

Efecto de la temperatura en la formación de fases indeseables en superaleaciones de níquel y su influencia sobre las propiedades mecánicas en piezas para uso en la industria aeronáutica: Estado del arte

Maria Alejandra Gamboa Blanco

Diana Marcela Gamboa Acevedo

Trabajo de Grado para Optar al Título de Ingeniera Metalúrgica

Director

Mauricio Rincón Ortiz

Doctor en Ciencia y Tecnología Mención Materiales

Codirectora

Ana María Pérez Ceballos

Doctora en Ingeniería

Universidad Industrial de Santander

Facultad de Ingenierías Fisicoquímicas

Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales

Bucaramanga

2022

Agradecimientos

Primeramente, a Dios por guiarme y mantenerme fuerte en el transcurso de la vida universitaria.

A mis padres, Maria Eugenia Blanco y Osmedo Gamboa por su amor, compañía, educación, paciencia, apoyo moral y económico para cumplir cada uno de mis sueños.

A mis compañeros de vida, mis abuelos, Milton Blanco y Hermencia Parra por su infinito amor, por estar a mi lado en cada una de mis etapas, por creer en mí y por su apoyo incondicional.

A mi hermano, Julián Andrés Gamboa quien ha estado presente en el transcurrir de este proceso, quien cree en mi y quien ha dado a mi vida los dos regalos más bonitos.

A mis sobrinos, Thomas y Mathias Gamboa quienes son mi mayor fuente de inspiración, amor y alegría.

A mi familia en general, por su apoyo, compañía y por aportar su granito de arena a lo largo de mi vida.

A los profesores Mauricio Rincón y Ana María Pérez por su compromiso, guía y apoyo en el desarrollo de este proyecto.

A mi mejor amiga y hermana por elección, Diana Gamboa por recorrer este camino a mi lado, por el apoyo, la lealtad y la incondicionalidad.

A mis amigos que forjé en este transcurrir universitario e hicieron de esta la mejor etapa de mi vida.

Maria Alejandra Gamboa Blanco

Primeramente, a Dios por darme sabiduría y fuerza para mantenerme fuerte ante cada adversidad durante mi vida universitaria.

A mis padres Damián y Martha por su amor incondicional, su apoyo y motivación en cada una de mis metas, por la educación que me han brindado haciendo de mí una mejor persona.

A mi nono Silvino quien junto a mis tres ángeles Chepe, Blanca y Alicia, por creer en mí, por cada uno de sus consejos e historias de vida.

A mi familia por su apoyo y colaboración de una u otra forma.

A mis amigos por su comprensión, por cada uno de los momentos compartidos y motivarme a creer en mí para seguir luchando y alcanzar este sueño.

A mis profesores Mauricio Rincón y Ana Maria Ceballos por sus conocimientos académicos y éticos, por su disposición y dedicación durante el desarrollo de este proyecto.

A quien hoy se ha convertido en más que una amiga, a quien considero mi hermana Maria Alejandra, quien ha estado para compartir mis mejores momentos y ayudarme a seguir en los no tan buenos, por apoyarme en las pequeñas metas que han conformado este gran logro.

Diana Marcela Gamboa Acevedo

Tabla de Contenido

	Pág.
Introducción	10
1. Objetivos	12
1.1 Objetivo General.....	12
1.2 Objetivos Específicos.....	12
2. Resultados	13
2.1. Generalidades de las superaleaciones base níquel	13
2.2. Fases indeseables durante el servicio a altas temperaturas de las superaleaciones de níquel en la industria aeronáutica.	14
2.2.1. Fases topológicamente compactas (TCP).....	14
2.2.2. Superaleaciones de níquel en la industria aeronáutica.....	17
2.2.2.1. UNS N07001.....	17
2.2.2.2. UNS N07718.....	18
2.2.2.3. UNS N26625.....	18
2.2.2.4. CMSX-4.....	19
2.2.3. Fases TCP en superaleaciones base níquel	20
2.3. Elementos presentes en las superaleaciones de níquel que favorecen la formación de fases indeseables.	24

2.3.1. Influencia de los elementos en las superaleaciones base níquel	24
2.3.1.1. Renio-Re.	24
2.3.1.2. Cobalto-Co.	25
2.3.1.3. Molibdeno-Mo.	25
2.3.1.4. Cromo-Cr.	26
2.3.1.5. Titanio-Ti y relación Al/Ti.....	27
2.3.1.6. Wolframio-W.	27
2.3.1.7. Niobio-Nb.....	28
2.3.1.8. Níquel-Ni.....	29
2.4. Efecto de la precipitación de las fases indeseables sobre las propiedades mecánicas en las superaleaciones de níquel aplicadas en la industria aeronáutica.	30
2.4.1. Dureza, ductilidad y tenacidad.....	31
2.4.2. Resistencia a la tracción	33
2.4.3. Corrosión en caliente	36
2.4.4. Fatiga.....	41
2.5. Síntesis del efecto de la precipitación de las fases TCP en las superaleaciones de níquel en la industria aeronáutica.	43
3. Conclusiones.....	46
Referencias Bibliográficas	48

Lista de Tablas

	Pág.
Tabla 1. Fases topológicamente compactas precipitadas en las superaleaciones de níquel.	15
Tabla 2. Composiciones químicas de las superaleaciones estudiadas en este trabajo (% peso)...	19
Tabla 3. Elementos de aleación, fases TCP precipitadas y rango de temperaturas de precipitación de las fases TCP en las superaleaciones investigadas.....	23
Tabla 4. Propiedades físicas típicas de las superaleaciones de níquel	30
Tabla 5. Efecto de las fases TCP en las principales propiedades en las superaleaciones de níquel	43
Tabla 6. Síntesis de la revisión realizada en este estudio durante el desarrollo del trabajo.....	44

Lista de Figuras

	Pág.
Figura 1. Fases TCP precipitadas en una superaleación UNS N07001. (a) Formación de la fase σ en la interfaz MC-II/ EL- γ' . (b) Formación de la fase η en el centro de EL- γ'	21
Figura 2. Formación de TCP en las superaleaciones UNS N07718. (a)(b) Precipitación de la fase delta (δ) (flechas azules) en la proximidad de los límites de grano (flechas rojas). (c) Precipitación de fases de laves.....	22
Figura 3. <i>Formación de TCP en las superaleaciones UNS N26625. (a) Precipitación de la fase delta (flechas amarillas). (b)(c) Precipitación de fases de laves.....</i>	22
Figura 4. Curvas de carga-deflexión obtenidas de pruebas de tenacidad a la fractura.	33
Figura 5. Curvas tensión deformación de una superaleación de níquel sometida a 650°C, 760°C, 850°C, 950°C,980°C.....	35
Figura 6. Ensayos a tracción llevados a cabo en diferentes temperaturas (a) 980°C/250 Mpa (b) 1070°C/140 Mpa.....	35
Figura 7. Rango típico de temperaturas en la superficie de un álabe de turbina utilizado para la aviación comercial	37
Figura 8. Esquema de avances de superaleaciones a base de Ni.	37
Figura 9. Morfologías de la sección transversal y los mapas elementales de una superaleación de níquel corridos a 650°C durante 100h: (a) Morfologías de la sección transversal; (b-f) mapas elementales de O, Cr, Ni, S Y Nb respectivamente	40

Resumen

Título: Efecto de la temperatura en la formación de fases indeseables en superaleaciones de níquel y su influencia sobre las propiedades mecánicas en piezas para uso en la industria aeronáutica:

Estado del arte*

Autor: Diana Marcela Gamboa Acevedo, Maria Alejandra Gamboa Blanco**

Palabras Clave: Superaleación de níquel, fases TCP, propiedades mecánicas, industria aeronáutica

Descripción:

Las superaleaciones de níquel se destacan por tener una microestructura compuesta por una matriz austenítica denominada gamma (γ) con un alto contenido de níquel que proporciona dureza y la precipitación de una fase de endurecimiento de carácter dúctil denominada gamma prima (γ'), la cual proporciona mejores propiedades de dureza, ductilidad, tenacidad, resistencia a la tracción, resistencia a la corrosión y resistencia a la fatiga en aplicaciones de la industria aeronáutica a temperaturas elevadas; sin embargo, estas propiedades se ven afectadas por la precipitación de fases indeseables durante el servicio o provenientes de su fabricación. Esta investigación se enfocó en identificar el rango de temperaturas en el cual precipitan las fases topológicamente compactas (TCP, por sus siglas en inglés) en cuatro aleaciones de uso común en la industria aeronáutica (UNS N07001, UNS N07718, UNS N26625 y CMSX-4). Igualmente, se analizaron los elementos de aleación con mayor influencia en la formación de dichas fases y su impacto sobre las propiedades mecánicas. Identificando la presencia de las fases μ , σ , δ , laves, η , P y R las cuales tienen efectos negativos en las propiedades en temperaturas superiores a los 550°C y su precipitación está estrechamente relacionada con la composición química de cada superaleación.

*Proyecto de grado

** Facultad de Ingenierías Físicoquímicas. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales. Director: Mauricio Rincón Ortiz, Doctor en Ciencia y Tecnología Mención Materiales. Codirector: Ana María Pérez Ceballos, Doctora en Ingeniería.

Abstract

Title: Effect of temperature on the formation of undesirable phases in nickel superalloys and its influence on mechanical properties in parts for use in the aeronautical industry: State of the art*

Author(s): Diana Marcela Gamboa Acevedo, Maria Alejandra Gamboa Blanco**

Key Words: Nickel superalloy, TCP phases, mechanical properties, aeronautical industry

Description:

Nickel superalloys stand out for having a microstructure composed of an austenitic matrix called gamma (γ) with a high nickel content that provides hardness and the precipitation of a ductile hardening phase called gamma prime (γ'), which provides improved properties of hardness, ductility, toughness, tensile strength, corrosion and fatigue resistance in aircraft industry applications at elevated temperatures; however, these properties are affected by the precipitation of undesirable phases during service or from manufacturing. This research focused on identifying the temperature range in which topologically compact phases (TCP) precipitate in five alloys commonly used in the aeronautical industry (UNS N07001, UNS N07718, UNS N26625 and CMSX-4). Likewise, the alloying elements with the greatest influence on the formation of these phases and their impact on the mechanical properties were analyzed. Identifying the presence of phases μ , σ , δ , laves, η , P and R which have negative effects on properties at temperatures above 550°C and their precipitation is closely related to the chemical composition of each superalloy.

*Proyecto de grado

** Facultad de Ingenierías Físicoquímicas. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales. Director: Mauricio Rincón Ortiz, Doctor en Ciencia y Tecnología Mención Materiales. Codirector: Ana María Pérez Ceballos, Doctora en Ingeniería.

Introducción

El término superaleaciones se dio a conocer a finales de la segunda guerra mundial, para describir un grupo de aleaciones utilizadas en aplicaciones de alto rendimiento a temperaturas elevadas (Cárdenas & Díaz, 2015). Las superaleaciones se clasifican según los principales elementos de aleación en su composición, siendo los más comunes níquel, hierro y cobalto (Geddes et al., 2010). Por sus características han permitido el desarrollo de tecnologías innovadoras en diferentes industrias como la nuclear, petroquímica, aeronáutica, médica además de diversas aplicaciones utilizadas para protección ambiental (Campbell, 2008). Un ejemplo aplicado en la industria aeronáutica son las turbinas de los motores de los aviones, a través de las cuales pasa una corriente de aire generando energía mecánica, la cual es transmitida como potencia tanto al ventilador como al compresor mediante los ejes de transmisión (Jacinto & Kañetas, 2012).

Las superaleaciones a base de níquel contienen elementos de aleación tales como Al, Cr y Ti, los cuales mejoran sus propiedades mecánicas al ser empleados en las aplicaciones mencionadas en el párrafo anterior (Cárdenas & Díaz, 2015). La microestructura de una superaleación base níquel está compuesta por dos fases principalmente. La matriz austenítica conocida como gamma (γ), la cual posee una estructura cristalina cúbica centrada en las caras (FCC, por sus siglas en inglés) de alto contenido de níquel y se caracteriza por tener alta dureza. La segunda fase presente, se caracteriza por ser de carácter dúctil denominada gamma prima (γ'), con estructura cristalina cúbica centrada en las caras (FCC, por sus siglas en inglés) que precipita en la matriz gamma (γ) otorgando ductilidad a la superaleación. Además dicha fase permite al material tener una alta resistencia mecánica a elevadas temperaturas (Medina, 2019), puesto que

actúa como obstáculo al movimiento de las dislocaciones. Por tanto, al tener un mayor volumen de γ' aumenta la resistencia a la fluencia (Akande et al., 2021).

