

Variación microestructural por diferentes velocidades de enfriamiento en un tratamiento térmico de recocido de ablandamiento en aleación de uso aeroespacial

Juan Lacoste, Ana Laura Cozzarín(*), Daniel Tovio, Alfredo González

ProInTec I&D, Departamento de Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de La Plata, (UNLP), 1900, BA, Argentina

(*) Email: acozzarin@ing.unlp.edu.ar

Introducción

En el campo de la industria aeroespacial resulta de vital importancia la relación resistencia-peso de los materiales utilizados. En las aleaciones de aluminio de alta resistencia la incorporación de Litio tiene la particularidad de reducir la densidad y presenta características de endurecimiento por precipitación deseables. Además, el módulo de elasticidad del aluminio puro se incrementa aproximadamente un 6% en cada adición de 1% en peso de Li.

En el grupo ProInTec I&D se trabajó en el desarrollo de la aleación AA2195, y con el objetivo de procesarla para obtener chapas del orden de los 2 mm de espesor se realizó un estudio de las condiciones en recocido total, basado en experiencias anteriores, sobre aleaciones de aluminio de la serie 2XXX. Si bien este tratamiento térmico suponía la obtención de un material más susceptible de ser deformado plásticamente, al efectuarlo se encontró que el mismo presenta una gran cantidad de fase interdendrítica y en el interior de los granos, una fase con forma de estructura acicular rica en litio (Al_2CuLi), la cual no favorece la capacidad de deformación plástica de los materiales metálicos, ya que actúa como concentrador de tensiones. En función de esto se ha desarrollado un tratamiento térmico alternativo capaz de generar una condición microestructural que se adapte a las exigencias impuestas por el proceso de deformación en la fabricación de chapas.

Desarrollo experimental

El desarrollo de tareas ha consistido en el procesado completo de la aleación AA2195, partiendo desde la fusión. Para ello, se utilizó un método de colada por surgencia, utilizando un único canal de alimentación ya que las características de la placa a obtener no requerían ataques adicionales, así mismo se implementó un montante de arena en la parte superior para disminuir la extracción calórica de la zona.

Con el fin de establecer la condición de partida desde el punto de vista microestructural de la placa, antes de comenzar con su procesado se generaron muestras metalográficas en la condición de "como colada" sin ataque químico con diferentes aumentos, previo al tratamiento térmico de homogeneizado.

Habiendo establecido la microestructura de partida se procedió a realizar un tratamiento de homogeneizado. Los parámetros correspondientes a este se han establecido a partir de experiencias llevadas a cabo en ProInTec I&D sobre aleaciones de la serie 2XXX, ya que al ser una aleación estratégica en el desarrollo aeroespacial no se encuentra material bibliográfico disponible que indique los valores de temperatura y tiempo para realizar el homogeneizado de la aleación. El proceso se realizó en un horno eléctrico de resistencias a una temperatura de 480 °C durante 22 horas.

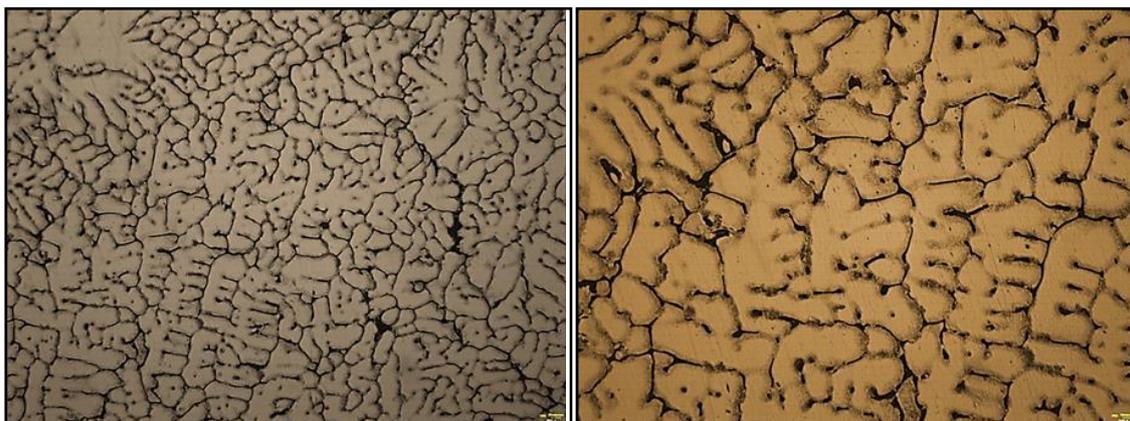


Figura 1: Aleación AA2195 en condición "como colada". Izquierda: 100x. Derecha: 200x.

