

Análisis microestructural de una aleación de aluminio A356-T6 en conectores de alta tensión

Microstructural analysis of A356-T6 aluminum alloy on high tension connectors

Patricia Fernández^{a}, Oscar Jaime Restrepo^b*

^aGrupo de Investigación sobre Nuevos Materiales, Universidad Pontificia Bolivariana, Medellín, Colombia. A.A. 56056

^bUniversidad Nacional de Colombia, Facultad de Minas, sede Medellín. Calle 59A No 63 - 20 Medellín, Colombia

(Recibido el 21 de agosto de 2007. Aceptado el 29 de Enero de 2008)

Resumen

Algunas empresas del sector eléctrico han reportado que durante el tiempo de servicio de los conectores de alta tensión, tanto en líneas de transmisión de energía como en subestaciones eléctricas, se han presentado algunos casos donde dichos elementos presentan una disminución importante en la eficiencia de su desempeño. Se han realizado algunos estudios que han permitido determinar los cambios en las propiedades mecánicas y eléctricas de los conectores generados por los altos regímenes de temperatura alcanzados en los circuitos. En este documento se muestran los cambios microestructurales observados en una aleación de aluminio A356-T6 (material de fabricación de conectores) promovidos mediante ensayos térmicos y eléctricos simulando condiciones de servicio y su correlación a las variaciones de propiedades mecánicas.

----- *Palabras Clave:* Aleaciones de aluminio, A356-T6, conector de alta tensión, análisis microestructural, propiedades mecánicas.

Abstract

Some electrical companies have reported that during the service time, high tension connectors in energy transmission lines as well as power substations,

* Autor de correspondencia: teléfono: + 57 +4 + 415 90 95, fax: +57 +4 +411 23 72, correo electrónico: patricia.fernandez@upb.edu.co (P. Fernández).

there have been several cases where such elements exhibited an important decrease of their performance efficiency. Several studies have been carried out allowing the determination of changes in the mechanical and electrical properties of connectors caused by high levels of temperature reached for the circuits. In this paper we show the microstructural changes observed on an aluminum alloy A356-T6 (connectors manufacturing material) promoted by means thermal and electrical tests under simulated service conditions and their correlation to mechanical properties variations.

----- *Keywords:* Aluminum alloys, A356-T6, high tension connector, microstructural analysis, mechanical properties.

Introducción

Los conectores de alta tensión (CAT) son dispositivos destinados a la conexión mecánica y eléctrica entre dos cables conductores o entre un cable conductor y un equipo de alto voltaje, tanto en líneas de transmisión de energía como en circuitos ubicados en subestaciones eléctricas. Estos elementos están fabricados en aleaciones de aluminio, siendo la A356-T6 la de mayor uso para éste tipo de aplicación gracias a su bajo costo y a sus excelentes propiedades mecánicas y físicas [1-13]. Sin embargo, dicha aleación no está exenta de presentar una disminución de sus propiedades, el cual es causado por la fuerte influencia de las elevadas temperaturas que se presentan en los circuitos de alta potencia durante su operación [14-18].

Se ha demostrado que el deterioro de las propiedades mecánicas es acumulativo [16], afectando de manera crítica el correcto funcionamiento de los circuitos eléctricos [19-22]. Como una respuesta a lo anterior, se han realizado estudios encaminados a determinar los mecanismos de degradación en éste tipo de conexiones [23-27] y el comportamiento termoeléctrico de los CAT en función de la temperatura de servicio [28]. Sin embargo, el tema referente al cambio microestructural asociado a la variación de las propiedades mecánicas y generado por la influencia de temperaturas elevadas, ha sido poco documentado [29]. En éste artículo se realiza un estudio microestructural de la aleación A356-T6, cuyas muestras se tomaron de CAT provenientes de diferentes ensayos de tipo térmico y eléctrico. Dicho estudio se complementó con un análisis de comportamiento mecánico en muestras provenientes de los CAT bajo ensayo.

Desarrollo experimental y resultados

La aleación utilizada para la fabricación de los CAT es del tipo A356 con tratamiento térmico T6 [30], cuya composición química es de 6,5-7,5 Si, 0,25-0,45 Mg, 0,2 máx Fe, 0,2 Cu, 0,1 Zn, 0,1 Mn, 0,2 Ti y Al balance. La metodología a seguir consistió en la ejecución de una serie de pruebas eléctricas y térmicas (pruebas E-T) que simulaban condiciones

de servicio de los conectores. Los elementos de los CAT ensayados se sometieron posteriormente a ensayos mecánicos (dureza y tracción) y a análisis metalográficos a fin de determinar algún grado de afectación relacionado en sus propiedades provocado durante las pruebas E-T.

