



وزارة التعليم العالي والبحث العلمي
جامعة بابل
كلية الهندسة

تأثير عناصر السبك (Mg, Li, Zr) على الخواص الميكانيكية لسبيكة الألمنيوم ذات الأساس (Al – Cu)

اطروحة مقدمة إلى
قسم هندسة المواد في كلية الهندسة / جامعة بابل
وهي جزء من متطلبات نيل درجة دكتوراه فلسفة
في هندسة المواد
من قبل

جاسم محمد سلمان المرشدي
ماجستير هندسة مواد (٢٠٠٠)
بإشراف

الأستاذ المساعد الدكتور
علي حسين عتيوي

الأستاذ الدكتور
عبد الواحد كاظم راجح

أيار / ٢٠٠٧ م

ربيع الثاني / ١٤٢٨ هـ

بِسْمِ اللَّهِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ

يَرْفَعُ اللَّهُ الَّذِينَ آمَنُوا مِنْكُمْ وَالَّذِينَ أُوتُوا

الْعِلْمَ دَرَجَاتٍ وَاللَّهُ بِمَا تَعْمَلُونَ خَبِيرٌ

صَدَقَ اللَّهُ الْعَلِيِّ الْعَظِيمِ

سورة المجادلة، الآية (١١)

إقرار المشرفين

نشهد أن إعداد هذه الرسالة [تأثير عناصر السبك (Mg, Li, Zr) على الخواص الميكانيكية لسبيكة الألمنيوم ذات الأساس (Al – Cu)] والمقدمة من قبل (جاسم محمد سلمان المرشدي) ، قد جرى تحت إشرافنا في جامعة بابل – كلية الهندسة ، وهي جزء من متطلبات نيل درجة دكتوراه فلسفة في هندسة المواد .

المشرف

أ. م. د. علي حسين عتيوي

المشرف

أ. د. عبد الواحد كاظم راجح

الإهداء

إلى عنوان المحبة ، الصبر والعطاء ... والدي
إلى دفء المشاعر والقلب الحنون ... والدتي
إلى من قاسمتني الصبر ... زوجتي
إلى أحبّتي مروان ، أمير ، مرتضى
أهدي ثمرة جهدي هذا

جاسم

شكر وتقدير

الحمد لله رب العالمين والصلاة والسلام على نبينا محمد (صلى الله عليه وعلى آله الطيبين الطاهرين) . وأنا أنهى بحثي هذا وبعد شكر الله سبحانه وتعالى على عظيم إحسانه لا يسعني إلا أن أتقدم بوافر الشكر وعميق التقدير إلى أستاذي الفاضل الأستاذ الدكتور عبد الواحد كاظم راجح والأستاذ المساعد الدكتور علي حسين عتيوي لما أبدياه من رعاية علمية وتوجيهات سديدة طيلة فترة البحث .

وأن واجب الوفاء يحتم عليّ تسجيل شكري واعتزازي للسيد قصي خضير وحازم محمد من وحدة الأفران في المعهد التقني / النجف الأشرف وإلى الشركة العامة للصناعات الميكانيكية في الإسكندرية / قسم السباكة وقسم المخارط المبرمجة على ألتسهيلات التي قُدمت لنا .

وأتقدم بالشكر الجزيل إلى السيد باسم محيسن التدريسي في قسم هندسة المواد وإلى السيد جميل عبد الحر من وحدة الخدمات في الكلية ، وإلى منتسبي مختبرات قسم هندسة المواد والورش الهندسية . كما أتوجه بالشكر والتقدير إلى مكتب بيانات للحاسبات لحسن الطباعة والإخراج ، وإلى كل من بذل جهداً لإتمام هذا البحث ، فإليهم جميعاً شكري واعتزازي ودعائي لهم بالخير والموفقية .

جاسم

Ministry of Higher Education

and Scientific Research

University of Babylon

College of Engineering



The Influence of Alloying Elements (Mg,Li,Zr) on Mechanical Properties of (Al – Cu) Base Alloy

A Thesis

Submitted to the College of Engineering of the University of
Babylon in Partial Fulfillment of the requirements for the Degree of
Doctor of Philosophy in Materials Engineering

By **Jassim M. Salman Al-Murshdy**

M. Sc. Mater. Engineering (٢٠٠٠) Supervised by

Prof. Dr. Abd Al-Wahid K. Rajih

Ass. Prof. Dr. Ali Hussein Ataiwi

May, 2007

ABSTRACT

It is well established now that (Al-Cu) base alloys used in a wide range of important industrial applications.

Recently, so many improvements are introduced to these alloys, such as, alloying elements, i.e., microalloying which results in a nanoscale precipitation and eventually causes a great improvement in properties including strength and modified the well-known precipitation processes.

This work represents the attempt to determine the effects of Metallurgical variables in fatigue life for (Al-Cu) base alloys, used in aerospace industries by using alloying elements, i.e., (Mg, Li and Zr) and thermo-mechanical treatments. Mechanical surface treatment includes (Rolling, sandblast and shot peening). Surface deformation creates compressive residual stresses and increases the strain and dislocation density. These changes, then act during heat treatment as sites for nucleation and hence, modified the growth rate. Surface compressive stresses; however, is necessary for fatigue crack initiation resistance.

Results obtained showed a great improvement in fatigue life in alloy C (Al-Cu-Mg-Li-Zr) compared with alloy A (Al-Cu-Mg) and B (Al-Cu-Mg-Li).

An improvement of (50%) was observed compared to other alloys at temperature (170°C), due to grain refining and precipitated phases.

Thermo-mechanical treatments introduced significant improvement in fatigue life in alloy B as well.

Hardness of the examined alloys was also enhanced.

الخلاصة

احتلت سبائك (ألمنيوم – نحاس) ذات السلسلة (٢٠٠٠) مكانة متميزة في التطبيقات الصناعية لأمدٍ طويل ، وحديثاً أُدخلت تحسينات جوهرية على تكوينها الكيميائي بإضافة عناصر سبك ضئيلة (Trace Elements) أو ما يسمّى (Microalloying) التي تقود إلى ترسبات دقيقة جداً (Nanoscale Precipitates) ، تمتلك قدرة كبيرة على زيادة قابلية الإصلاح (Hardening) وزيادة المقاومة (Strength) .

هذه الدراسة تمثل محاولة لتحديد تأثير المتغيرات الميتالورجية (Metallurgical Variables) في زيادة عمر الكلال (Fatigue Life) لسبائك ذات أساس (ألمنيوم – نحاس) مستخدمة في صناعات الفضاء ، باستخدام عناصر السبك (Mg, Li and Zr) بشكل أساسي والتعامل الحراري الميكانيكي (Thermo-Mechanical Treatment) إذ تنطوي العملية على زيادة في كثافة الانخلاعات (Dislocation Density) والانفعال (Strains) وتزامنه مع التعامل الحراري (Heat Treatment) وتأثيره على عمليات الترسيب (Precipitation) ومراكز التنويه (Nucleation Sites) ومعدلات النمو (Growth Rate) ، إضافةً لدراسة تأثير التشكيل على البارد (Rolling) وإكساب السطح إجهادات متبقية انضغاطية (Residual Compressive Stresses) بالاستعانة بالسفع بحبيبات الرمل (Sandblasting) والسفع بالكريات الفولاذية (Shot Peening) .

تضمنت الاختبارات قياسات الصلادة الدقيقة (Microhardness) واختبارات الشد (Tensile Tests) ودراسة البنية المجهرية (Microstructure) .

أظهرت النتائج زيادة كبيرة في عمر الكلال للسبيكة (Al-Cu-Mg-Li-Zr) C مقارنةً بالسبائك الأخرى (Al-Cu-Mg) A و (Al-Cu-Mg-Li) B إذ بلغت نسبة التحسن بحدود (٥٠٠%) عن السبيكة (A) وحوالي (١٤٠%) للسبيكة (B) .

أما نسبة الزيادة في الصلادة للسبيكة ذاتها فبلغت (١٨٥%) مقارنةً بصلادتها بعد المعاملة المحلولة والإخماد (as Quenched) والتي تعزى للأطوار المصلدة وتنعيم الحبيبات (Grain Refining) كما أبدت السبائك المعاملة حرارياً وحرارياً – ميكانيكياً (Thermo-Mechanical Treatment) تحسناً إيجابياً وبدرجات مختلفة .

المحتويات

الصفحة	الموضوع
	إقرار المشرفين
	قرار لجنة المناقشة
	الإهداء
	شكر وتقدير
I	الخلاصة
III	المحتويات
VII	الرموز المستعملة
	الفصل الأول – المقدمة والدراسات السابقة
١	١ – ١ المقدمة
٢	١ – ٢ نبذة تاريخية عن الكلال والدراسات السابقة
١٣	١ – ٣ هدف البحث
	الفصل الثاني – الجزء النظري
١٤	٢ – ١ الألمنيوم وسبائكه
١٥	٢ – ٢ تصنيف سبائك الألمنيوم
١٨	٢ – ٣ تطور سبائك الألمنيوم المستخدمة في صناعات الفضاء
٢١	٢ – ٤ آليات الإصلاح في سبائك الألمنيوم المصلدة بالترسيب
٢١	٢ – ٤ – ١ الإصلاح بانفعالات التطابق
٢٣	٢ – ٤ – ٢ الإصلاح الكيماوي
٢٤	٢ – ٤ – ٣ الإصلاح بالتشيت
٢٦	٢ – ٥ التغيرات في التركيب المصاحبة للترسيب
٢٨	٢ – ٦ المعاملات الحرارية – الميكانيكية لسبائك الألمنيوم
٢٩	٢ – ٦ – ١ المعاملات الحرارية – الميكانيكية الوسطية
٢٩	٢ – ٦ – ٢ المعاملات الحرارية – الميكانيكية النهائية
	الموضوع
٢٩	٢ – ٧ الترسيب في سبائك (ألمنيوم – نحاس)
٣٣	٢ – ٨ عملية الترسيب في سبائك (ألمنيوم – نحاس – مغنيسيوم)
٣٦	٢ – ٩ الكسر في المعادن
٣٦	٢ – ٩ – ١ الكسر القصيف
٣٦	٢ – ٩ – ٢ الكسر المطيلي
٣٩	٢ – ١٠ ميكانيك الكسر

٤١	٢ - ١١ متانة الكسر
٤٣	٢ - ١٢ الكلال
٤٣	٢ - ١٣ طبيعة الكلال
٤٣	٢ - ١٤ آلية فشل الكلال
٤٤	٢ - ١٤ - ١ مرحلة نشوء الشق
٤٧	٢ - ١٤ - ٢ مرحلة نمو الشق
٤٩	٢ - ١٤ - ٣ مرحلة الفشل النهائي
٤٩	٢ - ١٥ أنواع التحميل
٥٠	٢ - ١٥ - ١ كلال الدورات الواطئة
٥٠	٢ - ١٥ - ٢ كلال الدورات العالية
٥٠	٢ - ١٦ تخمينات أعمار الكلال
٥٠	٢ - ١٦ - ١ اختبارات الكلال ثابتة السعة
٥٥	٢ - ١٦ - ٢ اختبارات الكلال متغيرة السعة
٥٦	٢ - ١٧ العوامل المؤثرة على سلوك وعمر الكلال
٥٦	٢ - ١٧ - ١ العوامل الميكانيكية
٦٤	٢ - ١٧ - ٢ العوامل البيئية
٦٦	٢ - ١٧ - ٣ عوامل التركيب المجهري

الصفحة	الموضوع
٦٧	٢ - ١٨ طرق زيادة عمر الكلال لسبائك الألمنيوم بعد عملية الترسيب
٦٧	٢ - ١٨ - ١ تقنية السفع بالرمل
٦٨	٢ - ١٨ - ٢ السفع بالكريات على سطح المعدن
٧٣	٢ - ١٨ - ٢ - ١ متغيرات عملية السفع بالكريات
٧٦	٢ - ١٨ - ٢ - ٢ الاستعمالات الأخرى للسفع بالكريات
	الفصل الثالث - الجزء العملي
٧٨	٣ - ١ مقدمة
٧٩	٣ - ٢ تحضير السبائك
٨١	٣ - ٣ معاملة المجانسة
٨٢	٣ - ٤ تحضير العينات
٨٢	٣ - ٤ - ١ عينات اختبار الكلال
٨٤	٣ - ٤ - ٢ عينات اختبار الشد
٨٥	٣ - ٤ - ٣ عينات اختبار الصلادة
٨٥	٣ - ٥ المعاملة الحرارية المحلولية

٨٦	٣ - ٦ معاملة التعتيق الطبيعي
٨٦	٣ - ٧ معاملة التعتيق الاصطناعي
٨٨	٣ - ٨ الاختبارات الميكانيكية
٨٨	٣ - ٨ - ١ اختبار الكلال
٨٩	٣ - ٨ - ٢ اختبار الشد
٩٠	٣ - ٨ - ٣ اختبار الصلادة
٩١	٣ - ٩ عمليات التشكيل على البارد
٩١	٣ - ٩ - ١ تقنية السفع بالرمل
٩٣	٣ - ٩ - ٢ عملية السفع بالكريات الفولاذية
الصفحة	الموضوع
٩٤	٣ - ٩ - ٣ عملية التشكيل بالدرفلة
٩٥	٣ - ١٠ قياس خشونة السطح
٩٦	٣ - ١١ التصوير المجهرى
	الفصل الرابع - النتائج والمناقشة
٩٧	٤ - ١ مقدمة
٩٧	٤ - ٢ صلادة السبائك
٩٧	٤ - ٢ - ١ تأثير التعتيق الطبيعي على الصلادة
٩٩	٤ - ٢ - ٢ تأثير التعتيق الاصطناعي على المقاومة والصلادة
١٠٥	٤ - ٢ - ٣ تأثير التشكيل بالدرفلة على الصلادة
١٠٩	٤ - ٣ قياس خشونة السطح
١١٠	٤ - ٤ اختبارات الكلال
١١١	٤ - ٥ تأثير المعاملات الحرارية في إطالة عمر الكلال
١١١	٤ - ٥ - ١ معاملة المجانسة
١١٣	٤ - ٥ - ٢ معاملة التعتيق الطبيعي والتعتيق الاصطناعي
١١٩	٤ - ٦ تأثير عمليات التشكيل على البارد في إطالة عمر الكلال
١١٩	٤ - ٦ - ١ السفع بالرمل والسفع بالكريات الفولاذية
١٢٤	٤ - ٦ - ٢ التشكيل بالدرفلة على البارد
١٣٤	٤ - ٧ الفحص المجهرى
	الفصل الخامس - الاستنتاجات والتوصيات
١٤٥	٥ - ١ الاستنتاجات
١٤٧	٥ - ٢ التوصيات
١٤٨	المصادر
	الملخص باللغة الإنكليزية

CA	السبائك المبردة بالهواء
CS	السبائك المبردة بالرمل
CAWA	السبائك المبردة بالهواء والمعاملة محلوليا والمعتقة اصطناعيا
dBA	مقياس الضوضاء
Stress Ratio (R)	نسبة الإجهاد
SSSS	المحلول الجامد المفرط الإشباع
S (Al ₂ CuMg)	الطور المترسب
(Al ₁ .Cu _r Mg _r) ^o S	الطور المتراكب
SiCp	كاربيد السليكون على شكل جسيمات
SiCw	كاربيد السليكون على شكل ألياف
T(Al ₂ CuLi)	الطور المترسب
T ₁	معاملة محلولية جزئية + تعتيق طبيعي
T ₂	منتجات مسبوكة مخمدة
T ₃	معاملة محلولية + تشكيل على البارد
T ₄	معاملة محلولية + تعتيق طبيعي
T ₅	تعتيق اصطناعي فقط
T ₆	معاملة محلولية + تعتيق اصطناعي
T ₇	معاملة محلولية + تثبيت
T ₈	معاملة محلولية + تشكيل على البارد + تعتيق ١٢

	اصطناعي
T ₉	معاملة محلولية + تعتيق اصطناعي + تشكيل على البارد

الرموز المستعملة

الفصل الأول

المقدمة والدراسات السابقة

Introduction and Literatures Survey

١-١ المقدمة Introduction

يتطلب اختيار المواد المستعملة في صناعة الطائرات والسيارات والسفن ، مواداً تتميز بخفة الوزن (Light Weight) وذات مقاومة عالية (High Strength) لخواص الاستخدام ، بالإضافة إلى الاعتبارات الاقتصادية [١] .

وقد تصدّرت سبائك الألمنيوم المواد الأخرى في الإيفاء بهذه المتطلبات ، إذ ركز الاهتمام صوب سبائك الألمنيوم كمواد أساس ، ومنها السبائك ذات السلسلة (٢٠٠٠) بسبب قابليتها العالية لمقاومة التآكل (Corrosion Resistance) والتأكسد (Oxidation) وتوصيلها الحراري والكهربائي الجيدين ، مع امتلاكها كثافة واطئة ، مما جعل أهميتها تزداد إذا ما تم تحسين خواصها الميكانيكية ، إذ يتم قياس الخواص أساساً على نسبة المقاومة إلى الوزن (Strength to Weight Ratio) [٢, ٣] .

ويُعدّ تعرّض الأجزاء الهندسية أثناء فترة الاستخدام إلى أحمال ديناميكية (Dynamic Loads) وبشكل دوري وبظروف بيئية محيطة إلى فشلها

بأحمال أقل من الحمل السكوني المستقر ، مسببةً فشل الكلال Fatigue Failure الذي يُعد من أكثر أنواع الفشل حدوثاً وأكثرها خطورةً [٤] .

ولعل معرفة عمر الأجزاء المعرضة للكلال في ظروف الأحمال المختلفة من الأساليب المهمة جداً في التصميم ، خاصةً عندما تكون الحسابات متعلقة بالطائرات والسفن ، إذ أن أي إهمال أو تقصير فيها يؤدي إلى حدوث كارثة ، وخطورة على حياة الإنسان . [٥]

٢-١ نبذة تاريخية عن الكلال والدراسات السابقة

History of Fatigue and Literatures Survey

لقد أصبح فشل المعادن بسبب الأحمال المتكررة مشكلة هندسية شاع ظهورها في بدايات القرن التاسع عشر . إذ لوحظ أن المعادن تفشل أو تنهار عند تعرضها لمستويات إجهاد كانت تُعد آمنة في حالة التحميل الثابت (Static Loading) ، لذلك أصبح لدراسة ظاهرة الكلال ومسبباتها أهمية كبيرة، إذ إن هذا النوع من الفشل يشكل تقريباً (٩٠ %) من الفشل الحاصل في الأجزاء الهندسية [٦] .

إن أول محاولة لمعرفة الأسباب والمؤثرات التي تؤدي إلى هذا الفشل قام بها العالم الألماني (Albert) [٤] عام (١٨٢٩) حيث طبق اختباره على سلسلة من الحديد .

ويعتبر العالم الفرنسي (Pancelet) [٧] أول من أطلق مصطلح الكلال (Fatigue) عام (١٨٣٩) لوصف الفشل الحادث بسبب الإجهادات المتكررة (Repeated Stresses) .

وقام العالم البريطاني (Hodgkinson) [٨] عام (١٨٤٩) باختبارات الانحناء الدوار (Rotating Bending) ووجد أن الفشل يحدث عند تكرار الإجهاد أكثر من (١٠°) دورة ، وعند قيمه تساوي ثلث قيمة الإجهاد المسبب للكسر في حالة التحميل الستاتيكي المستقر (Static Load) ، ويحدث الفشل بعد (٩٠٠) دورة عندما تكون قيمة الإجهاد تساوي نصف القيمة المسببة للكسر في حالة التحميل الستاتيكي .

ووضع العالم الألماني (Wöhler) [٩] أول دراسة لنظام سلوك الكلال عام (١٨٧١) ، إذ قام بإجراء اختبارات الكلال على محاور قاطرات سكك الحديد ، وقام برسم منحنى الإجهاد - عدد الدورات (S - N Curve) وأوجد مفهوم حد الكلال أو حد التحمل (Fatigue Limit) .

وأثبت العالم (Bauschinger) [٩] عام (١٨٨٦) أن إجهاد الخضوع في حالة الشد أو الانضغاط يقل بعد تسليط حمل في الاتجاه المضاد للتشوه غير المرن (Inelastic Deformation) . كما أكد دقة النتائج التي توصل إليها (Wöhler) ، ودرس تأثير الإجهادات المتبقية (Residual Stresses) ، حيث كان لها تأثير كبير على عمر الكلال .

وخلال المدة (١٨٩٠ - ١٨٧٠) أضيفت بحوث طورت مفاهيم البحث التقليدي للعالم (Wöhler) ، حيث بحث (Gerber) [٩, ٨] نظرية بسيطة فيما يتعلق بالإجهادات المتوسطة (σ_m) ، وهذه الأسماء ما زالت مرتبطة بمخططات الإجهادات المتوسطة والمتناوبة .

وفي بداية عام (١٩٠٠) استخدم (Ewing and Humfrey) [١٠] المجهر الضوئي لدراسة آلية الكلال (Fatigue Mechanism) وأوضح خطوط الانزلاق (Slip Line) التي تقود إلى تكوّن الشقوق الدقيقة (Microcracks) .

وفي عام (١٩١٠) بين الباحث (H. Basquin) [٦, ١١] العلاقة بين الإجهادات المتكررة وعدد الدورات لغاية الفشل ، واستخدم المقياس اللوغاريتمي (Log Scale) في بناء العلاقة بينهما .

وقام في العام ذاته (Gough) [٩] بدراسة آلية الكلال بما فيها التأثيرات المركبة (Bending and Torsion) .

بعد ذلك تم اقتراح أولى النظريات لتراكم الضرر (Cumulative Damage) من قبل (Palmgren) [١٢] عام (١٩٢٤) ، ثم طورت لاحقاً من قبل (Miner) عام (١٩٤٥) .

ونشر الباحثان (Moore and Kommers) [١٣] أول كتاب أمريكي شامل عن كلال المعادن عام (١٩٢٧) . وقام (Almen) [١٣] عام (١٩٣٠) بدراسة الإجهادات المتبقية الانضغاطية لطبقة السطح (Compressive Residual Stresses) للأجزاء بعد السفح (Peened Parts) .

وبين (Horger) [٨] في العام ذاته أن الدرفلة السطحية (Surface Rolling) تمنع نمو شق الكلال .

وخلال الحرب العالمية الثانية ، شاع استعمال الإجهادات المتبقية الانضغاطية في تصميم محركات الطائرات والعربات العسكرية [٩ ، ٤] .

وفي عام (١٩٥٠) عرّف (Irwin) [٩] معامل شدة الإجهاد (Stress Intensity Factor (K)) الذي كان متوافقاً مع ميكانيك الكسر المرن الخطي (Linear Elastic Fracture Mechanics (LEFM)) وتخمينات عمر انتشار شق الكلال .

ونشر كتاب شامل حول معامل تركيز الإجهاد (Stress Concentration Factor (K_t)) عام (١٩٥٣) [٤] .

وفي عام (١٩٦٠) أوجد (Manson - Coffin) [٩] العلاقة التي عرفت باسمهم والتي تربط بين سعة الانفعال اللدن (Plastic Strain Amplitude) وعمر الكلال (Fatigue Life) .

وقام في العام ذاته (C. Paris) [١٤] بدراسة معدل انتشار شق الكلال (Fatigue Crack Growth (da / dN)) ، وبين أنه يوصف بأفضل ما يمكن باستعمال معامل شدة الإجهاد (Stress Intensity Factor (ΔK)) .

حيث :

$$\frac{da}{dN} = A \Delta K^n$$

A : ثابت . n : ثابت (٦ - ١) .

واستخدم (Schijve) [٨ , ٤] في عام (١٩٦٠) أيضاً فحوصات انتشار شق الكلال في الطائرات .

وفي عام (١٩٦٧) قام (Forman) [١٥] بتحسين معادلة (Paris) وذلك بأخذ تأثير متوسط الإجهاد (σ_m) بنظر الاعتبار ، وكذلك متانة الكسر (Fracture Toughness (Kc)) .

وتتوفر دراسات عديدة في مجال سلوك الكلال لسبائك الألمنيوم وتأثير المعاملات الحرارية عليه وعمليات إصلاح السطح:

فقد قام الباحثان (K. Boyapati and J. Polmear) [١٦] بدراسة تأثير إضافة الفضة (٠.١ atomic Ag%) إلى نوعين من السبائك هما (Al - Mg) and (Al - Cu - Mg) وعلاقة التركيب المجهرى (Microstructure) بخواص الكلال لهذه السبائك .

توصل الباحثان إلى أن وجود الطور (S) والطور (T) يحسن كثيراً من مقاومة الكلال لهذه السبائك نتيجة لزيادة كثافة الانخلاعات (Dislocations) والترسبات الدقيقة (Nanoscale) عند التعجيل بدرجعة (٢٠٠°C) ولمدة (١٥ hr.) .

كما توصل الباحثان أيضاً إلى أن وجود ذرات (Mg) في المحلول الجامد (Solid Solution) للسبيكة (Al - Mg) قد حسّن كثيراً من خواص الكلال من حالة وجودها في الترسبات .

ودرس الباحثان (D. Chung and C. Chaturvedi) [١٧] تأثير المعاملة الحرارية - الميكانيكية (Theromechanical Treatment) على مقاومة الكلال ومعدل انتشار الشق في سبيكة الألمنيوم (٢٠٣٦) ، حيث استنتج أن مقاومة الكلال للسبيكة هذه قد تحسنت كثيراً بفعل تلك المعاملة مقارنةً بالسبيكة الأصلية ، كذلك فإن السبيكة نفسها قد ساهمت في تحسين مقاومة تكوين الشق ، واستنتجوا أيضاً أن سبيكة الألمنيوم (٢٠٣٦) المشكّلة بنسبة (٣٠%) في درجة حرارة (٤٢٣ K) والمعتقة اصطناعياً بالدرجة نفسها تمتلك خواص كلال جيدة مقارنةً بالسبيكة المخمدة في الماء والمعتقة اصطناعياً .

وقام الباحث (R. Stephens) [١٨] بمقارنة نمو شقوق الكلال القصيرة ($0.5 < a \leq 1 \text{ mm}$) والشقوق المتوسطة ($1 \leq a \leq 2 \text{ mm}$) والشقوق الطويلة ($a < 25 \text{ mm}$) من خلال إجراء اختبارات كلال بمديات إجهاد ثابتة السعة وبدرجة حرارة الغرفة وبنسب إجهاد ($R = 0.05, 0.5 \text{ and } -1$) ، وقد توصل الباحث إلى النتائج الآتية :

١. إن معدل نمو شقوق الكلال القصيرة أكبر من معدلات نمو شقوق الكلال المتوسطة والتي هي أكبر من معدلات نمو شقوق الكلال الطويلة ولثلاث نسب إجهاد .
٢. إن تأثير متوسط الإجهاد (σ_m) عند نسبة إجهاد ($R = 0.05 \text{ and } -1$) متشابهة وتزداد عند نسبة إجهاد ($R = 0.5$) .
٣. كما إن تأثير متوسط الإجهاد على معدلات نمو الشقوق القصيرة كان نوعاً ما أقل في الشقوق القصيرة لتأثيره على الشقوق الطويلة .

كذلك درس (M. Aslam and S. Jeelani) [١٩] تقدير أعمار الكلال لسبيكتي الألمنيوم ($T_4 - 2024$) and ($T_3 - 2011$) تحت تأثير أحمال متغيرة السعة من نوع (عالي - واطئ) ، (واطئ - عالي) باستخدام نظريات تراكم الضرر وبنسب إجهاد مختلفة ($R = 0, -0.5 \text{ and } -1$) ، وقد توصل الباحثان إلى أن معادلة (Kramer) تعطي تقدير أعمار تقريبية جداً من النتائج العملية ، ومن ثم فهي أكثر دقة وأمانة من النظريات الأخرى .

ودرس الباحثون (L. Haddleton *et al*) [٢٠] سلوك الكلال والكلال التآكلي (Corrosion Fatigue) للسبيكة ($T_6 - 8090$) تحت ظرف الهواء الجوي ، وفي محلول ($2.5\% \text{ NaCl}$) وقارن نتائجه بسبيكة الألمنيوم ذات المقاومة العالية ($T_6 - 2014$) .

استنتج الباحثون أن مرحلة نشوء الشق للسبيكة ($T_6 - 2014$) في الهواء فاقت السبيكة ($T_6 - 8090$) عند مستويات إجهاد عالية ، بينما مقاومة نشوء شق الكلال للسبيكة (8090) أفضل من السبيكة (2014) في الماء المالح .

وقام الباحث (E.N. Abadul - Wahab) [٢١] بدراسة تأثير الإجهادات الهوائية (Aerodynamic Stresses) المسلطة على معدن جناح الطائرة (Alloy $T_4 - 2024$) لتخمين عمر الجناح .

الاستنتاجات التي تم التوصل إليها من قبل الباحث في هذه الدراسة :

١. الحصول على منحنيات الكلال الأمين بنسب احتمالية فشل مختلفة .
٢. تخمين عمر معدن السبيكة وذلك من خلال بناء نموذج رياضي .
٣. تم تطبيق نظرية (Miner) مع النموذج ، وأوضحت النتائج أن هذه النظرية قادرة على تخمين جيد لعمر الجناح لعدد الدورات الثابتة ، بينما غير مفيدة للأحمال ذات عدد الدورات المتغيرة .

أما الباحث (Al-Alkawi) [٢٢] فقد قام بدراسة ظاهرة الكلال لسبيكة الألمنيوم ($T_{301} - 2124$) وذلك بتسليط إجهادات دورية ثابتة ومعقدة من نوع الانحناء الصافي في درجة حرارة الغرفة ، ومن خلال قياس أطوال الشقوق القصيرة والطويلة ، وتم بناء نموذج رياضي يصف حركة الشقوق القصيرة والطويلة وتخمين عمر العينات .

وقد أثبت هذا الموديل كفاءة جيدة لأنه أعطى نتائج أقل من النتائج العملية ، وهذا يعني أنه يعطي تخميناً محافظاً ، أي يعطي تحذيراً ، وهذا هام جداً خاصة وأن هذه السبيكة تستخدم في صناعة أجزاء الطائرات .

وأيضاً درس الباحثون (B. Verma et al) [٢٣] تأثير المعاملة الحرارية الميكانيكية (Thermomechanical Treatment) على سلوك الكلال لسبيكة الألمنيوم (٧٤٧٥) .

أظهرت النتائج أن السبيكة لها عمر كلال يفوق سبائك الألمنيوم الأخرى ذات التركيب المتماثل ، لذلك كان استعمالها في الصناعات الفضائية أكثر أماناً ، كما بين الباحث أيضاً أن المرحلة الثانية لسلوك نمو الشق في هذه السبيكة هو مماثل للسبائك الأخرى ، بينما نشوء الشق في هذه السبيكة يحدث على السطح .

أما الباحثان (I. Uygur and M. Kemal) [٢٤] فقد درسا خواص الكلال لسبيكة الألمنيوم (٢١٢٤) المقواة بكاربيد السليكون على شكل جسيمات صغيرة (SiC_p) بنسبة كسر حجمي (% Vol. ٢٥ and ١٧) وحجم حبيبي

(١٥ and ٢.٥ μm) بنسبة إجهاد ($R = ٠, ٠.٥ \text{ and } - ١$) ومعاملة حرارية ($T_٤$) .

استنتج الباحثان أن زيادة محتوى (SiCp) يؤدي إلى تقليل الانفعال ، وإن زيادة الكسر الحجمي والحجم الحبيبي للمادة المقواة بشكل كبير يقلل من عمر الكلال ويساعد على نشوء الشق ، أما زيادة الكسر الحجمي وتقليل الحجم الحبيبي للمادة المقواة فإن ذلك يؤدي إلى تحسين الإصلاح وبالتالي زيادة في عمر الكلال .

وقام الباحث (A. Hussein) [٢٥] بدراسة سلوك الكلال لثلاثة معادن مختلفة (فولاذ ، براض والألمنيوم) تحت تأثير الحمل المركب انحناء مع التواء (Bending and Torsion) ، وفي ظروف الماء المالح لمدة (١٥) يوماً ، إذ تم دراسة ميكانيكية كلال التآكل نظرياً وعملياً ، واستنتج الباحث أن عمر الكلال يقل بنسبة (٥٦%) للفولاذ و (٤٢%) للبراص و (٣٦%) للألمنيوم .

وبين الباحثان (V. Maja and Z. Burzic) [٢٦] تأثير إضافة الحديد والسليكون على حد التحمل (Endurance Limit) لسبيكة الألمنيوم المشكلة (Al - Zn - Mg - Cu) ذات المقاومة العالية عند نسبة إجهاد ($R = - ١$) . وقد تم تحضير أربع سبائك متشابهة في التركيب الكيميائي ومختلفة في محتوى الحديد والسليكون ، ودرس الباحثان سطح الكسر في مرحلة نشوء الشق .

استنتج الباحثان أن زيادة محتوى الحديد والسليكون في سبائك الألمنيوم يؤدي إلى تقليل حد التحمل للسبائك في درجة حرارة الغرفة ، كما بينا أن تقليل حد التحمل يعود إلى تكوين أطوار مركبة تؤدي إلى خفض مقاومة ومطيلية هذه السبائك .

وقام الباحثون (T. Beck et al) [٢٧] بدراسة الكلال الحراري الميكانيكي (Thermal - Mechanical Fatigue (TMF)) لسبائك الألمنيوم (AlSi ١٢ Cu Mg Ni) ، (Al Si ١٠ Mg ٠.٦) ، (Al Si ١٠ Mg ٠.٣) المقواة وغير المقواة بألياف الألومينا (Al_2O_3) بكسر حجمي (١٥Vol.%) وباستخدام درجات حرارة ($٢٠٠ - ٤٠٠^\circ\text{C}$) . بين الباحثون أن هناك زيادة في العمر الزمني (Life Time) مع الانفعال ، ويعود السبب في ذلك أولاً إلى تقليل معامل التمدد الحراري (Thermal Expansion Coefficient) ، وثانياً إلى دور المغنسيوم الذي له القابلية على الإصلاح خصوصاً في المنطقة بين الليف والمادة الأساس (Fiber - Matrix Interface) ، كما

لاحظوا سلوك الكسر لهذه السبائك المقواة وغير المقواة بالألياف وبينوا أنها تختلف في نشوء الشق وانتشاره إلا أنها ليس لها تأثير مهم على العمر الزمني .

وبين الباحثون (I. Uygur et al) [٢٨] تأثير الإجهاد الدوري (Cyclic Stress) على سلوك الكلال لسبيكة الألمنيوم (٢١٢٤) المقواة بكاربيد السليكون على شكل جسيمات (SiC_p) بنسبة كسر حجمي (١٧ and ٢٥ Vol.%) وحجم حبيبي (١٥ and ٢.٥ μm) ونسبة إجهاد (R = ٠.١ and ٠.٥) .

استنتج الباحثون أن زيادة الكسر الحجمي تتسبب في زيادة عمر الكلال للمادة المركبة مقابل خفض في الانفعال الكلي (Total Strain) ، وإن استجابة عمر الكلال تقل مع زيادة نسبة الإجهاد للسبيكة الأساس والمادة المركبة ، ولوحظ أن سطح الكسر يكون أكثر مطيليه بزيادة درجة الحرارة ، لأنه يكون أكثر استطالة ، وإن شقوق الكلال تنشأ من عيوب في السطح ، وهذا ما بينه التصوير المجهرى .

أما الباحثون (H. Mayer et al) [٢٩] فقد قام بدراسة تأثير الإجهادات على حد التحمل لسبيكة (T_v - ٣١٩) الذي يساوي (١٠^٧) دورة تقريباً .

لاحظ الباحثون أن زيادة الإجهاد (> ٤٠%) من حد التحمل يؤدي إلى تقليل العمر الزمني ، ولكن التأثير المفيد هو للإجهاد المنخفض الذي يكون بحدود (١٥%) فوق حد التحمل الاعتيادي وإن مرحلة نشوء الشق تتوقف في هذه الحالة .

كذلك درس (S. Singh and B. Goel) [٣٠] سلوك السبيكة (٢٠١٤) بمختلف ظروف المعاملة الحرارية الميكانيكية (Thermo - Mechanical Treatment) .

أظهرت النتائج أن خواص الكلال تتحسن بهذه المعاملة نتيجة تركيز المادة المشتتة (Dispersoids) والذي يؤدي إلى تشويه منتظم للطور (θ⁻) ، وهذا بالنهاية يحسن سلوك الكلال لهذه السبيكة ، وأوضا أيضاً أن ترسيب دقائق خشنة (Coarse) يقود إلى تكوين أشرطة انزلاق (Slip Bands) والى تشويه غير منتظم للتركيب والى خواص كلال رديئة .

درس الباحثون (J. Davidson et al) [٣١] خواص الكلال لسباكة العصر (Squeeze Casting) والسباكة الشبه صلبة (Semisolid) والسباكة بالقوالب الجاذبية (Gravity Die Casting) للسبيكة (Al - Si - Mg) ، حيث استنتجوا أن مقاومة الكلال للسباكة شبة صلبة تكون متشابهة لسباكة العصر عند استخدام القالب نفسه ، وإن مقاومة الكلال للشبه صلبة وسباكة القوالب الجاذبية تتأثر بواسطة الأكاسيد والمسامات كلها ، بينما السباكة بالعصر تتأثر بواسطة الأكاسيد فقط ، وبين أن نشوء العيب في سباكة الشبه صلبة هو أقل من سباكة العصر .

أما الباحث (J. Dawood) [٣٢] فقد قام بإعادة صهر مخلفات من سبيكة الألمنيوم (٢٠٢٤) ، وتم إجراء معاملات حرارية مختلفة على المصبوبات الناتجة محاولاً التقرب من خواص السبيكة المشكّلة .

ولتحقيق هذا الهدف ، قام الباحث بإعادة صهر السبيكة المشكّلة وصبها من جديد باستعمال قالب معدني وبمعدلات تبريد مختلفة حيث برد قسم من المصبوبات بالهواء وأعطيت الرمز (CA) وقسم آخر تم تبريده بالرمل وأعطى الرمز (CS) ، وبعد إجراء المعاملات الحرارية المختلفة على المصبوبات تم التوصل إلى أن المصبوبة المبردة بالهواء والمعاملة محلولياً والمعقّنة اصطناعياً ذات الرمز (CAWA) هي ذات مواصفات ميكانيكية أعلى مقارنةً مع المصبوبات الأخرى .

قام الباحثون (Y. Mutoh et al) [٣٣] بدراسة نشوء وانتشار شق الكلال للعينات قبل وبعد السفع لسبيكتي الألمنيوم (٧٠١٠ and ٨٠٩٠) ، تم السفع بقطر (١.٤ mm) باستخدام كريات فولاذية ذات صلادة (٥٢ - ٤٥ HRC) ، واستنتجوا ما يأتي :

١. نشوء شق الكلال للعينات بعد السفع لِكلا السبيكتين أقل من العينات قبل السفع .
٢. عمر الكلال الكلي للعينات بعد السفع أطول من العينات قبل السفع ولِكلا السبيكتين .
٣. الاختلاف في عمر الكلال بين العينات بعد السفع وقبل السفع يزداد بتقليل الإجهاد المسلط .

درس الباحثون (T. Door et al) [٣٤] تأثير السفع بالكريات الفولاذية على أداء الكلال لسبائك الألمنيوم العالية المقاومة (AZ ٨٠ and T٤) (٢٠٢٤) تحت مختلف ظروف السفع وشدته (Intensity) .

استنتج الباحثون أن عمر الكلال للسبيكة (T_ε) (٢٠٢٤) يتحسن بزيادة شدة السفع حتى يصل إلى قيمة عظمى ، بينما العكس صحيح بالنسبة للسبيكة الثانية التي يتحسن فيها عمر الكلال بشدة السفع الواطئة ويهبط عمر الكلال فيها بالشدة العالية . وبين الباحثون أيضاً أن ذلك يعود إلى حساسية السطح باختلاف المواد الذي يؤثر على نشوء شق الكلال وانتشاره

(Fatigue Crack Nucleation and Propagation) .

كما قام الباحثون (S. Tohriyama et al) [٣٥] بدراسة نوعين من السبائك هما (٦٠٦١ and ٢٠٢٤) ، تم تقوية السبيكة الأولى (٢٠٢٤) بكاربيد السليكون على شكل جسيمات (SiC_p) وتقوية السبيكة الثانية (٦٠٦١) بألياف كاربيد السليكون (SiC_w) ، وتم الحصول على الاستنتاجات الآتية :

١. السفع بالكريات الفولاذية يحسن من مقاومة الكلال للسبيكة الأولى (SiC_p / ٢٠٢٤) .
٢. مقاومة الكلال للسبيكة الثانية (SiC_p / ٦٠٦١) لا تتأثر بالسفع .
٣. الإجهادات المتبقية (Residual Stress) تؤثر على الاستنتاجات أعلاه عند استخدام حيود الأشعة السينية لدراسة سطح العينات .

ودرس الباحثون (H. Fair et al) [٣٦] تأثير السفع بالكريات الفولاذية ذات القطر (١.٠٤ mm) والشدة (١٦ A - ١٢) على سلوك الكلال والكلال بالاحتكاك (Fretting) لسبيكتي الألمنيوم (٧٠١٠ and ٨٠٩٠) وتوصلوا للاستنتاجات الآتية :

١. إن الاحتكاك ينتج اختزال في مقاومة الكلال بمقدار (٥٠٪) ولكلا السبيكتين .
٢. السفع بالكريات يحسن من مقاومة الكلال ولكلا السبيكتين أيضاً .
٣. يمتلك السفع بالكريات تأثيراً قليلاً على كلال الدورات الواطئة (Low Cycle Fatigue) وكلال الاحتكاك للسبيكة (٨٠٩٠) ، ويعود السبب في ذلك إلى تحطيم التركيب المجهرى أو البنية المجهرية نتيجة لتشوّه السطح الكبير .

قام الباحث (M. Faysal) [٣٧] بدراسة تأثير التصليد السطحي باستخدام السفع بالكريات الفولاذية لأجزاء مصنوعة من سبائك الألمنيوم ، حيث تم معرفة تأثير التصليد على سلوك الكلال للسبائك ذات الرموز

(١١٠٠ and ٢٠٢٤, ٥٠٥٢) . استخرجت منحنيات العمر الكلالي لهذه السبائك في حالة التصليد وبدونه ودرس تأثير زمن الاستراحة وعملية التصليد في تراكم الضرر من نوع واطئ - عالي وبالعكس على سبيكة (٢٠٢٤, ٥٠٥٢) ، وأظهرت النتائج أن السفع بالكريات يؤدي إلى توليد إجهادات ضغطية متبقية للسبيكة (٢٠٢٤) حيث زادت الأعمار فيها بنسبة (٥٠%) ، بينما كان التأثير قليلا للسبيكة (١١٠٠ and ٥٠٥٢) بسبب الإجهادات الموضعية العالية نتيجة خشونة السطح المتكون .

أما الباحث (M. Yaseen) [٣٨] فقد درس تأثير السفع بالكريات الفولاذية على عينات من سبيكة الألمنيوم (٢٠٢٤) .

أظهرت النتائج زيادة في عمر الكلال للعينات بصورة طردية مع مدة السفع حيث بلغ التحسن في عمر الكلال (٢٦%) عند إجهاد (٤٠٠ MPa) و (٧٠%) عند إجهاد (١٥٠ MPa) للعينات التي سُفعت لمدة (١٥ min.) . أما بالنسبة للعينات التي سُفعت لمدة (١٠ min.) فكانت نسبة التحسن (١٣٨% and ٥٣%) لنفس مستوى الإجهاد ، كما بلغت نسبة التحسن (٢١٨% and ١٠٧%) للعينات التي سُفعت لمدة (١٥ min.) و لنفس مستوى الإجهاد .