Debido a las condiciones operativas que se presentan en la industria aeronáutica, donde los componentes de las turbinas pueden estar sometidos a altas temperaturas en un transcurso de tiempo elevado durante el servicio, se puede generar la precipitación de fases intermetálicas indeseables, las cuales son conocidas como fases topológicamente compactas (TCP, por sus siglas en inglés). En este tipo de superaleaciones las TCP que se presentan con mayor frecuencia son la fase sigma (σ), Mu (μ) y laves, además, algunos carburos primarios y secundarios. Estas fases se caracterizan principalmente por aportar fragilidad al material (C. Wang et al., 2019). Por tanto, es de vital importancia revisar los factores que contribuyen a la formación de dichas fases, con el fin de prevenir las fallas mecánicas de las piezas en las que se emplean las superaleaciones de base níquel.

1. Objetivos

1.1 Objetivo General

Determinar, mediante revisión bibliográfica, el efecto de la temperatura en las superaleaciones de níquel aplicadas en la industria aeronáutica sobre el detrimento de sus propiedades mecánicas por la precipitación de fases indeseables.

1.2 Objetivos Específicos

Determinar el rango de temperaturas en las cuales precipitan las fases indeseables durante el servicio de las superaleaciones de níquel en la industria aeronáutica.

Identificar la influencia de los elementos presentes en las superaleaciones de níquel que favorecen la formación de fases indeseables.

Analizar el efecto de la precipitación de las fases indeseables sobre las propiedades mecánicas en las superaleaciones de níquel aplicadas en la industria aeronáutica.

2. Resultados

2.1. Generalidades de las superaleaciones base níquel

Las superaleaciones base níquel surgieron como alternativa de los aceros en la industria aeronáutica debido a la necesidad de mejorar las propiedades requeridas (Patel & DeBarbadillo, 2016). Inicialmente, la producción de turbinas en aeronaves empleaba aceros austeníticos (γ) para su fabricación. A finales de la década de 1920 estos aceros fueron reemplazados por una aleación base níquel con una composición química que consistía en 80%Ni-20%Cr con pequeñas adiciones de Al y Ti, desconociendo que estos elementos fomentaban la producción de precipitados de endurecimiento denominados fase gamma prima (γ'), iniciando así la producción de las superaleaciones base níquel. Estas superaleaciones han alcanzado entre el 45 y 50% de los materiales necesarios en la producción de motores en aeronaves debido a su excepcional resistencia mecánica y resistencia a la oxidación a altas temperaturas (Akande et al., 2021).

El límite de temperatura que soportan las superaleaciones de níquel se atribuye a que el punto de fusión del elemento base en estado puro es de 1455°C, además la producción de esta aleación se facilita puesto que el níquel es el quinto elemento más abundante de la tierra (Taboada, 2015). Estas superaleaciones pueden contener hasta 10 elementos de aleación incluyendo ligeros como el boro o el carbono y refractarios pesados como lo son el tantalio, el tungsteno y el renio (Hardy et al., 2016). Este tipo de superaleaciones se caracterizan por la alta estabilidad de fase de la matriz de níquel FCC incluso a temperatura ambiente, alta resistencia mecánica, resistencia a la corrosión, larga vida útil a la fatiga a temperaturas elevadas, entre otras. Además, pueden ser reforzadas a través de varios métodos y mediante la adición de Al o Cr mejorando la estabilidad de superficie (Akande et al., 2021).

Asimismo, este tipo de superaleaciones pueden ser fabricadas mediante fundición o forja dependiendo de la composición y la aplicación a la cual van a ser sometidas (Habid & Sánchez, 2018). Además, estas aleaciones también son producidas por pulvimetalurgia permitiendo un mayor control en la microestructura para así elevar la resistencia y tolerancia al daño con un peso mínimo de la pieza; sin embargo este proceso conlleva altos costos y eleva la probabilidad de formar inclusiones (J. Jiang et al., 2016). Generalmente son endurecidas por dos mecanismos diferentes: solución sólida mediante la adición de elementos como W, Re, Mo entre otros, o precipitación de fases formadas por elementos como Al, Ti y Nb. Las superaleaciones endurecidas por solución sólida se utilizan en aplicaciones en donde se requiere una resistencia moderada, mientras que para aplicaciones más exigentes se utilizan superaleaciones endurecidas por precipitación (Cárdenas & Díaz, 2015).

2.2. Fases indeseables de las superaleaciones de níquel formadas durante el servicio a altas temperaturas en la industria aeronáutica.

2.2.1. Fases topológicamente compactas (TCP)

La industria aeronáutica exige la implementación de materiales que presenten excelentes propiedades mecánicas en aplicaciones a altas temperaturas, es por esto que las superaleaciones de níquel son empleadas en aplicaciones tales como los alabes de las turbinas en motores de aeronaves. Sin embargo, se ha presentado una fracción significativa de fallas en las palas de dichas turbinas, tanto en el proceso de fabricación como en servicio, debido a una microestructura defectuosa (Sujata et al., 2010).

El desarrollo de las propiedades mecánicas de los materiales está ligado directamente a los avances tecnológicos, es por esto que se agregan elementos de aleación a las superaleaciones de níquel. No obstante, estos elementos pueden aumentar la tendencia de la precipitación de fases

TCP debido a la segregación de los mismos durante el servicio a altas temperaturas (Tian et al., 2010). La precipitación de las fases TCP tiende a deteriorar las propiedades de las superaleaciones, a causa del agotamiento de los elementos de refuerzo (que por la formación de las fases reducen su presencia en solución sólida) y a la formación de grietas internas inducidas por la acumulación de esfuerzos en la interfaz de la fase TCP y la matriz γ (Long et al., 2018).

Los elementos de aleación promueven dos tipos de precipitados diferentes a γ' , las fases TCP que afectan el servicio de las superaleaciones a altas temperaturas y los carburos que dependiendo de su tamaño pueden incrementar o aminorar las propiedades mecánicas (Sujata et al., 2010). Entre las fases TCP que afectan las propiedades de las superaleaciones de níquel de forma significativa se encuentran las fases μ , σ , δ , laves, η , P y R, las cuales son definidas en la tabla 1.

Tabla 1.

Fases topológicamente compactas precipitadas en las superaleaciones de níquel.

Fase TCP	Estructura cristalina	Fórmula química	Descripción	Referencia
μ	Romboédrica	$(\text{Fe,Co})_7(\text{Mo,W})_6$	La fase mu es un compuesto intermetálico, presenta una morfología irregular y gruesa de tipo Widmanstätten. Se caracteriza por ser un fase dura y quebradiza por lo que causa el detrimento de las propiedades de la aleación.	(X. Wu et al., 2022) (Belan, 2016) (Geddes et al., 2010)
σ	Tetragonal	FeCr FeCrMo CrCo CrFeMoNi CrNiMo	La fase sigma presenta una morfología plaquetaria, en forma de agujas o glóbulos, la cual afecta las propiedades mecánicas de la aleación, debido que al precipitar agota elementos de la solución sólida como Fe, Cr, Mo o W. Además, se caracteriza por su alta dureza y fragilidad, actuando como barrera para las dislocaciones en movimiento, que se acumulan en la	(C. Wang et al., 2019) (Belan, 2016)

Fase TCP	Estructura cristalina	Fórmula química	Descripción	Referencia
			interfaz y promueven la iniciación de grietas.	
δ	Ortorrónica	Ni ₃ Nb	La fase delta puede precipitar de dos formas diferentes, con morfología de aguja la cual precipita en los límites de grano o dentro de los granos con morfología de bloques. Esta fase disminuye el rendimiento y la resistencia a la tracción, pero aporta ductilidad a la rotura.	(Anderson et al., 2017) (Le et al., 2021) (Belan, 2016)
Laves	Hexagonal	Fe ₂ Nb Co ₂ Ti Fe ₂ Ti	La fase laves son partículas intergranulares gruesas que afectan el rendimiento mecánico, puesto que al precipitar se consume Nb, el cual es uno de los elementos principales en el endurecimiento por precipitación de la aleación.	(Quintana, 2019) (Sohrabi et al., 2018) (Belan, 2016)
η	HCP	Ni ₃ Ti	La fase eta posee una morfología laminar, la cual es promovida al exceder el límite de solubilidad de Ti en la matriz. Esta fase precipita a lo largo de los límites de grano provocando la formación de granos con bordes dentados que inhiben el deslizamiento de las dislocaciones en los límites de grano, mejorando las propiedades de fluencia. Sin embargo, pueden afectar negativamente las propiedades mecánicas cuando precipitan de forma excesiva dentro de la microestructura.	(Antonov et al., 2017) (Belan, 2016)
P	Ortorrónica	Cr _{9.61} Mo _{25.12} Ni _{21.27}	La fase P puede presentar dos tipos de morfología al precipitar en las superaleaciones, en forma de listones 3D o de aguja en aquellas superaleaciones monocristalinas que contienen Ru. Los elementos que promueven la precipitación de la fase P son Re, W, Cr y Mo, principalmente.	(Dubiel et al., 2017) (Y. Zhang et al., 2020) (Huo et al., 2017)

Fase TCP	Estructura cristalina	Fórmula química	Descripción	Referencia
R	Romboédrica		La fase R al precipitar posee una morfología de listón o placa que minimiza la energía de distorsión elástica de la red del sistema. Esta fase precipita con mayor frecuencia en aleaciones que contienen un alto contenido de Mo, independientemente de la presencia de Ru en su composición.	(Ma et al., 2018) (Y. Chen et al., 2021)

2.2.2. Superaleaciones de níquel en la industria aeronáutica

La industria aeronáutica prefiere las superaleaciones de níquel para la fabricación de piezas que estén sometidas a altas temperaturas debido a sus propiedades. Sin embargo, existen variables como la temperatura, el tiempo de exposición y la composición química que producen la precipitación de fases TCP en las diferentes superaleaciones base níquel, las cuales se dividen en tres subcategorías; níquel-cobre, níquel-cromo y níquel-molibdeno-cromo (Motorcu et al., 2014). Debido a la variedad de las superaleaciones base níquel, para la presente investigación fueron escogidas las superaleaciones de tipo níquel-cromo, puesto que al ser implementadas con mayor frecuencia en la industria aeronáutica aumentan su interés en la investigación lo que conlleva a un alto contenido de información en las bases de datos, se revisaron las publicaciones disponibles para las aleaciones: UNS N07001, UNS N07718, UNS N26625 y CMSX-4 las cuales presentan la composición química que se muestra en la tabla 2.

2.2.2.1. UNS N07001.

La aleación UNS N07001 es una superaleación forjada base níquel (G. Liu et al., 2022a), endurecida por precipitación de la fase gamma prima favorecida por la presencia de Ti y Al y endurecimiento por solución sólida por la presencia elementos como Cr, Mo y Co. Esta

superaleación se caracteriza por sus propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión a elevadas temperaturas, y es empleada en piezas que están sometidas a temperaturas que ascienden hasta los 843°C. Además, tiene un rango de forjado entre 1037 y 1121°C y no debe ser trabajada por debajo de los 1037°C debido al riesgo de agrietamiento (Batelle Memorial Institute, 2021). Su excelente desempeño a altas temperaturas se debe a la fina dispersión de la fase gamma prima (γ') precipitada coherentemente sobre la matriz gamma (γ) con estructura FCC (G. Liu et al., 2022a).

2.2.2.2. UNS N07718.

La aleación UNS N07718, es una superaleación policristalina (Le et al., 2021), endurecida por precipitación mediante la adición de Nb y por solución sólida bajo la influencia del Mo (Sohrabi et al., 2018). Esta superaleación cuenta con un alto límite elástico, resistencia a la fluencia, rotura por tensión, y alta resistencia a la oxidación. Además pueden ser aplicados diferentes tratamientos térmicos que permiten que estas propiedades alcancen temperaturas entre 700 y 980°C (Batelle Memorial Institute, 2021). La aleación UNS N07718 se destaca de las demás debido a que, la fase principal de endurecimiento son los precipitados tetragonales gamma doble prima (γ''), mientras que la fase gamma prima (γ') solo aporta una ligera resistencia adicional. Sin embargo, la fase γ'' es una fase metaestable, que se transforma a la TCP δ en tiempos prolongados de envejecimiento o temperaturas superiores a 650°C produciendo un detrimento del precipitado de endurecimiento (Anderson et al., 2017).

