

# Efecto de la composición química en el procesamiento de aceros microaleados

**Mariana Valdez-Vázquez, Martha Patricia Guerrero-Mata**

Universidad Autónoma de Nuevo León, Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales  
San Nicolás de los Garza, NL, México  
martha.guerreromt@uanl.edu.mx, Autor de correspondencia: mariana.valdezv@uanl.edu.mx

## RESUMEN

*En el presente artículo se discuten las variables que influyen en el procesamiento termomecánico y enfriamiento, con el fin de crear rutas de proceso que tomen en cuenta la composición química, la optimización microestructural y las variables del proceso. Con estos parámetros, se podrán desarrollar aceros con resistencias superiores a 1 GPa, mediante el procesamiento termomecánico diseñado con ecuaciones constitutivas y los diagramas de Precipitación-Tiempo-Temperatura (PTT), considerando el efecto de la composición química en la cinética de recristalización dinámica, con esta información se podrán elegir parámetros de procesamiento y rutas de enfriamiento, mediante diagramas de transformación de enfriamiento continuo (CCT).*

## PALABRAS CLAVE:

Aceros microaleados, procesamiento termomecánico, diagramas CCT, diagramas PTT, enfriamiento.

## ABSTRACT

*This article presents the variables that influence thermomechanical and cooling processing, to create process routes that consider: chemical design, microstructural evolution optimization and process variables. From these parameters, low carbon steels with strengths above 1 GPa can be developed, by means of thermomechanical processing designed with constitutive equations and the Precipitation-Time-Temperature diagrams (PTT), considering the effect of chemical composition on dynamic recrystallization kinetics, this information will also enable the selection of processing parameters and different cooling paths from continuous cooling transformation diagrams (CCT).*

## KEYWORDS:

Microalloyed steels, thermomechanical processing, CCT, PTT, cooling.

## INTRODUCCIÓN

La industria del acero está en constante innovación, la directriz es mejorar la relación resistencia-ductilidad-ligereza en los aceros. Esto impacta a la industria automotriz, principalmente por las regulaciones emitidas para reducir el consumo de combustible para autos, para lo cual se requieren aceros con una resistencia más alta y buena ductilidad, siendo materiales clave para el futuro de la ingeniería liviana.

Para obtener este tipo de aceros se han planteado diversos métodos, siendo el procesamiento termomecánico el más estudiado por su fácil adaptación a la industria. Además, se debe tener en cuenta la composición química de los aceros, ya que afecta los mecanismos metalúrgicos que ocurren durante dicho procesamiento.

El principal componente microestructural de los aceros de bajo contenido de carbono ha sido tradicionalmente la ferrita equiaxial o poligonal, pero los desarrollos recientes han agregado otros componentes microestructurales importantes<sup>1</sup>. Generalmente los aceros de baja aleación y alta resistencia se denominan aceros microaleados con una adición entre el 0.05-0.15 % de elementos como Nb, V, Ti, Mo o B<sup>2</sup> los cuales pueden formar precipitados entre sí o carburos y nitruros, que a

su vez afectan la estabilidad de la austenita o de la ferrita, por lo que al modificar la composición química y la velocidad de enfriamiento durante el procesamiento, modificará también las distintas microestructuras que se puedan obtener en estos aceros.

Durante el conformado a elevadas temperaturas, uno de los principales beneficios de la austenita es la formabilidad que proporciona a los aceros. La microestructura austenítica responde a la deformación en caliente mediante varios mecanismos de deformación, recuperación, recristalización y crecimiento de grano, al igual que actúan distintos mecanismos se tiene una mayor cantidad de variables de las que dependen éstos, por lo que analizar este tipo de procesos se vuelve más complejo sobre todo al incluir una nueva variable para estudiar el efecto de la composición química<sup>3</sup>.

## LAMINACIÓN EN CALIENTE

Los procesos termomecánicos por si solos no conllevan un gran refinamiento de grano debido a la limitación en la modificación de las variables del proceso, no obstante, es factible actuar sobre la composición química y la temperatura de deformación. Para obtener las resistencias requeridas, se necesita un tamaño de grano austenítico fino al final de la laminación en caliente, por lo que se hace necesario conocer los mecanismos y fenómenos metalúrgicos, como la recristalización que promueve el refinamiento de grano, la cual se retrasa con la adición de elementos aleantes, y se tiene un mayor número de sitios de nucleación, lo que promueve la disminución del tamaño de grano. Otra de las formas en las que se puede conseguir una estructura refinada es mediante la precipitación de los elementos aleantes, estos controlan la microestructura austenítica, logrando inhibir los procesos de recristalización.

La laminación en caliente se puede clasificar en tres tipos: control de laminación convencional, control de laminación de recristalización y control de laminación de recristalización dinámica<sup>4</sup>.

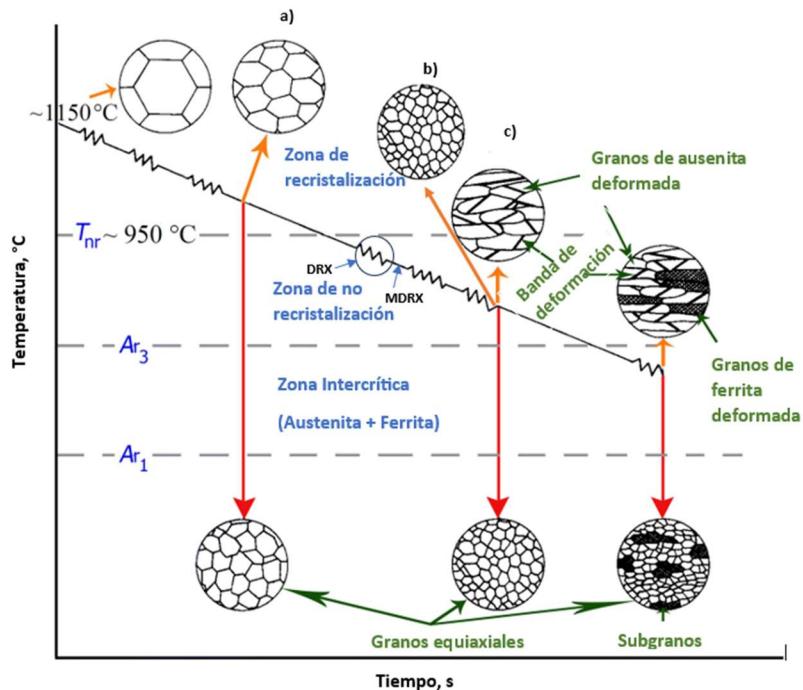


Fig. 1. Tipos de laminación mostradas mediante el cambio de temperaturas con respecto al tiempo en los diferentes tipos de laminación: (a) Laminado de recristalización controlada, (b) Laminación dinámica controlada y (c) Laminado convencional (Modificado)<sup>4</sup>.