Pruebas eléctricas y térmicas

Los CAT utilizados para los ensayos mostrados en la figura 1 se sometieron a cuatro pruebas eléctricas y térmicas: prueba de estabilidad térmica o calentamiento estático, prueba de temperatura vs torque, prueba térmica bajo condiciones anormales de conexión y prueba cíclica de calentamiento-enfriamiento. En las referencias [31-36] se encuentra mayor información acerca de estas pruebas. Todas las pruebas se realizaron bajo las condiciones requeridas por las normas NEMA CC1 y ANSI C119.4 y para lo cual se utilizó un circuito de prueba en forma de anillo como se muestra en la figura 2.



Figura 1 Tipo de conectores para ensayar



Figura 2 Circuito en anillo para pruebas eléctricas y térmicas de conectores

Los CAT fueron sometidos a todas las pruebas E-T mencionadas anteriormente de una manera secuencial a fin de lograr el efecto acumulativo de la temperatura alcanzada en cada uno de los ensayos E-T. El objetivo de ensayar los contactos de esta forma, es simular de una manera acelerada, la carga de corriente y en consecuencia el envejecimiento que el contacto de un conector soportará durante el tiempo total de su vida útil [37, 38].

Prueba de dureza

En las pruebas de dureza (ver tabla 1) se determinó que los CAT en estado nuevo, es decir, sin ser sometidos a las pruebas E-T, tenían valores de dureza promedio de 85 HB. En los conectores sometidos a las pruebas E-T, la dureza permanece en un intervalo de 86 a 95 HB a temperaturas que oscilan entre los 85 °C y los 155 °C; a esta última temperatura (considerada para el tratamiento térmico en este tipo de aleaciones) tiende a incrementar la dureza por efectos de la precipitación de fases descritas en la tabla 3. Pudo notarse que luego de pasar a temperaturas superiores a los 165°C, la dureza tiende a disminuir hasta casi en un 50% de su valor característico, más aún cuando se ha llegado a valores muy cercanos a la temperatura de fusión.

Tabla 1 Valores de dureza en función de la temperatura de los CAT

<i>Temperatura</i>	<i>Dureza</i>
CAT Nuevos	85 HB
85°C-155°C	86 a 95 HB
~465°C	48 HB

Ensayos de tracción

Las pruebas de tracción se realizaron de manera directa en los soportes de los conectores, cuya selección se realizó con base en los intervalos de temperatura soportada por los CAT en los ensayos eléctricos y térmicos. Los valores de resistencia a

tracción de los CAT nuevos y de los CAT ensayados en las pruebas E-T presentaron variaciones de su resistencia mecánica de acuerdo a los niveles de temperatura a los cuales fueron sometidos, como se describe en la tabla 2.

Tabla 2 Resistencia a la tracción en función de la temperatura de los CAT

<i>Temperatura</i>	<i>R. Tracción (kgf/mm²)</i>
CAT Nuevos	300-400
~100°C	470
~113°C	401
~150°C	450-470

Pruebas metalográficas

Para llevar a cabo las pruebas metalográficas se seleccionaron los soportes (accesorios que sujetan el cable) correspondientes a los CAT tanto en estado nuevo como los provenientes de los ensayos E-T. El criterio de selección de las probetas fueron los diferentes niveles de temperatura alcanzados por los CAT durante las pruebas E-T.

La identificación de los microconstituyentes se logró mediante la observación de las probetas en estado de solo pulido, y luego por ataque selectivo con 0,5% de HF inicialmente y luego con una mezcla de ácido sulfúrico y agua al 20% a 70°C. De esta manera, fue posible determinar el tamaño y número de partículas promedio en cada una de las microestructuras obtenidas a diferentes temperaturas, para lo cual se tomaron cinco áreas diferentes de cada probeta; obteniéndose un valor por área seleccionada para luego obtener un promedio del total de las áreas analizadas. Los resultados promedio del tamaño y cantidad de partículas para la aleación A356-T6 analizada, se registran en la tabla 3. Así mismo, por medio de un analizador de imágenes se obtuvieron fotomicrografías a 500X aumentos, como se muestra en la secuencia para los diferentes intervalos de temperatura de la figura 3.

