

AHSS CON EFECTO TRIP

Influencia de las Variables de Proceso sobre las Propiedades de los Aceros Avanzados de
Alta Resistencia con Efecto TRIP: Estado del Arte

Gabriela Bacca Quintero

Trabajo de Grado para Optar el Título de Ingeniera Metalúrgica

Director

Ana María Pérez Ceballos

Ph.D. Ingeniería Metalúrgica

Universidad Industrial de Santander

Facultad de Ingenierías Físicoquímicas

Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales

Bucaramanga

2021

Agradecimientos

Quiero darle las gracias en primer lugar a Dios y a mi familia, por el apoyo incondicional de mis padres, ya que siempre me han enseñado a luchar por mis sueños, a ponerle el corazón a todo lo que haga, a ser una persona segura de sí misma sin miedos ni inseguridades, ellos me brindaron la oportunidad de enfrentarme a una ciudad nueva y vivir esta gran experiencia de crecimiento tanto personal, como profesional que me ha brindado la universidad. También quiero darles las gracias a mis hermanos, ya que son mi ejemplo a seguir y sin duda alguna fueron un impulso demasiado grande para acoplarme a la vida universitaria.

Quiero dar mi más sincero agradecimiento a mi directora Ana María, por su gran entrega y dedicación no sólo en este trabajo, sino en cada materia que me dictó, porque logró generar en mí, un vínculo de confianza más allá de lo académico, siempre me ha brindado su apoyo confiando en mis capacidades, siendo un maestro, mentor y guía en mi camino académico, porque poco a poco logró sembrar esa pasión y amor por la carrera. A mi prima Dani, que ha estado a mi lado en cada nuevo paso que he dado, brindándome su más sincero apoyo y compañía. A mis compañeros de clase y mis amigos en especial a Silvia, Angie, Sergio y Luis, que han vivido conmigo todo este proceso académico haciéndolo más ameno, cada uno de ellos dejó su huella en mi corazón. Agradezco a nuestra gran Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, a cada uno de los profesores por su interés y empeño continuo en nuestra formación como personas y profesionales.

Tabla de contenido

Introducción	9
1. Objetivos	10
1.1. Objetivo General	10
1.2. Objetivos Específicos	10
2. Aceros avanzados de alta resistencia	11
2.1. Aceros con plasticidad inducida por transformación (TRIP-assisted)	13
2.2. Aceros inoxidables austeníticos metaestables (ASS)	14
2.3. Aceros de medio manganeso	15
2.4. Aceros quenching and partitioning (Q&P)	15
3. Composición química de los AHSS con efecto TRIP	16
3.1. Efecto de la composición química en los aceros asistidos por TRIP	17
3.2. Efecto de la composición química en los aceros inoxidables austeníticos metaestables	18
3.3. Efecto de la composición química en los aceros de medio-Mn	19
3.4. Efecto de la composición química en los aceros <i>quenching and partitioning</i>	20
4. Tratamientos termomecánicos	21
4.1. Procesamiento termomecánico de los aceros asistidos por TRIP	22
4.2. Procesamiento termomecánico de los aceros inoxidables austeníticos metaestables	24
4.3. Procesamiento termomecánico de los aceros de medio-Mn	26
4.4. Procesamiento de los aceros <i>quenching and partitioning</i>	29
5. Propiedades de los aceros avanzados de alta resistencia con efecto TRIP	32
6. Conclusiones	34
Referencias bibliográficas	37

Lista de Tablas

	Pág.
Tabla 1 <i>Microestructura y composición química de AHSS con efecto TRIP. Adaptado de: (Soleimani et al., 2020a)</i>	17
Tabla 2 <i>Propiedades mecánicas de aceros de medio-Mn sometidos a un tratamiento de ART en diferentes condiciones de recocido. Adaptado de (Zhao & Jiang, 2018)</i>	29
Tabla 3 <i>Rangos de propiedades mecánicas típicas de los aceros Q&P de la generación actual. Adaptada de (L. Wang & Speer, 2013)</i>	34

Lista de Figura

	Pág.
Figura 1 <i>Resistencia a la tracción vs deformación total de varios grados de AHSS. Fuente (Soleimani et al., 2020).</i>	12
Figura 2 <i>Microestructura de los aceros asistidos por TRIP. Fuente (Demeri, 2013a)</i>	14
Figura 3 <i>(a) Tratamiento térmico de dos pasos del acero TRIP y (b) los cambios estructurales durante el tratamiento IBT y el posterior enfriamiento. Fuente (Soleimani et al., 2020a)</i>	23
Figura 4 <i>(a) Formación de α'-martensita en la intersección de la banda micro-cortante. (b) Fracción de volumen de fases en un acero inoxidable AISI 304 vs deformación. Tomado de (Soleimani et al., 2020b)</i>	26
Figura 5 <i>Ruta de procesamiento típica del recocido de transformación revertida de austenita (ART). Fuente (Li Liu et al., 2018)</i>	27
Figura 6 <i>Ilustración esquemática del proceso Q&P para la obtención de microestructuras que contienen austenita. Tomado de(Speer et al., 2005)</i>	30
Figura 7 <i>Efecto de la adición de Ti y Nb en las curvas de tracción de aceros asistidos por TRIP. Adaptado de (Zeng et al., 2020).</i>	32
Figura 8 <i>Efecto de la temperatura de recocido intercrítico sobre (a) las fracciones de austenita y (b) las propiedades mecánicas del acero Fe – 0.2C-8.5Mn – 3Al medium-Mn con efecto TRIP. Adaptado de (Zhichao Li et al., 2020).</i>	33

Glosario

- AHSS: *advanced high strength steels*. Aceros avanzados de alta resistencia
- ART: *austenite reverted transformation*. Transformación revertida de austenita
- ASS: *austenitic stainless steel*. Aceros inoxidables austeníticos metaestables
- DRX: *dynamic recrystallization*. Recristalización dinámica.
- IBT: *isothermal bainitic transformation*. Transformación bainítica isotérmica
- Q&P: *quenching and partitioning*
- SFE: *stacking fault energy*. Energía de falla por apilamiento
- TEL: *total percent elongation*. Porcentaje total de alargamiento
- TMP: *thermomechanical processing*. Procesamiento termomecánico.
- TRIP: *transformation induced plasticity*. Transformación inducida por plasticidad
- UTS: *ultimate tensile strength*. Esfuerzo último a tensión.
- YS: *yield strength*. Límite elástico

Resumen

Título: Influencia de las variables de proceso sobre las propiedades de los aceros avanzados de alta resistencia con efecto TRIP: Estado del arte

Autor: Gabriela Bacca Quintero

Palabras Clave: Aceros avanzados de alta resistencia, Efecto TRIP, Composición Química, Tratamientos Termomecánicos, Propiedades Mecánicas, Microestructura.

Descripción: La constante búsqueda de nuevos materiales en la industria automotriz que cumplan con altas propiedades mecánicas, brinden mayor seguridad para los pasajeros, menor consumo de combustible y, por lo tanto, mayor control de la contaminación del medio ambiente ha sido un reto permanente con el transcurrir de los años. Por lo que, en la actualidad, la industria automotriz ha fomentado el interés por el uso de aceros avanzados de alta resistencia con efecto TRIP (*Transformation Induced Plasticity*- Transformación Inducida por Plasticidad), debido a que poseen un mejorado balance entre resistencia-ductilidad lo que les confiere características únicas. Este estado del arte tiene como objetivo presentar una revisión de las investigaciones realizadas en los últimos años enfocada en el uso del efecto TRIP para cada uno en los siguientes aceros: inoxidables austeníticos metaestables, asistidos por TRIP, de medio-Mn y *quenching and partitioning*, los cuales hacen parte de los aceros avanzados de alta resistencia. Esto, con el fin de identificar y analizar las variables de proceso que ayudan a mejorar las propiedades mecánicas, estableciendo el efecto de los elementos de aleación y los procesos termomecánicos sobre la microestructura final de la pieza.

Trabajo de grado

Facultad de fisicoquímica, Escuela de Metalúrgica, director Ana María Pérez Ceballos

Ph.D. Ingeniería Metalúrgica

Abstract

Title: Influence of process variables on the properties of advanced high-strength steels with TRIP effect: State of the art

Author: Gabriela Bacca Quintero

Key Words: Advanced High Strength Steels, TRIP effect, Chemical Composition, Thermomechanical Treatments, Mechanical Properties, Microstructure.

Description: The constant search for new materials in the automotive industry that comply with high mechanical properties, provide greater safety for passengers, lower fuel consumption and, therefore, greater control of environmental pollution has been a permanent challenge with the passing of the years. Therefore, at present, the automotive industry has fostered interest in the use of advanced high-strength steels with the TRIP (Transformation Induced Plasticity) effect, because adopting an improved balance between resistance-ductility lo that gives them unique characteristics. This state of the art aims to present a review of the research carried out in recent years focused on the use of the TRIP effect in metastable austenitic stainless steels, TRIP assisted, medium-Mn and quenching and partitioning, which are part of the advanced high-strength steels. This, to identify and analyze the process variables that help improve properties mechanical, establishing the effect of alloying elements and thermomechanical processes on the final microstructure of the piece.

Degree word

Facultad de física y química, Escuela de Metalurgia, director Ana María Pérez Ceballos

Ph.D. Ingeniería Metalúrgica

Introducción

La conciencia por los daños que se causan constantemente al medio ambiente ha venido tomando mucha más fuerza con el paso de los años, los gobiernos han generado severas restricciones sobre los niveles permisibles de emisiones de gases de efecto invernadero. La industria automotriz se ha visto envuelta en dichos problemas, por esta razón debe enfrentarse a grandes cambios como lo es la reducción del peso de los materiales, dado que es la forma más directa y eficaz para mejorar el consumo de combustible y lograr la reducción de las emisiones de gases. Sin embargo, los fabricantes de automóviles no deben descuidar la seguridad de los pasajeros en caso de accidentes. Por consiguiente, la industria ha generado gran interés por el desarrollo de nuevos aceros avanzados de alta resistencia con efecto TRIP, debido a que poseen propiedades metalúrgicas y métodos de procesamiento que permiten cumplir con los requisitos de seguridad, eficiencia, emisiones, conformabilidad, durabilidad y calidad sin aumentar significativamente su precio. A razón de ello, este proyecto tiene la finalidad de presentar el estado actual de las investigaciones y tendencias sobre el uso de aceros inoxidables austeníticos metaestables, asistidos por TRIP, medio-Mn y *quenching and partitioning* haciendo uso de las bases de datos electrónicas (*Science Direct, Springer, Knovel, ResearchGate, Google Scholar*), libros, revistas y tesis doctorales. Se identificaron las variables de proceso que ayudan al mejoramiento de la microestructura para la modificación efectiva de las propiedades mecánicas, estableciendo el efecto de los elementos de aleación sobre la estabilidad de la austenita, el tipo, temperatura y tiempo de tratamiento térmico, así como también, la influencia directa del conformado de la pieza sobre la microestructura final.

