

**Republic of IRAQ  
Ministry of Higher Education  
and Scientific Research  
University of Babylon**



*Increasing of Properties of Al- Alloys Used in Aerospace*

**A Thesis Submitted to College of Engineering – Department of  
Materials Engineering as a part of Requirements of Obtaining  
The Master’s Degree in Materials Engineering  
By The Engineer:-**

**Basem Mohysen Mohammed**

**August ٢٠٠٤**

## ABSTRACT

It is well established now that Al-Based Alloys possess special properties which find wide applications in aerospace industries. Precipitation hardening is probably one of their main behaviour extensive information are available elsewhere . The philosophy behind these works is to understand nature, mechanism and kinetics of these processes.

This study represents an attempt in this respect to increase thermal stability of (Al-Cu-Mg) and (Al-Cu-Mg-Zn) alloys.

Several mechanisms were used to improve performance of these alloys such as: Alloying elements, Heat treatment, Powder Metallurgy, and Thermo-mechanical treatment. Silicon carbide particles were added to (Al- $\gamma$ Cu- $\gamma$ Mg) alloy in a percentage of (0, 10, and 10 %) then heat-treated.

To evaluate the performance of the prepared alloys several testes were conducted such as: Density measurement, hardness test and heat treatment, which include: solution treatment, natural aging, artificial aging and thermo-mechanical treatment. In addition to Oxidation and thermal shock tests. Sliding wear and metallographic tests were also carried out.

Alloy (A)(Al- $\gamma$ Cu- $\gamma$ Mg) was superior in terms of hardness and thermal stability compared to alloy (B)(Al- $\gamma$ Cu- $\gamma$ Mg- $\gamma$ Zn) and the composites (C) ((Al- $\gamma$ Cu- $\gamma$ Mg)/0% SiC ) , (D)((Al- $\gamma$ Cu- $\gamma$ Mg)/10% SiC) , (E)((Al- $\gamma$ Cu- $\gamma$ Mg)/10% SiC) .

The increase in hardness of the alloy (A) after (10%) deformation and aging at (200°C) was (146 %) compared to the solution treatment condition in addition to high resistance to oxidation and wear.



جمهورية العراق  
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي  
جامعة بابل / كلية الهندسة

## زيادة مقاومة سبائك الألمنيوم المستخدمة في صناعات الفضاء لدرجات الحرارة العالية

رسالة مقدمة إلى قسم هندسة المواد في كلية الهندسة / جامعة بابل  
وهي جزء من متطلبات نيل درجة الماجستير علوم في هندسة المواد

من قبل المهندس  
باسم محيسن محمد الزبيدي

بإشراف  
الأستاذ الدكتور  
عبد الواحد كاظم راجم البكري

رجب ١٤٢٥ هـ

آب ٢٠٠٤ م

بِسْمِ اللَّهِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ

(يَرْفَعُ اللَّهُ الَّذِينَ آمَنُوا مِنْكُمْ وَالَّذِينَ

آمَنُوا بِالْعِلْمِ وَكَرِهْتُمْ وَاللَّهُ بِمَا تَعْمَلُونَ خَبِيرٌ .)

صِدْقُ اللَّهِ الْعَلِيِّ الْعَظِيمِ

سُورَةُ الْجَاثِيَةِ ، آيَةٌ (11)

## **توصية الأستاذ المشرف**

أشهد أن إعداد هذه الرسالة ( زيادة مقاومة سبائك الالمنيوم المستخدمة في صناعات الفضاء لدرجات الحرارة العالية ) و المقدمة من قبل الطالب " باسم محيسن محمد " قد جرى تحت اشرافي في جامعة بابل – كلية الهندسة وهي جزء من متطلبات نيل درجة الماجستير علوم في هندسة المواد .

**المشرف**

**الدكتور عبد الواحد كاظم راجم البكري**

**المرتبة العلمية : استاذ**

## قرار لجنة المناقشة

نشهد بأننا أعضاء لجنة المناقشة قد إطلعنا على الرسالة الموسومة " زيادة مقاومة سبائك الألمنيوم المستخدمة في صناعات الفضاء لدرجات الحرارة العالية " المقدمة من قبل الطالب " باسم محيسن محمد الزبيدي " , و قد ناقشنا الطالب في محتوياتها وفيما له علاقة بها ورأينا أنها جديرة بالقبول لنيل درجة الماجستير علوم في هندسة المواد .

د. علي مطشر الزهيري  
عضواً  
أستاذ مساعد  
الجامعة التكنولوجية  
/ / ٢٠٠٥

د. عبد الواحد كاظم راجح  
عضواً (مشرفاً)  
أستاذ  
جامعة بابل  
/ / ٢٠٠٥

د. قحطان خلف الخزرجي  
رئيساً  
أستاذ  
الجامعة التكنولوجية  
/ / ٢٠٠٥

د. حيدر عبد الحسن حسين  
عضواً  
أستاذ مساعد  
جامعة بابل  
/ / ٢٠٠٥

مصادقة رئيس قسم هندسة المواد

أ.د. عبد الواحد كاظم راجح  
/ / ٢٠٠٥

مصادقة عميد كلية الهندسة

أ.م.د. هارون عبد الكاظم شهد  
/ / ٢٠٠٥

الإيمان

الله روح أيم الظاهرة

الله من أعانونا من بعد الله في الجناب الصواب... عاتقنا

بإسم

# شكر و تقدير

بعد شكر الله العلي العظيم على عظيم منه وقديم إحسانه والصلاة والسلام على اشرف الأنبياء والمرسلين أبي القاسم محمد وعلى آله الطيبين الطاهرين، لا يسعني إلا إن أتقدم بوافر الشكر والتقدير الى أستاذي الفاضل الأستاذ الدكتور عبد الواحد كاظم راجح لما أبداه من جهد قيم ورعاية علمية طيلة فترة البحث .

كما أتوجه بشكري إلى رئاسة جامعة بابل وعمادة كلية الهندسة وقسم هندسة المواد على منحي فرصة إكمال الدراسة ولا يفوتني أن أتقدم بالشكر إلى منتسبي مختبر المعادن ومختبر المواد الالمعدنية في قسم هندسة المواد والمكتبة المركزية في جامعة بابل والجامعة التكنولوجية لتقديمهم التسهيلات في انجاز هذا البحث .

كما اتوجه بالشكر إلى كل من ساهم في إظهار هذا البحث ، والله ولي التوفيق .

### 3-1 مقدمة INTRODUCTION

يتضمن هذا الفصل نتائج الاختبارات العملية الآتية:- حساب كثافة السبائك (Density of ) (Alloys)، المعاملة المحلولية (Solution - Treatment)، معاملة التعتيق الطبيعي (Natural Aging)، معاملة التعتيق الاصطناعي (Artificial Aging) في درجات ( ٢٠٠°C, ١٥٠°C, ١٧٠°C). و المعاملات الحرارية الميكانيكية (Thermo Mechanical Treatments) بنسب تشكيل (٢٪, ٤٪, ٦٪). ودرجات حرارة (٢٠٠°C, ١٧٠°C, ١٥٠°C). الأكسدة والصدمة الحرارية لطبقة الاوكسيد (Oxidation & Thermal Shock)، البلى الانزلاقي (Sliding Wear).

### 3-2 حساب كثافة العينات: (SPECIMENS DENSITY CALCULATION)

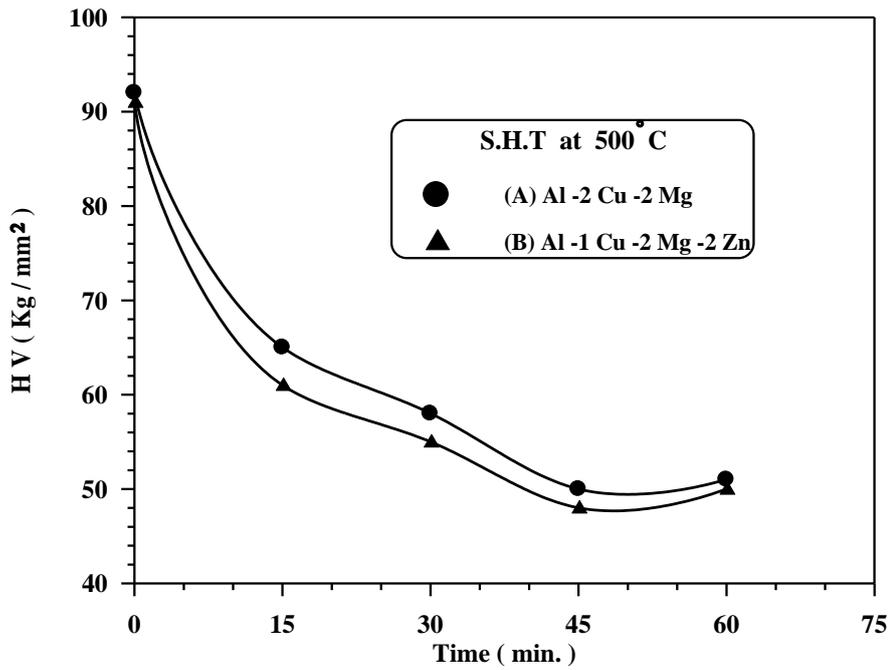
نتائج حساب كثافة العينات المستخدمة في البحث موضحة بالجدول (٣-١).

الجدول (٣-١) يوضح كثافة العينات

SPECIMEN	DENSITY (g/ cm <sup>٣</sup> )
A	٢.٦٨٣
B	٢.٥٨٨
C	٢.٥٦٦
D	٢.٥٩٧
E	٢.٦١٦

### 3-3 المعاملة المحلولية ( SOLUTION TREATMENT)

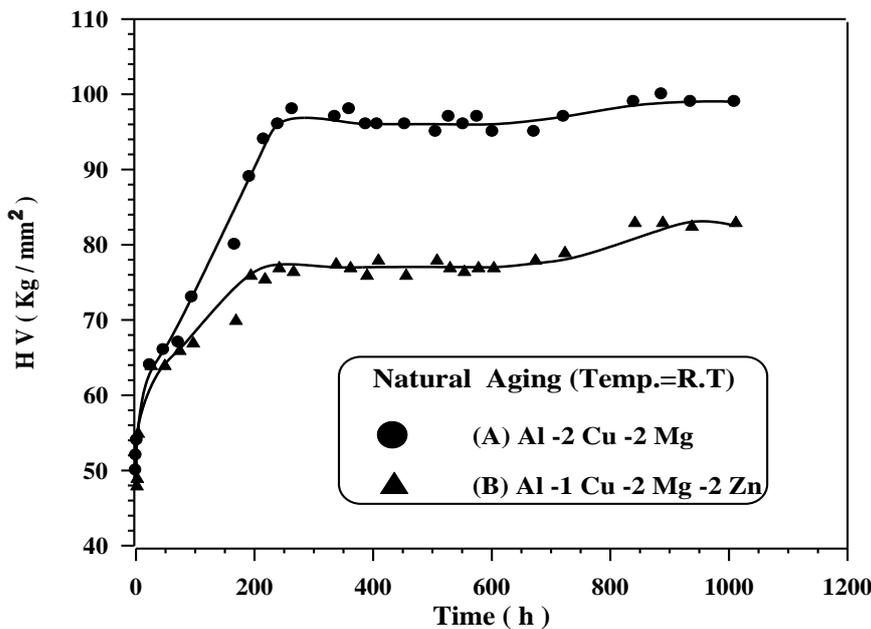
قيست الصلادة بعد إجراء معاملة المجانسة وكان معدل الصلادة للسبيكة ذات التركيب (Al-٢Cu-٢Mg) هو  $HV=92 \text{ Kg/mm}^2$  وللسبيكة ذات التركيب (Al-١Cu-٢Mg - ٢Zn) هو  $HV=91 \text{ Kg/mm}^2$ . وعند إجراء المعاملة المحلولية والاحماد ورسم العلاقة بين الصلادة المقاسة بعد الاحماد وزمن المكوث في درجة حرارة المعاملة المحلولية تم الحصول على الشكل (٣-١). الشكل السابق يبين حصول انخفاض مستمر في صلادة السبيكتين خلال (٤٥) دقيقة الاولى، حتى الوصول إلى أدنى صلادة عند الزمن ٤٥ دقيقة، لذا فقد اختيرت هذه المدة كزمن للمعاملة المحلولية لكلا السبيكتين ولجميع المعاملات الحرارية اللاحقة.



الشكل (٣-١) يوضح العلاقة بين الصلادة وزمن المعاملة المحلولية للسبائك (A, B)

#### ٣-٤ معاملة التعتيق الطبيعي (NATURAL AGING TREATMENT)

العلاقة بين الصلادة والزمن في هذه المعاملة موضحة بالشكل (٣-٢). إذ أظهرت السبيكة (A) ارتفاعاً مستمراً في قيم الصلادة لزمن تجاوز قليلاً (٢٠٠ hrs) وبعدها أبدت سلوكاً مستقراً بلغت معه الصلادة حوالي (٩٨ Kg/mm<sup>2</sup>) أما السبيكة (B) فإن الزيادة في صلابتها القصوى لم تبلغ قيمها قبل الاختماد وظهرت ميلاً للاستقرار بعد حوالي (٢٠٠ hrs) وقيم صلادة بحدود (٧٨ Kg/mm<sup>2</sup>).