A continuación, se presentan imágenes de las micrografías realizadas luego del homogeneizado. En ellas puede notarse un cambio sustancial de la microestructura, disolviendo parte de la fase que se encuentra en las zonas interdendríticas.

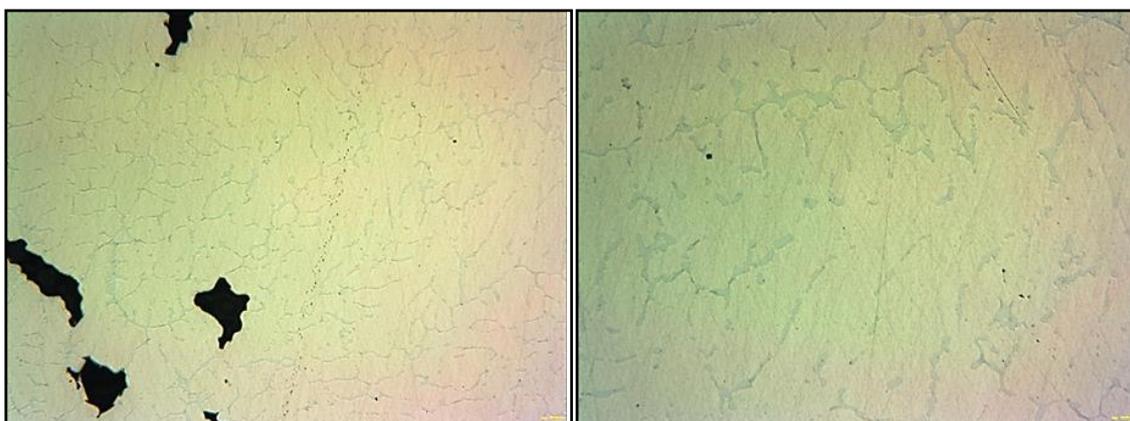


Figura 2: Aleación AA2195 en condición homogeneizada. Izquierda: 100x. Derecha: 200x.

Contando con el material en estado homogeneizado, también sobre el sustento de estudios previos en aleaciones de aluminio de alta resistencia, se decidió llevar a cabo un recocido de ablandamiento.

El tratamiento térmico de recocido de ablandamiento sirve para la precipitación amplia de constituyentes de la aleación que se encuentran disueltos, sobresaturados, en forma gruesa, o para la transformación de precipitados coherentes y/o parcialmente coherentes en fases incoherentes, estables. En las aleaciones de alta resistencia estudiadas anteriormente se realizaron recocidos de ablandamiento durante 2 – 3 horas a 415 °C con posterior enfriamiento a una velocidad inferior a 30 °C/h hasta los 290 °C y luego se dejaba enfriar en el horno a una velocidad superior a la anterior.

En este caso, para la aleación AA2195 se realizó a una temperatura de 420 °C durante 3 horas, con un enfriamiento a una velocidad menor a 30 °C/h hasta los 290 °C y luego se dejó enfriar en el horno hasta la temperatura ambiente, tardando para ello más de 12 horas.

Como puede notarse en la figura 3, las muestras presentan una gran cantidad de fase interdendrítica y en el interior de los granos una fase de geometría acicular.