٣-١ هدف البحث Aim of Research

يهدف البحث الحالي إلى زيادة مقاومة الكلال لسبائك الألمنيوم من خلال ما يأتي :

- ١ . تحديد تأثير إضافة عناصر السبك (Cu, Mg, Li, and Zr) .
- ٢ . دراسة تأثير التعامل الميكانيكي - والحراري اللاحق في عمر الكلال وذلك بإجراء معاملات حرارية لمحاولة التحكم بالمعاملة الحرارية والميكانيكية التي تؤدي إلى إطالة عمر الكلال .
- ٣ . التشكيل السطحي باستخدام تقنيتي السفع بالرمل (Sandblast) والسفع بالكريات الفولاذية (Shot Peening) وبيان تأثيرهما على أداء السبائك المستخدمة .

ونظراً لأهمية دراسة ظاهرة الكلال ، فقد سعى البحث الحالي إلى دراسة الأساليب التي تؤدي إلى إطالة عمر الكلال (Fatigue Life) للسبيكة ذات الأساس (Al – Cu – Mg) .

الفصل الثالث

الجزء العملي Experimental Part

٣ - ١ مقدمة Introduction

يتناول هذا الفصل عمليات الصهر والصب وتحضير عينات الاختبارات للسبائك المستخدمة التي تشمل :

١. السبيكة (A) (Al – Cu – Mg) .
٢. السبيكة (B) (Al – Cu – Mg – Li) .
٣. السبيكة (C) (Al – Cu – Mg – Li – Zr) .

تضمن هذا العمل إجراء المعاملات الحرارية التي شملت معاملة المجانسة (Homogenizing Treatment) ، والتعتيق الطبيعي (Natural Ageing) والتعتيق الاصطناعي (Artificial Ageing) . أما الاختبارات التي أجريت فهي اختبار الكلال (Fatigue Test) واختبار الشد (Tensile Test) واختبار الصلادة (Hardness Test) .

كما تضمن العمل أيضاً إجراء عمليات الإصلاذ لسطح العينات والسبائك المستخدمة ، والتي تضمنت تقنية السفع بالرمل (Sandblast) وعملية السفع بالكريات الفولاذية (Shot Peening) والتشكيل بالدرفلة على البارد (Cold Rolling) ، حيث أجريت المعاملتان الأولى والثانية بعد معاملة التعتيق الاصطناعي ، في حين أجريت المعاملة الثالثة بعد المعاملة المحلولة (Solution Treatment) ، وتم كذلك قياس خشونة السطح لعينات الكلال (Surface Roughness) قبل إجراء الاختبار عليها ، وتهيئة بعض العينات للتصوير المجهرى .

٣ - ٢ تحضير السبائك Preparation of Alloys

تم استخدام فرن كهربائي نوع (Heraeus) يعمل في مجال درجات حرارة (1400°C - ٢٠٠) لصهر مكونات السبائك ، والشكل (٣ - ١) يمثل الفرن المستخدم .



الشكل (٣ - ١) الفرن المستخدم في عمليات الصهر

من مميزات هذا الفرن أنه يحتوي على بودقة سيراميكية ويدار بزوايا مختلفة أثناء سكب المنصهر ، أما التكوين الكيميائي للسبائك المستخدمة في البحث الحالي ، فمبينة في الجدول (٣ - ١) .

الجدول (٣ - ١) التكوين الكيماوي للسبائك المستخدمة في البحث

Composition Alloy Code	Al wt %	Cu wt %	Mg wt %	Li wt %	Zr wt %
A	Reminder	١.٥	٠.٥	-	-
B	Reminder	١.٥	٠.٥	٢	-
C	Reminder	١.٥	٠.٥	٢	٠.١

وقد تمت حماية العناصر المضافة للمنصهر بتغليفها برقائق من الألمنيوم (Aluminum Foil) قبل إضافتها إليه ضماناً لدخولها المنصهر وانغمارها فيه قبل ملامستها للأوكسجين .

وقد تضمنت عملية الصهر أولاً صهر الألمنيوم ذي النقاوة (٩٩.٩%) وحسب التحليل الكيماوي عند درجة حرارة (٧٥٠°C) ، بعد ذلك تم إضافة النحاس ذي النقاوة (٩٩.٩٩%) على شكل رايش إلى الألمنيوم المنصهر مع التحريك المستمر بقضيب سيراميكي لضمان ذوبان جميع النحاس في الألمنيوم المنصهر ، وبعد ذلك تم إضافة رقائق المغنسيوم ذات النقاوة (٩٩.٥%) مع استمرار تحريك المنصهر لضمان حصول التجانس .

وتكرر العملية نفسها بالنسبة إلى الليثيوم والزركونيوم، فالليثيوم بجهاز على شكل قضبان مغموسة في شمع البرافين لمنع التأكسد ، وهو ذي نقاوة (٩٩%) . أما الزركونيوم فهو على شكل مسحوق ذي حجم حبيبي مقداره (٩٠ μm) ، وتستمر العملية في تحريك المنصهر للسبائك لمدة تصل إلى خمس دقائق لضمان الانصهار الكامل .

ولغرض طرد الغازات من المنصهر ، تم إضافة طارد الغازات (Degassing) قبل الصب بوضع دقائق ، كما تم إضافة منظم الخبث (Flux Cleaning) (CaCO₃) ، ومن ثم تمت عملية الصب بصورة سريعة في قوالب معدنية الشكل (٣ - ٢) ، أما الشكل (٣ - ٣) فيمثل السبائك الناتجة بعد عملية الصب .



الشكل (٣ - ٢) نماذج من القوالب المعدنية المستخدمة في صب السبائك



٣ - ٣ معاملة المجانسة Homogenizing Treatment

يتم التخلص من الأطوار التكوينية (Constitutional Phases) الشبه ذائبة والغنية بالشوائب المترسبة على الحدود البلورية بإجراء معاملة المجانسة .

أجريت هذه المعاملة بوضع المسبوكات في فرن نوع (LINDBERG) يعمل في مجال درجات حرارة (٢٠٠- ١٢٠٠°C) الموضح بالشكل (٣ - ٤)، إذ استخدمت درجة حرارة مقدارها (٥٠٠°C) بزمّن مكوث ثلاث ساعات ، بعدها برّدت تبريداً بطيئاً في الفرن ، والجدول (٣ - ٢) يبين ظروف معاملة المجانسة .

الجدول (٣ - ٢) ظروف معاملة المجانسة للسبائك

Alloy Code	Condition
A ₁ , B ₁ , C ₁	Homg. at ٥٠٠°C for ٣ hrs. + R.T

Homg. = Homogenization

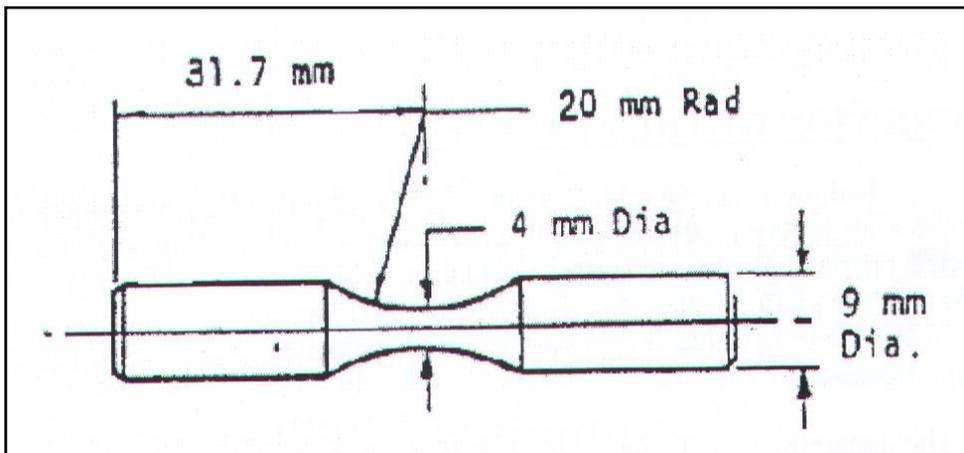
R.T. = Room Temperature



٣ - ٤ تحضير العينات Specimens Preparation

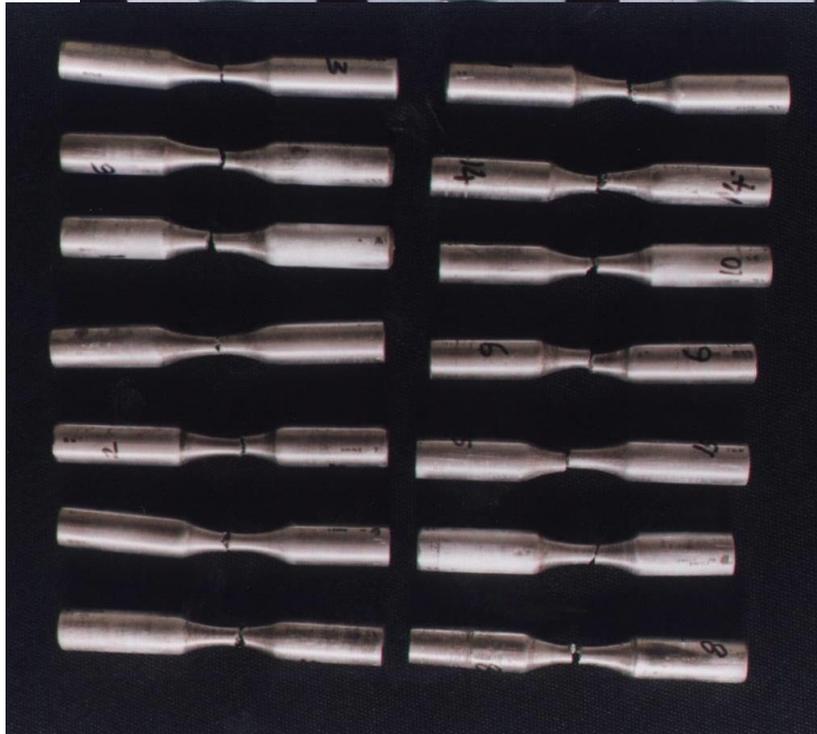
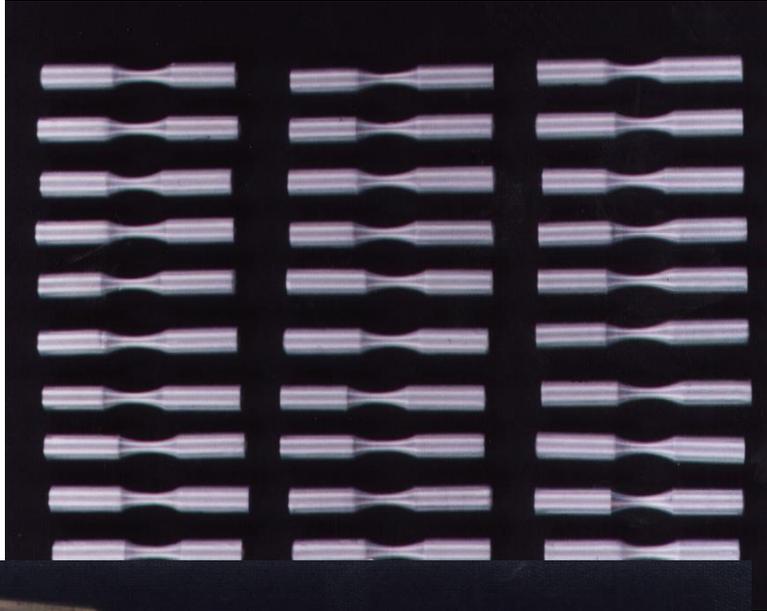
٣ - ٤ - ١ عينات اختبار الكلال Fatigue Test Specimens

تم تصنيع عينات اختبار الكلال وفق المواصفات المحددة في كتيب الإرشادات الخاص بجهاز اختبار الكلال وباستخدام ماكينة خراطة نوع (CNC Takisawa Tc - ٢) باستخدام أوراق تجليخ من كاربيد السليكون وبمختلف الدرجات (٢٠٠٠, ١٠٠٠, ٨٠٠, ٤٠٠, ١٨٠) بعد ذلك تم صقلها باستخدام معلق الألومينا وذلك بربط العينة على المخرطة وباستخدام قطعة قماش خاصة لتسهيل حركة مادة الصقل ولمدة (٤ - ٣ min.) لكل عينة ، والشكل (٣ - ٥) يمثل أبعاد عينة اختبار الكلال .



الشكل (٣ - ٥) عينة اختبار الكلال

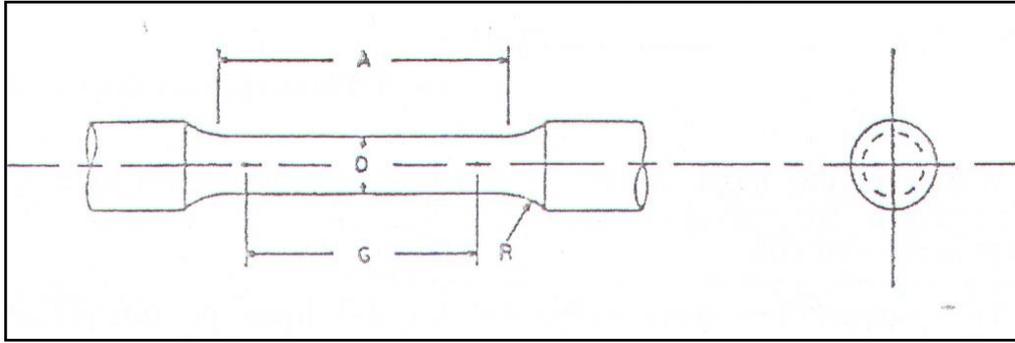
أما الشكل (٣ - ٦) فيمثل صورة فوتوغرافية لمجموعة من عينات اختبار الكلال قبل الفشل ، والشكل (٣ - ٧) يمثل مجموعة من العينات بعد الفشل .



الشكل (٣ - ٧) مجموعة من عينات الكلال بعد الفشل

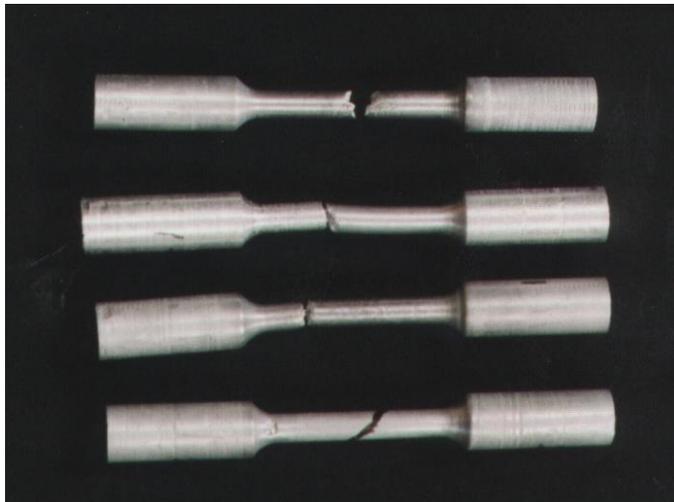
٣ - ٤ - ٢ عينات اختبار الشد Tensile Test Specimens

بعد إجراء عملية الصب والمجانسة للسبائك المستخدمة في البحث ، تم تصنيع عينات اختبار الشد بموجب المواصفة القياسية (ASTM E٨M) . والشكل (٣ - ٨) يوضح أبعاد عينة الاختبار ، والشكل (٣ - ٩) يمثل صورة فوتوغرافية لبعض العينات بعد الفشل .



$$A = 36 \text{ mm}, D = 6 \text{ mm}, G = 30 \text{ mm}, R = 6 \text{ mm}$$

الشكل (٣ - ٨) عينة اختبار الشد



الشكل (٣ - ٩) بعض عينات الشد بعد الفشل

٣ - ٤ - ٣ عينات اختبار الصلادة Hardness Test Specimens

العينات المستخدمة لاختبار الصلادة ذات قطر (mm) ١٥ وسمك (٦ mm) . أجريت عملية التتعيم والصلل لهذه العينات باستخدام أوراق تجليخ مختلفة النعومة ، وكما مر ذكرها في البند (٣ - ٤) .

جرى تحضير العينات في مختبرات قسم هندسة المواد ، حيث تم تجهيزها لغرض اختبار الصلادة .

٣ - ٥ المعاملة الحرارية المحلولية Solution Heat Treatment

أجريت المعاملة المحلولية للعينات (الكلال ، الشد والصلادة) بعد معاملة المجانسة بنفس الفرن الموضحة صورته في الشكل (٣ - ٤) حيث تضمنت هذه المعاملة وضع العينات بالفرن والتسخين عند درجة حرارة (500°C) ، ومن ثم إبقاء العينات عند هذه الدرجة لفترة زمنية مقدارها (١ hr.) ، بعد ذلك تم إخراج العينات بسرعة كبيرة جداً وإخمادها في الماء .

٣ - ٦ معاملة التعتيق الطبيعي Natural Ageing Treatment

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

١. المعاملة المحلوية ، وتمت بتسخين العينات إلى درجة حرارة ٥٠٠°C والإبقاء عندها لمدة (١ hr.) .
٢. الإخماد بالماء بسرعة كبيرة جداً .
٣. تعتيق العينات ، حيث تركت العينات بدرجة حرارة الغرفة ولمدة تعتيق بلغت (٧٢ hr.) بالنسبة إلى عينات الكلال ولفترات تعتيق مختلفة بلغت أقصاها (١٠٠٠ hr.) لعينات الصلادة ، والجدول (٣ - ٣) يوضح ظروف معاملة التعتيق الطبيعي لعينات الكلال للسبائك .

الجدول (٣-٣) ظروف معاملة التعتيق الطبيعي لعينات الكلال للسبائك (A, B, C)

Alloy Code	Condition
A _r , B _r , C _r	Homg. at ٥٠٠°C for ٣ hrs. + R.T + S.H.T. at ٥٠٠°C for ١ hr. + W.Q. + N.A. for ٧٢ hr.

S.H.T. = Solution Heat Treatment.

W.Q. = Water Quenching.

N.A. = Natural Ageing.

٣ - ٧ معاملة التعتيق الاصطناعي Artificial Ageing

أجريت معاملة التعتيق الاصطناعي لعينات الكلال والشد والصلادة للسبائك أيضاً، حيث اشتملت هذه المعاملة على ما يأتي :

١. المعاملة المحلوية ، وجرت بدرجة حرارة (٥٠٠°C) ولمدة (١ hr.) .
 ٢. الإخماد بالماء بسرعة كبيرة جداً .
 ٣. تسخين العينات بدرجة حرارة (١٧٠°C) ولمدة (٦ hrs.) بالنسبة إلى عينات الكلال والشد ، وتسخين العينات بدرجة (١٧٠°C) ولأزمان تعتيق مختلفة بالنسبة لعينات الصلادة . والجدول (٣ - ٤) يوضح ظروف هذه المعاملة بالنسبة إلى عينات الكلال .
- الجدول (٣ - ٤) ظروف معاملة التعتيق الاصطناعي لعينات الكلال للسبائك

Alloy Code	Condition
A _r , B _r , C _r	Homg. at 500°C for 3 hrs. + R.T + S.H.T. for 1 hr. + W.Q. + A.A. at 170°C for 6 hrs.

A. A. = Artificial Ageing.

كما أجريت هذه المعاملة على عينات الكلال المشكّلة على البارد بعد الدرفلة ، وكما سيرد ذكره في البنود اللاحقة . تمت معاملة التعتيق الاصطناعي بالفرن الموضحة صورته في الشكل (٣ - ١٠) .

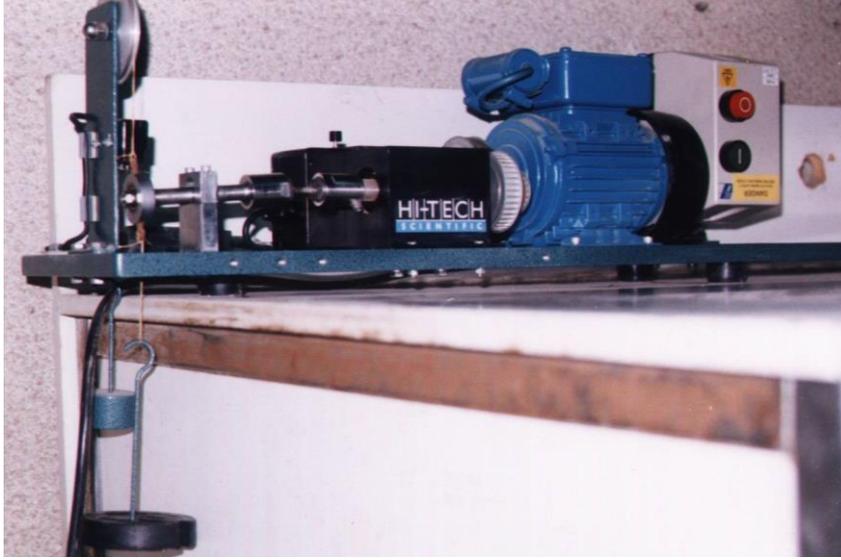


الشكل (٣ - ١٠) الفرن المستخدم لمعاملة التعتيق الاصطناعي

٣ - ٨ الاختبارات الميكانيكية Mechanical Tests

٣ - ٨ - ١ اختبار الكلال Fatigue Test

تم إجراء هذا الاختبار في قسم هندسة المواد ، حيث استعمل جهاز نوع (HSM ١٩ mk^٣) والذي يعمل بطريقة الانحناء الدوار (Rotating Bending) ، شكل (٣ - ١١) .



الشكل (٣ - ١١) جهاز اختبار الكلال

تم تعريض عينة الاختبار إلى الإجهاد عن طريق عزم انحناء ، حيث يبقى إجهاد الانحناء ثابتاً طوال مدة الاختبار ، وإن نسبة الإجهاد هي ($R = - ١$) ، ويتم تسليط الحمل على أحد طرفي العينة ، وهذا بدوره سيعرض سطح العينة إلى إجهاد شد وإجهاد ضغط خلال الدوران .

ولمعرفة عدد الدورات التي تفشل بها العينة ، فإن الجهاز مزود بعداد يتوقف تلقائياً عند فشل العينة ، ويتم حساب إجهاد الانحناء من خلال ما يأتي :

$$\sigma_b = \frac{M.Y}{Z} \dots\dots\dots(3-1)$$

$$\sigma_b = \frac{P.L}{\pi \cdot \frac{d^3}{32}} \dots\dots\dots(3-2)$$

$$L = 125.7 \text{ mm} , \quad d = 4 \text{ mm}$$

$$\sigma_b = \frac{P.125.7}{\left(\pi \cdot \frac{4^3}{32} \right)} \dots\dots\dots(3-3)$$

$$\sigma_b = 20P \text{ (MPa)}$$

حيث أن :

M : عزم الانحناء (N / mm) .

Z : معامل المقطع .

d : قطر تخصر العينة (mm) .

L : ذراع الحمل المسلط (N) .

P : الحمل (N) .

Y : نصف قطر تخصر العينة (mm) .

٣ - ٨ - ٢ اختبار الشد Tensile Test

تم إجراء هذا الاختبار على عينات الشد بعد إجراء المعاملة المحلولية والتعتيق بدرجة (١٧٠°C) ولمدة (٦ hrs.) لمعرفة الإجهاد الذي تفشل به العينات للسبانك . جرى الاختبار في الجامعة التكنولوجية / قسم هندسة الإنتاج والمعادن بجهاز نوع (Instron Universal Testing (Model ١١٩٥) بسعة تحميل قصوى مقدارها (١٠٠ KN) وسرعة سحب (٠.٥ mm / min.) ، والشكل (٣ - ١٢) يمثل صورة الجهاز المستخدم في الاختبار .



الشكل (٣ - ١٢) جهاز اختبار الشد

٣ - ٨ - ٣ اختبار الصلادة Hardness Test

تم حساب الصلادة الدقيقة (HV) (Microhardness) لكافة عينات السبائك المستخدمة في البحث قبل وبعد المعاملات الحرارية وعمليات التشكيل المختلفة وفق جداول خاصة باستخدام جهاز الصلادة نوع (HV ١٠٠٠ Tester) في مختبرات قسم هندسة المواد ، وكان الحمل المسلط (١٠٠ g) وزمن تحميل مقداره (٣٠ sec.) . وتعد كل قيمة من قيم الصلادة معدلاً لثلاث قراءات في الأقل ، والشكل (٣ - ١٣) يوضح صورة جهاز الصلادة .

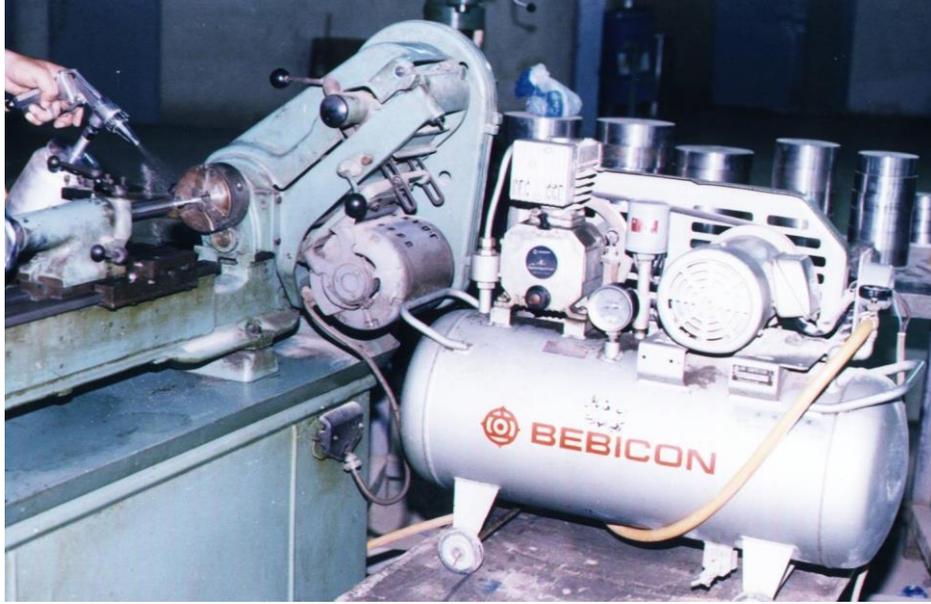


الشكل (٣ - ١٣) جهاز الصلادة

٣ - ٩ عمليات التشكيل على البارد Cold Working

٣ - ٩ - ١ تقنية السفع بالرمل Sandblast

تم استخدام تقنية السفع بالرمل لاصلاح سطح عينات الكلال للسبائك باستخدام المنظومة الموضحة في الشكل (٣ - ١٤)



(a)



(b)

الشكل (٣ - ١٤) المنظومة المستخدمة في تقنية السفع بالرمل

(a) المنظومة كاملة . (b) جهاز ملء الرمل

تتألف هذه المنظومة من الآتي :

١ . ماكينة الخراطة :

تم تثبيت عينة الكلال بواسطة مخرطة صغيرة نوع (Myford) تُدار بسرعة مقدارها (٢٧ rev / min.) ، حيث تم تثبيت أحد طرفيها بواسطة العينة الدائرية ، أما الطرف الآخر ، فقد تم تثبيته بواسطة الغراب المتحرك .

٢ . ماكينة ضغط الهواء Compressor

استخدم ضاغط الهواء نوع (BEBICON) الذي يتحمل ضغطا ذا قيمة قصوى مقدارها (٢٠ kg / cm^٢) ، أما قيمة سرعة السفع المسلطة على العينة فهي (٦٠ m / s) .

٣ . جهاز ملء الرمل :

تم استخدام جهاز ملء الرمل الذي يتسع لـ (٢ kg) وذو فتحة خارجية قطرها (٤ mm) ومسافة سفع الرمل على العينة بحدود (٥٠ mm) ، في حين كانت المدة الزمنية للسفع (١٥ min) . والجدول (٣ - ٥) يوضح ظروف هذه المعاملة .

الجدول (٣ - ٥) ظروف تقنية السفع بالرمل

Alloy Code	Condition
A _٤ , B _٤ , C _٤	Homg. at ٥٠٠°C for ٣ hrs. + R.T + S.H.T. at ٥٠٠°C for ١ hr. + W.Q. + A.A. at ١٧٠°C for ٦ hrs. + S.b. for ١٥ min.

S.b. = Sandblast.

٣ - ٩ - ٢ عملية السفع بالكريات الفولاذية Shot Peening

أجريت عملية السفع بالكريات الفولاذية (Cast Steel) لعينات الكلال للسبائك في الشركة العامة للصناعات الميكانيكية في الإسكندرية وفق مواصفات السفع الموضحة في الجدول (٣ - ٦) .

الجدول (٣ - ٦) مواصفات السفع بالكريات الفولاذية

Peening Medium	Composition (Wt%)	Average Diameter (mm)	Hardness (HRC)	Density (g/cm ³)	Shot Velocity (m/s)	Nozzle Angle	Specimen Revolution (rpm)	Nozzle Distance (mm)
Cast steel	٠.٩٠ C, ٠.١ Si, ٠.٤ Mn P,S ≤ ٠.٠٥	٠.٨	٤٠ - ٥٠	٧.٤	٤٠	٤٥°	٢٠	٣٠٠

بعد عملية السفع وتحضير سطح العينات ، حيث أصبحت العينات جاهزة لاختبار الكلال ، والجدول (٣ - ٧) يوضح ظروف هذه المعاملة .

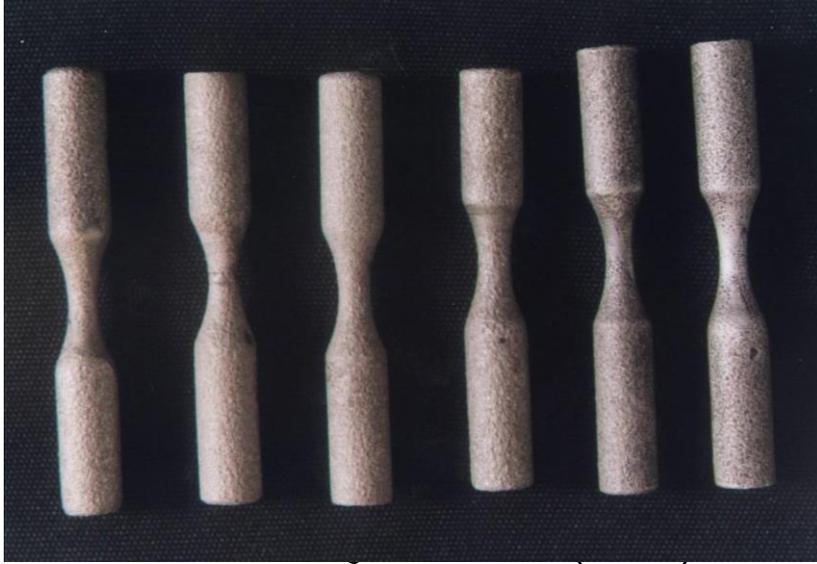
الجدول (٣ - ٧) ظروف السفع بالكريات الفولاذية

Alloy Code	Condition
A _٥ , B _٥ , C _٥	Homg. at ٥٠٠°C for ٣ hrs. + R.T + S.H.T. at ٥٠٠°C for ١ hr. + W.Q. + A.A. at ١٧٠°C for ٦ hrs. + S.p.

	for ١٥ min.
--	-------------

S.p. = Shot peening.

أما الشكل (٣ - ١٥) فيوضح سطح عينات الكلال بعد السفع .



٣ - ٩ - ٣ عمليات التشكيل بالدرفلة Rolling Process

أجريت عملية التشكيل بالدرفلة على البارد (Cold Rolling) للسبائك المستخدمة في البحث بعد المعاملة المحلولية وينسب تشكيل (١٥% and ١٠%) لكل سبيكة على التوالي ، بعدها أجريت عملية التعتيق الاصطناعي عند درجة حرارة (١٧٠°C) ولمدة (٦ hrs.) . الجدول (٣ - ٨) .

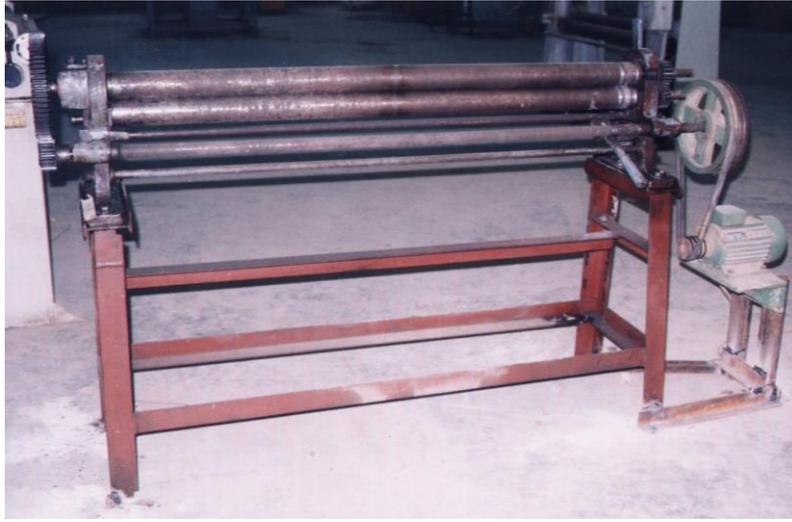
الجدول (٣ - ٨) ظروف عمليات التشكيل بالدرفلة والتعتيق الاصطناعي للسبائك المستخدمة

Alloy Code	Condition
A _٦ , B _٦ , C _٦	Homg. at ٥٠٠°C for ٣ hrs. + R.T + S.H.T. at ٥٠٠°C for ١ hr. + W.Q. + ١٠% C.R. + A.A. at ١٧٠°C for ٦

	hrs.
A_v, B_v, C_v	Homg. at 500°C for 3 hrs. + R.T + S.H.T. at 500°C for 1 hr. + W.Q. + 10% C.R. + A.A. at 170°C for 6 hrs.

C.R. = Cold Rolling.

هذا وقد توفرت الإمكانيات في تصنيع ماكينة التشكيل بالدرفلة في مختبرات كلية الهندسة / جامعة بابل ، التي هي عبارة عن رولتة بين قطرين الواحد من مادة منه (120 mm) وطولها (1530 mm) ذات سرعة دوران (30 rev / min.) تحتوي على مجموعة من الحزوز حسب نسب التشكيل المطلوبة والتي تدار آلياً بواسطة محرك كهربائي ذي قدرة حصانية (1.5 Hp) ، والشكل (3 - 16) يوضح ماكينة التشكيل بالدرفلة .



الشكل (3 - 16) ماكينة التشكيل بالدرفلة

3 - 10 قياس خشونة السطح Surface Roughness Measurement

لغرض إجراء قياس خشونة السطح لعينات الكلال ، فقد تم تنعيم وصقل سطح عينات الاختبار كما مر ذكره سابقاً .

تم قياس خشونة السطح لخمس عينات عشوائية بجهاز نوع (Talysurf 4) مزود بمجس من الماس ، وأقصى مسافة أفقية يتحركها هي (11 mm) . أما التكبير الأفقي له فهو ($4\times$) والتكبير العمودي ($500\times$) .

جرى الاختبار في مختبر القياسات / قسم هندسة الإنتاج والمعادن / الجامعة التكنولوجية، والشكل (٣ - ١٧) يوضح صورة فوتوغرافية للجهاز المستخدم .



الشكل (٣ - ١١) جهاز قياس حسوية الصور

٣ - ١١ التصوير المجهرى Photo Microscopy

جرى تحضير بعض العينات لغرض التصوير المجهرى باستخدام المجهر الضوئى ، وقد استخدم للإظهار محلول (Kellers Reagent) ذو التركيب الكيميائى الآتى :

($95 \text{ cm}^3 \text{ H}_2\text{O}$ and $2.5 \text{ cm}^3 \text{ HNO}_3$, $1.5 \text{ cm}^3 \text{ HCl}$, $1 \text{ cm}^3 \text{ HF}$) ، وكان زمن الإظهار يتراوح بين (١٠ - ٢٠ sec.) .

الفصل الثاني

الجزء النظري Theoretical Part

٢ - ١ الألمنيوم وسبائكه Aluminum and its Alloys

يمثل الألمنيوم المرتبة الأولى من بين جميع المعادن من حيث الوفرة في الطبيعة ، ويشكل تقريباً (٨%) من وزن القشرة الأرضية ، وقد عرف في الطبيعة حتى الآن أكثر من (٢٥٠) خامة معدنية تحتوي على الألمنيوم . وما أن تم اكتشافه عملياً ، والتوصل بطريقة اقتصادية إلى استخلاصه من خاماته ، حتى شارك بفاعلية في شتى نواحي الحياة المدنية والعسكرية ، وأصبح بفضل سبائكه من أهم المواد الهندسية [٤٠، ٣٩] .

يتميز الألمنيوم بخفة وزنه ، إذ إن كثافته تعادل ثلث كثافة الفولاذ ، والتي تجعله مناسباً للتوصيل الحراري والكهربائي الجيدين في العديد من التطبيقات الصناعية ، كما يمتاز بنسبة مقاومة إلى وزن جيدة ومطيلية جيدة ومقاومة تآكل ممتازة .

ومن بين خواصه المهمة الأخرى هي قابليته العالية للتشكيل والتشغيل والسبك والسحب والطرق والبتق بأية طريقة كانت ، كما يعتبر المعدن الوحيد ضمن المعادن الخفيفة الذي يمتلك بنية مكعبة متمركزة الوجه (FCC) ، وله القابلية الشديدة للإتحاد مع الأوكسجين وتكوين طبقة رقيقة تحمي المعدن [٤١] .

أغلب المعادن تسبك مع الألمنيوم كعنصر سبك رئيسي له قابلية ذوبان عالية والبعض الآخر له ذوبانية محدودة ، وتوجد تسعة عناصر لها ذوبانية أعلى من (١wt%) وتشمل عناصر الليثيوم والفضة والجرمانيوم وغيرها ، وبسبب الصعوبات التصنيعية لهذه العناصر فإنها تستعمل في السبائك الخاصة . والجدول (٢ - ١) يبين الذوبانية العظمى لبعض عناصر السبك في الألمنيوم عند درجات حرارة الإنجماد .

الجدول (٢ - ١) الذوبانية العظمى لبعض العناصر في الألمنيوم [٤٢]

Element	Temperature (°C)	Maximum Solid Solubility	
		(Wt %)	(at %)
Cobalt	٦٥٧	< ٠.٠٢	< ٠.٠١

Copper	٥٤٨	٥.٦٥	٢.٤٠
Chromium	٦٦١	٠.٧٧	٠.٤
Germanium	٤٢٢	٧.٢	٢.٧
Iron	٦٥٥	٠.٠٥	٠.٠٢٥
Lithium	٦٠٠	٤.٢	١٦.٣
Magnesium	٤٥٠	١٧.٤	١٨.٥
Manganese	٦٥٨	١.٨٢	٠.٩
Nickel	٦٤٠	٠.٠٤	٠.٠٢
Silicon	٥٧٧	١.٦٥	١.٥٩
Silver	٥٦٦	٥٥.٦	١٣.٨
Tin	٢٢٨	~ ٠.٠٦	~ ٠.٠١
Titanium	٦٥٥	~ ١.٣	~ ٠.٧٤
Vanadium	٦٦١	~ ٠.٤	~ ٠.٢١
Zinc	٤٤٣	٧٠	٢٨.٨
Zirconium	٦٦٠.٥	٠.٢٨	٠.٠٨

٢ - ٢ تصنيف سبائك الألمنيوم Aluminum Alloys Classification

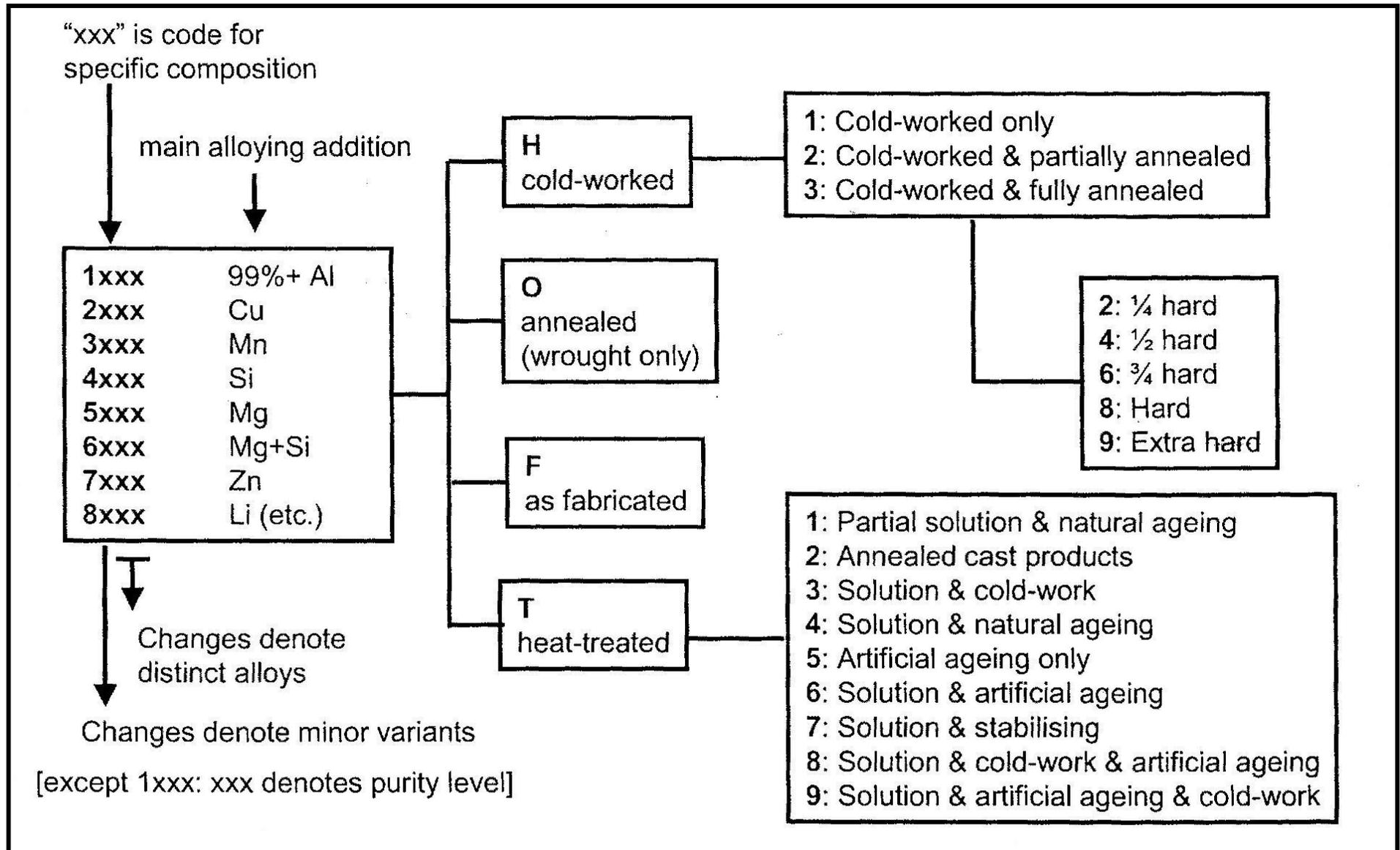
تصنف سبائك الألمنيوم بصورة عامة إلى صنفين ، هما [٤٣] :

١. سبائك الألمنيوم المشكلة Wrought Aluminum Alloys .

٢. سبائك الألمنيوم المسبوكة Cast Aluminum Alloys .

إن النوعين يضمنان سبائك قابلة للمعاملة الحرارية (Heat Treatable Alloys) ، وسبائك غير قابلة للمعاملة الحرارية (Non-Heat Treatable Alloys) ، وإن المعاملة الحرارية تُعدى معاملة الإصـلاد بالترسيب (Precipitation Hardening) التي تهدف إلى تحسين الخواص الميكانيكية . إن السبائك غير القابلة للمعاملة الحرارية يمكن زيادة مقاومتها عن طريق التشكيل على البارد (Cold Work) ، أو التصليد بالانفعال (Strain Hardening) والمعروفة بالحرف (H) مع بعض الأرقام (H₁, H₂, H₃) للدلالة على حالة التشكيل الخاصة بها ، وتكون الزيادة الحاصلة في مقاومتها وصلادتها ناتجة عن التشويه الميكانيكي لبنية المعدن [٤٤, ٤٥] .