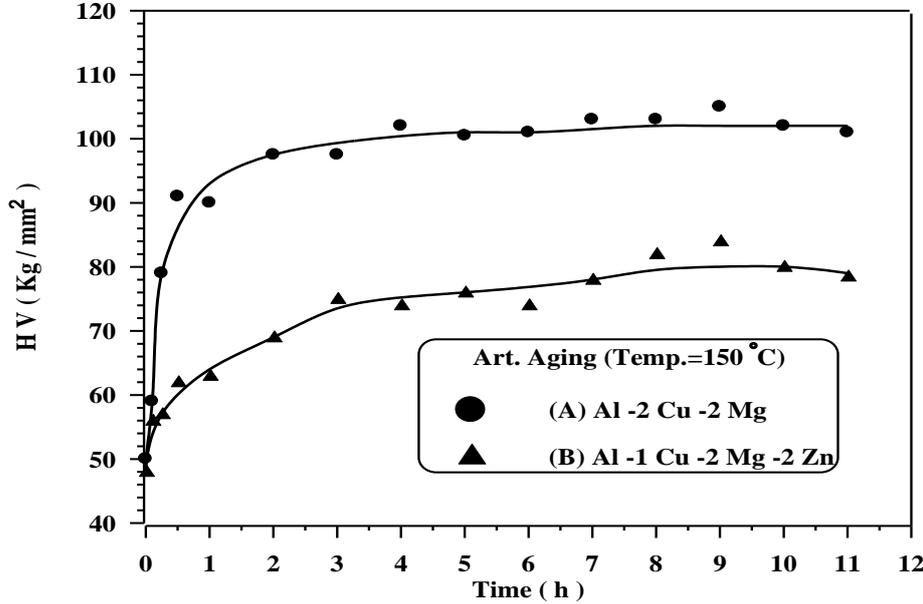


الشكل (٣-٢) يوضح العلاقة بين الصلادة وزمن التعتيق الطبيعي للسبائك (A, B)

#### ٣-٥ معاملات التعتيق الاصطناعي ARTIFICIAL AGING TREATMENTS

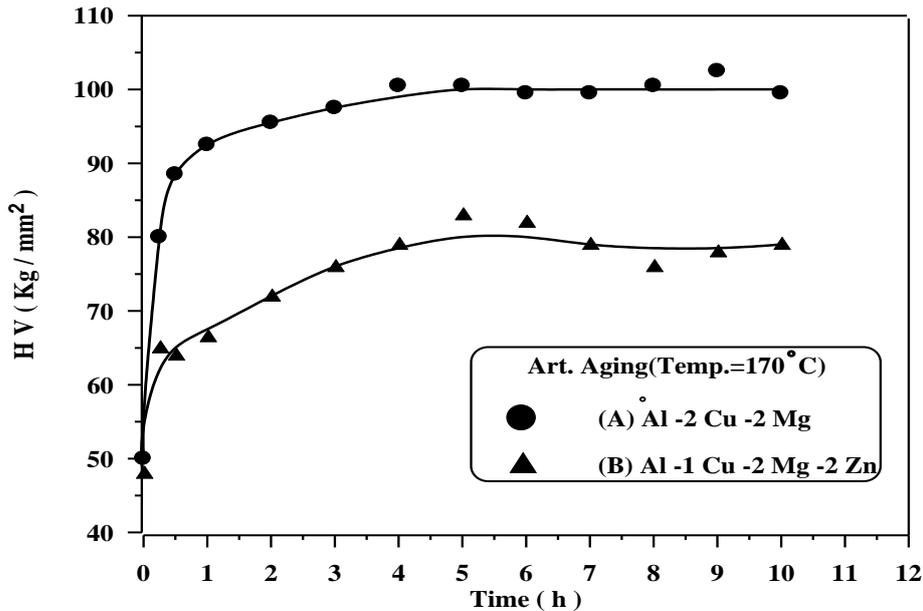
الفصل الثالث \* \* \* \* \* النتائج

الشكل (٣-٣) يوضح العلاقة بين الصلادة والزمن للسبائك خلال معاملة التعتيق الاصطناعي بدرجة (١٥٠°C) , اذ تزداد الصلادة بسرعة اكبر بكثير مما لوحظ في حالة التعتيق الطبيعي أي حصول حالة الاصلاد السريع ( RAPID HARDENING ) حيث وصلت الصلادة إلى ( ٧٤ Kg/mm<sup>2</sup> ) و ( ٩٩ Kg/mm<sup>2</sup> ) لكل من (A ,B) على التوالي خلال زمن مقداره ( ٣ , ٢ hrs تقريباً .



الشكل (٣-٣) يوضح العلاقة بين الصلادة وزمن التعتيق عند درجة (١٥٠°C) للسبائك ( A , B)

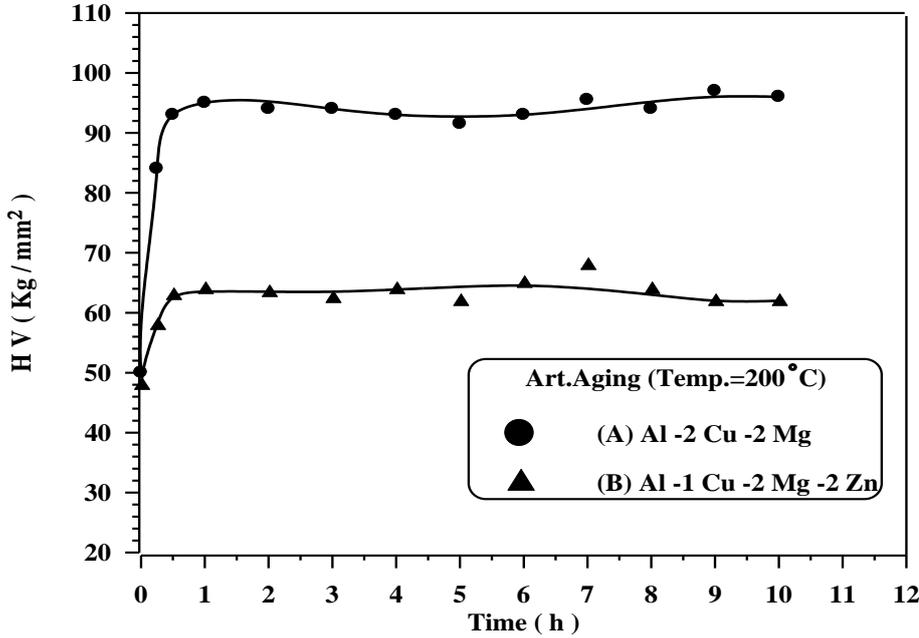
اما تأثير التعتيق على الصلادة عند الدرجة ( ١٧٠°C ) فمبين بالشكل ( ٤ - ٣ ) . تظهر السبائك سلوكاً متشابهاً اذ تزداد الصلادة باستمرار ثم يقل معدل زيادتها تدريجياً لتستقر بعد ( ٣ - ١.٥ hrs ) عند قيم بحدود ( ٩٥,٧٦ Kg/mm<sup>2</sup> ) للسبائتين ( A,B) .



الشكل (٣-٤) يوضح العلاقة بين الصلادة وزمن التعتيق عند درجة (١٧٠°C) للسبائك ( A & B)

### الفصل الثالث \* \* \* \* \* النتائج

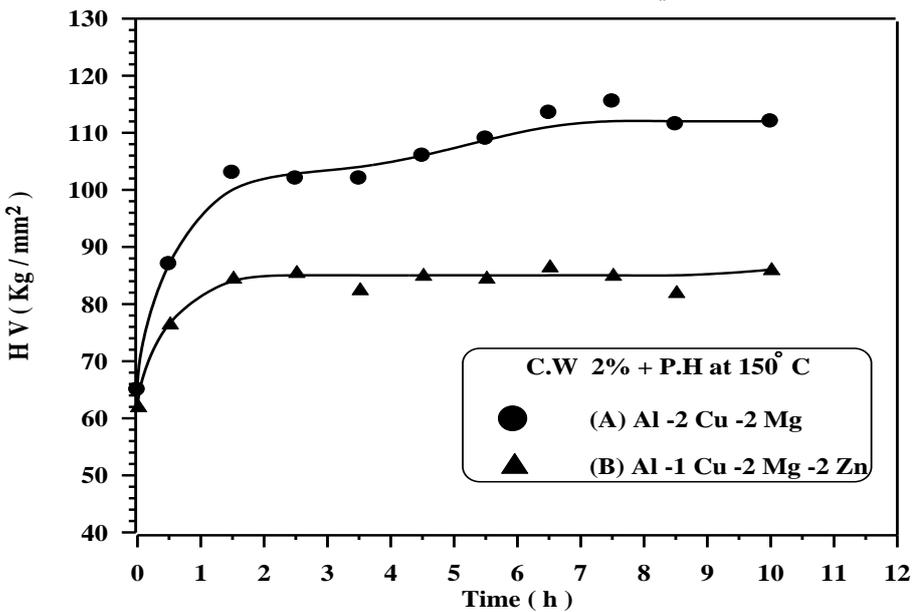
اما الشكل (٥ - ٣) فيبين تأثير التعتيق عند درجة (٢٠٠°C). مرة اخرى تتزايد الصلادات الى قيم قصوى ثم تميل الى الاستقرار عند قيم اقل من نظيراتها في الشكل (٤-٣)، الا انها تمتاز بوضوح في مرحلة الاستقرار .



الشكل (٥-٣) يوضح العلاقة بين الصلادة وزمن التعتيق عند درجة (٢٠٠°C) للسبائك (A,B) **٣-٦ المعاملات الحرارية الميكانيكية**

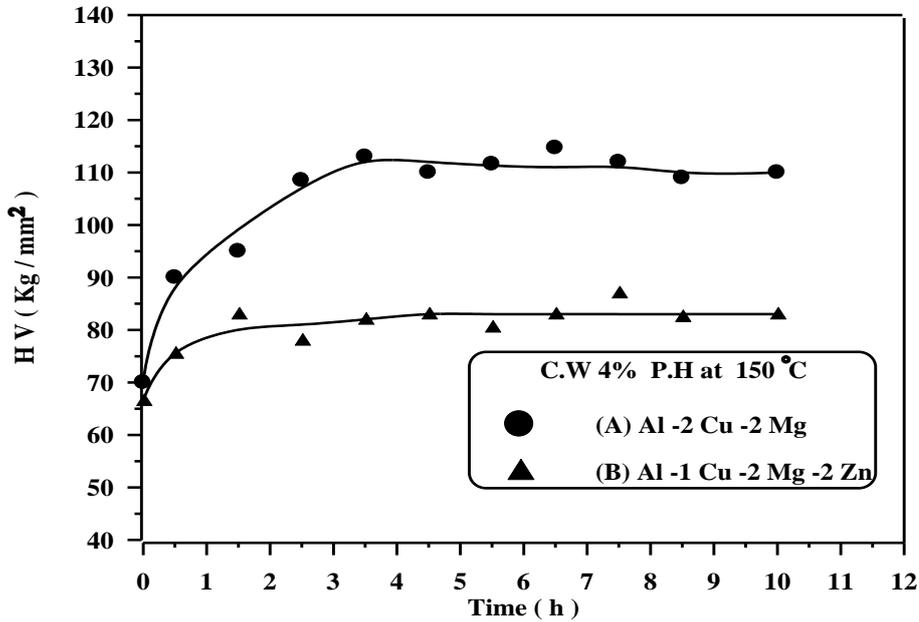
### THERMO-MECHANICAL TREATMENTS

الشكل (٦-٣) يظهر تأثير التعامل الحراري الميكانيكي على صلادة السبائك عند نسبة تشكيل (٢٪) ودرجة حرارة تعتيق (١٥٠°C) . قيم الصلادة بشكل عام اعلى من نظيراتها السابقة والسبيكة (B) تبدي ميلاً كبيراً للاستقرار بعد حوالي ساعتين من التعتيق .

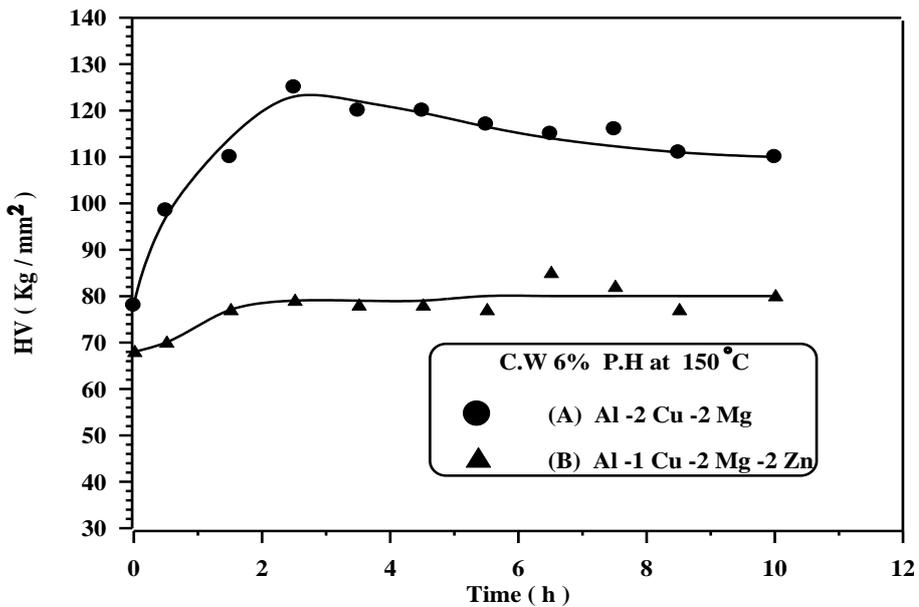


الفصل الثالث \*\*\*\*\* النتائج

الشكل (٣-٦) يوضح العلاقة بين الصلادة وزمن المعاملات الميكانيكية الحرارية لنسبة تشكيل ٢) ( % ) ودرجة حرارة تعتيق (١٥٠°C) للسبائك (A , B) اما الشكل (٣-٧) فيوضح العلاقة بين الصلادة والزمن للعينات ذات نسبة التشكيل (٤%) ودرجة حرارة تعتيق (١٥٠°C) .



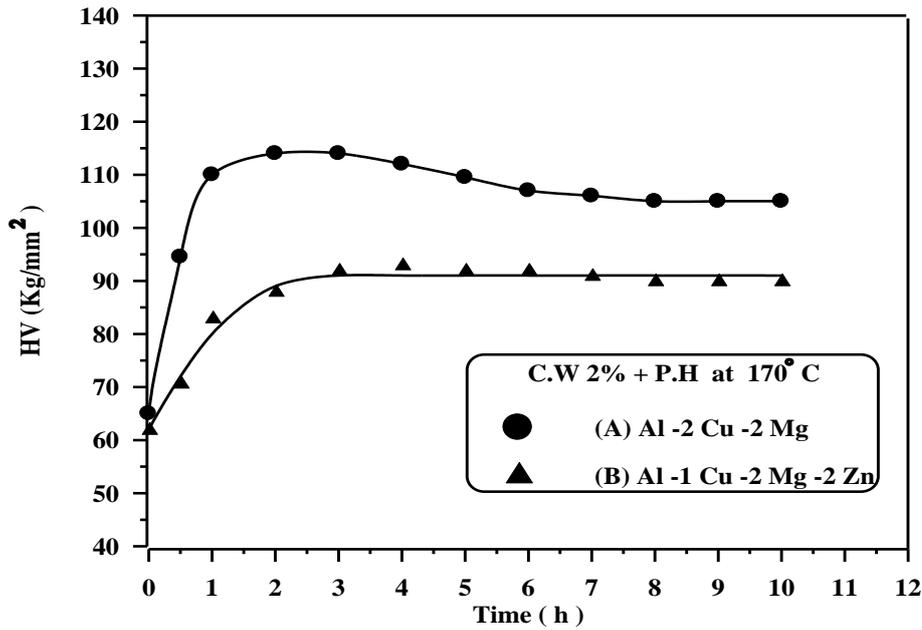
الشكل (٣-٧) يوضح العلاقة بين الصلادة والزمن للمعاملات الميكانيكية الحرارية لنسبة تشكيل ٤% ودرجة حرارة تعتيق (١٥٠°C) للسبائك (A,B) اما تأثير زيادة نسبة التشكيل حتى (٦%) فيظهرها الشكل (٣-٨) عند التعتيق بدرجة (١٥٠°C) . التأثير يبقى قليلاً والسلوك نفسه الى حد ما بالنسبة للسبيكة (B) اما بالنسبة للسبيكة (A) فظهرت ارتفاعاً في الصلادة بعد حوالي ساعتين بعدها إنخفضت الصلادة ثم أبدت ميلاً للاستقرار .



