

# Estudio de la precipitación durante el proceso de laminación en caliente de un acero de alta aleación y resistencia

Laura Fátima Zúñiga Pineda<sup>A,B</sup>, Martha Patricia Guerrero Mata<sup>A</sup>,  
Omar García Rincón<sup>B</sup>

<sup>A</sup> Universidad Autónoma de Nuevo León; fatima.zunigapnd@uanl.edu.mx,  
martha.guerreromt@uanl.edu.mx.

<sup>B</sup> Ternium; ogarcia@ternium.com.mx

Correspondencia: martha.guerreromt@uanl.edu.mx

## RESUMEN

*En este artículo se aborda la precipitación durante la laminación en caliente de aceros de alta resistencia, especialmente grados API. Se analizan el proceso termomecánico ( $T$ ,  $\mathcal{E}$ ,  $\varepsilon$ ), el producto de solubilidad ( $Ks$ ) y la cinética de precipitación inducida por deformación ( $Ps-Pf$ ). El objetivo es proponer las condiciones termomecánicas y químicas dadas por la presencia de Nb, Ti y V que favorecen la precipitación de carburos de estos elementos en aceros HSLA (High Strength Low Alloy) buscando la modificación de la microestructura y las propiedades mecánicas.*

## PALABRAS CLAVES

Proceso termomecánico, producto de solubilidad, cinética de precipitación, HSLA.

## ABSTRACT

*This paper addresses precipitation during hot rolling of high-strength steels, especially API grades. The thermomechanical process ( $T$ ,  $\mathcal{E}$ ,  $\varepsilon$ ), the solubility product ( $Ks$ ), and the strain-induced precipitation kinetics ( $Ps-Pf$ ) are analyzed. The objective is to propose the thermomechanical and chemical conditions given by the presence of Nb, Ti, and V that favors precipitation of carbides of these elements in HSLA (High Strength Low Alloy) steels, seeking to modify the microstructure and mechanical properties.*

## KEYWORDS

Thermomechanical process, solubility product, precipitation kinetics, HSLA.

## INTRODUCCIÓN

El desarrollo de aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA, *High Strength Low Alloy*) ha sido impulsado por la necesidad de materiales con mayor capacidad mecánica y confiabilidad metalúrgica, especialmente en sectores como el automotriz y el energético. Se comenzó con la implementación del proceso termomecánico que permitió producir aceros con una alta capacidad mecánica y con menor necesidad de tratamientos térmicos posteriores.<sup>1,2</sup> El Instituto Americano del Petróleo (API por sus siglas en inglés) norma las mejores prácticas para la fabricación y diseño de las redes de tubería de conducción de hidrocarburos.<sup>3,4</sup> En este contexto, estos aceros han evolucionado mediante la incorporación de elementos microaleantes como niobio (Nb), titanio (Ti) y vanadio (V), para controlar la microestructura durante el proceso de laminación en caliente.<sup>5</sup> El grado API 5L, implementado para la fabricación de tubos de línea, de acuerdo con la norma API 5L 43<sup>a</sup>, establece dos niveles de especificación de producto <sup>6-9</sup>, *PSL1* y *PSL2* (o por sus siglas en inglés *Product Specification Level*). La combinación de los elementos anteriores variará dependiendo de la especificación del fabricante, en donde cada nivel está diseñado para una capacidad mecánica diferente. En la tabla I se muestra la composición característica de los grados API 5XL *PSL1* y *PSL2*. En el caso del nivel de especificación 1, cuenta con un alcance de límite elástico de 483 MPa (70000 Psi) y una resistencia de 565 MPa (82000 Psi). En el caso del nivel de especificación 2, cuenta con un rango en la capacidad mecánica que va desde los 565 MPa (82000 Psi) hasta 758 MPa (110000 Psi).<sup>10</sup>

Tabla I. Composición característica de los grados API por nivel de especificación.<sup>6, 7</sup>  
 Nivel de especificación 1.

Grado	Carbono	Manganeso	Fósforo	Azufre	Titanio	Otros
B	0.26	1.20	0.030	0.030	0.04	b, c, d
X42	0.26	1.40	0.030	0.030	0.04	c, d
X52	0.26	1.40	0.030	0.030	0.04	c, d
X60	0.26	1.40	0.030	0.030	0.04	c, d

Nivel de especificación 2.

Grado	Carbono	Manganeso	Fósforo	Azufre	Titanio	Otros
B	0.22	1.20	0.025	0.015	0.04	d, e
X42	0.22	1.30	0.025	0.015	0.04	c, d
X52	0.22	1.40	0.025	0.015	0.04	c, d
X60	0.22	1.40	0.025	0.015	0.04	c, d

Elementos otros: b) Niobio, c) Vanadio, d) Titanio y e) combinación de los elementos anteriores dependiendo de la especificación del fabricante.

Los API 5XL se caracterizan por tener microestructuras del tipo ferrita-perlita de grano fino. A partir del desarrollo e implementación del proceso termomecánico es posible la obtención de microestructuras del tipo ferrita, perlita y bainita dependiendo del procesamiento y el enfriamiento controlado que se presente durante la transformación del acero,<sup>6</sup> lo que impactará directamente en la capacidad mecánica, la capacidad para ser soldable, y la resistencia a la corrosión. La tendencia es aumentar la capacidad mecánica sin incrementar espesores de operación sólo a partir de la modificación de la composición química y la aplicación del proceso termomecánico. En la figura 1 se presenta la microestructura típica ferrítica perlítica del acero API, la cual está en función de la composición química y las condiciones de procesamiento, tales como el enfriamiento lento.<sup>11, 12</sup> Los incisos a) y b) muestran zonas más gruesas de perlita, con bandas de deformación, que en el inciso c) que muestra la degradación de la perlita por la disminución del contenido de carbono y la falta de deformación, y el inciso d) muestra la microestructura que resulta de la acumulación de deformación.

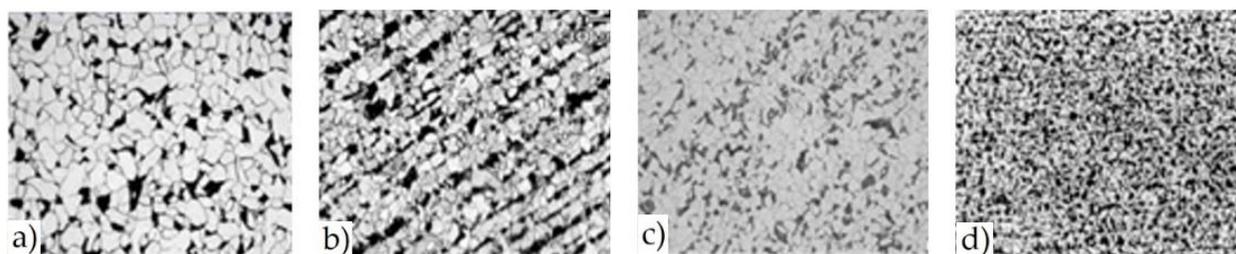


Fig. 1. Microestructura característica de aceros API 5XL PSL1 X70. Microestructura ferrita perlita a diferentes tamaño y morfología de grano fino dependiente del proceso termomecánico.<sup>13, 14</sup>

## MARCO TEÓRICO

### Aceros HSLA y microaleados

Los aceros HSLA (*HSLA (High Strength Low Alloy)*) se distinguen por su elevada resistencia mecánica y buena soldabilidad, resultado de su composición química y procesamiento termomecánico. La adición de microaleantes como niobio (Nb), titanio (Ti) y vanadio (V) favorece la formación de precipitados (carburos, nitruros y carbonitruros) que refinan el tamaño de grano y mejoran las propiedades mecánicas del acero. La diferencia entre aceros HSLA y microaleados radica en la cantidad y tipo de elementos aleantes, así

como en la microestructura obtenida. Los aceros HSLA presentan límites elásticos superiores a 275 MPa y contienen menos del 4% de microaleantes, mientras que los aceros microaleados contienen elementos en proporciones menores al 1%, con un máximo de 0.05% por elemento, y presentan microestructuras simples como ferrita o perlita.<sup>15</sup> Los aceros API, como el 5XL PSL2, son variantes HSLA diseñadas para cumplir con estrictas especificaciones técnicas en tuberías para hidrocarburos. Su desarrollo se basa en el control de la microestructura mediante procesos termomecánicos que incluyen recristalización dinámica y precipitación de partículas finas.<sup>16, 17</sup> Desde el punto de vista normativo, los aceros aleados contienen hasta 1.5% de Mn y 0.5% de Si, mientras que los aceros de baja aleación contienen menos del 6% de elementos aleantes y se utilizan en aplicaciones estructurales. Aunque los HSLA no se consideran aleados según el AISI (*American Iron and Steel Institute*, Instituto Americano del hierro y el acero), su diseño químico está orientado a proporcionar alta resistencia mecánica y a la corrosión.<sup>18, 19</sup> El diseño de nuevos aceros de alta resistencia mediante laminación en caliente ha impulsado la investigación sobre el efecto de la composición química y los parámetros de proceso en la morfología del grano, promoviendo la transformación homogénea de microconstituyentes durante el enfriamiento controlado.<sup>20, 21</sup> Tanto los aceros HSLA como los microaleados se desarrollan bajo la influencia directa del proceso termomecánico, siendo éste fundamental para alcanzar las propiedades mecánicas deseadas.<sup>22, 23</sup>

### Proceso termomecánico

En la actualidad, no sólo se busca conformar geoméricamente el acero, sino optimizar el proceso de laminación en caliente a partir de controlar variables operacionales para obtener microestructuras que favorezcan al material según su aplicación industrial.<sup>24, 25</sup> El proceso termomecánico para la obtención de un acero laminado en caliente, no es más que el control del conjunto de variables de temperatura, deformación, velocidad de deformación y velocidades de enfriamiento, para la obtención de una microestructura que favorezca la transformación del acero.<sup>26, 27</sup> En la figura 2, se ilustran las estaciones que componen a un proceso de laminación en caliente. En cada etapa el material presenta cambios físicos y mecánicos que contribuyen a la obtención final del material deseado.

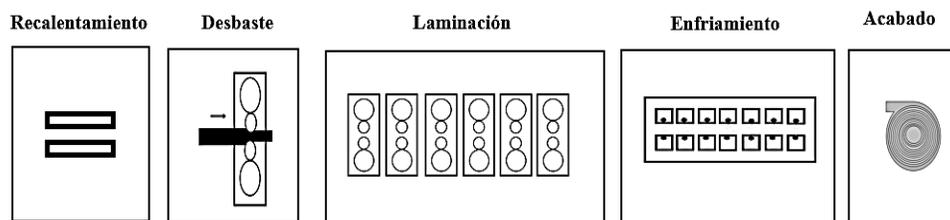


Fig. 2. Ilustración de la deformación aplicada a una barra de acero durante el proceso de laminación.

El acero se fabrica siguiendo la secuencia de proceso, que inicia con hornos recalentadores, castillos desbastadores, castillos de deformación final y una cama de enfriamiento donde se logra la transformación de la microestructura del acero. El proceso de deformación se realiza por encima de la temperatura crítica de transformación  $A_{c3}$ , que es la temperatura de cambio de fase, de ferrita a austenita ( $\alpha$ - $\gamma$ ), en la que se logra eliminar defectos del proceso de solidificación y homogeneizar la microestructura del grano austenítico antes de la deformación.<sup>28-30</sup> Los cambios microestructurales del acero que producen su ablandamiento y endurecimiento, se dan por efectos de la temperatura y la deformación, durante el tiempo que pasa el acero en el tren laminador hasta llegar a un enfriamiento controlado que finalmente favorecen a la microestructura del material.<sup>31, 32</sup> En el esquema de la figura 3, se ilustra el principio de la laminación, donde se muestra el proceso de deformación aplicando la fuerza con rodillos de trabajo (contemplando el ángulo de contacto ( $\alpha$ ) hacia la barra de acero, donde se genera la disminución del espesor ( $h_0$ ) del elemento de entrada en comparación al de salida ( $h_f$ ).<sup>33</sup>

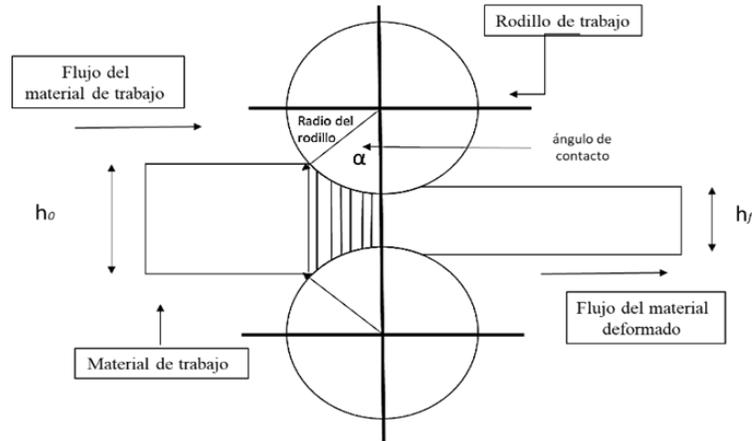


Fig. 3. Esquema del proceso de laminación en caliente. Ángulo de contacto ( $\alpha$ ), espesor de entrada ( $h_0$ ), espesor de salida ( $h_f$ ).

El proceso termomecánico ha sido implementado por su relevancia y características durante la laminación convencional para la fabricación de acero de alta resistencia. La laminación convencional, a diferencia del tratamiento termomecánico, requiere de un tratamiento térmico posterior a su fabricación.<sup>34</sup> En la figura 4, se muestra la comparación del proceso termomecánico y el tratamiento térmico normalizado.