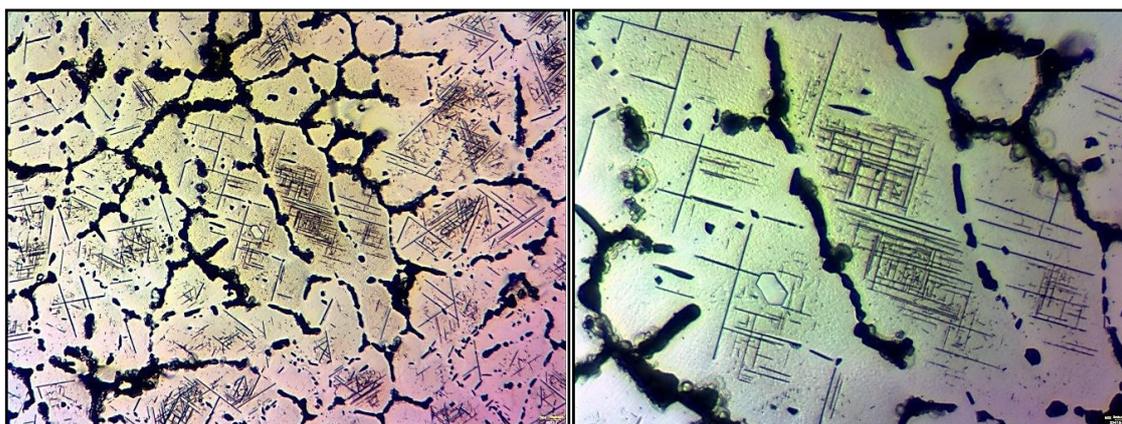


Figura 3: Aleación AA2195 con recocido de ablandamiento. Izquierda: 200x. Derecha: 500x.

Esta fase que se presenta en el interior de los granos, según bibliografía consultada, se trataría de Al_2CuLi (T1). Durante la solidificación aparece a partir de los $475\text{ }^\circ\text{C}$ aproximadamente en los límites de grano y es ella la responsable del endurecimiento de la aleación en rangos bajos de temperatura ya que, luego de solubilizarse, precipita principalmente en temperaturas que van de 140 a $260\text{ }^\circ\text{C}$ y con morfología en forma de placa. En estudios a temperaturas por debajo de los $120\text{ }^\circ\text{C}$ no se aprecian signos de nucleación de la fase T1.

Una vez alcanzada esta condición, el material ha sido procesado por laminación a una temperatura de $440\text{ }^\circ\text{C}$, partiendo de un espesor aproximado de 29 mm hasta alcanzar un espesor final de 4 mm . Si bien no se analiza estrictamente en el presente trabajo la respuesta del mismo a la deformación plástica en caliente, se destaca el comportamiento y evolución microestructural del material, principalmente de la fase T1.

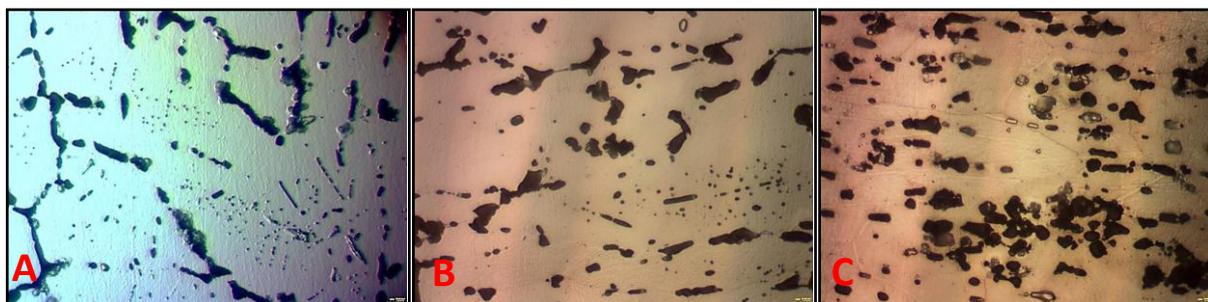


Figura 4: Aleación AA2195 con recocido de ablandamiento laminada en caliente a $440\text{ }^\circ\text{C}$. Porcentaje de deformación: (A) 44%; (B) 55%; (C) 86%. Aumentos: 200x.

Las imágenes anteriores muestran la evolución microestructural a medida que el porcentaje de deformación y el tiempo en horno aumentan. Nótese que a medida que el proceso avanza se aprecia un cambio considerable en términos de morfología y cantidad presente de la fase T1. Como se mencionó esta fase se desarrolla principalmente entre los $140\text{ }^\circ\text{C}$ y $260\text{ }^\circ\text{C}$, por lo cual es de esperarse que a $440\text{ }^\circ\text{C}$ la misma se disuelva.

Si comparamos la imagen A (44% de deformación) con la imagen B (55% de deformación) puede apreciarse una mayor orientación en la dirección de laminación. Al mismo tiempo con este fenómeno, resulta notable la disminución en la presencia de la fase T1.

