

REVISIÓN

Ciclo térmico y soldabilidad de las aleaciones de aluminio

José L. Meseguer-Valdenebro^{a,✉}, Antonio Portolés^a, Eusebio Martínez-Conesa^b

^a Departamento de Física Aplicada e Ingeniería de Materiales, ETSII, Universidad Politécnica de Madrid. C/ José Gutiérrez Abascal st, 2, 28006 Madrid, España

^b Departamento de Tecnología de Edificación, Universidad Politécnica de Cartagena (UPCT), Pza. del Cronista Isidoro Valverde, Edif. La Milagrosa, 30202 Cartagena, España

✉ Autor para la correspondencia: jlmeseguer507@gmail.com

Enviado: 26 Enero 2016; Aceptado: 23 Abril 2017; Publicado on-Line: 3 Agosto 2017

RESUMEN: Las aleaciones de aluminio se caracterizan por su bajo peso y elevada resistencia mecánica, aunque no presentan buenas propiedades mecánicas cuando son soldadas mediante arco eléctrico a excepción de las aleaciones de la serie 5XXX y serie 6XXX. En este trabajo se realiza una revisión sobre el estado del arte del ciclo térmico y la soldabilidad de las aleaciones de aluminio, mostrando las diferentes reacciones de solidificación y la influencia que presenta la velocidad de enfriamiento en las aleaciones de aluminio representado mediante las curvas de enfriamiento, evaluando su influencia sobre las propiedades mecánicas de la unión soldada.

PALABRAS CLAVE: Aleación; Aluminio; Ciclo térmico; Soldabilidad

Citar como/Citation: Meseguer-Valdenebro, J.L.; Portolés, A.; Martínez-Conesa, E. (2017) “Ciclo térmico y soldabilidad de las aleaciones de aluminio”. *Rev. Metal.* 53(3):e103. <http://dx.doi.org/10.3989/revmetalm.103>

ABSTRACT: *Thermal cycle and weldability of aluminum alloys.* Aluminum alloys are characterized by low weight and high strength but has not good mechanical properties when they are welded by electric arc with the exception of the series alloys 5XXX and 6XXX. This paper makes a review on the state of the art thermal cycling and weldability of aluminum alloys, showing the different reactions and the solidification influence that presents the cooling rate on aluminum alloys represented by curves cooling, evaluating in this way its influence on the mechanical properties of the welded joint.

KEYWORDS: Aluminum; Alloy; Thermal cycle; Weldability

ORCID: José L. Meseguer-Valdenebro (<http://orcid.org/0000-0001-8675-373X>); Antonio Portolés (<http://orcid.org/0000-0003-1224-0821>); Eusebio Martínez-Conesa (<https://orcid.org/0000-0002-2864-7012>)

Copyright: © 2017 CSIC. Este es un artículo de acceso abierto distribuido bajo los términos de la licencia Creative Commons Attribution (CC BY) España 3.0.

1. INTRODUCCIÓN

El aluminio puro es el segundo metal más abundante en la corteza terrestre y se caracteriza por ser ligero, muy blando y dúctil, pero sobre todo mecánicamente muy poco resistente y por lo tanto sus propiedades no aportan valor estructural que pueda ser utilizado en la industria. Para

poder aumentar la resistencia mecánica del aluminio se empezaron a desarrollar disoluciones sólidas con varios elementos de aleación hasta obtener el duraluminio. El duraluminio hace referencia a un conjunto de aleaciones que experimentan un envejecimiento natural a temperatura ambiente que provoca un aumento considerable de su resistencia mecánica lo que permite que sea

el material más empleado en la construcción de aviones y vehículos. Actualmente el empleo de las aleaciones de aluminio ha ido en aumento y se emplea en sectores como la aeronáutica, la automoción, petroquímica, etc. Las aleaciones de aluminio que existen en la actualidad se muestran en la Fig. 1.

Principales tipos de aleaciones de aluminio (ASTM International, 1998). Las aleaciones de aluminio empleadas en la aeronáutica comenzaron a soldarse hace relativamente poco tiempo empleando métodos por fricción *FSW* para los ejes de las turbinas, *TIG* para componentes de acero inoxidable del avión ó el método flash welding *FW* para los anillos rigidizadores del fuselaje de aviones comerciales. Sin embargo, el método *MIG* que es extensamente empleado en toda la industria, en la tecnología aeroespacial está prohibido en las aleaciones de aluminio porque reduce significativamente la resistencia mecánica de la unión cuando está sometida a cargas dinámicas aumentando la sensibilidad a la rotura (Brandt *et al.*, 2001 y Méndez y Eagar, 2001), por lo tanto, el proceso de soldadura *MIG* no es el más adecuado para realizar uniones soldadas en aleaciones de aluminio. Recientes estudios realizados por Costa *et al.* (2014) y Borrego *et al.* (2014) en uniones soldadas de aluminio han obtenido buenos resultados frente a cargas dinámicas de uniones soldadas realizadas mediante un procedimiento de soldadura formado por *MIG* + *FSW*, lo que supone una mejora importante en la unión mediante el proceso de soldeo *MIG* en aleaciones de aluminio empleadas en el sector aeronáutico.

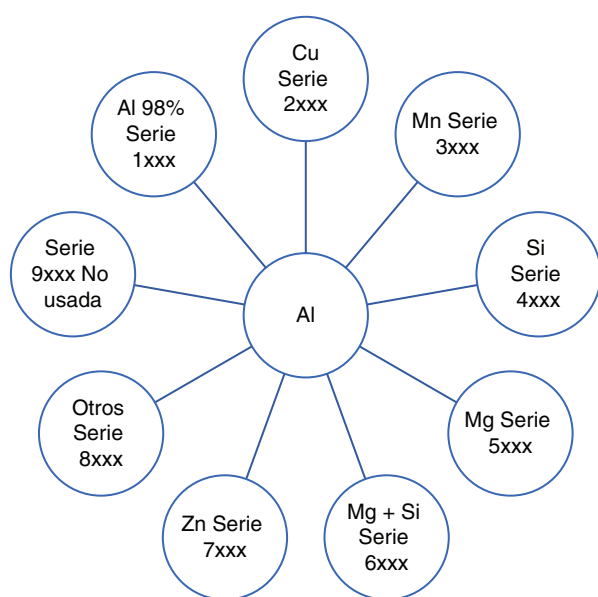


FIGURA 1. Principales tipos de aleaciones de aluminio (ASM International, 1998).

1.1. Principales procesos de soldeo por arco eléctrico para soldar aluminio

Los principales tipos de procesos de soldeo por arco eléctrico son los procesos GTAW, MIG y SMAW. A continuación se resumen los procesos de soldeo GTAW, MIG y SMAW.

Proceso de soldeo GTAW: El proceso de soldeo por arco eléctrico más utilizado en las aleaciones de aluminio es el proceso de soldeo *GTAW* donde se emplea un electrodo no consumible de tungsteno con protección de gas generalmente argón ó helio, siendo opcional la aportación del material (Arivazhagan y Vasudevan, 2013; Mougenot *et al.*, 2013 y Shen *et al.*, 2013). El proceso de soldeo mediante *GTAW* permite controlar la potencia aportada en el proceso, manteniendo la intensidad constante con voltaje variable de acuerdo a su curva característica, manteniendo la polaridad negativa en el electrodo (DCEN). Es una práctica frecuente emplear corriente pulsada de onda cuadrada (Li *et al.*, 2013b; Yang *et al.*, 2013; Yu *et al.*, 2013) con el fin de poder romper con mayor facilidad la capa de alúmina que presenta el aluminio. Si se emplea corriente pulsada se debe utilizar un sistema de refrigeración de la boquilla cerámica de la pistola.

Proceso de soldeo MIG: El proceso de soldeo MIG presenta dos tipos de transferencia para la soldadura de aluminio (Campo *et al.*, 2007; Miguel *et al.*, 2012), transferencia por arco spray y transferencia por arco corto. La curva característica del proceso MIG mantiene constante el voltaje siendo variable la intensidad en el proceso, en contra de lo que sucedía con el proceso de soldadura GTAW.

Transferencia en arco spray: En la transferencia por arco largo, el extremo del alambre se afila, las gotas son iguales o menores que el diámetro de alambre, y su transferencia se realiza desde el extremo del alambre al baño fundido en forma de una corriente axial de cientos de gotas finas por segundo. Las gotas saltan una a continuación de otra, pero no están interconectadas. El tamaño de las gotas depende de la composición del electrodo, de su diámetro y de la velocidad de alimentación del alambre. Este modo de transferencia puede actuar de forma continua o pulsada. La forma pulsada se caracteriza por el uso de una onda cuadrada lo que permite un mayor control del aporte térmico en todas las posiciones, rompe con mayor facilidad la capa de alúmina, presente en las aleaciones de aluminio y tiene aplicación para espesores tanto grandes como pequeños (Craig, 1987; Johnson *et al.*, 1991; Quinn *et al.*, 1994; Choi *et al.*, 1998a; Choi *et al.*, 1998b).

Transferencia en arco corto: La transferencia por arco corto o cortocircuito, es una variación del proceso en la que el electrodo se deposita durante los sucesivos cortocircuitos. La transferencia de metal tiene lugar cuando el electrodo entra en contacto con el metal base. En este tipo de transferencia la

relación entre la velocidad de fusión del electrodo y su velocidad de alimentación dentro de la zona de soldeo, hace que se alterne de modo intermitente el arco eléctrico y el cortocircuito entre el electrodo y el metal base (Kang y Rhee, 2001; Kang *et al.*, 2003).