2.2.2.3. UNS N26625.

La aleación UNS N26625 es una superaleación base níquel, reforzada por solución sólida mediante la adición de Mo y fortalecida con carburos de Nb (Hardy et al., 2016), los cuales aportan una alta resistencia y junto con el Cr proporcionan una mejora a las propiedades anticorrosivas de la aleación (X. Liu et al., 2022). La aleación UNS N26625 tiene excelentes propiedades mecánicas

como alta resistencia a la fluencia, buena soldabilidad (Hardy et al., 2016) y resistencia a la corrosión a temperaturas hasta de 980°C (Batelle Memorial Institute, 2021). Además, la exposición a diferentes temperaturas puede originar precipitados como la fase metaestable gamma doble prima (γ'') que puede evolucionar, como se mencionó anteriormente, a la TCP delta (δ) (Hardy et al., 2016).

2.2.2.4. CMSX-4.

La aleación CMSX-4 es una superaleación de segunda generación que ha sido empleada en varias aplicaciones aeroespaciales. Fue desarrollada a partir de la aleación CMSX-2 y posee 3% en peso de Re, el cual segrega parcialmente a la matriz γ y retrasa el engrosamiento de la fase γ' (Basak et al., 2017). La aleación CMSX-4 posee las propiedades necesarias para servicios a elevadas temperaturas, tales como, resistencia a la oxidación, resistencia a altas temperaturas y resistencia a la corrosión en caliente (Barnett et al., 2020). Además de Re contiene elementos refractarios como el W y el Ta los cuales proporcionan buena resistencia a la fluencia debido a su baja movilidad atómica (Bürger et al., 2019).

Tabla 2.

Composiciones químicas de las superaleaciones estudiadas en este trabajo (%peso)

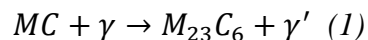
Elementos	UNS N07001	UNS N07718	UNS N26625	CMSX-4
Ti	2.97	1.1	0.21	1.04
Al	1.39	0.35	0.53	5.68
Ni	56.61	52.85	60.99	33.5
Cr	19.3	18.74	21.40	6.4
C	0.081	-	0.039	-
Nb	-	5.18	3.29	-
Co	13.2	-	-	8.4
Mo	4.25	3.02	8.96	0.58
Fe	-	17.81	4.27	-
Zr	0.048	-	-	-
B	0.0061	-	-	-
Si	-	0.07	0.4	-
Ta	-	-	<0.01	6.5

Mn	-	-	0.32	-
W	-	-	-	6.4
Re	-	-	-	2.8

2.2.3. Fases TCP en superaleaciones base níquel

La precipitación de las fases topológicamente compactas (TCP, por sus siglas en inglés) está ligada a la temperatura en servicio y a la composición química de las aleaciones base níquel. En el presente trabajo se estudiaron las fases TCP en las superaleaciones descritas anteriormente. En la tabla 3 se muestran las fases precipitadas en cada superaleación, la temperatura y los elementos de aleación que promueven su formación.

Como resultado de la fabricación en UNS N07001 se obtienen dos tipos de carburos en su microestructura: MC-I (grande) y MC-II (pequeño). Los cuales son de vital importancia en la exposición térmica de la superaleación a largo plazo, debido a que la descomposición de estos carburos puede ser beneficioso o perjudicial para las propiedades mecánicas. Puesto que, dependiendo del tamaño, la forma, la distribución y la densidad de los carburos pueden transformarse en carburos $M_{23}C_6$ o propiciar la formación de las fases TCP alrededor de los carburos descompuestos. La descomposición de los carburos MC-I está establecida por la ecuación 1, en la cual se observa que su descomposición incita a la formación de carburo $M_{23}C_6$.



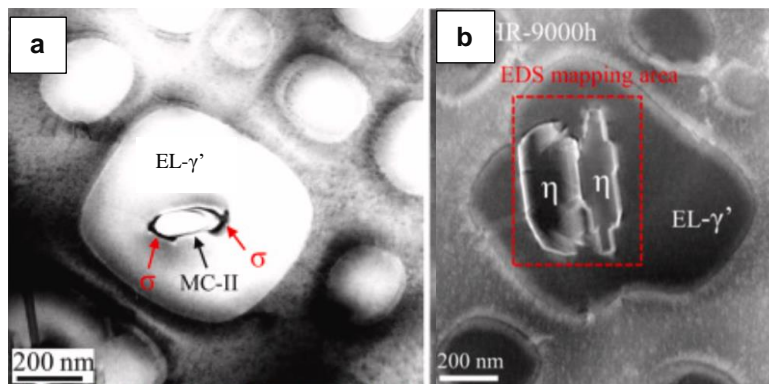
Ecuación 1. Descomposición de los carburos MC-I

Mientras que, los carburos MC-II propician la formación de EL- γ' (gamma prima extra grande, por sus siglas en inglés) lo que conlleva a la formación de fases TCP señaladas en la figura 1. Como se muestra en la figura 1(a), en la interfaz MC-II/ EL- γ' precipita la fase TCP σ ; sin embargo, al aumentar la temperatura de la aleación el carburo MC-II se consume dando como

resultado la precipitación total de la fase EL- γ' . Por último, en el centro de EL- γ' se presenta la precipitación de la fase TCP η , como se observa en la figura 1 (b). Dado que las composiciones químicas de η y γ' son muy cercanas, y esta última no es estable por encima de los 750°C ocurre una transformación a la fase en equilibrio η (G. Liu et al., 2022b).

Figura 1.

Fases TCP precipitadas en una superaleación UNS N07001. (a) Formación de la fase σ en la interfaz MC-II/ EL- γ' . (b) Formación de la fase η en el centro de EL- γ'



Nota: Adaptado de (G. Liu et al., 2022b)

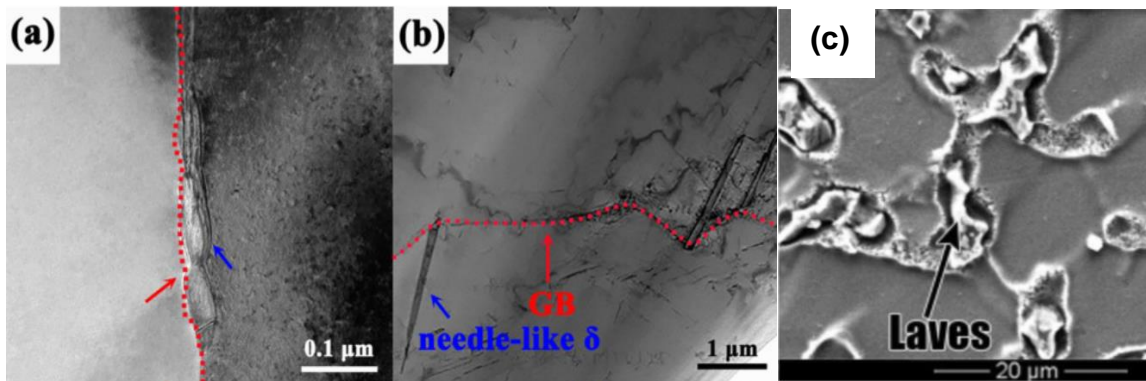
Con respecto a las superaleaciones UNS N07718 e UNS N26625, se presenta la precipitación de las fases δ y Laves como se puede observar en las figuras 2 y 3, debido a la presencia de Nb en su composición química, el cual es el principal elemento para propiciar la precipitación de la fase de endurecimiento γ'' (Sohrabi et al., 2018). A causa de que las fases γ'' y δ son intermetálicos basados en Nb con la misma composición química, se presenta un detrimento de la fase de endurecimiento con el crecimiento de la fase TCP (Anderson et al., 2017). La transformación de la fase δ ocurre a altas temperaturas, debido que la fase γ'' no es una fase en equilibrio, dicha transformación se da en temperaturas superiores a 750°C (X. Liu et al., 2021).

Por otro lado, la precipitación de la fase laves se produce durante la fabricación de las superaleaciones debido a la concentración de Nb en algunas regiones durante el proceso de

solidificación. Sin embargo, estas afectan las propiedades en servicio de la superaleación cuando se encuentran a temperaturas superiores de 550°C (X. Liu et al., 2021).

Figura 2.

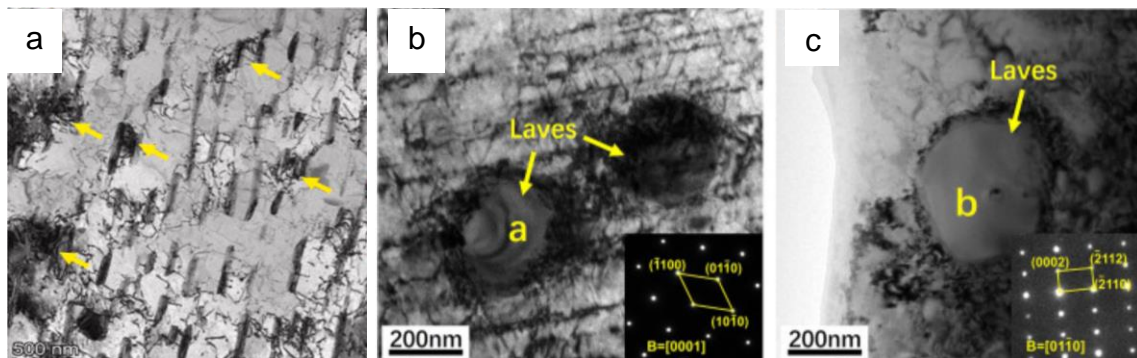
Formación de TCP en las superaleaciones UNS N07718. (a)(b) Precipitación de la fase delta (δ) (flechas azules) en la proximidad de los límites de grano (flechas rojas). (c) Precipitación de fases de laves.



Nota: Adaptado de (Le et al., 2021) (Sohrabi et al., 2018)

Figura 3.

Formación de TCP en las superaleaciones UNS N26625. (a) Precipitación de la fase delta (flechas amarillas). (b)(c) Precipitación de fases de laves.



Nota: Adaptado de (X. Liu et al., 2021)

En cuanto a la aleación CMSX-4, se produce la precipitación de las fases TCP σ , μ , P y R, como se muestra en la tabla 3, debido a los elementos refractarios presentes en su composición química (Dubiel et al., 2018). A temperaturas inferiores a los 950°C se tiene la formación y

crecimiento de la fase σ enriquecida principalmente por Re (Dubiel et al., 2017). Sin embargo, esta fase no es estable a temperaturas mayores en donde se desintegra y se precipitan las fases R, P, y μ , de las cuales las dos últimas se presentan con mayor frecuencia (Dubiel et al., 2018). Además, se tiene en cuenta que las fases σ y P presentan composiciones químicas similares y por tanto σ podría proporcionar los sitios para la nucleación de P (Y. Zhang et al., 2020), la cual crece con la absorción de elementos formadores de la matriz γ produciendo un detrimento de ésta (Dubiel et al., 2018). En cuanto a la fase μ , precipita y crece a causa de elementos de aleación como Re, Co, Ni y W (Dubiel et al., 2017). Finalmente, la fase R precipita con menor frecuencia y es producida debido a la presencia de Mo en la aleación (Ma et al., 2018).

Tabla 3.

Elementos de aleación, fases TCP precipitadas y rango de temperaturas de precipitación de las fases TCP en las superaleaciones investigadas.

ALEACIÓN	ELEMENTOS FORMADORES DE LAS TCP	TCP	TEMPERATURA DE PRECIPITACIÓN	REFERENCIA
UNS N07001	Ti			(G. Liu et al., 2022a)
	Relación Ti/Al	η	>750°C	(G. Liu et al., 2022b)
UNS N07718	Mo, Cr	σ	>750°C	(Le et al., 2021)
	Nb	δ	>900°C	
	Nb	Laves	>650°C	(Sohrabi et al., 2018)
	Nb	δ	>750°C	
UNS N26625	Nb	Laves	Precipitan durante la fabricación, pero afectan en un rango de temperaturas entre 550 y 600°C	(X. Liu et al., 2021)
CMSX-4	Re, Mo, Cr	σ	<950°C	(Dubiel et al., 2018)
	Re, W, Co, Ni	μ	>950°C	(Dubiel et al., 2017)
	Re, Cr, Mo, W	P	>950°C	(Ma et al., 2018)
	Mo	R	>950°C	

2.3. Elementos presentes en las superaleaciones de níquel que favorecen la formación de fases indeseables.

La microestructura de las superaleaciones base níquel consta de dos fases principalmente, la fase γ y la fase γ' . La fracción de volumen total y la distribución de los tamaños de γ' están directamente relacionados con la composición y el procesamiento de la aleación. Adicionalmente se puede presentar la formación de la fase γ'' como una fase de refuerzo alternativo a γ' en algunas superaleaciones (Wilson, 2017). La formación de la fase γ generalmente es promovida por los elementos de los grupos V, VI, VII de la tabla periódica tales como: Co, Cr, Mo, W y Fe; mientras que los formadores de la fase γ' son los elementos provenientes del grupo III, IV y V de la tabla periódica tales como: Al, Ti, V, Nb, Ta y Hf (Cárdenas & Díaz, 2015). Por otra parte la fase γ'' se presenta en las superaleaciones que se basan en el sistema Ni-Fe o son ricas en Nb (Wilson, 2017).

