



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

تحسين الإستقرارية الحرارية لسبائك الالمنيوم المستخدمة في صناعات الفضاء

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

قدمها المهندس

جميل حبيب غازي منيهل العمّار

باشرف

الاستاذ المساعد

الاستاذ الدكتور

محمد حمزة دحام
المعموري

عبد الواحد كاظم راجح البكري

تشرين الاول ٢٠٠٢ م

شعبان ١٤٢٣ هـ

Republic of Iraq
Ministry of Higher Education
and Scientific Research
University of Babylon



Improving Service Temperature of Aluminium Alloys Used in Aerospace Industries

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 :

Jameel Habeeb Ghazi Al-Ammar

October ٢٠٠٢

Abstract

It is well established that Aluminium and its alloys are widely used in aerospace industries, for their good mechanical and physical properties. In addition, to reliable toughness and low density which is the prime importance factor in selecting materials for aerospace industries.

Duralumin (Al – 4% Cu) is one of these importance alloys and it is one of (7XXX) series where Copper is the major alloying element. However, in spite of its high strength, it has low thermal stability, which imposes limitations on Airplanes speeds, from which Air frame is made.

This work represents an attempt to improve thermal stability of these alloys by using alloying elements such as (Sr) and (Ag) to the base alloy (Al – Cu – Mg).

Samples were prepared by die casting.

Several techniques were adopted to improve properties of the base alloy (Al – Cu – Mg). They include precipitation hardening process, thermo – mechanical treatments and duplex thermo – mechanical treatments.

Several tests were conducted to examine the alloys such as, hardness tests for solution treated specimens and natural age hardening ones. Hardness values were used as indication for thermal stability. Different of artificially aging, duplex aging, thermo – mechanical and duplex treatments – Oxidation and thermal shock tests were also conducted, in addition to determination of density and metallographic tests.

Results showed superiority of alloy (Al – Cu – Mg – Sr – Ag) i.e (C) in thermal stability tests compared with those of B (Al – Cu – Mg – Sr) and A (Al – Cu – Mg). Several techniques were adopted including duplex thermo – mechanical treatments, primary aging at (170 °C) for different times.

As increase in hardness of (190 %) was observed in addition to high improvement in thermal shock and oxidation at (200 °C).

الخلاصة

احتل الالمنيوم وسبائكه مكانة واسمى في مجال صناعة الفضاء ويعود ذلك بالاساس الى خواصه الميكانيكية والفيزيائية الجيدة ، وامتلاكه قيمة عالية من (المقاومة / الوزن) هذه الكمية تعتبر مقياساً لاختيار المواد المناسبة لصناعات الفضاء .

تعد سبيكة الديورالومين (Duralumin) (Al – ٤% Cu) إحدى السبائك المهمة التي تقود الى سلسلة (٢xxx) حيث النحاس عنصر السبك الاساسي فيها . وتمتاز هذه السبيكة بمقاومة عالية (High Strength) الأ ان استقراريتها الحرارية (Thermal Stability) محدودة مما تضع محددات لسرعة الطائرات التي تصنع ابدانها (Air Frame) من هذه السبائك . وبذا فقد جرت هذه الدراسة كمساهمة لتحسين الاستقرار الحرارية لها . وذلك باستخدام سبائك ذات اساس (المنيوم - نحاس - مغنسيوم) بمحتوى نحاس اقل من سبيكة الديورالومين (لتقليل الوزن) مع اضافة كميات قليلة من عنصر السترونتيوم (Sr) والفضة (Ag) ، وقد تم تحضير النماذج سباكةً بقوالب معدنية (Die Casting) .

اعتمدت الدراسة الحالية عدة تقنيات لتحسين اداء السبيكة الاساس (Al – Cu – Mg) شملت عمليات الاصلاد بالترسيب (Precipitation Hardening) والمعاملات الحرارية - الميكانيكية (Thermo – Mechanical Treatments) والمعاملات الحرارية - الميكانيكية المزدوجة (Duplex Thermo – Mechanical Treatments) .

أجريت عدة اختبارات لتقييم اداء السبائك المستخدمة في هذا البحث وقد شملت اختبارات الصلادة للمعاملة المحلولية والابخام (Solution Treatment and Quenching) ، ومعاملة التعتيق الطبيعي (Natural Aging) . واختبارات الاستقرار الحرارية ، اذ تم استخدام قيم الصلادة كمؤشر على الاستقرار لحالات مختلفة من التعتيق الاصطناعي (Artificial Aging) والتعتيق المزدوج (Duplex Aging) والمعاملات الحرارية - الميكانيكية والمعاملات الحرارية - الميكانيكية المزدوجة . وجرى اختبار الاكسدة والصدمة الحرارية (Oxidation and Thermal Shock) ، ثم اختبار الكثافة (Density) ودراسة بسيطة بالمجهر الضوئي (Optical Microscope) لبنية السبائك .

وقد اظهرت النتائج تفوقاً كبيراً للسبيكة C (Al – Cu – Mg – Sr – Ag) بالاستقرار الحرارية مقارنة مع السبيكة A (Al – Cu – Mg) والسبيكة B (Al – Cu – Mg – Sr) وخصوصاً بعد اجراء المعاملة الحرارية - الميكانيكية المزدوجة المتضمنة تعتيق اولي لمدة نصف ساعة عند (١٥٠ °C) وتشكيل بارد بنسبة (٦ %) مع تعتيق نهائي بدرجة حرارة (١٧٠ °C) لأزمان مختلفة ، أما نسبة التحسن بقمة الصلادة (Peak Hardness) للسبيكة (C) فبلغت (١٩٥ %) مقارنة مع صلاتها بعد المعاملة المحلولية والابخام (As Quenched) . بينما كانت مقاومتها عالية للتأكسد والصدمة الحرارية بدرجة (٤٥٠ °C) .

قائمة الرموز

| الرمز | دلالاته |
|---------------|---|
| T_2 | يستعمل فقط مع السبائك المسبوكة ، ويدل على حالة التخمير . |
| T_3 | معاملة حرارية للاذابة ومصلدة بالتشكيل البارد . |
| T_4 | معاملة حرارية للاذابة مصحوبة بالتعتيق الطبيعي الى حد الاستقرار . |
| T_5 | مصلدة بالتعتيق الاصطناعي بعد التبريد السريع من درجة حرارة التصنيع . |
| T_6 | معاملة حرارية للاذابة متبوعة بالتعتيق الاصطناعي . |
| T_7 | معاملة حرارية للاذابة ومثبتة للتحكم في النمو والتشوه . |
| T_8 | معاملة حرارية للاذابة ، ومصلدة بالتشكيل البارد وبالتعتيق الطبيعي . |
| T_9 | معاملة حرارية للاذابة ، مصلدة بالتعتيق الاصطناعي وبالتشكيل البارد . |
| ARL | مختبرات البحوث التطبيقية . |
| Wt % | النسبة الوزنية المئوية . |
| A' | انكستروم = 10^{-8} سنتيمتر . |
| M bar | ميكا بار = 10^{11} نيوتن /متر مربع . |
| $KJ mol^{-1}$ | كيلو جول /مول = 10^3 نيوتن . متر /مول . |

المحتويات

| الصفحة | الموضوع | التسلسل | الفصل |
|--------|---|---------|-------------|
| | الجزء النظري | | الفصل الأول |
| ١ | مقدمة | ١-١ | |
| ١ | سبائك الألمنيوم | ١-٢ | |
| ٤ | تطور سبائك الألمنيوم المستخدمة في صناعات الفضاء | ١-٣ | |
| ٥ | الاصلاذ بالترسيب | ١-٤ | |
| ٦ | التخليق والنمو خلال عملية الترسيب | ١-٤-١ | |
| ٩ | آليات الاصلاذ | ١-٤-٢ | |
| ١٠ | الاصلاذ بانفعالات التطاق | ١-٤-٢-١ | |
| ١٢ | الاصلاذ بالتشيت | ١-٤-٢-٢ | |
| ١٣ | الاصلاذ الكيماوي | ١-٤-٢-٣ | |
| ١٤ | الاستقرارية الحرارية للتغيرات في التركيب المصاحبة للتعتيق | ١-٤-٣ | |
| ١٦ | الاستقرارية الحرارية لنظام (المنيوم - نحاس) | ١-٤-٣-١ | |
| ١٨ | الاستقرارية الحرارية لنظام (المنيوم - نحاس - مغنيسيوم) | ١-٤-٣-٢ | |
| ٢٠ | التأكسد | ١-٥ | |
| ٢٣ | الديناميكا الحرارية للتأكسد | ١-٥-١ | |
| ٢٤ | آلية التأكسد ونمو طبقة الاوكسيد | ١-٥-٢ | |
| ٢٦ | حركية التأكسد | ١-٥-٣ | |
| ٢٨ | الاجهادات المؤثرة على طبقة الاوكسيد | ١-٥-٤ | |
| ٢٨ | اجهادات النمو | ١-٥-٤-١ | |
| ٣٠ | الاجهادات الحرارية | ١-٥-٤-٢ | |
| ٣١ | آلية ازالة الاجهادات | ١-٥-٥ | |
| ٣١ | تحسين التصاق الاوكسيد | ١-٥-٦ | |
| ٣٢ | اهمية خفض الكثافة | ١-٦ | |
| ٣٣ | هدف البحث | ١-٧ | |

المحتويات

| الصفحة | الموضوع | التسلسل | الفصل |
|--------|-----------------------------|---------|--------------|
| | الجزء العملي | | الفصل الثاني |
| ٣٤ | مقدمة | ٢-١ | |
| ٣٤ | تحضير النماذج | ٢-٢ | |
| ٣٤ | عملية الصهر والصب | ٢-٢-١ | |
| ٣٥ | تحضير العينات | ٢-٢-٢ | |
| ٣٦ | المعاملة المحلولية والاحماذ | ٢-٣ | |
| ٣٧ | التعتيق الطبيعي | ٢-٤ | |
| ٣٧ | التعتيق الاصطناعي | ٢-٥ | |
| ٣٨ | التعتيق المزدوج | ٢-٦ | |

| | | | |
|----------------|---|-------|--|
| ٣٨ | المعاملات الحرارية - الميكانيكية | ٢-٧ | |
| ٤٠ | المعاملات الحرارية - الميكانيكية المزدوجة | ٢-٨ | |
| ٤١ | اختبار الصلادة | ٢-٩ | |
| ٤١ | اختبار الاكسدة والصدمة الحرارية | ٢-١٠ | |
| ٤٣ | قياس كثافة السبائك | ٢-١١ | |
| ٤٤ | الفحص بالمجهر الضوئي | ٢-١٢ | |
| النتائج | | | |
| ٤٥ | مقدمة | ٣-١ | |
| ٤٥ | التحليل الكيمياوي للنماذج | ٣-٢ | |
| ٤٦ | اختبار الصلادة للمعاملة المحلولية والاحماد | ٣-٣ | |
| ٤٦ | اختبار القابلية على التعتيق الطبيعي | ٣-٤ | |
| ٤٩ | اختبارات الاستقرار الحرارية | ٣-٥ | |
| ٤٩ | اختبار الاستقرار الحرارية للتعتيق الاصطناعي | ٣-٥-١ | |
| ٥٣ | اختبار الاستقرار الحرارية للتعتيق المزدوج | ٣-٥-٢ | |
| ٥٧ | اختبار الاستقرار الحرارية للمعاملات الحرارية - الميكانيكية | ٣-٥-٣ | |
| ٦٤ | اختبار الاستقرار الحرارية للمعاملات الحرارية - الميكانيكية المزدوجة | ٣-٥-٤ | |

الفصل الثالث

المحتويات

| | | | |
|-----------------|--|---------|--------------|
| الصفحة | الموضوع | التسلسل | الفصل |
| ٧١ | اختبار الاكسدة والصدمة الحرارية | ٣-٦ | الفصل الثالث |
| ٧١ | السبيكة الاساس A (Al - Cu - Mg) | ٣-٦-١ | |
| ٧١ | السبيكة B (Al - Cu - Mg - Sr) | ٣-٦-٢ | |
| ٧١ | السبيكة C (Al - Cu - Mg - Sr - Ag) | ٣-٦-٣ | |
| ٧٣ | اختبار قياس كثافة السبائك | ٣-٧ | |
| ٧٣ | الفحص بالمجهر الضوئي | ٣-٨ | |
| المناقشة | | | |
| ٧٨ | مقدمة | ٤-١ | الفصل الرابع |
| ٧٨ | المعاملة المحلولية والاحماد | ٤-٢ | |
| ٧٩ | ميل السبائك للتعتيق الطبيعي | ٤-٣ | |
| ٧٩ | اختبارات الاستقرار الحرارية | ٤-٤ | |
| ٧٩ | تأثير التعتيق الاصطناعي على الاستقرار الحرارية | ٤-٤-١ | |
| ٨١ | تأثير التعتيق المزدوج على الاستقرار الحرارية | ٤-٤-٢ | |
| ٨١ | تأثير المعاملات الحرارية - الميكانيكية على الاستقرار الحرارية | ٤-٤-٣ | |
| ٨٢ | تأثير المعاملات الحرارية - الميكانيكية المزدوجة على الاستقرار الحرارية | ٤-٤-٤ | |
| ٨٣ | تأثير الاكسدة والصدمة الحرارية على سلوك السبائك | ٤-٥ | |
| ٨٣ | السبيكة الاساس A (Al - Cu - Mg) | ٤-٥-١ | |
| ٨٤ | السبيكة B (Al - Cu - Mg - Sr) | ٤-٥-٢ | |
| ٨٤ | السبيكة C (Al - Cu - Mg - Sr - Ag) | ٤-٥-٣ | |

| | | | |
|----|------------------------|-----|-----------------|
| ٨٤ | كثافة السبائك | ٤-٦ | الفصل الخامس |
| ٨٤ | التصوير بالمجهر الضوئي | ٤-٧ | |
| | الاستنتاجات والتوصيات | | |
| ٨٥ | الاستنتاجات | ٥-١ | |
| ٨٦ | التوصيات | ٥-٢ | |
| ٨٧ | الملحق ١ | | |
| ٨٨ | المصادر | | |

١-١: مقدمة Introduction

صناعات الفضاء تتطلب دائماً مواداً تتميز بخفة الوزن (Light Weight) والمقاومة العالية (High Strength) والاستقرارية الحرارية (Thermal Stability) لخواص الخدمة ومقاومة الكلال (Fatigue) والتآكل (Corrosion).

ان سبائك الالمنيوم ذات السلسلة (٢٠٠٠) ومنها السبيكة (٢٢١٩) ذات اساس (Al - Cu - Mg) تتميز بخواص ميكانيكية جيدة ، اضافة الى انخفاض كثافتها البالغة (٢.٨ g/cm^٣) ، وبالرغم من ذلك فان التطور بالصناعات الفضائية اوجد حاجة مستمرة الى سبائك اخف وزناً واستقرارية حرارية اعلى تؤهلها للخدمة في درجات حرارة اعلى من (١٥٠ °C) ، وهذا يعني زيادة مدى عمل الطائرات والمركبات الفضائية وتحسين خواص الطيران وتقليل استهلاك الوقود [١ ، ٢ ، ٣ ، ٤ ، ٥] .

١-٢: سبائك الالمنيوم Aluminium Alloys

تتألف من اضافة عنصر او اكثر من عناصر السبك للالمنيوم وذلك لتحسين الخواص الميكانيكية (Mechanical Properties) ، ومن عناصر السبك الرئيسية هي (النحاس Copper ، المنغنيز Manganese ، السيليكون Silicon ، المغنيسيوم Magnesium والخاصين Zinc) وتعرف هذه السبائك بـ اربع ارقام وكما يلي [١] :

(NXXX) : يمثل الحرف (N) عنصر السبك الرئيسي .

(١XXX) : يمثل الرقم (١) عنصر الالمنيوم على الاقل بنسبة (٩٩٪) .

(٢XXX) : يمثل الرقم (٢) عنصر النحاس .

(٣XXX) : يمثل الرقم (٣) عنصر المنغنيز .

(٤XXX) : يمثل الرقم (٤) عنصر السيليكون .

(٥XXX) : يمثل الرقم (٥) عنصر المغنيسيوم .

(٦XXX) : يمثل الرقم (٦) عنصر المغنيسيوم والسيليكون معاً .

(٧XXX) : يمثل الرقم (٧) عنصر الخاصين .

(٨XXX) : يمثل الرقم (٨) عناصر اخرى .

وتُصنّف سبائك الالمنيوم الى ما يلي [١] :

١. سبائك الالمنيوم المشكّلة (Wrought Aluminium Alloys) .

٢. سبائك الالمنيوم المسبوكة (Casting Aluminium Alloys) .

ان النوعين بضمان السبائك قابلة للمعاملة الحرارية (Heat Treatable Alloys) وسبائك غير قابلة للمعاملة الحرارية (Non - Heat Treatable Alloys) ، وان المعاملة الحرارية تدعى معاملة الاصلاد بالترسيب (Precipitation Hardening) التي تهدف الى تحسين الخواص الميكانيكية [١] .

ان السبائك غير القابلة للمعاملة الحرارية فيمكن زيادة مقاومتها عن طريق التشكيل البارد (Cold Work) أي التصليد بالانفعال (Strain Hardening) وتكون الزيادة الحاصلة في مقاومتها وصلادتها ناتجة من التشويه الميكانيكي لبنية المعدن [٦] .

أما السبائك التي يتم الحصول عليها عن طريق السباكة المعرّفة بالحرف (F) تكون غير قابلة للمعاملة الحرارية والقابلة للمعاملة الحرارية تكون معرّفة بالحرف (T) مع بعض الارقام (T_١ , T_٢ , T_٣ , T_٤) للدلالة على نوع المعاملة الحرارية كما هو الحال في السبائك المشكّلة والمعاملة حرارياً [٧ , ٨ , ٩ , ١٠] .

الجدول (١-١) يبين التكوين الكيميائي لعدد من سبائك الالمنيوم المشكّلة ويشمل على السبائك القابلة للمعاملة الحرارية ذات السلاسل (٢XXX , ٦XXX , ٧XXX) والسبائك ذات السلاسل (١XXX , ٣XXX , ٥XXX) غير القابلة للمعاملة الحرارية [١] .

الجدول (١-١) التركيب الكيميائي لعدد من سبائك الالمنيوم المشكلة [١]

| السبيكة | الحالة* | نسبة العناصر (%) نسب وزنية | | | | | |
|---------|---------|----------------------------|------|-----|------|-----|-------------------|
| | | Cu | Mg | Si | Mn | Zn | عناصر اخرى |
| ١١٠٠ | b-d | - | ٠.١ | - | - | - | ٩٩.٠٠ Al (min.) |
| ١٣٥٠ | b-d | - | - | - | - | - | ٩٩.٥٠ Al (min.) |
| ٢٠١١ | b-d | ٥.٥ | - | - | - | - | ٠.٥ Pb , ٠.٥ Bi |
| ٢٠١٤ | b-e | ٤.٤ | ٠.٤ | ٠.٨ | ٠.٨ | - | - |
| ٢٠٢٤ | b-e | ٤.٤ | ١.٥ | - | ٠.٦ | - | - |
| ٢٠٣٦ | b | ٢.٦ | ٠.٤٥ | - | ٠.٢٥ | - | - |
| ٢٢١٩ | b-e | ٦.٣ | - | - | ٠.٣ | - | ٠.١ V , ٠.١ Zr |
| ٣٠٠٣ | b-d | - | - | - | ١.٢ | - | - |
| ٣٠٠٤ | b-d | - | ١.٠ | - | ١.٢ | - | - |
| ٥٠٥٢ | b-d | - | ٢.٥ | - | - | - | ٠.٢٥ Cr |
| ٥٠٨٣ | b-e | - | ٤.٥ | - | ٠.٧ | - | ٠.١٥ Cr |
| ٥٠٨٦ | b-d | - | ٤.٠ | - | ٠.٥ | - | ٠.١٥ Cr |
| ٥١٨٢ | b | - | ٤.٥ | - | ٠.٣٥ | - | - |
| ٥٦٥٧ | b-c | - | ٠.٨ | - | - | - | - |
| ٦٠٦١ | b-e | ٠.٢٥ | ١.٠ | ٠.٦ | - | - | ٠.٢٥ Cr |
| ٦٠٦٣ | b-e | - | ٠.٧ | ٠.٤ | - | - | - |
| ٧٠٠٥ | b-e | - | ١.٥ | - | ٠.٥ | ٤.٥ | ٠.١٥ Cr , ٠.١٤ Zr |
| ٧٠٥٠ | b-e | ٢.٤ | ٢.٣ | - | - | ٦.٢ | ٠.١٢ Cr |
| ٧٠٧٥ | b-e | ١.٦ | ٢.٥ | - | - | ٥.٦ | ٠.٢٥ Cr |

١-٣: تطور سبائك الالمنيوم المستخدمة في صناعات الفضاء

Development of Al – Alloys used in Aerospace Industries

يمتلك الالمنيوم وسبائكه خواص متفوقة جعلته يتنافس مع المواد المركبة المقواة باللياف الكاربون لأنخفاض كثافته وجسائه العالية (High stiff) ومع سبائك التيتانيوم في درجات الحرارة العالية مما أدى الى استخدام هذه السبائك بشكل واسع في صناعة الطائرات والصواريخ والمركبات الفضائية [١٢ ، ١١] .
اولى استخدامات الالمنيوم في صناعة السفن الفضائية كانت في عام (١٨٩٧)م ، وفي عام (١٩٠٠)م استخدم في صناعة اول منطاد (زبلن) [٢] .

في عام (١٩٠٠)م قام الباحث الالمني (Durenner) باكتشاف سبيكة الديور الومين حيث كونها من الالمنيوم والنحاس والمغنيسيوم والمنغنيز [٣] ، وفي عام (١٩١١ – ١٩٠٩) م خصصت هذه السبيكة للمشاريع الفضائية [١٣] ، وفي عام (١٩١١) م اكتشف العالم الفريد ويلم (A . Wilm) [] الاصلاد بالترسيب لسبيكة الديور الومين (٢٠١٧) تبعها بحوث كل من ولينبرغ (M . Waltenberg) وسكوت (Scott) عام (١٩١٩) م الذين قاما بشرح وتوضيح هذه الظاهرة [١٠] .

وفي عام (١٩٢٠) م صنعت طائرة (Junkers F١٣) في المانيا معظم اجزاؤها من سبيكة (– ٢٠١٧) (T٤) [٣] .

وفي عام (١٩٣٨) م قام الباحثان جنيور وبرستون (Guinier and Preston) باستخدام طرق حيود الاشعة السينية (X – Ray Diffraction Method) لتحديد وتعيين طبيعة الترسبات المتكونة في نظام (Al – Cu) ، واكتشفا الاطوار الوسيطة المتكونة عند الترسيب والتي تعرف بمناطق جنيور - برستون ، حيث اوضحا انه في اثناء عملية التعتيق (Aging) بدرجة حرارة الغرفة او بعض الدرجات المتوسطة تتعقد الذرات المذابة مع بعضها مكونة ترسبات متطابقة مع الارضية (Matrix) تعرف بمناطق جنيور - برستون [١٤ ، ١٠] .

وفي عام (١٩٤٥) م منح لي - بارون (Le – Baron) براءة اختراع عندما أُضيف عنصر الليثيوم والكادميوم الى سبيكة (Al – Cu) حيث حاول زيادة المقاومة ومعامل المرونة [١٥] .

وفي عام (١٩٤٧) م استخدمت طريقة ميتالورجيا المساحيق (Powder Metallurgy) في انتاج سبائك الالمنيوم لتحسين معامل المرونة وخواص العمل ضمن درجات حرارية عالية [٢] .

وفي عام (١٩٥٨) م تم اعلان السبيكة (٢٠٢٠) ذات المقاومة والاستقرارية الحرارية ولكنها تتضمن عيباً أساسياً هو انخفاض مطيليتها مع بقية سبائك الالمنيوم العالية المقاومة مما أدى الى توقف انتاجها التجاري عام (١٩٦٩) م [١٥] .

وفي عام (١٩٨٣) تم استخدام سبائك (الالمنيوم - ليثيوم) ولأول مرة في صناعة اجزاء من طائرات البوينغ (٧٦٧ ، ٧٥٧ ، ٧٠٧) وطائرة الايرباص اضافة الى دخولها في صناعة اجزاء كبيرة من طائرات الجاوار والكونكورد . ومن الجدير بالذكر انه تم عقد اربعة مؤتمرات خلال الفترة ما بين (١٩٨٠ - ١٩٨٧) حول هذه السبائك فكان الأول في ستون ماونتن بجورجيا عام (١٩٨٠) والثاني في مونتري عام (١٩٨٣) والثالث في اكسفورد عام (١٩٨٥) اما الاخير فكان في باريس عام (١٩٨٧) [١٢] .

وفي التسعينات أجريت بحوث عديدة في مجال تحسين سبائك الالمنيوم ذات اساس (Al – Cu – Mg) ، حيث قام الباحث (S.P. Ringer) وجماعته بدراسة تأثير تعقد ذرات المذاب وانفصالها والبنية المجهرية في زيادة المقاومة [١٦] ، وقام الباحث (L - Eschbach) وجماعته بدراسة لتحسين الخواص الميكانيكية للسبيكة (Al – Cu – Mg – Ag) باضافة عنصر الزركونيوم (Zr) [١٧] ، وقام

الباحث (F.Sarioglu) وجماعته بدراسة تأثير فترات التسخين المطولة عند درجة حرارة (130 °C) على مقاومة الكلال لسبيكة (2024) عند التوجيه بثلاث اتجاهات [5].

وفي عام (2000) م أجريت بحوث اهمها تحسين المقاومة باستخدام التعتيق الاصطناعي لسبائك (Al - Mg) للباحث (LB.Ber) [18]. وقام الباحث (Z - Horita) وجماعته باجراء التشكيل بالضغط لسبائك الالمنيوم التجارية ومنها سبيكة (2024) وذلك لتصغير الحجم الحبيبي ولزيادة الاستقرار الحرارية [19].

٤-١: الاصلد بالترسيب Precipitation Hardening

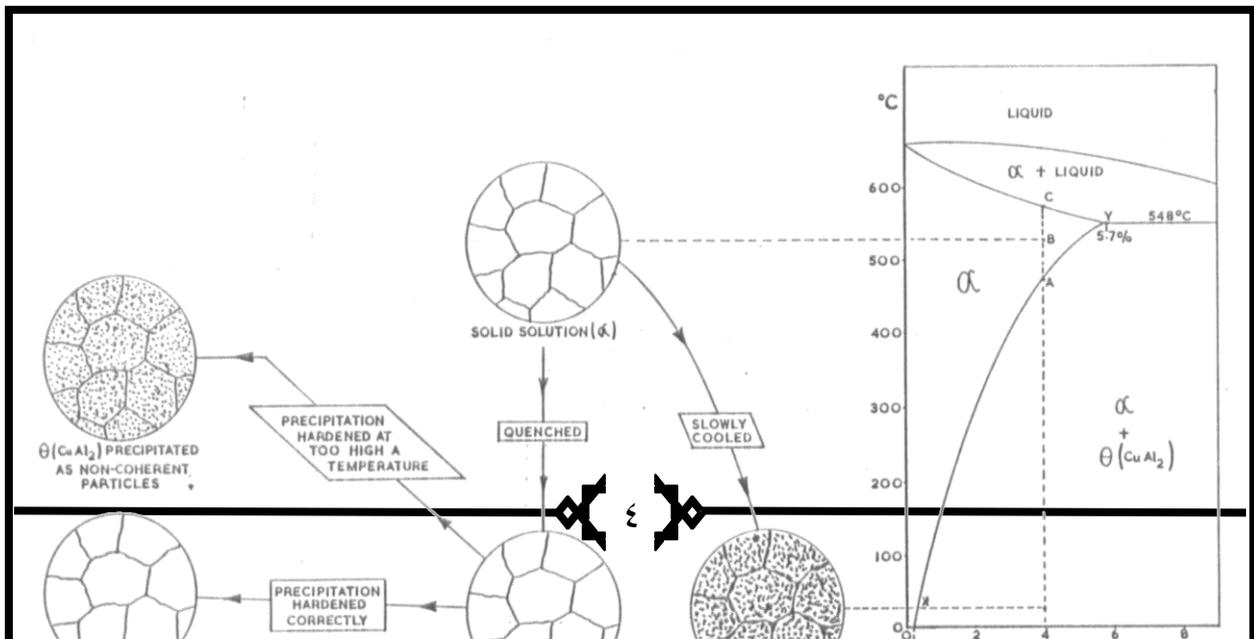
اكتشفت هذه الظاهرة من قبل العالم الفريد ويلم (A . Wilm) عام (1911) م ، فقد لاحظ عند سبك النحاس بنسبة قليلة من الالمنيوم التجاري وبعد اخمد (Quenching) السبيكة بالماء بصورة مفاجئة من درجة حرارة عالية نسبياً الى درجة حرارة الغرفة تحدث زيادة في الصلادة مع مرور الزمن ، وان الشرط الرئيسي لحصول عملية الترسيب في السبائك هو نقصان قابلية ذوبان المذاب (Solute) في المذيب (Solvus) مع انخفاض درجة الحرارة [20, 21, 22, 23, 24].

ويعد نظام (Al - 4% Cu) نموذجاً لدراسة ظاهرة الاصلد بالترسيب على الرغم من حدوثها في الكثير من الانظمة الاخرى [23].

الخطوات العملية لهذه الطريقة يمكن توضيحها بالاعتماد على الشكل (1-1) ، حيث المنحني الواصل بين (x) و (y) يمثل قابلية ذوبان النحاس في الالمنيوم ، فالسبيكة المحتوية على (Al - 4% Cu) والتي تركيبها عند درجة حرارة الغرفة عبارة عن خليط متجانس من المحلول الجامد (α) (Solid Solution) والطور (θ) ذي التركيب الكيماوي ($CuAl_2$) عند تسخينها الى درجة حرارة (500 °C) في المنطقة (α) من الرسم وتركها لفترة زمنية كافية لذوبان جميع دقائق الطور (θ) ، ومن ثم تبريدها ببطء الى درجة حرارة الغرفة فان دقائق من المركب ($CuAl_2$) تترسب بصورة خشنة ويبقى (% 0.2) من النحاس ذائباً في المحلول الجامد وتكون البنية الناتجة مفتقرة الى المقاومة ، وهشة بسبب تواجد ترسبات كبيرة الحجم من ($CuAl_2$) [25].

أما اذا اخمدت هذه السبيكة من (500 °C) بصورة مفاجئة بالماء البارد ، سوف يتكون محلول جامد فوق الاشباع (α) (Super Saturated Solid Solution) ، في مثل هذه الظروف تكون السبيكة أقوى واصلد بوجود كمية كبيرة من النحاس في المحلول الجامد ، واكثر مطيلية بسبب غياب دقائق ($CuAl_2$) الهشة [25].

يعد المحلول الجامد فوق الاشباع تركيباً شبيه مستقر (Metastable) ، فاذا تركت السبيكة لفترة زمنية كافية بعد الاخمد بدرجة حرارة الغرفة يحصل ترسيب تلقائي للنحاس على شكل دقائق صغيرة جداً لا ترى بالمجهر الضوئي وهذا يعرف بالتعتيق الطبيعي (Natural Aging) ، ويمكن تسريع عملية الترسيب بالتسخين ، وعند ذلك تدعى التعتيق الاصطناعي (Artificial Aging) [20, 23, 25, 26, 27].



الشكل (١-١) يوضح خطوات الاصلاد بالترسيب [٢٥]

١-٤-١: التخليق والنمو خلال عملية الترسيب

Nucleation and Growth Through Precipitation Process

تتضمن عملية الترسيب آليتي التخليق والنمو وعملية التخليق تتم بطريقتين هما [٢٧]:
أ. التخليق المتجانس (Homogeneous Nucleation).
ب. التخليق غير المتجانس (Non - Homogeneous Nucleation).

أما النمو فهو عملية انتشارية تحتاج الى طاقة متأتية من الحرارة والى زمن مناسب لاتمام عملية الترسيب وتعتمد على عملية التخليق .

يحدث التخليق المتجانس تلقائياً للنواة نتيجة التذبذب (Fluctuation) في تركيز ذرات المذاب (Solute) الذي يعمل على تجهيز أجنة (Embryos) وهي عبارة عن تجمعات (Clusters) من ذرات المذاب في شبكة المعدن الاساس (Base Metal Matrix) التي تعمل كأنوية (Nuclei) لنمو دقائق الطور الثاني (Second phase) ، وان معدل نمو هذه الانوية يعتمد على هجرة الذرات ويزداد مع ازدياد درجة حرارة التعتيق (Aging) ونتيجة لذلك فان حجوم الدقائق المترسبة يكون أصغر عندما تكون درجة حرارة التعتيق أوطأ . واذا تمت عملية الترسيب خلال أزمان طويلة جداً (عند درجة حرارة تعتيق معينة) فان الدقائق ستتمو الى حجوم كبيرة وتتحل الدقائق الصغيرة ، عند ذلك ستتخفف الصلادة (Hardness) والمقاومة (Strength) وتعرف هذه العملية بالافراط في التعتيق (Over Aging) . وعند ازدياد درجة حرارة التعتيق فان الزمن اللازم للوصول الى اعلى صلادة يقل [٢٦] .

أما التخليق غير المتجانس فيحدث على المناطق التي تمتلك طاقة حرة سطحية (Surface Free Energy) قليلة مثل الحدود البلورية (Grain Boundaries) وعيوب الشبكة البلورية مثل الانخلاعات (Dislocation) والفراغات الذرية (Vacancies) والشوائب (Impurities) التي يزداد عددها بعد المعاملة المحلولية نتيجة التبريد السريع والمفاجئ عندئذ ستزداد انتشارية ذرات المذاب عند درجة حرارة الغرفة أضعاف ما هي عليه عندما لا تكون السبيكة معاملة حرارياً وهذا ما يوفر طاقة حرة سطحية قليلة ومناسبة للتخليق غير المتجانس .

إن عمليات التخليق المتجانس تحدث بصعوبة ناجمة عن الحاجة الى طاقة كبيرة للتخليق ولذلك نلاحظ في عملية تجمد الماء مثلاً تكون الحصة الكبرى في هذا التحول للتخليق غير المتجانس اذ ان التجمد يحدث اما على الجدار او على الشوائب ، ولذلك فان الماء العالي النقاوة لا يتجمد حتى درجة إفراط في التبريد (Super Cooling) عالية تصل الى (- ٤٠ °C) وصعوبة التخليق المتجانس تكمن في تكوّن سطح ذا طاقة سطحية عالية وبالنتيجة تكون الطاقة الحرة النهائية عالية ايضاً .

تتمثل الطاقة الحرة المصاحبة للتحول (ΔG) بالعلاقة الآتية :

$$\Delta G = -\Delta G_v + \Delta G_s + \Delta G_m \dots\dots\dots (1-1)$$

حيث ان :

(ΔG_v) : الطاقة المصاحبة لتكون حجم طور جديد .

(ΔG_s) : الطاقة الحرة المصاحبة للسطح المتكون بين الطور الجديد والطور الاساس .

(ΔG_m) : طاقة الانتقال وهي ناتجة من كون حجم دقائق الطور الجديد ليس بالضرورة يساوي المناطق المحتملة .

