

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA CIVIL**



TESIS

**“EFECTO DE LAS FIBRAS POLIMÉRICAS SINTÉTICAS EN UN CEMENTANTE
GEOPOLIMÉRICO BASE METACAOLÍN ACTIVADO CON AGUA DE MAR.”**

PRESENTADA POR

AMANDA CAMEJO CORONA

COMO REQUISITO PARCIAL PARA OBTENER EL GRADO DE:

**MAESTRÍA EN CIENCIAS
CON ORIENTACIÓN EN MATERIALES DE CONSTRUCCIÓN**

ENERO 2024

FACULTAD DE INGENIERÍA CIVIL



EFFECTO DE LAS FIBRAS POLIMÉRICAS SINTÉTICAS EN UN CEMENTANTE
GEPOLIMÉRICO BASE METACAOLÍN ACTIVADO CON AGUA DE MAR.

Por:

AMANDA CAMEJO CORONA

DIRECTOR: DR. ISMAEL FLORES VIVIÁN.

COASESOR: DR. ROMÁN HERMOSILLO MENDOZA.

ASESOR EXTERNO: DR. FRANCISCO GONZÁLEZ DÍAZ.

Como requisito parcial para obtener el Grado de MAESTRÍA EN CIENCIAS con
Orientación en Materiales de Construcción

Enero, 2024

AGRADECIMIENTOS

Agradezco especialmente a mis padres Claribel Corona Camacho y Julio Camejo Pérez por siempre apoyarme y motivarme a seguir creciendo a través de sus consejos enseñanzas. Gracias por confiar en mí y enseñarme a nunca rendirme sin importar el tamaño de los obstáculos. A mi hermano Julio Camejo Corona por su apoyo.

A mi asesor el Dr. Ismael Flores Vivian por sus enseñanzas y su valioso tiempo brindado para que este proyecto se pudiera realizar. Sus conocimientos fueron pieza clave en la realización de esta investigación.

Al Dr. Francisco René, al Dr. Daniel López Serna y al Sr. Gumaro Tovar, por su tiempo, enseñanzas y valiosos consejos que me permitieron formarme y tener un mejor criterio para realizar el proyecto.

A Silvia por toda su paciencia y el tiempo empleado.

A Luis Mejía, Adrián, Cinthia Yahaira Carranza, Linda Colli, Andrés Escamilla, Andrés, Juan Carlos y Rodolfo Aguirre por su apoyo durante toda la etapa experimental de esta investigación y sobre todo por su amistad.

Al Dr. Francisco González Díaz por su asesoría en esta investigación.

Al cuerpo académico y administrativo del Instituto de Ingeniería Civil, especialmente a la Dra. Mayra Zyzlila Figueroa y al Dr. Isaías Juárez Ramírez por la orientación y el apoyo brindado para entrar al programa de académico.

A Basf, Eucomex, y Cementos Chihuahua por las donaciones recibidas.

Al Conahcyt por la beca otorgada y el proyecto CB2017-2018/A1-S-24552 por los recursos recibidos para la realización de mis estudios de maestría.

DEDICATORIA

Dedico este logro a mi mamá **Claribel Corona Camacho**, a mi papá **Julio Camejo Pérez** y a mi hermano **Julio Camejo Corona**, por siempre guiarme y motivarme a crecer como persona y superarme profesionalmente.

"Si he visto más lejos es porque estoy sentado sobre los hombros de los gigantes"

Isaac Newton

TABLA DE CONTENIDOS

AGRADECIMIENTOS	i
DEDICATORIA	iii
LISTA DE FIGURAS	iv
LISTA DE TABLAS	xii
RESUMEN	xiii
1. CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN.	1
1.1. Planteamiento del problema.....	3
1.2. Justificación.....	4
1.3. Hipótesis.	5
1.4. Objetivo general.	5
1.5. Objetivos específicos.	6
2. CAPÍTULO 2. MARCO TEÓRICO.	8
2.1. Geopolímero.	8
2.1.1. Metacaolín.....	11

2.1.2.	Activador alcalino.	13
2.1.3.	Relación $\text{Na}_2\text{SiO}_3/\text{NaOH}$	14
2.1.4.	Concentración de álcalis.	15
2.1.5.	Agua de mar como activador.....	16
2.2.	Geopolímeros reforzados con fibras.	18
2.2.1.	Tipos de fibras.....	19
2.2.2.	Proceso de mezclado.	21
2.2.3.	Contenido de fibras.	22
2.2.4.	Geometría de la fibra.....	25
2.2.5.	Trabajabilidad del material.	27
2.2.6.	Resistencia a la compresión.....	28
2.2.7.	Comportamiento a la flexión.....	30
2.2.8.	Contracción por secado.....	35
2.2.9.	Sortividad.	37
2.2.10.	Interfaz fibra-matriz.....	39
3.	CAPÍTULO 3. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL.....	45

3.1.	Materiales empleados.	45
3.2.	Caracterización de materias primas.	47
3.3.	Proporcionamiento utilizado.	49
3.4.	Durabilidad de las fibras sintéticas en la solución alcalina.	50
3.5.	Análisis de la fluidez.	51
3.6.	Procedimiento de mezclado.	51
3.7.	Fabricación de especímenes.	52
3.8.	Realización de ensayos.	55
3.8.1.	Realización de ensayos a compresión.	56
3.8.2.	Realización de ensayos de flexión.	56
3.8.3.	Realización de ensayos de variación de longitud.	57
3.8.4.	Realización de ensayos de sortividad.	59
3.9.	Análisis de resultados.	61
4.	CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.	63
4.1.	Caracterización de las materias primas.	63
4.1.1.	Metacaolín.	63

4.1.2.	Fibras poliméricas.	65
4.2.	Durabilidad de las fibras en la solución alcalina.....	70
4.2.1.	Fibras de PP.....	70
4.2.2.	Fibras de PET.	73
4.2.3.	Fibras de PVA.	75
4.3.	Análisis de la fluidez.....	78
4.4.	Análisis de la interfaz fibra-matriz.....	81
4.5.	Ensayes de sortividad.	94
4.6.	Ensayes a compresión.	97
4.7.	Ensayes de flexión.	103
4.8.	Ensayes de variación de longitud por contracción por secado....	109
4.9.	Análisis del comportamiento de las fibras de PP.	114
4.10.	Análisis del comportamiento de las fibras de PET.	115
4.11.	Análisis del comportamiento de las fibras de PVA.	116
5.	CONCLUSIONES	118
6.	RECOMENDACIONES.....	122

7.	BIBLIOGRAFÍA.....	124
----	-------------------	-----

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Tipos de geopolímeros basados en unidades siloxo (Si-O) (19).	9
Figura 2. Diagrama de activación alcalina del geopolímero de MK (21).	11
Figura 3. Estructura del caolín (23).	12
Figura 4. Influencia del contenido de fibra en la matriz (52).	24
Figura 5. Tipos de fallo (57).	31
Figura 6. Flujo de agua relevante para la permeabilidad en un material poroso con (a) y sin poros de botella de tinta (b) (las flechas indican la dirección del flujo del agua) (89).	38
Figura 7. Descripción del mecanismo de falla de desunión (despegue) (91,94).	42
Figura 8. Descripción del mecanismo de falla de la fibra (ruptura) (91,94).	42
Figura 9. Descripción del mecanismo de falla de la matriz (extracción) (91,94).	42
Figura 10. Mecanismos de unión interfacial fibra-matriz (91).	43
Figura 11. Fibras utilizadas de PP (a), PET (b) y PVA (c).	47

Figura 12. Cubo de 5x5x5 cm elaborado para los especímenes de compresión.	54
Figura 13. Vigas de 4x4x16 cm elaboradas para los especímenes de flexión a 4 puntos.	54
Figura 14. Vigas de 2.5x2.5x28 cm elaboradas para los especímenes de variación de longitud.	54
Figura 15. Cubos de 4x4x4 cm para los ensayos de sortividad.	54
Figura 16. Muestras de 0.5x0.5x0.5 cm elaboradas para el análisis en el SEM.	54
Figura 17. Muestras de 0.5x0.5x0.5 cm preparadas con resina para el análisis en el SEM	54
Figura 18. Viga ensayada a flexión en 4 puntos.	57
Figura 19. Ensaye de variación de longitud por contracción por secado.	58
Figura 20. Cubos de 4x4x4 cm elaborados para los especímenes de sortividad.	59
Figura 21. Ensayes de sortividad.....	60
Figura 22. Difractograma del precursor (MK).....	64

Figura 23. Morfología del MK (x1000).....	64
Figura 24. Espectro de FT-IR del precursor (MK).....	65
Figura 25. Figura 25. Imágenes del SEM de las fibras de PET utilizando magnificaciones de 13x (a), 500x (b) y 2500x (c).	66
Figura 26. Imágenes del SEM de las fibras de PET utilizando magnificaciones de 13x (a), 500x (b) y 2500x (c).....	66
Figura 27. Imágenes del SEM de las fibras de PVA utilizando magnificaciones de 13x (a), 500x (b) y 2500x (c).....	66
Figura 28. Espectro de FT-IR de las fibras de PP.....	68
Figura 29. Espectro de FT-IR de las fibras de PET.....	69
Figura 30. Espectro de FT-IR de las fibras de PVA.	70
Figura 31. Imágenes del SEM de las fibras de PP en solución a 1 min (a), 6 min (b), 15 min (c) y 24 h (d).	71
Figura 32. Espectro de FT-IR de las fibras de PP añadidas a la solución alcalina.	72
Figura 33. Imágenes del SEM de las fibras de PET en solución a 1 min (a), 6 min (b), 15 min (c) y 24 h (d).	73

Figura 34. Espectro de FT-IR de las fibras de PET añadidas a la solución alcalina.	75
Figura 35. Imágenes del SEM de las fibras de PVA en solución a 1 min (a), 6 min (b), 15 min (c) y 24 h (d).	76
Figura 36. Espectro de FT-IR de las fibras de PVA añadidas a la solución alcalina.	78
Figura 37. Influencia del proporcionamiento y tipo de fibras en la fluidez de los compuestos de geopolímeros.	79
Figura 38. Interfaz fibra-matriz de las fibras de PP a los 7 días, imagen de las fibras x1000 (a) imagen de la zona de transición x3500 (b), EDS de las fibras (c), EDS de la zona de interfaz (d), composición elemental de las fibras (e) y composición elemental de la zona de interfaz (f).	83
Figura 39. Interfaz fibra-matriz de las fibras de PP a los 90 días, imagen de las fibras x230 (a) imagen de la zona de transición x800 (b), EDS de las fibras (c), EDS de la zona de interfaz (d), composición elemental de las fibras (e) y composición elemental de la zona de interfaz (f).	84
Figura 40. Geopolímero reforzado con fibras de PP a los 7 días (a), (b), y a los 90 días (c) y (d).	86

Figura 41. Interfaz fibra-matriz de las fibras de PET a los 7 días, imagen de las fibras x400 (a), EDS de las fibras (b) y composición elemental de las fibras (c).	87
Figura 42. Interfaz fibra-matriz de las fibras de PET a los 90 días, imagen de las fibras x400 (a), EDS de las fibras (b) y composición elemental de las fibras (c).	88
Figura 43. Geopolímero reforzado con fibras de PET a los 7 días (a), (b), (c), y a los 90 días (c), (d) y (f).	89
Figura 44. Interfaz fibra-matriz de las fibras de PVA a los 7 días, imagen de las fibras x750 (a) imagen de la zona de transición x1500 (b), EDS de las fibras (c), EDS de la zona de interfaz (d), composición elemental de las fibras (e) y composición elemental de la zona de interfaz (f).	92
Figura 45. Interfaz fibra-matriz de las fibras de PVA a los 90 días, imagen de las fibras x400 (a) imagen de la zona de transición x1700 (b), EDS de las fibras (c), EDS de la zona de interfaz (d), composición elemental de las fibras (e) y composición elemental de la zona de interfaz (f).	93
Figura 46. Geopolímero reforzado con fibras de PVA a los 7 días (a), (b), (c), y a los 90 días (c) y (d).	94

Figura 47. Absorción de agua de los especímenes reforzados con fibras de PP.	95
Figura 48. Absorción de agua de los especímenes reforzados con fibras de PET.	95
Figura 49. Absorción de agua de los especímenes reforzados con fibras de PVA.	96
Figura 50. Porcentaje de incremento de absorción de agua en comparación con especímenes sin fibra.	97
Figura 51. Resistencia a la compresión hasta los 90 días para mezclas con incorporación de fibras de PP.	99
Figura 52. Resistencia a la compresión hasta los 90 días para mezclas con incorporación de fibras de PET.	101
Figura 53. Resistencia a la compresión hasta los 90 días para mezclas con incorporación de fibras de PVA.	102
Figura 54. Porcentaje del incremento de la resistencia a la compresión en comparación con especímenes sin fibra.	103
Figura 55. Resistencia a la flexión hasta los 90 días para mezclas con incorporación de fibras de PP.	104

Figura 56. Resistencia a la flexión hasta los 90 días para mezclas con incorporación de fibras de PET.....	105
Figura 57. Resistencia a la flexión hasta los 90 días para mezclas con incorporación de fibras de PVA.....	107
Figura 58. Porcentaje del incremento de la resistencia a la flexión en comparación con especímenes sin fibra.	109
Figura 59. Variación de la longitud por contracción por secado hasta los 90 días para mezclas con incorporación de fibras de PP en proporciones de 0%, 0.25%, 0.5%, 0.75% y 1%.....	111
Figura 60. Variación de la longitud por contracción por secado hasta los 90 días para mezclas con incorporación de fibras de PET en proporciones de 0%, 0.25%, 0.5%, 0.75% y 1%.....	112
Figura 61. Variación de la longitud por contracción por secado hasta los 90 días para mezclas con incorporación de fibras de PVA en proporciones de 0%, 0.25%, 0.5%, 0.75% y 1%.....	113
Figura 62. Porcentaje de disminución de la contracción por secado en comparación con especímenes sin fibra.....	114
Figura 63. Análisis del comportamiento de las fibras de PP en el incremento de la compresión y flexión, la disminución de la contracción por secado.	115

Figura 64. Análisis del comportamiento de las fibras de PET en el incremento de la compresión y flexión, la disminución de la contracción por secado. 116

Figura 65. Análisis del comportamiento de las fibras de PVA en el incremento de la compresión y flexión, la disminución de la contracción por secado. 117

LISTA DE TABLAS

Tabla 1. Composición química del sustituto de agua de mar.....	16
Tabla 2. Características de las fibras utilizadas proporcionadas por las fichas técnicas.....	47
Tabla 3. Proporcionamiento de las pastas con adición de NaCl.....	50
Tabla 4. Ensayes a compresión (5 x 5 x 5 cm), flexión (4 x 4 x 16 cm), variación de longitud (2.5 x 2.5 x 28.5 cm) y sortividad (4 x 4 x 4 cm).	55
Tabla 5. Composición química del precursor.....	63
Tabla 6. Propiedades de las fibras.....	67
Tabla 7. Composición química de las fibras de PP en solución.....	71
Tabla 8. Composición química de las fibras de PET en solución.....	74
Tabla 9. Composición química de las fibras de PVA en solución.	76
Tabla 10. Influencia del proporcionamiento y tipo de fibras en la reducción del flujo del cementante.....	81

RESUMEN

La industria del cemento portland emite entre un 5% y un 7% de las emisiones globales de CO₂ debido a la calcinación de la piedra caliza y la combustión de combustibles fósiles. El transporte y la molienda también contribuyen a su huella ambiental. Los geopolímeros, un cemento alternativo, pueden reducir las emisiones hasta en un 80% en comparación con el cemento Portland mediante la activación alcalina de materiales ricos en sílice y alúmina amorfa, utilizando incluso agua de mar. Aunque los geopolímeros tienen ventajas, su fragilidad limita su uso en aplicaciones extensas. La inclusión de fibras como refuerzo ha demostrado ser efectiva en disminuir su fragilidad. El estudio propuesto abarca una amplia gama de análisis y pruebas para determinar el efecto de la adición de diferentes tipos y proporciones de fibras en los geopolímeros. Se incluye la caracterización microestructural de las fibras de PP, PVA y PET mediante SEM y FT-IR, y añadidas a la solución alcalina para analizar el efecto de la alta alcalinidad sobre sus propiedades microestructurales. Se observó que la alta alcalinidad no afectó el estado de la superficie o la composición de las fibras de PP y PVA mientras que para las fibras de PET se observó una disminución en el contenido de carbono indicando la degradación de las fibras. Se analizó el efecto de añadir estas fibras al estado fresco y endurecido del geopolímero en proporciones de 0.25%, 0.5%, 0.75% y 1%. En el experimento, la ausencia de fibras causó desbordamiento en la mesa de fluidez (140% flujo). A medida que

se aumentaba el porcentaje de fibras, la fluidez disminuyó, con 0.5% y 1% alcanzando 109% y 101% respectivamente, cumpliendo la norma ASTM C109. Las fibras de PP redujeron más el flujo, mientras que las fibras de PET densas e hidrofóbicas dificultaron la manipulación y homogeneización del geopolímero durante la mezcla. Se observó en la resistencia a la compresión, flexión y variación de longitud que las fibras son efectivas en proporcionamientos intermedios de fibras ya que muy poca fibra no ejerce función de refuerzo y un exceso causa que se agrupen entre ellas y dejen poros de aire dentro del espécimen. Los ensayos de sortividad estuvieron directamente relacionados con la absorción de agua de las fibras, las fibras que más absorben agua son causantes de una mayor porosidad afectando la resistencia mecánica. El mecanismo de fallo observado en el SEM fue mayormente por ruptura y extracción de la fibra garantizando una buena adhesión entre la fibra y la matriz.

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN.

La industria del cemento portland en su conjunto emite de un 5% a un 7% de las emisiones globales de CO₂ al año como consecuencia del proceso de calcinación de la piedra caliza y la combustión de combustibles fósiles durante su producción. El transporte y la molienda también contribuyen al incremento de la huella ambiental de la industria del cemento (1,2). Además, los cementantes a base de cemento portland dependen del agua potable para su utilización, contribuyendo con esto a la inversión en recursos para su potabilización y al agotamiento de las fuentes de este recurso natural.

La línea de estudio que ha despertado interés recientemente implica la producción de un tipo de cemento alternativo conocido como geopolímero. Varios estudios indican que el uso de geopolímero permite reducir los gases de efecto invernadero del 44% al 64% en comparación con la producción de cemento portland ordinario (CPO), y con una buena selección de los materiales de partida se podría producir hasta un 80% menos CO₂ en comparación con el CPO (2–4) al requerir menos energía para su fabricación. Estos materiales se obtienen a partir de la activación alcalina de materiales ricos en sílice y alúmina amorfa. En los geopolímeros es posible usar el agua de mar ya que, las sales alcalinas como NaCl, MgCl₂, Na₂SO₄ y MgSO₄ presentes en la solución acelera el mecanismo de geopolimerización.

A pesar de que los compuestos de geopolímeros presentan un enorme potencial para ser utilizados como materiales de construcción, su naturaleza frágil y la susceptibilidad a agrietarse bajo tensión, los convierten en menos propensos a ser utilizados en aplicaciones extensas. En consecuencia, es necesario tomar medidas que permitan inhibir su fragilidad. Numerosos estudios previos han señalado que la inclusión de fibras como refuerzo es altamente efectiva en la disminución de la fragilidad de los compuestos (5,6). La resistencia mecánica de los geopolímeros reforzados con fibras está determinada por distintos factores que intervienen en la resistencia del conjunto, como son el tipo de fibras utilizadas, su morfología, porcentaje de estas, y la interacción entre la fibra y la matriz. Estas variables en conjunto determinarán el comportamiento del material compuesto y las aplicaciones en las que podrá ser utilizado.

En esta investigación, se propone realizar pastas de un cementante geopolimérico a base de metacaolín activado alcalinamente por agua de mar sintetizada en el laboratorio a base de cloruro de sodio (NaCl) y reforzado con fibras poliméricas sintéticas. Se buscará la proporción adecuada de fibras para obtener la pasta con mejores cualidades microestructurales y mecánicas en comparación con pastas de referencia sin la adición de fibras. Se evaluarán las propiedades microestructurales de la materia prima, y después del cementante endurecido a diferentes edades de fabricación. Además de estos análisis, se evaluará la resistencia a la compresión y a la flexión a diferentes edades, así

como el tipo de fallo del material compuesto y sus variaciones de volumen como resultado del proceso de secado.

1.1. Planteamiento del problema.

Los cementantes geopoliméricos son un material de construcción prometedor debido a su alta resistencia a la compresión, baja permeabilidad, buena resistencia química, durabilidad y propiedades térmicas (7,8). Sin embargo, su baja ductilidad y alta fragilidad son limitaciones importantes en su aplicación práctica. Estas características hacen que los geopolímeros sean más propensos a agrietarse y fracturarse bajo cargas que produzcan esfuerzos de tracción (9). Además, su alta rigidez implica que no pueden deformarse significativamente antes de fallar, lo que limita su capacidad para absorber energía y resistir impactos, lo que puede afectar su durabilidad y resistencia a largo plazo (10). La adición de fibras en la matriz cementante es una solución efectiva para aumentar la ductilidad y reducir las limitaciones del material, ya que mejora las propiedades de fractura y resistencia a la tracción, lo que resulta en una mayor capacidad de deformación del material y una reducción en la propagación de grietas (11). El rendimiento de las fibras en los compuestos de geopolímeros está influenciado por diversos factores, como las propiedades inherentes de la fibra utilizada, el porcentaje de estas, la interfaz entre la fibra y la matriz, los precursores utilizados, el curado y la edad de los compuestos fabricados. Por lo tanto, la selección

cuidadosa de las fibras y las condiciones de procesamiento del material son esenciales para lograr una óptima mejora en las propiedades del material.

Es importante destacar que, aunque los geopolímeros fibrorreforzados son un producto de construcción ya utilizado actualmente, no se han encontrado en la revisión bibliográfica investigaciones que aborden los geopolímeros reforzados con fibras poliméricas sintéticas y que sean a la vez activados con agua de mar. De lo anterior, este trabajo se centra en analizar la resistencia a compresión, a la tensión y las variaciones de volumen producto de la contracción por secado, de un cementante geopolimérico base metacaolín activado alcalinamente con agua de mar sintetizada en el laboratorio y con la adición de fibras poliméricas sintéticas en proporciones de 0%, 0.25%, 0.5%, 0.75% y 1% con relación al volumen del espécimen fabricado. Además, se realizará un análisis microestructural para la determinación del mecanismo de falla y el análisis de la distribución de las fibras en el compuesto. Se evaluarán las propiedades ya mencionadas con el fin de determinar las proporciones y tipo de fibras con las que se obtiene mayores valores de resistencia mecánica.

1.2. Justificación.

La investigación en geopolímeros reforzados con fibras poliméricas sintéticas y activados con sales de agua de mar tiene un impacto positivo en la seguridad y estabilidad de las estructuras construidas con estos materiales. La incorporación

de fibras cortas aleatorias en la matriz cementante mejora el desempeño mecánico y reduce la propagación de microgrietas generadas por la retracción del material, lo que minimiza o elimina la fisuración (6). Además, la adición de fibras en la matriz de geopolímeros también aumenta su absorción de energía y resistencia a la deformación, lo que es esencial para garantizar la durabilidad y la vida útil de las estructuras.

Aunque la mayoría de las investigaciones sobre geopolímeros reforzados con fibras se han realizado utilizando fibras de acero (11), fibras de carbono (12), fibras de vidrio (13), fibras sintéticas poliméricas (8) y fibras de basalto (14), aún no se han encontrado referencias bibliográficas sobre geopolímeros activados con agua de mar y reforzados con fibras poliméricas sintéticas. Por lo tanto, la investigación en este campo podría contribuir significativamente a la creación de materiales de construcción sostenibles y resistentes, lo que tendría importantes implicaciones para la industria de la construcción y el medio ambiente en general.

1.3. Hipótesis.

La incorporación de fibras cortas poliméricas al geopolímero base de metacaolín activado con sales de agua de mar, favorecerá la resistencia a la flexión y a la compresión del compuesto al reducir los cambios dimensionales y la propagación de las microgrietas generadas por la retracción del material.

1.4. Objetivo general.

Analizar el efecto de la adición de fibras cortas poliméricas a especímenes geopoliméricos base metacaolín activado con agua de mar, mediante la realización de pruebas a compresión, flexión, medición de los cambios de longitud y evaluación del mecanismo de falla, para determinar el tipo de fibras y su óptimo contenido que contribuya a incrementar su resistencia mecánica.

1.5. Objetivos específicos.

- Caracterizar las fibras de PP, PVA, PET en el microscopio electrónico de barrido (SEM) y por espectroscopía infrarroja por transformada de Fourier (FT-IR) para determinar sus características microestructurales.
- Analizar el efecto en el estado fresco del geopolímero de la adición de fibras en proporciones de 0%, 0.25%, 0.5%, 0.75% y 1% con relación al volumen del espécimen evaluando la consistencia en la mesa de fluidez.
- Determinar las resistencias a la compresión y flexión en la máquina universal de ensayos de especímenes elaborados a edades de 7, 28, 56 y 90 días para analizar la eficiencia del proporcionamiento y tipo de fibra.
- Determinar los cambios dimensionales de los especímenes mediante el comparador de longitud para analizar la retracción por secado del compuesto.
- Observar los especímenes en el SEM analizando la efectividad del proceso de mezclado en la dispersión de las fibras, y el mecanismo de

falla de los especímenes para determinar cuáles tuvieron mayor adherencia en la matriz cementante.

- Determinar la porosidad de los especímenes mediante el ensaye de sortividad para analizar la efectividad del proceso de mezclado y compactación.

CAPÍTULO 2. MARCO TEÓRICO.

Los geopolímeros se obtienen a partir de la mezcla en óptimas proporciones de un mineral basado en SiO_2 y Al_2O_3 (precursor), con un agente químico (activador alcalino) y agua. Los precursores suelen ser residuos o fuentes naturales de aluminosilicatos como cenizas volantes, cenizas volcánicas y metacaolín (MK). Mientras que los activadores alcalinos más utilizados suelen ser el hidróxido de sodio y silicato de sodio (15).

2.1. Geopolímero.

“Geopolimerización” es el término utilizado para hacer referencia a la reacción química que se produce al mezclar aluminosilicatos con activadores alcalinos concentrados comúnmente hidróxidos y/o silicatos alcalinos. De la reacción de la mezcla se obtiene una nueva red molecular polimérica formando materiales denominados “geopolímeros” término acuñado por el científico Joseph Davidovits (16).

Los geopolímeros consisten esencialmente en una unidad repetitiva del monómero silicato (Si-O-Al-O). Este cementante se clasifica según la composición de la fase de los productos de la activación: R-A-S-H ($\text{R} = \text{Na}^+$ o K^+) en los sistemas basados en aluminosilicato (17). Tienen una estructura amorfa semicristalina, donde los tetraedros de silicatos (SiO_4) y de aluminios (AlO_4) se

unen alternativamente compartiendo todos los átomos de oxígeno. Esto deja una carga negativa en la coordinación del Al en su pliegue cuarto; el cual puede ser balanceado por cargas de cationes alcalinos como: Na^+ , K^+ , Li^+ , Ca^+ , Ba^+ . La presencia de cationes es importante para mantener la neutralización de la estructura, además que su incorporación ayudará a determinar la integridad estructural del producto (18).

La estructura geopolimérica se muestra en la Figura 1 (19), y se clasifica en tres formas básicas, la cual depende de las relaciones molares de Si/Al, donde si $\text{Si}/\text{Al}=1$ se denomina Poli (Sialato), si $\text{Si}/\text{Al}=2$ se denomina Poli (Siliato-siloxo), o si $\text{Si}/\text{Al}=3$ se denomina Poli (Siliato-disiloxo). La fórmula empírica de los geopolímeros está dada por: $\text{M}_n [-(\text{SiO}_2)_z-\text{AlO}_2]_n \cdot w\text{H}_2\text{O}$; donde M es el catión (Na^+ , K^+); n es el grado de policondensación; z tiene valores de 1, 2, 3; y w es la cantidad de agua de unión.

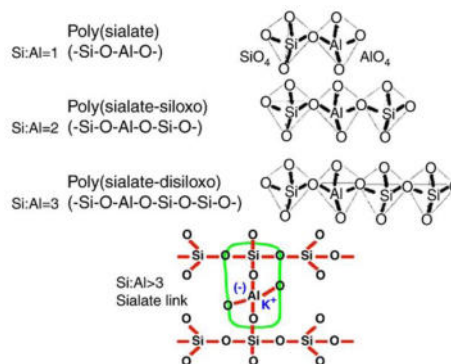


Figura 1. Tipos de geopolímeros basados en unidades siloxo (Si-O) (19).

Según Glukhovsky (20), el mecanismo de reacción de activación alcalina comprende tres etapas: destrucción-coagulación, coagulación-condensación y condensación-cristalización. Durante el proceso de destrucción-coagulación, la presencia de iones hidroxilo en el reactivo alcalino, inicia el proceso de disolución de los aluminosilicatos, lo que implica la ruptura de los enlaces R–O, Si–O–Si, Al–O–Al y Al–O–Si en el precursor, y la liberación de especies de silicato y aluminato, la disolución de aluminosilicatos amorfos es rápida a un pH alto (19). Las especies liberadas por disolución se incorporan a la fase acuosa, que puede contener ya silicato presente en la solución activadora, de este modo se forma una mezcla compleja de especies de silicato, aluminato y aluminosilicato durante la etapa de coagulación-condensación. La acumulación de estos productos desagregados favorece el contacto entre ellos, formando una estructura coagulada donde se produce la policondensación, formándose un primer gel llamado Gel 1 (con una relación Si/Al=1) y liberándose el agua consumida nominalmente durante la disolución. El agua juega el papel de un medio de reacción, pero reside dentro de los poros del gel (21). Conforme la reacción avanza se disuelven más grupos Si-O del precursor, favoreciendo la transformación del producto intermedio (Gel 1) rico en aluminio a un nuevo Gel 2 rico en silicio (Si/Al=2). Los oligómeros de aluminosilicatos continúan condensando y el gel crece formando una estructura altamente entrelazada formando marcos tridimensionales, conocida como gel N-A-S-H, durante la etapa final de condensación-cristalización. Estos procesos de reorganización

estructural determinan la microestructura y la distribución de poros del material, que son fundamentales para la determinación de sus propiedades físicas. El aumento de la relación Si/Al mejora considerablemente las propiedades mecánicas de los geles de aluminosilicato formados (22). La Figura 2 (21) presenta un mecanismo de reacción simplificado para la geopolimerización.

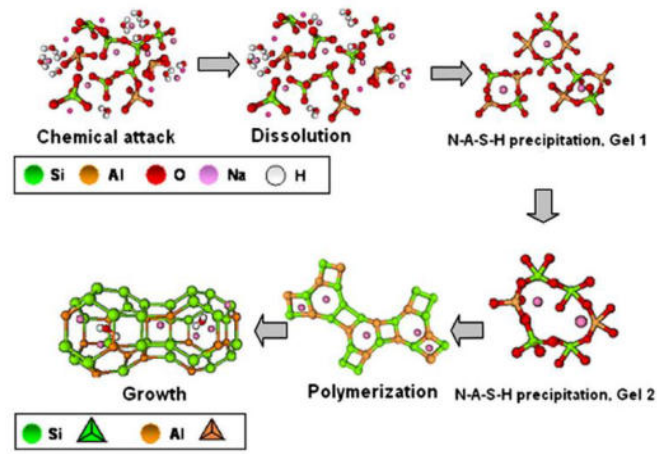


Figura 2. Diagrama de activación alcalina del geopolímero de MK (21).