Tabla 3 Tamaño y cantidad de partículas por intervalos de temperatura

Microestructura	Característica	Conectores Nuevos	Ensayados	Ensayados	Ensayados
			Temp. 84 °C a 166 °C	Temp ~166 °C	Temp ~ 456 °C
Si	Tamaño de partícula	13,03	2,65	1,2	2,02
	Cantidad de partículas	87,66	195,6	928	249
	%partículas	78,9%	86,8%	96,8%	88,3%
Mg ₂ Si	Tamaño de partícula	~ 1,5	~ 1,5	~ 1,5	~ 1,5
	Cantidad de partículas	18	18,3	31	18
	%partículas	16,0%	9,8%	3,2%	6,4%
Fe ₂ Si ₂ Al ₉	Tamaño de partícula	10,85	3,8	N.A.	N.A.
	Cantidad de partículas	4,5	1	N.A	N.A
	%partículas	3,5%	0,5%	N.A	N.A
Fe ₃ SiAl ₁₂	Tamaño de partícula	16,04	17,7	32,04	37,04
	Cantidad de partículas	1	12,3	18	15
	%partículas	1,0%	4,8%	5,1%	5,3%

Análisis microestructural

Fases presentes

La microestructura de la aleación A356-T6 de los CAT en estado nuevo presentó partículas correspondientes a las fases de Si, Mg₂Si, Fe₂Si₂Al₉ y Fe₃SiAl₁₂ dentro de una matriz de solución sólida rica en aluminio, las cuales presentaron algunas variaciones con los diferentes niveles de temperatura.

La fase de Si en los conectores en estado nuevo, apareció como partículas gruesas tipo placa y angulares, a medida que se incrementó la temperatura, entre los 94 °C hasta los 165°C, se promovió una mayor concentración de las partículas de Si por regiones y dichas partículas fueron más redondeadas y de menor tamaño. Sin embargo, la muestra que alcanzó 456°C mostró una combinación de partículas angulares con partículas redondeadas y aglomeradas. La fase Mg₂Si, siempre se reconoció como partículas de

tamaño muy pequeño (de menos de una micra), de color negro y localizadas dentro de las partículas de Si prácticamente en todas las muestras. Sin embargo, para la muestra que registró los 456 °C, se notó la aparición de esta fase tanto por dentro como por fuera de las partículas de Si. Entre los microconstituyentes presentes se encontraron muy pocas y pequeñas partículas aciculares de Fe₂Si₂Al₉ de color gris claro en estado pulido y negras atacadas químicamente que permanecieron asociadas a las partículas de Fe₃SiAl₁₂, presentándose ambas en casi todas las muestras. El microconstituyente Fe₃SiAl₁₂ se presentó como partículas en forma de escritura china de color gris pálido en estado pulido y gris pardo atacadas químicamente, en cantidad menor y tamaño pequeño en la mayoría de las muestras. A mayores niveles de temperatura, es notable el crecimiento del grano dendrítico y regiones muy marcadas de concentraciones de partículas, principalmente de las fases de Si y de Mg₂Si. Las regiones interdendríticas fueron las posiciones preferidas por las fases Fe₂Si₂Al₉ y Fe₃SiAl₁₂.