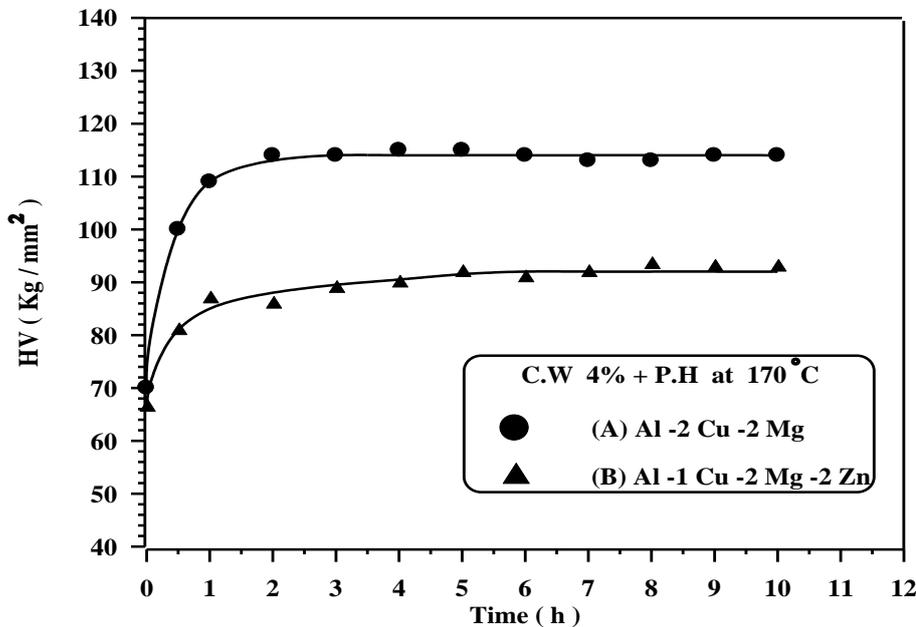
الشكل (٣-٨) يوضح العلاقة بين الصلادة والزمن للمعاملات الميكانيكية الحرارية لنسبة تشكيل ٦% ودرجة حرارة تعتيق (١٥٠°C) للسبائك (A,B) اما الشكل (٣-٩) فيبين تأثير التشكيل بنسبة (٢%) والتعتيق عند درجة حرارة (١٧٠°C) .

### الفصل الثالث \*\*\*\*\* النتائج

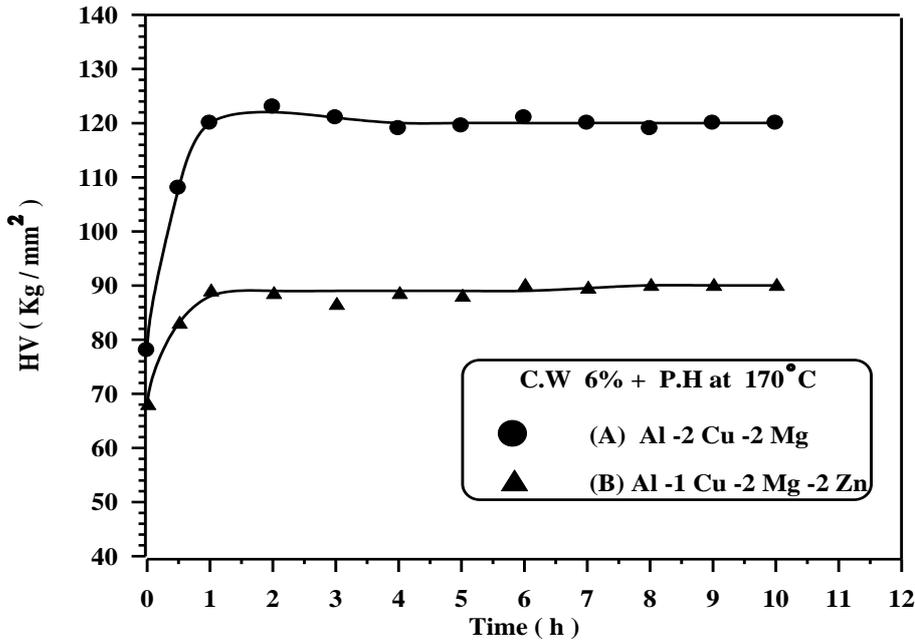
التطابق في السلوك للسبيكة (A) واضح في الحالتين مع الفارق في قيمة الصلادة. اما السبيكة (B) فتبدي ميلاً شديداً للاستقرار وبارتفاع في قيم الصلادة عما كانت عليه في الشكل (٣-٨).



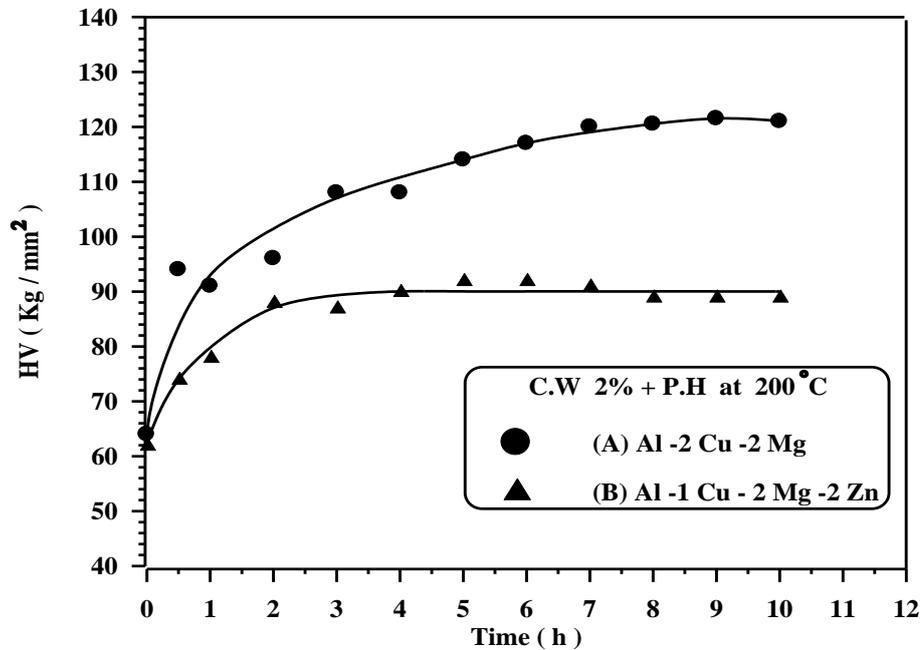
الشكل (٣-٩) يوضح العلاقة بين الصلادة والزمن للمعاملات الميكانيكية الحرارية لنسبة تشكيل (٢%) ودرجة حرارة تعتيق (١٧٠°C) للسبائك (A,B) اما الشكل (٣-١٠) فيظهر ميلاً واضحاً للسبائكتين للاستقرار. السبيكة (B) تكاد تشابه سلوكها في الشكل (٣-٩). الزيادة في قيم الصلادة تقابلها زيادة بنسبة التشكيل تبدو واضحة.



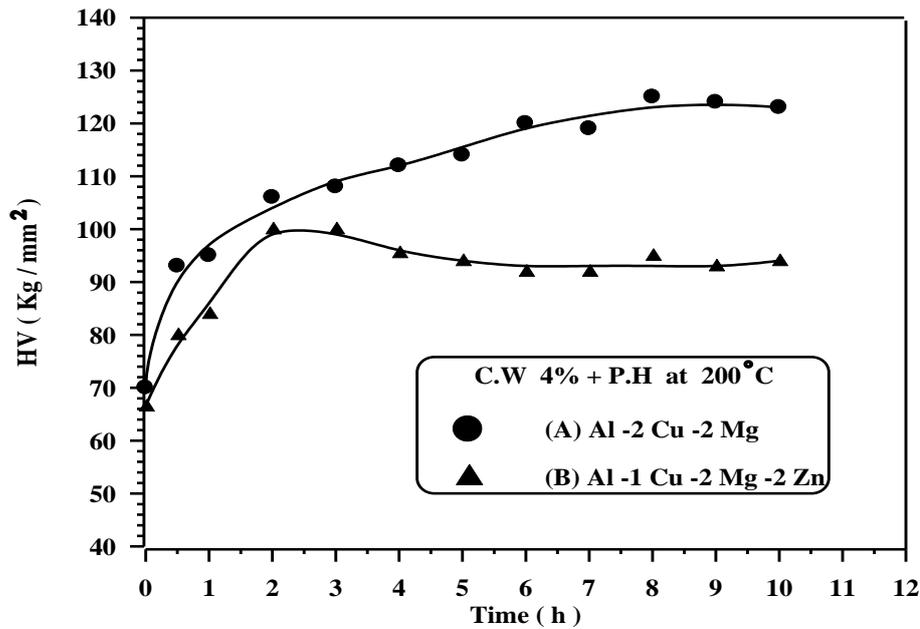
الشكل (٣-١٠) يوضح العلاقة بين الصلادة والزمن للمعاملات الميكانيكية الحرارية لنسبة تشكيل (٤%) ودرجة حرارة تعتيق (١٧٠°C) للسبائك (A,B) اما عند زيادة نسبة التشكيل الى (٦%) فانه تحصل زيادة كبيرة في صلادة السبيكة (A) واستقراريتها عند تعتيقها بدرجة (١٧٠°C)، اما التغير بالنسبة للسبيكة (B) فيبدو طفيفاً لكن استقراريتها تبقى عالية



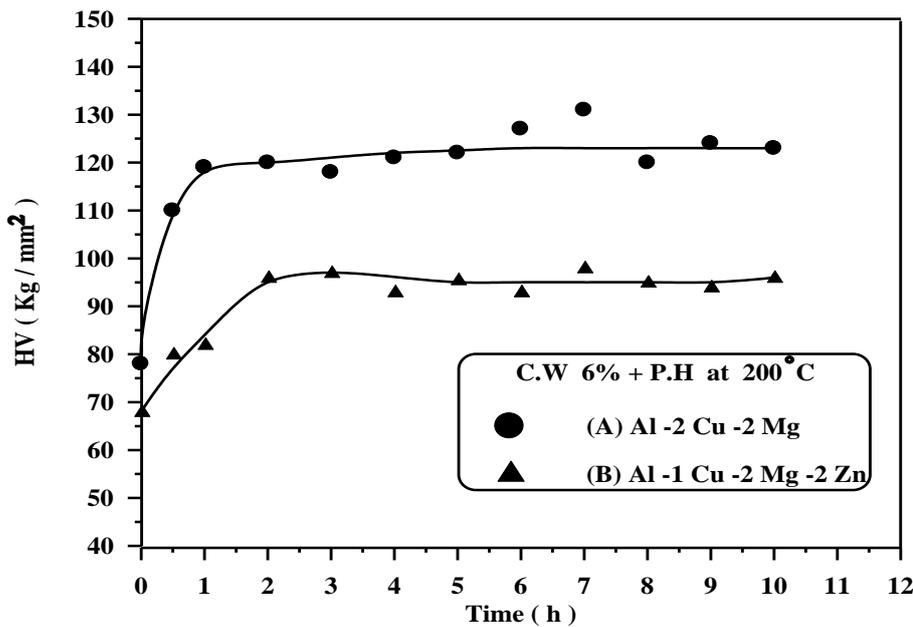
الشكل (٣-١١) يوضح العلاقة بين الصلادة والزمن للمعاملات الميكانيكية الحرارية لنسبة تشكيل (٦٪) ودرجة حرارة تعتيق (١٧٠°C) للسبائك (A,B) اما التعتيق عند درجة حرارة اعلى من (٢٠٠°C) فان مرحلة الاستقرار تبقى واضحة في السبيكة (B) الى حد كبير. اما السبيكة (A) فتظهر زيادة متصاعدة في الصلادة عند القيم الواطئة من التشكيل واستقرارية ظاهرة وقيم عالية عند قيمة التشكيل (٦٪)، الاشكال (٣-١٢)، (٣-١٣)، (٣-١٤) تمثل علاقة الصلادة والزمن للعينات المشكلة بنسب (٢٪، ٤٪، ٦٪) على التوالي .