Como se muestra en la figura 1, en el caso de (a) se obtendrá una recristalización completa, mientras que (b) se obtiene una microestructura recristalizada más fina que la del control de laminación de recristalización y en (c) se crea una microestructura austenítica deformada con pequeñas partículas precipitadas inducidas por la deformación.

## DEFORMACIÓN PLÁSTICA

En la deformación plástica en caliente se producen de manera simultánea un endurecimiento por deformación debido a los esfuerzos a los que está sometido el material en laminación y un ablandamiento debido a los procesos de restauración que se llevan a cabo debido a las altas temperaturas<sup>5</sup>.

Para simular los procesos industriales se suelen utilizar ensayos de compresión, tracción y torsión en caliente, de los cuales se obtienen curvas de fluencia que reflejan el comportamiento del material laminado en caliente.

Las curvas de esfuerzo-deformación obtenidas de estos ensayos se dividen en tres etapas, como se observa en la figura. 2, donde existe una etapa de endurecimiento y restauración dinámica, etapa de transición, cuando comienza la recristalización dinámica se observa una caída de tensión (que puede ser de forma continua o en forma de oscilaciones), y etapa de saturación o del estado estable.

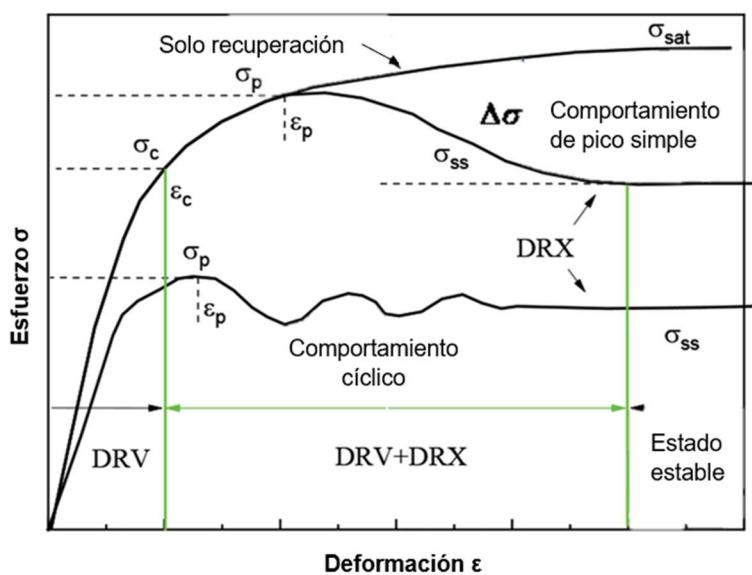


Fig. 2. Curva de esfuerzo deformación señalizando la recristalización dinámica discontinua en diferentes condiciones de deformación<sup>6</sup>.

Durante el conformado en caliente el mecanismo controlante al cual se deba la morfología de la microestructura resultante es la recristalización de la austenita; que es dependiente de la composición química, microestructura inicial y condiciones de deformación<sup>7</sup>. La recristalización dinámica ocurre durante la deformación a alta temperatura y al igual que la clásica, ocurre mediante nucleación y crecimiento de nuevos granos, dejando en claro que la recristalización y la deformación ocurren al mismo tiempo<sup>8</sup>.

La recristalización dinámica inicia antes de la deformación que aparece con el esfuerzo máximo, este inicio de recristalización se asocia con una deformación crítica ( $\epsilon_c$ ) la cual indica la cantidad de energía mínima que se necesita para rebasar la barrera y ocurrir este fenómeno, esta energía suele verse como la energía que almacena el material al ser deformado y muestra una gran dependencia con la composición química del acero.

Para la creación de modelos del comportamiento del material durante la deformación en caliente, se tiene un modelo dividido en tres partes las cuales comprenden de acuerdo con la Fig. 2 la parte uno de endurecimiento y ablandamiento dinámico (antes de la deformación máxima), la parte dos que es el inicio de la recristalización dinámica (en la deformación máxima) y la parte tres que comprende la recristalización dinámica (después de la deformación máxima), este modelo está basado en un fundamento físico en él se habla sobre un balance de dislocaciones móviles, recordando que la fuerza impulsora de creación de dislocaciones es la deformación aplicada, mientras que a la temperatura elevada se reordenan y aniquilan de modo que queda expresada en la ecuación (1) del siguiente modo<sup>9</sup>:

$$\frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} = \frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} |_{\text{almacenadas}} - \frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} |_{\text{restauradas}} \quad (1)$$

El modelo de Estrin y Mecking<sup>10</sup> y Bergström<sup>11</sup> es el modelo más utilizado afirmando que se tiene que la velocidad de endurecimiento es una combinación lineal de dependencia con  $\sigma$  y con  $1/\sigma$ , por lo que la ecuación (1) se puede expresar de la siguiente manera en la ecuación (2):

$$\left( \frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} \right) = U - \Omega \rho \quad (2)$$

Donde  $U$  es el término de endurecimiento y  $\Omega$  es el término de ablandamiento y son independientes de  $\varepsilon$ . Siendo la parte 1 del modelo de endurecimiento y restauración dinámica como se observa en la ecuación (3):

$$\sigma = [\sigma_m^2 + (\sigma_0^2 - \sigma_m^2) e^{-\Omega \varepsilon}]^{0.5} \quad (3)$$