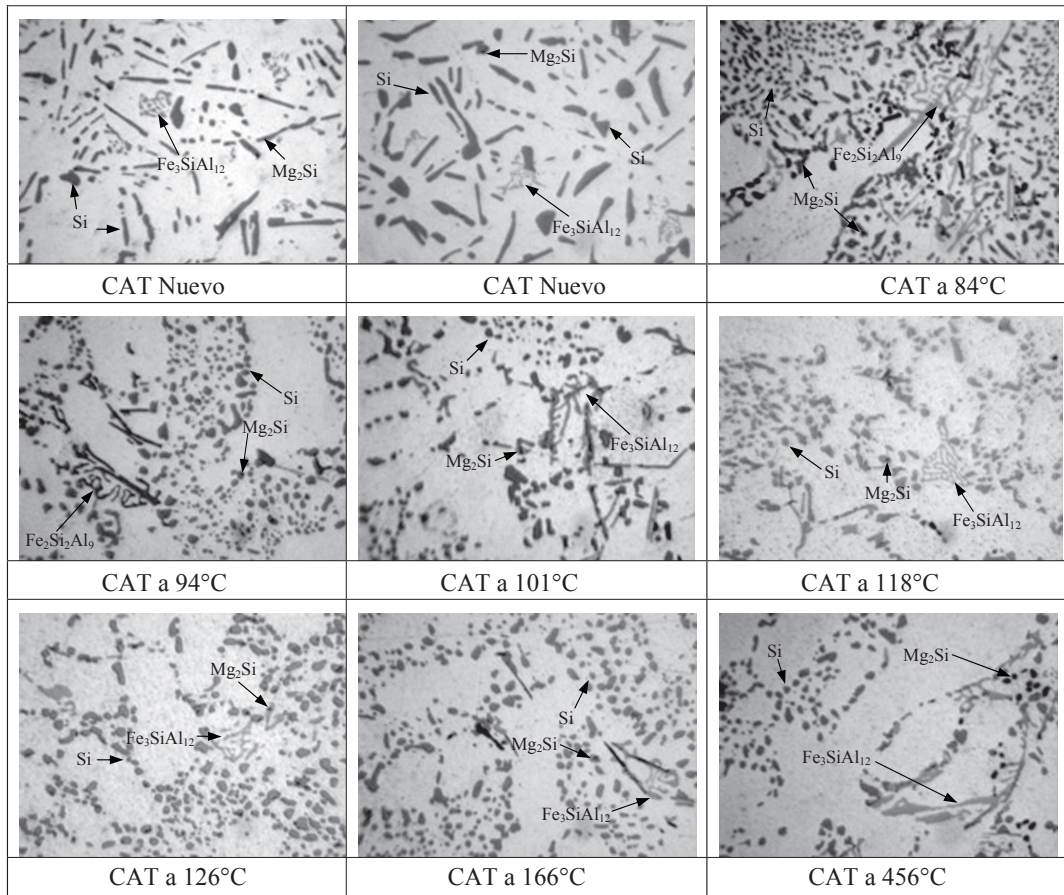


Figura 3 Secuencia de microestructuras de la aleación A356-T6 a 500X para cada condición de temperatura y con ataque químico

Tamaño y distribución de partículas

Los cambios microestructurales de la aleación A356-T6 con respecto a la temperatura son claramente evidenciados al observar la variación en el tamaño de partícula de cada una de los constituyentes básicos de la aleación. En el caso de las partículas de Si, éstas sufrieron una disminución en su tamaño en una proporción de 1 a 10 al alcanzar la temperatura cercana a la de tratamiento térmico (~166 °C), con tamaños iniciales en promedio de 13,03 µm descendiendo hasta llegar a 1,2 µm. Debe tenerse en cuenta que el tamaño de partícula del Si en las muestras nuevas se considera grande, y que al aumentar la temperatura los cristales en vez de sufrir un engrosamiento, tienden a fragmentarse y los bordes tienden a redondearse.

Las partículas de Fe₂Si₂Al₉ también sufrieron una disminución significativa de su tamaño y por encima de los 166 °C no se visualizaron partículas de éste constituyente en las muestras analizadas. Por el contrario, las partículas de Fe₃SiAl₁₂ sufrieron un engrosamiento a medida que se aumenta la temperatura, siendo prácticamente el doble al alcanzar la temperatura de 166 °C, pasando de un tamaño promedio de 16,04 µm a 32,04 µm. Las partículas de Mg₂Si permanecieron prácticamente constantes con tamaños menores a una micra y máximo de 1,5 micras.

Con respecto a la cantidad de partículas presentes para cada nivel de temperatura, se observó que el número de éstas aumentó con el incremento de la temperatura en prácticamente todos los constitu-

yentes, excepto para el $\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9$, el cual no aparece en las muestras a temperaturas por encima de los 166 °C. Por el contrario, se resalta la cantidad de partículas de Si que se encontraron a dicha temperatura, donde se obtuvo una proporción de 1 a 10 con respecto a las muestras nuevas. Sin embargo, dicha cantidad descendió nuevamente al acercarse 100 °C por debajo del punto de fusión del material, en una proporción de 1 a 3 con respecto a la muestra referencia.