Sin embargo, estos elementos pueden ser estabilizadores de las fases TCP dependiendo de las condiciones de fabricación o servicio a altas temperaturas de las superaleaciones. A continuación, se realiza una descripción acerca de la influencia de los elementos de aleación presentes en la tabla 3 en las diferentes superaleaciones.

2.3.1. Influencia de los elementos en las superaleaciones base níquel

2.3.1.1. Renio - Re.

El Re mejora las propiedades de fluencia de dos formas, promoviendo la formación de dislocaciones o causando un efecto de retardo en el ascenso de la dislocación en las interfaces γ/γ' (R. Wu et al., 2021). Asimismo, la presencia de Re aumenta la estabilidad a altas temperaturas y dificulta el engrosamiento de γ' , puesto que este elemento reduce el coeficiente de difusión de la aleación (J. Zhang et al., 2021).

No obstante, el exceso de Re podría impulsar la precipitación de las fases TCP, consumiendo los elementos de endurecimiento de la solución y provocando la reducción de las propiedades mecánicas y formación de grietas. Los tipos de fase TCP promovidos en las superaleaciones base níquel enriquecidas en renio incluyen la fase μ , P y σ , como se evidencia en la aleación CMSX-4 propuesta en la tabla 3.

2.3.1.2. Cobalto – Co.

El Co aporta estabilidad microestructural en las superaleaciones de níquel, puesto que altera el factor de partición γ/γ' de otros elementos de aleación. Es decir, evita que elementos formadores de la fase γ precipiten TCP, asimismo aumenta la fracción de volumen γ' , ya que aquellos que promueven su formación no son segregados en la matriz (Wilson, 2017). Además, también puede disminuir la tendencia a la formación de fases TCP, debido que mejora el coeficiente de difusión de los elementos de aleación, dando como resultado una reducción de la velocidad de fluencia y mejorando así las propiedades mecánicas (W. Z. Wang et al., 2015).

No obstante, al analizar la composición de la fase μ presente en la superaleación CMSX-4, ésta presenta altas concentraciones de Co, de igual forma se ha encontrado en diferentes investigaciones que esta fase precipita después y a expensas de σ metaestable (Wilson, 2017).

2.3.1.3. Molibdeno – Mo.

La adición de Mo en las superaleaciones de níquel proporciona múltiples efectos positivos en el desempeño de estas aleaciones, debido que aumenta la resistencia a la ruptura por tensión, mantiene una buena estabilidad microestructural y excelente resistencia a altas temperaturas (Zhou et al., 2018). Además, otorga beneficios en las propiedades de corrosión por picado (H. Jiang et al., 2020). De igual manera, este elemento se emplea como refuerzo por solución sólida, puesto que se reparte principalmente en la matriz γ y altera el desajuste de la relación γ/γ' . Además, evita

el engrosamiento de los precipitados γ' mejorando la resistencia a la fluencia (X. G. Liu et al., 2015).

A pesar de contribuir de manera positiva en diferentes propiedades, el Mo es impulsor en la formación de fases TCP, principalmente la fase σ y P como se muestra en la tabla 3. Al momento de exceder el límite de solubilidad del Mo en la aleación, en ciertas condiciones termodinámicas se presenta la precipitación de estas fases que afectan negativamente el desempeño de las superaleaciones en aplicaciones a altas temperaturas (Yue et al., 2017). También, influye en la precipitación de la fase R aunque esta se presenta con menor frecuencia y en pequeñas cantidades (Ma et al., 2018).

2.3.1.4. Cromo – Cr.

La oxidación es la reacción de corrosión más importante que se lleva a cabo a altas temperaturas. Las superaleaciones de níquel aplicadas en la industria aeronáutica son expuestas a temperaturas elevadas y/o ambientes altamente oxidantes (Lai, 2007); por esta razón la adición de Cr debe ser suficiente para proporcionar resistencia a la corrosión (Wilson, 2017) mediante la formación de una capa protectora de óxido de cromo (Lai, 2007).

A pesar de su efecto positivo en las propiedades de las aleaciones, la adición de Cr también conlleva consecuencias negativas en estas, como la disminución de la trabajabilidad en caliente (Bi et al., 2013), y la formación de fases TCP en servicio a altas temperaturas, puesto que altos contenidos de Cr promueven la formación de las fases σ y P como expone en el estudio realizado por Huo y col. (Huo et al., 2017) , y además, afecta el comportamiento de otros elementos que promueve la precipitación de diferentes fases TCP (Wilson, 2017).

2.3.1.5. Titanio - Ti y relación Al/Ti.

El Ti y la relación Al/Ti son los responsables de promover la precipitación de la fase γ' con composición $Ni_3(Al, Ti)$, la cual es la fase de refuerzo más importantes de las superaleaciones base níquel (Geddes et al., 2010), puesto que proporciona propiedades mecánicas como resistencia a la fatiga y deformación por fluencia (Mallikarjuna et al., 2019).

Además, el Ti es uno de los elementos responsables en el aumento de la temperatura de inicio y disolución de la fase γ' , igualmente proporciona una excelente resistencia a la corrosión por sales y se comporta mejor que el Al como agente endurecedor hasta los 650°C; no obstante, a una temperatura mayor a los 750°C el Al posee un mejor comportamiento (Logunov et al., 2021).

Por otra parte, es de vital importancia tener en cuenta que la composición química de la fase TCP η es Ni_3Ti , asemejándose a la composición de la fase γ' ; es por esto que el contenido de Ti y/o Al no solo influirá en la precipitación de la fase de refuerzo si no también en la formación de la fase η , por consiguiente, disminuye la vida útil de ruptura por tensión en servicio a altas temperaturas (G. Liu et al., 2022a). Finalmente, la reducción en la relación Ti/Al se establece como una forma eficaz de evitar la precipitación de la fase η (G. Liu et al., 2022b).

2.3.1.6. Tungsteno – W.

El W como elemento de aleación puede causar diferentes beneficios en la superaleación, así como el aumento de la temperatura en servicio de forma efectiva (Y. Wang et al., 2022) y; el aumento en la resistencia de ruptura por tensión, dado que la fracción de volumen de γ' es mayor (J. Y. Chen et al., 2017). Así como su alto aporte al endurecimiento por solución sólida y su contribución a la reducción del engrosamiento de los precipitados γ' , como resultado de la baja difusividad del W. De igual forma, este elemento puede mantener la resistencia a la fluencia de las

superalaciones de níquel con una densidad más baja en comparación de elementos como el Re (Geddes et al., 2020).

Sin embargo, altas concentraciones de W promueven la formación de fases TCP, las cuales dan lugar a la formación de grietas y consumen elementos que mejoran las propiedades mecánicas de las superaleaciones. El exceso de este elemento da paso a la formación de la fase μ y la fase P (Y. Wang et al., 2022) como se muestra en la aleación CMSX-4 presentada en la tabla 3.

2.3.1.7. Niobio – Nb.

Uno de los principales elementos que aporta un alto endurecimiento por solución sólida y precipitación es el Nb. Esto se debe a que el Nb estabiliza la fracción volumétrica de la fase γ' (Geddes et al., 2020). Además, las aleaciones ricas en este elemento son propensas a la precipitación de la fase γ'' que se forma como una fase de refuerzo de γ' (Wilson, 2017); igualmente la presencia de Nb favorece la reducción del engrosamiento de γ' . Por otra parte, la adición de este elemento no influye en la resistencia a la oxidación, pero tiene un gran impacto en la resistencia a la corrosión en caliente (Geddes et al., 2020).

Así como este elemento aporta grandes beneficios a la aleación también tiene efectos contradictorios durante el servicio. Puesto que, la fase de endurecimiento γ'' posee la misma composición de la fase metaestable δ afectando las propiedades de las piezas (Anderson et al., 2017). Dicha transformación tiene lugar durante el servicio de las aleaciones en altas temperaturas (Antonov et al., 2015). La precipitación de la fase δ produce la reducción de la fase de fortalecimiento γ'' , lo que a su vez disminuye la resistencia a la tracción y al impacto, el límite elástico y rotura por tensión de las piezas (J. Hou et al., 2019).

Por otra parte, el Nb también puede afectar a las superaleaciones induciendo la precipitación de las fases de laves. Esto se debe al bajo coeficiente de partición de este elemento

definido por medio de la ecuación 2 (Wilson, 2017), el cual precipita en la zona interdendrítica al finalizar la solidificación dando paso a la formación de dichas fases TCP produciendo un detrimento en las propiedades mecánicas (X. Liu et al., 2021).

$$K_i = \frac{X_{i\gamma}}{X_{i\gamma'}} \quad (2)$$

Ecuación 2. Coeficiente de partición

Donde K_i es la relación de reparto del elemento i y X_i es la concentración del elemento i en cada fase.

2.3.1.8. Níquel – Ni.

Es el principal elemento de aleación de las superaleaciones de níquel (Tin & pollock, 2014), y actúa como estabilizador de la matriz γ (Li et al., 2022) con estructura FCC (cúbica centrada en las caras, por sus siglas en inglés); Adicionalmente favorece la solubilidad de elementos que refuerzan la aleación por medio del endurecimiento por solución sólida o precipitación (Geddes et al., 2020). Asimismo, el níquel mejora de forma significativa la tenacidad de las piezas usadas a altas temperaturas, así como la resistencia a la fluencia de las mismas (Cao et al., 2019).

No obstante, aunque el níquel permanece preferentemente en la matriz γ también se ha encontrado en fases TCP como se observa en la aleación CMSX-4 mostrada en la tabla 3. Esto se debe a los valores resultantes del coeficiente de partición de los elementos presentes en la aleación, puesto que, al obtener un valor menor a uno de dicho coeficiente elementos como Ni, W y Co se segregan en la fase μ (Dubiel et al., 2017). La precipitación de esta fase consume elementos de aleación causando el detrimento de las propiedades mecánicas de las piezas (Xue et al., 2012).

2.4. Efecto de la precipitación de las fases indeseables sobre las propiedades mecánicas en las superaleaciones de níquel aplicadas en la industria aeronáutica.

Las turbinas que componen los motores de las aeronaves están constituidas en su gran mayoría a base de superaleaciones de níquel debido a su excelente combinación entre propiedades mecánicas y físicas. La tabla 4 enumera algunos rangos de propiedades físicas y mecánicas típicas de las superaleaciones para estas aplicaciones (Tin & pollock, 2014).

Los componentes fabricados a partir de superaleaciones de níquel empleados en álabes de turbinas están expuestos a una serie de variables como tensiones y distribución de temperaturas no homogéneas, así como también entornos agresivos de oxidación y corrosión que pueden afectar negativamente las propiedades mecánicas (S. Z. Liu et al., 2017).

Tabla 4.

Propiedades físicas típicas de las superaleaciones de níquel

Propiedad	Rangos típicos
Densidad	7.7-9.0 g/cm ³
Punto de fusión	1320-1450 °C
Módulo elástico	Temperatura ambiente – 210 GPa 800°C – 160 GPa
Expansión térmica	8 – 18 x 10 ⁻⁶ /°C
Conductividad térmica	Temperatura ambiente – 11 W/m.K 800°C – 22 W/m.K

La microestructura de las superaleaciones normalmente consta de una alta fracción de volumen de precipitados cúbicos γ' con un tamaño menor a 1 μm distribuidos regularmente y rodeados por canales menores a 0,1 μm de la matriz γ . Esta distribución ordenada de la fase γ' es

la responsable de aportar excelentes propiedades mecánicas a las aleaciones (Leidermark et al., 2010).

Sin embargo, en la microestructura de estas superaleaciones se precipitan fases indeseables con el aumento de la temperatura, el tiempo y la presencia de algunos elementos refractarios con elevado punto de fusión. Estas fases generan un detrimento en las propiedades mecánicas del material, puesto que son de carácter frágil, promueven la iniciación de grietas, interrumpen la continuidad de la microestructura y agotan de la matriz los elementos responsables del endurecimiento por solución sólida (Shi et al., 2012). Lo anterior afecta las propiedades más importantes por las cuales se caracterizan las superaleaciones como los son: dureza, ductilidad, tenacidad, resistencia a la tracción, resistencia a la fluencia, resistencia a la corrosión y resistencia a la fatiga.