Proceso de soldeo SMAW: Los parámetros de soldeo considerados en este proceso son la intensidad y el voltaje, esto se debe a que la curva característica del proceso no puede mantener ningún parámetro constante empleándose corriente continua polaridad inversa CCPE.

La soldadura con SMAW o electrodo para aleaciones de aluminio revestido no está contemplada como un proceso de soldeo adecuado para este tipo de aleaciones ya que la escoria que genera el proceso de soldeo favorece los procesos de corrosión perjudicando la unión. La soldadura por SMAW se suele utilizar para pequeñas reparaciones de poca responsabilidad estructural.

2. CICLO TÉRMICO DE SOLDEO

El ciclo térmico de soldeo permite conocer las propiedades mecánicas obtenidas en la unión mediante la intersección de la curva de enfriamiento y la curva TTP que se presentan más adelante (Ambriz *et al.*, 2009). Si las propiedades obtenidas en la unión presentan estructuras blandas, la soldadura de aluminio será tratada térmicamente a temperaturas comprendidas entre 400 °C y 500 °C, durante un tiempo proporcional al espesor del perfil soldado. El tratamiento térmico de solubilización llevado a cabo obtiene una solución sólida rica en soluto. Los procesos de solución aumentan la concentración de elementos endurecedores de la aleación entre los que se encuentran el cobre, zinc, magnesio o silicio en la solución sólida donde la concentración y el ratio de disolución de estos elementos se incrementan manteniendo la aleación un tiempo determinado a temperatura constante, de esta manera, las temperaturas en los tratamientos de solución, son próximas a la línea del líquidos en un diagrama de disolución (Totten y MacKenzie, 2003; Piris *et al.*, 2004).

Cuando una aleación de aluminio es enfriada bruscamente desde una temperatura elevada, los elementos de aleación que contiene la aleación en su interior precipitan y se difunden concentrándose en los bordes de grano con una mayor presencia en pequeñas cavidades de la estructura cristalina, en dislocaciones y en otro tipo de imperfecciones en la estructura cristalina de aluminio. Para conseguir una óptima tenacidad, dureza y resistencia a la corrosión, se debe retardar el proceso difusivo y mantener los elementos en solución sólida hasta que la aleación se endurezca a lo largo del tiempo (envejecimiento). Una vez que se ha enfriado, el aluminio presenta un grado de envejecimiento. Esto queda representado en una microestructura por la presencia de una fina dispersión de elementos y compuestos

que precipitan, lo que aumenta significativamente la tenacidad del material (Croucher, 1982).

La difusión y la cinética de precipitación son más lentas en unas aleaciones que en otras, esto implica tener pequeños ratios de enfriamiento hasta alcanzar elevadas tenacidades y resistencias a la corrosión. El ratio de enfriamiento queda reflejado analíticamente mediante la representación de la *C-curva* o curva *TTP*. La *C-curva* establece una frontera para en lo que respecta al tamaño del grano en función de la velocidad de enfriamiento de la aleación. En función del tipo de grano y su forma aparecerá un tamaño de grano proporcional a la velocidad de enfriamiento. Un enfriamiento excesivamente lento consigue altas cantidades de aleantes en los bordes de grano, esto provoca corrosión inter-granular en algunas aleaciones como es el caso de las aleación 2024-T4, este comportamiento se ha encontrado en otras aleaciones de aluminio como en 6063 (Siddiqui *et al.*, 2000). Esto resulta de gran importancia para que la relación de enfriamiento sean lo suficientemente rápidos con objeto de minimizar la precipitación durante el enfriamiento, por el contrario si la relación de enfriamiento son demasiado rápidos puede aumentar la aparición de distorsiones estructurales Köster y Hoffmann (1963) y Bates (1987).

2.1. Enfriamiento de sensibilización

Las propiedades físicas de las aleaciones de aluminio endurecidas mediante envejecimiento dependen de algunos factores, como por ejemplo, la composición de la aleación, estructura cristalina y velocidad de enfriamiento. La tendencia a la formación de precipitados no endurecidos es lo que se conoce como enfriamiento de sensibilización (Cavazos y Colás, 2003; Morgeneyer *et al.*, 2008; Tiryakioğlu y Shuey, 2010). Examinados los efectos del enfriamiento sobre la variación que presenta el límite elástico de una aleación, esta variación es un indicador de la sensibilización del enfriamiento, conforme es mayor la velocidad de enfriamiento el límite elástico de la aleación va a ser menor. También se ha de tener en cuenta el espesor del perfil, porque estudios llevados a cabo por Vrugink determinaron (Vrugink *et al.*, 1968), un aumento de la sensibilización por enfriamiento conforme aumenta el espesor.

Para las aleaciones de la serie 7xxx se detectó un incremento de la sensibilización por la presencia de precipitados de Cu y Cr (Vrugink, 1968). Sin embargo en las aleaciones de la serie 6xxx no se ha detectado el efecto de la sensibilización debido a su composición química (Fracasso, 2010).

El método Jominy es un procedimiento experimental que se suele emplear para determinar la templabilidad de una pieza de acero calentadas a la temperatura de austenización (Paju, 1992; Mancini *et al.*, 1995; Camey *et al.*, 1997; Skena *et al.*, 1997),

aunque gracias a su versatilidad, también se puede emplear sobre probetas estandarizadas de aluminio (Ma *et al.*, 2007; Sisson, Jr., *et al.*, 2007; Guezal *et al.*, 2010; Oksuz *et al.*, 2010; Ko *et al.*, 2013). El método Jominy, también es empleado para estudiar la dureza que alcanza el aluminio cuando es enfriado súbitamente. Las probetas empleadas son unas probetas cilíndricas, estandarizadas de aluminio, conforme la normativa (ASTM 255-10, 2014), con unas dimensiones de 13 mm de diámetro por 100 mm de longitud.

2.2. Análisis de la curva de enfriamiento en función de perfil geométrico

Un estudio realizado sobre las curvas de enfriamiento sobre perfiles tubulares o cilíndricos y perfiles de chapa llevado a cabo por (Croucher, 1987; Hall y Mudawar, 1995; Totten *et al.*, 1996; Akbari *et al.*, 2011), analizan la influencia del ratio de enfriamiento en función de su geometría. En los perfiles tubulares se practica un acceso por donde se introduce una sonda térmica que mide la variación térmica en el enfriamiento de la pieza desde el interior de la pieza hacia la superficie. El perfil de chapa, está unido a un bastidor de sección rectangular hueca que a su vez está soldado a dos chapas mediante TIG y a través de ella se desplaza una sonda que mide el tiempo de enfriamiento en la cara interior de la chapa. El ratio de transferencia de calor desde el interior de la pieza hacia su superficie, queda definido por la ecuación (Ec. (2.1)).

$$q = h \cdot A \cdot (T_1 - T_2) \quad [2.1]$$

Siendo q , el ratio de transferencia de calor; A , el área superficial de la pieza en contacto con el medio fluido; T_1 , la temperatura superficial; T_2 , la temperatura del fluido en su superficie y h , el coeficiente de película.

El flujo de calor que se va a producir en la pieza de acuerdo a la ecuación (Ec. (2.2)) va a depender de la conductividad térmica de la aleación k y del gradiente de temperaturas entre las partes de la pieza a estudiar, siendo x , la distancia entre los puntos donde se realiza el estudio.

$$q = k \cdot A \cdot \frac{dT}{dx} \quad [2.2]$$

2.3. Análisis del factor de enfriamiento

El factor de enfriamiento o también conocido como *QFA* (Quench Factor Analysis) empieza a emplearse a principios de los años 70 para predecir el efecto del enfriamiento continuo. De acuerdo con este principio, el ciclo térmico de una

soldadura de aluminio (Shinoda, 2004; Cheng *et al.*, 2005; Rajamanickam *et al.*, 2009; Devakumaran y Ghosh, 2010; Fan *et al.*, 2011; Chang *et al.*, 2012) condiciona la tenacidad de la unión y su resistencia a la corrosión (Fink y Willey, 1947). Este comportamiento, se observa mediante el diseño de las C-curvas, también conocida como curva *TTP* (tiempo-temperatura-propiedades), donde se puede estimar cualitativamente la cantidad de precipitados que presenta la unión (Totten y Mackenzie, 2000; Tanner y Robinson, 2004; Li *et al.*, 2013a), mediante la intersección de la curva de enfriamiento y la C-curva. Las curvas *TTP*, dependen de la composición del material y de los coeficientes cinéticos de la aleación (Avrami, 1939a; Avrami, 1939b; Myhr y Grong, 1991; Deschamps *et al.*, 2004; Zervaki y Haidemenopoulos, 2007; Shang *et al.*, 2011).

La C-curva o curva *TTP*, queda modelizada mediante la ecuación (Ec. (2.3))

$$C_t = -k_1 \cdot k_2 \cdot \exp \frac{k_3 \cdot k_4^2}{R \cdot T \cdot (k_4 - T)^2} \cdot \exp \frac{k_5}{R \cdot T} \quad [2.3]$$

Donde, C_t , tiempo crítico requerido para precipitar una cantidad constante de precipitados, en función de la temperatura y el tiempo; k_1 , el logaritmo neperiano de la fracción no transformada; k_2 , el recíproco de número de nucleación; k_3 , la energía requerida para formar núcleos; k_4 , la temperatura del solvus; R , la constante de los gases y T , la temperatura.