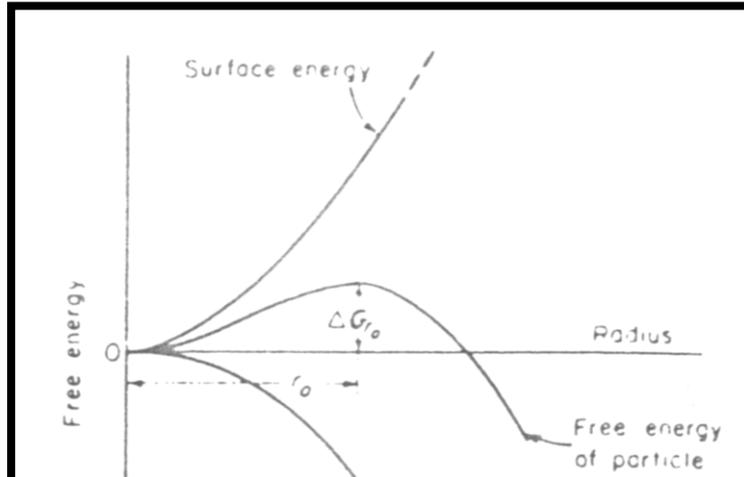
يتغير حد طاقة الانفعال بصورة مباشرة مع تغيير حجم الدقائق المترسبة ويؤخذ في بعض الأحيان صفرأ [٢٧] ، ان الطاقة الحرة السطحية (Surface Energy) تعتمد على مساحة الدقائق (Particle) السطحية أما الطاقة الحجمية (Volume Energy) فتعتمد على حجوم الدقائق وبذلك تصبح العلاقة (١-١) كالآتي:

$$\Delta G = -A_1 r^3 + A_2 r^2 \dots\dots\dots (1-2)$$

حيث ان :

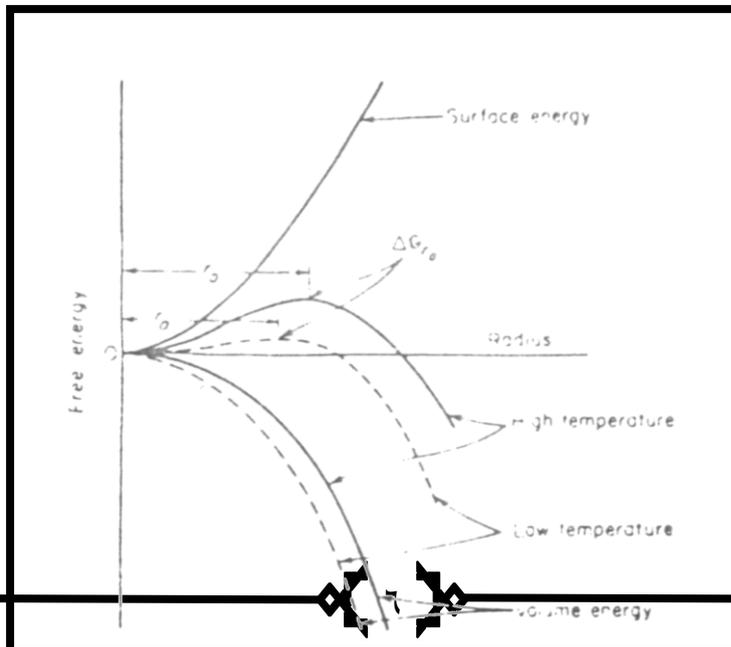


والشكل (١-٢) يوضح رسم بياني لهذه العلاقة ، اذا كانت انصاف الاقطار صغيرة فان الطاقة الحرة السطحية ($A_2 r^2$) ستكون اعلى من الطاقة الحرة الحجمية ($A_1 r^3$) وتكون الطاقة الحرة الكلية موجبة . أما عند نمو الدقائق وامتلاكها انصاف اقطار كبيرة فالطاقة الحرة (Free Energy) الكلية ستصبح سالبة ، ونصف القطر (r_0) يعرف بنصف القطر الحرج (Critical Radius) وتحتة تحاول الدقائق انقاص طاقتها الحرة بانقاص حجمها ، ولذلك تميل الى الذوبان بالمحلول الجامد ، بينما فوق نصف القطر الحرج فان الدقائق تقلل طاقتها الحرة الكلية بالنمو .



الشكل (١-٢) العلاقة بين الطاقة الحرة الكلية ونصف قطر الدقيقة [٢٧]

ومن الشكل (٣-١) نلاحظ ان نصف القطر الحرج (r_0) يقل مع نقصان درجة وعند درجة حرارة أقل من خط الذوبان (Solvus Line) بقليل ، نجد ان نصق القطر الحرج عال جداً (يصل الى ما لانهاية) لذلك فان معدل التخليق المتجانس قليل جداً عند هذه الدرجة ، وينقصان درجة الحرارة تقل نصف القطر الحرج يقل بسرعة ويصبح التخليق المتجانس سهل الحدوث ، وهذا يفسر لماذا تحتاج الى تبريد الماء النقي دون الصفر المئوي بكثير لكي يحصل التجمد . لذلك تكون تفاعلات الترسيب التي تعتمد على الانتشار في التخليق والنمو صعبة في درجات الحرارة الواطئة ، اذ ان معدل الانتشار قليل [٢٧] .



الشكل (٣-١) العلاقة بين الطاقة الحرة ونصف قطر الدقيقة ويتوضح تأثير درجة الحرارة على نصف القطر الحرج [٢٧]

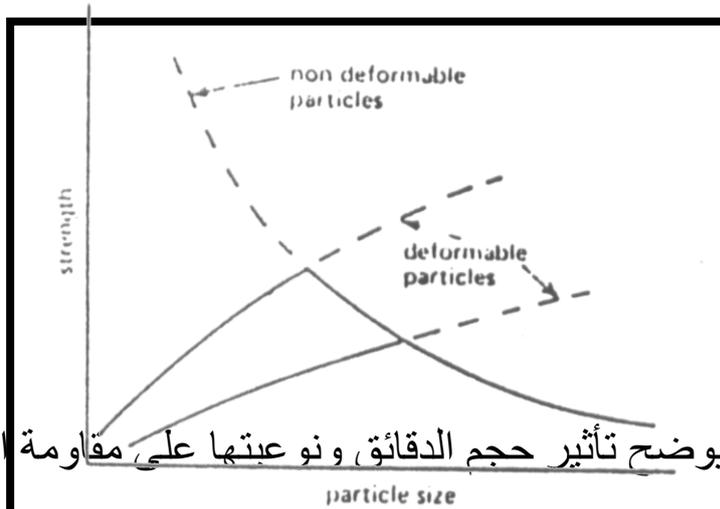
١-٤-٢: آليات الاصلاد **Mechanism of Hardening**

زيادة مقاومة السبائك المصلدة بالترسيب في اثناء عملية التعتيق ناتجة من تفاعل الانخلاعات المتحركة والدقائق المترسبة ، التي تسبب ثلاثة انواع من العوائق ضد الانخلاعة المتحركة وعليه فهناك ثلاث آليات من الاصلاد [٢٦] .

١. الاصلاد الناتج من انفعالات التطابق (Coherency Strains Hardening)

٢. الاصلاد الكيماوي (Chemical Hardening) : الانخلاعات تقطع من قبل الجسيمة وخلال المستوى الانزلاقي (Slip Plane) [٢٨] .

٣. الاصلاد بالتشتيت (Dispersion Hardening) : الانخلاعات تستدير حول الجسيمات في المستوى الانزلاقي وهذا يعتمد على طبيعة الترسبات وعلاقتها بالشبكة الاساس . والاسهام النسبي لكل نوع يعتمد على نوع السبيكة والمعاملة الحرارية ، ولكن بصورة عامة هنالك تشتيت حرج (Critical Dispersion) تصبح عنده المقاومة أقصى ما يمكن وكما مبين بالشكل (٤-١) .



الشكل (٤-١) يوضح تأثير حجم الدقائق ونوعيتها على مقاومة السبيكة [٢٦]

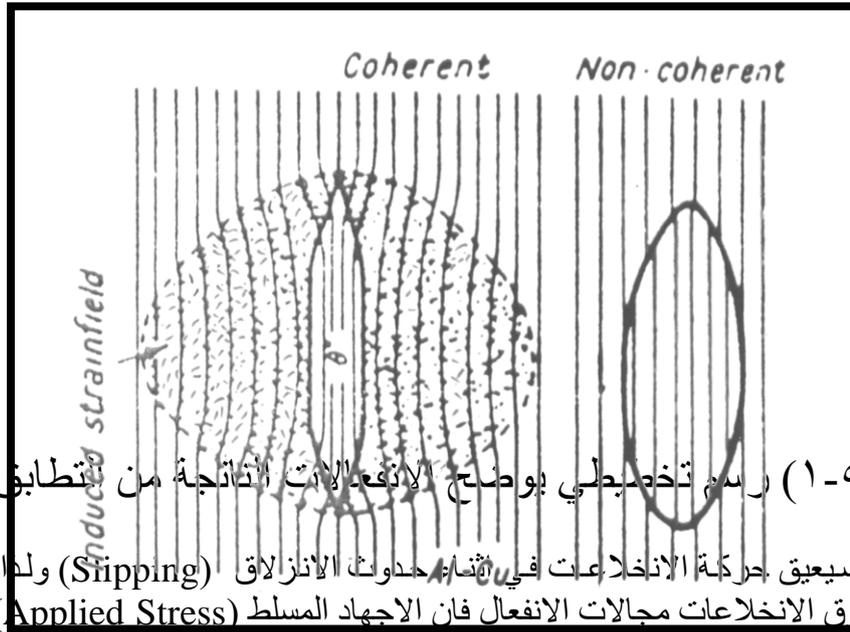
في حالة الدقائق غير القابلة للتشويه (Non - Deformable Particles) وعندما تلتف الانخلاعة حولها فان مقاومة السبيكة لاتعتمد على خواص الدقائق ، بل على حجمها وتشتيتها [٢٦] .

أما بالنسبة للدقائق القابلة للتشويه (Deformable Particles) ، وعندما تقوم الانخلاعة باختراقها فان للخواص الاساسية لهذه الدقائق اهمية كبيرة في تحديد عملية الاصلاد ، وان حجوم الدقائق ليس لها اهمية كبيرة [٢٦] .

يكون انسياب الانخلاعات طويلاً أثناء التشكيل في حالة وجود الدقائق القابلة للتشويه ، أما في حالة الدقائق غير القابلة للتشويه فان انسيابها موجي (Wavy) مضطرب وتؤدي الى انتاج كثافة عالية من حلقات الانخلاعات (Dislocation Loops) مسببة معدل تصليد عالٍ [٢٦] .

١-٤-٢-١: الاصلاد بانفعالات التطابق **Coherency Strains Hardening**

لاختلاف حجم ذرات الطور الجديد عن الارضية ، ولوجود التطابق عادة في بادئ الامر فان كلا شبكتي الطور الجديد والارضية سينفعلان في منطقة التطابق ، كما في الشكل (٥-١) ، وينتج عن ذلك مجال انفعال (Strain Field) .



الشكل (١-٥) رسم تخطيطي يوضح الانفعالات الناتجة من تطابق [٢٣]

ان هذا المجال يسبب حركة الانخلاعات في اتجاه حدوث الانزلاق (Slipping) ولما استزداد صلادة الشبكة . لكي تختلق الانخلاعات مجالات الانفعال فان الاجهاد المسلط (Applied Stress) يجب ان يكون في الاقل مساوياً لمعدل الاجهاد الداخلي ، وفي حالة كون الدقائق كروية فان اجهاد القص (τ) (Shear Stress) :

$$\tau = 2G\epsilon'f \dots\dots\dots(1-3)$$

حيث ان :

G : معامل القص (Shear Modulus) .

ϵ' : مقياس عدم التطابق (Misfit) بين الدقيقة والارضية .

f : الكسر الحجمي (Volume Fraction) للدقائق المترسبة .

لا تعطي المعادلة (١-٣) دلالة عن الحجم الحرج لتشتيت الدقائق الذي تصبح عنده اعلى صلادة ، إذ ان هذه المعادلة لاتعتمد على المسافة بين الدقائق لذلك اعتبر العالمان موت ونابارو (Mott and Nabarro) الحد الذي تستطيع الانخلاء ان تتحني به امام الدقيقة تحدث تأثير الاجهاد كالاتي [٢٦] :

$$r = \frac{\alpha Gb}{\tau} \dots\dots\dots(1-4)$$

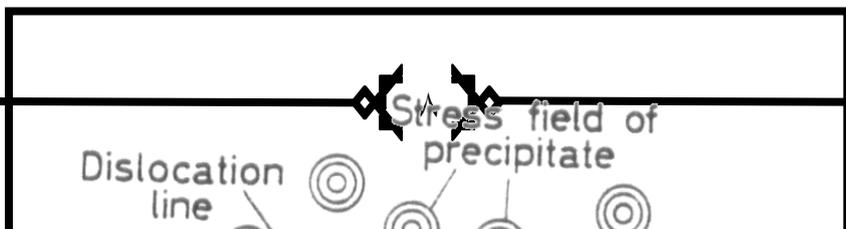
حيث ان :

r : نصف قطر انحناء الانخلاء .

b : متجه بركرز (Burgers Vector) .

α : عملياً تم استخراجها لمعظم المعادن (٠.٥) .

ولذلك في اصلد السبائك المعتقة والتي مقاومة الخضوع (Yield Strength) فيها قد تصل الى حوالي ($G/100$) فان الانخلاء تستطيع الانحناء بمنحني نصف قطره يساوي حوالي (٥٠) مسافة ذرية (Atomic Spacing) ، واذا كانت المسافة بين الدقائق منتظمة فان الانخلاء تستطيع تجنب العوائق وتتخذ مساراً يوضحه الشكل (١-٦) .



الشكل (٦-١) رسم تخطيطي يوضح خط الانخلاء المرن [٢٦]

لكي يتحقق الانزلاق ولطبيعة الخط المتعرجة ، فان كل مقطع من خط الانخلاء يتولى المنطقة المقابلة للاجهادات الداخلية دون أي مساعدة من مقطع آخر من الخط .

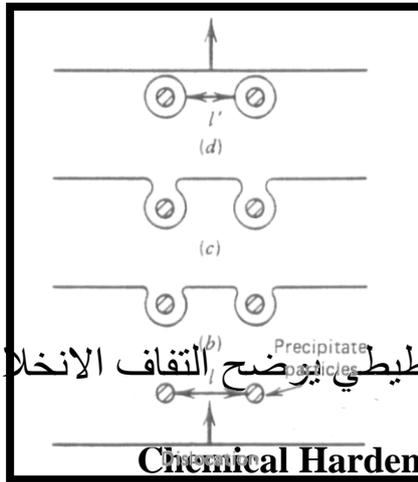
١-٤-٢-٢: الاصلاد بالتشئيت **Dispersion Hardening**

دقائق هذه الآلية غير قابلة للتشويه لذلك تلتف الانخلاءة حول هذه الدقائق وكما في الشكل (٧-١) . أما الاجهاد اللازم لتمدد الانخلاءة بين الدقائق فيعبر عن اجهاد الخضوع الذي يحسب من العلاقة الآتية [٢٦].

$$\tau = \frac{2\alpha Gb}{L} \dots\dots\dots (١-٥)$$

حيث ان :

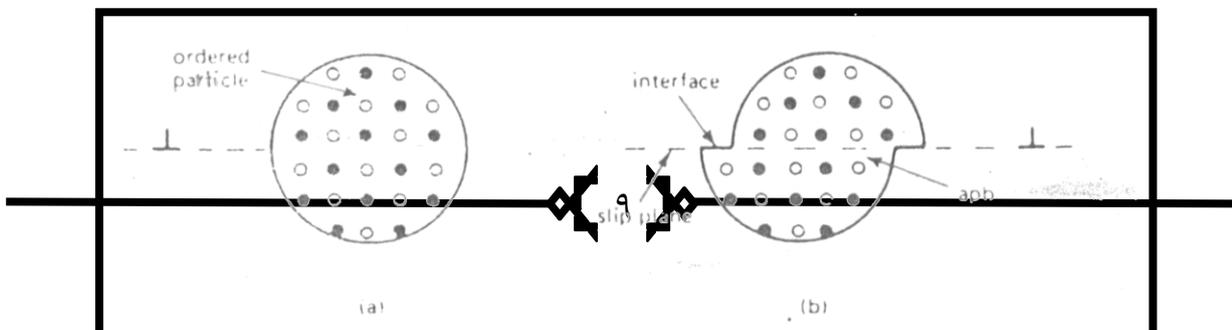
(L) المسافة الفاصلة بين الدقائق المترسبة (The Separation of Precipitates)



الشكل (٧-١) رسم تخطيطي يوضح التقاف الانخلاءة حول الدقيقة [٢٩]

١-٤-٢-٣: الاصلاد الكيمياوي **Chemical Hardening**

اذا اخترقت الانخلاءة منطقة التجمع (Cluster Zone) او الدقائق المترسبة كما في الشكل (٨-١) ، فسيطرأ تغيير على عدد ذرات المذاب والمذيب المتجاورة خلال مستوى الانزلاق (Slip Plane) وهذا عكس عملية التجمع . لذلك يجب انجاز شغل اضافي عن طريق الاجهاد المسلط لتحقيق الاتي [٢٦] .



الشكل (٨-١) رسم تخطيطي يبين دقيقة مقطوعة بواسطة انخلاء في اثناء
الانزلاق [٢٦]

١. إحداء حد فاصل (Interface) بين الدقيقة والارضية .
٢. إحداء سطح عازل بين المناطق المنتظمة (Anti phase Boundary) داخل الدقيقة ذات التركيب المنتظم (Ordered) .
٣. التغير في سمك الانخلاء التي تقطع الدقيقة ، اذ ان طاقة خلل النسق البلوري (Stacking Fault Energy) للدقيقة تختلف عن الارضية .

٣-٤-١: الاستقرارية الحرارية للتغيرات في التركيب المصاحبة للترسيب

Thermal Stability to Change in Structure Accompanies Precipitation

ان التغييرات التركيبية في اثناء المراحل الاولية من الترسيب صغيرة الى حد لا يمكن تحسسها بالمجهر الضوئي (Light Microscope) ، لذلك فمن الضروري استعمال أجهزة اشعة سينية (X-Ray) أو مجهر الكتروني (Electron Microscope) .
أول آلية للاشعة السينية تم استخدامها هي طريقة لاوي (Laue Method) عام (١٩٣٨)م لدراسة ظاهرة الترسيب من قبل جنيور وبرستون (Guinier and Preston) ، وتبين ان نموذج حيود البلورة الاحادية (Single Crystal Diffraction Pattern) لسبيكة (Al - Cu) يظهر خطوطاً تنبعث من شبكة الالمنيوم باتجاه $\langle 100 \rangle_{Al}$ ، وهذا يعزى الى تكون مناطق غنية بذرات النحاس على شكل صفائح (Plates) على مستويات $\{100\}_{Al}$ وسميت هذه المناطق (Guinier - Preston Zones) ويرمز لها (GPZ) . ان تأثير هذه التجمعات على الحيود ناتج من اختلاف مسافتها الذرية عن المسافة الذرية للشبكة الاصلية .
استبدلت طريقة لاوي بطريقة اخرى تتضمن بلورة احادية دوارة ، وباستخدام شعاع احادي الموجة (Monochromatic Beam) ، عند ظهور المجهر الالكتروني كان تعتيق السبائك اول المواضيع التي درست بواسطته حيث يزودنا بمعلومات عن التغييرات التركيبية التي تحدث خلال الترسيب اضافة الى الحصول على نموذج حيود الالكترونات ومن مناطق مختارة من العينة (Sample) ، كذلك يمكن ملاحظة التفاعل بين الدقائق والانخلاء المتحركة (Precipitate - Dislocation Interaction) وهذا بالنتيجة يؤدي الى فهم لآلية الترسيب [٢٦] .

ان كلا طريقتي حيود الاشعة السينية والمجهر الالكتروني قد أظهرتا عملياً انه في جميع السبائك المعقنة ، يكون التركيب المترسب الاولي مختلفاً عن التركيب النهائي المتوازن ، وبصورة عامة هناك سلسلة متوالية من المراحل مرتبة كالاتي [٢٦ ، ٢٣] :

(مناطق Zones) ← (أطوار وسطية Intermediate Phases) ← (أطوار متوازنة Equilibrium Phases)

والجدول (٢-١) يبين تتابع الترسيب (Sequences of Precipitate) لعدد من سبائك الالمنيوم :

الجدول (٢-١) يوضح سلسلة الاطوار المترسبة اثناء التعتيق في عدد من سبائك الالمنيوم

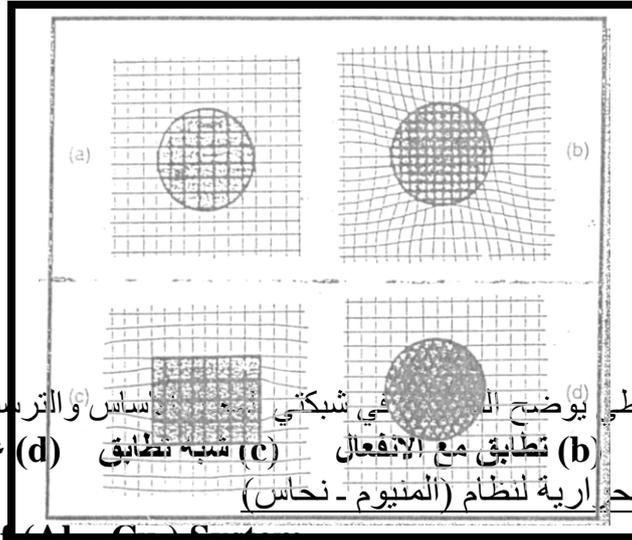


| Alloy | Sequence of Precipitates |
|--------------|---|
| Al – Cu | Zones (Plates or disks) $\rightarrow \theta''$ (disks) $\rightarrow \theta' \rightarrow \theta$ (CuAl_2) |
| Al – Cu – Mg | Zones (rods or spheres) $\rightarrow S' \rightarrow S$ (Al_7CuMg) |
| Al – Zn – Mg | Zones (spheres) $\rightarrow M'$ (Plates) $\rightarrow M$ (MgZn_2) |
| Al – Mg – Si | Zones (rods) $\rightarrow \beta' \rightarrow \beta$ (Mg_2Si) |
| Al – Li – Cu | Zones $\rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$ (CuAl_2) |
| | Zones $\rightarrow T_1$ (CuAl_7Li) |
| | Zones $\rightarrow \delta' \rightarrow \delta$ (AlLi) |
| Al – Ag | Zones (spheres) $\rightarrow \gamma'$ (Plates) $\rightarrow \gamma$ (Ag_2Al) |

ان عملية انتقال التركيب (Transition Structure) من شكل الى آخر يلعب فيها عاملا الطاقة السطحية (Surface Energy) وطاقة الانفعال (Strain Energy) دوراً لكي يبقى النظام بأقل طاقة حرة (Free Energy) [٢٦].

تكون طاقة الانفعال عالية في المراحل الاولى من الترسيب وذلك لوجود التطابق الذي يشوه كلا شبكتي الطور الجديد والاساس في منطقة التطابق ، لاختلاف المسافة الذرية بينهما . وتقل هذه الطاقة كلما انفصلت الشبكتان عن بعضهما بنمو الطور الجديد يرافق ذلك ازدياد الطاقة السطحية وعندها يميل النظام الى تقليل طاقته السطحية بنمو هذه الدقائق وانحلال الصغيرة منها .

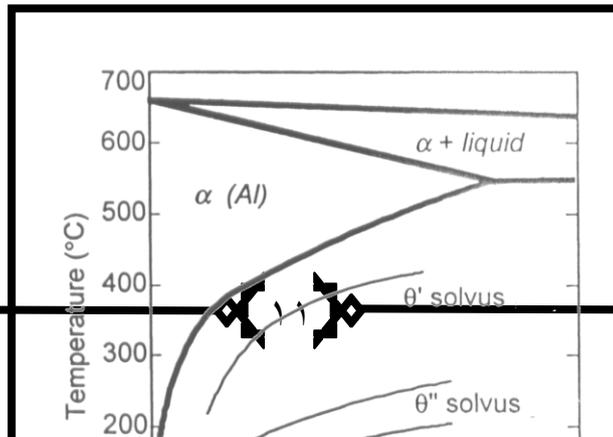
الترسبات خلال مراحل التعتيق تكون اما متطابقة (Coherent) أو شبه متطابقة (Semi Coherent) أو غير متطابقة (Incoherent) وكما موضح بالشكل (٩-١) ، أما أهمية دراسة التغيرات التركيبية للاطوار المسببة للصلادة المسامية لعملية الترسيب ، فتبرز في الوقوف على افضل استقرارية حرارية ، وبت معرفاً ان ثبوت الصلادة مع زمن التعتيق ينتج عنه استقرارية حرارية جيدة .



الشكل (٩-١) رسم تخطيطي يوضح البنية الشبكية في أساس والترسبات (الطور الثانوي) [٢٨]
 (a) تطابق تام (b) تطابق مع الانفعال (c) شبه تطابق (d) عدم تطابق [٢٨]
 ١-٤-٣-١:الاستقرارية الحرارية لنظام (المليوم - نحاس)

Thermal Stability of (Al – Cu) System

يعد نظام (Al – Cu) من اطرر الانظمة التي تتضمن عدداً من الاطوار الوسيطة في اثناء عملية الترسيب وكما مبين بالشكل (١٠-١) .

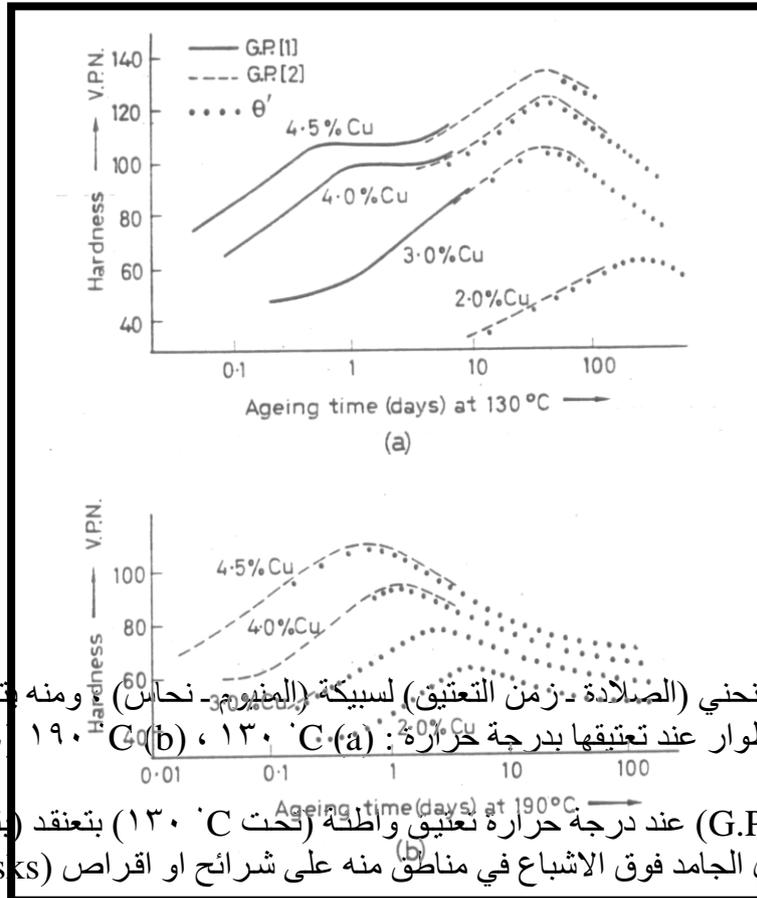


الشكل (١-١٠) الجزء الغني بالالمنيوم من مخطط أطوار (الالمنيوم - نحاس) ، ويتوضح فيه حدود الذوبانية للتراكيب المتكونة [٣٠]

عندما يكون محتوى النحاس عالياً ودرجة حرارة التعتيق واطنة كما في الشكل (١-١١) a ، فان توالي المراحل كالآتي [١٤ , ٢٣ , ٢٦ , ٣٠] :



أما عند التعتيق بدرجات حرارة عالية فان تركيباً واحداً أو أكثر من هذه التراكيب سيظهر وكما مبين في الشكل (١-١١) b وتظهر فيه قيم مختلفة للصلادة عن الحالة الموضحة في الشكل (١-١١) a .



الشكل (١-١١) منحني (الصلادة - زمن التعتيق) لسبيكة (الالمنيوم - نحاس) ومنه يتبين مراحل تكوين الأطوار عند تعتيقها بدرجة حرارة: (a) 130°C ، (b) 190°C [٢٦]

تتكون منطقة (G.P.1) عند درجة حرارة تعتيق واطنة (تحت 130°C) بتعتقد (يتجمع) ذرات النحاس الموجودة في المحلول الجامد فوق الاشباع في مناطق منه على شرائح او اقراص (Plates or Disks) من

ذرات قليلة بسمك ($10 - 50 \text{ \AA}$) ، وبقطر ($100 - 300 \text{ \AA}$) وتتكون على مستويات $\{100\}$ ، ولأن قطر ذرة النحاس أقل من قطر ذرة الألمنيوم بـ (١١٪) ، فان وحدة خلية المنطقة (Unit Cell Zone) ستكون أقل من وحدة خلية الارضية (Matrix) ، ولذا ستنتفعل الارضية ويتكون مجال انفعال (Strain Field) حول المنطقة يمكن مشاهدته بالمجهر الالكتروني . ان هذه المناطق تعيق من حركة الانخلاعات مسببة زيادة بالصلادة ونقصاناً بالمطيلية [١٤ ، ٢١ ، ٢٦ ، ٣٠] .

أما منطقة (G.P.٢) فهي ذات تركيب رباعي (Tetragonal) ، ومتطابقة مع الشبكة الاساس بالاتجاهين (a , b) وغير متطابقة مع الاتجاه (c) وتتكون على مستويات $\{100\}$. ان حجم هذه المنطقة يتراوح بين ($10 - 100 \text{ \AA}$) سمكاً و ($1500 - 2000 \text{ \AA}$) قطراً . وتعد هذه المنطقة طوراً لذا يرمز لها (θ'') . ويعتقد انها تتضمن نسبة نحاس اقل من (١٧٪) في المراحل المبكرة من تكوينها وبزيادة

زمن التعتيق فان محتوى النحاس سيزيد فضلاً عن زيادة حجمها ، وتزداد الصلادة اكثر من منطقة (G.P.١) عند التعتيق [١٤ ، ٢٠ ، ٢١ ، ٢٦] .

ان وجود الطور (θ') بكمية كبيرة يعني ان الشبكة بحالة الافراط بالتعتيق (Over Aging) وكما مبين بالشكل (١-١١) ، والطور (θ') غير متطابق وشبه مستقر ويتخلق بصورة غير متجانسة وخصوصاً على الانخلاعات . ان حجم هذا الطور يعتمد على زمن ودرجة حرارة التعتيق ، ويتراوح قطره بين ($100 - 6000 \text{ \AA}$) وسمكه يتراوح بين ($100 - 150 \text{ \AA}$) وتركيبه رباعي (Tetragonal) [١٤ ، ٢٠ ، ٢١ ، ٢٦] .

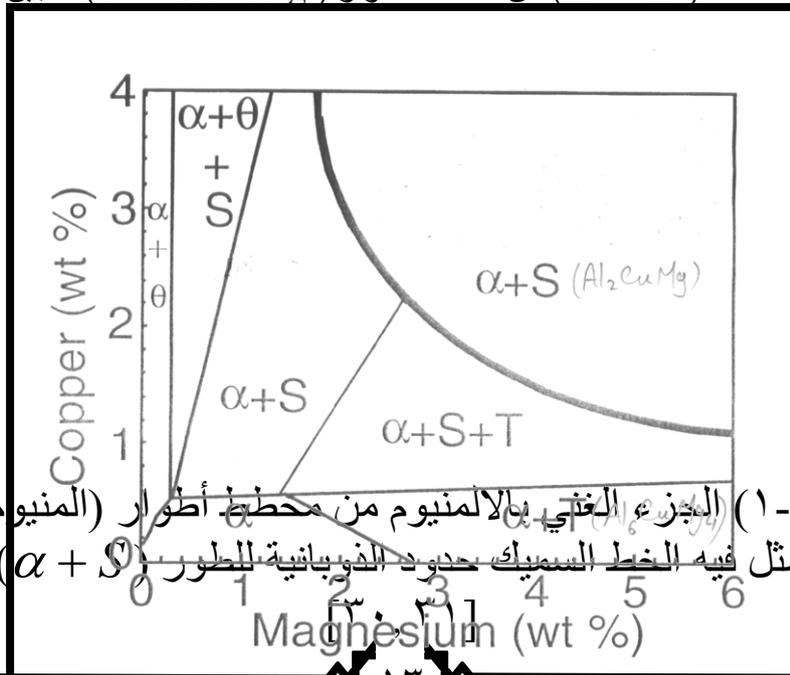
أما الطور (θ) فيتكون عند التعتيق بدرجة حرارة (190°C) أو اكثر ، ولزمن اطول وهو طور متوازن (Equilibrium Phase) ، وغير متطابق وتركيبه الكيماوي (CuAl_2) ويكون رباعياً متمركز الجسم (B.C.T.) [١٤ ، ٢٠ ، ٢١ ، ٢٦] .

تهبط الاستقرارية الحرارية لسبائك (المنيوم ، نحاس) عند وجودها بالتركيب (θ') و (θ) ، وتزداد اذا كانت الشبكة بالتركيب (θ'') لأطول فترة ممكنة من زمن التعتيق .

٢-٣-٤-١: الاستقرارية الحرارية لنظام (المنيوم - نحاس - مغنسيوم)

Thermal Stability of (Al - Cu - Mg) System

ان اغلب سبائك (المنيوم - نحاس - مغنسيوم) التابعة للسلسلة (٢٠٠٠) الواسعة الاستخدام في صناعات الفضاء ، تقع ضمن المنطقة ($\alpha + S$) من مخطط أطوار (Al - Cu - Mg) المبين بالشكل (١-٢١)



الشكل (١-٢١) الجزء الخلفي من المخطط أطوار (المنيوم - نحاس -

مغنسيوم) ، ويمثل فيه الخط السميكة حدود الفيزيائية للطور ($\alpha + S$) عند 500°C

إن تسلسل عملية الترسيب في هذه السبائك معقد ، ويعتمد على النسبة الوزنية (Cu/Mg) ، فإذا كانت النسبة تساوي (٢.٢) وحسب ما اقترحه العالم (Bagaryatsky) يكون التوالي كالاتي [٣١] :

Super Saturated Solid Solution → GpB Zones → S'' → S' → S (Al₂CuMg)

وسميت مناطق (Gp) في هذه السبائك بمناطق (GpB) (Guinier – Preston - Bagaryatsky) أما التوالي مراحل الترسيب طبقاً لما اقترحه العالم (Silcock) فيكون الاتي [٣٢] :

Super Saturated (α) GpB Zones ($\langle 001 \rangle$ rods) → S' → S (laths)

ان مناطق (GpB) تكون بشكل قضبان (اسطوانات صغيرة) بقطر يتراوح بين ($0.1 - 0.2 A^\circ$) وطولها يتراوح بين ($0.4 - 0.8 A^\circ$) . اما التخليق غير المتجانس لشرائح من الطور (S') أو (S) فيتكون على خطوط الانخلاعات [٣٣ , ٣٤] .