Siendo  $\sigma_m$  el esfuerzo de estado estable de la curva esfuerzo deformación cuando solo ocurre una restauración en el grano. En el caso de aparición de recristalización dinámica puede suponerse en primera aproximación que  $\sigma_p = \sigma_m$ . Para que la ecuación (3) sea una verdadera ecuación constitutivas, los valores de  $\sigma_m$ ,  $U$  y  $\Omega$  deben depender de los parámetros del proceso que pueden estar contenidas en el parámetro de Zener-Hollomon  $(Z = \dot{\varepsilon} \exp(-\frac{\Omega}{RT}))$ . Se encontró que  $U$  (ecuación (4)) dependía de las condiciones del proceso de la siguiente manera:

$$(ab)^2 U = K_u \cdot d_0^{n_u} \cdot Z^{m_u} \quad (4)$$

Y para  $\Omega$  (ecuación (5)):

$$\Omega = K_\Omega \cdot d_0^{n_\Omega} \cdot Z^{m_\Omega} \quad (5)$$

Y para el inicio de recristalización dinámica y la parte 2 del modelo se expresa con la ecuación (6):

$$\varepsilon_p = K \cdot d_0^n \cdot Z^m \quad (6)$$

Donde  $K$  es el coeficiente de la deformación,  $d_0$  el tamaño de grano inicial,  $Z$  el parámetro de Zener-Hollomon,  $n$  y  $m$  los exponentes del tamaño de grano y  $Z$  respectivamente.  $K$ ,  $n$  y  $m$  son constantes del material que pueden depender de la composición química<sup>9</sup>.

La dependencia de  $\dot{\varepsilon}$  con  $\sigma_m$ , la deformación asociada con el esfuerzo máximo puede describirse con la ecuación (7):

$$\dot{\varepsilon} = A'''[\sinh(\alpha\sigma_m)]^n \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (7)$$

Donde  $A'''$  es una constante del material y  $\alpha$  la tensión inversa que marca el cambio de comportamiento potencial a exponencial  $n$  es el exponente de "creep".

Al mismo tiempo el parámetro  $Z$  donde la energía de activación dependerá de la composición química mediante la ecuación (8):

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (8)$$

Donde  $\dot{\varepsilon}$  es la velocidad de deformación,  $Q$  la energía de activación del proceso (en función de la composición química con la ecuación (9)),  $R$  constante de los gases y  $T$  como la temperatura a la cual se lleva a cabo el proceso.

$$Q = Q_{SD}(y_c; \{y_x\}) = Q_{SD}^0 + \alpha_c y_c^{p_c} + \sum_x \alpha_x y_x^{p_x} \quad (9)$$

Donde  $Q_{SD}^0$  es la energía de activación de autodifusión en el hierro puro,  $y_c$  y  $y_x$  son la concentración de carbono y los elementos sustitucionales  $X$ , respectivamente;  $\alpha_c$ ,  $\alpha_x$ ,  $p_c$  y  $p_x$  son coeficientes empíricos.

Para la modelización de la parte 3 recristalización dinámica se asume un sentido físico-metalúrgico el cual asocia una proporcionalidad entre la curva esfuerzo-deformación y la fracción recristalizada y esta evolución tendrá una ecuación tipo Avrami<sup>12</sup>, ecuación (10):

$$X = 1 - \exp(-Bt^k) \quad (10)$$

Donde  $X$  es la fracción recristalizada,  $t$  es el tiempo, siendo  $B$  y  $k$  constantes que describen la cinética de recristalización dinámica.

Suponiendo que las fracciones de volúmenes transformadas son proporcionales a los ablandamientos, es posible deducir, a partir de las curvas de esfuerzo-deformación, la cinética de la transformación y, por lo tanto, expresar la evolución de  $\sigma$  con  $\varepsilon$  desde la tensión máxima  $\sigma_p$  hasta la del estado estable  $\sigma_m$  siguiendo una expresión similar a la de Avrami con la ecuación (11):

$$\sigma = \sigma_p - (\sigma_p - \sigma_m) \cdot \left[ 1 - \exp\left(-0.693 \cdot \left[\frac{\varepsilon - \varepsilon_p}{\dot{\varepsilon} \cdot t_{50\%}}\right]^k\right) \right] \quad (11)$$

Ecuación que sólo es válida para  $\varepsilon > \varepsilon_p$ .

Estas ecuaciones sirven para crear rutas de procesamiento de los aceros, y mediante herramientas como el análisis de elemento finito (FEM)<sup>13</sup>, poder llegar a conclusiones sobre el comportamiento en caliente de los aceros microaleados con diferentes porcentajes de Nb y Ti teniendo un acero con 4 veces más de Nb y Ti se observó un aumento en la resistencia máxima a la tensión y un gran comportamiento de resistencia a la tensión durante la laminación, siendo entonces clave las herramientas de modelación computacional ya que al tener precipitados distribuidos en la matriz estos afectarán la uniformidad en el ancho de la lámina y de igual manera cuando comienza a disminuir el espesor comienza a disminuir la sensibilidad a la caída de temperatura. Siendo posible a partir de condiciones de laboratorio poder desarrollar rutas de proceso con velocidades de deformación que se asemejen a los que se tiene a nivel industrial<sup>14</sup>.

Además, la recristalización metadinámica también puede darse ya que se tiene la suficiente energía para producir la recristalización dinámica sobre pasando la barrera de la deformación crítica y se detiene en algún punto, y estos crecen mediante migración de límite de grano lo que resulta en la recristalización estática más rápida puesto que no necesita un período de incubación, debido a que tienen los núcleos se heredan de la recristalización dinámica<sup>15,16</sup>.

Los diferentes tipos de recristalizaciones pueden estar presentes en los procesos termomecánicos, por lo que se deben de tomar en cuenta para diseñar el esquema de deformación, ya que la mayoría de los procesos tienen entre 7-12 pasadas<sup>17</sup>. Por lo que dependiendo de la ruta de proceso planteada se obtendrá la microestructura austenítica final, la cual podría ser totalmente recristalizada o parcialmente recristalizada, que a su vez tendrán influencia en la transformación de fase durante el enfriamiento.

Para iniciar la recristalización dinámica se pasa por un proceso de nucleación, que consiste en un mecanismo de migración de límite de grano inducido por deformación, uno de los mecanismos más reconocidos consiste en la migración de una parte del límite de grano de alto ángulo de desorientación<sup>18</sup>. Cabe recalcar que este movimiento de límites de grano tiene lugar debido a la heterogeneidad que tiene la microestructura causada por la deformación, la fuerza motriz creada por la diferencia en la cantidad de energía almacenada, es decir, la diferencia de densidad de dislocaciones después ocurre la coalescencia de subgranos. La forma más recurrente de nucleación es en forma de collar en los límites de grano existentes, para una recristalización de pico simple.

