

50 Aniversario Revista de Metalurgia 2015

PRECIPITACIÓN INDUCIDA POR DEFORMACIÓN DE LA AUSTENITA EN ACEROS MICROALEADOS

Sebastián F. Medina; M. Gómez; A. Quispe

Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas (CENIM-CSIC). Av. Gregorio del Amo 8, 28040-Madrid, Spain

Aceros microaleados

 Aceros microaleados: aceros del tipo C-Mn con concentraciones, individuales o combinadas, inferiores al 0,15% de vanadio, niobio o titanio.

• Tipos:

-Aceros estructurales (C<0.20%): microestructura ferrita + perlita, en ocasiones +bainita. Resistencia (550-700 MPa). Excelente tenacidad. Aceros HSLA

-Aceros alta resistencia (C>0.30): microestructura ferrita + perlita, bainita(>900 Mpa); Baja tenacidad.

EVOLUCIÓN DE LA MICROESTRUCTURA EN LA DEFORMACIÓN EN CALIENTE DE ACEROS ESTRUCTURALES (LAMINACIÓN, FORJA, EXTRUSIÓN)

- En fase austenítica:
- RECRISTALIZACIÓN DINÁMICA
- RECRISTALIZACIÓN ESTÁTICA
- PRECIPITACIÓN DE PARTICULAS NANOMÉTRICAS (ACEROS MICROALEADOS)

Una vez que el proceso de laminación ha terminado, en el enfriamiento posterior tienen lugar las

 TRANSFORMACIONES DE FASE (AUSTENITA — FERRITA, PERLITA, BAINITA)

RECRISTALIZACIÓN DINÁMICA



MODELO:

1.S.F. Medina and C.A. Hernández: "General Expresion of the Zener-Hollomon Parameter as a Function of the Chemical Composition of Low Alloy and Microalloyed Steels", *Acta Materialia*, 44 (1), (1996), 137-148,.

2. S.F. Medina and C.A. Hernández: "The influence of Chemical Composition on Peak Strain of Deformed Austenite in Low Alloy and Microalloyed Steels", *Acta Materialia*, 44 (1), (1996), 149-154,.

3. C.A. Hernández, S.F. Medina and J. Ruiz: "Modelling Austenite Flow Curves in Low Alloy and Microalloyed Steels", *Acta Materialia*, 44 (1), (1996), 155-163,.

4. S.F. Medina and C.A. Hernández: "Modelling of the Dynamic Recrystallization of Austenite in Low Alloy and Microalloyed Steels", *Acta Materialia*, 44 (1), (1996), 165-171.

RECRISTALIZACIÓN ESTÁTICA (1)



Al final de la laminación: transformación de la austenita en ferrita y perlita

Durante la laminación:

- Recristalización estática de la austenita
- Precipitación inducida por la deformación



MODELO:

1. S.F. Medina and J.E. Mancilla: "Influence of Alloying Elements in Solution on Static Recrystallization Kinetics of Hot Deformed Steels", *ISIJ International*, 36 (8), (1996), 1063-1069.

2. S.F. Medina and J.E. Mancilla: "Static Recrystallization Modelling of Hot Deformed Steels Containing Several alloying Elements", *ISIJ International*, 36 (8), (1996), 1070-1076.

3. S.F. Medina and J.E. Mancilla: "Static Recrystallization Modelling of Hot Deformed Microalloyed Steels at Temperatures Below the Critical Temperature", *ISIJ International*, 36 (8), (1996), 1077-1083.

4. S.F. Medina and A. Quispe: "Improved Model for Static Recrystallization Kinetics of Hot Deformed Austenite in Low Alloy and Nb/V Microalloyed Steels", *ISIJ International*, 41 (7), 2001, 774-781.

5. S.F. Medina, A. Quispe and M. Gómez: "Strain Induced Precipitation Effect on Austenite Static Recrystallisation in Microalloyed Steels", *Materials Science and Technology*,19 (1), 2003, 99-108.