2.4. Análisis de la nucleación

La nucleación de nuevos precipitados en las aleaciones de aluminio se produce en matrices súper-saturadas, es decir, conforme va enfriando el metal fundido, aumenta la cantidad de partículas sólidas y por lo tanto hay una saturación, lo que lleva a la aparición de una disolución sólida. El factor de nucleación, según la Ec. (2.3), se representa por k_2 . Aunque existen otras formas de calcular el factor de nucleación (Myhr *et al.*, 1998; Myhr y Grong, 2000; Myhr *et al.*, 2001; Myhr *et al.*, 2004; Wu y Ferguson, 2011) mediante la Ec. (2.4).

$$j = j_0 \cdot \exp \left[- \left(\frac{A_0}{R \cdot T} \right)^2 \cdot \left(\frac{1}{Ln \frac{C}{C_e}} \right)^2 \right] \cdot \exp \left(- \frac{Q_d}{R \cdot T} \right) \quad [2.4]$$

Donde, j , es el ratio de nucleación; j_0 un término pre-exponencial; A_0 un parámetro relacionado a la potencia de los lugares de nucleación heterogénea

en el material base (Jmol^{-1}); Q_d , la energía de activación de la difusión; $\bar{C}$, el contenido medio de soluto en la matriz; C_e , el contenido de soluto en equilibrio con la partícula (según el diagrama de fase); R , la constante universal de los gases y T , la temperatura.

Debido a que este proceso es un proceso difusivo y por lo tanto depende directamente de la temperatura el tiempo que se mantiene la aleación a una temperatura determinada, va a influir en la cantidad de precipitados o lo que es lo mismo en la nucleación.

En el caso teórico para una partícula esférica de radio r y concentración C_p está situada en una disolución sólida super-saturada con una concentración media $\bar{C}$, la partícula se disolverá o precipitará dependiendo de si la concentración de la interface partícula-disolución C_i , excede a $\bar{C}$ (Wagner *et al.*, 1991; Myhr y Grong, 2000; Myhr, *et al.*, 2001; Myhr *et al.*, 2004) determinando de esta forma la velocidad de crecimiento de las partículas v mediante la Ec. (2.5):

$$v = \frac{dr}{dt} = \frac{\bar{C} - C_i}{C_p - C_i} \cdot \frac{D}{r} \quad [2.5]$$

Donde, D es el coeficiente de difusión y se calcula mediante la Ec. (2.6)

$$D = D_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q_d}{R \cdot T}\right) \quad [2.6]$$

En la Ec. (2.5), se observa un aumento de la velocidad de crecimiento de las partículas conforme aumenta el coeficiente de difusión D (Ec. (2.6)) y la variación del contenido de soluto en la matriz $\bar{C}$.

La cantidad de precipitados que aparecen en el material ζ una vez este se ha enfriado, se puede estimar de acuerdo a la Ec. (2.7) (Totten *et al.*, 1997). La Ec. (2.7), calcula analíticamente la cantidad de precipitados que aparecen en la matriz y por lo tanto de la influencia del tiempo de enfriamiento en la cantidad de precipitados que pueden aparecer.

$$\zeta = 1 - \exp\left(-\frac{k_1 \cdot t}{C_i}\right) \quad [2.7]$$

En las *C-curvas* se puede apreciar cómo influye la presencia de precipitados sobre los valores de resistencia máxima y mínima que se alcanzan, apreciándose un desplazamiento en el tiempo, para una misma temperatura. Conforme aumenta el tiempo, se reducen los valores de resistencia mecánica del material.

Para obtener una aproximación analítica del límite elástico del aluminio, la Ec. (2.8), realiza una buena aproximación (Hatch, 1984).

$$\sigma_y = \sigma_{\max} \cdot \exp(k_I \cdot Q) \quad [2.8]$$

Donde, σ_y , es la aproximación del límite elástico; $\sigma_{\max}$, el límite elástico después de un enfriamiento prolongado; k_I , es $\ln(0.995) = -0.00501$ y Q el factor de enfriamiento.

La ecuación es una simplificación de la Ec. (2.9), donde se desprecia el término de $\sigma_{\min}$, ya que influye poco en el resultado final de la tensión calculada.

$$\frac{\sigma - \sigma_{\min}}{\sigma_{\min} - \sigma_{\max}} = \exp(k_I \cdot Q) \quad [2.9]$$

Esta última ecuación es mejorada por la Ec. (2.10), introduciendo la raíz cuadrada del volumen de la fracción precipitada. Esta propuesta (Ardell, 1985; Nembach y Neite, 1985; Weygand *et al.*, 1999), considera los efectos a cortadura de los precipitados que aparecen en la aleación, quedando demostrado empíricamente (Huang y Ardell, 1988; Shercliff y Ashby, 1990; Gomiero *et al.*, 1992; Lee y Park, 1998; Starink *et al.*, 1999).

$$\frac{\sigma - \sigma_{\min}}{\sigma_{\min} - \sigma_{\max}} = \exp(k_I \cdot Q)^{1/2} \quad [2.10]$$

k_I , resulta ser función de las propiedades mecánicas de la aleación, en función de la fracción no transformada, la Ec. (2.11), recoge el cálculo de k_I (Evancho y Staley, 1974; Kavalco y Canale, 2009).

$$k_I = -\ln\left[\frac{\sigma_x - \sigma_{\min}}{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}\right] \quad [2.11]$$

Donde,

$$\sigma_x = 0.995 \cdot \sigma_{\max} \quad [2.12]$$

Donde, σ_x , es la resistencia nominal obtenido de la *C-curva*.

Estudios realizados determinan $\sigma_{\min}$ y $\sigma_{\max}$ en función de la temperatura para una aleación con alto contenido en magnesio, como aleante principal (Shercliff y Ashby, 1991).

Si $C_{\min(T)} > C_{AT}$:

$$\sigma_{\min} = \sigma_i + c_1 \cdot C_{AT}^{2/3} + c_2 \cdot (C_{\min} - C_{AT})^{1/2} \quad [2.13]$$

para, $C_{\min(T)} \leq C_{AT}$:

$$\sigma_{\min}(T) = \sigma_i + c_1 \cdot C_{\min(T)}^{2/3} \quad [2.14]$$

De forma similar,

$$\sigma_{\max}(T) = \sigma_i + c_1 \cdot C_{AT}^{2/3} + c_2 \cdot (C_{\max}(T) - C_{AT})^{1/2} \quad [2.15]$$

Donde, σ_i , es el módulo elástico del metal base; $\Delta\sigma_{zz}$, la contribución de endurecimiento de la solución sólida al módulo elástico para un aluminio T6; $\Delta\sigma_{ppt}$, la contribución de endurecimiento por precipitados para aleaciones con límite elástico T6; $C_{\min(T)}$, la concentración de soluto a la temperatura isotérmica; $C_{\max(T)}$, la concentración de soluto de equilibrio a la temperatura de tratamiento térmico; C_{AT} , la temperatura de envejecimiento; c_1 , c_2 , constantes; n , el exponente de Avrami y η_i , el factor rectificador y que es función de n .

El módulo elástico de la aleación σ , se puede predecir mediante:

$$\frac{\sigma - \sigma_{\min}(T)}{\sigma_{\max}(T) - \sigma_{\min}(T)} = \left[\frac{(-k_1 \cdot Q)^n}{\eta_i} + 1 \right]^{-\eta_i/2} \quad [2.16]$$

Sí $n = 1,5$; se considera que las partículas crecen de forma aleatoria en las tres dimensiones del espacio, sin tener en cuenta el efecto de la nucleación; si $n = 2,5$; se considera que las partículas, crecen de

forma aleatoria en las tres dimensiones del espacio, teniendo en cuenta el efecto de la nucleación (Cumbreira y Sánchez-Bajo, 1995; Starink, 1997) y si $n = 1$, no se considera la formación de precipitados. De esta forma se mejora sustancialmente la formulación del modelo cinético.

El rango crítico de temperaturas se define como el rango de temperaturas que produce los mayores ratios de precipitados (Cahn, 1956). El ratio medio del enfriamiento crítico, se determina calculando el tiempo necesario para enfriar la pieza desde 400 °C hasta 300 °C. Este tiempo crítico se representa mediante $t_{4/3}$. El $t_{4/3}$ determina la calidad de la unión soldada en el momento de enfriarse.

En la Fig. 2 (Meseguer-Valdenebro *et al.*, 2016) se representa la intersección entre la curva de enfriamiento obtenida con el proceso de soldeo MIG sobre la aleación de aluminio 6063-T5 con la curva TTP de la misma aleación. En la curva de enfriamiento viene representado el tiempo de enfriamiento $t_{4/3}$ que es el tiempo crítico de enfriamiento entre 300 °C y 400 °C, donde se produce la nucleación. El área intersecada entre la curva de enfriamiento y la curva TTP, representa cualitativamente los precipitados que aparecen en la unión.