Habiendo alcanzado el espesor final deseado de 4 mm (Imagen C - 86% de deformación) se percibe una microestructura de segunda fase fuertemente orientada en la dirección de laminación. A esta situación se suma una notable disminución, como venía sucediendo, en la presencia de la fase T1, la cual se encuentra prácticamente ausente.

Si bien no es el objetivo de este trabajo, debe destacarse que en los estudios realizados sobre la aleación AA2195 se pretendía elevar al máximo su capacidad de asimilación de deformación plástica en caliente. En este sentido, la morfología de la fase T1 de estructura acicular resulta ser una complicación en términos de sanidad del material al momento de la obtención de chapas laminadas, fundamentalmente porque su morfología juega un rol perjudicial en la capacidad de asimilar deformación plástica por parte del material, principalmente por su carácter de concentrador de tensiones y por ende facilitador de problemas de inicio y propagación de fisuras.

Debido a esto, resulta estrictamente necesario evitar la presencia de esta fase rica en litio en forma de placas, motivo por el cual se ha planteado una sensible modificación en el tratamiento térmico de recocido de ablandamiento, consistente en una variación en el proceso de enfriamiento del material, más precisamente, un temple en agua al alcanzar los 290 °C.

La intencionalidad de este temple fue inhibir la formación de la fase T1 dentro de los granos, esperando que estos, resulten mas capaces de responder positivamente a la deformación plástica. Luego de mantener por 3 horas el material a 420 °C se comenzó un enfriamiento lento a menos de 30 °C/h hasta los 290 °C y posteriormente se templó en agua a temperatura ambiente.

Resultados y discusión

Como ya se ha dicho, en conocimiento de las limitaciones en cuanto a la capacidad de asimilación de deformación plástica que presenta un material cuya microestructura cuenta con segundas fases de morfología acicular se ha planteado un tratamiento térmico alternativo al recocido de ablandamiento tradicional, buscando establecer una variación microestructural óptima para la obtención de chapas por laminación.

De esta manera, repitiendo los pasos del tratamiento térmico original y realizando un temple en agua a temperatura ambiente una vez alcanzados los 290 °C se obtuvo la siguiente microestructura.

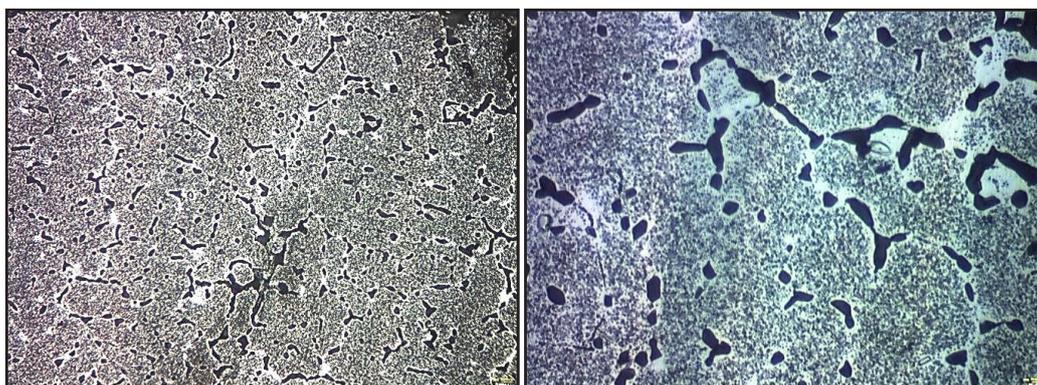


Figura 5: Microestructura resultante luego del recocido de ablandamiento modificado.
Izquierda: 200x. Derecha: 500x.

Como puede observarse en las micrografías anteriores, se percibe una disminución de la cantidad de fase que se encuentra dispuesta de manera interdendrítica y a su vez la fase T1 no se encuentra en forma de placa en el interior de los granos, estas condiciones podrían ser beneficiosas para el proceso de deformación plástica por laminación.

Cabe destacar que la variación presente en el tratamiento térmico es el único cambio realizado. Luego de esto el material fue sometido a un nuevo proceso de deformación con parámetros de laminación análogos a los del primer caso. Para comparar fielmente el efecto

de la variación microestructural presente en el material se extrajeron muestras con similares porcentajes de deformación a las indicadas en la figura 4.