PRECIPITACIÓN EN ACEROS MICROALEADOS: PRECIPITADOS "TIN" (fcc)



(a) SEM image

(b) TEM image of TiN Analysis of TiN particle(fcc); (c) Electron diffraction image; (d)Energy dispersive X-ray analysis spectrum.

Lattice parameter = 0.423 nm



(d)

PRECIPITACIÓN EN ACEROS MICROALEADOS: PRECIPITADOS "VN"(fcc)





(a) TEM images of carbon replicas showing Nb precipitates; (b) Electron diffraction pattern of a VCN particle (fcc); (c) Energy dispersive X-ray analysis spectrum of a precipitate showing the presence of V and N.

Lattice parameter = 0.414 nm



PRECIPITACIÓN EN ACEROS MICROALEADOS: PRECIPITADOS "NbCN" (fcc)





(b)

(a) TEM images of carbon replicas showing Nb precipitates; (b) Electron diffraction pattern of a NbCN particle (fcc); (c) Energy dispersive X-ray analysis spectrum of a precipitate showing the presence of Nb and N.

(a)

Lattice parameter fluctuating between 0.437 and 0.455 nm.



(C)

PRECIPITACIÓN EN ACEROS MICROALEADOS: PRECIPITADOS "AIN" (hcp)



(a) TEM image of AIN and VN particles; (b) AIN
Electron diffraction pattern of a AIN particle (hcp);
(c) Energy dispersive X-ray analysis spectrum of a precipitate showing the presence of AI, V and N

Lattice parameter, a=0.312 nm c=0.497 nm [0001]



MODELO DE PRECIPITACIÓN

1. A. Quispe, S.F. Medina, M. Gómez and J.I. Chaves: "Influence of austenite grain size on recrystallisation-precipitation interaction in a V-microalloyed steel", *Materials Science Engineering A*, 447, 2007, 11-18.

2. A. Quispe, S.F. Medina, M. Gómez and J.I. Chaves: "Influence of austenite grain size on recrystallisation-precipitation interaction in a V-microalloyed steel", *Materials Science Engineering A*, 447, 2007, 11-18.

3. S.F. Medina, M. Gómez, P. Valles, P.P. Gómez: Effects of TiN and AlN Nanoparticles in Hot Deformation of Austenite in Steels, *Steel Research International*, 81(11), (2010), 1010-1015.

4. S.F. Medina, A. Quispe, M. Gomez: New model for strain induced precipitation kinetics in microalloyed steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45 (3) (2014) 1524-1539.

5. S.F. Medina: From heterogeneous to homogeneous nucleation for precipitation in austenite of microalloyed steels, *Acta Materialia*, 84 (2015) 202–207.

Zener, 1948: "la presión impulsora del crecimiento de grano debida a la curvatura de su límite se ve contrarrestada, en materiales con presencia de partículas, por una presión de anclaje o sujeción ejercida por las partículas situadas en el límite del grano. El crecimiento normal del grano se ve completamente inhibido cuando el grano alcance un tamaño máximo, definido por un radio crítico $R_c = 4r/3f$ "



Consecuencias de la Ec. de Zener:

- Una disminución del tamaño de las partículas (r) y un incremento en su fracción volumétrica (f) conducen a un afinamiento del grano.
- Sus conclusiones pueden trasladarse a otros fenómenos, como la recristalización estática.



METODOLOGÍA PARA ESTUDIAR LA PRECIPITACIÓN EN LOS ACEROS MICROALEADOS CON APLICACIÓN A LOS PROCESOS DE DEFORMACIÓN EN CALIENTE

Formas de estudio por ensayos de torsión:

- Procedimiento técnico: simulación de la laminación.