Independientemente de la nucleación, cuando ya se ha formado el núcleo, los límites de grano empiezan a migrar a la región de alta densidad de dislocaciones, eliminando la distorsión producida por el endurecimiento. Existen dos mecanismos que impiden el crecimiento: 1) Los mismos granos en crecimiento bloquean su crecimiento entre ellos y 2) los nuevos granos en el siguiente paso de deformación se endurecen, disminuyendo la fuerza motriz.

## INTERACCIÓN RECRYSTALIZACIÓN-PRECIPITACIÓN

La precipitación ocurre cuando hay elementos aleantes, sobre todo en los aceros microaleados, este fenómeno juega un papel fundamental en el control de la microestructura austenítica, ya que impide la recristalización. Esto ocurre debido a que la densidad de precipitados excede el número de densidad de dislocaciones; influye en la descomposición austenítica y, por lo tanto, en las propiedades mecánicas finales del acero.

La precipitación de los carburos, nitruros y/o carbonitruros de los microaleantes se produce en dos etapas (nucleación y crecimiento), la nucleación también ocurre en los sitios de alta energía, por lo que cuando el material se encuentra en un proceso termomecánico<sup>19</sup>, estos precipitados son inducidos por la deformación, cuando se aumenta la densidad de dislocaciones se disminuye el tiempo necesario para que inicie, sobre todo cuando se aplican mayores deformaciones. Por ende, el retraso o incluso la retención de la recristalización ocurre cuando la fuerza de anclaje de los precipitados supera la fuerza motriz para la recristalización del material.

La presencia de precipitados no cambia la morfología de las curvas de fluencia, pero si modifican el valor de deformación necesaria para obtener la recristalización, debido a que ambos procesos toman como fuerza motriz la deformación.

La figura 3, muestra los efectos de los elementos aleantes en la recristalización dinámica. En la curva se observa  $\varepsilon_p$  vs.  $\dot{\varepsilon}$ , tomando como referencia un acero sin aleantes y otro con la misma base, pero con elementos aleantes incluidos. Se observa que la aleación base tiene valores menores de  $\varepsilon_p$ , sin embargo, al agregar elementos aleantes la curva es desplazada hacia valores mayores, ello significa que con solo la presencia de los elementos aleantes en la austenita existe un retaso en la recristalización. A altas velocidades de deformación los elementos aleantes permanecen disueltos durante la recristalización, estos solutos retrasan la nucleación y crecimiento de granos mediante un mecanismo de arrastre de soluto (“drag effect”) relativamente débil, cabe recalcar que a estas velocidades de deformación no hay tiempo para la precipitación. Se produce un retraso más pronunciado a velocidades de deformación intermedias, debido a la interacción entre la precipitación y la recristalización, los límites de grano al ser sitios de alta energía se ven afectados por estos dos fenómenos uno en donde nuclean los nuevos precipitados y el otro donde los límites de grano intentan migrar para realizar la recristalización, sin embargo, estos límites de grano quedan anclados a los precipitados y ocurre ese retraso en la recristalización. Por último, a velocidades de deformación bajas, los precipitados se forman antes de la recristalización, por lo que se engruesan antes de la recristalización y si ya se han engrosado, ya no sirven como anclaje de los límites de grano y su efecto retardante es menor<sup>20</sup>.

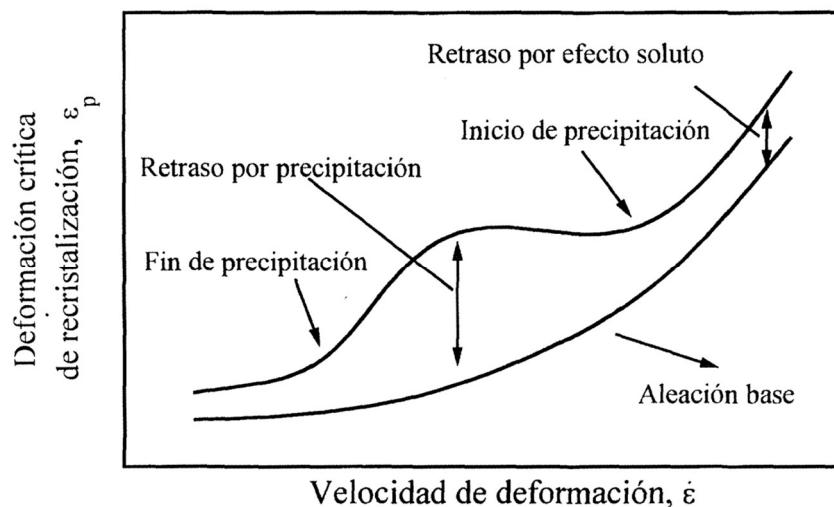


Fig. 3. Gráfica de un acero base y un acero microaleado  $\varepsilon_p$  vs.  $\dot{\varepsilon}$  (deformación correspondiente a la tensión máxima vs. velocidad de deformación)<sup>20</sup>.

El diagrama Recristalización – Precipitación – Temperatura – Tiempo, es utilizado para analizar esta interacción.

La figura 4 muestra la representación del diagrama RPTT, este diagrama,  $P_s$  y  $P_f$  representan el inicio y fin de la precipitación, 0.1 y 0.95 indican el comienzo y el fin de la recristalización. Existe una sección en este diagrama donde hay una interacción precipitación-recristalización y está dividida en tres regiones:

1. La recristalización tiene un comienzo y un fin sin que ocurra interacción entre los dos fenómenos. Las formas más comunes para que ocurra este tipo de recristalización son manteniendo altas temperaturas, bajas velocidades de deformación, manteniendo los elementos aleantes en solución sólida, pero llegando al esfuerzo crítico permitiendo el inicio de la recristalización<sup>17</sup>.

2. La recristalización sufre la influencia de la precipitación, estos mecanismos actúan al mismo tiempo<sup>22</sup>, sin embargo, la presencia de precipitados retrasa la recristalización. Cuando esta interacción llega a suceder con una fracción adecuada de precipitados, con un tamaño menor a 20 nm serán capaces de retrasar la recristalización<sup>23</sup>.