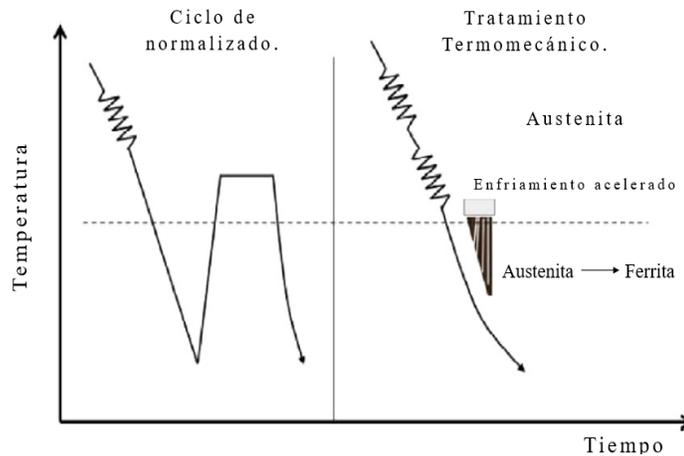


Fig. 4. Comparación del ciclo de normalizado y el proceso termomecánico.<sup>36</sup>

Los factores principales de los que depende la obtención de una microestructura específica diseñada para aplicaciones específicas son, la composición química, el proceso termomecánico con el cual se realice la secuencia de laminación en caliente, la temperatura de recalentamiento, homogenización de la temperatura antes de la laminación, velocidad de deformación y finalmente el tamaño de grano al final del tren laminador, el cual participa en la obtención de microconstituyentes durante el enfriamiento de transformación del acero.<sup>37, 38</sup> En los procesos industriales se aplican enfriamientos continuos para generar la transformación de fase que se desee, en función de las características del sistema de enfriamiento y la configuración establecida.

### Elementos en adición en la composición química de un acero de alta resistencia

Los elementos en adición modifican la microestructura del acero, optimizando sus propiedades mecánicas.<sup>36, 39, 40</sup> El acero es una solución hierro y carbono, pero la adición de elementos microaleantes en aceros de bajo carbono promueve mecanismos que afectan el crecimiento del grano austenítico y retrasan o inhiben la recristalización<sup>41</sup> durante el trabajo en caliente. Entre los elementos gamágenos (estabilizadores

de la fase  $\gamma$ ) se encuentran nitrógeno, cobre, oro, zinc, níquel, manganeso, cobalto y carbono.<sup>42</sup> En contraste, los elementos alfégenos (estabilizadores de la fase  $\alpha$ ) incluyen al cromo, molibdeno, aluminio, fósforo, titanio, estaño, vanadio y niobio.<sup>43, 44</sup> Estos elementos influyen en las temperaturas de transformación, e impactan en la microestructura promoviendo la formación de carburos y precipitados.<sup>45</sup> El nitrógeno, en proporciones entre 0.004% y 0.007% en peso, mejora la resistencia y el refinamiento de grano, y forma carbonitruros estables con titanio, contribuyendo a la resistencia mecánica y ductilidad del acero.<sup>46, 47</sup>

### **Mecanismos metalúrgicos durante el trabajo en caliente**

La obtención de microestructuras que mejoren las propiedades mecánicas del acero depende del aprovechamiento de los fenómenos metalúrgicos inducidos por la temperatura y las condiciones del laminado en caliente.<sup>48, 49</sup> Durante la deformación en caliente, ocurren mecanismos de ablandamiento y endurecimiento, como la recuperación y la recrystalización, tanto dinámica como estática, que afectan directamente la evolución del grano austenítico.<sup>50, 51</sup> Estos mecanismos actúan en función de la energía generada durante el proceso termomecánico, facilitando la nucleación y el crecimiento de nuevos granos. Para la producción de aceros de alta resistencia, como los aceros HSLA grado API, es esencial controlar variables como la temperatura, el grado y la velocidad de deformación, así como el enfriamiento controlado.<sup>51</sup> Este control permite obtener microconstituyentes optimizados que definen el rendimiento final del acero.

### **Recrystalización dinámica durante el proceso de laminación en caliente**

La recrystalización durante el trabajo en caliente es un proceso que regenera la microestructura, eliminando defectos originados en la solidificación. Este fenómeno ocurre dentro de un rango de temperatura que promueve el mecanismo de ablandamiento mediante la nucleación y el crecimiento de nuevos granos a partir de los deformados.<sup>52, 53</sup> Tanto la recrystalización dinámica como la estática se basan en este mismo mecanismo, a diferencia que la dinámica está bajo el efecto que genera la deformación. Durante el procesamiento termomecánico, la combinación de temperatura, deformación y velocidad de deformación crea condiciones energéticas para inducir la recrystalización dinámica en cada etapa del laminado, generando una microestructura recrystalizada.<sup>54</sup> Este proceso se manifiesta principalmente en los primeros pases de deformación industrial. En la recrystalización dinámica, los sitios de nucleación preferenciales se localizan en los límites de grano con alta densidad de dislocaciones, siendo las bandas de deformación zonas críticas para el inicio del nuevo crecimiento granular. Así, la temperatura, el grado de deformación y su velocidad son variables fundamentales que determinan este mecanismo de ablandamiento irreversible de la microestructura.<sup>54, 55</sup> Durante el trabajo en caliente, la microestructura austenítica equiaxial del acero se deforma generando granos alargados tipo “pancake”. Bajo la influencia de la temperatura, deformación y composición química, se forman núcleos de recrystalización que dan lugar a nuevos granos recrystalizados.<sup>56, 57</sup> Estos granos, a su vez, son nuevamente deformados durante el laminado, resultando en una microestructura homogénea característica de la recrystalización dinámica.<sup>58</sup> La intensidad de la recrystalización dinámica aumenta con el grado de deformación, produciendo una distribución uniforme de núcleos en los límites de grano.<sup>59</sup> Mientras el material esté sujeto a condiciones de temperatura y deformación adecuadas, la microestructura inicial se transforma en una estructura deformada, homogénea y recrystalizada.<sup>60</sup> Este fenómeno puede ser evaluado mediante ensayos termomecánicos que generan curvas esfuerzo-deformación verdadera, reflejando el comportamiento del material en función de variables como temperatura, deformación y velocidad de deformación. Estas curvas evidencian los mecanismos de ablandamiento, restauración y recrystalización dinámica, como la mostrada en la figura 5.<sup>61, 62</sup> El análisis de las curvas de fluencia, a bajas deformaciones y velocidad constante, muestra un pico simple o un comportamiento cíclico, indicando la naturaleza del grano: un pico simple se asocia con grano fino, mientras que el comportamiento cíclico sugiere crecimiento granular.<sup>63, 64</sup>

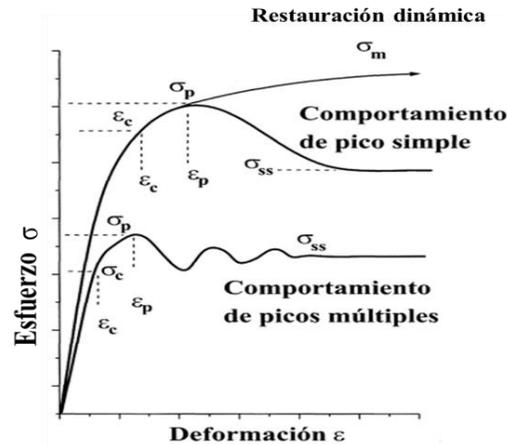


Fig. 5. Curva de fluencia en condiciones de conformado en caliente y a velocidad de deformación constante para el caso de restauración y recristalización dinámica.<sup>62</sup>

Las curvas esfuerzo-deformación permiten analizar el comportamiento del acero durante la deformación. Inicialmente, se observa un aumento del esfuerzo debido a la restauración del material. La segunda zona, donde se alcanza el esfuerzo máximo, corresponde al ablandamiento continuo generado por la recristalización dinámica. En la tercera zona, el material estabiliza su esfuerzo gracias a la formación de una microestructura equiaxial homogénea resultante de una recristalización dinámica simple.<sup>59-62</sup> Las curvas de recristalización en pico se presentan a temperaturas bajas y altas deformaciones, mientras que las curvas cíclicas ocurren a temperaturas elevadas y bajas velocidades de deformación. Altas velocidades de deformación combinadas con temperaturas muy bajas pueden inhibir la recristalización dinámica, favoreciendo mecanismos alternativos como la recuperación y la restauración dinámica.<sup>63, 64</sup> El mecanismo de recristalización dinámica se visualiza en la evolución de la microestructura austenítica durante el procesamiento termomecánico: desde la estructura inicial tras el recalentamiento, pasando por la nucleación en los límites de grano, hasta la formación de una estructura tipo “collar” o “necklace”, que evidencia la formación y crecimiento de nuevos granos recristalizados, como el ejemplo ilustrado en la figura 6.<sup>62</sup>

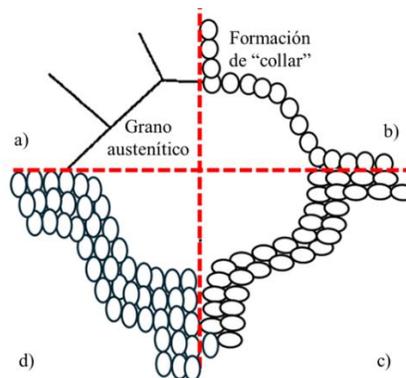


Fig. 6. Representación de la formación del collar (necklace) por efectos de la nucleación en los límites de grano durante la recristalización de la microestructura. a) grano inicial. b) inicio de nucleación. c) progreso de nucleación. d) collares de recristalización.<sup>65</sup>

La recristalización, además de ser afectada por la deformación que modifica su cinética, también está influenciada por la presencia de elementos microaleantes en la composición del acero.<sup>65</sup> Estos elementos forman compuestos complejos que retrasan el inicio de la recristalización, además de aquellos que permanecen en solución sólida. En aceros con alta concentración de microaleantes, es fundamental estudiar la interacción entre los mecanismos de ablandamiento y endurecimiento para optimizar las propiedades mecánicas finales del material.<sup>66, 67</sup>

### Temperatura de no recrystalización

La temperatura de no recrystalización ( $T_{nr}$ ) es un parámetro en el proceso termomecánico que se utiliza como indicador del límite térmico donde comienza la eliminación de defectos microestructurales generados durante la solidificación, permitiendo la homogeneización del grano austenítico.<sup>68-70</sup> Por encima de la  $T_{nr}$ , se favorece la recrystalización completa, mientras que por debajo de esta temperatura la microestructura conserva granos alargados que pueden perjudicar las propiedades mecánicas finales.<sup>71-73</sup> Esta temperatura se sitúa típicamente entre la temperatura crítica de transformación  $A_{c3}$  y el punto de fusión del acero, ubicándose aproximadamente 50 °C por encima de  $A_{c3}$  o un 30% por debajo del punto de fusión. La  $T_{nr}$  puede determinarse experimentalmente mediante ensayos termomecánicos con deformación y velocidad constantes, o estimarse mediante modelos matemáticos.<sup>74, 75</sup> Diversos autores, como Bai, Flecher y Boratto,<sup>76</sup> han desarrollado ecuaciones para calcular la  $T_{nr}$  basadas en la composición química microaleada y, en algunos casos, considerando la deformación. Por ejemplo, Flecher propuso una fórmula que excluye el efecto de la deformación en caliente. Estas ecuaciones son herramientas fundamentales para predecir la recrystalización y controlar el proceso de laminación en caliente según la aleación específica.<sup>77</sup>

$$\text{Flecher} - T_{nr}. \quad (1)$$

$$T_{nr} = 203 - 310C - 149\sqrt{V} + 657\sqrt{Nb} + 683e^{-0.36\varepsilon}$$

$$\text{Bai} - T_{nr}. \quad (2)$$

$$T_{nr} = 174 \log \left[ Nb \left( C + \frac{12}{14}N \right) \right] + 1444$$

$$\text{Boratto} - T_{nr}. \quad (3)$$

$$T_{nr} = 887 + 464C + (6445Nb - 644\sqrt{Nb}) + (732V - 230\sqrt{V}) + 880Ti + 363Al - 357Si$$

$$\text{Flecher} - T_{nr}, \text{ despreciando la deformación}. \quad (4)$$

$$T_{nr} = 849 - 349C + 676\sqrt{Nb} + 337V \quad (R^2 = 0.72)$$

La temperatura de no recrystalización debe calcularse para determinar la temperatura en la que se va a propiciar el fenómeno de ablandamiento en cada nuevo grado de acero. En el esquema de la figura 7 se puede observar el cambio de la microestructura por debajo y encima de la  $T_{nr}$  durante el proceso de deformación.

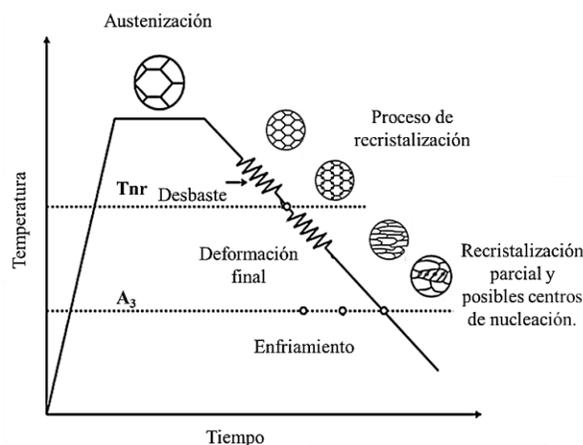


Fig. 7. Esquema representativo del comportamiento de la microestructura ante temperatura.

La  $T_{nr}$  está fuertemente condicionada por la composición química del acero. Los elementos de aleación pueden incrementar, retrasar o inhibir la recrystalización, lo que afecta la eliminación de defectos y la formación de una microestructura refinada y homogénea.<sup>78</sup> Lo que fomenta el interés sobre cómo los

elementos de aleación influyen en los mecanismos de ablandamiento durante el laminado en caliente para obtener aceros de alta resistencia.

### Efecto de los elementos de aleación en la composición química de un acero de alta resistencia

En el diseño de aceros microaleados para aplicaciones específicas, la incorporación de elementos como titanio, vanadio, niobio y cobre juega un papel crucial en la mejora de las propiedades mecánicas finales, especialmente durante el proceso termomecánico.<sup>79, 80</sup> El titanio, por ejemplo, incrementa el límite elástico y la tensión última mediante mecanismos de precipitación.<sup>81, 82</sup> Durante el calentamiento, estos elementos afectan el volumen y la velocidad de formación de la austenita, así como los mecanismos de ablandamiento como la recristalización austenítica. Su presencia influye directamente en la evolución microestructural y en las propiedades mecánicas, incluyendo el endurecimiento por deformación y el comportamiento durante el templeado. En el enfriamiento, la microaleación modifica las temperaturas críticas de transformación, favoreciendo o inhibiendo la formación de fases bainíticas o martensíticas, lo que incide en la resistencia y tenacidad del acero. Estos efectos están detallados en tablas específicas que muestran el efecto de cada elemento durante las etapas térmicas del proceso.<sup>83, 84</sup> En la tabla II se presenta el efecto que generan alguno de los elementos en la composición química de un acero microaleado durante el calentamiento, para la formación de la austenita, y en la tabla III el desglose durante el enfriamiento, para lograr la transformación.