أما السبائك التي يتم الحصول عليها عن طريق السباكة والمعرفة بالحرف (As Fabricated (F)) فتكون غير قابلة للمعاملة الحرارية ، والقابلة للمعاملة الحرارية تكون معرفة بالحرف (Heat Treated (T)) مع الأرقام الخاصة بها (T₁, T₂, T₃, T₄, T₅, T₆, T₇, T₈, T₉) للدلالة على نوع المعاملة الحرارية ، في حين يمثل الحرف (O) حالة السبيكة الملدنة (Annealed) [٤٥] . والشكل (٢ - ١) يوضح مخطط نظام تصنيف سبائك الألمنيوم .



الشكل (٢ - ١) مخطط تصنيف سبائك الألمنيوم [٣]

٢ - ٣ تطور سبائك الألمنيوم المستخدمة في صناعات الفضاء

Development of Aluminum alloys used in Aerospace Industries

تتطلب صناعات الفضاء مواداً خفيفة الوزن عالية المقاومة (High Strength) ومقاومة كلال (Fatigue) والتآكل (Corrosion) ، ونظراً لما يمتلكه الألمنيوم وسبائكه من خواص متفوقة ، فقد تم استخدامها بشكل واسع في صناعة الطائرات والصواريخ والمركبات الفضائية ، إضافة إلى كونها تمثل أساساً في عدد كبير من الصناعات [٤٦، ١] .

إن السمة المميزة لسبائك الألمنيوم هو قابليتها على الإصلاح بالترسيب ، ومنذ اكتشاف سبيكة (Duralumin) (Al - ٤% Cu) عام (١٩٠٤) وحتى يومنا هذا ، جرت دراسات كثيرة لتطويرها [٤٧، ٤٨، ٤٩] .

في عام (١٩١١) اكتشف العالم (A. Wilm) الإصلاح بالترسيب لسبيكة (٢٠١٧) ، تبعها بحوث كل من (Waltenberg and Scott) عام (١٩١٩) اللذين قاما بشرح وتوضيح هذه الظاهرة [٥٠] .

وفي عام (١٩٢٦) قدم الباحث (Assman) [٥١] ، شرحاً تفصيلياً عن سبائك الألمنيوم الثنائية والثلاثية والرباعية ، من دون أن يحصل على أية فوائد منها لعدم استخدامه المعاملات الحرارية - الميكانيكية (Thermo - Mechanical Treatments) وفشله في اختيار ظروف التعتيق (Ageing) .

وفي عام (١٩٣٨) قام الباحثان (Guinier and Preston) [٥٢] باستخدام طرق حيود الأشعة السينية (X - Ray Diffraction Method) لتحديد وتعيين طبيعة الترسيبات المتكونة في نظام (Al - Cu) ، واكتشفا الأطوار الوسطية المتكونة عند الترسيب والتعتيق بمناطق (Guinier - Preston Zone (GPZ)) ، إذ أوضح أنه في أثناء عملية التعتيق بدرجة حرارة الغرفة أو بعض الدرجات المتوسطة ، تتعقد الذرات المذابة مع بعضها مكونة ترسيبات متطابقة مع الأرضية (Matrix) تعرف (GPZ) .

وفي عام (١٩٤٥) منح (Le - Baron) [٥٣] براءة اختراع لمحاولته زيادة المقاومة لسبيكة (Al - Cu) بإضافة عنصر الليثيوم كعنصر تصليد ، إضافة لمقدار قليل من الكاديوم .

وفي عام (١٩٥٨) تم إعلان السبيكة (٢٠٢٠) ذات المقاومة العالية ، ولكنها تتضمن عيباً أساسياً هو انخفاض مطيليتها (Ductility) مع بقية سبائك الألمنيوم العالية المقاومة [٥٤] .

وفي أواخر الستينات ومطلع السبعينات ، استخدمت سبائك الألمنيوم التقليدية وبشكل واسع في صناعة الطائرات ، وفي الفترة عينها تم استخدام تكنولوجيا المساحيق (Powder Technology) في إنتاج السبائك مثل استخدام أساليب جديدة من المعاملات الحرارية - الميكانيكية ، وإضافة عناصر سبك أخرى [٥٥] .

وفي عام (١٩٨٣) تم استخدام سبائك (ألومنيوم - ليثيوم) ولأول مرة وبشكل واسع في صناعة أجزاء كبيرة من الطائرات [٥٦] .

وفي التسعينيات ، أجريت بحوث عديدة في مجال تحسين سبائك الألمنيوم ذات الأساس (Al - Cu - Mg) ، إذ قام الباحثون (L. Eschbach et al) [٥٧] بدراسة لتحسين الخواص الميكانيكية للسبيكة (Al - Cu - Mg - Ag) بإضافة عنصر الزركونيوم (Zr) . كما قام الباحثان (C. Muddle and J. Polmear) [٥٨] بدراسة السبيكة نفسها ، باستعمال أجهزة تحليل عالية (High Resolution) مثل المجهر الإلكتروني النافذ (Transmission Electron Microscopy (TEM)) والمجس الذري ثلاثي الأبعاد (٣DAP) (Dimensional Atom Probe) .

وفي عام (٢٠٠٠) أجريت بحوث أهمها تحسين المقاومة باستخدام التعتيق الاصطناعي (Artifical Ageing) لسبائك (Al - Cu - Mg) للباحث (B. Ber) [٥٩] بإجراء عمليات التشكيل لسبائك الألمنيوم التجارية ، ومنها سبيكة (٢٠٢٤) .

وفي عام (٢٠٠١) قام الباحثون (R. Hutchinson et al) [٦٠] ، بدراسة التجاذب بين ذرات الفضة والمغنسيوم التي لها الدور الفاعل في تخليق الترسيبات الوسطية لهذه السبائك .

أما في عام (٢٠٠٢) فقد قام (N. Gao and L. Davin) [٦١] بدراسة الإصلاذ والبنية المجهرية لسبيكة (Al-١.٢Cu-١.٢Mg(at%)) باستعمال مقياس الحرارة التفاضلي (Differential Scanning Calorimetry (DSC)) والمجهر الإلكتروني والمجس الذري ثلاثي الأبعاد ، وبيننا أن أصل الإصلاذ السريع لهذه السبيكة يعود في المرحلة الأولى إلى تكويين ————— وبنين (Guinier – Preston Bagaryatsky (GPB)) ، أما المرحلة الثانية فتعزى إلى ترسيب الطور S (Al₂CuMg) .

وفي عام (٢٠٠٤) درس الباحثان (C. Wang and J. Starink) [٦٢] التركيب (GPB₂ / S'') مقارنة بالطور S باستعمال المجهر الإلكتروني وفي العام ذاته قام (J. Starink et al) [٦٣] بدراسة أصل الإصلاذ في درجة حرارة الغرفة لهذه السبائك .

أما في عام (٢٠٠٥) فقد درس الباحثون (J. Starink et al) [٦٤] البنية المجهرية خلال عمليات التعتيق بدرجات حرارة واطئة ولنوعين من سبائك الألمنيوم ذات النقاوة التجارية باستخدام موديل يمثل حركية التفاعل وتحسين مقاومة الخضوع .

وفي عام (٢٠٠٦) قام الباحثون (C. Wang et al) [٦٥] بدراسة تتابع الترسيب على التعتيق الاصطناعي لسبيكة (Al-٢.٨١Cu-١.٠٥Mg(wt%)) باستخدام درجة حرارة تعتيق (١٥٠ and ١٩٠°C) ولأزمان مختلفة ، والتي أظهرت وجود التركيب (GPB₂ / S'') في النماذج المعتقة بدرجة (١٥٠°C) ولمدة (٤٨ hr) .

٢ - ٤ آليات الإصلاذ في سبائك الألمنيوم المصلدة بالترسيب

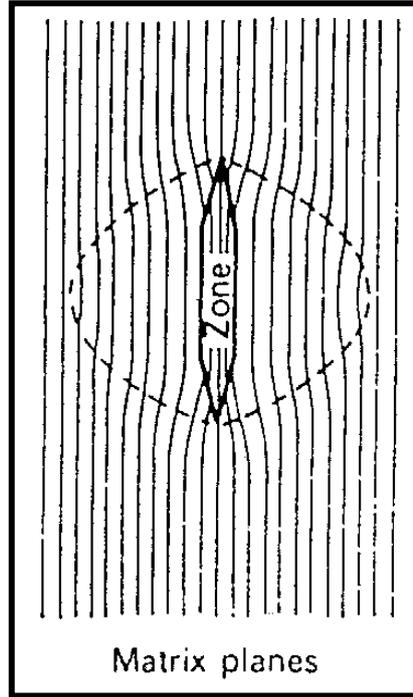
Mechanism of Hardening in Precipitation Hardened Aluminum Alloys

إن زيادة مقاومة السبائك المصلدة بالترسيب في أثناء عملية التعتيق ناتجة عن تفاعل الانخلاعات المتحركة والدقائق المترسبة ، التي تسبب ثلاثة أنواع من العوائق ضد الانخلاعات المتحركة ، وعليه فهناك ثلاث آليات من الإصلاد [٦٦, ٦٧, ٦٨].

١. الإصلاد الناتج عن انفعالات التطابق (Coherency Strain Hardening) .
٢. الإصلاد الكيماوي (Chemical Hardening) .
٣. الإصلاد بالتشتيت (Dispersion Hardening) .

٢ - ٤ - ١ الإصلاد بانفعالات التطابق Coherency Strain Hardening

لاختلاف حجم ذرات الطور الجديد عن الأرضية ، ولوجود التطابق عادةً في بادئ الأمر ، فإن كلا شبكتي الطور الجديد والأرضية ينفعلان في منطقة التطابق، كما في الشكل (٢- ٢) وينتج عن ذلك مجال انفعال (Strain Field).



الشكل (٢ - ٢) رسم تخطيطي يوضح الانفعالات الناتجة من التطابق [٣]

إنّ هذا المجال يعيق حركة الانخلاعات في أثناء حدوث الانزلاق (Slipping) ، ولذا تزداد صلادة السبيكة ، لكي تخترق الانخلاعات مجالات الانفعال فإن الإجهاد المسلط (Applied Stress) يجب أن يكون في الأقل مساوياً لمعدل الإجهاد الداخلي ، وفي حالة كون الدقائق كروية ، فإن إجهاد القص (τ) Shear Stress [٦٦] .

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

حيث أن :

G : يمثل معامل القص (Shear Modulus) .

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

f : هو الكسر الحجمي (Volume Fraction) للدقائق المترسبة .

لا تعطي المعادلة (٢ - ١) دلالة على الحجم الحرج لتشتيت الدقائق الذي تصبح عنده أعلى صلادة ، إذ أن هذه المعادلة لا تعتمد على المسافة بين الدقائق ، لذلك عدّ العالمان (Mott and Nabarro) الحد الذي تستطع الإنخلاء أن تتحني به أمام الدقيقة تحت تأثير الإجهاد ، كالاتي [٦٧] :

$$R = \alpha Gb/\tau \dots\dots\dots (2-2)$$

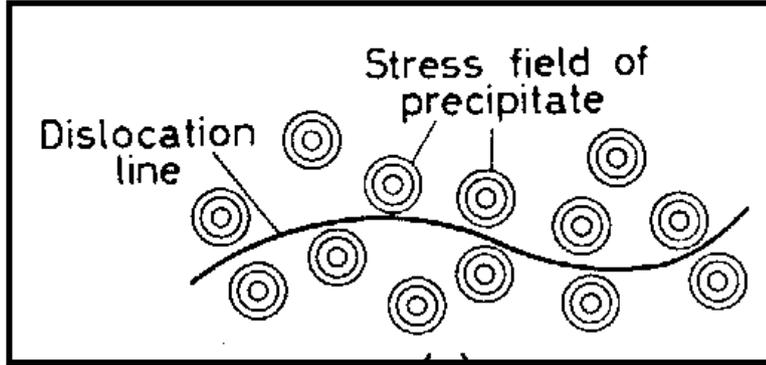
حيث أن :

R : نصف قطر انحناءة الإنخلاء .

b : يمثل متجه بركرز (Burgers Vectors) .

α : (ثابت) ، عملياً تم استخراجها لمعظم المعادن (٠.٥) .

ولذلك فإن أصداد السبائك المعتقة التي مقاومة الخضوع (Yield Strength) فيها قد تصل إلى ($G / 100$) تقريباً، فإن الإنخلاء تستطيع الانحناء بمنحني نصف قطره يساوي (٥٠) مسافة ذرية (Atomic Spacing)، وإذا كانت المسافة بين الدقائق منتظمة فإن الإنخلاء تستطيع تجنب العوائق ، وتتخذ مساراً يوضحه الشكل (٢ - ٣) [٦٩] .

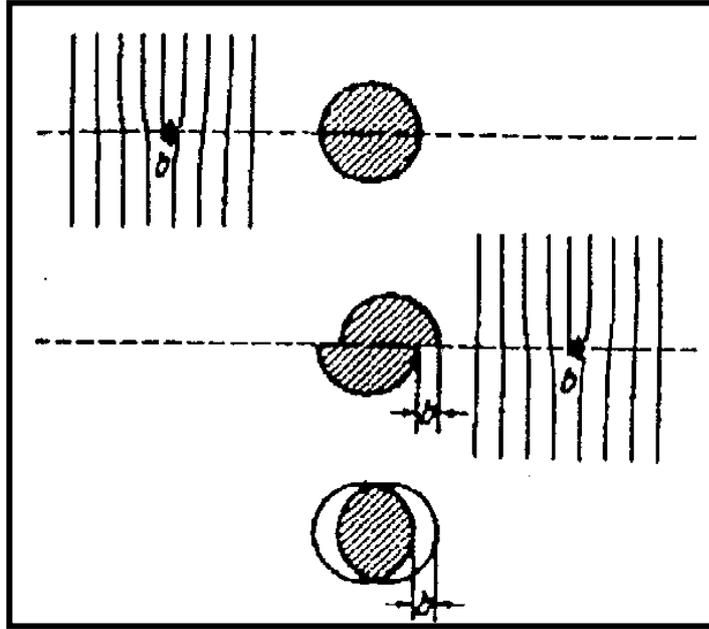


الشكل (٢ - ٣) رسم تخطيطي يوضح خط الإنخلاء المرن [٦٦]

٢ - ٤ - ٢ الإصداد الكيماوي Chemical Hardening

إذا اخترقت الإنخلاء منطقة التجمع (Cluster Zone) او الدقائق المترسبة ، كما في الشكل (٢ - ٤) ، فسيطرأ تغيير على عدد ذرات المذاب والمذيب المتجاورة خلال مستوى الانزلاق (Slip Plane) ، وهذا عكس عملية التجمع . لذلك يجب إنجاز شغل إضافي عن طريق الإجهاد المسلط لتحقيق الآتي [٦٩, ٣] :

- ١ . إحداث حد فاصل (Interface) بين الدقيقة والأرضية .
- ٢ . إحداث سطح عازل بين المناطق المنتظمة (Antiphase Boundary) داخل الدقيقة ذات التركيب المنتظم .
- ٣ . التغيير في سمك الإنخلاء التي تقطع الدقيقة ، إذ إن طاقة خلل النسق البلوري (Stacking Fault Energy) للدقيقة تختلف عن الأرضية .



الشكل (٢ - ٤) رسم تخطيطي يبين دقيقة مقطوعة بواسطة انخلاء في أثناء الانزلاق
[٣]

٢ - ٤ - ٣ الإصلاذ بالتشيتت Dispersion Hardening

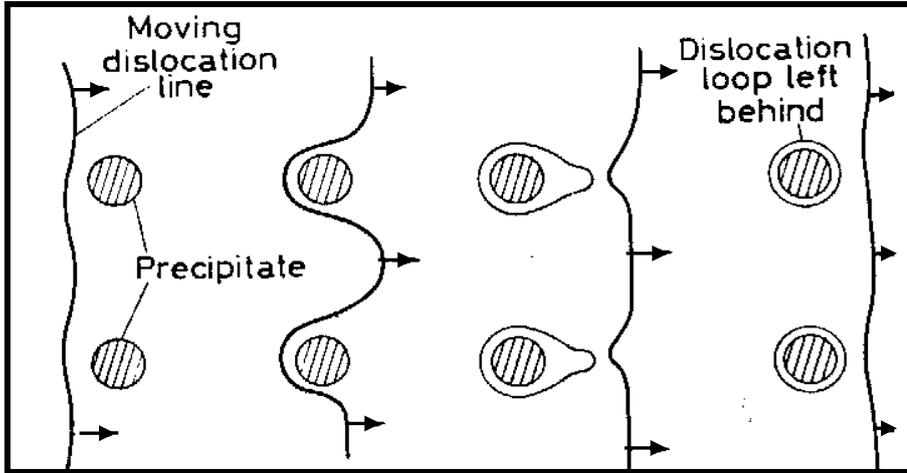
دقائق الآلية هذه غير قابلة للتشويه ، لذلك تلتف الانخلاء حول الدقائق هذه ، وكما في الشكل (٢ - ٥) . أما الإجهاد اللازم لانحناء الانخلاء بين الدقائق فيعبر عن إجهاد الخضوع الذي يحسب من العلاقة الآتية [٦٦] :

$$\tau = \frac{\alpha Gb}{L} \dots\dots\dots (2-3)$$

حيث أن :

L: يمثل المسافة الفاصلة بين الدقائق المترسبة (Separation of Precipitation)

الشكل (٢ - ٥) يوضح مقاومة الدقائق للقطع ، والذي يمثل السلوك الآخر الذي تسلكه الانخلاعات في اختلافه عن الشكل (٢ - ٤) والذي تقطع فيه الدقائق من قبل الانخلاعات ، ومن الواضح من خلال الشكل (٢ - ٥) بأن إجهاد الخضوع سوف يقل بزيادة المسافة بين الدقائق ، وهذا ما يحدث بالإفراط في التعتيق ، ولذلك حتى لو كانت الدقائق كبيرة الحجم ، فإن إجهاداً إضافياً يجب تسليطه لإجبار الانخلاء على التغلب على العوائق مقارنةً مع حالة عدم وجود هذه العوائق [٧٠] .

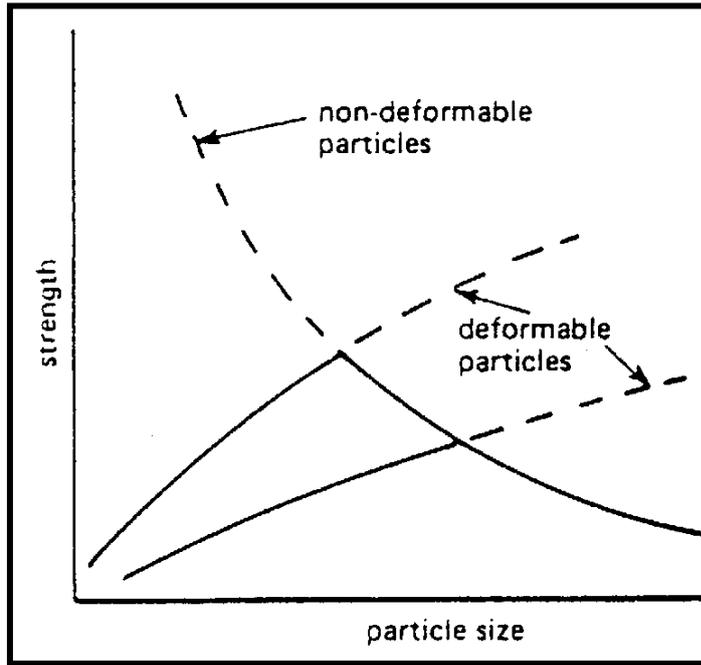


الشكل (٢ - ٥) التفاف الانخلاء حول الدقيقة [٦٩]

أما الشكل (٢ - ٦) فيوضح تأثير حجم الدقائق ونوعيتها على مقاومة الشبكة، ففي حالة الدقائق غير القابلة للتشويه (Non-Deformable Particles) وعندما تلتف

الانخلاءة حولها ، فإن مقاومة السبيكة لا تعتمد على خواص الدقائق ، بل على حجمها وتشبتها . في حين أن الدقائق القابلة للتشويه (Deformable Particles) ، عندما تقوم الانخلاءة باختراقها ، فإن الخواص الأساسية لهذه الدقائق أهمية كبيرة في تحديد عملية الإصلاذ ، وإن حجم الدقائق ليس لها أهمية كبيرة [٧٠, ٧١] .

يكون انسياب الانخلاءات طويلاً أثناء التشكيل في حالة وجود الدقائق القابلة للتشويه ، أما في حالة الدقائق غير القابلة للتشويه ، فإن انسيابها موجي (Wavy) مضطرب وتؤدي إلى إنتاج كثافة عالية من حلقات الانخلاءات (Dislocation Loops) مسببة معدل تصليد عالٍ [٦٩] .



الشكل (٢ - ٦) تأثير حجم الدقائق ونوعيتها على مقاومة السبيكة [٦٩]

٢ - ٥ التغييرات في التركيب المصاحبة للترسيب

Change in Structure Accompanies Precipitation

إن التغييرات التركيبية في أثناء المراحل الأولية من الترسيب صغيرة إلى حد لا يمكن تحسسها بالمجهر الضوئي (Light Microscope) ، لذلك فمن الضروري استعمال أجهزة تحليل عالية كالمجهر الإلكتروني (Electron Microscope) وغيره .

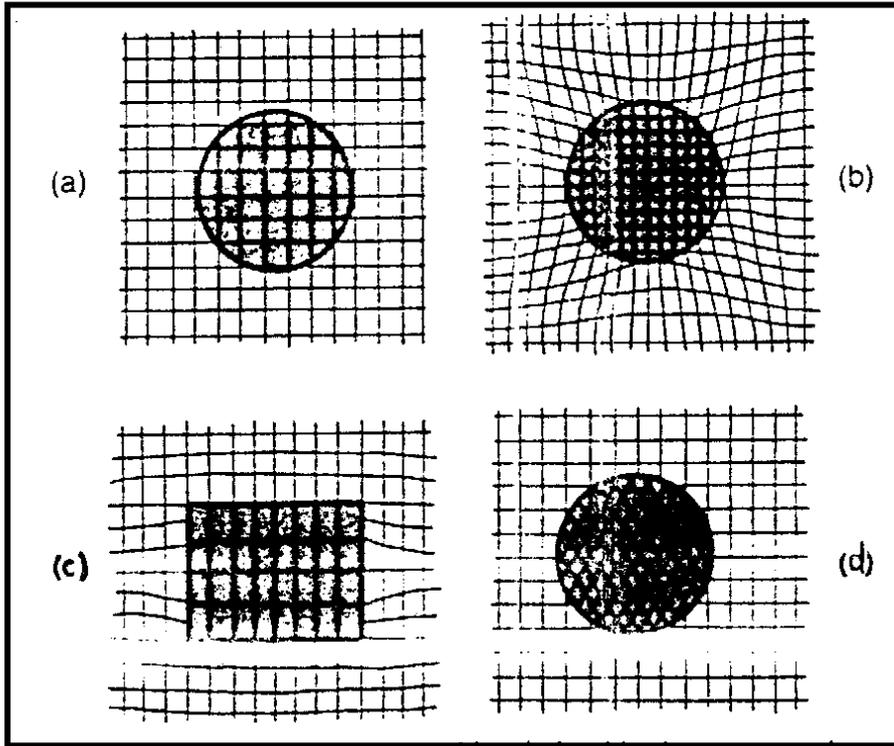
والجدول (٢-٢) يبين نتائج الترسيب (Sequence of Precipitation) لعدد من سبائك الألمنيوم [٦] :

الجدول (٢ - ٢) يبين سلسلة الأطوار المترسبة أثناء التعتيق في عدد من سبائك
الألمنيوم [٦]

Alloy	Sequence of Precipitation
Al - Cu	Zones (Plates or disks) $\rightarrow \theta''(disks) \rightarrow \theta' \rightarrow \theta(CuAl_2)$
Al - Cu - Mg	Zones (rods or spheres) $\rightarrow S' \rightarrow S(Al_2CuMg)$
Al - Zn - Mg	Zones (spheres) $\rightarrow M'(Plates) \rightarrow M(MgZn)$
Al - Mg - Si	Zones (rods) $\rightarrow \beta' \rightarrow \beta(Mg_2Si)$
Al - Li - Cu	Zones $\rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta(CuAl_2)T_1(CuAl_2Li)$ $\sigma \rightarrow \sigma(AlLi)$
Al - Ag	Zones (spheres) $\rightarrow \gamma'(Plates) \rightarrow \gamma(Ag_2Al)$

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

تكون طاقة الانتقال عالية في المراحل الأولى من الترسيب ، وذلك لوجود التطابق ، لاختلاف المسافة الذرية بينهما . وتقل الطاقة هذه كلما انفصلت الشبكتان عن بعضهما بنمو الطور الجديد ، ويرافق ذلك ازدياد الطاقة السطحية ، وعندها يميل النظام إلى تقليل طاقته السطحية بنمو هذه الدقائق وانحلال الصغيرة منها . إن الترسيبات خلال مراحل التعتيق تكون أما متطابقة (Coherent) أو شبه متطابقة (Semi Coherent) أو غير متطابقة (Incoherent) وكما موضح بالشكل (٢ - ٧) [٧١] .



الشكل (٢ - ٧) رسم تخطيطي يوضح التغيرات في شبكتي المعدن الأساس والترسيبات
(الطور الثانوي) [٦]

a: تطابق تام b: تطابق مع الانفعال c: شبه التطابق d: عدم التطابق

٢ - ٦ المعاملات الحرارية - الميكانيكية لسبائك الألمنيوم

Thermo - Mechanical Treatment of Al-Alloys

يمكن تقسيم المعاملات الحرارية - الميكانيكية إلى نوعين [٧٢] :

الأولى : هي المعاملات الحرارية - الميكانيكية الوسطية ، وتستخدم عند أي خطوة بعد الصب وقبل التعتيق .

الثانية : هي المعاملات الحرارية - الميكانيكية النهائية ، التي تستخدم بعد الإخماد وقبل التعتيق .

٢ - ٦ - ١ المعاملات الحرارية - الميكانيكية الوسطية

Intermediate Thermo Mechanical Treatment

يتم استخدام المعاملات الحرارية - الميكانيكية الوسطية لتحسين قابلية التصنيع (Fabricability) ، كذلك فهي عملية إنتاجية . وفي السنوات الأخيرة، استخدمت لتغيير شكل وحجم الدقائق التكوينية والمشتتة لتحسين المتانة والمطيلية ، وكذلك لتنعيم البلورات وتغيير شكلها ، واستخدمت أيضاً للسيطرة على عملية إعادة التبلور .

٢ - ٦ - ٢ المعاملات الحرارية - الميكانيكية النهائية

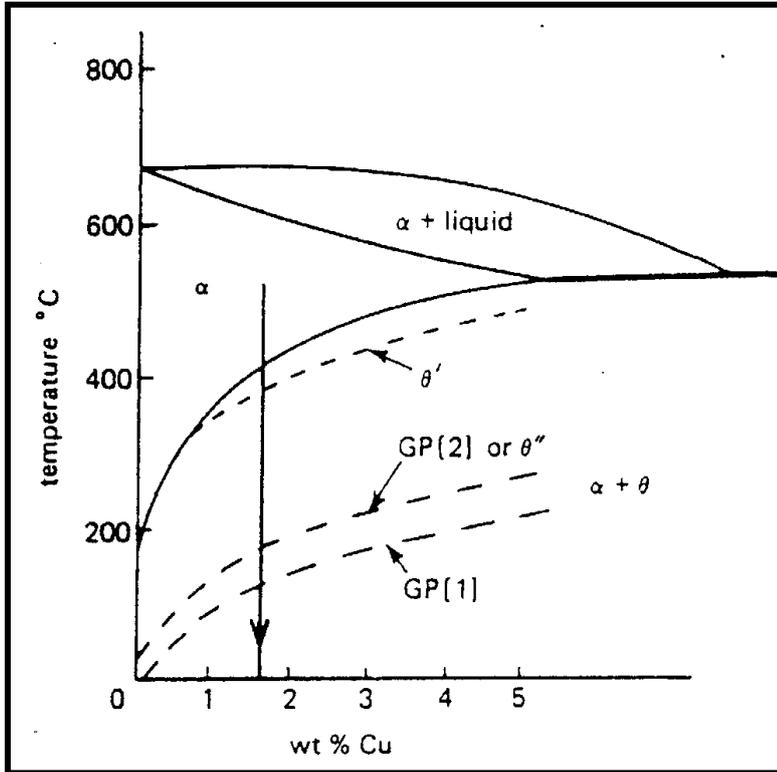
Final Thermo - Mechanical Treatment

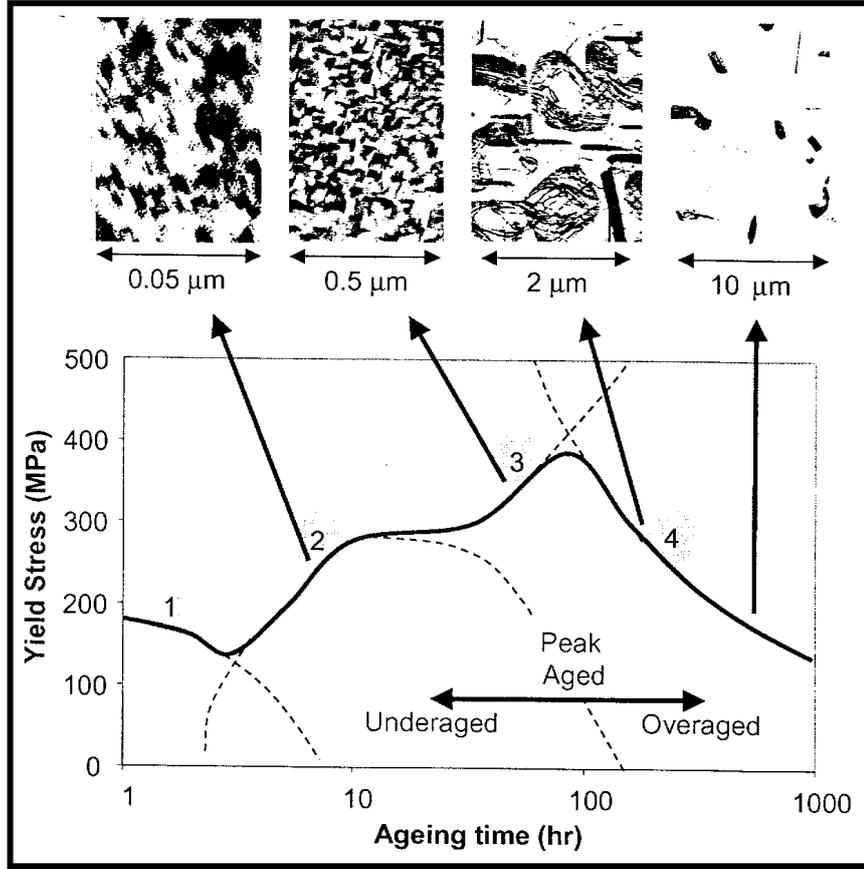
تستخدم المعاملات الحرارية - الميكانيكية النهائية في زيادة المقاومة في سبائك (Al - Cu) ، إن إجراء تشكيل على البارد قبل التعتيق الاصطناعي لهذه السبائك بعد الإخماد يزيد من مواقع التخليق غير المتجانس لدقائق التصليد ، إلا أن استخدامها مع سبائك (Al - Li - Cu - Mg) لا يحسن المقاومة فقط ، بل المتانة أيضاً ، إذ تزيد من كثافة الطور (Al₂CuMg) وبحجوم ناعمة .

٢ - ٧ الترسيب في سبائك (ألومنيوم - نحاس)

Precipitation in Al - Cu Alloys

يُعد نظام (Al - Cu) من أكثر الأنظمة التي تتضمن عدداً من الأطوار الوسيطة في أثناء عملية الترسيب ، وكما مبين في الشكل (٢ - ٨) .





الشكل (٢ - ١٠) منحنى (إجهاد الخضوع - زمن التعتيق) لسبيكة

ألمنيوم - نحاس [٧٥]

أما منطقة (GP٢) فهي ذات تركيب رباعي (Tetragonal) ، ومتطابقة مع الشبكة الأساس بالاتجاهين (a, b) وغير متطابقة مع الاتجاه (c) وتتكون على مستويات { ١٠٠ } ، إن حجم هذه المنطقة يتراوح بين (١٠٠-١٠٠ Å) سمكاً و (٢٠٠ - ١٥٠٠ Å) قطراً ، وتعد هذه المنطقة طوراً ، لذا يرمز لها بـ (θ'') ، ويعتقد أنها تتضمن نسبة نحاس أقل من (١٧%) في المراحل المبكرة من تكوينها . وبزيادة زمن التعتيق فإن محتوى النحاس سيزيد فضلاً عن زيادة حجمه ، وتزداد الصلادة وإجهاد الخضوع أكثر من منطقة (G.P.١) . الشـ

(٢ - ٩) والمنطقة (٣) في الشكل (٢ - ١٠) [٧٣, ٧٤] .

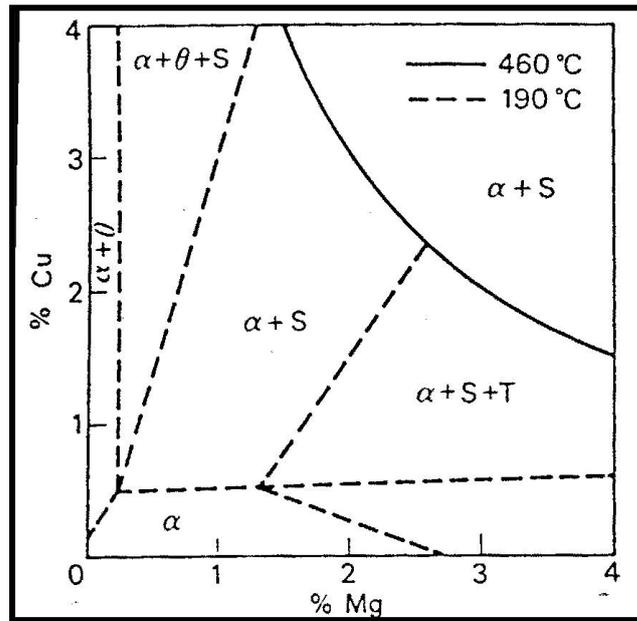
إن وجود الطور (θ') بكمية كبيرة يعني أن السبيكة بحالة الإفراط في التعتيق (Over Ageing) وكما مبين في الشكل (٢ - ٩) والمنطقة (٤) في الشكل (٢ - ١٠) ، والطور (θ') غير متطابق وشبه مستقر ، ويتخلق بصورة غير متجانسة وخصوصاً على الانخلاعات . إن حجم الطور هذا يعتمد على زمن ودرجة حرارة التعتيق ، ويتراوح قطره ($100 - 6000 \text{ \AA}$) ويتراوح سمكه ($100 - 150 \text{ \AA}$) وتركيبه رباعي [٦]

أما الطور (θ) فيتكون عند التعتيق بدرجة حرارة قد تصل إلى (190°C) أو أكثر، ولزمن أطول وهو طور متوازن (Equilibrium Phase) وغير متطابق بتركيبه الكيميائي (CuAl_2) ويكون رباعي متمركز الجسم [٦٧].

٢ - ٨ عملية الترسيب في سبائك (ألومنيوم - نحاس - مغنسيوم)

Precipitation in Al - Cu - Mg Alloys

عملية الترسيب في سبائك (Al - Cu - Mg) في المنطقة ذات الطورين ($\alpha + S$) ضمن مخطط أطوار السبائك أعلاه والموضح بالشكل (٢ - ١١) كانت موضوع العديد من الدراسات .



الشكل (٢ - ١١) الجزء الغني بالألمنيوم من مخطط أطوار

ألمنيوم - نحاس - مغنيسيوم [٣]



إنّ تسلسل عملية الترسيب في هذه السبائك معقد ، ويعتمد على النسبة الوزنية (Cu/Mg) ، فإذا كانت النسبة تساوي (٢.٢) وحسب اقتراح العالم (Bagaryatsky) يكون التوالي كالاتي [٧٥, ٧٦, ٧٧].

Super Saturated Solid Solution (SSSS) → GPB Zones → S'' → S' → S (Al₂ Cu Mg)

وسميت مناطق (GP) في هذه السبائك بمناطق (Guinier – Preston – Bagaryatsky (GPB)) . أما التوالي مراحل الترسيب طبقاً لما اقترحه العالم (Silock) فهو يفتقد للطور الوسطي (S'') ويكون كالاتي [٧٨] :

Super Saturated (α) → GPB Zones < ٠٠١ > (rods) → S' → S (laths)

إنّ مناطق (GPB) تكون بشكل قضبان (اسطوانات صغيرة) بقطر يتراوح (٠.١ - ٠.٨ A°) وطولها يتراوح (٠.٤ - ٠.٨ A°) . أما التخليق غير المتجانس لشرائح من الطور (S) أو (S'') فيتكون على خطوط الانخلاعات .

الطور (S') يكون بشكل معين (Orthorhombic) بأبعاد (a = ١.٩٢٥ nm, b = ٠.٤٠٤ nm, c = ٠.٧١٨ nm) ، أما الطور (S) فيكون معين أيضاً بثوابت شبكة مقاربة لتلك المعطاة لـ (S') (a = ٠.٤٠٠ nm, b = ٠.٩٢٣ nm, c = ٠.٧١٤ nm) ، وبسبب كون الفرق بين أبعاد الشبكة للطورين قليلاً جداً ولعدم إمكانية التمييز بين الطورين بواسطة المجهر الإلكتروني ، لذا فإن بعض الباحثين يذهب إلى أنهما يجب أن لا يفترضا كطورين منفصلين [٧٦, ٧٨] .

أما إصلاح السبائك الواقعة ضمن المنطقة (α + S) من مخطط أطوار (Al - Cu - Mg) فإنه يتميز بمرحلتين ، وعموماً يعزى الإصلاح في المرحلة الأولى إلى تكوين مناطق (GPB) ، بينما المرحلة الثانية فيعزى إصلاحها إلى تكوين الطور (S')

(أو (S) ، ولا زال الجدل مستمراً حول آلية الإصلاح في هذه السبائك ، لذلك هناك تفسيرات كثيرة ، لعل أكثرها قبولاً هي [٧٨] :

١. تكوين مناطق (GPB) سبب الإصلاح المبكر من التعتيق للمرحلة الأولى ، أما المرحلة الثانية من الإصلاح فسببها ترسيب الطور (S) ، وهذا ما اقترحه العالم (Silcock) عام (١٩٦١ - ١٩٦٠) .
٢. تعقد ذرات النحاس مع ذرات المغنيسيوم فينتج الإصلاح السريع في المرحلة الأولى ، بينما تعزى المرحلة الثانية إلى تكوين مناطق (GPB) ، هذا ما فسّره الباحث (S.P. Ringer) عام (١٩٩٧) .
٣. أما الباحث (Ratchev) عام (١٩٩٨) ، فعزى مرحلتي الإصلاح إلى نشوء طور (S'') أو (S) على الانخلاعات مما يؤدي إلى عرقلة حركتها .

حديثاً ، التفسيرات حول أصل الإصلاح السريع لهذه السبائك ناتج عن التغيرات في البنية المجهرية خلال التعتيق التي تضمنتها المعاملات الآتية [٧٨, ٧٩] :

١. مباشرة بعد عملية الإخماد ، التحام سريع لفراغات الإخماد (Quenched in Vacancies) ، ينتج تكثيف الفراغات وتكوين عدد كبير من حلقات الانخلاعات تقع على مستويات a { ١١٠ } .
٢. خلال أزمان تعتيق واطئة بدرجات حرارة عالية مثلاً (١٥٠°C) يحدث الإصلاح السريع نتيجة إعادة التوزيع الدقيق لذرات المذاب (النحاس والمغنيسيوم) وتداخلها مع الانخلاعات .
٣. الانتشار (Diffusion) بين ذرات المغنيسيوم والنحاس على حلقات الانخلاعات يقود إلى الترسيب غير المتجانس لطور (S) على هذه العيوب .
٤. باتجاه نهاية قمة الصلادة (Hardness Plateau) ، تترسب مناطق (GPB) بشكل دقيق (Fine) ومتجانس (Uniform) ، وإن الشروع في تكوين مناطق (GPB) سبب الصلادة للمرحلة الثانية .
٥. فرط التعتيق (Over Ageing) يحدث بإبدال مناطق (GPB) تدريجياً بترسبات (S) الذي تبدأ جسيماته بالنمو وتصبح كبيرة (Coarser) .

٢ - ٩ الكسر في المعادن Fracture of Metals

الكسر هو انفصال (Separation) أو تجزؤ (Fragmentation) جسم صلب إلى قسمين أو أكثر تحت تأثير الإجهاد [٦] .

إن عملية الكسر يمكن النظر إليها على أنها متكونة من مرحلتين [٨٠] :

١. مرحلة تكوين الشق (Crack Initiation) .
٢. مرحلة نمو الشق (Crack Propagation) .

ونوع الكسر يعتمد بصورة أساسية على ميكانيكية نمو الشق ، ويصنف الكسر في المعادن إلى صنفين رئيسيين هما [٨١, ٨٢] :

٢ - ٩ - ١ الكسر القصيف Brittle Fracture

ويحدث الفشل فيه نتيجة الانتشار السريع للشق الذي يصل في المعدن بعد قليل من التشوه اللدن (Plastic Deformation) أو بدونه وبسرعة (٣ - ١) من سرعة الصوت . وتكون الطاقة الممتصة من قبل المعدن التي يحصل فيها هذا النوع من الكسر قليلة جداً .

ويصنف الكسر القصيف إلى نوعين حسب مسار الشق :

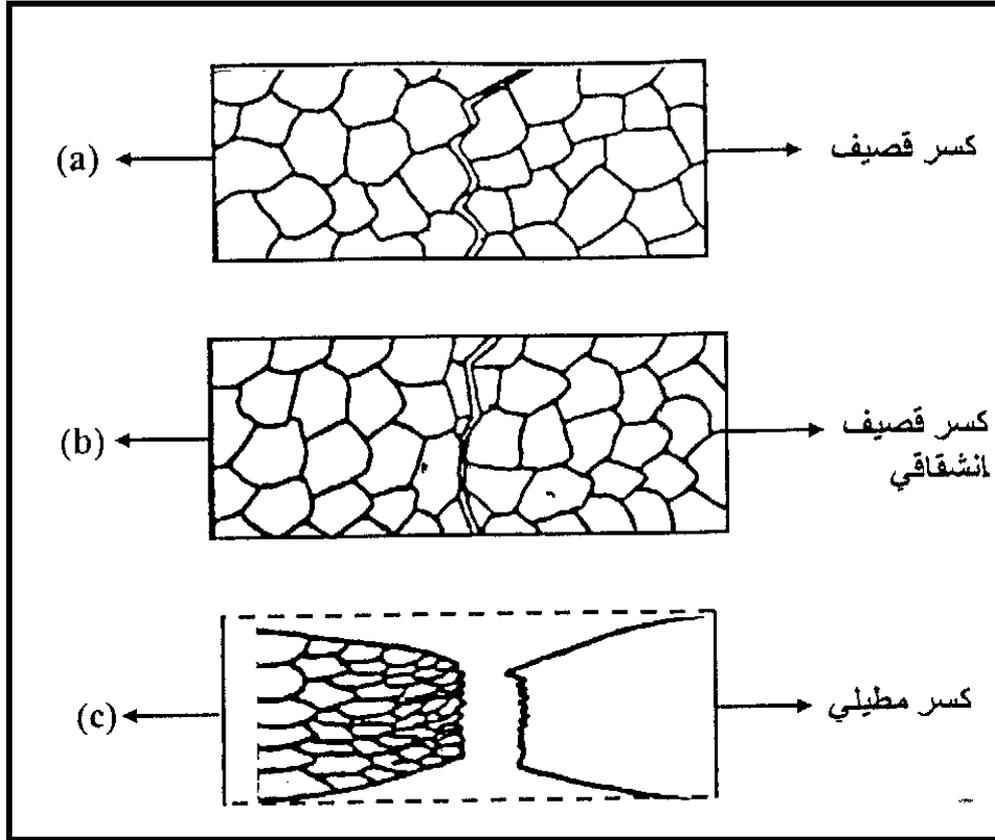
- أ. الكسر القصيف حول الحبيبات (Intergranular) حيث تكون الشقوق على طول حدود الحبيبات .
- ب. الكسر التشققي (Cleavage) ويكون مسار الكسر فيه على طول مستويات التشقق .