2.1.1. Metacaolín.

El componente principal del cementante geopolimérico en esta investigación es un aluminosilicato, el metacaolín (MK), el cual proviene de una arcilla llamada caolinita, que es un silicato de aluminio hidratado de composición aproximada $2\text{H}_2\text{O}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$, con una estructura como se muestra en la Figura 3 (23).

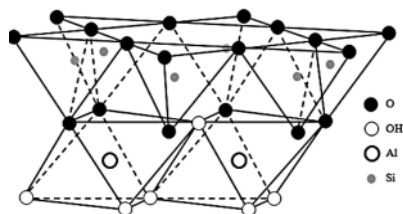
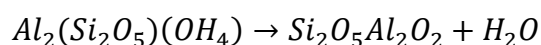


Figura 3. Estructura del caolín (23).

que difiere según el origen y ubicación geológica de donde es extraído (18). Las arcillas caoliníticas están ampliamente disponibles en la corteza terrestre, y un tratamiento térmico entre 600 y 900°C (24), conduce a la deshidroxilación de la estructura cristalina de la caolinita para producir metacaolín, dependiendo de su cristalinidad y pureza, en correspondencia con la siguiente ecuación:



El MK es un precursor de alta densidad de carga electrostática de sus partículas, tiene una estructura laminar y área superficial específica elevada, provocando una alta demanda de agua al momento de la fabricación de pastas (6,25). Al contrario de los cementantes a base de cemento portland, los cuales solo necesitan agua para endurecer, los geopolímeros a base de MK requieren de álcalis y agua para endurecer. El MK como precursor aportará la Si y Al con una proporción fija de SiO_2/Al_2O_3 , y al utilizar un activador alcalino ayudará a la disolución de este, para que endurezca satisfactoriamente. Las propiedades de un metacaolín varían según el tamaño de partícula, la pureza y la cristalinidad de la caolinita de la que se obtuvo este precursor. Estos factores afectan

directamente la proporción de materias primas y propiedades obtenidas durante la producción de geopolímeros, por lo que no existe una “receta” para la producción de ligantes geopoliméricos con metacaolín de diferentes fuentes (26).

2.1.2. Activador alcalino.

Para iniciar la reacción de geopolimerización de un aluminosilicato sólido se requiere su activación química mediante un componente alcalino (o ácido) de alto pH que disuelva la sílice y la alúmina del precursor, formando una red polimérica inorgánica de álcali-aluminosilicatos, estructuralmente comparables a las que construyen las rocas naturales (27). Los activadores generalmente usados son hidróxidos alcalinos, silicatos, carbonatos, sulfatos, aluminatos o cualquier sustancia soluble que pueda sustituir cationes del metal alcalino, elevar el pH de la mezcla de reacción y acelerar la disolución del precursor sólido (28).

Existen varios hidróxidos alcalinos utilizados para la activación de aluminosilicatos, cada uno presenta características y resultados particulares en la síntesis de geopolímeros (28). El hidróxido de sodio o hidróxido sódico (NaOH) también conocido como sosa cáustica, hidróxido de potasio (KOH) y el silicato de sodio (Na_2SiO_3) son los activadores más usados, siendo los más baratos y disponibles de los activadores alcalinos (29). Mientras que el uso de hidróxido de rubidio (RbOH) e hidróxido de cesio (CsOH) es menos improbable para su uso

comercial o a gran escala en geopolímeros debido principalmente a su alto costo y escasez (26).

En los geopolímeros a base de caolín se ha reportado que la presencia de NaOH y Na_2SiO_3 condujo a mejores propiedades de resistencia y microestructura. Esta solución de silicato alcalino induce una cierta cantidad de SiO_2 soluble para formar monómeros, dímeros y oligómeros (30), afectando la velocidad de la reacción de geopolimerización (31). Ferone (32), Mohsen (33) y Granizo (34) obtuvieron microestructuras más compactas en geopolímeros activados con una solución de NaOH y Na_2SiO_3 en comparación con geopolímeros de caolín que reaccionaron con NaOH, indicando una alcalinización más eficiente de Al y Si. Según (35) los geopolímeros de caolín que reaccionaron con NaOH alcanzaron una resistencia a la compresión inferior a 20 MPa, mientras que los geopolímeros de caolín que reaccionaron con Na_2SiO_3 lograron una resistencia a la compresión de 60 MPa. Fernández-Jiménez y Palomo (36) informó un aumento de 40 a 90 MPa justo después de un día de curado, cuando se usa un activador alcalino con NaOH y vidrio soluble en lugar de solo NaOH.

2.1.3. Relación $\text{Na}_2\text{SiO}_3/\text{NaOH}$.

Un aumento en la proporción de reactivos alcalinos aumenta la resistencia de los geopolímeros ya que un aumento del contenido de Na_2SiO_3 favorece el proceso de polimerización que conduce a un producto de reacción con mayor resistencia

mecánica (37). En base a estudios previos se ha concluido que la relación $\text{Na}_2\text{SiO}_3/\text{NaOH}$ debe estar entre 0.24 y 2.2, (38). En una investigación, (39) usó valores de 1.0, 1.6, y 2.2 en la relación $\text{Na}_2\text{SiO}_3/\text{NaOH}$ para hacer geopolímeros de metacaolín; la resistencia máxima alcanzada fue 64 MPa después de 7 días y se alcanzó con 1.6, utilizando la relación 2.2 se obtuvieron resultados similares, y la resistencia más baja se obtuvo con una relación de 1.0 en la que la matriz de geopolímero resultó muy porosa. Además, con relaciones de 1.6 y 2.2 se lograron altas resistencias a la flexión alcanzando los 17.6 MPa.

2.1.4. Concentración de álcalis.

La concentración de álcali afecta significativamente las propiedades físicas y mecánicas de los geopolímeros ya que el álcali promueve la solubilidad y disolución de los aluminosilicatos y también acelera la tasa de reacción de geopolimerización (40).

Con base en (41), la concentración óptima de NaOH para fabricar geopolímeros de metacaolín es de 9 M, por encima de este valor óptimo, la reacción de polimerización es indeseable. Según (42) los geopolímeros se vuelven más densos y muestran una superficie más lisa a medida que aumenta la concentración de álcali (7–12 M). La alta concentración de álcali promueve un fraguado rápido y, como resultado, proporciona un tiempo insuficiente para la disolución y la disminución de la trabajabilidad de las pastas de geopolímero. Se

ha informado una baja resistencia a la compresión para concentraciones de álcali bajas y altas (43,44).

La concentración de álcali debe ser suficiente para equilibrar la carga de las redes de geopolímeros, pero no en exceso para causar la formación de carbonato de sodio perjudicial debido a la carbonatación (45). Se ha comprobado que la adición de mayores cantidades de sílice podría mejorar significativamente la microestructura de la matriz en términos de reducción de la permeabilidad al agua (46).

2.1.5. Agua de mar como activador.

El agua de mar es una disolución formada por agua y sales, en una proporción de un 96.5% de agua y un 3.5% de sales. La Tabla 1 presenta las concentraciones de los compuestos químicos más relevantes para simular el agua de mar según lo especificado por ASTM D1141-98.

Tabla 1. Composición química del sustituto de agua de mar.

Sustancia Química	NaCl	MgCl ₂	Na ₂ SO ₄	CaCl ₂
Proporción (g/L)	24.53	5.20	4.09	1.16

El agua a emplearse en un concreto hidráulico a base de cemento portland deber ser agua potable, según la ASTM C1602. En caso de que esto no sea posible, se puede usar agua no potable controlando contenido de cloruros, sulfatos, álcalis y sólidos en el agua de mezclado, y realizándole pruebas de resistencia a la

compresión y tiempos de fraguado. La adición de agua de mar en un cementante a base de cemento portland es perjudicial para el material desarrollado, debido a la presencia de álcalis en el agua de mar, particularmente cloruro de sodio (NaCl), favoreciendo la reacción álcali-agregado y provocando la corrosión de estructuras de concreto armado debido a la presencia de cloruros.

En un geopolímero, el agua actúa como transportador de iones, constituyendo un factor importante durante la síntesis del material, necesaria para la formación de cadenas moleculares. Además, favorece la hidratación y la trabajabilidad de la mezcla fresca del cementante geopolimérico (47). En (48) se obtuvieron resultados favorables optimizando mezclas de geopolímeros a base de cenizas volantes activadas por hidróxido de sodio y utilizando arena de mar sin lavar para lograr una alta resistencia a la compresión, esto debido a que los principales productos de la geopolimerización no incluyen la formación de portlandita o C-S-H y en consecuencia hay un riesgo significativamente reducido asociado con el ataque de sulfato. Una investigación demostró que en pastas de geopolímeros con adición de 3.5% y 10% de sal de mar, la resistencia a la compresión fue superior en un 25% en comparación con pastas de geopolímeros sin adición de sal de mar (49). En otro trabajo de investigación (50) se obtuvo resultados favorables desarrollando un cementante geopolimérico, a base de metacaolín activado con los álcalis de unas sales de mar (SM), silicato de sodio e hidróxido de sodio. Donde se observó que el reemplazo de NaOH por 3.5% y 10% NaCl no

mejoró las propiedades mecánicas de los especímenes, en comparación con muestras de referencia sin sustitución de NaOH por SM. Esto es debido a la disminución de la cantidad de OH⁻ en el activador alcalino, encargado de disolver los enlaces de Si-O-Al del precursor (51). En pastas con adición de 3.5% o 10% de SM se obtuvieron incrementos de la resistencia a la compresión hasta de un 45% alcanzando valores de 35 MPa en comparación con pastas de referencia sin adición de SM, además los especímenes no presentaron una estructura frágil al momento de ser ensayadas.

2.2. Geopolímeros reforzados con fibras.

Dado que la composición esencial del geopolímero (GP) involucra una estructura de gel geopolimérico amorfo, acompañada de partículas de materia prima sin reaccionar y una gama de porosidades (25), de manera semejante a los compuestos de matriz de cemento (CPO), los geopolímeros muestran atributos frágiles y manifiestan una resistencia a la tracción limitada. Esto los vuelve propensos a la formación de grietas bajo cargas mecánicas leves o en respuesta a fuerzas de contracción (11).

Para abordar estas limitaciones, se ha empleado una variedad de formas de fibras, como hilos, filamentos, bigotes, nanofibras y nanotubos, con el fin de reforzar los compuestos de geopolímeros. Esto busca potenciar la resistencia a la flexión, mejorar la capacidad de absorción de energía (52) y optimizar el

proceso de endurecimiento (53). El mecanismo de refuerzo con fibras en matrices geopoliméricas incluye los siguientes tres aspectos: modificar la estructura básica, inhibir el crecimiento de microfisuras, y cambiar las formas de expansión de las grietas (54). Las fibras pueden ofrecer un efecto de puente sobre los poros dañinos al incrustar sus dos hilos en la matriz geopolimérica y deformarse elásticamente cuando el geopolímero se ve afectado por fuerzas internas y externas en lugar de la deformación de los poros dañinos, por lo que la rugosidad y la resistencia mejoran en gran medida (55).

En comparación con los materiales cementosos de igual nivel, los geopolímeros reforzados con fibras demuestran una mayor durabilidad. No obstante, persisten desafíos como la marcada contracción y la alta fragilidad en su aplicación práctica, lo que podría resultar en fallos catastróficos durante el servicio operativo.

El desempeño de las fibras en las matrices de geopolímeros está altamente influenciado por las propiedades inherentes de las fibras, la cantidad de fibras utilizadas y los precursores de los geopolímeros (56,57). Además, es fundamental considerar los siguientes aspectos detallados a continuación: tipo y contenido de fibras utilizadas, proceso de mezclado de los materiales, geometría de la fibra y trabajabilidad del material.

2.2.1. Tipos de fibras.

Las diferentes fibras utilizadas para refuerzos de materiales de construcción son las fibras de acero, fibras inorgánicas, fibras de carbono y las fibras poliméricas (58–60). El principal problema con las fibras de acero es la corrosión (61). Dentro de las inorgánicas se encuentran las de sílice, aluminio y alúmina, basalto; que generalmente tienen buena estabilidad química y elevada resistencia, aunque se corroen en condiciones alcalinas (62). Las fibras de carbono se originan a menudo a partir de polímeros y se utilizan para producir compuestos cementosos de alto rendimiento con una mayor absorción de energía, así como alta resistencia eléctrica (57). Las fibras poliméricas son principalmente cadenas largas de unidades monoméricas repetitivas, que se unen entre sí a través de fuertes interacciones intermoleculares (63). Dentro de las fibras poliméricas encontramos las poliméricas naturales y las poliméricas sintéticas en dependencia del proceso de producción y de sus materiales de origen (52). Las fibras poliméricas naturales a pesar de estar ampliamente disponibles y tener bajo costo, tienen una interacción deficiente con la matriz y no presentan estabilidad en condiciones de pH alto (64). Las fibras poliméricas sintéticas se producen ampliamente a partir de materias primas o se reciclan a partir de desechos plásticos. Entre las fibras poliméricas sintéticas comercialmente disponibles son las de polipropileno (PP), las de tereftalato de polietileno (PET), y las de alcohol polivinílico (PVA).

Las principales ventajas de las fibras de PP son el costo económico, la característica inerte a un pH alto del ambiente cementoso, el control del agrietamiento por contracción plástica y la fácil dispersión (65). Sin embargo tienen bajo módulo y bajo contacto interfacial con matrices cementosas debido a sus características hidrofóbicas (8,66,67).

Las fibras de PET tienen propiedades mecánicas comparables con las fibras de PP y nailon, mientras que su producción es más rentable y respetuosa con el medio ambiente. El tema de preocupación en el desarrollo de cementantes utilizando fibras de PET es su resistencia en ambientes alcalinos. Sin embargo, en (68) se obtuvo un mínimo deterioro de estas fibras al sumergirlas durante 120h en una solución alcalina con 10 g/dm³ de hidróxido de sodio en agua destilada.

Las fibras de PVA se han convertido en unas de las fibras más utilizadas en materiales a base de cemento y en materiales activados por álcalis, debido a las ventajas que ofrecen como bajo costo, alta estabilidad química y fácil construcción (69). Este tipo de fibra muestra un fuerte enlace químico con aglutinantes cementosos debido a la presencia del grupo hidroxilo en sus cadenas moleculares. Sin embargo, la alta unión química combinada con la baja resistencia lateral de estas fibras conduce a una tendencia a la ruptura de las fibras y, por lo tanto, limita la capacidad de deformación por tracción del material compuesto (70).

2.2.2. Proceso de mezclado.

El orden de incorporación de las fibras durante la mezcla juega un papel crucial para lograr una dispersión uniforme de las mismas. Se sugiere seguir un enfoque específico dependiendo del tipo de fibra. En el caso de fibras de monofilamento, se recomienda mezclarlas con los precursores secos y luego someterlas al activador alcalino. Por otro lado, debido a que las fibras de multifilamentos no se separan de manera homogénea al ser mezcladas, se sugiere que se mezclen previamente con la solución activadora alcalina para romper los haces de fibras y posteriormente mezclarlas con aluminosilicatos secos, este enfoque mejora el proceso de humectación de las fibras y, en consecuencia, promueve una mayor interacción entre las fibras y la matriz (52,55). Para obtener una buena homogeneización de la mezcla en estado fresco, (5) y (71) utilizaron una mezcladora Hobart siguiendo el procedimiento descrito en la norma ASTM-C 305 y una vez que la mezcla alcanzó el estado deseado agregaron las fibras lentamente hasta que se distribuyeron correctamente en la mezcla, este proceso tomó entre 1 y 3 minutos dependiendo del tipo de fibra.

2.2.3. Contenido de fibras.

Las fibras desempeñan un papel crucial en la mejora de las propiedades de los materiales compuestos cementantes. Ayudan a controlar la propagación de grietas y aumentar la tenacidad del material, lo que conduce a un mejor rendimiento mecánico y una mayor durabilidad (52). Sin embargo, la cantidad de

fibras incorporadas tiene un impacto significativo en el comportamiento del material. Se sugiere que el valor de concentración crítica esté en el rango de 0.2% - 2% para los geopolímeros y los compuestos cementosos. Además, se observa que este valor crítico tiende a disminuir a medida que se incrementa la relación de aspecto de la fibra (52).

Un contenido de fibra bajo resulta desfavorable para la matriz cementante, ya que las fibras funcionan como un refuerzo dentro del material. Con una cantidad baja de fibras, el efecto de refuerzo es insuficiente para generar mejoras significativas en las propiedades mecánicas y la resistencia del cementante (55). En consecuencia, la matriz no puede aprovechar completamente los beneficios que las fibras pueden brindar en términos de fortaleza y resistencia a la fractura.

Un contenido de fibra medio se considera óptimo debido a que equilibra la cantidad de fibras y la matriz cementante. En este rango, las fibras se distribuyen de manera uniforme en la matriz, lo que mejora la capacidad de refuerzo y la resistencia general del cementante. Esto tiene un impacto positivo en las propiedades mecánicas del material compuesto, ya que la matriz cementante queda confinada entre las fibras cuando el material está bajo carga (Figura 4 a) (52). Aumentar la cantidad de fibras conlleva a la generación de numerosas microfisuras en lugar de unas pocas fisuras grandes, lo que aumenta la capacidad de deformación de la matriz, es decir, su ductilidad.

Por otro lado, un contenido de fibra alto puede tener efectos adversos en la matriz cementante (8). Cuando la cantidad de fibras es excesiva, estas pueden aglomerarse y dar lugar a porosidades internas en la matriz (Figura 4 b). Estos poros reducen la compactación y la densidad del material, debilitando su estructura y disminuyendo su resistencia. Además, los poros pueden ser puntos de concentración de tensiones, lo que aumenta la probabilidad de iniciar y propagar grietas, disminuyendo la resistencia global del cementante (72).

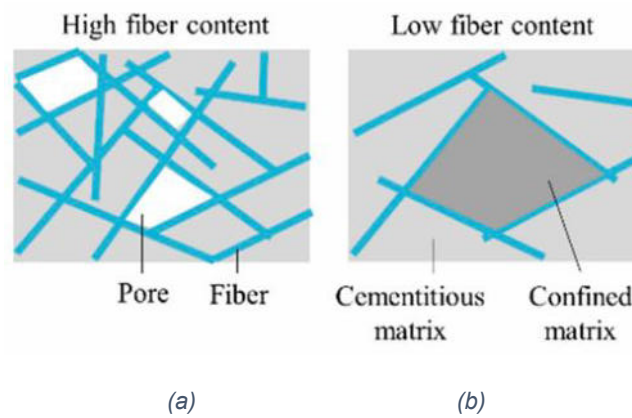


Figura 4. Influencia del contenido de fibra en la matriz (52).

Es importante señalar que incluso si las propiedades mecánicas de los materiales con un alto contenido de fibras son superiores, un exceso de fibras puede reducir la maniobrabilidad de los compuestos cementantes. Esto conduce a una formación excesiva de espacios vacíos y una compactación inadecuada debido a la interacción heterogénea entre las fibras y la matriz (52).

En última instancia, existe un contenido de fibra óptimo para cada material compuesto reforzado con fibras, que garantiza la mejor resistencia mecánica y un equilibrio adecuado entre las propiedades de refuerzo y la matriz cementante.

2.2.4. Geometría de la fibra.

Además de las propiedades intrínsecas del material, existen diversos factores geométricos que desempeñan un papel crucial al evaluar la eficacia de las fibras en un material compuesto. Estos parámetros geométricos incluyen características como la forma, longitud de las fibras y su área superficial.

La relación de aspecto de una fibra se define como la relación entre su longitud y su diámetro equivalente. Esta cifra refleja la delgadez de cada fibra de manera individual. En el caso de compuestos reforzados con fibras cortas, este valor oscila en el intervalo de aproximadamente 40 a 2000. No obstante, normalmente, este valor es menor a 300 (52). Informa (73) que las fibras con mayor relación de aspecto en los compuestos, son más vulnerables al daño de la fibra, lo que en consecuencia reduce la resistencia del material.

El documento (72) resalta la importancia de la longitud de la fibra al examinar compuestos de geopolímero. Se observó que al aumentar la longitud inicial de las fibras de carbono de 2 a 7 mm, utilizando un porcentaje de 3.5% de fibras, la resistencia a la flexión aumentó en 4.4 veces. Sin embargo, este efecto de refuerzo disminuyó ligeramente al incrementar aún más la longitud de las fibras

a 12 mm. El aumento en la resistencia al incrementar la longitud inicial de la fibra de 2 a 7 mm puede explicarse por el hecho de que la capacidad de transmitir carga está influenciada por la longitud de la fibra y la fuerza de la unión entre la fibra y la matriz. Por lo que existe un equilibrio en juego entre la longitud de las fibras y la optimización de su interacción con la matriz. Algunas longitudes de fibra pueden ofrecer la mejor combinación de transmisión de carga y cohesión interfacial, mientras que longitudes extremas pueden resultar en problemas como el enredo y disminución del refuerzo. Es importante encontrar el punto óptimo de longitud de fibra para maximizar los efectos positivos en las propiedades mecánicas del material compuesto.

Además de considerar las propiedades químicas y físicas individuales de cada fibra, es esencial tener en cuenta los efectos combinados de toda la estructura de fibras, la superficie total que ocupan y su dirección en relación con la matriz. Estos factores también tienen un impacto significativo en la regulación del desempeño global del compuesto (52). Este fenómeno puede ser evaluado teniendo en cuenta la sección transversal de las fibras que atraviesan cualquier plano dentro del material compuesto, considerando una disposición de fibras de manera aleatoria. En los compuestos con fibras continuas, esta área de sección transversal es prácticamente constante, mientras que, en los compuestos con fibras cortas, su orientación es aleatoria. Esto implica que muchas fibras no atravesarán un solo plano de manera aleatoria y, como resultado, el área de

refuerzo se ve influida por la longitud de las fibras individuales (6). Todos estos elementos contribuyen en conjunto a la evaluación integral de cómo las fibras operan de manera eficiente en el material compuesto.

2.2.5. Trabajabilidad del material.

A pesar de las cualidades mecánicas notables de los geopolímeros reforzados con fibras, es innegable que las fibras afectan la trabajabilidad de estos compuestos, lo que puede llevar a la formación excesiva de espacios vacíos y una compactación insuficiente.

Un aspecto comúnmente observado, independientemente de la forma o geometría de las fibras, es que un incremento en la cantidad de fibras disminuye la fluidez de los compuestos geopoliméricos reforzados con fibras (58). Esta reducción en la fluidez puede ser evaluada mediante la disminución del valor convencional de asentamiento según la norma ASTM C 143.

Esta pérdida de trabajabilidad se puede atribuir al aumento en el esfuerzo de fluencia de la mezcla fresca, ocasionado por la interacción entre las fibras y la matriz. A medida que se incrementa la cantidad de fibras, su diámetro equivalente y su relación de aspecto, esta interacción se intensifica, resultando en una red de contacto más densa. Se ha propuesto que el valor crítico de concentración de fibras se encuentra en el rango de 0.2% a 2% para los compuestos geopoliméricos y cementicios (74,75). Cuando la concentración de fibras supera

este umbral crítico, es común que las fibras tiendan a agruparse y no se dispersen uniformemente en la matriz. Esto puede generar obstrucciones en la red de fibras y dificultar el flujo de la mezcla fresca. Como resultado, se requiere una mayor vibración para que la mezcla abandone su estado estático y adopte la forma del molde (8,76). Además, las fibras con superficie áspera también contribuyen a disminuir el valor crítico y la fluidez (74).

2.2.6. Resistencia a la compresión.

El cemento geopolimérico después de 28 días, puede ganar una resistencia a la compresión de 70 a 100 MPa (77), este comportamiento de compresión depende en gran medida de la fragilidad, la estructura de los poros, la distribución de microfisuras y la condición límite de la prueba (78).

Cuando un material quebradizo se somete a una carga de compresión, se forman microgrietas de división axial que son paralelas a la dirección de la compresión donde se producen dilataciones de volumen debido a la alta tensión desviadora. Esto incluye la tensión de tracción transversal frente a la fisura que da como resultado su crecimiento en la dirección de la carga de compresión y las consiguientes fracturas locales. Estas fracturas locales podrían formarse mucho más fácilmente en la proximidad de los poros de las microfisuras (11).

El aumento de la resistencia a la compresión al añadir fibras a un material puede estar relacionado con la capacidad de las fibras para prevenir la iniciación de

microfisuras, alterar su orientación o prevenir la extensión de las fisuras, absorber tensiones y reducir la porosidad (79). Esto se debe a que una vez que una grieta se enfrenta a una o varias fibras, exige una mayor energía de fractura para extraer o romper las fibras y propagar la grieta. Por lo tanto, el límite proporcional y la resistencia última de los materiales compuestos aumentan (57). Esto depende en gran medida de la interacción fibra/matriz, de la rigidez y dispersión de las fibras (11).

Se ha demostrado que la ductilidad de los geopolímeros y la resistencia a la compresión mejoran con la adición de fibras de PP (79). En compuestos de geopolímeros reforzados con este tipo de fibras, (8) informó mayores valores de resistencia para fracciones de volumen igual e inferior al 1% en comparación con matrices no reforzadas. (55) obtuvo un incremento de 67.5% al utilizar 0.5% de fibras de PP.

Los especímenes reforzados con fibras de PVA suelen tener mayor resistencia a la compresión que los reforzados con PP, aunque (79) observó que la resistencia a la compresión utilizando ambas fibras aumentó continuamente al aumentar el contenido de fibras de 0.5% a 1.5%, sin embargo, disminuyó con un aumento en las fibras de más del 1.5%. En (72) se obtuvo que las fibras de PVA no influenciaron la resistencia a la compresión en la matriz. Este mismo resultado fue observado por (52) para un volumen de 0.25%, mientras que en un volumen de 0.5% y 1% la resistencia incrementó un 40%.

Al comparar las fibras de PET con las fibras de PP, (80) encontró que los compuestos reforzados con fibras de PP tenían una resistencia ligeramente mayor que los compuestos reforzados con fibras de PET debido a una distribución más uniforme de las fibras. Aamer Bhutta (5) obtuvo que proporcionamientos de 0.5% y 1% de fibras PET no incrementaron la resistencia a la compresión del compuesto. Se encontró en (75) que los cementantes geopoliméricos reforzados con fibras de PET tiene una resistencia a la compresión 18% mayor en comparación con los compuestos a base de cemento debido a una fuerte unión interfacial entre la fibra y la matriz de geopolímero.

Independientemente de los tipos de fibra, el aumento de la resistencia a la compresión es más esperable cuando el contenido de fibra es inferior al 2%, mientras que por encima de este valor es más posible el efecto adverso de la fibra. Esto está relacionado con el aumento significativo de la porosidad por encima de la concentración crítica de la fibra que suele estar entre el 0.2 % y el 2%, (11,76), este efecto es más severo en multifilamento en comparación con las monofibras (81).

2.2.7. Comportamiento a la flexión.

Los geopolímeros generalmente fallan en la fractura de modo I que es significativamente más pequeña que los modos II y III como muestra la Figura 5 (57). Esto explica la mayor debilidad de los geopolímeros a la flexión que a la

compresión. El refuerzo de las matrices cementosas tiene como objetivo superar dicha debilidad al proporcionar una mayor resistencia a la formación y propagación de grietas.

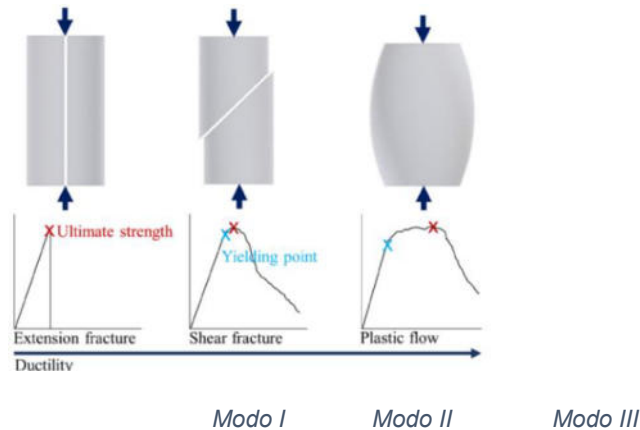


Figura 5. Tipos de fallo (57).

Por lo general, cuando una viga frágil se somete a una carga de flexión en cuatro puntos, tiende a desarrollar grietas en la zona central de la muestra, donde las tensiones de flexión alcanzan su punto máximo. El proceso de agrietamiento se inicia una vez que la fuerza de flexión supera la capacidad de deformación de la matriz de geopolímero en el extremo inferior de la fibra compuesta. A partir de este punto, la grieta se propaga, encontrando su camino a lo largo de las fibras y avanzando debido a la interacción entre las fibras y la matriz del material (11). La incorporación de fibras en la matriz cementosa es un método bien conocido para mejorar las propiedades de flexión y las características posteriores al pico de los compuestos correspondientes, ya que la fibra controla la propagación y el ensanchamiento de grietas bajo diferentes tipos de carga mecánica o

contracción. Por lo tanto, el aumento en el contenido de fibra podría mejorar el mecanismo de resistencia al crecimiento de grietas debido a los enredos de fibras. También se ve favorecida esta resistencia si la superficie de la fibra es áspera e hidrófila.

La incorporación de contenidos de fibras de aproximadamente 1% de PP tiene un impacto positivo en la resistencia inicial a la flexión de la matriz ya que aumenta la función de la fibra como puente, lo que desempeñan un papel primordial en la mejora de las propiedades de flexión. No obstante, en el caso de matrices con una concentración de fibra limitada, el potencial de propagación de imperfecciones sin restricciones en la interfaz entre las fibras y la pasta de geopolímero es más alto. Esto resulta en una disminución de la capacidad máxima de las muestras de viga, lo que impacta negativamente en su resistencia final. (8)

El contenido de fibra también influye en la tendencia del desarrollo de la resistencia de los materiales compuestos. En las primeras etapas, la resistencia a la flexión de la matriz se encuentra en un proceso de desarrollo y es significativamente inferior a la resistencia a la tracción de las propias fibras. Por lo tanto, aumentar el contenido de fibra y, en consecuencia, mejorar el efecto puente es el factor dominante en el comportamiento a la flexión de los materiales compuestos (52). En especímenes con un contenido medio de fibra del 1%, 2% y 3%, se aprecia una ligera mejora en la resistencia final de la matriz en

comparación con su resistencia inicial debido a que la interacción geopolímero y fibra-aglutinante se desarrolla con el tiempo, lo que aumenta la capacidad de carga del compuesto. En estos casos, los efectos del endurecimiento de la pasta se ven contrarrestados por defectos presentes en la interfaz entre las uniones y el geopolímero. Estos defectos se originan debido a la contracción y a la unión frágil entre la fibra y la matriz (8).

En particular, las fibras de PP muestran una adhesión deficiente y una baja afinidad por la matriz de geopolímero. Esto se debe a su limitada reactividad química y a su baja energía superficial, lo que resulta en una unión frágil con la matriz. Como resultado, la resistencia de la muestra a las tensiones de flexión disminuye en comparación con aquellas muestras que no contienen fibras de PP. Se reporta en (11) que la adición de fibras de PP, tuvo una influencia insignificante en la mejora a la flexión en proporciones de 0% hasta 4%, a edades tempranas, y además tuvo una influencia negativa en la resistencia del compuesto a los 56 días y anulando el desarrollo de resistencia de la propia matriz del geopolímero. Se reportó en (8) que la adición en un 1% de fibras de PP mejora la resistencia inicial a la flexión de la matriz, y en contenidos menores al 1% se obtienen efectos adversos en comparación con geopolímeros sin fibras.