أما اصلااد السبائك الواقعة ضمن المنطقة ($\alpha + S$) من مخطط أطوار (Al – Cu – Mg) فانه يتميز بمرحلتين ، وعموماً يعزى الاصلااد في المرحلة الاولى الى تكوين مناطق (GpB) ، بينما المرحلة الثانية فيعزى اصلاادها الى تكوين الطور (S') أو (S) ولازال الجدل مستمراً حول آلية الاصلااد في هذه السبائك [٣٤] ، لذلك هناك تغيرات كثيرة ، لعل أكثرها قبولاً هي [٣٢] :

١. تكوين مناطق (GpB) سبب الاصلااد المبكر من التعتيق للمرحلة الاولى ، أما المرحلة الثانية من الاصلااد فسببها ترسيب الطور (S) ، هذا ما اقترحه العالم (Silcock) عام (١٩٦١ – ١٩٦٠) .
٢. تعنقد ذرات النحاس مع ذرات المغنسيوم نتج الاصلااد السريع في المرحلة الاولى ، بينما تعزى المرحلة الثانية الى تكوين مناطق (GpB) ، هذا ما فسره الباحث (S.P.Ringer) عام (١٩٩٧) .
٣. أما الباحث (Ratcher) عام (١٩٩٨) ، فعزى مرحلتي الاصلااد الى نشوء طور (S'') أو (S) على الانخلاعات مما يؤدي الى عرقلة حركتها .

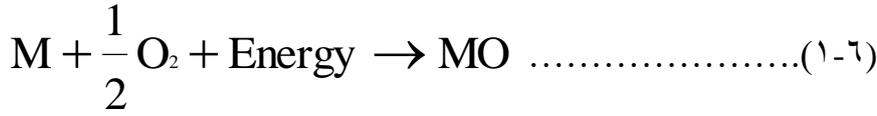
حديثاً التفسيرات حول اصل الاصلااد السريع لهذه السبائك ناتج من التغييرات في البنية المجهرية خلال التعتيق التي تضمنتها المعاملات الآتية [٣٠] :

١. مباشرة بعد عملية الاخمد ، التحام سريع لفراغات الاخمد (Quenched – in Vacancies) ، ينتج تكثيف للفراغات وتكوين عدد كبير من حلقات الانخلاعات تقع على مستويات $\{110\}$.
 ٢. خلال ازمان تعتيق واطئة بدرجات حرارة عالية (مثلاً $150^\circ C$) يحدث الاصلااد السريع نتيجة اعادة التوزيع الدقيق لذرات المذاب (النحاس والمغنسيوم) وتداخلها مع الانخلاعات [٣٤] .
 ٣. الانتشار (Diffusion) بين ذرات المغنسيوم والنحاس على حلقات الانخلاعات يقود الى الترسيب غير المتجانس لطور (S) على هذه العيوب .
 ٤. باتجاه نهاية قمة الصلادة (Hardness Plateau) ، تترسب مناطق (GpB) بشكل دقيق (Fine) ومتجانس (Uniform) ، وان الشروع في تكوين مناطق (GpB) سبب الصلادة للمرحلة الثانية .
 ٥. فرط التعتيق (Over Aging) يحدث بابدال مناطق (GpB) تدريجياً بترسبات (S) الذي تبدأ جسيماته بالنمو وتصبح كبيرة (Coarser) وعندئذ تنفق الاستقرارية الحرارية .
- أما زيادة الاستقرارية الحرارية لهذه السبائك فنتج من بقائها بالتركيب المتضمن مناطق (GpB) ذات التركيب الناعم والمتجانس لدقائقها ، لأطول فترة تعتيق .

١-٥: التأكسد Oxidation

التأكسد بمفهومه الشامل يعني زيادة التكافؤ الموجب للعنصر المعدني خلال التفاعل الكيماوي نتيجة لإتحاد المعدن مع ذرة او مجموعة جزيئات وبصاحب ذلك فقدان الالكترونات [٣٥] ، ويدل هذا المصطلح ايضاً على التفاعل بين المعدن والهواء او الاوكسجين في درجات الحرارة العالية بغياب الماء او في ظروف جافة [٣٦ , ١٠] .

أما عملية اتحاد الاوكسجين مع المعادن لتكوين الاكاسيد فتعتبر جزءاً من المفهوم الواسع للاكسدة ، ويمكن التعبير عنه كمياً بحساب الطاقة اللازمة للتفاعل وكما يلي [٣٥ . ٣٧] :



حيث يرمز (M) الى المعدن و (MO) الى الاوكسيد المتكون ، فاذا كانت الطاقة اللازمة للتفاعل سالبة سوف يتأكسد المعدن والّا بقي في حالة الاستقرار والجدول (١-٣) يبين قيم الطاقة اللازمة لتكوين عدد من الاكاسيد . [٣٨] .

الجدول (١-٣) طاقات تكوين الأوكاسيد عند درجة حرارة (صفر) مئوي [٣٨]

| Material (Oxide) | Energy (KJ.mol ⁻¹) of Oxygen , O _٢ | Material (Oxide) | Energy (KJ.mol ⁻¹) of Oxygen , O _٢ |
|---|---|---|---|
| Beryllium (BeO) | - ١١٨٢ | Diamond,graphite (CO _٢) | - ٣٨٩ |
| Magnesium (MgO) | -١١٦٢ | Tungsten Carbide (WO _٢) | -٣٤٩ |
| Aluminium (Al _٢ O _٣) | -١٠٤٥ | Cermet(mainly wc) +CO _٢ | |
| Zirconium (ZrO _٢) | -١٠٢٨ | Lead (Pb _٢ O _٤) | - ٣٠٩ |
| Uranium (U _٢ O _٨) | ≈ -١٠٠٠ | Copper (CuO) | - ٢٥٤ |
| Titanium (TiO) | -٨٤٨ | GFRP | ≈ - ٢٠٠ |
| Silicon (SiO _٢) | -٨٣٦ | Platinum (PtO _٢) | ≈ -١٦٠ |
| Tantalum (Ta _٢ O _٥) | -٧٦٤ | Silver (Ag _٢ O) | -٥٠ |
| Niobium (Nb _٢ O _٥) | -٧٥٧ | PTFE | ≈ Zero |
| Chromium (Cr _٢ O _٣) | -٧٠١ | Gold (Au _٢ O _٣) | +٨٠ |
| Zinc (ZnO) | -٦٣٦ | Alkalihalides | ≈ +٤٠٠ to ≈ +١٤٠٠ |
| Silicon Nitride | ≈ - ٦٢٩ | Magnesia , MgO Silica , SiO _٢ Alumina , Al _٢ O _٣ Beryllia , BeO } Higher Oxides | Large and positive |
| Silicon Carbide | ≈ - ٥٨٠ | | |
| Molybdenum (MoO _٣) | -٥٣٤ | | |
| Tungsten (WO _٢) | -٥١٠ | | |

| | | | |
|--|--------|--|--|
| Iron (Fe ₂ O ₃) | -٥٠٨ | | |
| Tin (SnO) | -٥٠٠ | | |
| Nickel (NiO) | -٤٣٩ | | |
| Cobalt (CoO) | -٤٢٢ | | |
| Woods, most Polymers | ≈ -٤٠٠ | | |
| CERP | | | |

من الطبيعي التوقع انه كلما كانت الطاقة المتحررة من عملية التأكسد أكبر كان معدل التأكسد أسرع ، فمثلاً نتوقع ان الالمنيوم يتأكسد بجوالي (مرتين ونصف) أسرع من الحديد بسبب ان الطاقة اللازمة لتكوين اوكسيد الالمنيوم أكثر سالبية منها لاوكسيد الحديد ، وهذا ما يقره ديناميك الحرارة (Thermo - dynamics) [٣٨] .

أما في الواقع العملي ومن وجهة نظر حركية (Kinetic) التفاعل ، فان مقاومة التأكسد للالمنيوم هي اعلى كثيراً منها للحديد ، وذلك لأنه حسابات الطاقة قد أغفلت كون طبقة اوكسيد الالمنيوم رقيقة وملصقة بالمعدن وتقل بشكل كبير معدل التأكسد ، بينما يكون اوكسيد الحديد مسامياً وسميماً بشكل عام كما انه قليل الالتصاق بالمعدن الاساس [٣٨] .

قام العالمان بيلنك وبدورث (Pilling and Bedworth) في عام (١٩٢٣) بوضع قاعدة لتصنيف الأوكسيد بصورة كمية وعامة الى واقية (Protective) وغير واقية (Non - protective) اعتماداً على نسبة تحمل إسميهما (P - B Ratio) [٣٩ , ٣٥] . حيث أوضح ان مقاومة التأكسد تتعلق بالنسبة الحجمية للاوكسيد والمعدن ويمكن التعبير عنها رياضياً كما يلي [٣٥] :

$$P - B \text{ Ratio} = \frac{A_o \rho_M}{A_M \rho_o} \dots\dots\dots (١ - ٧)$$

حيث ان :

A_o : الوزن الجزيئي لطبقة الاوكسيد .

ρ_M : كثافة المعدن .

A_M : الوزن الذري للمعدن .

ρ_o : كثافة طبقة الاوكسيد .

فاذا كان حجم الاوكسيد اقل من حجم المعدن أي $\left(\frac{A_o \rho_M}{A_M \rho_o} < 1 \right)$ فان طبقة الاوكسيد لا تكفي لتغطية سطح المعدن بكامله وستكون واقعة تحت اجهادات الشد ، وانها تكون مسامية (Porous) وغير واقية .

أما اذا كان حجم الاوكسيد أكبر من حجم المعدن أي $\left(\frac{A_o \rho_M}{A_M \rho_o} > 1 \right)$ فان طبقة الاوكسيد تكون مستقرة وحامية للمعدن ، لكن اذا كانت هذه النسبة أكبر من الواحد بكثير فان اجهادات ضغط سوف تتولد في طبقة الاوكسيد وبالتالي تؤدي الى تشقق (Cracking) وتقشر (Spalling) الاوكسيد وبالنتيجة تصبح مقاومة التأكسد قليلة جداً . أما النسبة المثالية (Ideal) اعتماداً على (P - B Ratio) فانها تكون ضمن (١) [٤٠ , ٣٦ , ٣٥] .

[٤١] .

ان لقاعدة الباحثين (Pilling and Bedworth) شواذ ، وانها لا تزال تستخدم كمؤشر تقريبي لتحديد خصائص طبقة الاوكسيد وكدليل على الحالات التي لا تخضع لهذه القاعدة فمبين بالجدول (٤-١) [٣٥] .

الجدول (٤-١) يعطي نسب (P – B Ratio) لعدد من المعادن [٣٥]

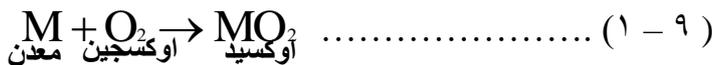
| Protective | | Non – protective | |
|------------|------|------------------|------|
| Ce | ١.١٦ | K | ٠.٤٥ |
| Al | ١.٢٨ | Li | ٠.٥٧ |
| Pb | ١.٤٠ | Na | ٠.٥٧ |
| Ni | ١.٥٢ | Cd | ١.٢١ |
| Be | ١.٥٩ | Ag | ١.٥٩ |
| Pd | ١.٦٠ | Ti | ١.٩٥ |
| Cu | ١.٦٨ | Ta | ٢.٣٣ |
| Fe | ١.٧٧ | Sb | ٢.٣٥ |
| Mn | ١.٧٩ | Nb | ٢.٦١ |
| Co | ١.٩٩ | U | ٣.٠٥ |
| Cr | ١.٩٩ | Mo | ٣.٤٠ |
| Si | ٢.٢٧ | W | ٣.٤٠ |

١-٥-١: الديناميكا الحرارية للتأكسد Thermodynamic of Oxidation

عندما يتأكسد المعدن يرافقه تغيير في الطاقة الحرة (ΔG) للنظام ، وان هذا التغيير هو القوة الدافعة للتفاعل ويمثل الجزء الاكبر من الطاقة المتحولة الى الشغل وانجاز هذا الشغل يجب ان يصاحبه نقصان في الطاقة الحرة للنظام ($-\Delta G$) والّا فان التفاعل لايمكن ان يحدث . ويمكن تمثيل التغيير بالطاقة الحرة (ΔG) كالآتي [٣٩] :

$$\Delta G = G_{\text{Products}} - G_{\text{Reactants}} \dots\dots\dots (١ - ٨)$$

أما التغيير في الطاقة الحرة القياسية المرافقة لتكوين اغلب اكاسيد المعادن تقريباً يكون سالباً ، وان الاوكسيد يكون مستقراً حسب الديناميكا الحرارية في الوسط الذي يحتوي على الاوكسجين بينما يكون المعدن غير مستقر ولذلك يحدث التأكسد دائماً .
الديناميكية الحرارية يمكن ان تستخدم لتحديد درجة الحرارة والضغط اللازمين للتفاعل المبين بالمعادلة الآتية : [٢٦ , ١٢]



إن قيمة ثابت التوازن (K_p) للتفاعل المبين بالمعادلة (١-١٠) فيمكن حسابها من قانون الفعل الكتلي (Mass Action Law) [٢٦] وكالآتي :

$$K_p = \frac{(MO_2)}{(M)(O_2)} \dots\dots\dots (١ - ١٠)$$

حيث ان القيم بين الاقواس تمثل القيم الفعالة للمواد الداخلة في التفاعل وللسهولة تؤخذ الكتلة الفعالة للمعدن وكذلك للاوكسيد بما يساوي وحدة واحدة .

أما الكتلة الفعالة للاوكسجين يمكن ان تمثل بالضغط الجزئي (Partial Pressure) تحت ظروف الاتزان . واذا كان ضغط الاوكسجين هو ضغط الاوكسجين الجوي فان ثابت التوازن الجديد يساوي [٢٦]:

$$K_P = \frac{1}{PO_2} \dots\dots\dots (١ - ١١)$$

ان ثابت الاتزان للتفاعل له علاقة بالتغيير في الطاقة الحرة [٣٩ , ٢٦] . ويصبح التغيير في الطاقة الحرة مساوياً الى الصفر عندما يكون الضغط الابتدائي للاوكسجين مناظراً لضغطه الجزئي الذي يمثل ثابت الاتزان وفي هذه الحالة لا توجد قوة دافعة للتفاعل حيث يكون المعدن والاوكسيد مستقرين .

أما اذا انخفض ضغط التفاعل تحت هذه القيمة فان الاوكسيد سوف يتفكك . ان هذه القيمة الحرجة للضغط تسمى ضغط التفكك للاوكسيد (Dissociation Pressure) [٣٩ , ٢٦] .

٢-٥-١: آلية التأكسد ونمو طبقة الاوكسيد Mechanism of Oxidation and Film Oxide

ان الحصول على سطح معدني نظيف بشكل تام لا يخلو من صعوبات بالغة ففي حالات نحتاج الى نظام تفريغ عالي جداً بحدود (10^{-10} M bar) مصحوباً بالتسخين او القذف بالايونات للحصول على سطح كهذا [١٢] . أما اذا كان نظام التفريغ ليس عالياً فان سطح المعدن سيغطي بطبقة رقيقة جداً وغير مرئية من الغاز

عندما يتعرض سطح المعدن النظيف الى الاوكسجين ، فان جزيئات الاوكسجين تنفصل الى ايونات وتتحد مع ايونات المعدن على السطح لتكون طبقة اوكسيدية رقيقة (Oxide Film) [٣٥] ، وتتحدد قابلية الاوكسيد على حماية المعدن الذي يغطيه من خلال طبقة الاوكسيد ومعدل نموها ومدى تلاصقها بالمعدن وخواص اخرى وسواء كانت طبقة الاوكسيد مسامية ام كثيفة فان قابليتها على الوقاية يمكن معرفتها الى حد ما من نسبة بيلنك بدورث (P – B Ratio) [٣٩ , ٣٥] .

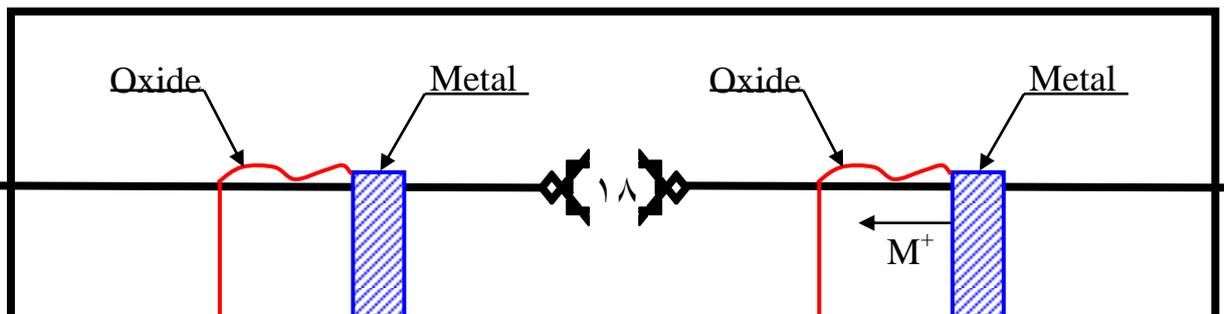
في عام (١٩٣٣) درس العالم واكر (Wagner) [٤٣ , ٤٢] الآلية التي تنمو بها طبقة الاوكسيد ، وتناول حالات نموذجية تختلف في معدلات النمو والطريقة التي تلتقي ايونات الاوكسجين وايونات المعدن للتفاعل وكما مبين بالشكل (١-١٣) وتمثلت خلاصة دراسته بالحالات الآتية :

١. اذا كانت طبقة الاوكسيد الرقيقة المتكونة أولاً مسامية (Porous) فان جزيئة الاوكسجين يمكنها المرور عبر مساميتها للتفاعل مع المعدن على السطح البيني (معدن / اوكسيد) (Metal / Oxide Interface) وكما موضح بالشكل (١ - ١٣ a) ويظهر ذلك في الاكاسيد التي لها (P – B Ratio) أقل من الواحد .

٢. أما اذا كانت طبقة الاوكسيد الرقيقة غير مسامية فان تفاعل الاكسدة قد يحدث عند السطح البيني (هواء/اوكسيد) (Air / Oxide Interface) حيث تنتشر ايونات المعدن من السطح الفاصل بين المعدن والاوكسيد باتجاه السطح الخارجي (هواء / اوكسيد) ، بينما الالكترونات فتهاجر (Migrate) ايضاً في نفس الاتجاه لغرض اكمال التفاعل وكما مبين بالشكل (١ - ١٣ b) .

٣. تفاعل الاكسدة قد يحدث ايضاً عند السطح الفاصل بين المعدن والاوكسيد عندما تكون طبقة الاوكسيد غير مسامية . وفي هذه الحالة تنتشر ايونات الاوكسجين الى الداخل خلال طبقة الاوكسيد الرقيقة للتفاعل مع المعدن عند السطح الفاصل بين (المعدن / اوكسيد) ثم تصبح الالكترونات حرة فتتحرك باتجاه السطح الفاصل (هواء / اوكسيد) كما موضح بالشكل (١ - ١٣ c) .

٤. ان الآلية الاخيرة الممكن حدوثها هي الجمع بين الحالتين الثانية والثالثة وفيها تنتشر ايونات الاوكسجين الى الداخل لكن ايونات المعدن والالكترونات فانها تتحرك الى الخارج وكما هو واضح بالشكل (١ - ١٣ d) فان التفاعل سيتم في أي مكان تلتقي فيه الايونات خلال طبقة الاوكسيد .



(a)

(b)

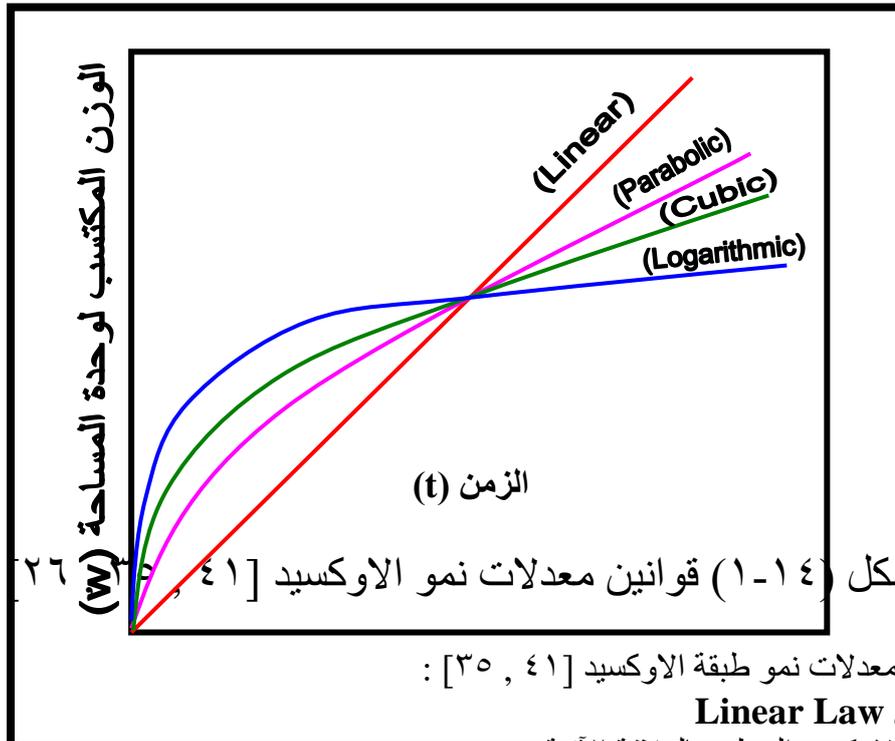
(c)

(d)

شكل (١٣-١) يمثل آلية التأكسد [١٢]

١-٥-٣: حركية التأكسد Oxidation Kinetics

معدل التأكسد من وجهة النظر الهندسية يعد من اهم العوامل التي تتحكم في عملية التأكسد ، ويقاس بمقدار الوزن المكتسب لوحدة المساحة السطحية على اساس ان التفاعل يتم على سطح المعدن فقط . ويلاحظ تغيير واختلاف معدلات النمو لمعادن مختلفة في ظروف مختلفة وكما موضح في الشكل (١٤-١).



$$W = K_L t \dots\dots\dots (1 - 12)$$

حيث ان :

W : الوزن المكتسب لوحدة المساحة .

t : يمثل زمن التأكسد .

K_L : يمثل ثابت معدل التأكسد الخطي .

إن القشرة التي تنمو خطياً تتصف بكونها مسامية ومتشققة ، لذلك فهي لا تمثل حاجزاً (Barrier) لعملية الانتشار بين أيونات المعدن والوسط الخارجي .

ومن المعادن التي تتأكسد خطياً الصوديوم (Na) والبوتاسيوم (K) ولأكاسيدها (P – B Ratio) أقل من الواحد [٤١ ، ٣٩ ، ٣٥] .

أما المعادن التي لأكاسيدها (P – B Ratio) أكبر من الواحد بكثير وتتأكسد خطياً فهي التنتالوم (Ta) والنايوبيوم (Nb) [٤١ ، ٣٩ ، ٣٥] .

٢. قانون القطع المكافئ Parabolic Law :

أوضح العالم واكنر (Wagner) ان معدلات نمو الاوكسيد للمعادن النقية يتحكم بها الانتشار الايوني (Ionic Diffusion) يجب ان تخضع لقانون القطع المكافئ الآتي :

$$W^2 = K_p t + C \dots\dots\dots (1 - 13)$$

حيث ان :

K_p : يمثل ثابت التأكسد لمعدل القطع المكافئ .

C : يمثل كمية ثابتة .

ان الآلية التي تنمو بها طبقة الاوكسيد في هذه الحالة تتم اما بانتشار ايونات المعدن الى الخارج على السطح البيني (هواء / اوكسيد) او انتشار ايونات الاوكسجين الى الداخل على السطح البيني (معدن / اوكسيد) ولأن طبقة الاوكسيد تكون عائقاً منتظماً لانتشار الايونات لذا فمعدل النمو لطبقة الاوكسيد يتناسب عكسياً مع سمك الاوكسيد [٦] .

ومن المعادن التي ينطبق عليها هذا القانون هي الحديد ، النحاس والكوبلت وان طبقة الاوكسيد فيها تكون غير مسامية وملتصقة .

٣. القانون اللوغاريتمي Logarithmic Law

أغلب اكاسيد المعادن الحامية ينطبق عليها القانون اللوغاريتمي المتمثل بالعلاقة الآتية :

$$W = K_e \text{Log}(At + B) \dots\dots\dots (1 - 14)$$

حيث ان :

K_e , A , B : تمثل كميات ثابتة .

ان بعض المعادن لها معدل نمو ابتدائي عالٍ لطبقة الاوكسيد ، لكن المعدل ينخفض وقد يصل الى الصفر بدرجة حرارة أقل من (٥٠ °C) كما في الالمنيوم وكثير من المعادن التي لها طبقة اوكسيد رقيقة بدرجات الحرارة المنخفضة ، حيث تبدي هذه الطبقة مقاومة كهربائية عالية تزداد بزيادة سمكها وأخيراً يتوقف سريان الالكترونات من المعدن الى السطح البيني (هواء / اوكسيد) مثل هذه المواد لها معدل نمو لوغاريتمي [٣٧] .

وعموماً فان معدلات النمو حسب القانون اللوغاريتمي تنتج طبقة اوكسيدية رقيقة وحامية ، وتوجد تفسيرات كثيرة لهذه الآلية اكثرها قبولاً تؤكد على ان التأكسد ينشأ بتأثير المجالات الكهربائية داخل طبقات الاوكسيد الرقيقة جداً وبمساعدة انتقال الايونات عبر القشرة الاوكسيدية [٤١] .

ومن العناصر التي تتأكسد لوغاريتمياً عند درجات الحرارة المنخفضة هي الالمنيوم ، النحاس والحديد .

٤. القانون التكعيبي Cubic Law

يمكن تمثيل هذا القانون بالعلاقة الآتية :

$$W^3 = K_C t + D \dots\dots\dots (1 - 15)$$

K_C, D : يمثلان كميات ثابتة .

ينحصر هذا القانون بين معدلات التأكسد التي ينطبق عليها القانون اللوغاريتمي وتلك التي ينطبق عليها قانون القطع المكافئ في مجالات محدودة من درجات الحرارة ، ويعد الزركونيوم (Zr) من العناصر التي تتأكسد بهذا الاسلوب [٤١ , ٣٧] .

٤-٥-١: الاجهادات المؤثرة على طبقة الاوكسيد **Stress Affecting the Oxide Layer**

إن تعرض المعدن او السبيكة للتأكسد السريع نتيجة توليد الاجهادات والانفعالات في طبقة الاوكسيد يمثل حقيقة عملية تجريبية ، وتؤدي هذه الاجهادات الى تكسر وتشقق الاوكسيد وبالتالي تقود الى الفشل المبكر للسبيكة .

ان تكرار طبقة الاوكسيد الواقية او تقشرها بسبب الاجهادات المختلفة سيؤدي الى تكوين اكاسيد اقل كفاءة في الحماية ، وان استمرار التقشر يقلل من مساحة الجزء المعرض لهذه الاجهادات مما يسبب فشلاً مبكراً [١٢] .

أما الاجهادات الرئيسية المسلطة على الاوكسيد فهي اجهادات النمو واجهادات حرارية .

١-٥-٤-١: إجهادات النمو **Growth Stress**

تتولد هذه الاجهادات خلال تكوين القشرة اثناء عملية التأكسد في درجة حرارة ثابتة (Isothermal Oxidation) ، اما مصدر هذه الاجهادات فهي كالتالي [٤٢]:

١. الفرق بين حجم الاوكسيد وحجم المعدن الذي تكوّن منه الاوكسيد .

ان هذا الفرق تضمنته القاعدة التجريبية التي وضعها العالمان (Pilling and Bedworth) لتحديد ان كان الاوكسيد واقياً ام لا ، لكن هذه القاعدة لم تأخذ بنظر الاعتبار القابلية على التخلص من الاجهادات المتولدة في طبقة الاوكسيد نتيجة التغيير في الحجم والتي تجعل العمر الفعال للمادة محدوداً .

٢. تكوين اوكسيد ضمن الاوكسيد الأصلي .

ان تكوين الاوكسيد الجديد على السطح البيني (معدن / اوكسيد) يرافقه توليد اجهادات (كما في حالة انتشار الايونات السالبة الى الداخل) .

اعتماداً على قاعدة (P – B Ratio) فان تكوين الاوكسيد الجديد على السطح البيني (اوكسيد / غاز) لا يولد اجهادات لأن الاوكسيد سيتكون على سطح حر (كما في حالة انتشار ايونات المعدن الى الخارج). أما الباحثان (Rehines & Wole) فب عام (١٩٧١) وجدوا ان هناك اجهادات نمو تكونت في اكاسيد تنمو بصورة اساسية بانتشار الايونات الموجبة الى الخارج مثل (NiO) وان سبب توليدها تكوين اوكسيد ضمن الحدود البلورية للقشرة .

٣. نمو الاجهادات التراكمي .

تنشأ هذه الاجهادات بسبب تأثير السبيكة الاساس على بنية وثابت الخلية واتجاه نمو طبقة الاوكسيد المتكونة عليها ، وعليه فان تخليق ونمو الطور المتكون سيكون محدداً باتجاهات معينة لتقليل الطاقة الحرة ، وبالتالي يؤدي هذا التحديد الى نشوء اجهادات النمو نظراً لاختلاف ثوابت الخلية للسبيكة والاوكسيد [٤٤] .

٤. التغيير في التركيب الكيماوي للسبيكة والقشرة .

ان التغييرات التي تحدث في التركيب الكيماوي سواء كانت للسبيكة بسبب التأكسد الانتقائي (Selective Oxidation) او للاوكسيد اثناء نموه تولد اجهادات سببها تغيير وحدة الشبكة البلورية للسبيكة . وبنفس الطريقة يمكن ان تتكون اجهادات بسبب تغيير تركيب القشرة او في القشرة المتعددة الطبقات [١٢] . وتنشأ هذه الاجهادات ايضاً بسبب الذوبانية العالية للاوكسجين في بعض المعادن النقية . او تنشأ بسبب ابتعاد بعض الاكاسيد عن الاتحاد الكيماوي بكميات متكافئة (Stoichiometry) [٤٢] .

٥. إجهادات ناتجة عن العيوب النقطية .

تنشأ به الآلية التي تتولد بها هذه الاجهادات مع تلك التي تصاحب التغيير في التركيب الكيماوي ، فمثلاً تأكسد السبائك المقاومة للحرارة العالية بانتقال الايونات الموجبة الى الخارج يؤدي الى انحدار في تركيز

الفراغات في القشرة باتجاه المعدن وهذا يؤدي الى تغيير في وحدة الشبكة البلورية كلما ابتعدنا عن السطح البيئي . وتتولد الاجهادات بسبب القدرة المحدودة للسطح البيئي على امتصاص هذه الفراغات ، وان مصير هذه الفراغات يحدد سلوك التأكسد لهذه السبائك [١٢] .

٦. تأثير الشكل الهندسي للعينة .

لهندسة الشكل دوراً مهماً في التحكم باجهادات النمو ، خاصةً عندما يكون حجم العينة محدوداً وذا سطوح منحنية . ففي الواقع العملي هناك امثلة كثيرة منها المحركات في محطات الطاقة والمبادلات الحرارية (Heat Exchangers) وانابيب المراجل البخارية (Boilers) حيث يسبب الشكل الهندسي تلاًفاً في طبقة الاوكسيد المتكونة على هذه السطوح [١٢] .

وفي عام (١٩٧٤) قام الباحثان (Hancock and Hurst) بدراسة موسعة للاجهادات المتولدة نتيجة تأثير الشكل الهندسي للعينة .

١-٥-٤-٢: الاجهادات الحرارية Thermal Stresses

يصاحب التطبيقات الصناعية عند درجات حرارة عالية تغيرات واسعة في درجات الحرارة ، كما في معدات شحن الوقود لمحطات الطاقة النووية والمراجل البخارية وريش التوربينات والمحركات النفاثة [٤٥]

تتولد الاجهادات الحرارية نتيجة التغيير المفاجئ في درجة الحرارة الذي يسبب منحدرًا حراريًا خلال طبقة الاوكسيد . اما مصدرها الرئيسي هو الفرق بين معامل التمدد الحراري للاوكسيد والسبيكة [٣٥ ، ١٢ ، ٤٢] . والجدول (١ - ٥) يبين معامل التمدد الطولي لعدد من المعادن والاكاسيد .

الجدول (١-٥) معامل التمدد الطولي لبعض المعادن وأكاسيدها [١٢]

| System | Metal Coefficient (C ⁻¹) | Oxide Coefficient (C ⁻¹) | Ratio |
|-------------------------------------|--------------------------------------|--------------------------------------|-------|
| Fe / FeO | ١٥.٣ x ١٠ ^{-٦} | ١٢.٢ x ١٠ ^{-٦} | ١.٢٥ |
| Fe / Fe _٢ O _٣ | ١٥.٣ x ١٠ ^{-٦} | ١٤.٩ x ١٠ ^{-٦} | ١.٠٣ |
| Ni / NiO | ١٧.٦ x ١٠ ^{-٦} | ١٧.١ x ١٠ ^{-٦} | ١.٠٣ |
| Co / CoO | ١٤.٠ x ١٠ ^{-٦} | ١٥.٠ x ١٠ ^{-٦} | ٠.٩٣ |
| Cr / Cr _٢ O _٣ | ٩.٥ x ١٠ ^{-٦} | ٧.٣ x ١٠ ^{-٦} | ١.٣٠ |
| Cu / Cu _٢ O | ١٨.٦ x ١٠ ^{-٦} | ٤.٣ x ١٠ ^{-٦} | ٤.٣٢ |
| Cu / CuO | ١٨.٦ x ١٠ ^{-٦} | ٩.٣ x ١٠ ^{-٦} | ٢.٠٠ |
| Al / Al _٢ O _٣ | ٢٣.٥ x ١٠ ^{-٦} | ٨.٨ x ١٠ ^{-٦} | ٢.٦٧ |

ان مقدار الاجهادات الحرارية المتولدة في طبقة الاوكسيد في اثناء الصدمة الحرارية فيمكن حسابها من العلاقة الآتية [٤٢] :

$$\sigma_o = \frac{E_o \Delta T (\alpha_o - \alpha_m)}{1 + 2 \left(\frac{E_o}{E_m} \cdot \frac{t_o}{t_m} \right)} \dots \dots \dots (١ - ١٦)$$

حيث ان :

σ_o : يمثل الاجهاد المتولد في طبقة الاوكسيد

E_o : يمثل معامل المرونة للاوكسيد

α_o : يمثل معامل التمدد للاوكسيد

t_o : يمثل سمك الاوكسيد

E_m : يمثل معامل المرونة للمعدن

α_m : يمثل معامل التمدد للمعدن

وبما ان سمك المعدن اكبر بكثير من سمك الاوكسيد أي $(t_o \ll t_m)$ ، لذلك يمكن اهمال المقدار $2\left(\frac{E_o}{E_m} \cdot \frac{t_o}{t_m}\right)$

من المعادلة (١٦ - ١) وبذلك تصبح المعادلة كالاتي :

$$\sigma_o = E_o \cdot \Delta T \cdot \Delta \alpha \dots\dots\dots (١٧ - ١)$$

حيث ان :

$$\Delta \alpha = (\alpha_o - \alpha_m) \dots\dots\dots (١٨ - ١)$$

ان الاجهاد المسلط على الاوكسيد لقيم ثابتة من (ΔT) يعتمد على المقدار $(\Delta \alpha)$ عند اهمال اجهادات النمو ويتبين ذلك بوضوح من المعادلة (١٧ - ١) .