1. Objetivos

1.1. Objetivo General

Analizar, a partir de revisión literaria, las variables de proceso que influyan sobre las propiedades de los aceros avanzados de alta resistencia con efecto TRIP.

1.2. Objetivos Específicos

1.2.1 Identificar la clasificación de los aceros avanzados de alta resistencia y el impacto del efecto TRIP en sus características.

1.2.2. Determinar el efecto de la composición química sobre las propiedades de los aceros avanzados de alta resistencia con efecto TRIP.

1.2.3. Establecer el efecto de los tratamientos termomecánicos sobre la microestructura de los aceros avanzados de alta resistencia con efecto TRIP.

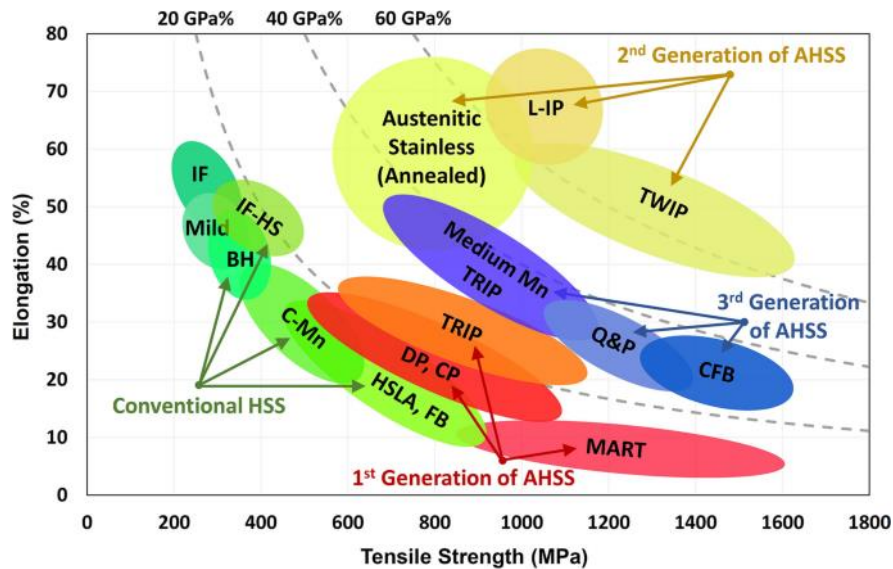
1.2.4. Analizar la relación entre las propiedades de los aceros avanzados de alta resistencia con efecto TRIP y las variables de proceso estudiadas.

2. Aceros avanzados de alta resistencia

Se conocen como aceros avanzados de alta resistencia o también llamados, por sus siglas en inglés, AHSS (*Advanced High Strength Steels*) a aquellos aceros con límites elásticos por encima de 280 MPa, resistencia a la tracción mayor que 500 MPa y microestructuras complejas de diferentes fases como ferrita, martensita, bainita y austenita retenida (Fonstein, 2015). Este tipo de aceros posee una mayor capacidad de endurecimiento por deformación, dando como resultado un magnífico equilibrio resistencia-ductilidad, lo que les confiere mayor interés en la industria comparados con los aceros convencionales (Demeri, 2013a). Existen tres grandes categorías como se muestra en la Figura 1; la primera generación de los AHSS está conformada por algunos de los grados más utilizados como son los aceros de doble fase (*DP*, por sus siglas en inglés), aceros con plasticidad inducida por transformación (*TRIP-assisted*, por sus siglas en inglés), y de fase compleja (*CP*, por sus siglas en inglés). La segunda generación de los aceros AHSS posee propiedades mecánicas superiores y corresponden a los aceros con plasticidad inducida por maclado (*TWIP*, por sus siglas en inglés), aceros inoxidable austeníticos (*ASS*, por sus siglas en inglés) y aceros ligeros aleados con aluminio con plasticidad inducida (*L-IP*, por sus siglas en inglés). Finalmente, la tercera generación de los AHSS posee una mejor combinación de resistencia-ductilidad comparados con la primera generación y su producción involucra menores costos si se comparan con los aceros de la segunda generación; en esta categoría se encuentran los aceros aleados con contenidos medios de manganeso, los aceros *quenching and partitioning* (*QP*) y aceros bainíticos libres de carburos (*CFB*, por sus siglas en inglés) (Soleimani et al., 2020).

Figura 1

Resistencia a la tracción vs deformación total de varios grados de AHSS. Fuente (Soleimani et al., 2020).



El efecto TRIP se dio a conocer en 1960 por medio de una publicación realizada por Zackay y Parker quienes trabajaban con aceros inoxidable martensíticos altamente aleados. Por medio de un tratamiento térmico artificial, lograron obtener una cantidad significativa de austenita metaestable retenida, dando como resultado aceros con bajo límite elástico, retrasada inestabilidad plástica, mostrando así, un alargamiento del cuello de aproximadamente 80% (Zackay et al., 1967).

Los aceros con efecto TRIP se desarrollaron en la década de 1980, por medio de una investigación intensiva en la búsqueda de nuevos materiales para la industria automotriz realizada por Nippon Steel. En donde la creciente demanda de un mayor ahorro de combustible y mejor resistencia a los choques daba lugar a seguir investigando nuevos aceros que brindaran mejor conformabilidad y mejor comportamiento mecánico para poder garantizar la seguridad de

los pasajeros. No obstante, fue hasta este milenio que se dio la comercialización de los aceros con efecto TRIP, sin embargo, son aceros muy novedosos y no son producidos por todos los fabricantes ni utilizados en todos los sectores de la industrias de automóviles (Fonstein, 2015). Los aceros con efecto TRIP (*Transformation Induced Plasticity* - Transformación inducida por plasticidad), poseen excelentes propiedades mecánicas en términos de balance resistencia-ductilidad y una alta capacidad de endurecimiento por deformación (Sugimoto & Mukherjee, 2017). El efecto de plasticidad inducida por transformación (TRIP) en aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) se puede definir como la transformación de austenita (retenida) en martensita durante la deformación plástica para mejorar tanto la resistencia como la ductilidad. Esta transformación aumenta sustancialmente la tasa de endurecimiento por trabajado mecánico y refuerza el material de manera efectiva en la región del cuello (que experimenta una mayor tensión debido a la reducción de la sección transversal) y, por lo tanto, detiene la deformación de esta región. Esto lleva a posponer el encuellamiento, lo que da como resultado la observación de un alto equilibrio resistencia-ductilidad (Bleck, Guo, & Ma, 2017; Fischer et al., 2000).

A continuación, se describen cuatro tipos de aceros para las distintas generaciones de los AHSS, los cuales son: asistidos por TRIP, aceros inoxidable austeníticos metaestables, de medio contenido de manganeso y QP, para así, analizar el efecto TRIP en el comportamiento de las propiedades mecánicas de los aceros con más interés para la industria automotriz.

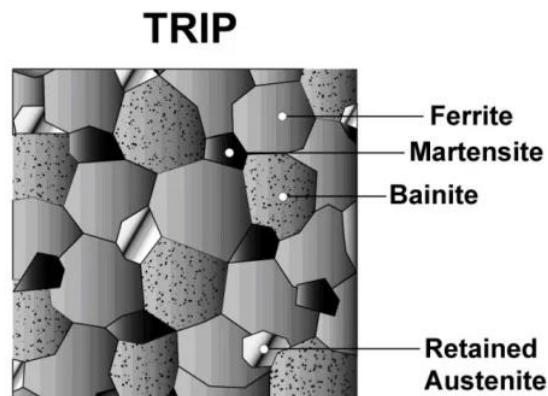
2.1. Aceros con plasticidad inducida por transformación (TRIP-assisted)

Los aceros asistidos por TRIP se caracterizan por tener una microestructura multifásica compuesta de ferrita (50-55 Vol%), bainita (30-35 Vol%), austenita retenida (7-15 Vol%) y en algunos casos martensita (1-5 Vol%) (Kuziak et al., 2008), así como se muestra en la Figura 2. Este tipo de microestructura les confiere extraordinarias propiedades mecánicas, ya que poseen

una resistencia a la tracción alrededor de 700-800 MPa (Horvath, 2021). La palabra “*assisted*” significa la interacción de la microestructura multifásica y el efecto TRIP que proporciona excepcionales propiedades mecánicas, y refleja la influencia que tienen estas características mutuamente (P. J. Jacques, 2012). La austenita retenida es la fase más importante, ya que al transformarse a martensita por medio de la tensión inducida, proporciona endurecimiento en la región del cuello dando como resultado una mayor ductilidad (C. Wang et al., 2014).

Figura 2

Microestructura de los aceros asistidos por TRIP. Fuente (Demeri, 2013a)



2.2. Aceros inoxidables austeníticos metaestables (ASS)

Este tipo de aceros contienen una microestructura totalmente austenítica y, por tanto, pueden mostrar notables efectos TRIP. Ofrecen excelente resistencia a la corrosión (G. Chen et al., 2020), buena ductilidad y baja resistencia debido a su estructura cristalina FCC. Los principales métodos para mejorar la resistencia suelen ser el endurecimiento por solución sólida, por trabajo, por precipitación y el refinamiento del tamaño de grano (Y. Zhang et al., 2018). En los aceros inoxidables austeníticos, el mecanismo de deformación depende principalmente de la energía por falla de apilamiento (*SFE*, por sus siglas en inglés). A medida que aumenta la SFE el mecanismo de deformación de los ASS cambia de una transformación inducida (martensita α') a

la formación de martensita ϵ (Pierce et al., 2015; Tilak Kumar et al., 2020). El excelente balance resistencia-ductilidad que le otorga la transformación martensítica inducida por deformación, hace que estos aceros sean adecuados para usos en bastidores, tanques de combustible, vigas AB y otras partes de automóviles (Y. Zhang et al., 2018).

