondas electromagnéticas de longitudes de onda muy cortas eran difractadas por un conjunto de pequeños obstáculos dispuestos en un sistema de puntos regulares en el espacio, este patrón fue obtenido con un cristal de zincblenda. Laue, llegó a la conclusión que la radiación primaria poseía un velocímetro que constaba de bandas estrechas lo cual estaban compuestas por una serie de seis o siete formas de ondas aproximadamente homogéneos. Bragg anuló esta complejidad mediante la adopción de un sistema de puntos para el cubo de zincblenda y analizó otros cristales particularmente haluros alcalinos simples, al tratar la difracción de ondas por un sistema de puntos espaciales como un cristal (ver **Figura 2.11**).

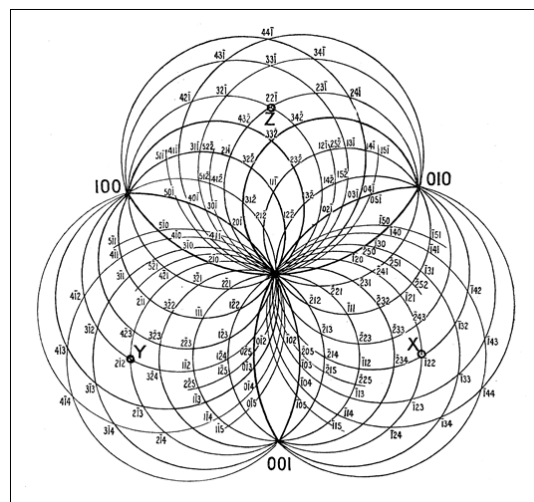


Figura 2.11. Diagrama de cristales.

Por lo tanto, es el caso más simple en el que la difracción está comprimida por una serie de puntos dispuestos en una red espacial, de uno de los 14 tipos de Bravais, en este caso cada punto es idéntico a todos los demás puntos de la disposición y siempre es posible encontrar un elemento del patrón consistente en un paralelepípedo como átomos en cualquier espacio. De acuerdo con estos estudios W. L. Bragg desarrolló la ley que lleva su apellido de Bragg. El Sir W. H. Bragg y W. L. Bragg ambos realizaron importantes investigaciones sobre la estructura cristalina, posteriormente compartieron el Premio Nobel de Física en 1915 [114].

La Difracción de rayos-X de muestras en polvo es una técnica que permite identificar todo tipo de material con estructura cristalina, por ejemplo: metales, minerales, polímeros, catalizadores, plásticos, productos farmacéuticos, recubrimientos de capa fina, cerámicas, semiconductores e incluso fluidos. Esta técnica es no destructiva, lo que permite la recuperación del material estudiado sin ningún tipo de deterioro y nos indica el tipo de material que estudiamos, de una forma rápida y sencilla. La muestra se prepara reduciéndola a polvo fino y se coloca en el equipo, el resultado de la pulverización es la obtención de una gran cantidad de pequeños cristallitos. El instrumento para el análisis es el difractómetro, lo cual está formado por una fuente de rayos X, un portamuestras montado sobre un goniómetro giratorio y un detector. El portamuestras, situado en posición, gira según la trayectoria de un haz colimado de rayos X, mientras que un detector de estos rayos, que se encuentra montado en un brazo, gira alrededor para captar las señales difractadas de los mismos. Una vez que se obtiene el difractograma, en el eje de las abscisas indica el ángulo de difracción y en ordenadas la intensidad correspondiente, y los datos de la muestra analizada [115, 116].

2.7.2. Fluorescencia de rayos X (EFR-X)

La espectrometría de fluorescencia de rayos X (EFR-X) o también conocida como fluorescencia de rayos X (XRF por sus siglas en inglés) [117]. Es una

técnica analítica espectroscópica que utiliza la emisión secundaria o fluorescente de radiación X generada al excitar una muestra con una fuente de radiación X, que permiten detectar y cuantificar la composición elemental de muestras complejas en un período mínimo de tiempo, independientemente de su estado agregado y origen (ver **Figura 2.12**) [118, 119, 120].

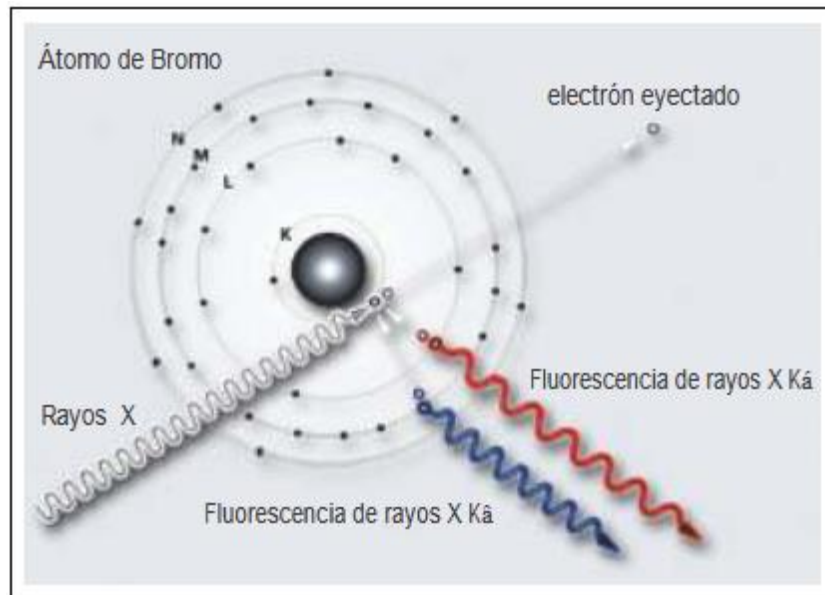


Figura 2.12. Esquema de fluorescencia de rayos X.

Esta técnica, permite la determinación simultánea de elementos desde el berilio (Be) hasta el uranio (U), la tecnología que se utiliza para la separación (dispersión), la identificación y la medición de la intensidad del espectro de fluorescencia de rayos X de una muestra da lugar a dos tipos principales de espectrómetro: sistemas de dispersión de longitud de onda (WDXRF) y de dispersión de energía (EDXRF) [121]. La diferencia de estos dos sistemas de dispersión es que en la primera se separan las longitudes de onda características con un alto grado de definición. Seguidamente, finos cristales y detectores en el analizador se usan para separar y contar los rayos X emitidos. En cambio, la dispersión de energía, capta simultáneamente toda la energía de rayos X emitida por la muestra y las energías características de cada elemento se separan usando un solo detector de rayos X en una posición

fija [120]. La ventaja innegable de la técnica de la fluorescencia de rayos X (EFR-X), es la capacidad de obtener datos sobre la composición de material compuesto sin destruirlo, mientras se mantiene una gama completa de sus propiedades físicas y químicas, lo que es especialmente importante cuando se trabaja con muestras experimentales costosas y nuevas. La combinación de todas las ventajas anteriores de la EFR-X lo hace indispensable para el análisis de materiales cerámicos.

2.7.3. Fracción de arcilla

Se debe entender por fracción de arcilla a la división granulométrica constituida por minerales cuyo tamaño de grano es menor a $2\ \mu\text{m}$; y por minerales de arcilla propiamente dichos, es decir, aquellos minerales que poseen la estructura laminar de los alúmino silicatos. De hecho, el primero incluye a los segundos cuando éstos cumplen el requisito de tamaño de grano. La importancia y el interés por el estudio de la fracción arcillosa de los suelos radica en la alta actividad geoquímica de los minerales que la constituyen por contener granos muy pequeños con una razón de alta proporción de área superficial a volumen [122].

La fracción de arcilla se puede lograr mediante las técnicas de sedimentación, estas técnicas de sedimentación se basan en la relación entre el tamaño de las partículas y su velocidad de caída en un líquido, lo cual se rigen por la ley de Stokes [123].

2.7.4. Límites de consistencia o de Atterberg

Durante varios años la técnica de la cerámica y de la ingeniería han tratado de definir cuantitativamente, de una manera más sencilla y unívoca, cuál era la propiedad fundamental de los materiales arcilloso, es decir, la plasticidad, sin conseguir resultados apreciables. El científico sueco Albert Atterberg fue el primero en analizar la plasticidad, hizo ver que, en primer lugar, la plasticidad no era una propiedad permanente en las arcillas si no circunstancial, el

comportamiento de las arcillas depende esencialmente de su contenido de agua, estos contenidos son ahora llamados comúnmente límites de Atterberg [124, 125, 126]. Estos límites son tres y que han sido aceptados por la comunidad científica, el límite líquido (LL), límite plástico (LP) y límite de contracción (Lc). El límite líquido se define como el contenido de humedad a la que una muestra de suelo pasa del estado plástico a líquido, la ranura hecha a la muestra se debe cerrar a una longitud 12 mm al golpear la cuchara 25 veces. El límite plástico es el contenido de humedad por encima del cual la mezcla con un contenido de suelo-agua pasa a un estado plástico al estado semisólido. Se determina cuando se forma un cilindro de unos 3 mm de diámetro, haciéndolo girar sobre una placa de vidrio con la palma de la mano, el cilindro se rompe en fragmentos de aproximadamente de 1 cm y estos no se pueden aglomerar la masa en un todo. La muestra se contrae conforme pierde su humedad, el contenido porcentual, bajo el cual el cambio de volumen de la masa del suelo disminuye, se define como el límite de contracción. El índice de plasticidad (IP) es la diferencia entre el límite líquido y el límite plástico de un suelo (ver **Figura 2.13**) [124, 127, 128, 129].

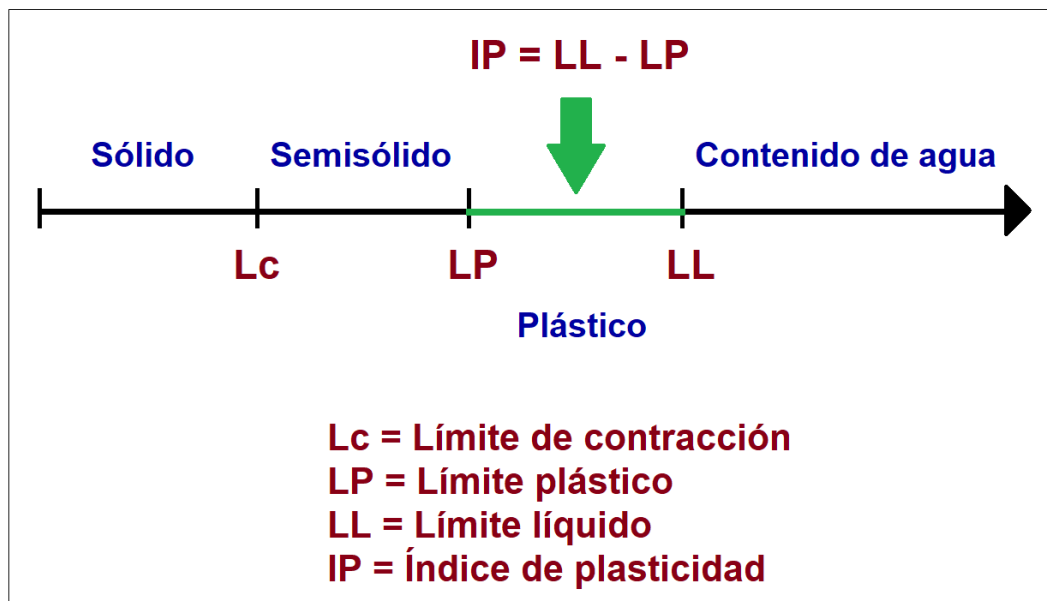


Figura 2.13. Representación de los límites de Atterberg.

2.7.5. Principio de Arquímedes y picnometría de gas helio

La densidad de los cerámicos se puede determinar por diferentes técnicas, si la muestra tiene una forma geométrica simple (cilíndrica o rectangular), la densidad total se puede calcular a partir de las dimensiones físicas del cuerpo y de su peso en seco. La densidad total de formas más complejas es determinada por medio del principio de Arquímedes, donde la diferencia en peso en aire comparado con su peso suspendido en agua permite calcular el volumen. La picnometría de gas usando helio, ya que dicho gas inerte y de número atómico muy bajo, es difundido por todo el espacio poroso, permitiendo obtener el volumen del sólido. Dicho volumen se determina a partir del descenso relativo de presión que experimenta el gas contenido en una cámara hermética, en la que ha sido introducida la muestra. El picnómetro es un recipiente de volumen estable y calibrado que se llena con un fluido de densidad conocida. Cuando se introduce la muestra cuya densidad, se quiere conocer, se desplaza un cierto volumen de fluido el volumen de fluido desplazado equivale al volumen de la muestra objeto de estudio. Conocida la masa o el peso de la muestra con exactitud, es posible calcular su densidad o su peso específico independientemente de que la morfología de la muestra sea más o menos regular o irregular, ya sea en polvo o en bloque [130, 131, 132].

2.7.6. Microscopía electrónica de barrido (MEB) con microanálisis de rayos X por el espectrómetro de dispersión de energías (EDX)

El microscopio electrónico de barrido (MEB) por sus siglas en inglés (Scanning Electron Microscopy, SEM), es uno de los instrumentos más versátiles disponibles para el examen y análisis de la morfología de la microestructura y caracterizaciones de la composición química de los materiales [133]. Ernst Ruska y Max Knoll de acuerdo con sus análisis en abril de 1931, obtuvieron un aparato con dos bobinas cortas, hoy se considera justificadamente como el

primer microscopio electrónico (ver **Figura 2.14**) lo cual fueron uno de los pioneros de dicho equipo [134].

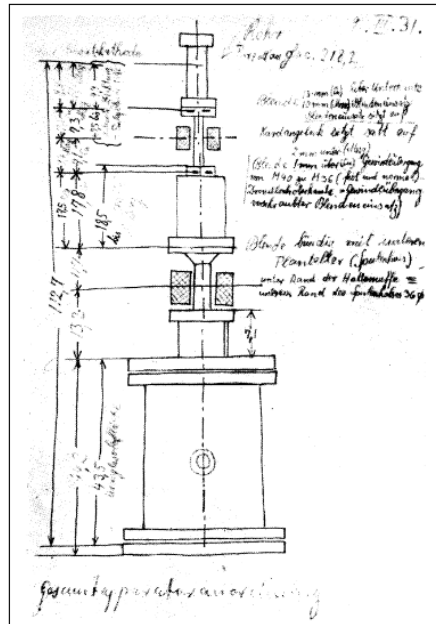


Figura 2.14. Microscopio electrónico (9 de marzo de 1931).

El funcionamiento del MEB es como un circuito cerrado de televisión, donde un rayo electrónico generado por un filamento de tungsteno ubicado en la parte superior de la columna es excitado al momento de la observación por una corriente de alto voltaje. La columna se mantiene bajo un vacío aproximado de 10 Torr permitiendo que el haz de electrones se desplace libremente a través de una serie de lentes electromagnéticas, reduciendo continuamente el diámetro del haz incidente hasta un diámetro de 5.0 nm o menos. Este haz de electrones impacta sobre la superficie de la muestra con un patrón de rastreo en líneas paralelas íntimamente espaciadas causando una excitación de electrones secundarios sobre la muestra (ver **Figura 2.15**) [135, 136]. Se requieren dos condiciones para analizar muestras en un MEB: que se encuentren libres de humedad y sean conductoras. En estos microscopios las muestras no conductoras en el caso de los cerámicos, biológicas, vidrios y polímeros necesitan una cubierta metálica para lograr su observación, generalmente una cubierta de oro, o con carbono cuando se quiere realizar

análisis químico por EDS. Por otro lado, las muestras conductoras pueden ser revisadas sin ningún tipo de cubierta [137].

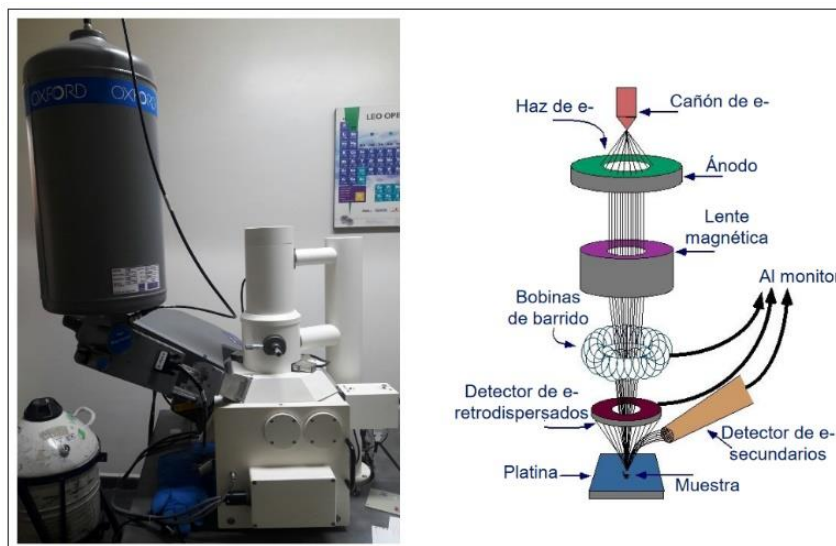


Figura 2.15. Microscopio electrónico barrido (MEB).

2.7.7. Espectroscopía infrarroja con transformada de Fourier (FTIR) con reflexión total atenuada (ATR)

La espectroscopía infrarroja es la técnica por el cual se estudia las características vibracionales de moléculas, originada por la interacción entre la radiación electromagnética y el material de estudio, una de las grandes ventajas de la espectroscopia de infrarrojos es que prácticamente cualquier muestra puede estudiarse en cualquier estado. Los líquidos, soluciones, pastas, polvos, películas, fibras, gases y superficies pueden examinarse con una elección acertada de la técnica de muestreo [138, 139]. La región infrarroja se divide en tres regiones denominadas infrarrojo cercano (NIR), infrarrojo medio (MIR) e infrarrojo lejano (FIR). El espectrómetro de IR con transformada de Fourier permite la obtención de espectros de forma rápida, precisa y con relaciones Señal/Ruido (S/N) elevadas. El ATR (Attenuated Total Reflection) es una técnica de muestreo utilizada en el IR, la cual se produce cuando una radiación infrarroja entra en un cristal ATR transmisor y de alto índice de refracción. El cristal está diseñado para permitir una reflexión interna total que

crea una onda evanescente sobre la superficie del cristal. Esta onda se extiende a la muestra que se mantiene en contacto íntimo con el cristal, registrándose el espectro de infrarrojo del analito. [140].

2.7.8. Absorción de agua

La absorción de agua en un material cerámico sinterizado es un parámetro utilizado para medir la porosidad y tiene como objetivo determinar la cantidad de agua que absorbe la pieza cerámica en estado seco con relación a la masa saturada en agua en inmersión [141]. Para obtener la absorción de agua se han propuesto varias técnicas, como aplicación de vacíos, presión, ebullición, mantenimiento prolongado bajo agua. Las técnicas de aplicación de vacíos y presión se necesitan de equipos especiales y los cuales no se ha generalizado en las industrias de cerámicos. En el caso de las técnicas de ebullición y mantenimiento prolongado, no requieren aparatos especiales. Estas técnicas son las más utilizadas para determinar la absorción en los cerámicos. Para la técnica de mantenimiento prolongado se basa en sumergir las probetas en agua por un periodo de 24 horas hasta que dos pesajes difieran en 0.1. La saturación por ebullición resulta más práctico porque requiere menor tiempo, ambas técnicas son tediosas por la duración y las grandes cantidades de agua que se necesita en el proceso de ebullición. Para solucionar estos problemas, se ha propuesto una técnica abreviada, el fundamento consiste en saturar de agua el ladrillo que no requiere decantación preliminar, por ebullición de este en una olla a presión, logrando una saturación aceptable. Después de que la temperatura de ebullición haya disminuido se extraen los ladrillos y con una tela se quita el exceso de agua e inmediatamente se hace el pesaje que corresponde a la probeta saturada. [142].

2.7.9. Propiedades mecánicas

Las propiedades mecánicas de los materiales cerámicos son características que determinan el comportamiento de estos cuando se aplica una fuerza externa sobre un material cerámico, durante un tiempo suficientemente

prolongado, éste puede reaccionar de forma diferente. Para valores pequeños de la fuerza, el sólido responde elásticamente, recuperando su forma inicial en cuanto cesa la fuerza aplicada. Si ésta aumenta, el material puede llegar a adquirir una deformación que no se recupera totalmente al cesar dicha fuerza (comportamiento plástico). Cuando se supera un determinado valor umbral de la fuerza aplicada, llega a producirse la rotura del sólido [143]. Las principales propiedades para los cerámicos (ladrillos) son: resistencia a la compresión y resistencia a la flexión. La resistencia a la compresión del ladrillo, es la carga unitaria aparente a la rotura, bajo un esfuerzo axial de compresión. Es una de las pruebas más importantes ya que la función del ladrillo es básicamente soportar esfuerzos de compresión en la construcción [141]. La resistencia a la flexión es una propiedad importante como criterio de durabilidad y para atender el mecanismo de falla a los esfuerzos [144].

Capítulo 3. Metodología experimental

3.1. Diagrama experimental

En la **Figura 3.1**, se muestra el procedimiento experimental realizado en la presente investigación.

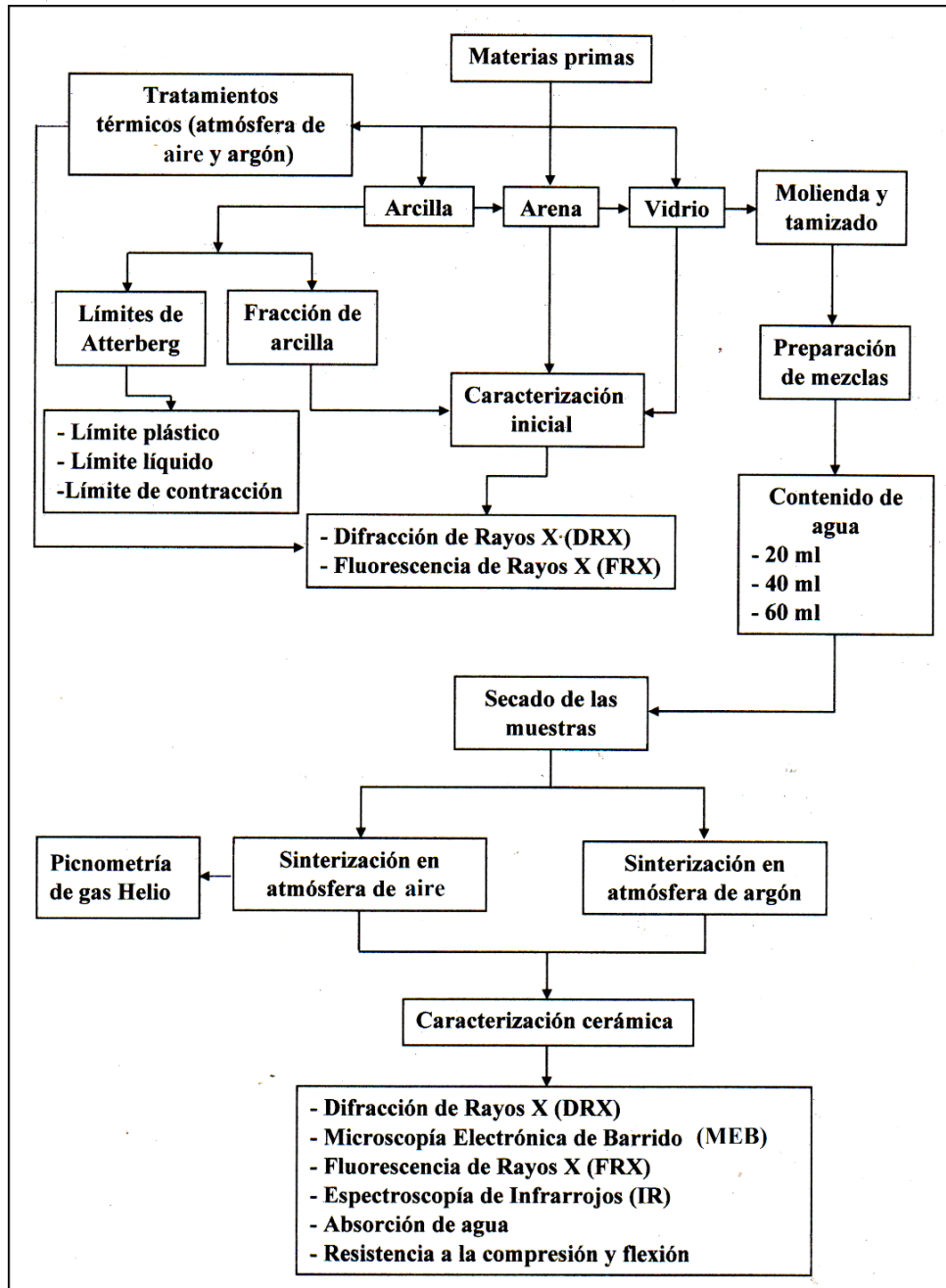


Figura 3.1. Diagrama del procedimiento experimental.

3.2. Elección de la ubicación de las materias primas

Las materias primas estudiadas en el presente trabajo para la elaboración de cerámicas a partir de arcilla, se extrajo de los yacimientos de la localidad de Changata. La arena se obtuvo del cauce del río Balsas y sus afluentes de la población de Villa Nicolás Bravo y el vidrio (botellas) fueron recolectados en tiraderos de residuos del mismo poblado (ver **Figura 3.2a-b**). Estas localidades pertenecen al municipio de Ajuchitlán del Progreso del estado de Guerrero, México.

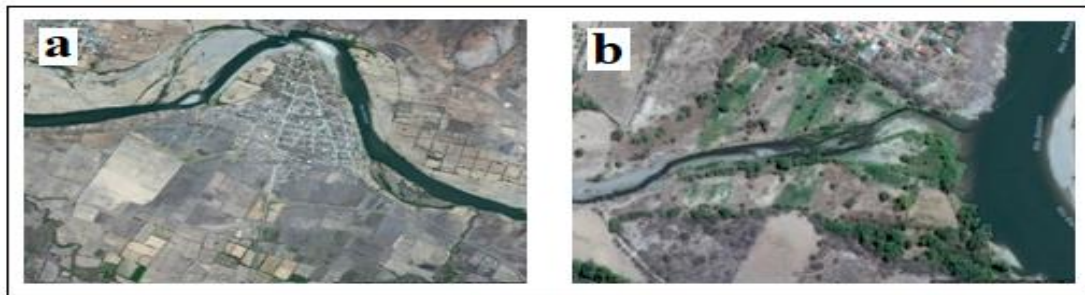


Figura 3.2. a) Changata y b) Villa Nicolás Bravo.

3.3. Materias primas

Para la elaboración de muestras de cerámicas (ladrillos), se usaron las siguientes materias primas: arcilla, arena y vidrio (botellas de color blanco transparente, verde y marrón; haciendo una sola mezcla de vidrio de estas tres tonalidades en proporciones iguales en porcentaje en peso), como se observa en la **Figura 3.3a-c**.



Figura. 3.3. Materias primas a) Arcilla, b) Arena y c) Botellas de vidrio.

3.4. Técnicas de investigación

Para esta investigación de los componentes iniciales, mezclas y cerámica utilizamos las siguientes técnicas:

3.4.1. Difracción de rayos X (DRX)

Las muestras de arcilla y arena se trituraron y homogeneizaron mediante un mortero de ágata, se tamizaron con una malla 200 (<75 micras), (ver **Figura 3.4a-b**), se midieron utilizando un portamuestras de aluminio (fracciones no orientadas).

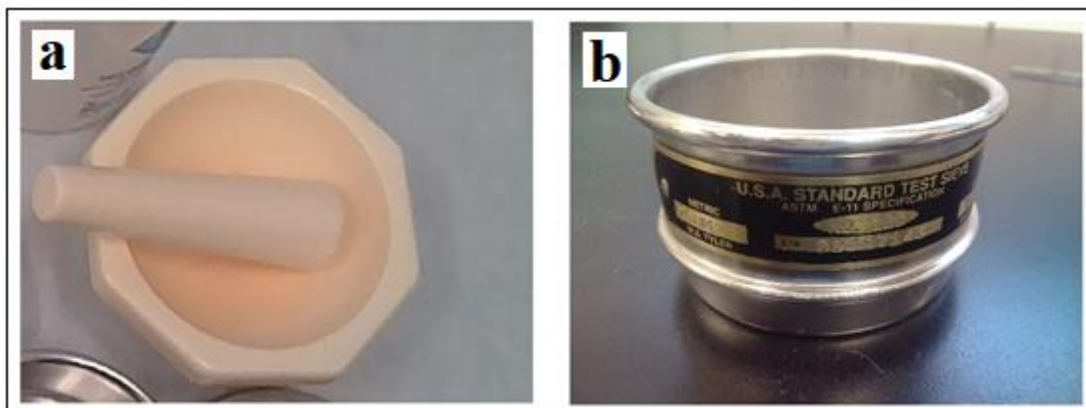


Figura 3.4. a) Mortero de ágata, LANGEM-UNAM b) Tamiz de prueba estándar No. 200, ASTM, LANGEM-UNAM.

Los difractogramas de las muestras iniciales de arcilla y arena en atmósfera de aire, se obtuvieron en un difractómetro EMPYREAN equipado con filtro de hierro, tubo de cobalto de foco fino y detector PIXcel3D (**Figura 3.5a**). La medición se realizó en el intervalo angular 2θ de 5° a 90° en escaneo por pasos con un “step scan” de 0.003° (2 Theta) y un tiempo de integración de 40s por paso. La muestra inicial de vidrio y cerámicas en atmósfera de aire y argón se caracterizaron por difracción de rayos X (DRX), en un difractómetro marca BRUKER D2-PHASER, operado a 30 kV y 10 mA, equipado con un detector LYNXEYE ($\lambda_{\text{Cu-K}\alpha 1} = 1,54184 \text{ \AA}$), filtro de níquel (Ni), apertura de 1 mm, rejilla de 1 mm, barrido en el rango de 5° a 90° valor de 2θ con un tamaño de pasos de 0.02° , el tiempo total aproximadamente de 35 minutos (**Figura 3.5b**).

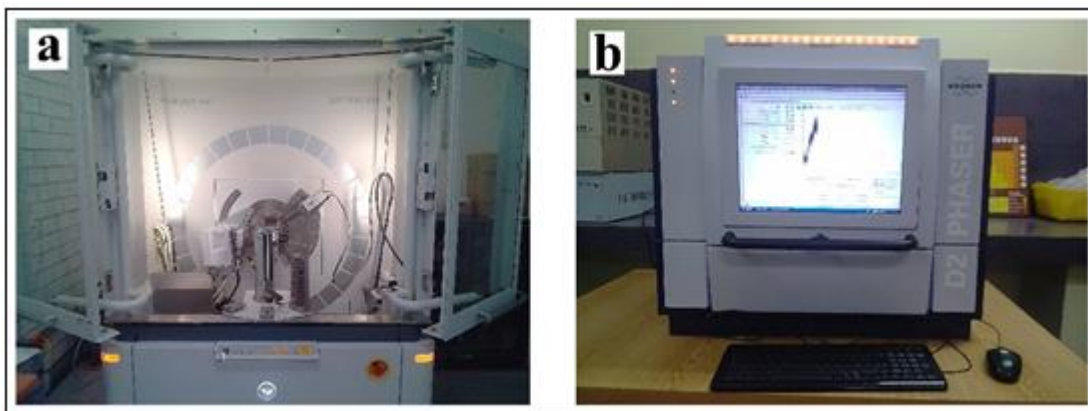


Figura 3.5. Difractómetros a) EMPYREAN LANGEM-UNAM y b) Bruker D2-PHASER – CIICAp-UAEM.