١-٥-٥: آلية ازالة الاجهادات Mechanism of Stress Relief

ان آلية استجابة طبقة الاوكسيد لاجهادات النمو والاجهادات الحرارية المتولدة عليها تتم بعدة اساليب اهمها [٤٢] :

١. تشقق الاوكسيد Cracking of oxide
٢. تقشر الاوكسيد عن السبيكة Spalling of the oxide
٣. التشويه اللدن للاوكسيد Plastic deformation for oxide
٤. التشويه اللدن للسبيكة Plastic deformation of the Alloy

١-٥-٦: تحسين التصاق الاوكسيد Improving Oxide Adhesion

ان اهم ميزات طبقة الاوكسيد التي تمنح المعدن او السبيكة قابلية على مقاومة التأكسد هي الالتصاق الجيد والقدرة على تقليل معدل التأكسد وتحمل الاجهادات المسلطة اضافة الى قدرتها على اعادة بناء نفسها بسرعة في حالة الكسر [٤٢] .

ويعبر عن التصاق الاوكسيد بمقدار القوة اللازمة لفصل طبقة الاوكسيد عن السبيكة او المعدن . ومن الناحية العملية فان هذه القوة تقوم بفصل الاوكسيد عن السبيكة في مكان لا يقع بالضبط على السطح البيئي وانما في مكان اقرب الى داخل القشرة قرب السطح البيئي [٤٦] .

ومن العوامل التي تؤثر في التصاق القشرة كثيرة منها سمك القشرة وخواص الاوكسيد والشكل الهندسي للعينة والتركيب الكيماوي للسبيكة اضافة الى طبيعة السطح البيئي .

يعتبر تكوين الفجوات (Voids) من الاسباب التي تقود الى فقدان الالتصاق بين القشرة والسبيكة [٤٧] ، اضافة الى ذلك تؤدي زيادة سمك القشرة الى تقليل التصاقها بالسبيكة .

أما الطرق التي تحسن خاصية التلاصق للقشرة فهي كما يلي [٤٢ ، ١٢] :

١. اضافة عناصر ذات الفة كيميائية (Chemical Affinity) عالية للاتحاد مع الاوكسجين مثل الهفيوم (Hf) واليتريوم (Y) وعناصر الاثرية النادرة .

٢. خلط دقائق اوكسيد مستقر مثل (ThO_2) مع المعدن او السبيكة .

٣. اضافة عناصر نبيلة مثل البلاتين (Pt) . ان هذه الطريقة تحسن تلاصق القشرة لكن تكاليفها عالية لذلك اقتصر استعمالها على استخدامات معينة .

ويمكن ايجاز تأثير عناصر السبك المضافة بما يلي [٤٧ ، ٤٦ ، ٤٢ ، ١٢] :

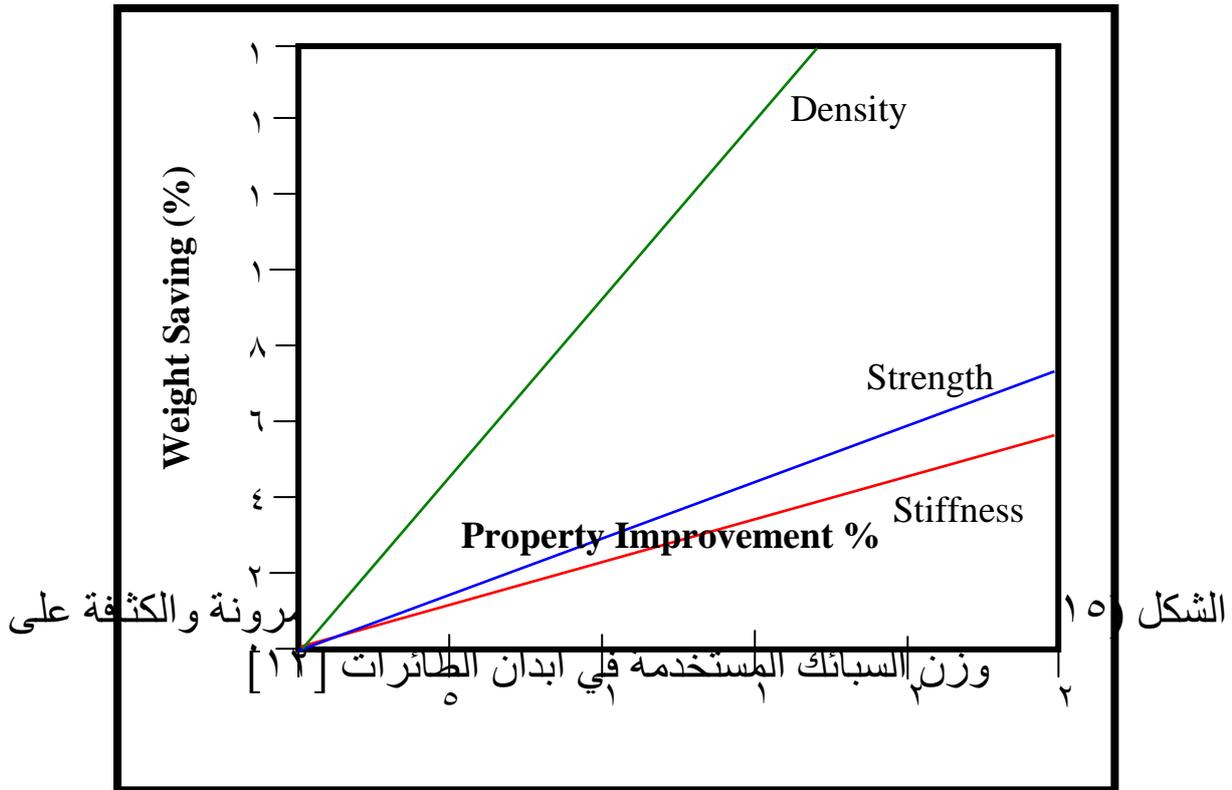
١. تمنع تكون الفجوات على السطح البيئي (معدن / اوكسيد) لأن ذرات هذه العناصر أو دقائق اكاسيدها تعمل كمواقع لتجمع الفراغات (Vacancies) وهذا يؤدي الى تقليل المسامية على السطح البيئي او تُغير هذه العناصر من آلية التأكسد .

٢. تخلق ربطاً ميكانيكياً (Mechanical Keying) لطبقة الاوكسيد النامية بالسبيكة وذلك بتكوين أذرع (Pegs) تمتد الى داخل السبيكة لترتبط بها .

٣. تزيد من معدل تكوين الاكاسيد الواقية مثل (Al_2O_3) ، (Cr_2O_3) .
٤. تغيير موقع السطح البيئي من (غاز / اوكسيد) الى (اوكسيد / معدن) اضافة الى تقليلها حجم حبيبات الاوكسجين مما يزيد من قابليته على التشكيل (Forming) وتجنب الكسر .
٥. تقلل من معدل نمو القشرة الاوكسيدية مثل (Y) وبذلك يقلل تأثير الاجهادات ويحسن لدونة القشرة حيث يجعل الالومينا (Al_2O_3) قابلة للتشكيل مما يجعلها قادرة على تحمل الاجهادات دون ان تنكسر .
٦. تُكوّن أكاسيد ذات معامل تمدد حراري متوسط بين معامل تمدد السبيكة والاكسيد .

١-٦: أهمية خفض الكثافة Advantage of the Reduction Density

تتطلب صناعات الفضاء وخصوصاً الطائرات مواداً خفيفة الوزن ، فمن البديهي ان خفض كثافة السبيكة يؤدي الى خفض وزن الطائرة ، وهذا سيحسن الكثير من خواصها مثل تقليل استهلاك الوقود وتحسين خواص الطيران وزيادة حمولتها .
ان زيادة كفاءة السبيكة تتم بعدة اساليب أهمها زيادة المقاومة (Strength) أو معامل المرونة (Stiffness) [٣] ، لكن أسهل الطرق وأكثرها تأثيراً هي خفض الكثافة وكما مبين بالشكل (١٥ - ١) .



١-٧: هدف البحث (Objective)

- يهدف البحث الحالي الى تحسين الاستقرار الحرارية وزيادة مقاومة التأكسد والصدمة الحرارية لسبائك الالمنيوم المستخدمة في صناعات الفضاء من خلال تنفيذ تقنيات عدة وكما يأتي :
١. استخدام عناصر السبك (Cu , Mg , Sr , Ag) .
 ٢. المعاملة الحرارية (اعتماداً على ظاهرة الاصلاذ بالترسيب) .

٢-١: مقدمة Introduction

يتناول هذا الفصل عمليات الصهر والصب وتحضير عينات الفحص للسبائك المستخدمة وتشمل :

١. سبيكة A (Al - Cu - Mg) .

٢. سبيكة B (Al - Cu - Mg - Sr) .

٣. سبيكة C (Al - Cu - Mg - Sr - Ag) .

تضمن هذا العمل اجراء المعاملات الحرارية للاصلاذ بالترسيب (Precipitation Hardening) التعتيق الطبيعي ، التعتيق الاصطناعي والتعتيق المزدوج . كما ويتضمن ايضاً اجراء المعاملات الحرارية - الميكانيكية (Thermo - mechanical treatment) ، ثم جرى قياس الصلادات عند كافة مراحل العمل . وتضمن العمل ايضاً اجراء اختبار الاكسدة والصدمة الحرارية (Thermal Shoke) وتم ايضاً قياس كثافة السبائك وتهيئة النماذج للفحص المجهرى .

٢-٢: تحضير النماذج Sample Preparation

٢-٢-١: عملية الصهر والصب

تم استخدام مسخن (Heater) كهربائي خزفي يعمل في مجال درجة حرارة (١١٠٠ - ٢٠٠ °C) لصهر مكونات السبائك والشكل (٢-١) يمثل المسخن المستخدم .



الشكل (٢-١)

الشكل (٢-١)

(٢-١) مقدمة في البحث

اما التكوين الكيماوي للسبائك الم
الجدول (٢-١)

| Composition / Alloy Code | Al (% wt) | Cu (% wt) | Mg (% wt) | Sr (% wt) | Ag (% wt) |
|--------------------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| A | Remainder | ١ | ١ | - | - |
| B | Remainder | ١ | ١ | ٠.١ | - |
| C | Remainder | ١ | ١ | ٠.١ | ٠.١ |

وقد تم حماية العناصر المضافة للمنصهر بتغليفها برفائق من الالمنيوم (Al) قبل اضافتها له ، ضماناً لدخولها المنصهر وانغمارها فيه قبل ملاستها للاوكسجين . وتضمنت عملية الصهر والصب الخطوات الآتية :

١. بدأت العملية بصهر قطع صغيرة من عنصر الألمنيوم (المعدن الاساس) .
٢. اضافة برادة عنصر النحاس وتحريك المنصهر بواسطة قضيب خزفي ليذوب ويتجانس المنصهر .
٣. اضافة رقائق من عنصر المغنيسيوم بعد تغليفها برقائق AI للمنصهر المؤلف من (الألمنيوم والنحاس) ، مع استمرار تحريك المنصهر لضمان حصول التجانس ، وتكرر نفس العملية بالنسبة لمسحوق عنصر السترونتيوم وبرادة عنصر الفضة .
٤. استمرار تحريك المنصهر لمدة تصل الي خمس دقائق لضمان الانصهار الكامل .
٥. تمت عملية الصب بصورة سريعة جداً في قالب معدني ، وقد سُخّن مسبقاً لتلافي انجماد المعدن المنصهر بسرعة عند ملامسته لجدار القالب البارد .

٢-٢-٢: تحضير العينات Specimen Preparation

جرى تقطيع العينات بشكل اقراص بقطر في حدود (١٧) ملليمتر ، وبسمك (٦) ملليمترات ، باستخدام ماكينة (Disc Cutter) . ثم اجريت عملية التنعيم (Grinding) بجهاز التنعيم الميكانيكي نوع (- KNUTH ROTOR) اذ تم استخدام ورق تنعيم من كاربيد السليكون ذات درجات نعومة بالتدرج الآتي: (٣٢٠ , ٢٢٠ , ١٠٠٠ , ٨٠٠ , ٦٠٠ , ٤٠٠) .

اما عملية الصقل (Polishing) فاجريت بجهاز الصقل الميكانيكي نوع (CREICHT.Dp - ٢٠) واستخدم معجون الالومينا (Alumina paste) بحجم حبيبي (١/٤ Micron) . وبعد انتهاء كل مرحلة تنعيم او صقل تغسل النماذج بالماء المقطر والكحول وتجفف بتيار هواء ساخن .

٢-٣: المعاملة المحلولية والاقماد Solution Treatment and Quenching

أجريت المعاملة المحلولية وكافة المعاملات الحرارية الاخرى اللاحقة للسبائك المستخدمة للبحث بفرن كهربائي نوع (Fisarc) يعمل في مجال درجة حرارة (١١٠٠ °C - ٠) . وقد استُخدم مع الفرن جهاز معايرة درجة الحرارة (Thermocouple Thermometer) نوع (OMEGA – Model ١١٥ KC) ولكافة المعاملات الحرارية ، والجهاز مبين بالشكل (٢-٢) .



الشكل (٢) : جهاز معايرة درجة الحرارة

- تضمنت المعاملات المحلولية والاقماد الحصوصات الآتية:-
١. وضع العينات بالفرن ، والتسخين عند درجة حرارة (٥٠٠ °C) .
 ٢. إبقاء العينات عند درجة حرارة (٥٠٠ °C) ولفترات زمنية مختلفة (٦٠ , ٤٥ , ٣٠ , ١٥) دقيقة .
 ٣. إخراج العينات من الفرن بسرعة كبيرة جداً ، وإخمادها بالماء . إن عملية نقل العينات من الفرن الى الماء تمت خلال فترة اقل من (٤) ثواني ، أما درجة حرارة الماء فكانت اقل من (١٠ °C) .
- أما الجدول (٢-٢) فيمثل ظروف المعاملة المحلولية والاقماد للعينات المستخدمة .

الجدول (٢-٢) يوضح ظروف المعاملة المحلولية والاختام لعينات الصلادة للسبائك (A , B , C)

| Alloy Code | Condition |
|----------------|---|
| A ₁ | S.H.T. at ٥٠٠ °C for different times + W.Q. |
| B ₁ | S.H.T. at ٥٠٠ °C for different times + W.Q. |
| C ₁ | S.H.T. at ٥٠٠ °C for different times + W.Q. |

S.H.T.= Solution Heat Treatment

W.Q. = Water Quenching

وقد تم رسم العلاقة بين قيم الصلادة للعينات وزمن المعاملة المحلولية للتعرف على افضل زمن مجانسة للعينات .

٢-٤: التعتيق الطبيعي Natural Aging

أجريت معاملة التعتيق الطبيعي لعينات السبائك (A , B , C) ، حيث تضمنت المعاملة ما يأتي :

١. المعاملة المحلولية وتمت بتسخين العينات الى درجة حرارة (٥٠٠ °C) والابقاء عندها لمدة ساعة واحدة.
٢. الاختام بالماء بسرعة كبيرة جداً .
٣. تعتيق العينات ، حيث تركت العينات بدرجة حرارة الغرفة ولفترات تعتيق مختلفة اذ اشتملت (٥ , ٢٠ , ٥٥ , ٤٤٥ , ٣٨٥ , ٣٠٠ , ٢٦٥ , ١٥٠) ساعة ، والجدول (٢-٣) يوضح هذه المعاملة .

الجدول (٢-٣) يوضح ظروف معاملة التعتيق الطبيعي لعينات الصلادة للسبائك (A , B , C)

| Alloy Code | Condition |
|----------------|--|
| A _٢ | S.H.T. at ٥٠٠ °C for ١ hr. + W.Q. + N.A. for different times |
| B _٢ | S.H.T. at ٥٠٠ °C for ١ hr. + W.Q. + N.A. for different times |
| C _٢ | S.H.T. at ٥٠٠ °C for ١ hr. + W.Q. + N.A. for different times |

N.A. = Natural Aging

hr. = hours

وتم رسم العلاقة بين قيم الصلادة للعينات وزمن التعتيق لدراسة سلوك السبائك (A , B , C) خلال التعتيق الطبيعي .

٢-٥: التعتيق الاصطناعي Artificial Aging

أجريت معاملة التعتيق الاصطناعي لعينات السبائك (A , B , C) ، وكما مبين بالجدول (٢-٤) ، حيث اشتملت على ما يأتي :

١. المعاملة المحلولية وجرت بدرجة حرارة (٥٠٠ °C) ولزمن ابقاء قدره ساعة واحدة .
٢. الاختام بسرعة كبيرة جداً بالماء .
٣. تسخين العينات بدرجة حرارة C (١٥٠ , ١٧٠ , ٢٠٠) ولأزمن تعتيق مختلفة (٠.٥ , ١.٥ , ٢.٥ , ٣.٥ , ٤.٥) ساعة .

الجدول (٢-٤) يوضح ظروف معاملة التعتيق الاصطناعي لعينات الصلادة للسبائك (A , B , C)

| Alloy Code | Condition |
|--|---|
| A _r , B _r , C _r | S.H.T. at ٥٠٠ °C for ١ hr. + W.Q. + Aging at ١٥٠ °C for different times |
| A _٤ , B _٤ , C _٤ | S.H.T. at ٥٠٠ °C for ١ hr. + W.Q. + Aging at ١٧٠ °C for different times |
| A _٥ , B _٥ , C _٥ | S.H.T. at ٥٠٠ °C for ١ hr. + W.Q. + Aging at ٢٠٠ °C for different times |

وتم رسم العلاقة بين قيم صلادة العينات وزمن التعتيق لمعرفة سلوك السبائك (A , B , C) ، والكشف عن انخفاض الاستقرار الحرارية ، والاستمرار بالبحث لتحسينها .

٢-٦: التعتيق المزدوج Duplex Aging

- أجريت معاملة التعتيق المزدوج لعينات السبائك (A , B , C) ، وتضمنت ما يأتي :
١. المعاملة المحلولية ، وجرت بدرجة حرارة (٥٠٠ °C) ولزمن إبقاء ساعة واحدة .
 ٢. الاخمد بالماء بسرعة كبيرة جداً .
 ٣. التعتيق الاولي ، وجرى بتسخين العينات الى درجة (١٠٠ °C) ولزمن ابقاء ساعة واحدة .
 ٤. التعتيق النهائي ، وجرى بتسخين العينات الى (١٥٠ , ١٧٠ , ٢٠٠ °C) ولأزمن تعتيق مختلفة (٥ , ١٠ , ٢٠ , ٣٠ , ٤٠ , ٥٠ ساعة) ، والجدول (٢-٥) يوضح ظروف التعتيق المزدوج .

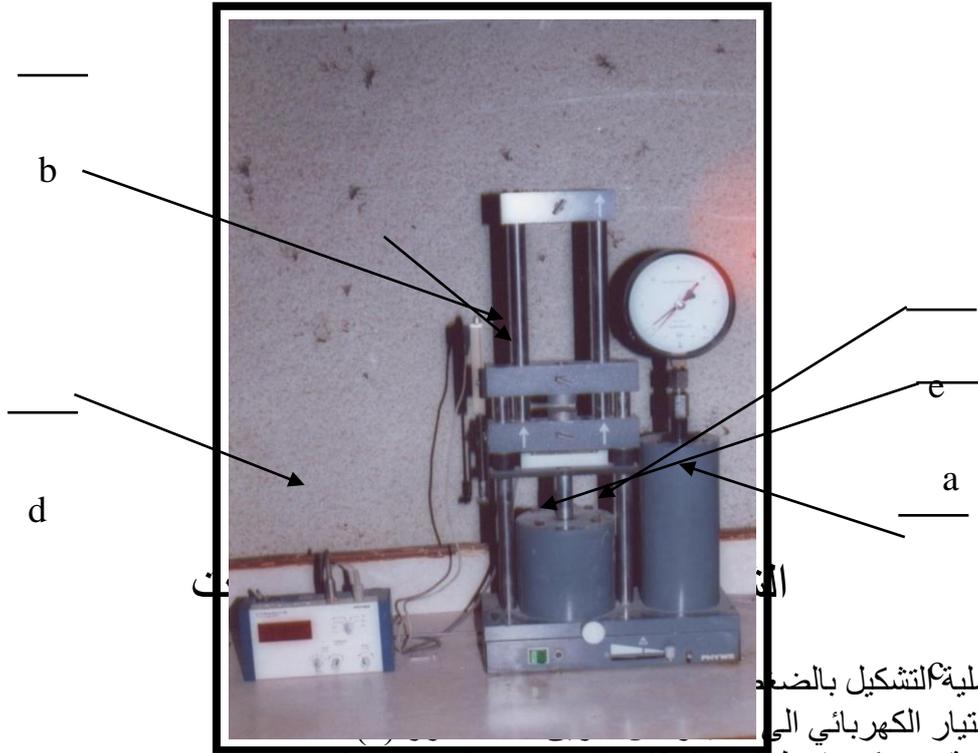
الجدول (٢-٥) يوضح ظروف معاملة التعتيق المزدوج لعينات الصلادة للسبائك (A , B , C)

| Alloy Code | Condition |
|--|---|
| A _٦ , B _٦ , C _٦ | S.H.T. at (٥٠٠ °C) for ١ hr. + W.Q. + Aging ١ hr. at ١٠٠ °C + Aging at ١٥٠ °C for different times . |
| A _٧ , B _٧ , C _٧ | S.H.T. at (٥٠٠ °C) for ١ hr. + W.Q. + Aging ١ hr. at ١٠٠ °C + Aging at ١٧٠ °C for different times . |
| A _٨ , B _٨ , C _٨ | S.H.T. at (٥٠٠ °C) for ١ hr. + W.Q. + Aging ١ hr. at ١٠٠ °C + Aging at ٢٠٠ °C for different times . |

وقد ترسم العلاقة بين صلادة العينات وزمن التعتيق لمعرفة سلوك السبائك (A , B , C) خلال التعتيق المزدوج .

٢-٧: المعاملات الحرارية . الميكانيكية Thermo - mechanical Treatment

تم استخدام جهاز ضغط العينات نوع (PHYWE) لاجراء عملية التشكيل البارد (Cold Work) بالضغط لانجاز المعاملات الحرارية - الميكانيكية والمعاملات الحرارية - الميكانيكية المزدوجة ، والشكل (٢-٣) يمثل صورة الجهاز المستخدم لضغط العينات .



وإجريت عملية التشكيل بالضغط

١. توصيل التيار الكهربائي إلى

٢. وضع العينة بين فكين اسطوانيين الشكل والمؤشرين بالحرف (b) .

٣. تصفير الجهاز ، وذلك بتحريك العتلة (c) إلى جهة اليسار وذلك لجعل الفكين يلامسان سطح العينة من الأعلى والأسفل ، حيث نشاهد على الشاشة الرقمية ظهور الرقم صفر للجهاز الملحق (d) .

٤. إجراء عملية التشكيل بالضغط ، حيث تم تحريك العتلة (c) إلى جهة اليسار ببطء وعناية شديدة ، إلى أن تظهر قيمة الاختصار بالسلك (بوحدة المليمتر) .

٥. عند الوصول لنسبة الضغط المطلوبة ، تحرك العتلة (c) إلى اليمين لايقاف العملية .

٦. تُدار العتلة (e) عكس عقرب الساعة عند الانتهاء من عملية التشكيل بالضغط ، ومن ثم اخراج العينة المشكّلة .

أما المعاملات الحرارية - الميكانيكية تضمنت الخطوات العملية الآتية :

١. المعاملة المحلولة ، حيث تُسخن السبائك إلى درجة حرارة (٥٠٠ °C) وبزمن ابقاء ساعة واحدة .

٢. إخماد العينات بسرعة كبيرة بالماء ، والعينات التي لم تعامل مباشرة بعد الإخماد تم حفظها في الثلاجة عند درجة الصفر المتوي .

٣. إجراء عملية التشكيل البارد بالضغط بنسب مختلفة (٢% ، ٤% ، ٦%) .

٤. تعتيق العينات عند درجة حرارة (١٧٠ ، ٢٠٠ °C) ولأزمن تعتيق مختلفة (٠.٥ ، ١.٥ ، ٢.٥ ، ٣.٥ ، ٤.٥) ساعة .

والجدول (٢-٦) يبين ظروف المعاملات الحرارية - الميكانيكية .

الجدول (٢-٦) يوضح ظروف المعاملات الحرارية - الميكانيكية لعينات الصلادة للسبائك (A , B ,)

(C)

| Alloy Code | Condition |
|---|---|
| A _٩ , B _٩ , C _٩ | S.H.T. at ٥٠٠ °C for ١ hr. + W.Q. + ٢% C.W. + Aging at ١٧٠ °C for different times . |
| A _{١٠} , B _{١٠} , C _{١٠} | S.H.T. at ٥٠٠ °C for ١ hr. + W.Q. + ٤% C.W. + Aging at ١٧٠ °C for different times . |
| A _{١١} , B _{١١} , C _{١١} | S.H.T. at ٥٠٠ °C for ١ hr. + W.Q. + ٦% C.W. + Aging at ١٧٠ °C for |

| | |
|---|---|
| | different times . |
| A ₁₂ , B ₁₂ , C ₁₂ | S.H.T. at ٥٠٠ °C for ١ hr. + W.Q. + ٢% C.W. + Aging at ٢٠٠ °C for different times . |
| A ₁₃ , B ₁₃ , C ₁₃ | S.H.T. at ٥٠٠ °C for ١ hr. + W.Q. + ٤% C.W. + Aging at ٢٠٠ °C for different times . |
| A ₁₄ , B ₁₄ , C ₁₄ | S.H.T. at ٥٠٠ °C for ١ hr. + W.Q. + ٦% C.W. + Aging at ٢٠٠ °C for different times . |

C.W. = Cold Work

وقد تم رسم العلاقة بين صلادة العينات وزمن التعتيق وذلك لتقييم الاستقرار الحرارية للسبائك .

٢-٨: المعاملات الحرارية . الميكانيكية المزدوجة

Duplex Thermo – mechanical Treatment

تضمنت المعاملات الحرارية - الميكانيكية المزدوجة الخطوات العملية الآتية :

١. المعاملة المحلولة للعينات ، وجرت عند درجة حرارة (٥٠٠ °C) وبزمن إبقاء ساعة واحدة .
 ٢. إخماد العينات بالماء بصورة سريعة جداً .
 ٣. التعتيق الأولي ، وجرى بتسخين العينات الى (١٥٠ °C) ولزمن إبقاء (٠.٥) ساعة .
 ٤. التعتيق بدرجة حرارة (٢٠٠ , ١٧٠ °C) ولأزمن تعتيق مختلفة إذ اشتملت على (, ٢.٥ , ١.٥ , ٠.٥ , ٤.٥ , ٣.٥) ساعة .
 ٥. إجراء التشكيل الضغطي البارد بنسب مختلفة (٢% , ٤% , ٦%) .
- أما الجدول (٢-٧) فيبين ظروف المعاملة الحرارية - الميكانيكية المزدوجة

الجدول (٢-٧) يوضح ظروف المعاملة الحرارية - الميكانيكية المزدوجة لعينات الصلادة

للسبائك (A , B , C)

| Alloy Code | Condition |
|---|---|
| A ₁₅ , B ₁₅ , C ₁₅ | S.H.T. at ٥٠٠ °C for ١ hr. + W.Q. + Aging ٠.٥ hr. at ١٥٠ °C + ٢% C.W. + Aging at ١٧٠ °C for different times . |
| A ₁₆ , B ₁₆ , C ₁₆ | S.H.T. at ٥٠٠ °C for ١ hr. + W.Q. + Aging ٠.٥ hr. at ١٥٠ °C + ٤% C.W. + Aging at ١٧٠ °C for different times . |
| A ₁₇ , B ₁₇ , C ₁₇ | S.H.T. at ٥٠٠ °C for ١ hr. + W.Q. + Aging ٠.٥ hr. at ١٥٠ °C + ٦% C.W. + Aging at ١٧٠ °C for different times . |
| A ₁₈ , B ₁₈ , C ₁₈ | S.H.T. at ٥٠٠ °C for ١ hr. + W.Q. + Aging ٠.٥ hr. at ١٥٠ °C + ٢% C.W. + Aging at ٢٠٠ °C for different times . |
| A ₁₉ , B ₁₉ , C ₁₉ | S.H.T. at ٥٠٠ °C for ١ hr. + W.Q. + Aging ٠.٥ hr. at ١٥٠ °C + ٤% C.W. + Aging at ٢٠٠ °C for different times . |
| A ₂₀ , B ₂₀ , C ₂₀ | S.H.T. at ٥٠٠ °C for ١ hr. + W.Q. + Aging ٠.٥ hr. at ١٥٠ °C + ٦% C.W. + Aging at ٢٠٠ °C for different times . |

رسمت العلاقة بين قيم الصلادة مع زمن التعتيق وذلك للتعرف على افضل الظروف للوصول للاستقرارية الحرارية الجيدة .

٢-٩: إختبار الصلادة Hardness Test

جرى هذا الاختبار لعينات السبائك (A , B , C) المستخدمة في البحث الحالي قبل وبعد ظروف المعاملات الحرارية ، والمعاملات الحرارية المزدوجة .
وتم ايضاً قياس الصلادة للعينات لظروف مختلفة من المعاملات الحرارية - الميكانيكية ، والمعاملات الحرارية - الميكانيكية المزدوجة .

تم استخدام طريقة قياس الصلادة الفيكرزية (Vickers Hardness) بجهاز (Wolpert) ، وكان الحمل المستخدم اثناء القياسات (١٠٠) غرام وزمن تحميل (٣٠) ثانية . وتعتبر كل قيمة من قيم الصلادة المسجلة معدلاً لثلاث قياسات لكل عينة ، وتم رسم العلاقة بين قيم الصلادة والزمن لمختلف الظروف التي مرت بها السبائك ، واعتبرت كمؤشر لقياس الاستقرارية الحرارية لها .

٢-١٠: إختبار الأكسدة والصدمة الحرارية

Oxidation and Thermal shock Tests

تم استخدام فرن كهربائي نوع (Gallenkamp) يعمل في مجال درجة حرارة (١٢٠٠ °C - ٠) وكما مبين بالشكل (٢-٤) ، وأستخدم معه جهاز معايرة درجة الحرارة الموضح بالشكل السابق (٢-٢) .



عملية الأكسدة

الشكل (٢-٤) يمثل

(S) يعمل بدقة بدقة (±)

وتم استخدام ميزان حساس الكتروني ذو دقة (٠.١ mg) ، وكما مبين بالشكل (٢-٥) .



الشكل (٥-٢) الميزان الالكتروني الحساس

وقد أُجريت عملية التأكسد لجميع العينات بدرجة حرارة (٤٥٠ °C) ولمدة (٢٠) ساعة في الهواء ، حيث تم تسجيل الوزن الابتدائي والمساحة السطحية للعينات قبل وضعها بالفرن ، وبعد فترات تسخين مختلفة يقاس الوزن النهائي لحساب الزيادة او النقصان بالوزن المكتسب .
أما في الساعتين (١٠) و (١٦) ، تم إخماد العينات بسرعة كبيرة بالماء ، وذلك لاجراء اختبار الصدمة الحرارية .
يتم معرفة السلوك التأكسدي للسبائك (A ، B ، C) من خلال رسم العلاقة بين الوزن المكتسب (Weight Gain) لوحدة المساحة مع زمن التأكسد .

٢-١١: قياس كثافة السبائك Density Measurement of Alloys

أجرى قياس الكثافة بصورة عملية ، لغرض تقييم السبائك المستخدمة ، وقد استُخدم الماء المقطر كوسط سائل ، وميزان حساس من نوع (Sartorius Type L٤٢٠p) يعمل بدقة (± ١ mg) ، وكما موضح بالشكل (٦-٢) ، وتم استخدام اسطوانة زجاجية مدرجة ذات سعة (١٠٠) مليلتر .



الشكل (٦) العينات

والمعادلة التالية تم من خلالها حساب كثافة السبائك عملياً وكما يلي .

$$\text{كثافة السبيكة} = \frac{\text{كتلة السبيكة في الهواء}}{\text{الحجم النهائي} - \text{الحجم الأولي}}$$

$$= \frac{\text{كتلة السبيكة في الهواء}}{\text{حجم الماء بوجود السبيكة} - \text{حجم الماء بدون السبيكة}}$$

أما حساب كثافة السبائك نظرياً فتم بدلالة أبعاد السبيكة وكما يلي :

$$\text{كثافة السبيكة} = \frac{\text{كتلة السبيكة في الهواء}}{\text{حجم السبيكة}}$$

وبما ان الشكل الهندسي لعينات السبائك هو اسطواني

$$\text{اذن كثافة السبيكة} = \frac{\text{كتلة السبيكة في الهواء}}{\text{مربع نصف قطر السبيكة} \times \text{النسبة الثابتة} \times \text{سمكها}}$$

٢-١٢: الفحص بالمجهر الضوئي Optical Microscope Testing

جرى تحضير بعض العينات لغرض التصوير المجهرى باستخدام المجهر الضوئي نوع (OLYMPUS . BH - ٢) .
وأجريت مراحل التنعيم على جهاز التنعيم الميكانيكي (KNUTH - ROTOR) . وأما عملية الصقل فتمت على جهاز الصقل الميكانيكي نوع (٢٠ - CREICHT.DP) . أما محلول الاظهار فاستخدم محلول (Keller's Reagent) ذو التركيب التالي :
١٠) بزمن اظهر يتراوح بين (١ cm^٣ HF , ١.٥ cm^٣ Hcl , ٢.٥ cm^٣ HNO_٣ , ٩٥ cm^٣ H₂O)
(- ١٥ sec.

٣-١ مقدمة Introduction

يتضمن هذا الفصل نتائج ما يلي :

١. التحليل الكيماوي للنماذج .
٢. إختبار الصلادة قبل وبعد المعاملة المحلولية والاحماد .
٣. إختبار القابلية على التعتيق الطبيعي .
٤. إختبارات الاستقرارية الحرارية لكل من :
 - أ. معاملات الاصلاد بالترسيب (التعتيق الاصطناعي ، التعتيق المزدوج) .
 - ب. معاملات الحرارية - الميكانيكية والمعاملات الحرارية - الميكانيكية المزدوجة .
٥. إختبار الأكسدة والصدمة الحرارية عند درجة حرارة (C ٤٥٠) .
٦. قياس كثافة السبائك عملياً ونظرياً .
٧. التصوير بالمجهر الضوئي .

٣-٢ التحليل الكيماوي للنماذج Metals Analyzer of Samples

يتضمن الجدول (٣-١) التحليل الكيماوي للنماذج باستخدام جهاز التحليل الطيفي نوع (ARL - ٣٤٦٠)

الجدول (٣-١) التحليل الكيماوي للسبائك

| Element (wt %) | Alloy (A) | Alloy (B) | Alloy (C) |
|----------------|-----------|-----------|-----------|
| Cu | ١.٠٠٩ | ١.٠٠٨ | ١.٠٠٨ |
| Mg | ٠.٩٨٧ | ١.٠٠٠ | ١.٠٠٠ |
| Sr | ٠.٠٠٠ | ٠.١٠٠ | ٠.١٠٠ |
| Ag | ٠.٠٠٠ | ٠.٠٠٠ | ٠.١٠٠ |
| Si | ٠.٠١٠ | ٠.٠١٠ | ٠.٠١٠ |
| Fe | ٠.٠٠٨ | ٠.٠٠٧ | ٠.٠٠٨ |
| Ti | ٠.٠٠٣ | ٠.٠٠٣ | ٠.٠٠٣ |
| Zn | ٠.٠١٠ | ٠.٠١٠ | ٠.٠١١ |
| Pb | ٠.٠٠٧ | ٠.٠٠٨ | ٠.٠٠٨ |
| Sn | ٠.٠٢١ | ٠.٠٢٢ | ٠.٠٢٢ |
| Al | Balance | Balance | Balance |

٣-٣ إختبار الصلادة للمعاملة المحلولية والاحماد

Hardness Test of Solution Treated and Quenched Samples

تم قياس صلادة السبائك بحالتها المسبوكة (As Cast) بطريقة فيكرز قبل اجراء المعاملة المحلولية والاحماد وتبين ان السبيكة (C) تمتلك اعلى صلادة مقارنة مع نظيرتيها السبيكتين (A) و (B) وكما مبين بالجدول (٣-٢) .