Las transformaciones cinéticas para condiciones no isotérmicas, están presentes en un proceso de enfriamiento (Cahn, 1956; Staley, 1987), por lo tanto el factor de enfriamiento se representa tal como se indica en la Ec. (2.17):

$$\tau = \int_{t_e}^{t_f} \frac{1}{C_t} \cdot dt \quad [2.17]$$

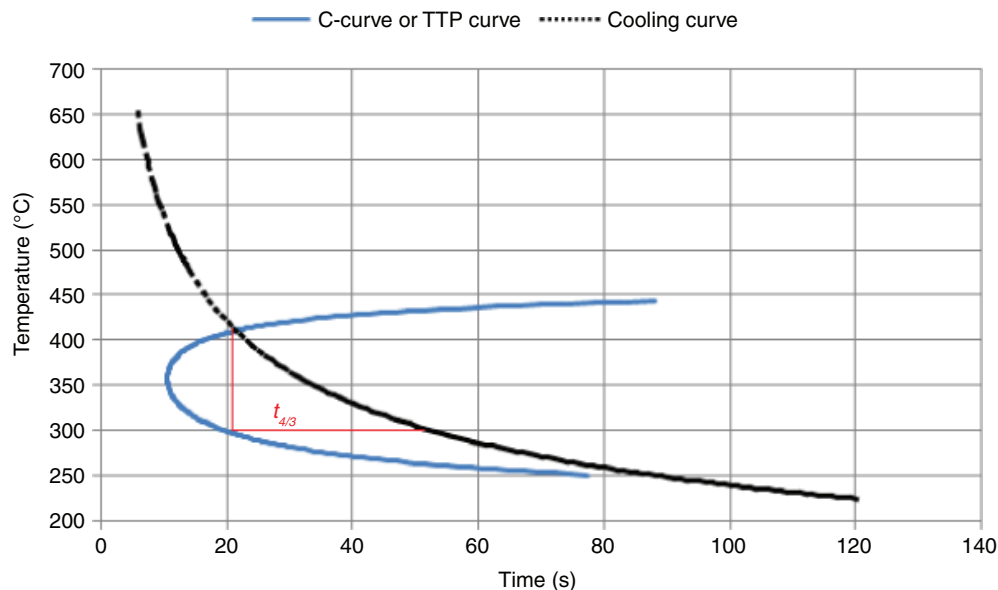


FIGURA 2. Determinación del factor de enfriamiento mediante la combinación de la curva de enfriamiento y la C-curva (Totten *et al.*, 1997).

Donde, C_c es el tiempo crítico de la C-curva; t , el tiempo de enfriamiento de la curva; t_0 , el tiempo en que comienza el enfriamiento; t_f , el tiempo donde termina el enfriamiento y τ , la cantidad transformada (factor de enfriamiento).

El valor de τ en forma discreta para cada sub-intervalo, desde t_0 hasta t_f , se tiene (Evancho y Staley, 1974), tal como se indica en la Ec. (2.18)

$$\tau = \frac{\Delta t_1}{C_1} + \frac{\Delta t_2}{C_2} + \dots + \frac{\Delta t_{n-1}}{C_{n-1}} = \sum_{i=1}^{n-1} \frac{\Delta t_i}{C_i} \quad [2.18]$$

3. SOLDABILIDAD DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO

La soldabilidad de las aleaciones de aluminio está determinada por su composición química determinando su sensibilidad a la rotura en el proceso de soldeo. La sensibilidad a la rotura se manifiesta por la aparición de tensiones residuales en el cordón de soldadura como consecuencia de una contracción del cordón. Las aleaciones con una mejor soldabilidad son las aleaciones de la serie 6xxx y las que presentan una peor soldabilidad son las de la serie 2xxx. En una primera clasificación se diferencia entre aleaciones de forja o de moldeo y según estas las hay que son tratables térmicamente y no tratables térmicamente. En las aleaciones que no son tratables térmicamente, el calentamiento mediante soldadura destruye el endurecimiento conseguido por la deformación ya que las zonas adyacentes al cordón de soldadura son recocidas. Las soldaduras de aleaciones de aluminio no tratables térmicamente exhiben una excelente ductilidad, soportando grandes deformaciones antes de romper. La resistencia mecánica de las aleaciones tratables térmicamente se ve reducida por el efecto del calor, aunque esta disminución no está asociada a un fenómeno de recocido completo en determinadas zonas, como era en el caso de las aleaciones no tratables térmicamente observándose que la ZAT de las uniones tratables térmicamente sufren un recocido parcial. (Katgerman y Eskin, 2008; Pekgulyuz *et al.*, 2010; Li y Apelian, 2011; Ploshikhin *et al.*, 2011; Balasubramanian y Balusamy, 2012; Kim *et al.*, 2012; Kim *et al.*, 2013; Coniglio y Cross, 2013; Li *et al.*, 2013b).

3.1. Estructuras asociadas al sub-enfriamiento

La microestructura de las aleaciones está condicionada por el tipo de enfriamiento, que condiciona su comportamiento mecánico. Los procesos de soldeo empleados en la unión de perfiles de aluminio, va a influir en el tipo de microestructura. Los procesos de soldeo con alimentación eléctrica, presentan una potencia nominal y una potencia máxima, en función de los valores de potencia que

suministra la fuente, aparecerán diferentes tipos de microestructuras. Cada microestructura presentará una morfología reflejada por el tamaño del grano que aparece en el proceso de enfriamiento (Li *et al.*, 2013c), que está condicionado por la velocidad de sub-enfriamiento que se produce en la unión. Un bajo sub-enfriamiento, favorece la formación de celdillas ó celdas (Huang y Kou, 2001a) y un elevado sub-enfriamiento, favorece la aparición de dendritas (Trivedi y Kurz, 1994). Un sub-enfriamiento brusco, provocará una nucleación por encima de la frontera entre la sólida y la fase líquida, por lo que aparecen granos de tipo equiaxial (Burden y Hunt, 1974a; Burden y Hunt, 1974b; Totten y MacKenzie, 2003). Según el tipo de solidificación, la estructura se podrá determinar si el sub-enfriamiento ha sido brusco o ha sido suave. Para un sub-enfriamiento pequeño, se obtendrá una formación de celdas, para un sub-enfriamiento medio-bajo se obtendrá una formación entre celdas y dendrítica, para un sub-enfriamiento medio-alto, se obtendrá una formación dendrítica y para un sub-enfriamiento elevado, se obtendrá una formación equiaxial dendrítica.

Una expresión que determina la temperatura (ΔT) a partir de la cual se considera que comienza el sub-enfriamiento,

$$\Delta T = \frac{D \cdot G}{R} + \sqrt{A \cdot R} \quad [3.1]$$

Donde, ΔT , es la temperatura de sub-enfriamiento; D , el factor de difusión del líquido; R , es la constante de los gases; A , es una constante del material y G , es la energía libre de Gibbs.

El primer término de la ecuación (3.1) se observa que con elevadas temperaturas de sub-enfriamiento se puede obtener un ratio de crecimiento muy bajo (primer término de la Ec. (3.1), o un ratio de crecimiento muy alto (segundo término). El primer término puede ser rechazado, excepto para bajos ratios de crecimiento (inferior a $0,3 \text{ mm.s}^{-1}$) (Totten y MacKenzie, 2003).

Los granos del metal de soldadura tienden a nuclear en el metal base, asumiendo el mismo tamaño y orientación cristalina (nucleación epitaxial), por lo que los granos del metal de soldadura crecerán en dirección normal a la zona fundida (Schempp *et al.*, 2013). Cada grano forma parte de una familia de granos, orientados todos en la misma dirección. La velocidad de crecimiento de los granos R_g queda definida por la Ec. (3.2).

$$R_g = v \times \cos \phi \quad (3.2)$$

De este modo los granos en los contornos de la línea de fusión crecen a baja velocidad, próxima a

cero ($\phi \rightarrow 90$) y los granos en el centro de la unión crecen a velocidades próximas a la velocidad de soldeo ($\phi \rightarrow 0$) (Totten y MacKenzie, 2003).

El ratio de solidificación de los granos R_s , la orientación del grano ϕ , la orientación de las dendritas θ y la velocidad de soldeo v_s , están relacionadas por la Ec. (3.3) (Savage y Hrubec, 1972):

$$R_g = v_s \times \cos \phi / \cos(\phi - \theta) \quad (3.3)$$

Sin embargo el ratio de solidificación R_s en la zona fronteriza que se encuentra entre la zona fundida y la zona afectada térmicamente se determina mediante la Ec. (3.4), donde se relaciona el tiempo de solidificación t_s y el espesor de los granos frontera entre la zona fundida y el metal sólido w_L (Huang y Kou, 2001a).

$$R_g = \frac{w_L}{t_s} \quad [3.4]$$

El espacio interdendrítico ψ es particular para cada aleación, para un ratio de enfriamiento definido (Brown y Adams, 1961):

$$\psi = K_1 \cdot \left(\frac{dT}{dt} \right)^{-1/2} = K_1 \cdot (RG)^{-1/2} \quad [3.5]$$

Donde, RG , es equivalente al ratio de enfriamiento y K_1 es una constante del material (Brown y Adams, 1961)

Si el ratio de enfriamiento es de 100 °C/s, el espaciado medio inter-dendrítico está alrededor de 10 μm . Este valor de referencia puede variar en función de la entrada de calor y de la composición de la aleación. Elevados input térmicos se corresponden con bajos ratios de enfriamiento y una separación inter-dendrítico del orden de 100 μm , donde cada grano contiene aproximadamente 10 dendritas. Este valor puede compararse con las fundiciones, donde el ratio de enfriamiento está alrededor de 10 °C/s y tiene un espacio inter-dendrítico de 100 μm (Ram *et al.*, 1999).

3.2. Influencia de los aleantes en la solidificación

La mayoría de los aleantes que se le añaden al aluminio, parte de ellos forman parte del soluto y parte forman un eutéctico. El líquido interdendrítico se encuentra enriquecido en soluto, presenta una composición parecida al eutéctico (Timsit y Janeway, 1994; Huang y Kou, 2000; Huang y Kou, 2001a; Huang y Kou, 2001b; Huang y Kou, 2003; Cao y Kou, 2005; Yang y Kou, 2007; Yang *et al.*, 2008a; Yang *et al.*, 2008b; Mousavi *et al.*, 2009).