2.3. Aceros de medio manganeso

En 1972, Miller descubrió por primera vez la aplicabilidad del acero medio-Mn como AHSS. Con un acero Fe-5.7Mn-0.11C (wt. %) se obtuvo una microestructura de fase dual con grano ultrafino que contenía ferrita α y austenita retenida en una cantidad de 10-30 Vol% después de un recocido intercrítico, dando como resultado una resistencia mayor a 900 MPa aproximadamente (Park et al., 2020). Los aceros de medio manganeso poseen una microestructura bifásica o trifásica compuesta de austenita metaestable, ferrita fina y/o martensita (Soleimani et al., 2020a). En su composición química, estos aceros tienen un porcentaje de manganeso entre 4-12%, con el fin de retener una gran cantidad de austenita y así promover la transformación de fase inducida por el efecto TRIP (Fonstein, 2015; T. Wang et al., 2019). Las propiedades mecánicas de los aceros de medio-Mn con efecto TRIP laminados en frío son consecuencia del contenido y estabilidad de la austenita que, se adaptan a la reversión de la austenita y la partición de los elementos de aleación durante el recocido intercrítico (Tian et al., 2021; B. G. Zhang et al., 2020).

2.4. Aceros *quenching and partitioning* (Q&P)

Se denomina *quenching and partitioning* al tratamiento térmico de “temple y partición” basado en dos pasos, el primero implica el enfriamiento a una temperatura por debajo de la temperatura de inicio de martensita (M_s) para formar una microestructura martensítica, seguido de un segundo paso de partición a una temperatura mayor o igual a M_s para lograr un

enriquecimiento de carbono en la austenita (L. Liu et al., 2018; Nagashima, 2015). La microestructura de los aceros QP está compuesta por martensita, austenita y/o ferrita (Vercruyse et al., 2021). Esta combinación de fases ofrece una resistencia extremadamente alta, otorgada por la martensita y un alto endurecimiento por deformación debido al efecto TRIP proporcionado por la austenita retenida (L. Liu et al., 2018). El desarrollo de este tipo de aceros se concentra en comprender el potencial de partición de carbono en austenita después de la transformación martensítica (Speer, 2012).

3. Composición química de los AHSS con efecto TRIP

La composición química juega un papel importante en las propiedades mecánicas y en la microestructura de los aceros avanzados de alta resistencia con efecto TRIP, ya que contribuye a la formación de fases o microconstituyentes que generan un impacto significativo en la tenacidad, soldabilidad y resistencia a la corrosión de los materiales (Barrado et al., 2019). La presencia de austenita retenida es la causante de las principales características de los AHSS con efecto TRIP, por lo que la función de los elementos de aleación es mejorar su estabilidad para así prevenir la formación de fases indeseadas como la perlita durante el enfriamiento y asegurar una cinética ideal para obtener una microestructura específica (P. Jacques et al., 2001). En la tabla 1, se puede observar la microestructura y la composición química de los AHSS con efecto TRIP en que se basa esta investigación, dado que para una selección adecuada de los elementos de aleación es necesario analizar el efecto de cada uno de ellos sobre el comportamiento de transformación de estos tipos de aceros.

Tabla 1

Microestructura y composición química de AHSS con efecto TRIP. Adaptado de: (Soleimani et al., 2020a).

ACERO	MICROESTRUCTURA	COMPOSICIÓN QUÍMICA (WT%)					
		C	Mn	Cr	Ni	Al	Si
TRIP-ASSISTED	Ferrita + Austenita + Bainita + (Martensita)	0.1–0.3	1.0–2.0	n/a	n/a	1.0–2.0	1.0–2.0
METASTABLE ASS	Austenita	0.02–0.25	0.0–15.5	16.0–25.0	1.0–23.0	n/a	0.0–1
MEDIUM-Mn TRIP	Ferrita + Austenita + (Martensita)	0.05–0.4	4.0–12.0	n/a	n/a	0.0–2.0	0.0–3.0
Q&P TRIP	Martensita + Austenita + (Ferrita)	0.1–0.3	1.5–3.0	n/a	n/a	1.0–2.0	1.0–2.0

3.1. Efecto de la composición química en los aceros asistidos por TRIP

Se caracterizan por tener un bajo contenido de aleación, usando principalmente elementos aleantes como el C, Mn y Si. Sin embargo, se emplea Al o P como remplazo parcial o completo del Si, debido a que este elemento genera problemas relacionados con la adherencia de recubrimientos. Por otra parte, se emplea el uso de elementos microaleantes como el Nb, Ti y V con el fin de obtener un efecto de endurecimiento por precipitación (Sugimoto & Mukherjee, 2017; C. Wang et al., 2014). El C junto con el Mn, son por excelencia elementos estabilizadores de la austenita. Una cantidad significativamente alta de C, ayuda a retardar la transformación bainítica y afecta la soldabilidad del acero (Fonstein, 2015; K Lee et al., 2008). Estudios demuestran que cada aumento de 0.1 wt. % en el contenido de C, aumenta la resistencia a la tracción en 80-100 MPa (Sugimoto & Mukherjee, 2017).

Elementos como el Si y el Al son añadidos al acero con el objetivo de restringir la precipitación de carburos (Taylor et al., 2021). El gran contenido de Si genera una capa de óxido en la superficie durante los procesos de fundición, laminado en caliente y recocido, la cual es

muy difícil de eliminar durante el proceso de decapado. Este óxido genera consecuencias durante el galvanizado, producto de la poca capacidad de recubrimiento y da como resultado regiones en la superficie sin recubrimiento (Kumar et al., 2018). Es por esto, que el Al es utilizado parcial o completamente para sustituir al Si, teniendo en cuenta su efecto de fortalecimiento de la solución sólida (P. J. Jacques, 2012). El P es añadido para compensar la pérdida de resistencia de la solución sólida debido a la reducción de la cantidad de Si. También la presencia de P en pequeñas cantidades (>0.1 wt.%), aumenta la fracción de austenita retenida sin deteriorar la resistencia mecánica o la ductilidad (Cai et al., 2011).

3.2. Efecto de la composición química en los aceros inoxidables austeníticos metaestables

El acero inoxidable austenítico más conocido y ampliamente utilizado es el AISI 304, el cual es una aleación ferrosa que contiene 0.08% C, 18-20% Cr y 8-10% Ni. El C proporciona un aumento en el límite elástico del acero. Otros elementos aleantes como el Mo, Ti y Nb se agregan a la aleación básica tipo AISI 304 para obtener otras variaciones de los ASS (Demeri, 2013b). La composición química de los ASS influye directamente en la SFE y por ende en los mecanismos de deformación (G. Chen et al., 2020). Elementos como el Cr, Ni y Mo son los responsables de aumentar las propiedades mecánicas de este tipo de aceros de alta aleación con efecto TRIP. La adición del Al en este tipo de aceros es muy utilizada con el objetivo de reducir peso y se ha encontrado que este elemento ayuda a aumentar SFE (Kim et al., 2013). Por otra parte, el Ni es un elemento muy importante en este tipo de aceros, ya que se encuentra presente en una gran cantidad de aproximadamente 1.0-23.0 wt. % (tabla 1). El Ni no solo proporciona estabilidad a la austenita a temperatura ambiente, sino que también brinda ductilidad y resistencia a la corrosión. Este elemento tiene una gran desventaja y es su variación constante de

precio, ya que existen temporadas que aumenta en un ritmo demasiado alto (Shukla et al., 2021). Es por esto, que se busca un elemento que reemplace al Ni, sin que altere las propiedades características de este tipo de aceros. El N es un sustituto del Ni, ya que es un elemento estabilizador y formador de la austenita, sin embargo, en las aleaciones de hierro, la solubilidad del N se encuentra muy limitada, por esta razón el N no puede reemplazar por completo el contenido de Ni. Así pues, se han realizado investigaciones con el objetivo de aumentar la solubilidad del N en hierro y se encontró que ésta se puede aumentar con la presencia del Mn, razón por la cual este elemento se agrega en cantidades significativas en los aceros inoxidables AISI 202. En los aceros de la serie AISI 200 se reemplaza, aproximadamente, la mitad del Ni por Mn y N, en consecuencia, la dureza, resistencia y velocidad de endurecimiento por trabajo aumenta (Kamali et al., 2021; Shukla et al., 2021).

3.3. Efecto de la composición química en los aceros de medio-Mn

Los cambios en la composición química pueden afectar directamente el rango de temperaturas de recocido y la combinación de las propiedades al existir cambios en la microestructura. La adición de Al desplaza y amplía el rango de temperaturas de recocido, facilitando la recristalización y, por ende, ayudando a la estabilidad de la austenita. Asimismo, se emplea la adición del Al porque ayuda a la reducción de la densidad del acero, disminuyendo así el peso del material y ayudando a la protección del medio ambiente (B. G. Zhang et al., 2020). Un estudio realizado en aceros de alto contenido de C (1.0%), demostró que una cantidad de 0.95% Al aumentaba la energía de activación de deformación de 333.6 kJ/mol a 387.6 kJ/mol (W. Chen et al., 2009). Sin embargo, los altos contenidos de Al (>2.8 wt. %) pueden desarrollar estructuras de bandas gruesas de ferrita δ , las cuales son perjudiciales para la resistencia del acero (B. G. Zhang et al., 2020). Elementos como el C y Mn también influyen directamente en la

energía de activación de deformación. Por ejemplo, el aumento en la cantidad de Mn de 0.48% a 1.49% en aceros de bajo C (0.06%C), aumenta el valor de la energía de activación de deformación de 260.3 kJ/mol a 450.0 kJ/mol (Guo & Li, 2016). Por otra parte, estudios realizados por Oh et al. (2010) demostraron que la adición de 0.06%Nb en un acero 0.15C-6Mn-2.5Al aumentó la resistencia en aproximadamente 200 MPa comparado con un acero 6Mn-3Al sin Nb. Se obtuvo como resultado, una resistencia a la tracción de aproximadamente 1200 MPa sin alterar la elongación total de 30-35% (Oh et al., 2010). La adición del Ni genera un aumento en la estabilidad y cantidad de la austenita de aproximadamente 14 wt. %. B. G. Zhang et al. realizaron estudios con precipitaciones de NiAl donde demostraron el aumento en el límite elástico de 42.16 – 71.01 MPa debido al endurecimiento por precipitación (B. G. Zhang et al., 2020).