٢ - ٩ - ٢ الكسر المطيلي Ductile Fracture

يتصف هذا النوع من الكسر بأن الطاقة الممتصة عالية نسبياً ، ويحصل بعد تشوه لدن عالٍ نتيجة النقصان في مساحة المقطع . ويحدث الكسر المطيلي نتيجة لحصول ما يأتي [٤٤] :

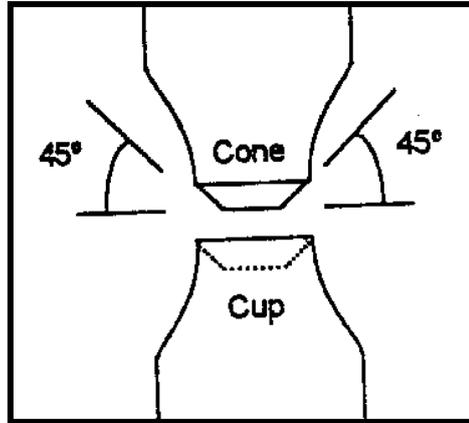
١. تكون ونمو واندماج الفراغات (الفجوات) (Voids) .
٢. التناقص المستمر في مساحة المقطع العرضي .
٣. أعلى قص على امتداد مستويات القص .

والشكل (٢ - ١٢) يوضح أنواع الكسر في المعادن .



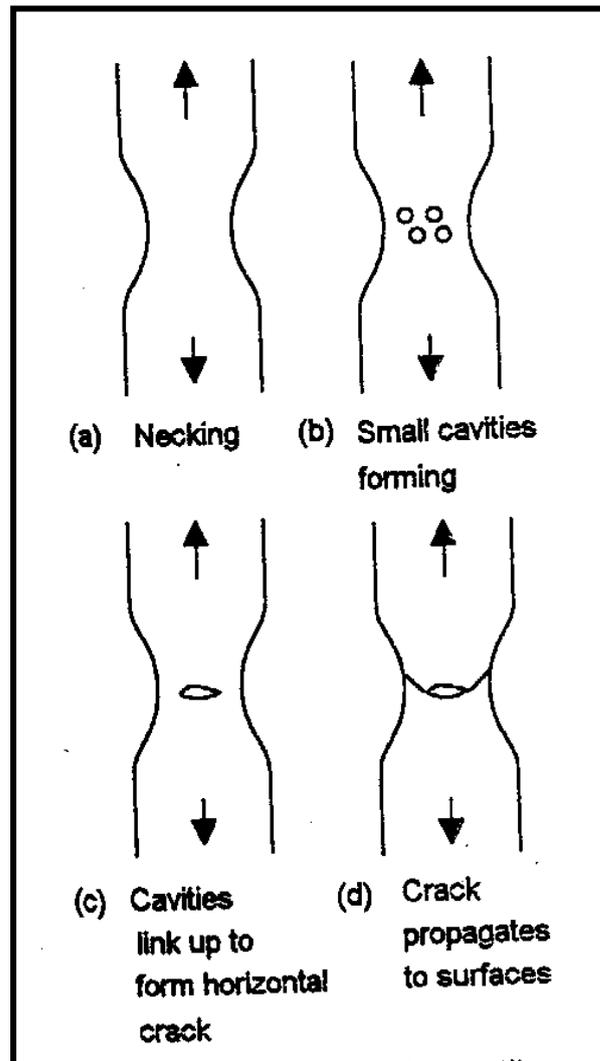
الشكل (٢ - ١٢) أنواع الكسر في المعادن [٨٢]

والكسر المطيلي الذي يحدث بتكوين ونمو الفجوات يبدأ عادة عند جسيمات الطور الثاني (Second Phase Particles) ، فإذا كانت هذه الجسيمات تنتشر داخل الحبيبات ، فالكسر سوف يكون عبر الحبيبات (البلورات) (Transgranular) ، وإذا كان موقع هذه الفجوات على الحدود الحبيبية ، فالكسر سوف يحدث بين الحبيبات (البلورات) (Intergranular) . والشكل (٢ - ١٣) يوضح شكل الكسر المطيلي (Cup and Cone) .



الشكل (٢ - ١٣) الكسر المطيلي [٤٤]

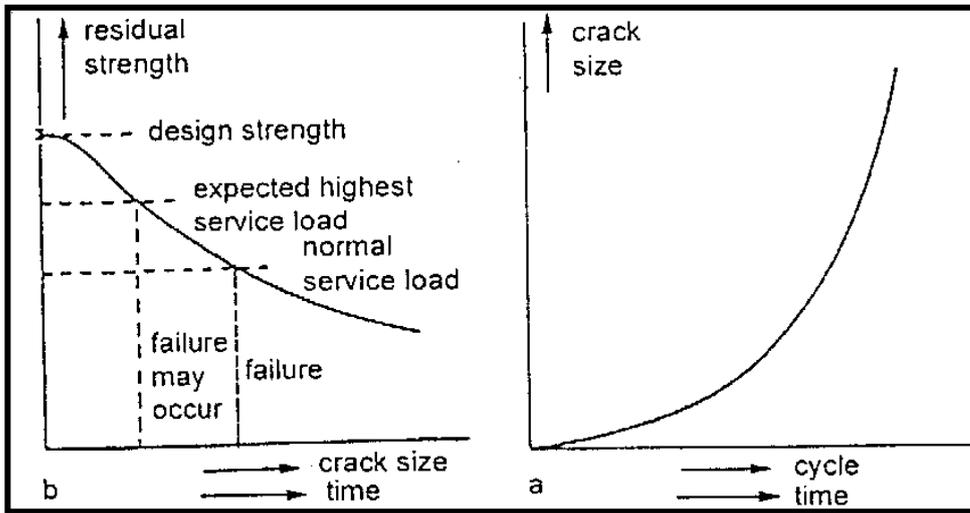
أما الشكل (٢ - ١٤) فيوضح مراحل الكسر المطيلي .



الشكل (٢ - ١٤) مراحل الكسر المطيلي [٤٤]

٢ - ١٠ ميكانيك الكسر Fracture Mechanics

يُعد ميكانيك الكسر الأسلوب الرياضي الأكثر استخداماً في تحديد مقاومة الأجزاء الهندسية للأحمال المسلطة عليها بوجود الشقوق ، فهو يعطي المفاهيم الأساسية والمعادلات الرياضية لكيفية نمو هذه الشقوق ، وكيفية تأثير مقاومة الأجزاء الهندسية بزيادة طول الشق [٨٤، ٨٣] ، كما في الشكل (٢ - ١٥) .



الشكل (٢ - ١٥) منحنى المقاومة ومنحنى نمو الشق [٨٣]

a : علاقة حجم الشق مع عدد الدورات والزمن .

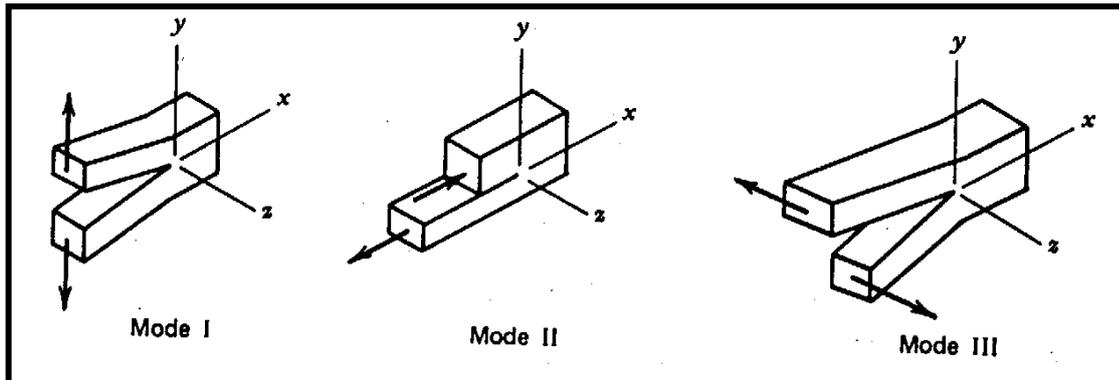
b : علاقة المقاومة مع حجم الشق والزمن .

لذا فإن تحديد آلية الكسر ، أي معرفة سلوك الكسر تجري من خلال معرفة الإجهادات المسلطة على الشقوق المؤدية إلى الكسر ، وإن ظهور الشقوق ونموها في الأجزاء الهندسية الناتجة عن التحميل الساكن والمتكرر ، أو التحميل المركب وبتأثير البيئة المحيطة يسبب نقصان في مقاومة هذه الأجزاء [٨٥] .

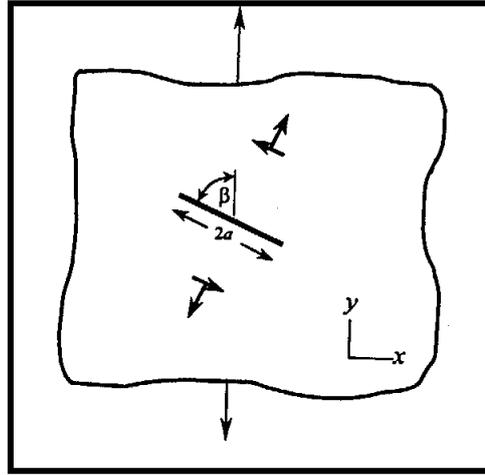
وهناك ثلاثة أساليب [٨٦] تبين أنواع الإجهادات المسلطة على الأجزاء الهندسية التي تحتوي على الشقوق ، وتسبب الكسر :

١. أسلوب الفتح Mode I : Opening Mode ، وهو الأسلوب الأكثر شيوعاً في التطبيقات الهندسية ، وتكون فيه حركة نمو الشق باتجاه عمودي على الإجهادات المسلطة على الجزء الهندسي .
٢. أسلوب الانزلاق Mode II : Sliding Mode ، ويمتاز الانزلاق فيه باتجاه عمودي على قمة الشق وموازي للإجهادات المسلطة على الجزء الهندسي .
٣. أسلوب التمزيق Mode III : Tearing Mode ، ويمتاز الانزلاق فيه باتجاه عمودي على فتحة الشق وموازي للإجهادات المسلطة على الجزء الهندسي .

الأساليب الثلاث للإجهادات المسلطة يوضحها الشكل (٢ - ١٦) ، والشكل (٢ - ١٧) يمثل جمع الأسلوبين الأول والثاني على المستوى المائل .



الشكل (٢ - ١٦) الأساليب الثلاثة للإجهادات المسطحة [٩]

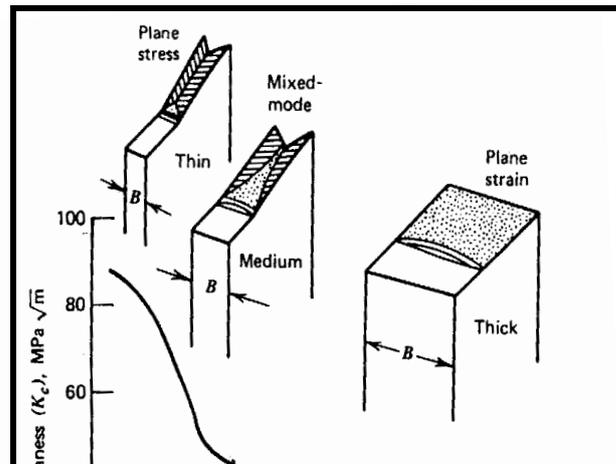


الشكل (٢ - ١٧) جمع الاسلوبين الأول والثاني على المستوى المائل [٩]

٢ - ١١ متانة الكسر Fracture Toughness

يحدث الكسر عندما تصبح قيمة الإجهادات عند قمة الشق عالية جداً ، لا تستطيع المادة أو الجزء الهندسي أن تتحملها ، وبما أن معامل شدة الإجهاد (Stress Intensity Factor (K)) يصف توزيع الإجهادات عند قمة الشق ، لذا يطلق على معامل شدة الإجهاد في حالة الكسر السريع للجزء الهندسي بمتانة الكسر .

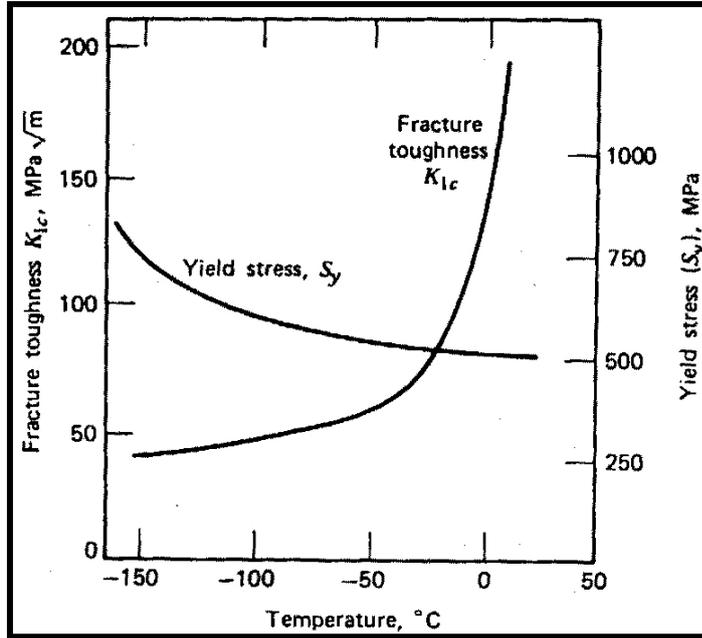
أما معامل شدة الإجهاد الحرج لحالة الإجهاد (Critical Stress Intensity Factor (KC)) فإنه يعتمد على نوع المعدن ، طول الشق ، الإجهاد الهندسي ، درجة الحرارة وسمك الجزء الهندسي [٨٤, ٨٣] . والشكل (٢ - ١٨) يبين العلاقة بين السمك متانة الكسر .



الشكل (٢ - ١٨) العلاقة بين السمك ومتانة الكسر [٩]

إنّ أقل قيمة لمعامل شدة الإجهاد يطلق عليها متانة الكسر في حالة الانفعال المستوي (Plane Strain Fracture Toughness (KIC)) ، وهي قيمة ثابتة، وتعتبر خاصية من خواص المواد ، وتتأثر بدرجة الحرارة ، سمك المعدن ومعدل الانفعال ، فمثلاً عندما تنخفض درجة الحرارة ، فإن قيمة (KIC) تقل عادةً ، بينما تزداد مقاومة الخضوع [٤٣, ٨٥] .

ويبين الشكل (٢ - ١٩) تأثير درجة الحرارة على قيمة معامل شدة الإجهاد الحرج وإجهاد الخضوع .



الشكل (٢ - ١٩) تأثير درجة الحرارة على قيمة معامل شدة الإجهاد
الخرج [٩]

٢ - ١٢ الكلال Fatigue

يستعمل مصطلح الكلال لوصف فشل المواد تحت تأثير الإجهادات المتكررة [٨٦] ، ويعرّف الكلال كذلك بأنه التغيير التدريجي في تركيب المادة عند تعرضها إلى إجهادات أو انفعالات متناوبة أو دورية متكررة ، والتي تكون نتيجتها تكوّن الشقوق و حدوث الكسر بعد عدد معين من الدورات [٨٧] .

٢ - ١٣ طبيعة الكلال Nature of Fatigue

توصف ظاهرة الفشل بسبب الكلال بأنها عملية تكوّن الشقوق ونموها إلى الحجم غير المستقر الذي ينتهي بالفشل التام بشكل مفاجئ نتيجة تعرّض الأجزاء إلى إجهادات غير ساكنة ، إذ إن الفشل الذي يحدث في المعدن بسبب الكلال ينتج عن أحمال متغيرة أو متناوبة بحيث إن أعلى حمل كافٍ لإحداث الكسر بهذه الطريقة ، أقل بكثير من الحمل المستقر اللازم للكسر [٨٨] .

إن خطورة الفشل بالكلال تكمن في عدم حصول تشوهات ظاهرية في منطقة الكسر ، وهذه واحدة من مخاطر الكلال لعدم وجود دلالة أولية لحظة حدوث الكسر ، كما إن شقوق الكلال عموماً مجهريّة الحجم ، ومن الصعب كشفها وتنمو لحظياً مسببة الكسر الكامل في وقت قصير [٨٩] .

يعد هذا النوع من الفشل أكثر الأنواع شيوعاً ، ويمثل أكثر من (٩٠%) من فشل الأجزاء الهندسية في الحياة العملية ، ويعتمد هذا الفشل على أربعة عوامل رئيسية ، هي [٩٠] :

- ١ . طول الشق (Crack Length) .
- ٢ . الإجهاد الدوري (Cyclic Stress) .
- ٣ . الظروف المحيطة (Environmental Condition) .
- ٤ . طبيعة المادة وخواصها (Material Properties) .

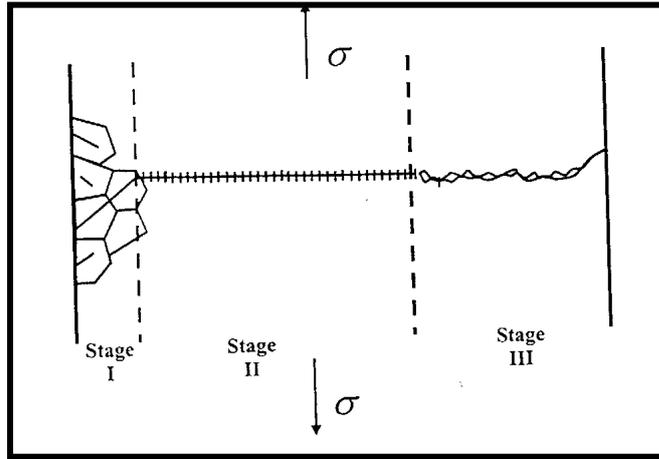
٢ - ١٤ آلية فشل الكلال Fatigue Failure Mechanism

تقسم آلية فشل الكلال إلى ثلاث مراحل ، هي [٨٧, ٨٨, ٩١] :

- ١ . مرحلة نشوء الشق (Crack Initiation) .

٢. مرحلة نمو الشق (Crack Propagation) .
 ٣. مرحلة الفشل النهائي (Final Failure) .

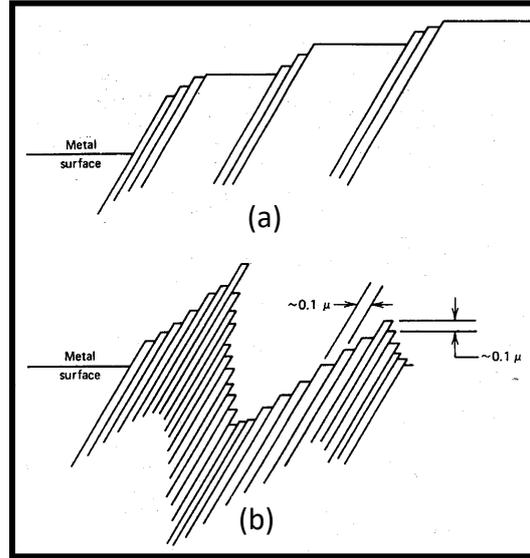
ويمثل الشكل (٢ - ٢٠) رسماً تخطيطياً يوضح المراحل الثلاث .



الشكل (٢ - ٢٠) رسم تخطيطي يبين المراحل الثلاث لآلية الكلال [٦]

٢ - ١٤ - ١ مرحلة نشوء الشق

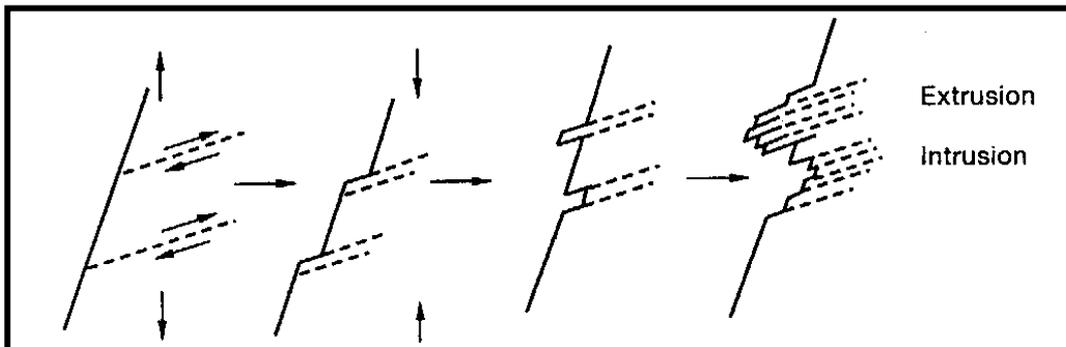
يبدأ تكون نواة الشق على سطح القطعة بسبب حركة الانخلاعات (Dislocations) الناتجة عن تأثير الإجهادات الدورية التي تتعرض لها القطعة ، وهذه الحركة تنتج حجم انزلاق تتحرك في مستويات القص وتندفع إلى الخارج ، وبذلك ينتج سطح مكون من قمم (بروزات) ووديان (تجاويف) (Extrusions and Intrusions) على سطح المعدن ، وإن هذه البروزات والتجاويف تمثل مناطق لتمرکز الإجهادات التي يمكن أن تكون المحل الموضوعي لبدء نواة الشق .
 شكل (٢ - ٢١) [٨٨ ، ٩٢] .



الشكل (٢ - ٢١) الانزلاق في المعادن المطيلية نتيجة تعرضها لأحمال خارجية

a : إجهادات ساكنة b : إجهادات دورية [٩]

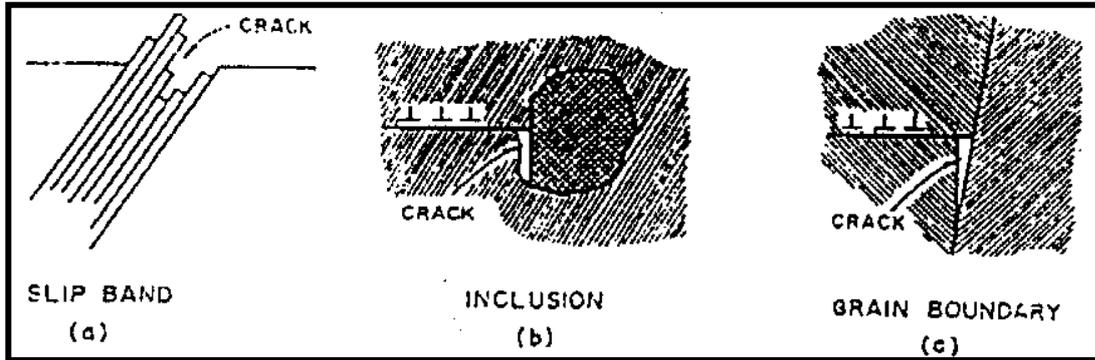
أما الشكل (٢ - ٢٢) فيمثل البروزات والتجاويف .



الشكل (٢ - ٢٢) مراحل تكوين زوج من البروزات / التجايف [٦]

تنمو أغلب شقوق الكلال عبر الحبيبات ، وقد تنمو كذلك على طول حدود الحبيبات ولكن بدرجة أصغر كثيراً . أما بالنسبة لآلية الكلال فلا تتكون حزم انزلاق ، وإنما تتكون في الغالب شقوق صغيرة بشكل مباشر عند مناطق الفراغات أو عند الاتصال بين الحبيبات ، ثم تنمو على طول المستويات المعرضة لأكبر إجهاد شد [٨٦] .

ومن المعروف أيضاً أن شقوق الكلال تنشأ قرب الشوائب الموجودة على السطح أو تحته مباشرة ، وهذه الشوائب الموجودة تكون حدود حبيبية أو خدوشاً حادة أو نُقراً أو حُزم انزلاق أو عند النقطة الثلاثية (Triple Point) ، إذ تتعادل أطوار المادة الثلاثية ، كما في الشكل (٢ - ٢٣) [٦] .



الشكل (٢ - ٢٣) بعض آليات تكوّن نواة الشق [٦]

وقد أكدت أبحاث كل من (Plombridge and Ryder) [٨٢] ، إن نشوء شق الكلال يكون عادة على السطح للأسباب الآتية :

١. تركيز الإجهادات يكون أكبر ما يمكن على السطح ، وفي التطبيقات العملية يحدث نشوء الشق في التراكيب الهندسية عند تركز الإجهادات الناجم عن التغير في المقطع ، أو عند المقطع الحاد ، كما أن المعادن المتجانسة عند تعرضها إلى إجهاد شد ، فإن أكبر إجهاد يكون على السطح ، وبذلك يحصل الانحناء أو الالتواء بسبب هذا الإجهاد .

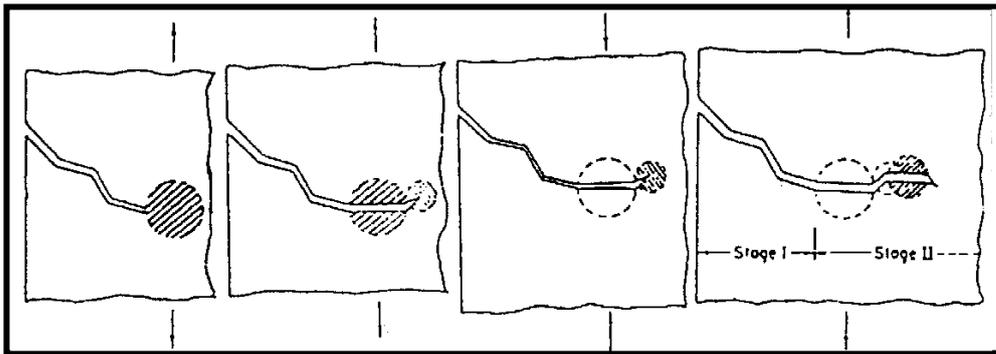
٢. إن البلورات السطحية ذات قوة ترابط أقل من البلورات الداخلية ، لذلك تكون أكثر استعداداً لحدوث الانزلاق فيها ، ونتيجة ذلك تكون بداية نشوء الشق .

٣. بسبب تأثير المحيط
أما نشوء الشق في الداخل فيعزى إلى وجود تراكيب مجهرية ذات بنية ضعيفة ، وفي المعادن المطيلية يحدث نشوء الشق على الأسطح غالباً بسبب وجود رافعات الجهد (Stress Raisers) ، إذ يحدث تغير في طوبوغرافية السطح يتبعها نشوء الشق .

٢ - ١٤ - ٢ مرحلة نمو الشق

تكون آلية نمو الشق في المعادن المطيلية على مرحلتين ، تمثل المرحلة الأولى تعميقاً للتجاويف المتكونة على سطح المادة ويحصل نمو بطيء للشق خلال البلورات وعلى طول مستويات الانزلاق ذات إجهاد القص العالي ، وقد يمتد هذا الشق إلى مسافة تصل إلى ضعف قطر الحبيبة ، وإن عدد الدورات في هذه المرحلة تكون إما قليلة أو كبيرة اعتماداً على مستوى الإجهاد وطبيعة المادة الهندسية .

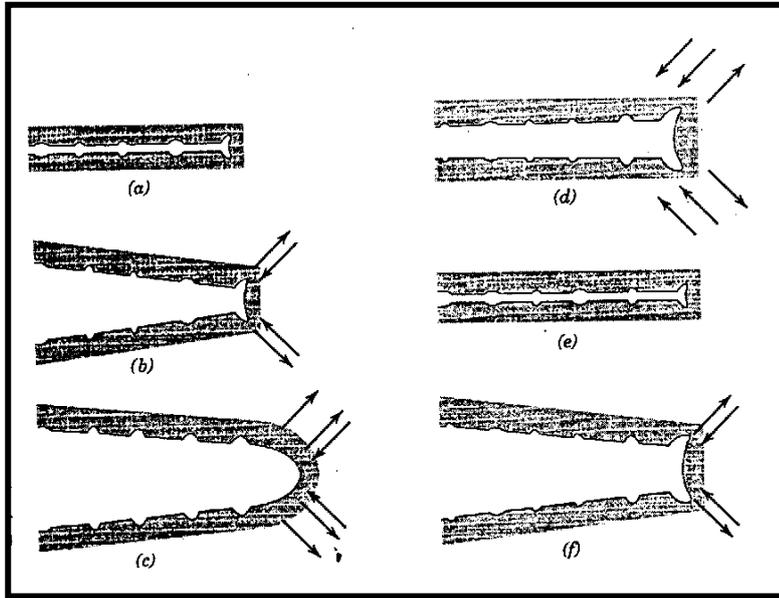
أما المرحلة الثانية من نمو الشق ، فإن معدل نمو الشق يزداد بصورة كبيرة ، ويحصل تغير في نمو الشق ، إذ ينمو الشق باتجاه عمودي على اتجاه أكبر إجهاد شد ، والسبب في ذلك يعود إلى انخفاض قيمة إجهاد القص نسبة إلى الإجهاد المباشر عند قمة الشق [٩٣] . والشكل (٢ - ٢٤) يمثل مرحلتي نمو الشق.



الشكل (٢ - ٢٤) تسلسل مرحلتي نمو الشق [٩٤]

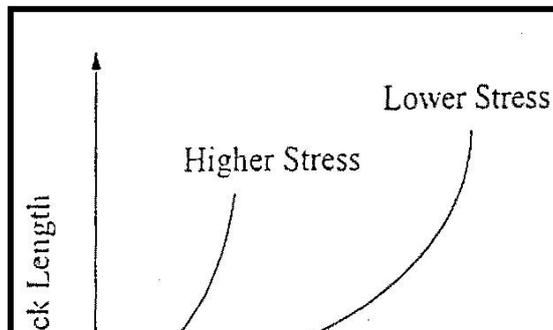
عند المرحلة الثانية يحصل نمو للشق لمسافة معينة عند كل دورة إجهاد ، إذ تترك هذه العملية آثار التقدم على سطح الكسر وتدعى هذه الآثار بالحزوز (Striation) التي يمكن ملاحظتها بالفحص المجهرى ، وتعتمد المرحلة الثانية من نمو الشق على قيمة الإجهاد ، حجم الشق ، خواص المعدن وشكله الهندسي .

ويحدث نمو الشق في هذه المرحلة وفق آلية انتفاخ وإعادة حد الشق (Crack - Tip Blunting and Resharpning) [٧٠] ، ويوضح الشكل (٢ - ٢٥) هذه الآلية .



الشكل (٢ - ٢٥) آلية انتفاخ وإعادة حد شق الكلال [٤٤]

ويتم من خلال النتائج التي تم الحصول عليها من قياس طول الشق لأعداد مختلفة من دورات الإجهاد (N) ، يتم حساب معدل نمو الشق ($\frac{da}{dN}$) حيث يكون نمو الشق دالة لمستوى الإجهاد (δ) وطول الشق (a) . والشكل (٢ - ٢٦) يوضح كيف إن طول الشق يتغير مع عدد الدورات لمستويين مختلفين من الإجهاد .

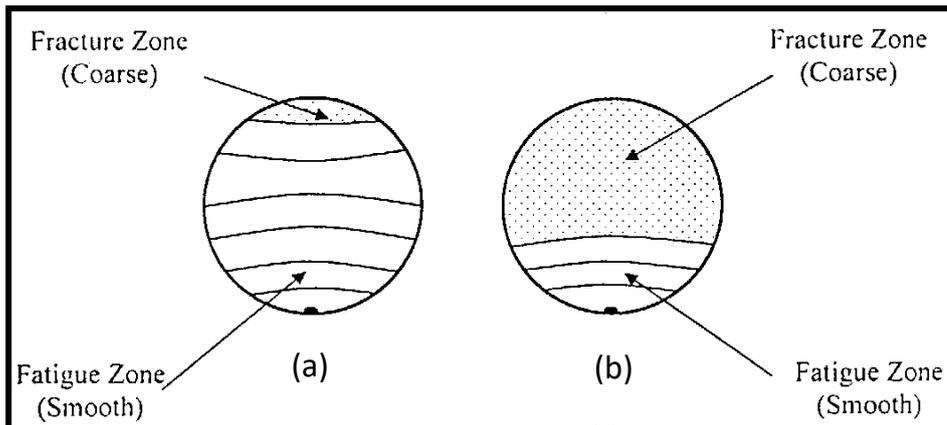


الشكل (٢ - ٢٦) علاقة طول الشق مع عدد الدورات لمستويين مختلفين من الإجهاد
[٤٤]

٢ - ١٤ - ٣ مرحلة الفشل النهائي

إن المرحلة الأخيرة من آلية فشل الكلال هي فشل المعدن بحصول الكسر المفاجئ ، وذلك بسبب وصول معامل شدة الإجهاد (K) إلى القيمة الحرجة (K_C) وتمتاز هذه المرحلة بنمو سريع للشق .

تظهر منطقة الكسر النهائي المفاجئ خشنة ، أما المنطقة التي انتشر بها الشق فتكون ناعمة ، بسبب العملية المستمرة لفتح وغلق الشق . وتكون منطقة الكسر لمقطع العينة أقل من منطقة الكلال في حالة الإجهاد الدوري الواطئ ، أما في حالة الإجهاد الدوري العالي ، فإن منطقة الكسر تظهر أكبر من منطقة الكلال كما في الشكل (٢ - ٢٧) [٩٥, ٩٦] .



الشكل (٢ - ٢٧) مناطق كسر الكلال [٨٢]

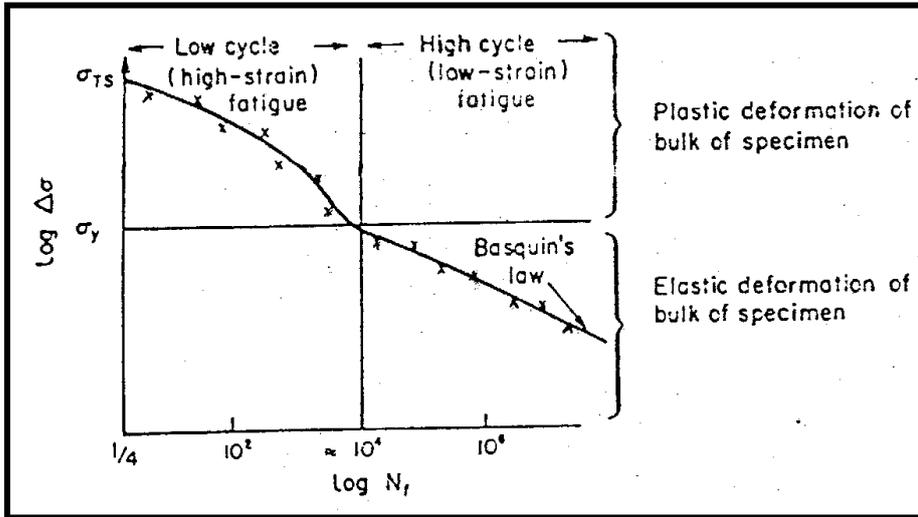
a : الإجهاد الدوري الواطئ

b : الإجهاد الدوري العالي

٢ - ١٥ أنواع التحميل Loading Types

هناك نوعان من التحميل الدوري الذي يسبب فشل الكلال ، كما موضح في الشكل)

(٢ - ٢٨) ، وهما [٩٧] :



الشكل (٢ - ٢٨) مخطط يوضح منطقة (HCF) ومنطقة (LCF) [٩٧]

١ - ١٥ - ٢ كلال الدورات الواطئة (LCF) Low Cycle Fatigue

يحصل الفشل في هذا النوع من التحميل عندما يكون الإجهاد المسلط عالٍ (أعلى من إجهاد الخضوع) ، وتكون عدد الدورات المطلوبة لحصول الفشل أقل من (10^4) دورة ، كما في أجزاء قلب المفاعلات النووية وهياكل الطائرات .

٢ - ١٥ - ٢ كلال الدورات العالية (HCF) High Cycle Fatigue

إذ يحصل هذا الفشل عندما يكون الإجهاد الواطئ أقل من إجهاد الخضوع ، ويكون عدد الدورات المطلوبة لحصول الفشل أكثر من (10^4) دورة مثل العجلات ومحاور العجلات وأجزاء المكائن .

١٦ - ٢ تخمينات أعمار الكلال Fatigue Life Estimation

١ - ١٦ - ٢ اختبارات الكلال ثابتة السعة

Constant Amplitude Fatigue Test

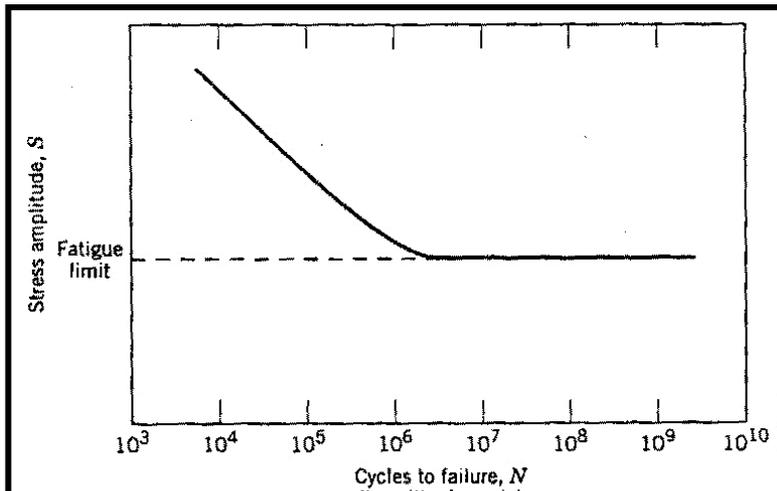
يمكن تخمين عمر الكلال في اختبارات الكلال ثابتة السعة من خلال تعريض عدد من العينات من نفس المعدن إلى حمل دوري ثابت السعة ، وملاحظة عدد الدورات التي يحصل عندها الفشل (الكسر) ، ومن ثم يمكن الحصول على علاقة بين الإجهاد المسلط وعدد الدورات ، ويمكن بناء منحنى العمر المسمى بمنحنى الإجهاد - عدد الدورات (S - N Curve) باستخدام المقياس اللوغاريتمي أو نصف اللوغاريتمي مع المنحنى [٨٨, ٩] .

ويمكن تصنيف المنحنى إلى نوعين . الشكل (٢ - ٢٩) [٨٥] .

أ. منحنى الإجهاد - عدد الدورات للمعادن الحديدية (Ferrous Metals) :

ويمتاز بظهور خط أفقي في نهاية المنحنى ، والذي يدعى بحد الكلال (Fatigue Limit) كما موضح في المنحنى (a) ، الشكل (٢ - ٢٩) ، ويمثل أعلى إجهاد يسלט على المعدن ، ولا يسبب الفشل ، إذ يكون العمر في هذه المنطقة غير محدد (Infinite Life) وهي ميزة يمتاز بها منحنى الإجهاد - عدد الدورات للمعادن الحديدية .
 ب. منحنى الإجهاد - عدد الدورات للمعادن غير الحديدية (non - Ferrous Materials)

ويمتاز بعدم ظهور حد الكلال ، إذ تستمر العلاقة عكسية بين الإجهاد - عدد الدورات ، كما مبين في المنحنى (b) ، الشكل (٢ - ٢٩) .

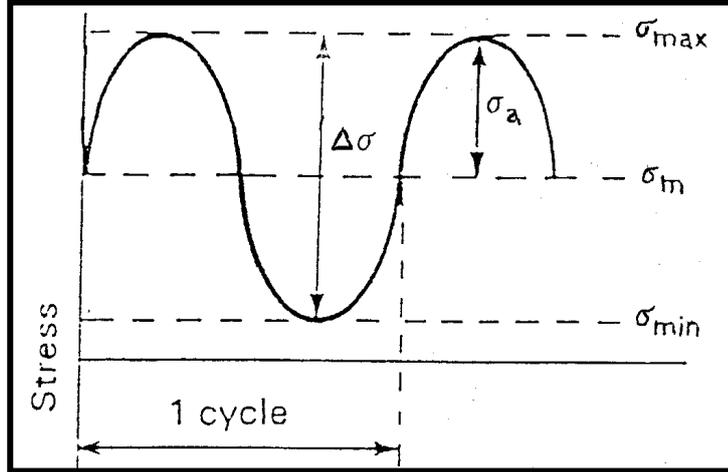


الشكل (٢ - ٢٩) منحنى الإجهاد - عدد الدورات [٨٥]

a : معادن حديدية

b : معادن غير حديدية

ويمكن تعريف دورة الإجهاد ثابتة السعة المبينة في الشكل (٢ - ٣٠) من خلال المصطلحات الآتية [٩, ٤٣] :



الشكل (٢ - ٣٠) دورة الإجهاد ثابتة السعة للكلال [٩]

١. الإجهاد الأقصى (σ_{max}) Maximum Stress : وهو أقصى إجهاد في الدورة

$$\sigma_{max} = \sigma_m + \sigma_a \dots\dots\dots (2-4)$$

٢. الإجهاد الأدنى (σ_{min}) Minimum Stress : وهو أدنى إجهاد في الدورة .

$$\sigma_{min} = \sigma_m - \sigma_a \dots\dots\dots (2-5)$$

٣. مدى الإجهاد ($\Delta\sigma$) Stress Range : وهو الفرق الجبري بين الإجهاد الأقصى والإجهاد الأدنى .

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \dots\dots\dots (2-6)$$

٤. سعة الإجهاد (σ_a) Stress Amplitude : وهو نصف مدى الإجهاد .