Discusión

Al interrelacionar los datos de dureza con los de resistencia, se deduce que las mayores variaciones están dadas para temperaturas por encima de 150°C, temperatura a la cual la resistencia a tracción y la dureza disminuyen hasta en un 50% en ambos casos. Se evidenció que el calentamiento de los conectores genera una mayor dureza y un aumento de la rigidez del material de los conectores, disminuyendo así su ductilidad y por lo tanto aumentando su fragilidad. Aunque pareciera que al aumentar la temperatura a valores cercanos a los de tratamiento térmico se recupera la resistencia perdida, esto es engañoso si se tiene en cuenta que la temperatura da origen a procesos difusivos, los cuales a su vez provocan reacciones químicas entre los elementos de las fases presentes, que dan como resultado un cambio microestructural y por lo tanto, un cambio de propiedades mecánicas. Las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio del tipo AlSiMg dependen significativamente del tamaño y forma de las partículas de Si, de la cantidad de Mg presente y del tratamiento térmico de envejecimiento. El Mg en particular, hace que éste tipo de aleaciones sean térmicamente tratables, y un incremento en su concentración dará como resultado un aumento de resistencia mecánica y una reducción de la ductilidad y la tenacidad a la fractura, y esto se debe a que su presencia está relacionada a la formación de precipitados de endurecimiento del tipo β' - Mg_2Si [39-49]. Adicionalmente, el contenido de Mg afecta los tipos y fracción de volumen total de las fases que presentan Fe, lo cual se sabe tiene un efecto negativo sobre las propiedades tensiles [28, 45, 50].

Por otra parte, la formación de nuevas partículas de fase Mg_2Si a partir de la difusión lograda a alta temperatura y el cambio de morfología de los cristales de Si introducen microesfuerzos en la aleación que dan como resultado un deterioro de la ductilidad y de la resistencia mecánica. En el caso de la ductilidad, se ha determinado que ésta depende tanto del tamaño como de la forma de los cristales de Si. Se ha demostrado que después de cortos tiempos de tratamiento térmico, los cristales de Si pueden fragmentarse y los bordes de las partículas llegan a ser más redondos, tal como se observó en las muestras analizadas. Así mismo, se ha evidenciado que las partículas grandes y alargadas tienden a agrietarse más rápido durante la deformación plástica disminuyendo la ductilidad del material. En particular para las aleaciones de la serie 356, se ha observado un agrietamiento preferencial de las partículas de Si [43 - 46, 51, 52].

Las aleaciones de aluminio reaccionan más intensamente ante un calentamiento prolongado, por lo que la máxima temperatura de trabajo continuado para las aleaciones AlSiMg, es de aproximadamente 150 °C. Sin embargo, el calentamiento a más de 100 °C reduce en un porcentaje de la resistencia mecánica y la inercia química. Además, ocurren cambios microestructurales sustanciales entre los cuales se da el engrosamiento de precipitados dando lugar a un reblandecimiento del material; por lo cual debe esperarse que a altas temperaturas se generen cambios microestructurales más pronunciados y detrimentes en las propiedades del material, teniendo un efecto similar al de un sobrevejecimiento, en el cual el material muestra propiedades parecidas a las de un material recocido [1, 3, 40, 46, 47, 53 - 55]. Se ha establecido que a temperaturas cercanas a la de tratamiento térmico (155 °C), se da origen a procesos difusivos, los cuales a su vez provocan reacciones químicas entre los elementos de las fases presentes, que dan como resultado un cambio microestructural liderado por el reblandecimiento y engrosamiento de precipitados como el $\text{Fe}_3\text{SiAl}_{12}$. Debe tenerse en cuenta que a mayor tamaño de partícula hay mayor probabilidad de fractura.

Sin embargo, en las aleaciones de AlSiMg el Si tiene la mayor influencia por efectos de descohesión entre las placas de Si y la matriz, la cual puede ser promovida por la temperatura. Aunque teóricamente se ha destacado que las partículas de Si y Mg_2Si crecen y aumentan en cantidad, en el presente trabajo fue notable el aumento en la cantidad de las partículas con el aumento de la temperatura, pero en ninguno de los dos casos se determinó un aumento del tamaño de partícula. Se plantea que el aumento en el número de partículas de Si se debe principalmente a la fragmentación que estas sufren durante el proceso de calentamiento y que por el contrario; el incremento de las partículas de Mg_2Si se debe a la formación de nuevos precipitados. Debe tenerse en cuenta que la reacción de formación de precipitados de Mg_2Si es reversible por efectos de la temperatura [56, 57].