الشكل (٣-١٢) يوضح العلاقة بين الصلادة والزمن للمعاملات الميكانيكية الحرارية لنسبة تشكيل (٢٪) ودرجة حرارة تعتيق (٢٠٠°C) للسبائك (A,B)

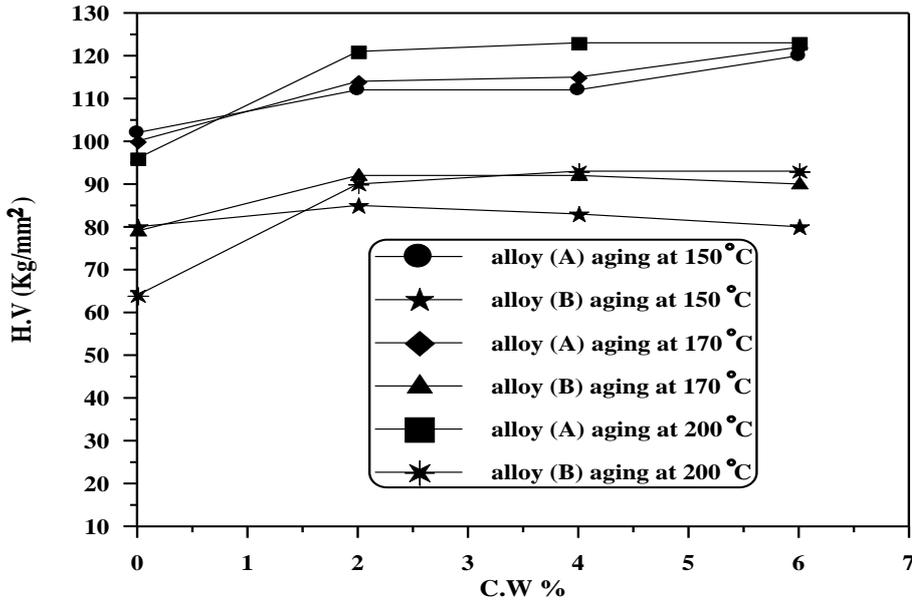


الشكل (٣-١٣) يوضح العلاقة بين الصلادة والزمن للمعاملات الميكانيكية الحرارية لنسبة التشكيل (٤٪) ودرجة حرارة تعتيق (٢٠٠°C) للسبائك (A,B)



الشكل (٣-١٤) يوضح العلاقة بين الصلادة والزمن للمعاملات الميكانيكية الحرارية لنسبة تشكيل (٦٪) ودرجة حرارة تعتيق (٢٠٠°C) للسبائك (A,B)

ولبيان تأثير نسبة التشكيل ودرجة حرارة التعتيق عند نسب التشكيل (٢٪، ٤٪، ٦٪) ودرجات حرارة (١٥٠°C، ١٧٠°C، ٢٠٠°C). فأن الشكل (٣-١٥) يظهر العلاقة بين نسبة التشكيل ومعدل قيم الصلادة في مناطق الاستقرار. إذ تمثل منطقة الاستقرار في كل من المنحنيات السابقة نقطة واحدة على هذا المنحنى.

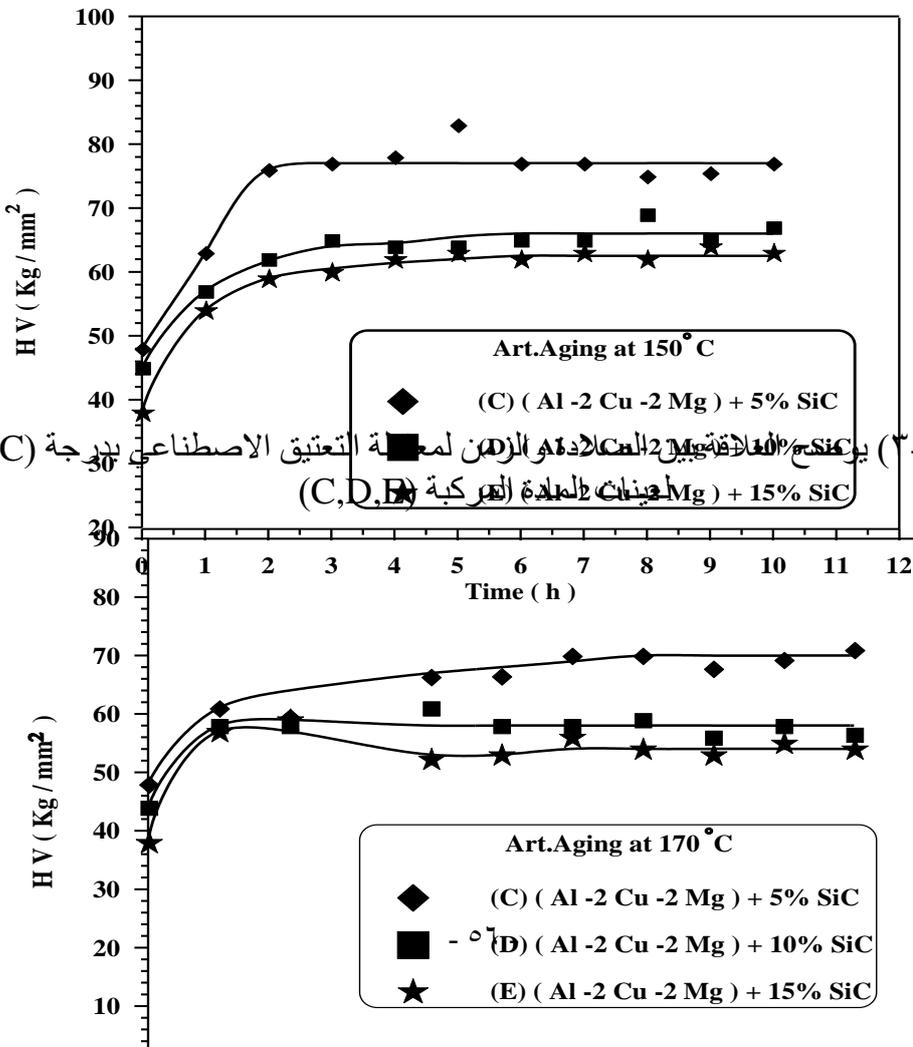


الشكل (٣-١٥) يوضح العلاقة بين القيم المستقرة للصلادة ونسبة التشكيل لمعاملات التعتيق الاصطناعي والمعاملات الحرارية الميكانيكية بدرجات حرارة (١٥٠°C , ١٧٠°C , ٢٠٠°C)

### ٣-٨ معاملة التعتيق الاصطناعي للمادة المركبة

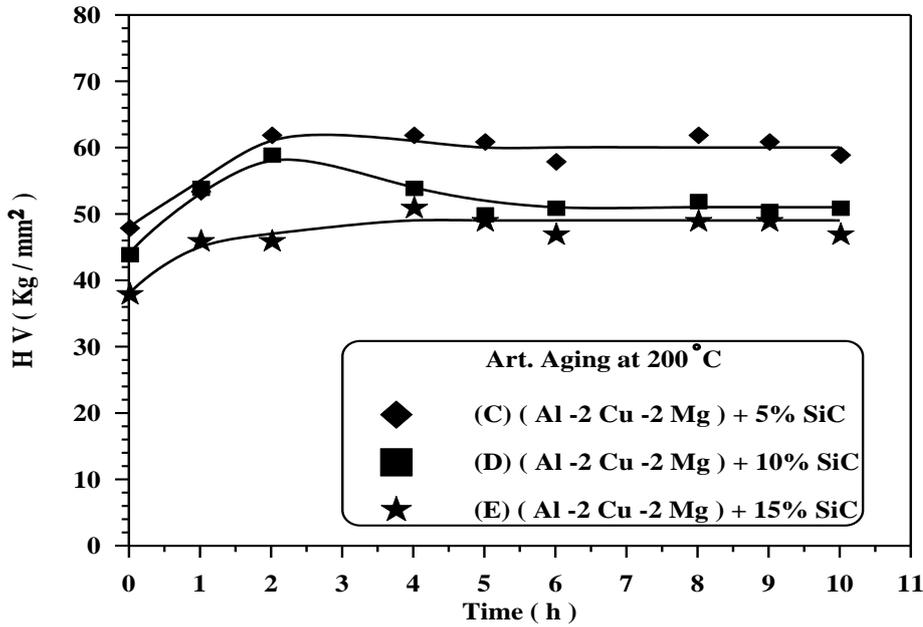
## ARTIFICIAL AGING FOR COMPOSITE MATERIAL

ان العلاقة بين الصلادة والزمن لعينات المادة المركبة (C,D,E) المصنعة بطريقة ميتالورجيا المساحيق والخاضعة لمعاملة التعتيق الاصطناعي بدرجات حرارة (١٥٠°C , ١٧٠°C , ٢٠٠°C) موضحة بالأشكال (٣-١٦) (٣-١٧) (٣-١٨) على التوالي



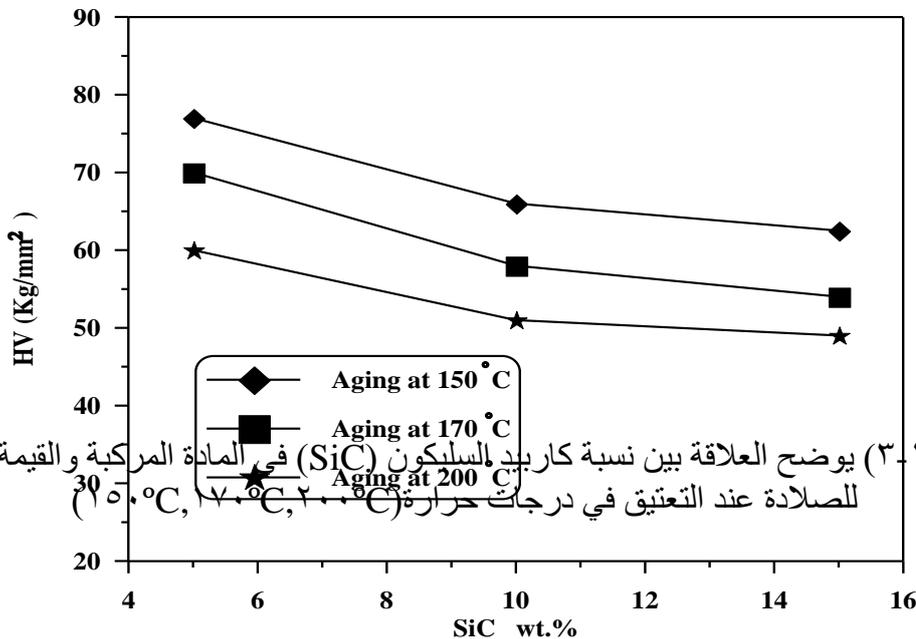
الشكل (٣-١٦) يوضح العلاقة بين الصلادة والزمن لعينات المادة المركبة (C,D,E) المصنعة بطريقة ميتالورجيا المساحيق والخاضعة لمعاملة التعتيق الاصطناعي بدرجات حرارة (١٥٠°C)

الشكل (٣-١٧) يوضح العلاقة بين الصلادة والزمن لمعاملة التعتيق الاصطناعي بدرجة (١٧٠°C) لعينات المادة المركبة (C,D,E)



الشكل (٣-١٨) يوضح العلاقة بين الصلادة والزمن لمعاملة التعتيق الاصطناعي بدرجة (٢٠٠°C) لعينات المادة المركبة (C,D,E)

الإشكال اعلاه توضح ان قيم صلادة العينات قلت بصورة عامة عن ما هو عليه في حالة السبائك المسبوكة (A,B) رغم ان طور الاساس في عينات المادة المركبة (C,D,E) متكون من مسحوق السبيكة (A) (Al-2Cu-2Mg)، اما طور التقوية هو كاربيد السليكون (SiC) بنسب (٥, ١٠, ١٥%) على التوالي الا ان المادة المركبة تحافظ على الاستقرار الحرارية بصورة عامة رغم الانخفاض النسبي لمستويات الصلادة. يمكن توضيح تاثير نسبة كاربيد السليكون على المواد المركبة المعتقة اصطناعياً في درجات حرارة (١٥٠°C, ١٧٠°C, ٢٠٠°C). بالشكل (٣-١٩) تنخفض الصلادة بزيادة نسبة SiC.



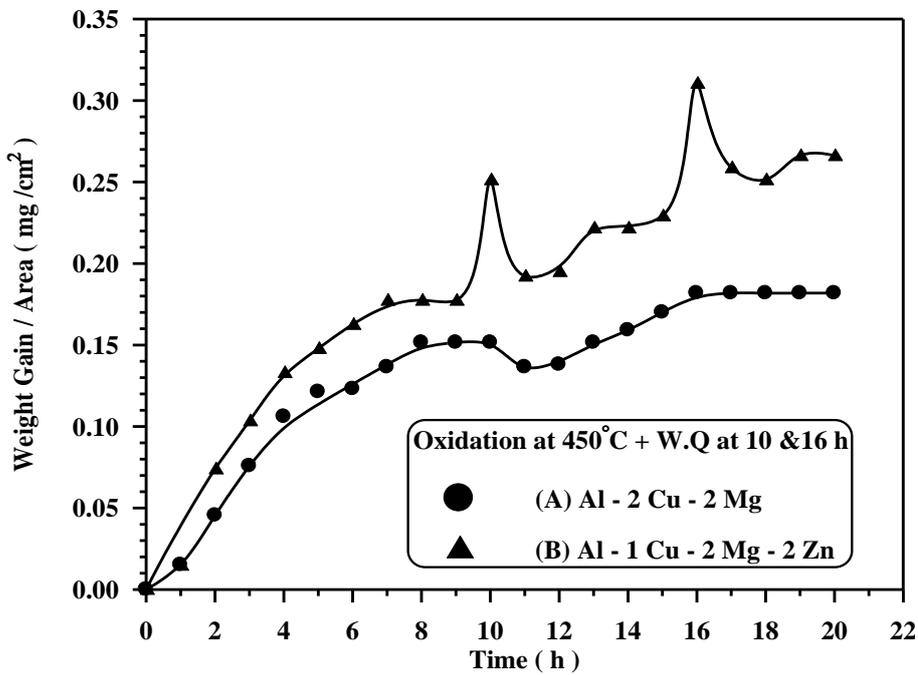
الشكل (٣-١٩) يوضح العلاقة بين نسبة كاربيد السليكون (SiC) في المادة المركبة والقيمة المستقرة للصلادة عند التعتيق في درجات حرارة (١٥٠°C, ١٧٠°C, ٢٠٠°C)

### ٣-٩ اختبار الأكسدة والصدمة الحرارية لطبقة الاوكسيد

## OXIDATION AND THERMAL SHOCK TEST

الشكل (٣-٢٠) يوضح العلاقة بين الوزن المكتسب لوحدة المساحة (  $\Delta W/A$  ) وزمن مكوث العينات في الوسط المؤكسد (معرضة للهواء داخل الفرن) ، كما يوضح تأثير الصدمة الحرارية على طبقة الاوكسيد ، حيث اجريت عملية الصدمة الحرارية لطبقة الاوكسيد بإخماد العينات في الماء بعد مرور (١٦,١٠ hrs) على التوالي.

ان معدل التأكسد ينخفض بمرور الزمن بالنسبة للسبيكتين (A,B) ويستقر مقدار الوزن المكتسب لوحدة المساحة مع الزمن عند حوالي (٧-٨ hrs) وعند إخماد العينات في الماء يلاحظ إن سلوك السبيكتين يختلف حيث ينخفض وزن السبيكة (A) بينما يزداد وزن السبيكة (B) بصورة كبيرة ثم ينخفض هذا عند الإخماد عند الساعة (١٠). اما عند الإخماد في الساعة السادسة عشرة فان سلوك السبيكة (B) يبقى كما هو أي يزداد الوزن بصورة كبيرة ثم ينخفض ، اما السبيكة (A) فان طبقة الاوكسيد عليها لا تتأثر بالإخماد بعد ست عشرة ساعة .