3.4. Efecto de la composición química en los aceros *quenching and partitioning*

El C es el elemento con más impacto en la microestructura final y en las propiedades de este tipo de aceros, dando como resultado un aumento en la resistencia de la martensita y en la estabilidad de la austenita. Este elemento afecta la temperatura M_s y la morfología de la martensita (Fonstein, 2015; Nagashima, 2015). Estudios realizados para tres diferentes clases de aceros 0.3C-2.5Si-2.0Mn, 0.4C-2.0Si-2.0Mn y 0.6C-2.0Si-1.5Mn donde se modificaba el proceso de Q&P con una misma resistencia a la tracción, demostraron que el acero con mayor contenido de C obtuvo una mayor ductilidad, debido a poseer una mayor fracción de volumen de austenita retenida (Seto & Matsuda, 2013). El Al se caracteriza por poseer capacidades para promover la austenita retenida enriquecida en C en algunos aceros TRIP bainíticos (Speer, 2012), pero se ha demostrado que el contenido de Al en grandes cantidades para aceros Q&P tiene un aumento significativo en la temperatura final de la austenita (Ac_3), ya que permite sólo

el calentamiento inicial intercrítico y da como resultado un crecimiento indeseable del tamaño de grano de la austenita, afectando así, las propiedades al disminuir el balance resistencia-ductilidad (M. . Santofimia & Nguyen-Minh, 2010; Vercruyse et al., 2021). Es por esto, por lo que su implementación es limitada.

Por otra parte, la adición de elementos microaleantes como el Ti, Nb o V se ha implementado como una estrategia para el refinamiento del tamaño de grano. El Nb es utilizado para fortalecimiento por medio de la formación de precipitaciones como NbC durante el proceso de Q&P (J. Zhang, Ding, Misra, et al., 2015). Estudios realizados por Vercruyse et al. (2021), demostraron que el contenido de Nb ayuda al aumento de la fracción de austenita retenida como resultado del refinamiento de grano, lo que genera un efecto TRIP mucho más pronunciado, es decir, un aumento significativo en el balance resistencia-ductilidad (Vercruyse et al., 2021).

4. Tratamientos termomecánicos

Los AHSS se caracterizan por ser aceros con excelentes propiedades mecánicas las cuales, están directamente influenciadas por la microestructura y esta a su vez, depende de las condiciones de procesamiento como lo son la temperatura, el tiempo de mantenimiento a la temperatura, el porcentaje de deformación, la velocidad de deformación, el modo de deformación, el método de enfriamiento, entre otras (Verlinden et al., 2007). El procesamiento termomecánico (TMP) se define como la combinación de deformación y tratamiento térmico estratégico y establecido que, busca mejorar las propiedades mecánicas de los AHSS mediante el control de su microestructura. Este método se encuentra entre las tecnologías industriales con más importancia para la producción de AHSS de alta calidad con propiedades mecánicas específicas (Zhao & Jiang, 2018). La primera vez que se implantó el método fue en la década de

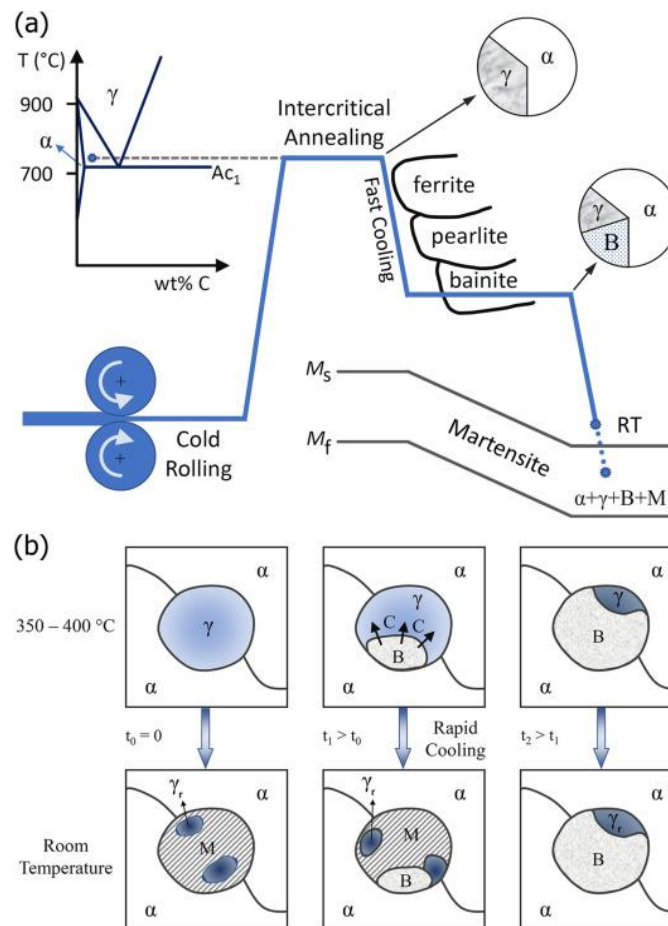
1950 en la producción comercial de placas de acero C-Mn mediante una laminación controlada (Gong et al., 2016) y cada vez más, se establece como un importante diseño de procesos de laminación controlada, enfriamiento y temple directo de muchos aceros implementado en productos como placas, láminas, tiras, vigas, barras, alambres, tuberías y rieles (Cao et al., 2015). El TMP ahorra energía minimizando y/o eliminando el proceso de tratamiento térmico después del trabajo en caliente, dando como resultado, un aumento en la productividad de los aceros de alta calidad (Zhao & Jiang, 2018).

4.1. Procesamiento termomecánico de los aceros asistidos por TRIP

Los aceros asistidos por TRIP poseen una microestructura de bainita, martensita y austenita retenida en una matriz ferrítica (Godet & Jacques, 2015; Pornputsiri & Kanlayasiri, 2020). Esta microestructura es lograda gracias al laminado en frío seguido de un tratamiento térmico en dos etapas como se muestra en la Figura 3(a) (Hosseini et al., 2015; Kyooyoung Lee et al., 2016). La primera etapa consiste en un recocido intercrítico en la región austenita-ferrita a una temperatura de aproximadamente 750°C, justo por encima de A_{c1} lo que brinda el mayor contenido de C_{α} en la austenita y limita el crecimiento del grano (Demeri, 2013b; Pornputsiri & Kanlayasiri, 2020). Se necesita un tiempo de mantenimiento suficiente de más o menos 4 minutos, para lograr la disolución de carburos y a su vez, evitar el crecimiento de grano que es perjudicial, debido a que ayuda a disminuir la estabilidad de la austenita. Se requiere un rápido enfriamiento a la temperatura deseada para el segundo tratamiento térmico para evitar la formación adicional de ferrita y/o perlita (Soleimani et al., 2020b).

Figura 3

(a) Tratamiento térmico de dos pasos del acero TRIP y (b) los cambios estructurales durante el tratamiento IBT y el posterior enfriamiento. Fuente (Soleimani et al., 2020a)



La segunda etapa está dada por un austempering en la región de transformación bainítica isotérmica (IBT), en el rango de bainita superior entre 350-400 °C. En este proceso, como se observa en la Figura 3(b), parte de la austenita que se enriquece en carbono durante el recocido intercrítico, se transforma progresivamente a bainita y como la precipitación del carburo se ve obstaculizada por el contenido relativamente grande de silicio y/o aluminio (1.0-2.0 wt. %) de

este tipo de aleación (Godet & Jacques, 2015), la austenita residual se enriquece con átomos de carbono que son rechazados por la bainita (P. J. Jacques, 2012; Pornputsiri & Kanlayasiri, 2020).

La microestructura, en este estado, está constituida por una fracción volumétrica del 11,8% de austenita retenida (Demeri, 2013b). Finalmente, se realiza un enfriamiento a temperatura ambiente. Debido a que en estos aceros la austenita tiene una tendencia a descomponerse cuando es enfriada a temperatura ambiente, el enriquecimiento en carbono de la austenita después del tratamiento IBT ayuda a estabilizarla, debido a que es suficiente para reducir la temperatura de inicio de la martensita por debajo de la temperatura ambiente (Kumar et al., 2018). El efecto TRIP se da gracias a la transformación de la austenita retenida a martensita por medio de deformación mecánica durante el ensayo a tracción (K Lee, 2008).

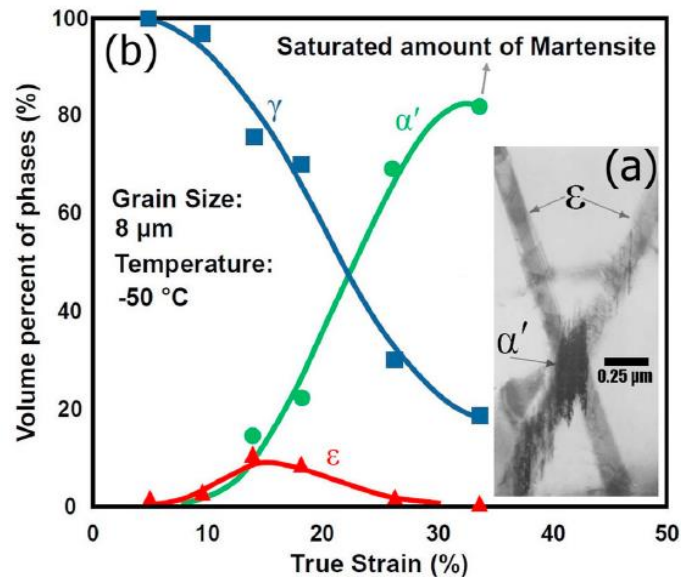
4.2. Procesamiento termomecánico de los aceros inoxidables austeníticos metaestables

Los ASS poseen una estructura cristalina FCC constituida por austenita, la cual es una fase muy dúctil y resistente incluso a temperaturas bajo cero. Las características microestructurales de los ASS dependen principalmente de la composición química, el historial de procesamiento y las tecnologías de tratamiento térmico, como el recocido, que se aplican después del procesamiento (Zhao & Jiang, 2018). Este tipo de acero se encuentra limitado en algunas aplicaciones estructurales y en la industria automotriz, debido a que poseen una resistencia a la fluencia relativamente baja en estado de recocido, sin embargo, esta puede ser mejorada por medio de endurecimiento por solución sólida, por trabajado mecánico, por precipitación y el refinamiento del tamaño de grano (Y. Zhang et al., 2018). El refinamiento del tamaño de grano es la forma más eficiente para lograr un aumento en las propiedades mecánicas, dado que la microestructura monofásica de los ASS se mantiene en un amplio rango de temperaturas. Este refinamiento se logra mediante la recristalización en trabajado en caliente o

por tratamiento térmico mediante el control de los parámetros de procesamiento debido a la ausencia de transformación de fase (Zhao & Jiang, 2018). El fenómeno clave de restauración durante y después de la deformación en caliente está dada por la recrystalización dinámica, la cual ayuda a reducir la resistencia a la deformación y conduce al refinamiento del tamaño de grano, esto con el fin de mejorar las propiedades mecánicas y la ductilidad de los aceros (Zhao et al., 2014). No obstante, los procesos termomecánicos para la producción de una microestructura de grano ultrafino han demostrado que mejoran la resistencia y dureza con una alteración moderada de la ductilidad y tenacidad. Este proceso requiere un laminado en frío para inducir la transformación de la austenita en martensita, dando paso al efecto TRIP (Al-fadhalah & Aleem, 2018). Por otra parte, es bien conocido que la deformación plástica produce la transformación de martensita ϵ (Fase HCP que crece por la superposición de las fallas de apilamiento en cada segundo plano $\{111\}$) a martensita α' , por encima de la temperatura de inicio de la martensita (M_s) (Y. Zhang et al., 2018). En estos aceros se involucra las intersecciones de bandas de corte, como se muestra en la Figura 4a, las cuales consisten en haces de falla de apilamiento superpuestas, martensita ϵ y maclas mecánicas (Das et al., 2008). En la Figura 4b, se observa que la cantidad de martensita α' aumenta con el grado de deformación y la cantidad de martensita ϵ pasa por un máximo y decae. Sugiriendo así la transformación $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ (De et al., 2006; Shen et al., 2012).