Procedimiento más científico y específico: Determinación de la fracción recristalizada estáticamente Diagramas RPTT
 Modelización de la precipitación

DEFORMATION BY HOT TORSION TESTS



PRINCIPIO DE EQUIVALENCIA

TORSION:



HOT ROLLING:



 $h_{\rm 1}$ is the incoming plate thickness and $\rm h_2$ is the outgoing thickness in each rolling pass

$$\dot{\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{2\pi\Omega}{60} \sqrt{\frac{R}{rh_1}} \ln \frac{h_1}{h_2}$$

 \varOmega is the roller rate (rev/s); R is contact arc radius

 $r=(h_1-h_2)/h_1$

A. Faessel: Rev. Metall. Cah. Inf. Tech., 33 (1976), 875.

FABRICACIÓN DE LOS ACEROS

• Refusión bajo electroescoria





Adición de ferroaleaciones en ESR



Fe-Ti Fe-V Fe-Nb Nitrován (V-N) Fe-Si

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL





Chemical composition (wt.%) of the steels used for model construction

Steel	C	Si	Mn	Р	S	Ν	Al	Nb	V	Ti
V1	0.11	0.24	1.10	0.025	0.010	0.0105	0.012		0.043	
V2	0.12	0.24	1.10	0.025	0.012	0.0123	0.012		0.060	
V3	0.11	0.24	1.00	0.022	0.013	0.0144	0.010		0.093	
V4	0.21	0.20	1.10	0.021	0.011	0.0134	0.009		0.062	
V5	0.33	0.22	1.24	0.009	0.017	0.0146	0.011		0.076	
V6	0.35	0.21	1.23	0.008	0.014	0.0121	0.008		0.033	
V7	0.42	0.24	1.32	0.028	0.015	0.0200	0.012		0.075	
V8	0.37	0.24	1.42	0.011	0.013	0.0190	0.012		0.120	
N1	0.11	0.24	1.23	0.015	0.009	0.0112	0.002	0.041		
N2	0.11	0.24	1.22	0.015	0.009	0.0119	0.002	0.093		
N3	0.21	0.18	1.08	0.023	0.014	0.0058	0.007	0.024		
N4	0.21	0.19	1.14	0.023	0.015	0.0061	0.008	0.058		
N5	0.51	0.25	1.20	0.024	0.013	0.0105	0.008	0.026		
N7	0.29	0.22	1.30	0.022	0.010	0.0062	0.006	0.066		
N9	0.46	0.24	1.25	0.026	0.013	0.010	0.011	0.009		
VT1	0.55	0.29	1.06	0.028	0.028	0.0174	0.000		0.063	0.019
VT2	0.34	0.22	1.08	0.009	0.021	0.0182	0.009		0.055	0.024
NT1	0.21	0.22	1.18	0.021	0.020	0.0060	0.007	0.028		0.024

Otros aceros

Acero	С	Si	Mn	Р	S	Al	Nb	V	Ti	N	0
N10	0,094	0,27	1,35	0,025	0,009	0,003	0,040	-	-	0,0072	0,0044
N11	0,082	0,30	1,10	0,022	0,004	0,010	0,050	-	-	0,0180	0,0038
N12	0,090	0,23	1,10	0,021	0,007	0,005	0,017	-	-	0,0170	0,0057
V9	0,46	0,26	1,30	0,027	0,016	0,008	-	0,068	0,003	0,0250	0,0035
V10	0,48	0,28	1,45	0,024	0,018	0,009	-	0,13	0,003	0,0200	0,0044
N7	0,29	0,22	1,30	0,022	0,010	0,006	0,066	-	-	0,0062	0,0043
N8	0,20	0,20	1,0	0,024	0,013	0,006	0,007	-	-	0,0056	0,0057
V6	0,35	0,21	1,23	0,008	0,014	0,008	-	0,033	-	0,0121	0,0052
V7	0,42	0,24	1,32	0,028	0,015	0,012	-	0,075	-	0,0200	0,0048
Y1	0,099	0,297	1,463		0,0045	0,037	-	0,002	-	0,0100	
Y7	0,102	0,284	1,479		0,0048	0,02	-	-	-	0,0158	
U7	0,095	0,321	1,525		0,0052	0,029	0,004	0,003	-	0,0042	
S1	0,12	0,34	1,25	0,014	0,015	0,047	-	-	-	0,0040	0,0010
S2	0,12	0,32	1,23	0,011	0,013	0,045	-	-	0,021	0,0046	0,0006
S 3	0,12	0,31	1,16	0,011	0,013	0,045	-	-	0,047	0,0043	0,0007
S4	0,10	0,30	1,13	0,007	0,012	0,032	-	-	-	0,0080	0,0013
S5	0,12	0,29	1,18	0,007	0,012	0,034	-	-	0,018	0,0080	0,0011
S 6	0,11	0,25	1,09	0,005	0,012	0,035	-	-	0,031	0,0083	0,0011