Durante el enfriamiento, la velocidad de transformación del acero depende tanto del ritmo de enfriamiento como del efecto previo de la microaleación en la formación de austenita durante el calentamiento.<sup>86-87</sup> Esta influencia se refleja directamente en las temperaturas críticas  $Ar_1$  y  $Ar_3$ . En aceros de alta resistencia, se incorporan intencionalmente elementos microaleantes como titanio, vanadio y niobio, los cuales fortalecen el material mediante precipitación, ya sea en solución sólida o inducida por deformación. El niobio, uno de los primeros microaleantes utilizados, ha demostrado un efecto significativo en el incremento del límite elástico y en la resistencia al efecto, alcanzando propiedades de hasta 445 MPa de límite elástico, elongaciones del 34–43%, y energías de efecto entre 27 y 40 J en aceros laminados en caliente. Se ha comprobado que el niobio refina el grano ferrítico, especialmente en aceros con aproximadamente 0.16% de carbono, 0.7% de manganeso y entre 0.02–0.03% de niobio.<sup>88, 89</sup> Además, su presencia modifica las temperaturas críticas de transformación y mejora las propiedades mecánicas tras el laminado en caliente, especialmente cuando se encuentra en concentraciones de 0.01–0.05%.<sup>90</sup>

Tabla II. Efecto de los elementos de aleación durante el proceso de calentamiento de un acero de alta aleación y resistencia.<sup>85</sup>

Durante el calentamiento		
Formación de austenita	Formación austenita	Recristalización
<b>C, Mn</b> Reducen rango intercrítico	<b>Mn</b> Baja $Ac_1$	<b>Mn, Si, V, Nb</b> Expanden rango de $T_{nr}$
<b>Si, Al</b> Expanden rango intercrítico Aumentan difusión de C	<b>Si, Al</b> Suben $Ac_1$ y $Ac_3$	<b>B</b> Aumenta inicio y fin de $T_{nr}$
<b>Cr, Mo, V, Nb</b> No afectan velocidad de austenización, pero sí inhiben difusión de C.	<b>B</b> Sube punto eutectoide	<b>Nb, Cr, Mo</b> Retardan recristalización
Aumentan la sensibilidad a la velocidad de calentamiento	<b>Mo, Cr</b> Reducen movilidad de interfaz $\alpha+\gamma$	

Por tanto, el control preciso del proceso termomecánico es esencial para evitar tratamientos térmicos posteriores que puedan interferir con los fenómenos metalúrgicos y alterar negativamente la microestructura final del acero, la cual depende directamente de su composición y ruta de procesamiento.

Tabla II. Efecto de los elementos de aleación durante el proceso de enfriamiento de un acero de alta aleación y resistencia.<sup>87, 88</sup>

Regiones de transformación	Durante el enfriamiento	
	Velocidad de enfriamiento	Temperatura de transformación
<b>Mn</b> Recorre el rango de transformación ferrítica y bainítica a menores temperaturas y velocidades de enfriamiento	<b>Mo, Cr, Mn, Cu, Ni</b> Reducen velocidad de enfriamiento crítica	
<b>Al</b> Mueve el rango de transformación bainítica hacia menores velocidades de enfriamiento	<b>Si</b> Depende de la cantidad de Mn. A mayor Mn, Si reduce la velocidad de enfriamiento crítica	<b>Mn</b> Reduce Ms
<b>Mo, Cr</b> Mueve la transformación ferrítica a menores velocidades de enfriamiento	<b>B</b> Reduce la sensibilidad de la microestructura y de las propiedades a la velocidad de enfriamiento	<b>Mo, Cr</b> Reducen temperatura Bs
<b>B</b> Desplaza transformación ferrítica a menores velocidades de enfriamiento	<b>V, Nb, Ti</b> Aumentan velocidad de enfriamiento crítica	<b>B</b> Reduce temperatura Bs
<b>V, Nb, Ti</b> Inhiben transformación ferrítica		

La implementación del proceso termomecánico, diseñado para eliminar los postratamientos térmicos, influye directamente en el acero debido al efecto de los fenómenos metalúrgicos que ocurren durante el proceso de laminación en caliente. Y que es al nivel de desarrollo en el que se encuentra el sector industrial, de poder entender los mecanismos y el efecto que se genera en aceros de alta aleación y resistencia.<sup>91</sup>

### Endurecimiento por precipitación en aceros microaleados

El endurecimiento por precipitación es un mecanismo clave para mejorar la resistencia y la tenacidad en aceros microaleados. Este efecto se logra mediante la formación de partículas precipitantes durante la fabricación del acero, las cuales actúan como obstáculos al movimiento de dislocaciones, elevando así la resistencia mecánica del material. Durante el diseño de aceros de alta resistencia, se promueve la formación de compuestos como V (C, N), Nb (C, N), NbC y TiC.<sup>92, 93</sup> La solubilidad de estas fases a altas temperaturas depende de parámetros como el tiempo, la temperatura, la deformación y el contenido en peso de los elementos de aleación, lo cual influye en la distribución, tamaño e interfaz de los precipitados. La cantidad de carbono y nitrógeno disponible en la austenita también determina si estos compuestos se forman en fase austenítica o ferrítica, y si son carbonitruros simples o complejos.<sup>94, 95</sup> Estudios indican que el carburo de vanadio (VC) es el precipitado más soluble, por lo que su formación se limita a la fase ferrítica durante el enfriamiento. Además, el refinamiento de grano, otro mecanismo de endurecimiento incrementa la resistencia y la elongación sin comprometer la ductilidad, en línea con la relación de Hall-Petch, expresada en la ecuación 5.<sup>96, 97</sup>

Hall- Petch.

$$\sigma_0 = \sigma_t + k_0 \cdot d^{-\frac{1}{2}} \quad (5)$$

Dónde  $\sigma_0$  es el límite elástico,  $\sigma_t$  el límite elástico en un solo cristal,  $k_0$  el factor de Hall-Petch, que representa la constante del efecto de bloqueo de los límites de grano durante el movimiento de dislocaciones en estado inicial durante la deformación plástica, y  $d$  tamaño de grano. En la figura 8 se muestra el efecto del tamaño de grano en las propiedades de un acero microaleado.<sup>98-101</sup> La precipitación que contribuye al refinamiento del grano en aceros microaleados puede ocurrir en tres escenarios principales: primero, cuando

partículas pequeñas no se disuelven y fijan los límites de grano de la austenita durante el recalentamiento en el proceso termomecánico; segundo, cuando partículas que sí se disuelven en esta etapa, pero vuelven a precipitar en la austenita durante la deformación en caliente, retrasando o inhibiendo la recrystalización y el crecimiento del grano; y finalmente, cuando las partículas precipitan tras la deformación, durante la transformación de la austenita, típicamente siendo compuestos de titanio, vanadio o niobio.

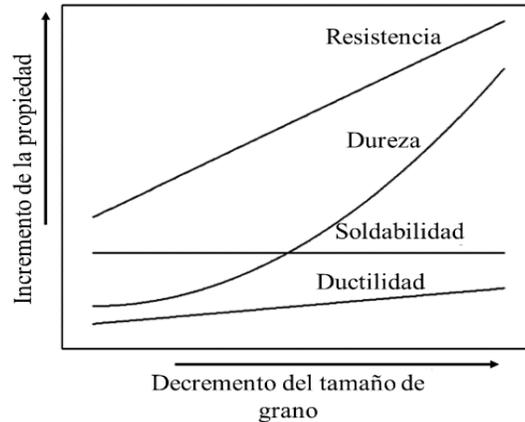


Fig. 8. Efecto del tamaño de grano sobre las propiedades de un acero microaleado.<sup>98</sup>

El estudio de la precipitación en aceros microaleados considera la relación entre el tamaño de grano, la fracción volumétrica y el tamaño de los precipitados. Basado en los trabajos de Zener,<sup>99, 100</sup> se describe cómo las partículas de segunda fase inhiben el crecimiento del grano, estabilizando su tamaño en función de la fracción volumétrica y el tamaño de dichas partículas. Además, se analiza la cinética de precipitación, enfocándose en el crecimiento selectivo de partículas que, al aumentar, pierden efectividad para el endurecimiento del acero.<sup>101</sup> Un ejemplo notable es el nitruro de titanio (TiN), cuya estabilidad termodinámica y baja solubilidad a altas temperaturas permite una fijación efectiva de los límites de grano. Para caracterizar los precipitados se consideran tres parámetros clave: la fracción volumétrica ( $Fv$ ), el tamaño promedio del precipitado ( $\bar{r}$ ) y la distancia entre partículas ( $L$ ).<sup>102, 103</sup>

Fracción volumétrica de precipitación. (6)

$$L = 2\bar{r} \left( \frac{\pi}{4Fv} \right)^{1/2}$$

Y es que la composición química fija la fracción volumétrica de precipitación y por lo tanto la efectividad metalúrgica que estos presenten por la distribución y el tamaño que presenten en el acero.

### Solubilidad de los elementos en adición en la composición química de un acero de alta resistencia

Para el diseño y desarrollo de aceros microaleados se lleva a cabo el análisis cómo cada elemento interactúa con la temperatura y las variables del proceso termomecánico. Esto implica identificar los productos de solubilidad y compuestos que favorezcan la microestructura. Los elementos típicos en aceros endurecidos por precipitación, como Ti, V, Mn, B, Nb, Mo y Si, forman compuestos mediante solución sólida o precipitación, dependiendo de su solubilidad en la aleación.<sup>104</sup> La figura 9 ilustra las posibles formaciones de nitruros, sulfuros, carburos y óxidos que cada elemento puede generar.

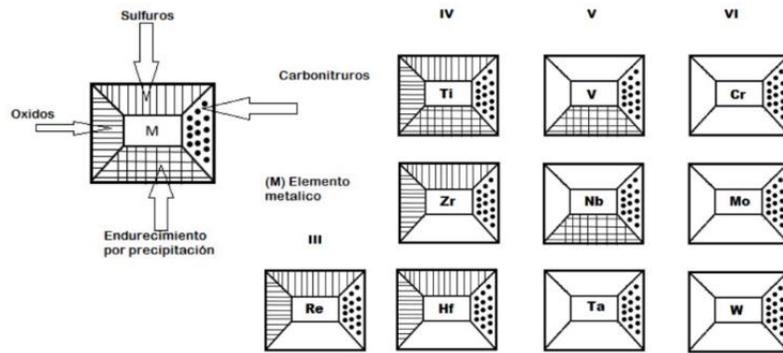


Fig. 9. Esquema representativo de los diferentes elementos y su capacidad para favorecer el endurecimiento por precipitación de un acero.<sup>97</sup>

La solubilidad de estos compuestos está definida por el producto de solubilidad  $K_s$ , que es la inversa del constante en equilibrio y normalmente es expresada con la ecuación 7.<sup>97-100</sup>

$K_s$  - Producto de solubilidad. (7)

$$\log K_s = \log_{10}[M][X] = A - \frac{B}{T}$$

Donde, es el producto de los elementos de microaleación [M] y el intersticial [X] que son carbono (C) o nitrógeno (N) en porcentaje en peso, A y B son constantes y T es la temperatura absoluta<sup>99</sup> En el siguiente apartado, se presentan las ecuaciones para el producto de solubilidad en austenita para los diferentes precipitados que se pueden formar. Las ecuaciones para el cálculo del producto de solubilidad de austenita para diferentes compuestos de interés en un acero microaleado son las siguientes:<sup>102-105</sup>

### Carburos

Carburo de Titanio TiC. (8)

$$\log Ti [C] = -\frac{7480}{T} + 3.21$$

Carburo de Niobio NbC. (9)

$$\log Nb [C] = -\frac{6770}{T} + 2.26$$

Carburo de Vanadio VC. (10)

$$\log V [C] = -\frac{9500}{T} + 6.72$$

### Nitruros

Nitruro de Titanio TiN. (11)

$$\log TiN = -15790T + 5.40$$

Nitruro de Niobio NbN. (12)

$$\log NbN = -10150T + 3.79$$

Nitruro de Vanadio VN. (13)

$$\log V [N] = -\frac{7700}{T} + 2.86$$

### Nitruros de niobio (NbN)

En la búsqueda de incrementar el endurecimiento en el material, la adición de elementos como el niobio pueden generar carburos o nitruros como se mostró en la figura 8. Ya que el niobio es un elemento que ha sido implementado como aditivo en la composición química en los aceros, ya que favorece el aumento significativo de la resistencia de los aceros, así como también se utiliza como estabilizador, junto con el

titanio para disminuir la cantidad de carbono libre en solución.<sup>106</sup> El  $K_s$  que presenta el NbN en austenita ( $\gamma$ ) es de  $1.17 \times 10^{-3}$  a  $1250^\circ\text{C}$ , significando esto que en comparación del TiN, estos presentan una mayor solubilidad para las mismas temperaturas en austenita.<sup>93</sup> Por otro lado, el  $K_s$  del NbN en ferrita ( $\alpha$ ) es de  $8.9 \times 10^{-9}$  a  $600^\circ\text{C}$  aproximadamente, así que la solubilidad en ferrita es menor que la obtenida en austenita, favoreciendo la precipitación del NbN en ferrita ( $\alpha$ ) propiciado el refinamiento del grano.<sup>105-107</sup>

### Carburos de niobio (NbC)

En el caso del carbonitruro de (NbC) presenta solubilidad en austenita en rangos de temperatura de entre  $900$  y  $1350^\circ\text{C}$ . Siendo que el en austenita para el NbC es de  $1.7 \times 10^{-2}$  a  $1250^\circ\text{C}$ . Para la solubilidad en ferrita es de  $1.6 \times 10^{-6}$  propiciando la precipitación de estos carburos a  $700^\circ\text{C}$ . por lo que a partir de los datos del producto de solubilidad dado el NbC es más soluble en austenita ( $\gamma$ ) que en ferrita ( $\alpha$ ).<sup>108</sup>

### Carbonitruros

Los carbonitruros, con tamaños entre  $1$  y  $2$  nm, contribuyen al endurecimiento por precipitación y se forman durante la transformación de austenita a ferrita. Su nucleación depende de la saturación de la aleación, que aumenta a bajas temperaturas debido a la energía de activación y difusión.<sup>109</sup> En particular, los carbonitruros de niobio son usados para fijar límites de grano de austenita, y cuando se dispersan finamente a bajas temperaturas, retrasan la recrystalización y refinan el grano. El niobio, ya sea en solución sólida o como Nb (C, N), incrementa la resistencia del acero. Estudios muestran que precipitados inducidos por deformación termomecánica, como Nb (C, N) de alrededor de  $20$  nm, tienen un efecto significativo en el endurecimiento por precipitación.<sup>110, 111</sup> En general, los precipitados formados a bajas temperaturas son más pequeños y mejoran la resistencia.<sup>112</sup> La figura 10 presenta la relación entre carbonitruros de Ti y Nb y el esfuerzo en función del porcentaje de elemento disuelto en la austenita.