3.4.2. Fluorescencia de rayos X (EFR-X)

Las muestras iniciales de arcillas y cerámicas en atmósfera de aire y argón se trituraron y homogeneizaron mediante un mortero de porcelana, se tamizaron con una malla 200 (<75 micras) y se pesaron 10 g por cada muestra. Se analizaron en un espectrómetro de fluorescencia por longitud de onda dispersiva marca Bruker modelo S8 TIGER de 1 KW 50 Ma-50 kV, tubo de rayos X de ventana frontal con ánodo de Rh (ventana de berilio ultra delgada 75 μm), filtros de haz primario de 10 posiciones con cristales LiF200, PET, XS-55 y GE-Curvo. Mediante una solución semi-cuantitativa llamada QUANT EXPRESS. Los métodos pre-calibrados usaron líneas y condiciones configuradas para obtener la mayor cuantificación para cada elemento. Un haz de rayos X que se origina en el tubo, impacta en la muestra emitiendo fluorescencia por rayos X. La radiación procedente del cristal analizador es detectada por uno de los dos detectores, detector de radiación suave y el otro por radiación fuerte equipados con rendijas Soller (**Figura 3.6a**). La arena inicial y el vidrio en atmósfera de aire se analizaron en un espectrómetro secuencial RIGAKU PRIMUS II de WD-FRX equipado con tubo de Rh para ser manejado hasta una potencia máxima de 4000 watts y manejando límites de

detección de hasta $1 \mu\text{g/g}$. Sistema de micro análisis con haz spot de $500 \mu\text{m}$ de diámetro (0.5 mm) (**Figura 3.6b**).

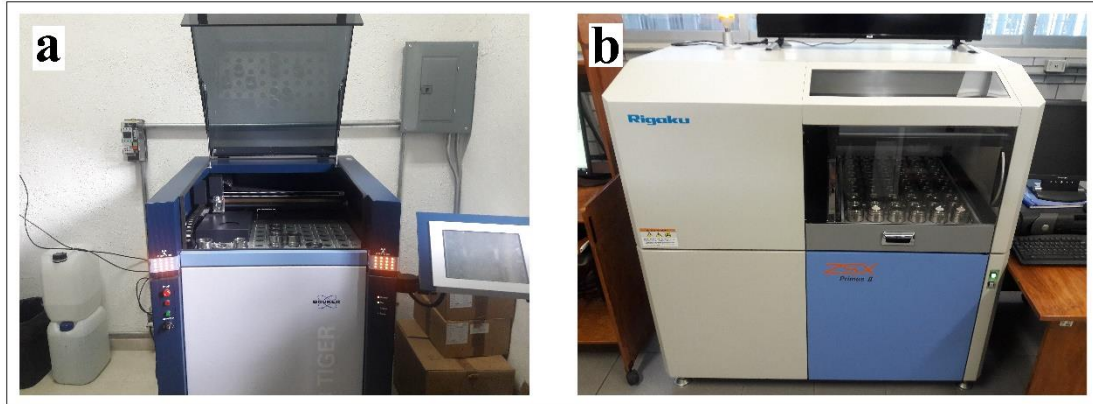


Figura 3.6. Espectrómetros a) BRUKER modelo S8 TIGER, CIICAp b) RIGAKU PRIMUS II de WD-FRX, LANGEM-UNAM.

3.4.3. Fracción de arcilla

La preparación de las muestras se disgregó suavemente para evitar la reducción artificial del tamaño de grano de los componentes de la roca, luego se trituró en pequeñas láminas ($\approx 1 \text{ mm}$) usando un mortero de porcelana (**Figura 3.7a**), posteriormente se dispersó en agua desionizada. La fracción de tamaño de arcilla ($< 2 \mu\text{m}$) se separó en agua destilada de acuerdo con la ley de Stoke utilizando el método más agresivo Moore y Reynolds [145] (**Figura 3.7b**).

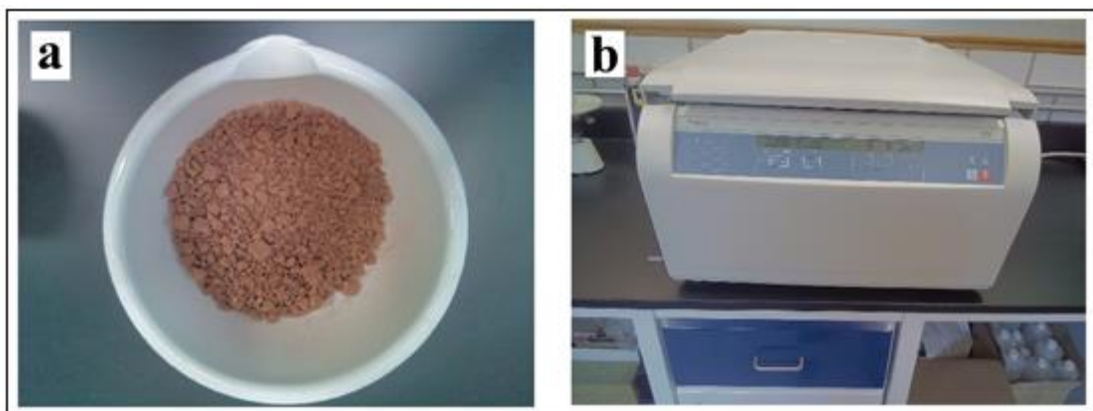


Figura 3.7. a) Mortero de porcelana y b) Centrifugadora, LANGEM-UNAM.

De las fracciones $<2 \mu\text{m}$, se obtuvieron preparaciones orientadas secadas al aire pipeteando algunas gotas de las suspensiones sobre un portaobjetos de vidrio, que luego se secó a 30°C (**Figura 3.8a**) durante algunas horas [145]. La solvatación de los portaobjetos con etilenglicol se logró exponiéndolos al vapor de etilenglicol a 70°C durante 24 horas (**Figura 3.8b**).

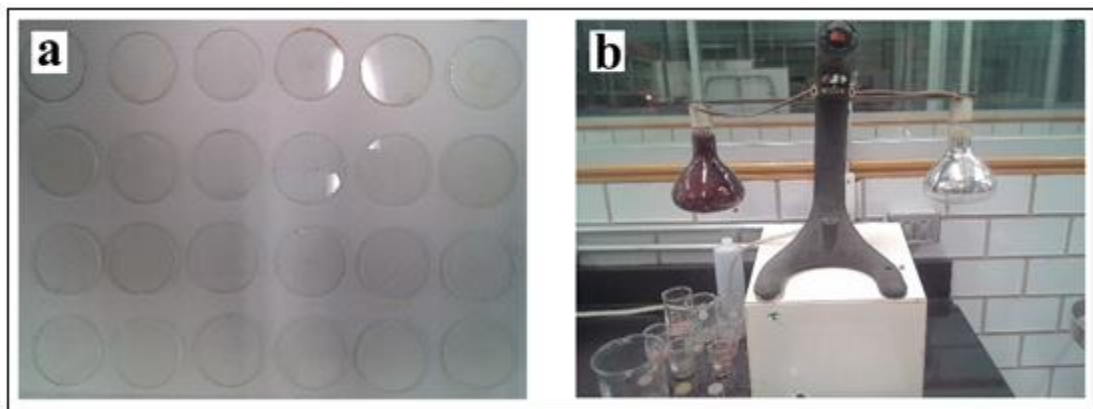


Figura 3.8. a) Portaobjeto de vidrio y b) Lámpara de secado.

Las mediciones se realizaron utilizando un difractómetro EMPYREAN XRD que funciona con un voltaje de aceleración de 45 kV y una corriente de filamento de 40 mA , usando radiación $\text{CuK}\alpha$, filtro de níquel y detector PIXcel 3D (ver **figura 3.5a**). Todas las muestras se midieron con un tamaño de paso de $0,04^\circ$ (2θ) y 40 segundos de tiempo de paso de exploración. La muestra de arcilla se examinó mediante DRX en la forma secada al aire (AD), saturada con etilenglicol (EG) y después de calentar (550°C). Las preparaciones se midieron en un rango de ángulo de 2θ de $2\text{-}70^\circ$ (secado al aire) y $2\text{-}30^\circ$ (glicolado y calentado) a una velocidad de 1° (2θ)/min.

La presencia de esmectita en las muestras se confirmó por un reflejo muy fuerte (001) de aproximadamente $6^\circ 2\theta$, en la condición de secado al aire que cambió aproximadamente $5.2^\circ 2\theta$ en la muestra tratada con etilenglicol y colapsó a 10 \AA por calentamiento.

3.4.4. Límites de consistencia o de Atterberg

Para medir la plasticidad de la arcilla se utilizó la técnica de límites de consistencia o de Atterberg, la muestra se disgregó en una cápsula de porcelana y se tamizó con la malla No. 40 (425 μm) (ver **Figura 3.9a-b**) se utilizó para el análisis la porción que pasó dicho tamiz hasta conseguir 300 g, descartando la fracción retenida. Se mezcló la muestra con agua, amasando la misma hasta obtener una pasta fluida, el agua utilizada fue destilada, posteriormente se dejó en una cámara húmeda durante 24 horas para que se homogeneizara, cumpliendo con las exigencias de tiempo de maceración.

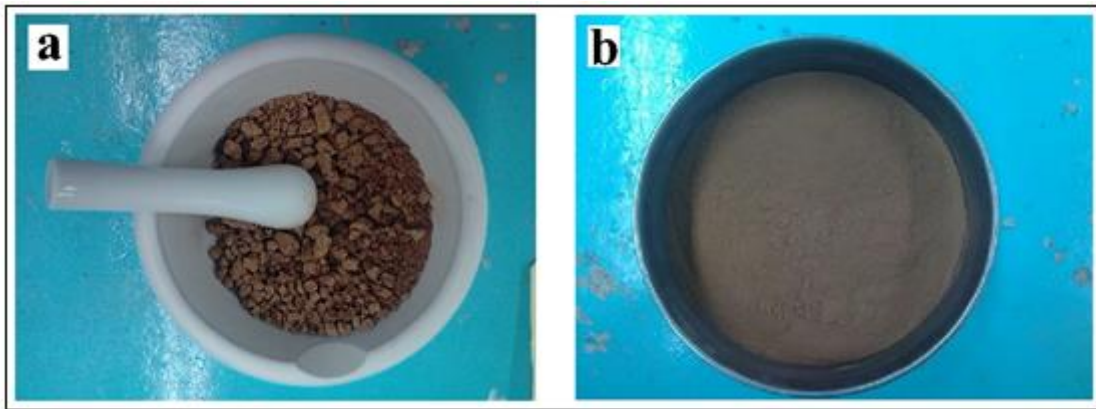


Figura 3.9. a) Disgregación de la muestra y b) Tamiz No. 40.

3.4.4.1. Límite líquido

Para determinar el límite líquido se tomó una porción del material preparado, en el momento de la prueba se amasó nuevamente la muestra para homogeneizar su consistencia, se colocó una porción de 70 g en la copa de Casagrande equilibrada (**Figura 3.10a**) moldeándola con una espátula se formó dentro de la copa una capa de material con superficie de 1 cm en su punto de mayor espesor. Inclinando el ranurador de manera perpendicular a la superficie interior de la copa se realizó una ranura en el centro de la muestra (**ver Figura 3.10b**). Se accionó el dispositivo a razón de 2 golpes por segundo y se contaron los 25 golpes para que cierre la ranura en una longitud de 1.2

cm. Se retiró el material de la copa y se mezcló hasta obtener 6 determinaciones diferentes del número de 25 golpes. Para los 3 valores menores a 25 golpes se aumentó el contenido de agua, para los 3 análisis mayores a 25 golpes se disminuyó el contenido de agua.

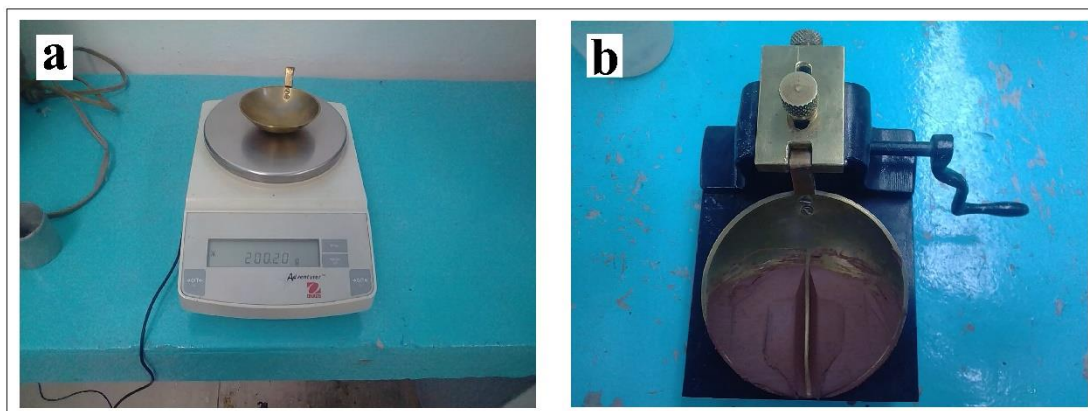


Figura 3.10. a) Copa de Casagrande equilibrada b) Ranura.

En cada una de las determinaciones en la parte cerca de la ranura se tomó la muestra y se pesó, después se colocó en el horno a una temperatura de 110 °C durante 24 horas, posteriormente se realizó el pesaje.

3.4.4.2. Límite plástico

De la muestra utilizada para el límite líquido se tomó un centímetro cúbico, se moldeó manualmente para que pierda agua y se manipuló sobre la palma de la mano, el cilindro se hizo girar con los dedos de la mano sobre la placa de vidrio hasta un diámetro de 3 ± 2 mm y 10 cm de largo (ver **Figura 3.11a**), la velocidad de giro fue de 60 ciclos por minuto, entendiéndose por "ciclo" un movimiento de la mano hacia adelante y hacia atrás, hasta volver a la posición de inicio. El cilindro se agrietó en segmentos de aproximadamente de 1 cm de largo, las porciones se colocaron en vidrios de reloj se pesaron en la balanza y se registró como muestra húmeda posteriormente, se colocaron las muestras en cápsulas de aluminio (**Figura 3.11b**) y se introdujeron en el horno a una temperatura de 110 °C durante 24 horas, después se pesaron las muestras.

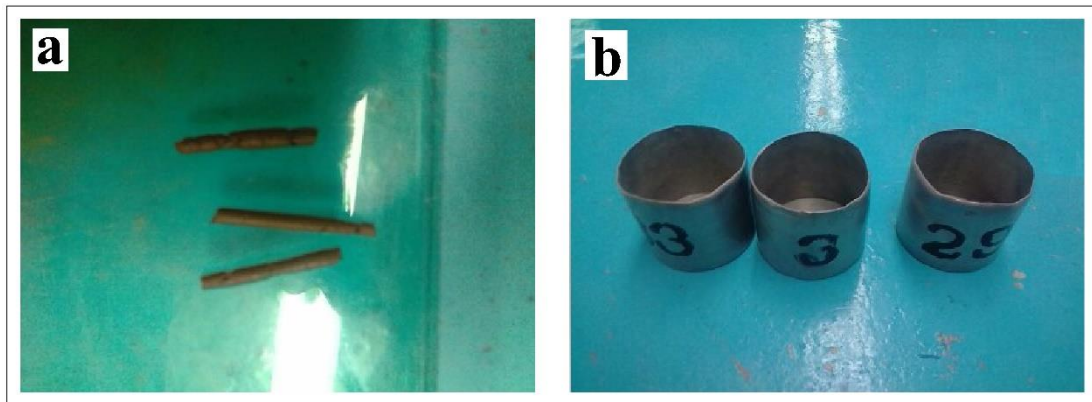


Figura 3.11 a) Cilindros de muestra y b) Cápsulas de aluminio.

3.4.4.3. Límite de contracción

Para la contracción lineal se prepararon los moldes rectangulares de acero de 20 mm x 20 mm x 100 mm (ver **Figura 3.12a**) previamente engrasados, se llenaron los moldes con la muestra en tres capas colocándolo con la espátula se golpeó contra una superficie dura hasta lograr la expulsión del aire contenido en el material colocado. Después se secaron al horno a una temperatura de 110 °C durante 24 horas, logrado lo anterior se dejó enfriar y se retiraron las barras de los moldes (ver **Figura 3.12b**) se midieron con un vernier la longitud del subproducto.

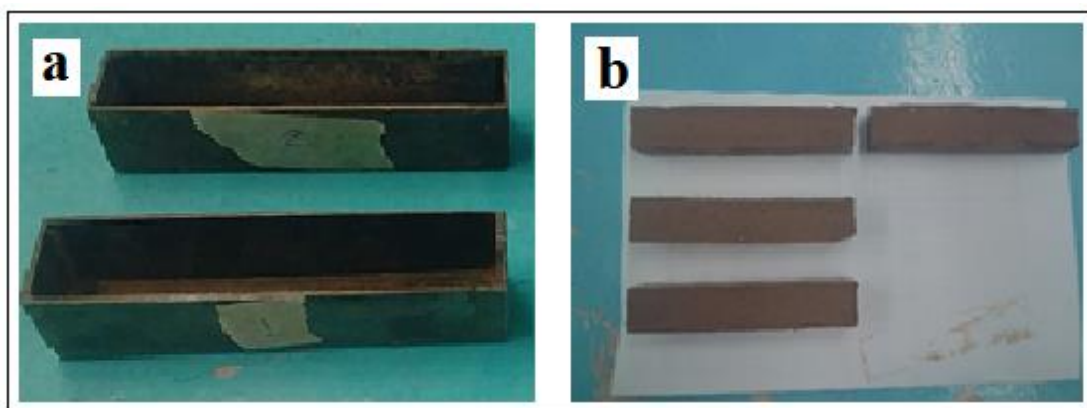


Figura 3.12. a) Moldes rectangulares y b) Muestras.

3.4.5. Proceso de tratamiento térmico de los materiales iniciales

En esta investigación, para los tratamientos térmicos de las materias primas: arcilla, arena y vidrio, se utilizó el horno de laboratorio de alta temperatura o mufla. Los equipos empleados son: una mufla de mesa marca THERMO SCIENTIFIC THERMOLYNE (**Figura 3.13a**) con un rango máximo de temperatura de 100 °C a 1200 °C, con controladores de temperatura en el panel, medidas internas 10.1 x 22.8 x 9.5 cm y una mufla marca FELISA FE-340 con control programable y temperatura máxima de 1100 °C, sensor termopar tipo “K” con sensibilidad de +/- 2 °C a 1000 °C. Dimensiones interiores de 12 x 19 x 11 cm (**Figura 3.13b**). Se pesó 10 gramos de cada una de las muestras y se colocó en un crisol de 60 ml, después se introdujeron en las muflas con una temperatura de 100°C hasta 1000°C durante un tiempo de 30 minutos, posteriormente se retiraron de los hornos.

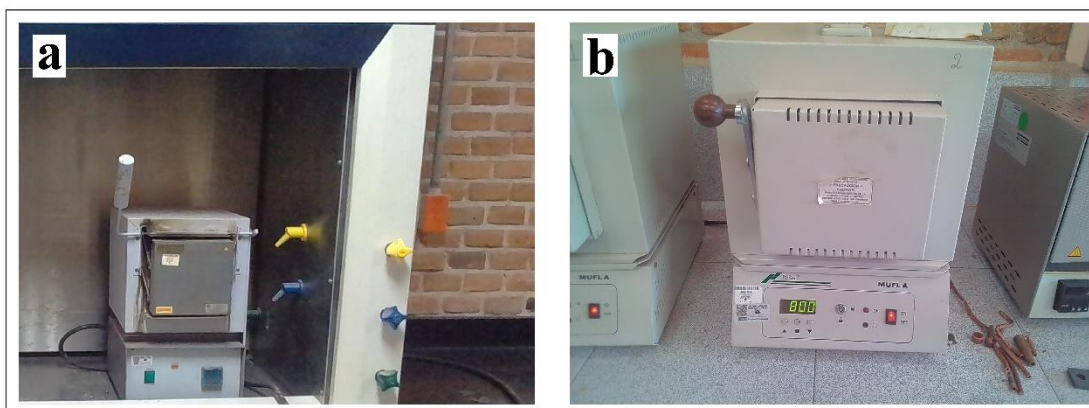


Figura 3.13. a) Mufla marca THERMO SCIENTIFIC THERMOLYNE y b) Horno marca FELISA FE-340.

3.4.6. Molienda y proceso de tamizado

Como regla general, el vidrio de desecho está presente en forma de piezas grandes, debe ser triturado (polvo) para adicionarlo en la arcilla, las botellas con las tres tonalidades (blanco transparente, verde y marrón) se lavaron y se secaron para su uso. La arena también aparece en forma de partículas grandes y requiere molienda.

Al determinar el modo de molienda de los componentes, se deben tomar las siguientes consideraciones: las mezclas deben estar bien homogeneizadas al preparar los moldes y el régimen de molienda debe ser de ahorro de energía (económico). Sobre la base de estas consideraciones, los siguientes regímenes de molienda: a) 100 rpm, 200 rpm y 300 rpm durante 4 minutos y b) 1 min, 4 min y 10 min con 300 rpm. Los desechos de vidrio y la arena fueron triturados en el molino de bolas Retsch modelo PM 400/2 que opera a 220 volts/60Hz (**Figura 3.14a**). La velocidad de molienda utilizada en esta investigación fue de 300 rpm durante un tiempo de 4 min.



Figura 3.14. Equipo de molienda a) Molino de bolas, marca Retsch PM 400/2 b) Tamices marca Monti-inox.

Los polvos de arena y vidrio obtenidos después del proceso de molienda se tamizaron con diferentes números de mallas 10 mesh (2.00 mm), 12 mesh (1.70 mm), 30 mesh (600 μm), 60 mesh (250 μm), 100 mesh (150 μm), 120 mesh (125 μm), 165 mesh (88 μm), 200 mesh (75 μm) y 400 mesh (38 μm) de prueba estándar para obtener polvos con diversos tamaños de partículas, el conjunto de tamices utilizados fue de la marca Monti-inox (**Figura 3.14b**) durante un tiempo de cribado de 30 minutos. El tamaño de partícula con el que se prepararon todas las muestras fue de 120 mesh (125 μm).

3.4.7. Determinación del contenido de agua

Cuando se agregaron 20 ml de agua a la mezcla, es imposible preparar un subproducto (ver **Figura 3.15a**). Pero es posible obtener subproductos cuando se añadieron 40 ml de agua a las mezclas (ver **Figura 3.15b**). Cuando se adicionaron 60 ml de agua a la mezcla se observó deformaciones en las muestras. En todos los especímenes aparece un menisco cóncavo por la fricción en las paredes esto se debe a la unión de partículas de menor a mayor tamaño, aparecen grietas y poros. De la mezcla binaria con un contenido de arcilla 50% + vidrio 50% en peso, una cantidad considerable de suspensión (ver **Figura 3.15c**). Para este trabajo, el contenido de agua utilizada fue de 40 ml para la preparación de mezclas.

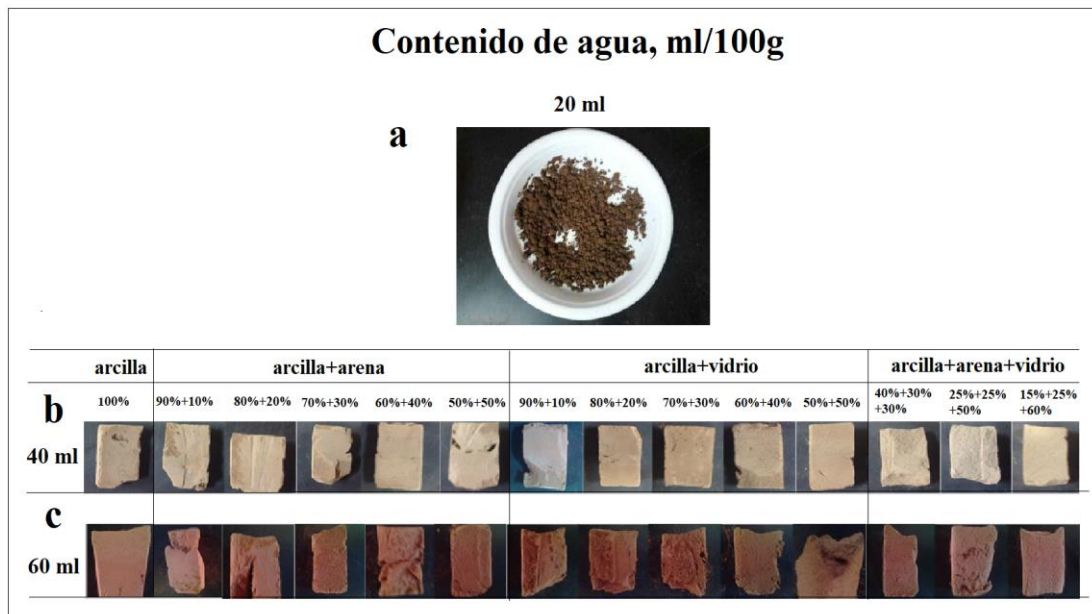


Figura 3.15. Contenido de agua, ml/100g a) 20 ml b) 40 ml c) 60 ml.

3.4.8. Preparación de cerámicos sinterizados en atmósfera de aire

La elaboración de cerámicos se realizó por el método de polvos (proceso de molienda) con un tamaño de partículas de 120 mesh (125 μm) (ver **Figura 3.16a-b**). Se prepararon muestras binarias y ternarias con diferentes

contenidos de porcentajes de polvo (arcilla amarilla, arena negra y vidrio) (ver **Tabla 3.1**).

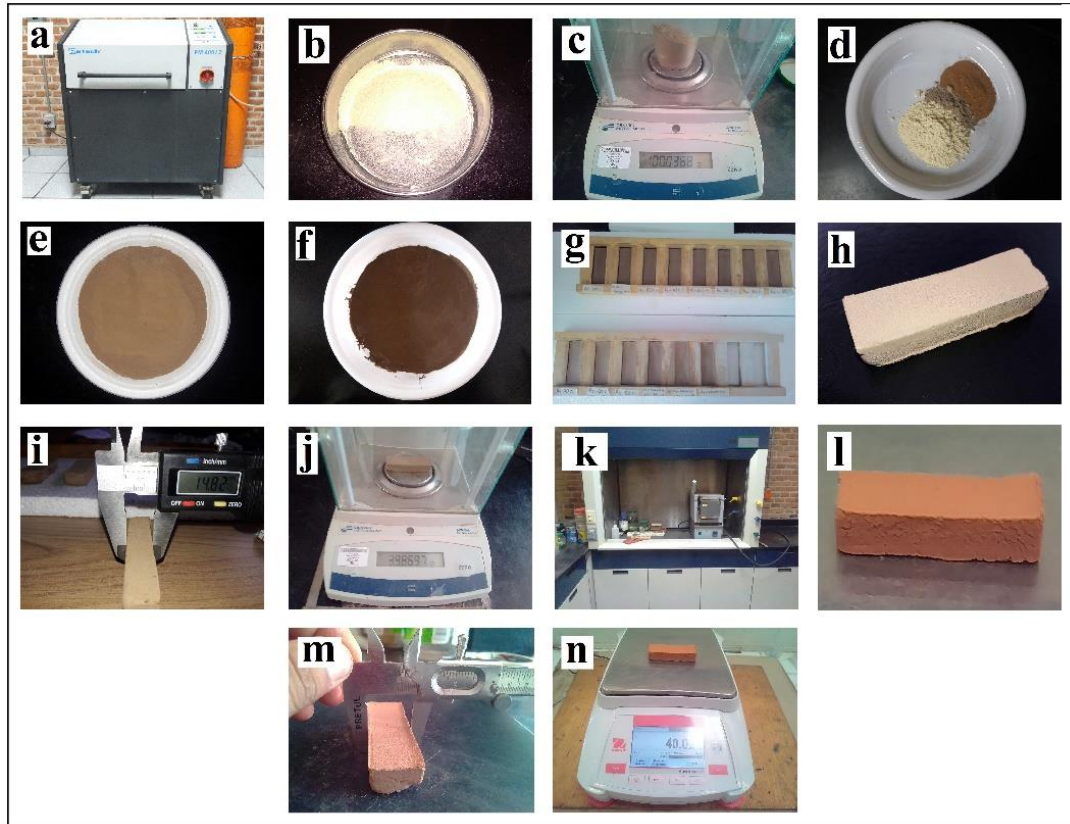


Figura 3.16. Proceso de preparación de cerámicos en una atmósfera de aire.

El pesaje de los polvos de cada una de las materias primas se realizó en la balanza granataria DENVER INSTRUMENT, APX-200 (**Figura 3.16c**). Las mezclas se colocaron en un recipiente de plástico sin humedad donde se prepararon hasta obtener una mezcla homogénea. Posteriormente se adicionó 40 ml de agua por cada 100 g de mezcla (**Figura 3.16 d-f**). Los componentes se homogeneizaron hasta alcanzar una consistencia de masa para formar los subproductos, las dimensiones de los moldes de madera fueron de 80 x 20 x 15 mm (**Figura 3.16g**), los subproductos fueron secados a una temperatura ambiente y a la sombra durante 8 días (ver **Figura 3.16h**), después se dimensionaron con un vernier digital marca Truper (**Figura 3.16i**), los

especímenes se pesaron con una balanza granataria (ver **Figura 3.16j**) y se sinterizaron a una temperatura de sinterización de 800 °C durante 8 horas, se utilizaron las muflas marca THERMO SCIENTIFIC THERMOLYNE (**Figura 3.16k**), FELIZA y CARBOLITE CWF1300, los cerámicos se dimensionaron con un vernier estándar (ver **Figura 3.16l-m**), las muestras se pesaron en una balanza granataria marca OHAUS (ver **Figura 3.16n**).

Tabla 3.1. Se ilustra los porcentajes de cada una de las muestras en una atmósfera de aire.

No. de Mezcla	Composición, % en peso			Tamaño de partícula
	Arcilla	Arena	Vidrio	
1	100	0	0	
2	90	10	0	
3	80	20	0	
4	70	30	0	
5	60	40	0	
6	50	50	0	
7	90	0	10	120 Mesh (125 µm)
8	80	0	20	
9	70	0	30	
10	60	0	40	
11	50	0	50	
12	40	30	30	
13	25	25	50	
14	15	25	60	

3.4.9. Preparación de cerámicos sinterizados en una atmósfera de argón

Para la fabricación de los cerámicos se usaron las composiciones de la **Tabla 3.2**. El proceso de elaboración de los cerámicos se realizó siguiendo el procedimiento de las muestras en atmósfera de aire (ver **Figura 3.16a-j**), una vez secadas las muestras fueron introducidas en viales de acero (ver **Figura 3.17a**) posteriormente se introdujeron en la cámara de vacíos (**Figura 3.17b**), después se agregó gas argón durante 30 segundos a una presión de 80 kg/cm², luego se cerró herméticamente el vial dentro de la cámara para ser retirado, seguidamente se colocaron en el horno eléctrico CARBOLITE

CWF1300 y se llevó el proceso de sinterización de las muestras. La temperatura se elevó desde la temperatura ambiente hasta 800 °C a una velocidad de 14.1 °C/min, luego se apagó la mufla y se enfrió a temperatura ambiente. Las muestras se dimensionaron con un vernier digital marca Truper, se pesaron en una balanza granataria marca OHAUS (ver **Figura 3.17c-d**).