El eutéctico se presenta en la base de las dendritas, aunque también puede aparecer de forma desacoplada con las dendritas, localizándose en otras regiones. Las aleaciones binarias, presentan diferentes puntos singulares, pudiendo presentar además del eutéctico, peritéticos a elevadas temperaturas. Estos puntos singulares no mejoran las propiedades mecánicas de la unión sino que las perjudican, apareciendo estructuras menos resistentes.

En la Tabla 1 se recogen las reacciones de solidificación más destacadas en las aleaciones de aluminio observándose como los elementos de aleación aumentan la tendencia a formar eutécticos con el aluminio. Existen otras muchas aleaciones de aluminio, donde se estudia su composición y la presencia de puntos singulares en los diagramas de fases (Mondolfo, 1976b).

En un proceso de soldeo la tendencia para formar eutécticos de un aleante depende de la composición del material de aportación, por ello se mide cada aleante mediante un factor k , conocido como factor de partición. Este factor se obtiene mediante la pendiente de la línea de equilibrio líquido hacia la línea de equilibrio del solidus. Mediante la ecuación de

TABLA 1. Importantes reacciones de solidificación en soldaduras comerciales en aleaciones de aluminio (Mondolfo, 1976a)

Aleación	Reacción	Temperatura (°C)	Compuesto
Al-Cu	E	547	Cu-Al ₂
Al-Mg	E	450	Mg ₅ Al ₈
Al-Si	E	577	Si
Al-Se	E	655	SeAl ₃
Al-Fe	E	655	FeAl ₃
Al-Mn	E	657	MnAl ₆
Al-Zr	P	660	ZrAl ₃
Al-Ti	P	665	TiAl ₃
Al-V	P	661	Val ₃
Al-Mg-Cu	E	518	CuMgAl ₂
		507	CuMgAl ₂ + Cu Al ₂ (elevado Cu)
		449	CuMg ₄ Al ₆ + Mg ₅ Al ₈ (elevado Mg)
Al-Mg-Zn	E	489	Mg ₃ Zn ₃ Al ₂
		475	Mg ₃ Zn-Ah + MgZn ₂ (elevado Zn)
		447	Mg-Zn ₃ Al ₂ + Mg ₅ Al ₈ (elevado Mg)
Al-Mg-Si	E	595	Mg ₂ Si
		555	Mg ₂ Si + Si (elevado Si)
		449	Mg ₂ Si + MgsAls (elevado Mg)

P = Peritético; E = Eutéctico

TABLA 2. Coeficientes de partición k y eutéctico de sistemas de aleaciones de aluminio

Sistemas de Aleaciones	k	CE (% peso)	Co (% peso)	$(C_o / C_E)^{\frac{1}{1-k}}$ (% peso)
Al-Cu	0,17	33	1	1,48
Al-Mg	0,43	35	1	0,20
Al-Si	0,14	12	1	5,56
Al-Se	0,52	0,6	0,1	2,39
Al-Fe	0,022	1,8	0,1	5,21
Al-Mn	0,95	1,9	0,1	10

Scheil (Matsumura *et al.*, 2012; Stoicanescu *et al.*, 2013) se aproxima la fracción en peso eutéctico generado f .

$$f = (C_0 - C_g)^{\frac{1}{1-k}} \quad [3.6]$$

Donde C_o es la composición de la aleación y C_E es la composición eutéctica. Los valores del coeficiente de partición y fracción en peso en la Tabla 2.

Las aleaciones más utilizadas contienen magnesio, silicio, y hierro, elementos que forman grandes cantidades de eutéctico. Los elementos que forman grandes cantidades de eutéctico, suelen solidificar rápidamente la aleación, impidiendo la formación dendrítica (Dannessa, 1970; Ludwig *et al.*, 2013; Mikolajczak y Ratke, 2013). El manganeso, sin embargo, aumenta la tenacidad de la aleación, por lo que mejora las propiedades mecánicas de esta, y el selenio refina el grano.

Un clásico defecto en los procesos de soldeo de las aleaciones de aluminio, se encuentra asociado a la influencia negativa de algunos aleantes, tanto por su naturaleza o por su cantidad cuando están presentes en una aleación de aluminio. El fenómeno se conoce como “banding” y se identifica porque el cordón tiene una distribución en bandas, donde no hay continuidad en el cordón.

Este fenómeno, tiene su origen al emplear un electrodo de composición significativamente diferente al metal base. El arco eléctrico presenta oscilaciones, lo que hace fluctuar los valores de intensidad y voltaje (Cheever y Howden, 1969). Estas fluctuaciones van a influir en el acabado superficial del cordón y por lo tanto en su solidificación (Dannessa, 1966).

4. CONCLUSIONES

- Este trabajo recoge los contenidos más importantes del ciclo térmico de soldeo y de la soldabilidad de las aleaciones de aluminio mediante arco eléctrico.
- En el ciclo térmico de soldeo se presenta el enfriamiento de sensibilización, se estudia la

curva de enfriamiento según el perfil geométrico, se analiza el factor de enfriamiento y se analiza la nucleación.

- En la soldabilidad se estudian las estructuras cristalinas y la influencia de los aleantes es la unión soldada.
- El presente trabajo expone los procesos de soldadura más habituales y muestra aquellos procesos que no son adecuados emplear en las aleaciones de aluminio.

REFERENCIAS

- Akbari, M., Sinton, D., Bahrami, M. (2011). Geometrical Effects on the Temperature Distribution in a Half-Space Due to a Moving Heat Source. *J. Heat Transfer*. 133 (6), 064502. <http://dx.doi.org/10.1115/1.4003155>.
- Ambriz, R.R., Barrera, G., García, R., López, V.H. (2009). Effect of the weld thermal cycles by the modified indirect electric arc (MIEA) on the mechanical properties of the AA6061-T6 alloy. *Rev. Metal.* 45 (1), 42–51. <http://dx.doi.org/10.3989/revmetalm.0801>.
- Ardell, A.J. (1985). Precipitation hardening. *Metal. Trans. A*. 16 (12), 2131–2165. <http://dx.doi.org/10.1007/BF02670416>.
- Arivazhagan, B., Vasudevan, M.J. (2013). A Study of Microstructure and Mechanical Properties of Grade 91 Steel A-TIG Weld Joint. *J. Mater. Eng. Perform.* 22 (12), 3708–3716. <http://dx.doi.org/10.1007/s11665-013-0694-9>.
- ASTM International (1998). *Metal Handbook*. Ed. Joseph R. Davis, Taylor & Francis, Materials Park, OH, USA.
- ASTM A255-10 (2014). Standard Test Methods for Determining Hardenability of Steel, ASTM International, West Conshohocken, PA, USA. <http://dx.doi.org/10.1520/A0255-10R14>.
- Avrami, M. (1939a). A method for the direct determination of crystal structure from X-ray Data. *Z. Krist. Cryst. St.* 100 (1–63), 381–393. <https://dx.doi.org/10.1524/zkri.1939.100.1.381>.
- Avrami, M. (1939b). Kinetics of Phase Change. I General Theory. *J. Chem. Phys.* 7 (12), 1103–1112. <http://dx.doi.org/10.1063/1.1750380>.
- Balasubramanian, K., Balusamy, V. (2012). Effect of Vibratory Treatment on Hot Cracking Resistance in AA6061 Alloy. *Adv. Mat. Res.* 584, 516–520. <https://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.584.516>.
- Bates, C.E. (1987). Selecting Quenchants to Maximize Tensile Properties and Minimize Distortion in Aluminum Parts. *J. Heat Treating* 5 (1), 27–40. <https://dx.doi.org/10.1007/BF02831618>.
- Borrego, L.P., Costa, J.D., Jesús, J.S., Loureiro, A.R., Ferreira, J.M. (2014). Fatigue Life Improvement by Friction Stir Processing of 5083 Aluminium Alloy MIG Butt Welds. *Theor. Appl. Fract. Mec.* 5 (1), 27–40. <https://dx.doi.org/10.1016/j.tafmec.2014.02.002>.
- Brandt, U., Lawrence, F.V., Sonsino, C.M. (2001). Fatigue crack initiation and growth in AlMg4.5Mn butt weldments.