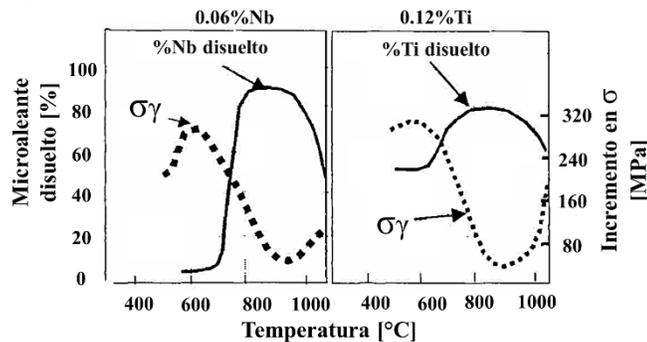


Fig. 10. Comportamiento de los carbonitruros de niobio y de titanio sobre las propiedades en un acero microaleado.<sup>99-103</sup>

En el caso del niobio se tiene comprobado el efecto en la microestructura del acero, en el refinamiento de granos de la microestructura final, a partir de la precipitación de carbonitruros a alta temperatura. En la figura 11 se muestra el comportamiento del Ti, Nb, V.

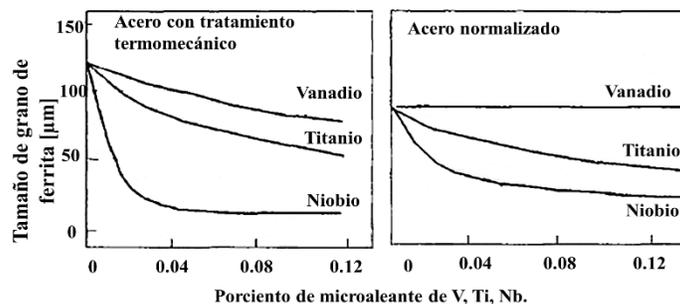


Fig. 11. Efecto de los precipitados de Ti, V, Nb en el refinamiento de grano en un acero microaleado.<sup>103</sup>

### Precipitación inducida durante el proceso de laminación en caliente

Durante el proceso de laminación en caliente, en función de las variables de proceso y la composición se promueve la precipitación, que es la formación de un compuesto a partir de la disolución, en donde la disolución es la mezcla que resulta de un sólido en el líquido que, finalmente el precipitado es el sólido insoluble que se forma por una reacción en disolución, que es la reacción que ocurre en una solución líquida y al que se le llama precipitado y que beneficia las propiedades finales del acero.<sup>108, 109</sup> El endurecimiento del acero se puede obtener a partir de elementos que se encuentren en solución o formen partículas de segunda fase. Por solución sólida se puede obtener a partir de aleaciones con carbono (C), manganeso (Mn), silicio (Si) y boro (B). Las partículas de segunda fase son partículas que se añaden como tipo impurezas en el acero, elementos como el titanio (Ti), vanadio (V), niobio (Nb), y aluminio (Al), que pueden presentarse en precipitados del tipo carburos, nitruros o carbonitruros. Durante el proceso termomecánico estos compuestos pueden presentarse en la zona austenítica, durante la transición de la austenita a la ferrita o directamente en la fase ferrítica, lo que dependerá de los productos de solubilidad, el tamaño de radio de cada elemento, el tiempo y la cantidad de cada elemento en aleación,<sup>110, 113</sup> propiciando mecanismos de endurecimiento y ablandamiento, que por efecto de la temperatura, la deformación y la velocidad de deformación, compiten entre sí. En el caso del mecanismo de endurecimiento se busca que se presente antes del mecanismo de ablandamiento para favorecer la resistencia y la tenacidad a partir de la inhibición o retraso de la recrystalización. Donde primeramente se va a tener la precipitación en las zonas de alta energía, límites de grano austenítico, y posteriormente migraran hacia la zona de la matriz, de acuerdo con la cinética de precipitación característica de la aleación.<sup>114</sup>

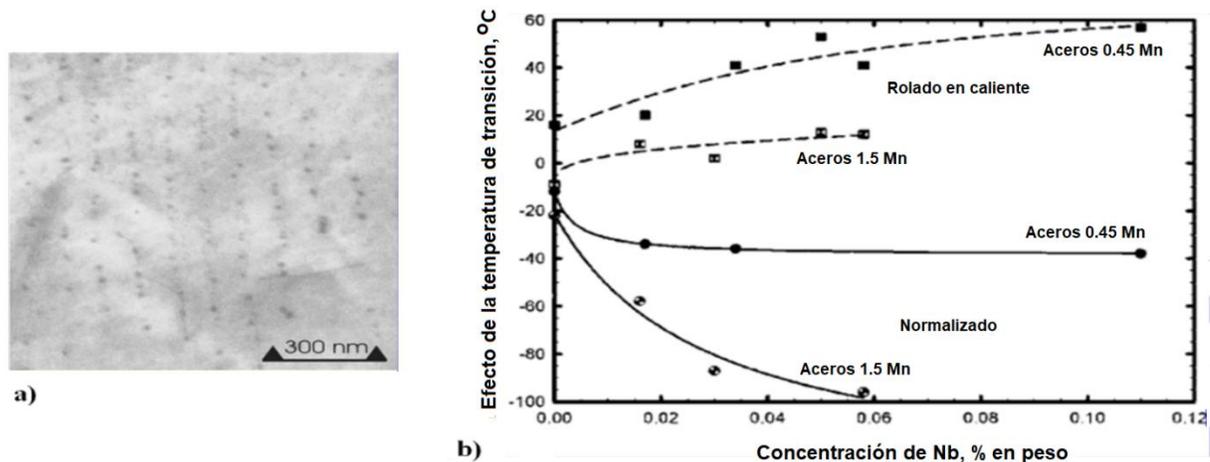


Fig.12. a) Precipitados en forma de filas en una solución de niobio tratado. b) Efecto del niobio en la temperatura de transición de 20 J de aceros de laboratorio normalizados y laminados en caliente M (Modificado).<sup>114</sup>

Se ha reportado el efecto que se genera a partir de la precipitación de carbonitruros de niobio en la matriz del acero,<sup>113, 114</sup> durante un proceso de deformación en caliente, los cuales generan una interfaz con respecto a la matriz, como la mostrada en la figura 12, que impacta directamente en las temperaturas críticas de transformación y el fortalecimiento de la matriz por el efecto que genera en el refinamiento de grano de aceros microaleados. Otros investigadores como Okamoto R., Borgenstam A., y Agren J.,<sup>115</sup> reportaron que la interfaz de tipo no planar de carbonitruros de niobio generan un acomodo preferencial para favorecer la resistencia y la tenacidad del acero, como las mostradas en la figura 13. Que finalmente para promover la formación de fases de tipo particionadas, que son la combinación de bainita y martensita por efectos del enfriamiento acelerado, donde los precipitados se van a encontrar alojados en las lajas de martensita por la migración que se presenta a partir de la transformación característica de la martensita desde los límites de grano, mostrada en la figura 14.

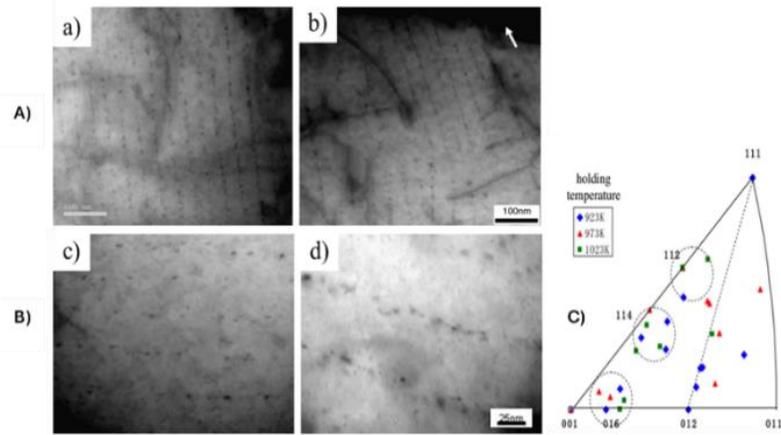


Fig. 13. Imágenes de campo claro en STEM de los carbonitruros de niobio (NbC) y la interfase; A) a) tipo planar a 923 K por 10 s, (b) no planar a 1023K por 10s. La flecha indica el límite de grano. B).

Imagen de alta magnificación STEM de campo claro de la precipitación interfase (a) A 923k por 10s, (b) A 1023K por 10s. C) Las direcciones de la normal de las placas de precipitados en ferrita trazadas en la figura del polo inverso.<sup>115</sup> (M) Modificado.

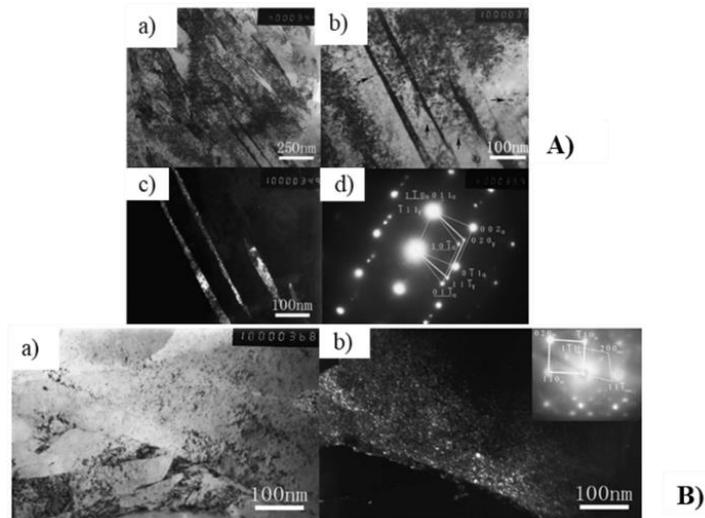


Fig. 14. A) Muestra templada y particionada a 40s: (a) Imagen de campo claro, (b) campo claro de la figura (a), mostrando la austenita retenida entrelazada. (c) Imagen central de campo oscuro de la austenita retenida,  $g = (020)$ , y (d) Patrón de difracción de área selecta de (b). B) Carburos de niobio precipitados en la matriz martensítica de la muestra templada- particionada por 40s: (a) Campo claro, (b) Campo oscuro con el patrón de difracción de área selecta insertado.<sup>116</sup> M (Modificado).

La precipitación inducida por deformación en aceros microaleados, como los carbonitruros de niobio y vanadio (V-Nb C, N) y nitruros de aluminio (AlN), ocurre bajo condiciones específicas de deformación, velocidad de deformación y temperatura, que favorecen la solubilidad y la energía de activación en el acero.<sup>116, 117-119</sup> Este proceso, conocido como precipitación dinámica, se genera rápidamente debido a la energía liberada por la deformación y el ajuste de la matriz. En aceros API y HSLA, durante la deformación en la zona austenítica, los precipitados tienden a formarse en los límites de grano, creando zonas libres de precipitados adyacentes. Esto puede inducir la formación de ferrita por deformación a temperaturas por encima de  $A_{r3}$ , lo cual no es deseable para obtener alta resistencia, ya que provoca microcavidades y descohesión en la interfaz entre precipitados y matriz, afectando la integridad del material.<sup>120-122</sup> Este

fenómeno se manifiesta como capas delgadas de ferrita (entre 5 y 20  $\mu\text{m}$ ) en los límites de grano. La figura 15 ilustra ejemplos de la precipitación localizada y zonas en las que se promueve la formación de la ferrita alotriomórfica que provocan la coalescencia intergranular y la formación de microcavidades, lo que finalmente puede causar la pérdida de cohesión de la microestructura debido a la concentración de esfuerzos en los límites de grano.<sup>123, 124</sup>

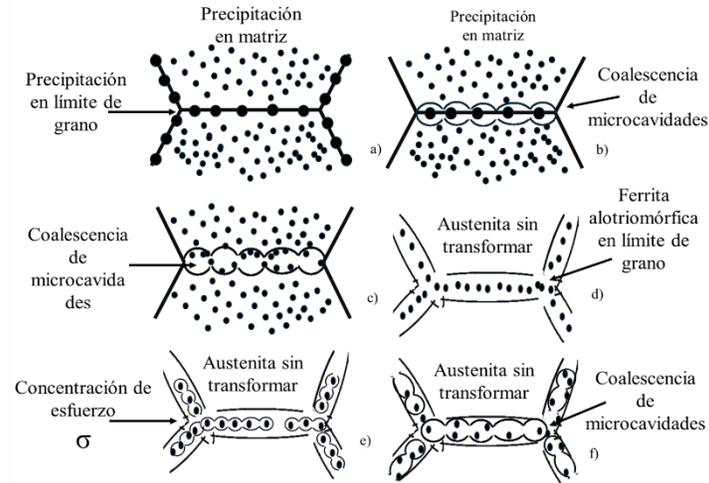


Fig. 15. Esquema representativo de diferentes condiciones en las que se presenta la precipitación en límite de grano y en la matriz en zona austenítica en un acero microaleado.<sup>116-124</sup>

En el inciso a) se muestra el inicio de la precipitación en los límites de grano, donde, debido a la cinética de precipitación, estos precipitados crecen y comienzan a formar microcavidades (inciso b). El inciso c) ilustra la formación de pequeñas agrupaciones en el límite de grano que generan cavidades. En el inciso d) se observa la precipitación junto con la nucleación de ferrita inducida por deformación en zonas libres de precipitados. Esta precipitación en los límites de grano puede causar cavidades en la ferrita y llevar a la pérdida de cohesión de la microestructura debido a la concentración de esfuerzos, como se muestra en los incisos e) y f).