Tabla 3.2. Se ilustra los porcentajes de cada una de las muestras en una atmósfera de argón.

No. de mezcla	Composición, % en peso			Tamaño de partícula
	Arcilla	Arena	Vidrio	
1	100	-	-	
2	90	10	-	
3	80	20	-	
4	70	30	-	
5	60	40	-	
6	50	50	-	
7	40	60	-	
8	30	70	-	
9	20	80	-	
10	10	90	-	
11	90	-	10	120 Mesh
12	80	-	20	(125 µm)
13	70	-	30	
14	60	-	40	
15	50	-	50	
16	40	-	60	
17	30	-	70	
18	20	-	80	
19	10	-	90	
20	40	30	30	
21	25	25	50	
22	15	25	60	

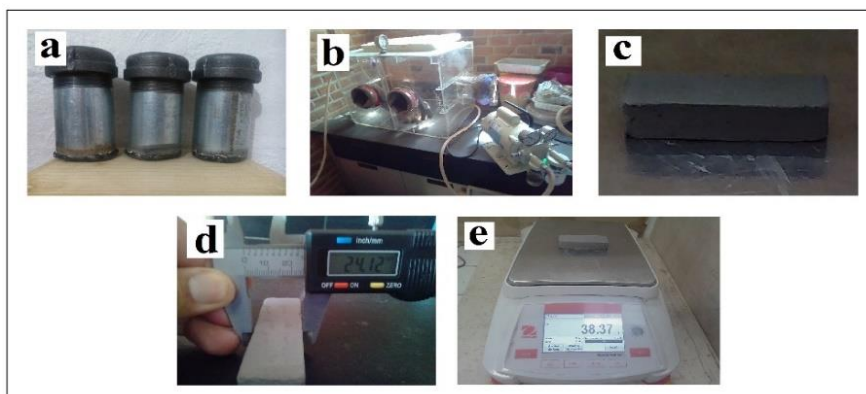


Figura 3.17. Proceso de preparación de cerámicos en una atmósfera de argón.

3.4.10. Principio de Arquímedes y picnometría de gas helio

La obtención de la masa se realizó por gravimetría, se pesó la muestra en una balanza con resolución de 0.01 g, la muestra se colocó en una estufa a una temperatura de 105°C. Después del secado en la estufa, se introdujo la muestra en un desecador a temperatura ambiente y se pesó, hasta obtener un pesaje constante, este peso es la masa del material seco. Posteriormente se colocaron las muestras en el desecador de vacío y se agregó agua desionizada hasta la mitad del prisma, después se cubrió los especímenes con agua, se estableció la presión atmosférica negativa (succión) a 0.5 kg/cm² durante una hora, se aumentó la presión hasta 2.0 kg/cm² y se dejó reposar durante 24 horas (**Figura 3.18a-b**).

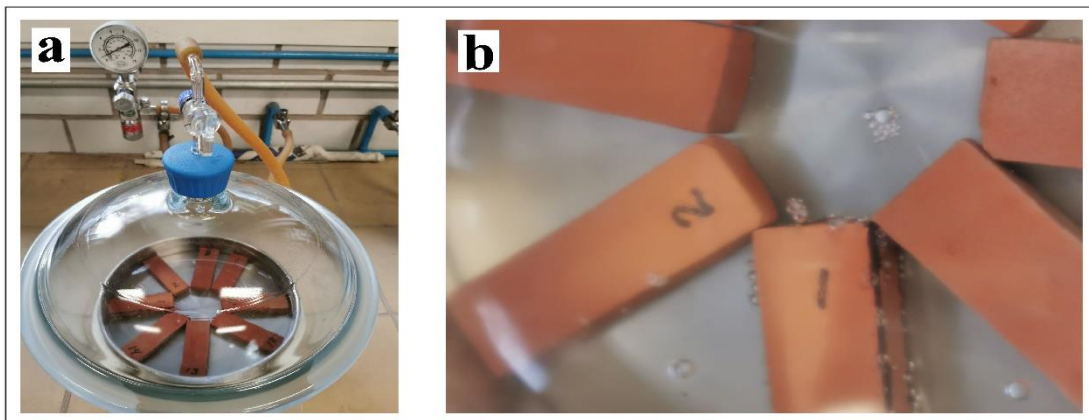


Figura 3.18. a) Desecador de vacío b) Muestras cerámicas sumergidas en agua.

Inmediatamente se retiró la muestra del desecador de vacío y se colocó con mucho cuidado en la balanza hidrostática (ver **figura 3.19a**) y se pesaron. Este peso corresponde al valor hidrostático de la masa de roca. Posteriormente se secó la muestra con tela ligeramente húmeda seguidamente se anotó la masa saturada de las probetas. Una vez terminada la densidad aparente y la porosidad abierta se trituraron con un mortero y pistilo, se tamizó con la malla No. 120 (125 μm). Después se pasó a través del tamiz malla No.60 (250 μm), se tomó 80 g de cada muestra y se colocaron en cápsulas de porcelana

durante 24 horas en la estufa a 105° C, se dejaron enfriar a temperatura ambiente, se pesaron 50 g del material en una balanza de 0.001 g de aproximación se colocaron con mucho cuidado en el portamuestra del equipo AccPyc II 1340 (ver **figura 3.19b**), se selló herméticamente.

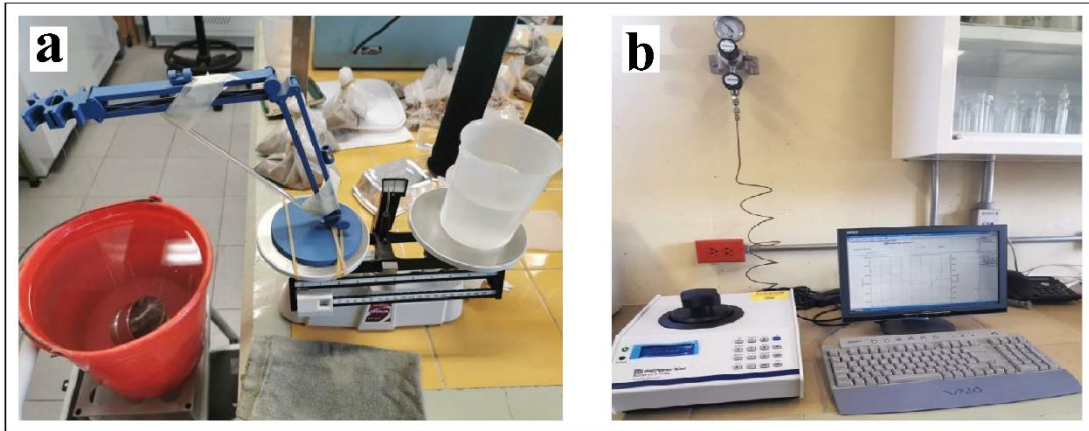


Figura 3.19. a) Balanza hidrostática b) Picnómetro de gas.

Para determinar las propiedades de la cerámica, la densidad aparente (ρ_b , g/cm³) se calculó mediante la fórmula: $\rho_b = [MR/(M_s - M_H)] \cdot \rho_{\text{agua}}$, donde MR es la masa de roca (g), M_H es la masa de roca $W_{\text{Hidrostática}}$ (g), y ρ_{agua} es la densidad del agua (g/cm³). Se calculó la porosidad abierta (agua) con la fórmula: $\emptyset_o = [(M_s - M_R)/(M_s - M_H)] 100\%$, donde M_s es la masa de roca saturada (g), M_R es la masa de roca (g), y M_H es la roca hidrostática en masa (g). La porosidad total se calculó mediante la fórmula: $\emptyset_T = ((\rho_p - \rho_b)/\rho_p) 100\%$, donde \emptyset_T es la porosidad total (%), ρ_b es la densidad aparente (g/cm³), y ρ_p es la densidad real de picnometría de gases (g/cm³) [146].

3.4.11. Microscopía electrónica de barrido (MEB) con microanálisis de rayos X por el espectrómetro de dispersión de energías (EDS).

Las muestras cerámicas producto de la sinterización en una atmósfera de aire y argón, se prepararon de 5 mm x 5 mm x 1 mm para su análisis, fueron lijadas hasta obtener una superficie plana (**Figura 3.20a**). Debido que las muestras cerámicas son aislantes se recubrió con una película de oro, mediante evaporación y deposición en vacío. Todos los especímenes fueron tratados con el evaporador de oro (Au) BIO RAD SC500 SPUTTER COATER (ver **Figura 3.20b-c**) y el evaporador de oro-paladio (Au-Pd) POLARON SC7620 SPUTTER COATER.

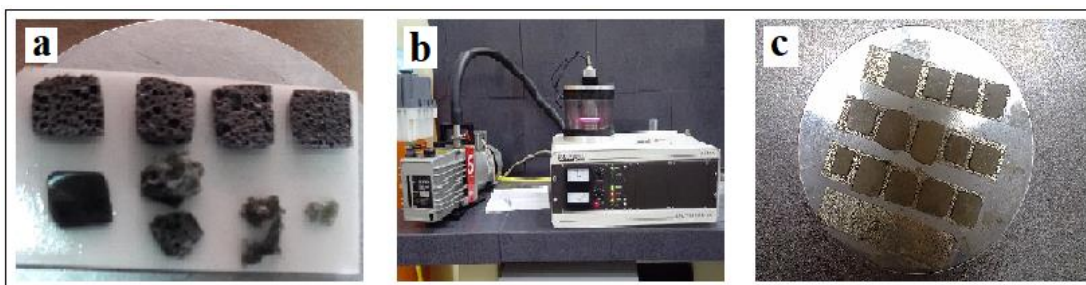


Figura 3.20 a) Preparación de muestras b) Evaporador de oro (Au) BIO RAD SC500 SPUTTER COATER c) Muestras cerámicas recubiertas con oro-paladio.

En esta prueba se utilizaron los equipos: la unidad ZEISS LEO 1450VP SEM, la fuente de electrones es generada por un filamento de Tungsteno (W), con un voltaje de aceleración de 200 V a 30 KV, con presión variable de 1 Pa a 400 Pa, y conectada una unidad Oxford Instruments modelo 7366 para microanálisis de rayos X por EDS (ver **Figura 3.21a**) y la unidad Schottky FE-SEM, modelo SU5000 marca HITACHI, la fuente de electrones es un emisor Schottky de ZrO₂/W, con un voltaje de aceleración de 0.5-30 kV a presión variable de 10 a 300 Pa y con microanálisis EDS por la unidad Flash 6/60 Bruker (**Figura 3.21b**).

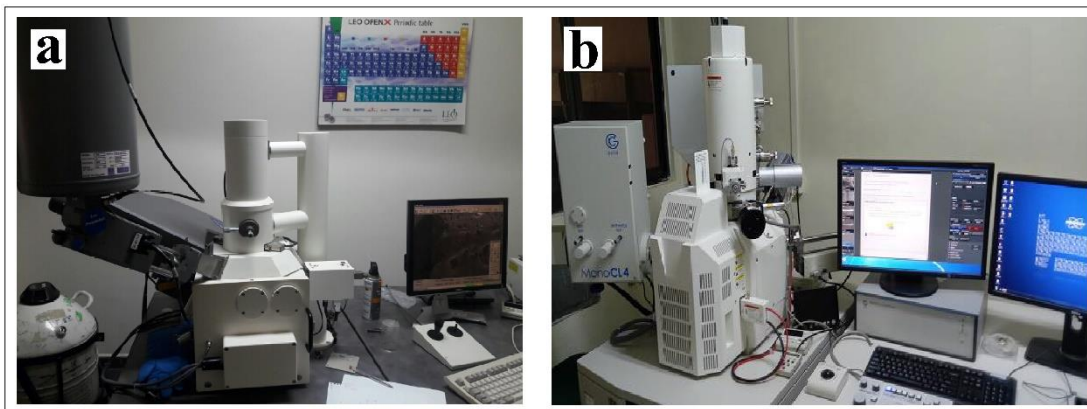


Figura 3.21 a) Unidad ZEISS LEO 1450VP b) Unidad Schottky FE-SEM, modelo SU5000 marca HITACHI.

3.4.12. Espectroscopía infrarroja con transformada de Fourier (FTIR) con reflexión total atenuada (ATR)

Los espectros IR se obtuvieron utilizando un espectrómetro FTIR modelo Frontier (**Figura 3.22a**), número de serie del instrumento 101804 a una resolución de 4 cm^{-1} , se utilizó en el modo de reflexión en el rango espectral de $650\text{-}4000\text{ cm}^{-1}$ ($15.38\text{-}2.5\text{ }\mu\text{m}$), fuente de IR medio (MIR), combinación de cristal de diamante de seleniuro de Zinc (Zn/Se). Las muestras se prepararon en polvos y se colocaron cada una en la platina de diamante se ajustó con la palanca-pinza (ver **Figura 3.22b**).

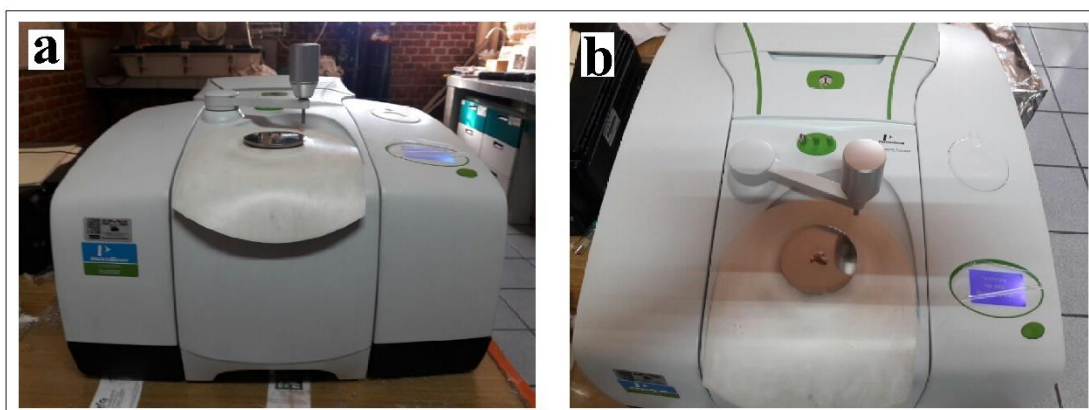


Figura 3.22 a) Equipo Frontier b) Muestra colocadas en la platina de diamante.

3.4.13. Prueba de absorción de agua

Las muestras cerámicas de diferentes composiciones en porcentaje en peso sinterizadas en atmósfera de aire y argón (ver **Figura 3.23**) se fragmentaron y se tomaron una cierta cantidad de fragmentos de cada una de las muestras, donde fueron pesados antes de la inmersión en agua, tomando su peso inicial. Posteriormente, las piezas se colocaron en un matraz Erlenmeyer con un volumen de agua de 150 ml a una temperatura ambiente hasta alcanzar la temperatura de 100 °C durante 30 minutos, después se extrajeron del recipiente con agua y se pesaron. Se determinó su peso final, para este ensayo se utilizó la parrilla CIMAREC marca THERMO SCIENTIFIC.

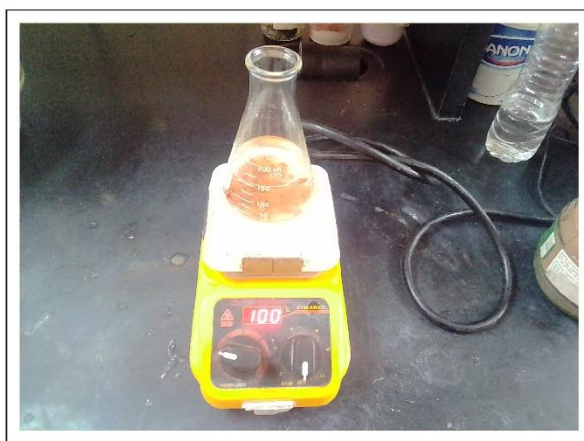


Figura 3.23. Arreglo para el ensayo de peso final, utilizando una parrilla CIMAREC.

La absorción de agua se determinó mediante la fórmula: $W, \% = [(P_1 - P_0) / P_0] \cdot 100$, donde P_0 es el peso inicial de una muestra y P_1 es el peso de la muestra después de la absorción de agua [147].

3.4.14. Resistencia a la compresión y flexión

Los ensayos de resistencia a la compresión y flexión se realizaron a las muestras cerámicas con diferente contenido de porcentajes en mezclas en peso, se llevaron a cabo en el equipo Load Frame de 250 kN, modelo 312.31, serial 1088. La prueba de resistencia a la compresión, consistió en llevar la

pieza cerámica a la falla para determinar el esfuerzo máximo, la carga se aplicó con una velocidad de carga de 1 ton/min (ver **Figura 3.24a**). En el estudio de la resistencia a la flexión el ladrillo fue sometido a una carga puntual con una velocidad de 0.5 ton/min en el centro de la pieza, registrando la falla de rotura (**Figura 3.24b**), estas pruebas se efectuaron considerando las normas estándar (NMX-C-404-ONNCCE, ASTM C773, ASTM C1161) [148, 149, 150].

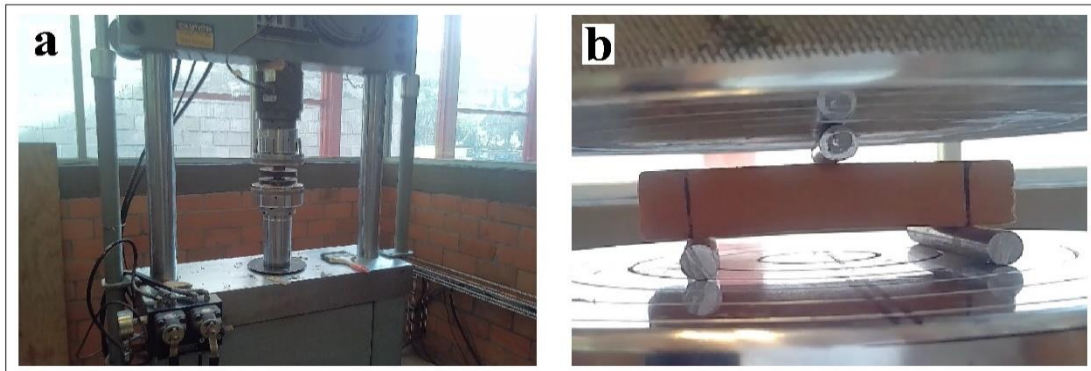


Figura 3.24 a) Resistencia a la compresión b) Resistencia a la flexión.

La resistencia a la compresión se calculó mediante la fórmula: $C = W/A$ (kg/cm²), donde C es la resistencia a la compresión, W es la carga máxima (kg) indicado por la máquina de prueba y A es el promedio de las áreas brutas de las superficies de apoyo superior e inferior de la muestra (cm²). La resistencia a la flexión se calculó mediante la fórmula: $R_{flex} = 3FL/2bd^2$ (kg/cm²), donde F es la carga máxima (kg) indicada por la máquina de prueba, L es la longitud de la sección de soporte (cm), b y d son el ancho y el grosor de la muestra (cm) [150].

Capítulo 4. Resultados y discusión

4.1. Diseño de velocidad y tiempo de molienda

4.1.1. Molienda de las materias primas

Los resultados obtenidos en el proceso de molienda de la arena (ver **Figuras 4.1 y 4.2**), en la **Figura 4.1a-c**, se observó que, al aumentar la velocidad de molienda de arena aumenta la cantidad de partículas más pequeñas, pero el contenido del tamaño grande de partículas disminuye. A una velocidad de molienda de 300 rpm, la cantidad de polvo con un tamaño de partícula de 100 mesh (150 μm), aumenta significativamente y con el tamaño de partícula 120 mesh (125 μm) la cantidad de polvo es menor en comparación con lo anterior (**Figura 4.1d**).

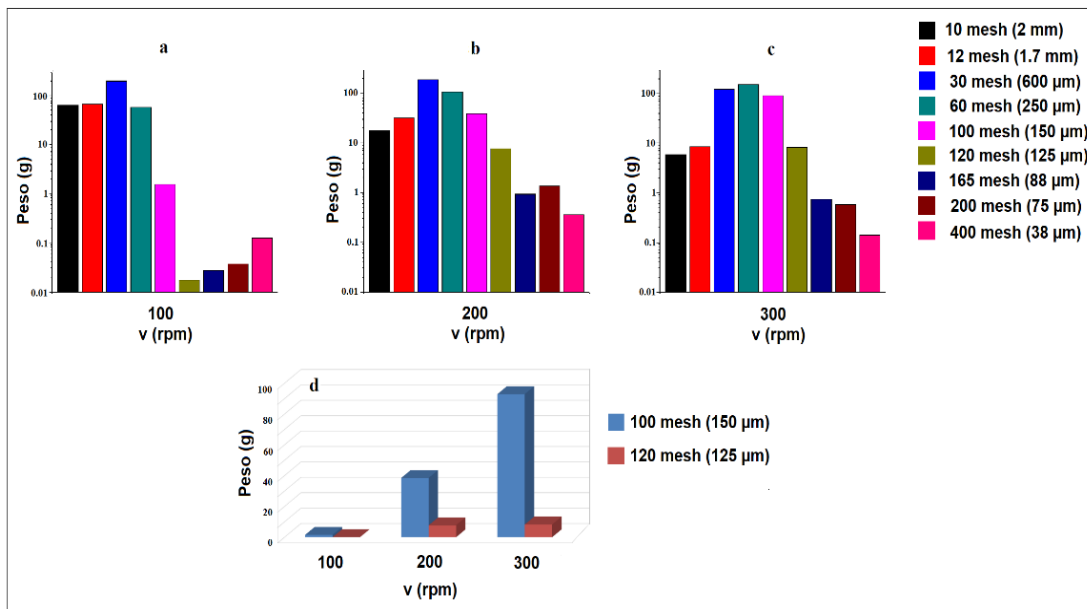


Figura 4.1. Distribución de peso de partículas de arena con diferentes tamaños (a-d) depende de la velocidad de molienda. Tiempo de molienda $t = 4$ min.

En la **Figura 4.2a-c**, se puede observar que, al aumentar el tiempo de molienda de la arena, aumenta la cantidad de partículas más pequeñas, pero el contenido del tamaño grande de partículas disminuye. En tiempos de 1 min, 4 min y 10 min de molienda a una velocidad de 300 rpm, la cantidad de polvo

con tamaño de partícula 100 mesh (150 μm), aumenta significativamente y el polvo con un tamaño de partícula 120 mesh (125 μm) la cantidad es menor con relación a lo anterior (**Figura 4.2 d**).

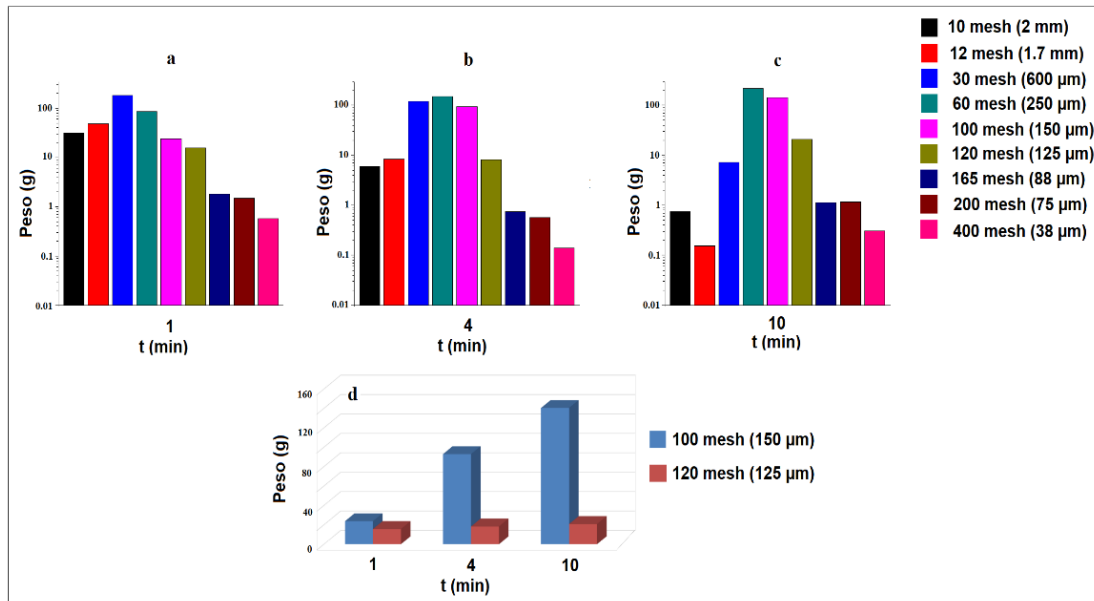


Figura 4.2. Distribución de peso de partículas de arena con diferentes tamaños (a-d) depende del tiempo de molienda. Velocidad de molienda $v = 300$ rpm.

Para clasificar el tamaño de partícula, los polvos obtenidos de la molienda se tamizaron. De la clasificación de las partículas se eligió el de 120 mesh (125 μm) para el proceso de elaboración de la mezcla en la fabricación de ladrillos. Durante la molienda del vidrio se obtuvo resultados similares con la arena (ver **Figura 4.3 y 4.4**). Donde la velocidad y tiempo (en el proceso de molienda del vidrio) fueron de 300 rpm y 4 minutos. En este régimen de molienda podemos obtener mayor cantidad de polvo con un tamaño de partículas (125 μm -150 μm). En el estudio del proceso de molienda de arena y vidrio, mostró que es más preferible usar el tamaño de partículas de 125 μm y 150 μm para la preparación de las mezclas para la producción de cerámica.

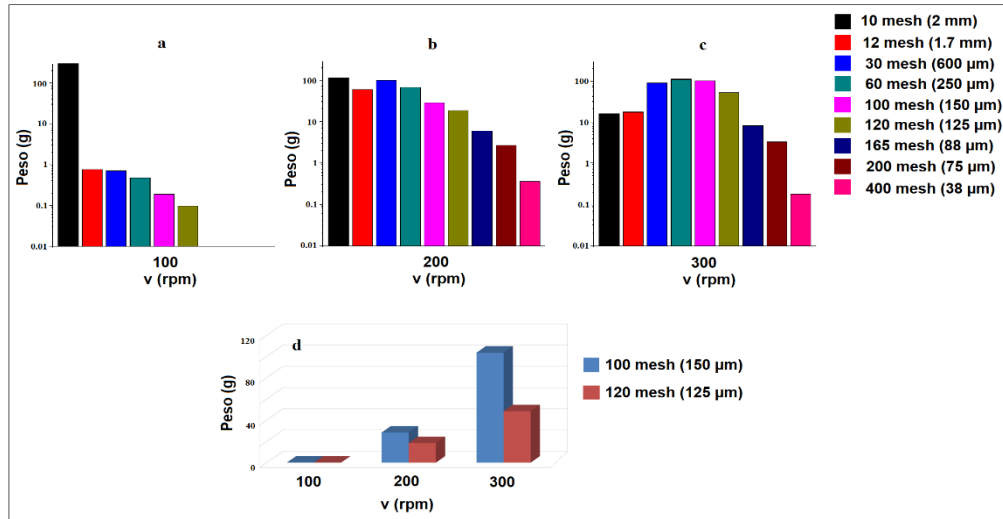


Figura 4.3. Distribución de peso de partículas de vidrio con diferentes tamaños (a-d) depende de la velocidad de molienda. Tiempo de molienda $t = 4$ min.

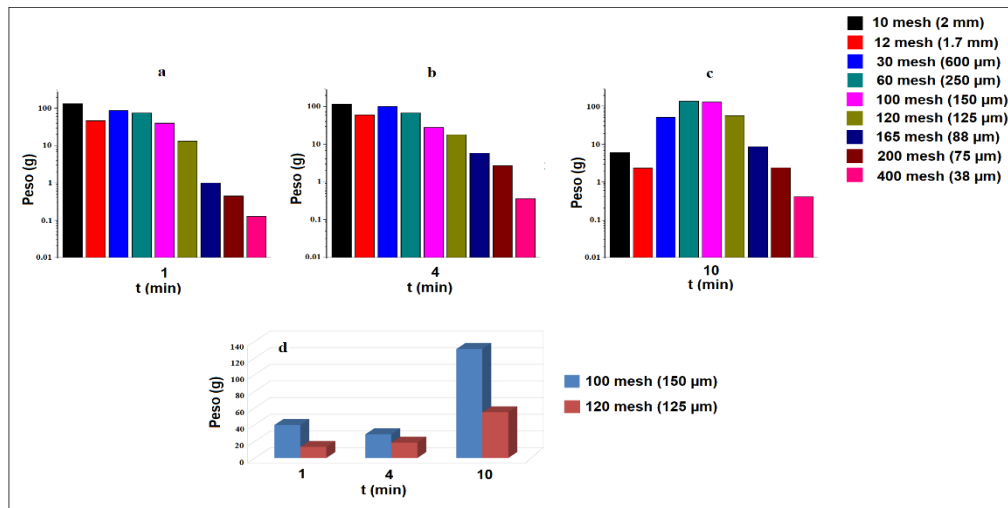


Figura 4.4. Distribución de peso de partículas de vidrio con diferentes tamaños (a-d) depende del tiempo de molienda. Velocidad de molienda $v = 300$ rpm.

Los resultados obtenidos indican que, bajo estos regímenes, se obtiene el mayor número de partículas con un tamaño de malla 100 mesh (150 μm). Esto corresponde al modo de ahorro de energía. Sin embargo, dado que hay poco mineral de arcilla en la materia prima utilizada, y más cuarzo, se deben usar aditivos con un tamaño de partícula más pequeño de 125 μm para proporcionar una mezcla más homogénea. Por lo tanto, para la preparación de mezclas, se eligió un régimen que garantice la producción de polvos con un tamaño de partícula de vidrio y arena de 125 μm.

4.2. Producción de ladrillos en una atmósfera de aire

4.2.1. Caracterización de los materiales iniciales

4.2.1.1. Difracción de rayos X (DRX)

En el análisis obtenido mediante la técnica de difracción de rayos X (DRX) de las muestras iniciales, se observó que la composición de las principales fases cristalinas de la arcilla utilizadas es: plagioclasas y cuarzo. La arcilla, en sí es una mezcla de caolinita y montmorillonita (**Tabla 4.1**). El contenido de los filosilicatos no excedió a 33% entre ellos, pero una cantidad insignificante de mica está presente. En la arena utilizada, las fases cristalinas son: cuarzo y las plagioclasas, que constituyen la mayor parte del material. Sin embargo, los filosilicatos también están presentes en la arcilla (ver **Tabla 4.1** y **Figura 4.5a, b**). Las muestras de arcilla y arena analizadas para esta investigación no difieren significativamente entre sí. Esta composición mineralógica de los componentes corresponde a las primeras etapas de fracturas de rocas volcánicas [151].

En la **Figura 4.5c**, se muestra el patrón de difracción del vidrio lo cual presenta un halo debido a su estructura amorfa.

Tabla 4.1. *Composición mineralógica de los componentes utilizados.*

Tipo de material	Composición de fases	Contenido, % en peso
Arcilla amarilla	plagioclasas: de $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$ a $\text{CaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$	22
	cuarzo (SiO_2)	45
	filosilicatos: mica ($d = 10\text{Å}$)	14
	caolinita ($d = 7\text{Å}$)	11
	montmorillonita ($d = 14\text{Å}$)	8
Arena negra	plagioclasas: de $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$ al $\text{CaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$	38
	cuarzo (SiO_2)	35
	filosilicatos: mica ($d = 10\text{Å}$)	8
	caolinita ($d = 7\text{Å}$)	5
	montmorillonita ($d = 14\text{Å}$)	10
	hematita (Fe_2O_3)	2

Nota: para el análisis se utilizó la fracción de arcilla <2 mm.