2.4.1. Dureza, ductilidad y tenacidad

Entre las propiedades más relevantes para el diseño de piezas basadas en superaleaciones de níquel aplicadas en la industria aeronáutica se encuentran propiedades mecánicas como dureza, ductilidad y tenacidad. La dureza es considerada una propiedad de suma importancia debido que mide la resistencia del material a la deformación plástica localizada. Asimismo, la ductilidad proporciona la medida del grado de deformación plástica que tolera el material hasta la fractura, cuando el diagrama esfuerzo-deformación presenta poca o ninguna deformación plástica se denomina que el material es de carácter frágil. Finalmente, la tenacidad mide la cantidad de energía que puede absorber un material antes producirse la fractura (Callister, 2016).

Como se ha mencionado anteriormente las propiedades mecánicas están estrechamente relacionadas con la fase γ' , dado que estas dependen principalmente de su morfología, tamaño, fracción volumétrica y distribución, las cuales pueden presentar cambios al exponer las piezas a

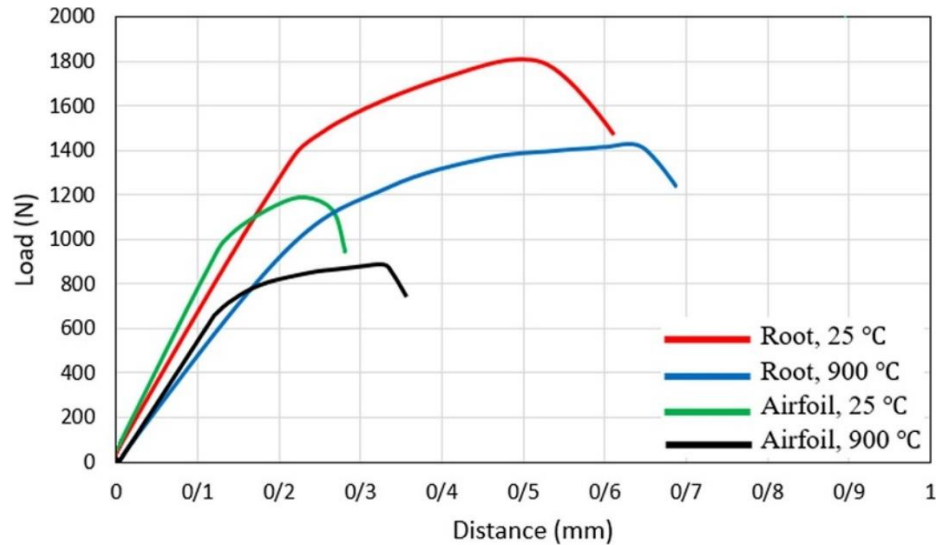
altas temperaturas y largos periodos de tiempo. La dureza de un material está relacionada inversamente con el tamaño de la fase γ' y directamente con su fracción de volumen puesto que, esta fase es de carácter dúctil y al precipitar una mayor cantidad de granos, estos impiden el movimiento de las dislocaciones (El-Bagoury & Mohsen, 2011). De igual forma, la presencia de defectos a lo largo de los límites de grano se considera una de las principales causas de la pérdida de ductilidad a altas temperaturas, a causa de que estos defectos pueden ser sitios de nucleación de poros o huecos que al aumentar su tamaño tienden a fusionarse formando microfisuras y finalmente fisuras que conducen a fallas de los componentes (Tabaie et al., 2019).

Las fases TCP tienen un impacto negativo sobre las propiedades del material dado que son fases de carácter frágil que disminuye la plasticidad, tenacidad y puede fomentar el inicio y propagación de grietas, de igual forma agota los elementos de aleación que promueven el endurecimiento por precipitación y/o solución sólida, como también provocar distorsión de las fases γ/γ' a altas temperaturas (Z. Zhang et al., 2020).

Taheri y col. realizaron dos ensayos de tenacidad a la fractura a 25 y 900°C a una superaleación base níquel Ni-14%Cr-9,5%Co, estos ensayos se realizaron sobre la raíz (root en inglés) y el perfil aerodinámico de un álabe (airfoil en inglés). Dadas las condiciones a las que se exponen estas zonas durante el servicio de una turbina, el perfil aerodinámico tiene una mayor tendencia a la formación de fases TCP debido al gradiente de temperatura al que se expone, dando como resultado un aumento en la dureza y por consiguiente una reducción en la tenacidad y ductilidad, como se refleja en la figura 4 (Taheri et al., 2021).

Figura 4.

Curvas de carga-deflexión obtenidas de pruebas de tenacidad a la fractura.



Nota: Adaptado de (Taheri et al., 2021)

2.4.2. Resistencia a la tracción

La resistencia a la tracción es el esfuerzo máximo que puede soportar una pieza sometida a fuerzas de tracción sin ser fracturada. Asimismo, la tensión límite que soporta el material antes de romperse se denomina resistencia máxima a la tracción, la cual al ser aplicada y mantenida producirá la rotura (Callister, 2016).

La precipitación homogénea de la fase γ' en las superaleaciones de níquel proporciona estabilidad y resistencia a la matriz γ , debido a la ductilidad que la caracteriza (Cárdenas & Díaz, 2015). Además, su formación actúa como obstáculo al movimiento de las dislocaciones otorgando una excelente resistencia a elevadas temperaturas (Akande et al., 2021). Es por esto que la resistencia a la tracción está relacionada directamente con la morfología, tamaño, fracción volumétrica y distribución de la fase γ' (S. Z. Liu et al., 2017).

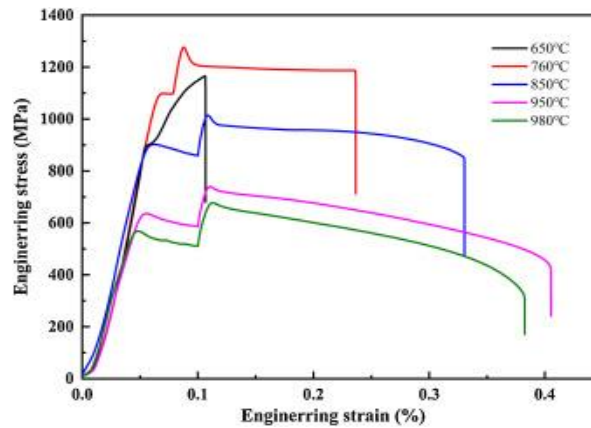
Shang y col. desarrollaron pruebas de tracción a diferentes temperaturas con tiempos constantes en superaleaciones de níquel comunes, que generaron como resultado las curvas esfuerzo-deformación observadas en la figura 5. En las cuales se puede evidenciar un aumento de los valores máximos de esfuerzo entre 650 y 760°C causados por un endurecimiento por deformación.

Sin embargo, a temperaturas superiores a 760°C se produce una disminución de la resistencia a la tracción de la aleación, puesto que como se mostró en la tabla 3 de la sección 2.2.3, donde la mayor parte de las fases TCP precipitan a temperaturas mayores a 750°C, lo que tiene como consecuencia una disminución de la fracción volumétrica de los precipitados de endurecimiento de la matriz como se describe en la tabla 5, esta reducción permite un movimiento más fluido de las dislocaciones, lo que genera una disminución de la resistencia a la tracción y un aumento de la plasticidad del material (Shang et al., 2020).

Por otra parte, también se han obtenido resultados de ensayos a tracción llevados a cabo en una superaleación base níquel Ni-10%Co-10%Ta, a diferentes tiempos de envejecimiento. Puestas a prueba a temperaturas de 980 y 1070°C aplicando esfuerzos de 250 y 140 MPa respectivamente como se muestra en las figuras 6a y 6b. En las figuras se puede apreciar como al aumentar el tiempo de envejecimiento se presenta una disminución del esfuerzo de ruptura en los dos ensayos, esto se debe a que con el paso del tiempo aumenta la formación de fases TCP y por ende la fracción de volumen de la fase γ' y/o γ'' disminuye (Shi et al., 2012).

Figura 5.

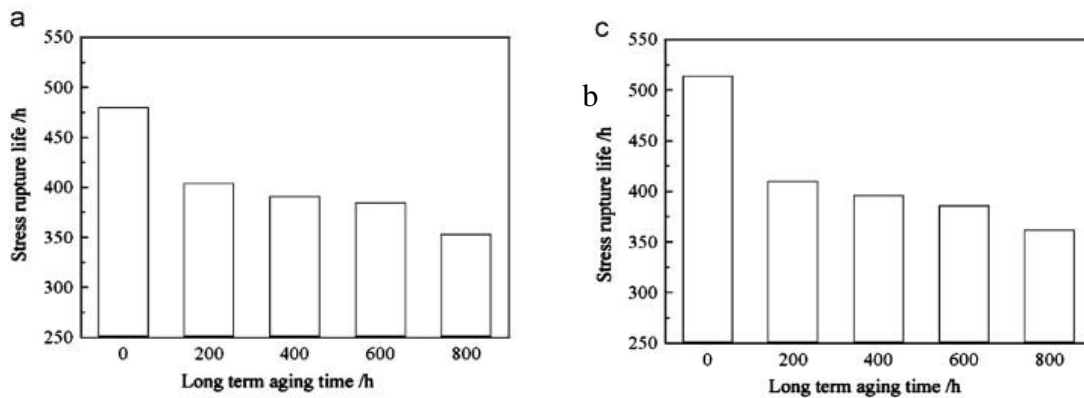
Curvas esfuerzo-deformación de una superaleación de níquel sometida a 650°C, 760°C, 850°C, 950°C, 980°C



Nota: Adaptado de (Shang et al., 2020)

Figura 6.

Esfuerzos de ruptura vs tiempo de envejecimiento llevados a cabo en diferentes temperaturas (a) 980°C/250 MPa (b) 1070°C/140 MPa



Nota: Adaptado de (Shi et al., 2012)

Además, es importante tener en cuenta que, idealmente los materiales deberían presentar solo deformación elástica; sin embargo, la deformación plástica también se hace presente. El nivel de tensiones en el cual ocurre la transición de la deformación elástica a la deformación plástica es conocido como fluencia (Callister, 2016). La resistencia por fluencia óptima para las

superaleaciones de níquel se presenta cuando la fracción volumétrica de la fase γ' esta entre 60 y 70% (Lin & Wang, 2020).

2.4.3. Corrosión en caliente

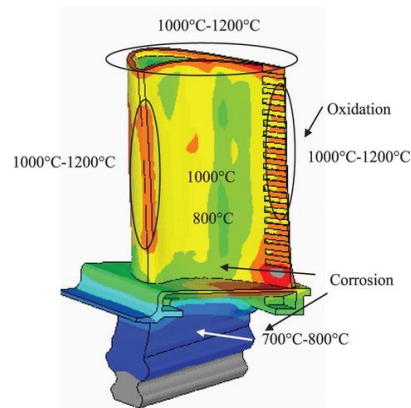
La corrosión en caliente es un mecanismo de ataque acelerado que se da cuando un material se expone a un ambiente compuesto de altas temperaturas, gases y sales que tienen en su composición altos niveles de azufre provenientes de combustibles de baja calidad (Cockings et al., 2020). La corrosión en caliente se divide en dos etapas denominadas tipo I y tipo II; la primera etapa se presenta en un rango de temperaturas de 800 a 950°C y se da debido a la condensación del Na_2SO_4 proveniente del combustible que descompone la capa protectora formada en la oxidación, permitiendo que el azufre que se encuentra en el medio penetre en la aleación y forme sulfuros de Ni y Cr. La segunda etapa se presenta en un rango de temperaturas de 600 a 750 °C y se da debido a la deposición del Na_2SO_4 en la superficie del álabe contribuyendo a la formación de fases eutécticas con sulfatos de níquel y de cobalto, procedentes de la combinación entre monóxidos de estos elementos y SO_3 el cual debe estar sometido a una cierta presión parcial para que este tipo de corrosión ocurra dando como resultado la nucleación de picaduras de corrosión (Darolia, 2019).

Las superaleaciones de níquel usadas en las turbinas de los motores de las aeronaves se encuentran sometidas a cambios cíclicos extremos de temperatura y esfuerzo. La temperatura alrededor de la superficie del álabe no es uniforme y varía a lo largo de su longitud en un rango entre 700 a 1200 °C como se muestra en la figura 7. Debido al cambio constante de estas variables las superaleaciones de níquel se han desarrollado a lo largo de los años alcanzando un aumento en la resistencia mecánica a altas temperaturas, pero una disminución de la resistencia a la corrosión como puede observarse en la figura 8. Lo anterior se da debido a que el cromo, el cual es un

elemento que favorece el endurecimiento por solución sólida se agregó principalmente para otorgar resistencia a la corrosión, pero se ha reducido gradualmente su concentración en las nuevas generaciones de estas aleaciones, puesto que, este elemento es uno de los principales formadores de algunas fases TCP descritas en la tabla 5 y como se mencionó anteriormente estas fases producen un detrimento de la resistencia de la aleación.