### Cinética de precipitación: tiempo temperatura y precipitación (PTT)

En los aceros microaleados, la precipitación puede ocurrir tanto en solución sólida como inducida por deformación, lo que es clave para mantener sus propiedades mecánicas. Elementos como titanio (Ti), niobio (Nb) y vanadio (V) son típicos en estos procesos, destacando que el vanadio precipita preferentemente en fase ferrítica. Durante la laminación en caliente, la interacción entre la recrystalización y la precipitación afecta la microestructura, retrasando o inhibiendo la recrystalización debido a la temperatura y la deformación.<sup>55-57</sup> Para entender este fenómeno, se utilizan las curvas PTT (Precipitation, Time, Temperature), que representan la cinética de precipitación con una forma característica en “C”. Estas curvas reflejan cómo la energía de activación y la difusión atómica controlan la formación de la segunda fase.<sup>55, 115</sup> La composición química del acero influye en la cinética de precipitación, ya que más elementos de aleación pueden alterar la saturación, la difusividad y la actividad química durante el procesamiento en caliente.<sup>125, 126</sup> En general, a temperaturas altas, cerca del punto de fusión de los elementos, la precipitación es baja debido a la disolución de precipitados. Al bajar la temperatura, aumenta la fuerza motriz por sobresaturación química, favoreciendo la precipitación, pero si la temperatura desciende demasiado, la difusión se vuelve limitada y la precipitación se ralentiza o detiene, a pesar de la sobresaturación.<sup>127</sup> En la Figura 16 se muestra el ejemplo de curvas PTT de un acero HSLA. La forma tipo “C” de las curvas PTT depende de los elementos aleantes y de la temperatura, que condiciona la nucleación y el crecimiento de precipitados complejos.<sup>128</sup> Para estudiar la cinética de precipitación en aceros durante procesos termomecánicos, algunos autores proponen ensayos de compresión uniaxial.<sup>129-131</sup> Estos permiten simular condiciones de laminación en caliente y observar con mayor claridad el inicio y el fin de la precipitación,

algo difícil de identificar en pruebas termomecánicas convencionales debido a la deformación simultánea.<sup>132</sup> En estas pruebas, se analiza la curva de ablandamiento, la cual refleja la evolución de la recristalización bajo ciertas condiciones de deformación, velocidad y temperatura.<sup>54, 56, 130</sup>

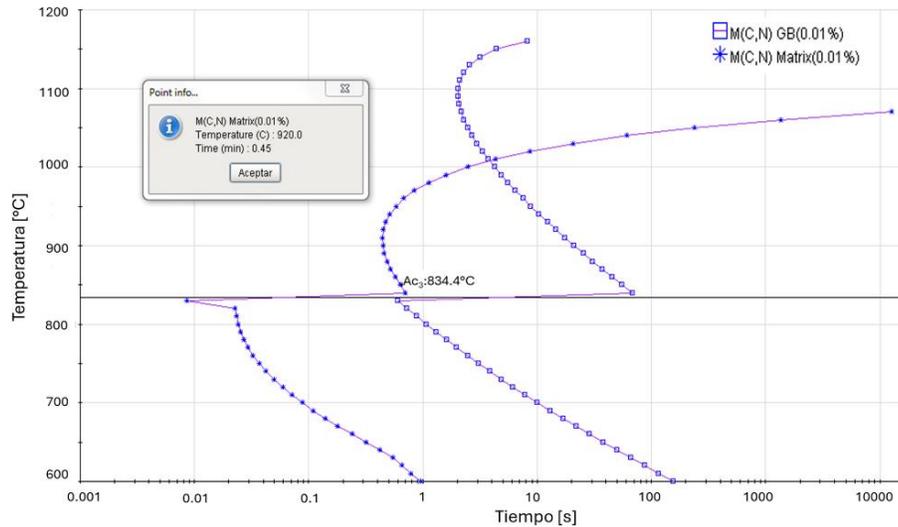


Fig. 16. Ejemplo de la curva representativa de un acero para estudio de la cinética de precipitación (curvas PTT) obtenidas con el simulador JMatPro V14.<sup>130</sup>

Cuando se aplica compresión a una probeta cilíndrica y luego se permite una etapa de relajación, se puede detectar la precipitación observando una meseta en la curva. Esta meseta, mostrada en la figura 17 indica el inicio ( $P_s$ ) y el fin ( $P_f$ ) de la precipitación, evidenciado por una pérdida de linealidad en la pendiente de la curva de ablandamiento.<sup>123, 132</sup>

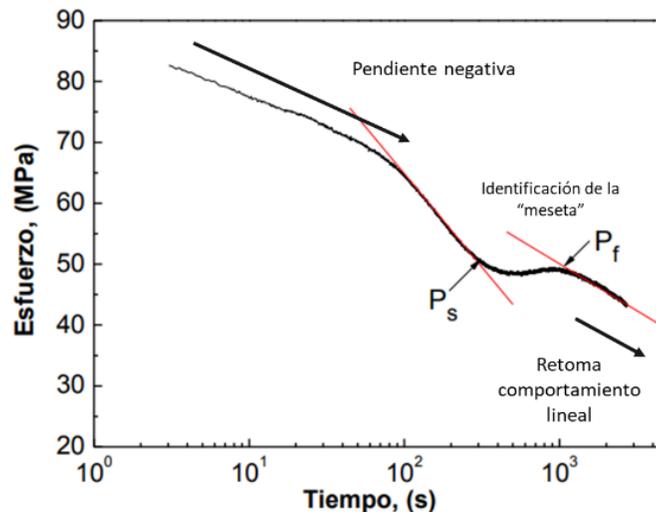


Fig. 17. Esquema representativo del análisis de la curva de relajación obtenida por la prueba de compresión en caliente.<sup>56, 61</sup>

La construcción de las curvas de cinética de precipitación, con forma característica de tipo “C”, depende de diversos factores como la concentración del elemento a precipitar, la presencia de elementos que alteran la difusividad (por ejemplo, el Mn que retrasa la precipitación de Nb (C, N)) y el bajo contenido de carbono y nitrógeno en la aleación, lo que retrasa la precipitación dinámica. Durante el trabajo en caliente, ocurren

simultáneamente fenómenos de ablandamiento y endurecimiento; la deformación genera dislocaciones que saturan el material, favoreciendo la formación de nuevos granos y estructuras. Por ello, para comprender la cinética de precipitación en aceros microaleados, es fundamental analizar la interacción entre estos mecanismos de ablandamiento y endurecimiento.

### Interacción entre la recrystalización y la precipitación durante el proceso termomecánico (RPTT)

Para evaluar la precipitación durante el proceso termomecánico, es esencial considerar que puede ocurrir en la fase austenítica, durante su transformación a ferrita o directamente en la fase ferrítica, ya sea por solución sólida a alta temperatura o inducida por deformación. Esta precipitación ayuda a controlar el crecimiento del grano al anclarse en sus límites, generando compuestos de entre 20 y 50 nm, dependiendo de la temperatura y solubilidad de los elementos.<sup>95, 124, 125</sup> El niobio (Nb) es especialmente relevante, ya que retrasa la recrystalización durante el trabajo en caliente.<sup>126</sup> El endurecimiento del material se relaciona con el tamaño, la distribución y la fracción volumétrica de los precipitados, alcanzando su máximo con carburos de 3–5 nm coherentes con la matriz.<sup>72, 133, 134</sup> Además, durante la deformación, se pueden formar precipitados tan pequeños como de 5 nm, y el refinamiento del grano se ve favorecido por la precipitación que actúa como barrera. Todo esto implica interacciones complejas entre precipitación, restauración, recrystalización, orientación cristalina y dislocaciones durante el trabajo en caliente, como se presenta en la figura 18 en el que se puede observar el retraso de la recrystalización por efecto de la precipitación inducida por deformación.<sup>135, 136</sup>

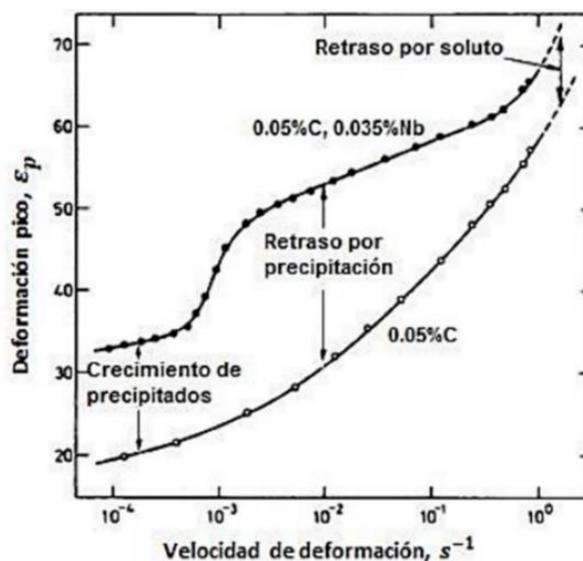


Fig. 18. Influencia de los elementos microaleantes en solución sólida en el retraso de la recrystalización dinámica.<sup>133</sup>

La interacción dinámica entre recrystalización y precipitación durante la deformación en caliente es clave para entender la cinética de endurecimiento y ablandamiento del acero.<sup>137</sup> Existen varias rutas de procesamiento en el rolado en caliente que afectan la microestructura según las necesidades del material, como se presenta en la figura 19:<sup>138, 139</sup> (i) el proceso termomecánico controlado, que regula la recrystalización y ablandamiento, especialmente para aceros bainíticos y martensíticos; (ii) el proceso de laminación convencional controlado, aplicado a aceros ferríticos y ferrítico-perlíticos, que limita el crecimiento del grano austenítico y favorece la formación de microestructura fina mediante bandas de deformación; (iii) la laminación en dos fases, una modificación del proceso convencional; (iv) la laminación controlada por recrystalización dinámica; y (v) el proceso convencional seguido de enfriamiento acelerado. Cada uno de estos procesos influye en la microestructura final del acero y su rendimiento.

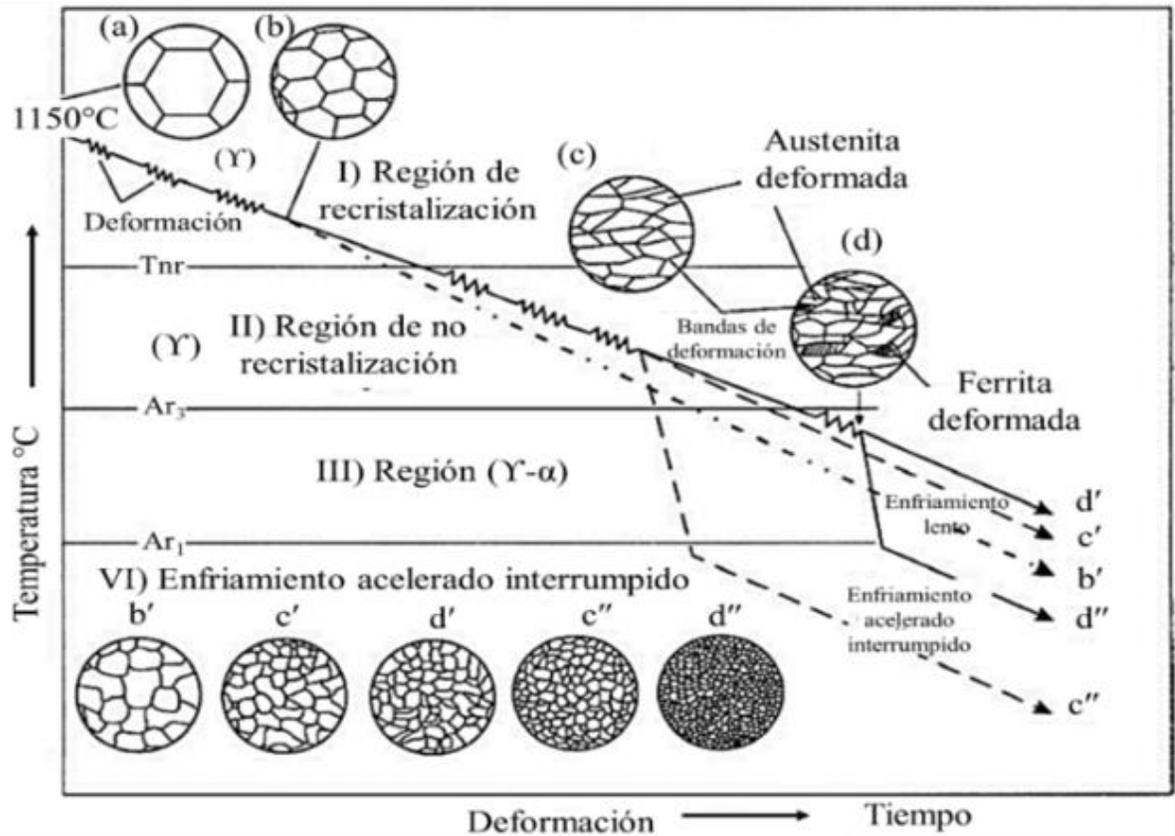


Fig. 19. Efecto del control del proceso de laminación en caliente en la microestructura de un acero microaleado con bajo contenido de carbono.<sup>99, 140</sup>

### Mecanismo de precipitación en un acero microaleado de alta resistencia

El retraso de la recristalización debido a la precipitación se estudia a partir de la fracción volumétrica, la interfaz y la identificación de precipitados que actúan como anclaje en los límites de grano austenítico durante el proceso termomecánico. Zener<sup>144</sup> fue el primero en proponer que las partículas en los límites de grano reducen la energía efectiva de estos límites, dificultando su movimiento y retardando la recristalización.<sup>145</sup> Sin embargo, modelos iniciales no lograban predecir completamente este comportamiento hasta que técnicas de microscopía de alta resolución demostraron que una alta fracción de precipitados nanométricos, con espacios reducidos entre ellos, genera una fuerte fijación de los límites de grano. Estas observaciones llevaron a nuevas hipótesis y modelos que consideran distribuciones no uniformes de partículas, abriendo la puerta a una mejor comprensión del efecto de la precipitación en la microestructura de aceros microaleados.<sup>141-143</sup>

### Mecanismo de precipitación en austenita con distribución uniforme

Para que se lleve a cabo el retraso o inhibición de la recristalización en los aceros microaleados es necesario que se tenga una fuerza de anclaje considerable para poder evitar el crecimiento de los granos de austenita, y promover estructuras de grano fino. El caso del modelo de precipitación uniforme se representa en el esquema de la figura 20, en donde se tiene un límite de subgrano de austenita a temperatura por debajo en el que inicia la precipitación. En donde inicialmente se tiene en solución los elementos formadores de precipitados, que para este caso es el carbono (C), nitrógeno (N), y niobio (Nb), que son característicos de precipitados de tipo carbonitruro.<sup>56, 62, 119, 139, 143</sup> Que, a baja temperatura, y después de un tiempo durante la

deformación en caliente, la precipitación de estos compuestos puede ocurrir. En donde sí se considera que existe una distribución uniforme, la fracción de volumen de precipitados en la subestructura del límite de grano de austenita, podría ser igual a la fracción de volumen en toda la matriz del acero. Considerando que la precipitación en el límite de grano sería la ubicación más efectiva en el retraso de la recrystalización. La ecuación 14 representa el modelo de precipitación con distribución uniforme en un acero microaleado, en el que la fracción de volumen en la matriz es igual a la fracción de volumen precipitada en el límite de subgrano.<sup>144</sup>