3. En la tercera etapa ocurre primero la precipitación y la recristalización no ocurre hasta superar la fuerza de anclaje de los precipitados, sin embargo, debido al tamaño de estos puede ser superada.

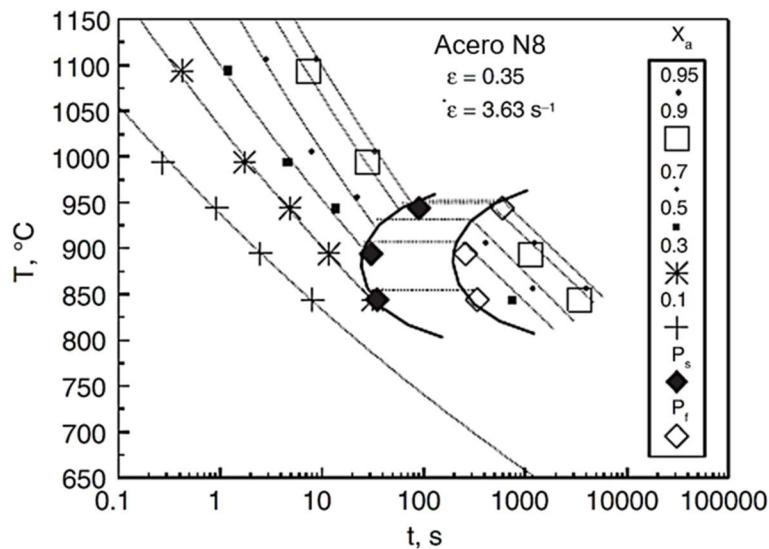


Fig. 4. Diagrama Recristalización-Precipitación-Tiempo-Temperatura (RPTT)<sup>21</sup>.

Adiciones de más elementos aleantes afectan a la cinética de precipitación, en la medida que afectan la difusividad o actividad química del elemento aleante considerado. Así, adiciones de Mn retrasan la cinética de precipitación de Nb (C, N), de VN y de Ti (C, N). En cambio, el B y el Si tienen efectos opuestos, es decir, aceleran la velocidad de precipitación, y en el caso del B, incluso traslada las temperaturas de disolución a valores superiores<sup>7</sup>.

Al disminuir las concentraciones de C y N se ralentiza la cinética de precipitación, aunque su efecto es menos importante que las disminuciones de los elementos sustitucionales, debido a que la baja movilidad de estos los hace controladores de la cinética de precipitación.

### FACTORES QUE INFLUYEN EN LA TRANSFORMACIÓN

El refinamiento de tamaño y la morfología del grano, es decir, el acondicionamiento austenítico, que tiene al pasar por el proceso de laminación en caliente y la rapidez de enfriamiento son los factores de control microestructural al final de todo el proceso.

La rapidez de enfriamiento tiene una fuerte influencia en la microestructura final del acero, esto se puede ver reflejado en los diagramas *TTT* o *CCT*, dependiendo de la rapidez de enfriamiento será la microestructura final. Estas transformaciones están relacionadas con el movimiento de los átomos, mientras más tiempo tengan para difundir, van a formar fases más estables a temperatura ambiente, por el contrario, si el enfriamiento es más rápido impide el movimiento de los átomos, llevando a la formación de fases adifusionales.

Otro factor importante es la microestructura inicial de la austenita: se considera el tamaño de grano austenítico y la cantidad de deformación retenida en el grano austenítico<sup>21</sup>. El tamaño inicial de los granos austeníticos tiene un efecto directo en la microestructura que se obtiene después de la transformación, dado que entre más límites de granos tiene esta, tiene un aumento la probabilidad de nucleación la nueva fase, por lo que la estructura final puede tener un tamaño de grano similar o menor al tamaño inicial de la austenita.

Al tener un grano deformado, también se tiene un grano con alta energía, debido a la formación de bandas de deformación, subgranos y defectos, por lo tanto, como se tiene un mayor número de sitios de nucleación, la transformación puede ocurrir a una temperatura más alta.

Los productos de transformación normalmente para los aceros de bajo carbono son identificados como ferrita poligonal (PF), perlita laminar (P) y degenerada (DP), ferrita cuasipoligonal (QF), ferrita granular (GF), ferrita bainítica (BF), martensita (M) e islas de martensita austenita (islas MA)<sup>24</sup>.

## EFFECTO DE LA COMPOSICIÓN QUÍMICA

Durante el procesado termomecánico, cada elemento de aleación tiene diferentes efectos dependiendo de su actividad química, la difusividad y la capacidad de formar precipitados, algunos de estos efectos se muestran en las tablas I y II.

Tabla I. Efecto de la composición química en la recristalización.

<sup>25</sup> Wray, 1984	Mayor cantidad de C favorece el crecimiento de grano. El C retarda levemente el inicio de recristalización.
<sup>26</sup> Yang et al., 2020	La adición de C causa un efecto de ablandamiento a velocidades de deformación bajas y un efecto de endurecimiento a velocidades de deformación altas.
<sup>27</sup> Siamak, Serajzadeh & Taheri, 2003	El aumento de C disminuye la energía de activación de la deformación y da como resultado una recristalización dinámica más rápida.
<sup>28</sup> C.W. Lee et al., 2016	La adición de V >0.125% en peso aumenta la energía de activación para la recristalización dinámica y la recristalización se suprime en condiciones de deformación alta.
<sup>29</sup> Kim et al.. 2020	El esfuerzo máximo y el esfuerzo crítico aumentan al aumentar el contenido de V, por lo tanto, en estos aceros se retrasa el inicio de la recristalización dinámica.
<sup>30</sup> Mayo et al., 2019	Se obtienen precipitados finos NbV y NbTiV, desde la austenita recristalizada, que podrán suprimir la restauración de la ferrita.
<sup>31</sup> Mejía et al., 2014	La adición de Nb inhibe la recristalización dinámica en un rango de 800-900°C. La adición de Mo provoca el retraso del inicio de la recristalización dinámica y modifica el comportamiento de la precipitación de Nb (C, N).
<sup>32</sup> W. Sun et al., 2002	El Ti, V y Nb contribuyen en ese orden a la deformación máxima y retrasan el inicio de la recristalización dinámica de los aceros base Mo.
<sup>33</sup> Reyes-Calderón et al., 2013	La adición de Nb, Ti y V genera microestructuras más finas y el efecto de refinamiento de grano recristalizado más importante se produce por la adición de Ti.
<sup>34</sup> Seo et al., 2020	Las adiciones de Nb y Mo tuvieron un efecto significativo en la influencia de tamaño de grano austenítico. Suprimieron el crecimiento anormal de grano de austenita.
<sup>35</sup> S.J. Lee & Lee, 2008	El Mo es más efectivo para prevenir el crecimiento de grano que el Ni o Cr. Los elementos de aleación: Ni, Cr, Mo, Mn y P segregan en el límite de grano de austenita.
<sup>36</sup> Kumar et al., 2018	La deformación crítica para la nucleación se logra más rápido al mejorar el acero con N.
<sup>37</sup> S. Serajzadeh & Karimi Taheri, 2002	El Si induce un aumento en la energía de activación de la deformación en caliente. Lo que a su vez conduce al aplazamiento de la recristalización dinámica.
<sup>38</sup> Cabañas et al., 2006	El incremento en Mn retrasa el inicio de la recristalización y ralentiza la migración de los límites de grano de la austenita.