Equipo de torsión

Antiguo

Reformado





Calentamiento de la probeta



HOT ROLLING SIMULATION BY TORSION TESTS



CALCULO DE MFS





Dependencia de la tensión media de fluencia (MFS) frente a la inversa de la temperatura absoluta. Acero N10 (0,094% C; 0,040%Nb; 0,0072%N), ε = 0,20, Δt = 20 s



Dependencia de la tensión media de fluencia (MFS) frente a la inversa de la temperatura absoluta. Acero V10 (0,48% C; 0,13%V; 0,0200%N), ε = 0,20, Δt = 20 s



Dependencia de la tensión media de fluencia (MFS) frente a la inversa de la temperatura absoluta. . Acero N12 (0,090% C), $\epsilon = 0,35$, $\Delta t = 500$ s



Evolución de T_{nr} frente al tiempo interpaso para las dos deformaciones aplicadas

EVOLUCION DE LA MICROESTRUCTURA (AUSTENITA) DURANTE LA LAMINACION EN CALIENTE

(Aceros N8, N10, V10; Diversas condiciones de Δt , ϵ y T)











DETERMINACION DE LAS FUERZAS IMPULSORAS Y DE ANCLAJE DE LA RECRISTALIZACION

• Como en el crecimiento de grano, el progreso o detención de la RXN puede expresarse como un balance entre las fuerzas F_R y F_P .



Simulación de laminación

Fuerzas impulsoras de la recristalización (driving forces) y fuerzas de anclaje (pinning forces)

$$F_R = \mu \cdot b^2 \cdot \frac{\Delta \rho}{2}$$

$$\Delta \sigma = \sigma - \sigma_0 = 0.2 \cdot \mu \cdot b \cdot \sqrt{\Delta \rho}$$

Parameter	Symbol	Value
Burgers vector	<i>b</i> (m)	2.59x10 ⁻¹⁰
Shear modulus	μ (MPa)	4.5×10^4
Interfacial energy	γ (Jm ⁻²)	0.8



•Rigid boundary model (**RBM**). A rigid boundary interacts with only those particles of random distribution with centers that lie within $\pm r$ of the boundary plane

•Flexible boundary model (**FBM**). An infinitely flexible boundary interacts with every particle in the 3-D array until it is fully pinned. It leads to much higher values of $F_{\rm p}$.

•Sub-boundary model (<u>SBM</u>). Particles lie on sub-boundaries in the hot-worked structure. Values of $F_{\rm p}$ predicted are higher than previous ones

Recrystallization driving forces and pinning forces: Ti-steel



Steel	С	Mn	Al	Ti	Ν
Z9	0.11	1.04	0.045	0.031	0.0073

Recrystallization driving forces and pinning forces: Nbsteel



С	Si	Mn	Р	S	AI	Nb	N	Ο
0.20	0.20	1.00	0.024	0.013	0.006	0.007	0.0056	0.0057

ESTUDIO DEL ESTADO DE PRECIPITACION INDUCIDA EN LA AUSTENITA DURANTE LA LAMINACION EN CALIENTE (Aceros N8, N10, V10; Diversas condiciones de ∆t, ε y T)

- Extracción de precipitados por réplica de carbono
- Estudio por microscopia electrónica de transmisión (TEM)
 - Observación directa: forma, agrupamiento, abundancia o distribución de los precipitados.
 - Espectros EDX: composición química cualitativa.
 - Patrones de difracción de electrones: identificación del sistema de cristalización y del parámetro de red.
 - Recuento y medición: distribución de tamaños.