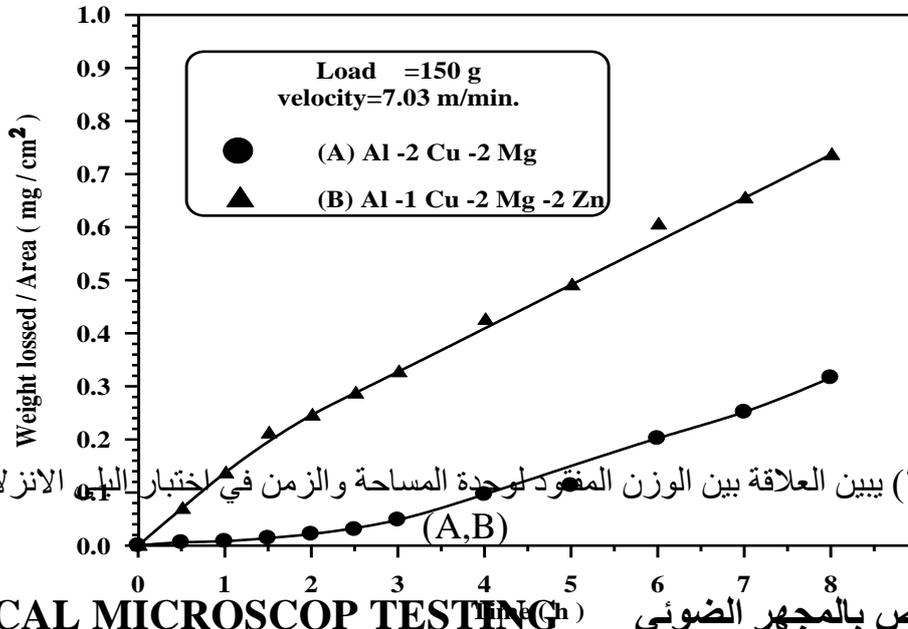


الشكل (٣-٢٠) يوضح العلاقة بين الوزن المكتسب لوحدة المساحة والزمن عند الأكسدة للعينات (A,B) بدرجة ٤٥٠°C والصدمة الحرارية بالإخماد بالماء عند الزمن (١٦,١٠ hrs)

## SLIDING WEAR TEST

## ٣-١٠ اختبار البلى الانزلاقي

الشكل (٣-٢١) يبين العلاقة بين الوزن المفقود لوحدة المساحة للسطح المحتك والزمن لكل عينة في اختبار البلى الانزلاقي . ان معدل فقدان الوزن للسبيكة (A) اقل من معدل فقدان الوزن للسبيكة (B) عند نفس ظروف التحميل والسرعة الانزلاقية .



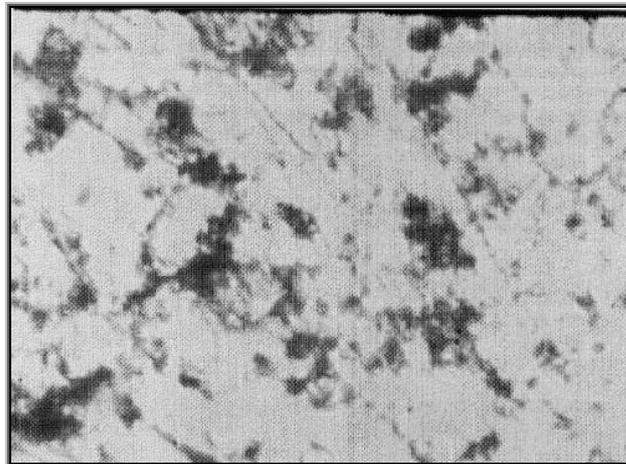
الشكل (٣-٢١) يبين العلاقة بين الوزن المفقود لوحدة المساحة والزمن في اختبار البلى الانزلاقي للعينات (A,B)

## OPTICAL MICROSCOP TESTING

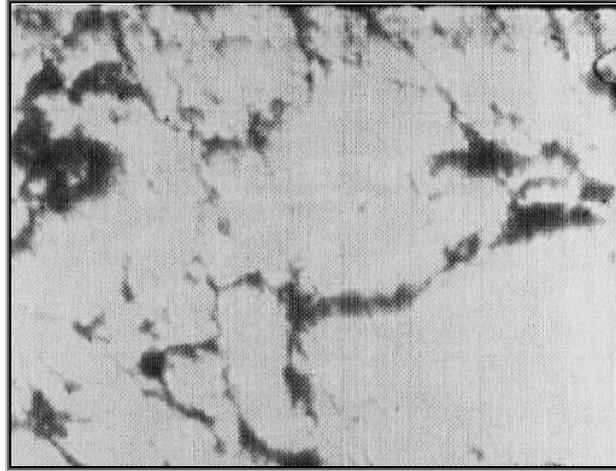
## ٣-١١ الفحص بالمجهر الضوئي

البنية المجهرية للبيسانك في حالة الافراط بالتعتيق متضمنة التشكيل بنسبة ٦٪ والتعتيق بدرجة ٢٠٠°C لمدة ١٠ hrs ثم التعتيق بدرجة ٢٥٠°C لمدة ٣.٥ hrs موضحة بالشكل (٣-٢٢) حيث يمثل الشكل (٣-٢٢a) البنية المجهرية للسبيكة (A) اما الشكل (٣-٢٢b) فيمثل البنية المجهرية للسبيكة (B) عند نفس ظروف المعاملة .

اما البنية المجهرية للمواد المركبة ذات النسب (١٥,١٠,٥٪ SiC) والمعاملة بدرجة ٢٠٠°C لمدة ١٠ hrs ثم التعتيق بدرجة ٢٥٠°C لمدة ٣.٥ hrs موضحة بالأشكال (٣-٢٢a) و (٣-٢٢b) و (٣-٢٢c) على التوالي .

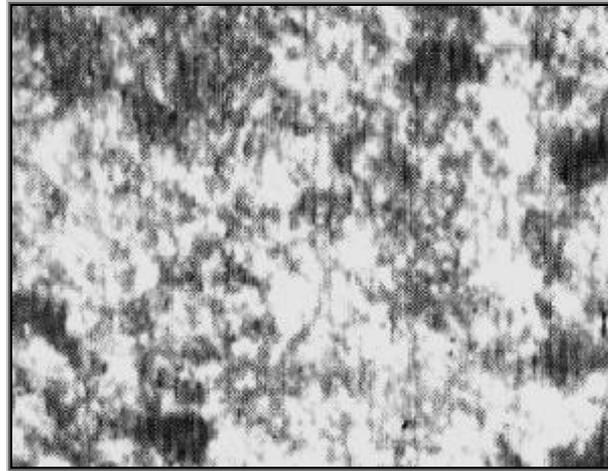


a

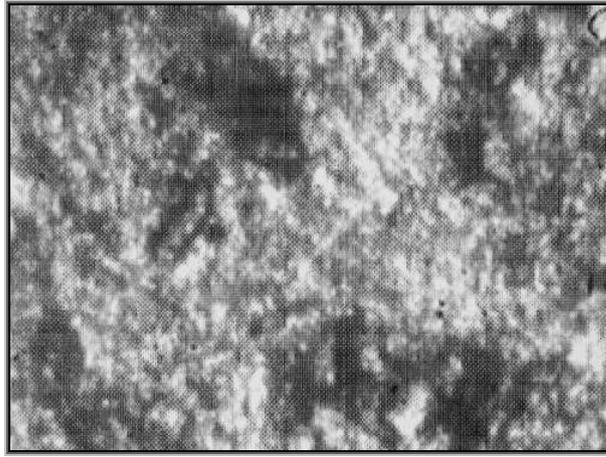


b

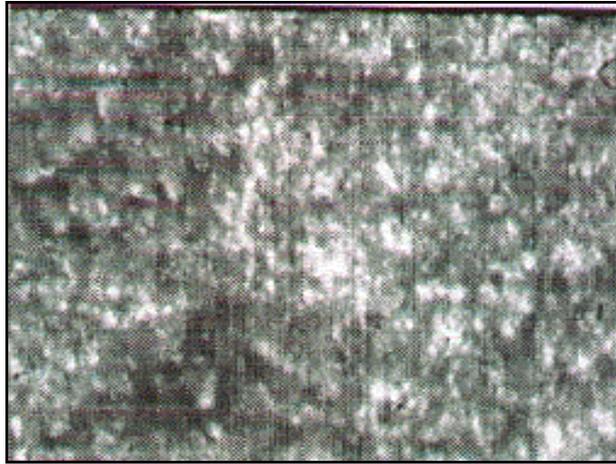
الشكل (٣-٢٢) البنية المجهرية للسبائك عند التشكيل بنسبة ٦٪ والتعتيق بدرجة ٢٠٠°C لمدة ١٠ hrs ثم التعتيق بدرجة ٢٥٠°C لمدة ٣.٥ hrs (٤٠٠X) A السبيكة (a) B السبيكة (b)



A



b



الشكل (٣-٢٣) البنية المجهرية للمادة المركبة ذات الاساس (Al-٢Cu-٢Mg) عند التعتيق بدرجة ٢٠٠°C لمدة ١٠ hrs ثم التعتيق بدرجة ٢٥٠°C لمدة ٣.٥ hrs (٤٠٠X) .  
١٥% SiC (c) ١٠% SiC (b) ٥% SiC (a)

## الفصل الرابع / المناقشة

### INTRODUCTION

#### ٤-١ مقدمة

لعل خفة الوزن والاستقرارية الحرارية وارتفاع قيمة ( المقاومة / الكثافة ) تعد سمات تميز المواد المستخدمة في صناعة الطائرات والمركبات الفضائية مما يوفر وقوداً ومديات اوسع في الطيران وزيادة في الحمولة .  
آليات عدة تم استخدامها في هذه الدراسة لتحسين اداء السبائك المستخدمة تضمنت : عناصر السبك، التعامل الحراري الميكانيكي وميتالورجيا المساحيق .تبعتها اختبارات شتى لتقييم الاداء .

### SPECIMENS DENSITY

#### ٤-٢ كثافة العينات

الجدول (٣-١) يبين كثافات السبائك المستخدمة في هذه الدراسة يظهر الجدول انخفاضاً في قيم الكثافة مقارنة بالالمنيوم . اذا بلغ هذا الانخفاض في السبيكة ( C ) مثلاً حوالي (٥%) ويمكن ان يعزى هذا النقصان في الكثافة الى وجود المغنسيوم في السبيكة [ ١٧ ] .

### SOLUTION TREATMENT AND QUENCHING

#### ٤-٣ المعاملة المحلولية والاصماد

الشكل (٣-١) يبين حصول انخفاض مستمر في صلادة السببكتين (A,B) مع زمن المعاملة المحلولية عند درجة (٥٠٠°C) ، فخلال الـ (٤٥) دقيقة الاولى مثلاً تبدو نسب الانخفاض متقاربة للسببكتين (A,B) وهي بحدود (٤٧%-٤٦) مقارنة بصلادة السبائك بعد معاملة المجانسة وهذا يوضح تشابهاً في سلوك السببكتين تحت ظروف المعاملة ذاتها .

إن سبب انخفاض صلادة السبائك اثناء المعاملة المحلولية هو ذوبان الاطوار المصلدة مثل  $S(Al_7CuMg)$  و  $\sigma(Al_7Cu_7Mg_7)$  و  $(MgZn_7)$  و  $(Mg(Zn,Cu,Al)_7)$  . [ ١٢ ]  
إن زيادة زمن المعاملة المحلولية لاكثر من (٤٥) دقيقة يكون غير ذي فائدة ، بسبب وصول السبائك الى حالة التجانس التام (بشكل محلول جامد) . وهذا واضح من حصول الاستقرار النسبي في الصلادة عند الفترة الممتدة من ٤٥ إلى ٦٠ دقيقة . وبهذا فالزمن ٤٥ دقيقة اختير في هذه الدراسة كزمن معاملة محلولية للمعاملات الحرارية اللاحقة .

اما ارتفاع صلادة السبيكة (A) مقارنة بالسبيكة (B) خلال فترة المعاملة فيرجع الى احتوائها على نسبة اعلى من النحاس (عامل الاصلاد الرئيسي في سبائك الالمنيوم) . [ ٧ ]

بالمقارنة مع بحوث سابقة [ ٥٨ ] اجريت على سبائك ذات تركيب مقارب  $(Al-1Cu-1Mg)$  A فان السبيكة  $(Al-2Cu-2Mg)$  A ابدت تحسناً ملحوظاً في مستوى الصلادة عند منطقة الصلادة المستقرة بعد المعاملة المحلولية وكانت نسبة التحسن بحدود (١٤٧%) عن الصلادة التي تم الحصول عليها للسبيكة المذكورة اعلاه ولنفس ظروف المعاملة الحرارية .

### NATURAL AGING

#### ٤-٤ التعتيق الطبيعي

تبدي السببكتان (A,B) قابلية على التعتيق الطبيعي ، كما هو مبين بالشكل (٣-٢) إذ تزداد صلادة السبائك مع الزمن حتى الوصول الى القيم القصوى بعد حوالي (٢٠٠h) التي بعدها تظهر حالة الاستقرار لكلا السببكتين .

ان الطول النسبي للفترة الزمنية اللازمة للوصول الى حالة الاستقرار يعود لحقيقة كون الترسيب عملية انتشارية (Diffusion Process) تعتمد على درجة حرارة المعاملة والزمن (Time-Temperature Dependent) ، وبما ان درجة الحرارة المستخدمة هي درجة حرارة الغرفة لذا فان عملية الانتشار تكون بطيئة وهي بدورها تكون محدداً لعمليتي التخليق والنمو (Nucleation and Growth) . [ ٣٩ ]

ان السبيكة (A) تبدي مستوى صلادة اعلى في جميع مراحل المعاملة والسبب يعود الى امكانية تكوين الاطوار المصلدة والتي تم التطرق اليها في البند (٤-٣) .

## الفصل الرابع \*\*\*\*\* المناقشة

ان سلوك السبائك مشابه لما اشار اليه باحثون آخرون [ ٤٠,٥٨,٥٩ ]. ومن جديد فان هناك تميزاً للسبيكة (Al-٢Cu-٢Mg) A مقارنة مع السبيكة (Al-١Cu-١Mg) من حيث مستوى الصلادة حيث كانت نسبة التحسن عند المنطقة المستقرة بحدود ( ٢٣٤% )، ورغم اضافة الفضة والسترونتيوم الى السبيكة السابقة فان الصلادة واستقراريتها في هذه الدراسة تعادل (٢٠٩%) من الصلادة التي توصل اليها باحثون آخرون [ ٥٨ ] .