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \dots\dots\dots (2-7)$$

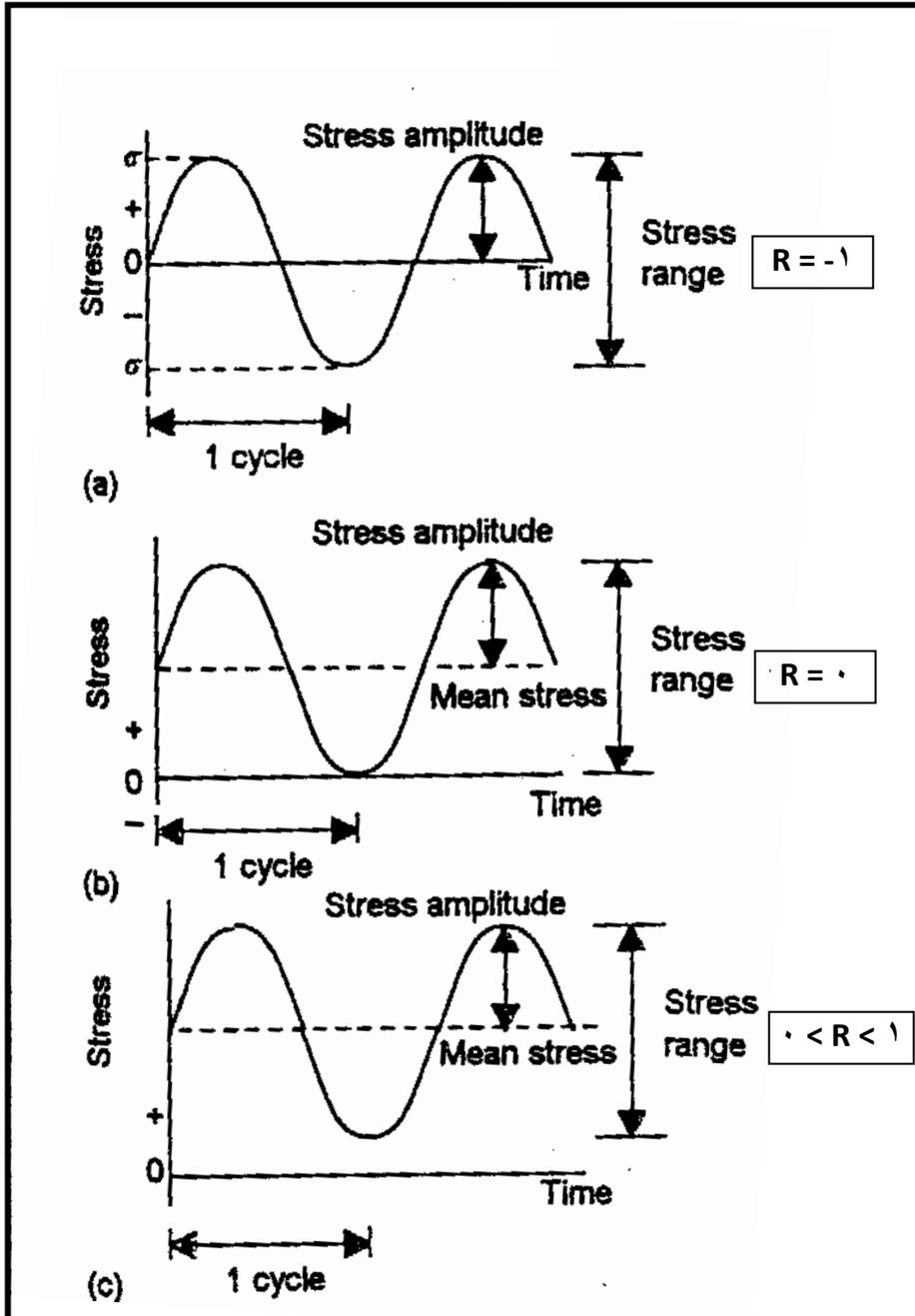
٥. متوسط الإجهاد (σ_m) Mean Stress : وهو المتوسط الجبري بين الإجهاد الأقصى والإجهاد الأدنى .

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \dots\dots\dots (2-8)$$

٦. نسبة الإجهاد (R) Stress Ratio : وهي نسبة الإجهاد الأدنى إلى الإجهاد الأقصى .

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \dots\dots\dots (2-9)$$

وتوجد قيم مختلفة لنسبة الإجهاد (R) تعتمد على قيمة الإجهاد الأقصى ، وهذه القيم يمكن ملاحظتها في الشكل (٢ - ٣١) .



الشكل (٢ - ٣١) أنواع إجهادات الكلال [٤٤]

أما القيم فهي [٧٠] :

١. ($R = -1$) عندما تكون قيمة الإجهاد الأدنى مساوية إلى قيمة الإجهاد الأقصى ، ويكون متعاكس تماماً (Completely Reversed Stress) . الشكل (٢ - ٣١ a) .
٢. ($R = 0$) عندما يكون الإجهاد الأدنى صفراً ($\sigma_{min} = 0$) ، ويكون الإجهاد متناوباً (Fluctuating Stress) . الشكل (٢ - ٣١ b) .
٣. ($0 < R < 1$) عندما يكون الإجهاد الأدنى ذا قيمة موجبة ، ويكون الإجهاد متكرراً (Repeated Stress) . (٢ - ٣١ c) .

ومن خلال القيم في أعلاه ، تتراوح نسبة الإجهاد ($-1 < R < 1$) .

٢ - ١٦ - ٢ اختبارات الكلال متغيرة السعة

Variable Amplitude Fatigue Tests

في معظم التطبيقات الهندسية يحصل الفشل بسبب الكلال نتيجة تعرض الأجزاء إلى إجهادات متناوبة متباينة السعة خلال عمر الخدمة .

إن هذا التباين في سعة الإجهاد يجعل استعمال منحنى الإجهاد - عدد الدورات (S - N Curve) الذي يحدد مقدار التحمل للجزء محدد ، لأن هذا المنحنى وُجد لإجهاد ثابت السعة .

وقد أثبتت كثير من الدراسات أن التغير في دورة الإجهاد يسبب تأخيراً أو تعجيلاً في معدل نمو الشق . كذلك من الضروري حساب تأثير التغيرات العشوائية الحاصلة في الإجهاد لكي يمكن تخمين عمر الجزء [٩٨] .

وتصنف الأحمال المتغيرة السعة إلى مجموعتين ، هما [٧٠, ٩٨] :

١. الأحمال المتغيرة السعة المستقرة :

وهي الأحمال التي تكرر نفس تتابع دورات الإجهاد ، وهذا التتابع يكون معيناً أو محدداً ، أي منتظم ، مثل :

- تسليط أحمال من نوع عالي - واطئ ، أو واطئ - عالي .
 - تسليط أحمال من نوع شدي عالي (Tensile Overload) .
 - تسليط تتابع أحمال على مراحل (Blocks) .
 - تسليط حمل ضغطي واطئ (Compressive Under Load) .
٢. الأحمال متغيرة السعة غير المستقرة :
- وهي الأحمال غير المنتظمة ، أي عشوائية التتابع .

٢ - ١٧ العوامل المؤثرة على سلوك وعمر الكلال

Factors Affecting Behaviour and Fatigue Life

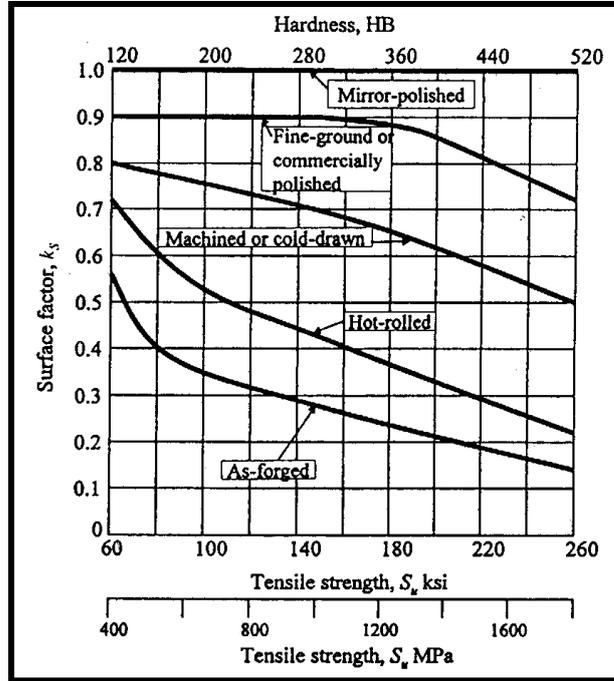
توجد هناك ثلاثة عوامل رئيسية لها تأثير في سلوك وعمر الكلال للمواد الهندسية ، وهي [٦٧, ٦٩, ٩٩] :

٢ - ١٧ - ١ العوامل الميكانيكية Mechanical Factors

إن هذه المجموعة من العوامل تتعامل مع الاعتبارات الهندسية و الميكانيكية لعمر الكلال ، إذ تشمل ما يأتي :

١. حالة السطح Surface Condition :

وتعتبر عاملاً مهماً يؤثر على عمر الكلال ، وبصورة عامة ، إن مقاومة وعمر الكلال تزداد عندما تقل خشونة السطح وذلك لأن نعومة السطح تقلل من زيادة تركيز الإجهاد (Stress Concentration) ، فالحزوز (Notchs) والنقر (Pitting) تعتبر من العوامل التي تزيد من تركيز الإجهاد على سطح الجزء أو القطعة ، وكلما كان السطح صقياً (ناعماً) يقل احتمال تكوّن نواة الشق ، لذلك يجب الاهتمام بالسطح الخارجي للحصول على عمر كلال عالي [٦٧]. والشكل (٢ - ٣٢) يوضح تأثير الإنهاء السطحي على عمر الكلال .

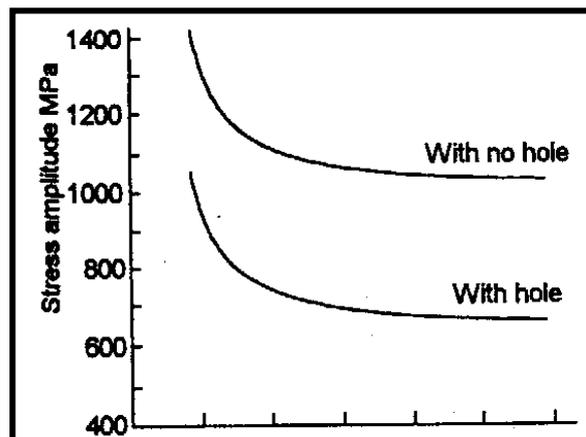


الشكل (٢ - ٣٢) تأثير الإنهاء السطحي على حد الكلال [٩]

٢. تركيز الإجهاد Stress Concentration

معظم الأجزاء المصممة التي تمتلك تغيراً في المقطع (مثل الزوايا الحادة والثقوب واللوايب المسننة) تسبب ارتفاعاً في الإجهادات الموضعية بسبب تأثير تركيز الإجهاد فيها . [٨٢]

الشكل (٢ - ٣٣) يوضح أن المعدن الذي يحتوي على ثقب له إجهاد أقل وعمر منخفض عند نفس مستوى الإجهاد .



الشكل (٢ - ٣٣) تأثير الثقوب على عمر الكلال [٤٤]

إنّ تأثير التركيز الستاتيكي (الساكن) في المعادن المطيلية غير مهم ، لأن تأثير ارتفاعات الجهد (Stress Raisers) غير ذي أهمية ، ولكن تزداد أهميته في حالة التحميل المتناوب .

إن نسبة الإجهاد المرن الموقعي الأقصى إلى الإجهاد الأسمى أو المعدل يعرف بمعامل تركيز الإجهاد (K_t) (Stress Concentration Factor) [٨٢, ٩٧].

$$K_t = \frac{\text{Maximum Localised Elastic Stress}}{\text{Nominal or Average Stress}} \dots\dots\dots (2-10)$$

ويمكن كتابة المعادلة :

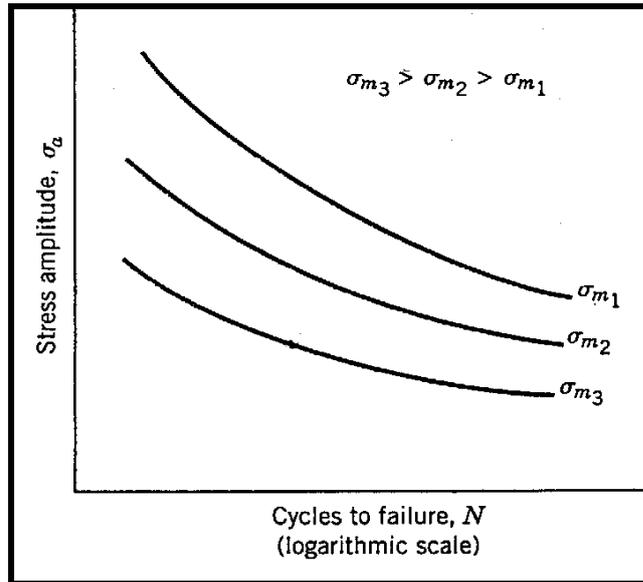
$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nominal}} \dots\dots\dots (2-11)$$

بينما في المعادن القصفة ، لا يحدث خضوع موضعي إلى حد كبير ، لذلك يأخذ معامل تركيز الإجهاد بعض الأهمية ، ولكن عندما يؤثر حمل متناوب على جزء معين ، فإن تأثير تركيز الإجهاد يمكن أن يكون فعّال لكل من المعادن المطيلية والقصفة ، إذ يؤدي إلى تقليل مهم في عمر الكلال .

٣. متوسط الإجهاد Mean Stress

إن معلومات الكلال التي يتم الحصول عليها من التجارب المخبرية تعتمد على أساس متوسط الإجهاد يساوي صفراً ($\sigma_m = 0$) ، إلا أن التطبيقات العملية للأجزاء الميكانيكية تشمل تعرّض تلك الأجزاء إلى إجهادات متوسطة لا تساوي صفراً لها تأثير كبير على سلوك الكلال .

إن قيمة متوسط الإجهاد ذات تأثير هام على مقاومة الكلال للمادة ، وإن زيادة متوسط الإجهاد يؤدي إلى انخفاض في حد أو مقاومة الكلال كما موضح في الشكل (٢ - ٣٤) . [٩٠]



الشكل (٢ - ٣٤) تأثير قيمة متوسط الإجهاد على مقاومة الكلال [٧٠]

لقد اقترحت علاقات رياضية بين حدود الإجهاد والإجهاد المتوسط من قبل (Gerber, Goodman and Soderberg) ، وهي على الترتيب [٩٠] :

$$\sigma a = \sigma_o \left[1 - \left(\frac{\sigma m}{\sigma u} \right)^2 \right] \quad \text{Gerber (2-12)}$$

$$\sigma a = \sigma_o \left[1 - \frac{\sigma m}{\sigma u} \right] \quad \text{Goodman (2-13)}$$

$$\sigma a = \sigma_o \left[1 - \frac{\sigma m}{\sigma y} \right] \quad \text{Soderberg (2-14)}$$

حيث أن :

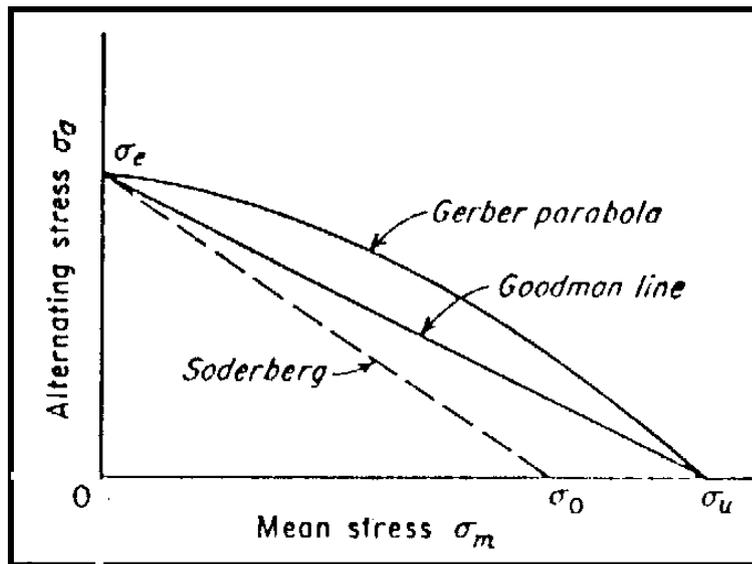
σa : سعة الإجهاد عندما يكون متوسط الإجهاد (σm) .

σ_o : سعة الإجهاد عندما يكون متوسط الإجهاد يساوي صفرأ ($\sigma m = 0$) .

σu : مقاومة الشد للمعدن .

σy : مقاومة الخضوع للمعدن .

ويمكن التعبير عن صيغ القوانين أعلاه بيانياً كما في الشكل (٢ - ٣٥) .



الشكل (٢ - ٣٥) العلاقات التجريبية لبيان تأثير متوسط الإجهاد على سعة الإجهاد
[٩٠]

٤. نوع المعدن Metal Type

أثبتت التجارب العملية أن مقاومة المعادن الحديدية للكلال بصورة عامة أعلى من مقاومة الكلال للمعادن غير الحديدية كالألومنيوم والنحاس ، عندما يكون الإجهاد المسلط مساوياً أو أقل من مستوى إجهاد معين يدعى حد الكلال ، والذي يعين عملياً بعد تسليط (10^7) دورة من دورات الإجهاد ، بينما معظم المعادن غير الحديدية لا يظهر فيها حد الكلال حتى بعد ($10^8 \times 5$) دورة [١٠٠] .

٥. نوع وطبيعة التحميل Type of Loading

توجد ثلاثة أنواع رئيسة من التحميل ، هي [٧٠, ٨٦, ٩٠] :

١. تحميل انحناء Bending Loading .
٢. تحميل محوري Axial Loading .
٣. تحميل التواء Torsional Loading .

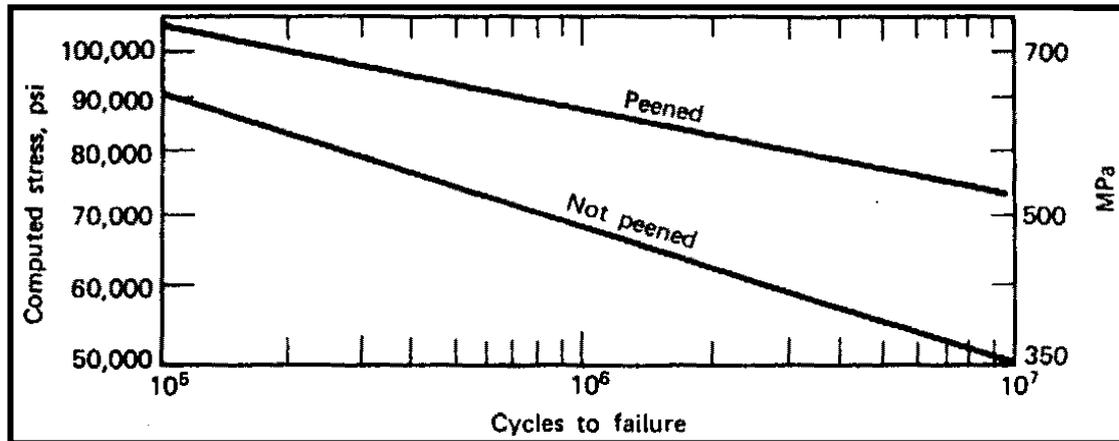
تحميل الانحناء يمكن أن يكون تحميلاً دورانياً (Rotation Bending) أو تحميلاً متعاكساً (Reversed Bending) ، وهناك اختلاف بين النوعين حسب مساحة المنطقة المعرضة لأكبر إجهاد ، إذ في التحميل الأول (الدوراني) يكون كل عنصر من القطر الحرج للقطعة المعرضة للتحميل خاضعاً لأكبر إجهاد، بينما في التحميل الثاني (المتعاكس) تكون منطقة صغيرة فقط على السطح الخارجي المعرض لأكبر إجهاد ، وعلى هذا الأساس فإنه من المتوقع أن تكون مقاومة الكلال في حالة تحميل الانحناء المتعاكس أكبر من حالة تحميل الانحناء الدوراني ، إلا أن هذا الاختلاف لا يكون مؤثراً عندما تكون العوامل المؤثرة الأخرى ذات أهمية أكبر بكثير ، وبذلك يفترض أن تكون مقاومة الكلال هي نفسها في كلتا حالتها تحميل الانحناء .

أما في حالة الإجهاد المحوري المباشر ، فإن حد الكلال (Fatigue Limit) يكون في الغالب أقل نسبياً من حد الكلال تحت تأثير حالات تحميل الانحناء الدوراني ، وهذا الاختلاف يعود إلى صعوبة تطبيق الأحمال المحورية بدون شيء من اللامركزية في الأقل ، وهذه اللامركزية سوف تعطي ارتفاعاً للانحناء .

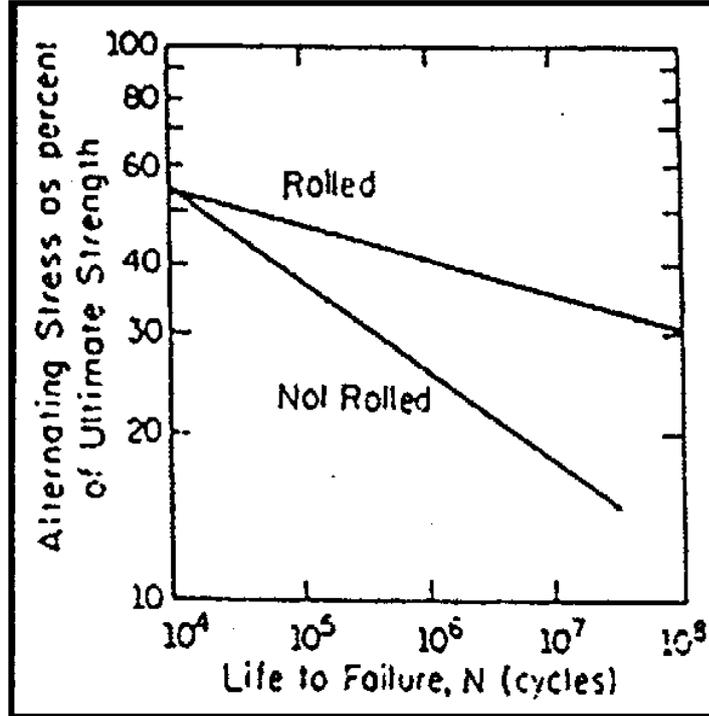
٦. المعاملة السطحية والتصليد Surface Treatment and Hardening

إن كسر الكلال يبدأ عادةً من نقطة معينة في سطح المعدن ، لذا فإن بعض من معاملات السطح تعتبر ضرورية ، لأن هذه المعاملة من شأنها أن تزيد من صلادة السطح وتكوين إجهادات داخلية ذات فائدة كبيرة لزيادة قيمة حد الكلال .

وقد جرت بحوث عديدة لزيادة مقاومة الكلال بمعاملات سطحية مناسبة مثل توليد إجهادات متبقية انضغاطية سطحية ، وذلك بسفع السطح بالكريات الفولاذية (Shot Peening) والتصليد بالدرفلة (Rolling) حيث تزداد مقاومة الكلال بشكل كبير [١٠١ ، ١٠٣] ، وكما سيُرد في البنود اللاحقة . الشكل (٢ - ٣٦) يوضح تأثير السفع بالكريات الفولاذية على عمر الكلال ، أما الشكل (٢ - ٣٧) فيوضح تأثير الدرفلة على البارد (Cold Rolling) على عمر الكلال .



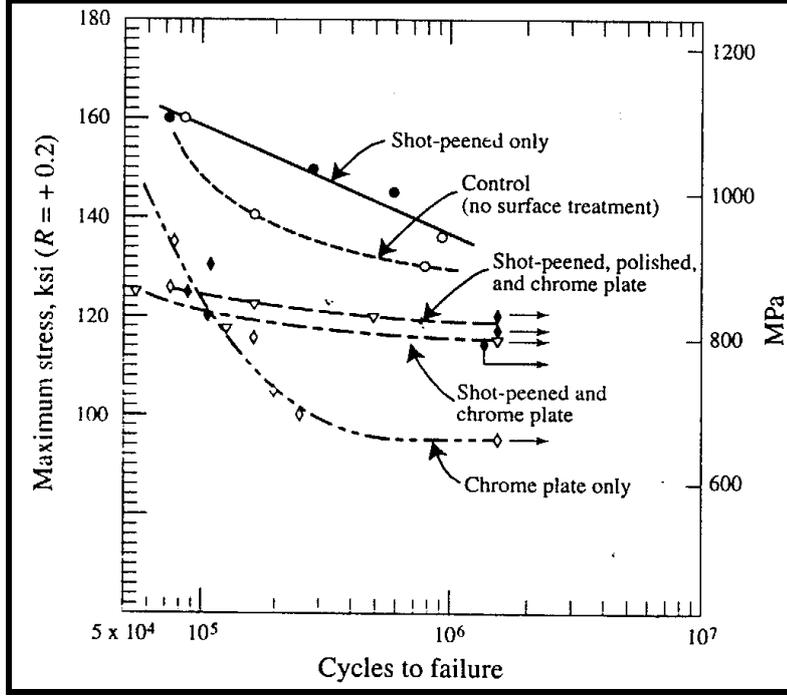
الشكل (٢ - ٣٦) تأثير السفع بالكريات الفولاذية على عمر الكلال [٦]



الشكل (٢ - ٣٧) تأثير الدرفلة على البارد على عمر الكلال [٩]

وهناك بعض المعاملات التي تقلل من مقاومة وعمر الكلال ، مثل الطلاء (Plating) ، حيث تبدأ نواة الكلال عند هذا الطلاء ، وتستمر بالنمو إلى أن تخرق المعدن الأساس مسببة انخفاضاً في مقاومة الكلال يتراوح (١ %) وأحياناً (٥٠ %) [١٠٤] ، فمثلاً الطلاء بالكروم والنيكل يؤديان إلى تكوين جهود شد داخلية ، وهذا يؤثر بصورة سلبية على مقاومة المعدن للكلال . أما الطلاء بالخارصين فإنه يؤدي إلى تكوين جهود انضغاطية تحسن من مقاومة المعدن للكلال . الشكل (٢ - ٣٨) يوضح تأثير الطلاء

بالكروم والطلاء بالكروم مع السفع بالكريات الفولاذية على سلوك الكلال للفولاذ ٤١٣٠ [٩].

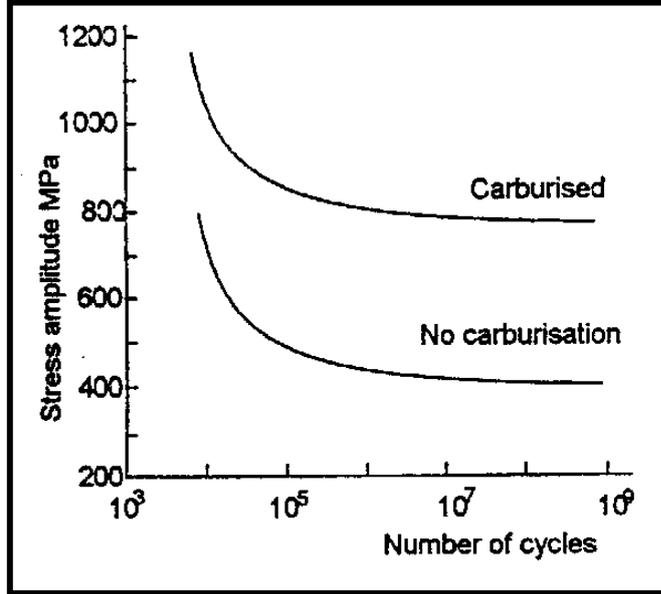


الشكل (٢ - ٣٨) تأثير الطلاء بالكروم والسفع بالكريات للفولاذ على عمر الكلال [٩]

٧. الإجهادات المتبقية Residual Stresses

تتولد الإجهادات المتبقية على الأجزاء الهندسية بسبب الكثير من العمليات التصنيعية والإنهاء السطحي ، فإذا كانت الإجهادات المتبقية المتولدة على سطوح الأجزاء الهندسية من نوع الإجهادات المتبقية الانضغاطية (Compressive Residual Stresses) فإنها سوف تؤدي إلى تحسين عمر الكلال ، أما إذا كانت من نوع الإجهادات المتبقية الشدّية (Tensile Residual Stresses) فإنها تؤدي إلى تقليل عمر الكلال [١٠٥, ١٠٦].

الشكل (٢ - ٣٩) يوضح تأثير معاملة الكربنة (Carburising) في تحسين عمر الكلال للفولاذ .



الشكل (٢ - ٣٩) تحسين عمر الكلال للفولاذ بإجراء معاملة الكربنة [٤٤]

٢ - ١٧ - ٢ العوامل البيئية Environmental Factors

هناك العديد من العوامل البيئية التي تؤثر في عمر الكلال ، والتي من الممكن أن تُعد حالة خاصة من الكلال وتشمل [٨٧, ٧٠, ٦٧, ٤٣] :

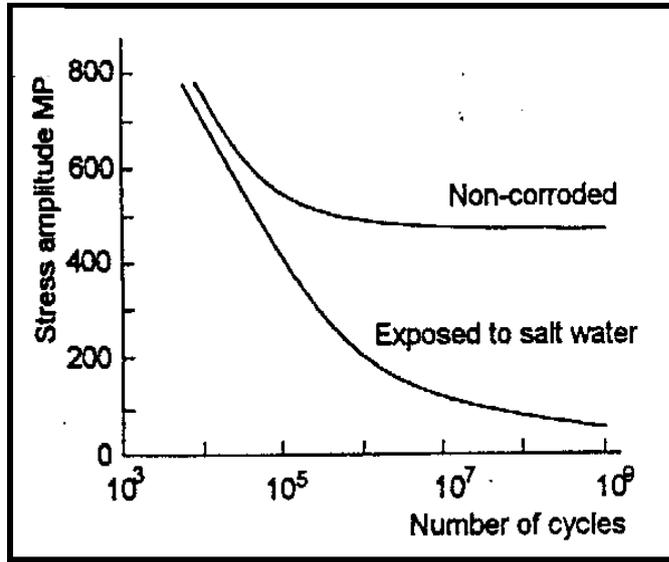
١. درجة الحرارة Temperature

إن زيادة درجة الحرارة تؤدي إلى تقليل عمر الكلال ، فعند درجة حرارة الغرفة أو أقل منها ، يلاحظ أن عمر الكلال يتحسن ، أما عند درجات الحرارة العالية ، فإن عمر الكلال ينخفض بشكل كبير بسبب زيادة احتمالية التأكسد أو حصول تآكل على سطح المعدن ، وتوفر طاقة تنشيط حركة العيوب [٤٣] .

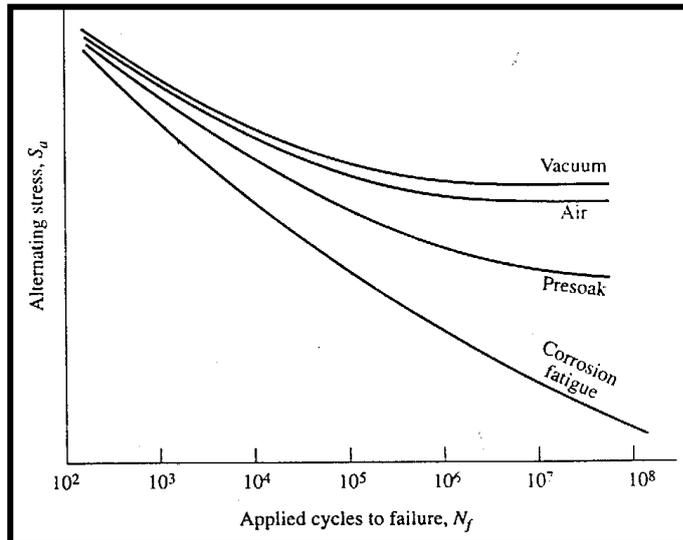
٢. البيئة Environment

تفقد المعادن من خواصها عند تعرضها لوسط أكال ، إذ أن الأخير يؤدي عادةً إلى نقر سطوح المعادن ، وتعمل هذه النقر كبدائية لنشوء الشق ، ومن ثم إلى تقليل مقاومة الكلال [٦٩] ، فعند تحميل جزء في وسط مثل ماء مالح أو وسط تآكلي ، فإنها ستفشل بأعمار مختلفة وبعمر أقل مما في الظروف الاعتيادية ، أي بدون وجود هذه الأوساط . ويمكن تحسين مقاومة وعمر الكلال وذلك باختيار المادة المناسبة لهذا النوع من الخدمة [٤٤] .

الشكل (٢ - ٤٠) يوضح تأثير الماء المالح على عمر الكلال ، والشكل (٢ - ٤١) يوضح تأثير الظروف البيئية المختلفة على عمر الكلال .



الشكل (٢ - ٤٠) تأثير الماء المالح على عمر الكلال [٤٤]



الشكل (٢ - ٤١) تأثير الظروف البيئية المختلفة على عمر الكلال [٩٠]

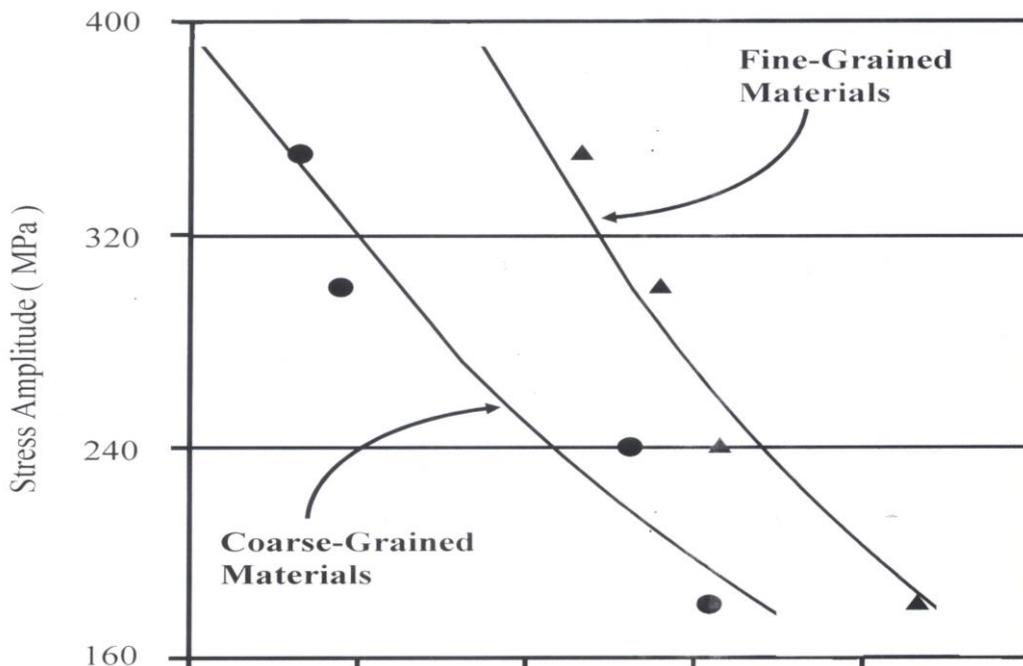
٢ - ١٧ - ٣ عوامل التركيب المجهرى Microstructural Factors

إن الزيادة الحاصلة في عمر الكلال نتيجة التغير في التركيب المجهرى تلعب دوراً مهماً في سلوك المواد الهندسية وخصوصاً الحجم الحبيبي (Grain Size) .

١. الحجم الحبيبي Grain Size

إن الحجم الحبيبي يؤثر تأثيراً كبيراً على عمر الكلال ، وذلك لأن طبيعة فشل الكلال يتضمن انزلاق للمستويات البلورية ، ولهذا السبب فإن تركيب أي سبيكة والحجم الحبيبي له تأثير على عمر الكلال ، فالمعادن ذات الحبيبات الناعمة (Fine Grained) لها عمر كلال أكبر من المعادن ذات الحبيبات الكبيرة (Coarse Grained) ، ولكن عند درجات الحرارة العالية ، فإن الحبيبات الناعمة تقل أهميتها في عمر الكلال ، لأن شقوق الكلال عند درجات الحرارة العالية تنمو في مسارات حدود الحبيبات (Grain Boundaries) [٤, ٩٠] .

الشكل (٢ - ٤٢) يوضح تأثير حجم الحبيبات على عمر الكلال .



الشكل (٢ - ٤٢) تأثير حجم الحبيبات على عمر الكلال [٤]

٢ - ١٨ طرق زيادة عمر الكلال لسبائك الألمنيوم بعد عملية الترسيب

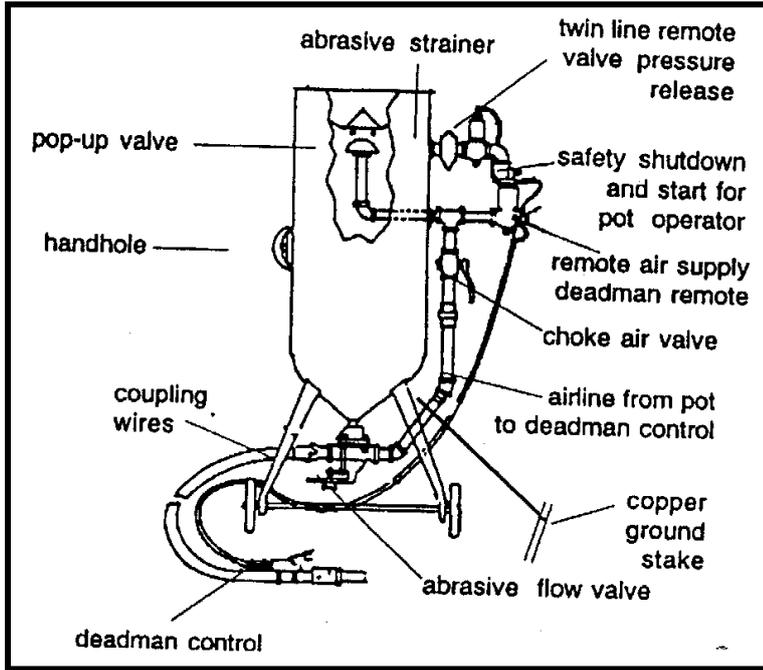
٢ - ١٨ - ١ تقنية السفع بالرمل Sandblast

تُعد تقنية السفع بالرمل إحدى العمليات الصناعية المستخدمة أساساً لتنظيف السطوح من خلال استخدام الرمل الذي يُعد المادة الأساسية لهذه العملية ، أو استخدام أي مادة حاكة أخرى ، والتي تقذف فيها حبيبات الرمل الصغيرة على المساحة المطلوب تنظيفها .

ماكينة السفع بالرمل لها طرق مختلفة تختلف حسب الوسط ، وهذه الطرق تتضمن ضغط الهواء (Compressor) ، العجلة الحاكة (Blast Wheel) والماء المضغوط (Pressurized Water) [١٠٧, ١٠٨] ، لذا فإن التنظيف بالمواد الحاكة يزيل الحشوات واللمعان والتقشر ، وكذلك يمكن استخدام هذه التقنية في عملية إظهار الأشياء وزيادة خشونة السطح وصلادته ، كما أنها تعتبر طريقة مثلى لتحضير السطح قبل التغطية (Coating) ، وقبيل عمليات الطلاء (Plating) والرش الحراري (Thermal Spraying) [١٠٩] . السفع بالرمل يزيل طبقة السطح باستعمال الهواء المضغوط أو الماء بسرعات عالية أيضاً ، وتوجد طرق مختلفة للمواد المستخدمة ، لكن يبقى الرمل هو الوسط الأكثر شهرة واستخداماً لمختلف التطبيقات الصناعية ، ولكن توجد أوساط صناعية أخرى مثل أكسيد الألمنيوم (Al_2O_3) وكاربيد السليكون (SiC) اللذين يعتبران أوساط جيدة لسفع المعدن [١١٠, ١١١] .

يعتمد اختيار الوسط المناسب للمادة الحاكة على طريقة التنظيف الصناعية المستخدمة ، ولكن في العموم هناك وسطين مهمين هما ، أولاً : طريقة الحك الجاف (Dry Blasting Method) ، والتي يكون فيها دفع الرمل بواسطة ضغط الهواء . وثانياً : الطريقة الرطبة (Wet Blasting) والتي يكون فيها الدفع بواسطة ضغط الهواء والكبس معاً ، وتُعد هذه الطريقة ناجحة في الحد من الغبار المتطاير خلال عملية الحك [١١٠] .

يتعرض العاملون في هذه التقنية إلى المواد السامة مثل الرصاص والخرصين ، عند إزالة هذه التغطيات من سطوح المواد ، كذلك فهم يتعرضون للمخاطر من جرّاء استخدام المواد الحاكة ، والتي هي عادةً الرمل كما أسلفنا ، لذلك فهناك جملة من الاحتياطات الواجب اتخاذها قبل البدء بالعملية ، ومن المهم أيضاً أن نعرف أن هذه العملية ذات ضوضاء عالية تقدر بـ (٨٠ dBA) [١١٢] . ماكينة السفع بالرمل النموذجية يوضحها الشكل (٢ - ٤٣) .



الشكل (٢ - ٤٣) ماكينة السفع بالرمل النموذجية [١١٢]

٢ - ١٨ - ٢ السفع بالكريات على سطح المعدن Shot Peening

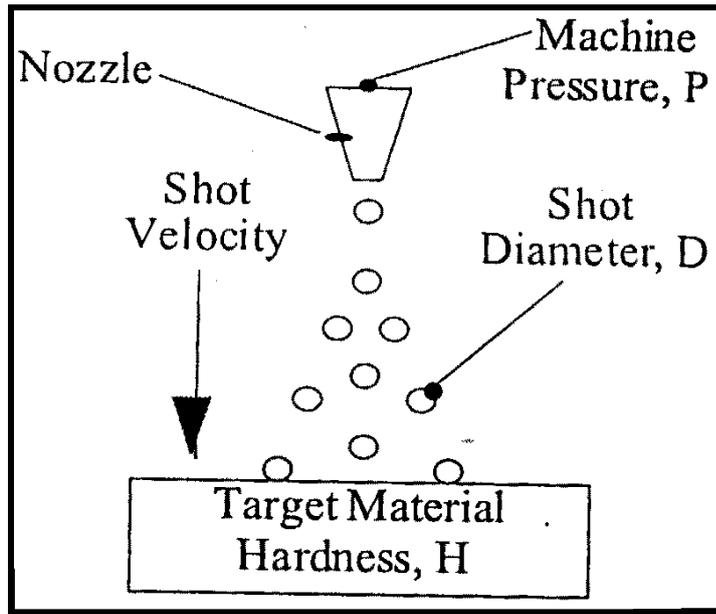
سفع سطح المعدن هي عملية تشكيل على البارد (Cold Work) ، وتنجز بواسطة سفع جزء من سطح المعدن بواسطة كريات صغيرة (فولاذ مثلاً) وفي المحصلة النهائية هو الحصول على طبقة نحيفة ذات إجهادات متبقية انضغاطية عالية في السطح [١١٣] .

وفي هذه العملية تُسفع هذه الكريات بسرعة عالية جداً ، فينتج عن ذلك تشوّه لدن (Plastic Deformation) على السطح ، والذي يكون له تأثيران مفيدان هما [١١٤] :

١. حدوث إصلاح انفعالي (Strain Hardening) الذي يعطي أكثر مقاومة ويمنع شقوق الكلال .

٢. تحسين الإجهادات المتبقية الانضغاطية (Compressive Residual Stresses) على طبقة السطح .

جهاز السفع يوضحه الشكل (٢ - ٤٤) .



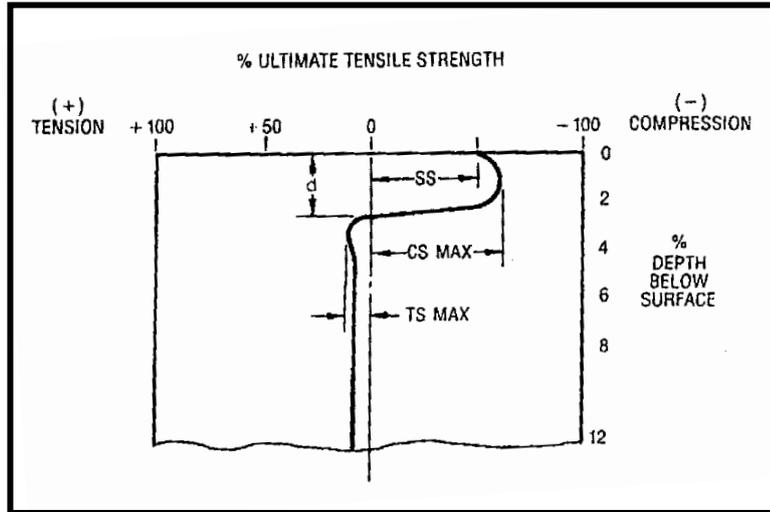
الشكل (٢ - ٤٤) جهاز السفع النموذجي [١١٥]

الشكل (٢ - ٤٥) توزيع الإجهادات المتبقية الانضغاطية [١١٩]

A : بدون حمل خارجي B : مع تسليط عزم انحناء .

الشكل (A) يوضح توزيع هذه الإجهادات عند عدم تسليط حمل خارجي (No External Load) ، وبسبب تكون الإجهادات المتبقية الانضغاطية على طبقة السطح ، فإن إجهادات الشد سوف تتكون في المركز ، وفي حالة التوازن ، فإن منطقة المساحة الكلية في حالة الضغط يجب أن تساوي مساحة الشد .

وعندما يكون هناك تسليط عزم انحناء (Applied Bending Moment) الشكل (B) فإن محصلة الإجهادات في أي عمق يجب أن تساوي المجموع الجبري للإجهادات المتبقية والمسألة [١٢٠]. في الشكل (٢ - ٤٦) يمكن ملاحظة أربع سمات هامة للإجهادات المتبقية الانضغاطية المتغيرة بتغير العمق [١٢١] .