Conclusiones

Los cambios microestructurales esperados en la aleación A356-T6 fueron evidenciables a temperaturas por encima de 100 °C, siendo más pronunciados a temperaturas cercanas a la de tratamiento térmico (155 °C). Se deduce entonces, una variación de las propiedades mecánicas tales como la resistencia mecánica y la ductilidad; como un resultado directo del cambio microestructural observado y analizado en la discusión.

Es importante recordar que las cargas impuestas durante el servicio de los conectores es el principal parámetro de diseño con respecto a las propiedades mecánicas que estos deben poseer, por lo que el estudio de las variaciones microestructurales se vuelven un aspecto de suma relevancia.

Agradecimientos

Los autores desean expresar sus agradecimientos al Ing. Marco Paniagua por su ayuda en el análisis metalográfico.

Referencias

1. C. Saenz de Magarola, J. Beltran. "Manual del aluminio". *Principios y procedimientos modernos de fabricación*. Barcelona. Reverté. 11ª ed. 1959. pp. 653-691.

2. J. P. Sancho, J.J. Del Campo, K. G. Grjotheim. *La Metalurgia del aluminio*. Dusseldorf. Aluminium. 1994. pp. 1-12.

3. P. Fernández. *Estudio de las propiedades mecánicas de conectores de alta tensión bajo efectos de temperatura elevada*. Tesis de Maestría. Medellín. Universidad Pontificia Bolivariana. 2005. pp. 17-140.

4. W. F. Smith. *Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales*. España. McGraw Hill. 3ª ed. 1998. pp. 446-460.

5. Lorunser-Leichtmetal. *Connectors for substations*. Austria: Manual de Fabricante. pp. 1-27.

6. SIEIS. *Morsetteria per alta tensione*. connettori di potenza. Italia: Manual de Fabricante. pp. 1-18.

7. K. P. Funaca. *Conectores para subestaciones hasta 800kV*. Venezuela: Manual de Fabricante. pp. 1-48.

8. CEGERS. "Appareillage électrique. Racores Nema 500 kV". Manual de Fabricante. 1983. pp. 1-2.

9. SIMEL. *Instrucciones de montaje y mantenimiento de racores de alta y muy alta tensión*. Francia: SIMEL, Manual de Fabricante. 1988. pp. 1-18.

10. Simmel-Gamme Sinemex. *Raccords haute tension*. Francia: Manual de Fabricante. 1990. pp. 1-80.

11. E. H. V. Burndy. Substation Products. Aluminum Alloys Connectors. Manual de Fabricante. 1994. pp. 1-62.

12. Edelca Electrificadora Del Caroni C.A. *Especificaciones Técnicas Generales de Subestaciones*. Venezuela. 1991. pp. 1-26.

13. G. Di Troia, K. Woo, W. Zahlman. *Connector theory and application-a guide to connection design and specification*. 3ra. Ed. s.l.: FCI. Electrical. 1998. pp. 1-25. http://www.fciconnect.com/products/technical_01_01.asp. Consultada noviembre 21 de 2003.

14. C. C. Menzemer, L. Fei, T. S. Srivatsan. Design criteria for bolted connection elements in aluminum alloy 6061. *Journal of Mechanical Design*. Vol.121. 1999. pp. 348.

15. J. D. Sprecher et al. Wedge-connector technology in power utility applications. AMP. *Journal of Technology*. Vol. 5. 1996. pp. 4-13.

16. *Aluminum Electrical Conductor Handbook*. New York. The Aluminum association, 1989. 3ª ed. Caps. 1-3, 5-6, 13.