### ARTIFICIAL AGING

### ٤-٥ التعتيق الاصطناعي

ان السلوك الذي تبديه السبائك (A,B) خلال عملية التعتيق الاصطناعي بدرجة ١٥٠°C موضح بالشكل (٣-٢) ، اذ تحصل عملية اصلااد سريعة يتبعها فترة استقرار في الصلادة ( Hardness Stability ) . ان صلادة السبيكة ( A ) تظهر زيادة سريعة حيث تزداد بنسبة (٨٠%) تقريباً في غضون ساعة واحدة ، ونسبة (١٠٠%) خلال ساعتين من التعتيق في درجة حرارة ١٥٠°C . ان ثبات الصلادة تقريباً بعد الساعة الثانية دليل على حصول الاستقرار في العينات المستخدمة اما السبيكة (B) فيلاحظ ان الزيادة في صلادتها تكون اقل من السرعة في حالة السبيكة (A) وكذلك قيمة الصلادة حيث يكون هنالك فرق كبير في مستويات الصلادة بين السبكتين عند مرحلة الاستقرار للسبب اعلاه .

اما في حالة زيادة درجة حرارة التعتيق الى ١٧٠°C الموضحة بالشكل (٣-٤) تحصل عملية اصلااد سريع في السبيكة (A) بزمن اقل بقليل من الحالة السابقة وتكون الاستقرار في الصلادة اوضح في هذه الحالة لكن مستويات الصلادة اقل بقليل . وهذا يرجع الى تخطي خطوط الاذابة لعدد معين من الاطوار المصلدة [ ٨,٣٣ ] ، كما يجعل عملية الترسيب غير مكتملة ان تتابع الترسيب في المحلول مفرط الاشباع تتابع مراحل الترسيب كما يلي ( الشكل ١.١٣ ) :



أما السبيكة (B) فانها تبدي ميلاً أكثر للاصلااد السريع من الحالة السابقة كما تبدي مستوى صلادة مقارباً للحالة السابقة .

ان زيادة سرعة الاصلااد تعود بالدرجة الاساس الى توفر درجة حرارة اعلى أي قوة دافعة اكبر للانتشار .

اما تأثير درجة الحرارة فيظهر بوضوح اكبر عند التعتيق في درجة حرارة ٢٠٠°C (الشكل ٣-٥) وفي هذه الحالة تبدي السبائك زيادة في سرعة الاصلااد حيث تزداد صلادة السبيكة ( A ) بنسبة ٩٠% تقريباً في اقل من نصف ساعة . والملاحظ الانتقال السريع الى مرحلة الاستقرار في السبيكة (A) وهذا ما يلاحظ ايضاً في السبيكة (B) لكن مستوى الصلادة في هذه الحالة ينخفض عن الحالات السابقة . ان عملية التعتيق تعتمد على عمليات التخليق والنمو التي تتأثر بدورها بدرجة الحرارة ، لذا فان عملية الترسيب الكاملة تتطلب تكاملاً تحت خط اذابة منطقة GP . ان مراحل عديدة من هذه العملية قد تختصر عند زيادة درجة التعتيق .

ان مخطط التوازن الحراري لنظام (Al-Cu-Mg) الموضح بالشكل ( ١٧-١ ) يبين ان السبيكة (Al-٢Cu-٢Mg) تقع في المنطقة (S + α) .

وقد اشار بعض الباحثين الى حصول مرحلة اصلااد ثانية في هذه السبائك ، حيث تبدأ الصلادة بالارتفاع مرة ثانية بعد مرحلة الاستقرار في الصلادة حتى الوصول الى قمة الصلادة ( Peak Hardness ) ، ثم تنخفض الصلادة بسبب حالة الافراط في التعتيق (Over Aging) [٤٠] . وهذا السلوك مغاير لما هو معروف في سبيكة الالمنيوم - نحاس (Al-Cu) ، حيث تتصاعد صلادتها تدريجياً مع زيادة زمن التعتيق الى قيم قصوى ثم تبدأ الصلادة بالانخفاض بسبب ظاهرة الافراط في التعتيق (Over Aging) [٨] .

هناك اختلافات كبيرة بين الباحثين حول اسباب سلوك هذه السبائك (Al-Cu-Mg) والبنية المجهرية التي ترافق كل مرحلة من مراحل الاصلااد فمنهم (Silcock ١٩٦٠) [ ٤٣ ] وهو من اقترح بان المرحلة الاولى للصلادة (مرحلة الاصلااد السريع (Rapid Hardening) تعزى الى تكون مناطق GPB . اما المرحلة الثانية فتعزى الى ترسيب طور (S( Al<sub>2</sub>CuMg).

## الفصل الرابع \*\*\*\*\* المناقشة

هذا الرأي يُحضر بعد تطور تقنية حديثة مثل المجهر السابر للذرات باستخدام المجال الأيوني (Atomic Probe Field Ion Microscopy) حيث اقترح من قبل (Ringer et al. ١٩٩٧) [٥٩]. ان الاصلاد الاولي السريع سببه تعقد (Clustering) القليل من ذرات Cu, Mg، اما المرحلة الثانية للاصلاد فانها تحدث بسبب تكون مناطق GPB التي تبدأ بالتكون قرب نهاية مرحلة الصلادة المستقرة. وقد استنتجوا بان وجود طور (S) لا يسهم في الاصلاد الابتدائي السريع من جانب آخر فان (Zahra et al. ١٩٩٨) [٤٠] اعتمد على بيانات التحليل الحراري (Thermal Analysis Data) في الاقتراح بان الاصلاد الابتدائي السريع ينتج عن ترسيب مناطق GPB الا انه لم يبرهن من خلال البنية المجهرية على وجود مناطق GPB خلال هذه المراحل، من جانب آخر فان (Data Ratchiv et al. ١٩٩٨) [٣٧] عزا الاصلاد السريع الى تكوين طور (S) على الانخلاعات مما يمنع حركة هذه الاخيرة .

هنالك تفسير اخر اكثر قبولا قدم من قبل (Ringer et al. ١٩٩٨) [٤٠]، اذ يقترح ان الاصلاد السريع يرتبط جزئياً بالالتحام السريع لفجوات الاخماد وتجمعها لتكوين حلقات الانخلاعات (Dislocation Loops)، وكلياً لتجاذب هذه الانخلاعات مع الذرات المذابة (Solute-Dislocation Interaction) مما يسبب اعاقه مبكرة للانخلاعات . ان الانخلاعات تعمل كمجمعات للفجوات وبهذا فان عدد فجوات الاخماد سينخفض بصورة ملحوظة في طور الاساس. ومن هنا يبدو ان التوضيح لفترة الحضانة الطويلة السابقة لتكوين مناطق GPB [٤٠]. ان السبيكة (Al-٢Cu-٢Mg) تظهر تميزاً في معاملات التعتيق الاصطناعي ايضاً عن السبائك المدروسة من قبل باحثين آخرين [٥٨] مثل: (Al-١Cu-١Mg-٠.١Ag-٠.١Sr).

وقد تميزت السبيكة A من حيث مستوى الصلادة والاستقرارية الحرارية فمثلاً كانت نسبة تحسن صلادة السبيكة (A) عند التعتيق في درجة ٢٠٠°C لمدة (٤.٥h) هي (٢٦٠٪) و(٢٤٤٪) عن صلادة السبيكتين اعلاه على التوالي . ان السلوك العام للسبائك خلال معاملة التعتيق الاصطناعي مشابه لما توصل اليه بعض الباحثين [٣٧، ٥٨]

## ٤-٦ المعاملات الحرارية الميكانيكية THERMO-MECHANICAL TREATMENTS

جرى تشكيل السبائك علنالبارد ثم عتقت اصطناعياً لبيان تأثير المعاملات الحرارية الميكانيكية على صلادة العينات من حيث سرعة الاصلاد ومستويات الصلادة واستقراريتها . عند تشكيل السبيكة (A) بنسبة (٢٪) فان صلادتها تميل الى نفس السلوك الذي سلكته في حالة التعتيق الاصطناعي عند ١٥٠°C الا ان مستوى صلادتها يزداد كما تحتفظ بميزة الاصلاد السريع الشكل (٣-٦) وهذا يلاحظ ايضاً في سلوك السبيكة (A) عند التشكيل بنسبة (٤٪) وتعتيقها بدرجة (١٥٠°C) الشكل (٣-٧) اما السبيكة (B) فان سلوكها يظهر تحسناً في سرعة الاصلاد والاستقرارية عند التشكيل بنسب (٢٪، ٤٪) لكن مستوى الصلادة لا يتغير الا بصورة طفيفة . اما عند التشكيل بنسبة (٦٪) والتعتيق بدرجة (١٥٠°C) فان الزيادة في صلادة السبيكة (A) تبقى سريعة لكن يظهر بعض الاختلاف في السلوك في هذه الحالة اذ ترتفع الصلادة بسرعة الى قيمة عالية ثم تنخفض بعض الشيء تدريجياً وتستقر .

ان هذه الزيادة في الصلادة عن المستويات السابقة دليل على ان الاصلاد الاولي ناتج عن وجود الانخلاعات، حيث انه بزيادة نسبة التشكيل اللدن زادت مستويات الصلادة، وهذا يدعم الفرضية بان الاصلاد الاولي سببه التجاذب بين الذرات المذابة والانخلاعات (Solute-Dislocation Interaction) [٤٠]. اما سبب انخفاض الصلادة فهو انخفاض كثافة الفجوات والانخلاعات بسبب تجمعها، هذه الحالة ستؤدي في النهاية الى اطالة الفترة اللازمة لتكوين مناطق GPB أي ما معناه زيادة الاستقرارية الحرارية اما تأثير التشكيل بنسبة (٦٪) على السبيكة (B) فيكون قليلاً ويبقى سلوكها كما هو في الحالات السابقة .

## الفصل الرابع \*\*\*\*\* المناقشة

ان تأثير التشكيل ودرجة الحرارة على الصلادة في منطقة الاستقرار للسبائك (A,B) موضحة بالشكل (٣-١٥) وتبين ان صلادة السبيكة (A) تزداد بصورة عامة بزيادة نسبة التشكيل ودرجة الحرارة حيث ابدت اختلافاً عما كانت عليه في حالة معاملات التعتيق الاصطناعي فبينما كانت الصلادة اعلى عند التعتيق الاصطناعي بدرجة  $150^{\circ}\text{C}$  وادنى عند التعتيق بدرجة  $200^{\circ}\text{C}$  الا انه باجراء عملية التشكيل تغيرت الحالة حيث تكون مستويات الصلادة اعلى في حالة التعتيق في  $200^{\circ}\text{C}$  وادنى عند التعتيق بدرجة  $150^{\circ}\text{C}$  ولجميع نسب التشكيل .

اما في حالة السبيكة (B) فان سلوكها مشابه لسلوك السبيكة (A) عدا فرق بسيط وهو التأثير الطفيف جداً لمستويات الصلادة بنسبة التشكيل عند تعتيق السبيكة (B) بدرجة  $150^{\circ}\text{C}$ ، فيما عدا ذلك يلاحظ ان مستويات الصلادة تزداد بزيادة نسبة التشكيل وزيادة درجة الحرارة وكما مر سابقاً بالنسبة للسبيكة (A) .

ان مستويات صلادة السبيكة الاساس A( $\text{Al-2Cu-2Mg}$ ) اظهرت تميزاً كبيراً في المعاملات الحرارية الميكانيكية مقارنة بدراسات أخرى [ ٥٨ ] ، اجريت على سبائك مثل ( $\text{Al-1Cu-1Mg}$ ) و ( $\text{Al-1Cu-1Mg-0.1Ag-0.1Sr}$ ) ، فمثلاً كانت نسبة تحسن مستوى صلادة السبيكة (A) عن السبيكتين اعلاه عند التشكيل بنسبة (٦٪) والتعتيق بدرجة  $200^{\circ}\text{C}$  لمدة (٤.٥h) بحدود (٢٦٧٪) و(٢٥٠٪) على التوالي مع الانتباه الى عدم استقرار هاتين السبيكتين عند هذه الدرجة الحرارية . ان سلوك السبائك من حيث زيادة مستويات الصلادة مع اجراء التشكيل البارد يتوافق مع ما توصل اليه باحثون آخرون [ ٣٧,٤٠,٥٨ ] .

## ٤-٧ معاملات التعتيق الاصطناعي للمواد المركبة ARTIFICIAL AGING FOR COMPOSITE MATERIALS

تأثير عملية التعتيق الاصطناعي بدرجة  $150^{\circ}\text{C}$  على المواد المركبة ذات طور الاساس من السبيكة (A) وطور التقوية SiC بنسب وزنية (١٠٪, ١٥٪, ٥٪) موضحة بالشكل (٣-١٦) الذي يتبين منه ان مستويات الصلادة انخفضت كثيراً عن مستويات صلادة السبيكة (A) المعتقة عند نفس الدرجة والسبب هو الطريقة المتبعة في تصنيع المادة المركبة وهي طريقة ميتالورجيا المساحيق . هذه الطريقة لا توفر تبليلاً لطور التقوية من قبل طور الاساس وبالتالي تقلل من تماسك الطورين وتقلل الصلادة ، كما يلاحظ سرعة في الاصلاد واستقرارية حرارية واضحة .

اما عند زيادة درجة حرارة التعتيق الى  $170^{\circ}\text{C}$  فان مستويات الصلادة وسرعة الاصلاد تنخفضان اكثر لكن تبقى الصلادة مستقرة وهذا ما يلاحظ ايضاً عند التعتيق بدرجة  $200^{\circ}\text{C}$  . ان سبب الانخفاض في مستويات الصلادة وسرعة الاصلاد يعود جزئياً الى ما مر ذكره سابقاً والى وجود طور التقوية الذي يعمل على ايجاد سطوح بينية تعمل على تجميع فجوات الاخماد متسببة في تأخير حركيات تكوين مناطق GPB [ ٦٠,٦١ ] . ان الحجم الحبيبي في المادة المركبة ينخفض عن الحجم الحبيبي في السبيكة الاساس غير المقواة [ ٦٢ ] .