Fracción de volumen de precipitación en austenita con distribución uniforme.<sup>145-146</sup>

$$f_v \overset{\text{Nb (C, N)}}{\text{en el LSG}} = f_v \overset{\text{Nb (C, N)}}{\text{en la matriz}} \quad (14)$$

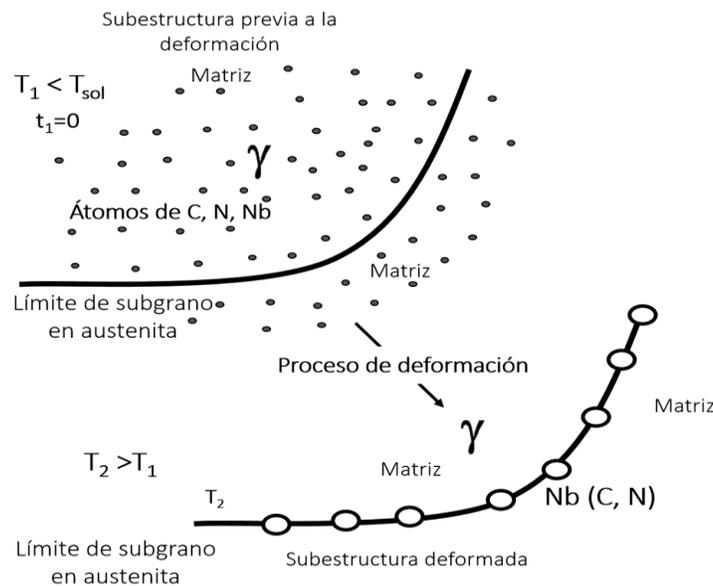


Fig. 20. Mecanismo de precipitación con distribución uniforme en austenita en la microestructura de un acero microaleado Nb.<sup>146</sup>

### Mecanismo de precipitación en austenita con distribución localizada

De las hipótesis generadas del mecanismo de precipitación con distribución uniforme, diferentes investigadores presentaron en sus trabajos de estudio de la precipitación del carbonitruro de niobio Nb (C, N) que la precipitación no se presenta de forma uniforme, sino que la precipitación aparece una zona localizada, que es la zona de la subestructura deformada de la austenita. En donde se tenía un mayor volumen de partículas precipitadas en lo que parecía ser el límite del grano austenítico previo a la deformación, en las bandas de deformación, que en general es toda la subestructura del acero durante el proceso termomecánico.<sup>138-143</sup> Donde el mecanismo de precipitación con distribución localizada está representado por la ecuación 15, en donde la fracción volumétrica de partículas precipitadas en el límite de grano es igual a la sumatoria de la fracción de los átomos de solutos segregados y la fracción de volumen de partículas precipitadas y se encuentra representado en la figura 21.<sup>144</sup>

Fracción volumétrica de precipitación en austenita con distribución localizada.<sup>145</sup>

$$f_v \overset{\text{Nb (C, N)}}{\text{en el LSG}} = f_v \overset{\text{Nb (C, N)}}{\text{en la matriz}} + f_v \overset{\text{Nb (C, N)}}{\text{segregada}} \quad (15)$$

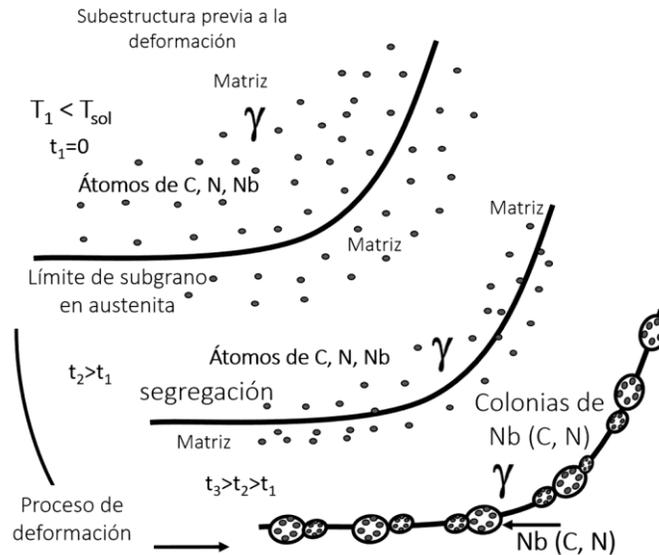


Fig.21. Mecanismo de precipitación con distribución localizada en austenita en la microestructura de un acero microaleados Nb.<sup>145</sup>

## COMENTARIO FINAL

Este estudio muestra la estrecha relación que existe entre la composición química de los aceros HSLA y microaleados y el tratamiento termomecánico. La presencia de elementos tales como Nb, Ti y V favorece la precipitación de partículas finas y la recrystalización dinámica, lo que refina el tamaño de grano con su consecuente efecto sobre la resistencia y tenacidad del material. Se presentaron los mecanismos que explican la formación de la microestructura tomando en cuenta la temperatura, la composición química y el trabajo mecánico. El desarrollo de aceros API, como los grados 5XL PSL2L para el transporte de hidrocarburos, es evidencia de la valoración y aplicación de estos principios en la industria. Sin embargo, a pesar del éxito de estas aleaciones, queda pendiente determinar cuantitativamente la interacción entre los diferentes fenómenos de forma que se puedan diseñar el proceso termomecánico que corresponda a cada composición química, es decir calcular de forma teórica las combinaciones composición – tratamiento que proporcionen las propiedades que las aplicaciones, como es el caso de transporte de hidrocarburos, requieran.

## REFERENCIAS

1. Baker, T. N. (2016). Microalloyed steels. *Ironmaking & Steelmaking*, 43(4), 264-307. <https://doi.org/10.1179/1743281215Y.0000000006>.
2. Villalobos, J. C., Del-Pozo, A., Campillo, B., Mayen, J., & Serna, S. (2018). Microalloyed steels through history until 2018: Review of chemical composition, processing and hydrogen service. *Metals*, 8(5), 351. <https://doi.org/10.3390/met8050351>.
3. Mohammadjoo, M., Collins, L., Henein, H., & Ivey, D. G. (2018). Canadian HSLA steel pipelines: History and technology developments. ERA. <https://doi.org/10.7939/r3-wvqv-qg18>.
4. Xu, Z.-W., Liu, X.-M., & Zhang, K. (2019). Mechanical properties prediction for hot rolled alloy steel using convolutional neural network. *IEEE Access*, 7, 1-10. <https://doi.org/10.1109/ACCESS.2019.2909586>.
5. Šimeček, P., & Hajduk, D. (2006). Prediction of mechanical properties of hot rolled steel products. ITA Ltd.
6. Keeler, S. (2017). Advance high-strength steels application guidelines (Versión 6.0). WorldAutoSteel, World Steels Association.

7. American Petroleum Institute (API). (2004). API Specification 5L: Specification for line pipe (43<sup>a</sup> ed.). API Publishing Services. Available online: API 5L: Specification for Line Pipe.
8. American Petroleum Institute (API). (2012). API Specification 5L: Specification for line pipe (45<sup>a</sup> ed.). API Publishing Services.
9. American Petroleum Institute (API). (2018). API Specification 5L: Specification for line pipe (46<sup>a</sup> ed.). API Publishing Services.
10. Octal Steel. (2024). API 5L Pipe Specification (46th Edition Updated on 2024). Recuperado de <https://www.octalsteel.com/api-5l-pipe-specification>.
11. Padrón Domínguez, O. (2017). Efecto del desplazamiento del electrodo en soldadura circunferencial por arco sumergido en tubería de acero API-5L-X70.
12. Altos Hornos de México (AHMSA). (2019). Manual de especificaciones y garantías AHMSA (MEGA 04, 1<sup>a</sup> ed.).
13. Bhattacharya, D. (2014). Microalloyed steels for the automotive industry. *Tecnol. Metal. Mater. Miner.*, 11(4), 371-383.
14. Schmitt, J.-H., & Jung, T. (2018). New developments of advanced high-strength steels for automotive applications. *Comptes Rendus Physique*, 19(6), 414-430. <https://doi.org/10.1016/j.crhy.2018.11.004>.
15. Matlock, D. K., & Speer, J. G. (s.f.). Processing opportunities for new advanced high-strength sheet steels. Colorado School of Mines.
16. Branco, R., & Berto, F. (2021). High-strength low-alloy steels. *Metals*, 11(1000). <https://doi.org/10.3390/met1107100>.
17. Materials Science and Technology. (2009). On the strength of microalloyed steels - An interpretive review. *Materials Science and Technology*. <https://doi.org/10.1179/174328409X455233>.
18. Billur, E., & Altan, T. (s.f.). Challenges in forming advanced high-strength steels. Engineering Research Center for Net Shape Manufacturing (ERC/NSM).
19. Téllez López, D. M. R. (s.f.). Caracterización de aceros avanzados y estudio de su resistencia mecánica y conformabilidad.
20. American Institute of Steel Construction (AISC). (2016). Especificación para construcciones de acero (ANSI/AISC 360-16).
21. Uranga, P. (2019). Advances in microalloyed steels. *Metals*, 9(279). <https://doi.org/10.3390/met9030279>.
22. Procesos. (2020). Effect of the chemical composition on the structural state and mechanical properties of complex microalloyed steels of the ferritic class. *Processes*, 8(646). <https://doi.org/10.3390/pr8060646>.
23. Ashby, M., Shercliff, H., & Cebon, D. (2007). *Materials engineering, science, processing and design*. Elsevier.
24. Guo, C., Chi, H., Zhou, J., Gu, J., Ma, D., & Dong, L. (2025). Evolution of microstructure and mechanical properties of ultra-high-strength heat-resistant bearing steel during long-term aging at 500°C. *Materials*, 18(639). <https://doi.org/10.3390/ma18030639>.
25. Uranga, P., & Rodríguez-Ibabe, J. M. (2020). Thermomechanical processing of steels. *Metals*, 10(641). <https://doi.org/10.3390/met1005064>.
26. Felker, C. A., Speer, J. G., De Moor, E., & Findley, K. O. (2020). Hot strip mill processing simulations on a Ti-Mo microalloyed steel using hot torsion testing. *Metals*, 10(334). <https://doi.org/10.3390/met10030334>.
27. Poliak, E. I., Pottore, N. S., Skolly, R. M., Umlauf, W. P., & Brannbacka, J. C. (2009). Thermomechanical processing of advanced high-strength steels in production hot strip rolling. *La Metallurgia Italiana*.
28. Marmulev, A. V., Kaputkina, L. M., Herman, G., & Poliak, E. I. (2014). Effects of thermomechanical processing on uniformity of microstructure and properties of AHSS. *Materials Science Forum*, 783-786, 967-972. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.783-786.967>.
29. Błoniarz, R., Majta, J., Rutkowski, B., Korpała, G., Prahł, U., Janiszewski, J., & Lisiecka-Graca, P. (2021). How the thermomechanical processing can modify the high strain rate mechanical response of a microalloyed steel. *Materials*, 14(6062). <https://doi.org/10.3390/ma14206062>.
30. Auto/Steel Partnership Joining Project. (2020). Advanced high-strength steel (AHSS) weld performance study for autobody structural components.

31. Sulzbach, G. A. S., Rodrigues, M. V. G., Rodrigues, S. F., Lima, M. N. S., Loureiro, R. C. P., Sá, D. F. S., & Abreu, H. F. G. (2022). Optimization of thermomechanical processing under double-pass hot compression tests of a high Nb and N-bearing austenitic stainless-steel biomaterial using artificial neural networks. *Metals*, 12(1783). <https://doi.org/10.3390/met12111783>.
32. Hanoglu, U., & Šarler, B. (2019). Hot rolling simulation system for steel based on advanced meshless solution. *Metals*, 9(788).
33. Lu, Z., Zhou, D., Yu, D., & Xiao, H. (2024). Research on dynamic modelling, characteristics and vibration reduction application of hot rolling mills considering the rolling process. *Machines*, 12(629). <https://doi.org/10.3390/machines12090629>.
34. Montemayor de la Garza, K. (2022). Diseño de pases de laminación en caliente para la producción de postes a partir del reciclado de riel de ferrocarril de acero 1075 (Tesis de licenciatura). Universidad Autónoma de Nuevo León.
35. Markulik, S., Nagyova, A., Turisova, R., & Villinsky, T. (2021). Improving quality in the process of hot rolling of steel sheets. *Applied Sciences*, 11(5451). <https://doi.org/10.3390/app11125451>.
36. Endo, S., & Nakata, N. (2015). Development of thermo-mechanical control process (TMCP) and high-performance steel in JFE Steel. JFE Technical Report, 20.
37. de Oliveira Abreu, L. G., de Faria, G. L., de Faria, R. J., Matsubara, D. B., & Porcaro, R. R. (2024). Optimizing rolling strategies for API 5L X80 steel heavy plates produced by thermomechanical processing in a reversible single-stand mill. *Metals*, 14(746). <https://doi.org/10.3390/met14070746>.
38. Zúñiga Pineda, L. F. (s.f.). (2020), Efecto del proceso termomecánico en la microestructura de un acero de fase compleja (CP), Universidad Autónoma de Nuevo León.
39. Illescas Fernández, S. (2007). Estudio del efecto de los elementos microaleantes en un acero HSLA (Tesis de maestría), Escola Tècnica Superior d'Enginyeria Industrial de Barcelona - Enginyeria de Materials.
40. Hou, Y., & Kadoi, K. (2024). Effect of Ti, Al, and Mg addition on microstructure evolution in weld metal of stainless steel solidified with F and FA modes and the tensile property. *Materials Science and Engineering A*. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147190>.
41. Villalobos, J. C., Del-Pozo, A., Campillo, B., Jan Mayen, & Serna, S. (2018). Microalloyed steels through history until 2018: Review of chemical composition, processing and hydrogen service. *Metals*, 8(5), 351. <https://doi.org/10.3390/met8050351>.
42. Zaitsev, A., Arutyunyan, N., & Koldaev, A. (2023). Hot ductility, homogeneity of the composition, structure, and properties of high strength microalloyed steels: A critical review. *Metals*, 13(6), 1066. <https://doi.org/10.3390/met13061066>.
43. García Jacobo, R. (2019). Efecto de la potencia láser del proceso HLAW en uniones de aceros HSLA 550 sobre la microestructura y propiedades mecánicas. Corporación Mexicana de Investigación en Materiales.
44. Callister, W. D., Jr. (s.f.). *Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales* (Vol. 1, Edición e-book). ISBN: 978-84-291-9560-6.
45. Zhang, Y., & Ma, Y. (2025). Research progress on titanium–niobium micro-alloyed high-strength steel. *Materials*, 18(2), 325. <https://doi.org/10.3390/ma18020325>.
46. Kong, D., Zhou, J., Dong, W., Cai, L., & Qu, C. (2024). Effect of initial intergranular ferrite size on induction hardening microstructure of microalloyed steel 38MnVS6. *Crystals*, 14(9), 827. <https://doi.org/10.3390/cryst14090827>.
47. Chatterjee, D. (2017). Behind the development of advanced high strength steel (AHSS) including stainless steel for automotive and structural applications - An overview. *Materials Science and Metallurgy Engineering*, 4(1), 1-15. <https://doi.org/10.12691/msme-4-1-1>.
48. Prazmowski, M., Paul, H., Rozumek, D., & Marcisz, E. (2014). Influence of the microstructure near the interface on the fatigue life of explosively welded carbon steel/Zr clads. *Key Engineering Materials*, 592–593, 704–707.
49. Blazéj T. Skoczén (PhD, DSc), (2004), CERN, European Organization for Nuclear Research, Department of Accelerator Technologies, CH-1211 Geneva 23, Switzerland and Cracow University of Technology, Institute of Applied Mechanics, Al. Jana Pawla II 37, PL-31-864 Kraków, Poland. ISBN 978-642-06066-3, <http://doi10.1007/978-3-662-06305-7>.