En el estudio (79), se concluyó que las matrices reforzadas con fibras de PVA exhiben una resistencia a la flexión relativamente elevada en comparación con aquellas reforzadas con fibras de PP. Aunque en ambos tipos de compuestos la

resistencia aumentó de manera constante al incrementar el contenido de fibra desde el 0.5% hasta el 1.5%, se identificó una tendencia a la disminución a partir de este punto en adelante. En (82) se añadieron fibras de PVA en proporciones de 0.5%, 1%, 1.5% y 2% se obtuvo que la resistencia a la flexión a los 28 días para 0.5% de fibras fue de 5 MPa y para 2% de 5.5 MPa, incrementándose la resistencia conforme se aumentó el contenido de fibra. En (83) se utilizaron fibras de alcohol polivinílico (PVA) en la matriz del geopolímero, mejorando la resistencia a la flexión del compuesto con la adición de 1% del volumen de fibras. La incorporación de este tipo de fibras en (72) tuvo un impacto evidente en la resistencia a la flexión de la matriz, atribuyéndose este efecto a una notable resistencia a la flexión bajo tracción de las fibras, así como a su capacidad para actuar como puentes en las grietas, probablemente debido a su buena adherencia a la matriz de geopolímero.

En el estudio realizado por (80), se encontró que la resistencia a la flexión del compuesto de geopolímero reforzado con fibra de PP en proporciones de 1% y 1.5% fue inferior a la de su contraparte reforzada con fibra de PET. Este hallazgo sugiere que, en esta investigación específica, las fibras de PET demostraron una mayor capacidad para mejorar la resistencia a la flexión del geopolímero en comparación con las fibras de PP. Además, es importante destacar que no se observó degradación de las fibras de PET en los compuestos geopoliméricos cuando se utilizó un activador alcalino de 8M con silicato de sodio e hidróxido de

sodio durante un período de hasta 28 días. Este hallazgo indica la estabilidad de las fibras de PET en el entorno alcalino del geopolímero durante el período de estudio. Debido a la naturaleza hidrófoba de las fibras PET, que dificulta su adhesión a los compuestos cementosos, se observa en (5) una disminución en la carga de flexión máxima debido a la falta de una unión adecuada entre las fibras PET y los compuestos cementosos.

2.2.8. Contracción por secado.

En contraposición al proceso de hidratación convencional del cemento Portland, los geopolímeros se caracterizan por no incorporar el agua de manera directa en la síntesis del gel formador. En su lugar, el agua desempeña un papel crucial en la elaboración de una mezcla viable y en la mediación de la reacción química subsiguiente. El transcurso del tiempo conlleva la pérdida gradual de esta agua adicional, dando lugar a una marcada contracción en las muestras de geopolímeros (84).

Esta contracción inducida por el secado de los geopolímeros se origina en la presión capilar sustancial entre las regiones de la matriz microporosa que permanecen húmedas y aquellas que se vuelven secas. Este fenómeno induce deformaciones en la muestra y cataliza la iniciación de grietas (85). Para mitigar este efecto de contracción, han sido empleados dos enfoques predominantes: primero, la modulación de la estructura de los poros para minimizar la porosidad

capilar y regular la pérdida de agua durante la etapa de curado (86); segundo, la inclusión de agentes de carga y fibras inactivas o reactivas (87).

Es ampliamente reconocido que la introducción de fibras en la mezcla engendra un incremento en la porosidad (82). No obstante, estas fibras inciden en la reducción del área total de fisuras, su amplitud máxima y su densidad. A medida que se eleva la proporción volumétrica de fibras, se potencia el refuerzo aportado por estas. Investigaciones diversas (67) han confirmado que el contenido de fibra, el módulo de fibra y la interacción entre las fibras y el aglutinante constituyen los factores prominentes en el dominio de la contracción en compuestos de geopolímeros reforzados.

Las fibras no metálicas desempeñan una función crítica en la gestión de la contracción durante la fase de secado en las matrices. Esta capacidad radica en su alta relación de aspecto y un área de contacto superior en comparación con las fibras metálicas o naturales. Un estudio citado en la referencia (67) concluye que las fibras de mayor longitud ejercen un impacto especialmente positivo en la reducción tanto del área como del número de fisuras. Además, se evidenció que las fibras más delgadas superan en eficacia a sus contrapartes más gruesas, debido a su mayor superficie.

En este contexto, las fibras de polipropileno (PP) demuestran una eficacia sobresaliente en el control de la formación de fisuras debido a la contracción por secado (67). Incluso una incorporación de fibras de PP en una proporción

pequeña, representando el 0.5% del volumen total, logra reducir de manera significativa la contracción por secado en las muestras compuestas. No obstante, para contenidos de fibra del 2%, no se han observado resultados favorables, y en proporciones mayores, hasta el 4%, se ha detectado un efecto adverso en la atenuación de la contracción por secado (8,11).

Destaca que los geopolímeros reforzados con fibras de alcohol polivinílico (PVA) exhiben un desempeño superior en términos de contracción en comparación con las fibras de PP. Esto se atribuye a la naturaleza hidrófila y la mayor rigidez inherente a las fibras de PVA (78).

2.2.9. Sortividad.

Es ampliamente reconocido que las propiedades de transporte de agua están intrínsecamente relacionadas con la estructura de los poros presentes en la pasta de cemento. La porosidad capilar, en particular, desempeña un papel crucial en la determinación de la permeabilidad de dicha pasta (88). La distribución del tamaño de los poros, su conectividad, forma y volumen del espacio poroso son factores de gran importancia que influyen en la capacidad de la pasta de cemento para permitir el paso del agua (89). Se asume que estos poros pueden contribuir al transporte de agua en cierta medida.

Por lo general, la conectividad de los poros capilares se erige como el factor determinante en la permeabilidad de la pasta de cemento. Los poros

desconectados a menudo se describen como poros tipo "botella de tinta", como se ilustra en la Figura 6 (89). Los poros de tipo "tintero", que presentan una entrada estrecha, resultan ineficaces para el flujo de agua.

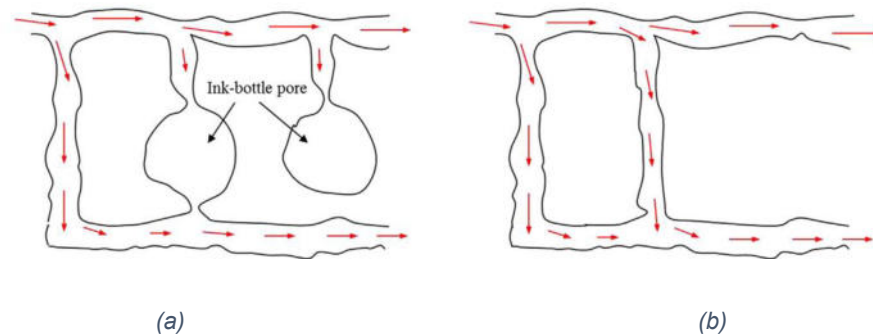


Figura 6. Flujo de agua relevante para la permeabilidad en un material poroso con (a) y sin poros de botella de tinta (b) (las flechas indican la dirección del flujo del agua) (89).

La sortividad se puede considerar como una de las pruebas más simples para evaluar la porosidad de un material. Esta evaluación se basa en la capacidad del agua para penetrar en las muestras de concreto o mortero mediante succión capilar. La sortividad se determina al medir la sorción de agua capilar, ya que esta depende tanto de la presión capilar como de la porosidad efectiva del material. La prueba de sortividad evalúa cuánta elevación capilar es absorbida por las muestras de mortero o concreto, lo que proporciona información crucial sobre la capacidad del material para permitir el paso del agua a través de sus poros y, por lo tanto, su porosidad. La presión capilar está vinculada al tamaño de los poros, según la ecuación de Young-Laplace, mientras que la porosidad efectiva se relaciona con el espacio de los poros en el gel y los poros capilares (90).

En el contexto del estudio de los materiales reforzados con fibras, se ha observado que la porosidad, al igual que otros parámetros fundamentales como el flujo, la densidad y la resistencia, es una característica que incide en las propiedades del material. La porosidad de estos morteros está intrínsecamente ligada a dos variables cruciales: el tipo de fibras empleadas y la fracción volumétrica de las mismas en la mezcla. Los resultados de (5) han revelado que, conforme aumenta la fracción de volumen de fibra en la mezcla, los niveles de porosidad también experimentan un incremento significativo. Se ha planteado la hipótesis de que las fibras empleadas en la mezcla tienden a agruparse durante el proceso de mezclado. Esta tendencia a la agrupación podría ocasionar la captura de poros llenos de agua, que posteriormente se convierten en huecos en el mortero, contribuyendo así al aumento de la porosidad. La influencia del tipo de fibra en la porosidad puede atribuirse en parte a la capacidad de absorber agua de ciertas fibras, como son las fibras de PP. La absorción de agua por parte de estas fibras puede dar lugar a un aumento significativo en la porosidad del mortero. Sin embargo, es interesante destacar que no se ha registrado una diferencia sustancial en los niveles de porosidad entre las fibras de PP, PVA, PET.

2.2.10. Interfaz fibra-matriz.

El término "zona de transición de interfaz" se utiliza para referirse a la región que marca la frontera entre la matriz del geopolímero y la superficie de la fibra. Esta área se caracteriza por ser una especie de fase intermedia que exhibe propiedades distintas tanto en comparación con las fibras como con el material cementante en sí. La naturaleza de esta zona puede variar significativamente dependiendo de diversos factores, como la composición del cementante y las características de la superficie de la fibra. En algunas circunstancias, esta zona de transición puede presentar una mayor porosidad y su composición puede diferir de manera notable en comparación con el cuerpo principal del material. (91)

En el compuesto de fibra corta, las características de la interfaz fibra-matriz son significativamente importantes para controlar el proceso de despegado y extracción de la fibra que gobierna la relación de apertura de grietas por tensión y el comportamiento no lineal de dicho material (92). Esta interacción es de los principales factores que interfieren en la resistencia a la flexión, ya que cuando un material reforzado con fibras se somete a una carga de flexión, el esfuerzo de tracción inducido por el momento de flexión se transforma en esfuerzo cortante en la interfaz fibra-matriz y se resiste a través de la adhesión y la fricción en sus superficies de contacto. Esta fuerza de contacto no solo afecta la interfaz de ambos componentes, sino que también actúa a cierta distancia de la interfaz en

la matriz del geopolímero. Por lo tanto, se forma una región anular que rodea a las fibras por la acción dual de la fibra y la matriz (11,76,93).

Generalmente, el desprendimiento, el deslizamiento y la extracción de las fibras son los mecanismos locales que mejoran la acción de puente durante el micro y macro agrietamiento de la matriz; este mecanismo aumenta la demanda de energía para que la grieta se propague (57). Los modos de falla de la interfaz fibra-matriz se pueden clasificar en tres tipos, dependiendo de dónde ocurre la falla: de desunión (despegue), fallo de las fibras (ruptura) y fallo de la matriz (extracción) (94). Durante el proceso de despegue, la fibra es sometida a tensiones que buscan separarla de la matriz genera tensiones en la interfaz, lo que puede llevar tanto a la ruptura de la fibra como a la rotura de la interfaz entre la fibra y la matriz, resultando en el desprendimiento de la fibra, como se ilustra en la Figura 7 (91,94). En el escenario de ruptura, cuando las tensiones debajo de la fibra en el punto donde se está generando la fisura (como se muestra en la Figura 8 (91,94)) superan la resistencia de la matriz, esto provoca la ruptura de la matriz en las proximidades del punto de salida de la fibra, si las rupturas se extienden más allá de la longitud embebida de la fibra, esta pierde su capacidad para mejorar la tenacidad, pero si la extensión es limitada, las tensiones liberadas evitan la ruptura de la fibra, es decir, la fibra permanece intacta y sigue contribuyendo al aumento de la tenacidad hasta que se rompe. Tras el desprendimiento inicial, la fibra entra en un proceso de extracción de la matriz,

como se muestra en la Figura 9 (91,94); en este proceso, la superficie liberada de la fibra puede deslizar en relación con la matriz, dando inicio a una interacción de fricción entre la fibra y la matriz, y en el punto de salida, donde la fibra comienza a sobresalir de la fisura, la matriz funciona como una especie de polea con fricción, lo que da lugar a un aumento exponencial de la tensión en esta zona de la fibra.

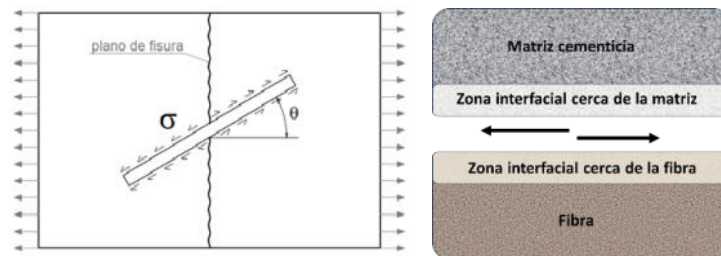


Figura 7. Descripción del mecanismo de falla de desunión (despegue) (91,94).

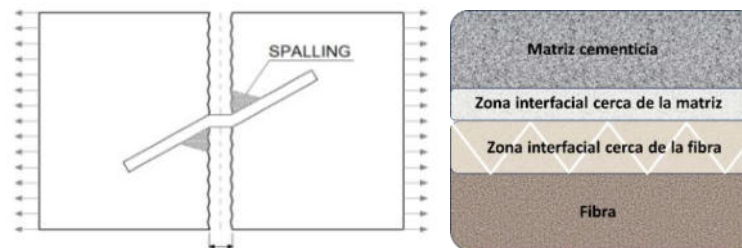


Figura 8. Descripción del mecanismo de falla de la fibra (ruptura) (91,94).

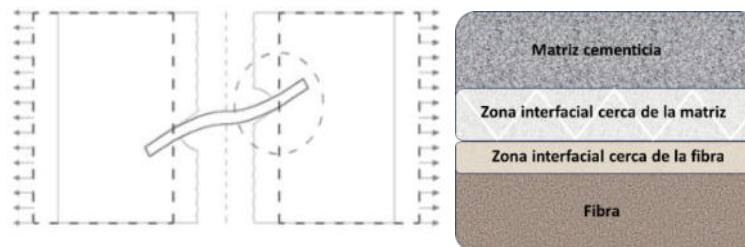


Figura 9. Descripción del mecanismo de falla de la matriz (extracción) (91,94).

Los principales mecanismos de unión entre la fibra y la matriz cementosa incluyen la atracción electrostática, el enlace químico y el entrelazado mecánico (Figura 10) (91). Además de estos mecanismos primarios, pueden intervenir enlaces de hidrógeno, fuerzas de Van der Waals y otras fuerzas de baja energía (91). Para generar el vínculo definitivo, comúnmente, todas estas acciones funcionan en combinación.

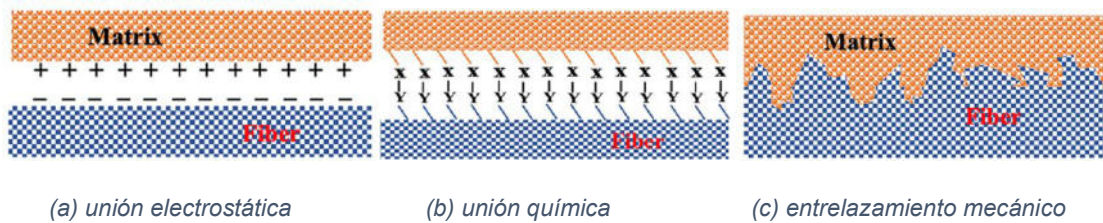


Figura 10. Mecanismos de unión interfazial fibra-matriz (91).

Las interacciones electrostáticas entre las cargas opuestas en la matriz y la superficie de la fibra crean una interfaz con dos capas cargadas, donde la densidad de carga influye en la fuerza del enlace; esto es crucial en materiales cementosos cuando se utiliza un agente de acoplamiento en la superficie de la fibra.

El enlace químico, una teoría establecida, se fundamenta en la interacción en la superficie de contacto, abarcando enlaces atómicos e iónicos, a diferencia del enlace físico que involucra fuerzas de Van der Waals o interacciones ácido-base, dependiendo de la química superficial del sustrato. En (95) se informa que las fibras con superficies inertes dan como resultado un contacto interfacial débil que

provoca el deshuesado de la interfaz basado en la falla del compuesto. La presencia de grupos hidroxilo en el PVA da como resultado un fuerte enlace intermolecular de hidrógeno y, por lo tanto, exhibe una alta fuerza de enlace en los aglutinantes cementosos (70,72), a su vez esto constituye una desventaja ya que la alta adherencia a la matriz cementicia, puede resultar en la rotura de las fibras durante el proceso de extracción (96).

El mecanismo de entrelazado mecánico explica la unión al momento en que la matriz se introduce y se adhiere a las irregularidades, como picos, agujeros y fisuras, presentes en el sustrato. Se informa que la superficie rugosa de las fibras de PVA aumenta el área de contacto entre la matriz del geopolímero y los refuerzos, lo que mejora las propiedades mecánicas del compuesto correspondiente debido a una mayor energía de extracción y desunión. La dispersión y el contacto de la matriz de fibra y geopolímero se reportaron como los principales factores que afectan el mecanismo mecánico de los compuestos de geopolímero (57). Para fibras hidrofóbicas como las de PP, con rugosidad pequeña, se forma un contacto interfacial débil y, por lo tanto, la transferencia de tensión entre la fibra y la matriz se reduce (8).

CAPÍTULO 3. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL.

Para la investigación, se tiene como objetivo la fabricación de pastas a base de metacaolín activado con sal de mar. La pasta de referencia se compone de un Metacaolín (MK) como fase sólida (precursor), y un activador alcalino como fase líquida constituido por Hidróxido de Sodio (NaOH), Silicato de Sodio Soluble (Na_2SiO_3) y sal de mar de grado industrial para replicar el agua de mar en el laboratorio.

Posteriormente, se añaden fibras poliméricas sintéticas de PP, PVA y PET a diferentes proporciones (0.25%, 0.5%, 0.75% y 1.0%) a la pasta base para obtener diferentes variantes. Estas pastas con adiciones de fibras serán sometidas a pruebas destructivas y no destructivas para su evaluación. Los resultados obtenidos permitirán determinar las propiedades mecánicas y físicas de las pastas y analizar la influencia de las fibras en su rendimiento y resistencia. Estos datos serán de gran importancia para el desarrollo y mejora de la pasta a base de metacaolín activado con sal de mar en este proyecto de investigación.

3.1. Materiales empleados.

- **Metacaolín:** Se utilizó como precursor el metacaolín de marca comercial Metaforce, elaborado por grupo Cementos de Chihuahua S.A. de C.V. Sus principales componentes son el Óxido de Sílice (SiO_2) y el Óxido de

Alúmina (Al_2O_3) y presenta un color café claro con una densidad de 2.65 g/cm^3 .

- **Hidróxido de Sodio (NaOH):** El hidróxido de sodio (NaOH), o también conocido como sosa cáustica, fue obtenido de la empresa ROT Química, S.A de C.V. Tiene color blanco en forma de escamas y un contenido de NaOH al 98.80%.
- **Sal de mar:** Se replica a base de cloruro de sodio (NaCl), de grado industrial comúnmente nombrado sal de grano, fue adquirido con la empresa Exportadora de Sal, S.A de C.V. El NaCl tiene una apariencia de cristales blancos, en estado físico sólido, un pH de 6.0, tiene una solubilidad en agua de 39.8 g/cm^3 , y su principal componente es NaCl al 99.75%.
- **Silicato de Sodio (Na_2SiO_3):** Se obtuvo de la empresa Dagusa Representaciones Industriales S.A. de C.V., fabricado a partir de proporciones variadas de Óxido de Sodio (Na_2O) y Dióxido de Silicio (SiO_2). El silicato utilizado en el proyecto presenta los siguientes porcentajes de Na_2O al 9.23%, de SiO_2 al 29.96%, dando una relación $\text{SiO}_2/\text{Na}_2\text{O} = 3.25$ según lo especificado en su ficha técnica. El porcentaje de sólidos fue de 39.19% y del H_2O al 60.81%, con una densidad de 1.41 g/cm^3 .
- **Fibras poliméricas:** Para este proyecto, se emplearon fibras poliméricas sintéticas de tres tipos: Eucomex PSI 150 (PP), MasterFiber M60 (PET) y

Kuralon RECS15x12mm (PVA). Estas fibras serán utilizadas en diferentes proporciones: 0%, 0.25%, 0.5%, 0.75% y 1% del volumen del cementante empleado. En la Figura 11, se pueden observar las imágenes de las fibras representadas en las subfiguras (a), (b) y (c) respectivamente. Los datos proporcionados por los fabricantes sobre estas fibras incluyen información relevante como su longitud, resistencia a la tensión, módulo de elasticidad, punto de fusión y resistencia a ácidos y álcalis. Todos estos datos se encuentran detallados en la Tabla 2.

- **Agua destilada:** Se obtuvo mediante el proceso de destilación por ebullición utilizando el equipo Durastill 30 disponible en el LIIMC.

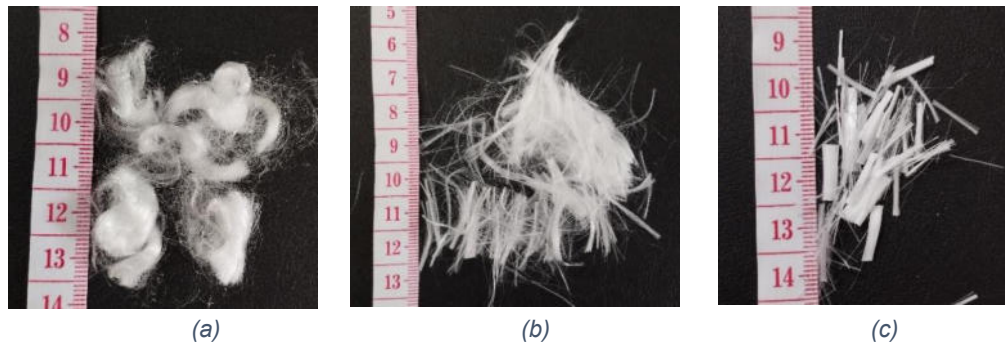


Figura 11. Fibras utilizadas de PP (a), PET (b) y PVA (c).

Tabla 2. Características de las fibras utilizadas proporcionadas por las fichas técnicas.

Tipo de fibra	Material	Longitud (mm)	Resistencia a la tensión (kg/cm ²)	Módulo de elasticidad (kg/cm ²)	Punto de fusión (°C)	Resistencia a ácidos y álcalis
PP	Multifilamento	19	4.0	2.5	106	alta
PET	Multifilamento	19	5.6	38.7	160	
PVA	Monofilamento	12	12.3±2.5	42.5	110	

3.2. Caracterización de materias primas.

La caracterización de las materias primas es una etapa crucial en el proceso. En el caso del MK, se realizó un completo estudio para conocer su composición y propiedades. Se empleó la Espectroscopía de Fluorescencia por Rayos X (FRX) para determinar su composición química, fabricando una pastilla compuesta por 10g de metacaolín y 1g de cera, donde se mezclaron ambos materiales en un vaso de precipitado y posteriormente se comprimieron en una cápsula de aluminio. Se empleó la técnica de Difracción de Rayos X (DRX) en un rango de 10° a 70° en 2θ , con un incremento de 0.02° por segundo, utilizando un equipo de la marca Panalytical Empyrean para identificar sus fases cristalinas y el halo amorfo. Se procedió a examinar su morfología utilizando un Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) Jeol JSM-6510LV, con una tensión de 20kV y un tamaño de punto (Spot Size) de 50. Por último, el MK se analizó mediante Espectroscopía Infrarroja de Transformada de Fourier (FT-IR) en un Espectrómetro de IR modelo Nicolet IS50 FT-IR de la marca Thermo Scientific, utilizando el dispositivo de Reflectancia Total Atenuada (ATR) en un rango espectral de 525 a 4000 cm^{-1} en modo de transmisión, lo que permitió la obtención de las bandas características del MK.

Se realizó un análisis de las fibras de PP, PVA y PET para determinar sus características microestructurales mediante el uso del SEM (Jeol JSM-6510LV) utilizando magnificaciones de 13x, 500x y 2500x, con un voltaje de 20kV y 50 de tamaño de punto. El análisis de FT-IR se llevó a cabo en un equipo SHIMADZU

Trace-100 en un rango de frecuencia de 4000 a 400 cm^{-1} , realizando 32 escaneos con una resolución de 4, esto con la finalidad de identificar los grupos funcionales presentes. También, se determinaron sus densidades utilizando un Picnómetro de Quantachrome Instruments que opera con gas nitrógeno.

Este proceso de caracterización es esencial para comprender las propiedades microestructurales de las materias primas y permite realizar una evaluación más precisa del comportamiento de las fibras y del MK en la pasta resultante. Los resultados obtenidos a partir de estos análisis son fundamentales para determinar la idoneidad de los materiales en la formulación de la pasta y garantizar su desempeño en futuras aplicaciones prácticas.

3.3. Proporcionamiento utilizado.

El proporcionamiento manejado para las muestras es el establecido por (49). Se utilizó concentración de 8M de NaOH y una relación de sólido/líquido de 0.31. Se detallan las cantidades a utilizar en la Tabla 3. La viscosidad de la pasta es de suma importancia para el proceso de conformación de las muestras, una adecuada fluidez garantiza especímenes bien compactados y por lo tanto resultados confiables en los ensayos mecánicos. Al añadir fibras al geopolímero aumenta la viscosidad de la mezcla y al ir aumentando la proporción de fibras disminuye la trabajabilidad del compuesto, esta disminución es reportada mediante la medición del diámetro de la pasta utilizando la mesa de fluidez. De

esta forma se reporta el contenido de fibras crítico que indica una buena trabajabilidad y por lo tanto una adecuada compactación en las muestras.

Tabla 3. Proporciónamiento de las pastas con adición de NaCl.

Compuesto	Dosificación	
	Para 1L de solución alcalina (%)	Para 300g de MK (g)
Na ₂ SiO ₃	30	58.9
NaOH	70	45.2
NaCl	3.5 en adición de NaOH	1.6
H ₂ O destilada	50	77.6

3.4. Durabilidad de las fibras sintéticas en la solución alcalina.

Con el objetivo de analizar el impacto de la alta alcalinidad de la mezcla en la superficie de las fibras, se llevó a cabo un proceso de inmersión de las fibras en la solución alcalina unida al Na₂SiO₃ y al NaCl. Esta elección se basó en la semejanza de alcalinidad con la pasta de geopolímero.

Durante diferentes intervalos de tiempo, como 1 minuto, 6 minutos, 15 minutos y 24 horas, las fibras se mantuvieron en movimiento utilizando un agitador magnético para asegurar una distribución uniforme en la solución. Se eligieron los tiempos en base al proceso de fabricación de los especímenes. Este proceso implica un minuto desde que se añaden las fibras a la pasta de geopolímero hasta que se detiene la mezcla. Luego, hay un lapso de aproximadamente 6 minutos dedicados a verter la mezcla en los moldes y realizar las operaciones de

compactación, enrase y limpieza. Se realiza un análisis a los 15 minutos, que es el tiempo aproximado en el que, según el procedimiento seguido, los especímenes se introducen en el horno para su curado a 60 grados durante 24 horas. Además, se realiza un análisis a las 24 horas, ya que este es el tiempo de curado establecido.

Al finalizar estos períodos de tiempos establecidos las fibras se sacaron de la solución, se enjuagaron y dejaron secar al aire. Una vez secas se observaron en el SEM, lo que permite analizar cómo la exposición prolongada a la alta alcalinidad afecta la superficie de las fibras en cada etapa del proceso de fabricación y curado de los especímenes.

3.5. Análisis de la fluidez.

Para estudiar el efecto de la adición de fibras en la trabajabilidad del geopolímero fresco se realizan ensayos de fluidez en correspondencia con la norma ASTM C 143 para los tres tipos de fibras empleadas. Los porcentajes para los que realizó este análisis fueron de 0%, 0.5% y 1%. Los resultados obtenidos se expresan en por ciento de incremento del diámetro que fluye la mezcla con respecto al diámetro interior de cono utilizado.

3.6. Procedimiento de mezclado.

Para la preparación del activador a base de hidróxido de sodio, se añadieron las escamas de NaOH al recipiente con agua destilada, también se añadió la sal de mar para garantizar una buena disolución de este. Se agitó durante media hora en un agitador magnético y se dejó reposar durante 24 horas. Las fibras se deshebraron de manera manual para garantizar una dispersión uniforme en el material compuesto.

La mezcla de los materiales se llevó a cabo empleando el procedimiento de mezclado recomendado por (52,55) debido a que se encontró que se logra una dispersión adecuada de las fibras para los materiales y equipos disponibles. Este proceso comienza añadiendo los activadores alcalinos y mezclándolos durante 1 minuto a baja velocidad. Luego, se agrega lentamente el aluminosilicato seco y se mezcla durante 2 minutos a velocidad media. Se detiene la mezcladora durante 30 segundos para despegar la mezcla que se ha adherido a los bordes de la olla, utilizando una espátula. Después, se continúa mezclando a velocidad media hasta completar 5 minutos y luego se reduce la velocidad a baja mientras se añaden las fibras lentamente. Finalmente, se prosigue con el mezclado hasta completar un tiempo total de 6 minutos desde el inicio de la mezcla de los activadores.

3.7. Fabricación de especímenes.

Una vez finalizado el proceso de mezclado, la mezcla se vierte en los moldes según los ensayos a realizar. Los especímenes se golpearon 10 veces con la mesa de trabajo, luego se compactaron con el apisonador y nuevamente fueron golpeados 10 veces para eliminar las burbujas restantes. Posteriormente, los moldes fueron envueltos en plástico de emplayar y se colocaron en bolsas negras para su posterior curado en el horno. El curado se realizó a una temperatura de 60°C durante 24 horas, evitando que se evaporara agua durante este período. Una vez transcurridas las 24 horas de curado, los especímenes se desmoldaron y fueron nuevamente cubiertos con plástico adherente para evitar las eflorescencias por los álcalis del activador y se almacenaron en condiciones de laboratorio hasta que llegó el momento de ser ensayados.

Para el análisis de la resistencia a la compresión se elaboraron cubos de 5 cm de lado (ver Figura 12), para los ensayos a flexión se fabricaron especímenes de 4 x 4 x 16 cm de lado (ver Figura 13), y para la medición de las variaciones de longitud debido a la contracción por secado los especímenes son tipo vigas de sección cuadrada de 2.5 cm de lado y 28.5 cm de largo (ver Figura 14). Para los ensayos de sortividad se extrajeron cubos de 4 x 4 x 4 cm de los extremos exteriores de las vigas de flexión (ver Figura 15). Para los análisis en el SEM que permiten analizar el mecanismo de falla de la fibra y el estado de su superficie tras el fallo se conformaron pequeñas muestras de aproximadamente 0.5 x 0.5 x 0.5 cm, que se obtuvieron de cortar la cara del fallo de las vigas de flexión (ver

Figura 16), mientras que para el análisis de la interfaz fibra-matriz estas mismas muestras se prepararon con resina epóxica y se lijaron hasta obtener una superficie tipo espejo (ver Figura 17). Se utilizaron en todos los casos proporciones de fibras de 0%, 0.25%, 0.5%, 0.75% y 1% con relación al volumen del molde utilizado.



Figura 12. Cubo de 5x5x5 cm elaborado para los especímenes de compresión.



Figura 13. Vigas de 4x4x16 cm elaboradas para los especímenes de flexión a 4 puntos.



Figura 14. Vigas de 2.5x2.5x28 cm elaboradas para los especímenes de variación de longitud.

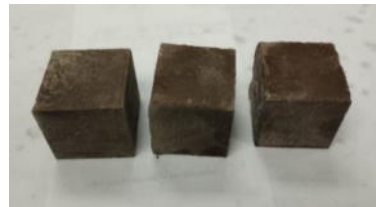


Figura 15. Cubos de 4x4x4 cm para los ensayos de sortividad.

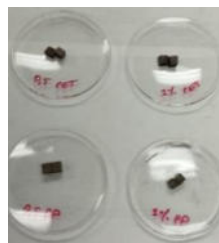


Figura 16. Muestras de 0.5x0.5x0.5 cm elaboradas para el análisis en el SEM.