17. D. Beeman. *Industrial Power Systems Handbook*. New York: Mc Graw Hill. 1955. pp. 180-190.

18. Y. Mizuno. "Assesment of thermal deterioration of transmission line conductor by probabilistic method".

- IEEE Transactions on Power Delivery*. Vol. 13. 1998. pp. 266-271.
19. G. P. Luo, J. G. Lu, J. G. Zhang. "Failure analysis on bolt-type power connector's application". *IEEE*. 1999. pp. 77-86.
 20. J. Steinsleger. *El tango del apagón en Argentina. Y todo a media luz*. Masiosare, 1999. pp. 1-4. [en línea]. <http://www.jornada.unam.mx/1999/abr99/990411/mas-media.html>. Consultada marzo 18 de 2003.
 21. Interconexión Eléctrica S.A. E.S.P. Dirección Planeación, Evaluación y Desarrollo del Mantenimiento: *Informe anual de termografía*. Medellín: ISA. 2000. pp. 1-45.
 22. Interconexión Eléctrica S.A. E.S.P. Dirección Planeación, Evaluación y Desarrollo del Mantenimiento: *Manual de Mantenimiento de Conectores de Alta tensión*. Medellín: ISA. 2003.
 23. R. Bergmann. *Model to assess the reliability of electrical joints*. IEEE. 1996. pp. 180-188.
 24. M. Braunovic. "Effect of current cycling on contact resistance, force, and temperature of bolted aluminum-to-aluminum connectors of high ampacity". *IEEE Transactions on Components, Hybrids and Manufacturing Technology*. Vol. CHMT-4. 1981. pp. 57-69.
 25. C. Lahaye. "Influence of some parameters in the performances and stability of the electrical characteristics of contacts made of aluminum alloy in the industry". *Proceedings Conferences on Electrical Contacts*. Francia. pp. 499-508.
 26. B. R. Lyon Jr., G. L. Orlove, D. L. Peters. *The Relationship between current load and temperature for quasi-steady state and transient conditions*. North Billerica: Infrared Training Center. 2000. pp. 1-9.
 27. A. Öberg, K. E. Olsson, A. Bohlin. "Testing of power connectors – influence of testing parameters". *Proceedings Conferences on Electrical Contacts*. 1990. pp. 493-498.
 28. V. Massardier, T. Epicier, P. Merle. "Correlation between the microstructural evolution of a 6061 aluminum alloy and the evolution of its thermoelectric power". *Acta Materialia*. Vol. 48. 2000. pp. 2911-2924.
 29. P. Fernández, J. G. Maya. "Efecto de la temperatura elevada en las propiedades mecánicas de los conectores de alta tensión". *Revista Dyna*. Universidad Nacional-Medellín. 2004. pp. 37-43.
 30. ASM Handbook. *Properties and Selection: Non ferrous alloys and special purpose*. New York. ASM Internacional. 9a. Ed. Vol. 2. 1985. pp. 1-215.
 31. National Electric Manufacturer's Association. *Electric Power Connectors for substations*. Washington. NEMA. (Norma NEMA CC1-1984). 1984. pp. 1-18.
 32. American National Standards Institute. *Electric connectors: connectors for use between aluminum-to-aluminum or aluminum-to-copper bare overhead conductors*. New York. ANSI. (Norma: ANSI C119.4-1991). 1991. pp. 1-10.
 33. ANCE. *Industria Eléctrica–Conectores de aluminio tipo mecánico: Especificaciones y métodos de prueba*. México. ANCE. (Norma NMX-J-383-1994-ANCE). 1994. pp. 1-33.
 34. Canadian Standards Association. *Electric power connectors for use in overhead line conductors*. Montreal. CSA. (Norma: CSA C 57-1966). 1966. pp. 1-25.
 35. Instituto Colombiano de Normas Técnicas y Certificación. *Conectores para uso entre conductores aéreos de aluminio o aluminio-cobre*. Bogotá. ICONTEC. (Norma NTC 2244). 1987. pp.1-21.
 36. Instituto Colombiano de Normas Técnicas y Certificación. *Conectores Eléctricos de Potencia para subestaciones*. Bogotá:ICONTEC. (Norma NTC 2155). 1986. pp.1-24.
 37. B. Herrman, N. Stein, G. Kiebling. "Short circuit effects in HV substations with strained conductors systematic full scale test and a simple calculations methods". *IEEE Transactions on Power Delivery*. Vol. 4. 1989. pp. 1021-1028.
 38. P. Fernández M., V. Martínez, J. Cruz. "Estudio del comportamiento mecánico y microestructural de la aleación de aluminio A356-T6 sometida a altas temperaturas". *Memorias III Congreso Internacional de Materiales Simposio Materia. VIII Congreso Nacional de Corrosión y Protección*. 2005. pp. 1-11.
 39. E. M. Van Lanker. *Metallurgy of aluminium alloys*. New York: John Wiley and Sons. 1967. pp. 488.
 40. ASM Handbook. *Heat Treating*. New York. ASM International. 1985. Vol. 4. pp. 841-879.
 41. R. M. Brick, A. Phillips. *Metallurgical Engineering Series*. New York: Mc Graw Hill. 2^{da} ed. 1949. pp. 132-180.
 42. K. M. Entwistle. "Precipitation in aluminium alloys". *Metals and Materials*. Vol. 8. 1974. pp.302-303.
 43. L. Pedersen, L. Arnberg. "The effect of solution heat treatment and quenching rates on mechanical proper-