50. Skoblik, R., Rydz, D., & Stradomski, G. (2010). Analysis of asymmetrical rolling process of multilayer plates. In *Solid State Phenomena* (Vol. 165, pp. 348–352). Trans Tech Publications Ltd.
51. Stradomski, G., Rydz, D., Garstka, T., Pałega, M., Dyl, T., Szarek, A., Szarek, J. Ł., & Dembiczak, T. (2022). Influence of asymmetric rolling process on the microstructure properties of bimetallic sheet metals. *Materials*, 15(6), 2013. <https://doi.org/10.3390/ma15062013>.
52. Alaneme, K. K., & Okotete, E. A. (2019). Recrystallization mechanisms and microstructure development in emerging metallic materials: A review. *Journal of Science: Advanced Materials and Devices*.
53. Sakai, T., Belyakov, A., Kaibyshev, R., Miura, H., & Jonas, J. J. (2013). Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. *Progress in Materials Science*. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.09.002>.
54. Tang, S., Li, X., Li, J., Liu, Z., & Wang, G. (2022). Role of microalloying elements on recrystallization kinetics of cold-rolled high strength low alloy steels. *Metals*, 12(10), 1741. <https://doi.org/10.3390/met12101741>.
55. Akbari, Z., Mirzadeh, H., & Cabrera, J.-M. (2014). A simple constitutive model for predicting flow stress of medium carbon microalloyed steel during hot deformation. *Materials and Design*. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.04.005>.
56. Cabrera, J. M., Al Omar, A., & Prack, J. M. (s.f.). (1997), Simulación de la fluencia en caliente de un acero microaleado con un contenido medio de carbono - II parte. Recristalización dinámica: inicio y cinética. Consejo Superior de Investigaciones Científicas.
57. Alcelay, I., Peña, E., & Al Omar, A. (s.f.), (2016), Estudio del comportamiento termo-mecánico de un acero microaleado de medio carbono durante un proceso de conformado en caliente usando una red neuronal artificial. Departamento de Ingeniería Mecánica, EPSEM, Universidad Politécnica de Cataluña.
58. Kostryzhev, A., Killmore, C., & Pereloma, E. (2021). Effect of processing parameters on interphase precipitation and mechanical properties in novel Cr, V, Nb microalloyed steel. *Metals*, 11(107). <https://doi.org/10.3390/met11010107>.
59. Dutta, B., & Palmiere, E. J. (2003). Effect of prestrain and deformation temperature on the recrystallization behavior of steels microalloyed with niobium. *Metallurgical and Materials Transactions A*.
60. Al Omar, A. (1996). Caracterización dinámica de dos aceros microaleados de medio carbono mediante ensayos de compresión a alta temperatura. Aplicación de mapas de procesado. Tesis doctoral, Universitat Politècnica de Catalunya.
61. Altamirano Guerrero, G. (2014). Estudio de la deformación plástica en caliente de aceros avanzados de ultra-alta resistencia (AUHSS) microaleados con boro. Tesis doctoral, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo.
62. Cabrera Marrero, J. M. (1995). Caracterización mecánico-metalúrgica de la conformación en caliente del acero microaleado de medio carbono 38MnSiV5S5. Tesis doctoral, Universitat Politècnica de Catalunya.
63. Zhang, Z.-H., Liu, Y.-N., Liang, X.-K., & She, Y. (2008). The effect of Nb on recrystallization behavior of a Nb micro-alloyed steel. *Materials Science and Engineering A*, 474, 254–260. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.04.062>.
64. Perrard, F., & Scott, C. (2007). Vanadium precipitation during intercritical annealing in cold rolled TRIP steels. Automotive Research Center, Arcelor Research S.A.
65. Mondy, P. R., Sarma, V. S., & Sankaran, S. (2011). Development of ultra-fine grained dual phase microalloyed steels through severe cold rolling and intercritical annealing. *Indian Institute of Technology Madras*, 64, 89-92.
66. Papa Rao, M., Subramanya Sarma, V., & Sankaran, S. (2016). Microstructure and mechanical properties of V-Nb microalloyed ultrafine-grained dual-phase steels processed through severe cold rolling and intercritical annealing. *Metallurgical and Materials Transactions A*.
67. Akhtar, M. N., Khan, M., Khan, S. A., Afzal, A., Subbiah, R., Ahmad, S. N., Husain, M., Butt, M. M., Othman, A. R., & Bakar, E. A. (2021). Determination of non-recrystallization temperature for niobium microalloyed steel. *Materials*, 14(2639). <https://doi.org/10.3390/ma14102639>.
68. Kreyca, J., Kahlenberg, R., Jacob, A., Kozeschnik, E., & Povoden-Karadeniz, E. (2023). Analysis of recrystallization kinetics concerning the experimental, computational, and empirical evaluation of critical

- temperatures for static recrystallization in Nb, Ti, and V microalloyed steels. *Metals*, 13(884). <https://doi.org/10.3390/met13050884>.
69. Zhang, Q., Huo, X., Li, L., Chen, S., & Lu, C. (2022). Correlation between precipitation and recrystallisation during stress relaxation in titanium microalloyed steel. *Metals*, 12(1920). <https://doi.org/10.3390/met12111920>.
70. Zhao, Y., Zheng, J., Chen, L., & Liu, X. (2022). Static recrystallization behavior of low-carbon Nb-V-microalloyed forging steel. *Metals*, 12(1745). <https://doi.org/10.3390/met12101745>.
71. Kaikkonen, P. M., Somani, M. C., Karjalainen, L. P., & Kömi, J. I. (2021). Flow stress behaviour and static recrystallization characteristics of hot deformed austenite in microalloyed medium-carbon bainitic steels. *Metals*, 11(138). <https://doi.org/10.3390/met11010138>.
72. Mayo, U., Isasti, N., Rodríguez-Ibabe, J. M., & Uranga, P. (2019). Interaction between microalloying additions and phase transformation during intercritical deformation in low carbon steels. *Metals*, 9(10), 1049. <https://doi.org/10.3390/met9101049>.
73. Klančnik, G., Foder, J., Bradaškja, B., Kralj, M., Klančnik, U., Lalley, P., & Stalheim, D. (2022). Hot deformation behavior of C-Mn steel with incomplete recrystallization during roughing phase with and without Nb addition. *Metals*, 12(10), 1597. <https://doi.org/10.3390/met12101597>.
74. Xue, H., Yuan, H., Guo, K., Zhang, Z., & Zhang, M. (2021). Microstructure evolution and recrystallization temperature change of cold-rolled Fe–19Mn–0.6C twinning-induced plasticity steel during annealing. *Metals*, 11(8), 1181. <https://doi.org/10.3390/met11081181>.
75. Krbat'a, M., Eckert, M., Križan, D., Barényi, I., & Mikušová, I. (2019). Hot deformation process analysis and modelling of X153CrMoV12 steel. *Metals*, 9(10), 1125. <https://doi.org/10.3390/met9101125>.
76. Sobotka, E., Kreyca, J., Kahlenberg, R., Jacob, A., Kozeschnik, E., & Povoden-Karadeniz, E. (2023). Analysis of recrystallization kinetics concerning the experimental, computational, and empirical evaluation of critical temperatures for static recrystallization in Nb, Ti, and V microalloyed steels. *Metals*, 13(5), 884. <https://doi.org/10.3390/met13050884>.
77. Homsher, C. N., & Van Tyne, C. J. (2013). Empirical equations for the no-recrystallization temperature in hot rolled steel plates. *Materials Science and Technology (MS&T) 2013*, October 27-31, Montreal, Quebec, Canada.
78. Park, M., Kang, M. S., Park, G. W., Choi, E. Y., Kim, H. C., Moon, H. S., Jeon, J. B., Kim, H., Kwon, S. H., & Kim, B. J. (2019). The effects of recrystallization on strength and impact toughness of cold-worked high-Mn austenitic steels. *Metals*, 9(9), 948. <https://doi.org/10.3390/met9090948>.
79. Sharifi, S. S., Bakhtiari, S., Shahryari, E., Sommitsch, C., & Poletti, M. C. (2024). The influence of thermomechanical conditions on the hot ductility of continuously cast microalloyed steels. *Materials*, 17(18), 4551. <https://doi.org/10.3390/ma17184551>.
80. Sauer, M., Fabík, R., Schindler, I., Kawulok, P., Opěla, P., Kawulok, R., Vodárek, V., & Rusz, S. (2023). Analysis of the microstructure development of Nb-microalloyed steel during rolling on a heavy-section mill. *Materials*, 16(1), 288. <https://doi.org/10.3390/ma16010288>.
81. Luo, L., Zhang, J., Fu, H., Chen, F., Qin, J., & Li, Y. (2024). Effects of partially replacing Mo with Nb on the microstructure and properties of high-strength low-alloy steel during reverse austenization. *Metals*, 14(8), 896. <https://doi.org/10.3390/met14080896>.
82. Mohrbacher, H. (2019). Metallurgical effects of niobium and molybdenum on heat-affected zone toughness in low-carbon steel. *Applied Sciences*, 9(9), 1847. <https://doi.org/10.3390/app9091847>.
83. Zaitsev, A., Koldaev, A., Arutyunyan, N., Dunaev, S., & D'yakonov, D. (2020). Effect of the chemical composition on the structural state and mechanical properties of complex microalloyed steels of the ferritic class. *Processes*, 8(6), 646. <https://doi.org/10.3390/pr8060646>.
84. Zurutuza, I., Isasti, N., Detemple, E., Schwinn, V., Mohrbacher, H., & Uranga, P. (2021). Effect of Nb and Mo additions in the microstructure/tensile property relationship in high-strength quenched and quenched and tempered boron steels. *Metals*, 11(1), 29. <https://doi.org/10.3390/met11010029>.
85. Xing, J., Zhu, G., Wu, B., Ding, H., & Pan, H. (2022). Effect of Ti addition on the precipitation mechanism and precipitate size in Nb-microalloyed steels. *Metals*, 12(2), 245. <https://doi.org/10.3390/met12020245>.

86. Ghanaei, A., Edris, H., Monajati, H., & Hamawandi, B. (2023). The effect of adding V and Nb microalloy elements on the bake hardening properties of ULC steel before and after annealing. *Materials*, 16(4), 1716. <https://doi.org/10.3390/ma16041716>.
87. Han, R., Yang, G., Xu, D., Jiang, L., Fu, Z., & Zhao, G. (2022). Effect of V on the precipitation behavior of Ti-Mo microalloyed high-strength steel. *Materials*, 15(17), 5965. <https://doi.org/10.3390/ma15175965>.
88. Cong, T., Jiang, B., Zou, Q., & Yao, S. (2023). Influence of microalloying on the microstructures and properties of spalling-resistant wheel steel. *Materials*, 16(5), 1972. <https://doi.org/10.3390/ma16051972>.
89. Villalobos, J. C., Del-Pozo, A., Campillo, B., Mayen, J., & Serna, S. (2018). Microalloyed steels through history until 2018: Review of chemical composition, processing and hydrogen service. *Metals*, 8(5), 351. <https://doi.org/10.3390/met8050351>.
90. Oja, O., Saastamoinen, A., Patnamsetty, M., Honkanen, M., Peura, P., & Järvenpää, M. (2019). Microstructure and mechanical properties of Nb and V microalloyed TRIP-assisted steels. *Metals*, 9(8), 887. <https://doi.org/10.3390/met9080887>.
91. Zhao, T., Hao, X., Wang, Y., Chen, C., & Wang, T. (2023). Influence of thermo-mechanical process and Nb-V microalloying on microstructure and mechanical properties of Fe-Mn-Al-C austenitic steel. *Coatings*, 13(9), 1513. <https://doi.org/10.3390/coatings13091513>.
91. Zaitsev, A., & Arutyunyan, N. (2021). Low-carbon Ti-Mo microalloyed hot rolled steels: Special features of the formation of the structural state and mechanical properties. *Metals*, 11(10), 1584. <https://doi.org/10.3390/met11101584>.
92. Politecnico di Torino. (2020-2021). Niobium-alloyed steels for automotive transmission and powertrain applications (master's thesis). DIMEAS – Department of Mechanical and Aerospace Engineering.
93. Louchet, F., Weiss, J., & Richeton, T. (2006). Hall-Petch law revisited in terms of collective dislocation dynamics. *Physical Review Letters*, 97, 075504. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.97.075504>.
94. Rodríguez Baracaldo, R., Cabrera Marrero, J. M., & Benito Páramo, J. A. (s.f.). Estudio de la relación Hall-Petch en aceros (0,6% C) submicrométricos.
95. Armstrong, R. W. (2014). 60 Years of Hall-Petch: Past to Present Nano-Scale Connections. *Materials Transactions*, 55(1), 2-12. <https://doi.org/10.2320/matertrans.55.2>.
96. de las Cuevas, F., Ferraiuolo, A., Karjalainen, L. P., & Gil Sevillano, J. (2014). Propiedades mecánicas a tracción y mecanismos de endurecimiento de un acero TWIP a altas velocidades de deformación: relación de Hall-Petch. *Revista de Metalurgia*, 50(4), e031. <https://doi.org/10.3989/revmetalm.031>.
97. Kato, M. (2014). Hall-Petch Relationship and Dislocation Model for Deformation of Ultrafine-Grained and Nanocrystalline Metals. *Materials Transactions*, 55(1), 19-24. <https://doi.org/10.2320/matertrans.55.19>.
98. Moreno Gómez, F. J. (2016). Procesos termomecánicos y precipitación en un acero HSLA. Universidad Autónoma de Nuevo León, Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica.
99. Akpan, E. I., & Haruna, I. A. (s.f.). Structural evolution and properties of hot rolled steel alloys. Department of Materials and Production Engineering, Ambrose Alli University, Ekpoma, Edo State, Nigeria.
100. Altuna, M. A., Iza-Mendia, A., & Gutiérrez, I. (2012). Precipitation of Nb in ferrite after austenite conditioning. Part II: Strengthening contribution in high-strength low-alloy (HSLA) steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 43, 4054-4066. <https://doi.org/10.1007/s11661-012-1270-x>.
101. García-Sesma, L., López, B., & Pereda, B. (2020). Effect of high Ti contents on austenite microstructural evolution during hot deformation in low carbon Nb microalloyed steels. *Metals*, 10(165). <https://doi.org/10.3390/met10020165>.
102. Yan, Y., Xue, Y., Liu, K., Yu, W., Shi, J., & Wang, M. (2024). Unified solid solution product of [Nb][C] in Nb-microalloyed steels with various carbon contents. *Materials*, 17(3369). <https://doi.org/10.3390/ma17133369>.
103. Kayron Lima Silva, Samuel Filgueiras Rodrigues, Glaucia Maria Evangelista Macedo, Bruno Leonardy Sousa Lopes, Clodualdo Aranas, Fulvio Siciliano, Gedeon Silva Reis, Eden Santos Silva, (2021) Solubility product of a Nb-N bearing austenitic stainless-steel biomaterial, *Journal of Materials Research and Technology*, Volume 15, pp 5864-5879, ISSN 2238-7854, <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.11.033>.