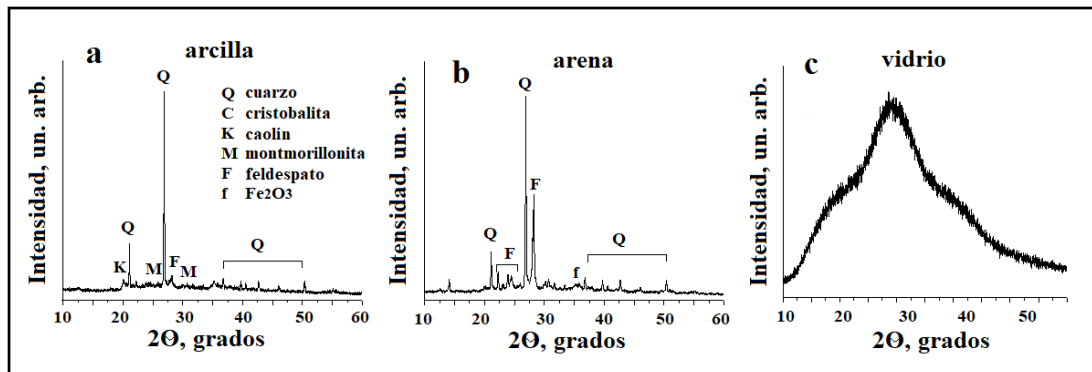


Figura 4.5. Patrones de difracción de rayos X de los materiales iniciales.

4.2.1.2. Fluorescencia de rayos X (EFR-X)

Los resultados obtenidos de la técnica de fluorescencia de rayos X de las muestras iniciales y cerámica, demostró que, en la composición química de las muestras, el contenido que mayor predomina es el SiO₂ (ver **Tabla 4.2**).

Tabla 4.2. Composición química de los componentes utilizados.

Componentes	Contenido, % en peso										
	SiO ₂	Fe ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	K ₂ O	CaO	Na ₂ O	TiO ₂	P ₂ O ₅	MgO	MnO	Σ
Arcilla	97.30	1.13	0.81	0.34	0.16	-	0.13	0.05	0.04	0.01	0.13
Arena	96.70	0.83	1.29	0.45	0.26	0.14	0.13	0.03	0.15	-	0.02
Vidrio	72.03	-	1.989	1.0	7.00	13.9	-	-	4.005	-	0.076
Cerámica											
100c	97	1.09	1.05	0.37	0.21	0.02	0.13	0.05	0.05	0.01	0.02
90c+10s	96.90	1.08	1.09	0.40	0.21	0.02	0.13	0.05	0.05	0.01	0.03
50c+50s	97.20	0.94	0.91	0.38	0.24	0.03	0.12	0.07	0.07	0.01	0.02
90c+10g	97.10	0.97	0.99	0.33	0.32	0.03	0.13	0.05	0.05	0.01	0.02
50c+50g	97.50	0.57	0.060	0.22	0.78	0.12	0.08	0.06	0.03	0.0075	0.023
40c+30c+30g	97.40	0.69	0.75	0.31	0.57	0.08	0.10	0.07	0.04	0.0079	0.022
25c+25s+50g	97.60	0.48	0.50	0.23	0.85	0.12	0.07	0.06	0.03	0.0064	0.014
15c+25s+60g	97.70	0.37	0.36	0.21	1.09	0.14	0.06	0.04	0.03	0.0054	0.025

Nota: (c) denota arcilla; (s) denota arena; (g) denota vidrio.

4.2.1.3. Índice de plasticidad

La evaluación realizada de la plasticidad de la arcilla mostró que tiene un coeficiente bajo IP = 12.65. Este tipo de arcilla se clasifica como margas pesada, cuya plasticidad varía de 12 a 17, y la fracción de arcillosa consiste principalmente en hidrómicas, montmorillonita, caolinita y formaciones

poliminerales. La producción de ladrillos de alta calidad a partir de este tipo de arcillas a baja temperatura de sinterización presenta dificultades.

4.2.1.4. Tratamiento térmico de las muestras iniciales

Durante el tratamiento de térmico de muestras iniciales de arcilla, arena y vidrio en una atmósfera de aire a medida que aumenta la temperatura, se observó cambios de color (ver **Figura 4.6**).

La arcilla en el rango $T_{tr} = 100-500\text{ }^{\circ}\text{C}$ que tiene un color café claro no muestra cambios de color, pero a una $T_{tr} = 600-1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, presenta cambios de color café claro a naranja.

La arena cambió de color negro a gris a una $T_{tr} = 100-300\text{ }^{\circ}\text{C}$. En el rango de $T_{tr} = 400-600\text{ }^{\circ}\text{C}$ cambió a color gris oscuro. La arena a una $T_{tr} = 700-900\text{ }^{\circ}\text{C}$ cambió a color café oscuro. Pero en el rango de $T_{tr} = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ cambió a color naranja.

El polvo de vidrio durante el tratamiento térmico al aumentar la temperatura, inicia la fusión en el rango de $T_{tr} = 700-1000\text{ }^{\circ}\text{C}$. En la $T_{tr} = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ es funcional porque reduce la temperatura.


































Tipo de mineral	Temperatura										
	Inicial	100 °C	200 °C	300 °C	400 °C	500 °C	600 °C	700 °C	800 °C	900 °C	1000 °C
Arcilla											
Arena											
Vidrio											

Figura 4.6. Tratamiento de la temperatura de los materiales iniciales en una atmósfera de aire. $T_{tr} = 30\text{ min}$.

4.2.2. Características de la preparación de moldeo

La presencia de una cantidad insignificante de montmorillonita, responsable de impartir plasticidad a la arcilla después de la adición de agua (ver **Tablas 4.1 y 4.3**), facilita el uso del método de moldeo plástico en la elaboración de los subproductos, después de la adición de arena.

Como se puede ver en la **Tabla 4.3**, la mica y la caolinita no poseen tales propiedades.

Tabla 4.3. *Capacidad de hinchamiento de los componentes arcillosos.*

Componente de fase	d, Å			Observación
	inicial	después etilenglicol	después $T_{tr}= 550^{\circ}\text{C}$	
Montmorillonita	14.7	17	10	Expansiva
Mica	9.96	10	9.9	No expansiva
Caolinita	7.1	7.1	X	No expansiva

Nota: El método de etilenglicol de procesamiento de arcilla proporciona la obtención de un patrón de difracción fiable de arcilla, a partir de pequeños ángulos de grabación [145].

Para diferentes mezclas, se requieren ciertas cantidades de agua por esta razón, en la preparación de composiciones binarias y ternarias (arcilla, arena y vidrio), debe tenerse en cuenta la cantidad total de montmorillonita presente en las mezclas. La importante influencia del aditivo de bentonita (montmorillonita) en la sinterización de la porcelana se observó en la referencia de esta investigación [152]. Se estableció que el moldeo plástico de la mezcla investigada es posible cuando se agregaron 40 ml de agua por cada 100 g de arcilla o una mezcla de componentes (ver **Figura 4.7**). Se debe tener en cuenta que es posible formar subproductos a partir de la masa resultante por moldeo plástico en moldes de madera y por extrusión. En un contenido de agua (20 ml), no se puede lograr una plasticidad apropiada de las mezclas.

Sin embargo, después de una mezcla completa, es posible obtener piezas de calidad satisfactoria de la masa dada por extrusión. Para un contenido de agua mayor (60 ml), el material se separa en capas, y una parte del material se retira del molde en la forma de suspensión que contiene partículas muy dispersas. En este caso, los subproductos se reducen en arcilla.



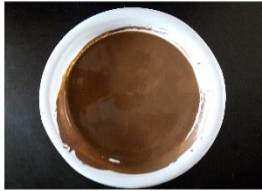








Etapa de preparación	Contenido de agua, ml / 100g		
<p>Etapa I introducción de agua</p>	<p>20 ml</p> 	<p>40 ml</p> 	<p>60 ml</p> 
<p>Etapa II introducción de la suspensión en moldes de madera</p>	<p>Es imposible realizar el moldeo plástico, pero está disponible por el método de extrusión</p> 	<p>moldeo plástico</p>  <p>también es posible por el método de extrusión</p>	<p>moldeo plástico</p>  <p>Es imposible realizarlo por el método de extrusión</p>
<p>Etapa III después de 1 día de secado al aire</p>	<p>Etapa IV Piezas en bruto extraídas de los moldes de madera después de 8 días de secado al aire.</p>	<p>moldeo plástico</p> 	<p>moldeo plástico</p>  <p>la suspensión que fluye del molde de madera</p>
<p>Etapa IV piezas en bruto extraídas de los moldes de madera después de 8 días de secado al aire</p>	<p>pieza en bruto obtenida por el método de extrusión</p> 	<p>moldeo plástico</p> 	<p>moldeo plástico</p> 

Figura 4.7. Diferentes etapas de preparación de los subproductos.

Como se puede ver en la **Figura 4.8, columnas 1**, durante la etapa de secado de los subproductos durante 8 días, la mezcla en la que se agregaron grandes cantidades de arena y vidrio tuvo la menor contracción libre (**Figura 4.8a, b, columnas 1**) [153].

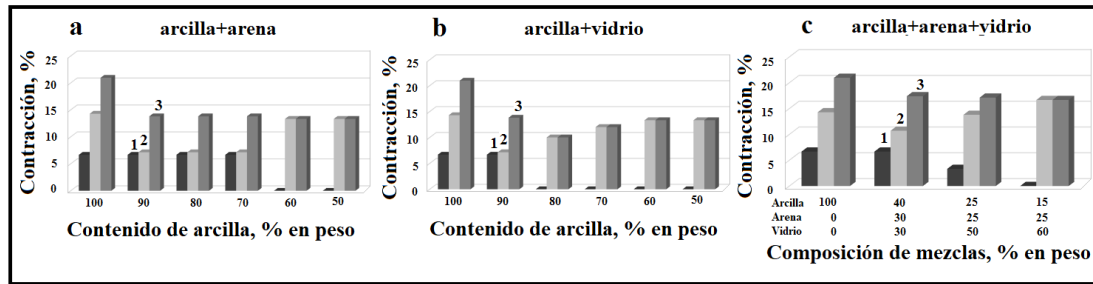


Figura 4.8. Cambio en la contracción de los subproductos (Σ_1), (1), las contracciones en la sinterización de muestras cerámicas (Σ_2), (2) y la contracción total de las muestras (Σ), (3) obtenidas de diferentes mezclas. Para la contracción libre (Σ_1), el tiempo de secado de los subproductos es de 8 días. Por contracción en el régimen de sinterización (Σ_2), $T_{\text{sint.}} = 800 \text{ C}$, $t_{\text{sint.}} = 8 \text{ h}$. La contracción total es $\Sigma = \Sigma_1 + \Sigma_2$. El error de medición para la contracción lineal (Σ) es $\pm 0.57\%$.

En las mezclas ternarias, se observaron cambios similares: cuando menor es el contenido de arcilla, mayor es el contenido de componentes no plásticos (arena y vidrio), menor es la contracción de los subproductos (ver **Figura 4.8c**, columnas 1).

4.2.3. Caracterización de muestras cerámicas

4.2.3.1. Difracción de rayos X (DRX)

Los resultados obtenidos de las investigaciones de DRX muestran que, independientemente de la composición de las mezclas iniciales, las principales fases cristalinas en muestras cerámicas son el cuarzo y los feldespatos (**Figura 4.9a-d**) que están presentes en los materiales iniciales. Dependiendo de la proporción de los componentes en las mezclas iniciales, su contenido en la cerámica cambia. Por ejemplo, para una mezcla de arcilla y arena (**Figura 4.9e**), el contenido de estas fases aumenta inicialmente hasta $C_{\text{arcilla}} > 70\%$, y luego, en $C_{\text{arcilla}} \leq 70\%$, el contenido de cuarzo disminuye, mientras que el contenido de feldespato aumenta. Este carácter de cambio en el contenido de estas fases se explica por la cercanía de las composiciones de fase de la arcilla y arena utilizadas, es decir, el

contenido total de cuarzo y feldespato. Con un aumento en la fracción de arena en las mezclas, el contenido de cuarzo total inicialmente aumenta y luego disminuye, mientras que, para los feldespatos, se observa un aumento gradual en su contenido (ver **Tabla 4.1**). En la cerámica obtenida de la mezcla de arcilla y vidrio (**Figura 4.9f**), los cambios de fase observados indican el desarrollo de los procesos de interacción entre los componentes acompañados de la formación de una cantidad adicional de feldespatos y la fase de vidrio. Se produce la liberación parcial de sílice de la fusión durante su enfriamiento, y, por lo tanto, se produce la composición del recién formado cambio de vidrio [154]. Tenga en cuenta que la presencia de vidrio en los productos de sinterización se registra en forma de halo en los patrones DRX. En la cerámica obtenida a partir de las mezclas ternarias (ver **Figura 4.9g**), la composición de las principales fases cristalinas de las muestras es: cuarzo, feldespato y la fase de vidrio (cerámica obtenida de la mezcla de arcilla y vidrio).

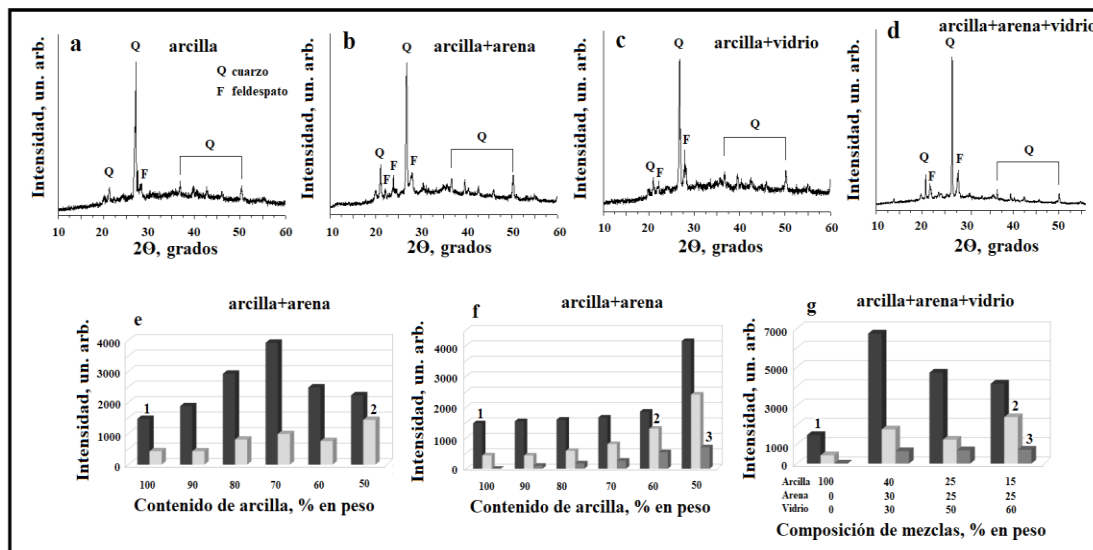


Figura 4.9. Patrones de difracción de rayos X de la cerámica obtenida de diferentes mezclas (a-d) y cambio en la intensidad de los picos de las fases principales con el contenido de arcilla en las mezclas.

El cambio en el contenido de todas estas fases indica no solo la interacción de los componentes de las mezclas en la sinterización,

sino también la formación de feldespatos y cristales con una nueva composición, que se acompaña de la liberación de SiO_2 . Además, precisamente el porcentaje de arcilla, vidrio y arena en las mezclas iniciales, predetermina el contenido de las fases cristalinas y roentgen-amorfas recién formadas (vidrio) en $T_{\text{sint.}} = 800 \text{ }^\circ\text{C}$. Según los datos del análisis de fluorescencia de rayos X, el cambio en el contenido de óxidos en las muestras de cerámica se correlaciona con los cambios en el contenido de los componentes utilizados en las mezclas de polvo iniciales (ver **Tablas 3.1 y 4.2**).

4.2.3.2. Espectroscopía infrarroja con transformada de Fourier (FT-IR) con reflexión total atenuada (ATR)

Un análisis de los espectros de absorción IR (**Figura 4.10**) reveló las siguientes características de la reordenación de fase durante la sinterización de mezclas. En las mezclas binarias y ternarias, a medida que disminuye el contenido de arcilla, en las mezclas iniciales se observa un aumento de la intensidad de las bandas de absorción de feldespato [155]. El feldespato se forma más activamente en la presencia de vidrio. La intensidad de las bandas de absorción de SiO_2 disminuye gradualmente por dos razones: debido a un aumento en el contenido de feldespato en la cerámica y debido al tamizado de cristales de cuarzo por una capa que consiste en productos recién formados, vidrio y feldespato.

Sobre la base de los análisis de espectroscopía DRX e IR, la cerámica sintetizada predomina un compuesto de cuarzo-feldespato unido por una fase de vidrio, que difiere radicalmente de cerámica tradicional obtenida de arcillas plásticas para la producción de ladrillo de construcción.

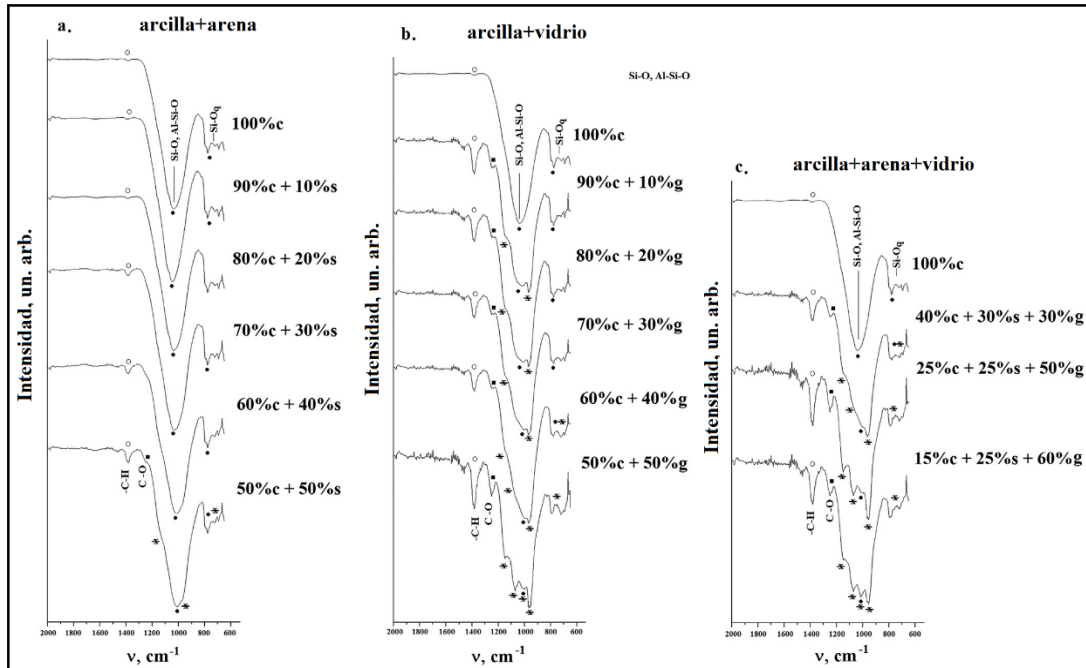


Figura 4.10. Espectros de absorción IR en materiales cerámicos obtenidos por sinterización de mezclas: (a) arcilla-arena; (b) arcilla-vidrio; (c) arcilla-arena-vidrio. $T_{\text{sint.}} = 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8 \text{ h}$. (•) bandas de absorción de enlaces Si-O y Al-Si-O en SiO_2 y aluminosilicatos; (*) bandas de absorción en feldespato; (o □) bandas de absorción de gases del medio ambiente; absorción Si-O bandas para cuarzo.

4.2.3.3. Contracción

La evaluación de la contracción de las muestras después de la sinterización. (ver **Figura 4.8, columnas 2**) mostró que las muestras obtenidas de las mezclas de arcilla y vidrio tienen una contracción menor que la cerámica preparada a partir de arcilla pura (**Figura 4.8a, columnas 1 y 2**). Esto fue causado por un aumento en el contenido de sílice y feldespatos en las mezclas utilizadas y la baja temperatura de sinterización, donde se forma una cantidad muy baja de la fase líquida. Sin embargo, con un aumento en el contenido de arena, la contracción de los especímenes aumenta. De acuerdo con los análisis DRX, esto puede explicarse por un aumento en el contenido de los agentes de fusión (feldespato) y un aumento en el contenido de la fusión eutéctica de sílice feldespato-nanodispersa, que se forma como resultado de la descomposición del mineral arcilloso [156-157].

Durante la sinterización de las mezclas de arcilla y vidrio, la contracción (**Figura 4.8b, columnas 2**) es similar a la contracción de las muestras preparadas a partir de las mezclas de arcilla y arena. Sin embargo, las micrografías de fracturas de las muestras de diferente composición aumentan en $C_{\text{vidrio}} \geq 20\%$ en peso, mientras que, para las mezclas de arcilla y arena, la contracción aumenta a $C_{\text{arena}} \geq 60\%$ en peso. Esto se explica por los diferentes contenidos de la fase de vidrio líquido durante la sinterización

La sinterización de las mezclas ternarias (ver **Figura 4.8c, columnas 2**) es acompañado por la mayor contracción. Precisamente estas muestras contienen una gran cantidad de feldespatos, fase de vidrio (ver **Figura. 4.9e-g**) y, como consecuencia, la mayor cantidad de masa fundida eutéctica.

Evaluando la contracción total de las muestras (ver **Figura. 4.8, columnas 3**), incluyendo la contracción libre y la contracción en la sinterización, la contracción libre ejerce una influencia sustancial en las mezclas que contienen una gran cantidad de arcilla, durante la etapa de sinterización, la contracción depende de la cantidad de la fase de vidrio introducido.

4.2.3.4. Microscopía electrónica de barrido (MEB) con microanálisis de rayos X por el espectrómetro de dispersión de energías (EDS)

Se observó en la Figura **4.11a, a'-d, d'**, el material cerámico consiste de granos grandes incrustados en un material de grano más fino. En todos los materiales cerámicos, los poros están presentes.

De acuerdo con los datos del análisis EDS (**Figura 4.11a "-d"**), los granos grandes son sílice, y los granos finos consisten en silicatos de diferente composición. En el caso de que la arena se adicione a la arcilla, la fracción de partículas grandes de sílice en la cerámica aumenta significativamente (ver **Figura 4.11a, b**). En la cerámica obtenida con una adición de vidrio (**Figura 4.11c**), se registran áreas de fusión solidificada de diferentes tamaños, que unen granos de material más refractario. La cerámica obtenida de las mezclas

ternarias (**Figura 4.11d**), se caracteriza por una mayor homogeneidad del material. Dependiendo de la composición de las mezclas iniciales, el contenido de granos de mayor tamaño de SiO₂ y grandes inclusiones de la fase de vidrio en la cerámica disminuye, lo que conduce a una disminución en la porosidad del material. Al mismo tiempo, el contenido de la fracción fina aumenta, y está presente no solo en forma de inclusión individual, sino también en forma de franjas de granos de SiO₂.

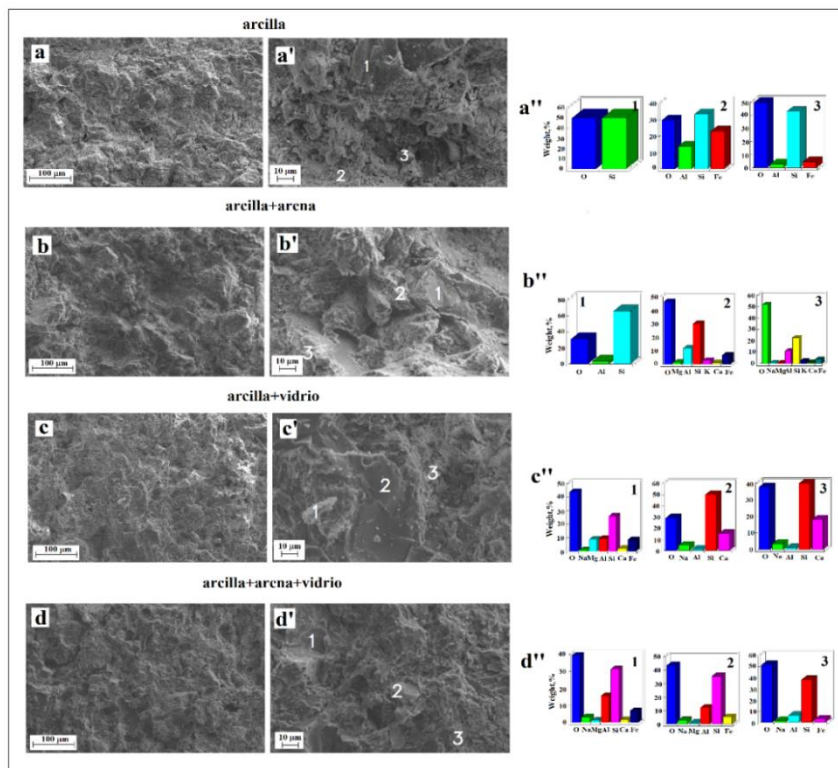


Figura 4.11. Micrografías de fracturas de muestras (a, a'-d, d') obtenidas de diferentes mezclas y contenidos de elementos (a''-d'') en diferentes lugares de las cerámicas indicadas en (a'-d'). $T_{\text{ sint. }} = 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{ sint. }} = 8 \text{ h}$.

4.2.3.5. Densidad y porosidad

De la **Tabla 4.4**, se observa que los valores de densidad aparente y real de los especímenes estudiados no difieren significativamente de la cerámica con un contenido de arcilla del 100%. Esto se debe al hecho de que la composición mineralógica de la arcilla y arena son similares una de la otra, las plagioclasas y los filosilicatos presentes en arcilla y arena, así como el vidrio de bajo punto

de fusión, son agentes de fusión (ver **Tablas 4.1 y 4.2**). Correspondiente, la porosidad (abierta y total) de las muestras cerámicas obtenidas de varias mezclas tienen un valor cercano (ver **Tabla 4.4**)

Tabla 4.4. *Propiedades del material cerámico.*

Muestra	Masa de la roca (MR), g	Masa de la roca WHidrostático (MH), g	Masa de la roca saturada (Ms), g	Densidad aparente (ρ_b), g/cm ³	Porosidad abierta (al agua) (ϕ_a), %	Densidad real (picnometría de gas) (ρ_b), g/cm ³	Porosidad total (ϕ_T), %
100%c	37.99	22.10	43.16	1.80	24.55	2.66	32.30
90%c+10%s	35.23	21.55	40.42	1.87	27.51	2.66	29.82
50%c+50%s	39.41	24.60	46.84	1.77	33.39	2.68	33.87
90%c+10%g	37.32	22.60	42.58	1.87	26.31	2.59	27.77
50%c+50%g	39.77	22.85	45.95	1.72	26.76	2.48	30.67
40%c+30%s+30%g	36.20	21.70	43.03	1.70	32.03	2.61	35.01
25%c+25%s+50%g	41.58	24.55	49.18	1.69	30.86	2.56	34.16
15%c+25%s+60%g	39.97	22.30	45.42	1.73±0.06	23.57±0.13	2.48±0.06	30.20±0.26
Error							

Nota: (c) denota arcilla; (s) denota arena; (g) denota vidrio.

4.2.3.6. Absorción de agua

La evaluación de la absorción de agua (**Figura 4.12**) por el método utilizado mostraron que, en la cerámica obtenida de la mezcla de arcilla-arena la capacidad de absorción de agua aumentó con la disminución en el contenido de arcilla al aumentar el contenido de arena (**Figura 4.12a**), pero la absorción disminuyó en la cerámica formada a partir de la mezcla de arcilla-vidrio, con el aumento en el contenido de vidrio (**Figura 4.12b**). En la cerámica sintetizada a partir de las mezclas ternarias, también se observó una disminución del contenido de arcilla y vidrio (**Figura 4.12c**).

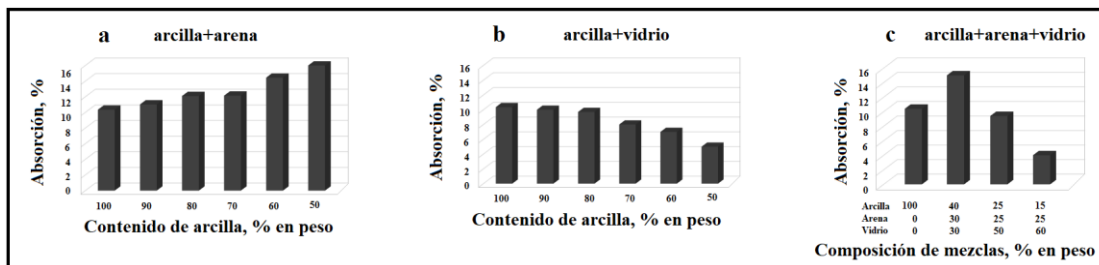


Figura 4.12. Cambio en la capacidad de absorción de agua en muestras cerámicas de diferente composición. La cerámica se obtuvo en $T_{\text{ sint. }} = 800 \text{ }^\circ\text{C}$ para $t_{\text{ sint. }} = 8 \text{ h}$. La medida del error de la capacidad de absorción de agua es ± 0.7 .

Estos cambios se correlacionan con los datos de DRX, MEB y contracción. Tenga en cuenta que el valor de la absorción, que se determina por la presencia de poros abiertos, es menor que los datos presentados en la **Tabla 4.4**, aunque la tendencia general se mantiene la diferencia observada se explica por la diferencia en los procedimientos de medición.

4.2.3.7. Propiedades mecánicas

Las pruebas mecánicas realizadas a las muestras indicaron que (**Figura 4.13**), para todos los tipos de muestras obtenidas de las mezclas binarias y ternarias, la fuerza de flexión y compresión son mayores en comparación a los estudios en el estado de Guerrero, Norma Mexicana NMX-C404-ONNCCE, ASTM C773 y ASTM C1161 [148-150, 158-159] (ver **Figura 4.13, a -c**). En cuanto a la cerámica obtenida de las mezclas arcilla-arena y arcilla-vidrio, los especímenes con un contenido de adiciones de ~ 10% en peso exhiben la máxima resistencia a la compresión. La resistencia a la compresión disminuye con el aumento del contenido de adiciones de arena (ver **Figura 4-13a**), particularmente a $C_{\text{arcilla}} < 70\%$ en peso, es decir, con un contenido significativo de cuarzo en la cerámica. En los especímenes obtenidos de las mezclas de arcilla-vidrio, la resistencia a la compresión supera los valores estándar hasta $C_{\text{arcilla}} \sim 50\%$ en peso (ver **Figura 4.13b**). En las mezclas ternarias, la $r_{\text{compr.}}$, depende en mayor medida del contenido de vidrio en las mezclas iniciales que del contenido de arcilla y arena en ellas (ver **Figura 4.13c**). Las pruebas de fractura de especímenes (ver **Figura 4.13a'-c'**) también revelaron dependencia de $r_{\text{flex.}}$ tanto en el contenido de arena como en el contenido de vidrio.