Figura 17. Muestras de 0.5x0.5x0.5 cm preparadas con resina para el análisis en el SEM

3.8. Realización de ensayos.

Todos los ensayos realizados en la investigación se evaluaron a intervalos de 7, 28, 56 y 90 días. Se llevaron a cabo un total de 65 ensayos, que incluyeron pruebas de flexión, compresión, variación de longitud y sortividad, y se evaluaron un total de 260 muestras. Los detalles sobre las muestras ensayadas se encuentran en la Tabla 4.

Tabla 4. Ensayos a compresión (5 x 5 x 5 cm), flexión (4 x 4 x 16 cm), variación de longitud (2.5 x 2.5 x 28.5 cm) y sortividad (4 x 4 x 4 cm).

Tipo de fibras	Por ciento	7 días	28 días	56 días	90 días
Sin fibra	0%	0%7	0%28	0%56	0%90
Polipropileno (PP)	0.25%	PP25%7	PP25%28	PP25%56	PP25%90
	0.50%	PP50%7	PP50%28	PP50%56	PP50%90
	0.75%	PP75%7	PP75%28	PP75%56	PP75%90
	1%	PP1%7	PP1%28	PP1%56	PP1%90
Polietileno de tereftalato (PET)	0.25%	PET25%7	PET25%28	PET25%56	PET25%90
	0.50%	PET50%	PET50%2	PET50%56	PET50%9
	0.75%	PET75%7	PET75%28	PET75%56	PET75%90
	1%	PET1%7	PET1%28	PET1%56	PET1%90
Alcohol polivinílico (PVA)	0.25%	PVA25%7	PVA25%28	PVA25%56	PVA25%90
	0.50%	PVA50%7	PVA50%28	PVA50%56	PVA50%90
	0.75%	PVA75%7	PVA75%28	PVA75%56	PVA75%90
	1%	PVA1%7	PVA1%28	PVA1%56	PVA1%90

Se pudieran descartar los especímenes con un flujo inferior a $110 \pm 5\%$ siguiendo el procedimiento establecido por la norma ASTM C 143. Esto en caso de que durante el proceso de conformación de los especímenes se presentaran una deficiente compactación y distribución de las fibras con algún porcentaje o tipo de fibras.

3.8.1. Realización de ensayos a compresión.

Para la realización de las pruebas a compresión se utilizó una Instron modelo 600Dx de 60 toneladas con el accesorio adecuado para realizar la prueba a cubos. Se aplicó una carga de 90 kg/s y se registró lo obtenido por la fuerza aplicada. Después se realizaron los cálculos correspondientes en correspondencia con la norma ASTM C 109 aplicando la Ecuación 1.

$$f_m = \frac{P}{A} \quad \text{Ecuación 1}$$

f_m = resistencia a la compresión (MPa)

P = carga máxima total (N)

A = área de la superficie cargada (cm²)

3.8.2. Realización de ensayos de flexión.

Los ensayos de flexión a 4 puntos se realizaron en una Instron modelo 600Dx de 60 toneladas con una velocidad de 0.3 mm/s colocando un accesorio para el ensayo de vigas a flexión en 4 puntos, como muestra la Figura 18.



Figura 18. Viga ensayada a flexión en 4 puntos.

Los resultados se calcularon en correspondencia con la norma ASTM C 78, siguiendo la Ecuación 2.

$$R = \frac{P * L}{b * d^2} * 100 \quad \text{Ecuación 2}$$

R = módulo de ruptura (MPa)

P = carga máxima aplicada por la máquina de prueba (N)

L = distancia entre los apoyos de la viga (mm)

b = ancho promedio de la viga (mm)

d = profundidad promedio de la viga (mm)

3.8.3. Realización de ensayos de variación de longitud.

Para llevar a cabo los ensayos de variación de longitud debido a la contracción por secado, los especímenes fueron cubiertos con plástico en toda su superficie

desde el momento en que se desmoldaron y hasta que se completó un período de 90 días, que correspondía a la última fecha de ensayo. Esto se hizo con el propósito de evitar el contacto directo con la humedad y las condiciones ambientales. Los laterales de los especímenes se dejaron al descubierto, donde se ubicó el extremo metálico, como se ilustra en la Figura 14. El análisis de la contracción se llevó a cabo siguiendo las pautas de la norma ASTM C-157, utilizando un equipo Gilson M-25, tal como se muestra en la Figura 19.



Figura 19. Ensayo de variación de longitud por contracción por secado.

Las mediciones se realizaron y anotaron diariamente hasta completar un período de 90 días, posteriormente se calcularon en correspondencia con la Ecuación 3.

$$\Delta Lx = \frac{CRD - CRD\ inicial}{G} * 100 \quad \text{Ecuación 3}$$

ΔLx = cambio de longitud del espécimen en el tiempo (%)

CRD = diferencia entre la lectura del espécimen y la lectura de la barra de referencia (mm)

G = longitud de la barra de referencia (250 mm)

3.8.4. Realización de ensayos de sortividad.

Para obtener un valor de referencia de porosidad, que indique la eficiencia del método de mezclado y compactación se realizaron ensayos de sortividad. Los especímenes se acondicionan siguiendo el método descrito en la norma NMX-C-529. Se sellaron las caras laterales de los cubos dejando libre la capa inferior y superior (capa de enrase) como muestra la Figura 20. El sellador utilizado es una pintura epóxica que está conformada por una resina y un endurecedor. Una vez secas completamente se llevaron a peso constante en el horno durante al menos 24 horas a una temperatura de 60°C.

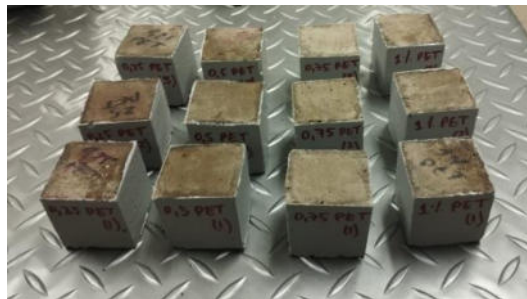


Figura 20. Cubos de 4x4x4 cm elaborados para los especímenes de sortividad.

Antes de sumergir los especímenes en agua se pesaron y se registró el peso seco. Posteriormente, se sumergieron las muestras en agua hasta una altura de

10 mm, colocándolos sobre un soporte metálico con la cara superior del molde hacia arriba, asegurándose de que no tocaran el fondo de la bandeja y manteniendo este nivel de agua constante durante todo el ensayo, como muestra la Figura 21. Con el fin de asegurar una inmersión completa y evitar la formación de burbujas, las muestras se inclinaron 45° al momento de entrar en contacto con el agua.

Una vez sumergidas, se puso en marcha el cronómetro para medir el tiempo. Transcurridos 10 minutos, se retiraron las muestras del recipiente. Se eliminó rápidamente el agua superficial utilizando un trapo humedecido y se registró el peso de cada muestra (W_1). Acto seguido, las muestras se devolvieron al recipiente y al cumplirse 90 minutos, se retiraron nuevamente. Se procedió a eliminar el agua superficial con el trapo humedecido y se registró su peso una vez más (W_2).



Figura 21. Ensayes de sortividad.

Con esta información, se realizaron los cálculos necesarios para llevar a cabo la prueba. Fue calculado el porcentaje de absorción de agua y el índice de sortividad como indican la Ecuación 4 (97).

$$\text{Absorción de agua (\%)} = \frac{W_2 - W_1}{W_1} * 100$$

Ecuación 4

W_1 = peso a los 10 min de inmersión (g)

W_2 = peso a los 90 min de inmersión (g)

3.9. Análisis de resultados.

El análisis de los resultados de los ensayos de compresión, flexión y variación de longitud es fundamental para determinar el efecto de diferentes tipos y proporciones de fibras. A través de comparativas basadas en los valores obtenidos, se busca identificar la combinación óptima de fibras que permita obtener altas resistencias a la flexión y compresión, al tiempo que se reduzca la retracción por secado del compuesto. Para fundamentar los resultados de los ensayos de compresión y flexión en cuanto a la porosidad y densidad de los especímenes con cada proporción y tipo de fibras, se utilizó la información proporcionada por los ensayos de sortividad. Se sabe que un incremento en la porosidad tiene un efecto negativo en la resistencia mecánica del material. Además, se analizó el mecanismo de falla de las fibras y su distribución correcta en el compuesto a través de la observación de la zona de fractura de los especímenes ensayados a flexión en el SEM. Esto nos permite comprender cómo se propagó la fractura en el material compuesto, brindando información valiosa

sobre su resistencia y capacidad para resistir la propagación de grietas. Asimismo, se pueden observar la zona de interfaz fibra-matriz, la distribución y orientación de las fibras, lo cual nos proporciona información sobre cómo contribuyen las fibras a la resistencia del material, y si se logró una transferencia de carga efectiva entre las fibras y la matriz.

CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

4.1. Caracterización de las materias primas.

4.1.1. Metacaolín.

La composición química elemental del precursor se realizó mediante la técnica de FRX. El porcentaje de los componentes presentes en el MK se muestra en la Tabla 5.

Tabla 5. Composición química del precursor.

Óxidos	MK %
Al ₂ O ₃	32.33
SiO ₂	58.464
P ₂ O ₅	0.118
SO ₃	0.573
KO ₂	0.445
CaO	5.301
TiO ₂	0.17
MnO	0.326
Fe ₂ O ₃	2.027
Otros	0.246

La técnica empleada para observar las fases cristalinas fue la Difracción de Rayos X, y el difractograma correspondiente se presenta en la Figura 22, en la que se puede observar el distintivo halo amorfo típico de estas puzolanas, presente en un rango de 15° a 35° en 2 θ .

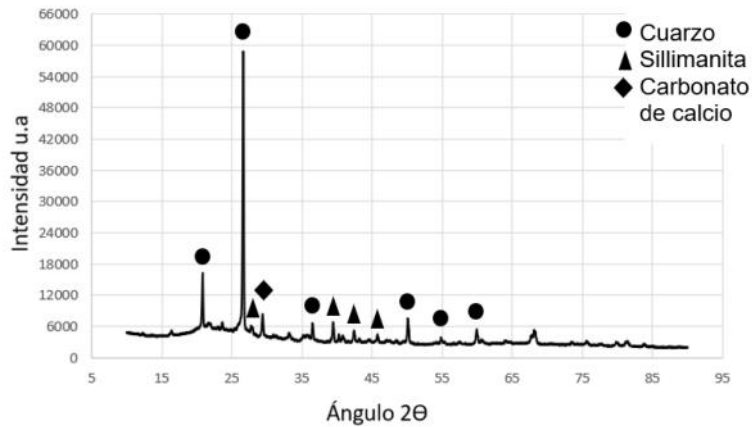


Figura 22. Difractograma del precursor (MK).

Para conocer la morfología del MK este se analizó mediante la Microscopía Electrónica de Barrido (SEM). En la Figura 23 se observa que presenta partículas alargadas e irregulares. Para el análisis se colocó la muestra sobre una cinta de carbono para mantenerlo fijo y después ser recubierto por una nanocapa de oro-paladio.

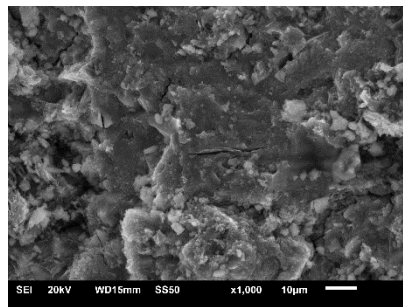


Figura 23. Morfología del MK (x1000).

El espectro obtenido en los análisis de FT-IR se muestra en la Figura 24 en el cual se pueden apreciar los enlaces de Al-O (779.24 cm^{-1}) y Si-O (1049.28 cm^{-1}).

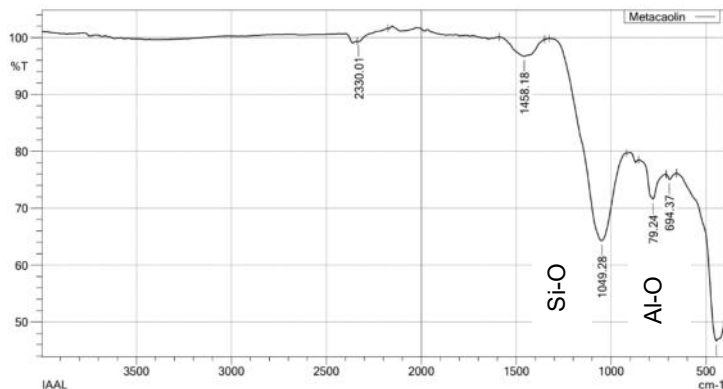


Figura 24. Espectro de FT-IR del precursor (MK).

4.1.2. Fibras poliméricas.

La Figura 25, Figura 26 y Figura 27 presentan las imágenes obtenidas mediante el Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) para las fibras de PP, PET y PVA, respectivamente. En las subfiguras (a), se muestra la distribución de las fibras (monofilamento o multifilamento) mediante una magnificación de x13. Posteriormente, en las subfiguras (b), utilizando una magnificación de x500, se pudo determinar el diámetro aproximado de las fibras. Mediante una magnificación de x2500 en las subfiguras (c), se examinó en detalle la textura de la superficie de las fibras. La densidad de las fibras se determinó utilizando el Picnómetro. Además, se realizó un análisis de su composición química elemental mediante la técnica del EDS, que incluyó un mapeo general de los elementos presentes en las fibras. Toda esta información sobre las propiedades de las fibras incluyendo su relación de aspecto, se resumen de manera concisa en la Tabla 6,

lo que permite tener una visión clara y completa de las características de cada tipo de fibra utilizado en el estudio.

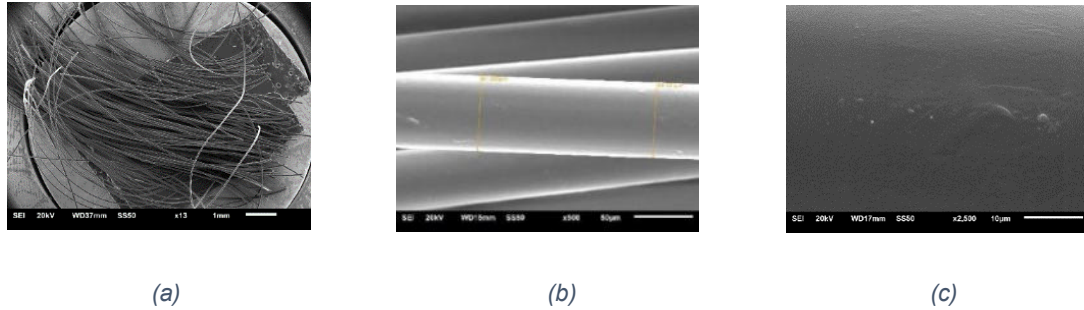


Figura 25. Imágenes del SEM de las fibras de PET utilizando magnificaciones de 13x (a), 500x (b) y 2500x (c).

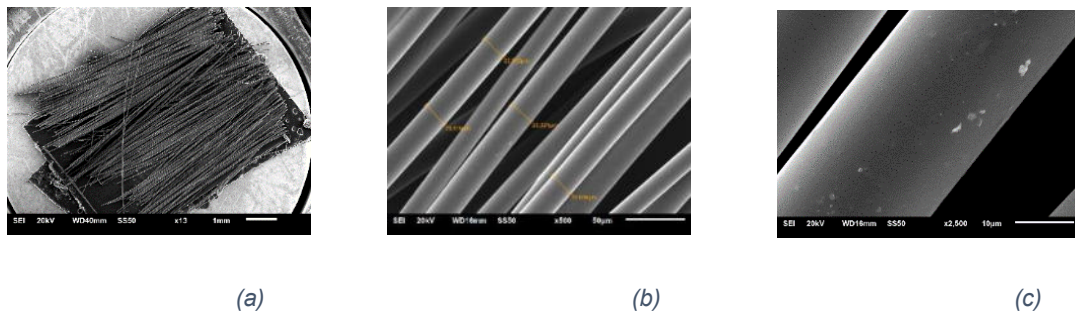


Figura 26. Imágenes del SEM de las fibras de PET utilizando magnificaciones de 13x (a), 500x (b) y 2500x (c).

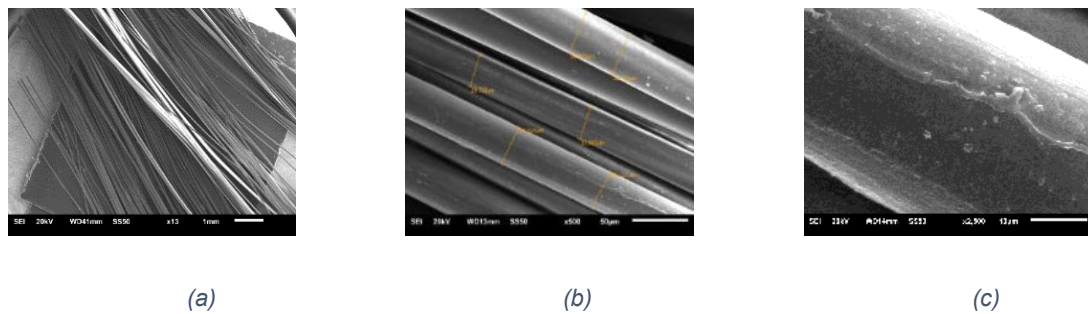


Figura 27. Imágenes del SEM de las fibras de PVA utilizando magnificaciones de 13x (a), 500x (b) y 2500x (c).

Tabla 6. Propiedades de las fibras.

	Diámetro (μm)	Relación de aspecto	Superficie	Densidad (g/cm ³)	Composición
PP	60	317	lisa	0.89	97.4% C 2.6% O
PET	23	826	lisa	1.28	67.6% C 32.4% O
PVA	40	300	con rugosidad	1.28	63.6% C 36.4% O

El análisis mediante espectro FT-IR de las fibras de PP, evidenció la presencia de cuatro picos en el rango de número de onda de 2800 a 3000 cm⁻¹. Dos de ellos, ubicados en 2949 cm⁻¹ y 2868 cm⁻¹, fueron asignados a la vibración de estiramiento asimétrica y simétrica de CH₃ respectivamente. Por otro lado, los picos en 2918 cm⁻¹ y 2837 cm⁻¹ fueron atribuidos a vibraciones de estiramiento asimétricas y simétricas de CH₂ respectivamente. Adicionalmente, se detectaron dos picos intensos a 1456 cm⁻¹ y 1375 cm⁻¹, donde el pico a 1456 cm⁻¹ se debió a vibraciones de deformación asimétrica de CH₃ mientras que el pico a 1375 cm⁻¹ fue causado por vibraciones de deformación simétrica de CH₃ (8). También encontramos pequeños picos entre 1166 cm⁻¹ y 840 cm⁻¹: en el pico 1166 cm⁻¹ aparece una vibración oscilante de C-H, un estiramiento asimétrico de C-C y un balanceo asimétrico de CH₃; el pico 996 cm⁻¹ se atribuye a vibraciones oscilantes asimétricas de CH₃; los picos 974 cm⁻¹ y 897 cm⁻¹ fueron asignados a balanceos asimétricos de CH₃ y vibraciones de estiramientos asimétricos de C-C; finalmente los picos 808 cm⁻¹ y 840 cm⁻¹ son causados por vibraciones oscilantes de CH₂ (98).

Todas las bandas descritas anteriormente corresponden al espectro característico del PP. En la región de 2500 cm^{-1} a 2000 cm^{-1} aparecen bandas débiles que no son relevantes para la interpretación del espectro, incluyendo las señales de "background" alrededor de los 2330 cm^{-1} debido al CO_2 del aire que queda atrapado dentro de la muestra (99). La Figura 28 muestra el espectro de FT-IR de las fibras de PP.

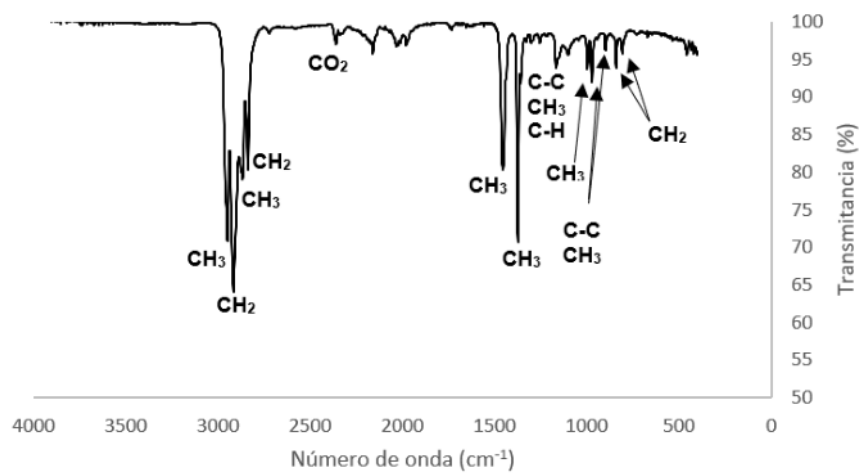


Figura 28. Espectro de FT-IR de las fibras de PP.

Las bandas identificadas en la Figura 29 para las fibras de PET están en correspondencia con (100) y (101). En las bandas ubicadas en 3050 cm^{-1} , 2960 cm^{-1} y 2900 cm^{-1} ocurren estiramientos simétricos de C-H. En 2330 cm^{-1} se encuentra una deformación simétrica axial de CO_2 . En 1712 cm^{-1} ocurre estiramiento de C=O y en 1577 cm^{-1} , 1504 cm^{-1} y 1442 cm^{-1} aparece el esqueleto aromático de vibraciones con estiramiento C=C. En la banda 1408 cm^{-1} encontramos una vibración de flexión de O-H, y en 1338 cm^{-1} está el movimiento

de CH₂ del glicol. El pico en 1016 cm⁻¹ se encuentra en el plano de vibración del benceno, y en las bandas anchas de 1089 cm⁻¹ y 1238 cm⁻¹ se encuentran vibraciones del enlace C=O. Las bandas ubicadas en 723 cm⁻¹ y 871 cm⁻¹ están fuera del plano de vibración del grupo benceno, la banda de 723 cm⁻¹ presenta una vibración de estiramiento esquelético C-(CH₂)_n-C.

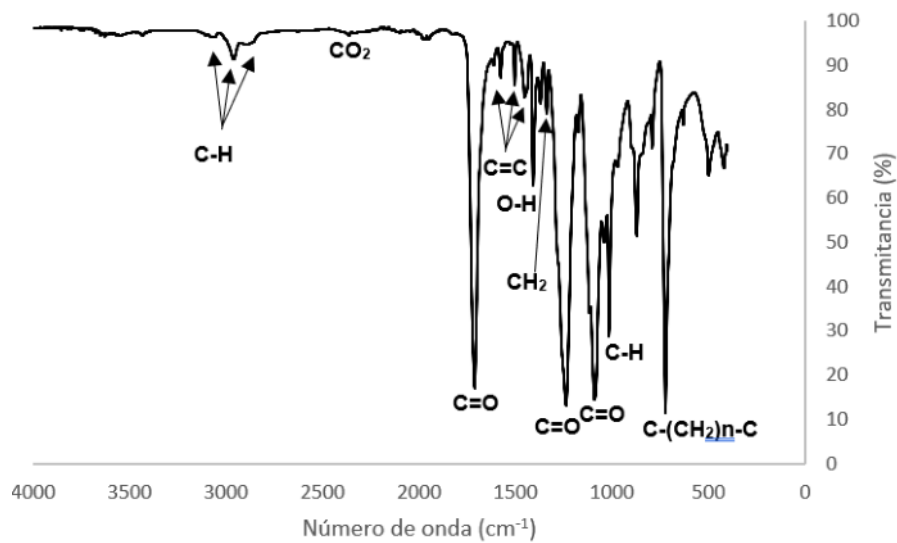


Figura 29. Espectro de FT-IR de las fibras de PET.

La Figura 30 revela los principales picos asociados con el alcohol polivinílico (102,103). Se pueden observar de 3600–3700 cm⁻¹ bandas de hidroxilo fuertes típicas para el alcohol libre (no enlazado-OH). Aparece una banda ancha de estiramiento del O-H en 3252 cm⁻¹ vinculada al estiramiento O-H de los enlaces de hidrógeno intermoleculares e intramoleculares. En 2918 cm⁻¹ y 2848 cm⁻¹ ocurren estiramientos asimétricos y simétricos de CH₂ respectivamente. También en 2358 cm⁻¹ encontramos señales de "background" debido al CO₂ del aire que

queda atrapado dentro de la muestra (99). Las bandas estrechas que se ubican alrededor de 1643 cm^{-1} se deben a la absorción de agua. En 1416 cm^{-1} nos encontramos la flexión del CH_2 , en 1313 cm^{-1} un balanceo de C-H y en 1141 cm^{-1} un estiramiento del hombro de C-O. Según la literatura esta banda vibracional (C-O) se atribuye principalmente a la cristalinidad del PVA, relacionada con la banda de estiramiento del carboxilo en 1078 cm^{-1} donde aparece un pico debido al estiramiento de C=O y la flexión del OH. En 910 cm^{-1} y 821 cm^{-1} ocurre un balanceo de CH_2 y estiramiento de C-C respectivamente.

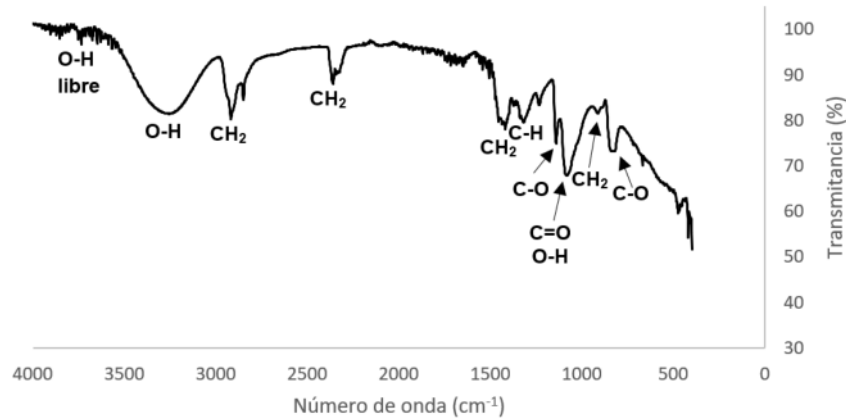


Figura 30. Espectro de FT-IR de las fibras de PVA.

4.2. Durabilidad de las fibras en la solución alcalina.

4.2.1. Fibras de PP.

La Figura 31 muestra la superficie de las fibras de PP en tiempos de 1 minuto (a), 6 minutos (b), 15 minutos (c) y 24 horas (d) de exposición.

El análisis arrojó que no hay reducción de la sección transversal o desintegración de las fibras debido a la alta alcalinidad de la solución, conservando las fibras su estado original y corroborando la alta resistencia a ambientes alcalinos que se plantea en su ficha técnica y en la literatura (104).

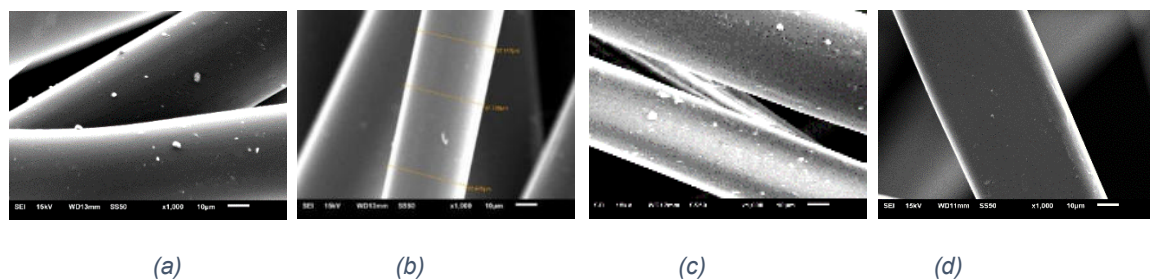


Figura 31. Imágenes del SEM de las fibras de PP en solución a 1 min (a), 6 min (b), 15 min (c) y 24 h (d).

En cuanto al análisis por EDS se observa en la composición química de las fibras que no hubo absorción de la solución alcalina por las fibras, ya que estas conservan su composición química original, sus resultados de muestran en la Tabla 7.

Tabla 7. Composición química de las fibras de PP en solución.

Original	En solución	
97.4%C 2.6%O	1 minuto	97%C 3%O
	6 minutos	96.9%C 2.8%O
	15 minutos	98.5%C 1.5%O
	24 horas	95.3%C 4.7%O

La Figura 32 presenta los espectros FTIR correspondientes a las fibras de PP que fueron agregadas a la solución alcalina durante distintos intervalos de tiempo (1 min, 6 min, 15 min y 24 h). En todos los espectros, se observa una notable

similitud y cada uno exhibe los picos característicos propios del PP. Este conjunto de resultados sugiere que la elevada alcalinidad de la solución activadora ejerce un efecto insignificante sobre la estructura química del PP. Se observa un incremento en la intensidad de la banda asociada al CO_2 ubicada en los 2330 cm^{-1} a medida que transcurre el tiempo de inmersión en la solución. Este incremento conlleva a una disminución en la intensidad del resto de las bandas presentes (99). Esta variación se atribuye al hecho de que los residuos de agua que quedan en las fibras después del enjuague atrapan de manera más eficiente el CO_2 de la atmósfera a medida que transcurre el tiempo. Para prevenir esta situación, las fibras sumergidas durante 24 h fueron enjuagadas y secadas al aire por un período de más tiempo.

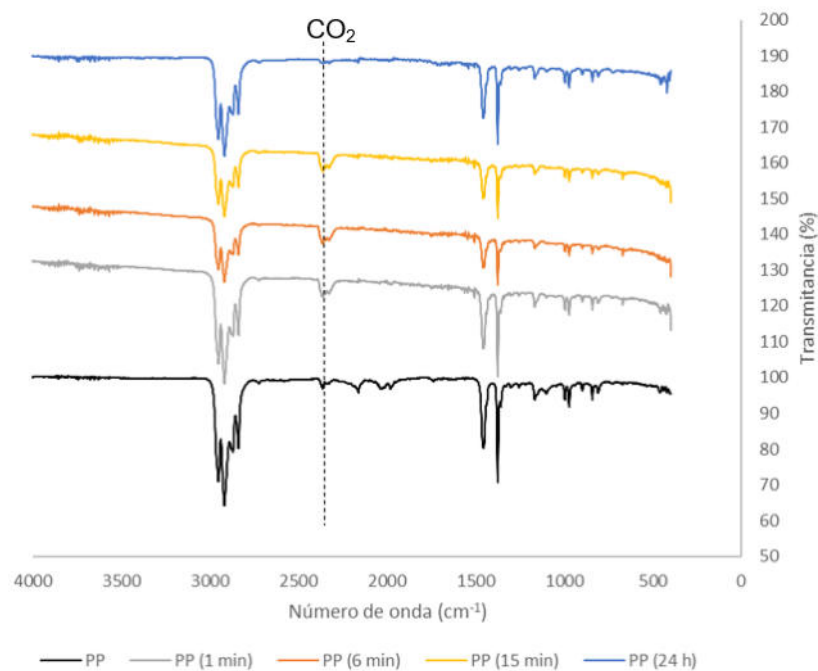


Figura 32. Espectro de FT-IR de las fibras de PP añadidas a la solución alcalina.

4.2.2. Fibras de PET.

La Figura 33 exhibe las superficies de las fibras de PET en diferentes puntos temporales: a 1 minuto (a), 6 minutos (b), 15 minutos (c) y 24 horas (d). El análisis revela que, durante los primeros 6 minutos de inmersión en la solución altamente alcalina, no se observa ni reducción en la sección transversal de las fibras ni su desintegración. Además, es interesante destacar que la apariencia superficial se mantiene sin cambios, presentando una textura completamente lisa. Este resultado sugiere que la alta alcalinidad de la solución afecta negativamente las propiedades físicas y estructurales de las fibras de PET después de los 6 minutos de exposición.