Figura 7.

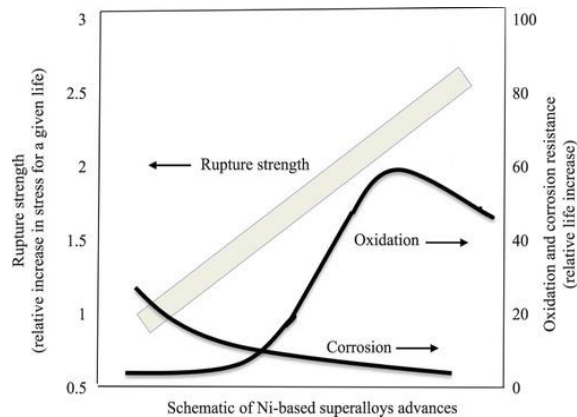
Rango típico de temperaturas en la superficie de un álabe de turbina utilizado para la aviación comercial



Nota: Adaptado de (Darolia, 2019)

Figura 8.

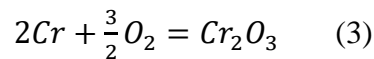
Esquema de avances de superaleaciones a base de Ni.



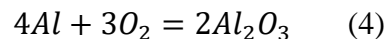
Nota: Adaptado de (Darolia, 2019)

La disminución de la concentración del Cr en las nuevas generaciones de las superaleaciones de níquel trajo consigo un aumento de los niveles de concentración de otros elementos tales como el Al, Re, Ta y Ru, siendo el Re el más efectivo puesto que minimiza la inestabilidad de la aleación.

Los álabes de los motores están expuestos a un ambiente atmosférico, a altas temperaturas y rodeados de combustible, el cual puede contener impurezas de azufre, compuestos de metales alcalinos, agua y partículas sólidas; ambientes que promueven la oxidación y la corrosión en caliente en este tipo de aleaciones (Darolia, 2019). La oxidación se presenta en la etapa inicial de la corrosión cuando se da la formación de una capa protectora de alúmina (Al_2O_3) o cromita (Cr_2O_3) en la superficie del metal debido a la reacción del oxígeno circundante con el Cr y el Al como se muestra en la Ec. 3 y 4. (He et al., 2019)



Ecuación 3. *Formación de la cromita*

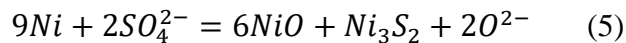


Ecuación 4. *Formación de la alúmina*

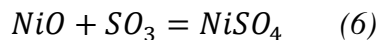
Elementos como el Ti, Mo, Nb, W, Re y Ru son formadores de óxidos con una menor eficiencia en protección a corto plazo, tales como TiO_2 , $NiTiO_3$, MoO_3 , Re_2O_7 y RuO_4 los cuales son óxidos no protectores de rápido crecimiento que interfieren en la formación continua y la protección brindada por la alúmina y la cromia.

La corrosión en caliente en este tipo de aleaciones forma un ciclo de sulfuración – oxidación, el cual se da debido que, el Cr y los otros elementos oxidables migran hacia la capa protectora dejando una zona empobrecida de elementos con alta resistencia ambiental debajo de

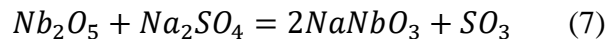
la capa de óxido, permitiendo que al descomponerse dicha capa se dé la penetración acelerada del S para formar sulfuros y sulfatos de níquel como puede observarse en las Ec. 5 y 6. Además, el coeficiente de expansión térmica del sulfuro es muy alto lo que promueve la formación de grietas en la matriz; otro motivo por el cual el S presenta fácil acceso a la aleación es la reacción entre las sales y la Cr₂O₃ volviendo esta capa protectora porosa. Por otro lado, las aleaciones que contienen Nb promueven fácilmente la formación del óxido NaNbO₃, el cual se da debido a la reacción del Nb₂O₅ con el Na₂SO₄ como se muestra en la Ec. 7 impulsando la disolución de la capa de óxido lo cual es perjudicial para la corrosión; sin embargo, la formación de la fase fortalecedora γ' y la fase TCP δ agotan los átomos de Nb en la matriz evitando la formación del NaNbO₃.



Ecuación 5. *Formación Ni₃S₂*



Ecuación 6. *Formación NiSO₄*



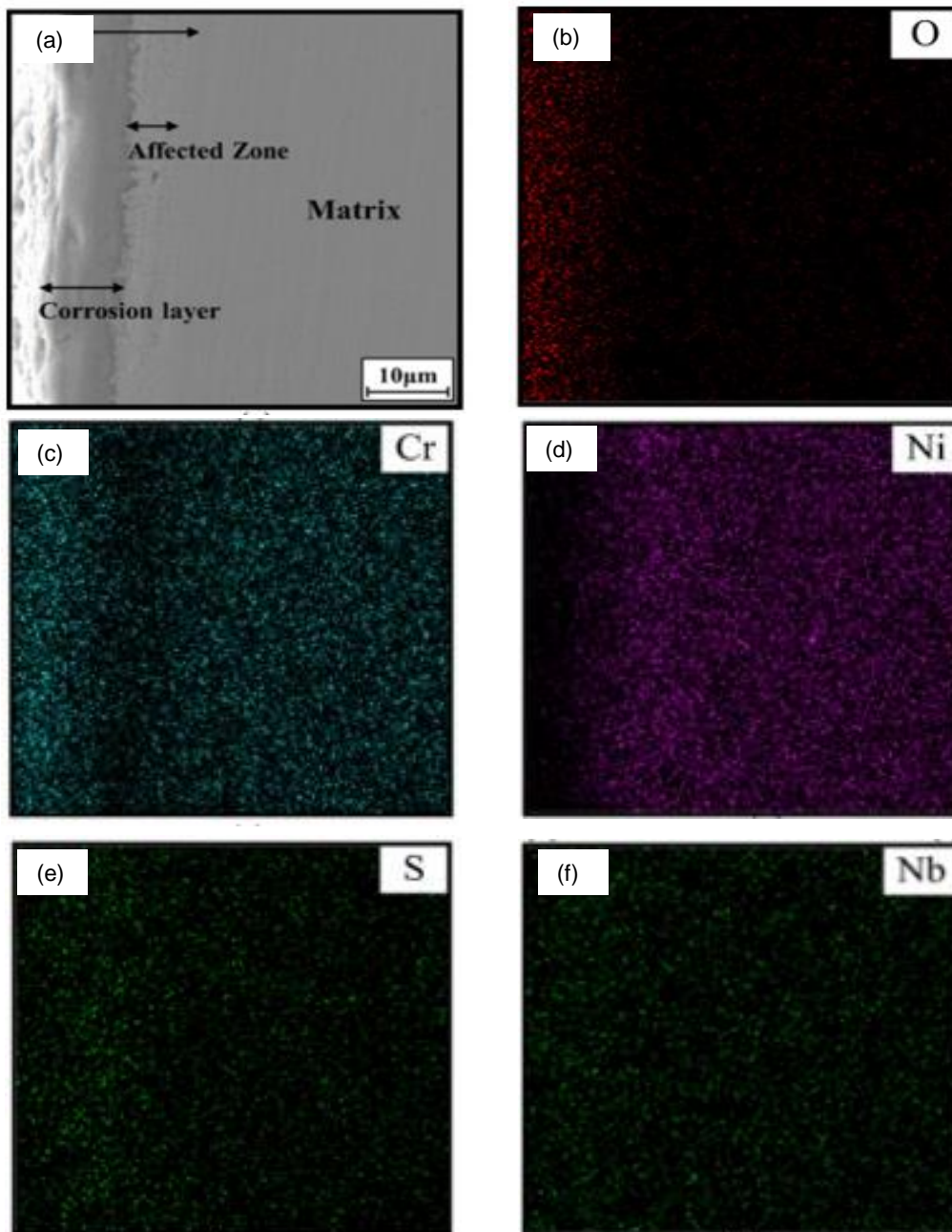
Ecuación 7. *Formación NaNbO₃*

Estudios anteriores realizados por He y col. evaluaron una superaleación de níquel Ni-18%Cr-5%Nb la cual fue expuesta durante un periodo de tiempo de 100 h a una temperatura de 650°C. Las etapas de corrosión son mostradas por medio de la morfología de la sección transversal de la muestra como se observa en la figura 9a en donde se describen la capa de corrosión, la zona afectada y la matriz de la aleación. En la figura 9, se identifican los mapas elementales que interactúan en el proceso de corrosión. Las figuras 9b y 9c muestran una mayor concentración de Cr y O en la capa de corrosión y la interfaz evidenciando la formación de Cr₂O₃ que actúa como capa protectora. Por otra parte, en la figura 9d y 9e se observa un traslape de S con Ni, lo cual demuestra la formación de sulfuros que deterioran la matriz de la aleación. Finalmente, la figura

9f, muestra una superposición de Nb al O evidenciando la formación de óxidos en la capa de corrosión.

Figura 9.

Morfologías de la sección transversal y los mapas elementales de una superaleación de níquel corridos a 650°C durante 100h: (a) Morfologías de la sección transversal; (b-f) mapas elementales de O, Cr, Ni, S Y Nb respectivamente



Nota: Adaptado de (He et al., 2019)

2.4.4. Fatiga

Los componentes sometidos a esfuerzos dinámicos y fluctuantes están expuestos a fallas por fatiga, las cuales hacen referencia a la fractura que ocurre luego de que una pieza este sometida a un largo periodo de tensiones repetidas o deformaciones cíclicas (Callister, 2016). Las superaleaciones usadas en la industria aeronáutica están expuestas a diferentes condiciones como fluctuaciones térmicas, vientos y vibraciones mecánicas, que pueden causar que los componentes fabricados a base de superaleaciones de níquel puedan fallar por fatiga. El nivel de tensión alcanzado con un número infinito de ciclos sin producir fallas por fatiga es denominado límite de resistencia a la fatiga, a medida que el valor de tensión aumenta, el número de ciclos que puede soportar una pieza disminuye (Papavinasam, 2014). La resistencia a la fatiga de las superaleaciones de níquel en las turbinas de motores aeronáuticos está directamente relacionadas con diferentes factores como lo son: la microestructura, la temperatura, el medio ambiente y demás parámetros como cargas, formas, frecuencias y amplitud de ondas (Y. Liu et al., 2018).

Por lo general, la nucleación de las grietas por fatiga puede darse a partir de defectos metalúrgicos y de fabricación, como poros, inclusiones, carburos y, en aleaciones que no presentan los defectos anteriormente mencionados, la nucleación de las grietas se produce, a nivel microestructural sobre las bandas de deslizamiento. La propagación de las grietas se da debido a la tensión normal ejercida en los componentes y su superficie es perpendicular a la dirección de la carga. (K. Hou et al., 2021).

Los álabes de las turbinas que componen los motores aeronáuticos están sometidos a cargas térmicas y mecánicas en su funcionamiento habitual; el gas que es inyectado al compresor se

encuentra a altas temperaturas y presiones induciendo ataques térmicos en el álabe y las paredes, las cuales, en su gran mayoría se encuentran fabricadas a base de superaleaciones de níquel; sumado a esto el movimiento rotacional a altas velocidades que induce cargas mecánicas ocasionan acumulación de daños en las piezas (Y. Liu et al., 2018).

Por defectos de fabricación o en consecuencia de su servicio a altas temperaturas en las superaleaciones, se encuentran defectos como microporosidades, óxidos y fases TCP que inducen la nucleación y la propagación de grietas por fatiga.

La microporosidad usualmente aparece durante la solidificación a causa de la carencia de metal líquido en la región interdendrítica. Este defecto induce la formación de grietas por fatiga isotérmica, puesto que, en la superficie de los microporos se promueve la nucleación de microfisuras originadas por grandes tensiones concentradas en la región interdendrítica; estas grietas crecen a causa de cargas de tracción y compresión induciendo la formación de estrías de fatiga alrededor de las microporosidades (Y. Liu et al., 2018).

Como se muestra en la tabla 5 las fases TCP de carácter frágil y quebradizo en forma de placas y agujas pueden ser causa de nucleación de grietas al someter los componentes a tensión. La precipitación de estas fases junto a otros defectos como microporos y carburos pueden proporcionar un aumento en el crecimiento de grietas por fatiga, puesto que, proporcionan un camino continuo que facilita la propagación de estas.

Por otro lado, la precipitación de fases TCP que agotan elementos como el Cr en la aleación promueven la formación de óxidos intergranulares, los cuales pueden inducir la nucleación de grietas que conllevan a la fractura de las piezas (Wilson, 2017). Estas grietas pueden tener una tasa alta de crecimiento debido a la fragilidad de los óxidos que se encuentran en la superficie de las piezas como capa protectora (Cr_2O_3 , Al_2O_3 y NiO) (Y. Liu et al., 2018).