Tabla II. Efecto de la composición química en la transformación de fase.

<sup>41</sup> Pohjonen et al., 2018	El Si y Nb promueven la formación de ferrita. El C, Mn, Cr y Mo retardan la transformación de fase de ferrita. El C y Mn son estabilizadores de la austenita. El Mo retrasa la transformación a ferrita y perlita. El V promueve la formación de ferrita en condiciones de deformación. El Cu retarda las transformaciones en condiciones de deformación. El Nb promueve la formación de la ferrita en el material completamente recristalizado, pero tiene un efecto opuesto para el material en condiciones de deformación.
<sup>42</sup> Alvarez Moreno, 1992	Todos los elementos de aleación tienden a bajar la temperatura de inicio de transformación martensítica, excepto el Co y Al. Siendo el Mn y Cr los que más influencia tiene.
<sup>43</sup> Zhang et al., 2006	Al aumentar el C equivalente provoca un desplazamiento de las temperaturas de formación de ferrita y perlita hacia el lado derecho y la formación de bainita y martensita hacia las temperaturas más bajas del diagrama.
<sup>44</sup> Li et al., 2007	El Si y Mn hacen que las curvas de la perlita y la bainita se mueve a la derecha. El Si contribuye a la estabilidad de la austenita. El Mn decrece la temperatura de inicio de martensita.
<sup>45</sup> Neugebauer et al., 2011	El Mo y Cr muestran una influencia en la extensión de la región bainítica. El C y B mostraron una mejora en la templabilidad más no un efecto en el diagrama CCT.
<sup>46</sup> Grina et al., 2015	Las adiciones de Mo, Cr y B incrementan la resistencia de los aceros impidiendo la formación de la ferrita y promoviendo la bainita. El efecto de los elementos de aleación en la supresión de la formación de ferrita es Cr<Mo<B.
<sup>47</sup> Ali & Rashed, 2019	El Ti favorece a la formación de ferrita y suprime la formación de martensita y bainita.

De este modo, la metodología para desarrollar aceros constará de dos fases, la fase 1 que se enfocará en el acondicionamiento austenítico en la laminación en caliente junto con todos los fenómenos metalúrgicos que se presentan y la fase 2 que se encargará de la microestructura de trabajo que se desee mediante el control de parámetros de procesamiento en la mesa de enfriamiento para las transformaciones de fase, como se muestra en la figura 5, por lo que nos permitirá saber el comportamiento del acero en caliente y poder así llegar a las propiedades deseadas.



Fig. 5. Diagrama para el desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).

## CONCLUSIONES

La mayoría de las investigaciones se han enfocado en el efecto cualitativo de los elementos de aleación y la mayoría de las adiciones de los elementos aleantes en forma individual, por lo que los futuros trabajos se deberán enfocar en analizar los efectos combinados que tienen los elementos aleantes tomando en cuenta la interacción de los procesos de precipitación y recristalización, así como las ecuaciones constitutivas de acuerdo a las variables del proceso y composición química, siendo así que estas ecuaciones podrían ser la pauta para mejorar el diseño químico de aceros en un futuro.

A partir de la información presentada se podrán crear diseños con los parámetros críticos del procesamiento termomecánico, de los cuales los más importantes son el diseño químico, la obtención de precipitados finos y distribuidos uniformemente para que ayuden al incremento de las propiedades mecánicas, una adecuada cantidad de solutos para retardar la movilidad de la frontera de grano en la recristalización, la optimización de la evolución microestructural, el diseño del procesamiento termomecánico (tiempo entre pasadas, pasos de deformación, teniendo en cuenta las restricciones físicas que están conectadas a la capacidad de las herramientas y su control) y un diseño de la ruta de enfriamiento. Los elementos anteriormente mencionados determinarán la estructura de enfriamiento y, por lo tanto, las propiedades mecánicas del acero.