الجدول (٣-٢) صلادة السبائك قبل اجراء المعاملات الحرارية

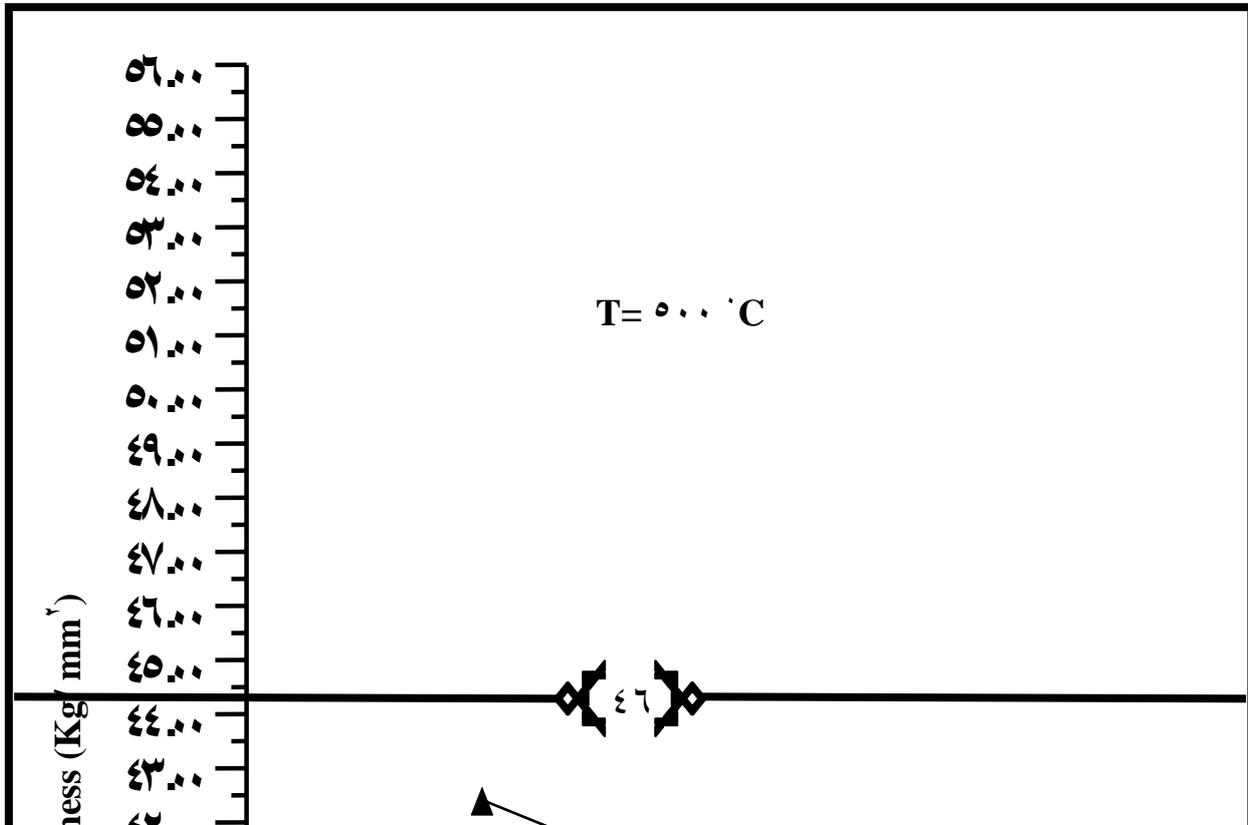
| Alloy Code | Condition | Form | Vickers Hardness (Kg / mm ^٢) |
|------------|-----------|-------------|--|
| A | As Cast | Die Casting | ٤٥.٠ |
| B | As Cast | Die Casting | ٤٧.٥ |
| C | As Cast | Die Casting | ٥٦.٠ |

أما الشكل (٣-١) فيبين نتائج العلاقة بين قيم الصلادة وزمن المجانسة للعينات بعد إجراء المعاملة المحلولية والاختام ، ولاحظنا منه انخفاض بالصلادة مع زيادة زمن المجانسة ، ويقل الانخفاض بعد مرور فترة تتراوح بين (٤٥) الى (٦٠) دقيقة عندها تتقارب قيم صلادة السبائك وعلى هذا الاساس تم اختيار فترة مكوث (٦٠) دقيقة للمعاملة المحلولية بدرجة (٥٠٠ °C) لكافة المعاملات الحرارية اللاحقة .

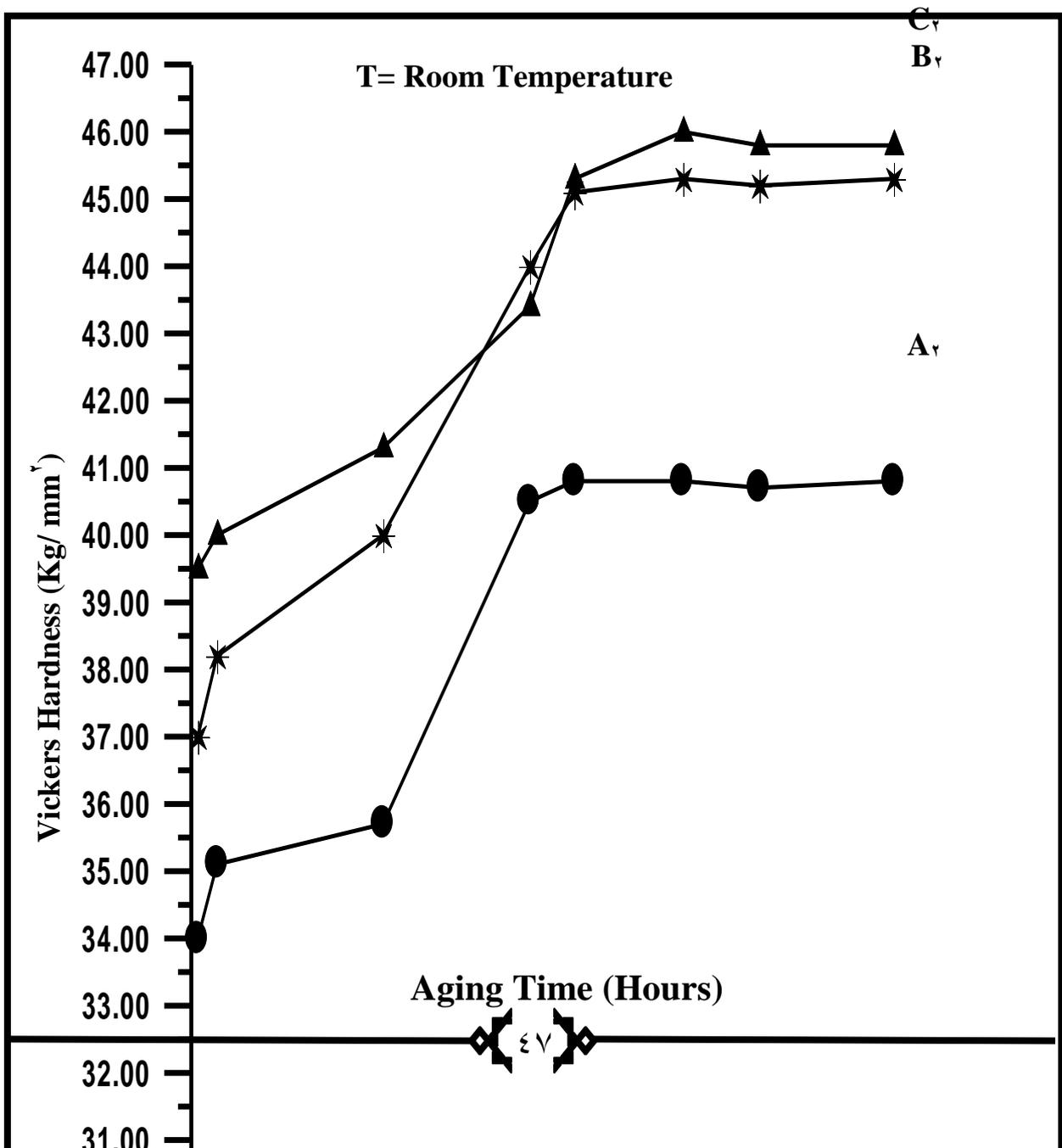
٣-٤: إختبار القابلية على التعتيق الطبيعي

Tendency of Samples Towards Natural Aging

إن الشكل (٣-٢) يوضح قابلية السبائك على التعتيق الطبيعي . إذ تظهر قيمة الصلادة (Peak Hardness) للسبيكة (A_٢) بعد مرور زمن تعتيق (٣٠٠) ساعة وقيمتها (٤٠.٨) كغم / ملم^٢ ، بينما قيمتها (٤٥.٣ ، ٤٦.٠) كغم / ملم^٢ للسببكتين (B_٢) ، (C_٢) على التوالي ظهرت بعد (٣٨٥) ساعة . أما السبائك فبدأت صلادتها بالاستقرار بعد مضي فترة (٣٠٠) ساعة من زمن التعتيق .



الشكل (٣-١) : تأثير زمن المجانسة على الصلادة للنماذج (A_١ ، B_١ ، C_١) بالحالة المتضمنة المعاملة المحلولية والاختام



الشكل (٣-٢) : علاقة (الصلادة - الزمن) للتعتيق الطبيعي للنماذج بالحالة (C_٢ ، B_٢ ، A_٢)

٣-٥: إختبارات الإستقرارية الحرارية Thermal Stability Tests

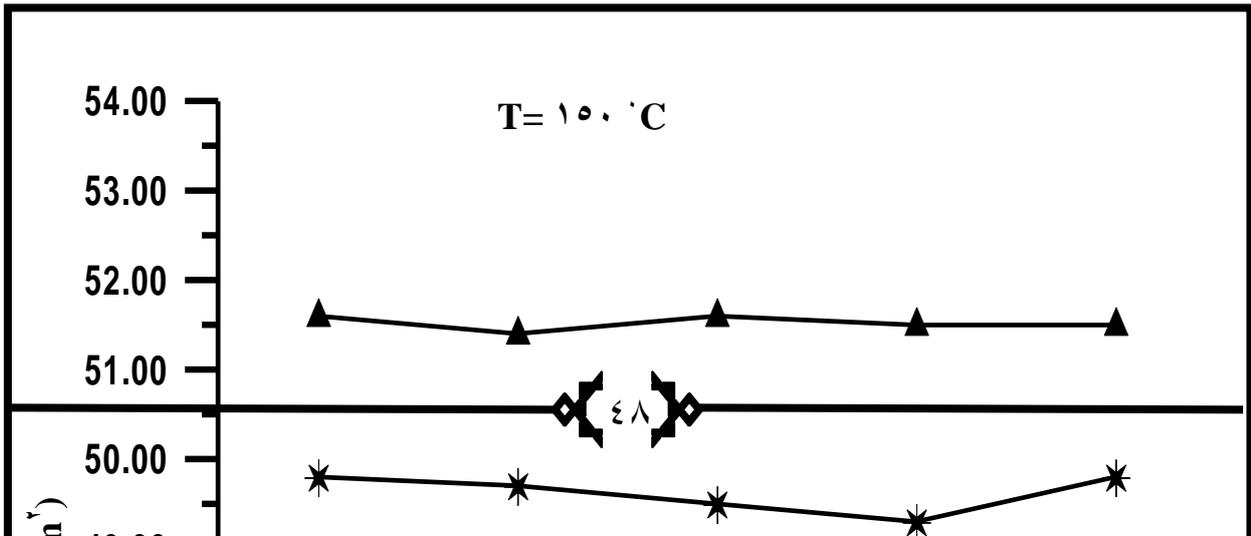
٣-٥-١: إختبار الاستقرارية الحرارية للتعتيق الاصطناعي

Thermal Stability Test of Artificial Aging

ان علاقة الصلادة والزمن للسبائك المعتقة اصطناعياً بدرجة حرارة (١٥٠ °C) يوضحها الشكل (٣-٣) ومنه ان السبائك بلغت قمة الصلادة بسرعة (Rapid Hardening) بعد زمن تعتيق (٠.٥) ساعة وكانت قيمتها (٤٧.٨ , ٤٩.٨ , ٥١.٦) كغم/ملم^٢ للسبائك (C_٢ ، B_٢ ، A_٢) على التوالي . بينما الاستقرارية الحرارية كانت عالية جداً لكافة مراحل التعتيق ، وان السبائك استقرت بعد مرور (٠.٥) ساعة .

أما الشكل (٣-٤) فيمثل العلاقة بين الصلادة والزمن عند التعتيق بدرجة حرارة (١٧٠ °C) ، ومنه نلاحظ ان قيمة الصلادة القصوى للسبائك (A_٤ ، B_٤ ، C_٤) هي (٤٩.٨ , ٥١.٠ , ٥٢.٥) كغم/ملم^٢ على التوالي وظهرت بعد (٠.٥) ساعة من زمن التعتيق . بينما أظهرت السبيكة (C_٤) استقرارية حرارية أفضل مع مرور الزمن مقارنة بالسبيكتين (B_٤ ، A_٤) .

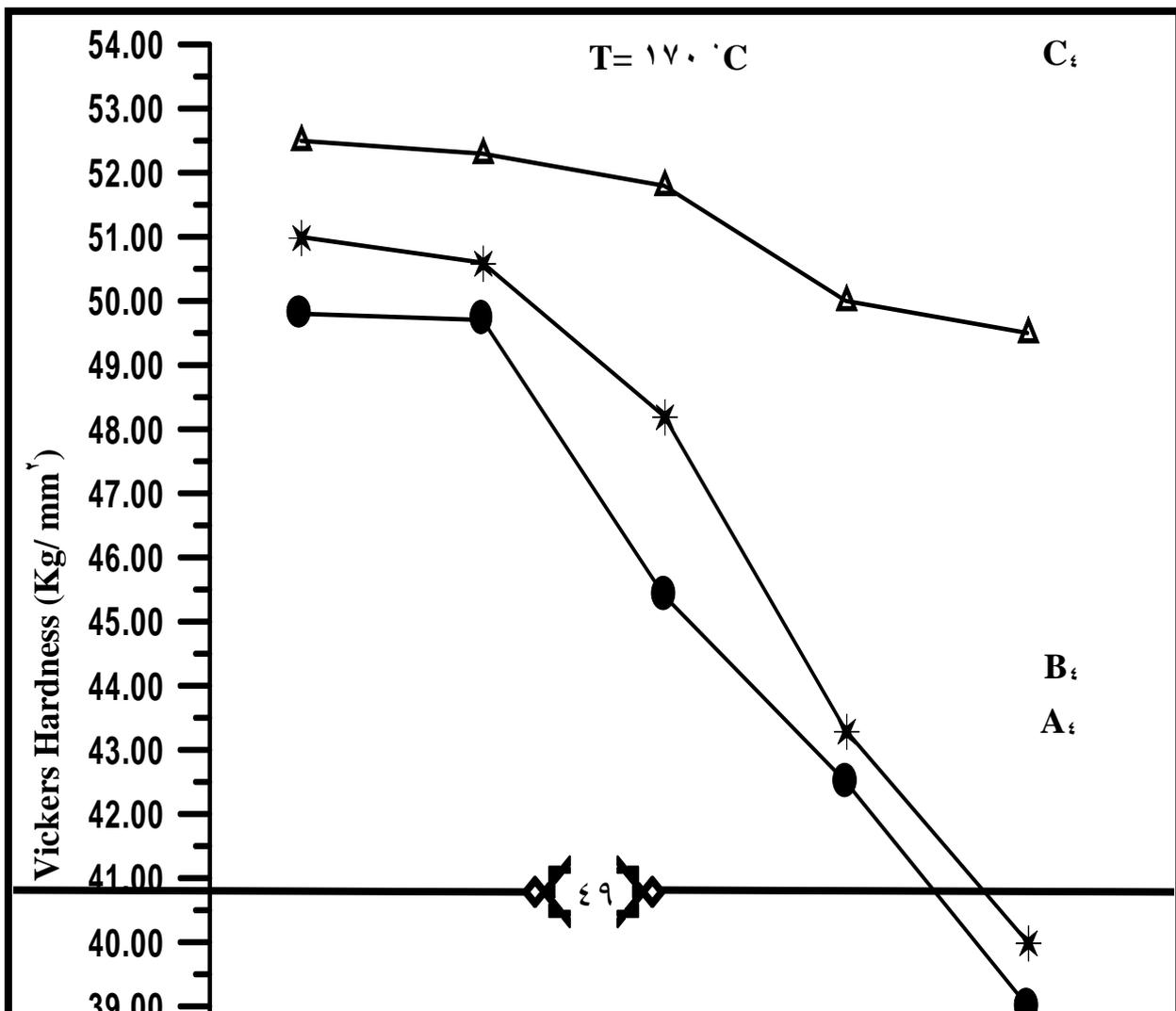
ان الشكل (٣-٥) يبين العلاقة بين الصلادة والزمن عند درجة تعتيق (٢٠٠ °C) ، ومنه نلاحظ ان اقصى صلادة بلغت السبائك بعد (٠.٥) ساعة وكانت قيمتها (٤٩.٠ , ٥٠.٠ , ٥١.٥) كغم/ملم^٢ للسبائك (B_٥ ، A_٥ ، C_٥) على التوالي . اما الاستقرارية الحرارية فتكاد تكون معدومة تماماً .



A₃

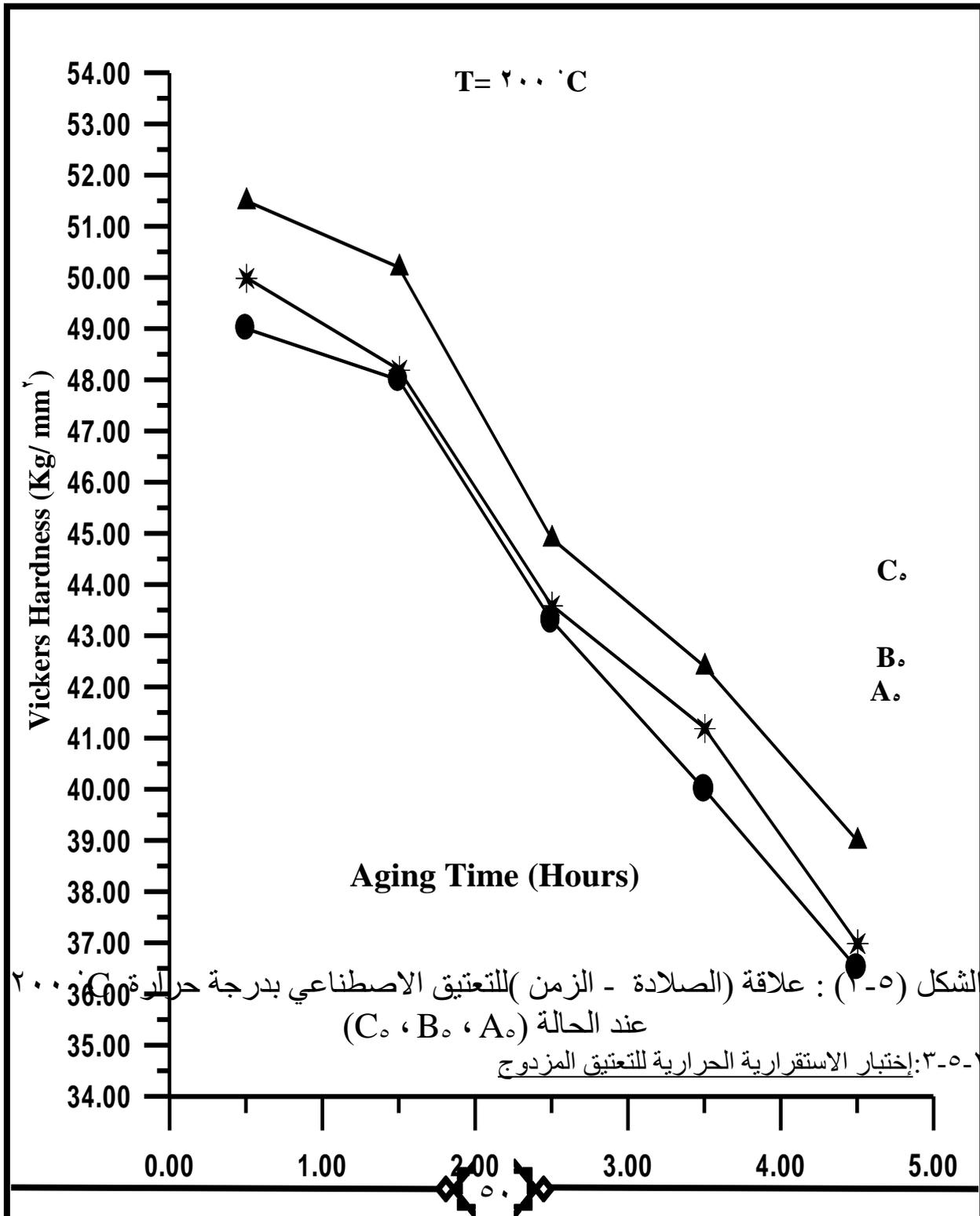
Aging Time (Hours)

الشكل (٣-٣) : علاقة (الصلادة - الزمن) للتعتيق الاصطناعي بدرجة حرارة ١٥٠ °C عند الحالة (C₃ ، B₃ ، A₃)



Aging Time (Hours)

الشكل (٣-٤) : علاقة (الصلادة - الزمن) للتعتيق الاصطناعي بدرجة حرارة ١٧٠ °C عند الحالة (C_٤ ، B_٤ ، A_٤)

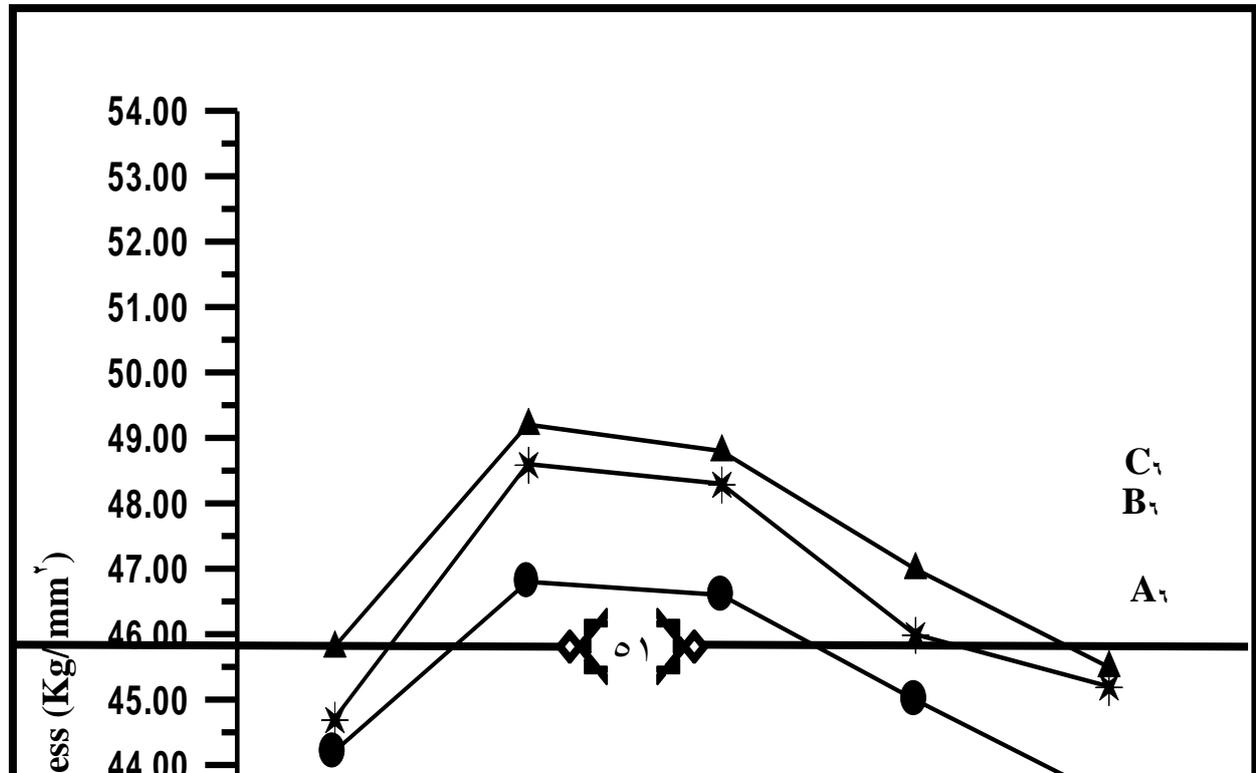


Thermal Stability Test of Duplex Aging

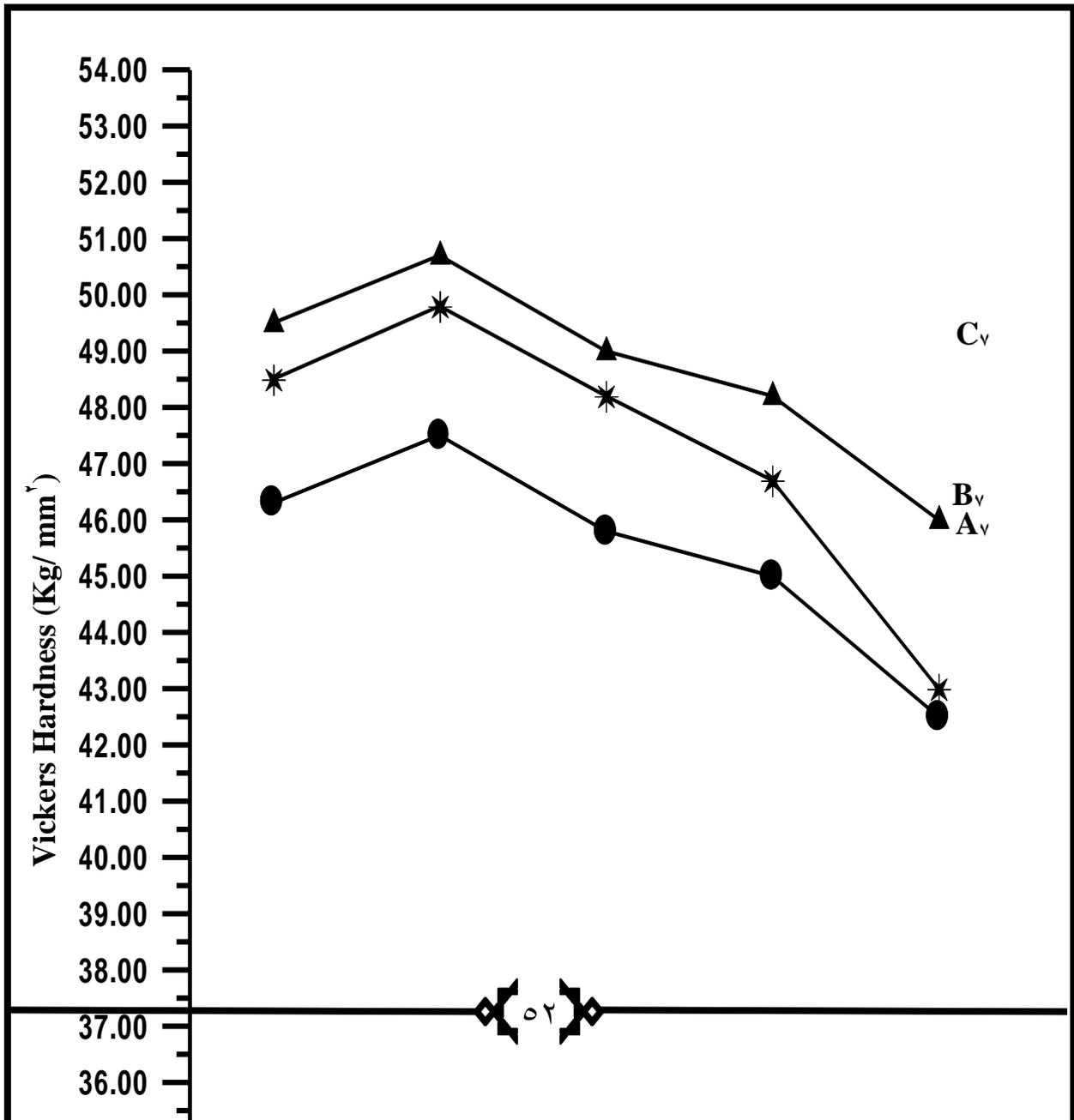
ان الشكل (٦-٣) يوضح نتائج العلاقة بين الصلادة والزمن للتعتيق المزدوج المتضمن تعتيق اولي بدرجة حرارة (١٠٠ °C) لمدة ساعة واحدة وتعتيق نهائي بدرجة حرارة (١٥٠ °C) لأزمان مختلفة ، ويتبين منه ان قيمة الصلادة القصوى للسبائك بلغت عند زمن تعتيق نهائي (١.٥) ساعة وكانت (٤٦.٨ ، ٤٨.٦ ، ٤٩.٢) كغم/ملم^٢ للسبائك (A_٦ ، B_٦ ، C_٦) على التوالي . بينما بدأت الاستقرارية الحرارية بالانخفاض بعد مرور اكثر من (٢.٥) ساعة من التعتيق النهائي .

أما العلاقة بين الصلادة والزمن بعد اجراء التعتيق المزدوج بدرجتتي (١٠٠ °C) و (١٧٠ °C) فيبينها الشكل (٧-٣) ، ومنه نلاحظ ظهور قيمة الصلادة للسبائك (A_٧ ، B_٧ ، C_٧) بعد مضي (١.٥) ساعة من التعتيق النهائي بالقيم (٤٧.٥ ، ٤٩.٨ ، ٥٠.٧) كغم/ملم^٢ . وان الاستقرارية الحرارية تبدأ بالانخفاض بعد مرور (٣.٥) ساعة من زمن التعتيق النهائي .

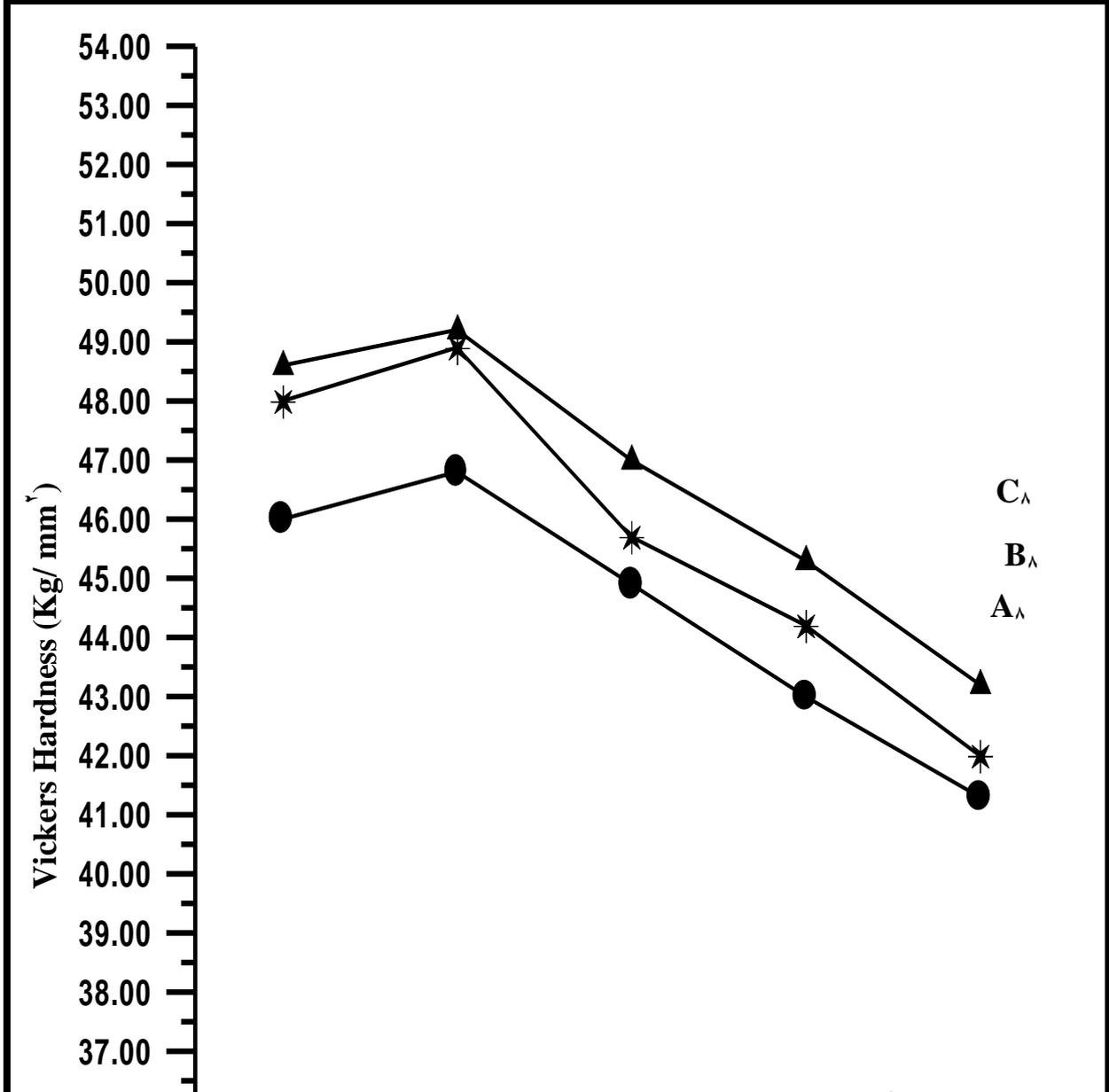
والشكل (٨-٣) يمثل العلاقة بين الصلادة والزمن للتعتيق المزدوج بدرجة حرارة (١٠٠ °C) تعتيق اولي وتعتيق نهائي بدرجة حرارة (٢٠٠ °C) ، ولاحظنا بلوغ الصلادة القصوى عند (١.٥) ساعة من زمن التعتيق النهائي وكانت قيمتها (٤٦.٨ ، ٤٨.٩ ، ٤٩.٢) كغم/ملم^٢ للسبائك (A_٨ ، B_٨ ، C_٨) . وفقدت الاستقرارية الحرارية لها بعد مضي اكثر من (١.٥) ساعة من زمن التعتيق النهائي .