- ties and microstructures in AlSiMg foundry alloys”. *Metallurgical and Materials Transactions A*. Warrendale, EEUU. Vol. 32A. 2001. pp. 525-532.
44. M. D. Dighe, A. M. Gokhale, M. Horstemeyer. “Effect of loading condition and stress state on damage evolution of silicon particles in an Al-Si-Mg base cast alloy”. *Metallurgical and Materials Transactions A*. Warrendale. EEUU. Vol. 33A. 2002. pp. 555-565.
 45. C. H. Cáceres, C. J. Davidson, J. R. Griffiths and Q. G. Wang. “The effect of Mg on the microstructure and mechanical behavior of Al-Si-Mg casting alloys”. *Metallurgical and Materials Transactions A*. Warrendale, EEUU. Vol. 30A. 1999. pp. 2611-2617.
 46. H. Sehitoglu, X. Qing, T. Smith, H. Maier and J. A. Allison. “Stress-strain response of a cast 319-T6 aluminum under thermomechanical loading”. *Metallurgical and Materials Transactions A*. Warrendale, EEUU. Vol. 31A. 2000. pp. 139-150.
 47. T. Smith, H. Maier, H. Sehitoglu, E. Fleury and J. Allison. “Modeling high temperature stress-strain behavior of cast aluminum alloys”. *Metallurgical and Materials Transactions A*. Warrendale, EEUU. Vol. 30A. 1999. pp. 133-146.
 48. H. Oikawa, N. Matsumo, S. Karashima. “Creep mechanism of Al-Mg alloys at high temperatures”. *Metal Science*. Vol. 9. 1975. pp. 209-212.
 49. M. P. Groover. *Fundamentos de manufactura moderna: materiales, procesos y sistemas*. México: Prentice Hall. 1997. pp. 131-155.
 50. V. L. Antunes Da Silveira, S. Lima Porciúncula, W. Arno Manheimer. “Aspectos metalúrgicos do comportamento de fiaçao eléctrica em ligas de aluminio com revestimento metálico”. *Metalurgia-ABM. Sao Paulo*. Vol. 37. 1981. pp. 645-650.
 51. R. Ayres. “Enhanced ductility in an Aluminum-4 pct Magnesium alloy at elevated temperature”. *Metallurgical Transactions A. Warrendale*. EEUU. Vol. 8A. 1977. pp. 487-492.
 52. H. Oikawa, J. Kariya, S. Karashima. “Some activation parameters in steady-state creep of aluminium-magnesium alloys at high temperatures”. *Metal Science*. Vol. 8. 1974. pp. 106-111.
 53. K. Adomah, Y. Mizuno, K. Naito. “Probabilistic assessment of the reduction in tensile strength of an overhead transmission line’s conductor with reference to climatic data”. *IEEE Transactions on Power Delivery*. Vol. 15. 2000. pp. 1221-1224.
 54. F. Jakl, A. Jakl. “Effect of elevated temperatures on mechanical properties of overhead conductors under steady state and short-circuits conditions”. *IEEE Transactions on Power Delivery*. Vol. 15. 2000. pp. 242-246.
 55. G. D. Troia. “Effects of high temperature operation on overhead transmission full-tension joints and conductors”. *FCI. Electrical*. 2000. pp. 1-7. http://www.fciconnect.com/pdf/tlib/FCI_Electrical_Effects_of_High_Temp_On_Overhead.pdf. Consultada el 21 de noviembre de 2003.
 56. W. Smith. “The effect of reversion treatments on precipitation mechanisms in an Al-1.35 at pct Mg₂Si alloy”. *Metallurgical Transactions*. Vol. 4. 1973. pp. 2435-2440.
 57. A. M. Gokhale, M. D. Dighe, M. Horstemeyer. “Effect of temperature on silicon particle damage in A356 alloy”. *Metallurgical and Materials Transactions A*. Vol. 29A. 1998. pp. 905-907.