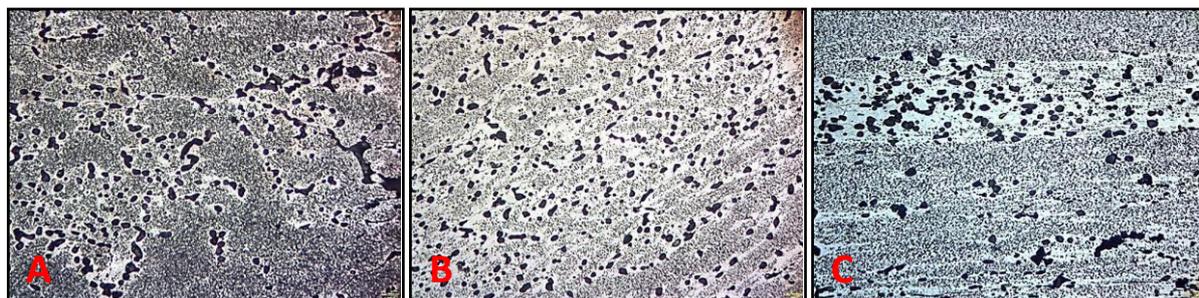


Figura 6: Aleación AA2195 con recocido de ablandamiento modificado laminada en caliente a 440°C. Porcentaje de deformación: (A) 44%; (B) 55%; (C) 86%.

En el primer caso (A), como era de esperarse, no existe aún, una clara orientación en la dirección de laminación, situación que se corresponde con el comportamiento expresado por el material con recocido de ablandamiento con enfriamiento lento, para un similar porcentaje de deformación. Aunque se percibe una mejor asimilación de la deformación por parte del material en vistas de una superficie sana sin grietas ni fisuras destacables.

Continuando con la deformación, la muestra (B) expone una orientación de la microestructura en la dirección de laminación. Por otro lado, en términos macroscópicos, la superficie del material presenta una mayor cantidad de grietas y fisuras, lo que es esperable, aunque se mantiene siempre en un grado de daño sustancialmente menor al del material con recocido de ablandamiento con enfriamiento lento para un comparable porcentaje de deformación. Por último, la muestra (C) expone una situación aún más pronunciada de los fenómenos indicados para las muestras (A) y (B), como puede apreciarse en la figura 6.

Una vez finalizado el proceso, puede destacarse la influencia que tenía la fase T1, según su morfología, sobre la respuesta del material a la deformación, ya que, si bien a nivel microestructural se percibe la esperable direccionalidad en función del trabajado, en términos de sanidad de la chapa obtenida, existe una gran diferencia para mejor, de la chapa procedente del tratamiento térmico de recocido de ablandamiento modificado respecto de la original con recocido de ablandamiento con enfriamiento lento.

Este resultado es tan claro que puede apreciarse a simple vista el efecto producido por la presencia o no, de la fase T1 (Al_2CuLi) en la capacidad de asimilación de deformación plástica por parte del material, obteniéndose de esta manera chapas sustancialmente más sanas y de mejor terminación superficial con el tratamiento térmico alternativo propuesto.

En las imágenes siguientes se puede apreciar claramente la diferencia existente en cuanto a condición física resultante de las chapas luego de la deformación. Mientras que en la chapa con recocido de ablandamiento con enfriamiento lento (fase T1 con morfología de placas en el interior de los granos) se ve gran cantidad de escamaciones y fisuras sobre la cara de laminación, y un lateral irregular y agrietado, en la chapa deformada con recocido de ablandamiento modificado no se percibe la presencia de escamas y se dispone de una superficie mucho más sana, mientras que los laterales se encuentran con muy pocas irregularidades y agrietamiento.