ESTUDIO DEL ESTADO DE PRECIPITACION INDUCIDA EN LA AUSTENITA DURANTE LA LAMINACION EN CALIENTE (Aceros N8, N10, V10; Diversas condiciones de ∆t, ε y T)

Precipitados de formas más redondeadas que los de (V, Ti)

Frecuentemente alineados o agrupados en torno a defectos

Se observa coalescencia

 Carbonitruros de niobio donde la relación (Nb/C/N) varía ligeramente

 La evolución del tamaño medio al progresar la laminación es muy diferente a lo observado en ensayos isotérmicos

Tamaño de precipitados



Influencia de la precipitación sobre la tensión acumulada y sobre la microestructura

Precipitación Tensión acumulada en la austenita Austenita deformada — "pancaking"

Afino de grano ferrítico



Dependencia de la tensión media de fluencia (MFS) frente a la inversa de la temperatura absoluta. Acero V10, $\varepsilon = 0,20$, $\Delta t = 20$ s

TENSIÓN ACUMULADA (Δσ)





Evolución de la tensión acumulada en la austenita ($\Delta \sigma$) entre T_{nr} y A_{r3} frente a la temperatura final de laminación, Acero V10. Influencia del tiempo interpaso y de la deformación aplicada.



Evolución de la tensión acumulada en la austenita ($\Delta \sigma$) medida en A_{r3} frente al tiempo interpaso para las dos deformaciones aplicadas

CONDICIONES DE LAMINACIÓN, MICROESTRUCTURA AUSTENITICA Y MICROESTRUCTURA FINAL

(Acero N12; $T_{final} = 825 \, {}^{\circ}C$; diversas condiciones de $\Delta t \, y \, \epsilon$)



RELACIÓN ENTRE LA TENSIÓN ACUMULADA AL FINAL DE LA LAMINACIÓN Y EL TAMAÑO DE GRANO FERRÍTICO

(Varios Aceros; Diversas condiciones de Δt , ϵ y T)





ESTUDIO DE LA PRECIPITACIÓN

Procedimiento más científico y específico: Determinación de la fracción recristalizada estáticamente Diagramas RPTT Modelización



Cálculo de la fracción recristalizada





Steel V4 composition (%): C=0.21; Si=0.20; Mn=1.10; V=0.062; N=0.0134

Growing and coarsening of precipitates

Austenization: 1100°C, rapidly cooled to 850°C; strain of 0.35, and held at the same temperature for 25 s, 190 s and 300 s:



t=25 s



Steel N8 composition (%): C=0.20; Si=0.20; Mn=1.00; Nb=0.007; N=0.0056



Steel N4 composition (%): C=0.21; Si=0.19; Mn=1.14; Nb=0.024; N=0.0058



Steel N4 composition (%): C=0.21; Si=0.19; Mn=1.14; Nb=0.024; N=0.0058

RECRYSTALLIZED FRACTION+RPTT DIAGRAM Steel V+Ti



Steel TV1 composition (%): C=0.55; Si=0.29; Mn=1.06; V=0.063; Ti=0.019; N=0.0174

Dutta and Sellars's model

(B. Dutta and C.M. Sellars: *Mater. Sci. Technol.*, 1987, vol. 3, p.p. 197-207)

$$t_{0.05} = A(Nb)^{-1} \varepsilon^{-1} Z^{-0.5} \exp\left(\frac{270000}{RT}\right) \exp\left[\frac{B}{T^3 (\ln k_s)^2}\right]$$