الشكل (٢ - ٤٦) السمات الرئيسية للإجهادات المتبقية [٦]

١. $S - S$: إجهاد السطح (Surface Stress) ، ويعني الإجهاد المقاس على السطح

٢. $Cs \max$: الإجهاد الضغطي الأعظم (Maximum Compressive Stress) ،
ويعني القيمة العظمى للإجهاد الضغطي والذي يكون قيمته العظمى أسفل السطح
بقليل .

٣. d : العمق (Depth) وتعني عمق الإجهادات الضغطية .

٤. $Ts \max$: إجهاد الشد الأعظم (Maximum Tensile Stress) ، ويعني القيمة
العظمى لإجهادات الشد ، إجهادات الشد في المركز تبقى في حالة توازن مع طبقة
السطح للإجهادات الضغطية لكي يبقى الجزء في حالة توازن .
الفوائد من عملية السفع تعتمد على مقدار الإجهادات المتبقية الانضغاطية التي تُعد
دالة للمادة ، وهذا المقدار يُحسب كالاتي :

$$\sigma_{rc} \geq 0.5 \sigma_y \dots\dots\dots (2-15)$$

عندما :

σ_{rc} : الإجهادات المتبقية الانضغاطية .

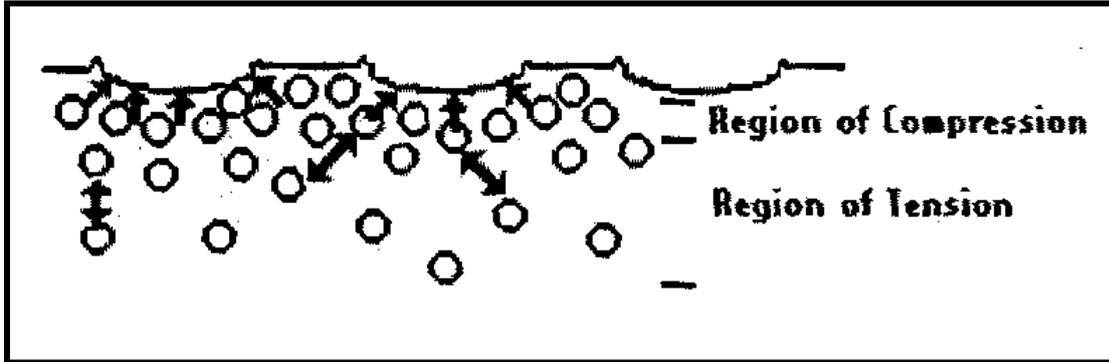
σ_y : إجهاد الخضوع .

وبصيغة ثانية :

$$\sigma_{rc} = (50 - 60\%) \sigma_{ult} \dots\dots\dots (2-16)$$

عندما : σ_{ult} : المقاومة القصوى .

وبسبب هذا ، فإن السفع يكون أكثر فعالية في المواد ذات المقاومة
العالية [١٢٢] . وبعد السفع تكون ذرات السطح مزدحمة أيضاً ، وتحاول إعادة المعدن إلى
شكله الأصلي بواسطة دفعها خارجاً إلى أعماق داخل المعدن والذرات العميقة تمنعها من
ذلك للحفاظ على الجزء في حالة توازن [١٢٣] . الشكل
(٢ - ٤٧) .

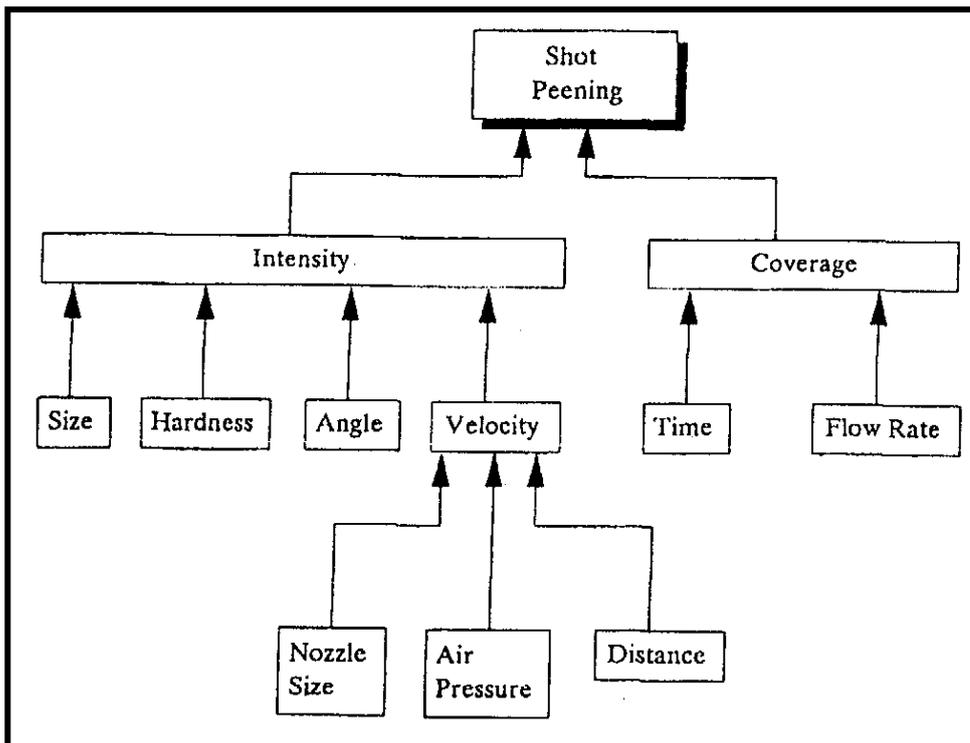


الشكل (٢ - ٤٧) حركة الذرات بعد السفع [١٢٤]

٢ - ١٨ - ٢ - ١ متغيرات عملية السفع بالكريات

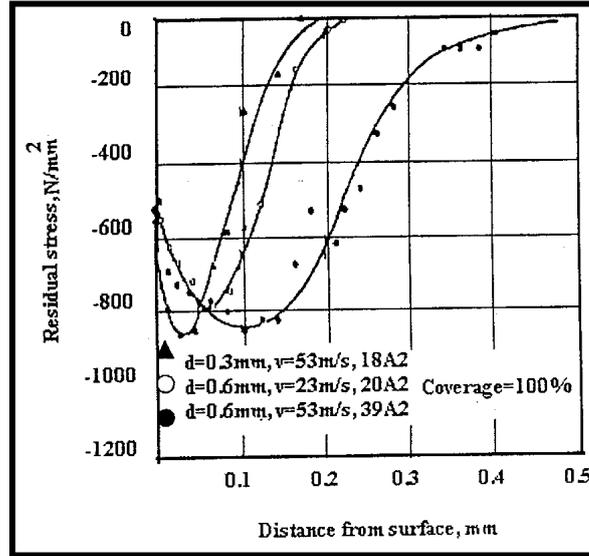
Shot Peening Process Variables

توجد أشكال مختلفة للسيطرة على عملية سفع المواد المختلفة نابعة من تكرار هذه العملية عدة مرات . الخطوة الأولى تؤكد على رسم مواصفات العملية التي تتضمن شدة السفع (Intensity) ومدى التغطية (Coverage) وكذلك تأثير نوع الوسط (Media Type) [١٢٥] . متغيرات عملية السفع يوضحها الشكل (٢ - ٤٨) .



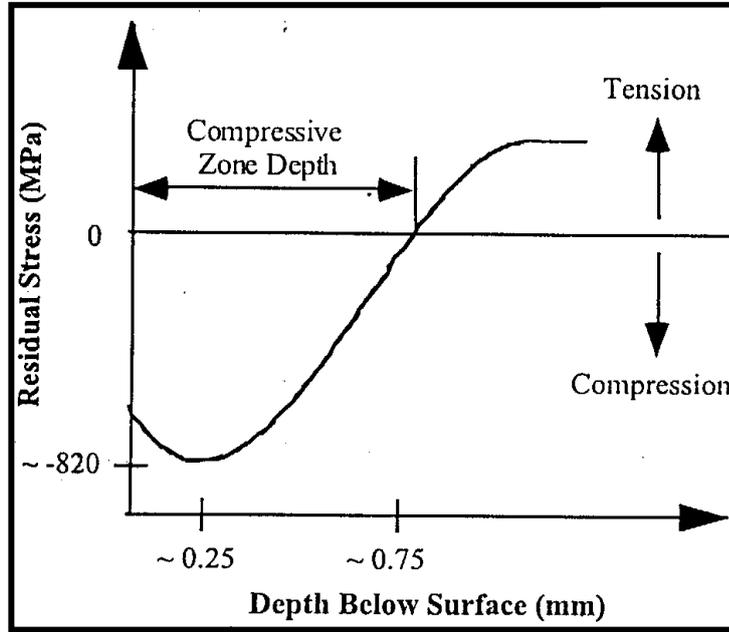
الشكل (٢ - ٤٨) مخطط متغيرات عملية السفع [١٢٥]

فالشدة تقاس بالطاقة الحركية ($1/2 mv^2$) (Kinetic Energy) والتي تمثل نصف حاصل ضرب الكتلة في مربع سرعة الوسط ، والشدة مهمة جداً لأنها تتحكم بعمق طبقة الإجهادات المتبقية الانضغاطية بعد السفع بمختلف متغيرات عملية السفع . الشكل (٢-٤٩).



الشكل (٢ - ٤٩) تأثير بعض متغيرات عملية السفع للفولاذ المصلد على الإجهادات المتبقية الانضغاطية [١٢٥]

ولذا فإن الإجهادات المتبقية الانضغاطية تقل بزيادة عمق طبقة السطح . الشكل (٢ - ٥٠) .



الشكل (٢ - ٥٠) منحنى عملية السفع النموذجي [١١٥]

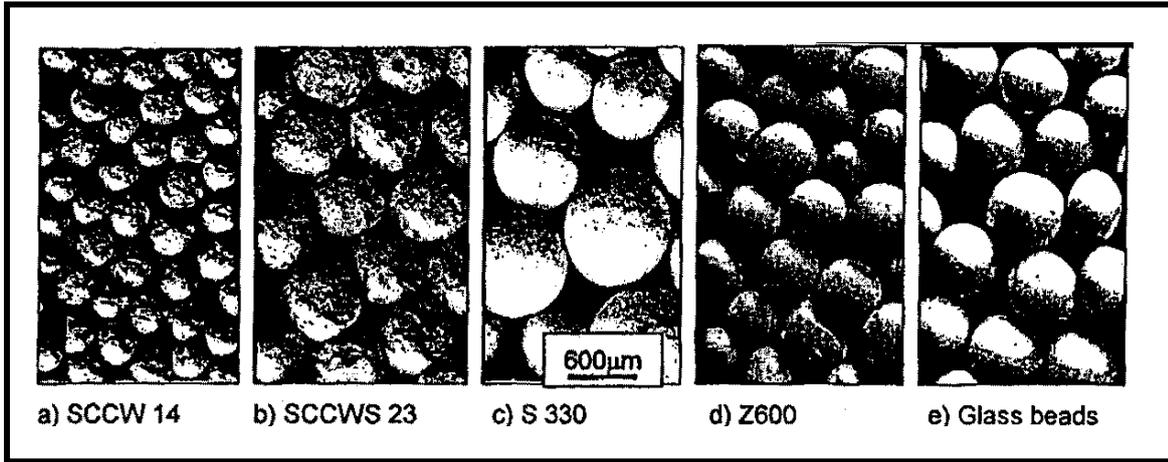
أما التغطية فتعرف بأنها النسبة الزمنية لإنتاج (١٠٠٪) صدم للسطح (Surface Impact) ، وإن السيطرة على معدل أو مدى التغطية مطلوب للحصول على أكثر أهمية من الإجهادات المتبقية الانضغاطية وعمقها ، لذا فإن سلوك الكلال لأغلب السبائك بعد السفع يزداد بمدى تغطية (١٠٠٪) ، بينما في سبائك أخرى يقل بمدى تغطية عال [١٠٩] .

كذلك الوسط له تأثير كبير على عملية السفع بجميع أوساط السفع (فولاذ مسبوك ، زجاج ، سيراميك) سوف تتلف بعد فترة من الاستعمال بعض منها أكثر من الآخر ، وعند حدوث هذا ، فإن مستوى الشدة يقل نسبة إلى كتلة الجسيمات المكسورة ، ولهذا فإن الأهمية الكبيرة لفشل السطح يعود إلى صدم هذه الجسيمات المكسورة بجزء من السطح [١٢١ ، ١٢٥] ، والجدول (٢ - ٣) يوضح خواص مختلف أوساط السفع .

الجدول (٢ - ٣) خواص مختلف أوساط السفع [١٢٥]

Peening medium	Composition (Wt%)	Average diameter (mm)	Hardness HV ₁	Density (g.cm ⁻³)
SCCW ١٤, spherically conditioned cut wire, carbon steel	٠.٥٧ C, ٠.٢٢ Si, ٠.٦٧ Mn; P, S ≤ ٠.٢٥	٠.٣٦	٦١٠	٧.٦
SCCWs ٢٣, spherically conditioned cut wire, stainless steel	١٧.٨ Cr, ٨.٦ Ni, ٠.٣٣ Si, ١.٢ Mn	٠.٦٠	٦٤٠	٧.٦
S ٣٣٠ cast steel	٠.٩٠ C, ٠.١ Si, ٠.٤ Mn; P, S ≤ ٠.٠٥	٠.٨٠	٤٦٠	٧.٤
Z ٦٠٠ Zirconia fused beads	٦٧% ZrO ₂ , ٣٠% SiO ₂ , ٣% others	٠.٦٠	٧١٠	٣.٩
Glass beads, Ballotini MGL	٧٠% SiO ₂ , ١٠% CaO, ١٥% Na ₂ O+K ₂ O, ٥% MgO	٠.٦٦	٤٧ (HRC)	٢.٥

أما الشكل (٢ - ٥١) فيمثل صور مجهرية بواسطة المجهر الإلكتروني الماسح (SEM) لمختلف أوساط السفع ، إذ يلاحظ في الشكل (a) و (b) انحرافها عن الشكل الدائري الحقيقي ، وهذا يعود إلى عملية التصنيع ، بينما الشكل (c) ، (d) و (e) فيمثل الشكل الدائري الحقيقي [١٢١] .



الشكل (٢ - ٥١) صور المجهر الإلكتروني الماسح لمختلف أوساط السفع [١٢١]

٢ - ١٨ - ٢ - ٢ الاستعمالات الأخرى للسفع بالكريات

Other uses of Shot Peening

يستخدم السفع بالكريات أساساً لزيادة عمر الكلال للأجزاء تحت الإجهاد الدوري ، ولكن مع هذا فإنه يستعمل في مجالات أخرى ، وله فوائد جيدة ، نذكر منها ما يأتي [١٢٤] :

- ١ . منع تشققات التآكل الإجهادي (Stress Corrosion Cracking) .
- ٢ . يستخدم السفع في غلق مسامات المسبوكات (Close Pores) .
- ٣ . يعمل في تقليل فشل التآكل بالحك (Fret - Corrosion Failure) .
- ٤ . يستخدم في تعديل الأجزاء (Straightening of Parts) .
- ٥ . التشكيل بالسفع (Peen Forming) ، لذا فإن تعديل الأجزاء يُعد ضمن عمليات التشكيل بالسفع .
- ٦ . يستخدم كمقياس مقوم لعيوب التجليخ .
- ٧ . يستخدم في تصحيح فقدان في مقاومة الكلال الملازمة للأجزاء المطلية بالكروم .
- ٨ . يستخدم السفع أيضاً في فحص الطلاء الكهربائي (Electroplating) .
- ٩ . السفع له القابلية على الاحتفاظ بسطح مزيت .

و (B) ، ويرجع السبب في ذلك إلى الدور الإصلاحي لعنصري السبك الليثيوم (Li) والزركونيوم (Zr) في السبيكة المتفوقة [٢٠] ، وكما مبين في الجدول (١-٤) .

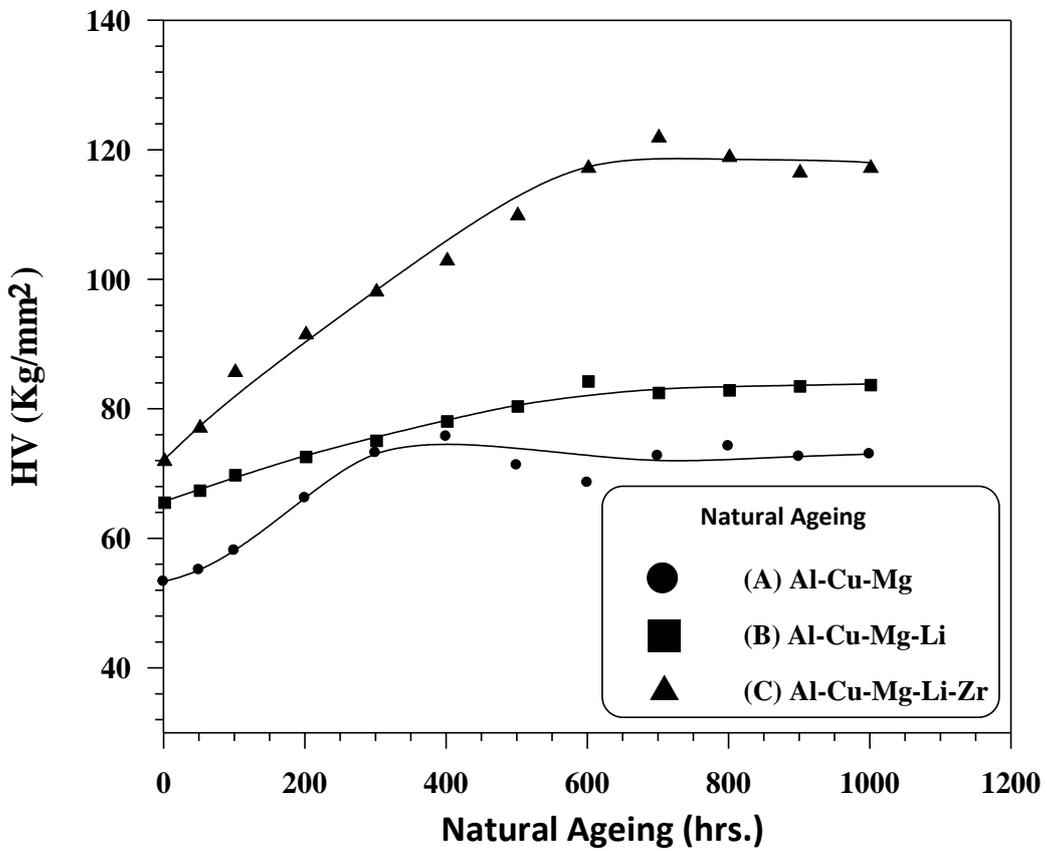
الجدول (١-٤) صلادة السبائك قبل إجراء المعاملات الحرارية

Alloy code	Condition	HV (Kg/mm ^٢)
A	As cast	٦١
B	As cast	٨٤
C	As cast	٩٨

أما تأثير التعتيق الطبيعي على الصلادة فيوضحها الشكل (١-٤) ، إذ أظهرت السبيكة (C) مرة أخرى ارتفاعاً مستمراً في قيم الصلادة لزمن تجاوز (٦٠٠ hrs.) ، وبلغت معه الصلادة إلى (١١٨ HV) ، بينما تصبح قيمتها (٧١ و ٨٢ HV) للسبكتين (A و B) على التوالي.

إن نظرة متأنية لهذه المنحنيات تظهر ميلاً واضحاً للاستقرار بيندئ ارتفاع تدريجي في قيم الصلادة ثم يميل للاستقرار بعد حوالي (٦٠٠ hrs.) . استقرارية هذه السبائك ثابتة ضمن فترات الاختبار ، وتعد هذه السمة مزية غاية في الأهمية.

إن سبب التفاوت في قيم الصلادة للسبائك عند فترات التعتيق يرجع إلى أن عملية التعتيق تعتمد أساساً على التكوين الكيميائي والبنية المجهرية والتعتيق عملية انتشار (Diffusion Process) ، ويتحكم بهذه العملية درجة الحرارة والزمن (Time- Temperature Dependence) في التخليق والنمو (Nucleation and Growth) . وبما أن التعتيق قد تم بدرجة حرارة الغرفة لذا تكون عملية الانتشار بطيئة والوصول إلى القيم القصوى يستغرق أوقاتاً طويلة ، وهذا يشابه ما أشار إليه باحثون آخرون [١٢٦ ، ١٢٨] .



الشكل (٤-١) العلاقة بين الصلادة وزمن التعتيق الطبيعي للسبائك

(A, B, C)

٢-٢-٤ تأثير التعتيق الاصطناعي على المقاومة والصلادة

Effect of Artificial Ageing on Strength and Hardness

الجدول (٢-٤) يوضح قيم مقاومة الشد للسبائك المستخدمة عند درجة حرارة تعتيق (١٧٠ °C) ولزمن تعتيق (٦ hrs.) .

الجدول (٢-٤) نتائج اختبار الشد

Alloy code	Condition	Tensile strength (N/mm ^٢)
A	Homg. at ٥٠٠°C for ٣ hrs. + R.T. + S.H.T. at ٥٠٠°C for ١ hr. + W.Q. + A.A. at ١٧٠°C for ٦ hrs.	٢٤٠.٥
B	Homg. at ٥٠٠°C for ٣ hrs. + R.T. + S.H.T. at ٥٠٠°C for ١ hr. + W.Q. + A.A. at ١٧٠°C for ٦ hrs.	٣٣٦
C	Homg. at ٥٠٠°C for ٣ hrs. + R.T. + S.H.T.	٣٧١

at 500°C for 1 hr. + W.Q. + A.A. at 170°C for 6 hrs.	
---	--

وعند مقارنة قيم مقاومة الشد للسبائك الثلاث خلال التعتيق الاصطناعي نلاحظ أن السبيكة (C) أعلى مقاومة من السببكتين الأخرين . وبالعودة ثانيةً للشكل (٢ - ١١) لمعرفة الأطوار التي يمكن أن تترسب في هذه السبائك ، فالسبيكة الأساس (Al-Cu-Mg) A تقع ضمن مجال الطور ($\alpha + S$) حيث :

α = محلول جامد (Solid Solution) .

S = الطور المترسب (Al₂CuMg) .

وهذا الطور ذو تركيب بلوري معيني مستقيم (Orthorhombic) متمركز الأوجه (Face Centered) [٣] .

ومعروف أيضاً أن أداء هذه المواد المترسبة لا يعتمد على نوعها فقط ، بل أيضاً له صلة مباشرة بحجومها وتوزيعها واستقراريتها والحجم البلوري للسبيكة ، ومدى تطابقها مع الأرضية (Matrix) . إذ أن ذلك يعد معياراً لمقدار مجال الانفعال (Strain Field) حول الجسيمات المترسبة والذي يعمل على إعاقة حركة الانخلاع أثناء التشكيل .

أما السبيكة B (Al-Cu-Mg-Li) فإن تركيبها الكيميائي مبين في الجدول (٣ - ١) .

وحتى في السبيكة الثنائية (Al-Li) فإن الطور الذي سيترسب هو (δ) (Al₂Li) . وأشار الكثير من الباحثين إلى أن تتابع تكوين الطور هو على الآتي : [١٢٩, ١٣٠] :

Super Saturated Solid Solution (SSSS) → GP zones → $\overset{\circ}{\theta}$ → $\overset{\circ}{\theta}$ → θ

Super Saturated Solid Solution → $\overset{\circ}{\delta}$ (Al₂Li) → δ (AlLi)

وهذا الطور (δ) ذو بنية مكعبة متمركزة الجسم (BCC) شبه مستقر (Metastable) وذو تركيب منتظم (Ordered) .

أما التأثير الرئيس لإضافة النحاس (Cu) لهذه السبائك فهو مشابه لتأثير المغنسيوم (Mg) عند مراحل التعتيق المبكرة ، لأن إضافة النحاس سوف تدفع الليثيوم (Li) خارج المحلول ، أما خلال مراحل التعتيق اللاحقة ، فإن الطور (T₁) (Al₂CuLi) سوف يترسب مما يزيد من مقاومة السبيكة (Strength) دون خفض مستوي الانزلاق (Planar Slip) ، ومع هذا فإن الطور (T₁) يتكون على الحدود الفرعية (Sub-Boundaries) نتيجةً لنضوب الليثيوم (Li-Depletion) من الحدود البلورية .

إن استبدال المغنسيوم محل النحاس له مزايا تقليل الكثافة (Density) وإمكانية تكوين الطور (S) كما في نظام (Al-Cu-Mg) ، وبما أن هذا الطور يتخلق على الانخلاعات ، فإن الشد (Stretch) قبل التعتيق (Ageing) سوف يعدل توزيع الترسبات ، وبالتالي زيادة المقاومة (Strength) ، بالإضافة إلى تجانس سمات مستويات الانزلاق ، كما في الطور المتطابق (Coherent Phase) لـ (δ) في سبائك (Al-Li) ، وهو ما ذهب إليه الباحثون F. Smith et al [١٣١] .

وعند تخليق الطور (S) فإن ذرات الليثيوم القوية (Vacancy Binding Energy) لها طاقة ربط لمكان الذرة الفارغ [١٣٢, ١٣٣] ، لذا يمكن الاستنتاج من هذه الخاصية الأمور الآتية : إذ أن التركيز العالي لهذه الذرات سوف يمنع تكثيف الفراغات (المواقع الخالية من الذرات Vacancy Condensation) وتكوّن الفجوات (Voids) والسيطرة على تكوين حلقات ولوالب الانخلاعات خلال الإخماد (Quenching) . وتبقى مواقع التخليق غير المتجانسة (Heterogeneous) المتوفرة فقط هي الانخلاعات (Dislocation) والحدود الحبيبية (Grain Boundaries) والحدود الفرعية (Sub-Boundaries) والانخلاعات المتفرقة (Stray Dislocation) .

أما السبيكة C (Al-Cu-Mg-Li-Zr) فإن وجود الزركونيوم (Zr) فيها ينتج حجماً حبيبياً ناعماً (Finer Grain Size) [١٣٣] ، وفي المحصلة النهائية سوف يحسن المقاومة ، بالإضافة إلى ارتفاع قيم المتانة (Toughness) ، إذ أن الزركونيوم يعمل على إعاقة إعادة التبلور (Recrystallization) .

وهذا إضافة للدور الذي تسببه ترسبات الطور β (Al-Zr) شبه المستقر (Metastable) وذي البنية المكعبة (Cubic) والتركيب المنتظم (Ordered) والذي يتخلق بصورة غير متجانسة على الانخلاعات وحدود الحبيبات .

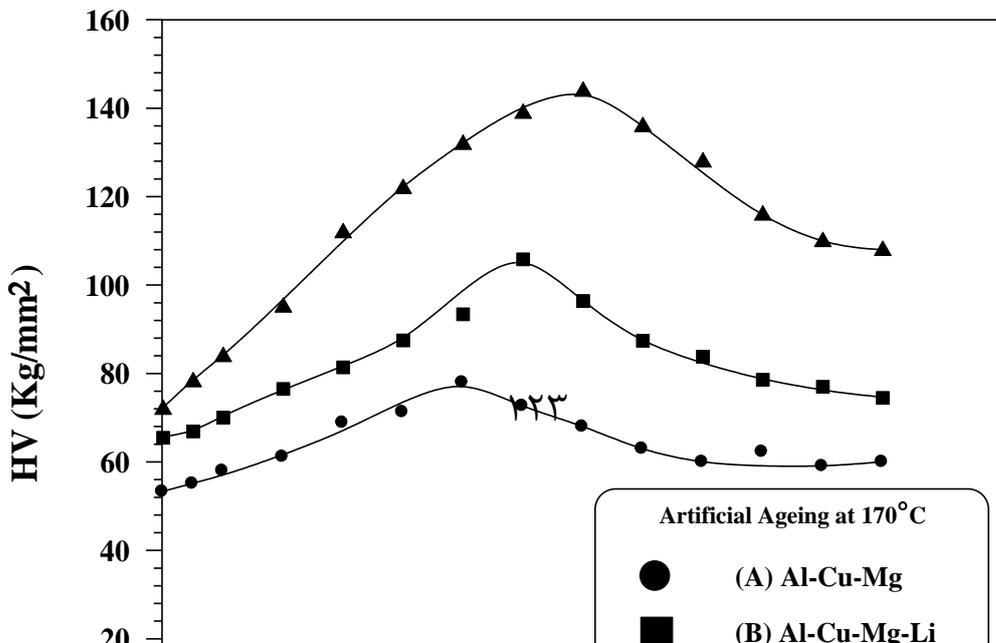
من هذا كله نلاحظ أن الحالة التي تكون عليها السبيكة وتحتفظ بمقاومتها (Strength) عالية والمطيلية (Ductility) عالية هي حالة تنعيم (Refining) الجسيمات وهي متوفرة في البحث بوجود (Zr) ، كما أن وجود (Li) الذي يحمل طاقة ربط عالية مع الفراغات (Vacancy) يمنع تكوين الفجوات (Voids) وبالتالي يمنع الهشاشة ، وإن هذه القدرة في العنصر (Li) تسبب توزيعاً متجانساً للفراغات التي هي مراكز للتخليق وبذلك ينتج توزيع وتنعيم للترسبات وهذا أفضل ما يمكن الحصول عليه . كذلك اختيار هذا التكوين الكيميائي (Chemical Composition) الذي تسبب في الترسبات (T₁) و (Al-Cu type) التي تزيد في المقاومة وفي الوقت نفسه لا تقلل من عدد مستويات الانزلاق المتاحة .

أما الشكل (٤-٢) فيوضح تأثير التعتيق الاصطناعي بدرجة حرارة تعتيق (170°C) على الصلادة ، إذ تزداد الصلادة بسرعة أكبر بكثير مما لوحظ في التعتيق الطبيعي ، ويعزى ذلك إلى ارتفاع درجة حرارة التعتيق التي تؤدي إلى الإسراع في عملية الترسيب بسبب زيادة سرعة الانتشار ، وبالتالي إلى زيادة قيم الصلادة ، فمثلاً أظهرت نسبة الزيادة في الصلادة للسبيكة (A) عند قمتها (150%) مقارنة بحالتها بعد الإخماد ، وتقدر بـ (162%) للسبيكة (B) ، وحوالي (200%) للسبيكة (C) مع حالتها بعد الإخماد أيضاً . أما نسبة الزيادة في الصلادة للسبيكة (C) مع (A) خلال التعتيق الاصطناعي فوصلت إلى (185%) و (136%) مع (B) ، وعند مقارنة السبيكة نفسها خلال التعتيق الاصطناعي مع السبيكة (A) خلال التعتيق الطبيعي فكانت الزيادة بحدود (190%) .

هذه السبائك أظهرت أيضاً ميلاً واضحاً للاستقرار بعد زمن تعتيق بحدود (8 hrs.) .

إن نظرة متأنية للأشكال (٤ - ١) و (٤ - ٢) تشير إلى وجود تشابه كبير بين قيم الصلادة خاصة للسبيكتين (B) و (C) . إذ يحتفظان بمقدار مماثل إلى حدٍ ما عند وضع الاستقرار في حالة التعتيق الطبيعي والاصطناعي .

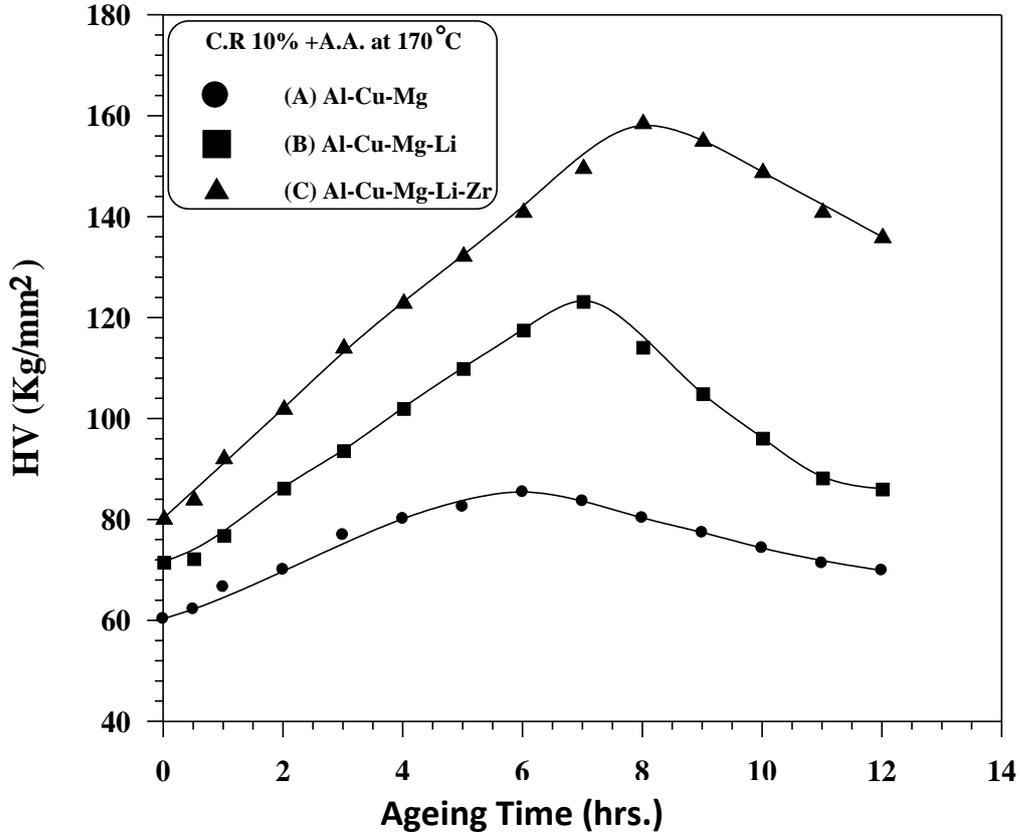
هذه الحالة تؤشر أن نتائج مسببات الإصلاذ في الحالتين قد تكون متشابهة .



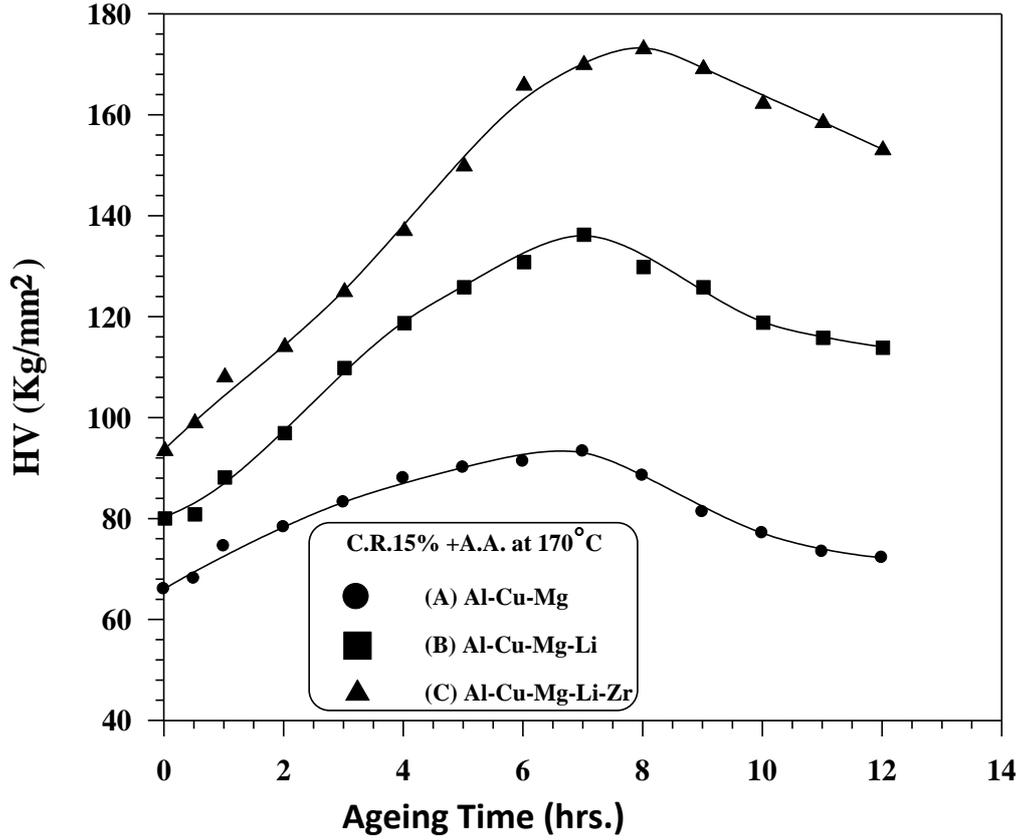
الشكل (٢-٤) العلاقة بين الصلادة وزمن التعتيق الاصطناعي عند درجة حرارة تعتيق (١٧٠°C) للسبائك (A, B, C)

إن رفع درجة حرارة التعتيق يزيد من عملية نمو الأطوار على حساب تخليقها ، وكذلك فإن نمو الأطوار المتطابقة مثل (GP1) والشبه متطابقة مثل (GP2) الموضحة في الشكل (٨-٢) ، والشكل (٩-٢) ، والبنية (٧-٢) و (٨-٢) سوف يزيد من صلادة السبيكة لازدياد عددها ومجال الانفعال حولها ، كما أن التعتيق بدرجات حرارية عالية جداً قد يؤدي إلى عدم ظهور هذه الأطوار ، وبهذا فإن اختيار درجة حرارة التعتيق المثلى لأي سبيكة يعتمد على عوامل كثيرة منها التكوين الكيميائي (Chemical Composition) ومعدل التبريد (Cooling Rate) وقابليتها على التصليد والمعاملات الحرارية - الميكانيكية (Thermo-Mechanical Treatments) [١٣٤] .

إن إطالة معاملة التعتيق ستسبب في تغيير التكوين الكيميائي لأطوار التصليد ، مما قد تسبب في زيادة للصلادة التي تعرف بالصلادة الثانوية (Secondary Hardening) وحسب الخصائص الميكانيكية للترسبات . فقد وجد P. Ringer *et al* [١٣٥] بأن المبالغة بـ التعتيق يـنـتـج عنه طـور (Al₂CuMg) مسبباً صعوداً في الصلادة .



الشكل (٣-٤) العلاقة بين الصلادة وزمن التعتيق الاصطناعي عند نسبة تشكيل (١٠%) ودرجة حرارة تعتيق (١٧٠°C) للسبائك (A, B, C)



الشكل (٤-٤) العلاقة بين الصلادة وزمن التعتيق الاصطناعي عند نسبة تشكيل (١٥%) ودرجة حرارة تعتيق (١٧٠°C) للسبائك (A, B, C)

ويبدو من الشكل (٣-٤) الذي يمثل منحنى الصلادة لعينات السبائك (A, B, C) عند نسبة تشكيل (١٠%) . إن قيم الصلادة للسبيكة (C) أعلى من السبيكة (B) والسبيكة (A) ، إلا أن سلوك السبائك مشابه لحالة التعتيق الاصطناعي ، ونفس الحالة عند التعتيق بنسبة (١٥%) للسبائك الشكل (٤-٤) إذ تظهر السبيكة (C) مرة أخرى تفوقاً واضحاً على مثيلاتها السبائك الأخرى (A, B) ولكن على العموم أظهرت السبائك المشكلة بنسبة (١٠%) و (١٥%) قيم صلادة فاقت التعتيق الاصطناعي .

إن زيادة صلادة السبائك بعد عملية التشكيل بالدرفلة (Rolling Process) أعلى بكثير من صلادة السبائك غير المدرفلة بسبب زيادة كثافة الانخلاعات (لأن كثافة الانخلاعات

تتناسب طردياً مع مقدار التشكيل على البارد وإلى مدى معين) والتي تمثل أماكن مفضلة لتخليق النويات وبناءً على ذلك سيكون عدد الدقائق المترسبة أكبر مما لو كانت كثافة الانخلاعات قليلة وبالطبع سيكون حجم الدقائق أصغر وبذلك يكون تأثيرها أكبر . ومن الناحية الثانية فإن زيادة كثافة الانخلاعات تزيد من مقاومة السبائك وحسب العلاقة الآتية [١٣٨] .

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha \rho^{\frac{1}{2}} \quad (٤-١)$$

حيث أن :

σ : المقاومة (Strength)

σ_0 : إجهاد الاحتكاك (Friction stress)

α : ثابت يعتمد على المادة (Constant)

ρ : كثافة الانخلاعات (Dislocation Density)

ولذا ستكون زيادة الصلادة ناتجة عن الآليتين المذكورتين آنفاً وهذا مطابق لحالة السبائك (A, B, C) مع ملاحظة زيادة قيم الصلادة للسبيكة (C) عن السبيكة (A) و (B) ولنسبتي التشكيل (١٠%) و (١٥%) .

فمثلاً كانت نسبة التحسين للسبيكة (A) عند التشكيل بنسبة (١٠%) والتعتيق لزمن (٦ hrs.) هو (١٤٢%) مقابل (١٧٢%) للسبيكة (B) عند التعتيق لزمن (٧ hrs.) وقد وصلت إلى (٢٠٠%) تقريباً عند التعتيق لزمن (٨ hrs.) للسبيكة (C) ، كما كانت نسبة التحسن للسبيكة (B) مقارنة بالسبيكة (A) هي (١٤٤%) في حين وصلت إلى (١٨٦%) للسبيكة (C) مع (A) .

أما نسبة التحسن للسبيكة (B) عند المقارنة مع السبيكة (A) ولكن بتشكيل (١٥%) الشـكل (٤-٤) فهي (١٥٠%) مع (١٨٢%) للسبيكة (C) مقارنة مع (A) وتقدر بحوالي (٢٠٣%) للسبيكة (C) عند التشكيل بـ (١٥%) مع

السبيكة (A) عند التشكيل بـ (١٠٪) و (١٤٠٪) للسبيكة نفسها مقارنة بالسبيكة (B) وعند نسب التشكيل نفسها .

إن هذه الزيادة في مستويات الصلادة عن المستويات السابقة ناتج عن زيادة كثافة الانخلاعات كما تم التطرق إليها سابقاً حيث بزيادة نسبة التشكيل زادت مستويات الصلادة وهذا يدعم الفرضية بأن الأصداد سببه التجاذب بين الذرات المذابة والانخلاعات (Solute Dislocation Interaction -) [٧٨, ١٣٧] . وقد أشار باحثون [٧٤, ٧٨] . إلى أنه في السبائك الثنائية (Al - Mg) تنتشر ذرات المغنيسيوم إلى الانخلاعات مسببة (strain - Ageing) وإن هذه الانخلاعات التي تتوزع بشكل متجانس تزيد من مواقع التخليق بفترة زمنية قصيرة نتيجة التشكيل ، أما انخفاض كثافة الانخلاعات فتسبب في تدني قيم الصلادة عن مستوياتها .

إن مستويات صلادة السبائك (A, B, C) أظهرت تميزاً جراً عملية التشكيل بالدرفلة مقارنة بدراسات أخرى [١٤٠, ١٣٩] ، أجريت على سبائك مثل (Al - ١ Cu - ١ Mg) و (Al - ١.٧ Cu - ٠.٣ Mg - ٠.١ Ag) .

فمثلاً كانت نسبة التحسن في مستوى صلادة السبيكة (C) عند التشكيل بنسبة (١٥٪) بحدود (٢٦٨٪) و (٢٣٥٪) على التوالي . أما سلوك السبائك من حيث زيادة مستويات الصلادة مع عملية التشكيل فهو يتوافق مع باحثين آخرين [١٤٢, ١٤١] .

٤ - ٣ قياس خشونة السطح Surface Roughness Measurement

تعتمد نتائج هذا الاختبار على فحص خشونة السطح (Surface Roughness) ، فكلما كان السطح ناعماً (Fine) قلت بداية نشوء شق الكلال (Fatigue Crack) لأن فشل الكلال يظهر عادةً من عيب سطحي [٤, ٩] .