Figura 4

(a) Formación de α' -martensita en la intersección de la banda micro-cortante. (b) Fracción de volumen de fases en un acero inoxidable AISI 304 vs deformación. Tomado de (Soleimani et al., 2020b)

**4.3. Procesamiento termomecánico de los aceros de medio-Mn**

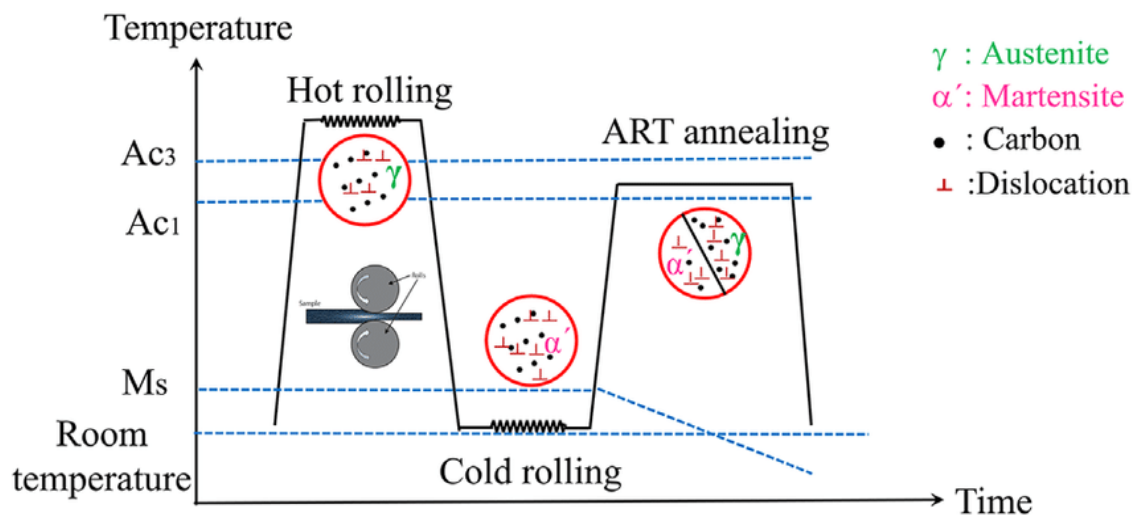
Los aceros de medio-Mn son materiales prometedores para las aplicaciones automotrices, debido a que poseen propiedades mecánicas mejoradas de resistencia, ductilidad, tenacidad al impacto y fatiga logradas mediante un diseño óptimo de TMP y, por ende, un control apropiado de su microestructura. Se ha demostrado que los aceros de medio-Mn poseen resistencias que van desde 700 a 1850 MPa y una elongación total de 40% (Buchely et al., 2019). La estabilidad de la austenita es un factor fundamental que afecta directamente las propiedades de los aceros de medio-Mn, esta depende principalmente del tamaño de grano, morfología y composición química (Kozłowska et al., 2021; X. Zhang et al., 2021). El procesamiento termomecánico de los aceros de medio-Mn, así como se muestra en la Figura 5, está dado por el calentamiento de la

pieza por encima de la temperatura Ac_3 con el fin de conseguir una microestructura completamente austenítica y así, lograr la transformación de austenita a martensita por medio de un temple a temperatura ambiente. Posteriormente, se realiza un proceso de laminado en frío, para así, dar lugar a una segunda etapa de tratamiento térmico en la región de recocido intercrítico la cual se conoce con el nombre de transformación de austenita revertida (ART), y finaliza con un enfriamiento a temperatura ambiente. (Li Liu et al., 2018; Soleimani et al., 2020a).

Figura 5

Ruta de procesamiento típica del recocido de transformación revertida de austenita (ART).

Fuente (Li Liu et al., 2018)



El propósito del temple previo al proceso de recocido es generar una microestructura de martensita fina para promover la formación de austenita revertida fina y estable. La martensita fina ofrece una gran cantidad de sitios de nucleación que forman austenita ultrafina después del recocido y elimina la formación de carburos que deterioran la estabilidad de la austenita revertida (Haiwen et al., 2015; Haiwen & Han, 2015). El proceso de ART conduce a una segregación de

Mn y C en los límites de grano durante el recocido, lo que promueve la nucleación de austenita nanolaminada en los límites de grano de la martensita, estos elementos ayudan a estabilizar la austenita a temperatura ambiente, mediante la disminución de la temperatura M_s (S. Lee et al., 2010; Raabe et al., 2013). Las condiciones del recocido tienen un efecto directo con el tamaño, cantidad y morfología de la austenita revertida. Una baja temperatura de recocido genera una buena estabilidad térmica de la austenita revertida, debido a las cantidades de manganeso presentes, sin embargo, la cinética de la austenita revertida es demasiado lenta siendo esta una limitación en las aplicaciones industriales (Jun et al., 2015; Raabe et al., 2009). La temperatura de recocido óptima para lograr la máxima cantidad de austenita depende de la composición química del acero. Estudios realizados por Zeytin et al (2008), demostraron que el tiempo de sostenimiento para el recocido tenía diferentes efectos sobre la formación de austenita retenida en diferentes aceros, dado que para un acero en específico, la fracción volumétrica de austenita aumenta primero y luego disminuye después de alcanzar un valor pico con el aumento del tiempo de sostenimiento durante el recocido (Zeytin et al., 2008). En el proceso de ART un largo tiempo de recocido puede conducir a un enriquecimiento excesivo de manganeso y carbono en la austenita, lo que genera una gran estabilidad y por lo tanto, afecta el efecto TRIP, debido a que se ve afectado el límite elástico y la resistencia última a tracción (Dmitrieva et al., 2011; Z Li et al., 2017).

Investigaciones indican que el tratamiento de reversión puede lograr una excelente resistencia a la tracción de, aproximadamente, 1-1.5 GPa y un porcentaje de elongación entre 31 y 44% después de obtener una fracción volumétrica de austenita de 30% aproximadamente por medio del enriquecimiento de carbono y manganeso (Luo et al., 2011; Shi et al., 2010). La tabla 2, muestra las propiedades mecánicas de algunos aceros de medio-Mn los cuales fueron

sometidos a un tratamiento de ART bajo diferentes condiciones de recocido, donde se demuestra que la temperatura de recocido y el tiempo de retención afectan directamente las propiedades, siendo estas diferentes para cada uno de los aceros estudiados.

Tabla 2

Propiedades mecánicas de aceros de medio-Mn sometidos a un tratamiento de ART en diferentes condiciones de recocido. Adaptado de (Zhao & Jiang, 2018)

<i>Aceros</i>	<i>Temperatura(°C)</i>	<i>Tiempo de mantenimiento</i>	<i>YS (Mpa)</i>	<i>UTS (Mpa)</i>	<i>Elongación (%)</i>
<i>0.04C-5Mn-0.2Si-0.2Mo</i>	600	10 min	725	776	27.8
	650	10min	645	751	31.6
<i>0.035C-5.1Mn-0.2Si-1.4Ni</i>	600	2 h	735	787	20
	650	2 h	588	915	14.5
<i>0.1C-5Mn-0.2Si-0.4Mo</i>	650	10 min	769	829	8.9
	650	30 min	770	875	25
<i>0.01C-9Mn-3Ni-1.4Al</i>	600	1 h	760	920	9.9
	600	8 h	665	900	17.1

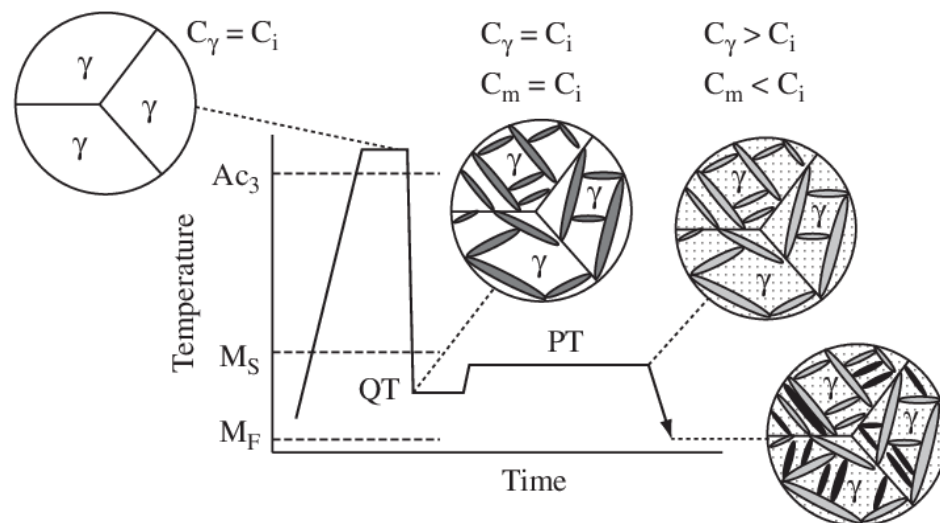
4.4. Procesamiento de los aceros *quenching and partitioning*

Los aceros Q&P se desarrollaron con el fin de producir aceros martensíticos con niveles mejorados de austenita retenida, ya que la matriz martensítica ofrece una muy alta resistencia, mientras que la austenita retenida proporciona el efecto TRIP, esto con el fin de obtener un excelente balance resistencia-ductilidad (Speer et al., 2003). El objetivo del Q&P es crear una microestructura de martensita empobrecida en carbono y austenita enriquecida en carbono por medio de un controlado tratamiento térmico (Matlock et al., 2012). La Figura 6 muestra el proceso de tratamiento térmico de Q&P, donde el acero es inicialmente llevado a una temperatura por encima de A_{c3} para obtener una microestructura totalmente austenítica, seguido de un rápido enfriamiento a una temperatura de temple entre M_s y M_f con el fin de obtener una

cantidad controlada de martensita, luego se realiza el proceso de *partitioning* a una temperatura igual o superior a la temperatura de temple inicial (Speer et al., 2011), por una cierta cantidad de tiempo para permitir el transporte de carbono de la martensita a austenita sin transformar, dando como resultado una disminución en las temperaturas de inicio y fin de la martensita (Ariza-Echeverri et al., 2020; Karam-Abian et al., 2016). El contenido de Si y/o Al en el acero inhiben la formación de carburos en el proceso de *partitioning*, dando como resultado una fase de austenita estable y rica en carbono, la cual puede ser retenida en la microestructura cuando el acero es finalmente templado a una temperatura ambiente (Rieger et al., 2011).