الشكل (٣-٦) : تأثير التعتيق الاولي لمدة ساعة واحدة عند (١٠٠ °C) على الصلادة عند التعتيق اللاحق عند (١٥٠ °C) للحالة (C_v ، B_v ، A_v)



الشكل (٣-٧) : تأثير التعتيق الاولي لمدة ساعة واحدة عند (١٠٠ °C) على الصلادة عند التعتيق اللاحق عند (١٧٠ °C) للحالة (C_v ، B_v ، A_v)



الشكل (٣-٨) : تأثير التعتيق الاولي لمدة ساعة واحدة عند (١٠٠ °C) على الصلادة عند التعتيق اللاحق عند (٢٠٠ °C) للحالة (C_h ، B_h ، A_h)

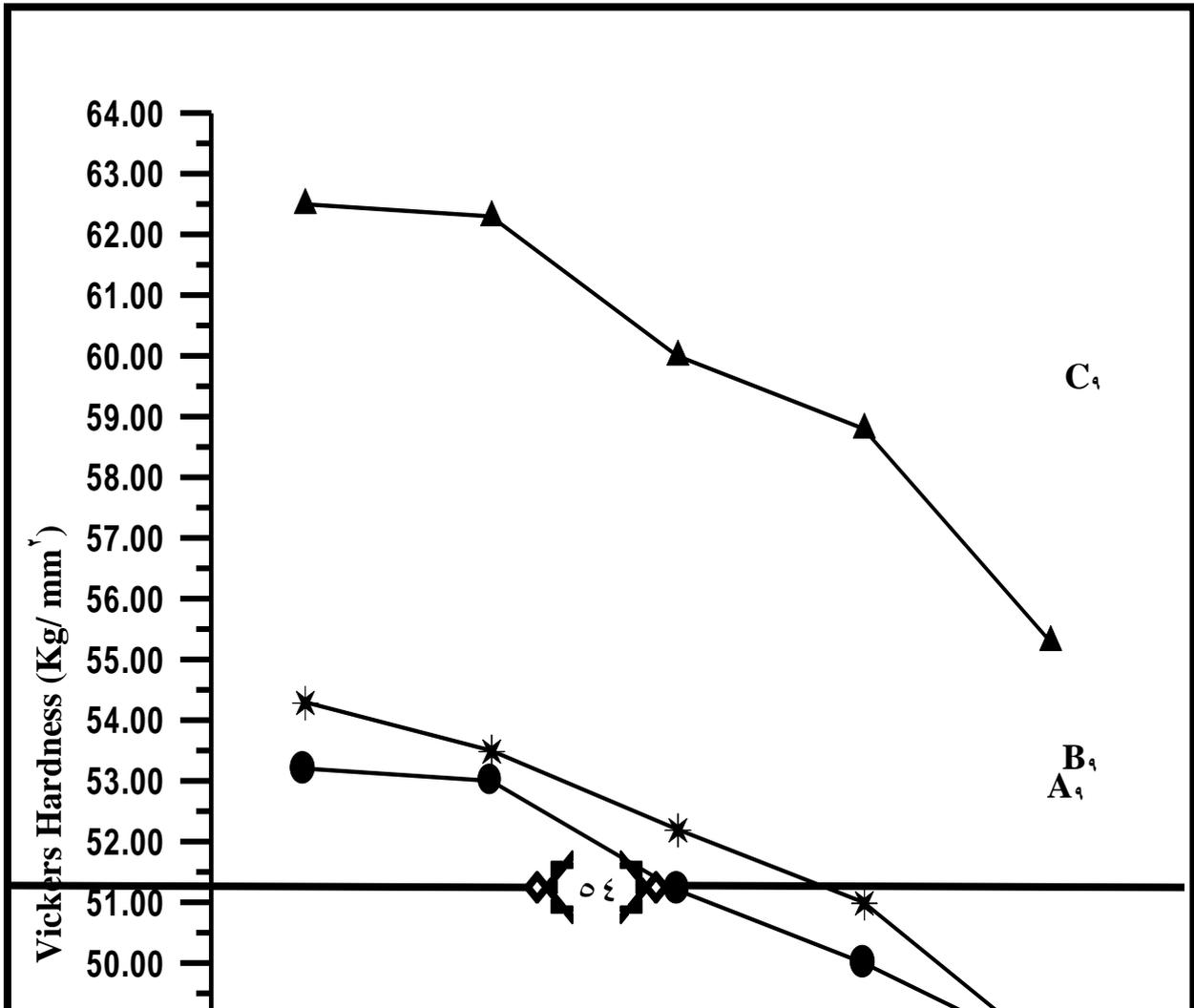
٣-٥-٢: إختبار الاستقرارية الحرارية للمعاملات الحرارية - الميكانيكية

Thermal Stability Test of Thermo - mechanical Treatment

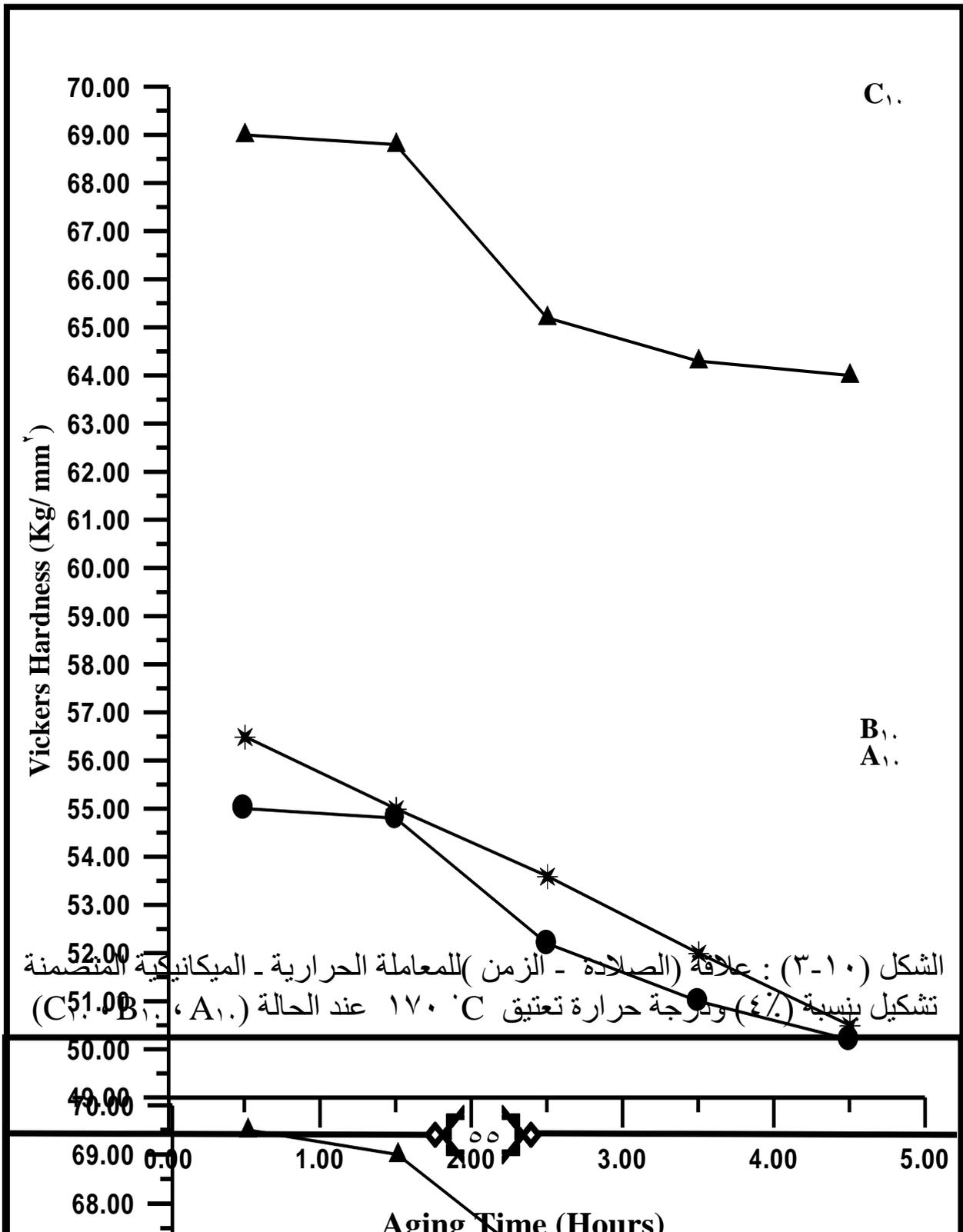
يبين الشكل (٣-٩) نتائج العلاقة بين الصلادة والزمن بعد اجراء المعاملات الحرارية - الميكانيكية للمسبنة تشكيل ٤.٠٠٪ بنسبة (٣.٠٠٪) وتعتيق بدرجة حرارة (١.٠٠٠ °C) لأزمان متفرقة، اما المعاملات الحرارية - الميكانيكية المتضمنة تشكيل (٤٪) وتعتيق بدرجة (١٧٠ °C) فرسمت علاقة الصلادة والزمن كما في الشكل (٣-١٠) . وان الشكل (٣-١١) يمثل العلاقة بين الصلادة والزمن عند نسبة تشكيل (٦٪) وتعتيق بدرجة (١٧٠ °C) .

وعند مقارنة الاشكال (٣-٩) ، (٣-١٠) و (٣-١١) ، نجد ان افضل النتائج في قيم قمة الصلادة والاستقرارية الحرارية كانت في الشكل (٣-١١) ، اذ بلغت قيمة الصلادة القصوى (٥٦.٠ ، ٥٧.٠ ، ٦٩.٥) كغم/ملم^٢ للسبائك (A_{١١} ، B_{١١} ، C_{١١}) ، كما أظهرت السبيكة (C_{١١}) تفوقاً واضحاً بقيم الصلادة والاستقرارية الحرارية ، لذا تم اختيار التشكيل بنسبة (٦ %) للمراحل اللاحقة من المعاملات الحرارية - الميكانيكية المزدوجة .

أما الشكل (٣-١٢) فيمثل نتائج العلاقة بين الصلادة وزمن التعتيق للمعاملة الحرارية - الميكانيكية المتضمنة نسبة تشكيل (٢%) وتعتيق بدرجة حرارة (٢٠٠ °C) ، وان علاقة الصلادة مع الزمن للمعاملة المتضمنة تشكيل بنسبة (٤%) وتعتيق بدرجة حرارة (٢٠٠ °C) يمثلها الشكل (٣-١٣) ، بينما يمثل الشكل (٣-١٤) علاقة الصلادة مع الزمن للمعاملة المتضمنة نسبة تشكيل (٦%) وتعتيق بدرجة حرارة (٢٠٠ °C) . يتشابه السلوك العام للسبائك في الاشكال (٣-١٢) ، (٣-١٣) و (٣-١٤) مع اختلافات في قمم الصلادة . فقد بلغت قمة الصلادة (٥٢.٣ ، ٥٤.٠ ، ٦٥.٥) كغم/ملم^٢ للسبائك (A_{١٣} ، B_{١٣} ، C_{١٣}) بعد مضي (٠.٥) ساعة من زمن التعتيق ، وكما مبين بالشكل (٣-٣١) . اما انخفاض الاستقرارية الحرارية فيدا واضحاً مع زيادة زمن التعتيق .



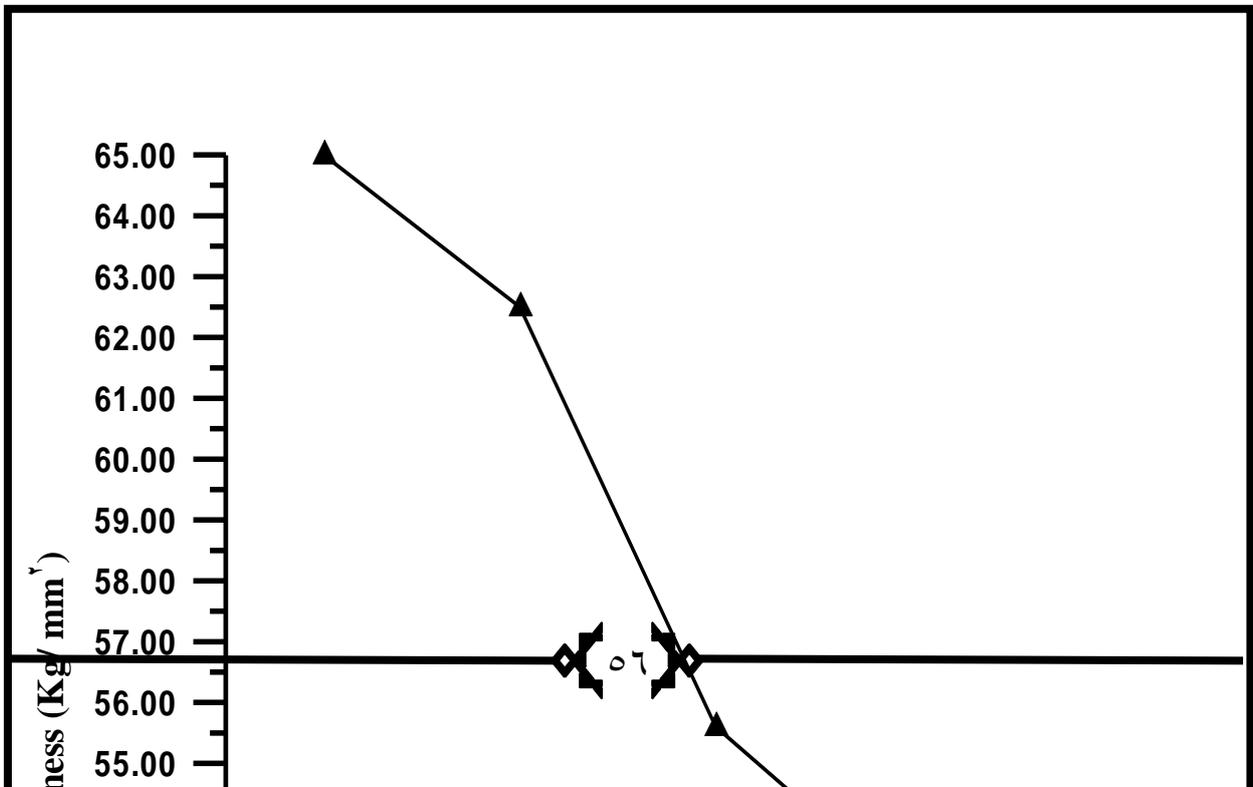
الشكل (٣-٩) : علاقة (الصلادة - الزمن) للمعاملة الحرارية - الميكانيكية المتضمنة تشكيل بنسبة (٢٪) ودرجة حرارة تعتيق 170°C عند الحالة (C_9 ، B_9 ، A_9)



B₁₁

A₁₁

الشكل (٣-١١) : علاقة (الصلادة - الزمن) للمعاملة الحرارية - الميكانيكية المتضمنة تشكيل بنسبة (٦٪) ودرجة حرارة تعتيق ١٧٠ °C عند الحالة (C₁₁ ، B₁₁ ، A₁₁)

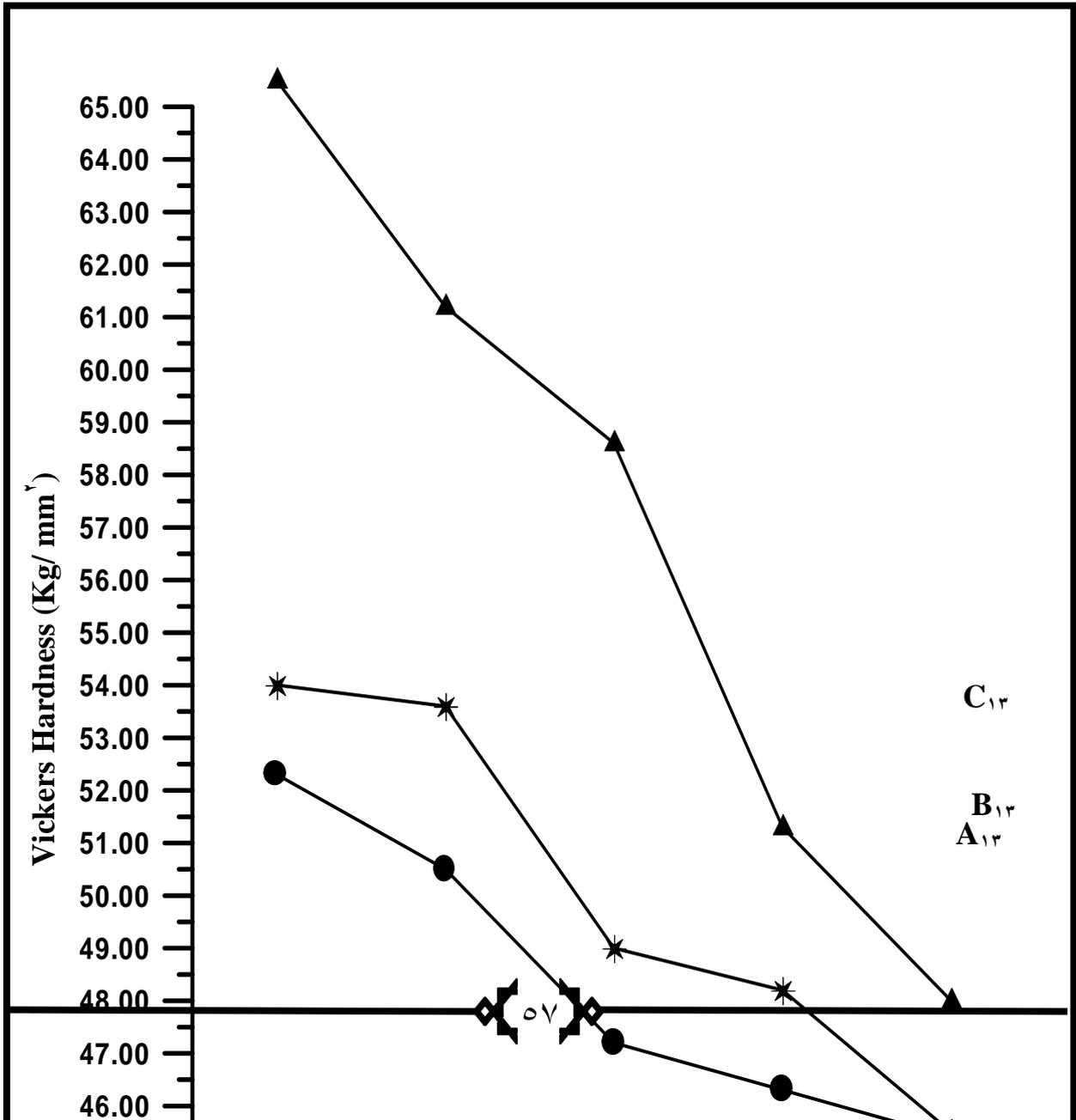


C_{١٢}

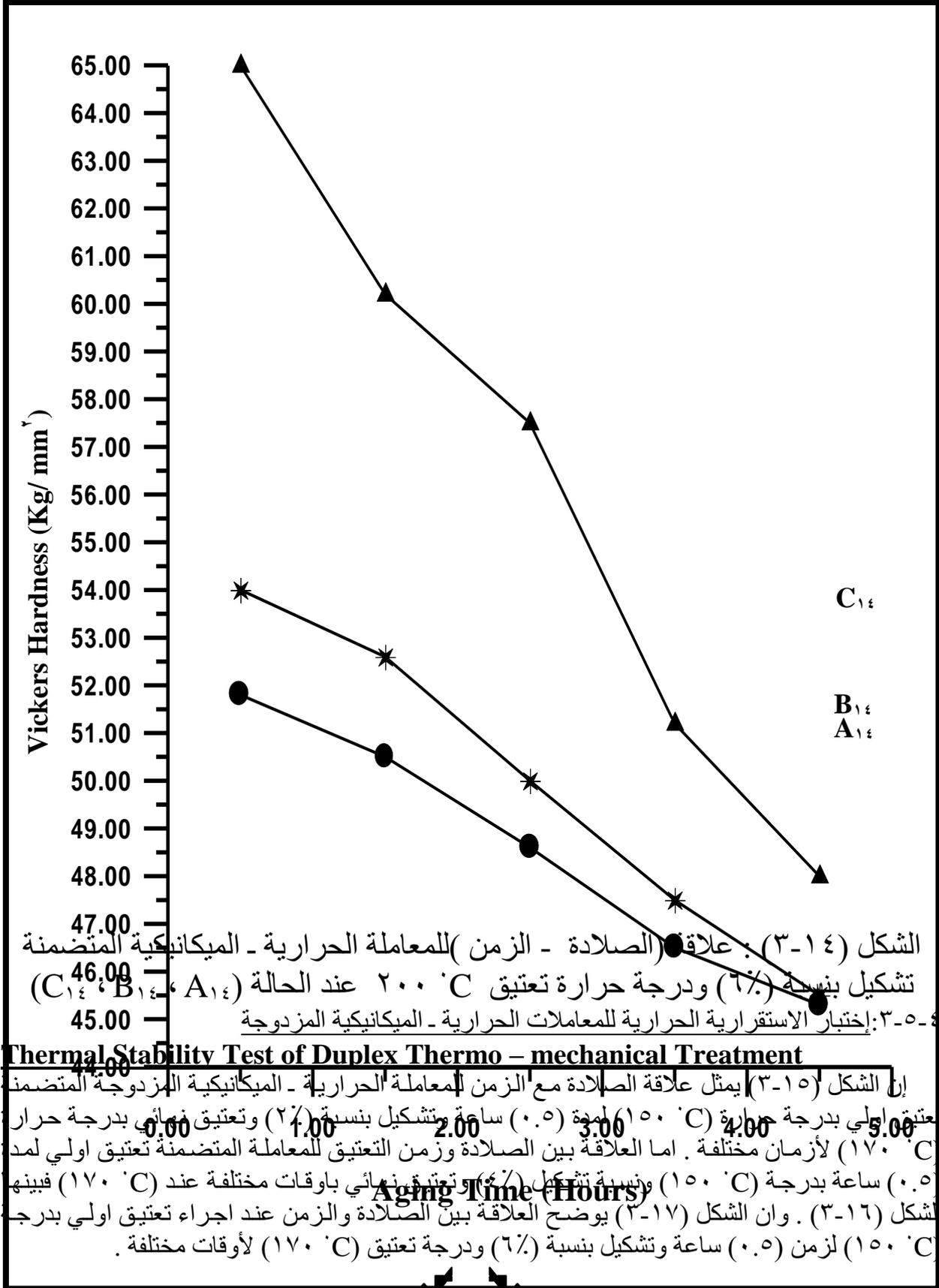
B_{١٢}

A_{١٢}

الشكل (٣-١٢) : علاقة (الصلادة - الزمن) للمعاملة الحرارية - الميكانيكية المتضمنة تشكيل بنسبة (٢٪) ودرجة حرارة تعتيق ٢٠٠ °C عند الحالة (C_{١٢} ، B_{١٢} ، A_{١٢})



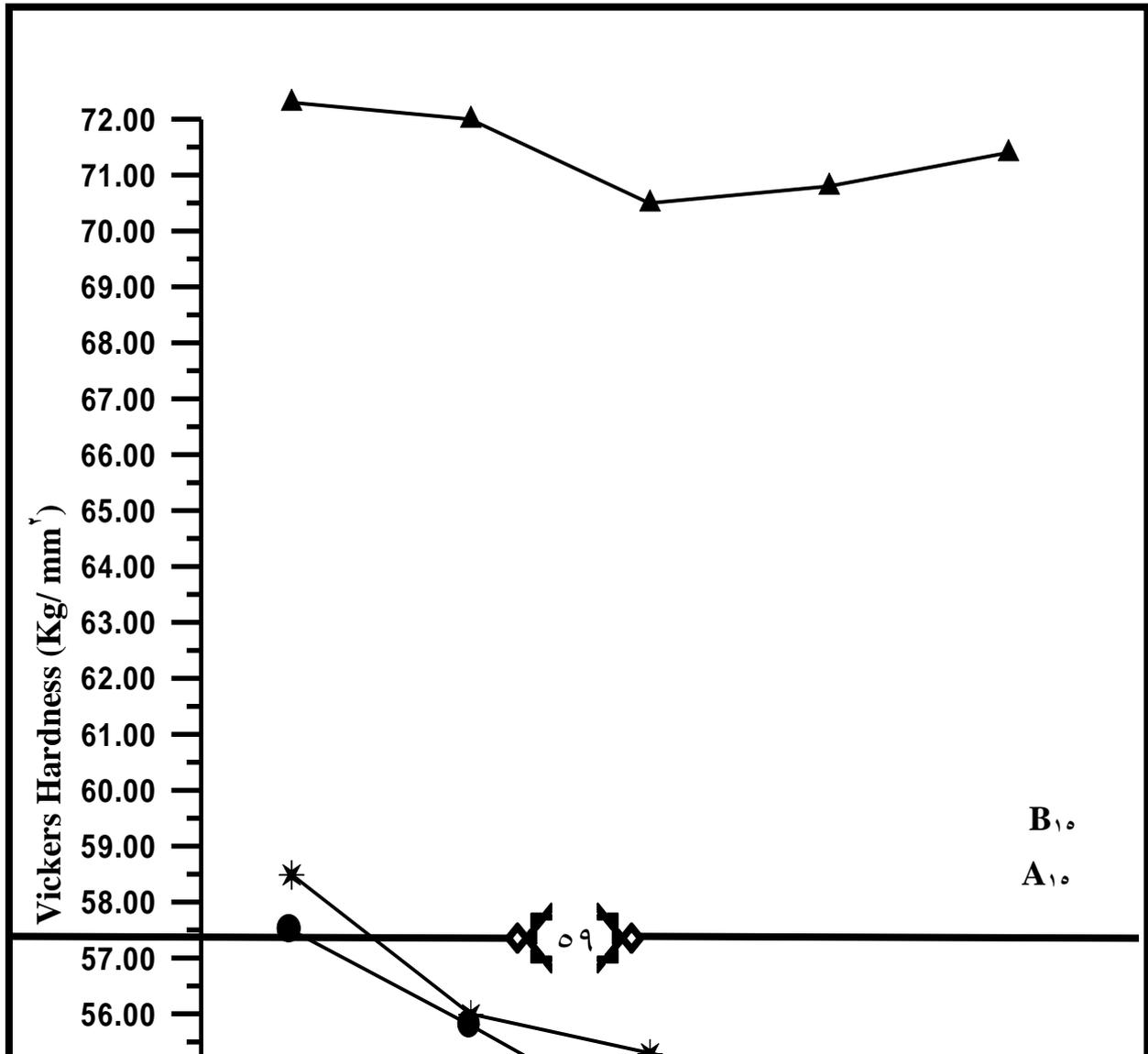
الشكل (٣-١٣) : علاقة (الصلادة - الزمن) للمعاملة الحرارية - الميكانيكية المتضمنة تشكيل بنسبة (٤٪) ودرجة حرارة تعتيق 200°C عند الحالة (C_{13} ، B_{13} ، A_{13})



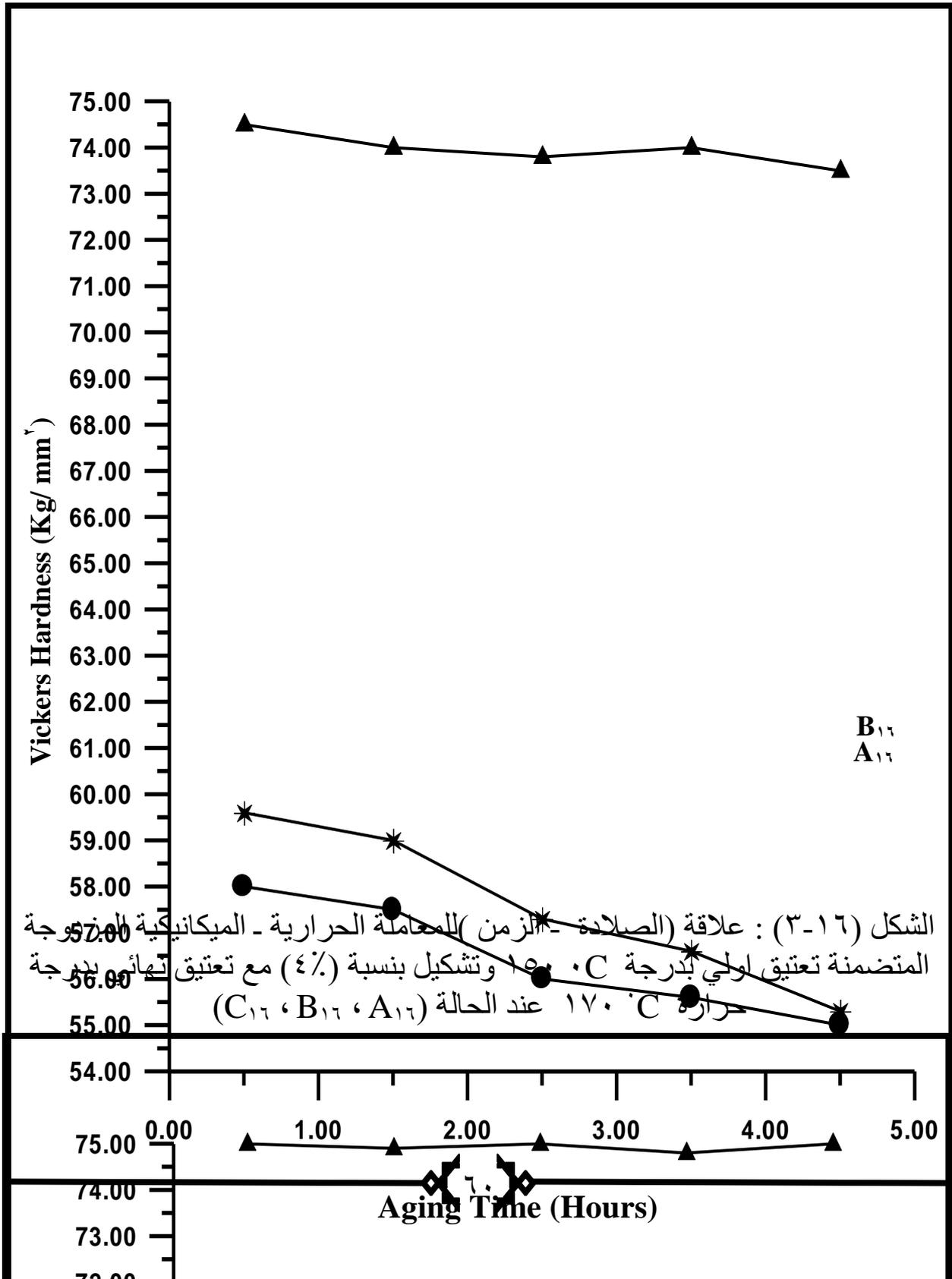
أظهرت الأشكال (٣-١٥) ، (٣-١٦) و (٣-١٧) سلوكاً مشابهاً للسبائك . اما الشكل (٣-١٧) فبلغت الصلادة القصوى (٥٨.٥ ، ٦٠.٠ ، ٧٥.٠) كغم/ملم^٢ للسبائك (A_{١٧} ، B_{١٧} ، C_{١٧}) على التوالي ، وظهرت السبيكة (C_{١٧}) تفوقاً واضحاً بقيمة الصلادة القصوى والاستقرارية الحرارية مقارنة مع نظيرتيها السبيكتين (B_{١٧} ، A_{١٧}) .

أما الشكل (٣-١٨) فيمثل العلاقة بين الصلادة والزمن للمعاملة الحرارية - الميكانيكية المزدوجة المتضمنة تعتيق اولي بدرجة (١٥٠ °C) لمدة (٠.٥) ساعة وتشكيل بنسبة (٢٪) وتعتيق نهائي بدرجة (١٧٠ °C) لأوقات مختلفة . بينما الشكل (٣-١٩) يمثل نتائج العلاقة بين الصلادة والزمن للمعاملة المتضمنة تعتيق اولي لمدة (٠.٥) ساعة بدرجة (١٥٠ °C) ونسبة تشكيل (٤٪) ودرجة حرارة (٢٠٠ °C) بأزمان مختلفة كتعتيق نهائي . أما علاقة الصلادة مع زمن التعتيق عند اجراء تعتيق اولي بدرجة (١٥٠ °C) لمدة (٠.٥) ساعة وتشكيل بنسبة (٤٪) وتعتيق نهائي بدرجة حرارة (٢٠٠ °C) لأزمان مختلفة فيمثلها الشكل (٣-٢٠) . أظهرت الأشكال (٣-١٨) ، (٣-١٩) و (٣-٢٠) فقداناً واضحاً بالاستقرارية الحرارية مع زيادة زمن التعتيق ، اما قيم الصلادة القصوى فكانت (٥٣.٠ ، ٥٥.٥ ، ٦٥.٠) كغم/ملم^٢ للسبائك (A_{١٩} ، B_{١٩} ، C_{١٩}) كما موضحة في الشكل (٣-١٩) .