Como se puede ver en la **Figura 4.13**, la adición de vidrio de baja fusión adicionada a la arcilla con un alto contenido de sílice, no sólo mejora sustancialmente las propiedades de resistencia de la cerámica, sino que también permite agregar una cantidad adicional de un aditivo más magro

(arena) y obtener una cerámica resistente a baja temperatura de sinterización (800 °C), durante un tiempo de sinterización de 8 h.

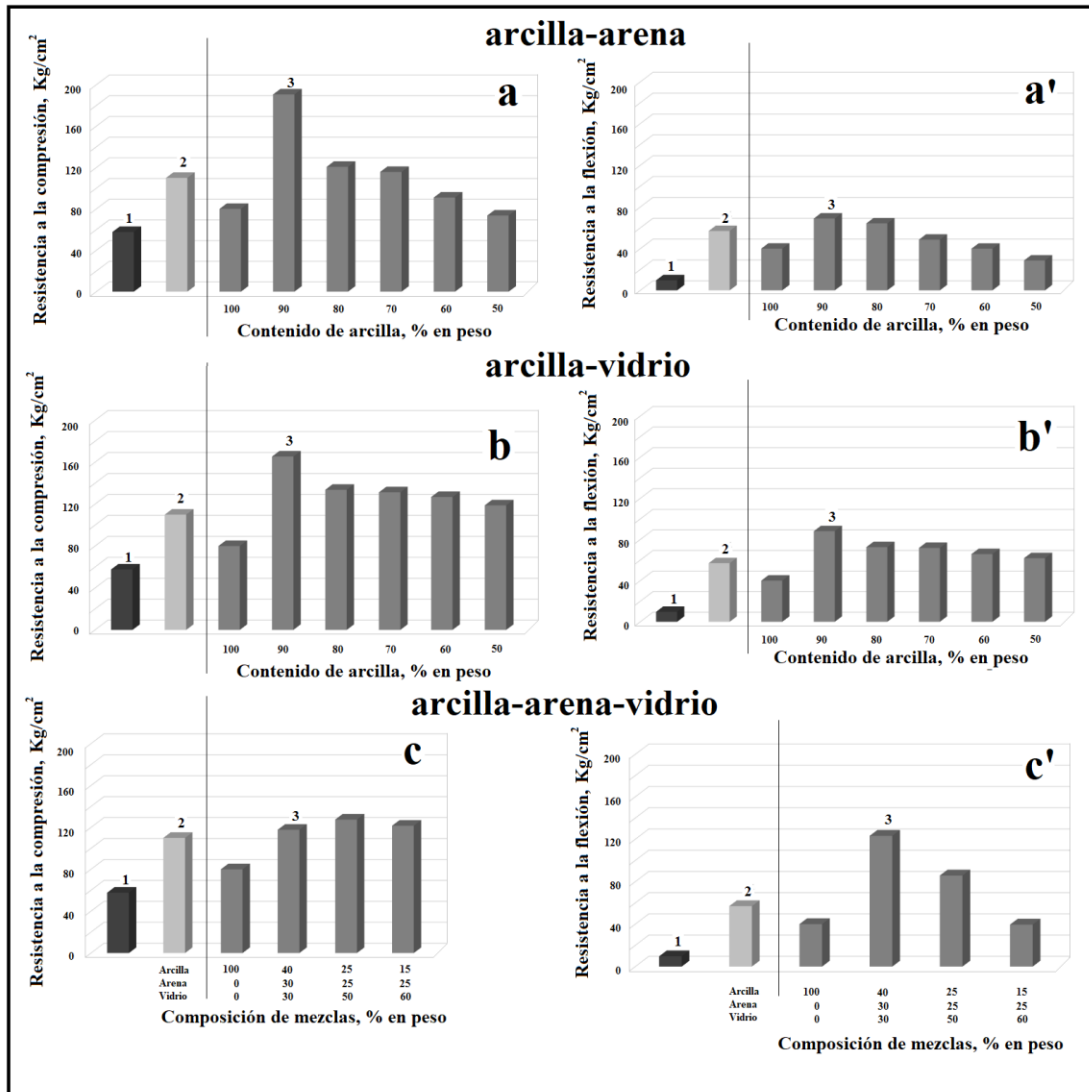


Figura 4.13. Cambio en la resistencia a la compresión (a-c) y la resistencia a la fractura (a'-c') de muestras con la composición de las mezclas iniciales. $T_{sint.} = 800\text{ C}$, $t_{sint.} = 8\text{ h}$. La columna 1 corresponde a los estudios en el estado Guerrero, la columna 2 corresponde a las normas estándar, las columnas 3 corresponden a los datos experimentales. El error de medición para la resistencia a la compresión es $\pm 2.34\text{ kg/cm}^2$. El error de medición para la resistencia a la flexión es 3.16 kg/cm^2 .

Para explicar este fenómeno, se debe tomar en cuenta la composición de la arcilla y arena utilizadas, que contienen una gran cantidad de feldespatos de cuarzo y sodio-calcio (plagioclasas) y una pequeña cantidad de arcillas. Las plagioclasas son agentes de fusión y las mezclas naturales de plagioclasas de cuarzo pueden considerarse pegmatitas, las cuales se caracterizan por la variabilidad de la composición [156-157]. Para obtener una cerámica de alta calidad de una mezcla de arcilla y pegmatita, es necesario reducir el contenido de cuarzo, razón por la que, al aumentar el contenido de arena adicionado en las mezclas iniciales de arcilla-arena se rompe la relación cuarzo/pegmatita (ver **Figura 4.9e**) y las propiedades de resistencia de la muestra cerámica se ven afectadas (ver **Figura 4.13a, a'**). Las propiedades de la cerámica obtenida de las mezclas de arcilla-vidrio tienen buenas propiedades de resistencia (ver **Figura 4.13b, b'**) debido a la aparición de la fase de vidrio líquido, donde une a todas las partículas refractarias de cuarzo y feldespato, que retienen una proporción constante de cuarzo/feldespato hasta $C_{\text{arcilla}} \sim 60\%$ en peso (ver **Figura 4.10c, y Figura 4.9f**). En la cerámica obtenida de las mezclas ternarias, las propiedades de resistencia (ver **Figura 4.13c, c'**) dependen de la presencia de la fase de vidrio y de la relación cuarzo/feldespato (ver **Figura 4.9g**).

Se sabe que el cuarzo su punto de fusión es de ~ 1600 °C, las plagioclasas /feldespatos se funden a 1100-1550 °C, y el feldespato-sílice, la eutéctica se funde a ~ 1000 °C. Las rocas de feldespato proporcionan la apariencia de una fase vítrea, que es necesaria para la sinterización de una cerámica en masas. Esta fase disuelve los componentes silíceos de la masa cerámica, imparte la deformación en la resistencia a los productos durante la combustión y promueve la formación de nuevas fases cristalinas de la fusión, razón por la que los agentes de fusión se agregan a la arcilla. La acción fundente de los feldespatos se manifiesta en masas cerámicas desde una temperatura de 900 °C. Para margas, la sinterización se lleva a cabo en el rango de temperatura 980–1000 °C [156-157]. En el presente trabajo, la sinterización se realizó a

800 °C. Esta reducción de la temperatura se hizo posible como resultado de la introducción de vidrio de baja fusión con $T_{\text{sint.}} \sim 800$ °C. El cambio en el contenido de cuarzo y feldespato en la cerámica obtenida de las mezclas que contienen adiciones de vidrio (ver **Figura 4.9f, g y Figura 4.10**) indica el desarrollo de procesos de interacción entre el vidrio fundido y los componentes de arcilla y arena. En este caso, el vidrio adicionado desempeña el papel de un agente de bajo punto de fusión [160]. Se debe tomar en cuenta que varios autores observaron una disminución de la temperatura de sinterización de los ladrillos hasta 800 °C después de la adición de aditivos como calcita, dolomita, clorito de sodio, y diferentes tipos de desechos [161-167]. Sin embargo, sólo en el presente trabajo fue posible sintetizar cerámica con propiedades mecánicas mayores, a una sinterización de 800 °C. Durante el proceso de sinterización, la composición del vidrio cambia y su contenido afecta la porosidad (ver **Figuras 4.11, 4.12**) y la resistencia de las muestras (ver **Figura 4.13**).

Un gran contenido de la fase de vidrio conduce al llenado de poros abiertos (es decir, a una disminución en la capacidad de absorción de agua), mientras que un aumento en el contenido de vidrio, la cerámica se vuelve más resistente y frágil lo cual conduce a una disminución en la resistencia a la flexión y a la compresión.

Así, en el presente trabajo, se obtuvo cerámicas de construcción de alta calidad en $T_{\text{sint.}} = 800$ °C para $t_{\text{sint.}} = 8$ h a partir de arcilla con un alto contenido de sílice, aplicando el moldeo plástico en la elaboración de los subproductos. Por regla general, estas arcillas para la producción de los subproductos se obtienen mediante el método de prensado semiseco o seco y la posterior sinterización a alta temperatura (ver **Tabla 4.5**).

Tabla 4.5. *Análisis comparativo de tecnologías para la producción de muestras cerámicas a partir de arcillas plásticas altamente síliceas.*

Preparación de la tecnología cerámica	Resistencia a la compresión, MPa	Resistencia a la flexión, MPa	Absorción de agua, %
[157] Tecnología estándar: arcilla plástica, moldeo plástico, $T_{\text{sint.}} = 1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 24 \text{ h}$	Aproximadamente 7.5-15	Aproximadamente 1.8-2	Aproximadamente 5-8
Nuestra tecnología [169]: arcilla plástica, moldeo plástico, $T_{\text{sint.}} = 1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8 \text{ h}$.	8.1-15*	4-7*	1.6-7*
[170]: arcilla altamente sílicea, moldeo por compresión a 18–20 MPa, $T_{\text{sint.}} = 1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 42 \text{ h}$	15.5-18.7	3.9-4.7	11-12.6
[171]: arcilla altamente sílicea, moldeo por compresión a 4 T, $T_{\text{sint.}} = 900\text{-}1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8 \text{ h}$	19-23.3		
[172]: arcilla altamente sílicea, moldeo por compresión a 75 MPa, $T_{\text{sint.}} = 1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 2 \text{ h}$		122-197	
[173]: arcilla altamente sílicea, moldeo por compresión a 5 kN, $T_{\text{sint.}} = 900\text{-}1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8 \text{ h}$	8.56-15.37		42.77-24.52
Este trabajo: arcilla altamente sílicea, moldeo plástico, $T_{\text{sint.}} = 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8 \text{ h}$	7-18*	3.5-12*	3-16*

* Dependiendo de la composición.

Nota: La tabla muestra que la tecnología para la producción de ladrillos a partir de arcillas plásticas y altamente síliceas no tiene sentido de comparar ya que las técnicas para la preparación de los subproductos son fundamentalmente diferentes. Sin embargo, varias propiedades cerámicas pueden ser similar.

A partir de esas arcillas se obtienen ladrillos con propiedades refractarias, se utilizan en la fabricación de ladrillos de hornos industriales (hornos de coque y

de fusión de vidrio) y fogoneros [156-157]. Dado que la condición necesaria de utilizar el moldeo plástico en los subproductos es la presencia de arcilla montmorillonita, cuyo contenido en la “arcilla” utilizada es menor (ver **Tabla 4.1**), en el presente trabajo, la arena, (similar con la composición química de la arcilla utilizada) contiene montmorillonita se adicionó a la arcilla. De esta manera, logramos aumentar el contenido total de montmorillonita en las mezclas iniciales y realizar el moldeo plástico en los subproductos. En este caso, la arena utilizada no se utiliza como <<un diluyente>> que suele agregarse en arcillas plásticas, sino que se usa como fuente de aumento de la plasticidad de la “arcilla”. Sin embargo, en vista de la pequeña cantidad total de la montmorillonita, tales mezclas requieren una selección minuciosa de la relación sólido/líquido en la preparación en los subproductos para evitar la formación de suspensiones y su eliminación de los moldes de madera. La condición necesaria para disminuir la temperatura y tiempo de sinterización en los subproductos, es la formación de fusión a baja temperatura. Como “iniciador” de este proceso, elegimos vidrio de baja fusión, cuya composición elemental estaba cerca a la formación elemental de los componentes principales (arcilla y vidrio). Precisamente este aditivo es el flujo principal (ver **Figura 4.9b**), que promueve la formación de eutéctica de baja temperatura en los sistemas vidrio-feldespatos primarios que están presentes en la arcilla y arena, así como también, el sistema de vidrio-feldespato-sílice (ver **Figura 4.9f, g** y la **Figura 4.9**). Durante el enfriamiento, la sílice y los feldespatos recién formados se cristalizan a partir de estas fundiciones. Se observó que los especímenes obtenidos son un trifásico compuesto formado por cuarzo y feldespatos unidos por la fase de vidrio. La baja temperatura de sinterización descarta el desarrollo de transformaciones polimorfos de SiO_2 [168] y, por tanto, previene generación de tensiones en la fase vítrea como resultado de un cambio en el volumen de modificaciones de sílice. Esto proporciona, propiedades de alta resistencia en las vitrocerámicas sintetizadas. Por lo tanto, el uso de residuos de vidrio molidos de bajo punto de fusión hace posible

realizar una tecnología de fabricación de ladrillos de construcción de ahorro energía. Los resultados obtenidos abren el camino para la producción de ladrillos de construcción resistentes en el marco de la artesanía y producción semi artesanal a partir de arcillas de alto contenido de sílice del estado de Guerrero, México y en otras regiones que contienen principalmente arena margas.

4.3. Producción de ladrillos en una atmósfera de argón

4.3.1. Caracterización de los materiales iniciales

4.3.1.1 Fluorescencia de rayos X (EFR-X)

De acuerdo con el análisis de fluorescencia (EFR-X), el óxido de hierro está presente en todos los componentes iniciales (ver **Tabla 4.6**).

Table 4.6. Composición química de los elementos utilizados.

Componente	Contenido %, en peso										
	SiO ₂	Fe ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	K ₂ O	CaO	Na ₂ O	TiO ₂	P ₂ O ₅	MgO	MnO	Σ
Arcilla	97.30	1.13	0.81	0.34	0.16	-	0.13	0.05	0.04	0.01	0.13
Arena negra	68.9	4.29	14.19	2.6	1.62	3.74	0.86	0.19	1.33	0.05	2.23
Vidrio	72.81	1.08	0.29	0.45	11.29	13.25	0.14	0.03	0.5	0.02	0.15

Nota: El polvo de vidrio consiste en una mezcla de los tres tipos de vidrio (botellas) de color, blanco transparente, verde y marrón. Se tomaron proporciones iguales en porcentajes en peso de cada polvo de vidrio de color para formar la mezcla analizada.

4.3.1.2. Tratamiento térmico de las muestras iniciales

Durante el tratamiento térmico de estos materiales, en una atmósfera de argón a medida que aumenta la temperatura, su color cambia gradualmente (ver

Figura 4.14).

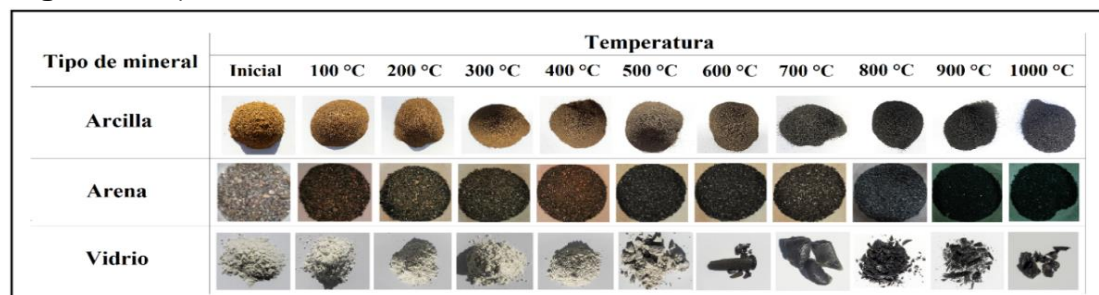


Figura 4.14. Tratamiento de la temperatura de los materiales iniciales en una atmósfera de argón. T_{tr} = 30 min.

Incluso la $T_{tr} = 500-600\text{ }^{\circ}\text{C}$, la arcilla cambió a un color marrón oscuro, y la $T_{tr} \geq 700\text{ }^{\circ}\text{C}$, a un color gris oscuro. La arena se oscurece gradualmente y se vuelve negra a una $T_{tr} \geq 500\text{ }^{\circ}\text{C}$. El vidrio comienza a fundirse a $T_{tr} > 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ y adquiere un color gris. En el rango $T_{tr} \sim (800-1000\text{ }^{\circ}\text{C})$, se produce una fusión intensiva del vidrio. Debido a la disminución de la viscosidad, la masa fundida se extiende sobre la superficie del sustrato, y al enfriarse, como resultado microtensiones en la interfaz entre el sustrato y la capa de vidrio fundido, se produce el agrietamiento del vidrio.

Los cambios en el color de los materiales utilizados indica la probabilidad de procesos como la recuperación parcial de hematita, que está presente en arcilla, arena y vidrio (ver **Tabla 4.6**). Es posible que los iones Fe^{2+} entren en las plagioclasas, sílice (SiO_2) y vidrio. También es posible la formación de nuevas fases de ferrosilicatos de compuestos de color oscuro [174-177].

4.3.2. Preparación de los subproductos

Al preparar las piezas mediante el moldeo plástico (ver **Figura 4.15**), se agregaron 40 ml de agua a la mezcla y los moldes de madera se llenaron con masa plástica. Después de 8 días de secado, solo aparece pelusa en la superficie de los moldes que contienen 90% en peso de arena. Debido a la evaporación de sales solubles en agua presentes en arcilla y arena (ver **Tablas 3.2, 4.6**) [178]. La característica principal de tales moldes es la mala adhesión de las partículas de arena debido al bajo contenido de montmorillonita en la composición.










Etapa de preparación	Composición de mezclas %, en peso		
	90 arcilla+10 arena	50 arcilla+50 arena	10 arcilla+90 arena
Etapa I Introducción de agua			
Etapa II Introducción de la suspensión en moldes de madera			
Etapa III Después de 8 días de secado			

Figura 4.15. Preparación de piezas mediante el moldeado plástico. El contenido de agua agregada en la mezcla es de 40 ml/100 g de sólido.

4.3.3. Caracterización de muestras cerámicas

4.3.3.1 Tipo de muestras cerámicas

Tenga en cuenta que todas las muestras cerámicas sinterizadas a 800 °C, dependiendo de la composición de las mezclas iniciales, tienen un color que cambia de gris claro a gris negro (**Figura 4.16**). Esto significa que al cambiar la composición de las mezclas iniciales bajo el mismo modo de sinterización (temperatura, tiempo, composición del ambiente gaseoso en el horno), es posible obtener ladrillos de color oscuros de diferentes intensidades, en lugar de rojo marrón, en la sinterización en atmósfera de aire.

Tipo de mezclas	Contenido de componentes en mezclas %, en peso									
arcilla-arena	100%c	90%c+10%s	80%c+20%s	70%c+30%s	60%c+40%s	50%c+50%s	40%c+60%s	30%c+70%s	20%c+80%s	10%c+90%s
arcilla-vidrio	100%c	90%c+10%g	80%c+20%g	70%c+30%g	60%c+40%g	50%c+50%g	40%c+60%g	30%c+70%g	20%c+80%g	10%c+90%g
arcilla-arena-vidrio	100%c	40%c+30%s+30%g	25%c+25%s+50%g	15%c+25%s+60%g						

Figura 4.16. Modificación de la coloración de la cerámica de acuerdo con la composición de las mezclas iniciales. $T_{\text{sint.}} = 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8 \text{ h}$. Nota: c, indica arcilla; g, vidrio y s, arena.

Las muestras obtenidas con un alto contenido de arena ($\geq 60\%$ en peso) se hinchan, la porosidad aumenta en el volumen de la cerámica y la superficie de las muestras presenta signos de vitrificación. En la cerámica obtenida de la mezcla de arcilla y vidrio, estos cambios ocurren más intensamente. La razón de la aparición de poros durante la sinterización es la deshidratación y deshidroxilación de los filosilicatos, la liberación de burbujas de gas/vapor a través de la masa fundida [156-157, 179-182]. La obtención de muestras a partir mezcla de arcilla y vidrio sólo es posible con un contenido de vidrio no mayor del 50% en peso.

4.3.3.2. Contracción

Al sinterizar, el tamaño de los cerámicos cambia. Estos cambios dependen de la composición de las mezclas de iniciales (**Figura 4.17**).

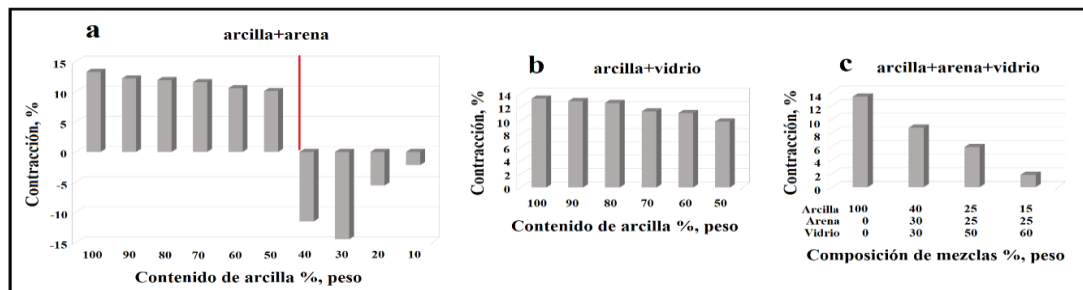


Figura 4.17. Cambio en la contracción de las muestras cerámicas obtenidas de diferentes mezclas. Sinterización en $T_{\text{sint.}} = 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8 \text{ h}$ en una atmósfera de argón.

En el caso de las muestras obtenidas de mezclas de arcilla y arena, con un contenido de arena de $\geq 50\%$ en peso, la contracción disminuye gradualmente debido a un aumento en el contenido de sílice (cuarzo) en las mezclas. Sin embargo, $C_{\text{arena}} > 50\%$ en peso debido a la formación de poros en la cerámica (véase también **la figura 4.16**), se produce el proceso de deformación/ "hinchamiento" de las muestras de cerámica. El tamaño lineal de las muestras aumenta. En la **Figura 4.17a**, estos cambios se presentan como valores de contracción negativos. Como se señaló, el "hinchamiento" de las muestras depende del contenido de filosilicatos en las mezclas y del contenido de la masa fundida eutéctica, en cuya formación las plagioclasas desempeñan un papel importante. En la **Tabla 4.6**, a medida que aumenta el contenido de arena en las mezclas, el contenido de plagioclasas también lo hace y el contenido de filosilicatos disminuye. Lo anterior debería conducir a una disminución en la formación de poros debido a las fases sólido-líquido donde parcialmente se llenan los poros con la masa de fusión.

Para las cerámicas obtenidas a partir de mezclas de arcilla y vidrio, la contracción disminuye gradualmente hasta $C_{\text{vidrio}} = 50\%$ en peso (**Figura 4.17b**). Sin embargo, $C_{\text{vidrio}} > 50\%$ en peso, debido al alto contenido de la masa fundida eutéctica, los moldes pierden su forma, adquieren la forma de vidrio fundido y, cuando se enfrían, se desintegran produciendo fragmentos. La contracción de las muestras cerámicas obtenidas de mezclas ternarias (**Figura 4.17c**), como en casos anteriores, depende del contenido de sílice en los subproductos de la cantidad de material fundido formado y, aparentemente, de la porosidad de las muestras. La naturaleza de la contracción de las muestras cerámicas es fundamentalmente diferente en comparación con la contracción de tales cerámicas producto de la sinterización en una atmósfera de aire, a medida que aumenta el contenido de arena y vidrio en las mezclas, aumenta la contracción de las muestras de cerámica, y en este caso

disminuye. Para comprender esta diferencia, se analizó la composición de fases de las muestras y su porosidad.

4.3.3.3 Difracción de rayos X (FRX)

El estudio de la composición de fase de las muestras mediante la técnica de difracción de rayos X, (DRX), mostró (**Figura 4.18**) que las principales fases cristalinas son cuarzo y feldespatos [145, 183-184].

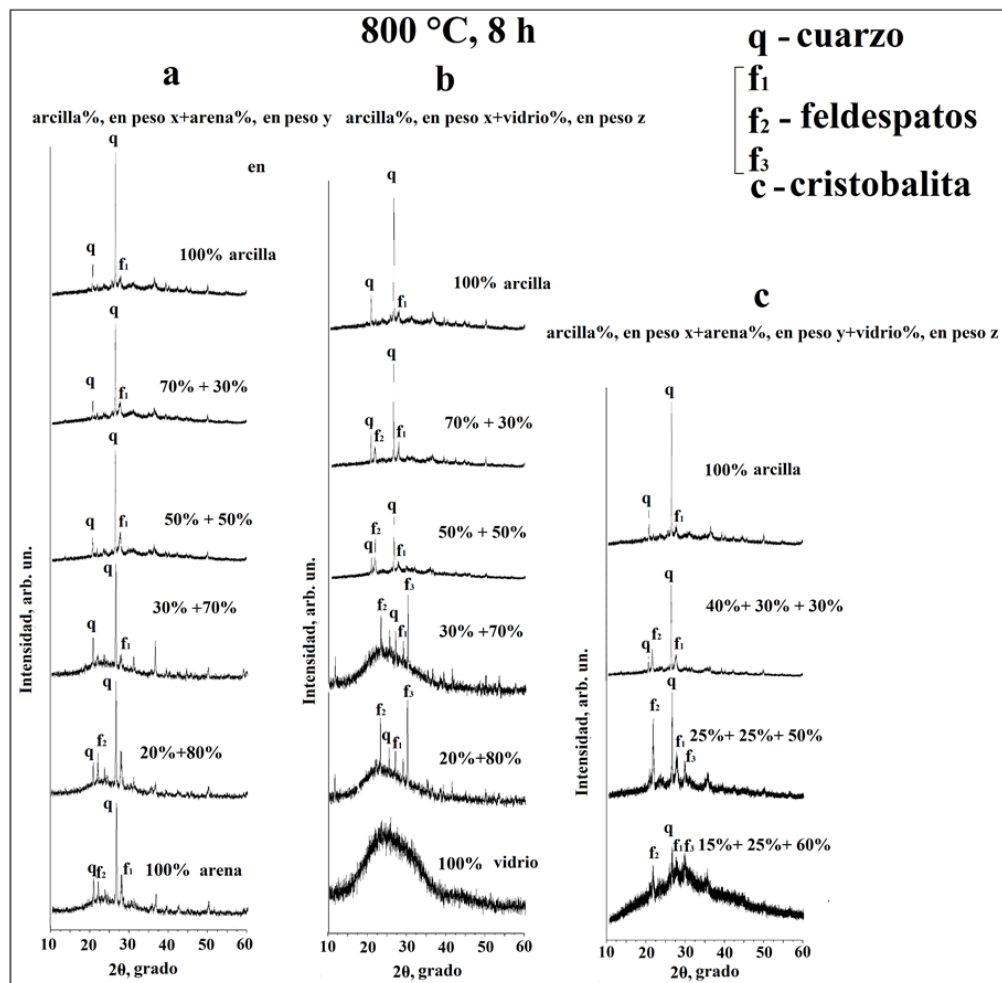


Figura 4.18. Patrones de difracción de rayos X de cerámica obtenida de diferentes mezclas en una atmósfera de argón (a-d). $T_{\text{sint}} = 800 \text{ °C}$, $t_{\text{sint}} = 8 \text{ h}$.

A medida que aumenta el contenido de arena y vidrio en las composiciones iniciales en cerámica, aumenta la contribución de la fase amorfa, registrada en

los difractogramas como halo difuso. El análisis semicuantitativo del contenido de estas fases mostró que, dependiendo de la composición de las mezclas iniciales de la cerámica, el contenido de cuarzo cambia, aparecen nuevos feldespatos y el contenido de la fase amorfa cambia (**Figura 4.19**).

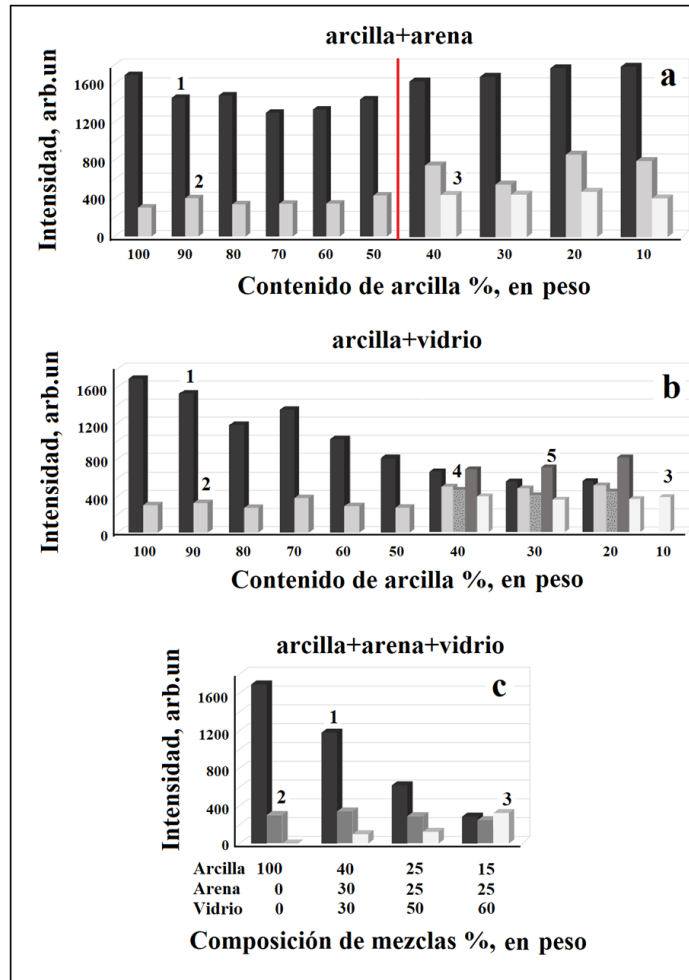


Figura 4.19. Cambio en la intensidad de los picos de las fases principales de la cerámica con el contenido de arcilla en las mezclas iniciales (a, a'-c, c'). (a) para el sistema arcilla-arena; (b) para el sistema arena-vidrio; (c) para el sistema arcilla-arena-vidrio. (1) para cuarzo ($2\theta = 26.7^\circ$), (2) para feldespato 1 ($2\theta = 28.1^\circ$), (3) para halo, (4) para feldespato 2 ($2\theta = 21.9^\circ$), (5) para feldespato 3 ($2\theta = 29.9^\circ$). Sinterización en una atmósfera de argón en $T_{\text{sint.}} = 800^\circ\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8\text{ h}$.

Durante la sinterización, los procesos de interacción de componentes con la participación de cuarzo en la masa fundida eutéctica se producen activamente.

Durante el enfriamiento se forma un material compuesto de cuarzo, feldespatos y la fase amorfa.

4.3.3.4. Espectroscopía infrarroja con transformada de Fourier (FT-IR) con reflexión total atenuada (ATR)

Los espectros de infrarrojos (IR) de muestras cerámicas (**Figura 4.20**), consisten en la superposición de los espectros de cuarzo, feldespato y vidrio [155, 183-186].