Figura 6

Ilustración esquemática del proceso Q&P para la obtención de microestructuras que contienen austenita. Tomado de(Speer et al., 2005)



Un parámetro importante que determina la cantidad de austenita retenida es la temperatura de temple (*quenching*), ya que la cantidad de martensita formada a partir de la austenita está directamente relacionada con la temperatura de *quenching*, y, por ende, determina la cantidad de austenita sin transformar. Una baja temperatura de *quenching* conduce a una baja

cantidad de austenita sin transformar. Por el contrario, una alta temperatura resulta en una austenita sin transformar con menor estabilidad, y, por lo tanto, una gran cantidad de austenita sin transformar podría transformarse a martensita durante el temple final (Li Liu et al., 2018; Seo et al., 2015). Por otra parte, la temperatura de *partitioning* también es un parámetro importante, ya que en un bajo rango de temperaturas la precipitación de carburos de transición reduce la cantidad máxima de austenita retenida lograda mediante el tratamiento de Q&P. Por el contrario, una alta temperatura de *partitioning* puede generar la formación de carburos, bainita o incluso perlita (Maisuradze & Ryzhkov, 2018). Se ha observado que la austenita se estabiliza muy rápidamente en un corto tiempo de *partitioning*, debido a la rápida cinética de difusión del carbono desde la martensita hacia la austenita no transformada. Como resultado de esto, se ha encontrado que el tiempo de *partitioning* posee un efecto importante en la resistencia y la ductilidad de este tipo de aceros Q&P (Zhong et al., 2009).

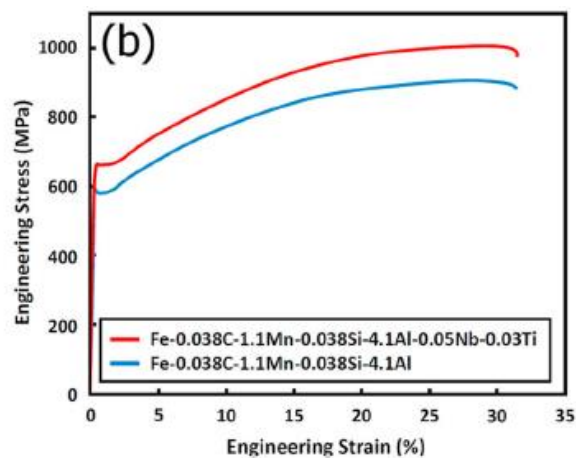
Estudios realizados por Santofimia et al (2010), indicaron que la morfología de la microestructura después del Q&P no sólo depende del control de los parámetros del tratamiento térmico, sino también de la microestructura inicial previa al proceso. Por ende, es posible obtener diferentes microestructuras finales (modificando la microestructura inicial) con el fin de mejorar las propiedades mecánicas (M. Santofimia et al., 2010). Para obtener diferentes microestructuras iniciales antes del proceso de Q&P, se puede realizar una austenización parcial con el fin de obtener aceros con una microestructura compuesta de ferrita, martensita empobrecida en carbono y austenita enriquecida en carbono. Esta microestructura puede conducir a una buena conformabilidad atribuida al efecto TRIP de la austenita y ferrita retenidas, como también a un aumento en la resistencia debido a la presencia de martensita en lugar de bainita (J. Zhang, Ding, & Misra, 2015).

5. Propiedades de los aceros avanzados de alta resistencia con efecto TRIP

Estudios realizados por Zen et al. (2020), comparan el comportamiento de dos aceros, con y sin elementos microaleantes de Nb y Ti, como se observa en la Figura 7. Los autores concluyeron que el acero microaleado obtiene una mejora de las propiedades mecánicas, alcanzando niveles de resistencia a la tracción de 1003 MPa y alargamiento de 31,5% (Zeng et al., 2020).

Figura 7

Efecto de la adición de Ti y Nb en las curvas de tracción de aceros asistidos por TRIP. Adaptado de (Zeng et al., 2020).



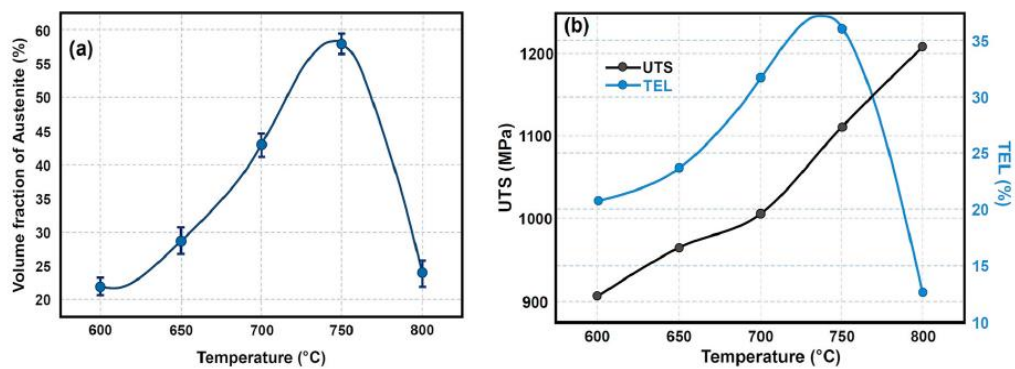
Los aceros inoxidables austeníticos metaestables pueden reforzarse mediante trabajo en frío hasta alcanzar una alta resistencia a la tracción y a la fluencia, conservando al mismo tiempo una buena ductilidad y tenacidad, incluso a temperaturas criogénicas. Dependiendo de la composición y la cantidad de trabajo en frío, el rango de límite elástico a temperatura ambiente es de 200 a 1400 MPa (30 a 200 ksi) y el rango de resistencia a la tracción es de 900 a 1200 MPa (130 a 175 ksi) (Demeri, 2013b). En los aceros de medio-Mn, es importante conocer la temperatura óptima de recocido, ya que al obtener una cantidad máxima de austenita retenida se previene la formación de fases indeseadas en el acero. En la Figura 8, se observa un estudio

realizado por Li (2020), en donde el %TEL muestra un valor máximo a una temperatura de recocido intercrítico de 750°C, correspondiente al más alto valor de austenita retenida alcanzada debido al efecto TRIP. Los valores de UTS aumentan continuamente debido a la formación de martensita a altas temperaturas de recocido intercrítico (Zhichao Li et al., 2020).

Figura 8

Efecto de la temperatura de recocido intercrítico sobre (a) las fracciones de austenita y (b) las propiedades mecánicas del acero Fe – 0.2C-8.5Mn – 3Al medium-Mn con efecto TRIP.

Adaptado de (Zhichao Li et al., 2020).



La tabla 3 muestra las propiedades mecánicas de los dos aceros Q&P producidos industrialmente, donde se puede observar la alta resistencia a la tracción de 980 MPa, debido al endurecimiento por deformación provocado por la martensita en el efecto TRIP. También se logra observar un alto porcentaje de elongación de máximo 22% (L. Wang & Speer, 2013).

Tabla 3

Rangos de propiedades mecánicas típicas de los aceros Q&P de la generación actual.

Adaptada de (L. Wang & Speer, 2013)

Acero	Límite elástico		Resistencia a la tracción		Alargamiento o (%)
	Mpa	Ksi	Mpa	Ksi	
Q&P 980	650-800	95-115	980-1050	140-150	17-22
Q&P 1180	950-1150	140-170	1180-1300	170-190	8-14

6. Conclusiones

- Se lograron identificar todas las generaciones de los AHSS. Para la primera generación se estudió a los aceros asistidos por TRIP, para la segunda generación a los aceros inoxidables austeníticos metaestables y de la tercera y última generación, se analizaron a los aceros de medio Mn y *quenching and partitioning*. Su estudio tuvo lugar debido a que son los que mayormente utilizan el efecto TRIP para el mejoramiento de sus propiedades mecánicas.
- El efecto de la composición química fue determinado a partir de resultados encontrados en la revisión bibliográfica, indicando que para los aceros asistidos por TRIP la estabilización de la austenita retenida se da debido al enriquecimiento de C generado por la presencia de Si y/o Al en su composición. Por otra parte, en los aceros inoxidables austeníticos metaestables, se evidenció el posible reemplazo del Ni (elemento que se encuentra en grandes cantidades y cuya variación de precio lo hace inviable en algunas

- ocasiones) por el N y/o Mn. Para los aceros de medio Mn, se analizó el efecto del Al, el cual desplaza y amplía el rango de temperaturas de recocido, como también el contenido de C y Mn que otorga estabilidad a la austenita a temperatura ambiente. Por último, para los aceros *quenching and partitioning* se analizó el efecto de la adición de Si y/o Al, debido a que estos elementos inhiben la formación de carburos y promueven la presencia de austenita estable en la microestructura.
- Se estableció el efecto de los tratamientos termomecánicos sobre la microestructura de cada uno de los aceros estudiados. Para los aceros asistidos por TRIP se analizó el tratamiento térmico en dos etapas (recocido intercrítico y al austempering) que se realiza con el fin de lograr un enriquecimiento en C en la microestructura y así obtener austenita retenida, teniendo también como consecuencia una disminución de la temperatura M_s . La microestructura final de estos aceros está constituida por ferrita, bainita y martensita, y en algunos casos, austenita retenida. En los aceros inoxidable austeníticos metaestables, se evidenció la formación de martensita ϵ a medida que aumenta la deformación y su disminución a partir de la transformación de la austenita en martensita α' a mayores porcentajes de deformación, lo que sugiere que durante el tratamiento termomecánico la transformación que se presenta es $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$. La microestructura final está constituida por martensita α' . En los aceros de medio Mn se encontró una microestructura fina de austenita retenida y ferrita gracias a la austenización total seguida de un tratamiento térmico de recocido ART la cual le otorga excelentes propiedades. En los aceros *quenching and partitioning* se obtiene una microestructura de martensita empobrecida en carbono y austenita enriquecida en carbono por medio de un tratamiento térmico controlado en dos etapas a diferentes temperaturas de *quenching and partitioning*.