C_{١٥}

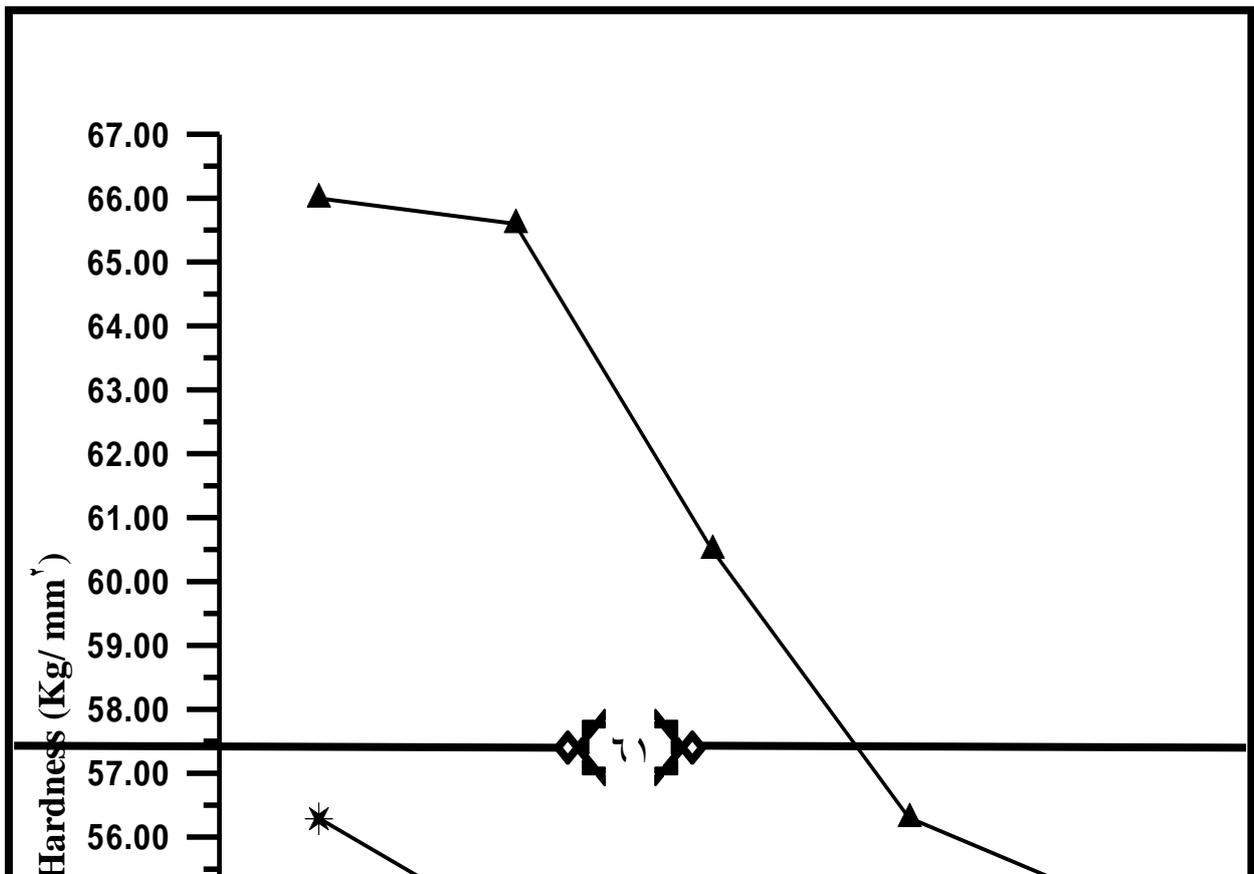


الشكل (٣-١٥) : علاقة (الصلادة - الزمن) للمعاملة الحرارية - الميكانيكية المزدوجة المتضمنة تعتيق اولي بدرجة 1500°C وتشكيل بنسبة (٢٪) مع تعتيق نهائي بدرجة حرارة 170°C عند الحالة (C_{15} ، B_{15} ، A_{15})

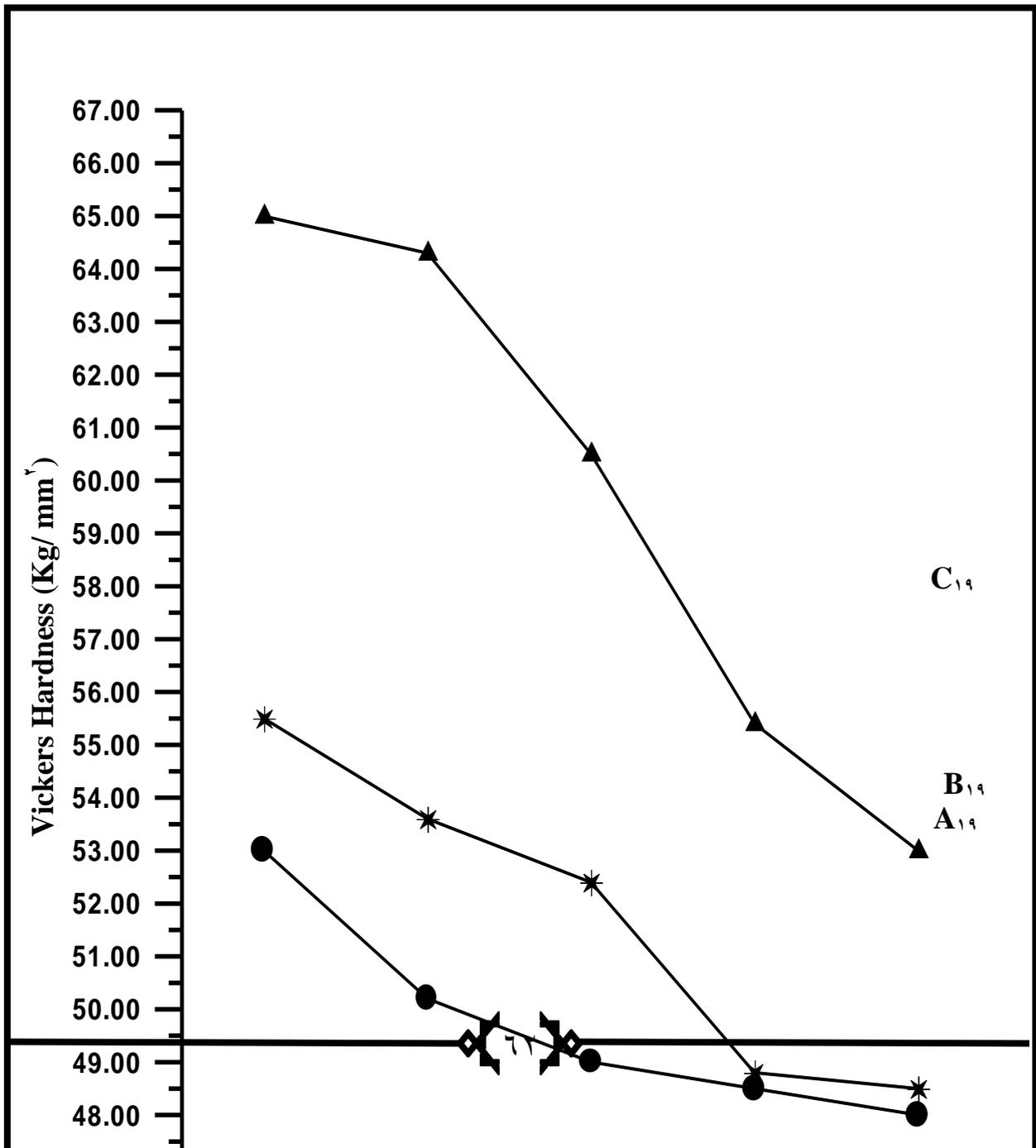


B₁₇
A₁₇

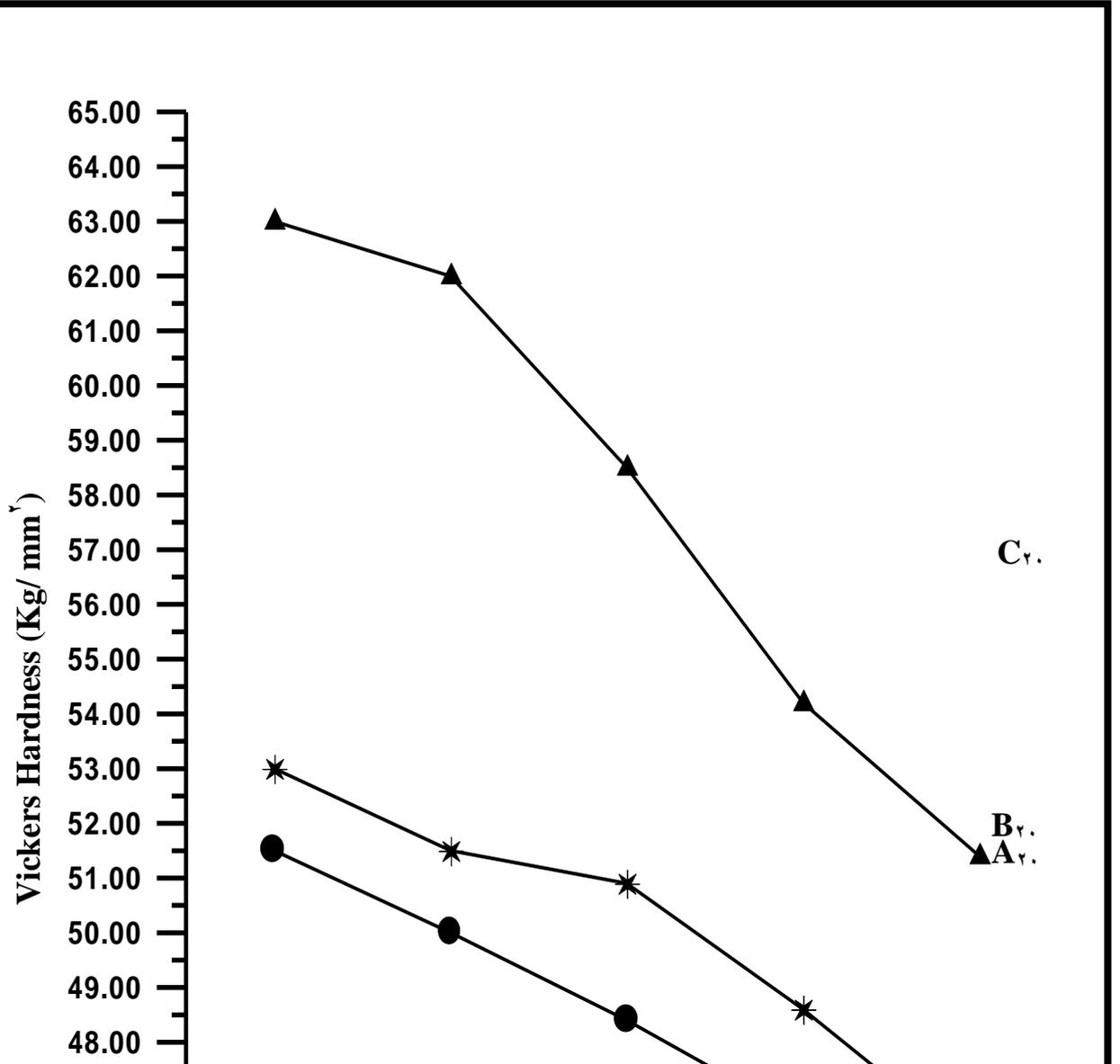
الشكل (٣-١٧) : علاقة (الصلادة - الزمن) للمعاملة الحرارية - الميكانيكية المزدوجة المتضمنة تعتيق اولي بدرجة ١٥٠ °C وتشكيل بنسبة (٦٪) مع تعتيق نهائي بدرجة حرارة ١٧٠ °C عند الحالة (C₁₇ ، B₁₇ ، A₁₇)



الشكل (٣-١٨) : علاقة (الصلادة - الزمن) للمعاملة الحرارية - الميكانيكية المزدوجة المتضمنة تعتيق اولي بدرجة C ١٥٠٠ و تشكيل بنسبة (٢%) مع تعتيق نهائي بدرجة حرارة ٢٠٠ °C عند الحالة (C₁₈ ، B₁₈ ، A₁₈)



الشكل (٣-١٩) : علاقة (الصلادة - الزمن) للمعاملة الحرارية - الميكانيكية المزدوجة المتضمنة تعتيق اولي بدرجة ١٥٠ °C وتشكيل بنسبة (٤%) مع تعتيق نهائي بدرجة حرارة ٢٠٠ °C عند الحالة (C_{١٩} ، B_{١٩} ، A_{١٩})



الشكل (٣-٢٠) : علاقة (الصلادة - الزمن) للمعاملة الحرارية - الميكانيكية المزدوجة المتضمنة تعتيق اولي بدرجة ١٥٠ °C وتشكيل بنسبة (٦%) مع تعتيق نهائي بدرجة حرارة ٢٠٠ °C عند الحالة (C_{٢٠} ، B_{٢٠} ، A_{٢٠})

يبين الجدول (٣-٣) ملخص بعض نتائج قمع الصلادة الفيكرزية للسبائك المستخدمة في البحث. وعندها مقارنة هذه الصلادات مع قمع الصلادة الفيكرزية للسبائك ذات الاساس (Al - ٣%Cu) البالغة (٤٤.٠٠) (٣.٠) [٢٦] (kg/mm²) نلاحظ تفوق واضح للسبائك المستخدمة في البحث الجدول (٣-٢) يوضح قمع الصلادة الفيكرزية لحالات مختلفة من المعاملات

| Alloy Code | Peak Vickers Hardness (kg/mm ²) | Alloy Code | Peak Vickers Hardness (kg/mm ²) |
|---|---|---|---|
| A _٩ ، B _٩ ، C _٩ | ٥٣.٢ ، ٥٤.٣ ، ٦٢.٥ | A _{١٥} ، B _{١٥} ، C _{١٥} | ٥٧.٥ ، ٥٨.٥ ، ٧٢.٣ |
| A _{١٠} ، B _{١٠} ، C _{١٠} | ٥٦.٠ ، ٥٦.٠ ، ٦٩.٠ | A _{١٦} ، B _{١٦} ، C _{١٦} | ٥٨.٠ ، ٥٩.٦ ، ٧٤.٠ |

| | | | |
|---|------------------|---|------------------|
| A ₁₁ , B ₁₁ , C ₁₁ | ٥٦.٠, ٥٧.٥, ٦٩.٥ | A _{1٧} , B _{1٧} , C _{1٧} | ٥٨.٥, ٦٠.٠, ٧٥.٠ |
| A _{1٢} , B _{1٢} , C _{1٢} | ٥٢.٠, ٥٣.٠, ٦٥.٠ | A _{1٨} , B _{1٨} , C _{1٨} | ٥٣.٥, ٥٦.٣, ٦٦.٠ |
| A _{1٣} , B _{1٣} , C _{1٣} | ٥٢.٣, ٥٤.٠, ٦٥.٥ | A _{1٩} , B _{1٩} , C _{1٩} | ٥٣.٠, ٥٥.٥, ٦٥.٠ |
| A _{1٤} , B _{1٤} , C _{1٤} | ٥١.٨, ٥٤.٠, ٦٥.٠ | A _{٢٠} , B _{٢٠} , C _{٢٠} | ٥١.٥, ٥٣.٠, ٦٣.٠ |

٣-٦: إختبار الأكسدة والصدمة الحرارية

Oxidation and Thermal shock Test

تم اختبار الأكسدة في الهواء لمدة (٢٠) ساعة عند درجة حرارة (٤٥٠ °C) لجميع السبائك ، وبعد مرور (١٠) و (١٦) ساعة أُخذت العينات بالماء وذلك لاجراء اختبار الصدمة الحرارية .

٣-٦-١: السبيكة الأساس (Al - Cu - Mg) A

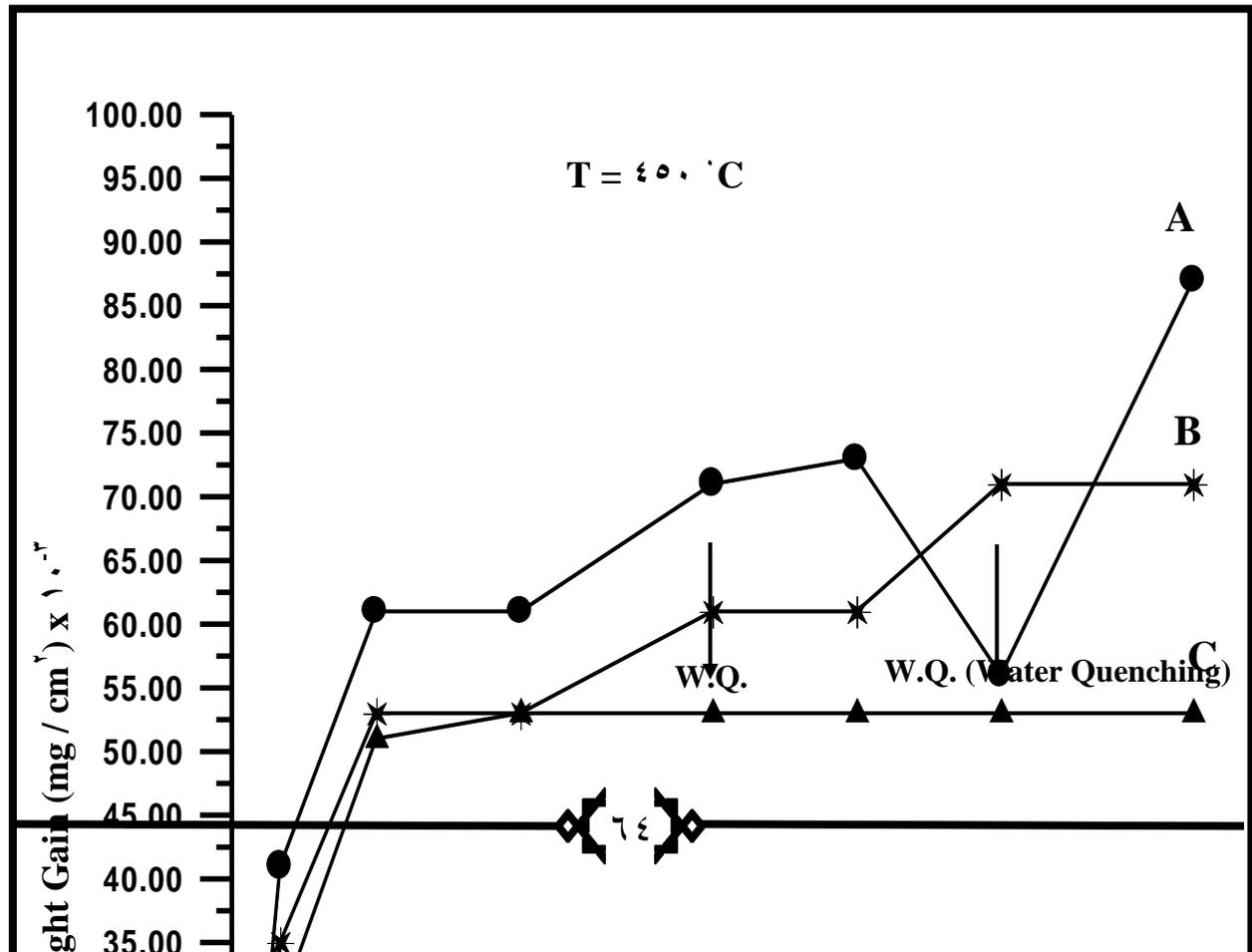
يزداد معدل التأكسد (المعبر عنه بالوزن المكتسب Weight Gain) مع مرور الزمن الى ان يبدأ بالاستقرار بعد مضي (٣) ساعات كما مبين بالشكل (٣-٢١) . اما عند اجراء الصدمة الحرارية في الساعة (١٠) فظهرت زيادة عالية في معدل التأكسد (Breakaway) ، اذ حدثت زيادة مفاجئة في الوزن المكتسب . بينما ظهر انخفاض كبير في الوزن المكتسب بعد اجراء الصدمة في الساعة (١٦) .

٣-٦-٢: السبيكة B (Al - Cu - Mg - Sr)

ان سلوك التأكسد لهذه السبيكة يشابه سلوك السبيكة الأساس ، اذ يزداد الوزن المكتسب مع الزمن إلا ان الزيادة في الوزن المكتسب كانت اقل من السبيكة الأساس كما موضح في الشكل (٣-٢١) . أما بعد اجراء الصدمة الحرارية في الساعتين (١٠) و (١٦) فحصل زيادة في الوزن المكتسب .

٣-٦-٣: السبيكة C (Al - Cu - Mg - Sr - Ag)

يزداد الوزن لهذه السبيكة مع زيادة الزمن بشكل يشابه تأكسد نظيرتيها (A) و (B) إلا ان الوزن المكتسب اقل منه للسببكتين وكما مبين بالشكل (٣-٢١) وأبدت السبيكة مقاومة تأكسد عالية بعد اجراء الصدمة الحرارية عند الساعتين (١٠) و (١٦) .



الشكل (٣-٢١) : العلاقة بين (الوزن المكتسب - الزمن) في اثناء عملية الاكسدة بدرجة حرارة (C ٤٥٠) والصدمة الحرارية في الساعتين (١٠ ، ١٦) للسبائك (A ، B ، C)

٣-٧: اختبار قياس كثافة السبائك Density Measurement of Alloys Test

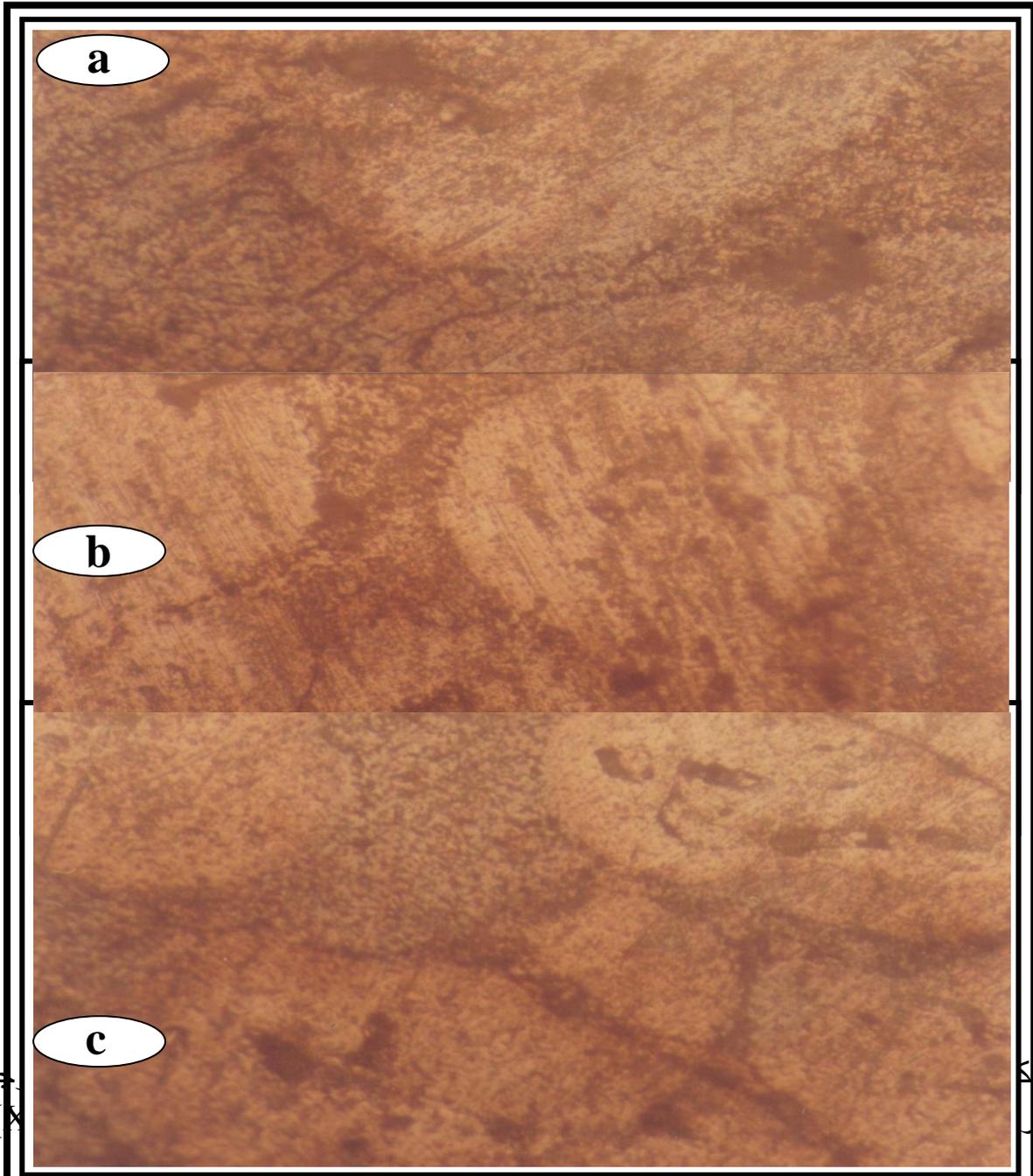
يبين الجدول (٣-٤) نتائج قياس كثافة السبائك عملياً ، ونظرياً بدلالة الشكل الهندسي (أبعاد العينة) ، ومنه نلاحظ وجود اختلافات طفيفة في كثافة السبائك المستخدمة في البحث .
تتميز السبائك (A ، B ، C) بانخفاض كثافتها مقارنة مع كثافة السبيكة (٢٢١٩) البالغة (٢.٩) g/cm^3 . [١]

الجدول (٣-٤) قياس كثافة السبائك

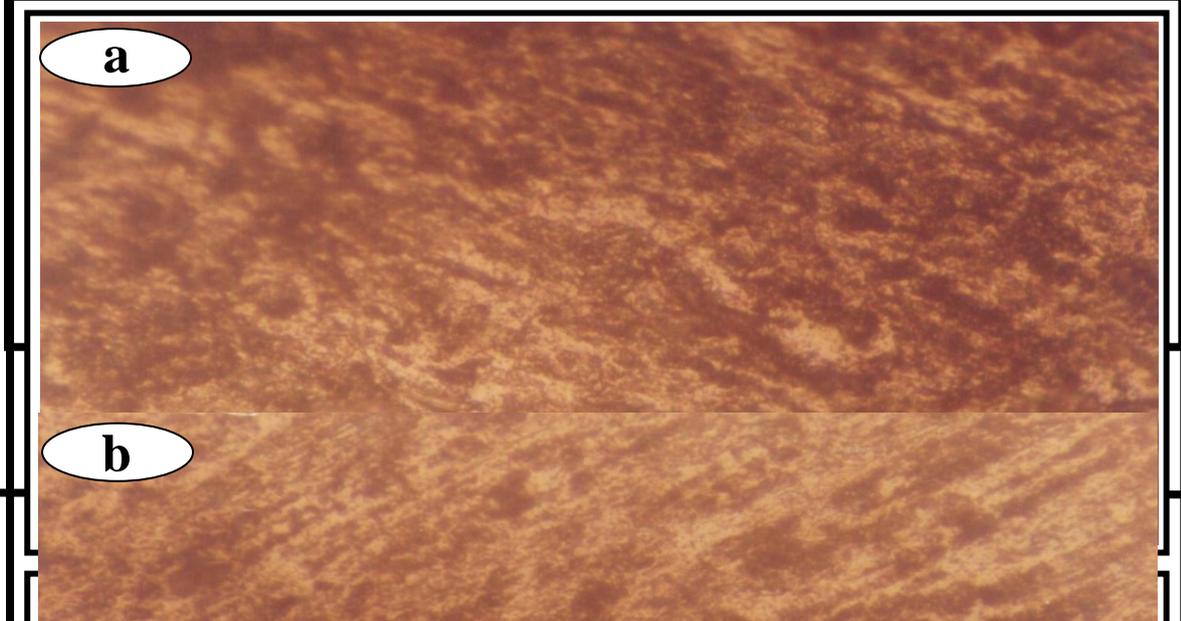
| Alloy Code | Density (g/cm^3) | |
|------------|-----------------------------|-------------|
| | Experimental | Theoretical |
| A | ٢.٧١٨ | ٢.٦٨٦ |
| B | ٢.٦٩٦ | ٢.٦٧٠ |
| C | ٢.٧٤٠ | ٢.٧٧٢ |

٣-٨: الفحص بالمجهر الضوئي Optical Microscope Testing

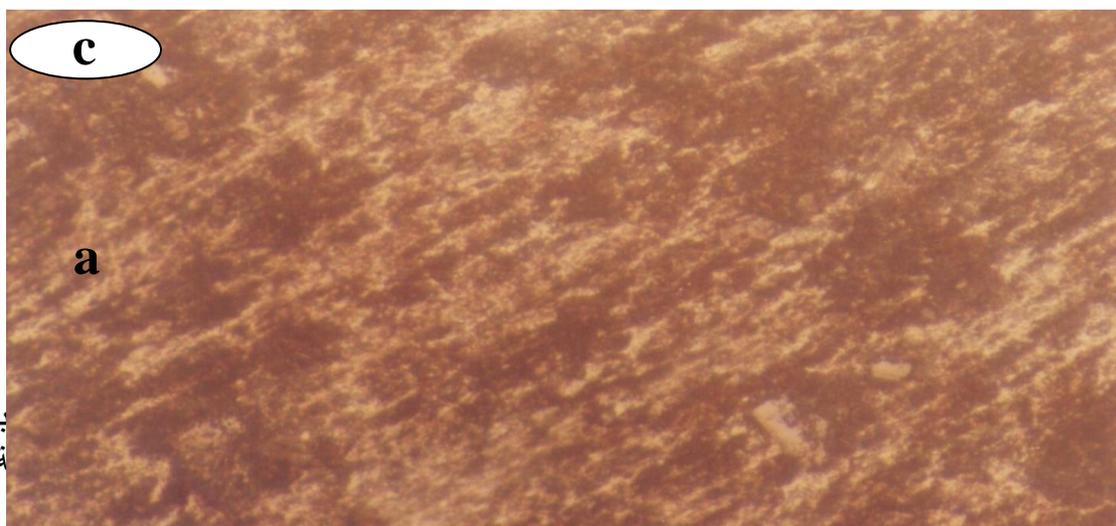
الشكل (٣-٢٢) يوضح البنية المجهرية عند فقدان الاستقرار الحرارية للسبائك بالحالة (A٥) ، (B٥) ، (C٥) المتضمنة درجة تعتيق (C ٢٠٠) بزمن (٤.٥) ساعة .
ان الشكل (٣-٢٣) يوضح البنية المجهرية للسبيكة (A١٧) للحالة المتضمنة تعتيق بدرجة (C ١٥٠) لمدة (٠.٥) ساعة وتشكيل بنسبة (٦٪) مع تعتيق نهائي باوقات (٠.٥ ، ١.٥ ، ٢.٥) ساعة عند درجة تعتيق نهائي (C ١٧٠) . وبنفس الظروف والمعاملات ثم توضيح البنى المجهرية للسبيكتين (B١٧) و (C١٧) بالشكلين (٣-٢٤) و (٣-٢٥) على التوالي .



ح
الشكل

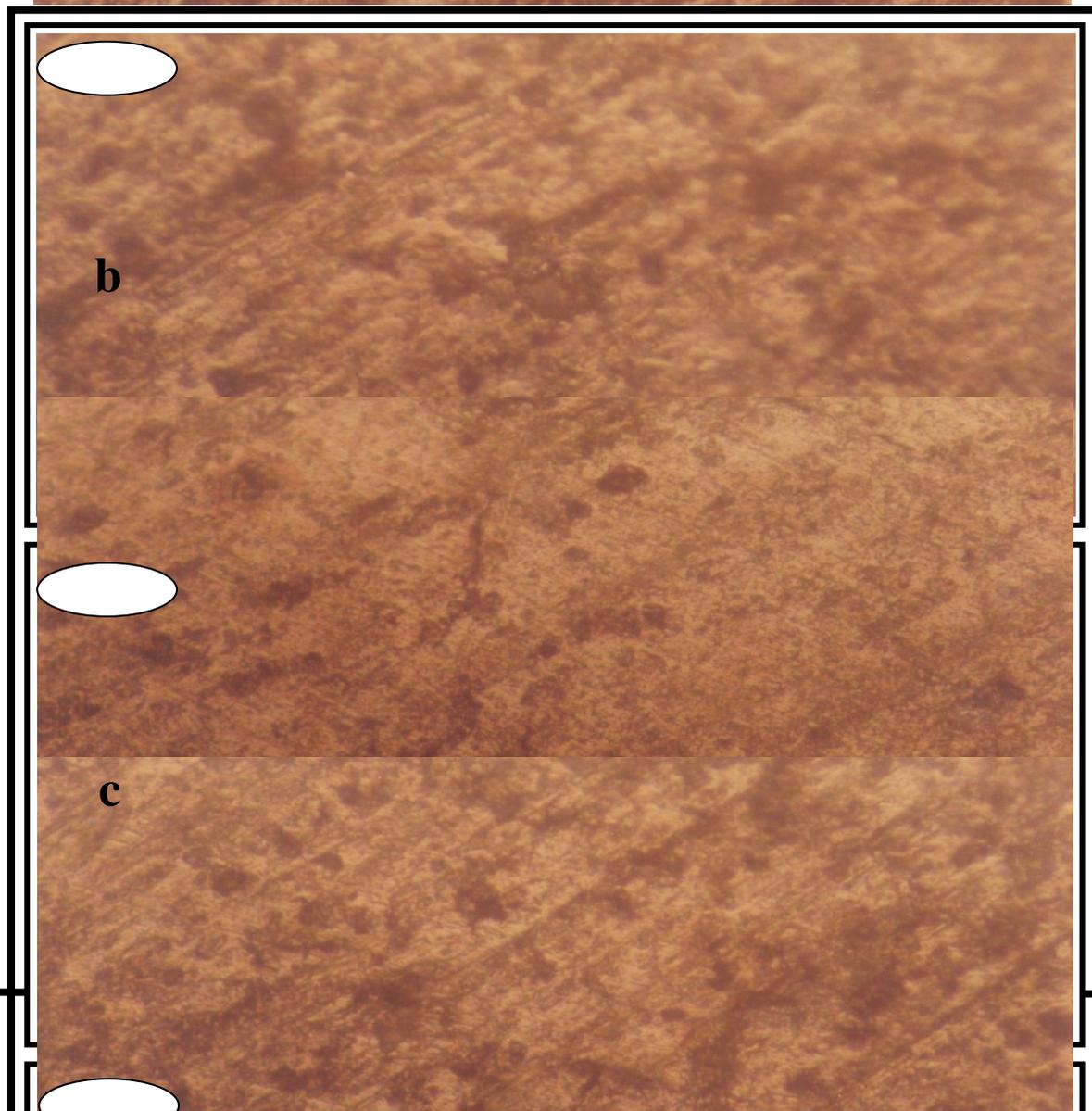


ح
الشكل



بنسبة
١٠٠

الشكل
١.



a

الشكل (٢٤-٣) البنية المجهرية للسبيكة B_{١٧} عند الحالة (التعتيق بدرجة حرارة ١٥٠ °C وتشكيل بنسبة ٦٪ مع تعتيق ١٧٠ °C بعد مرور زمن تعتيق قدره a. ٠.٥ ساعة، b. ١.٥ ساعة، c. ٢.٥ ساعة ((X٢٠٠))



٤-١: مقدمة Introduction

تعد سبيكة الديور الومين (Duralumin) من أوائل السبائك المستخدمة في صناعات الفضاء منذ الحرب العالمية الأولى . وقد أجريت بعد هذا التاريخ دراسات وبحوث عديدة لتطوير ادائها . وحديثاً أدخلت تحسينات جوهرية على تكوينها الكيميائي نظراً لقلّة استقراريتها الحرارية (Lack of Thermal Stability) . إذ تتعرض لتدهور شديد عند درجة حرارة (C 150) أو أكثر . وهذه الحقيقة تعد المحدد الرئيسي لسرعة الطائرات التي تصنع ابدانها (Air Frame) من هذه السبيكة ، إذ تبلغ هذه السرعة في قيمتها القصوى (2.2 Mach) [٢٤] . وبذا فقد ساد الاوساط العلمية والصناعية تراحم محموم في امريكا وروسيا وانكلترا والمانيا لتطوير تكوينها الكيميائي (Chemical Composition) أو استبدالها .

الدراسة الحالية تركز على تحسين الاستقرار الحرارية وزيادة مقاومة التأكسد والاجهادات الحرارية (Oxidation Rate and Thermal Stresses) للسبيكة ذات الاساس (Al - Cu - Mg) للحصول على اداء افضل باستخدام عناصر السبك والمعاملة الحرارية - الميكانيكية (Thermo - Mechanical Treatment) . هذه الدراسة تجرى لأول مرة في العراق وهي مترامنة مع دراسات اخرى جارية حالياً في امريكا وبريطانيا واليابان واستراليا [٣٠] .

٤-٢: المعاملة المحلولية والاقحام Solution Treatment and Quenching

يبين الجدول (٢-٣) ان قيمة الصلادة للسبيكة (C) اعلى منها للسبكتين (A) و (B) ، ويعزى ذلك الى ان السبيكة (C) تتضمن في تكوينها الكيميائي أكثر من عنصر تسبب تكوين مركبات كيميائية مثل الطور s (Al₇CuMg) والطور Ω (Al₇CuMgAg) والتي اليها يرجع الارتفاع في الصلادة ، إذ تعمل على اعاقه حركة الانخلاعات .

أما الشكل (١-٣) فيبين انخفاضاً بالصلادة بنسب متفاوتة للسبائك مع زيادة زمن المجانسة ، يبدو واضحاً تأثير فترة المعاملة المحلولية على صلادة هذه السبائك خلال الخمسة عشر دقيقة الأولى عالياً ، إذ انخفضت الصلادة بين (١٣٢ - ١١٧) مقارنة بنظيراتها المسبوكة (As Cast) وهذا الانخفاض متوقع لتحلل المركبات الكيميائية التي يمكن ان تكون قد رافقت سباكة هذه النماذج ، كما يُظهر الشكل تفوق السبيكة (C₁) الحاوية على السترونتيوم (Sr) والفضة (Ag) . ويمكن ان يعزى الى الدور الاصلدي لهذين العنصرين ، كما ان الفرق في الحجم الذري (Atomic Size) بين (Sr) و (Al) كبير . إذ يبلغ الحجم الذري للسترونتيوم (A° 2.15) أما الالمنيوم فيبلغ (A° 1.43) .

أما المعاملة المحلولية عند (C 500) خلال الفترة المحصورة بين (٤٥) و (٦٠) دقيقة فان الصلادة تميل الى الاستقرار مما يؤشر كفاية زمن المجانسة لتفكيك المركبات الكيميائية المصلدة ومما يعزز ذلك الانخفاض الطفيف بالصلادة مع الزمن عند هذه الدرجة . لذلك تم اختيار فترة (٦٠) دقيقة للمعاملات المحلولية اللاحقة .

ان الشكل (١-٣) يؤشر ايضاً انخفاضاً أقل (استقرارية حرارية اعلى) في صلادة السبيكة (C₁) مع مرور الزمن مقارنة بالسبكتين (A₁) و (B₁) .