والجدول (٣-٤) يوضح نتائج فحص خشونة السطح لخمس عينات عشوائية من السبائك المستخدمة في البحث .

الجدول (٤-٣) نتائج فحص خشونة السطح

No. of Specimen	Gage Length (μ_m)
١	٠.٠٠٥
٢	٠.٠٠٧
٣	٠.٠٠٦
٤	٠.٠٠٥
٥	٠.٠٠٧

٤ - ٤ اختبارات الكلال Fatigue Tests

يمكن التعبير عن فشل الكلال بأنه ببساطة يتضمن عملية تخليق الشق وتوسعه (انتشاره) (Nucleation and Propagation of Cracks) وتعتمد عملية إطالة عمر الكلال أما على إعاقة تخليق الشقوق أو منع انتشارها أو كليهما.

تمّ رسم منحنى سعة الأجهاد - عدد الدورات لغاية الفشل (Stress Amplitude (MPa) - (Cycles to Failure (N_f)) للسبائك المستخدمة بطريقة الانحناء المتعكس (Reverse Bending) عند نسبة إجهاد (R = - ١) وفي درجة حرارة الغرفة ، إذ يمثل المحور الصادي (Y-axis) سعة الإجهاد بينما يمثل المحور السيني (X-axis) عدد الدورات لغاية الفشل

عندما تكون سعة الإجهاد عالية فإن عدد الدورات لغاية الفشل تكون قليلة . أما عند مستويات إجهادات أقل ، فإن عدد الدورات لغاية الفشل تكون عالية .

وهناك نظريات عديدة لتفسير هذا السلوك تنطوي عن آلية التشوّه المرن - اللدن (Elastic-Plastic Deformation (EPD)) ، وتتناولها بإسهاب مصادر عدّة وبعناوين كثيرة ، منها [٨٦، ٨٨، ٩٤] :

١. آلية الكسر المر المرن - اللدن (Elastic-Plastic Fracture Mechanism (EPFM)) .
٢. آلية الكسر المر المرن الخطي (Linear Elastic-Plastic Fracture Mechanism (LEFM)) .

٤-٥ تأثير المعاملات الحرارية في إطالة عمر الكلال

Effect of Heat Treatments in Prolonging Fatigue Life

وتشمل معاملة المجانسة ومعاملي التعتيق الطبيعي والاصطناعي .

٤-٥-١ معاملة المجانسة Homogenizing Treatment

الشكل (٤-٥) يوضح تأثير معاملة المجانسة على العلاقة بين سعة الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبائك (A_1, B_1, C_1) ، إذ يظهر من خلال الشكل أن السبيكة (C_1) فشلت عند أكبر عدد من الدورات ، إذ كانت (170895) دورة وعند سعة إجهاد (100 MPa) مقارنةً بالسبيكتين (B_1, A_1) التي بلغت عدد دوراتها (10327) و (60033) دورة على التوالي وعند نفس سعة الإجهاد . أما سبب التفاوت في عدد الدورات للسبائك فيرجع إلى دور عنصر الليثيوم (Li) في السبيكة (B_1) وعنصر السيريوم (Li, Zr) للسبيكة (C_1) في زيادة المقاومة والمتانة وتصغير الحجم الحبيبي (Grain Refining) ، هذا وبلغت نسبة التحسن في عدد الدورات للسبيكة (B_1) مقارنة بالسبيكة (A_1) بـ (580%) أي بزيادة مقدارها (6) مرات تقريباً ، ووصلت الزيادة إلى (16) مرة للسبيكة (C_1) عن (A_1) بينما بلغت نسبة التحسن (285%) للسبيكة (C_1) عن (B_1) .

إنّ لمعاملة المجانسة دوراً مهماً في إذابة الأطوار المتكونة على الحدود البلورية ، لأن عدم إذابتها يؤدي إلى وجود مناطق سهلة لبداية التشقق ، بالإضافة إلى وجود أطوار

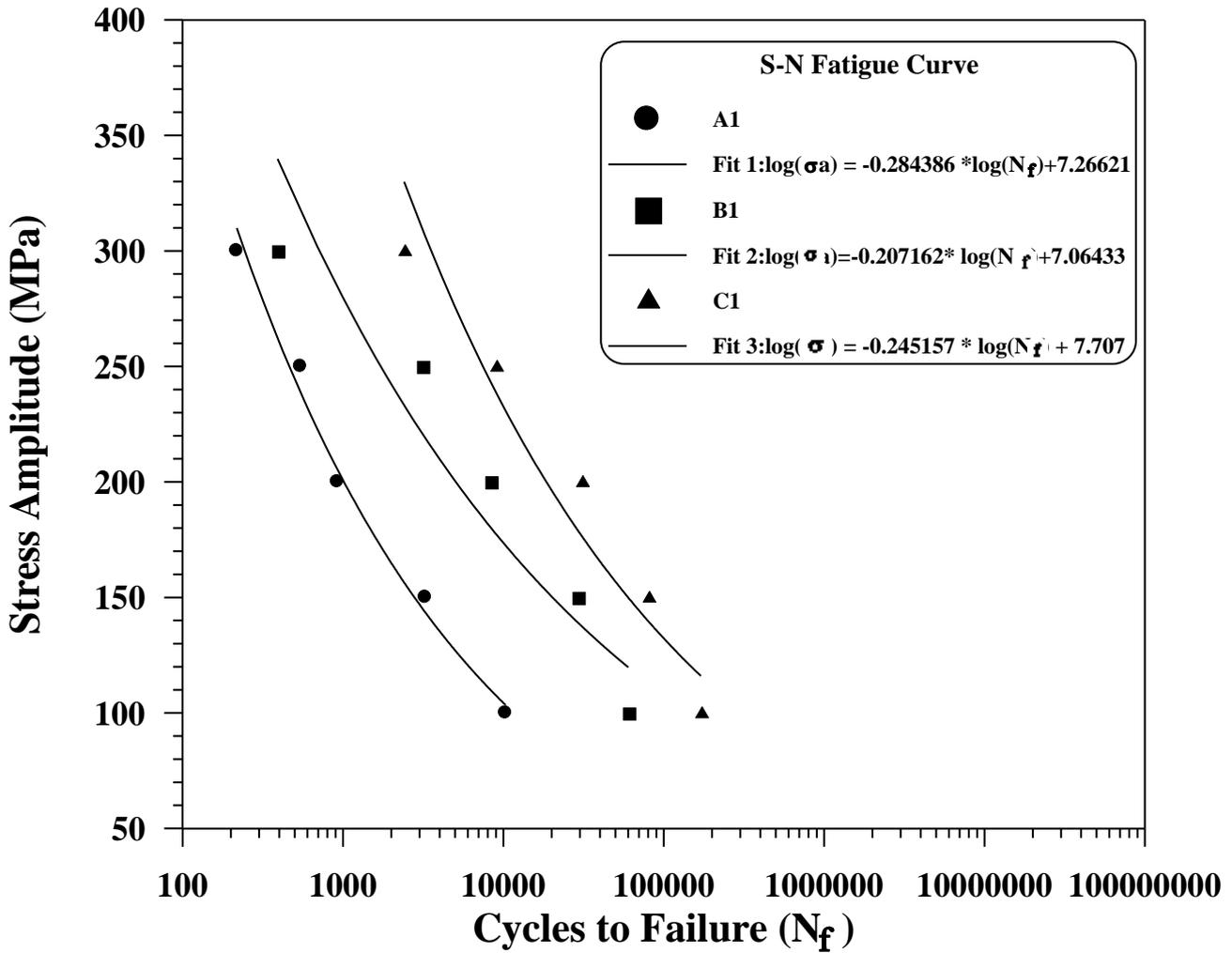
أخرى لا يمكن إذابتها لأن درجة ذوبانها أعلى من درجة انصهار السبيكة نفسها والذي يمكن تقليل تأثيرها في الخواص بإجراء المعاملات الحرارية – الميكانيكية (Thermo-Mechanical Treatments) [١٤٣] .

تم الحصول على المعادلات الآتية من منحنيات الكلال للسبائك (A₁, B₁, C₁) التي جرت لها معاملة المجانسة ، وهي على التوالي :

$$\log(\sigma_a) = -0.284386 * \log(N_f) + 7.26621 \dots\dots\dots (٤ - ٢)$$

$$\log(\sigma_a) = -0.207162 * \log(N_f) + 7.06433 \dots\dots\dots (٤ - ٣)$$

$$\log(\sigma_a) = -0.245157 * \log(N_f) + 7.707 \dots\dots\dots (٤ - ٤)$$



الشكل (٤ - ٥) تأثير معاملة المجانسة على العلاقة بين سعة الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبائك (A_1, B_1, C_1)

٤-٥-٢ معاملة التعتيق الطبيعي والتعتيق الاصطناعي

Treatment of Natural Ageing and Artificial Ageing

الشكل (٤-٦) يوضح تأثير معاملة التعتيق الطبيعي على العلاقة بين سعة الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبائك (A_٢, B_٢, C_٢). أما الشكل (٤-٧) فيوضح تأثير معاملة التعتيق الاصطناعي على العلاقة نفسها للسبائك (A_٣, B_٣, C_٣).

إن سلوك الكلال الذي تبديه السبائك خلال معاملة التعتيق الطبيعي هو مشابه لما هو الحال في معاملة المجانسة، إلا أن هناك زيادة في عدد الدورات عنها، إذ بلغت (٢٥٠٨٩, ٣٥٥٦٤٨, ١٥٦١٢٠) دورة على التوالي، وعند نفس سعة الإجهاد المسلط، إلا أنها كانت أقل بكثير عن معاملة التعتيق الاصطناعي التي تراوحت عدد الدورات فيها (٣٩٠٢١٠, ٥٤٤٢١٧٤, ٢٧١٠٢٥٦) للسبائك التي جرت لها هذه المعاملة، وكانت نسبة التحسن للسبائك المعتقة طبيعياً

بـ (٦٢٢٪) للسبيكة (B_٢) مقارنةً بالسبيكة (A_٢) أي بزيادة مقدارها (٦) مرات تقريباً ووصلت الزيادة إلى (١٤) مرة للسبيكة (C_٢) عن (A_٢)، بينما بلغت نسبة التحسن للسبيكة (C_٢) عن (B_٢) بـ (٢٢٨٪). أما السبائك المعتقة اصطناعياً، الشكل (٤-٧)، فكانت بحسب

بـ (٦٩٥٪) للسبيكة (B_٣) عن (A_٣) أي بزيادة مقدارها (٧) مرات تقريباً، بينما وصلت إلى ضعف هذه الزيادة للسبيكة (C_٣) عن (A_٣) وحوالي (٢٠٠٪) للسبيكة (C_٣) عن (B_٣) أيضاً، وعند مقارنة السبائك المعتقة اصطناعياً مع السبائك المعتقة طبيعياً، فكان معدل الزيادة في عدد الدورات يقدر بـ (١٥) مرة تقريباً. ويعود السبب في هذا التحسن إلى رفع درجة حرارة التعتيق الاصطناعي والأطوار الناتجة التي ذكرت في البند (٤-٢-٢).

تم الحصول على المعادلات الآتية من منحنيات الكلال للسبائك (A_٢, B_٢, C_٢) المعتقة طبيعياً:

$$\log(\sigma_a) = -0.249712 * \log(N_f) + 7.21856 \dots\dots\dots (\text{٤} - \text{٥})$$

$$\log(\sigma_a) = -0.202809 * \log(N_f) + 7.15657 \dots\dots\dots (\text{٤} - \text{٦})$$

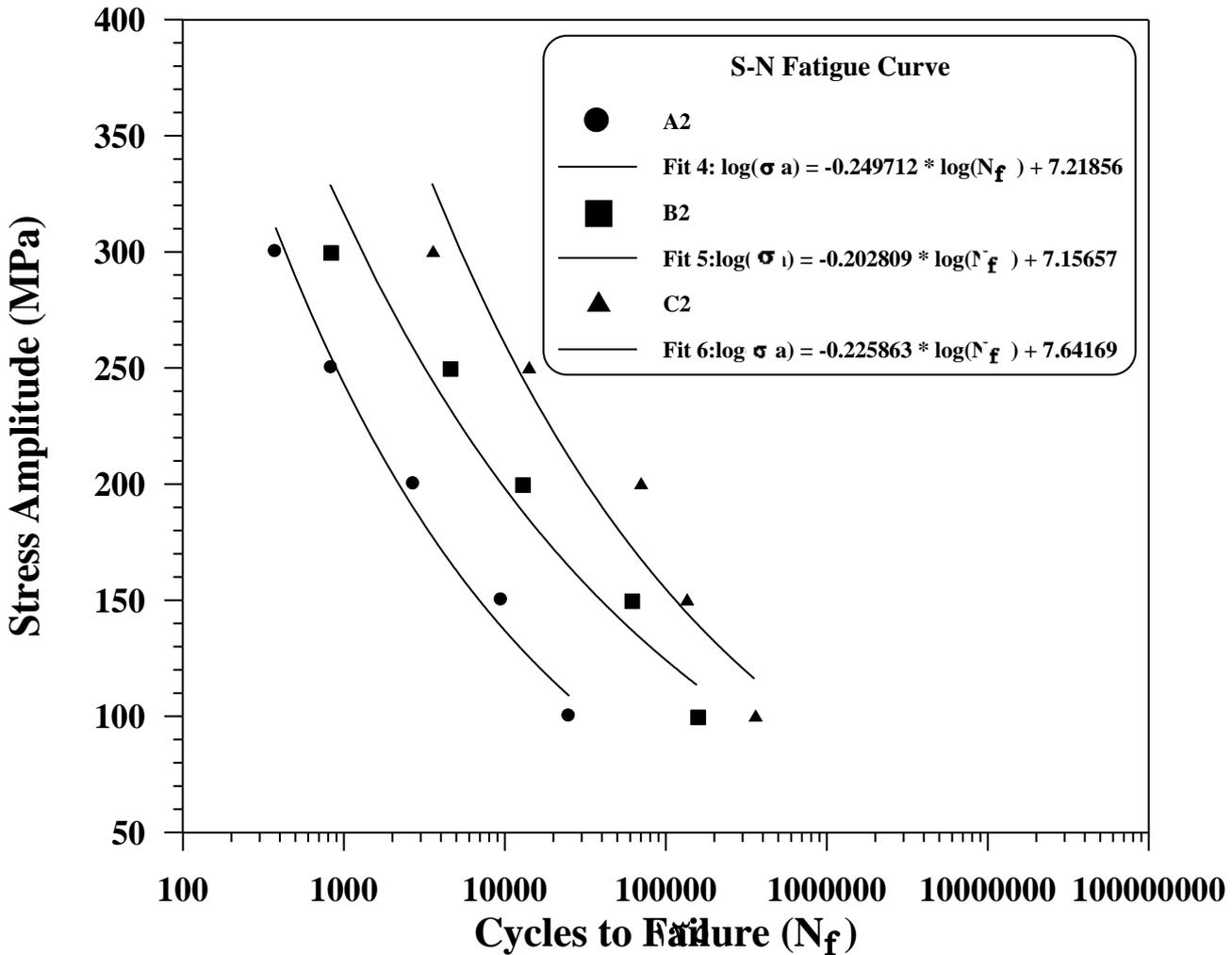
$$\log(\sigma_a) = -0.225863 * \log(N_f) + 7.64169 \dots\dots\dots (\text{٤} - \text{٧})$$

أما المعادلات الآتية، فقد تم الحصول عليها من منحنيات الكلال للسبائك (A_r, B_r, C_r) المعتقة اصطناعياً والموضحة بالشكل (٧-٤).

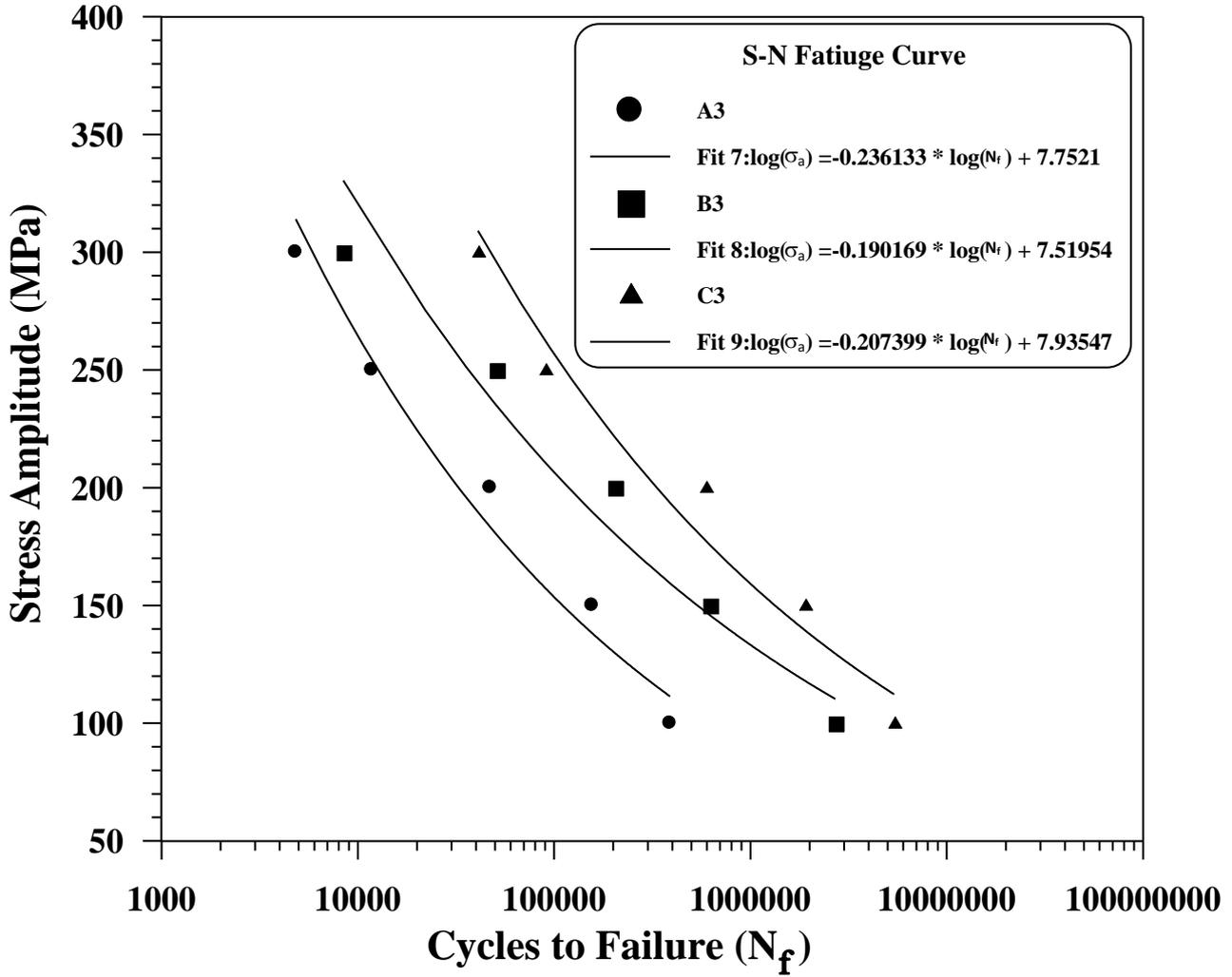
$$\log(\sigma_a) = -0.236133 * \log(N_f) + 7.7521 \dots\dots\dots (\text{٤} - \text{٨})$$

$$\log(\sigma_a) = -0.190169 * \log(N_f) + 7.51954 \dots\dots\dots (\text{٤} - \text{٩})$$

$$\log(\sigma_a) = -0.207399 * \log(N_f) + 7.93547 \dots\dots\dots (\text{٤} - \text{١٠})$$

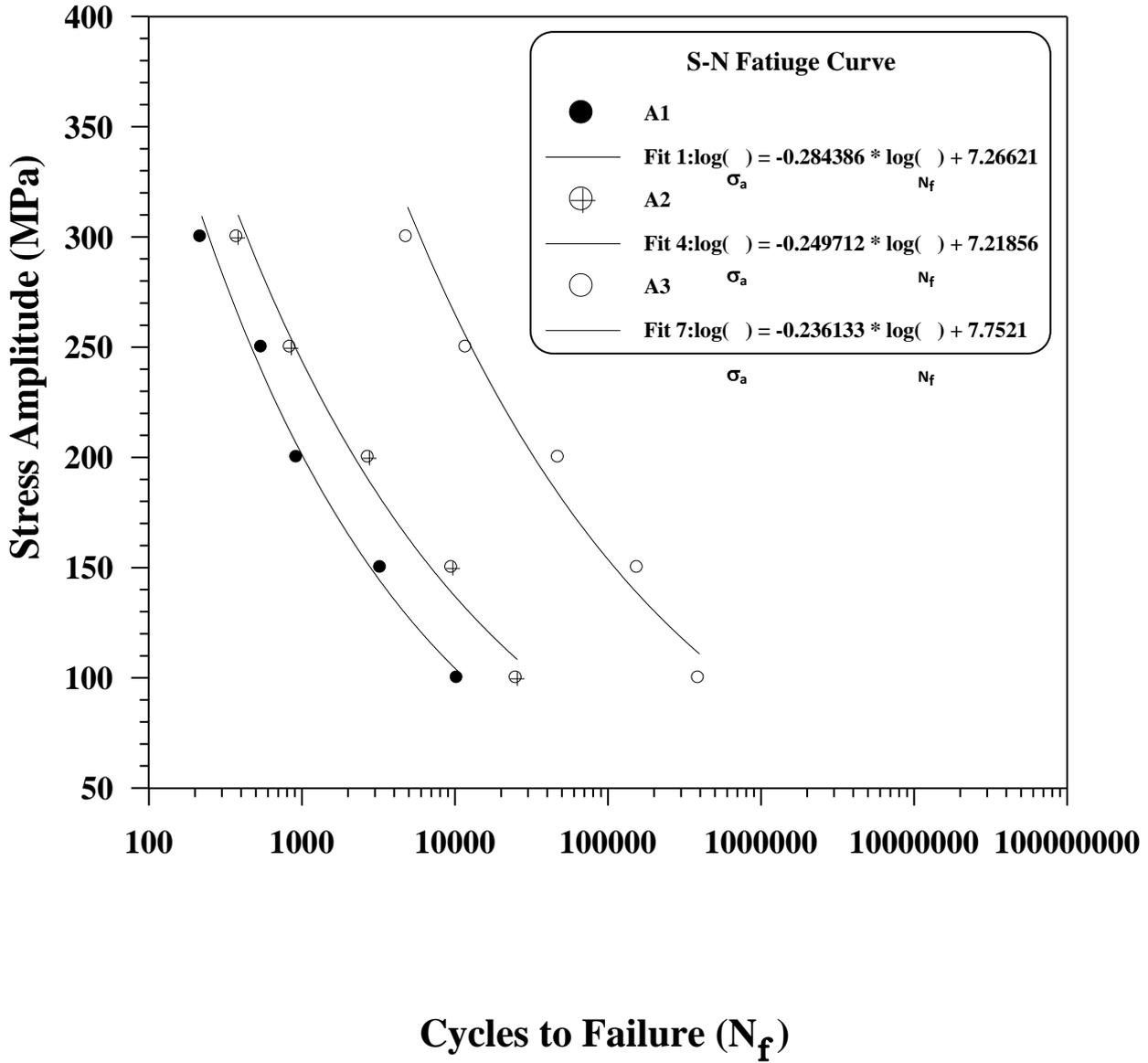


الشكل (٤ - ٦) تأثير معاملة التعتيق الطبيعي على العلاقة بين سعة الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبانك (A_2, B_2, C_2)

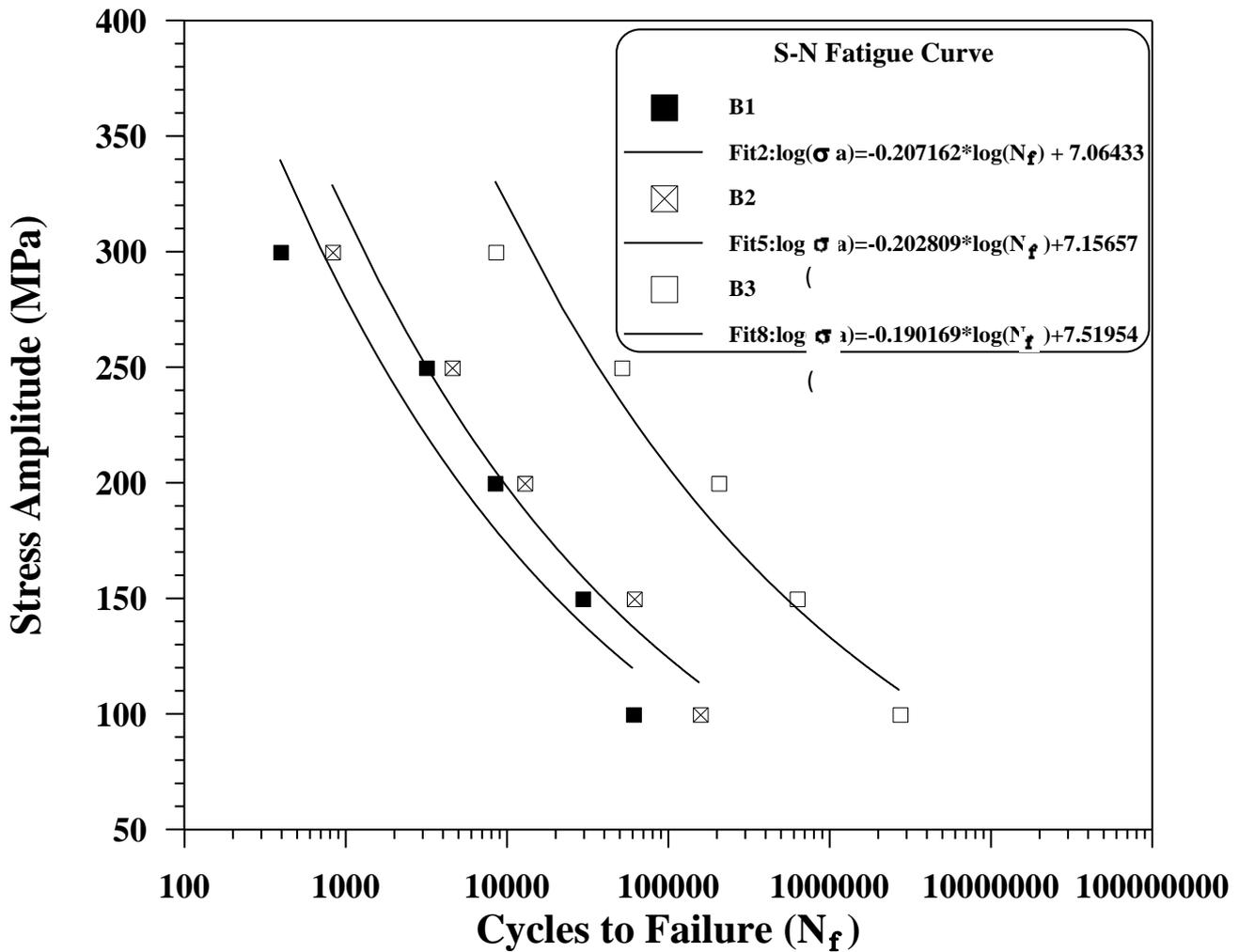


الشكل (٤ - ٧) تأثير معاملة التعتيق الاصطناعي على العلاقة بين سعة الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبائك (A_r, B_r, C_r)

أما الأشكال (٤-٨) ، (٤-٩) ، (٤-١٠) فتوضح تأثير المعاملات الحرارية المختلفة (معاملة المجانسة ، معاملة التعتيق الطبيعي والتعتيق الاصطناعي) على العلاقة بين سعة الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبائك (A_1, A_2, A_3) والتي تمثل السبيكة ذات الأساس (Al-Cu-Mg) ، والسبائك (B_1, B_2, B_3) التي تمثل السبيكة (Al-Cu-Mg-) ، أم (Li) ، أم (C_1, C_2, C_3) فتمثل السبيكة (Al-Cu-Mg-Li-Zr) .

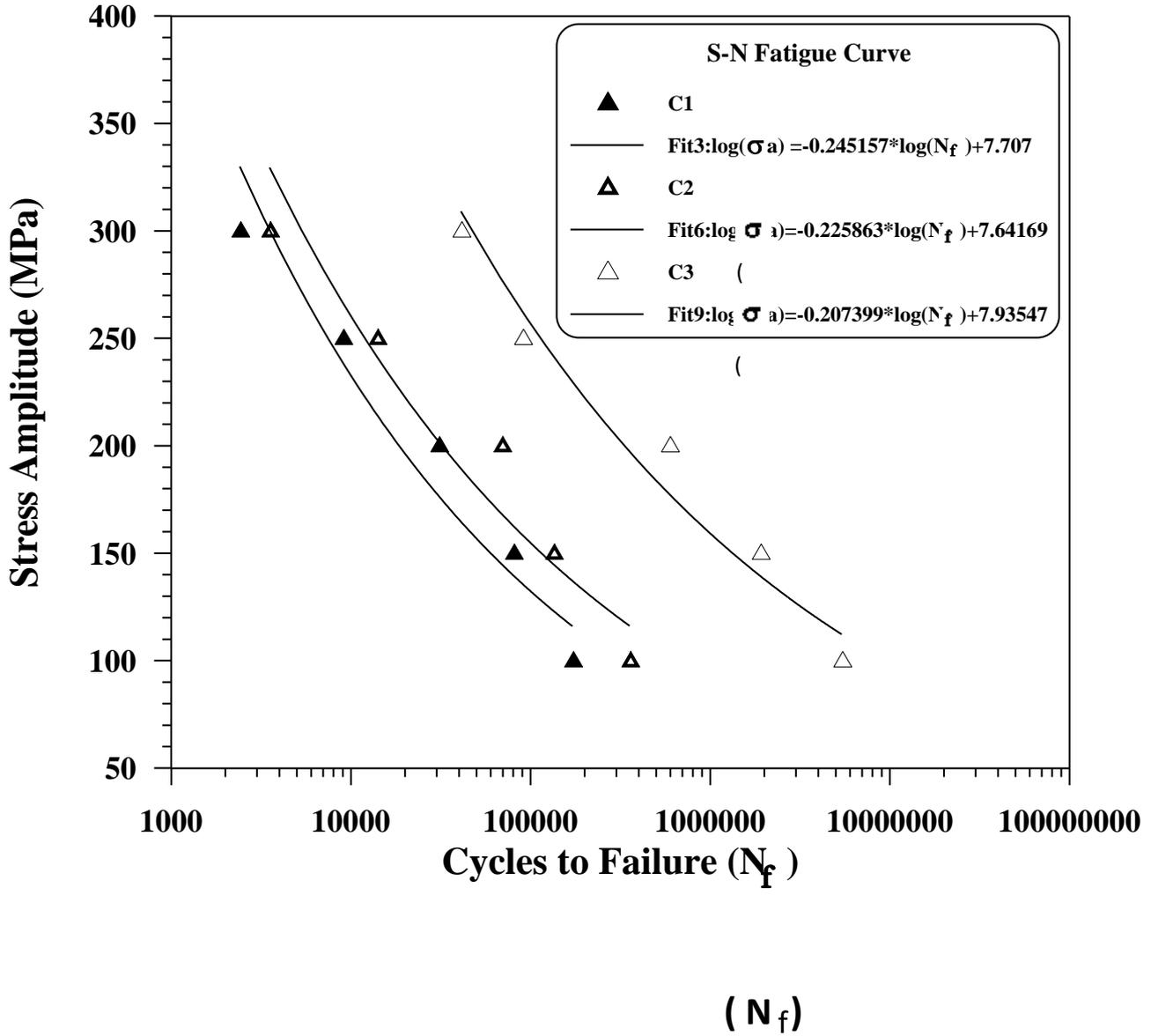


الشكل (٤ - ٨) تأثير المعاملات الحرارية المختلفة (معاملة المجانسة ، معاملة التعتيق الطبيعي والتعتيق الاصطناعي) على العلاقة بين سعة الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبائك (A_1, A_2, A_3)



الشكل (٤ - ٩) تأثير المعاملات الحرارية المختلفة (معاملة المجانسة ، معاملة التعتيق الطبيعي والتعتيق الاصطناعي) على العلاقة بين سعة

الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبانك (B_1, B_2, B_3)



الشكل (٤ - ١٠) تأثير المعاملات الحرارية المختلفة (معاملة المجانسة ، معاملة التعتيق الطبيعي والتعتيق الاصطناعي) على العلاقة بين سعة

الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبائك (C_1, C_2, C_3)

إن نظرة متأنية لمنحنيات هذه السبائك يظهر بصورة جلية أن سبائك المجموعة الثالثة قد فاقت السبائك الأخرى في الزيادة بعدد الدورات ، من ثم الإطالة في عمر الكلال ، ولعل أحد أسباب ذلك يعود إلى دور عنصر السبائك (Li) مع (Zr) والاطوار الناتجة فوجود الليثيوم يخفض كثافة السبيكة (٣%) لكل (١%) منه ويزيد معامل المرونة (٦%) ومع الزركونيوم فإن المقاومة تزداد مما يؤخر عملية نمو شق الكلال [١٣١, ١٣٣] ، هذا وتقدر الزيادة في عدد الدورات بـ (١٥) مرة تقريباً للسبائك (C_٢) مع (C_٢) والسبائك (B_٢) مع (A_١) وحوالي (١٦) مرة للسبيكة (C_١) عن (A_١) . إن الزيادات هذه قد زادت بما لا يقل عن مرة واحدة لنفس سبيكة الأساس وباستخدام عناصر سبائك أخرى لباحثين آخرين [١٤٤, ١٤٥] .

٤-٦ تأثير عمليات التشكيل على البارد في إطالة عمر الكلال

Effect of Cold Work Processes in Prolonging Fatigue Life

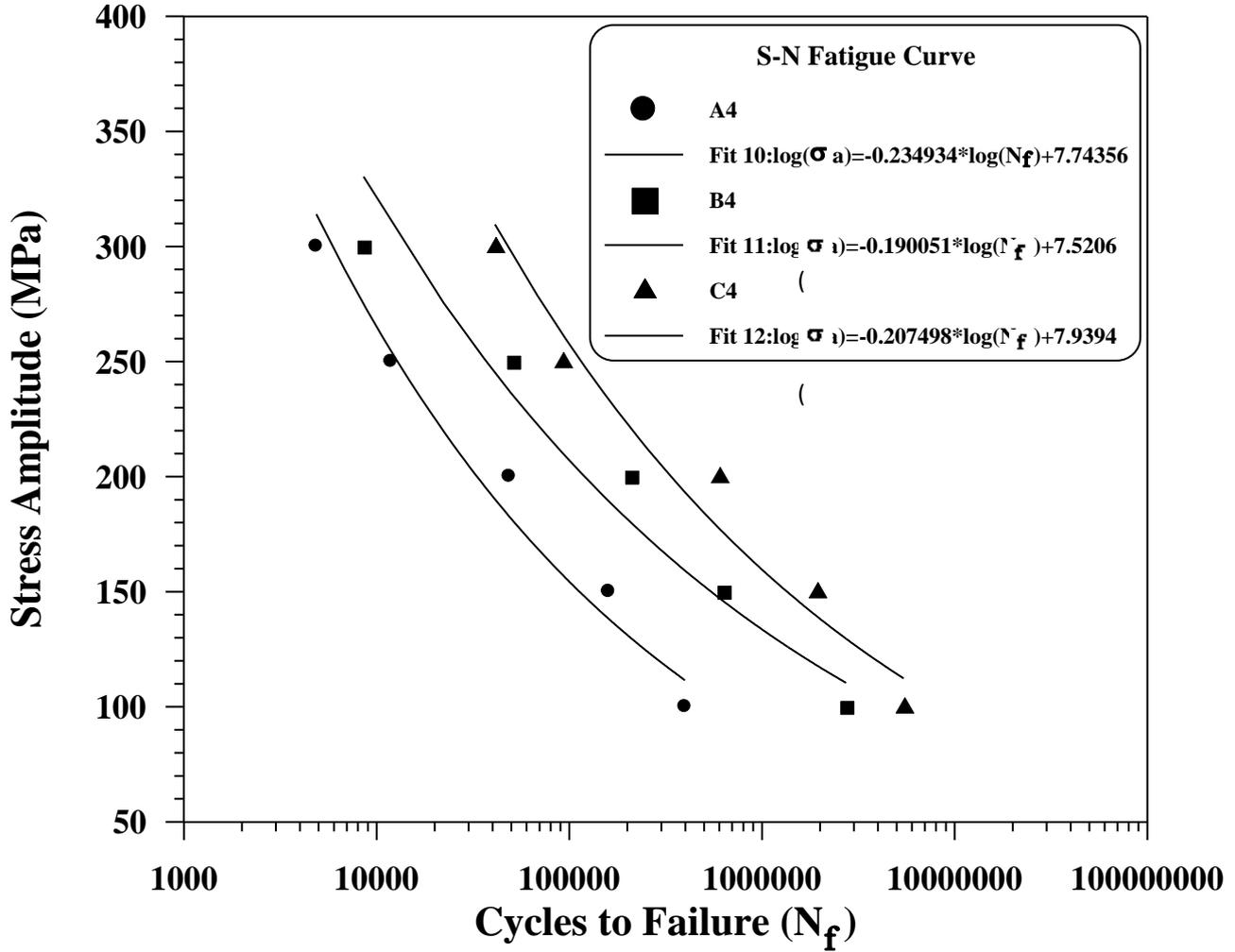
وتشمل تقنية السفع بالرمل و عملية السفع بالكريات الفولاذية والتشكيل بالدرفلة .

٤-٦-١ السفع بالرمل والسفع بالكريات الفولاذية

Sandblast and Shot Peening

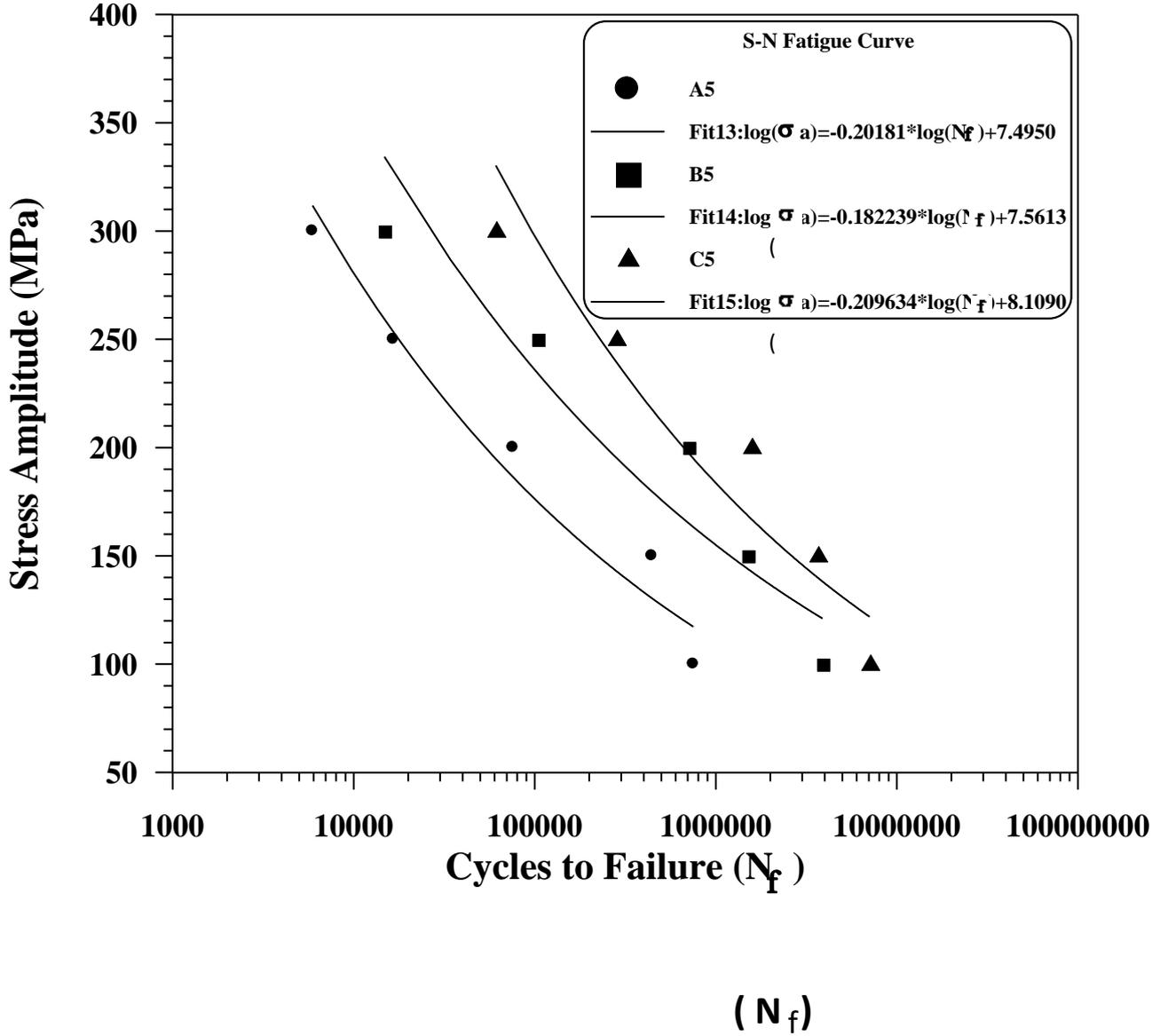
الشكل (٤-١١) يوضح تأثير تقنية السفع بالرمل على العلاقة بين سعة الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبائك (A_٤, B_٤, C_٤) .

أما الشكل (٤-١٢) فيوضح تأثير عملية السفع بالكريات الفولاذية على العلاقة نفسها للسبائك (A_٥, B_٥, C_٥) .



الشكل (٤ - ١١) تأثير تقنية السفع بالرمل على العلاقة بين سعة

الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبائك (A٤, B٤, C٤)



الشكل (٤ - ١٢) تأثير عملية السفع بالكريات الفولاذية على العلاقة بين سعة

الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبائك (A٥, B٥, C٥)

أجريت تقنيتا السفع بعد معاملة التعتيق الاصطناعي بدرجة حرارة تعتيق (١٧٠°C) ، إلا أن تقنية السفع بالرمل كان تأثيرها طفيفاً بزيادة عدد الدورات عند مقارنتها مع معاملة التعتيق الاصطناعي ، وهذا واضح من عدد الدورات لغاية الفشل للسبائك الثلاث (A_٤, B_٤, C_٤) التي تراوحت بر (٥٤٤٢١٧٤ ، ٢٧٣٤٢٧١ ، ٣٩٩٠٢٩) على التوالي ، وعند سعة إجهاد (١٠٠MPa) وبنفس زمن السفع بالكريات الفولاذية وأعلى سرعة منه .

إنّ السبب الرئيس يعود إلى عمق طبقة الإجهادات المتبقية الانضغاطية (Compressive Residual Stresses) المتكونة عند السفع بالرمل والتي تكون على شكل طبقة نحيفة وتأثيرها قليل بالمقارنة مع السفع بالكريات الفولاذية [١٤٦] .

أما نسبة التحسن بعدد الدورات بعد السفع بالكريات مع معاملة التعتيق الاصطناعي فكانت مثلاً بحدود (١٩٣%) للسبيكة (A_٥) مع (A_٣) وحوالي (١٤٥%) للسبيكة (B_٥) مع (B_٣) ، وتقدر بر (١٨٢%) للسبيكة (C_٥) مع (B_٥) عند نفس ظروف السفع للسبيكتين . إن نسب التحسن للسبائك هذه تزيد على نسبة التحسن لسبائك أخرى [١٤٧، ١٤٨] بمقدار لا يقل عن (٣٠%) زيادةً ، وعند مقارنة التحسن نفسه للسفع بالكريات الفولاذية مع السفع بالرمل للسبيكة (A_٥) مع (A_٤) مثلاً فكانت بحدود (١٩٠%) وحوالي (٢٦٠%) للسبيكة (C_٥) عن (B_٤) وتقدر الزيادة بعدد الدورات للسبيكة (B_٥) عن (A_٤) بر (٩) مرات تقريباً .