- Se analizó el efecto de las variables sobre las propiedades, obteniendo que en los aceros asistidos por TRIP un aumento significativamente alto de las propiedades mecánicas se da cuando se adicionan Nb y Ti como elementos de aleación. Los aceros inoxidables austeníticos metaestables obtienen resistencias a la tracción de 900 a 1200 MPa y límites elásticos de 200 a 1400 MPa. Los aceros de medio Mn poseen resistencias de 1-1.5 GPa y porcentajes de elongación de 31-44%. Los aceros *quenching and partitioning* logran un alargamiento del 22% y resistencias mecánicas de, aproximadamente, 980 MPa.

Referencias bibliográficas

- Al-fadhalah, K., & Aleem, M. (2018). Microstructure Refinement and Mechanical Properties of 304 Stainless Steel by Repetitive Thermomechanical Processing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 49(4), 1121–1139. <https://doi.org/10.1007/s11661-018-4475-9>
- Ariza-Echeverri, E. A., Masoumi, M., Nishikawa, A. S., Mesa, D. H., Marquez-Rossy, A. E., & Tschiptschin, A. P. (2020). Development of a new generation of quench and partitioning steels: Influence of processing parameters on texture, nanoindentation, and mechanical properties. *Materials and Design*, 186, 108329. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108329>
- Barrado, F., Zhou, T., Overby, D., & Badgley, P. (2019). *Development of Advanced High-Strength Steels for Automobile Applications* (Issue March). Springer International Publishing. <https://doi.org/10.1007/978-3-030-05861-6>
- Buchely, M. F., Field, D. M., & Van Aken, D. C. (2019). Analysis of Hot- and Cold-Rolled Loads in Medium-Mn TRIP Steels. *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*, 50(3), 1180–1192. <https://doi.org/10.1007/s11663-019-01566-4>
- Cai, M., Ding, H., Lee, L., Tang, Z., & Zhang, J. (2011). Effects of Si on microstructural evolution and mechanical properties of hot rolled ferrite and bainite dual phase steels. *ISIJ*, 51, 476–481.
- Cao, J., Yan, J., Zhang, J., & Yu, T. (2015). Effects of thermomechanical processing on microstructure and properties of bainitic work hardening steel. *Material Science and Engineering*, 192–197.

- Chen, G., Rahimi, R., Xu, G., Biermann, H., & Mola, J. (2020). Impact of Al addition on deformation behavior of Fe–Cr–Ni–Mn–C austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, 797(May), 140084. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140084>
- Chen, W., Li, L., Sun, Z., Zhang, Y., & Yang, W. (2009). Ultrafined microstructure of hypereutectoid steel by warm deformation of martensite. *Acta Materialia*, 45, 697–703.
- Das, A., Sivaprasad, S., Ghosh, M., Chakraborti, P., & Tarafder, S. (2008). Morphologies and characteristics of deformation induced martensite during tensile deformation of 304 LN stainless steel. *Material Science and Engineering: A*, 486(1–2), 283–286.
- De, A., Speer, J., Matlock, D., Murdock, D., Mataya, M., & Comstock, R. (2006). Deformation-induced phase transformation and strain hardening in type 304 austenitic stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37, 1875–1886.
- Demeri, M. (2013a). *Advanced High-Strength Steels - Science, Technology, and Applications* (pp. 6–22).
- Demeri, M. (2013b). Austenitic Stainless Steels. In *Advanced High-Strength Steels Science, Technology, and Application* (pp. 293–347). <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-397046-6.00008-3>
- Dmitrieva, O., Choi, P., Gerstl, S., Ponge, D., & Raabe, D. (2011). Pulsed-laser atom probe studies of a precipitation hardened maraging TRIP steel. *Ultramicroscopy*, 111(6), 623–627.
- Fonstein, N. (2015). Advanced high strength sheet steels. In *Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties*. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-19165-2>
- Godet, S., & Jacques, P. J. (2015). Beneficial influence of an intercritically rolled recovered ferritic matrix on the mechanical properties of TRIP-assisted multiphase steels. *Materials*

Science and Engineering A, 645, 20–27. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.07.082>

Gong, P., Palmiere, E., & Rainforth, W. (2016). Thermomechanical processing route to achieve ultrafine grains in low carbon microalloyed steels. *Acta Materialia*, 119, 43–54.

Guo, Z., & Li, L. (2016). Influences of alloying elements on warm deformation behavior of high-Mn TRIP steel with martensitic structure. *Materials and Design*, 89, 665–675. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.10.010>

Haiwen, L., & Han, D. (2015). New ultrahigh-strength Mn alloyed TRIP steels with improved formability manufactured by intercritical annealing. *Material Science and Engineering: A*, 626, 207–212.

Haiwen, L., Han, D., & Mingxin, H. (2015). Effect of intercritical annealing on the Lüders strains of medium Mn transformation-induced plasticity steels. *Materials and Design*, 83, 42–48.

Horvath, C. D. (2021). Advanced steels for lightweight automotive structures. In *Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles* (pp. 39–95). LTD. <https://doi.org/10.1016/b978-0-12-818712-8.00002-1>

Hosseini, S. M. K., Zarei-Hanzaki, A., & Yue, S. (2015). Effects of ferrite phase characteristics on microstructure and mechanical properties of thermomechanically-processed low-silicon content TRIP-assisted steels. *Materials Science and Engineering A*, 626, 229–236. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.063>

Jacques, P., Girault, E., Harlet, P., & Delanney, F. (2001). The Development of Cold Rolled TRIP-Assisted Multiphase Steels. *Low Silicon TRIP-Assisted Multiphase Steels.*, 41(0), 1061.

Jacques, P. J. (2012). Phase transformations in transformation induced plasticity (TRIP)-assisted

- multiphase steels. In *Phase Transformations in Steels* (Issue June 2009, pp. 213–246). Woodhead Publishing Limited. <https://doi.org/10.1533/9780857096111.2.213>
- Jun, H., Lin-Xiu, D., Guo-Sheng, S., Hui, X., & Misra, R. D. K. (2015). The determining role of reversed austenite in enhancing toughness of a novel ultra-low carbon medium manganese high strength steel. *Scripta Materialia*, *104*, 87–90.
- Kamali, H., Xie, H., Bi, H., Chang, E., Xu, H., Yu, H., & Jiang, Z. (2021). Deformation mechanism and texture evolution of a low-Ni Cr–Mn–N austenitic stainless steel under bending deformation. *Materials Science and Engineering A*, *804*(December 2020), 140724. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140724>
- Karam-Abian, M., Zarei-Hanzaki, A., Abedi, H. R., & Heshmati-Manesh, S. (2016). Micro and macro-mechanical behavior of a transformation-induced plasticity steel developed by thermomechanical processing followed by quenching and partitioning. *Materials Science and Engineering A*, *651*, 233–240. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.116>
- Kim, H., Suh, D. ., & Kim, N. J. (2013). Fe–Al–Mn–C lightweight structural alloys: a review on the microstructures and mechanical properties. *Sci. Technol*, *14*, 14205.
- Kozłowska, A., Radwański, K., Matus, K., Samek, L., & Grajcar, A. (2021). Mechanical stability of retained austenite in aluminum-containing medium-Mn steel deformed at different temperatures. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, *21*(1), 1–15. <https://doi.org/10.1007/s43452-021-00177-8>
- Kumar, T., Bhattacharya, B., Ghosh, C., & Ajmani, S. (2018). Advanced high strength steels. In *Steel Times International* (Vol. 43, Issue 5). <https://doi.org/10.31399/asm.tb.ahssta.t53700059>
- Kuziak, R., Kawalla, R., & Waengler, S. (2008). Advanced high strength steels for automotive

- industry: A review. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 8(2), 103–117.
[https://doi.org/10.1016/s1644-9665\(12\)60197-6](https://doi.org/10.1016/s1644-9665(12)60197-6)
- Lee, K. (2008). TENSILE PROPERTIES OF DIFFERENT CHEMICAL COMPOSITIONS FOR TRIP ASSISTED MULTIPHASE STEEL FOR AUTOMOBILE STRUCTURES. *International Journal of ...*, 9, 87–93. <https://doi.org/10.1007/s12239>
- Lee, K, Im, Y., & Chin, K. (2008). Effect of Carbon Content on the Microstructure and the Transformation Kinetics of Super Bainitic TRIP Steels. *MS&T*.
- Lee, Kyooyoung, Ryu, J. H., Lee, S. W., Lee, W. H., Kim, J. I., & Suh, D. W. (2016). Influence of the Initial Microstructure on the Heat Treatment Response and Tensile Properties of TRIP-Assisted Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 47(11), 5259–5265. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3699-9>
- Lee, S., Lee, K., & BC, D. C. (2010). Ultra fine-grained 6wt% manganese TRIP steel. *Materials Science Forum*, 654–656.
- Li, Z, Ding, H., Misra, R. D. K., & Cai, Z. (2017). Microstructure-mechanical property relationship and austenite stability in medium-Mn TRIP steels: The effect of austenite-reverted transformation and quenching-tempering treatments. *Material Science and Engineering: A*, 682, 211–219.
- Li, Zhichao, Mou, Y., Li, X., Misra, D., Ding, H., He, L., & Li, H. (2020). The Significance of Microstructure Evolution on Governing Impact Toughness of Fe–0.2C–8.5Mn–3Al Medium-Mn TRIP Steel Studied by a Novel Heat Treatment. *Steel Research International*, 91(8), 1–8. <https://doi.org/10.1002/srin.202000029>
- Liu, L., He, B. B., Cheng, G. J., Yen, H. W., & Huang, M. X. (2018). Optimum properties of quenching and partitioning steels achieved by balancing fraction and stability of retained