ان ظروف التخليق وحركيات الترسيب تعاق بصورة ملحوظة بسبب احتجاز الفجوات بواسطة العيوب الواقعة في طور الاساس للمادة المركبة (الانخلاعات ، السطوح البينية ) كما ان التفاعلات الكيميائية بين طور التقوية وسبيكة طور الاساس يمكن ان تغير التركيب الكيميائي لسبيكة طور الاساس . هذه التأثيرات يمكن ان تلعب دوراً مهماً في سلوك التعتيق لطور الاساس في المادة المركبة [ ٦١,٦٢ ] .

ان تأثير نسبة كاربيد السليكون على صلادة المادة المركبة موضح بالشكل (٣-١٩) اذ تنخفض الصلادة بزيادة نسبة SiC ثم تميل الى الاستقرار والسبب هو عدم وجود ترابط تام بين جسيمات كاربيد السليكون وطور الاساس (لعدم وجود تبليل ) . اذن بزيادة نسبة كاربيد السليكون ستقل استمرارية طور الاساس وبذا تنخفض صلادته .

وبارتفاع درجات الحرارة تنخفض مستويات الصلادة والسبب هو وجود طور التقوية الذي يولد سطوحاً بينية تعمل كمجمعات لفجوات الاخماد وبارتفاع درجات الحرارة يمكن لفجوات الاخماد الانتشار بسهولة اكبر نحو السطوح البينية والانخلاعات وبذا تنخفض كثافتها في طور الاساس مؤدية الى تقليل مناطق التخليق وبالتالي اعاقه حركيات الترسيب .

## ٤-٨ الأكسدة والصدمة الحرارية لطبقة الاوكسيد

### OXIDITION AND THERMAL SHOCK

الشكل (٢٠-٣) يوضح سلوك التأكسد للسبيكتين (A,B) في درجة ٤٥٠°C والصدمة الحرارية بالاخماد في الماء عند (١٠h, ١٦h) .

السبيكة (A) تبدي انخفاضاً في معدل التأكسد مع الزمن حتى الوصول الى الاستقرار عند الساعة الثامنة. وعند الاخماد في الماء عند الساعة العاشرة يظهر انخفاض في الوزن بسبب تكسر الطبقة الاوكسيديّة المتكونة على سطح السبيكة وتتساقط جزء منها بسبب اختلاف هذا السلوك عن سلوك الالمنيوم النقي ( الذي يحمي نفسه بطبقة اوكسيديّة واقية وقوية) هو احتواء السبيكة على عنصري النحاس والمغنسيوم. ان وجود النحاس في السبيكة يعمل على تخفيض مقاومة الطبقة الاوكسيديّة بصورة ملحوظة لان السبائك الحاوية على النحاس تكون عرضة للهجوم حول عنقايد وترسبات  $CuAl_2$ ، اذ قد يتكون الاوكسيد المشترك  $CuAl_2O_3$  او  $CuAl_2O_4$  اما المغنسيوم فانه يحسن من مقاومة السبيكة للتأكسد عندما يكون الاوكسيد المتكون هو الاوكسيد المشترك (Spinel)  $MgOAl_2O_4$  الذي يتكون في سبائك Al-Mg النقية لكن بسبب وجود النحاس كمثوب فانه سيؤثر سلباً على مقاومة السبيكة للتأكسد والصدمة عند الساعة العاشرة. اما بعد الساعة العاشرة فان السبيكة تعود للتأكسد من جديد حتى تصل الى الاستقرار عند الساعة ١٦ ، حيث تجري الصدمة الحرارية الثانية لكن رغم ذلك لا تبدي السبيكة أي تأثير والسبب هو تكون طبقة اوكسيديّة واقية من الاوكسيد المشترك  $MgOAl_2O_4$  ( Spinel) ذات مقاومة عالية وكافية لتغطية السبيكة بصورة تامة بسبب ميل المغنسيوم للتأكسد بصورة اكبر من ميل النحاس [ ٤٨ ] .

اما سلوك تاكسد السبيكة (B) فانه يبدو مشابهاً لسلوك السبيكة (A) في المراحل الاولى من التأكسد ،حتى الاستقرار عند الساعة السابعة مع اختلاف بسيط في القيمة. اما عند الاخماد في الساعة العاشرة فان سلوك السبيكة (B) يختلف عن سلوك السبيكة (A) حيث تحصل زيادة كبيرة في الوزن المكتسب ثم انخفاض حاد ،السبب هو تشقق الفشرة الاوكسيديّة من دون ان تتساقط. بعدها يستمر الوزن بالزيادة حتى الاخماد عند الساعة ١٦ حيث يتكرر نفس السلوك السابق وبنفس الحدة تقريباً ثم ينخفض معدل التأكسد ليستقر عند الساعة (١٩) .

إن سبب السلوك المختلف للسبيكة (B) هو احتواؤها على الزنك (Zn) والمعروف ان سبائك Al-Zn تكون ذات مقاومة اقل للتأكسد بسبب تكوينها للاوكسيد المشترك  $ZnOAl_2O_4$ (Spinel) الذي هو اوكسيد مشوب [ ٤٨ ] .

### SLIDING WEAR TEST

## ٤-٩ اختبار البلى الانزلاقي

سلوك السبيكتين (A,B) خلال اختيار البلى الانزلاقي موضحة بالشكل (٢١-٣) الذي يتبين منه ان سلوك السبيكة (A) في مقاومة البلى افضل من سلوك السبيكة (B) حيث يكون الوزن المفقود لوحدة المساحة المعرضة للاحتكاك في السبيكة (A) اقل منه للسبيكة (B) ولنفس الفترة الزمنية .

ان العوامل المؤثرة في البلى عديدة منها :- الزمن ، السرعة ، الحمل ،وسط الاستخدام والصلادة [ ١١ ] . وبدا فانه عند اجراء اختبار البلى الانزلاقي للسبائك (A,B) عند نفس الظروف ((الزمن ، السرعة ، التحميل ،ووسط الاستخدام))واظهارها لقيم مختلفة للتغير في الوزن لوحدة المساحة المحتكة ، اذن فالسبب هو اختلاف صلادة السبيكتين حيث تظهر السبيكة (A) مستويات اعلى من تلك التي تظهرها السبيكة (B) في جميع المعاملات الحرارية المجراة عليهما وهذا اعطاها قابلية اكبر على مقاومة البلى من السبيكة (B) .

تظهر السبيكة (A) في بداية الاختبار زيادة متسارعة في فقدان الوزن مع مرور الزمن حتى الوصول الى ميل ثابت (معدل بلى ثابت) . هذا يمكن ان يعود الى تكسر النتوءات نتيجة الاصطاد الانفعالي وبعد فترة تتناقض كثافة هذه النتوءات ويقل معها معدل فقدان او يستقر .

اما سلوك السبيكة (B) فيبقى خطياً تقريباً والسبب يعود الى صلادتها الاقل نسبياً ، وهذا مشابه لما توصل اليه باحثون آخرون [ ٥١ ] .

بعد التشوه اللدن (Plastic Deformation) جزءاً مهماً من العملية حيث يسبب عدم تجانس في البنية قريباً من سطح المادة لهذا يمكن أن نتوقع أن بعضاً من البنية القريبة من سطح المادة تختلف عن المادة الاصلية، فيمكن ان تتضمن انخلاعات وبني مختلفة [٥١] .

#### ١٠-٤ الفحص بالمجهر الضوئي OPTICAL MICROSCOP TESTING

الشكل (٣-٢٢) يبين البنى المجهرية للسبائك في حالة الإفراط بالتعتيق (Over Aging) حيث يبين الشكل (٣-٢٢a) البنية المجهرية للسبيكة (A) ويلاحظ منها التوزيع المنتظم للطور المترسب خلال طور الأساس ، وهذا يسبب الصلادة العالية التي تبديها السبيكة خلال المراحل الأولى من التعتيق ، اما الشكل (٣-٢٢b) فيبين البنى المجهرية للسبيكة (B) والملاحظ هو كبر حجم الحبيبات في هذه السبيكة نسبة الى حجم الحبيبات في السبيكة (A) عند نفس الظروف كما يلاحظ توزع الترسبات على الحدود التبلورية بما يشكل انخفاضاً في المقاومة .

اما الشكل (٣-٢٣) فيوضح البنى المجهرية للمواد المركبة ذات الأساس (A) المقواة بنسب (٥٪، ١٠٪، ١٥٪) من كاربيد السليكون ، الشكل (٣-٢٣a) يوضح التشتيت المنتظم لجسيمات كاربيد السليكون خلال بنية المادة المركبة ذات النسب (٥٪ SiC) مع وجود مناطق خالية من كاربيد السليكون الا انه بصورة عامة يلاحظ التنعيم في حجم الحبيبات مقارنة بحجم الحبيبات في حالة السبائك المسبوكة. اما الشكل (٣-٢٣b) فيوضح بنية المادة المركبة ذات النسبة (١٠٪ SiC) ويلاحظ ان التشتيت يظهر بصورة افضل رغم وجود بعض التجمعات لجسيمات كاربيد السليكون كما يلاحظ حصول تنعيم اكبر للحبيبات وهذا ما يتوضح اكثر في بنية المادة المركبة ذات نسبة (١٥٪ SiC) الموضحة بالشكل (٣-٢٣c).

### ٥-١ الاستنتاجات :

- ١- اظهرت السبائك المصنعة كثافةً منخفضةً وهذا متطلب اساسي في صناعات الفضاء .
- ٢ - بلغت قيمة الصلادة حالتها القصوى عند التعامل الحراري الميكانيكي إذ بلغت نسبة الزيادة في صلادة السبيكة (Al-٢Cu-٢Mg) (A) عند تشكيلها بنسبة (٦٪) وتعتيقها بدرجة ٢٠٠°C بحدود (١٤٦٪) مقارنة مع حالة الاخماد اما في السبيكة (Al-٢Cu-٢Mg-٢Zn) (B) فقد وصلت النسبة الى (٩٦٪) .
- ٣- اظهرت السبائك استقرارية جيدة خلال فترات الاختبار وعند جميع درجات الحرارة ونسب التشكيل مع اختلاف في مستويات الصلادة .
- ٤- زيادة نسبة التشكيل ودرجات الحرارة رافقها ارتفاع في مستويات الصلادة .
- ٥- مقارنة مع توصل اليه باحثون آخرون نسبة الزيادة في مستويات الصلادة عند نسبة تشكيل (٦٪) ودرجة حرارة تعتيق (٢٠٠°C) بلغت (٢٦٧٪) نسبة لما حصلوا عليه تحت نفس الظروف ( البند ٤-٦ ) ففي الوقت الذي اختفت فيه الاستقرارية لديهم كانت في هذه الدراسة مستمرة طيلة فترة الاختبار .
- ٦ - عند اضافة الزنك وتقليل نسبة النحاس فان الصلادة والاستقرارية بقيت اعلى من نظيراتها لباحثين آخرين ( بند ٤-٦, ٤-٥, ٤-٤ ) .
- ٧- الزمن المناسب للمعاملة المحلولية للسبائك ( Al-٢Cu-٢Mg ) ( A ) و ( Al-٢Cu-٢Mg-٢Zn ) ( B ) هي حوالي ( ٤٥min ) عند درجة حرارة ( ٥٠٠°C ) .
- ٨- انتاج مادة مركبة مقواة بكاربيد السليكون SiC بطريقة ميتالورجيا المساحيق يقلل من صلادة العينات و بزيادة نسبة كاربيد السليكون SiC تنخفض مستويات الصلادة في حين تبقى الإستقرارية الحرارية .
- ٩- السبيكة (A) اظهرت مقاومة تأكسد وصدمة حرارية لطبقة الاوكسيد اعلى من السبيكة (B) عند نفس الظروف .
- ١٠- السبيكة (A) اظهرت مقاومة بلى اعلى من السبيكة (B) عند نفس ظروف الاختبار .

### ٥-٢ التوصيات :

- ١- تغيير نسب عناصر السبك و اضافة عناصر سبك اخرى كالفضة (Ag) والزركونيوم (Zr) .
- ٢- اجراء معاملة التعتيق في درجة حرارة تتجاوز ( ٢٠٠°C ) او لازمان اطول .
- ٣- زيادة نسبة لتشكيل للعينات ودراسة تأثيرها على الخواص والحصول على نسبة التشكيل الحرجة ان وجدت .
- ٤- استخدام طرق فحص اخرى كاختبارات الشد والزحف والكلال لتقييم خواص السبائك .
- ٥- تغيير شكل ونوع طور التقوية المستخدم في المادة المركبة كاستخدام الياف SiC او Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> .
- ٦- انتاج المادة المركبة بطرق اخرى كالبتق على الساخن او الترشيح الضغطي والسباكة بالعصر .

## الملحق ١

### تأثيرات بعض عناصر السبك على الألمنيوم [ ٦ ]

العنصر	تأثيره
الحديد Fe	يوجد طبيعياً كشائبة في خامات الألمنيوم، النسب القليلة تزيد المقاومة والصلادة لبعض السبائك ويقلل التشقق الساخن في المسبوكات.
المنغنيز Mn	يستخدم بالاشتراك مع الحديد لتحسين قابلية السبائك، يغير طبيعة المركبات شبه المعدنية ويقلل التقلص. التأثير في الخواص الميكانيكية هو تحسين المطيلية ومقاومة الصدمة. كما يعمل على تحسين مقاومة التآكل.
السليكون Si	يزيد سيولة السبائك المسبوكة والملحومة ويخفض تشقق الانجماد والشقوق الحرارية. الاضافات لاكثر من ١٣% Si تجعل السبيكة صعبة التشغيل جداً. كما يعمل على تحسين مقاومة التآكل.
النحاس Cu	يحسن المقاومة اذا اضيف بنسبة دون ١٢% والنسب الاعلى تتسبب في التقصف. ويحسن الخواص في درجات الحرارة العالية وقابلية التشغيل. النسب اعلى من ٥% تقلل قابلية التغطية الصلدة.
المغنسيوم Mg	يحسن المقاومة بواسطة التقوية بالمحلول الجامد. والسبائك الحاوية على اكثر من حوالي ٦% تقبل الاصلاد بالترسيب. سبائك المنيوم - مغنسيوم صعبة السبائك لان السبيكة المنصهرة تميل الى ان تغطى بالخبث عند تماسها مع الهواء.
الزنك Zn	يخفض قابلية السبائك. السبائك الحاوية على نسب عالية من الزنك تميل الى التشقق الساخن والتقلص. النسب الاكثر من ١٠% تسبب ميلاً للتآكل الاجهادي. بوجوده مع عناصر أخرى فان الزنك يعزز المقاومة العالية جداً. التراكيز القليلة في السبائك الثنائية ( الاقل من ٣% Zn ) لا تنتج تأثيرات مفيدة.
الكروم Cr	يحسن الموصلية في بعض السبائك واذا تواجد بنسب (< ٠.٣٥%) يعمل كمَنعَم للحبيبات.
التيتانيوم Ti	يتواجد بصورة طبيعية في خامات الألمنيوم. لكنه يضاف الى بعض السبائك كمَنعَم للحبيبات.
الرصاص Pb و البزموت Bi	تضاف الى بعض السبائك لتحسين قابلية التشغيل.