Nuestro Modelo

S.F. Medina, A. Quispe, M. Gomez: New model for strain induced precipitation kinetics in microalloyed steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45 (3) (2014) 1524-1539

$$t_{0.05} = A\varepsilon^{-\beta} D^{s} Z^{r} \exp\left(\frac{Q_{diff}}{RT}\right) \exp\left[\frac{B}{T^{3} (\ln k_{s})^{2}}\right]$$

$$(Z = \dot{\varepsilon} \exp \frac{Q_{def}}{RT})$$

$$\log[M][I] = H - \frac{P}{T}$$

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

$$\log[Nb][C]^{0.7}[N]^{0.2} = 4.12 - \frac{9450}{T}$$

$$K_{s} = \frac{[V][N]}{\left[10^{2.86 - \frac{7700}{T}}\right]} \qquad K_{s} = \frac{[Nb][C]^{0.7}[N]^{0.2}}{\left[10^{4.12 - \frac{9450}{T}}\right]}$$

Supersaturation ratio

PRECIPITATION KINETICS Avrami equation

$$X_p = 1 - \exp\left[\ln 0.95 \cdot \left(\frac{t}{t_{0.05}}\right)^n\right]$$

Equation (2) complies with the limit conditions of Avrami's equation:

 $t=0 \xrightarrow{\rightarrow} X_p=0$ $t=\infty \xrightarrow{\rightarrow} X_p=1$

$$t_{0.95} = \left(\frac{\ln 0.05}{\ln 0.95}\right)^{1/n} t_{0.05} = (58.4)^{1/n} t_{0.05}$$

Diagrama general RPTT y magnitudes importantes



Influence of strain (ϵ)

$$t_{0.05} = A\varepsilon^{-\beta} D^{s} Z^{r} \exp\left(\frac{Q_{diff}}{RT}\right) \exp\left[\frac{B}{T^{3} (\ln k_{s})^{2}}\right]$$

$$\ln t_{0.05} \propto -\beta \ln \varepsilon$$



$$\beta = 1.96 \left[1 - \exp\left(-3.994 \times 10^{-2} \left(\frac{1}{w}\right)^{0.813}\right) \right]$$

Influence of Zener-Hollomon parameter

$$t_{0.05} = A\varepsilon^{-\beta} D^{s} Z^{r} \exp\left(\frac{Q_{diff}}{RT}\right) \exp\left[\frac{B}{T^{3} (\ln k_{s})^{2}}\right]$$

$$\ln t_{0.05} \propto r \ln Z \qquad (Z = \dot{\varepsilon} \exp \frac{Q_{def}}{RT})$$

 $Q_{def}(J.mol^{-1}) = 267000 - 2535.52[C] + 1010[Mn] + 33620.76[Si] +$ $+ 70729.85[Nb]^{0.565} + 31673.46[V] + 93680.52[Ti]^{0.5919}$

S.F. Medina, C.A. Hernández: Acta Materialia, 44 (1), (1996), 137-148





Influence of austenite grain size (D)

$$t_{0.05} = A\varepsilon^{-\beta} D^{s} Z^{r} \exp\left(\frac{Q_{diff}}{RT}\right) \exp\left[\frac{B}{T^{3} (\ln k_{s})^{2}}\right]$$

$$\ln t_{0.05} \propto s \ln D$$



Influence of temperature and determination of parameter B

$$t_{0.05} = A\varepsilon^{-\beta} D^{s} Z^{r} \exp\left(\frac{Q_{diff}}{RT}\right) \exp\left[\frac{B}{T^{3} (\ln k_{s})^{2}}\right]$$

$$t_{0.05} \propto \exp(\frac{-0.2Q_{def} + Q_{diff}}{RT}) \exp\left[\frac{B}{T^3 (\ln K_s)^2}\right]$$

$$\Delta Q = -0.2Q_{def} + Q_{diff}$$

Nb-steels: Qdiff=270000 J/mol V-steels: Qdiff=264000 J/mol

$$K_{s} = \frac{[Nb][C]^{0.7}[N]^{0.2}}{\left[10^{4.12 - \frac{9450}{T}}\right]}$$

$$K_{s} = \frac{\left[V\right]\left[N\right]}{\left[10^{2.86 - \frac{7700}{T}}\right]}$$