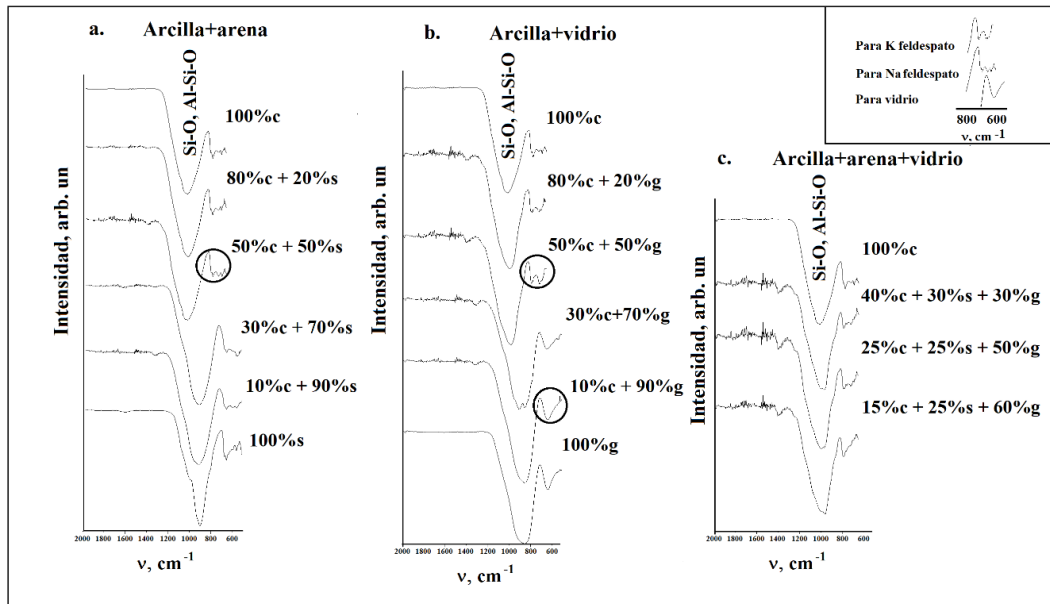


Figura 4.20. Espectros de absorción IR en materiales cerámicos obtenidos por sinterización de mezclas: (a) arcilla-arena; (b) arcilla-vidrio; (c) arcilla-arena-vidrio. $T_{\text{sint.}} = 800 \text{ }^\circ\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8 \text{ h}$. Sinterización en una atmósfera de argón.

Dependiendo de la contribución de ciertas fases, se observó un cambio de la banda de absorción intensa de $v \sim 1090 \text{ cm}^{-1}$ a $v \sim 850 \text{ cm}^{-1}$, lo que indica un aumento en el contenido de la fase de vítrea en las muestras, el contenido de arena y vidrio en las mezclas iniciales. En este caso a medida que aumenta $v \sim (800-600) \text{ cm}^{-1}$, la forma de la banda de absorción cambia significativamente. Para el caso de la arcilla - arena inicial, corresponde en mayor medida al feldespato de sodio, entonces, con un aumento en el contenido de vidrio agregado en las mezclas iniciales, corresponde al

feldespato de potasio (ver la parte-superior derecha de la **Figura 4.20**). Cuando se adiciona una gran cantidad de vidrio en mezclas iniciales binarias y ternarias, los espectros IR de las muestras corresponden más estrechamente a la fase de vítrea. Por lo tanto, los datos de la espectroscopía IR son consistentes con los datos DRX, lo que indica la ocurrencia de los procesos de interacción de los componentes durante la sinterización de los subproductos, lo que conduce a la formación de nuevos feldespatos y fase de vidrio.

4.3.3.5. Microscopía electrónica de barrido (MEB) con microanálisis de rayos X por el espectrómetro de dispersión de energías (EDS)

El estudio MEB, muestra que cuando se adiciona arena o vidrio en la arcilla para la elaboración de muestras cerámicas, aumenta el tamaño de las áreas unidas por la masa fundida solidificada. Esto se registra más claramente en las muestras a partir de mezclas de arcilla y vidrio (**Figura 4.21**).

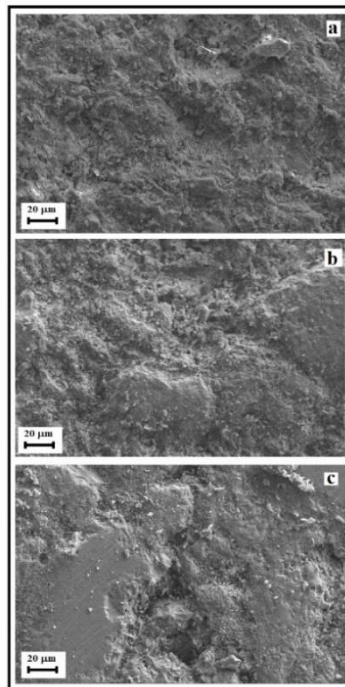


Figura 4.21. Micrografías de fractura de muestras obtenidas de diferentes mezclas: (a) de arcilla; (b) de 70% en peso de arcilla + 30% en peso de arena; (c) de 70% en peso de arcilla + 30% en peso de vidrio. $T_{\text{sint}} = 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8 \text{ h}$.

Los resultados obtenidos del microanálisis de fracturas de todas las muestras mostraron (**Figuras 4.22-4.24**), que contiene principalmente elementos como Si, Al y O. Los elementos Ca, Mn, Mg, K, Na y Fe son mucho más pequeños, pero su distribución es relativamente homogénea. debido a la extensión de la masa fundida formada en todo el volumen de la muestra.

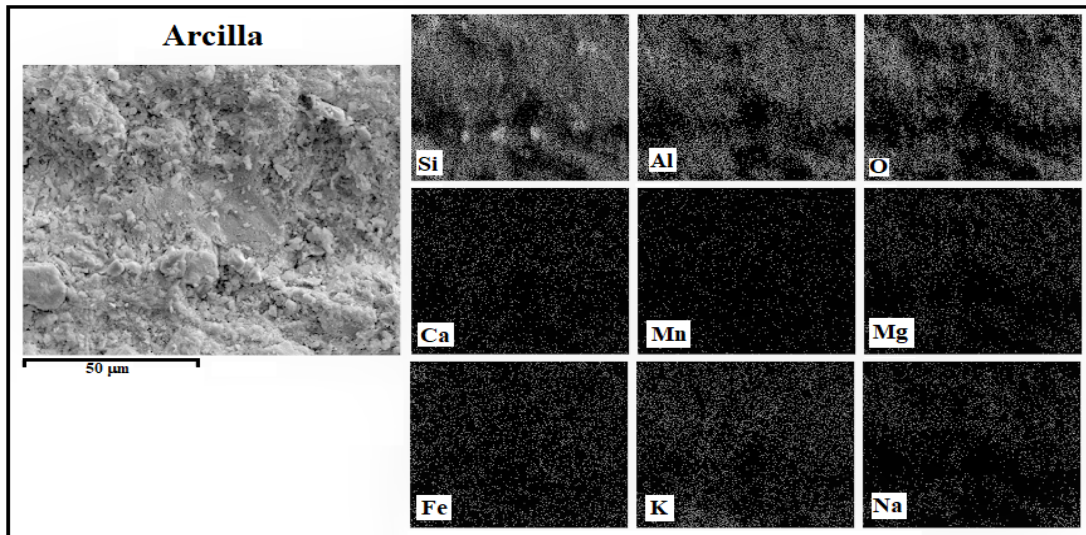


Figura 4.22. Distribución de elementos sobre la superficie de fractura de la cerámica en el modo de mapeo. Cerámica obtenida de la arcilla. $T_{\text{sint}} = 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint}} = 8 \text{ h}$.

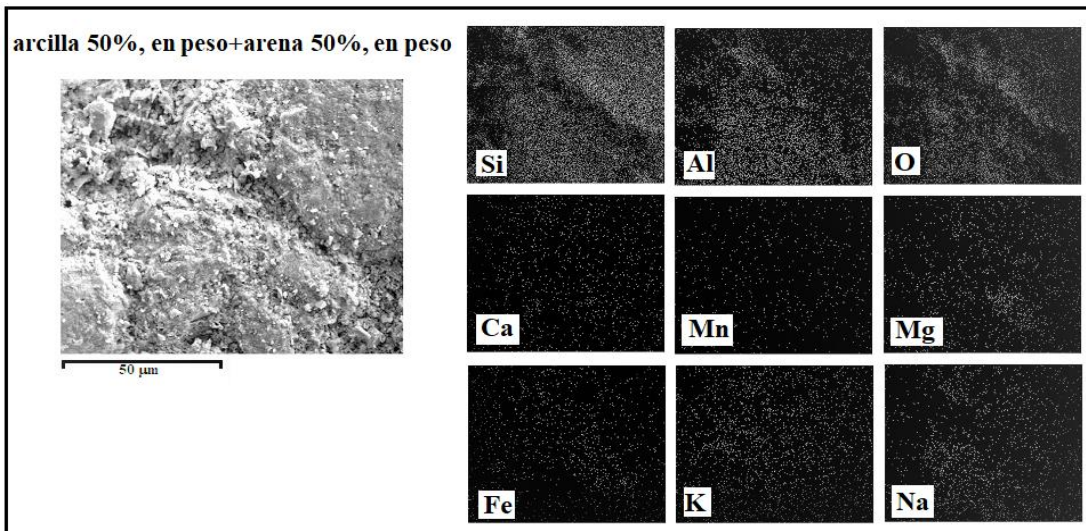


Figura 4.23. Distribución de elementos sobre la superficie de fractura de la cerámica en el modo de mapeo. Cerámica obtenida de la mezcla 50% en peso de arcilla + 50% en peso de arena. $T_{\text{sint}} = 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{sint}} = 8 \text{ h}$.

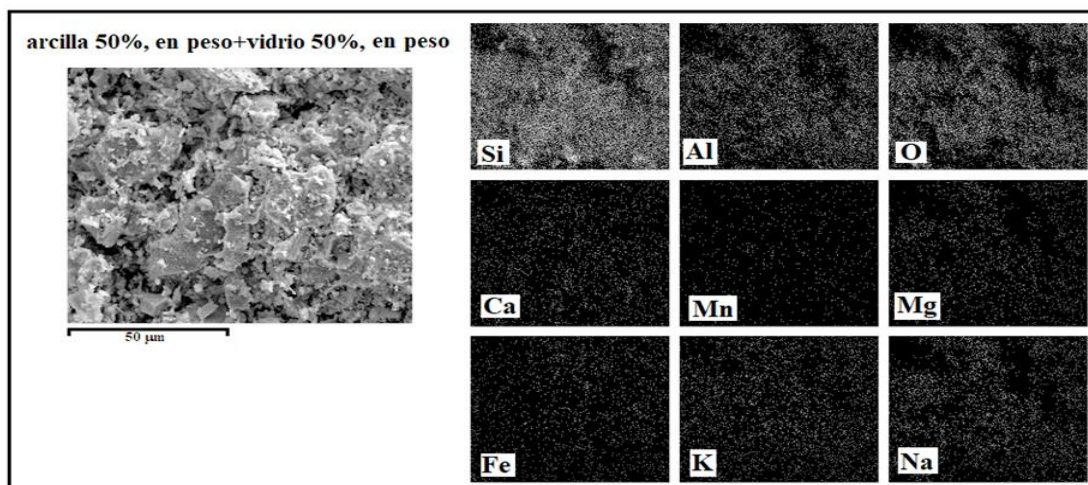


Figura 4.24. Distribución de elementos sobre la superficie de fractura de la cerámica en el modo de mapeo. Cerámica obtenida de la mezcla 50% en peso de arcilla + 50% en peso de vidrio. $T_{\text{sint}} = 800 \text{ }^\circ\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8 \text{ h}$.

De los datos de la **Tabla 4.7** se deduce que el cambio en el contenido de los elementos de la cerámica influye.

Tabla 4.7. Contenido de elementos en muestras de cerámica en un área de $20 \times 10 \text{ }\mu\text{m}$ de acuerdo con EDS.

Componentes	Contenido %, peso								
	Si	Al	O	Ca	Mg	Fe	Mn	K	Na
Arcilla 100% c	34.99	10.46	42.53	0.70	0.80	6.53	0.38	1.82	1.79
Arcilla+arena									
80% c+20% s	34.00	10.86	45.35	1.26	1.12	3.18	0.56	1.88	1.64
60% c+40% s	36.28	10.00	42.49	0.74	0.68	4.47	-	3.15	2.21
20% c+80% s	39.72	7.45	42.40	0.63	-	5.02	-	2.49	2.28
10% c+90% s	32.40	8.80	42.44	2.42	0.75	6.70	-	2.54	3.94
Arcilla+vidrio									
90% c+10% g	35.09	9.95	39.90	1.18	1.13	6.92	0.56	3.29	1.91
70% c+30% g	41.06	7.26	37.99	3.22	-	6.43	-	1.36	2.67
30% c+70% g	39.72	7.45	42.40	0.63	-	5.02	-	2.49	2.28
20% c+80% g	38.25	2.06	43.47	7.69	-	2.15	-	0.55	5.82
10% c+90% g	34.72	2.75	47.83	8.84	-	-	-	0.79	5.08
Arcilla+arena+vidrio									
40% c+30% s+30% g	42.03	10.49	34.60	-	1.85	8.31	-	-	2.71
25% c+25% s+50% g	43.29	7.38	40.24	4.71	-	-	-	-	4.39
15% c+25% s+60% g	33.37	9.83	45.44	1.18	0.56	5.71	0.40	1.94	1.56

Nota: c, indica arcilla; g, vidrio y s, arena.

Teniendo en cuenta que el contenido de los elementos se analizó en un área determinada de las muestras (20 x 10 μm) por ende no es exacto para toda la muestra, sin embargo, el contenido de Fe depende sustancialmente de la cantidad de arena adicionada, donde contiene la mayor cantidad de óxido de hierro (ver **Tabla 4.6**). A su vez, a medida que aumenta el contenido de vidrio agregado en las mezclas iniciales, el contenido de hierro en la cerámica disminuye, ya que, hay poco Fe_2O_3 presente en el polvo de vidrio utilizado (ver **Tabla 4.6**).

El estudio de la estructura porosa de las muestras mostró (**Figura 4.25a**) que, para $C_{\text{arena}} \geq 50\%$ en peso, se observó primero, un aumento en la porosidad de la cerámica para la mezcla binaria de arcilla y arena.

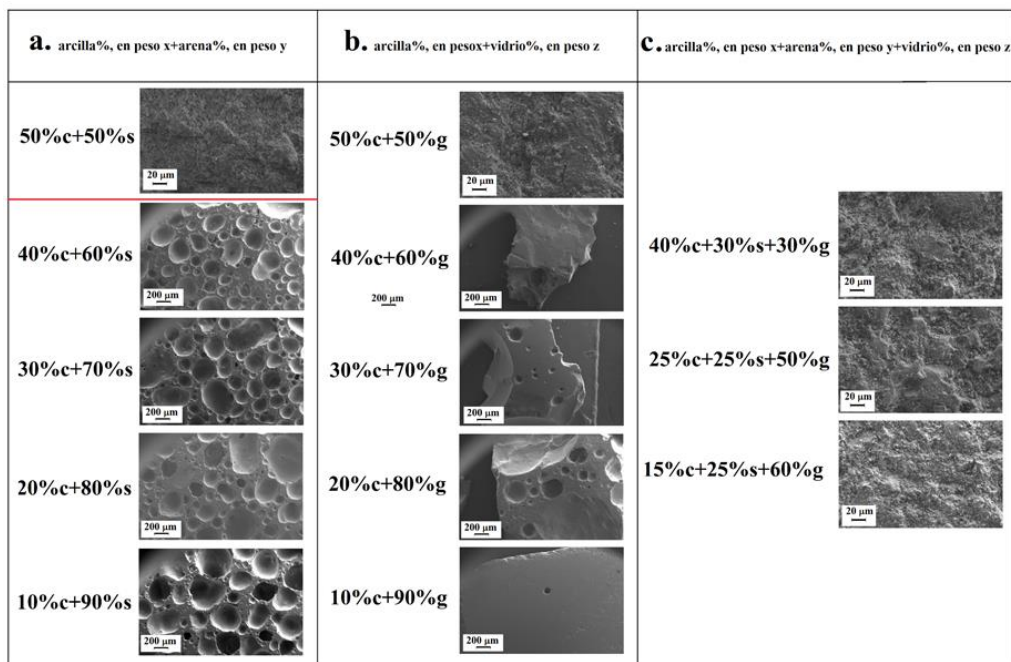


Figura 4.25. Cambio en la estructura porosa de las muestras cerámicas con alto contenido de arena (a), vidrio (b) y arena + vidrio (c) en las mezclas iniciales. $T_{\text{sint}} = 800^\circ\text{C}$, $t_{\text{sint.}} = 8\text{ h}$.

Debido que, durante la sinterización las muestras forman nuevos feldspatos y fase vítrea (difracción de Rayos X, DRX, espectroscopía IR, muestras vitrificadas), los procesos de interacción de los componentes son la fuente de la formación de poros.

Son estos procesos los que conducen a un aumento en el volumen de muestras (ver **Figura 4.17a**). La cerámica sinterizada a partir de mezclas de arcilla - arena a $C_{\text{arena}} \geq 60\%$ en peso, puede atribuirse a la cerámica de espuma. Se obtuvieron resultados similares en la síntesis a baja temperatura (850°C durante 2 h) de cerámica mesoporosa en la referencia [187].

La cerámica resultante a partir de la mezcla binaria de arcilla - vidrio con una $C_{\text{vidrio}} > 50\%$ en peso (ver **Figura 4.25b**), se observó una disminución en la porosidad a consecuencia de un aumento significativo en el contenido de la masa fundida eutéctica y su llenado de una parte significativa de los poros abiertos y comunicantes. Dicha cerámica se acerca a las propiedades del vidrio, porque tiene una baja viscosidad, pierde su forma y se destruye fácilmente en condiciones de enfriamiento rápido (véase también la **Figura 4.16**). Por lo tanto, a esta arcilla altamente silíceo no se puede agregar más del 50% en peso de vidrio de baja fusión.

La naturaleza de los cambios en la estructura porosa de la cerámica obtenida de las mezclas ternarias (arcilla - arena - vidrio), se debe también a los procesos de interacción de los componentes, la liberación de vapor y productos gaseosos, el aumento del contenido de la fase de vítrea y el llenado de algunos de los poros formados con la masa fundida (ver **Figuras 4.25c y 4.17c**). Sin duda, es posible expandir significativamente la composición de las mezclas iniciales, asegurando la preservación de la forma de las muestras, sin embargo, al sinterizar no debe prevalecer la baja viscosidad.

De particular interés es la aparición del color oscuro en las muestras cerámicas con diferentes tonos en el modo estacionario de sinterización de varias mezclas (**Figura 4.16**). Como se describe en la **Tabla 4.6**, en todos los componentes de iniciales utilizados, el contenido de óxido de hierro no es tan alto, solo en arena Fe_2O_3 es $\sim 4.3\%$ en peso. Sin embargo, el método EFR-X mostró que el contenido total de óxido de hierro en las mezclas puede alcanzar los valores requeridos. Normalmente, la cerámica negra se produce en un

modo de reducción-sinterización de la arcilla con un contenido de óxido de hierro de más del 5% en peso [188]. La aparición del color oscuro se basa en una serie de procesos que destacan la reducción incompleta de Fe_2O_3 a FeO y la formación en el ladrillo de magnetita $\text{Fe}^{2+}\text{Fe}_2^{3+} + (\text{Fe}_3\text{O}_4)$ y fayalita Fe_2SiO_4 , así como la hematita $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$; la presencia de $[\text{Fe}^{3+}\text{O}_4]^{4-}$ y $[\text{Fe}^{3+}\text{O}_6]^{9-}$ aniones en la fase de vítrea y metacaolín. De acuerdo el análisis EDS, el hierro está presente en las muestras de cerámica (ver **Tabla 4.7**). Se puede observar que cuanto mayor es el contenido total de Fe/FeO_3 en las mezclas iniciales, más oscuro es el ladrillo. Esto se aplica a las mezclas de arcilla y arena. A su vez, cuanto menor sea $\text{Fe}/\text{Fe}_2\text{O}_3$ en las mezclas iniciales, más brillante será el color de la cerámica. Esto se aplica a las mezclas de arcilla-vidrio y arcilla-arena-vidrio (ver **Figura 4.16**), ya que el vidrio contiene el contenido más bajo de óxido de hierro.

Surge la pregunta: ¿Cuál es el proceso predominante que proporciona el color oscuro a las muestras cerámicas?, considerando que la $T_{\text{sint.}} = 800\text{ }^\circ\text{C}$, aparece una gran cantidad de la fase líquida, los feldespatos se reorganizan activamente con una intervención de sílice, los filosilicatos están ausentes, las composiciones principales para la aparición del color oscuro de las muestras cerámicas son la formación de aniones $[\text{Fe}^{3+}\text{O}_4]^{4-}$ y $[\text{FeO}_6]^{9-}$ en la fase vítrea, feldespatos, así como también el Fe_2SiO_4 . La fase de la fayalita no se detectó en los patrones de difracción, la fuente de la aparición del color oscuro es principalmente la fase de vítrea y el feldespato aleado con iones de hierro. Esto se confirma mediante patrones de difracción de muestras sintetizadas a partir de mezclas con un alto contenido de arena y vidrio (ver **Figura 4.18**).

4.3.3.6. Absorción de agua

Dependiendo del campo de aplicación de la cerámica de construcción (materiales para paredes externas e internas, revestimientos y techos, etc.), se imponen a los productos de ladrillos diversos requisitos para la absorción de agua. En este trabajo, se establece que, para las cerámicas obtenidas de

mezclas binarias de arcilla y arena, la absorción de agua (W) es de aproximadamente del 9-13% (**Figura 4.26a**) con un contenido de arena no superior de 50% en peso, que corresponde al valor estándar para las cerámicas de pared para el cual $W \sim (6-16) \%$. Para las cerámicas obtenidas a partir de mezclas de arcilla - vidrio, a medida que el contenido de vidrio aumenta hasta 50% en peso, W disminuye de 9 a 6% (**Figura 4.26b**). En el caso de la cerámica obtenida a partir de mezclas ternarias que contienen no más del 50% en peso del total de arena y vidrio, el W varía del 12.5 al 7% (**Figura 4.26c**).

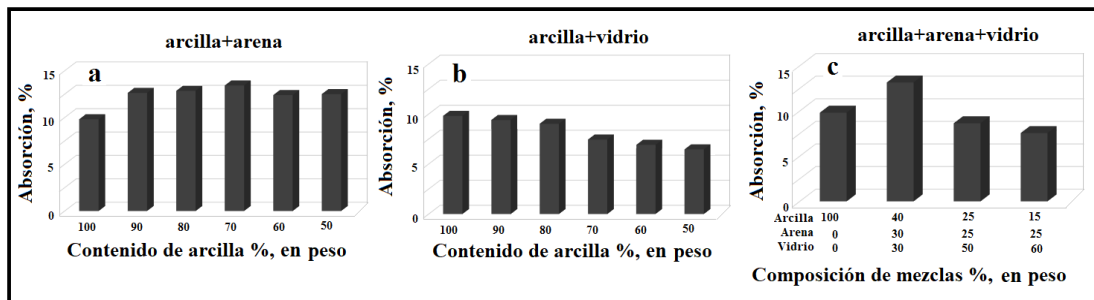


Figura 4.26. Cambio en la capacidad de absorción de agua en muestras cerámicas de diferente composición. La cerámica se obtuvo en $T_{\text{ sint. }} = 800 \text{ }^\circ\text{C}$ para $t_{\text{ sint. }} = 8 \text{ h}$ en una atmósfera de argón.

Se puede suponer que mediante la selección de arena - vidrio, es posible reducir la cantidad de absorción de agua. Dichas cerámicas deberían acercarse a los productos de piedra y usarse para la mampostaría de los pisos inferiores de los edificios. De acuerdo con los análisis de la espectroscopía DRX e IR (véanse las **figuras 4.18-4.20, 4.25**), todos estos cambios en W dependen del contenido de la fase amorfa (vítrea) en las muestras. Cuanto mayor es, menor es el valor de absorción debido al llenado de poros abiertos con líquido fundido.

4.3.3.7. Propiedades mecánicas

Dado que la resistencia a la compresión y la resistencia a la flexión de los ladrillos de construcción dependen del contenido, la composición y la

morfología del aglutinante, que es una fase eutéctica de vidrio fusible a temperaturas dadas [156-157, 189], los cambios observados en la resistencia a la compresión de las cerámicas obtenidas de mezclas de arcilla y arena en $C_{\text{arcilla}} < 80\%$ en peso (**Figura 4.27a**) pueden asociarse con una deficiencia creciente de aglutinante (es decir, fase de vidrio), aunque la resistencia a la flexión comienza a disminuir solo en $C_{\text{arcilla}} < 60\%$ en peso (**Figura 4.27a'**), cuando el cuarzo comienza ser liberado de la fusión eutéctica (ver **Figura 4.19a**) la porosidad cerámica aumenta (ver **Figura 4.26a**). Para el sistema binario de arcilla y vidrio, a medida que aumenta el contenido de vidrio en las mezclas iniciales, aumenta la resistencia a la compresión (ver **Figura 4.27b**) como resultado de un aumento en el contenido de masa fundida (ver **Figura 4.19b**) y el llenado del espacio poroso (**Figura 4.26b**). Sin embargo, la resistencia a la flexión disminuye con $C_{\text{arcilla}} < 80\%$ en peso debido a la fragilidad de la fase de vítrea (**Figura 4.27b'**). Las cerámicas obtenidas de mezclas ternarias tienen las propiedades de mayor resistencia (ver **Figura 4.27c, c'**).

Estas cerámicas presentan menos cuarzo, se forman varios feldespatos y se retiene una cantidad suficiente de fase de vítrea, que combina cuarzo feldespatos y llena parcialmente el espacio de los poros formado durante la sinterización (véanse las **figuras 4.18c, 4.19c, 4.26**). Cabe señalar que para las propiedades de resistencia de los ladrillos sinterizados en una atmósfera de argón en $T_{\text{sint.}} = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ para $t_{\text{sint.}} = 8\text{ h}$, no se cuenta con una norma mexicana estándar. Sin embargo, de sinterizar mezclas similares en el mismo régimen de temperatura en una atmósfera de argón, la resistencia a la compresión de los ladrillos fue de $47.481\text{ kg/cm}^2 - 230\text{ kg/cm}^2$ y la resistencia a la flexión fue $41.401\text{ kg/cm}^2 - 350\text{ kg/cm}^2$. Estos valores de las propiedades de resistencia de las cerámicas dependen significativamente de la composición de las mezclas. Como se observa en la **Figura 4.27c, c'**, variando la composición de las mezclas ternarias (arcilla, arena, vidrio), es fácil obtener

cerámicas negras en un modo de sinterización que ahorra energía y con propiedades de alta resistencia en una atmósfera de argón.

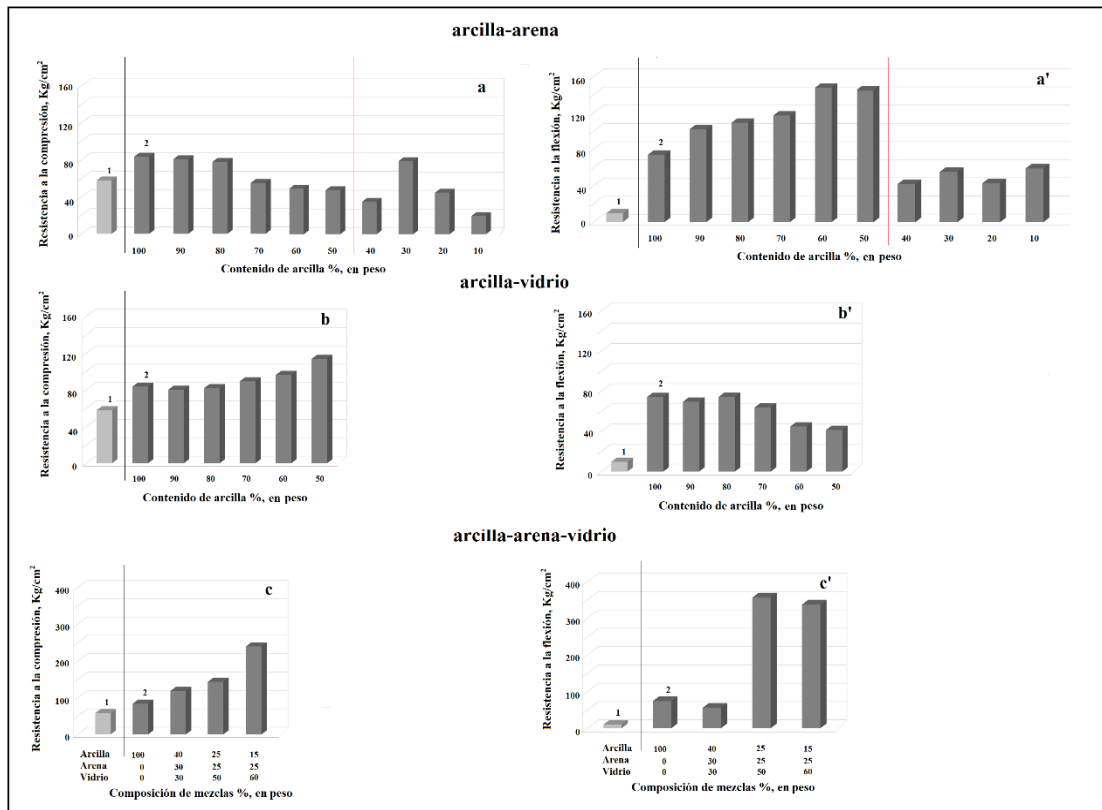


Figura 4.27. Cambio en la resistencia a la compresión (a-c) y la resistencia a la flexión (a'-c') de muestras con la composición de mezclas iniciales. Sinterización en $T_{sint.} = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{sint.} = 8\text{ h}$ en una atmósfera de argón. La columna 1 corresponde a los estudios de los cerámicos en el estado de Guerrero, México, la columna 2 corresponde a datos experimentales.

Capítulo 5. Conclusiones y recomendaciones

5.1. Conclusiones

Las investigaciones realizadas han demostrado lo siguiente:

- Se desarrolló una tecnología de ahorro de energía para la producción de ladrillos de alta resistencia con diferentes porosidades a base de arcilla con alto contenido de sílice, vidrio (botellas) y arena; aplicando el moldeo plástico, los subproductos se sinterizaron en una atmósfera de aire. Se observó que al adicionar vidrio con baja temperatura de fusión en arcillas reduce la temperatura de sinterización convencional a 800 °C durante un tiempo de sinterización de 8 horas, por lo tanto, se obtiene un ahorro de energía.
- Las muestras binarias y ternarias que contienen fases vítreas sinterizados a 800 °C durante un tiempo de 8 h en una atmósfera de aire, son vitrocerámicas con propiedades de alta resistencia.
- Mediante el uso de arcilla y arena con alto contenido de sílice cercanos a la composición mineralógica que contiene una pequeña cantidad de montmorillonita, es posible realizar el moldeo plástico en la preparación de los subproductos en una atmósfera de argón.
- La presencia de feldespatos y aditivo de vidrio de bajo punto de fusión en las mezclas permite sinterizar la arcilla con alto contenido de sílice en $T_{\text{sint.}} = 800 \text{ °C}$ durante 8 h en una atmósfera de argón, es decir, para implementar una tecnología de ahorro de energía.
- En las mezclas que consisten en un total aproximadamente del 5% en peso de óxido de hierro mediante la sinterización en una atmósfera de argón en $T_{\text{sint.}} = 800 \text{ °C}$ durante 8 horas, conduce a la formación de vitrocerámicas que contiene cuarzo, feldespatos y fases vítreas.
- La producción de cerámica de varios colores (de gris a negro) se basa en la difusión de iones de hierro en feldespato y fase vítrea.