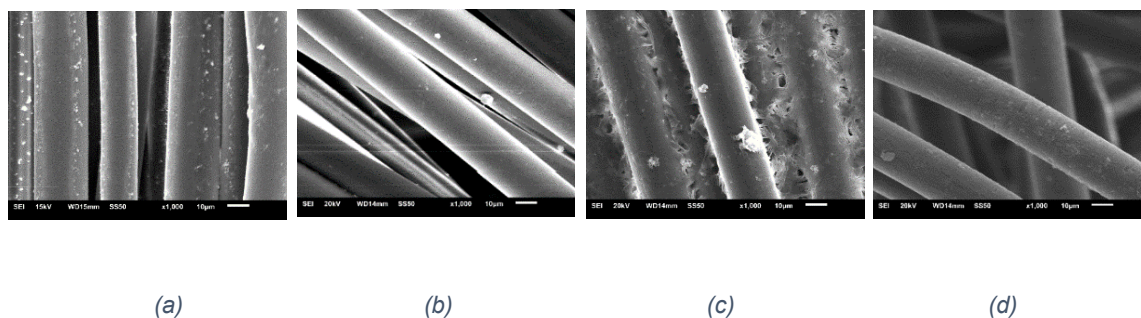


Figura 33. Imágenes del SEM de las fibras de PET en solución a 1 min (a), 6 min (b), 15 min (c) y 24 h (d).

En relación con el examen químico efectuado mediante EDS, se puede deducir a partir de los datos presentados en la Tabla 8 que, durante el lapso de 24 horas, se registra la variación más significativa en la composición química. En este periodo, la fibra experimenta una pérdida en su contenido de carbono. Esta

observación es coherente con el proceso degradativo evidenciado en el análisis FTIR llevado a cabo en las fibras. En este análisis, se aprecia la eliminación de cadenas cortas en los enlaces éster que forman parte de la estructura de la fibra.

Tabla 8. Composición química de las fibras de PET en solución.

Original	En solución	
67.6%C 32.4%O	1 minuto	68.3%C 31.8%O
	6 minutos	67.3%C 32.7%O
	15 minutos	63.3%C 32.3%O
	24 horas	63.3%C 32.4%O

En el análisis por FT-IR se puede observar una disminución en la intensidad de los picos en el rango de 1016 cm^{-1} (C-H) a 1712 cm^{-1} (C=O) en las fibras sometidas a un tratamiento alcalino durante 24 horas. Esta disminución sugiere la eliminación de cadenas cortas en los enlaces éster presentes en la estructura de la fibra, lo que indica un proceso degradativo en estas (104). Además, se revela que, después de 15 minutos y 24 horas de inmersión en la solución alcalina, emerge una banda ancha en el rango de 3345 cm^{-1} . Esta banda señala la formación de enlaces de hidrógeno intermoleculares relacionados con grupos hidroxilo (O-H) en la estructura de la fibra (105). La aparición de esta banda recién manifestada conlleva a una reducción en la intensidad de las demás bandas presentes en el espectro (99) y sugiere un incremento en la capacidad de absorción de humedad por parte de las fibras de PET tratadas (104). El espectro correspondiente se presenta en la Figura 34 para una mejor comprensión visual.

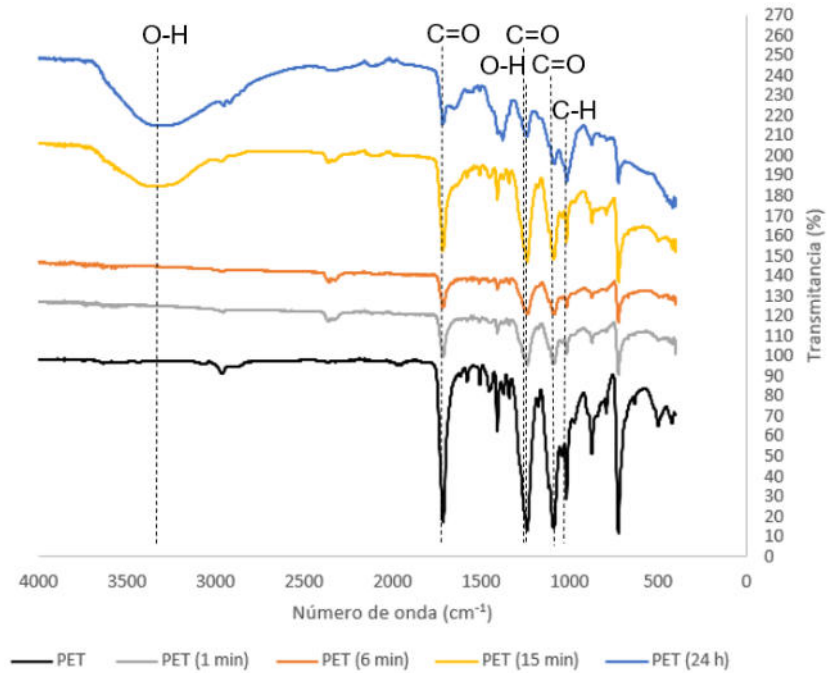
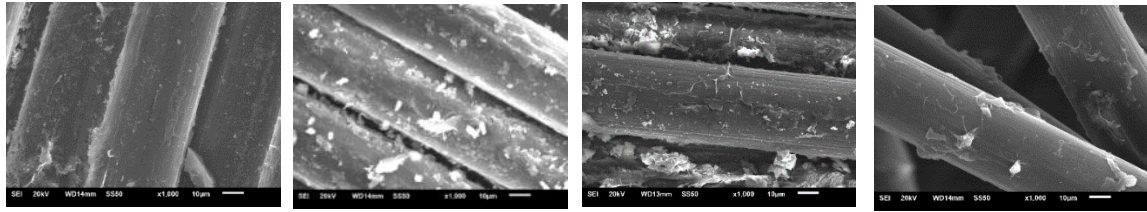


Figura 34. Espectro de FT-IR de las fibras de PET añadidas a la solución alcalina.

4.2.3. Fibras de PVA.

No se nota una reducción en el grosor de las fibras de PVA incluso después de sumergirlas durante 15 minutos en la solución, lo que significa que mantienen su tamaño original. La apariencia de su superficie tampoco cambia en comparación con las fibras que no se sumergieron; se conserva la misma textura acanalada. Las Figura 35 ilustra como se ven las superficies de las fibras de PET en diferentes momentos: 1 minuto (a), 6 minutos (b), 15 minutos (c) y 24 horas (d), examinados en el SEM.



(a) (b) (c) (d)

Figura 35. Imágenes del SEM de las fibras de PVA en solución a 1 min (a), 6 min (b), 15 min (c) y 24 h (d).

La observación mediante SEM pone de manifiesto la presencia de cambios discretos en la composición química como se aprecia en la Tabla 9, los cuales están vinculados con la debilitación de los enlaces de hidrógeno, tal como se confirma en los análisis realizados con FT-IR. Estos ajustes en la estructura química señalan de manera concluyente que la solución alcalina ejerce una influencia sobre las propiedades moleculares del PVA. Cabe destacar que estos cambios en las propiedades moleculares se dan sin provocar alteraciones drásticas en la estructura original del material.

Tabla 9. Composición química de las fibras de PVA en solución.

Original	En solución	
63.6%C 36.4%O	1 minuto	52.5%C 42.6%O
	6 minutos	56.6%C 39.0%O
	15 minutos	56.1%C 40.8%O
	24 horas	55.8%C 40.2%O

En el análisis de las fibras de PVA sometidas a la interacción con una solución alcalina, varios aspectos clave emergen de los datos espectroscópicos. El pico en el espectro a 1141 cm^{-1} , correspondiente al estiramiento del hombro de C-O,

mantiene su intensidad sin disminuir. Este hecho sugiere que la estructura del PVA no experimenta cambios sustanciales debido a la exposición a la solución alcalina (106). Sin embargo, la solución alcalina ejerce un impacto notable en los enlaces O-H en las moléculas de PVA. La disminución considerable en la intensidad de los picos O-H ubicados a 3252 cm^{-1} indica que los enlaces de hidrógeno se debilitan. Este debilitamiento es atribuido a la disminución en la cantidad de grupos hidroxilo (OH) en las moléculas de PVA y la posible formación de puentes acetálicos, lo que modifica la capacidad de formación de enlaces de hidrógeno (107). Además, aunque se observan cambios en la intensidad de otras bandas en el espectro, la ausencia de nuevas bandas sugiere que la solución alcalina no induce la formación de compuestos completamente distintos en el PVA. Estos cambios en la intensidad de los picos indican alteraciones sutiles en la estructura química de las fibras de PVA debido a la interacción con la solución alcalina (108).

En conclusión, los resultados muestran que la solución alcalina afecta la estructura de las fibras de PVA de manera selectiva, Figura 36 . Si bien la estructura cristalina del material permanece en gran medida inalterada, los enlaces de hidrógeno se debilitan y se producen ajustes sutiles en la composición química. Estos cambios indican que la solución alcalina influye en las propiedades moleculares del PVA sin desencadenar transformaciones drásticas en su estructura original.

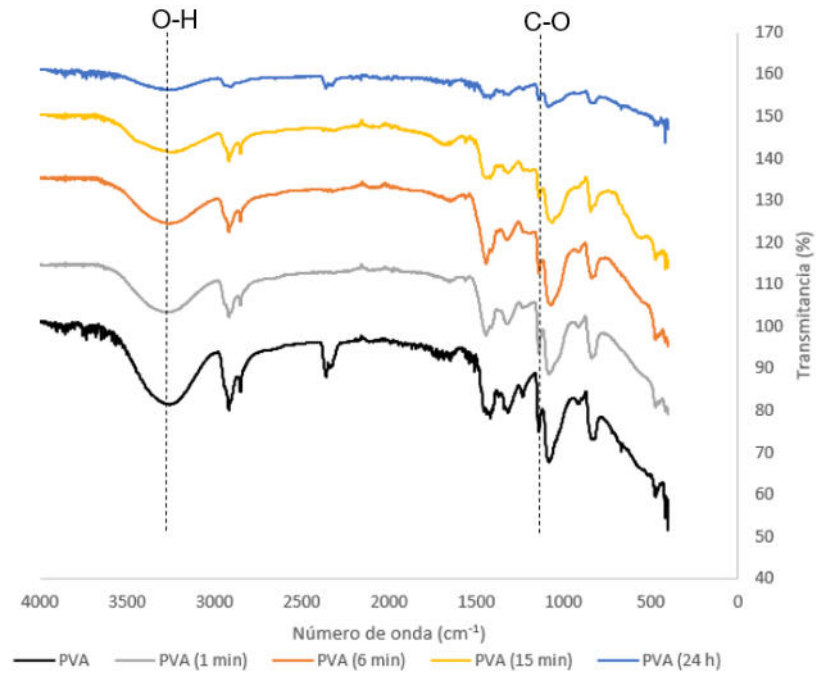


Figura 36. Espectro de FT-IR de las fibras de PVA añadidas a la solución alcalina.

4.3. Análisis de la fluidez.

La resistencia de la estructura del geopolímero depende de la relación entre la densidad y la compactación, que dependen directamente de una buena trabajabilidad. La trabajabilidad de un geopolímero puro es relativamente alta y se espera que disminuya a medida que aumenta el contenido de fibras independientemente del tipo de fibras o de su configuración (11). Los flujos obtenidos se muestran en la Figura 37.

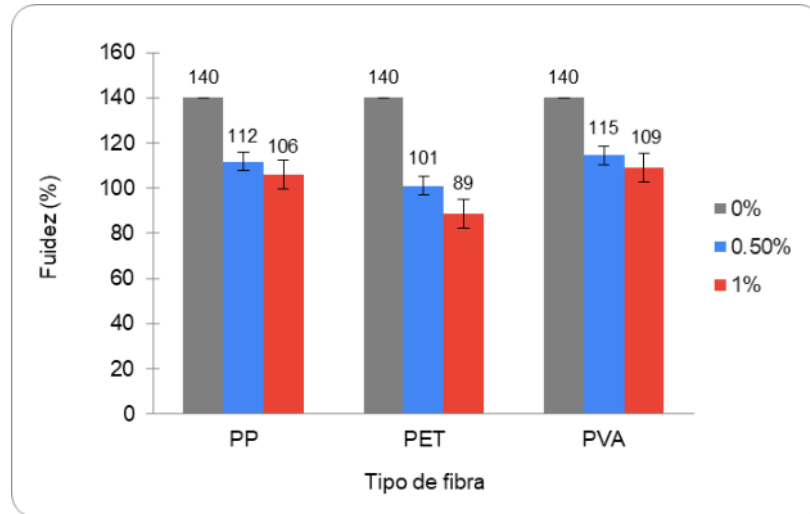


Figura 37. Influencia del proporcionamiento y tipo de fibras en la fluidez de los compuestos de geopolímeros.

Durante el experimento, se observó que al utilizar un porcentaje de fibras del 0%, la mezcla en la mesa de fluidez se desbordó, registrándose un flujo superior al 140%. A medida que se incrementó el porcentaje de fibras, la fluidez disminuyó, obteniéndose valores promedio del 109% y 101% para proporciones de 0.5% y 1%, respectivamente. Es importante destacar que según la norma ASTM C109, se establece que un flujo de $110 \pm 5\%$ garantiza la correcta elaboración de cubos de cemento de dimensiones 5 x 5 x 5 cm. En el caso de los especímenes elaborados con fibras de PET para proporciones de 1% de fibras, se obtuvieron valores de fluidez hasta en un 3% por debajo del valor de referencia establecido por la norma. Sin embargo, se logró una buena compactación y distribución de las fibras en estos especímenes, lo cual indica que el proceso de mezcla fue exitoso, verificado por inspección visual después de los ensayos a flexión, compresión y la técnica del SEM.

Como se observa en la Tabla 10 y Figura 37, las fibras de PET reportaron un mayor porcentaje de reducción del flujo de la muestra. Esto se debe a que las fibras de PET, debido a su naturaleza altamente hidrofóbica que les permite repeler el agua, y su alta densidad, ejercen un impacto considerable en la trabajabilidad de los geopolímeros. A diferencia de las fibras hidrofílicas, las fibras de PET no tienden a absorber humedad, lo que minimiza su interacción con la matriz del geopolímero. Sin embargo, su densidad más elevada en comparación con otros materiales de fibra, como el polipropileno, conlleva a una mayor concentración de masa en el volumen de la mezcla. Esta concentración puede ocasionar una mayor resistencia al flujo y manipulación del material durante el proceso de mezcla y moldeo. Como resultado, las fibras de PET pueden impactar negativamente en la trabajabilidad del geopolímero, dificultando su manejo y homogeneización en la mezcla (109).

Además, la adición de fibras de PET, que consisten en multifilamentos largos y delgados con una mayor relación de aspecto que las fibras de PP y PVA, tiene un efecto significativo en la mezcla. Ya que tienen una mayor área superficial en contacto con la matriz geopolimérica. Esto aumenta la capacidad de las fibras para formar una red tridimensional en la mezcla, lo que conduce a una mayor resistencia al flujo y la deformación de la matriz fresca. Por otro lado, cuando los filamentos se separan para añadirse a la mezcla, ocupan un mayor volumen, lo que resulta en la incorporación de un mayor volumen equivalente de fibras. Esto

a su vez conduce a un mayor número de interacciones fibra-matriz, lo que se traduce en un incremento de la resistencia al flujo (110) en comparación con las fibras de PP y PVA, reduciéndolo un 36% para una adición de 1% de fibras.

En (11,52,111) se obtuvieron reducciones de 56%, 45% y 38% respectivamente para este proporcionamiento y tipo de fibra reportando una buena trabajabilidad y compactación de los compuestos.

Tabla 10. Influencia del proporcionamiento y tipo de fibras en la reducción del flujo del cementante.

Volumen de fibra	PP	PET	PVA
0.5%	20%	28%	18%
1%	24%	36%	22%

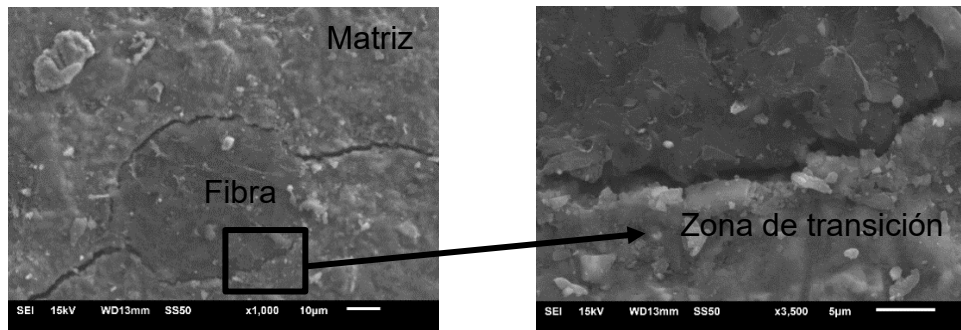
4.4. Análisis de la interfaz fibra-matriz.

Se realizó el análisis microscópico de la muestra llevando a cabo una minuciosa inspección de la interfaz entre las fibras y la matriz. El objetivo fundamental de este estudio ha sido evaluar la integridad de la zona de transición entre los componentes y, a su vez, comprender los mecanismos subyacentes que conllevan al fallo del compuesto.

Las Figura 38 y Figura 39, presentan el análisis de las fibras de PP después de 7 y 90 días desde su colado, respectivamente. Los resultados de los análisis de EDS revelan una clara distinción en la composición química entre la fibra y la matriz. Para este tipo de fibra, no se evidencia la presencia de una zona de

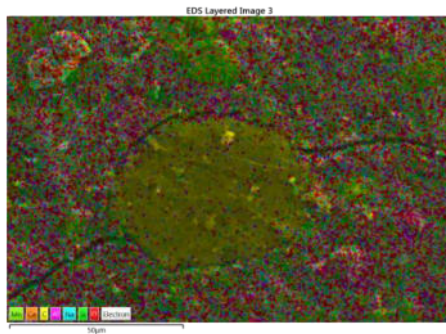
transición entre ambos materiales con características diferentes, sugiriendo que el mecanismo de adherencia entre ellos podría ser de entrelazamiento mecánico.

Después de 90 días de fraguado de los especímenes, se confirma la integridad de las fibras de PP, las cuales mantienen su forma y diámetro originales. Es evidente que las fibras permanecen adheridas a la matriz, lo que descarta cualquier indicio de degradación de la fibra.

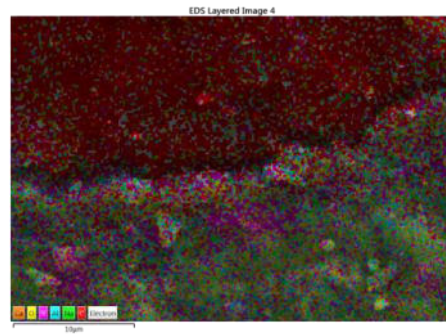


(a)

(b)



(c)



(d)

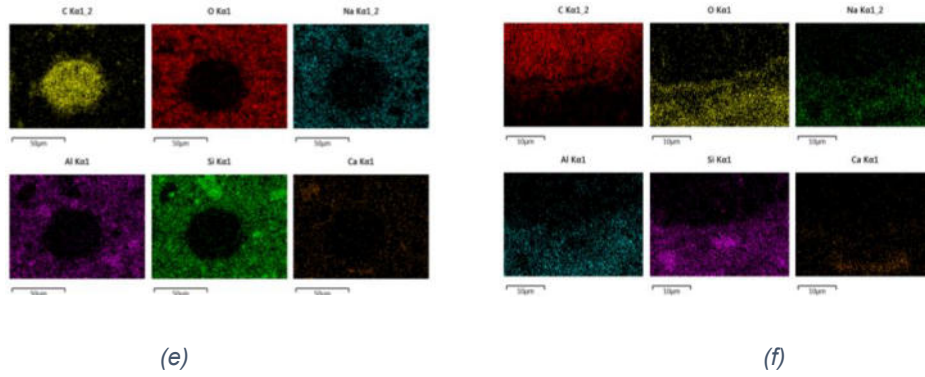
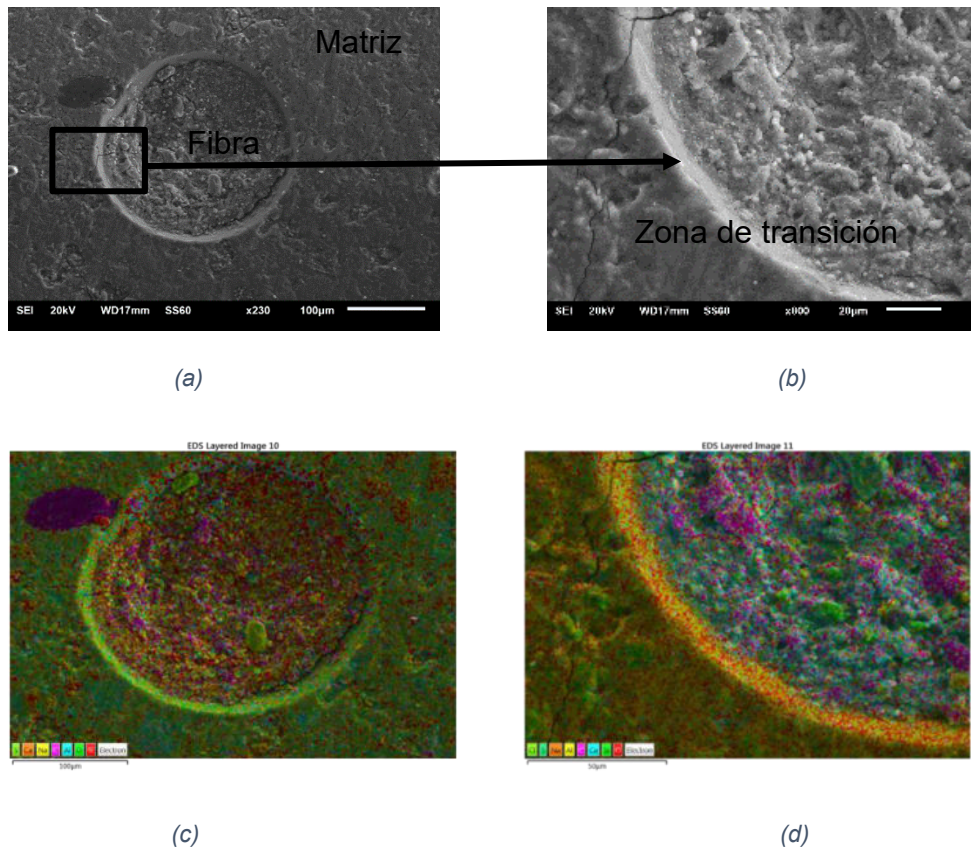


Figura 38. Interfaz fibra-matriz de las fibras de PP a los 7 días, imagen de las fibras x1000 (a) imagen de la zona de transición x3500 (b), EDS de las fibras (c), EDS de la zona de interfaz (d), composición elemental de las fibras (e) y composición elemental de la zona de interfaz (f).



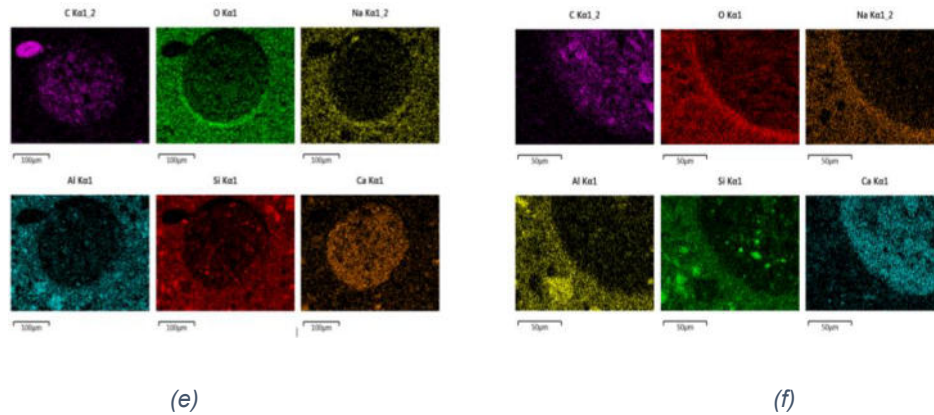


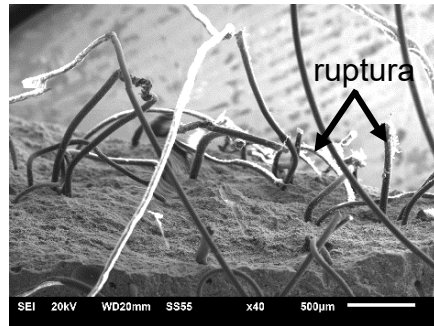
Figura 39. Interfaz fibra-matriz de las fibras de PP a los 90 días, imagen de las fibras x230 (a) imagen de la zona de transición x800 (b), EDS de las fibras (c), EDS de la zona de interfaz (d), composición elemental de las fibras (e) y composición elemental de la zona de interfaz (f).

En la Figura 40, se evidencian claramente los efectos de puenteo que las fibras de PP ejercen al encontrarse con una grieta tanto a los 7 como a los 90 días. Esto se manifiesta en la ruptura de las fibras, donde se observan extremos cortados, así como en los espacios vacíos dejados por su extracción. Estos fenómenos son el resultado de la formación de microgrietas en la matriz debido a las tensiones generadas durante la carga. Este hallazgo destaca la efectividad del refuerzo con fibras, ya que cuando estas grietas entran en contacto con una fibra, se requiere una mayor cantidad de energía para que la grieta se propague. Esto resulta en un retraso en la propagación de la grieta, exigiendo más energía hasta que finalmente ocurre el desprendimiento de la fibra o su ruptura (57), como se ilustra en la subfigura (b).

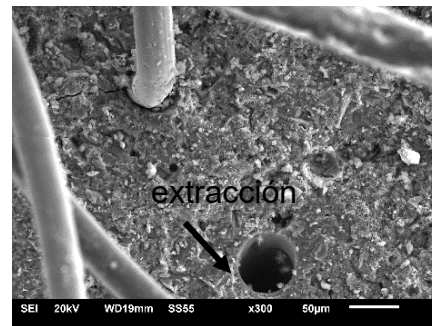
No obstante, a pesar de estos factores, la superficie de las fibras exhibe predominantemente una textura suave y muestra una cantidad mínima de matriz

adherida posterior a su extracción, dejando huecos y extremos cortados. Este indicio sugiere que las fibras se desprendieron de la matriz con relativa facilidad. Este comportamiento es característico de este tipo de fibras, que poseen una rugosidad limitada y establecen un contacto interfacial débil con la matriz (8). Este fenómeno conduce al mecanismo de falla conocido como extracción, donde la zona de fallo se ubica en la zona interfacial cerca de la matriz resultado de una zona de interfaz con una adherencia reducida (91,94).

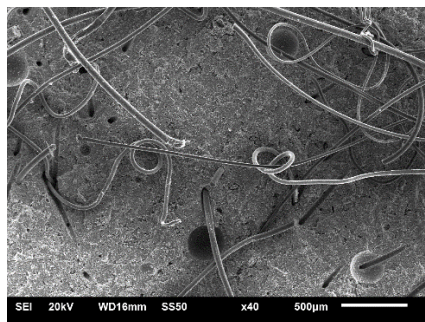
La textura suave predominante y la mínima presencia de matriz adherida después de la extracción indican que las fibras se desprendieron de la matriz con relativa facilidad durante la aplicación de fuerzas. Este comportamiento es coherente con el perfil típico de fibras de este tipo, caracterizadas por una rugosidad limitada y una conexión interfacial que tiende a ser débil (8). El fenómeno observado se alinea con el mecanismo de falla conocido como extracción, donde la región de fallo se encuentra en la interfaz cercana a la matriz. Este fenómeno se origina en una zona de interfaz con una adherencia reducida (91,94). Los huecos y extremos cortados evidencian la retirada de las fibras durante la deformación, indicando un desprendimiento relativamente limpio.



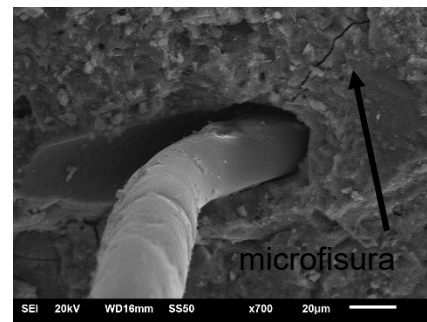
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 40. Geopolímero reforzado con fibras de PP a los 7 días (a), (b), y a los 90 días (c) y (d).

Las Figura 41 y Figura 42 exhiben las fibras de PET integradas en la matriz cementicia, resaltando la clara distinción entre la fibra y la matriz. Esto señala una interfaz limitada, ya que no se detecta una composición diferente entre ambos materiales, tanto a los 7 como a los 90 días de edad de los especímenes. Para ambas edades, se observa una disminución del diámetro inicial en un rango del 10 al 15%, manteniéndose constante desde los 7 días de edad. Este fenómeno coincide con el proceso degradativo que se sugirió en el análisis de las fibras sumergidas en la solución alcalina, donde se registró una reducción en el contenido de carbono (Tabla 8). Todo lo anterior mencionado sugiere que el

mecanismo de adherencia entre la fibra y la matriz pudiera ser de entrelazamiento mecánico.

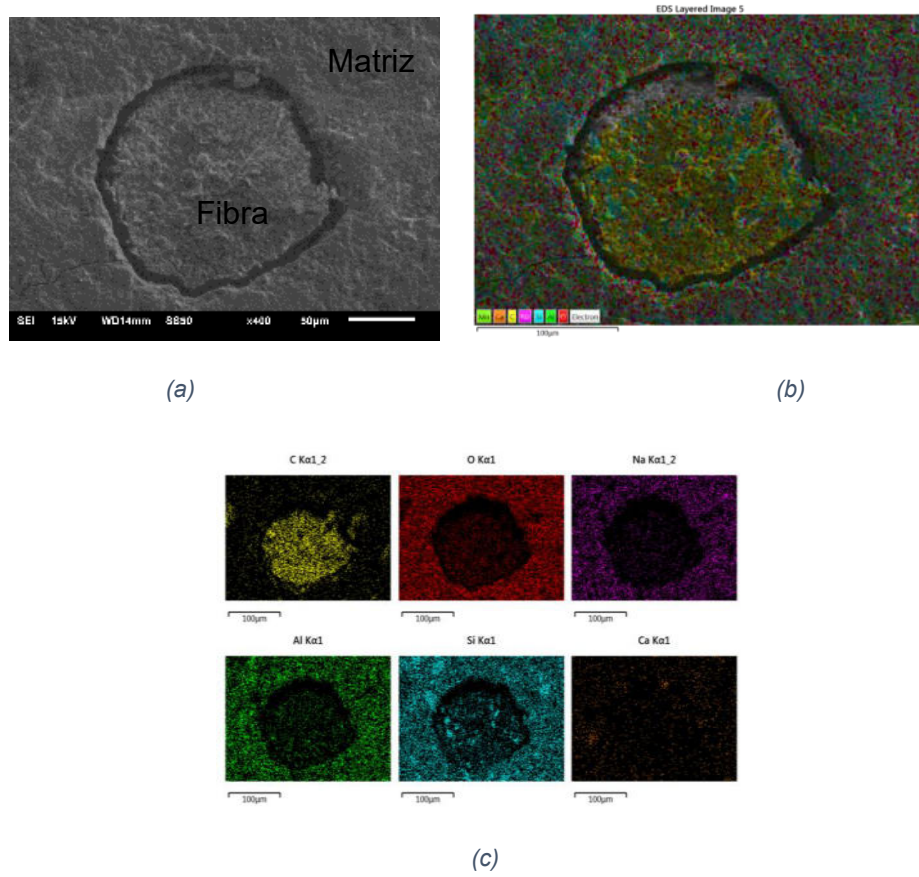
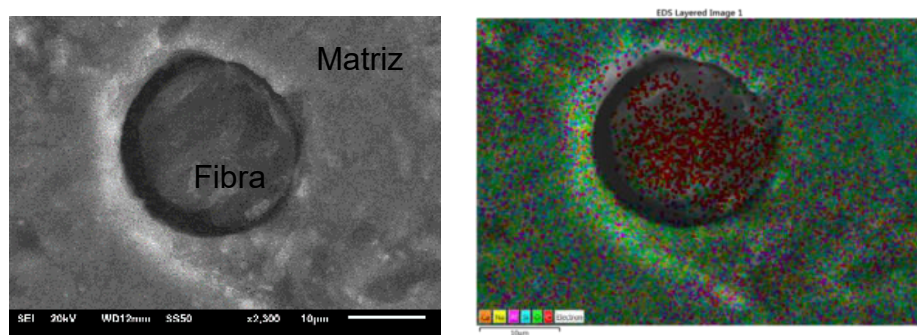


Figura 41. Interfaz fibra-matriz de las fibras de PET a los 7 días, imagen de las fibras x400 (a), EDS de las fibras (b) y composición elemental de las fibras (c).