Influence of temperature and determination of parameter B.....

$$\left(\frac{\partial \ln t_{0.05}}{\partial T}\right)_{T=T_N} = 0 \longrightarrow B_{T=T_N} = \left[\frac{T^2 \Delta Q (\ln K_s)^2}{3R}\right] \cdot \left[-\frac{\ln K_s}{\ln K_s - \frac{2}{3}\frac{P}{T}\ln 10}\right]$$



$$B(K^3) = 4.238 \times 10^8 \exp(1.689 \ln K_s)$$

Determination of coefficient A

$$t_{0.05} = A\varepsilon^{-\beta} D^{s} Z^{r} \exp\left(\frac{Q_{diff}}{RT}\right) \exp\left[\frac{B}{T^{3} (\ln k_{s})^{2}}\right]$$

V-Steels:
$$A(s^{-1}) = 3.142 \times 10^{-10} \exp(-1.20 \ln K_s)$$
Nb-Steels: $A(s^{-1}) = 4.766 \times 10^{-11} \exp(-0.07 \ln K_s)$ V-Ti and Nb-Ti Steels: $A(s^{-1}) = 4.13 \times 10^{-10} \exp(-0.47 \ln K_s)$



Verification of the model for t 0.05



PRECIPITATION KINETICS Avrami equation

$$X_p = 1 - \exp\left[\ln 0.95 \cdot \left(\frac{t}{t_{0.05}}\right)^n\right]$$



V and V-Ti Steels:
$$t_{0.95} = 7.26(t_{0.05})^{0.999}$$

Nb and Nb-Ti Steels: $t_{0.95} = 14.15(t_{0.05})^{1.001}$

Experimental equations

V and V-Ti Steels: n = 2.05

Nb and Nb-Ti Steels: n = 1.54

Prediction of the model: diagramas PTT



Prediction of the model: diagramas RPTT



PRECIPITATION KINETICS ON COOLING CONDITIONS

$$t_{0.05} = A\varepsilon^{-\beta} D^{s} Z^{r} \exp\left(\frac{Q_{diff}}{RT}\right) \exp\left[\frac{B}{T^{3} (\ln k_{s})^{2}}\right]$$

$$X_{p} = 1 - \exp\left[\ln 0.95 \left(\int_{0}^{t} \frac{dt}{t_{0.05}^{*}}\right)^{n}\right]$$

where T should be replaced by (T_D-vt) , being: T_D = deformation temperature (pass temperature, K); v=cooling rate (Ks⁻¹); t=time (s).

Precipitated fraction versus time for isothermal conditions and cooling conditions



Investigadores que han trabajado en el grupo Deformación a Alta Temperatura (DEFATEM)

- <u>Carlos Hernández</u>: Recristalización Dinámica. <u>Tesis Doctoral</u>.
- Juana E. Mancilla: Recristalización Estática. Tesis Doctoral.
- Francisco Ruiz-Valdepeñas. Simulación de laminación.
- <u>Ma. Isabel Vega</u>: Recristalización Estática. Simulación de laminación. Precipitación. <u>Tesis</u> <u>Doctoral.</u>
- <u>Alberto Quispe</u>: Recristalización Estática. Precipitación. Diagramas RPTT. <u>Tesis Doctoral</u>.
- José Ignacio Chaves: Simulación de laminación. Precipitación.
- <u>Oscar Hernanz</u>: Simulación de la laminación.
- <u>Modesto Chapa</u>: Tratamientos térmicos. Control de tamaño de grano.
- <u>Manuel Gómez</u>: Simulación de la laminación Recristalización Estática. Precipitación. Diagramas RPTT. <u>Tesis Doctoral.</u>
- <u>Elizabeth Rodríguez:</u> Simulación de la laminación
- <u>Lucía Rancel</u>: Tratamientos térmicos. Precipitación. <u>Tesis Doctoral.</u>

¡GRACIAS POR SU ATENCIÓN!