- Al cambiar el contenido de arcilla, arena y vidrio durante la sinterización, se pueden obtener dos tipos de materiales cerámicos: a) en forma de ladrillos de construcción; y b) en forma de rellenos porosos (arcilla expandida). Para obtener productos del tipo a), es necesario utilizar las mezclas binarias $x\%$ en peso de arcilla + $y\%$ en peso de arena, donde $x \geq 80\%$ en peso; $x\%$ en peso de arcilla + $z\%$ en peso de vidrio, donde $x \leq 50\%$ en peso; y mezclas ternarias $x\%$ en peso de arcilla + $y\%$ en peso de arena + $z\%$ en peso de vidrio, donde el valor total de $y + z \geq 60\%$ en peso. Para obtener productos del tipo b), se deben usar mezclas binarias $x\%$ en peso de arcilla + $y\%$ en peso de arena, donde $x \leq 40\%$ en peso.
- De acuerdo con los resultados obtenidos se comprobó la hipótesis, se obtuvo productos cerámicos con buenas propiedades mecánicas a baja temperatura de fusión en el proceso de sinterización en atmósfera de aire y de argón en subproductos.
- El uso de residuos de desecho de vidrio generados en grandes cantidades, permite resolver un problema ambiental en el proceso tecnológico a gran escala.

5.2. Recomendaciones

- Es necesario introducir una cantidad mínima de arcilla de montmorillonita/bentonita para proporcionar moldeo plástico en la preparación de los subproductos.
- En el caso de las mezclas binarias y ternarias de arcilla, arena y vidrio es necesario elegir cuidadosamente la relación sólida – líquido (agua), a fin de evitar la aparición de suspensiones durante el moldeo plástico en los subproductos.
- Para realizar la sinterización en una atmósfera de aire y argón a baja temperatura de las arcillas con alto contenido de sílice, es necesario agregar vidrio de baja fusión para la formación de eutéctica.

Referencias bibliográficas

- [1] Palissy, B. 1580. *Discours admirables de la nature des eaux et fontaines, tant naturelles qu'artificielles, des métaux, des sels et salines, des pierres, des terres, du feu et des émaux [..]*. Paris: Martin le jeune, XIII-361 p. https://books.google.com.mx/books/ucm?vid=UCM530944441X&printsec=frontcover&redir_esc=y#v=onepage&q&f=false
- [2] Galán, E., & Aparicio, P. (2006). Materias primas para la industria cerámica. *Seminarios de la Sociedad Española de Mineralogía*, 2, 31-49.
- [3] Bartolomé, J. (1997). Materiales Cerámicos Oxidicos con Estructuras Duales y Lamin-ares. *Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio*, 36(4), 443.
- [4] Riley, F. L. (2009). *Structural Ceramics*. Cambridge, UK: Cambridge University Press.
- [5] Lázaro, C., Ramón Trilles, V., Gómez, F., Allepuz, S., Fraga Chiva, D., & Carda Castelló, J. B. (2012). Incorporación de residuos derivados de la fabricación cerámica y del vidrio reciclado en el proceso cerámico integral.
- [6] Vidaud, E. J. & Vidaud, I. (2014). Muros rompeolas de concreto en Japón, protección frente a tsunamis. <http://www.revistacyt.com.mx/pdf/septiembre2014/ingenieria.pdf>
- [7] Delgado, D. Álvarez, Molina, R. & Peralta, F. S. (2018). Compresión de pilas con piezas de cerámica de tabique rojo recocido, con mortero tipo I y II para el municipio de Técpan de Galeana, Guerrero. *Revista de Ingeniería Civil*. 2018. 2-4: 1-7.
- [8] Flores, M. (2012). Sinopsis de la calidad de piezas de arcilla recocida y de concreto para mampostería de la región de Chilpancingo, Guerrero. Chilpancingo: Facultad de Ingeniería, UAGro.
- [9] García Romero, E., & Suárez Barrios, M. (2003). Las arcillas: Propiedades y usos. *Universidad de Madrid; Universidad de Salamanca*. Obtenido de <http://campus.usal.es/~delcien/doc/GA.PDF>.
- [10] Солодкий, Н. Ф., Викторov, В. В., Солодкий, Е. Н., Солодкая, М. Н., & Погребенков, В. М. (2018). Минерально-сырьевая база Урала для керамической, огнеупорной и стекольной промышленности.
- [11] Murray, H. H. (2007). Developments in clay science: applied clay mineralogy. *Occurrences, Processing and Application of Kaolins, Bentonites, Palygorskite-Sepiolite, and Common Clays*, 1, 1-179

- [12] Díaz, L. A., & Torrecillas, R. (2002). Arcillas cerámicas: una revisión de sus distintos tipos, significados y aplicaciones.
- [13] Grim, R. E. (1968). *Clay Mineralogy*: 2nd Edn McGraw-Hill. *New York*.
- [14] Weaver, C. E. (1989). *Clays, muds, and shales*. Elsevier.
[https://books.google.es/books?hl=es&lr=&id=sayQrD0TqiYC&oi=fnd&pg=PP1&dq=Weaver,+C.+E.+\(1989\).+Clays,+muds,+and+shales.+Elsevier&ots=JzcZ XwgY8&sig=6m5VULMiyO1dnth4cy0uX7_bpw#v=onepage&q=Weaver%2C%20C.%20E.%20\(1989\).%20Clays%2C%20muds%2C%20and%20shales.%20Elsevier&f=false](https://books.google.es/books?hl=es&lr=&id=sayQrD0TqiYC&oi=fnd&pg=PP1&dq=Weaver,+C.+E.+(1989).+Clays,+muds,+and+shales.+Elsevier&ots=JzcZ XwgY8&sig=6m5VULMiyO1dnth4cy0uX7_bpw#v=onepage&q=Weaver%2C%20C.%20E.%20(1989).%20Clays%2C%20muds%2C%20and%20shales.%20Elsevier&f=false)
- [15] Bailey, S. W. (1980). Summary of recommendations of AIPEA nomenclature committee on clay minerals. *American Mineralogist*, 65(1-2), 1-7.
- [16] Martin, R. T., Bailey, S. W., Eberl, D. D., Fanning, D. S., Guggenheim, S., Kodama, H., ... & Wicks, F. J. (1991). Report of the clay minerals society nomenclature committee: revised classification of clay materials. *Clays and Clay Minerals*, 39(3), 333-335.
- [17] Guggenheim, S., Adams J, M., Bain, D. C., Bergaya, F., Brigatti, M. F., Drits V, A., ... & Stanjek, H. (2007). Summary of recommendations of nomenclature committees relevant to clay mineralogy: report of the association internationale pour l'etude des argiles (AIPEA) Nomenclature Committee for 2006.
- [18] Bergaya, F., & Lagaly, G. (2006). General introduction: clays, clay minerals, and clay science. *Developments in clay science*, 1, 1-18.
- [19] Brigatti, M. F., Malferrari, D., Laurora, A. N. G. E. L. A., Elmi, C., & Mottana, A. (2011). Structure and mineralogy of layer silicates: recent perspectives and new trends. *Layered mineral structures and their application in advanced technologies*, 11, 1-71.
- [20] Bartolomé, J. F. (1997). El Caolín: composición, estructura, génesis y aplicaciones. *Boletín de la sociedad española de cerámica y vidrio*, 36(1), 7-20.
- [21] Sholeha, N. A., Arifah, S. L., & Nazhiroh, U. Zeolitisasi Raw Material Berbeda menjadi ZSM-5: Review Metode Hidrotermal.
- [22] Huggett, J. M. (2015). Clay minerals, reference module in earth systems and environmental sciences. *Elsevier*.

- [23] Brown, G. (1984). Crystal structures of clay minerals and related phyllosilicates. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, 311(1517), 221-240.
- [24] Burzo, E. (2007). Pyrophyllite, talc and related silicates. In *Phyllosilicates* (pp. 59-107). Springer, Berlin, Heidelberg.
- [25] Coey, J. M. D., Chukhrov, F. V., & Zvyagin, B. B. (1984). Cation distribution, Mössbauer spectra, and magnetic properties of ferripyrophyllite. *Clays and Clay Minerals*, 32(3), 198-204.
- [26] Anthony, J. W., Bideaux, R. A., Bladh, K. W. & Nichols, M. C. (1990). Handbook of Mineralogy, Mineralogical Society of America, Chantilly, 2, 904 p. <http://www.handbookofmineralogy.org/>
- [27] MacKenzie, R. C. (1949). Nature of free iron oxides in soil clays. *Nature*, 164(4162), 244-244.
- [28] Radoslovich, E. W. (1960). The structure of muscovite, $KAl_2(Si_3Al)O_{10}(OH)_2$. *Acta Crystallographica*, 13(11), 919-932.
- [29] Sidorov, T. A. (2007). Raman spectra and molecular structure of silicates. *Russian Journal of Inorganic Chemistry*, 52(10), 1586-1594.
- [30] Stoessell, R. K., & Hay, R. L. (1978). The geochemical origin of sepiolite and kerolite at Amboseli, Kenya. *Contributions to Mineralogy and Petrology*, 65(3), 255-267.
- [31] Boukili, B., El Moutaouakkil, N., Robert, J. L., Meunier, A., & Della Ventura, G. (2015). Experimental investigation of trioctahedral micas in the $Na_2O-FeO-Fe_2O_3-Al_2O_3-SiO_2-H_2O-HF$ system. *J. Mater. Environm. Sci.*, 6, 2917-2928.
- [32] Guggenheim, S., Adams, J. M., Bergaya, F., Brigatti, M. F., Drits, V. A., Formoso, M. L., ... & Stucki, J. W. (2009). Nomenclature for stacking in phyllosilicates: Report of the Association Internationale pour l'Etude des Argiles (AIPEA) Nomenclature Committee for 2008. *Clay Minerals*, 44(1), 157-159.
- [33] Villegas, K. C., Martínez, E. E. R., Jaraba, D. C. M., & López, R. R. C. (2015). Identificación de las mineralizaciones de cobre aflorantes en el corregimiento de San José de Oriente, La Paz, Cesar. *Ingeniare*, (18), 115-125.
- [34] Bucher-Nurminen, K. U. R. T., Frank, E. R. I. C., & Frey, M. A. R. T. I. N. (1983). A model for the progressive regional metamorphism of margarite-bearing rocks in the Central Alps. *American Journal of Science*, 283(A), 370-395.

- [35] MacKinney, J. A., Mora, C. I., & Bailey, S. W. (1988). Structure and crystal chemistry of clintonite. *American Mineralogist*, 73(3-4), 365-375.
- [36] Bailey, S. W., & Lister, J. S. (1989). Structures, compositions, and X-ray diffraction identification of dioctahedral chlorites. *Clays and Clay Minerals*, 37(3), 193-202.
- [37] Bailey, S. W., Banfield, J. F., Barker, W. W., & Katchan, G. (1995). Dozyite, a 1: 1 regular interstratification of serpentine and chlorite. *American Mineralogist*, 80(1-2), 65-77.
- [38] Grim, R. E. (1939). Relation of the composition to the properties of clays. *Journal of the American Ceramic Society*, 22(1-12), 141-151.
- [39] White, G. N., & Dixon, J. B. (2002). Kaolin–serpentine minerals. *Soil mineralogy with environmental applications*, 7.
<https://access.onlinelibrary.wiley.com/doi/pdf/10.2136/sssabookser7.c12>
- [40] Guillén, J., Briviesca, S., & Escudero, R. (2012). Caracterización y evaluación de un depósito de caolín de “Los Azufres” Michoacán, México, para su uso industrial.
- [41] Wang, H., Li, C., Peng, Z., & Zhang, S. (2011). Characterization and thermal behavior of kaolin. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 105(1), 157-160.
- [42] Keller, W. D., Cheng, H., Johns, W. D., & Meng, C. S. (1980). Kaolin from the original Kauling (Gaoling) mine locality, Kiangsi Province, China. *Clays and Clay Minerals*, 28(2), 97-1
- [43] Prasad, M. S., Reid, K. J., & Murray, H. H. (1991). Kaolin: processing, properties and applications. *Applied clay science*, 6(2), 87-119.
- [44] Youell, R. F. (1958). Isomorphous replacement in the kaolin group of minerals. *Nature*, 181(4608), 557-558.
- [45] Johnson, S. W., & Blake, J. M. (1867). On kaolinite and pholerite. *Am. J. of Sc. Ser*, 2(43), 351-361. <http://www.ajsonline.org/content/s2-43/129/351>
- [46] Pauling, L. (1930). The structure of the chlorites. *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*, 16(9), 578.
- [47] Brindley, G. W., & Robinson, K. (1945). Structure of kaolinite. *Nature*, 156(3970), 661-662. <https://www.nature.com/articles/156661b0>

- [48] Brindley, G. W., & Robinson, K. (1946). The structure of kaolinite. *Mineralogical Magazine and Journal of the Mineralogical Society*, 27(194), 242-253. <https://www.cambridge.org/core/journals/mineralogical-magazine-and-journal-of-the-mineralogical-society/article/structure-of-kaolinite/F8F0F9B622878457EB175E3722C8D51F>
- [49] Drits, V. A., & Kashaev, A. A. (1960). An X-ray study of a single crystal of kaolinite. *Kristallografiya*, 5, 224-227.
- [50] Le Chatelier, H. (1887). De l'action de la chaleur sur les argiles. *Bulletin de Minéralogie*, 10(5), 204-211. https://www.persee.fr/doc/bulmi_0366-3248_1887_num_10_5_2067
- [51] González, J. L., García, F. H., & Martínez, J. C. (1983). La arcilla como material cerámico. Características y comportamiento. *Cuadernos de Prehistoria y Arqueología de la Universidad de Granada*, 8, 479-490.
- [52] Brindley, G. W., & Nakahira, M. (1958). A new concept of the transformation sequence of kaolinite to mullite. *Nature*, 181(4619), 1333-1334.
- [53] Brindley, G. W., & Nakahira, M. (1959). The kaolinite-mullite reaction series: II, metakaolin. *Journal of the American Ceramic Society*, 42(7), 314-318.
- [54]. Ptáček, P., Šoukal, F., Opravil, T., Nosková, M., Havlica, J., & Brandštetr, J. (2010). The kinetics of Al–Si spinel phase crystallization from calcined kaolin. *Journal of Solid State Chemistry*, 183(11), 2565-2569.
- [55] von Knorring, O., Brindley, G. W., & Hunter, K. (1952). Nacrite from Hirvivaara, northern Karelia, Finland.(With Plate XXVIII). *Mineralogical Magazine and Journal of the Mineralogical Society*, 29(218), 963-972.
- [56] Brongniart, A. (1807). *Traité élémentaire de minéralogie: avec des applications aux arts; ouvrage destiné à l'enseignement dans les lycées nationaux* (Vol. 1). Deterville. [https://books.google.es/books?hl=es&lr=&id=gH0WZkDxxHMC&oi=fnd&pg=PA1&dq=BBrongniart,+A.+\(1807\).+Trait%C3%A9+%C3%A9l%C3%A9mentaire+de+min%C3%A9ralogie:+avec+des+applications+aux+arts%3B+ouvrage+destin%C3%A9+%C3%A0+l%C3%A9+enseignement+dans+les+lyc%C3%A9es+nationaux+\(Vol.+1\).+Deterville.&ots=6GEegh1CDP&sig=rdflx71SkTp-a0jAAZH66Dr Pps#v=onepage&q&f=false](https://books.google.es/books?hl=es&lr=&id=gH0WZkDxxHMC&oi=fnd&pg=PA1&dq=BBrongniart,+A.+(1807).+Trait%C3%A9+%C3%A9l%C3%A9mentaire+de+min%C3%A9ralogie:+avec+des+applications+aux+arts%3B+ouvrage+destin%C3%A9+%C3%A0+l%C3%A9+enseignement+dans+les+lyc%C3%A9es+nationaux+(Vol.+1).+Deterville.&ots=6GEegh1CDP&sig=rdflx71SkTp-a0jAAZH66Dr Pps#v=onepage&q&f=false)
- [57] Breithaupt, A. (1832). Vollständige Charakteristik des Mineral-Systems. 358 pp. *Dresden: Arnoldische Buchbehandlung*.

<https://www.e-rara.ch/zut/content/zoom/18923828>

[58] Ross, C. S., & Kerr, P. F. (1931). *The kaolin minerals: Section E in Shorter contributions to general geology, 1930* (No. 165-E).

<https://pubs.er.usgs.gov/publication/pp165E>

[59] Blount, A. M., Threadgold, I. M., & Bailey, S. W. (1969). Refinement of the crystal structure of nacrite. *Clays and Clay Minerals*, 17(3), 185-194.

[60] Gruner, J. W. (1933). The crystal structure of nacrite and a comparison of certain optical properties of the kaolin group with its structures. *Zeitschrift für Kristallographie-Crystalline Materials*, 85(1-6), 345-354.

[61] Hendricks, S. B. (1939). The Crystal Structure of Nacrite $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ and the Polymorphism of the Kaolin Minerals. *Zeitschrift für Kristallographie-Crystalline Materials*, 100(1-6), 509-518.

[62] Zheng, H., & Bailey, S. W. (1994). Refinement of the nacrite structure. *Clays and Clay Minerals*, 42(1), 46-52.

[63] Bailey, S. W. (1963). Polymorphism of the kaolin minerals. *American Mineralogist: Journal of Earth and Planetary Materials*, 48(11-12), 1196-1209.

[64] Newnham, R. E. (1961). A refinement of the dickite structure and some remarks on polymorphism in kaolin minerals 1. *Mineralogical Magazine and Journal of the Mineralogical Society*, 32(252), 683-704.

[65] Dick, A. B. (1908). Supplementary notes on the mineral kaolinite. *Mineralogical Magazine and Journal of the Mineralogical Society*, 15(69), 124-127.

[66] Gruner, J. W. (1932). The crystal structure of kaolinite. *Zeitschrift für Kristallographie-Crystalline Materials*, 83(1-6), 75-88.

[67] Swindale, L. D. (1975). The crystallography of minerals of the kaolin group. In *Soil Components* (pp. 121-154). Springer, Berlin, Heidelberg.

[68] Newnham, R. E., & Brindley, G. W. (1956). The crystal structure of dickite. *Acta Crystallographica*, 9(9), 759-764.

[69] Berthier, P. (1826). Analyse de l'halloysite. In *Annales de Chimie et de Physique* (Vol. 32, pp. 332-335).

[https://rruff.info/rruff_1.0/uploads/Annales de chimie et de physique 32 18 26 332.pdf](https://rruff.info/rruff_1.0/uploads/Annales_de_chimie_et_de_physique_32_18_26_332.pdf)

- [70] Mehmel, M. (1935). Ueber die struktur von halloysit und metahalloysit. *Zeitschrift für Kristallographie-Crystalline Materials*, 90(1-6), 35-43.
- [71] Brindley, G. W., & Pédro, G. (1975). Rapport du Comité de Nomenclature de l'AIPEA, Mexico 1975. *Bulletin du Groupe français des Argiles*, 27(2), 185-187.
- [72] Joussein, E., Petit, S., Churchman, J., Theng, B., Righi, D., & Delvaux, B. (2005). Halloysite clay minerals—a review. *Clay minerals*, 40(4), 383-426.
- [73] Guggenheim, S., & Eggleton, R. (1988). Crystal chemistry, classification, and identification of modulated layer silicates. *Reviews in Mineralogy*, 19 pp., 675.
- [74] Brindley, G. W., Robinson, K., & MacEwan, D. M. C. (1946). The clay minerals halloysite and meta-halloysite. *Nature*, 157(3982), 225-226.
- [75] Selfridge Jr, G. C. (1936). An X-ray and optical investigation of the serpentine minerals. *American Mineralogist: Journal of Earth and Planetary Materials*, 21(8), 463-503.
- [76] Whittaker, E. J. W., & Zussman, J. (1956). The characterization of serpentine minerals by X-ray diffraction. *Mineralogical Magazine and Journal of the Mineralogical Society*, 31(233), 107-126.
- [77] Rucklidge, J. C., & Zussman, J. (1965). The crystal structure of the serpentine mineral, lizardite $Mg_3Si_2O_5(OH)_4$. *Acta Crystallographica*, 19(3), 381-389.
- [78] Bhattacharyya, D. P. (1983). Origin of berthierine in ironstones. *Clays and clay minerals*, 31(3), 173-182.
- [79] Brindley, G. W. (1982). Chemical compositions of berthierines—A review. *Clays and clay Minerals*, 30(2), 153-155.
- [80] Beudant, F. S. (1832). *Traité élémentaire de minéralogie* (Vol. 2). Verdière. [https://books.google.es/books?hl=es&lr=&id=mNSBiRcnwo4C&oi=fnd&pg=PA302&dq=Beudant,+F.+S.+\(1832\).+Trait%C3%A9+%C3%A9l%C3%A9mentaire+de+min%C3%A9ralogie+\(Vol.+2\).+Verdi%C3%A8re.&ots=AeowF91yRx&sig=kkmRPRShwKvQsugAbZCgY6qBlvs#v=onepage&q&f=false](https://books.google.es/books?hl=es&lr=&id=mNSBiRcnwo4C&oi=fnd&pg=PA302&dq=Beudant,+F.+S.+(1832).+Trait%C3%A9+%C3%A9l%C3%A9mentaire+de+min%C3%A9ralogie+(Vol.+2).+Verdi%C3%A8re.&ots=AeowF91yRx&sig=kkmRPRShwKvQsugAbZCgY6qBlvs#v=onepage&q&f=false)
- [81] Hall, S. H., & Bailey, S. W. (1979). Cation ordering pattern in amesite. *Clays and Clay Minerals*, 27(4), 241-247.

[82] Steinfink, H., & Brunton, G. (1956). The crystal structure of amesite. *Acta Crystallographica*, 9(6), 487-492.

[83] Steinmann, J. (1820). *Chemische Untersuchung des Cronstedtit's: eines neuen Fossils von Příbram in Böhmen* (Vol. 7). Gedruckt bei Gottlieb Haase, böhm. ständ. Buchdrucker.

[https://books.google.es/books?hl=es&lr=&id=1jogM2BiEP4C&oi=fnd&pg=PA3&dq=Steinmann+JJ+\(1820\)+Chemische+Untersuchung+des+Cronstedtit%E2%80%99s,+eines+neuen+Fossils+von+P%C5%99%C3%ADbram+in+B%C3%B6hmen.+Gottlieb+Haase,+Prague,+pp+1%E2%80%9347+\(in+German\)&ots=RXHGJIRCnc&sig=B4CqR7zqkxpMk4O2M7LJWpeHhqQ#v=onepage&q=references&f=false](https://books.google.es/books?hl=es&lr=&id=1jogM2BiEP4C&oi=fnd&pg=PA3&dq=Steinmann+JJ+(1820)+Chemische+Untersuchung+des+Cronstedtit%E2%80%99s,+eines+neuen+Fossils+von+P%C5%99%C3%ADbram+in+B%C3%B6hmen.+Gottlieb+Haase,+Prague,+pp+1%E2%80%9347+(in+German)&ots=RXHGJIRCnc&sig=B4CqR7zqkxpMk4O2M7LJWpeHhqQ#v=onepage&q=references&f=false)

[84] Hybler, J., Petríček, V., Fábry, J., & Durovič, S. (2002). Refinement of the crystal structure of cronstedtite-2H₂. *Clays and Clay Minerals*, 50(5), 601-613.

[85] Bailey, S. W. (1988). Odinite, a new dioctahedral-trioctahedral Fe³⁺-rich 1:1 clay mineral. *Clay minerals*, 23(3), 237-247.

[86] Brigatti, M. F., Galan, E., & Theng, B. K. G. (2013). Structure and mineralogy of clay minerals. In *Developments in clay science* (Vol. 5, pp. 21-81). Elsevier.

[87] Mauduyt, M. (1847). Un mot sur un morceau de quartz d'une variété particulière, ainsi que sur une substance minérale trouvée dans le département de la Vienne. *Bulletin de la société Géologique de France*, 4, 168-170.

<https://books.google.com.mx/books?id=EpZEcCxEd3MC&pg=PA168&lpg=PA168&dq=Un+mot+sur+un+morceau+de+quartz+d%27une+vari%C3%A9t%C3%A9+particuli%C3%A8re,+ainsi+que+sur+une+substance+min%C3%A9rale+trouv%C3%A9e+dans+le+d%C3%A9partement+de+la+Vienne&source=bl&ots=lqFnTv6W5M&sig=ACfU3U2Ppa6bhfLcJbvPKg2YI0B8vYCcsW&hl=es-419&sa=X&ved=2ahUKEwig9enjZ3sAhVKUK0KHUpgBjQ6AEwBnoECAkQAg#v=onepage&q=Un%20mot%20sur%20un%20morceau%20de%20quartz%20d%27une%20vari%C3%A9t%C3%A9%20particuli%C3%A8re%2C%20ainsi%20que%20sur%20une%20substance%20min%C3%A9rale%20trouv%C3%A9e%20dans%20le%20d%C3%A9partement%20de%20la%20Vienne&f=false>

[88] González García, F., & González García, S. (1953). Modificaciones producidas por tratamiento térmico en las propiedades fisicoquímicas de los silicatos de la serie isomorfa montmorillonita-beidelita. I.

- [89] Трофимов, В. Т., Вознесенский, Е. А., Королев, В. А., Голодковская, Г. А., Васильчук, Ю. К., & Зиангиров, Р. С. (2005). Грунтоведение.
- [90] Hofmann, U., Endell, K., & Wilm, D. (1933). Kristallstruktur und quellung von montmorillonit. *Zeitschrift für Kristallographie-Crystalline Materials*, 86(1-6), 340-348.
<https://www.degruyter.com/view/journals/zkri/86/1/article-p340.xml>
- [91] Marshall, C. E. (1935). Layer lattices and the base-exchange clays. *Zeitschrift für Kristallographie-Crystalline Materials*, 91(1-6), 433-449.
- [92] Hofmann, U., & Bilke, W. (1936). Über die innerkristalline Quellung und das Basenaustauschvermögen des Montmorillonits. *Kolloid-Zeitschrift*, 77(2), 238-251.
- [93] Emmerich, K., Wolters, F., Kahr, G., & Lagaly, G. (2009). Clay profiling: The classification of montmorillonites. *Clays and Clay Minerals*, 57(1), 104-114.
- [94] Grim, R. E., & Kulbicki, G. (1961). Montmorillonite: high temperature reactions and classification. *American Mineralogist: Journal of Earth and Planetary Materials*, 46(11-12), 1329-1369.
- [95] Rieder, M., Cavazzini, G., D'yakonov, Y. S., Frank-Kamenetskii, V. A., Gottardi, G., Guggenheim, S., ... & Robert, J. L. (1998). Nomenclature of the micas. *Clays and clay minerals*, 46(5), 586-595.
- [96] Pauling, L. (1930). The structure of the micas and related minerals. *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*, 16(2), 123.
- [97] Grim, R. E., Bray, R. H., & Bradley, W. F. (1937). The mica in argillaceous sediments. *American Mineralogist: Journal of Earth and Planetary Materials*, 22(7), 813-829.
- [98] Meunier, A., Velde, B., & Velde, B. (2004). *Illite: Origins, evolution and metamorphism*. Springer Science & Business Media.
- [99] *Determinación de la disponibilidad de agua en el acuífero Copala (1233), estado de Guerrero (2018)*.
https://sigagis.conagua.gob.mx/gas1/Edos_Acuiferos_18/guerrero/DR_1233.pdf
- [100] Guzmán, E. J. (1950). Geología del noreste de Guerrero. *Bol. Asoc. Mexicana de Geólogos Petroleros*, 2, 95-156.

- [101] Gustavo, D. J. B. (2000). Geocronología y características geoquímicas de las rocas magmáticas terciarias de la Sierra Madre del Sur. *Boletín de la Sociedad Geológica Mexicana*, 53, 27-58.
- [102] Alor, J. P. (1983). Geocronometría del magmatismo cretácico-terciario de la Sierra Madre del Sur. *Boletín de la Sociedad Geológica Mexicana*, 1-20.
- [103] Campa-Uranga, M. F. (1978). La evolución tectónica de Tierra Caliente, Guerrero. *IV Convención Geológico Nacional Memoir Tomo: Boletín de la Sociedad Geológica Mexicana*, 39(2), 52-54.
- [104] Испытание природного песка для тяжелого бетона: метод. указ. /сост.: П. Б. Кукса, Н. М. Платонова, Н. В. Орлова; СПбГАСУ. – СПб., 2011. – 12 с. https://www.spbgasu.ru/documents/docs_122.pdf
- [105] Díaz-Ontiveros, I., & Díaz-Acha, Y. (2019). Arenas del Mediterráneo: la colección del Museu de Ciències Naturals de Barcelona. *XXIII Bienal de la RSEHN (Barcelona, 2019): libro de resúmenes*, p. 25-26.
- [106] Navarro, J. M. F. (2003). *El vidrio* (Vol. 6). Editorial CSIC-CSIC Press.
- [107] Zanutto, E. D., & Mauro, J. C. (2017). The glassy state of matter: Its definition and ultimate fate. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 471, 490-495.
- [108] Cuartas, R. (1984). Calculo teorico de propiedades del vidrio: viscosidad, parametros termicos y parametros de desvitrificacion. *Ceram. Vidrio*, 23, 105-111.
- [109] Röntgen, W. C. (1895). Über eine neue Art von Strahlen. *Sitzungsberichte der Physik.-Med. Gesellschaft zu Würzburg*, 137, 132-141. https://www.xtal.iqfr.csic.es/Cristalografia/archivos_10/Uber_eine_neue_art_von_strahlen_ocr.pdf
- [110] Busch, U. (2016). Wilhelm Conrad Roentgen. El descubrimiento de los rayos X y la creación de una nueva profesión médica. *Rev Argent Radiol.* [http://dx.doi.org/10.1016/j.rard, 3](http://dx.doi.org/10.1016/j.rard.3).
- [111] Friedrich, W., Knipping, P., & Laue, M. (1913). Interferenzerscheinungen bei roentgenstrahlen. *Annalen der Physik*, 346(10), 971-988. https://www.zobodat.at/pdf/Sitz-Ber-Akad-Muenchen-math-Kl_1912_0001.pdf

[112] MLA style: The Nobel Prize in Physics 1914. NobelPrize.org. Nobel Media AB 2020. Tue 27 Oct 2020.

<https://www.nobelprize.org/prizes/physics/1914/summary/>

[113] Bragg, W. L. (1913). The structure of some crystals as indicated by their diffraction of X-rays. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing papers of a mathematical and physical character*, 89(610), 248-277.

[114] MLA style: Lawrence Bragg – Nobel Lecture. NobelPrize.org. Nobel Media AB 2020. Tue 27 Oct 2020

<https://www.nobelprize.org/prizes/physics/1915/wl-bragg/lecture/>

[115] <https://www.ubu.es/parque-cientifico-tecnologico/servicios-cientifico-tecnicos/rayos-x/difraccion-de-rayos-x-de-polvo-drx-p>

[consultado 28 de octubre de 2020]

[116] <https://www.sgm.gob.mx/Web/MuseoVirtual/Minerales/Difraccion-de-rayos-X.html>

[consultado 28 de octubre de 2020]

[117] PIZARRO, C. O. M., & DÁVILA, A. A. C. (2009). ESPECTROMETRÍA DE FLOURESCENCIA DE RAYOS X. *Aventuras del Pensam.*, 49, 1-4.