## REFERENCIAS

1. Krauss, G. Steels: Processing, Structure, and Performance. 2.<sup>a</sup> ed., ASM International, 2015.
2. Sun, L., Liu, X., Xu, X., et al. "Review on niobium application in microalloyed steel." *Journal of Iron and Steel Research International*, vol. 29, 2022, pp. 1513–1525. <https://doi.org/10.1007/s42243-022-00789-1>
3. Jiménez Lugos, J. C. Modelado de deformación en caliente de acero bajo carbono en la zona intercritica. Tesis de maestría, Instituto Politécnico Nacional, 2017.
4. Nasiri, Z., Ghaemifar, S., Naghizadeh, M., & Mirzadeh, H. "Thermal Mechanisms of Grain Refinement in Steels: A Review." *Metals and Materials International*, 2020. <https://doi.org/10.1007/s12540-020-00700-1>
5. Dieter, G. E., Kuhn, H. A., & Semiatin, S. L. *Handbook of Workability and Process Design*. ASM International, 2003.
6. Gao, X., Wu, H., Liu, M., Zhang, Y., & Zhou, X. "Dynamic recovery and recrystallization behaviors of C71500 Copper-Nickel alloy under hot deformation." *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 29, no. 11, 2020, pp. 7678–7692. <https://doi.org/10.1007/s11665-020-05221-x>
7. Altamirano Guerrero, G. Estudio de la deformación plástica en caliente de aceros avanzados de ultra-alta resistencia (A-UHSS) microaleados con boro. Tesis doctoral, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, 2014. [http://bibliotecavirtual.dgb.umich.mx:8083/xmlui/handle/DGB\\_UMICH/1298](http://bibliotecavirtual.dgb.umich.mx:8083/xmlui/handle/DGB_UMICH/1298)
8. Li, Y., Song, R., Wen, E., & Yang, F. "Hot deformation and dynamic recrystallization behavior of Austenite-Based Low-Density FE–MN–AL–C steel." *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, vol. 29, no. 5, 2016, pp. 441–449. <https://doi.org/10.1007/s40195-016-0406-1>
9. Cabrera, J., & Prado, J. "Simulación de la fluencia en caliente de acero mediante el uso de ecuaciones constitutivas." *Scientia Et Technica*, vol. 2, no. 39, 2008, pp. 182–187. <https://doi.org/10.22517/23447214.3181>
10. Estrin, Y., & Mecking, H. "A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter models." *Acta Metallurgica*, vol. 32, no. 1, 1984, pp. 57–70. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(84\)90202-5](https://doi.org/10.1016/0001-6160(84)90202-5)
11. Bergström, Y. "A dislocation model for the stress-strain behaviour of polycrystalline  $\alpha$ -Fe." *Materials Science and Engineering*, vol. 5, no. 4, 1970, pp. 193–200. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(70\)90081-9](https://doi.org/10.1016/0025-5416(70)90081-9)

12. Jonas, J. J., Quelennec, X., Jiang, L., & Martin, É. "The Avrami kinetics of dynamic recrystallization." *Acta Materialia*, vol. 57, no. 9, 2009, pp. 2748–2756. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.02.033>
13. Li, K., Shao, J., Yao, C., et al. "Effect of NB-TI microalloyed steel precipitation behavior on hot rolling strip shape and FEM simulation." *Materials*, vol. 17, no. 3, 2024, p. 651. <https://doi.org/10.3390/ma17030651>
14. Eskandari, H., Reihanian, M., & Zaree, S. A. "Constitutive Modeling, Processing Map Optimization, and Recrystallization Kinetics of high-grade X80 pipeline steel." *Journal of Materials Research and Technology*, 2024. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.09.217>
15. Sun, W. P., & Hawbolt, E. B. "Comparison between Static and Metadynamic Recrystallization." *ISIJ International*, vol. 37, no. 10, 1997, pp. 1000–1009. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.37.1000>
16. Ding, S., et al. "Further understanding of metadynamic recrystallization through thermomechanical tests and EBSD characterization." *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 299, 2021, p. 117359. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117359>
17. Palmiere, E. J., Mahfouf, M., & Pinna, C. *International Conference on Thermomechanical Processing: Mechanics, Microstructure & Control: 23–26 June 2002, the University of Sheffield, England: Conference Proceedings*. Department of Engineering Materials, University of Sheffield, 2003. <https://books.google.com.mx/books?id=JI2oAAAACAAJ>
18. Rios, P. R., Siciliano, F., Jr., Sandim, H. R. Z., Plaut, R. L., & Padilha, A. F. "Nucleation and growth during recrystallization." *Materials Research*, vol. 8, no. 3, 2005, pp. 225–238. <https://doi.org/10.1590/s1516-14392005000300002>
19. Skobir, D. A. "High-Strength Low-Alloy (HSLA) Steels." *Materials and Technology*, vol. 45, 2011, pp. 295–301.
20. Cabrera, J. M., Omar, A. A., & Prado, J. M. "Simulación de la fluencia en caliente de un acero microaleado con un contenido medio de carbono. II parte. Recristalización dinámica: inicio y cinética." *Revista De Metalurgia*, vol. 33, no. 3, 1997, pp. 143–152. <https://doi.org/10.3989/revmetalm.1997.v33.i3.857>
21. Medina, S. F., Quispe, A., & Gómez, M. "Precipitation model in microalloyed steels both isothermal and continuous cooling conditions." *Revista De Metalurgia*, vol. 51, no. 4, 2015, e056. <https://doi.org/10.3989/revmetalm.056>
22. Siciliano, F., & Jonas, J. J. "Mathematical modeling of the hot strip rolling of microalloyed Nb, multiply-alloyed Cr-Mo, and plain C-Mn steels." *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 31, no. 2, 2000, pp. 511–530. <https://doi.org/10.1007/s11661-000-0287-8>
23. Zeng, Z., et al. "Effect of Nb content and thermal deformation on the microstructure and mechanical properties of high-strength anti-seismic rebar." *Materials Science and Engineering A*, vol. 840, 2022, p. 142929. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.142929>
24. Primo, G. L. Efecto de los parámetros de laminación y post-tratamiento térmico por inducción en la mejora de propiedades mecánicas de aceros microaleados. Universidad de Navarra, 2017. <https://dadun.unav.edu/bitstream/10171/45292/1/Gorka%20Larzabal.pdf>
25. Wray, P. J. "Effect of composition and initial grain size on the dynamic recrystallization of austenite in plain carbon steels." *Metallurgical Transactions A*, vol. 15, no. 11, 1984, pp. 2009–2019. <https://doi.org/10.1007/bf02646835>
26. Yang, Y., Zhao, X., Dong, C., & Zhao, X. "Influence of hot deformation and precipitates on the recrystallization of NB-V-Ti Free-Cutting steel." *Metals*, vol. 10, no. 12, 2020, p. 1587. <https://doi.org/10.3390/met10121587>
27. Serajzadeh, S., & Taheri, A. K. "Effect of carbon on the kinetics of dynamic restoration and flow behavior of carbon steels." *Mechanics of Materials*, vol. 35, no. 7, 2003, pp. 653–660. [https://doi.org/10.1016/s0167-6636\(02\)00291-0](https://doi.org/10.1016/s0167-6636(02)00291-0)