- Fatigue Fract. Eng. M.* 24 (2), 117–126. <https://dx.doi.org/10.1046/j.1460-2695.2001.00372.x>.
- Brown, P.E., Adams, M. (1961). Rapidly Solidified Alloy Structures. *Trans. Amer. F. Society* 69, 879–891.
- Burden, M.H., Hunt, J.D. (1974a). Cellular and dendritic growth: I. *J. Cryst. Growth* 22 (2), 99–108. [https://dx.doi.org/10.1016/0022-0248\(74\)90126-2](https://dx.doi.org/10.1016/0022-0248(74)90126-2).
- Burden, M.H., Hunt, J.D. (1974b). Cellular and dendritic growth: II. *J. Cryst. Growth* 22 (2), 109–116. [https://dx.doi.org/10.1016/0022-0248\(74\)90127-4](https://dx.doi.org/10.1016/0022-0248(74)90127-4).
- Cahn, J.W. (1956). The Kinetics of Grain Boundary Nucleated Reactions. *Acta Metal.* 4 (5), 449–459. [http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160\(56\)90041-4](http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160(56)90041-4).
- Camey, K., Matlock, D.K., Krauss, G. (1997). The Effects of Thermomechanical Processing on the Hardenability of Boron-containing Low Carbon Plate Steels. *THERMEC '97*, Vol. I-II, pp. 693–700.
- Campo, M., Escalera, M.D., Torres, B., Rams, J., Ureña, A. (2007). Estudio Microestructural y de Resistencia de Uniones Soldadas de La Aleación AW7020 Por Procedimiento MIG En Función de La Preparación de Bordes. *Rev. Metal.* 43 (5). <http://dx.doi.org/10.3989/revmetalm.2007.v43.i5.80>.
- Cao, G., Kou, S. (2005). Friction Stir Welding of 2219 Aluminum: Behavior of theta (Al₂Cu) Particles. *Weld. J.* 84 (1), 1S–8S. https://app.aws.org/wj/supplement/WJ_2005_01_s1.pdf.
- Cavazos, J.L., Colás, R. (2003). Quench Sensitivity of a Heat Treatable Aluminum Alloy. *Mater. Sci. Eng. A.* 363 (1–2), 171–178. [https://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00616-6](https://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00616-6).
- Chang, C.C., Chen, C.L., Wen, J.Y., Cheng, C.M., Chou, C.P. (2012). Characterization of Hot Cracking Due to Welding of High-Strength Aluminum Alloys. *Mater. Manuf. Process* 27 (6), 658–663. <https://dx.doi.org/10.1080/10426914.2011.593245>.
- Cheever, D.L., Howden, D.G. (1969). Nature of weld surface ripples. *Weld. J.* 48 (4), 179s–180s.
- Cheng, CM, Chou, C.P., Lee, I.K., Lin, H.Y. (2005). Hot Cracking of Welds on Heat Treatable Aluminium Alloys. *Sci. Technol. Weld. Joi.* 10 (3), 344–352. <https://dx.doi.org/10.1179/174329305X40688>.
- Choi, S.K., Ko, S.H., Yoo, C.D., Kim, Y.S. (1998a). Dynamic Simulation of Metal Transfer in GMAW, Part 1: Short-circuit Transfer Mode. *Weld. J.* 77 (1), 45s–51s.
- Choi, S.K., Ko, S.H., Yoo, C.D., Kim, Y.S. (1998b). Dynamic Simulation of Metal Transfer in GMAW, Part 1: Globular and Spray Transfer Modes. *Weld. J.* 77 (1), 38s–44s.
- Coniglio, N., Cross, C.E. (2013). Initiation and growth mechanisms for weld solidification cracking. *Int. Mater. Rev.* 58 (7), 375–397. <https://dx.doi.org/10.1179/1743280413Y.0000000020>.
- Costa, J.D.M., Jesús, J.S., Loureiro, A., Ferreira, J.A.M., Borrego, L.P. (2014). Fatigue Life Improvement of Mig Welded Aluminium T-joints by Friction Stir Processing. *Int. J. Fatigue* 61, 244–254. <https://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2013.11.004>.
- Craig, E. (1987). A unique mode of gmaw transfer. *Weld. J.* 66 (9), 51–55.
- Croucher, T. (1987). Critical Parameters for Evaluating Polymer Quenching of Aluminum. *Heat Treating* 12 (19), 21–25.
- Cumbrera, F.L., Sánchez-Bajo, F. (1995). The Use of the JMAYK Kinetic Equation for the Analysis of Solid-state Reactions: Critical Considerations and Recent Interpretations. *Thermochim. Acta* 266, 315–330. [https://dx.doi.org/10.1016/0040-6031\(95\)02554-5](https://dx.doi.org/10.1016/0040-6031(95)02554-5).
- Croucher, T. (1982). *Quenching of Aluminum Alloys: What This Key Step Accomplishes, Heat Treating*. Vol. XIV, pp. 20–21.
- Dannessa, A.T. (1966). Characteristic redistribution of solute in fusion welding. *Weld. J.* 45 (12), 569s–576s.
- Dannessa, A.T. (1970). Sources and effects of growth rate fluctuations during weld metal solidification. *Weld. J.* 49 (2), 41s–45s.
- Deschamps, A., Nicolas, M., Perrard, F., Perez, M. (2004). Quantitative characterization and modelling of precipitation kinetics towards understanding non isothermal precipitation and coupled phenomena. *Rev. Metall. Paris* 101 (5), 361–379. <https://dx.doi.org/10.1051/metall:2004158>.
- Devakumaran, K., Ghosh, P.K. (2010). Thermal Characteristics of Weld and HAZ During Pulse Current Gas Metal Arc Weld Bead Deposition on HSLA Steel Plate. *Mater. Manuf. Process.* 25 (7), 616–630. <https://dx.doi.org/10.1080/10426910903229347>.
- Evancho, J.W., Staley, J.T. (1974). Kinetics of precipitation in aluminum-alloys during continuous cooling. *Metall. Trans.* 5 (1), 43–47. <https://dx.doi.org/10.1007/BF02642924>.
- Fan, J., Thomy, C., Vollertsen, F. (2011). Effect of Thermal Cycle on the Formation of Intermetallic Compounds in Laser Welding of Aluminum-Steel Overlap Joints. In *Proceedings. Physcs. Proc.* 12 (Part A), 134–141. <https://dx.doi.org/10.1016/j.phpro.2011.03.017>.
- Fink, W.L., Willey, L.A. (1947). Quenching of 75S Aluminum Alloy. *Transactions AIME* 175, 414–427.
- Fracasso, F. (2010). Influence of quench rate on the hardness obtained after artificial ageing of an Al-Si-Mg alloy. Thesis, Jönköping Institute of Technology, Sweden. <http://www.diva-portal.org/smash/get/diva2:324704/FULLTEXT01.pdf>.
- Gomiero, P., Brechet, Y., Louchet, F., Tourabi, A., Wack, B. (1992). Microstructure and mechanical-properties of a 2091 alli alloy 2. Mechanical-properties - yield stress and work-hardening. *Acta Metall. Mater.* 40 (4), 857–861. [https://dx.doi.org/10.1016/0956-7151\(92\)90028-D](https://dx.doi.org/10.1016/0956-7151(92)90028-D).
- Guezal, A., Jaeger, A., Khalifa, N.B., Tekkaya, A.E. (2010). Simulation of the Quench Sensitivity of the Aluminum Alloy 6082. *Key Eng. Mat.* 424, 51–56. <https://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.424.51>.
- Hall, D.D., Mudawar, I. (1995). Predicting the impact of quenching on mechanical-properties of complex-shaped aluminum-alloy parts. *J. Heat Trans. T. Asme* 117 (2), 479–488. <https://dx.doi.org/10.1115/1.2822547>.
- Huang, J.C., Ardell, A.J. (1988). Addition rules and the contribution of delta' precipitates to strengthening of aged al-li-cu alloys. *Acta Metall. Mater.* 36 (11), 2995–3006. [https://dx.doi.org/10.1016/0001-6160\(88\)90182-4](https://dx.doi.org/10.1016/0001-6160(88)90182-4).
- Huang, C., Kou, S. (2000). Partially Melted Zone in Aluminum Welds - Liquation Mechanism and Directional Solidification. *Weld. J.* 79 (5), 113s–120s.
- Huang, C., Kou, S. (2001a). Partially Melted Zone in Aluminum Welds - Planar and Cellular Solidification. *Weld. J.* 80 (2), 46s–53s.
- Huang, C., Kou, S. (2001b). Partially Melted Zone in Aluminum Welds: Solute Segregation and Mechanical Behavior. *Weld. J.* 80 (1), 9s–17s.
- Huang, C., Kou, S. (2003). Liquation Cracking in Partial-penetration Aluminum Welds: Effect of Penetration Oscillation and Backfilling. *Weld. J.* 82 (7), 184s–194s.
- Hatch, J.E. (1984). *Aluminum Properties and Physical Metallurgy. Quench Factor Analysis*. Materials Park, Ohio, ASM International.
- Johnson, J.A., Carlson, N.M., Smartt, H.B., Clark, D.E. (1991). Process-control of gmaw - sensing of metal transfer mode. *Weld. J.* 70 (4), 91s–99s.
- Kang, M.J., Rhee, S. (2001). The Statistical Models for Estimating the Amount of Spatter in the Short Circuit Transfer Mode of GMAW. *Weld. J.* 80 (1), 1s–8s.
- Kang, M.J., Kim, Y., Ahn, S., Rhee, S. (2003). Spatter Rate Estimation in the Short-circuit Transfer Region of GMAW. *Weld. J.* 82 (9), 238s–247s.
- Katgerman, L., Eskin, D.G. (2008). *Hot Cracking Phenomena in Welds II. In Search of the Prediction of Hot Cracking in Aluminium Alloys*. Edit. T. Böllinghaus, H. Herold, C. Cross, J. Lippold, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, pp. 11–26.
- Kavalco, P.M., Canale, L.C.F. (2009). Quenching Fundamentals: Quenching of Aluminum Alloys: Property Prediction by Quench Factor Analysis. *Heat Treating Progress* 9 (3), 23–28.
- Kim, J.-H., Jo, j.-S., Sim, W.-J., Im, H.-J. (2012). The Influence of Alloy Composition on the Hot Tear Susceptibility of the Al-Zn-Mg-Cu Alloy System. *Korean J.*