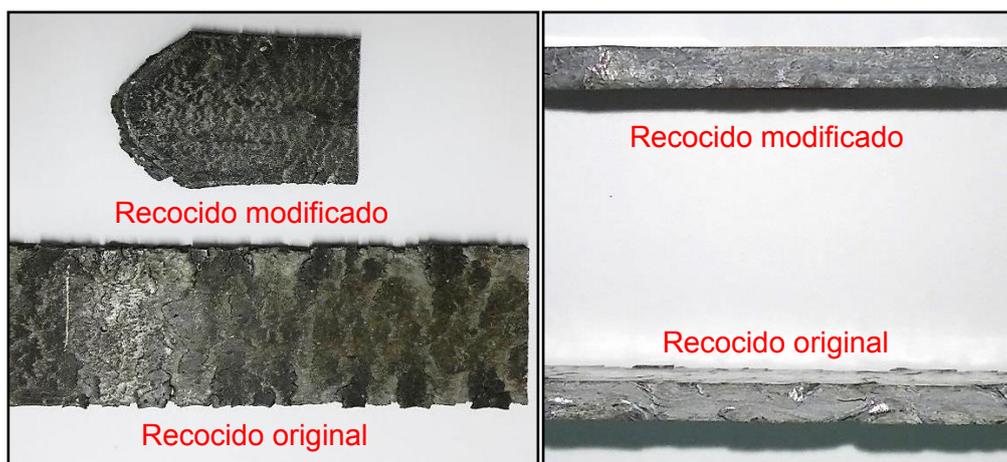


Figura 7: Efecto de la presencia de la fase T1 (Al_2CuLi) con morfología acicular en la sanidad de chapas de aluminio AA2195 obtenidas por deformación plástica en caliente.

Conclusiones

Como se ha expresado en el desarrollo del trabajo, en función de la microestructura resultante de un recocido de ablandamiento tradicional y la afección que esta genera en términos de sanidad y terminación superficial sobre el procesado de chapas de aluminio AA2195, se ha estudiado y establecido el diseño de un nuevo tratamiento térmico. Para mejorar la capacidad de deformación plástica del material se efectuó un recocido de ablandamiento similar a aquel que se utilizaba en las aleaciones de aluminio de alta resistencia estudiadas previamente ya que al analizar la microestructura resultante se encontró una fase en el interior de los granos en forma acicular.

Luego de las investigaciones y los estudios experimentales realizados se puede inferir que esta fase que se encuentra allí presente se trataría de Al_2CuLi (T1) y luego de solubilizar la aleación, la fase precipitaría principalmente entre los 140 y los 260 °C.

Si se lamina la aleación con recocido de ablandamiento tradicional a 440 °C, la fase T1 a medida que transcurre el tiempo se disuelve, por lo que a esa temperatura la aleación en equilibrio presenta la fase de forma acicular en el interior del grano.

Cuando se realizó una variante al recocido de ablandamiento tradicional (mantener a 420 °C, enfriar a una velocidad inferior a 30 °C/h hasta 290 °C y luego templar en agua) no se encontró la fase en el interior del grano en forma acicular.

El hecho de generar condiciones microestructurales diferentes en el material, a partir de distintos recocidos de ablandamiento, ha permitido evaluar netamente la influencia de la fase T1 según su morfología.

Al laminar en caliente el material en diferentes condiciones, se ha percibido que su respuesta y capacidad de asimilar la deformación resulta muy diferente. Esto se manifiesta principalmente, en el estado físico de las chapas laminadas, donde para valores comparables de deformación acumulada, el material con recocido de ablandamiento y enfriamiento rápido presenta un estado de sanidad superior al que no cuenta con esta variante en el recocido.

De esta manera, resulta claro que la morfología de esta fase (T1) en la microestructura tiene una influencia directa en la capacidad del material de asimilar la deformación plástica, obteniéndose resultados de calidad superior, cuando se evita su presencia en forma de placas en el interior de los granos del material.

Bibliografía

- [1] A.Hekmat-Ardakam, E.M. Elgallad. Microstructural evolution and mechanical properties of as – cast and T6-treated AA2195 DC cast alloy. (2012)
- [2] Time-Temperature – Precipitation Behavior in Al-Li Alloy 2195. Nasa/TM-2002-211548
- [3] J.S. Ekvall, J.E. Rhodes. G.G. Wald, ASTM STP 761 (1982) 328.
- [4] Y.X.Du,X.M.Zhang,L.Y.YE,S.D.Liu,Trans.NonferrousMet.Soc.China16 (2006) 321–326.
- [5] R.Crooks,Z.Wang,V.I.Levit,R.N.Shenoy,Mater.Sci.Eng.A257(1998) 145–152.
- [6] C.P.Blankenship,L.R.Kaisand,Scr.Mater.34(1996)1455–1460.
- [7] K.Surekha,B.S.Murty,K.PrasadRao,Surf.Coat.Technol.202(2008) 4057–4068.