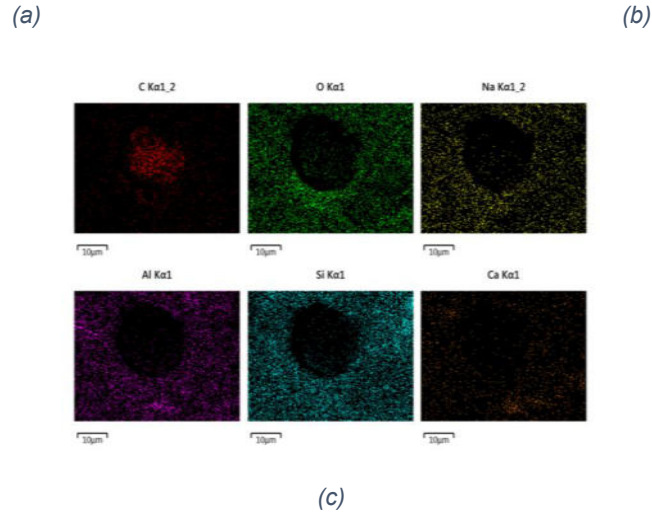


Figura 42. Interfaz fibra-matriz de las fibras de PET a los 90 días, imagen de las fibras x400 (a), EDS de las fibras (b) y composición elemental de las fibras (c).

En el análisis de la microestructura de las superficies de fractura, representadas en la Figura 43 a través del ensayo de flexión, se destaca una marcada reducción en el diámetro de la fibra, alcanzando los 8 μm tanto a los 7 como a los 90 días de edad de los especímenes. Esta disminución se atribuye posiblemente al efecto de la elongación mecánica durante el ensayo de flexión. Adicionalmente, a los 7 días, se observa un cambio significativo en la textura de la superficie de la fibra (subfigura c), volviéndose rugosa debido a la presencia de la matriz. Este fenómeno se ve favorecido por la facilidad de absorción de agua, como se evidenció en el análisis FT-IR (Figura 34). Aunque esta tendencia a la absorción podría favorecer la zona de interfaz fibra-matriz, la fibra experimenta degradación en un entorno altamente alcalino, reduciendo su diámetro y debilitando el material compuesto. Esta degradación afecta la transferencia de carga entre la matriz y el

refuerzo, interfiriendo en el efecto puente de la fibra y su capacidad para frenar la propagación de microgrietas en la matriz.

Los resultados de las pruebas de flexión indican que el mecanismo predominante de falla en la interfaz fibra-matriz es la extracción. La presencia de huecos en la matriz y la superficie lisa de la matriz después de la extracción, indican una retirada relativamente limpia de las fibras, confirmando dicho fenómeno. La degradación de las fibras por el ambiente altamente alcalino podría contribuir a la fragilidad y debilitamiento de la interfaz, amplificando el fenómeno de extracción.

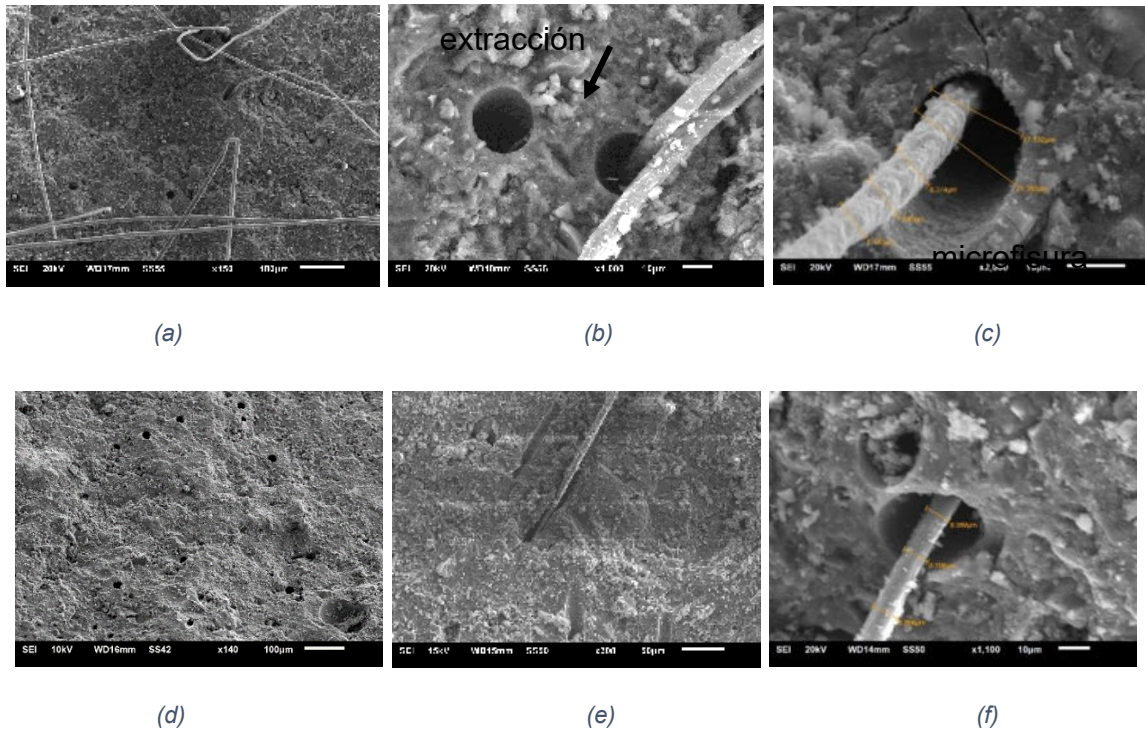
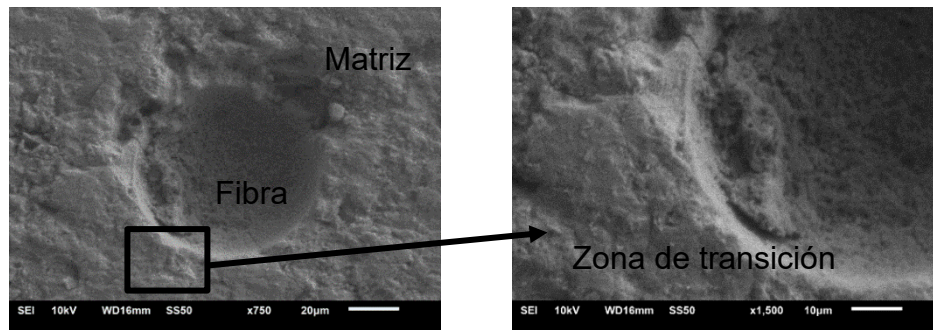


Figura 43. Geopolímero reforzado con fibras de PET a los 7 días (a), (b), (c), y a los 90 días (c), (d) y (f).

La zona de contacto entre las fibras de PVA y la matriz cementicia a los 7 días después de la preparación de las mezclas se ilustra en la Figura 44, donde las subfiguras (a) y (b) muestran la fibra adherida a la matriz, ya que no se aprecia separación entre ellas, incluso después de enfrentar una microfisura. Además se corrobora la unión entre ambos materiales con los análisis de EDS, subfiguras (c) y (d), donde se observa que la composición de ambos materiales no está claramente identificada. Esta unión entre ambos materiales es posible que se deba a la presencia de grupos hidroxilo en el PVA, que resulta en una fuerte unión intermolecular de hidrógeno (72). Además, es importante destacar que la superficie rugosa de las fibras de PVA aumenta el área de contacto entre la matriz del geopolímero y los refuerzos, lo que, a su vez, mejora las propiedades mecánicas del compuesto correspondiente debido a una mayor energía de extracción y desunión (57).

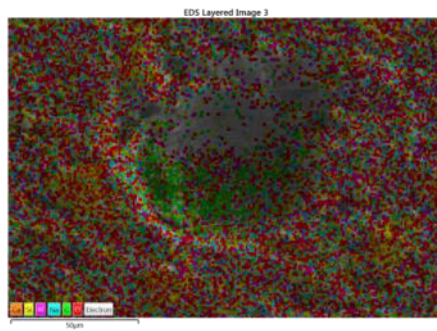
Transcurridos 90 días desde el colado de los especímenes, se aprecia en la Figura 45 un ligero despegue de las fibras de la matriz, esto posiblemente debido a que a esta edad el geopolímero ha desarrollado toda su resistencia, lo que unido a la composición química del PVA, genera una fuerte unión entre la fibra y la matriz. Esta fuerte unión puede desencadenar que la zona de la matriz unida a la fibra se despegue del resto de la matriz, debido a la fuerza que se ejerce sobre ambas superficies durante el proceso de pulido por el que pasan estas muestras para ser observadas en el SEM.

En resumen, las fibras de PVA muestran una alta adherencia con la matriz, indicando un posible mecanismo de adherencia que combina la unión química, gracias a la presencia de grupos hidroxilo (69,71), con el entrelazamiento mecánico debido a la superficie ligeramente acanalada de estas fibras, aumentando el área de contacto con la matriz (57).

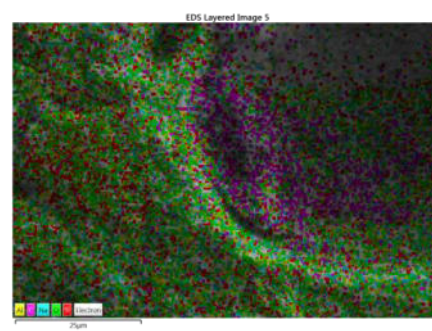


(a)

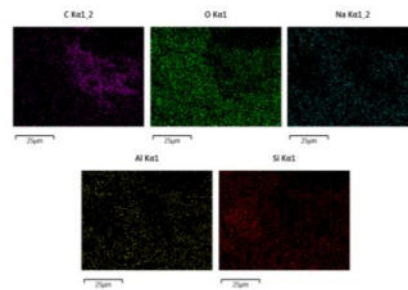
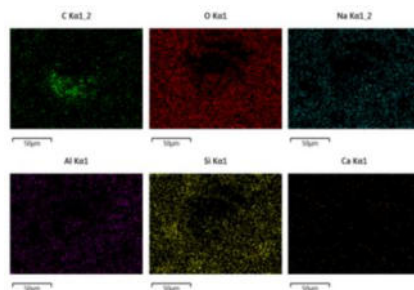
(b)



(c)



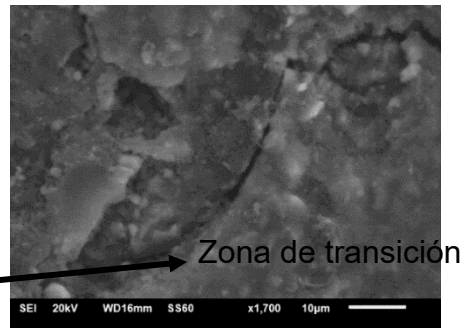
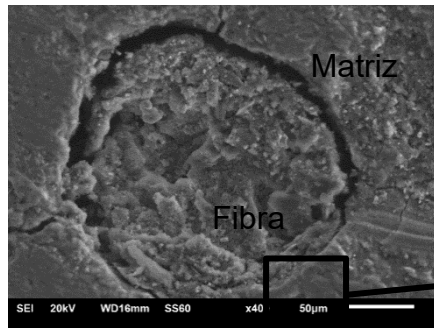
(d)



(e)

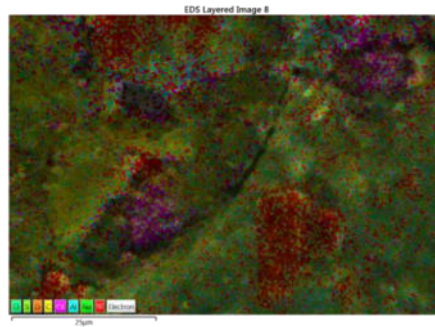
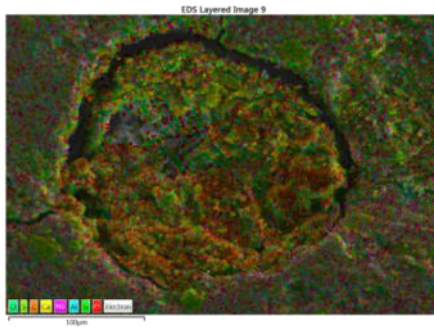
(f)

Figura 44. Interfaz fibra-matriz de las fibras de PVA a los 7 días, imagen de las fibras x750 (a) imagen de la zona de transición x1500 (b), EDS de las fibras (c), EDS de la zona de interfaz (d), composición elemental de las fibras (e) y composición elemental de la zona de interfaz (f).



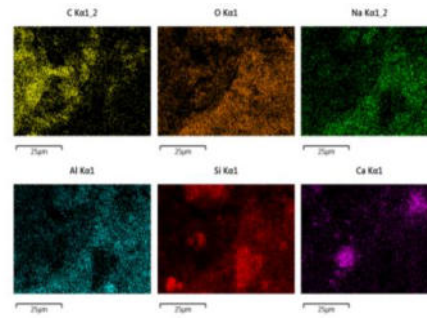
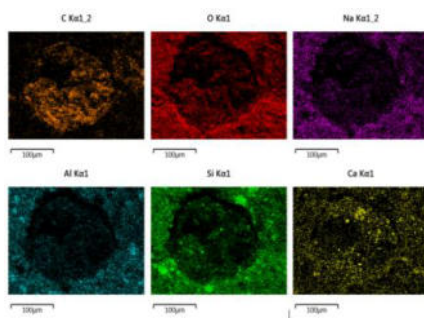
(a)

(b)



(c)

(d)



(e)

(f)

Figura 45. Interfaz fibra-matriz de las fibras de PVA a los 90 días, imagen de las fibras x400 (a) imagen de la zona de transición x1700 (b), EDS de las fibras (c), EDS de la zona de interfaz (d), composición elemental de las fibras (e) y composición elemental de la zona de interfaz (f).

La Figura 46 ofrece una visión detallada del mecanismo de falla de las fibras tanto a los 7 como a los 90 días, revelando características distintivas de este proceso. A pesar de que la mayoría de las superficies de las fibras exhiben una textura suave, se puede apreciar una cantidad significativa de matriz que permanece adherida a ellas. Este fenómeno sugiere cierta dificultad en el desprendimiento completo de las fibras de la matriz, atribuible a la presencia de grupos hidroxilo en el PVA. Estos grupos hidroxilo generan una mayor adherencia con la matriz (72).

La cohesión entre la matriz y la fibra resulta en la rotura de las fibras durante el proceso de extracción (96), como se evidencia a través de la presencia de extremos cortados y espacios vacíos generados durante la retirada de las fibras de la matriz circundante. Este fenómeno se traduce en una superficie notablemente lisa en la matriz, destacando el impacto crucial de la interacción fibra-matriz en el comportamiento de falla de las fibras de PVA en el compuesto geopolimérico. En consecuencia, se presume que el mecanismo de fallo en la zona de interfaz implica una combinación de ruptura y extracción.

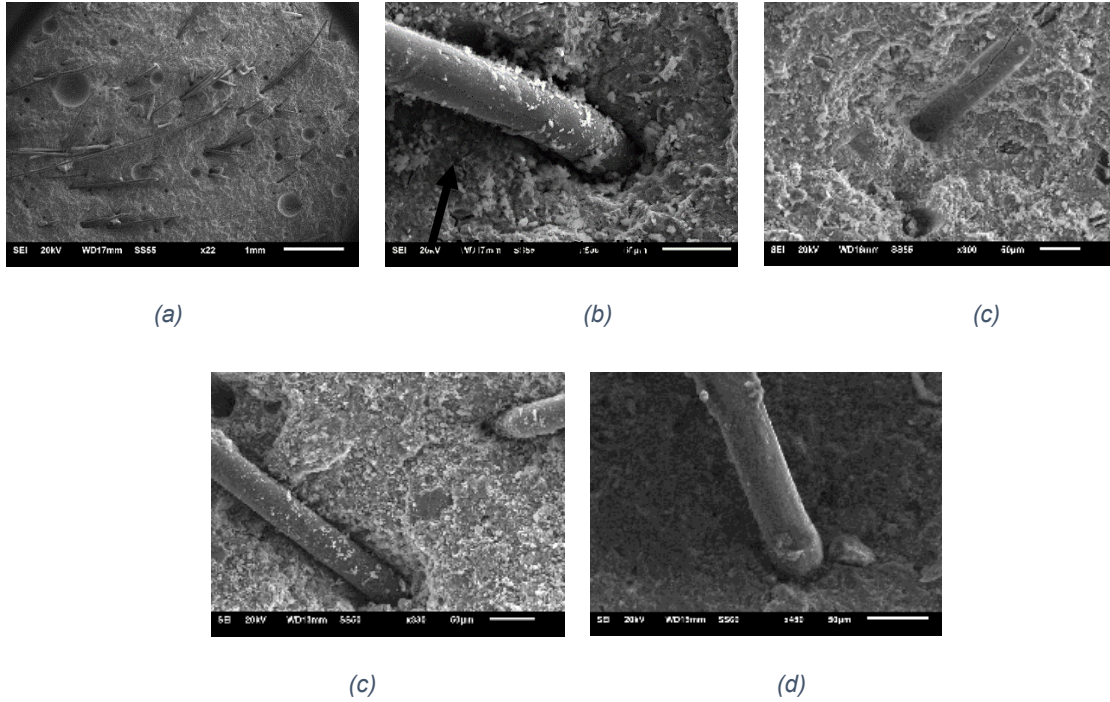


Figura 46. Geopolímero reforzado con fibras de PVA a los 7 días (a), (b), (c), y a los 90 días (c) y (d).

4.5. Ensayes de sortividad.

Las Figura 47, Figura 48 y Figura 49 muestran los resultados obtenidos en los ensayos de sortividad. Se aprecia claramente que la absorción de agua a los 7 días es mayor que la absorción hasta los 90 días de fabricación, donde se observa que disminuye el agua absorbida y por ende se deduce que la porosidad de los especímenes disminuye formándose una matriz más densa (112).

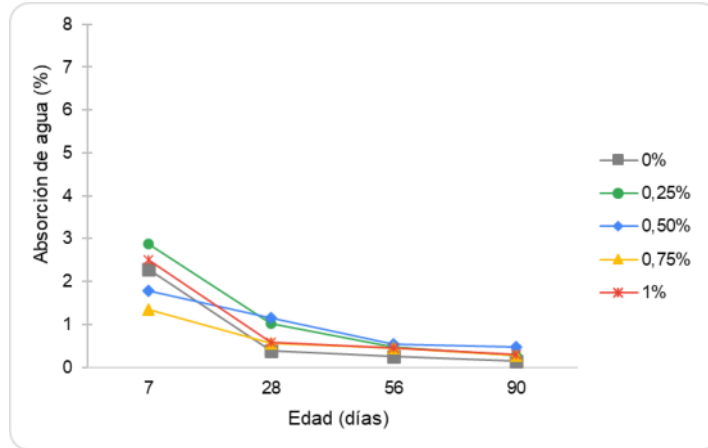


Figura 47. Absorción de agua de los especímenes reforzados con fibras de PP.

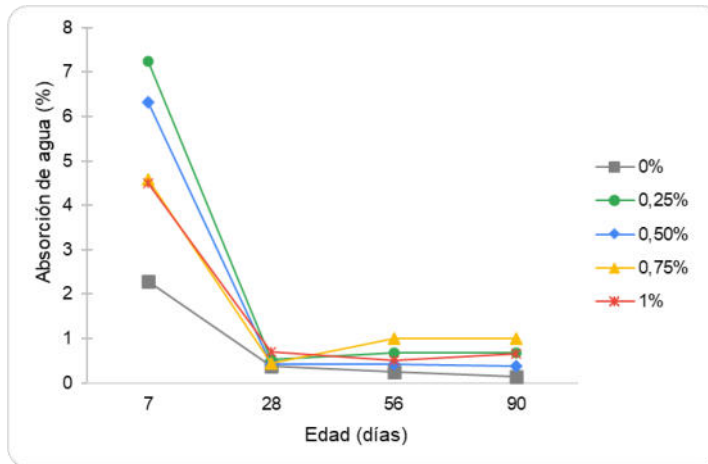


Figura 48. Absorción de agua de los especímenes reforzados con fibras de PET.

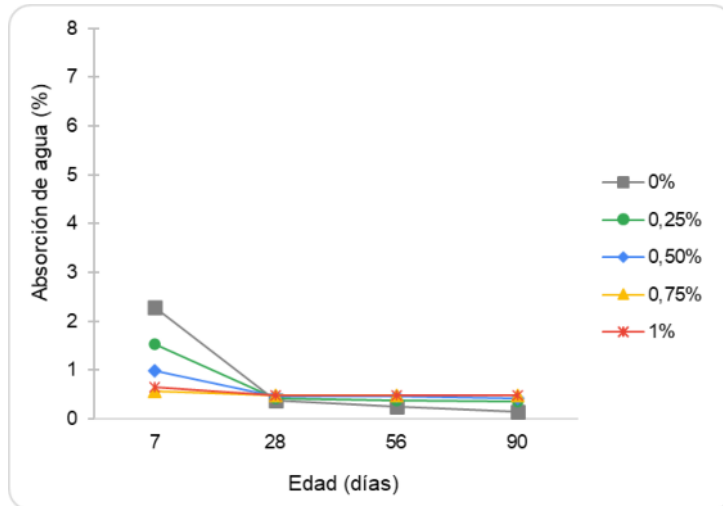


Figura 49. Absorción de agua de los especímenes reforzados con fibras de PVA.

En el caso de las fibras de PET, se nota un aumento sutil en la sortividad después de los 28 días. Este fenómeno podría sugerir un incremento en la porosidad, resultado de la degradación que experimentan las fibras. Esta degradación crea poros en el espacio previamente ocupado por la fibra, facilitando así el paso del agua a través del material.

La Figura 50 ofrece una comparación del porcentaje de absorción de agua a los 7 y 90 días para los tres tipos de fibras empleadas en relación a los especímenes de control. Es destacable que las fibras de PET exhiben una alta absorción inicial, la cual experimenta una disminución a los 90 días. Este fenómeno se atribuye a la configuración de aspecto de la fibra, propiciando un mayor enredo entre ellas y resultando en la retención de agua entre las fibras. Con el tiempo, durante el proceso de fraguado y endurecimiento completo del material, esta agua atrapada se transforma en poros de aire. Se observa también que por la degradación de

las fibras de PET, se han generado huecos en el espacio previamente ocupado por la fibra. Esta degradación contribuye al aumento de la porosidad del material, y en consecuencia, a la absorción de agua. De esta manera, las fibras de PET son las que más favorecen la absorción de agua, mientras que las fibras de PP y PVA contribuyen a la formación de una matriz más compacta.

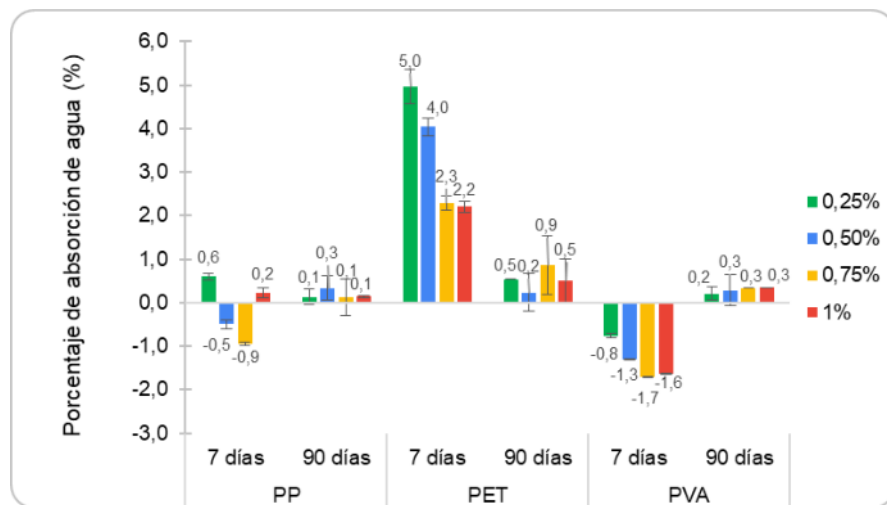


Figura 50. Porcentaje de incremento de absorción de agua en comparación con especímenes sin fibra.

4.6. Ensayes a compresión.

Los resultados de los ensayos a compresión de las fibras de PP se muestran en la Figura 51. Donde se aprecia que la adición de fibras muestra un porcentaje significativo de incremento de resistencia la compresión comparada con el espécimen de control indicando un reforzamiento del material compuesto. Esto se evidencia mediante el incremento de la resistencia a la compresión de la matriz para todas las proporciones de fibras empleadas desde 0.25% hasta 1%, aunque

el incremento en la resistencia no es proporcional al incremento en el porcentaje de fibra. Asimismo, para este tipo particular de fibras, se observa que la resistencia experimenta un aumento gradual con el paso del tiempo, llegando a su punto máximo al cabo de 90 días de estudio. Lo anterior posiblemente se deba a la densificación del material y de la zona de transición, mejorando con el tiempo por la polimerización del material.

Los ensayos de compresión realizados hasta los 90 días en especímenes reforzados con 0.5% y 0.75% de fibras mostraron un mayor incremento en la resistencia en comparación con el reforzamiento realizado para 0.25% y 1% de fibras, llegando a alcanzar resistencias de 39.52 MPa y 35.65 MPa reforzando el material un 41.4% y 56.8% respectivamente como se aprecia en la Figura 54.

Este fenómeno puede explicarse mediante la introducción de fibras de multifilamento con orientación aleatoria en la matriz. En situaciones de refuerzo más modesto, como en el caso del 0.25%, es plausible que el efecto del refuerzo sea insuficiente para generar un fortalecimiento significativo en la matriz (55). La adición de fibras en proporciones de 0.5% y 0.75%, se considera óptima para este tipo de fibras, ya que logra un equilibrio entre la cantidad de fibras y la matriz cementante; las fibras se distribuyen de manera uniforme, mejorando así la resistencia general del cementante (52). Por otro lado, proporciones más elevadas, como el 1%, pueden dar lugar a enredos entre las fibras dentro de la matriz, lo que resulta en la retención de aire atrapado entre ellas. Este aumento

en la porosidad domina la restricción de la propagación de las grietas, llevando a una reducción en la resistencia a la compresión de la mezcla reforzada con fibras (78). La dosificación óptima de fibras, por lo tanto, implica una cuidadosa consideración de la proporción para garantizar un equilibrio adecuado entre los beneficios del refuerzo y los posibles efectos adversos, como la porosidad excesiva.

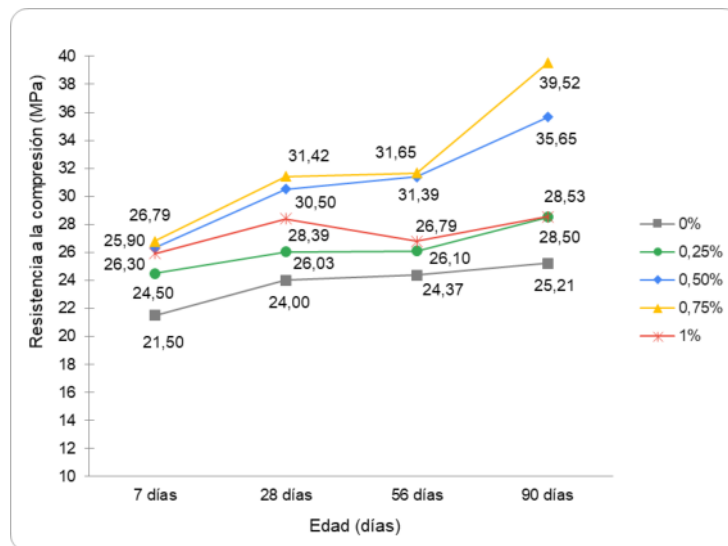


Figura 51. Resistencia a la compresión hasta los 90 días para mezclas con incorporación de fibras de PP.

Para el caso del reforzamiento con fibras de PET se observa que a edades tempranas todos los proporcionamientos refuerzan el material. Después de transcurridos 28 días comienza a ocurrir un decremento generalizado de la resistencia de los reforzados con fibras como se aprecia en la Figura 52. Esto pudiera atribuirse a la degradación de las fibras en el ambiente alcalino al que están sometidas, debilitando la matriz al disminuir su diámetro y dejar

porosidades en su lugar. Estas oquedades ofrecen menor resistencia a los esfuerzos internos que se generan al someter el material a la compresión (72).

Los valores de reforzamiento óptimo para este tipo de fibra se obtienen a los 28 días para un 0.5%, logrando un incremento de la resistencia de un 34.1%. A los 90 días para este tipo de fibra los resultados son menos favorables, mostrando un incrementando de la resistencia de 12.8% utilizando 0.5% de fibras, mientras que la adición del resto de los proporcionamientos utilizados solo contribuye al aumento de la resistencia en alrededor de un 5%.

El reforzamiento con fibras de PVA no genera mejoras en las propiedades compresivas para todas las proporciones utilizadas; de hecho, en proporciones del 0.75% y 1%, la resistencia disminuye incluso por debajo de los especímenes no reforzados, según se muestra en la Figura 53. No obstante, se observa un aumento progresivo de la resistencia en los especímenes a lo largo del tiempo, alcanzando su punto máximo a los 90 días de fabricación. Este incremento progresivo con la edad se puede deber a una densificación de la matriz.

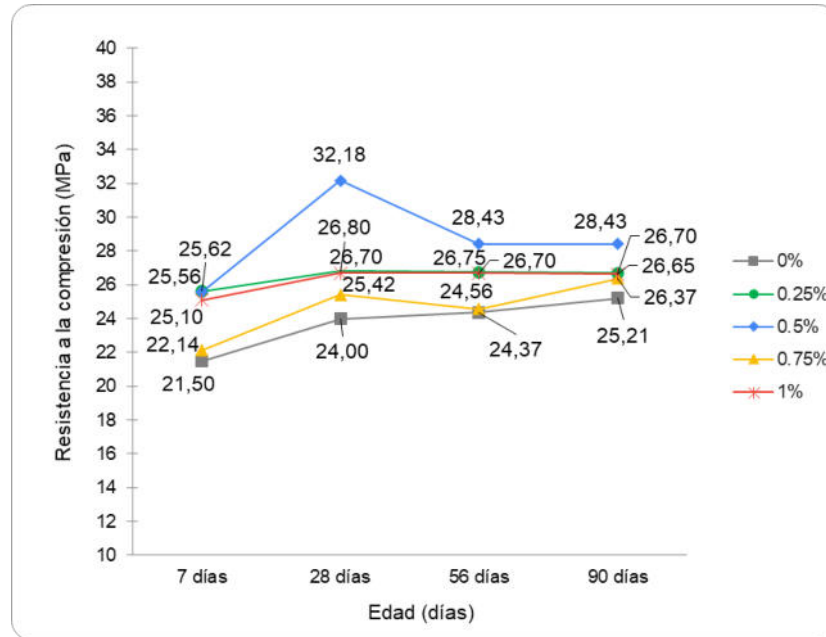


Figura 52. Resistencia a la compresión hasta los 90 días para mezclas con incorporación de fibras de PET.