- Met. Mater.* 50 (9), 669–675. <https://dx.doi.org/10.3365/KJMM.2012.50.9.669>.
- Kim, C., Kang, M., Kang, N. (2013). Solidification Crack and Morphology for Laser Weave Welding of Al 5J32 Alloy. *Sci. Technol. Weld. Joi.* 18 (1), 57–61. <https://dx.doi.org/10.1179/1362171812Y.0000000073>.
- Ko, D.-H., Ko, D.-C., Lim, H.-J., Kim, B.-M. (2013). Application of QFA Coupled with CFD Analysis to Predict the Hardness of T6 Heat Treated Al6061 Cylinder. *J. Mech. Sci. Technol.* 27 (9), 2839–2844. <https://dx.doi.org/10.1007/s12206-013-0732-4>.
- Köster, W., Hoffmann, G. (1963). The Effect of Quenching Rate on the Kinetics of Cold Age Hardening of an Aluminum-Zinc Alloy with 10% Zinc. *Z. Metallkd.* 54, 570–575.
- Lee, B.C., Park, J.K. (1998). Effect of the Addition of Ag on the Strengthening of Al3Li Phase in Al-Li Single Crystals. *Acta Mater.* 46 (12), 4181–4187. [https://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454\(98\)00117-7](https://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00117-7).
- Li, S., Apelian, D. (2011). Hot tearing of aluminum alloys. (A critical literature review). *Int. J. Metalcast.* 5 (1), 23–40. <https://dx.doi.org/10.1007/BF03355505>.
- Li, H.-Y., Zeng, C.-T., Han, M.-S., Liu, J.-J., Lu, X.-C. (2013a). Time-temperature-property Curves for Quench Sensitivity of 6063 Aluminum Alloy. *T. Nonferr. Metal. Soc.* 23 (1), 38–45. [https://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326\(13\)62426-7](https://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326(13)62426-7).
- Li, S., Sadayappan, K., Apelian, D. (2013b). Role of Grain Refinement in the Hot Tearing of Cast Al-Cu Alloy. *Metall. Mater. Trans. B.* 44 (3), 614–623. <https://dx.doi.org/10.1007/s11663-013-9801-4>.
- Li, X.R., Shao, Z., Zhang, Y.M., Kvidahl, L. (2013c). Monitoring and Control of Penetration in GTAW and Pipe Welding. *Weld J.* 92 (6), 190s–196s.
- Ludwig, T.H., Schaffer, P.L., Arnberg, L. (2013). Influence of Phosphorus on the Nucleation of Eutectic Silicon in Al-Si Alloys. *Metall. Mater. Trans. A* 44 (13), 5796–5805. <https://dx.doi.org/10.1007/s11661-013-1945-y>.
- Ma, S., Maniruzzaman, M.D., Mackenzie, D.S., Sisson Jr, R.D. (2007). A Methodology to Predict the Effects of Quench Rates on Mechanical Properties of Cast Aluminum Alloys. *Metall. Mater. Trans. B.* 38(4), 583–589. <https://dx.doi.org/10.1007/s11663-007-9044-3>.
- Mancini, R.A., Olivo, A.P., Lescano, D. (1995). Comparison of the influence of the austenitizing temperature on the Jominy curve of DIN 49MnVS3 and SAE 1050 steels. *An. Asoc. Quím. Argent.* 83 (5), 243–247.
- Matsumura, R., Tojo, Y., Kurosawa, M., Sadoh, T., Mizushima, I., Miyao, M. (2012). Growth-rate-dependent Laterally Graded SiGe Profiles on Insulator by Cooling-rate Controlled Rapid-melting-growth. *Appl. Phys. Lett.* 101 (24), 241904. <https://dx.doi.org/10.1063/1.4769998>.
- Méndez, P.F., Eagar, T.W. (2001). Welding Processes for Aeronautics. *Mater. Sci. Forum* 159 (5), 39–43.
- Meseguer-Valdenebro, J.L., Portolés, A., Martínez-Conesa, E., Oñoro, J. (2016). Numerical Study of TTP Curves Upon Welding of 6063-T5 Aluminium Alloy and Optimization of Welding Process Parameters by Taguchi's Method. *Indian J. Eng. Mater. Sci.* 23 (3), (En prensa).
- Miguel, V., Martínez-Conesa, E.J., Segura, F., Manjabacas, M.C., Abellán, E. (2012). Optimization of GMAW process of AA 6063-T5 aluminum alloy butt joints based on the response surface methodology and on the bead geometry. *Rev. Metal.* 48 (5), 333–350. <https://dx.doi.org/10.3989/revmetalm.1169>.
- Mikolajczak, P., Ratke, L. (2013). Effect of Stirring Induced by Rotating Magnetic Field on beta-Al5FeSi Intermetallic Phases During Directional Solidification in AlSi Alloys. *Int. J. Cast. Metal. Res.* 26 (6), 339–353. <https://dx.doi.org/10.1179/1743133613Y.0000000069>.
- Mondolfo, L.F. (1976a). *Aluminum Alloys*. Ed. Mondolfo, L.F., Butterworth-Heinemann, pp. 433–434. <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780408709323501194>.
- Mondolfo, L.F. (1976b). *Al-Si-Sr Aluminum-Silicon-Strontium System. Aluminum Alloys*, Ed. Mondolfo, L.F., Butterworth-Heinemann, pp. 612–613. <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780408709323503314>.
- Morgeneyer, T.F., Starink, M.J., Wang, S.C., Sinclair, I. (2008). Quench sensitivity of toughness in an Al alloy: Direct observation and analysis of failure initiation at the precipitate-free zone. *Acta Mater.* 56 (12), 2872–2884. <https://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2008.02.021>.
- Mougenot, J., Gonzalez, J.J., Freton, P., Cressault, Y. (2013). Argon and Arcal.37 Plasma Characteristics in a TIG Configuration. *J. Phys. D-Applied Phys.* 46 (49), 495203. <https://dx.doi.org/10.1088/0022-3727/46/49/495203>.
- Mousavi, M.G., Cross, C.E., Grong, O. (2009). The Effect of High-Temperature Eutectic-Forming Impurities on Aluminum 7108 Weldability. *Weld. J.* 88 (5), 104S–110S.
- Myhr, O.R., Grong, O. (1991). Process modeling applied to 6082-t6 aluminum weldments 1. Reaction-kinetics. *Acta Metall. Mater.* 39 (11), 2693–2702. [https://dx.doi.org/10.1016/0956-7151\(91\)90085-F](https://dx.doi.org/10.1016/0956-7151(91)90085-F).
- Myhr, O.R., Grong, O. (2000). Modelling of Non-isothermal Transformations in Alloys Containing a Particle Distribution. *Acta Mater.* 48 (7), 1605–1615. [https://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00435-8](https://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00435-8).
- Myhr, O.R., Klokkehaug, S., Grong, O., Fjaer, H.G., Klucken, O.A. (1998). Modeling of Microstructure Evolution, Residual Stresses and Distortions in 6082-T6 Aluminum Weldments. *Weld. J. Sup.* 77 (7), 286s–292s. https://app.aws.org/wj/supplement/WJ_1998_07_s286.pdf.
- Myhr, O.R., Grong, O., Andersen, S.J. (2001). Modelling of the Age Hardening Behaviour of Al-Mg-Si Alloys. *Acta Mater.* 49 (1), 65–75. [https://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454\(00\)00301-3](https://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454(00)00301-3).
- Myhr, O.R., Grong, O., Fjær, H.G., Marioara, C.D. (2004). Modelling of the Microstructure and Strength Evolution in Al-Mg-Si Alloys During Multistage Thermal Processing. *Acta Mater.* 52 (17), 4997–5008. <https://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2004.07.002>.
- Nembach, E., Neite, G. (1985). Precipitation hardening of superalloys by ordered gamma'-particles. *Prog. Mater. Sci.* 29(3), 177–319. [https://dx.doi.org/10.1016/0079-6425\(85\)90001-5](https://dx.doi.org/10.1016/0079-6425(85)90001-5).
- Oksuz, C., Sen, O., Bozdoğan, R., Cigdem, M. (2010). Quench Sensitivity of Medium and High Strength Aluminium Alloys. *Mater. Test.* 52 (6), 367–373. <https://dx.doi.org/10.3139/120.110137>.
- Paju, M. (1992). Effects of boron protection methods on properties of steel. *Ironmaking & Steelmaking* 19 (6), 495–500.
- Pekguleryuz, M.O., Lin, S., Ozbakir, E., Temur, D., Aliravci, C. (2010). Hot Tear Susceptibility of Aluminium-silicon Binary Alloys. *Int. J. Cast Metal. Res.* 23 (5), 310–320. <https://dx.doi.org/10.1179/136404610X12738456167267>.
- Piris, N.M., Badia, J.M., Antoranz, J.M., Tarin, P. (2004). Influencia del tratamiento térmico sobre el endurecimiento por deformación en aleaciones de aluminio para aplicaciones aeronáuticas. *Rev. Metal.* 40 (4), 288–293. <http://dx.doi.org/10.3989/revmetalm.2004.v40.i4.276>.
- Ploshikhin, V., Prihodovsky, A., Ilin A. (2011). Experimental investigation of the hot cracking mechanism in welds on the microscopic scale. *Front. Mater. Sci.* 5 (2), 135–145. <https://dx.doi.org/10.1007/s11706-011-0135-3>.
- Quinn, T.P., Madigan, R.B., Siewert, T.A. (1994). An electrode extension model for gas metal arc-welding. *Weld. J.* 73 (10), S241–S248. https://app.aws.org/wj/supplement/WJ_1994_10_s241.pdf.
- Rajamanickam, N., Balusamy, V., Thyla, P.R., Vignesh, G.H. (2009). Numerical Simulation of Thermal History and Residual Stresses in Friction Stir Welding of Al 2014-T6. *J. Sci. Ind. Res. India* 68 (3), 192–198. <http://nopr.niscair.res.in/bitstream/123456789/31401/1/JSIR%2068%283%29%20192-198.pdf>.
- Ram, G.D.J., Murugesan, R., Sundaresan, S. (1999). Fusion Zone Grain Refinement in Aluminum Alloy Welds through Magnetic Arc Oscillation and Its Effect on Tensile Behavior. *J. Mater. Eng. Perform.* 8 (5), 513–520. <https://dx.doi.org/10.1361/105994999770346521>.
- Savage, W.F., Hrubec, R.J. (1972). Synthesis of weld solidification using crystalline organic materials. *Weld. J.* 51 (5), S260–S271. https://app.aws.org/wj/supplement/WJ_1972_05_s260.pdf.