Tabla 5.
Efecto de las fases TCP en las principales propiedades en las superaleaciones de níquel

Propiedad	Fase	Descripción
Dureza Ductilidad Tenacidad	μ	Su precipitación de carácter frágil aumenta la dureza y por consiguiente disminuye la ductilidad y tenacidad, así como su formación agota elementos de endurecimiento por solución sólida afectando estas propiedades directamente.
	P	
	σ	
	R	
	η	
	δ	
Resistencia a la tracción	Laves	Su precipitación agota Re, Co y W estos elementos aumentan la vida de ruptura por tensión de la aleación.
	μ	
	P	
	σ	
	R	
	η	
	δ	
Laves	Su precipitación agota Nb el cual precipita γ'' que aporta un alto endurecimiento a la aleación.	
Corrosión	σ	Su precipitación agota Cr el cual es el principal formador de la capa protectora Cr_2O_3 proporcionando resistencia a la corrosión.
	P	
Fatiga	μ	Su morfología en forma de placas y agujas induce la nucleación y crecimiento de grietas por fatiga
	δ	
	σ	
	P	
	Laves	

2.5. Síntesis del efecto de la precipitación de las fases TCP en las superaleaciones de níquel en la industria aeronáutica.

Basados en la revisión anteriormente realizada en este estudio se propone una síntesis como se muestra en la tabla 6 sobre la temperatura en la cual precipitan las fases TCP descritas durante

el desarrollo del trabajo, así como los elementos que promueven su precipitación y las propiedades de las superaleaciones de níquel que se ven afectadas durante el servicio en la industria aeronáutica.

Tabla 6.

Síntesis de la revisión realizada en este estudio durante el desarrollo del trabajo

Fase	Temperatura de precipitación	Elementos que inducen la precipitación	Propiedades afectadas por la precipitación
η	> 750°C	Ti, Al	Dureza
			Ductilidad
			Tenacidad
			Resistencia a la tracción
σ	750°C - 950°C	Mo, Cr	Dureza
			Ductilidad
			Tenacidad
			Resistencia a la tracción
			Resistencia a la corrosión
δ	> 750°C	Nb	Fatiga
			Dureza
			Ductilidad
			Tenacidad
			Resistencia a la tracción
Laves	Precipitan durante la fabricación, pero afectan >550°C	Nb	Fatiga
			Dureza
			Ductilidad
			Tenacidad
			Resistencia a la tracción
μ	> 950°C	Re, W, Co, Ni	Fatiga
			Dureza
			Ductilidad
			Tenacidad
P	> 950°C	Re, Cr, Mo, W	Resistencia a la tracción
			Resistencia a la corrosión
			Fatiga
			Ductilidad
			Dureza

Fase	Temperatura de precipitación	Elementos que inducen la precipitación	Propiedades afectadas por la precipitación
R	> 950°C	Mo	Dureza Ductilidad Tenacidad Resistencia a la tracción

3. Conclusiones

Se estableció por medio de la revisión bibliográfica realizada que las fases TCP η , δ , σ , P, μ , R y de Laves, precipitadas en las superaleaciones de níquel UNS N07001, UNS N07718, UNS N26625 y CMSX-4 analizadas en esta investigación causan un detrimento en las propiedades mecánicas a temperaturas superiores a los 550°C dependiendo directamente de la composición química de cada superaleación. La fase η precipita a temperaturas superiores a los 750°C cuando la fase γ' pierde su estabilidad; de la misma forma la fase δ proviene de γ'' a los 750°C y 900°C en función de cada aleación. Por otra parte, la fase σ precipita a temperaturas superiores a los 750°C cuando se presenta en la aleación 7001 pero a temperaturas inferiores a los 950°C en la aleación CMSX-4, dando paso a la formación de la fase P en esta última superaleación; sobre los 950°C también se da la precipitación de μ y R. Finalmente, las fases de laves se presentan a temperaturas mayores a los 650°C en la aleación N07718; mientras que, en la aleación N26625 se forman durante el proceso de fabricación, sin embargo, causa un detrimento en las propiedades mecánicas en un rango de 550 y 600°C.

Se identificó la estrecha relación entre las fases indeseables y la composición química de las superaleaciones de níquel. Estableciendo que las fases TCP σ , μ y P tienden a ser formadas por la mayor cantidad de elementos presentes en la aleación al exceder el límite de solubilidad. El Mo contribuye en la formación de fases TCP R, P y σ , teniendo en cuenta que el Cr contribuye a la precipitación de P y σ . Asimismo, el Re conlleva a la nucleación de las fases σ , μ y P, con la contribución del W en la formación de estas dos últimas fases y del Co y Ni en la precipitación de la fase μ . Por otra parte, el Nb es el elemento principal en la formación de la

fase γ ” que al perder su estabilidad da paso a la precipitación de la fase δ ; así como altas concentraciones de este elemento promueven la nucleación de la fase de laves.

Se determinó que las fases TCP causan un detrimento notable en las propiedades de las superaleaciones de níquel, afectando notablemente la resistencia a la tracción, corrosión, fatiga, dureza, ductilidad y tenacidad. Las fases δ , μ , σ , P y laves afectan la fatiga y junto a las fases R y η tienen efectos negativos en la dureza, ductilidad y tenacidad, debido a su carácter frágil y morfología, ya que inducen grietas, poros o defectos. Asimismo, afectan la resistencia a la tracción puesto que, las fases μ , P, σ , y R agotan elementos de aleación que aumentan la resistencia a altas temperaturas; mientras que, las fases η , δ , y laves provienen de las fases de endurecimiento al perder su estabilidad. Finalmente, la precipitación de las fases σ y P agotan el Cr el cual es el elemento principal en la formación de la capa protectora de Cr_2O_3 reduciendo así la resistencia a la corrosión de la aleación.

Referencias Bibliográficas

- Akande, I. G., Oluwole, O. O., Fayomi, O. S. I., & Odunlami, O. A. (2021). Overview of mechanical, microstructural, oxidation properties and high-temperature applications of superalloys. *Materials Today: Proceedings*, 43, 2222–2231. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.12.523>
- Anderson, M., Thielin, A. L., Bridier, F., Bocher, P., & Savoie, J. (2017). δ Phase precipitation in Inconel 718 and associated mechanical properties. *Materials Science and Engineering A*, 679(September 2016), 48–55. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.114>
- Antonov, S., Detrois, M., Helmink, R. C., & Tin, S. (2015). Precipitate phase stability and compositional dependence on alloying additions in γ - γ' - δ - η Ni-base superalloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 626, 76–86. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.11.155>
- Antonov, S., Huo, J., Feng, Q., Isheim, D., Seidman, D. N., Helmink, R. C., Sun, E., & Tin, S. (2017). σ and η Phase formation in advanced polycrystalline Ni-base superalloys. *Materials Science and Engineering A*, 687(September 2016), 232–240. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.01.064>
- Barnett, R., Mueller, S., Hiller, S., Pérez-Willard, F., Strickland, J., & Dong, H. (2020). Rapid production of pillar structures on the surface of single crystal CMSX-4 superalloy by femtosecond laser machining. *Optics and Lasers in Engineering*, 127(April 2019), 105941. <https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2019.105941>
- Basak, A., Holenarasipura Raghu, S., & Das, S. (2017). Microstructures and Microhardness Properties of CMSX-4® Additively Fabricated Through Scanning Laser Epitaxy (SLE). *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26(12), 5877–5884.

<https://doi.org/10.1007/s11665-017-3008-9>

Batelle Memorial Institute. (2021). *Metallic materials properties development and standardization (MMPDS-16)* (Issue July). Batelle memorial institute.

Belan, J. (2016). GCP and TCP Phases Presented in Nickel-base Superalloys. *Materials Today: Proceedings*, 3(4), 936–941. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2016.03.024>

Bi, Z., Dong, J., Zheng, L., & Xie, X. (2013). Phenomenon and Mechanism of High Temperature Low Plasticity in High-Cr Nickel-based Superalloy. *Journal of Materials Science and Technology*, 29(2), 187–192. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2012.12.010>

Bürger, D., Parsa, A. B., Ramsperger, M., Körner, C., & Eggeler, G. (2019). Creep properties of single crystal Ni-base superalloys (SX): A comparison between conventionally cast and additive manufactured CMSX-4 materials. *Materials Science and Engineering A*, 762(July), 138098. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138098>

Callister, W. (2016). CALLISTER_-_Ciencia_e_Ingenieria_de_los_Materiales.pdf. In *Ciencia E Ingeniería De Materiales*.

Campbell, F. C. (2008). *Elements of Metallurgy and Engineering Alloys* (F. C. Campbell (ed.)).

Cao, L. W., Xie, G. S., & Zhao, M. Z. (2019). Failure analysis of hot clamp induced cracking on hydrogen reformer outlet pigtail tubes. *Key Engineering Materials*, 795, 340–345. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.795.340>

Cárdenas, J., & Díaz, F. (2015). *Superalaciones* [Universidad Nacional Autónoma de México, facultad de estudios superiores cuautitlán]. http://olimpia.cuautitlan2.unam.mx/pagina_ingenieria/mecanica/mat/mat_mec/m6/superalesiones.pdf

Chen, J. Y., Li, Q., Zhang, M. J., Tang, X., & Xiao, C. B. (2017). Influences of W and Al on the

- microstructure and Stress-Rupture property of Re-Free Ni-Based single crystal superalloys. In *Materials Science Forum: Vol. 898 MSF* (pp. 492–497). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.898.492>
- Chen, Y., Liu, Y., Yu, K., Yang, F., Jiang, D., Ren, Y., & Cui, L. (2021). Small-scale confined R-phase transformation in Ni₄₇Ti₄₉Fe₂-Nb₂ alloy. *Materialia*, 20(October), 101262. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2021.101262>
- Cockings, H. L., Cockings, B. J., Harrison, W., Dowd, M., Perkins, K. M., Whittaker, M. T., & Gibson, G. J. (2020). The effect of near-surface plastic deformation on the hot corrosion and high temperature corrosion-fatigue response of a nickel-based superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 832, 154889. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154889>
- Darolia, R. (2019). Development of strong, oxidation and corrosion resistant nickel-based superalloys: critical review of challenges, progress and prospects. *International Materials Reviews*, 64(6), 355–380. <https://doi.org/10.1080/09506608.2018.1516713>
- Dubiel, B., Indyka, P., Kalemba-Rec, I., Kruk, A., Moskalewicz, T., Radziszewska, A., Kaç, S., Kopia, A., Berent, K., & Gajewska, M. (2018). The influence of high temperature annealing and creep on the microstructure and chemical element distribution in the γ , γ' and TCP phases in single crystal Ni-base superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 731, 693–703. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.10.076>
- Dubiel, B., Indyka, P., Moskalewicz, T., Kruk, A., Zubko, M., Kalemba-Rec, I., & Berent, K. (2017). Characterization of the μ and P phase precipitates in the CMSX-4 single crystal superalloy. *Journal of Microscopy*, 266(3), 239–248. <https://doi.org/10.1111/jmi.12532>
- El-Bagoury, N., & Mohsen, Q. (2011). Gamma prime and TCP phases and mechanical properties of thermally exposed nickel-base superalloy. *Phase Transitions*, 84(11–12), 1108–1122.

<https://doi.org/10.1080/01411594.2011.582379>

Geddes, B., Leon, H., & Huang, X. (2010). Superalloys - Alloying and performance. In *Superalloys* (Vol. 3, Issue Ref 1). <https://doi.org/10.31399/asm.tb.sap.t53000009>

Geddes, B., Leon, H., & Huang, X. (2020). Compositional Effects. In *Superalloys* (pp. 59–109). <https://doi.org/10.31399/asm.tb.sap.t53000059>

Habid, E., & Sánchez, R. (2018). *Instituto Politécnico Nacional Escuela Superior de Ingeniería Química e Industrias Análisis del Diseño de los Tratamientos Térmicos Aplicados a la Superaleación Inconel IN-718 Utilizando el Programa de Simulación Numérica Thermo-Calc Tesis Presenta.*

Hardy, M., Huron, E., Glatzel, U., Griffin, B., Lewis, B., Rae, C., Seetharaman, V., & Tin, S. (2016). *Superalloys 2016- Proceedings of the 13th International Symposium on superalloys* (Vol. 625, Issue Mim). TMS (The minerals, metals & materials society).