La disminución de la resistencia a la compresión en los contenidos de fibras del 0.75% y 1% para fibras de PVA puede atribuirse a diversos factores. Un factor esencial radica en el agrupamiento de las fibras, fenómeno que se presenta cuando están dispuestas con una densidad excesiva en la mezcla (82). A medida que aumenta el contenido de fibra, también aumenta la probabilidad de aglomeración, lo que resulta en una distribución menos uniforme de las fibras en el material. La aglomeración de fibras puede generar espacios o huecos en el material, debilitando su resistencia general. Estos huecos, a su vez, pueden provocar concentraciones de tensión dentro del material, propiciando el desarrollo de microfisuras que pueden reducir aún más la resistencia y durabilidad del material (75).

El reforzamiento óptimo se logra con un contenido del 0.5% a los 90 días, con un aumento de resistencia del 44.5%, alcanzando los 36.42 MPa. Esto sugiere que la porosidad inducida por las fibras es menor que su capacidad para prevenir la propagación de grietas (82).

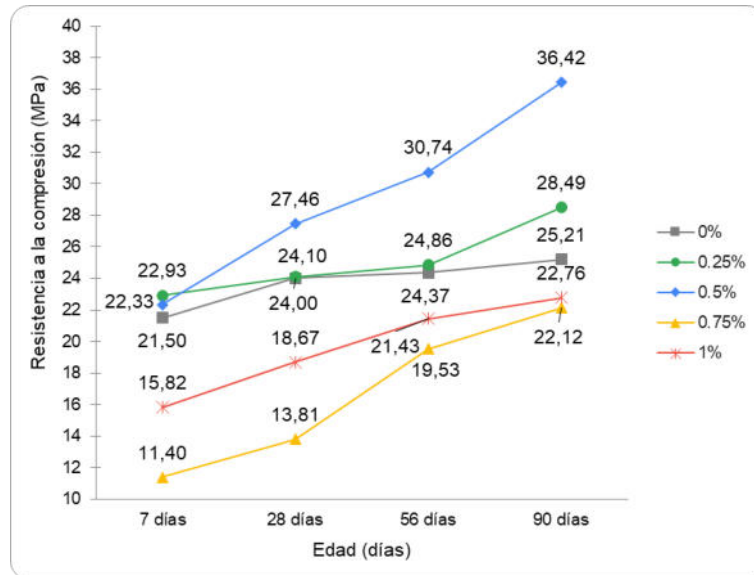


Figura 53. Resistencia a la compresión hasta los 90 días para mezclas con incorporación de fibras de PVA.

La Figura 54 ofrece un panorama diferente al comparar los tres tipos de fibras utilizadas en los especímenes sometidos a ensayos de compresión. De manera general, se destaca claramente que la proporción del 0.5% es la que logra el mayor incremento de resistencia, sugiriendo que esta podría ser la proporción óptima para mejorar la resistencia a la compresión en especímenes geopoliméricos. Es notable que las fibras de PP exhiben un rendimiento superior en comparación con sus contrapartes, posiblemente debido a su alta estabilidad en entornos alcalinos, su elevada relación de aspecto y su superficie lisa. Estas

características les permiten interactuar de manera más efectiva con la matriz, facilitando la transmisión de cargas entre ambos materiales y contribuyendo así al comportamiento mejorado del compuesto.

Este análisis resalta la importancia no solo de la proporción de fibras, sino también de las características específicas de cada tipo de fibra en la optimización de las propiedades mecánicas de los materiales geopoliméricos.

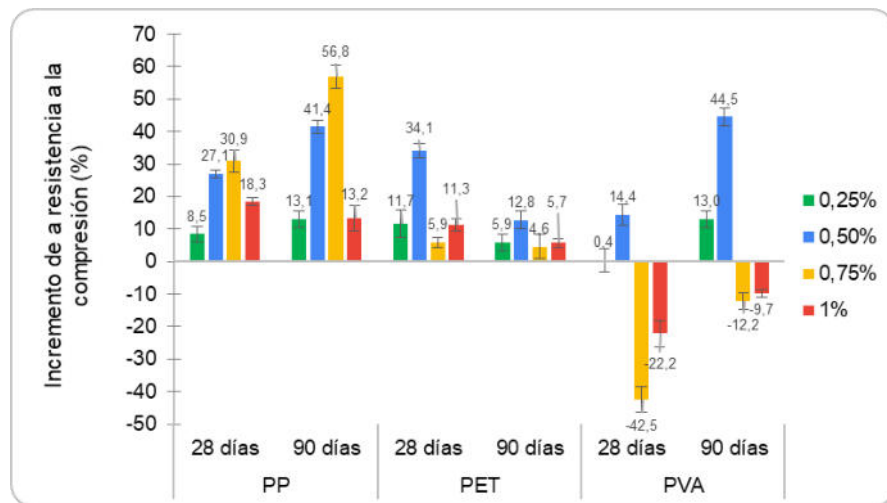


Figura 54. Porcentaje del incremento de la resistencia a la compresión en comparación con especímenes sin fibra.

4.7. Ensayes de flexión.

La Figura 55 ofrece una visión del comportamiento a la flexión de los especímenes geopoliméricos durante los primeros 90 días de elaboración de las muestras. Es notable la similitud en los resultados obtenidos para los proporcionamientos de 0.25%, 0.5%, y 0.75%, con un aumento de resistencia

cercano al 37%. Esto pone de manifiesto que, en este tipo de ensayos, la porosidad generada en el material debido a la introducción de las diversas proporciones de fibras no juega un papel crucial.

En el caso de la adición del 1%, se logró un aumento en la resistencia de 2 MPa, representando un 59% del valor alcanzado por los especímenes sin fibras. Este hallazgo resalta cómo incluso pequeñas variaciones en la proporción de fibras pueden tener un impacto significativo en la mejora de la resistencia a la flexión en los materiales geopoliméricos.

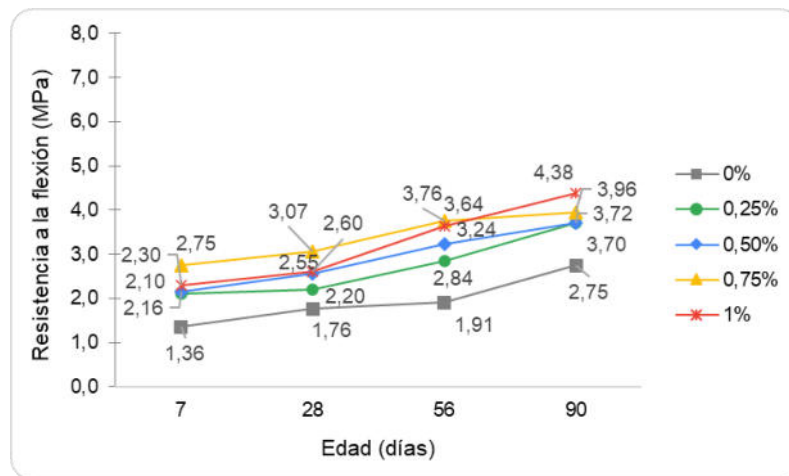


Figura 55. Resistencia a la flexión hasta los 90 días para mezclas con incorporación de fibras de PP.

En el reforzamiento con fibras de PET, se destaca inicialmente un fortalecimiento efectivo del material en todas las proporciones, logrando un aumento de la resistencia de aproximadamente el 200%. Sin embargo, después de 28 días, se observa un descenso generalizado de la resistencia en los especímenes reforzados, como se muestra en la Figura 56.

Los valores óptimos de reforzamiento para este tipo de fibra se alcanzan a los 7 días con un 0.75% de fibras, logrando un incremento de resistencia del 280% en relación con la mezcla de control. No obstante, a los 90 días, los resultados disminuyen considerablemente, aunque aún se logra un aumento máximo de la resistencia del 57%. Este hallazgo sugiere que, aunque el refuerzo con fibras de PET mejora inicialmente la resistencia, su eficacia puede disminuir con el tiempo, posiblemente debido a la degradación de las fibras en condiciones alcalinas analizada posteriormente.

La relación entre el proporcionamiento utilizado y la resistencia alcanzada se atribuye a la porosidad del compuesto analizada posteriormente donde se espera que 0.75% y 1% sea el contenido de fibra óptimo que conlleva a la generación de numerosas microfisuras en lugar de unas pocas fisuras grandes, lo que aumenta la capacidad de deformación de la matriz (52).

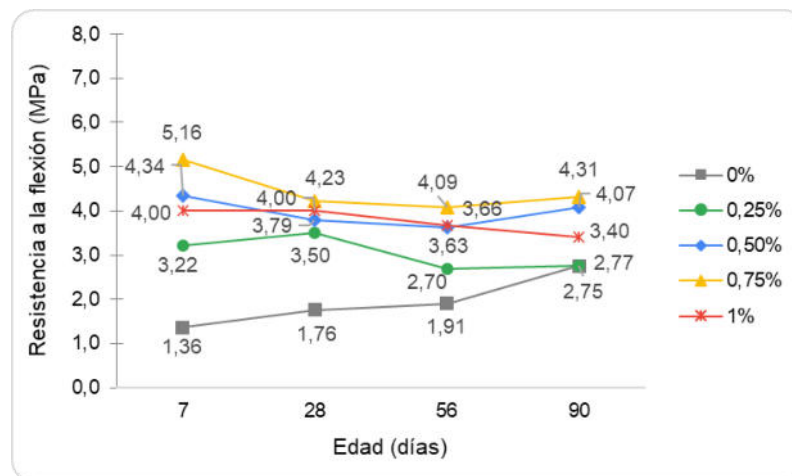


Figura 56. Resistencia a la flexión hasta los 90 días para mezclas con incorporación de fibras de PET.

La inclusión de fibras de PVA en el geopolímero revela una relación directa entre la proporción de fibras y la resistencia a la flexión del compuesto. Como muestra la Figura 57 a medida que se incrementa la proporción de fibras, se evidencia un crecimiento sostenido en la resistencia, marcando un impacto positivo en las propiedades mecánicas del material compuesto. Este aumento de resistencia se atribuye a la ampliación de la superficie efectiva de las fibras en contacto con la matriz, facilitando una transmisión eficaz de carga entre ambos materiales. En particular, la proporción más baja, del 0.25%, muestra un notable aumento del 63.64%, elevando la resistencia a 4.5 MPa. Sin embargo, la proporción más alta, del 1%, destaca aún más al lograr un incremento del 129%, alcanzando una resistencia máxima de 6.31 MPa.

A pesar de observarse una ligera disminución en la resistencia después de los 28 días en la mayoría de los casos, la proporción del 1% resuelve este inconveniente de manera contundente, demostrando su capacidad para superar este desafío y proporcionar una resistencia excepcional al compuesto geopolimérico. Es evidente que el incremento en la proporción de fibras no conduce a enredos entre ellas en el material, lo que podría afectar negativamente su resistencia mecánica. Este fenómeno es menos probable que ocurra en fibras de monofilamento en comparación con las fibras de multifilamento (81).

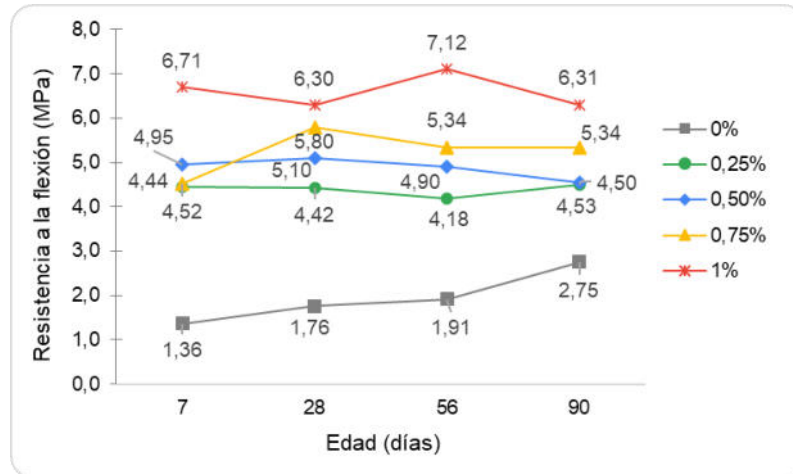


Figura 57. Resistencia a la flexión hasta los 90 días para mezclas con incorporación de fibras de PVA.

La Figura 58 ofrece una visión detallada del comportamiento a la flexión en especímenes reforzados con tres tipos diferentes de fibras, evaluados a edades de 28 y 90 días. El objetivo es comparar su contribución a la resistencia y determinar cuál tipo de fibra refuerza de manera más destacada el material. Se aprecia claramente que todos los tipos y proporciones de fibras empleadas resultaron efectivos para el propósito previsto.

A los 28 días, las fibras de PET y PVA mostraron resultados más favorables para reforzar la matriz, pero es notable que experimentaron una disminución en su resistencia posteriormente, posiblemente debido al ambiente altamente alcalino del material. En contraste, las fibras de PP exhibieron una notable estabilidad en su resistencia a lo largo del tiempo.

Es de interés notar que en concordancia con (80), y a pesar de la disminución en la resistencia después de los 28 días, las fibras de PVA sobresalen como las que

más contribuyen al refuerzo. Este impacto positivo se atribuye a su mayor módulo de elasticidad y resistencia en comparación con las otras fibras utilizadas. Además, vale la pena destacar que la superficie más rugosa de este tipo de fibra proporciona una mayor resistencia ante los esfuerzos. Un elemento interesante que influye en este comportamiento es la menor relación de aspecto de las fibras de PVA. Este aspecto beneficia la resistencia del material a la flexión, ya que, según se menciona en (73), una relación de aspecto por encima de 300 hace que la fibra sea más susceptible al daño en los compuestos. También es relevante mencionar, según la misma referencia (73), la importancia de la longitud de la fibra, ya que longitudes mayores a 12 mm pueden afectar negativamente la resistencia a la flexión de los compuestos. Este detalle subraya la complejidad de optimizar las propiedades de refuerzo al considerar diversos factores, incluyendo la relación de aspecto y la longitud de las fibras utilizadas.

A pesar de la variación en la resistencia a lo largo del tiempo, estos hallazgos subrayan la importancia de considerar no solo la resistencia inicial, sino también las propiedades intrínsecas de las fibras en la evaluación de su contribución al material compuesto.

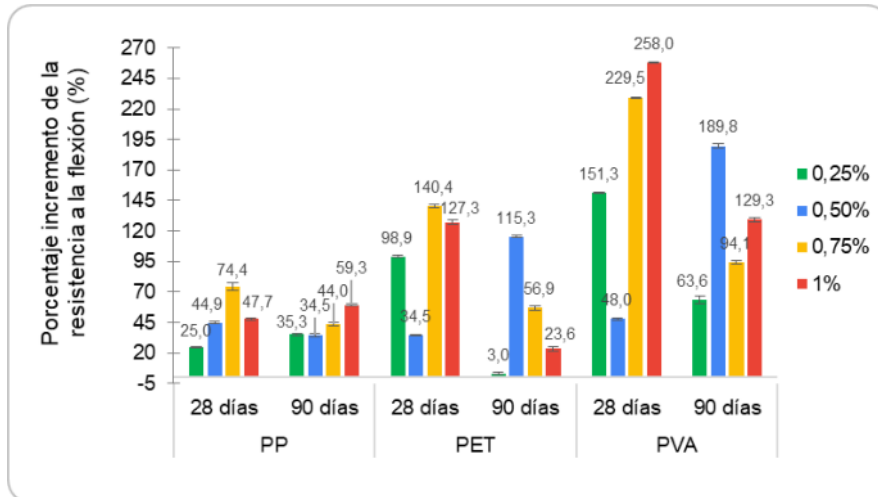


Figura 58. Porcentaje del incremento de la resistencia a la flexión en comparación con especímenes sin fibra.

4.8. Ensayes de variación de longitud por contracción por secado.

Como se observa en las Figura 59, Figura 60 y Figura 61 la contracción por secado del compuesto se reduce independientemente del tipo de fibra utilizada, en correspondencia con lo observado por (11).

La matriz normal sin contenido de fibra adicionado muestra un alto valor de contracción (0.206 mm), esta deformación apareció de manera uniforme y sin agrietamientos visibles en las muestras. Dado que las fibras que se ubican paralelas al eje principal del espécimen mejoran la resistencia a la contracción debido al área de contacto grande en la dirección de la contracción efectiva, para las fibras de PP y PVA se observó que utilizando un bajo contenido de fibras (0.25%) se logró la menor disminución de la contracción, en un 1% y 7.8%

respectivamente. Esto se debe al bajo contenido de fibras aleatorias en la matriz, lo que reduce la capacidad de las fibras de soportar las tensiones de contracción.

Para contenidos de fibra medios, como son 0.5% y 0.75%, se logran controlar estas tensiones aproximadamente en un 26.8% y 17.1% respectivamente al aumentar el número de fibras por secciones, lo que disminuye la probabilidad de una mala distribución localizada y proporciona un mecanismo de refuerzo para detener las grietas en la matriz. Al aumentar la proporción de fibras en la matriz a un 1%, se espera un posible aumento de la porosidad debido al enredo de las fibras, sin embargo su contribución al control del agrietamiento aumenta en comparación con proporciones más bajas como 0.25%, 0.5% y 0.75%. Este comportamiento es atribuible a que pese a la dificultad para lograr una distribución uniforme de las fibras en la matriz, lo que puede conducir a agrupamientos o agregados de fibras (113), las fibras de mayor longitud como las fibras de PP ejercen un impacto especialmente positivo en la reducción de la contracción por secado (67).

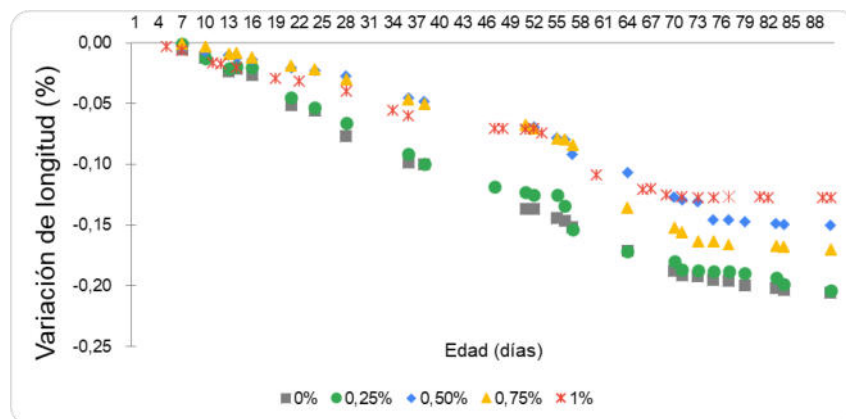


Figura 59. Variación de la longitud por contracción por secado hasta los 90 días para mezclas con incorporación de fibras de PP en proporciones de 0%, 0.25%, 0.5%, 0.75% y 1%.

Para el caso del reforzamiento con fibras de PET se observa en la Figura 60 que la adición de fibras de PET en una proporción del 0.25% resulta en la mayor reducción de la contracción, aproximadamente un 66%. Este efecto se debe a la restricción de la deformación que proporcionan las fibras más largas, en contraste con las fibras más cortas, que generan fricción debido a sus extremos. La transmisión de la carga depende de la longitud de la fibra y de la cohesión interfacial fibra-matriz (113). Las fibras de PET son más largas en comparación con las fibras de PP y PVA, lo que contribuye a una mayor reducción de la contracción. A medida que se incrementa el porcentaje de fibras agregadas, la disminución de la contracción se reduce. Por ejemplo, con un porcentaje de 1%, la contracción por secado solo se reduce en un 23%. Dado el entrelazamiento de las fibras entre sí, es posible que el porcentaje óptimo para lograr la máxima reducción de la contracción para este tipo de fibra sea del 0.25%.

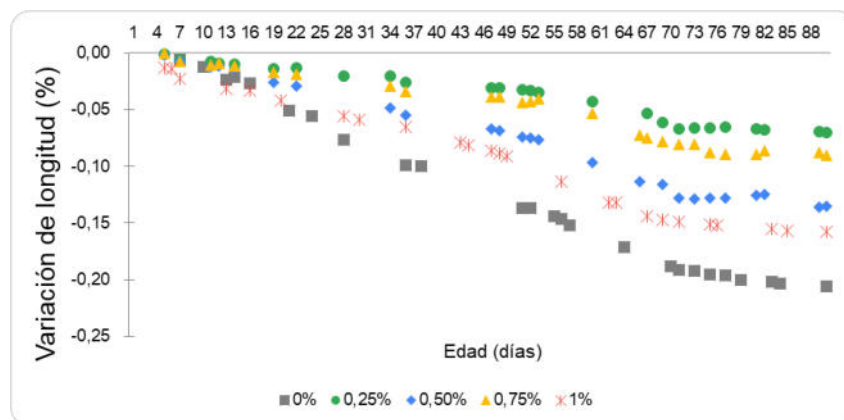


Figura 60. Variación de la longitud por contracción por secado hasta los 90 días para mezclas con incorporación de fibras de PET en proporciones de 0%, 0.25%, 0.5%, 0.75% y 1%.

La incorporación de 0.25% de fibras de PVA contribuyó a reducir la contracción por secado en un 7.8%, aunque es una proporción relativamente baja, las fibras aún desempeñan un papel en minimizar la contracción al proporcionar una red que ayuda a controlar las grietas y deformaciones. Aumentar la proporción de fibras al 0.5% resultó en una reducción significativa del 64.4% en la contracción por secado, esta proporción más elevada permite que las fibras formen una red más densa en la matriz, lo que mejora sustancialmente la capacidad del compuesto para resistir la contracción. A medida que la proporción de fibras se incrementa al 0.75% y al 1%, se observa un aumento en la reducción de la contracción por secado, alcanzando el 11.1% y el 28.1%, respectivamente, estas proporciones más altas generan una red aún más densa de fibras en la matriz, lo que limita la capacidad del compuesto para mitigar la contracción y proporcionar una mayor resistencia a las deformaciones.

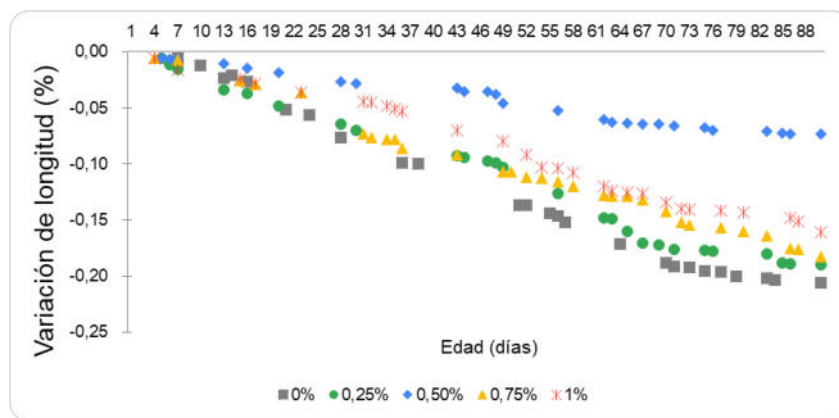


Figura 61. Variación de la longitud por contracción por secado hasta los 90 días para mezclas con incorporación de fibras de PVA en proporciones de 0%, 0.25%, 0.5%, 0.75% y 1%.

Según la referencia (67), se establece que las fibras más largas impactan positivamente al reducir tanto el área como el número de fisuras de manera destacada. Se evidencia también que las fibras más delgadas superan en eficacia a sus contrapartes más gruesas, gracias a su mayor superficie de interacción. En este marco, las fibras de PET destacan por su eficacia sobresaliente en el control de la formación de fisuras causada por la contracción por secado como muestra la Figura 62.

Ahora bien, en el caso de los geopolímeros reforzados con fibras PVA, se observa un desempeño inferior en términos de contracción en comparación con otras fibras, a excepción de la incorporación de 0.5%. Este fenómeno se atribuye a la naturaleza hidrófila y a la mayor rigidez inherente a las fibras de PVA (78). La naturaleza hidrófila de las fibras de PVA podría contribuir a una mayor absorción de agua, lo que afecta negativamente la contracción por secado. Por otro lado, la mayor rigidez de estas fibras puede influir en la capacidad del compuesto para resistir tensiones y deformaciones para contenidos de fibras medios con adecuada distribución en la mezcla, lo que podría explicar la mejora en el control de la contracción observada con la incorporación de 0.5% de fibras de PVA.

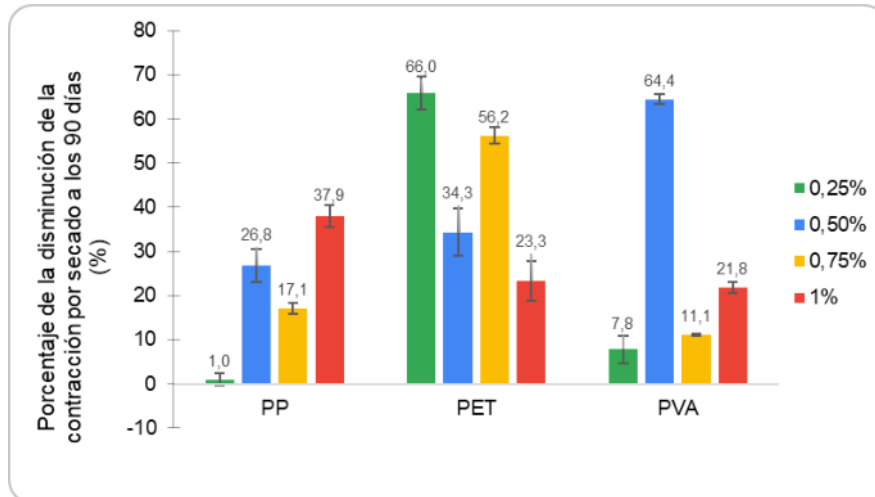


Figura 62. Porcentaje de disminución de la contracción por secado en comparación con especímenes sin fibra.

4.9. Análisis del comportamiento de las fibras de PP.

Como se observa en la Figura 63, la adición de fibras de PP, tiene efectos favorables en el incremento de la resistencia a la compresión y a la flexión fundamentalmente.

La destacada resistencia a la compresión y a flexión está influenciada por una alta estabilidad de estas fibras en ambientes alcalinos y una correcta dispersión de las fibras durante el proceso de mezclado, lo que causó bajos valores de absorción de agua durante el ensaye de sortividad, esto incluso a pesar de la tendencia a absorber agua mostrada por los análisis de FT-IR. Esta absorción de agua prevista de la fibra benefició una fuerte unión fibra-matriz a pesar de su superficie lisa, beneficiando la ganancia de resistencia mostrada.

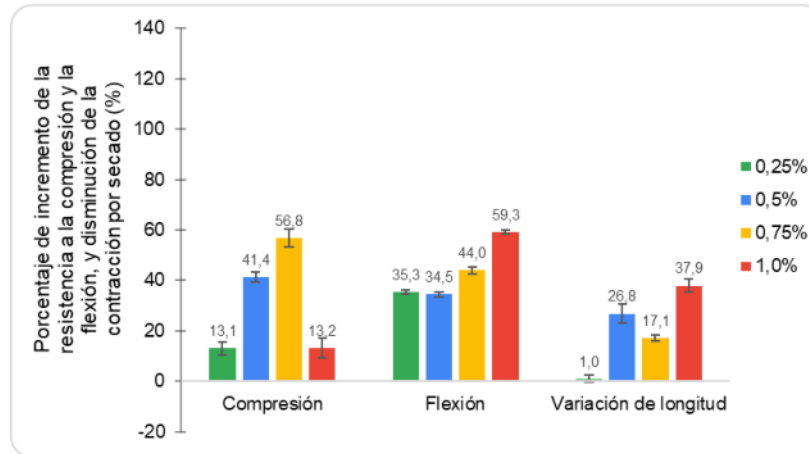


Figura 63. Análisis del comportamiento de las fibras de PP en el incremento de la compresión y flexión, la disminución de la contracción por secado.

4.10. Análisis del comportamiento de las fibras de PET.

En relación a las fibras de PET, se destaca su impacto fundamental en la mejora de la resistencia a la flexión y en la variación de longitud debido a la contracción por secado, según se evidencia en la Figura 64. A pesar de experimentar degradación en un entorno altamente alcalino, estas fibras presentan beneficios notables gracias a su longitud y diámetro, lo que las hace tener una alta relación de aspecto, que incrementa el área de contacto con la matriz y por ende su capacidad para actuar como puentes en las grietas. La degradación, a pesar de su presencia, no anula los atributos clave que aportan a la matriz, contribuyendo así al rendimiento mejorado del material compuesto en términos de flexión.

Este tipo de fibras no favorece fundamentalmente la compresión debido a que son fibras largas y delgadas, durante el proceso de mezclado puede ocurrir

enredamiento entre ellas, causando una mala dispersión de las fibras y provocando un material compuesto heterogéneo.

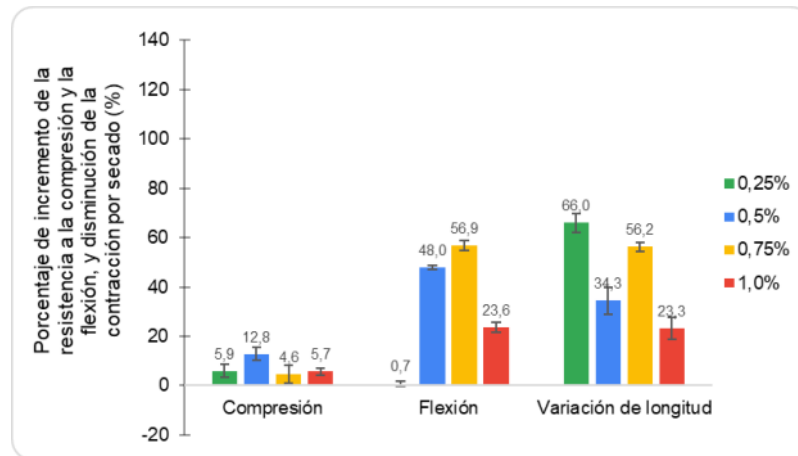


Figura 64. Análisis del comportamiento de las fibras de PET en el incremento de la compresión y flexión, la disminución de la contracción por secado.

4.11. Análisis del comportamiento de las fibras de PVA.

En lo que respecta a las fibras de PVA, es notable su impacto fundamental en la mejora de la resistencia a la flexión, tal como se aprecia en la Figura 65. Entre los tres tipos de fibras utilizados en esta investigación, las fibras de PVA se distinguen por poseer la mayor resistencia a la flexión, alcanzando los 12.3 kg/cm², así como un módulo de elasticidad notable de 42.5 kg/cm². Estos valores contribuyen de manera significativa al fortalecimiento de la matriz y, consecuentemente, al aumento general de la resistencia a la flexión.

Las fibras de PVA, debido a su configuración como monofibras cortas y rígidas con una baja relación de aspecto, no contribuyen significativamente al aumento

de la resistencia a la compresión ni a la disminución de la contracción por secado. Al esparcirse en la matriz, estas fibras generan pequeñas áreas en el material con propiedades notablemente diferentes a las de la matriz. Su disposición aleatoria no favorece la eficiente transmisión de esfuerzos en todas las direcciones, resultando en la falta de homogeneidad en el refuerzo del material compuesto.