[118] Martínez, B., Gil Novoa, O. D., & Barón González, A. J. (2006). ESPECTROMETRIA DE FLUORESCENCIA DE RAYOS X. *Revista Colombiana de Física*, 38(2).

[119] Ramírez, E., & Salas, J. A. Preparación y validación de patrones de referencia sintéticos para fluorescencia de rayos X en los análisis de materiales de referencia de matriz natural. In *Simposio de Metrología* <http://www.cenam.mx/publicaciones/gratuitas/descarga/memorias%20simposio/documentos/ta-or077.pdf>.

[120]

<http://centex.com.pe/brochure/Folleto%20S8%20TIGER%20A3%20Arte%20Final%20Revisado.pdf>

[consultado 29 de octubre de 2020]

[121] <https://www.malvernpanalytical.com/es/products/technology/x-ray-fluorescence>

[consultado 29 de octubre de 2020]

- [122] Nima Ramírez, F. E., Bravo Cabrejos, J. A., Mejia Santillán, M. E., & Silva Valdiviezo, D. (2013). Caracterización mineralógica de la fracción arcillosa de vertisols de la parcela de la Universidad Nacional de Piura, San Lorenzo, Piura.
- [123] Besoain, E. (1985). Mineralogía de arcillas de suelos (No. 60). Bib. Orton IICA/CATIE.
- [124] Sembenelli, P. (1966). Los límites de Atterberg y su significado en la industria cerámica y ladrillera. *Materiales de construcción*, (124), 5-16.
- [125] Juárez, E., & Rico, A. (2005). Fundamentos de la mecánica de suelos. *Tomo I, México*.
- [126] Atterberg: Die **Plastizität** und **Kohärenz** der **Tone** und **Lehme**. *Chemiker Ztg* (1910) 42: 369
- [127] DE ATTERBERG, D. D. L. L. MARTHA CONSTANZA DAZA TORRES.
- [128] <http://prltap.org/eng/wp-content/uploads/2016/08/Sem.B.Camacho-part2.pdf>
[consultado 31 de octubre de 2020]
- [129] Hossne, A., & Salazar, J. (2004). Límites de consistencia y sus implicaciones agrícolas en un suelo Ultisol de sabana del estado Monagas, Venezuela. *Agronomía Costarricense*, 28(1), 69-80.
- [130] Rocha Rangel, E. (2005). *Introducción a los materiales cerámicos*. Universidad Autónoma Metropolitana, Unidad Azcapotzalco, División de Ciencias Básicas e Ingeniería, Departamento de Materiales.
- [131] Alcalá, M.J.R. & Atilano, A. A. Laboratorio de Física de Suelos. Materia Hidrogeología.
- [132] Campos Egea, R., Barrios Virtus, I., & Ginzález Luján, A. M. (2014). Caracterización petrofísica de las formaciones geológicas de la latifforma de Arroyal (Aguilar de Campoó) como posibles rocas almacén y sello en la Planta de Desarrollo Tecnológico de Almacenamiento Geológico de CO2.

[133] Zhou, W., Apkarian, R., Wang, Z. L., & Joy, D. (2006). Fundamentals of scanning electron microscopy (SEM). In *Scanning microscopy for nanotechnology* (pp. 1-40). Springer, New York, NY.

[134] Ruska, E. (1987). The development of the electron microscope and of electron microscopy. *Bioscience reports*, 7(8), 607-629.

[135] Lux, A. (1984). Manual de microscopia electrónica, ultraestructura y citología vegetal.

[136] <https://ssyf.ua.es/es/formacion/documentos/cursos-programados/2012/especifica/tecnicas-instrumentales-en-el-analisis-de-superficie/sem-sesion-12-de-noviembre.pdf>

[consultado 2 de noviembre de 2020]

[137] <https://www.inecol.mx/inecol/index.php/es/ct-menu-item-25/ct-menu-item-27/17-ciencia-hoy/723-microscopia-electronica-de-barrido-y-microanalisis-de-elementos-del-cluster-cientifico-y-tecnologico-biomimic>

[consultado 2 de noviembre de 2020]

[138] Piqué, T. M., & Vázquez, A. (2012). Uso de Espectroscopía Infrarroja con Transformada de Fourier (FTIR) en el estudio de la hidratación del cemento. *Concreto y cemento. Investigación y desarrollo*, 3(2), 62-71.

[139] Stuart, B. (2000). Infrared spectroscopy. Kirk-Othmer encyclopedia of chemical technology.

<https://onlinelibrary.wiley.com/doi/epdf/10.1002/0471238961.0914061810151405.a01.pub2>

[140]

http://cciqs.unam.mx/index.php?option=com_content&view=article&id=113&Itemid=86

[consultado 3 de noviembre de 2020]

[141] Cotes, M. T., Martínez, C., IGLESIAS, F., & CORPAS, F. (2013). Estudio de la influencia del método de moldeo de materiales cerámicos elaborados a partir de residuos en sus propiedades. *Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio*, 52(4), 169-176.

- [142] Verduch, A. G. (1975). Testing procedure to determine the water absorption capacity of bricks (H2T 2/75c). *Materiales de Construcción*, 25(159), 97-100.
- [143] Moreno, A., & Escardino, A. (1994). Relación entre las propiedades mecánicas de vidriados cerámicos y su comportamiento al someterlos a tensiones externas. *Cerámica Información*, 195, 2-9.
- [144] García, N. A., Gómez, G. G., & Sepúlveda, R. M. (2012). Propiedades físicas y mecánicas de ladrillos macizos cerámicos para mampostería. *Ciencia e Ingeniería Neogranadina*, 22(1), 3.
- [145] Moore, D. and R.C. Reynolds, Jr., 1997, X-Ray Diffraction and the Identification and Analysis of Clay Minerals, 2nd ed., Oxford University.
- [146] ASTM C373-88. Standard test method for water absorption, bulk density, apparent density and apparent specific gravity of fired whitewares products. West Conshohocken, PA: ASTM International; 2002.
- [147] ASTM C-20, Standard Test Methods for Apparent Porosity, Water Absorption, Apparent Specific Gravity, and Bulk Density of Burned Refractory Brick and Shapes by Boling Water, Annual Book of American Society for Testing of Material (ASTM), U.S.A., 15, 2007.
- [148] NMX-C-404-ONNCCE (2012),” Industria de la construcción – mampostería –bloques, tabiques o ladrillos y tabicones para uso estructural – especificaciones y métodos de ensayo”. Organismo Nacional de Normalización y Certificación de la Construcción y Edificación, S.C. México.
- [149] ASTM C773-88. Standard test method for compressive (crushing) strength of fired whitewares materials. West Conshohocken, PA: ASTM International;2002.
- [150] ASTM C1161-02c(2008)e1, Standard Test Method for Flexural Strength of Advanced Ceramics at Ambient Temperature, ASTM International, West Conshohocken, PA.
- [151] R.L. Bates, Geology of the Industrial Rocks and Minerals, Harper and Brothers Publ, New York, 1960.
- [152] S.A. Zaidan, S.S. Abdull-Razzak, Effect of bentonite addition on some properties of porcelain, J. Eng. 27 (1) (2019) 84–99, <https://doi.org/10.31026/j.eng.2019.01.01>.

- [153] ASTM C326-82. Standard test method for drying and firing shrinkage of ceramic whitewares clays. West Conshohocken, PA: ASTM International; 2002.
- [154] Y. Enríquez Méndez, M. Vlasova, M. Kakazey, M. Dominguez-Patiño, L. Isaeva, T. Tomila, Low temperature synthesis of porous ceramics, *Sci. Sinter.* 39 (2007) 39–49, <https://doi.org/10.2298/SOS0701039M>.
- [155] I.I. Plyusnina, *Infrared Spectra of Silicates*, Moscow University Publishing House, Moscow, 1957 (in Russian).
- [156] Von H. Salmang, *Die physikalischen und chemischen Grundlagen der Keramik*, 3. verb. Aufl. Berlin u. a., 1956.
- [157] P.P. Budnikov, A.S. Bereznoy, I.A. Bulavin, G.P. Kalliga, G.V. Kukolev, D.N. Poluboyarinov, *Technology of Ceramics and Refractories*, State Publishing House of Literature on Construction and Architecture, Moscow, 1955.
- [158] A. Cuevas, F. Godínez & R. Barragán, Estudio de tres zonas productoras de tabiques de arcilla en la región centro del estado de Guerrero, in: *Ciencias de la Ingeniería y Tecnología. Handbook*, M. Ramos, V. Aguilera (eds.), ECOFRAN, Valle de Santiago, Guanajuato, 2013.
- [159] J.C. Adame, Comparación de la calidad de ladrillos de arcilla y el tabicón de concreto, que utiliza para la mampostería en el Municipio de Chilpancingo, Guerrero, 2008.
- [160] Jie-Guang Song, Fang Wang, Xiao-Bo Bai, Du. Da-Ming, Ju. Yin-Yan, Xu. Ming-Han, Gang-Chang Ji, Effect of the sintering technology on the properties of fired brick from quartz sands, *J. Ceram. Process. Res.* 12 (4) (2011) 357–360.
- [161] G. Cultrone, E. Sebastian, M.J. De la Torre, Mineralogical and physical behaviour of solid bricks with additives, *Constr. Build. Mater.* 19 (2005) 39–48, <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2004.04.035>.
- [162] G. Cultrone, C. Rodríguez Navarro, E. Sebastian, O. Cazalla, M.J. De la Torre, Carbonate and silicate phase reactions during ceramic firing, *Eur. J. Mineral.* 13 (2001) 621–34. doi: 10.1127/0935-1221/2001/0013-0621.
- [163] P. Muñoz-Velasco, M.P. Morales-Ortíz, M.A. Mendívil-Giro, L. Muñoz-Velasco, Fired clay bricks manufactured by adding wastes as sustainable

construction material – a review, *Constr. Build. Mater.* 63 (2014) 97–107, <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2014.03.045>.

[164] V. Mymrin, M.J.J.S. Ponte, H.A. Ponte, N.M.S. Kaminari, U. Pawlowsky, G.J.P. Solyon, Oily diatomite and galvanic wastes as raw materials for red ceramics fabrication, *Constr. Build. Mater.* 41 (2013) 360–364, <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2012.11.041>.

[165] R.G. Eromasov, Composite ceramic materials based on coarse-grained technogenic filler, Thesis Ph.D, Krasnoyarsk, Russia, 2015.

[166] A.A. Shakir, S. Naganathan, K.N. Bin Mustapha, Development of Bricks from Waste Material: A Review Paper, *Australian J. Basic Appl. Sci.*, 7(8) (2013), 812-818.

[167] A.A. Shakir, S. Naganathan, K.N. Mustapha, Properties of bricks made using flyash, quarry dust and billet scale, *Constr. Build. Mater.* 41 (2013) 131–138, <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2012.11.077>.

[168] R. Ailer, *The Chemistry of Silica*, Wiley-Interscience, New York, 1979.

[169] M. Vlasova, P.A. Márquez Aguilar, V. González Molina, A. Trujillo Estrada, M. Kakazey, Development of an energy- and water-saving manufacturing technology of brick products, *Sci. Sinter.* 50 (2018) 275–289, <https://doi.org/10.2298/SOS1803275V>.

[170] A.I. Ivanov, Wall ceramic materials of compression molding from dispersed high-siliceous rocks, Dis. Ph.D., Novokuznetsk, Russia, 2018.

[171] J. Ajala Amkpa, N. Azam Badarulzaman, A. Bakar Aramjat, Influence of sintering temperatures on physico-mechanical properties and microstructure of refractory fireclay bricks, *Int. J. Eng. Technol. (IJET)* 8 (6) (2016) 2588–2593, <https://doi.org/10.21817/ijet/2016/v8i6/160806214>.

[172] S. Kitouni, A. Harabi, Sintering and mechanical properties of porcelains prepared from algerian raw materials, *Cerâmica* 57 (344) (2011) 453–460, <https://doi.org/10.1590/S0366-69132011000400013>.

[173] J. Ajala Amkpa, A. Edogbo Aye, F. Enefolo Omagu, Mechanical and physicochemical evaluation of alkaleri fireclay for refractory application, *Traektoriâ Nauki = Path of Science*, 3(4) (2017) 6.15-6.20. doi: 10.22178/pos.21-7.

- [174] Klein, C., and Hurlbut, C.S., Jr., 1999, Manual of Mineralogy (after James D. Dana) [21st edition, revised]: New York, John Wiley & Sons, 682 p.
- [175] Hofmeister, A.M. and Rossman, G.R. (1983) Color infeldspars. Pp. 271-280 in: Feldspar Mineralogy (P.H. Ribbe, editor). Mineralogical Society of America, Washington, D.C.
- [176] Putnis, A., Hinrichs, R., Putnis, C.V., Golla-Schindler, U. and Collins, L.G. (2007) Hematite in porous red-clouded feldspars: Evidence of large-scale crustal fluid-rock interaction. *Lithos*, 95, 1018.
- [177] W.L. Roberts, T.J. Campbell and G.R. Rapp, Jr. (1990) Encyclopedia of Minerals (Second edition) Van Nostrand, Reinhold, New York, 979p.
- [178] A. Mizane, R. Rehamnia, Study of some parameters to obtain the P₂O₅ water-soluble from partially acidulated phosphate rocks (PAPRs) by sulfuric acid, *Phosphorus Research Bulletin* Vol. 27(2012)pp. 018-022.
- [179] M. Dondi, M. Raimondo, C. Zanelli, Clays and bodies for ceramic tiles: Reappraisal and technological classification, *Appl. Clay Sci.*, **96** (2014) 91-109. <https://doi.org/10.1016/j.clay.2014.01.013>.
- [180] M.P. Groover, Fundamentals of modern manufacturing: materials processes, and systems. John Wiley & Sons, 2010.
- [181] A. Parra Parra, M. Vlasova, P. A. Márquez Aguilar, T. Tomila, Peculiarities of a Glass-Sludge Mixture Subjected to Low-Temperature Treatment, *Sci. Sintering*, v. 49, pp. 207-224, 2017.
- [182] F. Wang, J.G. Song, M.H. Xu Effect of preparation technology on properties of quartz pore gradient materials using low-grade quartz sand, *Key Eng. Mater.* 697 (2016) 423-426.
- [183] Weiqing Wang, Jinyao Cong, Jie Deng, Xiaoqing Weng, Yiming Lin, Yang Huang, Tiefeng Peng, Developing Effective Separation of Feldspar and Quartz

While Recycling Tailwater by HF Pretreatment, **Minerals**, 2018, 8, 149, pp. 1-15. doi:10.3390/min8040149.

[184] S. Shakhathreh, Properties and Suitability of East Aqaba Area Feldspar for Glass Industries in Jordan, **J. Mater. Sci. Research**; Vol. 4, No. 2; 2015 pp.22-33. DOI: 10.5539/jmsr.v4n2p22.

[185] F. Bosch-Reig, J.V. Gimeno-Adelantado, F. Bosch-Mossi, A. Doménech-Carbó, Quantification of minerals from ATR-FTIR spectra with spectral interferences using the MRC method, **Spectrochimica Acta Part A: Molecular And Biomolecular Spectroscopy** 181 (2017) 7-12.

<http://dx.doi.org/10.1016/j.saa.2017.02.012>

[186] W.R. Taylor, Application of infrared spectroscopy to studies of silicate glass structure: Examples from the melilite glasses and the systems $\text{Na}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ and $\text{Na}_2\text{O}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$, Proceedings of the Indian Academy of Sciences - **Earth and Planetary Sciences**, 1990, Volume 99, Issue 1, pp 99–117

[187] N. Kamoun, F. Jamoussi, M.A. Rodríguez, The preparation of mesoporous membranes from Tunisian clay, [Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio](#), 59(2020) 25-30.

[188] K.A. Verevkin, Ceramic facing brick based on highly iron clays of reduction firing, Ceramic facing brick based on highly iron clays of reduction firing, Ph.D. Thesis, Rostov-on-Don, Russia, 2011.

[189] Siham Aissou, Nedjima Bouzidi, L. Cormier, E. Bonet Martinez, D. Merabet, Improvement of mechanical and optical properties of $\text{Na}_2\text{O}-\text{CaO}-\text{SiO}_2$ glasses based on dune sand, [Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio](#), 57 (6) (2018) 221-230.

Anexo 1.

Artículos científicos publicados en revistas:

1. Nicolas, M. F., Vlasova, M., Aguilar, P. A. M., Kakazyey, M., Cano, M. M. C., Matus, R. A., & Puig, T. P. (2020). Development of an energy-saving technology for sintering of bricks from high-siliceous clay by the plastic molding method. *Construction and Building Materials*, 242, 118142.
<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061820301471>
2. Nicolas, M. F., Vlasova, M., Aguilar, P. A. M., Kakazyey, M., Cano, M. M. C., Matus, R. A., & Puig, T. P. Energy saving technology for sintering of black bricks from high-siliceous clay. *MRS Advances*, 1-9.
<https://www.cambridge.org/core/journals/mrs-advances/article/energy-saving-technology-for-sintering-of-black-bricks-from-highsiliceous-clay/7A17CC7C3F322B347ECE37EAF9286B73>
3. Aguilar, P.A.M., Nicolas, M.F., Kakazyey, M., Tapia, R.G., Cano, M. M. Matus, R. A., & Puig, T. P., Nava, M.E.S. & Vlasova, M. Low temperature sintering of high siliceous clay in conditions of oxygen deficiency. *Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio*. In press
4. Nicolás, A.F., Nicolás, M.F., Chavarín, J.U. Corrosion effect on reinforced concrete with the addition of graphite powder and its evaluation on physical-electrochemical properties. *Alconpat*.
<https://www.revistaalconpat.org/index.php/RA/article/view/501>

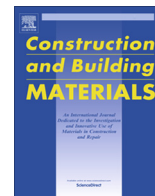
Participaciones en congresos (memorias en extenso):

1. Mario Flores Nicolás, Marina Vlasova, Pedro Antonio Márquez Aguilar, René Guardián Tapia, Marcos Mauricio Chávez Cano, Roberto Arroyo Matus. El desarrollo de la tecnología de ahorro de energía para la síntesis de producción de ladrillo a partir de arcillas con alto contenido de sílice del estado de Guerrero, Academia Mexicana de Investigación y Docencia en Ingeniería Química A. C., tema: materiales, modalidad: oral, XL Encuentro Nacional de la AMIDIQ, “Retos de la Ingeniería Química para el Desarrollo Nacional”, Huatulco, Oaxaca, México, 7-10 mayo, 2019. ISBN en trámite. MATERIALES 387-393.

2. Edgar Moreno Bernal, Marina Vlasova, Pedro Antonio Márquez Aguilar, Mykola Kakazyey, René Guardián Tapia, Mario Flores Nicolás. Síntesis de las cerámicas porosas obtenidas con el uso de materiales de embalaje de poliestireno expandido (EPS), Academia Mexicana de Investigación y Docencia en Ingeniería Química A. C., tema: materiales, modalidad: cartel, XL Encuentro Nacional de la AMIDIQ, “Retos de la Ingeniería Química para el Desarrollo Nacional”, Huatulco, Oaxaca, México, 7-10 mayo, 2019. ISBN en trámite. MATERIALES 387-393.
3. Mario Flores Nicolás, Marina Vlasova, Pedro Antonio Márquez Aguilar, Teresa Pi Puig, Roberto Arroyo Matus, Marcos Mauricio Chávez Cano. Síntesis a baja temperatura de cerámica negra a partir de arcilla y arena del estado de Guerrero, Academia Mexicana de Investigación y Docencia en Ingeniería Química A. C., tema: materiales, modalidad: oral-virtual, XL Encuentro Nacional de la AMIDIQ, “La ingeniería Química, el Desarrollo Nacional y la Responsabilidad Social”, Zihuatanejo, Guerrero, México, 22-24 octubre, 2020. ISBN en trámite.

Estancia:

1. Universidad Estatal Gzhel, Moscú, Rusia, 2019.
http://www.art-gzhel.ru/?param=infa&sub=news&news_id=2076



Development of an energy-saving technology for sintering of bricks from high-siliceous clay by the plastic molding method



Mario Flores Nicolas^a, Marina Vlasova^{a,*}, Pedro Antonio Márquez Aguilar^a, Mykola Kakazey^a, Marcos Mauricio Chávez Cano^b, Roberto Arroyo Matus^c, Teresa Pi Puig^d

^a Center for Research in Engineering and Applied Sciences, Morelos State Autonomous University (CIICAp-UAEMor), Av. Universidad 1001, C.P. 62209 Cuernavaca, Morelos, Mexico

^b Instituto de Ingeniería, Universidad Nacional Autónoma de México UNAM, Circuito Escolar s/n, Ciudad Universitaria, Calzada Coyoacán, C.P. 04510, CDMX, Mexico

^c Unidad Académica de Ingeniería, Universidad Autónoma de Guerrero UAGRo, Av. Lázaro Cárdenas S/N Ciudad Universitaria, C.P. 39000 Chilpancingo, Guerrero, Mexico

^d Instituto Geología, Universidad Nacional Autónoma de México UNAM, Cd. Universitaria, Circuito de la Investigación Científica, Del. Coyoacán, C.P. 02376 CDMX, Mexico

HIGHLIGHTS

- Double and triple mixtures of high-siliceous clay-sand-cullet.
- Low-temperature sintering of bricks (800 °C, 8 h)
- Synthesized materials refers to glass ceramics.
- High strength properties of bricks.

ARTICLE INFO

Article history:

Received 13 September 2019

Received in revised form 4 January 2020

Accepted 8 January 2020

Keywords:

High-siliceous clay

Sand

Low-melting glass

Sintering

Properties of bricks

ABSTRACT

In the work, the possibility of using the method of plastic molding of blanks and realizing an energy-saving sintering of building bricks from high-siliceous clays have been considered. It has been established that the addition of sand containing a small amount of montmorillonite to such clays makes it possible to perform of plastic molding, and the introduction of low-melting glass additives allows sintering of bricks at 800 °C for 8 h. The data of X-ray diffraction analysis and IR spectroscopy have shown that the synthesized material contains quartz, feldspar, and glass phase, i.e., glass ceramics has been formed. The basis of low-temperature sintering is the formation of a low-temperature eutectic between the molten glass, feldspars, and silica. It has been established that the density, porosity, water absorption, and mechanical properties of ceramics depend on the ratio of the components in the initial mixtures. The developed technology has made it possible to synthesize high-quality building bricks from high-siliceous clays under low-temperature sintering conditions.

© 2020 Elsevier Ltd. All rights reserved.

1. Introduction

For many ages, the brick production is the most demanded and large-scale branch of the building industry. The lack and often the substantial remoteness of deposits of clay raw materials is one of the most significant problems of production of wall ceramic materials. Note that, as a rule, the quality of raw materials dictates the choice of the manufacturing technology of ceramic bricks. Ductile clay raw materials presuppose the choice of the extrusion technology of ceramic bricks, whereas lean pulverescent loams and opal-cristobalite rocks presuppose the choice of the compression technology [1–18]. Correspondingly, the greatly

differing compositions of plastic and high-siliceous clays determine the formation of ceramics with different properties and, hence, different fields of application. As a rule, ceramics manufactured from high-siliceous clay are refractories [1,2,19,20] At present, the plastic molding of blanks, despite the long duration and complexity of the whole technological manufacturing cycle of wall ceramics is most widespread. At the same time, this method is extensively used in the handicraft production of brick products.

The raw materials for the handicraft brick production in the Guerrero state (Mexico) are high-siliceous clays (Fig. 1). In this state, the technology of plastic molding of brick blanks, which often does not provide the production of high-quality bricks and requires a large fuel consumption for the whole sintering cycle, is traditionally used.

* Corresponding author.

E-mail address: vlasovamarina@inbox.ru (M. Vlasova).

Energy saving technology for sintering of black bricks from high-siliceous clay

Mario Flores Nicolas^a, Marina Vlasova^a, Pedro Antonio Márquez Aguilar^a, Mykola Kakazey^a
Marcos Mauricio Chávez Cano^b, Roberto Arroyo Matus^c, Teresa Pi Puig^d

^a*Centro de Investigación en Ingeniería y Ciencias Aplicadas, Universidad Autónoma del Estado de Morelos (CIICAp–UAEMor), Av. Universidad 1001, C.P. 62209, Cuernavaca, Morelos, Mexico.*

^b*Instituto de Ingeniería, Universidad Nacional Autónoma de México UNAM, Circuito Escolar s/n, Ciudad Universitaria, Calzada Coyoacán, C.P. 04510, CDMX, México.*

^c*Unidad Académica de Ingeniería, Universidad Autónoma de Guerrero UAGRo, Av. Lázaro Cárdenas S/N Ciudad Universitaria, C.P. 39000, Chilpancingo, Guerrero, México.*

^d*Instituto Geología, Universidad Nacional Autónoma de México UNAM, Cd. Universitaria, Circuito de la Investigación Científica, Del. Coyoacán, C.P. 02376, CDMX, México.*

ABSTRACT

The low-temperature synthesis of bricks prepared from high-siliceous clays by the method of plastic molding of blanks was used. For the preparation of brick blanks, binary and ternary mixtures of high-siliceous clays, black sand, and bottle glass cullet were used. Gray-black low-porosity and high-porosity ceramics was obtained by sintering under conditions of oxygen deficiency. It has been established that to initiate plastic in mixtures containing high-siliceous clay, it is necessary to add montmorillonite/bentonite additives, carry out low-temperature sintering, and introduce low-melting glass additives with a melting point ranging from 750 to 800 °C. The performed investigations have shown that the sintering of mixtures with a total content of iron oxide of about 5 wt% under reducing conditions at $T_{\text{sint.}} = 800$ °C for 8 h leads to the formation of glass ceramics consisting of quartz, feldspars, and a phase. The main sources of the appearance of a dark color is the formation of $[\text{Fe}^{3+}\text{O}_4]^{4-}$ and $[\text{Fe}^{3+}\text{O}_6]^{9-}$ anions in the composition of the glass phase and feldspars. By changing the contents of clay, sand, and glass in sintering, it is possible to obtain two types of ceramic materials: (a) in the form of building bricks and (b) in the form of porous fillers.

Efecto de la corrosión del concreto reforzado con adición de polvo de grafito y su evaluación en sus propiedades físicoquímicas

A. Flores-Nicolás¹ , M. Flores-Nicolás¹ , J. Uruchurtu-Chavarín^{1*} 

*Autor de Contacto: juch25@uaem.mx

DOI: <https://doi.org/10.21041/ra.v11i1.501>

Recepción: 28/07/2020 | Aceptación: 06/11/2020 | Publicación: 01/01/2021

RESUMEN

En este trabajo se evaluó el efecto de la corrosión del concreto reforzado sin y con adición de polvo de grafito con bajo contenido de carbono. Los procesos de identificación de fases y las propiedades físico-electroquímicas del concreto se analizaron mediante técnicas de difracción de rayos X (DRX), microscopía electrónica de barrido (MEB), potencial de media celda, ruido electroquímico (EN) y resistencia a la polarización lineal (RPL). Las muestras se estudiaron durante 168 días en solución salina. Los resultados muestran que al adicionar polvo de grafito en cantidad de 2.5% en peso del cemento, se incrementó la resistencia a la compresión en comparación con la muestra control. En las pruebas electroquímicas se demuestra que la corrosión del acero de refuerzo en el concreto se incrementó al aumentar el nivel de reemplazo de grafito.

Palabras clave: concreto reforzado; grafito; corrosión; cloruros.

Citar como: Flores-Nicolás, A., Flores-Nicolás, M., Uruchurtu-Chavarín, J. (2021), "*Efecto de la corrosión del concreto reforzado con adición de polvo de grafito y su evaluación en sus propiedades físicoquímicas*", Revista ALCONPAT, 11 (1), pp. 18 – 33, DOI: <https://doi.org/10.21041/ra.v11i1.501>

¹ Centro de Investigación en Ingeniería y Ciencias Aplicadas (CIICAp), Instituto de Investigación en Ciencias Básicas y Aplicadas (IICBA), Universidad Autónoma del Estado de Morelos, Cuernavaca, México.

Contribución de cada autor

En este trabajo el autor A. Flores-Nicolás contribuyó con la idea original, recolección de datos, metodología experimental, discusión de resultados y la redacción del trabajo. El autor M. Flores-Nicolás contribuyó con la coordinación de los experimentos, redacción y revisión del trabajo. El autor J. Uruchurtu-Chavarín contribuyó con la coordinación en general del trabajo, revisión, orientación al autor y supervisión de las actividades.

Licencia Creative Commons

Este trabajo está publicado bajo los términos de una Licencia Internacional Creative Commons Atribución 4.0 Internacional ([CC BY 4.0](https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/)).

Discusiones y correcciones posteriores a la publicación

Cualquier discusión, incluyendo la réplica de los autores, se publicará en el tercer número del año 2021 siempre y cuando la información se reciba antes del cierre del segundo número del año 2021.



Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования

ГЖЕЛЬСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ



Главная

- Сведения об образовательной организации
- Общая информация
- Абитуриентам**
- Институты
- Кафедры
- Аспирантура
- Колледж
- Художественные школы
- Деятельность
- Общезнание
- Дополнительное образование
- Актуальная информация
- СМИ об университете
- Экскурсии по музею, производству



Контакты

Адрес:
Московская обл., Раменский р-он,
п. Электроизолатор, д. 67, ГГУ

Новости

Визит мексиканских керамистов в Гжельский университет



15 июля 2019 г. ГГУ посетили гости из Центра инженерных исследований и прикладных наук Автономного университета штата Морелос (Мексика) – доктор химических наук, профессор-исследователь, заведующая лабораторией «Передовая керамика» М. В. Власова и аспирант М. Ф. Николас. Гжельский университет как международный центр подготовки керамистов вызвал большой интерес у мексиканских гостей.

М. В. Власова разработала энергосберегающую технологию получения керамики из каолиновых глин для производства художественных изделий. М. Ф. Николас работает над кандидатской диссертацией на тему: «Исследование энергосберегающих процессов спекания кирпичей».

Проректор по воспитательной и социальной работе кандидат педагогических наук, Заслуженный учитель Российской Федерации Е. П. Суходолова познакомила гостей с историей и деятельностью университета. Доцент кафедры изобразительного искусства и народной художественной культуры кандидат педагогических наук И. В. Коршунова провела экскурсию в музей декоративно-прикладного искусства ГГУ и учебно-производственных мастерских. Латиноамериканские студенты, которые обучаются на факультете изобразительного искусства и дизайна ГГУ и работают в мастерских, поделились с гостями опытом создания керамических произведений из фарфора, майолики и шамота.

На встрече с ректором ГГУ доктором педагогических наук, профессором, Почетным работником высшего профессионального образования Российской Федерации Б. В. Илькевичем М. В. Власова по поручению ректора университета штата Морелос, Густаво Уркиса Белтрана, выразила желание развивать научное и творческое сотрудничество между университетами, проводить совместные конференции, публиковать научные работы, обмениваться опытом и информацией в сфере декоративно-прикладного искусства. Б. В. Илькевич отметил, что Гжельский университет также заинтересован в установлении научных и образовательных связей между университетами и готов подписать договор о сотрудничестве.

Гости поблагодарили за прием и отметили, что деятельность ГГУ произвела на них большое впечатление, особенно в части технологического процесса производства керамики.

Сотрудничество между нашими университетами продолжится.