He, D. G., Lin, Y. C., Tang, Y., Li, L., Chen, J., Chen, M. S., & Chen, X. M. (2019). Influences of solution cooling on microstructures, mechanical properties and hot corrosion resistance of a nickel-based superalloy. *Materials Science and Engineering A*, 746(September 2018), 372–383. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.015>

Hou, J., Yang, F., Wu, Y., & Zhou, L. (2019). Effect of alloying elements on the precipitation of δ phase in Ni-Nb-Cr-Mo alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 785, 1038–1046. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.01.250>

Hou, K., Ou, M., Wang, M., Hao, X., Ma, Y., & Liu, K. (2021). Low cycle fatigue and high cycle fatigue of K4750 Ni-based superalloy at 600 °C: Analysis of fracture behavior and deformation mechanism. *Materials Science and Engineering A*, 820(June), 141588. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141588>

- Huo, J., Shi, Q., Zheng, Y., & Feng, Q. (2017). Microstructural characteristics of σ phase and P phase in Ru-containing single crystal superalloys. *Materials Characterization*, *124*, 73–82. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2016.12.003>
- Jacinto, P., & Kañetas, P. (2012). *Caracterización microestructural y mecánica de una aleación INCONEL 718 con deformación termomecánica a diferentes condiciones.*
- Jiang, H., Liu, C., Dong, J., & Zhang, M. (2020). The effect of Mo and Ti elements on long-term microstructure stability of 617B nickel-base superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*, *821*, 153217. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153217>
- Jiang, J., Yang, J., Zhang, T., Zou, J., Wang, Y., Dunne, F. P. E., & Britton, T. B. (2016). Microstructurally sensitive crack nucleation around inclusions in powder metallurgy nickel-based superalloys. *Acta Materialia*, *117*, 333–344. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.023>
- Lai, G. Y. (2007). High-Temperature Corrosion and Materials Applications. In A. I. Materials Park (Ed.), *Materials Park*. <https://doi.org/10.1361/hcma2007p005>
- Le, W., Chen, Z., Yan, K., Naseem, S., Zhao, Y., Zhang, H., & Zhang, Z. (2021). Early evolution of δ phase and coarse γ'' phase in Inconel 718 alloy with high temperature ageing. *Materials Characterization*, *180*(August), 111403. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111403>
- Leidermark, D., Moverare, J. J., Johansson, S., Simonsson, K., & Sjöström, S. (2010). Tension/compression asymmetry of a single-crystal superalloy in virgin and degraded condition. *Acta Materialia*, *58*(15), 4986–4997. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.05.032>
- Li, Q., Chen, S., Zhang, Y., Deng, C., & Zhang, L. (2022). Stress-induced formation of μ -TCP phase during the early-stage interdiffusion process in the NiCrAlY/NiAlCoCrW model

- coating/superalloy system at ambient temperature. *Journal of Alloys and Compounds*, 891, 161980. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.161980>
- Lin, Y. C., & Wang, C. Y. (2020). Alloying-element dependence of structural, elastic and electronic properties of nickel-based superalloys: Influence of γ' volume fraction. *Journal of Alloys and Compounds*, 838, 155141. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155141>
- Liu, G., Kong, L., Xiao, X., & Biroasca, S. (2022a). Microstructure evolution and phase transformation in a nickel-based superalloy with varying Ti/Al ratios: Part 1 - Microstructure evolution. *Materials Science and Engineering A*, 831(September 2021), 142228. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142228>
- Liu, G., Kong, L., Xiao, X., & Biroasca, S. (2022b). Microstructure evolution and phase transformation in a nickel-based superalloy with varying Ti/Al ratios: Part 2 – Phase transformation. *Materials Science and Engineering A*, 831(October 2021), 142229. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142229>
- Liu, S. Z., Shi, Z. X., Han, M., & Li, J. R. (2017). Microstructure evolution and stress rupture properties of DD6 single crystal superalloy after overheating. *Materials Science Forum*, 898 *MSF*, 517–522. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.898.517>
- Liu, X., Fan, J., Song, Y., Zhang, P., Chen, F., Yuan, R., Wang, J., Tang, B., Kou, H., & Li, J. (2022). High-temperature tensile and creep behaviour of Inconel 625 superalloy sheet and its associated deformation-failure micromechanisms. *Materials Science and Engineering A*, 829(August 2021), 142152. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142152>
- Liu, X., Fan, J., Zhang, P., Xie, J., Chen, F., Liu, D., Yuan, R., Tang, B., Kou, H., & Li, J. (2021). Temperature dependence of deformation behavior, microstructure evolution and fracture mechanism of Inconel 625 superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 869, 159342.

<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159342>

Liu, X. G., Wang, L., Lou, L. H., & Zhang, J. (2015). Effect of Mo Addition on Microstructural Characteristics in a Re-containing Single Crystal Superalloy. *Journal of Materials Science and Technology*, 31(2), 143–147. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2013.12.019>

Liu, Y., Wu, Y., Kang, M., Wang, M., Li, M., Gao, H., Wang, J., Sun, B., & Ning, Y. (2018). Fracture mechanisms induced by microporosity and precipitates in isothermal fatigue of polycrystalline nickel based superalloy. *Materials Science and Engineering A*, 736(800), 438–452. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.06.095>

Logunov, A. V., Shmotin, Y. N., Khramin, R. V., Zavodov, S. A., & Danilov, D. V. (2021). Effect of Alloying Elements on the Strength Properties of Nickel Superalloys for Gas Turbine Disks. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2021(12), 1604–1611. <https://doi.org/10.1134/S0036029521120144>

Long, H., Liu, Y., Mao, S., Wei, H., Zhang, J., Ma, S., Deng, Q., Chen, Y., Zhang, Z., & Han, X. (2018). Minimum interface misfit criterion for the precipitation morphologies of TCP phases in a Ni-based single crystal superalloy. *Intermetallics*, 94(October 2017), 55–64. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2017.12.020>

Ma, S., Zhang, J., Li, P., Zhang, Y., Jin, H., Zhang, W., Li, X., Mao, S., Liu, J., Wang, X., Zhou, Y., Sun, X., & Ni, W. (2018). Growth twins of R phase in the high Mo-containing nickel-base single crystal superalloy. *Materials Research Express*, 5(12). <https://doi.org/10.1088/2053-1591/aae251>

Mallikarjuna, H. T., Caley, W. F., & Richards, N. L. (2019). The effect of cooling rate on the Γ' composition, morphology and corrosion behaviour of IN738LC. *Corrosion Science*, 149(September 2018), 37–44. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2018.12.036>

- Medina, J. Z. (2019). *Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales U.M.S.N.H.* 1–46.
- Motorcu, A. R., Kuş, A., & Durgun, I. (2014). The evaluation of the effects of control factors on surface roughness in the drilling of Waspaloy superalloy. *Measurement: Journal of the International Measurement Confederation*, 58, 394–408. <https://doi.org/10.1016/j.measurement.2014.09.012>
- Papavinasam, S. (2014). Materials. In *Corrosion Control in the Oil and Gas Industry* (pp. 133–177). Elsevier.
- Patel, S. J., & DeBarbadillo, J. J. (2016). *INNOVATION THROUGH COLLABORATION*.
- Quintana, M. (2019). *SÍNTESIS Y EVALUACIÓN DE MATERIAL DE APORTE BASE Ni-Co PARA APLICACIÓN EN SOLDADURA POR TIG EN SUPERALEACIONES*. UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL ESTADO DE MORELOS.
- Shang, Z., Wei, X., Song, D., Zou, J., Liang, S., Liu, G., Nie, L., & Gong, X. (2020). Microstructure and mechanical properties of a new nickel-based single crystal superalloy. *Journal of Materials Research and Technology*, 9(5), 11641–11649. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.08.032>
- Shi, Z., Li, J., & Liu, S. (2012). Effect of long term aging on microstructure and stress rupture properties of a nickel based single crystal superalloy. *Progress in Natural Science: Materials International*, 22(5), 426–432. <https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2012.10.004>
- Sohrabi, M. J., Mirzadeh, H., & Rafiei, M. (2018). Solidification behavior and Laves phase dissolution during homogenization heat treatment of Inconel 718 superalloy. *Vacuum*, 154(April), 235–243. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2018.05.019>
- Sujata, M., Madan, M., Raghavendra, K., Venkataswamy, M. A., & Bhaumik, S. K. (2010). Identification of failure mechanisms in nickel base superalloy turbine blades through

- microstructural study. *Engineering Failure Analysis*, 17(6), 1436–1446. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2010.05.004>
- Tabaie, S., Shahriari, D., Plouze, C., Devaux, A., Cormier, J., & Jahazi, M. (2019). Hot ductility behavior of AD730TM nickel-base superalloy. *Materials Science and Engineering A*, 766(September), 138391. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138391>
- Taboada, J. (2015). *CARACTERIZACIÓN DE LA SUPERALEACION BASE NÍQUEL C-263 EMPLEADA EN ANILLOS DE FORJA SIN COSTURA DE TURBORREACTORES DE AVIONES*. Universidad Nuevo León.
- Taheri, M., Jam, J. E., Beni, M. H., Khorram, A., Kashani-Bozorg, S. F., & Torkamany, M. J. (2021). The effect of service temperature on the impact strength and fracture toughness of GTD-111 superalloy. *Engineering Failure Analysis*, 127(January), 105507. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2021.105507>
- Tian, S., Qian, B., Li, T., Wang, M., & Xie, J. (2010). Influence of TCP phase on enduring property of single crystal nickel-based superalloys. *TMS Annual Meeting*, 91–98.
- Tin, S., & pollock, tresa. (2014). Nickel-Based Superalloys. In *Turbine Aerodynamics, Heat Transfer, Materials, and Mechanics*. American Institute of Aeronautics and Astronautics (AIAA).
- Wang, C., Wu, Y., Guo, Y. A., Guo, J., & Zhou, L. (2019). Precipitation behavior of sigma phase and its influence on mechanical properties of a Ni-Fe based alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 784, 266–275. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.01.048>
- Wang, W. Z., Jin, T., Jia, J. H., Liu, J. L., & Hu, Z. Q. (2015). Effects of cobalt on creep rupture properties and dislocation structures in nickel base superalloys. *Materials Science and Engineering A*, 624, 220–228. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.11.038>

- Wang, Y., Zhao, M., Li, Z., Li, X., Yin, F., & He, J. (2022). The synergistic effect of Re and W on the evolution of TCP phases in Nickel-based superalloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 900, 163286. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.163286>
- Wilson, A. S. (2017). Formation and effect of topologically close-packed phases in nickel-base superalloys. *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, 33(9), 1108–1118. <https://doi.org/10.1080/02670836.2016.1187335>
- Wu, R., Yin, Q., Wang, J., Mao, Q., Zhang, X., & Wen, Z. (2021). Effect of Re on mechanical properties of single crystal Ni-based superalloys: Insights from first-principle and molecular dynamics. *Journal of Alloys and Compounds*, 862, 158643. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.158643>
- Wu, X., Liu, W., Lu, X. G., Jiang, Y., & He, Y. (2022). Site occupancy behavior of the binary μ phase. *Journal of Solid State Chemistry*, 305(333), 122704. <https://doi.org/10.1016/j.jssc.2021.122704>
- Xue, F., Wang, M., & Feng, Q. (2012). Alloying Effects on Heat-Treated Microstructure in Co-Al-W-Base Superalloys at 1300°C and 900°C. *Superalloys 2012*, 813–821. <https://doi.org/10.1002/9781118516430.ch90>
- Yue, X. D., Li, J. R., Wang, X. G., & Shi, Z. X. (2017). Microstructure and property calculation of three typical second generation single crystal superalloys. *Materials Science Forum*, 898 MSF, 545–551. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.898.545>
- Zhang, J., Huang, T., Lu, F., Cao, K., Wang, D., Zhang, J., Zhang, J., Su, H. J., & Liu, L. (2021). Unveiling the Re segregation at γ/γ' interface in Ni-based superalloy. *Scripta Materialia*, 204, 114131. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2021.114131>
- Zhang, Y., Zhang, J., Li, P., Jin, H., Zhang, W., Wang, Z., & Mao, S. (2020). Characterization of

topologically close-packed phases and precipitation behavior of P phase in a Ni-based single crystal superalloy. *Intermetallics*, 125(July), 106887.

<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2020.106887>

Zhang, Z., Wen, Z., & Yue, Z. (2020). Nanoindentation study and mechanical property analysis of nickel-based single crystal superalloys. *Materials Research Express*, 7(9).

<https://doi.org/10.1088/2053-1591/abb058>

Zhou, T., Feng, W., Zhao, H., Meng, Y., Zhang, H., Ding, H., & Wang, Z. (2018). Coupling effects of tungsten and molybdenum on microstructure and stress-rupture properties of a nickel-base cast superalloy. *Progress in Natural Science: Materials International*, 28(1), 45–53.

<https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2017.12.003>