104. Huo, L., Gao, J., Li, Y., Xu, P., Wei, X., & Ma, T. (2025). Effect of Nb alloying and solution treatment on the mechanical properties of cold-rolled Fe-Mn-Al-C low-density steel. *Metals*, 15(102). <https://doi.org/10.3390/met15020102>.
105. Dikić, S., Glišić, D., Fadel, A., Jovanović, G., & Radović, N. (2021). Structure and strength of isothermally heat-treated medium carbon Ti-V microalloyed steel. *Metals*, 11(1011). <https://doi.org/10.3390/met11071011>.
106. Larzabal, G., Isasti, N., Rodriguez-Ibabe, J. M., & Uranga, P. (2017). Evaluating strengthening and impact toughness mechanisms for ferritic and bainitic microstructures in Nb, Nb-Mo and Ti-Mo microalloyed steels. *Metals*, 7(65). <https://doi.org/10.3390/met7020065>.
107. Liu, H., Yang, B., Chen, Y., Li, C., & Liu, C. (2022). Precipitation law of vanadium in microalloyed steel and its performance influencing factors. *Materials*, 15(8146). <https://doi.org/10.3390/ma15228146>.
108. Ma, G., Chen, Y., Wu, G., Wang, S., Li, T., Liu, W., Wu, H., Gao, J., Zhao, H., Zhang, C., et al. (2023). The effects of microalloying on the precipitation behavior and strength mechanisms of X80 high-strength pipeline steel under different processes. *Crystals*, 13(714). <https://doi.org/10.3390/cryst13050714>.
109. Maetz, J.-Y., Militzer, M., Wen Chen, Y., Yang, J.-R., Goo, N. H., Kim, S. J., Jian, B., & Mohrbacher, H. (2018). Modeling of precipitation hardening during coiling of Nb-Mo steels. *Metals*, 8(758). <https://doi.org/10.3390/met8100758>.
110. Li, K., Shao, J., Yao, C., Jia, P., Xie, S., Chen, D., & Xiao, M. (2024). Effect of Nb-Ti microalloyed steel precipitation behavior on hot rolling strip shape and FEM simulation. *Materials*, 17(651). <https://doi.org/10.3390/ma17030651>.
111. Cui, P., Xing, G., Nong, Z., Chen, L., Lai, Z., Liu, Y., & Zhu, J. (2022). Recent advances on composition-microstructure-properties relationships of precipitation hardening stainless steel. *Materials*, 15(8443). <https://doi.org/10.3390/ma15238443>.
112. Zhang, Z., Wang, Z., Li, Z., & Sun, X. (2023). Microstructure evolution and precipitation behavior in Nb and Nb-Mo microalloyed fire-resistant steels. *Metals*, 13(112). <https://doi.org/10.3390/met13010112>.
113. Morrison, W. B. (2009). Microalloy steels – the beginning. *Journal of Physical Metallurgy of Steel*, 25, 1-15.
114. Okamoto, R. & Borgenstam, Annika & Ågren, John. (2010). Interphase precipitation in niobium-microalloyed steels. *Acta Materialia - ACTA MATER.* 58. 4783-4790. <http://doi:10.1016/j.actamat.2010.05.014>.
115. Zhong, N., Wang, X. D., Wang, L., & Rong, Y. H. (2009). Enhancement of the mechanical properties of a Nb-microalloyed advanced high-strength steel treated by quenching-partitioning-tempering process. *Material Science and Engineering A*.
116. Cong, J., Li, J., Fan, J., Liu, P., Misra, R. D. K., Shang, C., & Wang, X. (2020). The impact of interphase precipitation on the mechanical behavior of fire-resistant steels at an elevated temperature. *Materials*, 13(4294). <https://doi.org/10.3390/ma13194294>.
117. Klinkenberg, Christian & Hulka, Klaus & Bleck, Wolfgang. (2004). Niobium Carbide Precipitation in Microalloyed Steel. *Steel Research International*. 75. 744-752. <http://doi10.1002/srin.200405837>.
118. Jeong, J.-Y., Hong, D.-G., & Yim, C.-H. (2022). Deep learning to predict deterioration region of hot ductility in high-Mn steel by using the relationship between RA behavior and time-temperature-precipitation. *Metals*, 12(1689). <https://doi.org/10.3390/met12101689>.
119. Song, S., Tian, J., Xiao, J., Fan, L., Yang, Y., Yuan, Q., Gan, X., & Xu, G. (2022). Effect of vanadium and strain rate on hot ductility of low carbon microalloyed steels. *Metals*, 12(14). <https://doi.org/10.3390/met12010014>.
120. Salas-Reyes, A. E., Altamirano-Guerrero, G., Deaquino, R., Salinas, A., Lara-Rodriguez, G., Figueroa, I. A., González-Parra, J. R., & Mintz, B. (2023). The hot ductility, microstructures, mechanical properties and corrosion resistance in an advanced boron-containing complex phase steel heat-treated using the quenching and partitioning (Q&P) process. *Metals*, 13(257). <https://doi.org/10.3390/met13020257>.
121. Mintz, B.; Qaban, A. The Influence of Precipitation, High Levels of Al, Si, P, and a Small B Addition on the Hot Ductility of TWIP and TRIP Assisted Steels: A Critical Review. *Metals* 2022, 12, 502. <https://doi.org/10.3390/met12030502>.

122. Wang, Z.; Wang, Y.; Wang, C. Grain Size Effect on the Hot Ductility of High-Nitrogen Austenitic Stainless Steel in the Presence of Precipitates. *Materials* 2018, 11, 1026. <https://doi.org/10.3390/ma11061026>.
123. Abdelhalim, A.; Guedri, A.; Darsoun, L.; Belyamna, M. A. Fracture Mechanisms of Micro-Alloy Steel at Elevated Temperature. *International Journal of Membrane Science and Technology* 2023, 10(5), 14–23.
124. Grajcar, A.; Morawiec, M.; Zalecki, W. Austenite Decomposition and Precipitation Behavior of Plastically Deformed Low-Si Microalloyed Steel. *Metals* 2018, 8, 1028. <https://doi.org/10.3390/met8121028>.
125. Quispe, A. B.; Medina, S. F. Diagrama de Recristalización-Precipitación-Tiempo-Temperatura (RPTT) de un acero microaleado al vanadio. Consejo Superior de Investigaciones Científicas. Licencia Creative Commons 3.0 España (BY-NC).
126. Yang, L.; Li, Y.; Xue, Z.; Cheng, C. Effect of Different Thermal Schedules on Ductility of Microalloyed Steel Slabs during Continuous Casting. *Metals* 2019, 9, 37. <https://doi.org/10.3390/met9010037>.
127. Liu, H.; Yang, B.; Chen, Y.; Li, C.; Liu, C. Precipitation Law of Vanadium in Microalloyed Steel and Its Performance Influencing Factors. *Materials* 2022, 15, 8146. <https://doi.org/10.3390/ma15228146>.
128. Claesson, E.; Magnusson, H.; Kohlbrecher, J.; Thuvander, M.; Lindberg, F.; Andersson, M.; Hedström, P. Carbide Precipitation during Processing of Two Low-Alloyed Martensitic Tool Steels with 0.11 and 0.17 V/Mo Ratios Studied by Neutron Scattering, Electron Microscopy and Atom Probe. *Metals* 2022, 12, 758. <https://doi.org/10.3390/met12050758>.
129. Wang, X., Li, Z., Zhou, S., Chen, R., Da, G., Yong, Q., Yang, Z., Shen, J., Shang, C., & Liu, Q. (2021). The influence of temperature on the microstructure and properties of Nb-V-Ti-Mo complex microalloyed high-strength fire-resistant steel. *Metals*, 11(11), 1670. <https://doi.org/10.3390/met11111670>.
130. Revista Facultad de Ingeniería Universidad de Antioquia. (2011). JMat–Herramienta remota de cálculo y multiusuario para el aprendizaje basado en problemas usando Matlab. *Revista Facultad de Ingeniería Universidad de Antioquia*, (59), 158-169.
131. Valencia Morales, E. (Ed.). (2011). *Alloy Steel – Properties and Use* Edited, Published by InTech, Janeza Trdine 9, 51000 Rijeka, Croatia. ISBN: 978-953-307-484-9.
132. Abad, R., Fernández, A. I., López, B., & Rodríguez-Ibabe, J. M. (1999). Interaction between recrystallization and precipitation during multipass rolling in a low carbon niobium microalloyed steel. CEIT and ESI (University of Navarra), Donostia-San Sebastián, Basque Country, Spain.
133. Yang, Y., Zhao, X. M., Dong, C. Y., & Zhao, X. Y. (2020). Influence of hot deformation and precipitates on the recrystallization of Nb-V-Ti free-cutting steel. *Metals*, 10(12), 1587. <https://doi.org/10.3390/met10121587>.
134. He, C., Wang, J., Chen, Y., Yu, W., & Tang, D. (2020). Effects of Sn and Sb on the hot ductility of Nb+Ti microalloyed steels. *Metals*, 10(12), 1679. <https://doi.org/10.3390/met10121679>.
135. Rešković, S., Slokar Benić, L., & Lovrenić-Jugov, M. (2020). The interdependence of the degree of precipitation and dislocation density during the thermomechanical treatment of microalloyed niobium steel. *Metals*, 10(2), 294. <https://doi.org/10.3390/met10020294>.
136. Chen, S., Li, L., Xia, J., Peng, Z., Gao, J., & Sun, H. (2020). Recrystallization–precipitation interaction of a Ti microalloyed steel with controlled rolling process. *Journal of Physics: Conference Series*, 1676(1), 012036. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1676/1/012036>.
137. Medina, S. F., Ouispe, A., Valles, P., & Baños, J. L. (1999). Recrystallization-precipitation interaction in carbon niobium microalloyed steels. *ISIJ International*, 39(9), 913-921. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.39.913>.
138. Scharifi, E., Shoshmina, D., Biegler, S., Weidig, U., & Steinhoff, K. (2021). Influence of hot deformation on the precipitation hardening of high-strength aluminum AA7075 during thermo-mechanical processing. *Metals*, 11(5), 681. <https://doi.org/10.3390/met11050681>.

139. Tao, K., Xu, J., Zhang, D., Zhang, A., Su, G., & Zhang, J. (2023). Effect of final thermomechanical treatment on the mechanical properties and microstructure of T phase hardened Al-5.8Mg-4.5Zn-0.5Cu alloy. *Materials*, 16(8), 3062. <https://doi.org/10.3390/ma16083062>.
140. Zener, C. (1949). Private communication to C. S. Smith. *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, 175(15), 15–51, pp. 15–51, by C.S. Smith.
141. Lu, J. (2009). Quantitative microstructural characterization of microalloyed steels (Doctoral dissertation, University of Alberta). <https://doi.org/10.7939/R37425>.
142. Scharifi, E., Nietsch, J. A., Quadfasel, A., Weidig, U., & Steinhoff, K. (2022). Effect of thermo-mechanically activated precipitation on the hot deformation behavior of high-strength aluminum alloy AA7075. *Metals*, 12(10), 1609. <https://doi.org/10.3390/met12101609>.
143. Zuo, J., Hou, L., Shu, X., Peng, W., Yin, A., & Zhang, J. (2020). Effect of deformation on precipitation and the microstructure evolution during multistep thermomechanical processing of Al-Zn-Mg-Cu alloy. *Metals*, 10(11), 1409. <https://doi.org/10.3390/met10111409>.
144. Dölling, J., Kuglstatter, M., Prahl, U., Höppel, H. W., Ortner, P., Ott, B., Kracun, S. F., Fehlbier, M., & Zilly, A. (2024). Analyzing the precipitation effects in low-alloyed copper alloys containing hafnium and chromium. *Metals*, 14(3), 258. <https://doi.org/10.3390/met14030258>.
145. Palmier, E. J., García, C. I., & DeArdo, A. J. (1992). Static recrystallization and precipitation during the hot deformation of austenite. Basic Metals Processing Research Institute, Department of Materials Science and Engineering, University of Pittsburgh.