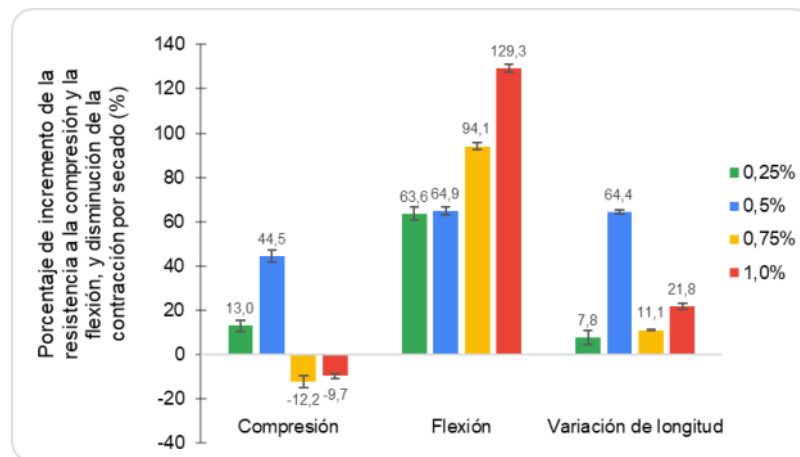


Figura 65. Análisis del comportamiento de las fibras de PVA en el incremento de la compresión y flexión, la disminución de la contracción por secado.

CONCLUSIONES

- Mediante la caracterización de las fibras por SEM, se evidenció una superficie lisa en las fibras de PP y PET, mientras que las de PVA presentaban una superficie ligeramente acanalada. El análisis de EDS reveló que el componente principal de las fibras es el carbono. Además, el análisis de FT-IR mostró los picos característicos de estos materiales.
- Durante el análisis de las fibras en solución alcalina hasta 24 horas, el SEM indicó que la alta alcalinidad no afectó el estado de la superficie o la composición de las fibras de PP y PVA. Sin embargo, en el caso de las fibras de PET, se observó una disminución en el contenido de carbono, señal de su componente principal, indicando degradación. Este resultado fue respaldado por el análisis de EDS. En cuanto al FT-IR, las fibras de PP no mostraron cambios significativos, las de PET mostraron un aumento en la absorción, y las de PVA indicaron una disminución de los grupos OH con el tiempo, lo que podría afectar la adherencia con la matriz cementante.
- Con respecto al flujo, la utilización de proporcionamientos del 1%, se observó una disminución en el flujo de la mezcla, aunque los valores obtenidos se mantuvieron dentro del rango aceptado por ASTM C109,

asegurando la adecuada elaboración de cubos de cemento. No obstante, las fibras de PET al 1% superaron este parámetro. A pesar de ello, se logró una buena compactación y distribución de las fibras en estos especímenes.

- Durante el análisis de la interfaz fibra-matriz, se observó que las fibras de PP y PET muestran un mecanismo de anclaje mecánico con la matriz, favoreciendo el modo de fractura por extracción. En cambio, en el caso de las fibras de PVA, se sugiere que se combina la unión química con el entrelazamiento mecánico, implicando una mezcla de ruptura y extracción como mecanismo de fallo.
- Según el ensaye de sortividad, a los 7 días de la fabricación de los especímenes, la matriz geopolimérica no ha alcanzado su desarrollo completo, lo que provoca una alta absorción de agua asociada a una elevada porosidad. Este fenómeno disminuye hasta los 90 días, donde se obtienen valores de sortividad que indican una baja porosidad para las fibras de PP y PVA. Sin embargo, para las fibras de PET, se observa un ligero aumento después de los 28 días, atribuible a la degradación de la fibra.
- El análisis de compresión reveló que el porcentaje de 0.5% destaca al lograr el mayor incremento de resistencia, sugiriendo que esta proporción podría ser la óptima para mejorar la resistencia a la compresión en

especímenes geopoliméricos. Además, se destaca el mejor desempeño de las fibras de PP en comparación con las de PET y PVA.

- En los ensayos de flexión, se observó que todos los proporcionamientos resultaron efectivos, aumentando la resistencia de manera proporcional al contenido de fibra en el caso de las fibras de PP y PVA. Sin embargo, se observa un efecto adverso para las fibras de PET. Destaca que las fibras de PVA son las que más contribuyen al refuerzo en este contexto.
- En el control de la contracción por secado, las fibras de PET se destacaron por su eficacia sobresaliente. Además, se observó que el proporcionamiento óptimo varía según las características físicas de las fibras en este tipo de ensayo.
- En términos generales, las fibras de PP mostraron un impacto positivo principalmente en la compresión y la flexión. Por otro lado, las fibras de PET tuvieron su mayor impacto en la reducción de la contracción por secado, mientras que las fibras de PVA contribuyeron significativamente a mejorar la resistencia a la flexión.

En resumen, la caracterización detallada de las fibras reveló sus propiedades únicas, desde la morfología hasta la composición química. El tratamiento alcalino afectó de manera diferencial a cada tipo de fibra, destacando su influencia en las fibras de PET. El control del flujo y la compactación en la mezcla de cemento mostró desafíos, especialmente con las fibras de PET. La interfaz fibra-matriz

reveló mecanismos de anclaje diversos, destacando la versatilidad de las fibras de PVA. En términos de resistencia y refuerzo, las fibras de PP lideraron en compresión, mientras que las de PVA sobresalieron en flexión. Las fibras de PET demostraron eficacia en el control de la contracción por secado.

En conjunto, este estudio proporcionó una comprensión integral de cómo las diferentes fibras impactan las propiedades del cementante geopolimérico, permitiendo optimizar su aplicación en la construcción. En virtud de las consideraciones expuestas, se destaca la relevancia de adaptar tanto el porcentaje óptimo de fibras como el tipo específico a utilizar, en función de las propiedades particulares que se busquen obtener en el material compuesto.

RECOMENDACIONES

Se recomienda que trabajos futuros en la línea de esta investigación profundicen en la exploración y evaluación de diversas combinaciones de fibras, considerando los tres tipos de fibras utilizados en una amplia gama de proporciones, esto con el fin de optimizar las propiedades del material compuesto.

Asimismo, se sugiere que los trabajos futuros analicen la durabilidad de los materiales mediante exposiciones prolongadas a edades superiores a 90 días. Este aspecto es esencial para evaluar la resistencia del material compuesto a condiciones ambientales adversas durante períodos extensos, proporcionando datos valiosos sobre su desempeño a largo plazo y su potencial aplicación en entornos prácticos.

Finalmente, se alienta a la investigación adicional en la posibilidad de utilizar fibras modificadas químicamente o funcionalizadas para mejorar aún más las propiedades del material compuesto. La exploración de estas vías puede abrir nuevas oportunidades para personalizar las propiedades del material de acuerdo con las necesidades específicas de aplicaciones particulares.

En resumen, la propuesta de combinaciones de fibras, revisión de porcentajes para la optimización de la mezcla y el análisis de la durabilidad a exposiciones

prolongadas son pasos cruciales. Existen numerosas áreas de investigación adicional que pueden enriquecer y perfeccionar el desarrollo de materiales compuestos, contribuyendo así al avance continuo de la ciencia y la tecnología en este campo.

BIBLIOGRAFÍA

1. Industria del cemento emite 7% CO2 Cemex [Internet]. 2022. Available from: <https://www.opportimes.com/industria-del-cemento-emite-7-de-co2-cemex/>
2. Van Deventer JSJ, Provis JL, Duxson P. Technical and commercial progress in the adoption of geopolymer cement. *Miner Eng.* 2012 Mar 1;29:89–104.
3. Kathirvel P, Sreekumaran S. Sustainable development of ultra high performance concrete using geopolymer technology. *Journal of Building Engineering.* 2021;39:102267.
4. Tchadjie LN, Ekolu SO. Enhancing the reactivity of aluminosilicate materials toward geopolymer synthesis. *J Mater Sci.* 2018;53(7):4709–33.
5. Bhutta A, Farooq M, Banthia N. Performance characteristics of micro fiber-reinforced geopolymer mortars for repair. *Constr Build Mater.* 2019;
6. Mahmood A, Noman M, Pechociakova M, Amor N, Petru M, Abdelkader M, et al. Geopolymers and Fiber-Reinforced Concrete Composites in Civil Engineering. *Polymers (Basel).* 2021;13:2099.

7. Zhang S, Gong K, Lu J. Novel modification method for inorganic geopolymer by using water soluble organic polymers. *Mater Lett*. 2004 Mar 1;58(7–8):1292–6.
8. Ranjbar N, Mehrali M, Behnia A, Javadi Pordsari A, Mehrali M, Alengaram UJ, et al. A Comprehensive Study of the Polypropylene Fiber Reinforced Fly Ash Based Geopolymer. *PLoS One*. 2016/01/26. 2016;11(1):e0147546.
9. Alomayri T, Shaikh FUA, Low IM. Synthesis and mechanical properties of cotton fabric reinforced geopolymer composites. *Compos B Eng*. 2014 Apr 1;60:36–42.
10. Sakulich AR. Reinforced geopolymer composites for enhanced material greenness and durability. *Sustain Cities Soc*. 2011 Dec 1;1(4):195–210.
11. Ranjbar N, Talebian S, Mehrali M, Kuenzel C, Cornelis Metselaar HS, Jumaat MZ. Mechanisms of interfacial bond in steel and polypropylene fiber reinforced geopolymer composites. *Compos Sci Technol* [Internet]. 2016;122:73–81. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0266353815301299>
12. Růžek V, Dostayeva A, Walter J, Grab T, Korniejenko K. Carbon Fiber-Reinforced Geopolymer Composites: A Review. *Fibers*. 2023 Feb 1;11:17.

13. Sathishkumar TP, Satheeshkumar S, Naveen J. Glass fiber-reinforced polymer composites – a review. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* [Internet]. 2014;33(13):1258–75. Available from: <https://doi.org/10.1177/0731684414530790>
14. Le CH, Louda P, Ewa Buczkowska K, Dufkova I. Investigation on Flexural Behavior of Geopolymer-Based Carbon Textile/Basalt Fiber Hybrid Composite. *Polymers (Basel)* [Internet]. 2021;13(5). Available from: <https://www.mdpi.com/2073-4360/13/5/751>
15. Provis JL. Alkali-activated Materials. *Cem Concr Res*. 2018;114:40–8.
16. Davidovits J. *Geopolymer Chemistry and Applications*. Vol. 171. 2008.
17. Singh B, Ishwarya G, Gupta M, Bhattacharyya SK. Geopolymer concrete: A review of some recent developments. *Constr Build Mater* [Internet]. 2015;85:78–90. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0950061815002834>
18. Li C, Sun H, Li L. A review: The comparison between alkali-activated slag (Si+Ca) and metakaolin (Si+Al) cements. *Cem Concr Res* [Internet]. 2010;40(9):1341–9. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S000888461000089X>

19. Davidovits J. Geopolymer chemistry and sustainable development. 2005. 9–15 p.
20. Glukhovskiy V. Silicatos del Suelo. Kiev: Gosstroyizdat; 1959. 154 p.
21. Duxson P, Fernández-Jiménez A, Provis J, Lukey GC, Palomo A, Van Deventer J. AAS technology: The current state of the art [J]. Mater Sci. 2006;42(2022):2917–33.
22. Shi C, Jiménez AF, Palomo A. New cements for the 21st century: The pursuit of an alternative to Portland cement. Cem Concr Res [Internet]. 2011;41(7):750–63. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0008884611000925>
23. Weaver CE. Applied Clay Mineralogy. Ralph E. Grim. McGraw-Hill, New York, 1962. viii + 422 pp. Illus. \$12.50. Science (1979). 1962;136:870–1.
24. Sabir BB, Wild S, Bai J. Metakaolin and calcined clays as pozzolans for concrete: a review. Cem Concr Compos [Internet]. 2001;23(6):441–54. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0958946500000925>
25. Duxson P, Fernández-Jiménez A, Provis JL, Lukey GC, Palomo A, Deventer JSJ van. Geopolymer technology: the current state of the art. J Mater Sci. 2007;42:2917–33.

26. Provis JL, Yong SL, Duxson P. Nanostructure/microstructure of metakaolin geopolymers. *Geopolymers: Structures, Processing, Properties and Industrial Applications*. 2009 Jan 1;72–88.
27. Slaty F, Khoury H, Wastiels J, Rahier H. Characterization of alkali activated kaolinitic clay. *Appl Clay Sci* [Internet]. 2013;75–76:120–5. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0169131713000240>
28. Peñafiel JCC, Amigó JADGJRR. Estudio experimental de geopolímeros de arcillas en función de la resistencia mecánica [Internet]. Departament de Tecnologia de l'Arquitectura. 2019. Available from: <https://upcommons.upc.edu/handle/2117/166149>
29. Ramujee K, PothaRaju M. Mechanical Properties of Geopolymer Concrete Composites. *Mater Today Proc* [Internet]. 2017;4(2, Part A):2937–45. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214785317303760>
30. Singh PS, Trigg M, Bugar I, Bastow T. Geopolymer formation processes at room temperature studied by ^{29}Si and ^{27}Al MAS-NMR. *Materials Science and Engineering: A* [Internet]. 2005;396(1):392–402. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509305000961>
31. Steveson M, Sagoe-Crentsil K. Relationships between composition, structure and strength of inorganic polymers. *J Mater Sci* [Internet].

2005;40(8):2023–36. Available from: <https://doi.org/10.1007/s10853-005-1226-2>

32. Ferone C, Liguori B, Capasso I, Colangelo F, Cioffi R, Cappelletto E, et al. Thermally treated clay sediments as geopolymer source material. *Appl Clay Sci* [Internet]. 2015;107:195–204. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0169131715000447>
33. Mohsen Q, Mostafa NY. Investigating the possibility of utilising low kaolinitic clays in production of geopolymer bricks. *Ceramics-Silikaty*. 2010;54(2):160–8.
34. Granizo ML, Blanco-Varela MT, Martínez-Ramírez S. Alkali activation of metakaolins: parameters affecting mechanical, structural and microstructural properties. *J Mater Sci* [Internet]. 2007;42(9):2934–43. Available from: <https://doi.org/10.1007/s10853-006-0565-y>
35. Komnitsas K, Zaharaki D. Geopolymerisation: A review and prospects for the minerals industry. *Miner Eng* [Internet]. 2007;20(14):1261–77. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S089268750700204X>
36. Fernández-Jiménez A, Palomo A. Composition and microstructure of alkali activated fly ash binder: Effect of the activator. *Cem Concr Res*. 2005 Oct 1;35(10):1984–92.

37. Pacheco-Torgal F, Castro-Gomes J, Jalali S. Alkali activated binders: A review. Part 2 - About mater and binder manufacture. *Constr Build Mater*. 2007 Jan 1;22:1305–14.
38. Wang H, Li H, Yan F. Synthesis and mechanical properties of metakaolinite-based geopolymer. *Colloids Surf A Physicochem Eng Asp* [Internet]. 2005;268(1):1–6. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927775705000804>
39. Pelisser F, Guerrino EL, Menger M, Michel MD, Labrincha JA. Micromechanical characterization of metakaolin-based geopolymers. *Constr Build Mater* [Internet]. 2013;49:547–53. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0950061813008118>
40. Yao X, Zhang Z, Zhu H, Chen Y. Geopolymerization process of alkali–metakaolinite characterized by isothermal calorimetry. *Thermochim Acta* [Internet]. 2009;493(1):49–54. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0040603109001907>
41. Provis JL, van Deventer JSJ. Geopolymerisation kinetics. 2. Reaction kinetic modelling. *Chem Eng Sci* [Internet]. 2007;62(9):2318–29. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0009250907000826>

42. Phair JW, Van Deventer JSJ. Effect of silicate activator pH on the leaching and material characteristics of waste-based inorganic polymers. *Miner Eng* [Internet]. 2001;14(3):289–304. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0892687501000024>
43. Álvarez-Ayuso E, Querol X, Plana F, Alastuey A, Moreno N, Izquierdo M, et al. Environmental, physical and structural characterisation of geopolymer matrixes synthesised from coal (co-)combustion fly ashes. *J Hazard Mater* [Internet]. 2008;154(1):175–83. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0304389407014239>
44. Cheng TW, Chiu JP. Fire-resistant geopolymer produced by granulated blast furnace slag. *Miner Eng* [Internet]. 2003;16(3):205–10. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0892687503000086>
45. Barbosa VFF, MacKenzie KJD, Thaumaturgo C. Synthesis and characterisation of materials based on inorganic polymers of alumina and silica: sodium polysialate polymers. *International Journal of Inorganic Materials* [Internet]. 2000;2(4):309–17. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1466604900000416>
46. Ma Y, Hu J, Ye G. The pore structure and permeability of alkali activated fly ash. *Fuel*. 2013 Feb 1;104:771–780.

47. Yunsheng Z, Wei S, Zongjin L. Composition design and microstructural characterization of calcined kaolin-based geopolymer cement. *Appl Clay Sci* [Internet]. 2010;47(3):271–5. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0169131709002981>
48. Lyu X, Robinson N, Elchalakani M, Johns ML, Dong M, Nie S. Sea sand seawater geopolymer concrete. *Journal of Building Engineering* [Internet]. 2022;50:104141. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2352710222001541>
49. Díaz ASR, Vivián IF. Utilización de agua de mar como activador alcalino de un cementante geopolimérico a base de metacaolín. Vol. Tesis de M. [Nuevo León, México]; 2021.
50. Álvarez LV, Vivián IF. Efecto de la Sal de Grano como Adición en el Activador Alcalino de un Geopolímero a Base de Metacaolín. Vol. Tesis de M. [Nuevo León, México]; 2020.
51. Lancellotti I, Catauro M, Ponzoni C, Bollino F, Leonelli C. Inorganic polymers from alkali activation of metakaolin: Effect of setting and curing on structure. *J Solid State Chem*. 2013;200:341–348.
52. Ranjbar N, Zhang M. Fiber-reinforced geopolymer composites: A review. *Cem Concr Compos* [Internet]. 2020;107:103498. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0958946519313411>

53. Ganesh AC, Muthukannan M. Development of high performance sustainable optimized fiber reinforced geopolymer concrete and prediction of compressive strength. *J Clean Prod.* 2021 Feb 1;282:124543.
54. Koloušek D, Brus J, Urbanova M, Andertova J, Hulinsky V, Vorel J. Preparation, structure and hydrothermal stability of alternative (sodium silicate-free) geopolymers. *J Mater Sci [Internet]*. 2007;42(22):9267–75. Available from: <https://doi.org/10.1007/s10853-007-1910-5>
55. Zhang Z hua, Yao X, Zhu H jun, Hua S dong, Chen Y. Preparation and mechanical properties of polypropylene fiber reinforced calcined kaolin-fly ash based geopolymer. *Journal of Central South University of Technology.* 2009;16:49–52.
56. Puertas F, Amat T, Fernández-Jiménez A, Vázquez T. Mechanical and durable behaviour of alkaline cement mortars reinforced with polypropylene fibres. *Cem Concr Res.* 2003 Dec 1;33(12):2031–6.
57. Ranjbar N, Mehrali M, Mehrali M, Alengaram UJ, Jumaat MZ. Graphene nanoplatelet-fly ash based geopolymer composites. *Cem Concr Res [Internet]*. 2015;76:222–31. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0008884615001726>
58. Silva G, Kim S, Aguilar R, Nakamatsu J. Natural fibers as reinforcement additives for geopolymers – A review of potential eco-friendly applications

to the construction industry. *Sustainable Materials and Technologies* [Internet]. 2020;23:e00132. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214993719300521>

59. Kozub B, Bazan P, Mierzwiński D, Korniejenko K. Fly-Ash-Based Geopolymers Reinforced by Melamine Fibers. *Materials*. 2021;14.
60. Wanasinghe D, Aslani F, Ma G. Effect of Carbon Fibres on Electromagnetic-Interference-Shielding Properties of Geopolymer Composites. *Polymers (Basel)* [Internet]. 2022;14(18):3750. Available from: <https://www.mdpi.com/2073-4360/14/18/3750>
61. Azwa ZN, Yousif BF, Manalo A, Karunasena W, Ganesh AC, Muthukannan M, et al. CORROSION OF STEEL FIBRE REINFORCED CONCRETE FROM THE CRACKS. *Cem Concr Res* [Internet]. 2005;35:124543. Available from: <https://doi.org/10.1007/b104208>
62. Wei B, Cao H, Song S. Tensile behavior contrast of basalt and glass fibers after chemical treatment. *Mater Des*. 2010 Oct 1;31(9):4244–50.
63. Siddique R, Khatib J, Kaur I. Use of recycled plastic in concrete: A review. *Waste Management*. 2008 Jan 1;28(10):1835–52.

64. Azwa ZN, Yousif BF, Manalo AC, Karunasena W. A review on the degradability of polymeric composites based on natural fibres. *Mater Des.* 2013 May 1;47:424–42.
65. Larena A, Pinto GM. The effect of surface roughness and crystallinity on the light scattering of polyethylene tubular blown films. *Polym Eng Sci.* 1993;33:742–7.
66. Richardson A. Compressive strength of concrete with polypropylene fibre additions. *Structural Survey.* 2006 Mar 1;24:138–53.
67. Banthia N, Gupta R. Influence of polypropylene fiber geometry on plastic shrinkage cracking in concrete. *Cem Concr Res.* 2006 Jul 1;36(7):1263–7.
68. Ochi T, Okubo S, Fukui K. Development of recycled PET fiber and its application as concrete-reinforcing fiber. *Cem Concr Compos.* 2007 Jul 1;29(6):448–55.
69. Said SH, Razak HA, Othman I. Flexural behavior of engineered cementitious composite (ECC) slabs with polyvinyl alcohol fibers. *Constr Build Mater.* 2015 Jan 30;75:176–88.
70. Kanda T, Li VC. Interface Property and Apparent Strength of High-Strength Hydrophilic Fiber in Cement Matrix. *Journal of Materials in Civil Engineering.* 1998;10:5–13.

71. Torres LCMJJAQ, Gavilanes PhDHBMScA. Preparación, caracterización y evaluación de geopolímeros reforzados con fibra de caña guadúa ecuatoriana. Vol. Ingeniero. 2019.
72. Masi G, Rickard WDA, Bignozzi MC, van Riessen A. The effect of organic and inorganic fibres on the mechanical and thermal properties of aluminate activated geopolymers. *Compos B Eng* [Internet]. 2015;76:218–28. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359836815001092>
73. Ahmad MR, Chen B, Yu J. A comprehensive study of basalt fiber reinforced magnesium phosphate cement incorporating ultrafine fly ash. *Compos B Eng*. 2019 Jul 1;168:204–17.
74. Masi G, Rickard WDA, Bignozzi MC, Van Riessen A. The effect of organic and inorganic fibres on the mechanical and thermal properties of aluminate activated geopolymers. *Compos B Eng*. 2015 Jul 1;76:218–28.
75. Jegan M, Annadurai R, Kannan Rajkumar PR. A state of the art on effect of alkali activator, precursor, and fibers on properties of geopolymer composites. *Case Studies in Construction Materials*. 2023 Jul 1;18:e01891.
76. Ranjbar N, Mehrali M, Mehrali M, Alengaram UJ, Jumaat MZ. High tensile strength fly ash based geopolymer composite using copper coated micro

- steel fiber. *Constr Build Mater* [Internet]. 2016;112:629–38. Available from:
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0950061816302860>
77. Liu H, He H, Li Y, Hu T, Ni H, Zhang H. Coupling effect of steel slag in preparation of calcium-containing geopolymers with spent fluid catalytic cracking (FCC) catalyst. *Constr Build Mater* [Internet]. 2021;290:123194. Available from:
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0950061821009545>
78. Al-mashhadani MM, Canpolat O, Aygörmez Y, Uysal M, Erdem S. Mechanical and microstructural characterization of fiber reinforced fly ash based geopolymer composites. *Constr Build Mater* [Internet]. 2018;167:505–13. Available from:
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0950061818302940>
79. Nazar S, Yang J, Amin MN, Husnain M, Ahmad F, Alabduljabbar H, et al. Investigating the influence of PVA and PP fibers on the mechanical, durability, and microstructural properties of one-part alkali-activated mortar: An experimental study. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023 Jul 1;25:3482–95.
80. Shaikh FUA. Tensile and flexural behaviour of recycled polyethylene terephthalate (PET) fibre reinforced geopolymer composites. *Constr Build Mater*. 2020 Jun 10;245:118438.

81. Nguyen H, Carvelli V, Adesanya E, Kinnunen P, Illikainen M. High performance cementitious composite from alkali-activated ladle slag reinforced with polypropylene fibers. *Cem Concr Compos* [Internet]. 2018;90:150–60. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0958946517304110>
82. Shah SFA, Chen B, Oderji SY, Aminul Haque M, Ahmad MR. Comparative study on the effect of fiber type and content on the performance of one-part alkali-activated mortar. *Constr Build Mater*. 2020 May 20;243:118221.
83. Junaid M, Elbana A, Altoubat S. Flexural response of geopolymer and fiber reinforced geopolymer concrete beams reinforced with GFRP bars and strengthened using CFRP sheets. *Structures*. 2020;24:666–77.
84. Ma Y, Ye G. The shrinkage of alkali activated fly ash. *Cem Concr Res*. 2015 Feb 1;68:75–82.
85. Kuenzel C, Vandeperre LJ, Donatello S, Boccaccini AR, Cheeseman CR. Ambient Temperature Drying Shrinkage and Cracking in Metakaolin-Based Geopolymers. *Journal of the American Ceramic Society*. 2012;95:3270–7.
86. Lee NK, Jang JG, Lee HK. Shrinkage characteristics of alkali-activated fly ash/slag paste and mortar at early ages. *Cem Concr Compos* [Internet]. 2014;53:239–48. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0958946514001255>

87. Kuenzel C, Li L, Vandeperre L, Boccaccini AR, Cheeseman CR. Influence of sand on the mechanical properties of metakaolin geopolymers. *Constr Build Mater* [Internet]. 2014;66:442–6. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S095006181400542X>
88. Yu Z, Ni C, Tang M, Shen X. Relationship between water permeability and pore structure of Portland cement paste blended with fly ash. *Constr Build Mater*. 2018 Jun 30;175:458–66.
89. Cui L, Cahyadi J. Permeability and pore structure of OPC paste. *Cem Concr Res*. 2001 Feb 1;31:277–82.
90. Mermerdaş K, Manguri S, Nassani DE, Mahdi S. Effect of aggregate properties on the mechanical and absorption characteristics of geopolymer mortar. *Engineering Science and Technology, an International Journal*. 2017 Nov 1;20.
91. Lin C, Kanstad T, Jacobsen S, Ji G. Bonding property between fiber and cementitious matrix: A critical review. *Constr Build Mater*. 2023 May 16;378:131169.
92. Stang H. Significance of shrinkage-induced clamping pressure in fiber-matrix bonding in cementitious composite materials. *Advanced Cement Based Materials*. 1996 Oct 1;4(3–4):106–15.

93. Wei S, Mandel JA, Said S. Study of the Interface Strength in Steel Fiber-Reinforced Cement-based Composites. In 1986.
94. Iturrioz BUNRCMAIRBDI. Materiales compuestos reforzados por fibras cortas: estudio utilizando el método de los elementos discretos formado por barras. XXXVII Jornadas Sudamericanas de Ingeniería Estructural. Asunción, Paraguay ; 2016. p. 5.
95. Yao Y, Chen S. The effects of fiber's surface roughness on the mechanical properties of fiber-reinforced polymer composites. J Compos Mater [Internet]. 2013;47:2909–23. Available from: <https://api.semanticscholar.org/CorpusID:55860327>
96. Pakravan HR, Jamshidi M, Latifi M. The effect of hybridization and geometry of polypropylene fibers on engineered cementitious composites reinforced by polyvinyl alcohol fibers. J Compos Mater [Internet]. 2015 May 14;50(8):1007–20. Available from: <https://doi.org/10.1177/0021998315586078>
97. Muniswamappa B, Mohammad F, Evans R, Rahman M. WATER ABSORPTION CAPACITY OF CONCRETE CUBES WITH SORPTIVITY COEFFICIENT. 2020 May 22;56–2395.
98. Fang J, Zhang L, Sutton D, Wang X, Lin T. Needleless Melt-Electrospinning of Polypropylene Nanofibres. J Nanomater. 2012;2012.

99. Pedro Pedro Martín Mondragón Cortez. Capítulo 6. Análisis de los espectros de infrarrojo. In: CIATEJ, editor. Análisis de los espectros de infrarrojo [Internet]. 2020. p. 66–82. Available from: https://ciatej.mx/files/divulgacion/divulgacion_5f89fd7801268.pdf
100. M P, Simoneau C. Report of an interlaboratory comparison from the European Reference Laboratory for Food Contact: ILC002 2013 - Identification of polymeric materials. 2013.
101. Pereira AP, Silva M, Jr É, Paula A, Tommasini F. Processing and Characterization of PET Composites Reinforced With Geopolymer Concrete Waste. *Materials Research*. 2017;20.
102. Coates JP. Interpretation of Infrared Spectra, A Practical Approach. In 2006.
103. Mansur HS, Oréface RL, Mansur AAP. Characterization of poly(vinyl alcohol)/poly(ethylene glycol) hydrogels and PVA-derived hybrids by small-angle X-ray scattering and FTIR spectroscopy. *Polymer (Guildf)* [Internet]. 2004;45(21):7193–202. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0032386104008109>
104. Rostami R, Zarrebini M, Mandegari M, Sanginabadi K, Mostofinejad D, Abtahi SM. The effect of concrete alkalinity on behavior of reinforcing

- polyester and polypropylene fibers with similar properties. *Cem Concr Compos.* 2019 Mar 1;97:118–24.
105. Alzuhairi M, Al-Ghaban A, Almutalabi S. Chemical Recycling of Polyethylene Terephthalate (PET) as Additive for Asphalt. *Zanco J Pure Appl Sci.* 2016 Jul 17;28:s675-679.
106. Deleanu I, Stoica A, M. S, Dobre L, Dobre T, Jinga S, et al. Potassium sorbate release from poly(vinyl alcohol)–bacterial cellulose films. *Chemical Papers.* 2012 Feb 1;66:138–143.
107. Mansur HS, Sadahira CM, Souza AN, Mansur AAP. FTIR spectroscopy characterization of poly (vinyl alcohol) hydrogel with different hydrolysis degree and chemically crosslinked with glutaraldehyde. *Materials Science and Engineering: C.* 2008 May 1;28(4):539–48.
108. Alwan T, Toma Z, Kudhier M, Ziadan K. Preparation and Characterization of the PVA Nanofibers produced by Electrospinning. *Madridge Journal of Nanotechnology & Nanoscience.* 2016 Mar 15;1:1–3.
109. Haddaji Y, Majdoubi H, Mansouri S, Tamraoui Y, El bouchti M, Manoun B, et al. Effect of synthetic fibers on the properties of geopolymers based on non-heat treated phosphate mine tailing. *Mater Chem Phys.* 2021 Feb 15;260:124147.

110. Khan MZN, Hao Y, Hao H, Shaikh F, Liu K wei. Mechanical properties of ambient cured high-strength plain and hybrid fiber reinforced geopolymer composites from triaxial compressive tests. *Constr Build Mater* [Internet]. 2018; Available from: <https://api.semanticscholar.org/CorpusID:139758110>
111. Alves L, Leklou N, Souza F, de Barros S. Assessment of the effect of fiber percentage in glass fiber reinforced slag-based geopolymer. *Journal of Asian Ceramic Societies*. 2021;
112. Al-lami M. Correlation between permeability and porosity with other properties of concrete. *Journal of Applied Engineering Science*. 2021 Jan 27;19:1–9.
113. Lin T, Jia D, He P, Wang M, Liang D. Effects of fiber length on mechanical properties and fracture behavior of short carbon fiber reinforced geopolymer matrix composites. *Materials Science and Engineering: A*. 2008 Dec 15;497(1–2):181–5.