## المصادر

- ١- N.Barrington & M.Black, "Aerospace materials and manufacturing processes at the millennium"  
On the web: [http:// bookmark physics.iop.org/full books/0750307420/cantorch ٠١.pdf](http://bookmark.physics.iop.org/full_books/0750307420/cantorch_01.pdf).
- ٢- ASM International: "Alloying", Edited by J.L.Walter and Others, Carnes Publication Service, Inc .١٩٨٨.  
٣- ترجمة د.قحطان الخزرجي و د. شاکر السامرائي: "اسس هندسة المعادن"، جامعة بغداد، ١٩٨٤.
- ٤- T.Imamura "Advanced Materials and Process Technologies for Aerospace Structures".  
On the web: [http:// bookmark physics.iop.org/full books/0750307420/cantorch ٠٢.pdf](http://bookmark.physics.iop.org/full_books/0750307420/cantorch_02.pdf).
- ٥- On the web: [http:// docserver .Ub.org.nl/science /m-j-hass/C١.pdf](http://docserver.Ub.org.nl/science/m-j-hass/C1.pdf).
- ٦- K.G.Budinsk: "Engineering Materials Properties and selection", ٥th ed-, Prentice- Hall, Inc. ١٩٩٦.
- ٧- I.Granet, P.E: "Modern Materials Science", Reston Publishing Co, ١٩٨٠.
- ٨- R.A.Higgins: "Engineering Metallurgy", Part One, ٤th Ed-, The English Universities Prees LTD, ١٩٧٣.
- ٩- D.K.Filbek & A.G.Atkins: "Strength & Fracture of Engineering Solids", ٢nd ed-, Prentice Hall., INC., ١٩٩٦.
- ١٠- A.G.Guy: "Elements of Physical Metallurgy". ٣<sup>ed</sup> ed-, Addison Wesley Publishing Co, ١٩٧٤.
- ١١- S.H.Avner: "Introduction to Physical Metallurgy", ٢nd ed. McGraw –Hill Kogakusha (LTD), ١٩٧٤.
- ١٢- On the web: [http:// docserver .Ub.rug.nl/science/m-j-hass/C٣.pdf](http://docserver.Ub.rug.nl/science/m-j-hass/C3.pdf)
- ١٣- علي منذر مصطفى: "دراسة الأطوار الناتجة لمركب الألمنيوم كاربيد السليكون بعد تليده بالحالة الصلبة والسائلة". رسالة ماجستير. قسم هندسة الإنتاج والمعادن. الجامعة التكنولوجية ٢٠٠١.
- ١٤- On the web: [www.ae.utexas.edu/course/lecture ٦.pdf](http://www.ae.utexas.edu/course/lecture_6.pdf).
- ١٥- On the web: [cime www.epfl.ch/people/these .html](http://cime.www.epfl.ch/people/these.html).
- ١٦- On th web: <http://www.mse.eng.Ohio-state.edu>. Or  
: [Mse.po١٢.eng.Ohio-state .edu](http://Mse.po12.eng.Ohio-state.edu).
- ١٧- P.A.Thornton & V.J.Colangelo: "Fundamentals of Engineering Materials", Prentice-Hall, Inc. ١٩٨٥.
- ١٨- W.Bolton, "Engineering Materials Technology", ٣rd ed-, ١٩٩٨.
- ١٩- J.C.Halpin: "Primer on Composite Materials: Analysis", Rev.ed. Lancaster, PA, Technomic Publication. ١٩٨٤.
- ٢٠- W.D.Callister, Ir: "Materials Science and Engineering An Introduction", ٥<sup>th</sup>, John Wiley & Sons. ٢٠٠٠.
- ٢١- S.D.Sehgal & R.A.Lindberg: "Materials-Their nature Properties and Fabrication", ٢<sup>nd</sup> ed-, Si Chand & Co. (pvt) LTD .١٩٧٥.
- ٢٢- M.M.Schwartz: "Composite Materials Handbook", McGraw-Hill, Inc. ١٩٨٤.

- ٢٣- J.A.Lee & D.L.My Kanen: "Metal and Polymer Matrix Composite", Congress Data Co .LTD. ١٩٨٧.
- ٢٤-K.B.Lee and H.kwon: "Strength of Al-Zn-Mg-Cu Matrix Composite Reinforced with Sic Particles". Metallurgical and Materials Transactions V٣٣A.٤٥٥.٤٦٥ (٢٠٠٢).
- On the web: [www.ucm.es/BUCM/compotudoc/W/١٠٢٠٧/١٠٧٣٥٦٢٣-٢](http://www.ucm.es/BUCM/compotudoc/W/١٠٢٠٧/١٠٧٣٥٦٢٣-٢).
- ٢٥- C.M.Friend .htm & S.D.Luxton: "The effect of  $\delta$  alumina Fibers arrays on the age hardening characteristics of Al-Mg-Si alloys", J.of Mat. Sci.٢٣ (١٩٨٨).
- ٢٦- On the web: <http://bricad.com/aluminium/dur/>.
- ٢٧-On the web: <http://www.amc.mmc.co.UK/>
- ٢٨- د. قحطان الخزرجي "ميتالورجيا المساحيق" جامعة بابل، ١٩٩٧.
- ٢٩- On the web: [www.sinterstantahl.com/resypix/download/Text.Alu.١١.pdf](http://www.sinterstantahl.com/resypix/download/Text.Alu.١١.pdf).
- ٣٠- On the web: <http://www.landix.com/mmc.htm>.
- ٣١-E.C.Rollason: "Metallurgy for Engineers" ٤<sup>th</sup>ed. Edward Arnold pub., ١٩٨٠.
- ٣٢-R.E.Smallman:"Modren Physical Metallurgy" ٤<sup>th</sup> ed-, Butterworth pub., ١٩٨٦.
- ٣٣-A.G.Guy: "Elements of Physical Metallurgy" ٣<sup>rd</sup>ed. Addison Wesley pub.Co. ١٩٧٤.
- ٣٤- T.Sheppard: "Extrusion of Aluminium Alloys" .Kluwer Academic Publisher Dordrecht .١٩٩٩.
- ٣٥-On the web: <http://docserver.Ub.org.nl/science/m-j-hass/C٥.pdf>.
- ٣٦- د.عبد الواحد كاظم و د. مؤيد حنا: "التحولات الطورية في المعادن والسبائك"، الجامعة التكنولوجية، ١٩٩٠.
- ٣٧- S.P.Ringer & K.Hono: "Microstructure Evolution and Age Hardening in Aluminium Alloys: Atom Prob Field-Ion Microscopy and Transmission Electron Microscopy Studies", Material Characterization ٤٤:١٠١-١٣١ (٢٠٠٠).
- ٣٨-L.F.Mondolfo: "Aluminium Alloys Structure and Properties", ١<sup>st</sup> ed-. ١٩٧٦.
- ٣٩-D.A.Porter & K.E.Easterling: "Phase Transformations in Metals and Alloys".
- ٤٠-L.Reich, S.P.Ringer & K.Hono: "Origin of Initial Rapid Age- Hardening in an Al-١.٧Mg-١.١Cu alloy", Philosophical Magazine Letters, ٧٩(٩):٦٨٤٠(١٩٩٩)
- on the web: [www.news.go.jp/apfim/WhatsNew.html](http://www.news.go.jp/apfim/WhatsNew.html).
- ٤١-- S.P.Ringer & T.Sakurai: "On the Origins Of Hardening in Al-Cu-Mg-(Ag) Alloys .Acta Materialia.vol.٤٥, No.٩pp.٣٧٣١-٣٧٤٤(١٩٩٧).
- On the web: [www.monash.edu.au/mating/acstaff/homepage/spr.htm](http://www.monash.edu.au/mating/acstaff/homepage/spr.htm).
- ٤٢-S.L.Chen, S.Daniel, F.Zhang, Y.A.Chang, X-Y Yan, F.-Y.Xie, R.S-Fetzer & W.A.Outes: "The PANDAT Software Package and its Applications".
- On the web: [http://www.imet.tu-clausthal.de/agem/publications/pdf/١٧١-١٧١\\_chen\\_Pandat.pdf](http://www.imet.tu-clausthal.de/agem/publications/pdf/١٧١-١٧١_chen_Pandat.pdf)

٤٣-I.N.A.Oguocha, S.Yannacopoulos: "A calorimetric Study Of S' and  $\theta'$  precipitation in Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Particle-Reinforced AA٢٦١٨".J.ofMat.sci ٣٤, ٣٣٣٥-٣٣٤٠. (١٩٩٩).

٤٤-C.R.Hutchinson and S.P.Ringer:" Precipitation Processes in Al-Cu-Mg Alloys Microalloyed with Si ", Met. and Mat. Trans. V٣١ (٢٠٠٠)  
On the web:<http://doc.tms.org/ezMerchant/prodtms.nsf/productLookupItemDMMTA-٠٠١١-٢٧٢١/%FILE/MMAT-٠٠١١-٢٧٢١F.pdf>

٤٥- Charai ,A.Walter,T.,Alfonso,T.,Zahra,A.M and Zahra, C.Y.: "Co-existence of Cluster , GPB zones ,S'-,S'- and S-phase in an Al-٠.٩%Cu-١.٤Mg alloy ", acta Mater . ٤٨,٢٧٥١-٢٧٦٤(٢٠٠٠).

On the web: for [be.iai.uni-bonn.de/birich\\_٢٠٠١/fakultael-٦/institute-٦١٠٠٠٠.html](http://be.iai.uni-bonn.de/birich_٢٠٠١/fakultael-٦/institute-٦١٠٠٠٠.html).

٤٦-C.E.Machi, A.Smoza, A.Dupasquir, I.J.Polmear: "Secondary Precipitation in Al-Zn-Mg-(Ag) alloy", Acta Mat. ٥١, ٥١٥١-٥١٥٨ (٢٠٠٣)

On the web: <http://positron.physik.uni-hal.de/panet/publications/papers/paper٥٥.pdf>

٤٧-M.Wenchman, G.Jialin, Z.Yong and W.Mingmei:"Effect of SiC particles on the aging behavior of SiC/٧٠٧٥ composites ", J of Mat. Sci. Letters ١٨, ١٨٦٧-١٨٦٩.(١٩٩٧)

٤٨-J.S.Scully:"The Fundamentals of Corrosion".٢<sup>nd</sup>ed. Pergamon Press ١٩٧٥.  
٤٩-د.قحطان الخرزجي وعبد الجواد شريف:"التآكل اسبابه -انواعه -طرق الحماية منه" ، كلية الهندسة ، جامعة بغداد ، ١٩٨٨.

٥٠-Jastrzebski:"The Nature and Properties of Engineering Materials ", ٢<sup>nd</sup> ed. ,John Wiley Inc ., ١٩٧٧.

٥١- اسراء قحطان صبري : "تحسين مقاومة التآكل لسبيكة ذات اساس المنيوم -نحاس " رسالة ماجستير مقدمة الى قسم هندسة المواد ، جامعة بابل ، ٢٠٠٠ .

٥٢- رائد نجيب رزوقي : "تأثير وسط الاستخدام (تآكل - تأكسد- تعرية )على خواص سبيكة ذات اساس (المنيوم -ليثيوم )" ، رسالة ماجستير مقدمة الى قسم هندسة الانتاج والمعادن ،الجامعة التكنولوجية ، ١٩٨٨.

٥٣-M.G.Fortana & N.D.Green: "Corrosion Engineering". ٢<sup>nd</sup> ed.McGraw-Hill, pub., ١٩٧٨.

٥٤- B.Pugh & Others: "Friction and Wear", ١<sup>st</sup> ed-, Butter Worth & Co (Publishers) LTD, ١٩٧٣.

٥٥- E.A.Brandes (Editor): "Smithells Metals Reference Book", ٦<sup>th</sup> ed-, ١٩٨٣.

٥٦-A.Z.szeri (Editor): "TRIBOLOGY Friction, Lubrication, and Wear", McGraw -Hill Book Co. ١٩٨٠.

٥٧- جي . هولنك . ترجمة د. سلوم احمد داود و د.محسن جبر هويج : " مبادئ علم الليولوجي " ، ١٩٨٨ .

٥٨- جميل حبيب غازي : "تحسين الاستقرار الحرارية لسبائك الالمنيوم المستخدمة في صناعات الفضاء" رسالة ماجستير مقدمة الى قسم هندسة المواد - جامعة بابل ، ٢٠٠٢ .

٥٩-S.P.Ringer, K.Hono ,T.Sakuri and I.J.Pomear: "Cluster Hardening in an Aged Al-Cu-Mg Alloy ".Scripta Materialia ٣٠(٥):٥١٧-٥٢١(١٩٩٧).

On the web :[www.monash.edu.au/mateng/acstaff/homepage/Ringer.doc](http://www.monash.edu.au/mateng/acstaff/homepage/Ringer.doc).

٦٠- V.Massardier and P.Merl: "Mechanisms of Interaction Controlling the Kinetics of Zone formation in Metal Matrix composites: Comparison of

Reinforcement in Al-Cu and Al-Mg-Si Matrix composites”:Mat.Sci and Eng  
.A٢٤٩-١٠٩-١٢٠ (١٩٩٨).

٦١- V.Massaridier, L.Pelletier and P.Merl: “Influence of the Introduction of  
Ceramic Particles in Al-Cu Alloys on GP zone Formation”: Mat. Sci. and Eng  
.A٢٤٩-١٢١-١٣٣ (١٩٩٨).

٦٢- J.Bar, H.-J.Grandladt, J.Illy, and J.Landria: “Influence of Fiber  
Reinforcement on the Aging behavior of an AlSi<sup>١٢</sup>CuMgNi alloy”.  
Mat. Sci .and Eng .A٢٤٨, ١٨١, ١٨٦. (١٩٩٨).