- Schempp, P., Pittner, A., Rethmeier, M., Tang, Z., Seefeld, T., Cross, C.E. (2013). Influence of Alloy and Solidification Parameters on Grain Refinement in Aluminum Weld Metal Due to Inoculation. In Trends in welding research. *Proc. 9th International Conference*, ASM International, Materials Park OH, USA, pp. 98–107.
- Shang, B.C., Yin, Z.M., Wang, G., Liu, B., Huang, Z.Q. (2011). Investigation of quench sensitivity and transformation kinetics during isothermal treatment in 6082 aluminum alloy. *Mater. Design* 32 (7), 3818–3822. <https://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2011.03.016>.
- Shen, J., Li, Z., Zhai, D., Libiao, W., Liu, K., Dai, Y. (2013). Effects of SiC on the Strengthening Activated Tungsten Inert Gas (SA-TIG) Welded of Magnesium Alloy. *Mater. Manuf. Process.* 28 (11), 1240–1247. <https://dx.doi.org/10.1080/10426914.2013.840907>.
- Shercliff, H.R., Ashby, M.F. (1990). A process model for age hardening of aluminum-alloys. 1. The model. *Acta Metall. Mater.* 38 (10), 1789–1802. [https://dx.doi.org/10.1016/0956-7151\(90\)90291-N](https://dx.doi.org/10.1016/0956-7151(90)90291-N).
- Shercliff, H.R., Ashby, M.F. (1991). Modeling thermal-processing of aluminum-alloys. *Mater. Sci. Tech.* 7 (1), 85–88. <http://dx.doi.org/10.1179/mst.1991.7.1.85>.
- Shinoda, T. (2004). Topics on Recent Friction Stir Welding Developments in Japan. *Mater. Sci. Forum* 449–452, 425–428. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.449-452.425>.
- Siddiqui, R.A., Abdullah, H.A., Al-Belushi, K.R. (2000). Influence of aging parameters on the mechanical properties of 6063 aluminium alloy. *J. Mater. Process. Tech.* 102 (1–3), 234–240. [https://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136\(99\)00476-8](https://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136(99)00476-8).
- Sisson, Jr., R.D., Shuhui, Ma, Maniruzzaman, Md. (2007). Modeling the Heat Treatment of Age-hardenable Cast Aluminum Alloys. *Int. Heat Treat. Surf. Eng.* 1 (2), 81–87. <http://dx.doi.org/10.1179/174951507X193666>.
- Skena, C.C., Prucher, T., Czarnek, R., Jo, J.M. (1997). Hardenability Characteristics of P/M Alloy Steels. *Inter. J. Powder Metall.* 33 (7), 25–35.
- Staley, J.T. (1987). Quench Factor Analysis of Aluminum Alloys. *Mater. Sci. Tech.* 3, 923–935.
- Starink, M.J. (1997). Kinetic equations for diffusion-controlled precipitation reactions. *J. Mater. Sci.* 32 (15), 4061–4070. <https://dx.doi.org/10.1023/A:1018649823542>.
- Starink, M.J., Wang, P., Sinclair, I., Gregson, P.J. (1999). Microstructure and strengthening of Al-Li-Cu-Mg alloys and MMCs: II. Modelling of yield strength. *Acta Mater.* 47 (14), 3855–3868. [https://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00228-1](https://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00228-1).
- Stoicanescu, M., Ciobanu, I., Crisan, A. (2013). About the mathematical modeling of the chemical intercrystalline microsegregation of a steel with 0.533% C. *Metal. Int.* 18 (5), 143–148.
- Tanner, D.A., Robinson, J.S. (2004). Effect of Precipitation During Quenching on the Mechanical Properties of the Aluminium Alloy 7010 in the W-temper. *J. Mater. Process. Tech.* 153–154, 998–1004. <https://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.04.226>.
- Timsit, R.S., Janeway, B.J. (1994). A novel brazing technique for aluminum. *Weld. J.* 73 (6), S119–S128. https://app.aws.org/wj/supplement/WJ_1994_06_s119.pdf.
- Tiryakioğlu, M., Shuey, R.T. (2010). Modeling Quench Sensitivity of Aluminum Alloys for Multiple Tempers and Properties: Application to AA2024. *Metall. Mater. Trans. A* 41 (11), 2984–2991. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-010-0359-3>.
- Totten, G.E., Bates, C.E., Jarvis, L.M. (1996). *Cooling Curve and Quench Factor Characterization of 2024 and 7075 Aluminum Bar Stock Quenched in Type I Polymer Quenchants*. ASM International, Ohio, USA pp. 221–229.
- Totten, G.E., Webster, G.M., Bates, C.E. (1997). Quench Factor Analysis: Step-by-step Procedures for Experimental Determination. *1st Inter. Non-ferrous processing and technology conference*, Ed. T. Bains, DS MacKenzie, Materials Park, OH, ASM International, pp. 305–313.
- Totten, G.E., Mackenzie, D.S. (2000). Aluminum Quenching Technology: A Review. *Mater. Sci. Forum* 331–337, 589–594. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.331-337.589>.
- Totten, G.E., MacKenzie, D.S. (2003). *Handbook of Aluminum. Physical Metallurgy and Process*. Vol. 1, New York, USA.
- Trivedi, R., Kurz, W. (1994). Dendritic growth. *Int. Mater. Rev.* 39 (2), 49–74. <http://dx.doi.org/10.1179/imr.1994.39.2.49>.
- Vruggink, J.E. (1968). Quench Rate Effects on the Mechanical Properties of Heat Treatable Aluminum Alloys. Meeting of TMS, Detroit, MI.
- Vruggink, J.E., Willey, L.A., Hunsicke, H.Y. (1968). Effects of quenching rate on mechanical properties of heat-treatable aluminum alloys. *J. Metals* 20 (8), 65s–68s.
- Wagner, R., Kampmann, R., Voorhees, P.W. (1991). *Homogeneous Second-phase Precipitation*. In *Materials Science and Technology: A Comprehensive Treatment*. Weinheim, Wiley-VCH.
- Weygand, D., Bréchet, Y., Lépinoux, J. (1999). Zener Pinning and Grain Growth: A Two-dimensional Vertex Computer Simulation. *Acta Mater.* 47 (3), 961–970. [https://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454\(98\)00383-8](https://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00383-8).
- Wu, L.W., Ferguson, G. (2011). *Aluminium Alloys, Theory and Applications. Modelling of Precipitation Hardening in Casting Aluminium Alloys*. Book Edited by Tibor Kvackaj, In Tech.
- Yang, Y.K., Kou, S. (2007). Fusion-boundary Macroseggregation in Dissimilar-filler Metal Al-Cu Welds. *Weld. J.* 86 (11), 331S–339S. <https://app.aws.org/wj/supplement/wj1107-331.pdf>.
- Yang, Y.K., Dong, H., Cao, H., Chang, Y.A., Kou, S. (2008a). Liquation of Mg Alloys in Friction Stir Spot Welding. *Weld. J.* 87 (7), 167S–177S. https://app.aws.org/wj/supplement/WJ_2008_07_s167.pdf.
- Yang, Y.K., Dong, H., Kou, S. (2008b). Liquation Tendency and Liquid-Film Formation in Friction Stir Spot Welding. *Weld. J.* 87 (8), 202s–211s. https://app.aws.org/wj/supplement/WJ_2008_08_s202.pdf.
- Yang, M., Qi, B., Cong, B., Liu, F., Yang, Z. (2013). Effect of pulse frequency on microstructure and properties of Ti-6Al-4V by ultrahigh-frequency pulse gas tungsten arc welding. *Int. J. Adv. Manuf. Tech.* 68 (1), 19–31. <https://dx.doi.org/10.1007/s00170-013-4822-3>.
- Yu, H., Ye, Z., Chen, S. (2013). Application of Arc Plasma Spectral Information in the Monitor of Al-Mg Alloy Pulsed GTAW Penetration Status Based on Fuzzy Logic System. *Int. J. Adv. Manuf. Tech.* 68 (9), 2713–2727. <https://dx.doi.org/10.1007/s00170-013-4877-1>.
- Zervaki, A.D., Haidemenopoulos, G.N. (2007). Computational Kinetics Simulation of the Dissolution and Coarsening in the HAZ during Laser Welding of 6061-T6 Al-Alloy. *Weld. J.* 86 (8), 211s–221s. http://www.alloyneering.com/images/pdfs/9_HAZmodelling_WJ_2007.pdf.