- austenite. *Scripta Materialia*, *150*, 1–6. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.02.035>
- Liu, Li, He, B., & Huang, M. X. (2018). The Role of Transformation-Induced Plasticity in the Development of Advanced High Strength Steels. *Advanced Engineering Materials*, 1–17. <https://doi.org/10.1002/adem.201701083>
- Luo, H., Shi, J., Wang, C., Cao, W., Sun, X., & Dong, H. (2011). Experimental and numerical analysis on formation of stable austenite during the intercritical annealing of 5Mn steel. *Acta Materialia*, *59*(10), 4002–4014.
- Maisuradze, M. V., & Ryzhkov, M. A. (2018). Thermal Stabilization of Austenite During Quenching and Partitioning of Austenite for Automotive Steels. *Metallurgist*, *62*(3–4), 337–347. <https://doi.org/10.1007/s11015-018-0666-2>
- Matlock, D., Speer, J. G., De Moor, E., & Gibbs, P. (2012). Recent developments in advanced high strength sheet steels for automotive applications: an overview. *JESTECH*, *15*, 1–12.
- Nagashima, S. (2015). Low Carbon Steels. In *Steels—Processing, Structure, and Performance, Second Edition* (Issues 233–275, pp. 1–10). <https://doi.org/10.2472/jsms.21.1>
- Oh, C., Kang, J., Park, S., & Kim, S. (2010). Microstructure and Tensile Properties of Nb-Added High Manganese TRIP-Aided Steel Sheets. *MS&T*.
- Park, T. M., Kim, H. J., Um, H. Y., Goo, N. H., & Han, J. (2020). The possibility of enhanced hydrogen embrittlement resistance of medium-Mn steels by addition of micro-alloying elements. *Materials Characterization*, *165*(March), 110386. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110386>
- Pierce, D., Jiménez, J., Bentley, J., Raabe, D., & Wittig, J. (2015). The influence of stacking fault energy on the microstructural and strain-hardening evolution of Fe–Mn–Al–Si steels during tensile deformation. *The Influence of Stacking Fault Energy on the Microstructural*

and Strain Hardening Evolution of Fe–Mn–Al–Si Steels during Tensile Deformation, 178–190.

Pornputsiri, N., & Kanlayasiri, K. (2020). Effect of bending temperatures on the microstructure and springback of a TRIP steel sheet. *Defence Technology*, 16(5), 980–987. <https://doi.org/10.1016/j.dt.2019.11.018>

Raabe, D., Ponge, D., Dmitrieva, B., & Sander, B. (2009). Nanoprecipitate-hardened 1.5 GPa steels with unexpected high ductility. *Scripta Materialia*, 60(12), 1141–1144.

Raabe, D., Sandlöbes, S., Millán, J., Ponge, D., Assadi, H., & Herbig, M. (2013). Segregation engineering enables nanoscale martensite to austenite phase transformation at grain boundaries: A pathway to ductile martensite. *Acta Mater*, 61(16), 6132–6152.

Rieger, T., Herrmann, K., Carmele, D., Meyer, S., Lippmann, T., Stark, A., Bleck, W., & Klemradt, U. (2011). Quenching and Partitioning - An in-situ approach to characterize the process kinetics and the final microstructure. *Advanced Materials Research*, 1–8.

Santofimia, M. ., & Nguyen-Minh, T. (2010). New Low Carbon Q&P Steels Containing Film-like Intercritical Ferrite. *Material Science and Engineering*, 527.

Santofimia, M., Nguyen-Minh, T., Zhao, L., Petrov, R., Sabirov, I., & Sietsma, J. (2010). New low carbon Q&P steels containing film-like intercritical ferrite. *Material Science and Engineering: A*, 527(23), 6429–6439.

Seo, E., Cho, L., & De Cooman, B. (2015). Application of Quenching and Partitioning Processing to Medium Mn Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 46, 27–31.

Seto, K., & Matsuda, H. (2013). Application of Nanoengineering to Research and Development and Production of High Strength Sheets. *Material Science and Technology*, 10.

Shen, Y. ., Li, X., Sun, X., Wang, Y., & Zuo, L. (2012). Twinning and martensite in a 304

- austenitic stainless steel. *Material Science and Engineering: A*, 552, 514–522.
- Shi, J., Sun, X., Wang, M., Hui, W., Dong, H., & Cao, W. (2010). Enhanced work-hardening behavior and mechanical properties in ultrafine-grained steels with large-fractioned metastable austenite. *Scripta Materialia*, 63(8), 815–818.
- Shukla, S., Patil, A. P., Kawale, A. P., Haldkar, R. K., Dahiwal, A., & Bansod, A. (2021). Effect of grain refinement on sensitization of high manganese austenitic stainless steel. *Materials Today: Proceedings*. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.12.833>
- Soleimani, M., Kalhor, A., & Mirzadeh, H. (2020a). Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. *Materials Science and Engineering A*, 795(August). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140023>
- Soleimani, M., Kalhor, A., & Mirzadeh, H. (2020b). Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. *Materials Science & Engineering*, 795(0), 1–14.
- Speer, J. G. (2012). Phase transformations in quenched and partitioned steels. In *High Strength Steels, Modelling and Advanced Analytical Techniques* (pp. 247–270). <https://doi.org/10.1533/9780857096111.2.247>
- Speer, J. G., Assunção, F., Matlock, D., & Edmonds, D. (2005). The “Quenching and Partitioning” Process: Background and Recent Progress. *Materials Research*, 8, 417–423.
- Speer, J. G., De Moor, E., Findley, K., Matlock, D., De Cooman, B., & Edmonds, D. (2011). Analysis of Microstructure Evolution in Quenching and Partitioning Automotive Sheet Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42, 1–11.
- Speer, J. G., Matlock, D., Cooman, B., & Schtoth, J. (2003). Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Materialia*, 51(9), 2611–2622.
- Sugimoto, K., & Mukherjee, M. (2017). TRIP aided and complex phase steels. In *Automotive*

Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications (pp. 217–257). Elsevier Ltd.

<https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100638-2.00008-0>

Taylor, T., Kim, K., Zhang, J., Penney, D., & Yanagimoto, J. (2021). TRIP assisted press hardened steel by the anisothermal bainitic ferrite transformation. *Journal of Materials Processing Technology*, 289(May 2020), 116950.

<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116950>

Tian, C., Guo, H., Hu, B., Enomoto, M., & Shang, C. (2021). Influence of nano-scale concentration gradient of alloying elements on the ductility in an intercritically annealed and tempered medium Mn steel. *Materials Science and Engineering A*, 810(October 2020), 141009.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141009>

Tilak Kumar, J. V., Sudha, J., Padmanabhan, K. A., Frolova, A. V., & Stolyarov, V. V. (2020). Influence of strain rate and strain at temperature on TRIP effect in a metastable austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, 777(January), 1–12.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139046>

Vercruyssen, F., Celada-Casero, C., Linke, B. M., Verleysen, P., & Petrov, R. H. (2021). The effect of Nb on the strain rate and temperature dependent behaviour of quenching & partitioning steels. *Materials Science and Engineering A*, 800(September 2020), 140293.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140293>

Verlinden, B., Driver, J., Samajdar, I., & Doherty, R. (2007). Thermo-mechanical processing of metallic materials. *Elsevier*.

Wang, C., Ding, H., Cai, M., & Rolfe, B. (2014). Characterization of microstructures and tensile properties of TRIP-aided steels with different matrix microstructure. *Materials Science and Engineering A*, 610, 65–75. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.05.029>

- Wang, L., & Speer, J. G. (2013). Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2(4), 268–281.
<https://doi.org/10.1007/s13632-013-0082-8>
- Wang, T., Hu, J., & Misra, R. D. K. (2019). Microstructure evolution and strain behavior of a medium Mn TRIP/TWIP steel for excellent combination of strength and ductility. *Materials Science and Engineering A*, 753(January), 99–108.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.03.021>
- Zackay, V., Parker, E., Fahr, D., & Bush, R. (1967). The Enhancement of Ductility in High-Strength Steels. *The Enhancement of Ductility in High-Strength Steels*, 60, 252.
- Zeng, Z., Readdy, K., Song, S., Wang, J., Wang, L., & Wang, X. (2020). Microstructure and mechanical properties of Nb and Ti microalloyed lightweight δ -TRIP steel. *Materials Characterization*, 164, 1–9.
- Zeytin, H., Kubilay, C., & Aydin, H. (2008). Investigation of dual phase transformation of commercial low alloy steels: Effect of holding time at low inter-critical annealing temperatures. *Materials Letters*, 62(17–18), 2651–2653.
- Zhang, B. G., Zhang, X. M., & Liu, H. T. (2020). Microstructural evolution and mechanical properties of Ni-containing light-weight medium-Mn TRIP steel processed by intercritical annealing. *Materials Science and Engineering A*, 793(April), 139289.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139289>
- Zhang, J., Ding, H., & Misra, R. D. K. (2015). Enhanced strain hardening and microstructural characterization in a low carbon quenching and partitioning steel with partial austenization. *Materials Science & Engineering A*, 636, 53–59.
- Zhang, J., Ding, H., Misra, R., & Wang, C. (2015). Microstructural evolution and consequent

strengthening through niobium-microalloying in a low carbon quenched and partitioned steel. *Material Science and Engineering*, 641, 242–248.

Zhang, X., Yan, J., Liu, T., Liu, H., Shi, Y., Zhou, Q., Zhao, L., & Lv, Z. (2021). Microstructural evolution and mechanical behavior of a novel heterogeneous medium Mn cold-rolled steel. *Materials Science and Engineering A*, 800(September 2020), 140344. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140344>

Zhang, Y., Li, M., Bi, H., Gu, J., Chen, D., Chang, E., & Zhang, W. (2018). Martensite transformation behavior and mechanical properties of cold-rolled metastable Cr-Mn-Ni-N austenitic stainless steels. *Materials Science and Engineering A*, 724(March), 411–420. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.03.113>

Zhao, J., Ding, H., Jiang, Z., Wei, D., & Linghu, K. (2014). Effects of Hydrogen on the Critical Conditions for Dynamic Recrystallization of Titanium Alloy During Hot Deformation. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45, 4932–4945.

Zhao, J., & Jiang, Z. (2018). Thermomechanical processing of advanced high strength steels. *Progress in Materials Science*, 94, 174–242. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.01.006>

Zhong, N., Wang, X., Wang, L., & Rong, Y. (2009). Enhancement of the mechanical properties of a Nb-microalloyed advanced high-strength steel treated by quenching–partitioning–tempering process. *Materials Science & Engineering A*, 506, 111–116.