28. Lee, C. W., Seong, H. G., & De Cooman, B. C. "Effect of vanadium on the hot deformation behavior of Vanadium-Microalloyed steel for thin slab direct rolling." *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 47, no. 7, 2016, pp. 3649–3663. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3512-9>
29. Kim, K., Du, L., Choe, H., Lee, T., & Lee, G. "Influence of vanadium content on hot deformation behavior of Low-Carbon boron microalloyed steel." *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, vol. 33, no. 5, 2020, pp. 705–715. <https://doi.org/10.1007/s40195-020-01005-3>
30. Mayo, U., Isasti, N., Rodriguez-Ibabe, J. M., & Uranga, P. "Interaction between Microalloying Additions and Phase Transformation during Intercritical Deformation in Low Carbon Steels." *Metals*, vol. 9, no. 10, 2019, p. 1049. <https://doi.org/10.3390/met9101049>
31. Mejía, I., Salas-Reyes, A., Bedolla-Jacuinde, A., Calvo, J., & Cabrera, J. "Effect of Nb and Mo on the hot ductility behavior of a high-manganese austenitic Fe–21Mn–1.3Al–1.5Si–0.5C TWIP steel." *Materials Science and Engineering A*, vol. 616, 2014, pp. 229–239. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.08.030>
32. Sun, W., Lu, C., Tieu, A., Jiang, Z., Liu, X., & Wang, G. "Influence of Nb, V and Ti on peak strain of deformed austenite in Mo-based micro-alloyed steels." *Journal of Materials Processing Technology*, vols. 125–126, 2002, pp. 72–76. [https://doi.org/10.1016/s0924-0136\(02\)00287-x](https://doi.org/10.1016/s0924-0136(02)00287-x)
33. Reyes-Calderón, F., Mejía, I., Boulaajaj, A., & Cabrera, J. "Effect of microalloying elements (Nb, V and Ti) on the hot flow behavior of high-Mn austenitic twinning induced plasticity (TWIP) steel." *Materials Science and Engineering A*, vol. 560, 2012, pp. 552–560. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.09.101>
34. Seo, E. J., Speer, J. G., Matlock, D. K., & Cryderman, R. L. "Effect of Mo in Combination with Nb on Austenite Grain Size Control in Vacuum Carburizing Steels." *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 29, no. 6, 2020, pp. 3575–3584. <https://doi.org/10.1007/s11665-020-04751-8>
35. Lee, S., & Lee, Y. "Prediction of austenite grain growth during austenitization of low alloy steels." *Materials & Design* (1980–2015), vol. 29, no. 9, 2008, pp. 1840–1844. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.03.009>
36. Kumar, S., Aashranth, B., Samantaray, D., Davinci, M. A., Borah, U., & Bhaduri, A. "Influence of nitrogen on kinetics of dynamic recrystallization in Fe-Cr-Ni-Mo steel." *Vacuum*, vol. 156, 2018, pp. 20–29. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2018.07.010>
37. Serajzadeh, S., & Taheri, A. K. "An investigation of the silicon role on austenite recrystallization." *Materials Letters*, vol. 56, no. 6, 2002, pp. 984–989. [https://doi.org/10.1016/s0167-577x\(02\)00659-6](https://doi.org/10.1016/s0167-577x(02)00659-6)
38. Cabañas, N., Penning, J., Akdut, N., & De Cooman, B. C. "High-temperature deformation properties of austenitic Fe-Mn alloys." *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 37, no. 11, 2006, pp. 3305–3315. <https://doi.org/10.1007/bf02586165>
39. Maruyama, N., Uemori, R., & Sugiyama, M. "The role of niobium in the retardation of the early stage of austenite recovery in hot-deformed steels." *Materials Science and Engineering A*, vol. 250, no. 1, 1998, pp. 2–7. [https://doi.org/10.1016/s0921-5093\(98\)00528-0](https://doi.org/10.1016/s0921-5093(98)00528-0)
40. Abrahamson, E. P., & Blakeney, B. S. Jr. "The effect of dilute transition element additions on the recrystallization of Iron." *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, vol. 218, 1960, pp. 1101–1104.
41. Pohjonen, A., Somani, M., & Porter, D. "Effects of chemical composition and austenite deformation on the onset of ferrite formation for arbitrary cooling paths." *Metals*, vol. 8, no. 7, 2018, p. 540. <https://doi.org/10.3390/met8070540>
42. Álvarez Moreno, L. F. *Transformaciones de inequilibrio producidas por ciclos anisotérmicos en aceros inoxidables martensíticos tipo 13Cr y 14CrMoV*. Universidad Complutense de Madrid, 1991. <http://hdl.handle.net/10261/110786>
43. Zhang, M., Li, L., Fu, R., Krizan, D., & De Cooman, B. "Continuous cooling transformation diagrams and properties of micro-alloyed TRIP steels." *Materials Science and Engineering A*, vols. 438–440, 2006, pp. 296–299. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.01.128>

44. Li, Z., Wu, D., Lv, H., & Fang, S. "Continuous cooling transformation behaviour of C-SI-MN TRIP Steel." *Journal of Iron and Steel Research International*, vol. 14, no. 5, 2007, pp. 277–281. [https://doi.org/10.1016/s1006-706x\(08\)60094-1](https://doi.org/10.1016/s1006-706x(08)60094-1)
45. Neugebauer, R., Rautenstrauch, A., & Garcia, E. M. "Influence of the alloying elements on phase transitions of high strength steels." *Advanced Materials Research*, vol. 337, 2011, pp. 358–362. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.337.358>
46. Grina, O., Fonstein, N., Yakubovsky, O., Panahi, D., Bhattacharya, D., & Jansto, S. "The influence of Mo, Cr and B alloying on phase transformation and mechanical properties in Nb added high strength dual phase steels." *7th Int. Conf. High Strength Low Alloy Steels (HSLA Steels 2015), Microalloying 2015, Offshore Eng. Steels 2015*, vol. 1, 2015, pp. 237–245. [https://doi.org/10.1007/978-3-319-48767-0\\_24](https://doi.org/10.1007/978-3-319-48767-0_24)
47. Ali, N., & Al Rashed, H. M. M. "Modeling effects of Ti and Nb on phase transformation of low carbon steel." *International Conference on Mechanical, Industrial and Materials Engineering 2019 (ICMIME2019)*, 2019, pp. 408–410. <https://icmime-ruet.ac.bd/2019/DIR/Contents/Technical%20Papers/Material%20Science/MS-17.pdf>