٤-٣: ميل السبائك للتعتيق الطبيعي

Tendency of Samples Towards Natural Aging

الشكل (٢-٣) يبين ميل هذه السبائك للتعتيق الطبيعي . إذ تزداد صلادتها مع مرور الزمن ، ويكون أكثر وضوحاً بعد حوالي (١٥٠) ساعة . ومرة اخرى تبدي السبيكة (C₂) أكثر مقاومة (Strength) مقارنة ببقية السبائك ويعزى ذلك جزئياً لما ورد في البند (٢-٤) والى تكوين نسبة قليلة من المركبات المصلدة لعدم توفر الحرارة الكافية .

أما سبب التفاوت في قيم الصلادة للسبائك عند فترات تعتيق طويلة فيرجع الى ان عملية التعتيق الطبيعي تعتمد على عملية الانتشار في التخليق والنمو (Nucleation and Growth) وبما ان التعتيق تم بدرجة

حرارة واطئة لذا تكون عملية الانتشار بطيئة والوصول لقمة الصلادة يستغرق أوقاتاً طويلة . وهذا يشابه ما اشار اليه باحثون آخرون [٣١] .

٤-٤: إختبارات الاستقرارية الحرارية Thermal Stability Tests

يعد ثبوت الصلادة او التغيير الطفيف فيها مع الزمن مؤشراً جيداً على الاستقرارية الحرارية للسبيكة عند تلك الدرجة .

٤-٤-١: تأثير التعتيق الاصطناعي على الاستقرارية الحرارية

Influence of Artificial Aging on Thermal Stability

يوضح الشكل (٣-٣) العلاقة بين الصلادة والزمن عند التعتيق بدرجة حرارة (١٥٠ °C) . يُظهر هذا الشكل سلوكاً غير مألوف بشكل عام ، اذ ترتفع الصلادة الى قيمة قصوى بعد زمن تعتيق قليل جداً لم يتمكن من تحديده بسبب محدودية الاجهزة المستخدمة . والظاهر ان سرعة بلوغ الصلادة لهذه القيم تتم في ثوانٍ . هذا السلوك مغاير تماماً لما هو معروف في سبيكة الالمنيوم - نحاس (Al - Cu) التي تتصاعد فيها الصلادة مع زيادة زمن التعتيق الى قيم قصوى ثم تبدأ بالانخفاض بسبب ظاهرة الافراط بالتعتيق (Over Aging) . وهذه السمة تعد أحد المحددات الرئيسية لاستخدام الديورالومين في صناعات الفضاء اضافة لكثافتها العالية .

أما لماذا كان معدل الاصلاد سريعاً جداً فمسألة ينبغي التوقف عندها لأهمية ما يحدث .

يشير منحنى التوازن الحراري لسبيكة (Al - Cu - Mg) الى ان تكوينها الكيماوي يضعها في منطقة ($\alpha + S$) الشكل (١-١٢) وكما تمت الاشارة في البند (١-٤-٣-٢) ، فالشكل (٣-٣) يشير الى معدل ارتفاع حاد في قيم الصلادة خلال مراحل التعتيق الاولى بحيث تعذر معها الحصول على نقاط تحت القيمة القصوى المثبتة في الشكل .

تشير الدراسات في هذا المجال الى ان لهذه السبائك سلوك آخر مختلف ايضاً وهو ظهور قمة صلادة ثانوية بعد ازمان تعتيق أطول . وهذه القمة لم نبلغها لأسباب فنية . وللتعرف على آليات (Mechanisms) التسارع الشديد في معدلات الاصلاد في بدايات التعتيق وبقاء الصلادة مستقرة لفترات زمنية كما مبين في الشكل (٣-٣) ، فقد ذهب باحثون آخرون الى استنتاجات مشابهة رغم وجود اختلاف في وجهات النظر لفهم وتحديد الآليات [٣٢] . ويمكن ان يرجع جزء كبير من هذه الاختلافات الى ان قيم الصلادة للنماذج المبردة سريعاً (Quenched) بعد المعاملة المحلولية لم تحدد بدقة .

فتقليدياً كان يعزى الاصلاد في المرحلة الاولى (First Stage Hardening) لسبائك (Al - Cu - Mg) بشكل عام الى تكوين مناطق (GpB Zones) ، بينما الاصلاد في المرحلة الثانية (Second Stage Hardening) فيمكن ان يعزى الى تكوين الاطوار (S') أو (S) .

أما التفسير الجوهري لأصل الاصلاد السريع لهذه السبائك فيرجع جزئياً الى التمام سريع ل فراغات الاخماد وتكثيفها لتكوين حلقات الانخلاعات (Dislocation Loops) ، وكلياً الى تفاعل هذه الانخلاعات مع الذرات المذابة (Solute - Dislocation Interaction) والذي سبب اعاقه مبكرة للانخلاعات . بينما الترسبات الناعمة والمتجانسة (Fine and Uniform) لمناطق (GpB) فسببت الاستقرارية الحرارية العالية اذ ثبتت الصلادة مع مرور زمن التعتيق وكما مبين بالشكل (٣-٣) . وهذا يتفق ما ذهب اليه باحثون آخرون [٣٠ , ٣٢ , ٣٣ , ٣٤] .

أما التعتيق بدرجة حرارة (١٧٠ °C) فيبينها الشكل (٣-٤) ويبدو واضحاً التفوق الكبير للسبيكة (C_4) ، اذ تبلغ صلابتها بعد زمن تعتيق في حدود (٤.٥) ساعة حوالي (١٢٧%) اعلى من نظيرتها (A_4) . وكذلك فانه كان للانتقال من درجة حرارة (١٥٠ °C) الى (١٧٠ °C) تأثير طفيف على صلادة هذه السبيكة ، بينما كان كبيراً على (A_4) و (B_4) .

الشكل (٣-٥) يبين التعتيق بدرجة حرارة (٢٠٠ °C) ويبدو واضحاً تكرار سلوك هذه السبائك لحالة الاصلاد السريع بعد مرور ازمان تعتيق قليلة جداً (أقل بكثير من نصف ساعة) لبلوغ قمة الصلادة لنفس الاسباب التي وردت في هذا البند . بينما الاستقرارية الحرارية للسبائك تدهورت بعد مرور زمن تعتيق اكثر

من (٠.٥) ساعة وهذا يعزى الى استبدال مناطق (GpB) المسببة للاستقرارية الحرارية بالاطوار المتوازنة والتي تنمو جسيماتها بصورة أخشن (Coarser) مع زيادة زمن التعتيق وهذا ما يعرف بالافراط بالتعتيق [٣٠].

ان سلوك السبائك خلال التعتيق الاصطناعي بين درجات (C ٢٠٠ - ١٥٠) مغاير لما توصل اليه باحثون آخرون لسبائك أخرى [١٥, ٦].

٤-٤-٢: تأثير التعتيق المزدوج على الاستقرارية الحرارية

Influence of Duplex Aging on Thermal Stability

التعتيق المزدوج يتضمن تعتيق اولي (Pre Aging) بدرجة حرارة واطئة لزمن محدد يتبعه تعتيق نهائي (Final Aging) عند درجة حرارة اعلى . اذ تنطوي المرحلة الاولى على التتوية المتجانسة تليها مرحلة النمو في المرحلة اللاحقة .

الاشكال (٣-٦) ، (٣-٧) و (٣-٨) توضح حالات مختلفة من التعتيق المزدوج ويظهر واضحاً ان السلوك العام للمنحنيات متشابهة ، اذ ان هذه السبائك تبلغ قيمتها القصوى للصلادة عند زمن (١.٥) ساعة ، وهذا مغاير لما تم ملاحظته عندما يكون التعتيق منفرداً . وان التعتيق المزدوج في درجات والزمن المستخدم لم تسبب ارتفاعاً بالصلادة مقارنة بالاشكال (٣-٣) ، (٣-٤) و (٣-٥) ، ويعزى ذلك الى ان التعتيق عند (١٠٠ °C) لم يكن كافياً لتكوين التتوية المتجانسة (Homogeneous Nucleation) بل الذي حدث هو تتوية غير متجانسة (Heterogeneous Nucleation) وعند التسخين في درجات اعلى نمت هذه الجسيمات التي تكونت اساساً في مناطق انتقائية ذات طاقة عالية (الحدود البلورية ، الفجوات ، الفراغات ، الخ) .

أما الاستقرارية الحرارية للسبائك فاخذت بالانخفاض بعد مرور اكثر من (١.٥) ساعة من زمن التعتيق اللاحق (النهائي) ، وذلك لأن معدل الانتشار اصبح كافياً لدمج الدقائق المترسبة والنتيجة تقليل الانفعال في الشبكة البلورية للالمنيوم ومن ثم تكون هناك عوائق قليلة امام مرور الانخلاعات وبالتالي تقل الصلادة مع زيادة زمن التعتيق .

٤-٤-٣: تأثير المعاملات الحرارية - الميكانيكية على الاستقرارية الحرارية

Influence of Thermo – Mechanical Treatment of Thermal Stability

المعاملات الحرارية - الميكانيكية تتضمن توليفة بين كميات محددة من التشكيل اللدن ومعاملات حرارية . تبين الاشكال (٣-٩) ، (٣-١٠) و (٣-١١) حالات مختلفة من المعاملات الحرارية - الميكانيكية ، اذ تظهر قمم الصلادة القصوى للسبائك بعد فترات تعتيق اقل بكثير من (٠.٥) ساعة وهذا يرجع لظاهرة الاصلاد السريع اضافة الى ان التشكيل عجل بظهور قمة الصلادة وسبب ذلك يرجع الى التشكيل اللدن (Plastic Deformation) الذي تولدت عنه كثافة عالية من الانخلاعات والى الاعاقة التي تسببها الذرات المذابة . أي ان الآلية هي (Solute – Dislocation Interaction) . وقد اشار باحثون [٣٢] الى انه في السبائك الثنائية (Al – Mg) تنتشر ذرات المغنسيوم الى الانخلاعات مسببة (Strain- Aging) أما كون الصلادة قد ارتفعت في هذه المعاملات فيعزى الى ان التشكيل الضغطي البارد ادى الى زيادة كثافة الانخلاعات (Dislocation Density) المتوزعة بشكل متجانس وبالتالي زيادة مواقع التخليق بفترة زمنية قصيرة [٤٨] . وان التعتيق هياً ذرات متعنقدة تفاعلت مع هذه الانخلاعات واعاقتها عن الحركة .

وهذه الاشكال تظهر امتلاك السبيكة (C) لأعلى صلادة مقارنة مع نظيراتها السبائيتين (A) و (B) لجميع المعاملات الحرارية - الميكانيكية ، وهذا يعزى الى ان التشكيل اللدن سبب في توليد انخلاعات جديدة وتفاعلها مع الذرات المذابة للنحاس مع المغنسيوم (Cu – Mg) والمغنسيوم مع الفضة (Mg – Ag) [٣٢] ، وان بقاء السبيكة بهذا التركيب مع مرور زمن التعتيق نتج عنه استقرارية حرارية افضل من (A) و (B) .

وأظهر الشكل (٣-١١) نسبة تحسن عالية بقمة الصلادة لهذه السبائك مقارنةً مع الصلادة المستحصلة بعد المعاملة المحلولة والاحماد ، إذ بلغت نسبة التحسن للسبيكة (A_{١١}) مقارنةً مع (A_١) (% ١٦٣) للسبيكة

(B₁₁) مقارنة مع (B₁) ، أما السبيكة (C₁₁) فبلغت نسبة التحسن (% 180) مقارنة مع السبيكة (C₁) . ان هذه الزيادات في صلادة السبائك يرجع الى التأثير المتبادل القوي بين الانخلاعات والذرات المذابة الذي حصل بعد اجراء المعاملات الحرارية - الميكانيكية . أما الانخفاض في الصلادة بعد حوالي (2.5) ساعة فيرجع بالاساس الى اعادة التبلور للسبيكة وانخفاض كثافة الانخلاعات .
أما الاشكال (3-12) ، (3-13) و (3-14) كسابقاتها ، اذ اظهرت السبيكة (C) تفوقاً واضحاً مقارنةً بنظيراتها . وقد بلغت السبائك قمم الصلادة بوقت مبكر نتيجة التعتيق بدرجة حرارة عالية (C 200) وظاهرة الاصلادة السريع .
أما كون السبائك فقدت استقراريتها بعد مرور (1.5) ساعة من زمن التعتيق فيرجع الى ظهور الاطوار المتوازنة S (Al₂CuMg) و Ω (Al₂CuMgAg) بجسيمات خشنة (تضخم الاطوار) .
ان سلوك السبائك يشابه ما توصل اليه باحثون آخرون [32] .

٤-٤-٤: تأثير المعاملات الحرارية - الميكانيكية المزدوجة على الاستقرار الحرارية

Influence of Duplex Thermo – Mechanical Treatment on Thermal Stability

تضمنت هذه المعاملات تعتيق بدرجة حرارة معينة ولزمن محدد يتبعه تشكيل لدن ثم تعتيق نهائي .
تظهر الاشكال (3-15) ، (3-16) و (3-17) سلوكاً متشابهاً للسبيكتين (A) و (B) خلال المعاملات الحرارية - الميكانيكية المزدوجة . أما السبيكة (C₁₇) فقد تميزت باستقرارية حرارية عالية وكما يظهر في الشكل (3-17) خاصة .
ان سبب بلوغ هذه السبائك لقيمة الصلادة بوقت مبكر فيعود جزءاً منه الى ما ورد بالبند (٤-٤-١) ، وجزءاً آخر يعود الى ان التعتيق الاولي لمدة (0.5) ساعة عند (C 150) سبب تأثيراً متبادلاً او تفاعل (Solute – Dislocation Interaction) بين ذرات المذاب والانخلاعات وحصل هذا سريعاً ويشبه هذا الاستنتاج ما توصل اليه باحثون آخرون [30] ، وان التشكيل اللاحق سبب توليد انخلاعات جديدة وتفاعلت هذه الانخلاعات مع الذرات المتعنقدة خلال التعتيق النهائي .

وأظهر الشكل (3-17) نسب تحسن عالية بقيمة صلادة السبائك مقارنة مع الصلادة بعد المعاملة المحلولية والاحماد . بلغت النسبة (% 172) للسبيكة (A₁₇) مقارنةً مع (A₁) . أما السبيكة (B₁₇) فنسبة تحسنها (% 168) عن (B₁) ، بينما نسبة التحسن في صلادة السبيكة (C₁₇) بلغت (% 195) عن (C₁) اما التحسن هذا في قيم الصلادة القصوى للسبائك فمرجعه الى ان التشكيل اللدن سبب توليد (Generates) انخلاعات جديدة كثيرة اعترضت حركتها (Locked) الذرات (Cu – Mg) خلال المرحلة الثانية من التعتيق مسببة توليد شبكة انخلاعات معقدة (Sessile – Dislocation Network) [30] ، هذه الانخلاعات تسبب زيادة في الصلادة عند المرحلة الثانية (التعتيق النهائي) لأن هذه الانخلاعات المعقدة غير قادرة على الحركة من ناحية كما تعمل على اعاقه حركة الانخلاعات الاخرى من ناحية ثانية .
أما الاشكال (3-18) ، (3-19) و (3-20) فتظهر انخفاضاً بقيمة الصلادة القصوى للسبائك مع مرور الزمن للتعتيق النهائي عند (C 200) ، والسبب في ذلك يرجع الى ان التعتيق النهائي نفذ بدرجة حرارة عالية الذي سرّع من عملية الانتشار وبالتالي ظهور الاطوار المتوازنة من (S) و (Ω) .
وبدى واضحاً تدهور الاستقرار الحرارية للسبائك بعد مرور اكثر من (1.5) ساعة وذلك بسبب دخول السبائك مدى الافراط بالتعتيق .

٤-٥: تأثير الأكسدة والصدمة الحرارية على سلوك السبائك

Influence of Oxidation and Thermal Shock on Alloys Behavior

مقاومة التأكسد (Oxidation Resistance) للسبائك في هذا الاختبار تقاس بكمية الوزن المكتسب (Weight Gain) مع الزمن .

٤-٥-١: السبيكة الاساس (Al – Cu – Mg) A

نلاحظ من الشكل (٣-٢١) زيادة معدل التأكسد بزيادة الزمن نتيجة نمو طبقة اوكسيدية على سطوح السبائك وتأثير تكافؤ ايونات عنصر السبك على تركيز الفراغات الذي يؤثر على عملية انتشار العناصر المكونة للقشرة [٤١] .

أما الزيادة المفاجئة (Break away) في معدل التأكسد المرافقة للصدمة الحرارية عند الساعة (١٠) فترجع الى تكسر (Cracking) طبقة الاوكسيد بتأثير الاجهادات الحرارية (Thermal Stresses) ، وتعرض السبيكة المباشر لوسط الاستخدام . وطراً انخفاض في معدل التأكسد بعد اجراء الصدمة عند الساعة (١٦) بسبب تساقط طبقة الاوكسيد وتقرهه (Spalling) .

٤-٥-٢: السبيكة (Al - Cu - Mg - Sr) B

يزداد معدل التأكسد بصورة اقل مما للسبيكة (A) مع زيادة زمن التأكسد كما مبين في الشكل (٣-٢١) ، اذ يعتقد ان عنصر السترونتيوم (Sr) عمل على تغيير طبيعة وتركيب طبقة الاوكسيد . أما الاكاسيد النامية على هذه السبيكة فانها تعاني من تكسر فقط بدليل الزيادة في الوزن بعد اجراء الصدمة الحرارية في الساعتين (١٠) و (١٦) . ويبدو تأثير الصدمة الحرارية اقل مما في حالة السبيكة (A) بسبب دخول عنصر (Sr) في تركيب القشرة .

٤-٥-٣: السبيكة (Al - Cu - Mg - Sr - Ag) C

ان احتواء هذه السبيكة على عنصري السترونتيوم والفضة احدث نقلة بارزة في تحسين الخواص حيث قل معدل التأكسد (الوزن المكتسب) عنه للسبيكتين (A) و (B) كما مبين بالشكل (٣-٢١) ، ويعزى الى تحسن كبير في لدونة (Plasticity) القشرة وتلاصقها (Adhesion) المتكونة على السبيكة بسبب وجود عناصر السبك الاضافية .

أما السبيكة (C) فابدت مقاومة تأكسد متميزة مقارنةً بنظيراتها (A) و (B) بعد اجراء الصدمة الحرارية بالساعتين (١٠) و (١٦) فيرجع الى تقليل حجم الحبيبات وتقليل الفجوات على السطح البيني (معدن / اوكسيد) .

كما ان مقاومتها للتأكسد عالية (ثبوت الوزن مع الزمن) مقارنةً بالسبيكتين (A) و (B) . وان مقاومة التأكسد (Oxidation Resistance) في هذا الاختبار تُقاس بكمية الوزن المفقود كدالة للمقاومة . هذا اضافة للاستقرارية الحرارية الواضحة .

٤-٦: كثافة السبائك Density of Alloys

يتبين من الجدول (٣-٤) ان كثافة السبائك قليلة ومتقاربة مع بعضها البعض ، وذلك لأن اساس هذه السبائك هو عنصر الالمنيوم الذي يشكل نسبة حوالي (٩٨ %) من التكوين الكيميائي الكلي لها وهو يمتلك كثافة (٢.٧) غم / سم^٣ لذلك هذه الميزة أهلت سبائك الالمنيوم ذات الاساس (Al - Cu - Mg) للاستخدام الواسع في صناعات الفضاء .

٤-٧: التصوير بالمجهر الضوئي Photo in Optical Microscope

الشكل (٣-٢٢) يبين فقدان الاستقرارية الحرارية للسبائك عند تعتيقها بدرجة حرارة (٢٠٠ °C) عند زمن (٤.٥) ساعة . أما الاشكال (٣-٢٣) ، (٣-٢٤) و (٣-٢٥) فتوضح السبائك بالحالة (A_{١٧} , B_{١٧} , C_{١٧}) على التوالي .

قدرة التكبير والقابلية على التحليل (Resolution) للمجهر الضوئي غير كافية لتصوير وتحليل النتائج .

٥-١: الاستنتاجات Conclusions

١. أظهرت المعاملات الحرارية - الميكانيكية المزدوجة المتضمنة تعتيق لمدة نصف ساعة عند (C 150) وتشكيل بارد بنسبة (6 %) مع تعتيق نهائي بدرجة حرارة (C 170) لأزمان مختلفة تفوقاً واضحاً للسبيكة (C) بالاستقرارية الحرارية العالية (High Thermal Stability) وقمة الصلادة . إذ بلغت نسبة التحسن في قمة الصلادة لهذه السبيكة (195 %) مقارنة مع صلاتها بعد المعاملة المحلولية والاحماد ، وهي الحالة المثلى في هذا البحث . بينما كانت نسبة التحسن بالصلادة للسبيكة (B) (168%) مقارنة مع صلاتها بعد الاحماد ، وبلغت النسبة (172%) للسبيكة (A) مقارنة مع صلاتها بعد الاحماد.
٢. أما المعاملات الحرارية - الميكانيكية للحالة المشتملة على تشكيل بنسبة (6 %) وتعتيق بدرجة حرارة (C 170) وبأزمان تعتيق مختلفة فأدت الى تحسن بقمة الصلادة للسبيكة (C) إذ بلغت نسبة التحسن (180%) مقارنة مع صلاتها بعد الاحماد ، والنسبة بلغت (163%) للسبيكة (B) مقارنة بصلاتها بعد الاحماد بينما النسبة كانت (165%) للسبيكة (A) مقارنة مع صلاتها بعد الاحماد . وامتلكت السبيكة (C) أفضل استقرارية حرارية بعد هذه المعاملة .
٣. أبدت السبائك ميلاً حاداً للاصلاذ السريع بعد الاحماد مباشرة وبشكل يختلف عن السلوك المألوف لسبيكة الديورالومين .
٤. تحققت افضل معاملة محلولية للسبائك عند مكوثها فترة (60 - 45 min) بدرجة حرارة (500 °C)
٥. ان وجود عنصري السترونتيوم والفضة في السبيكة (C) أحدثا نقلة بارزة في مقاومة طبقة الاوكسيد للتشقق والتكسر قبل واثناء الصدمة الحرارية بدرجة (C 450) ، تليها السبيكة (B) ثم السبيكة (A)
٦. أظهرت السبائك المستخدمة في البحث الحالي كثافة منخفضة مقارنة مع سبيكة الديورالومين (AI - Cu 4%) ، بسبب احتوائها على اساس (AI - 1% Cu - 1% Mg) .
٧. التعتيق النهائي بدرجة (C 200) يتسبب في تدني الاستقرارية الحرارية للنماذج المعاملة حرارياً وميكانيكياً ، وكذلك بعد المعاملات الحرارية - الميكانيكية المزدوجة .
٨. أما التعتيق عند (C 150) فيعطي استقرارية حرارية عالية بينما تنخفض هذه الاستقرارية عند التعتيق بدرجات (C 170 - 200) مع استمرار زيادة زمن التعتيق .
٩. لم تتحسن الاستقرارية الحرارية عند تعتيق السبائك تعتيقاً مزدوجاً بالظروف المشتملة على تعتيق اولي بدرجة حرارة (C 100) لمدة ساعة واحدة وتعتيق نهائي بدرجات متفاوتة (C 150 - 200) لأزمان مختلفة .

٥-٢: التوصيات Recommendations

١. استخدام تقنية ميتالورجيا المساحيق لتصنيع السبائك المستخدمة في البحث الحالي ، ودراسة تأثيرها على الاستقرارية الحرارية .
٢. استخدام نسب اخرى من العناصر المضافة وعناصر سبك اخرى ودراسة تأثيرها في الخواص .
٣. إجراء المعاملات الحرارية تحت اجواء خاملة .
٤. دراسة تأثير زيادة زمن التعتيق على الاستقرارية الحرارية ولكافة المعاملات المستخدمة في البحث .
٥. لفهم طبيعة وآلية الاصلاذ السريع في هذه السبائك تطلب وجود اجهزة تحليل دقيقة ومجاهر الكترونية ذات قابلية تحليل عالية .
٦. نظراً للتحسن المميز في مقاومة التأكسد والصدمة الحرارية عند اضافة عنصري السترونتيوم والفضة للسبيكة الاساس (AI - Cu - Mg) ، يجب تحليل الاوكسيد ومنطقة السطح البيني لمعرفة طبيعة وتوزيع المركبات الموجودة .

References

١. A. S. Russell : Aluminium Alloys . Mc Graw – Hill Companies , ٢٠٠٠ .
٢. T. H. Sanders : Aluminium Alloys . Mc Graw – Hill Companies , ٢٠٠٠ .
٣. J.T. Staley and John Liu : “Aluminium Alloys for Aerostructures” .
Advanced Materials & processes , Vol. ١٥٢ – No.٤ : PP ٥ – ١٧ (١٩٩٧) .
٤. ASM , Metals Hand Book , Failure and prevention , Vol. ١٠ , ١٩٧٥ .
٥. F. Sarioglu and F.O. Orhaner : “Effect of Prolonged at ١٣٠ °C on fatigue Crack propagation of ٢٠٢٤ Al Alloys in three Orientations” . Materials Science and Engineering A٢٤٨ : ١١٥ – ١١٩ (١٩٩٨) .
٦. اسراء قحطان صبري : “تحسين مقاومة التآكل لسبيكة ذات اساس المنيوم - نحاس” . رسالة ماجستير مقدمة الى قسم هندسة المواد ، جامعة بابل ، ٢٠٠٠ .
٧. S.H. Avner : Introduction to Physical Metallurgy , Second edition . Mc Graw – Hill Kogakusha (LTD) , ١٩٧٤ .
٨. ترجمة د. قحطان الخزرجي و د. شاكر السامرائي : اسس هندسة المعادن ، جامعة بغداد ، ١٩٨٤ .
٩. ايمان خليل ابراهيم : “دراسة تأثير اضافة نسبة قليلة من الجرمانيوم في الخواص الميكانيكية والبنية الدقيقة لسبيكة Al – Zn – Mg” . رسالة ماجستير مقدمة الى قسم هندسة الانتاج والمعادن ، الجامعة التكنولوجية ، ١٩٩٨ .
١٠. A.G.Guy : Elements of Physical Metallurgy . ٣rd ed. , Addison Wesley publishing Comp. , ١٩٧٤ .
١١. ASM International : Alloying . Edited by John L. Walter and Others . P.P. (١٦٥ – ١٩٥) , cranes Publication Inc. , ١٩٨٨ .
١٢. راند نجيب رزوقي : “تأثير وسط الاستخدام (تآكل - تأكسد - تعرية) على خواص سبيكة ذات اساس (المنيوم - ليثيوم)” . رسالة ماجستير مقدمة الى قسم العلوم التطبيقية ، الجامعة التكنولوجية ، ١٩٩٠ .
١٣. W.H. Allor : Atmospheric corrosion . John Wiley & Sons Inc , ١٩٨٢ .
١٤. M. B.Robert & Others : Structure and Properties of Alloys . ٣rd ed. , Mc Graw – Hill Inc. , ١٩٦٥ .
١٥. عدنان شمخي جبر : “تأثير ألتبي السبك والمعاملات الحرارية - الميكانيكية على خواص سبائك الالمنيوم - ليثيوم” . رسالة مقدمة الى قسم هندسة الانتاج والمعادن ، الجامعة التكنولوجية ، ١٩٨٩ .
١٦. S.P. Ringer , G.C Quan and T. Sakurai : “Solute Clustering and Microstructure in High Strength Low Alloy Al – Cu – Mg Alloys . Mater. Sci. Eng. A٢٥٠ : ١٢٠ – ١٢٦ (١٩٩٨) .
١٧. L. Eschbach , P.J. Uggowitzer and M.O. Speidel : “Effect of recrystallization and grain size on the mechanical properties of spray formed Al – Cu – Mg – Ag Alloys” . Mater. Sci. Eng. A٢٤٨ : ١ – ٨ (١٩٩٨) .
١٨. L.B. Ber : “Accelerated artificial aging regimes of Commercial Aluminium alloys (Al – Cu – Mg)” . Mater. Sci. Eng. A٢٨٠ – ١ : ٨٣ – ٩٠ (٢٠٠٠) .
١٩. Z. Horita , T. Fujinami , M. Nemoto and TG. Langdon : ‘Equa – Chanel angular pressing of Commercial Al – alloys grain refinement , thermal stability and tensile properties” . Metallurgical & Materials Transaction A٣١ – ٣ : ٦٩١ – ٧٠١ (٢٠٠٠) .
٢٠. د. عبد الواحد كاظم و د. مؤيد حنا : التحولات الطورية في المعادن والسبائك . الجامعة التكنولوجية ، ١٩٩٠ .

٢١. د. عويد الراوي و د. عبد الرزاق اسماعيل خضر : المعاملات الحرارية للمعادن الحديدية واللاحديدية .
الجامعة التكنولوجية ، ١٩٨٩ .
٢٢. د. قحطان الخزرجي : المعاملات الحرارية للمعادن والسبائك الحديدية واللاحديدية . جامعة بغداد ،
١٩٨٩ .
٢٣. E.C. Rollason : Metallurgy for Engineers . ٤th ed. , Edward Arnold Pub. ,
١٩٨٠ .
٢٤. F.A. Crane and J.A. Charles : Selection and use of Engineering Materials .
Butter Worths Pub. , ١٩٨٧ .
٢٥. R.A. Higgins : Engineering Metallurgy . Part One , ٢nd ed. , The English
Universities Press LTD. , ١٩٧٣ .
٢٦. R.E. Smallman : Modren Physical Metallurgy , ٤th ed. , Butterworths Pub.
 , ١٩٨٦ .
٢٧. R.E. Reed – Hill : Physical Metallurgy Principles . ٢nd ed. , van Nostrand
Pub. , ٢nd ed. , ١٩٧٤ .
٢٨. M.A. Meyers and K.K. Chawla : Mechanical Behavior of Materials An
Introduction , ٤th ed. , Prentic – Hall Inc. , ١٩٩٩ .
٢٩. R.W. Hertzberg : Deformation and fracture Mechanics of Engineering
Materials . ٤th ed. , John Wiely and Sons Inc. , ١٩٩٦ .
٣٠. S.P. Ringer and K. Hono : “Evolution and Age Hardening in Aluminium
Alloys (Atom Probe Field – Ion Microscopy and Transmission Electron
Microscopy Studies)” . Materials Characterization ٤٤: ١٠١ – ١٣١ (٢٠٠٠) .
٣١. C.R. Hutchinson and S.P. Ringer : “Precipitation Processes in (Al – Cu –
Mg) Alloys Microalloyed with Si” . Metallurgical and Materials
Transactions A ٣١: ٢٧٢١ – ٢٧٣٣ (٢٠٠٠) .
٣٢. L.Reich , S.P. Ringer and K. Hono : Origin of Initial Rapid Age Hardening
In An Al – ١.٧ at. % - ١.١ at. % Cu Alloy” . Philosophical Magazine
Letters ٧٩(٩) : ٦٤٨ (١٩٩٩) .
٣٣. S.P. Ringer , K. Hono , T. Sakurai and I.J. Polmear : “ Cluster Hardening
in An Aged Al – Cu – Mg Alloy” . Scripta Materialia ٣٠(٥) : ٥١٧ – ٥٢١
(١٩٩٧) .
٣٤. S.P. Ringer , S.K. Caraher and I.J. Polmear : “Response To Comments On
Cluster Hardening in An Aged Al – Cu – Mg Alloy” . Scripta Materialia
٣٩(١١) : ١٥٥٩ – ١٥٦٧ (١٩٩٨) .
٣٥. W.D. Callister : Material Science and Engineering An Introduction . ٥th
ed. , John Wiley & Sons Inc. , ٢٠٠٠ .
٣٦. H.H. Vhlig and R. Winston Revie : Corrosion and Corrosion Control . ٣rd
ed. , John Wiley & Sons Inc. , ١٩٧٧ .
٣٧. M. Jastrzebski : The Nature and Properties of Engineering Materials . ٢nd
ed. , John Wiley Inc. , ١٩٧٧ .
٣٨. M.F. Ashby and D.R. John : Engineering Materials . Pergamon Press ,
١٩٨٢ .
٣٩. J.S. Scully : The Fundamental of Corrosion . ٢nd ed. , Pergamon Press ,
١٩٧٥ .
٤٠. K.R. Trethewey and J. Chamberlian : Corrosion for Science and
Engineering . ٢nd ed. , Printed in Singapore , ١٩٩٦ .

٤١. M.G. Fontana and N.D. Green : Corrosion Engineering . ٢nd ed. , Mc Graw – Hill Pub. , ١٩٧٨ .
٤٢. N. Bricks and G.H. Meier : Introduction to High Temperature Oxidation of Metals . ١st ed. , Edward Arnold , ١٩٨٣ .
٤٣. J.H. Broph : Thermodynamic of Structure . John Wiley & Sons Inc. , ١٩٧٣ .
٤٤. A. Kelly and G.W. Groves : Crystallography and Crystal Defects . ١st ed. , Longman group LTD. , ١٩٧٠ .
٤٥. د. قحطان الخزرجي و عبد الجواد الشريف : التآكل اسبابه - انواعه - طرق الحماية منه . كلية الهندسة ، جامعة بغداد ، ١٩٨٨ .
٤٦. D.M. Mattox and D.A. Ringer : “Adhesion Processes in Technological Applications” . Mater. Sci. Eng. A ٨٣(٢) : ١٨٩ – ١٩٥ (١٩٨٦) .
٤٧. د. جعفر الحيدري و د. منى خضير عباس : “تأثير بعض عناصر السبك على الطبقة المستنزفة من الليثيوم في سبائك ذات اساس (المنيوم - ليثيوم) عند تأكسدها في درجات حرارة مختلفة” . مجلة الهندسة والتكنولوجيا المجلد ١٨ ، العدد ١ ، ١٩٩٩ .
٤٨. د. عبد الرزاق اسماعيل خضر : “تأثير المعاملات الميكانيكية الحرارية على الصلادة لبعض سبائك الالمنيوم” . مجلة الهندسة والتكنولوجيا ، المجلد ١١ ، العدد ٣ ، ١٩٩٢ .

ملحق (١)

جدول لبعض خواص العناصر المستخدمة في تكوين السبائك

| Element | Al | Cu | Mg | Sr | Ag |
|--|--------|--------|--------|--------|--------|
| Atomic Number | ١٣ | ٢٩ | ١٢ | ٣٨ | ٤٧ |
| Atomic Weight | ٢٦.٩٨ | ٦٣.٦٢ | ٢٤.٣١ | ٨٧.٦٢ | ١٠٧.٨٧ |
| Melting Point (°C) | ٦٦٠ | ١٠٨٣ | ٦٥٠ | ٧٦٨ | ٩٦١ |
| Boiling Point (°C) | ٢٥٠٠ | ٢٥٤٠ | ١٠٩٥ | ١٣٩٠ | ٢١٧٠ |
| Density (g/cm ^٣) | ٢.٧ | ٨.٩٤ | ١.٧٤ | ٢.٦٣ | ١٠.٥ |
| Crystal Structure | F.C.C. | F.C.C. | C.H.P. | F.C.C. | F.C.C. |
| Atomic Radius (A ^٠) | ١.٤٣ | ١.٢٨ | ١.٦٠ | ٢.١٥ | ١.٤٤ |
| Young's Modulus (١٠ ^{١٠} N/m ^٢) | ٦.٩ | ١١.٠٤ | ٤.٤٨ | ١.٦٠ | ٧.٥٩ |