إنّ تقنية السفع بالكريات لها تأثيران مهمان : التأثير الأول في انتشار الكلال (المرحلة الأولى) التي تقود إلى التشوه في البنية البلورية الناتجة من عمليات السفع ، ومن ثم تأثيرها على شكل وانتشار شق الكلال . أما التأثير الثاني للسفع فهو تكوين طبقة الإجهادات المتبقية الانضغاطية التي تمنع انتشار الشق في (المرحلة الثانية) [١٤٩] .

وفي الانحناء المتعاكس (Reverse Bending) الذي جرى فيه اختبار الكلال ، فإن السفع بالكريات يقلل إجهادات الشد العالية (Peak Tensile Stresses) في أجزاء المعدن ويحركها من السطح ، وبما أن الزمن المطلوب لعملية السفع يعتمد على عوامل عدّة منها [١٥٠] :

١. الشدة (Intensity) .
٢. معدل التغطية (Coverage Rate) .
٣. خشونة السطح (Surface Roughness) .

لذا فإن زمن السفع سوف يحسّن الاجهادات الضغطية على السطح ، ومع ذلك فإن زمن السفع بمقادير عالية سوف يسمح بنشوء شق الكلال خاصةً في سبائك الألمنيوم ، ولهذا فإن الزمن اللازم لعملية السفع يجب أن يختار بعناية لتجنب النتائج المضادة لزيادة زمن السفع [١٥٠, ١٥١] .

وعلى العموم فإن التحسن في عدد الدورات نتيجة عمليات السفع وخصوصاً في منطقة كلال الدورات العالية (HCF) كان أكبر بكثير من منطقة (LCF) وهذا يعود إلى ارتخاء الجهد (Stress Relaxation) الذي يحدث عند الإجهادات العالية المسلطة على المعدن .

ومن منحنيات الكلال للسبائك (A_ϵ , B_ϵ , C_ϵ) التي سفعت بالرمل حصلنا على المعادلات الآتية :

$$\log (\sigma_a) = - ٠.٢٣٤٩٣٤ * \log (N_f) + ٧.٧٤٣٥٦ \dots\dots\dots (٤ - ١١)$$

$$\log (\sigma_a) = - ٠.١٩٠٠٥١ * \log (N_f) + ٧.٥٢٠٦ \dots\dots\dots (٤ - ١٢)$$

$$\log (\sigma_a) = - ٠.٢٠٧٤٩٨ * \log (N_f) + ٧.٩٣٩٤ \dots\dots\dots (٤ - ١٣)$$

والمعادلات الآتية من منحنيات الكلال للسبائك (A_o , B_o , C_o) بعد السفع بالكريات الفولاذية :

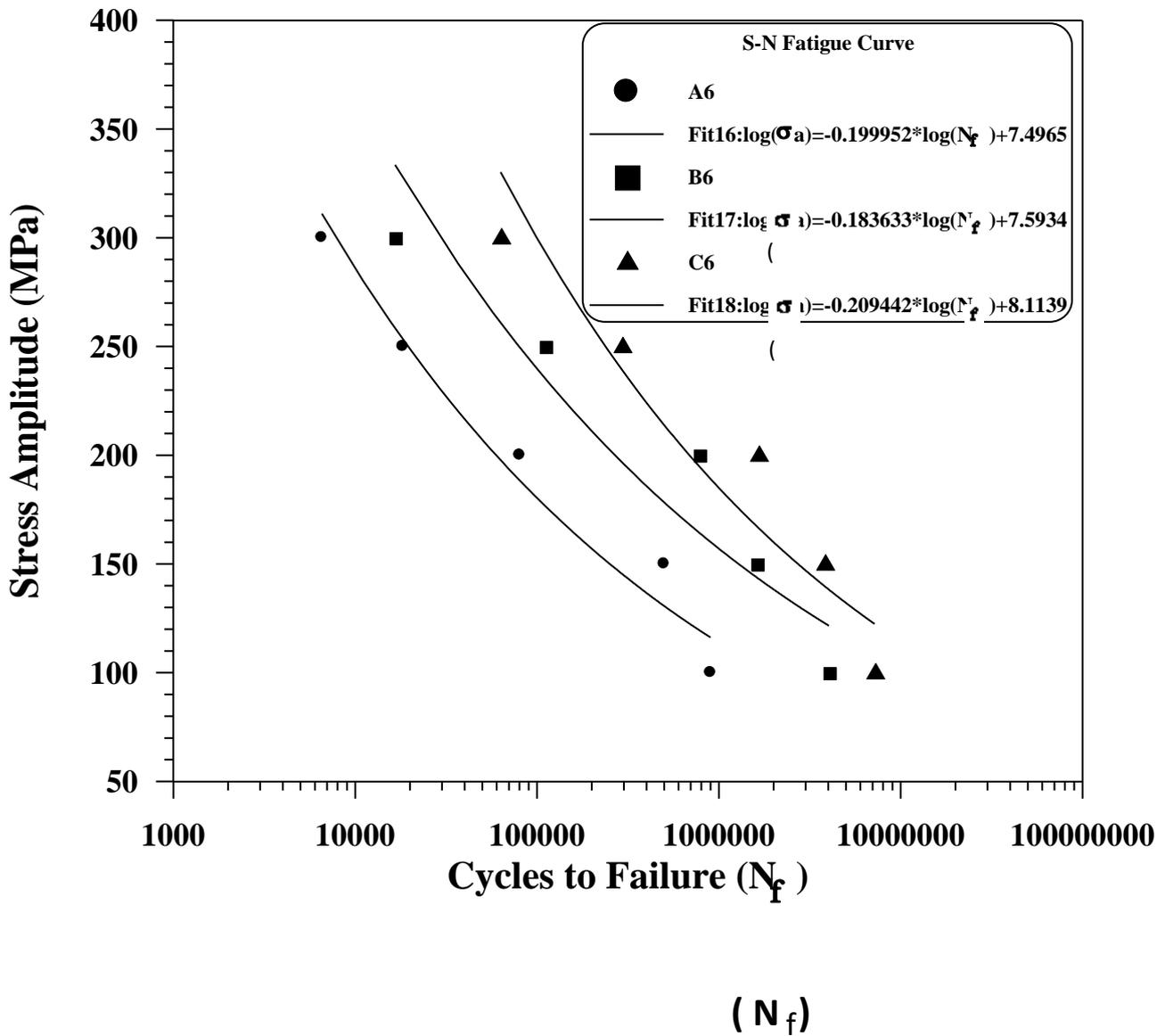
$$\log (\sigma_a) = - ٠.٢٠١٨١ * \log (N_f) + ٧.٤٩٥٠ \dots\dots\dots (٤ - ١٤)$$

$$\log (\sigma_a) = - ٠.١٨٢٢٣٩ * \log (N_f) + ٧.٥٦١٣ \dots\dots\dots (٤ - ١٥)$$

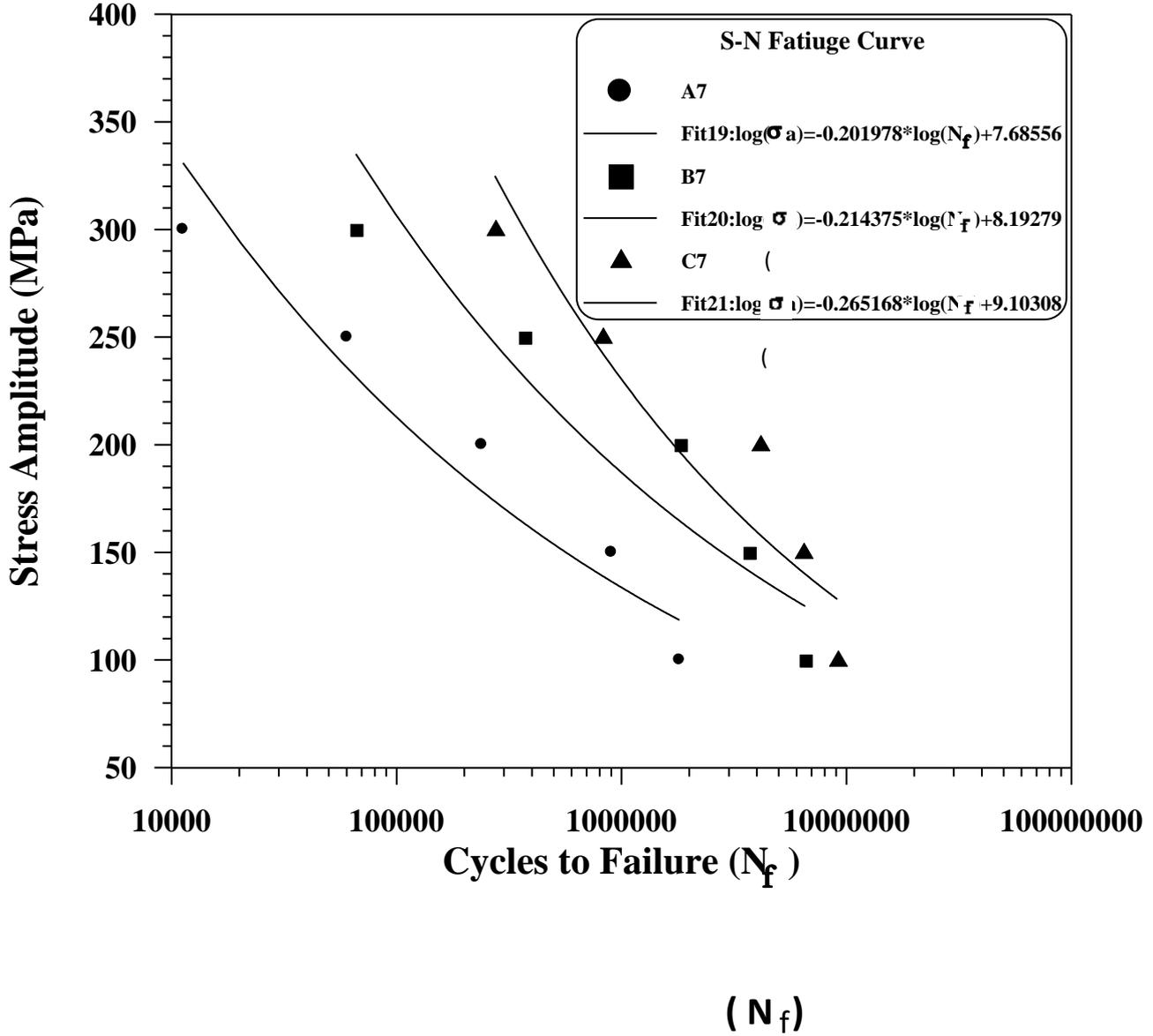
$$\log (\sigma_a) = - ٠.٢٠٩٦٣٤ * \log (N_f) + ٨.١٠٩٠ \dots\dots\dots (٤ - ١٦)$$

٢-٦-٤ التشكيل بالدرفلة على البارد Cold Rolling

الشكلان (١٣-٤) و (١٤-٤) يوضحان تأثير عملية التشكيل بالدرفلة بنسبة (١٠%) و (١٥%) على العلاقة بين سعة الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبائك (A_٦, B_٦, C_٦) و (A_٧, B_٧, C_٧) على التوالي .



الشكل (٤ - ١٣) تأثير عملية التشكيل بالدرفلة بنسبة (١٠٪) على العلاقة بين سعة الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبائك (A_1, B_1, C_1)



الشكل (٤ - ١٤) تأثير عملية التشكيل بالدرفلة بنسبة (١٥%) على العلاقة بين سعة الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبائك (A_v, B_v, C_v)

جرت عملية التشكيل بعد المعاملة المحلولية ولكل السبائك ، ثم عتقت اصطناعياً بدرجة حرارة تعتيق (١٧٠°C) لبيان تأثير التشكيل في إطالة عمر الكلال ، وأظهرت السبائك (A_٦, B_٦, C_٦) المشكلة بنسبة (١٠%) زيادة في عدد الدورات على السبائك المشكلة بالسفع بنوعيه إلا أنها كانت أقل من السبائك (A_٧, B_٧, C_٧) المشكلة بنسبة (١٥%) ، فمثلاً زادت نسبة التحسن للسبائك المشكلة بنسبة (١٥%) بمسايساوي (٣٦٢%) للسبيكة (B_٧) مع (A_٧) و (٥٠٣%) للسبيكة (C_٧) مع (A_٧) ، وعند مقارنة نسبتي التشكيل للسبائك فإن السبيكة (C_٧) تحسنت بنسبة (٢٢٦%) عن السبيكة (B_٦) وزادت عدد دورتها بمقدار (١٠) مرات عن سبيكة (A_٦) وبما يعادل (٧) مرات للسبيكة (B_٧) عن (A_٦) .

وتم الحصول على المعادلات الآتية نتيجة عملية التشكيل بالدرفلة بنسبة (١٠%) للسبائك (A_٦, B_٦, C_٦) :

$$\log (\sigma_a) = - ٠.١٩٩٤٥٢ * \log (N_f) + ٧.٤٩٦٥ \dots\dots\dots (٤ - ١٧)$$

$$\log (\sigma_a) = - ٠.١٨٣٦٣٣ * \log (N_f) + ٧.٥٩٣٤ \dots\dots\dots (٤ - ١٨)$$

$$\log (\sigma_a) = - ٠.٢٠٩٤٤٢ * \log (N_f) + ٨.١١٣٩ \dots\dots\dots (٤ - ١٩)$$

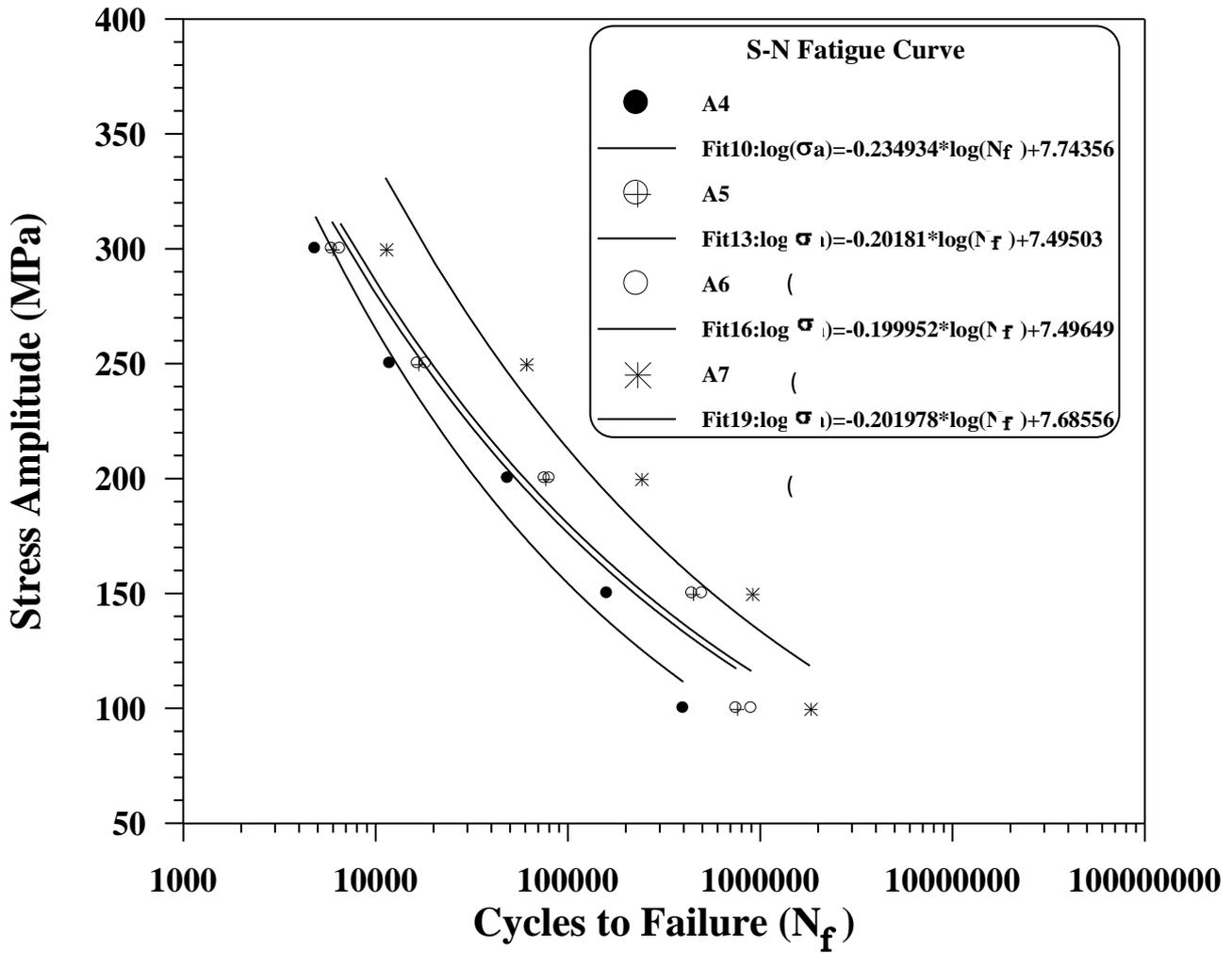
أما المعادلات الآتية فهي للسبائك (A_٧, B_٧, C_٧) المشكلة بنسبة (١٥%) :

$$\log (\sigma_a) = - ٠.٢٠١٩٧٨ * \log (N_f) + ٧.٦٨٥٥٦ \dots\dots\dots (٤ - ٢٠)$$

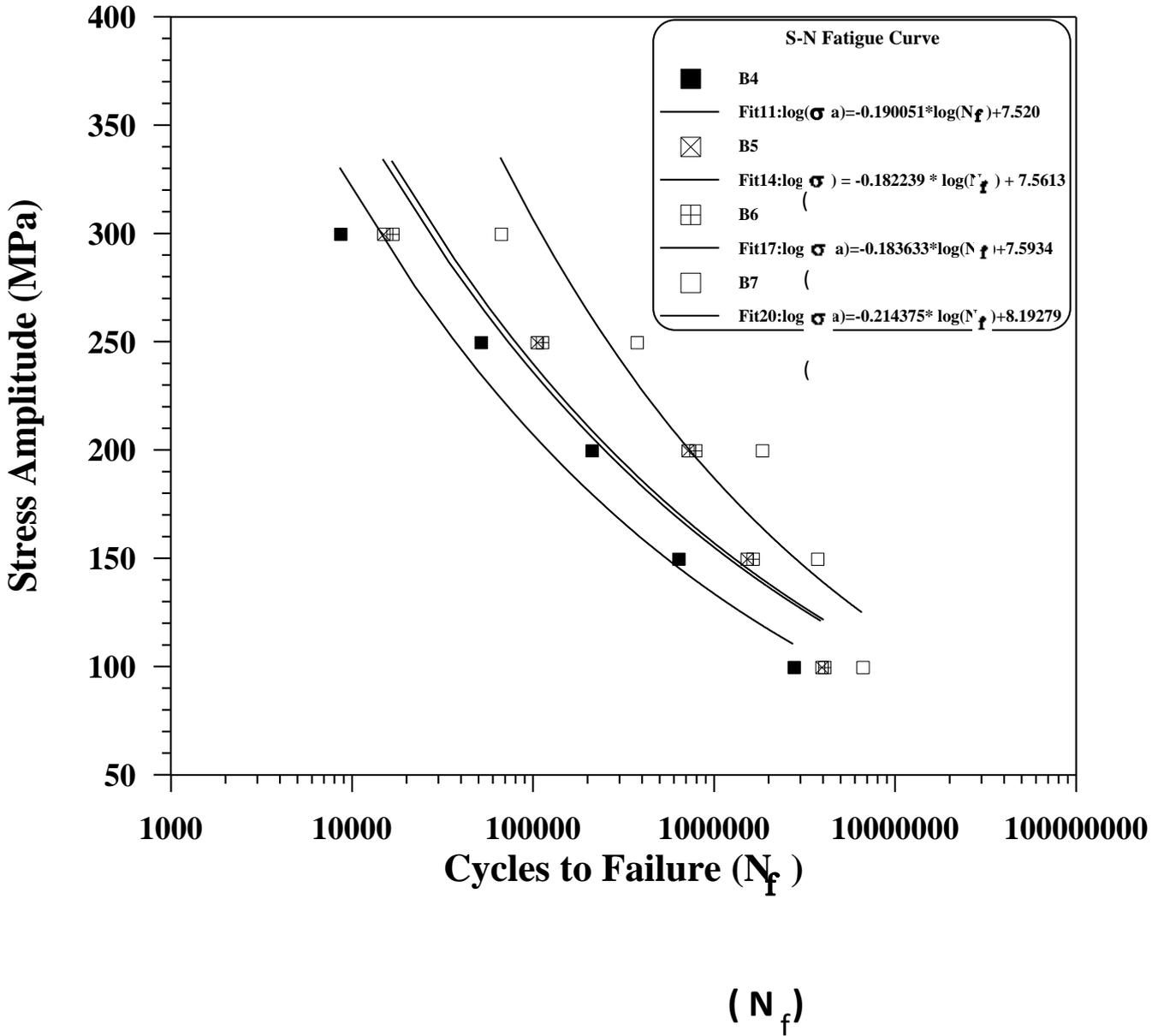
$$\log (\sigma_a) = - ٠.٢١٤٣٧٥ * \log (N_f) + ٨.١٩٢٧٩ \dots\dots\dots (٤ - ٢١)$$

$$\log (\sigma_a) = - ٠.٢٦٥١٦٨ * \log (N_f) + ٩.١٠٣٠٨ \dots\dots\dots (٤ - ٢٢)$$

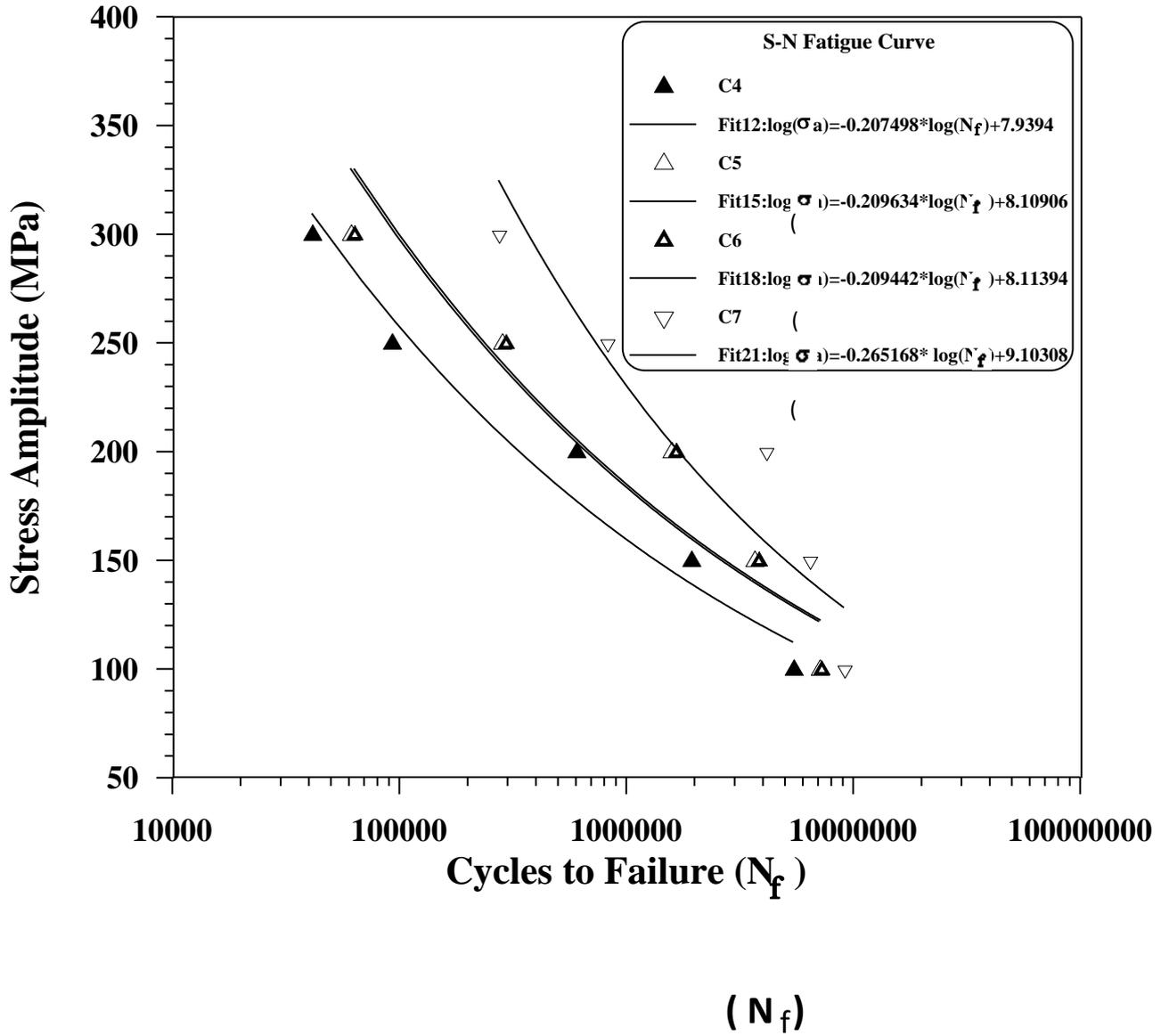
الأشكال (١٥-٤)، (١٦-٤)، (١٧-٤) توضح تأثير عمليات التشكيل المختلفة (السفع بالرمل ، السفع بالكريات الفولاذية والتشكيل بالدرفلة بنسبة (١٠%) و (١٥%) على العلاقة بين سعة الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبائك (A_{ϵ} , A_{σ} , A_{τ} , A_{ν}) و (B_{ϵ} , B_{σ} , B_{τ} , B_{ν}) و (C_{ϵ} , C_{σ} , C_{τ} , C_{ν}) على التوالي .



الشكل (٤ - ١٥) تأثير عمليات التشكيل المختلفة (السفع بالرمل ، السفع بالكريات الفولاذية ، والتشكيل بالدفلة بنسبة (١٠٪) و (١٥٪)) على العلاقة بين سعة الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبائك (A_4, A_5, A_6, A_7)



الشكل (٤ - ١٦) تأثير عمليات التشكيل المختلفة (السفع بالرمل ، السفع بالكريات الفولاذية ، والتشكيل بالدفلة بنسبة (١٠٪) و (١٥٪)) على العلاقة بين سعة الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبائك (B_4, B_5, B_6, B_7)

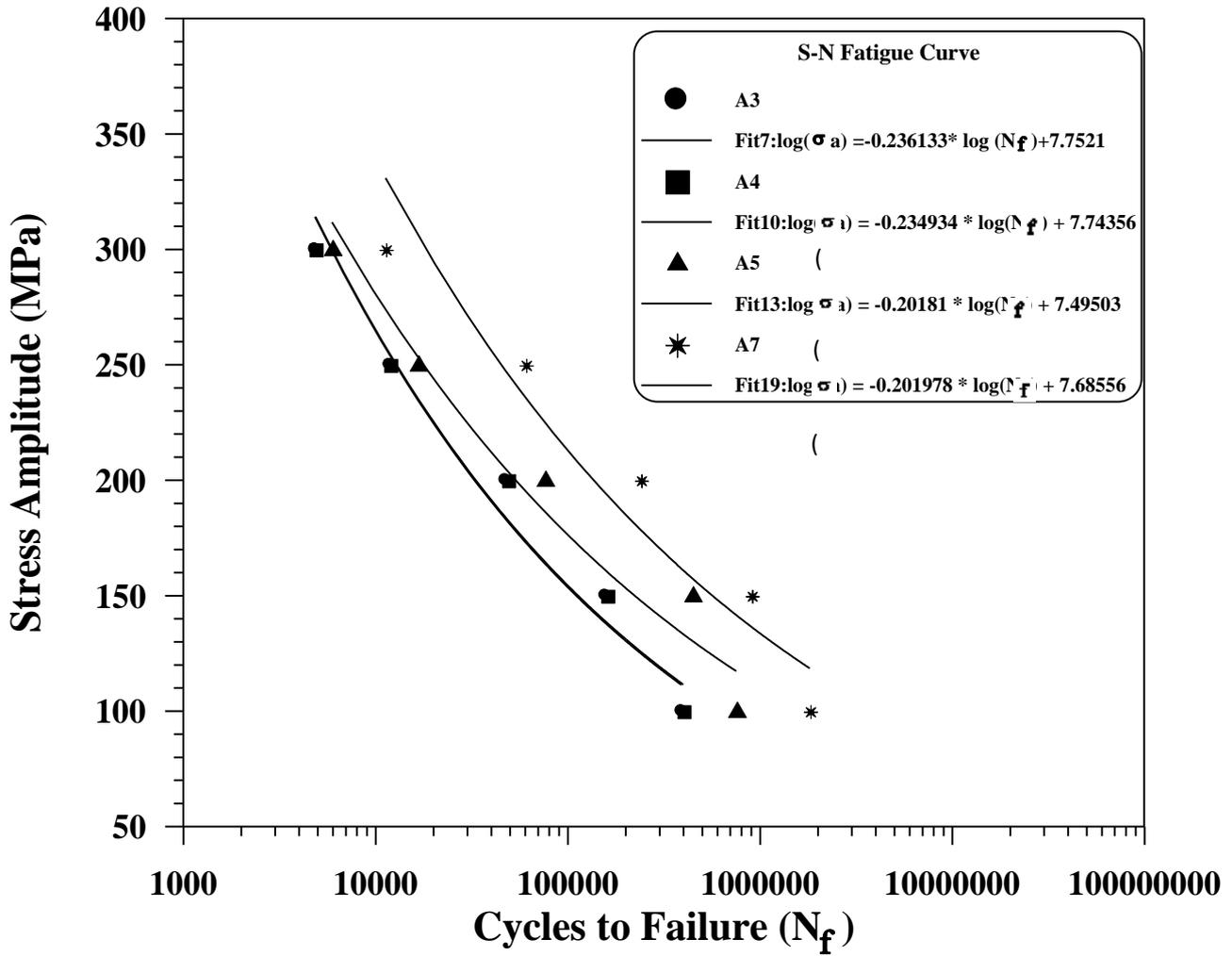


الشكل (٤ - ١٧) تأثير عمليات التشكيل المختلفة (السفع بالرمل ، السفع بالكريات الفولاذية ، والتشكيل بالدرفلة بنسبة (١٠٪) و (١٥٪)) على العلاقة بين سعة الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبائك (C_4, C_5, C_6, C_7)

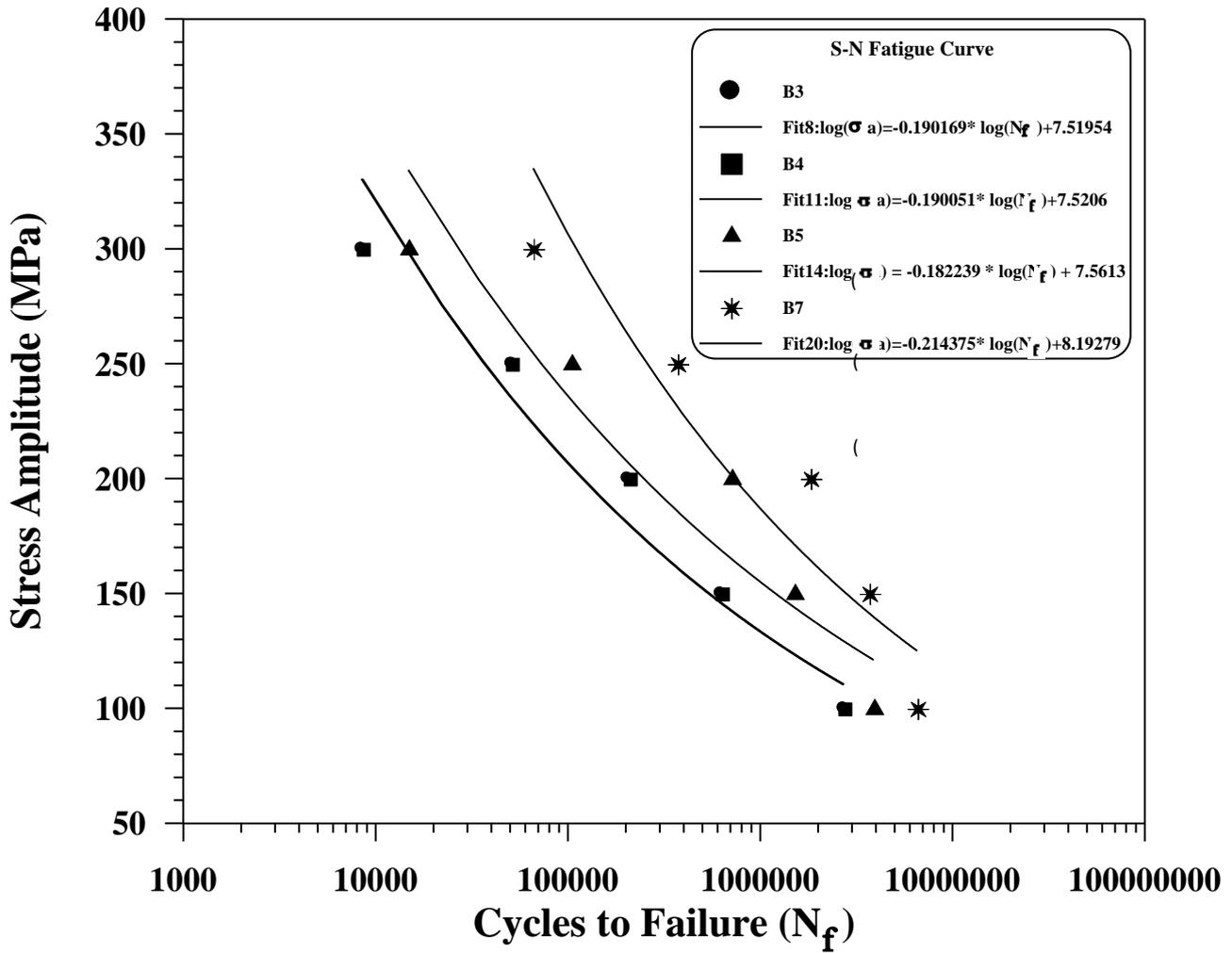
ومن خلال الأشكال نلاحظ أن عملية التشكيل بالدرفلة زادت عمليات التشكيل الأخرى في عدد الدورات وإطالة عمر الكلال ، وهذا ناتج من أن كثافة الانخلاعات في هذه الحالة أقوى من عمق الإجهادات المتبقية الانضغاطية التي تحدث في السطح بعد السفع [١٥٢] ، لذا زاد التحسن بنسبة (٢٤٠%) للسبيكة (A_v) مع (A_o) ومثلها للسبيكة (B_v) مع (B_ϵ) وبنسبة (٣٣٤%) للسبيكة (C_v) مع (B_ϵ) أي بزيادة عدد دورات أكثر من (٣) مرات بقليل ، بينما وصلت الزيادة إلى (١٢) مرة للسبيكة (C_v) مع (A_o) . إن منحنيات الكلال للسبائك من حيث زيادة عدد الدورات نتيجة عمليات التشكيل على البارد يتفق مع دراسات سابقة [١٥٣, ١٥٤, ١٥٥] .

أما الأشكال (١٨-٤) و (١٩-٤) و (٢٠-٤) فتمثل مقارنة بين معاملة التعتيق الاصطناعي وعمليات التشكيل المختلفة (السفع بالرمل ، السفع بالكريات الفولاذية والتشكيل بالدرفلة بنسبة (١٥%) على العلاقة بين سعة الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبائك ($A_v, A_o, A_\epsilon, A_\alpha$) و ($B_v, B_\epsilon, B_o, B_\alpha$) و ($C_v, C_\epsilon, C_o, C_\alpha$) .

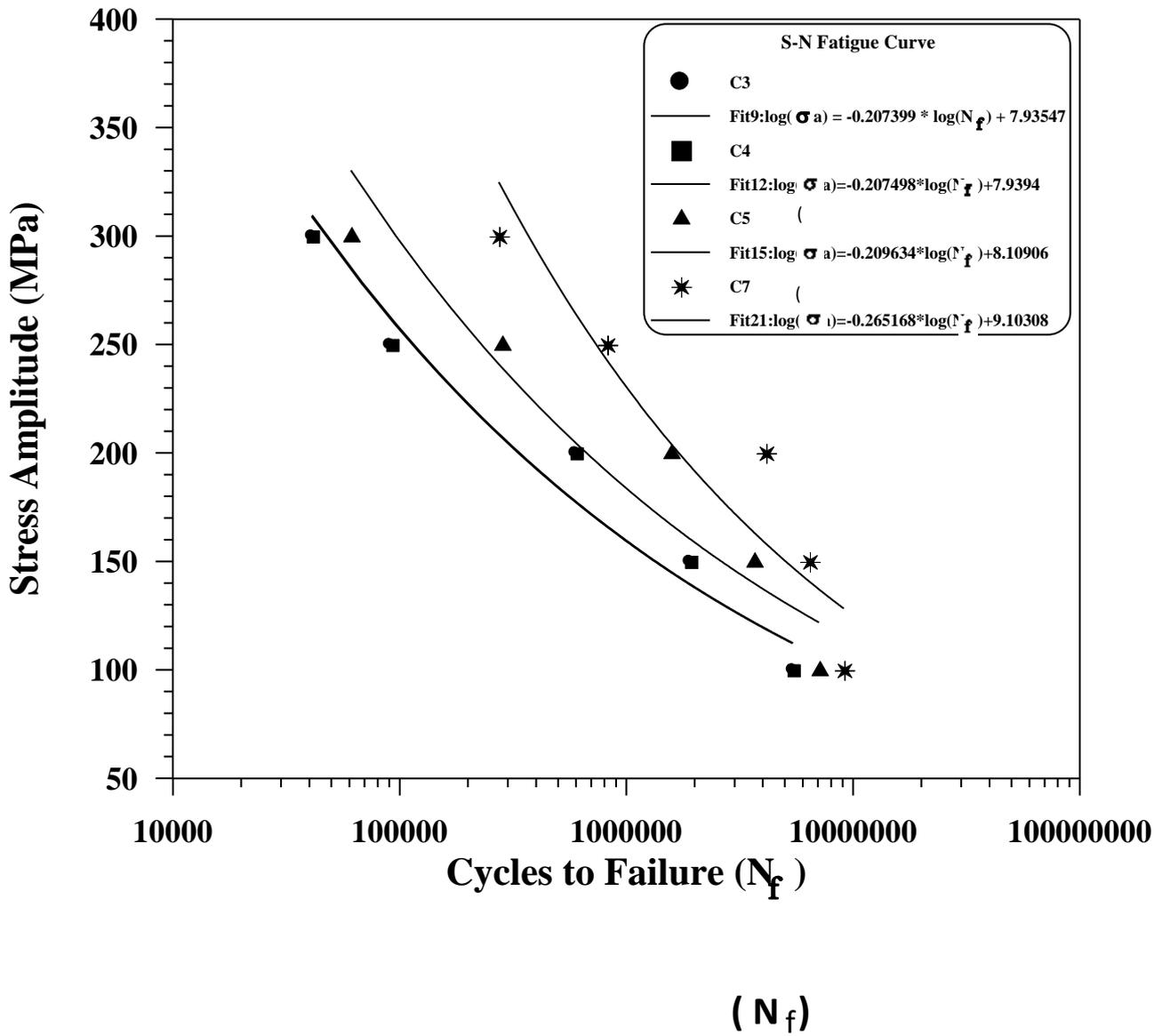
إن ملاحظة سلوك منحنيات الكلال للسبائك هذه يظهر أن عمليات التشكيل المختلفة فاقت معاملة التعتيق الاصطناعي في نسب التحسن لعدد الدورات ولو بنسب مختلفة وكما أشارت لها فقرات البنود السابقة .



الشكل (٤ - ١٨) مقارنة بين معاملة التعتيق الاصطناعي وعمليات التشكيل المختلفة (السفع بالرمل ، السفع بالكريات الفولاذية ، و عملية التشكيل بالدفلة بنسبة (١٥%)) على العلاقة بين سعة الإجهاد و عدد الدورات لغاية الفشل للسبائك (A_3, A_4, A_5, A_7)



الشكل (٤ - ١٩) مقارنة بين معاملة التعتيق الاصطناعي وعمليات التشكيل المختلفة)
السفع بالرمل ، السفع بالكريات الفولاذية ، و عملية التشكيل بالدفلة بنسبة (١٥%) على
العلاقة بين سعة الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبائك (B_3, B_4, B_5, B_7)



الشكل (٤ - ٢٠) مقارنة بين معاملة التعتيق الاصطناعي وعمليات التشكيل المختلفة (السفع بالرمل ، السفع بالكريات الفولاذية ، و عملية التشكيل بالدفلة بنسبة (١٥ %)) على العلاقة بين سعة الإجهاد وعدد الدورات لغاية الفشل للسبائك ($C_٣, C_٤, C_٥, C_٧$)

٤-٧ الفحص المجهرى Metallography

المجهر الضوئي المتوفر في مختبرات قسم هندسة المواد يمتلك قدرة محدودة على التكبير والتحليل وتتشوه الصورة بزيادة قوة التكبير لذا ينبغي الرجوع في كل مرة الى منحنيات التوازن الحراري للتأكد من الأطوار المترسبة.

تمتلك البنية المجهرية (Microstructure) خاصة حجم الحبيبات (Grain Size) تأثيرا مباشرا على عمر الكلال كما تعتمد مقاومة الكلال أيضا على أسلوب التشكيل (Deformation Mode)، ويمكن فهم تأثير حجم الحبيبات من حقيقة ان عمر الكلال في حالات كثيرة يتناسب مع (\sqrt{d}) حيث (d) تمثل مقياس للحجم الحبيبي [٧٠]

ان مقاومة الكلال تكون حساسة تجاه البنية المجهرية وتوجد عدة طرق يمكن فيها تحسين مقاومة الكلال بالوسائل الميتالورجية وأكثر التحسينات في أداء الكلال تنتج من تغيرات التصميم والتي تقلل من تركيز الإجهاد (Stress Concentration) ومن استعمال الأجهادات المتبقية الأنضغاطية [٤].

وغالبا ما ترتبط خواص الكلال بخواص الشد ويمكن المقارنة بين تأثير بعض المتغيرات الميتالورجية على خواص الكلال وتأثير بعض المتغيرات على خواص الشد إذ أن تأثير إضافة عناصر السبك في المحلول الجامد (Solid Solution) على خواص الكلال للحديد والألمنيوم يوازي تقريبا تأثيرها في خواص الشد.

يمكن الحصول على مقاومة كلال عالية عن طريق مجانسة انزلاق التشكيل (Homogenizing Slip Deformation) وبذلك يتفادى التركيز الموقعي للتشكيل اللدن وهذه تتطابق مع الملاحظة بان مقاومة الكلال تتناسب مباشرة مع صعوبة الانزلاق الجانبي للأنخلاعة (Dislocation Cross Slip) لذا فالمواد التي لها طاقة خلل تراص (Stacking Fault Energy) تسمح بانزلاق الأنخلاعات جانبيا مما يشجع على تكوين شريط الانزلاق ومناطق لدنة عند حافة الشقوق وكنتا الحالتين تشجعان على تكوين وتوسيع شق الكلال.

أما المواد التي تمتلك طاقة خلل تراص قليلة فان الانزلاق الجانبي يكون صعباً وتجبر الأنخلاء على الحركة بشكل مستوي وهذه تحدد تركيز الأجهادات الموقعية للتشكيل اللدن وتقمع فشل الكلال [٦, ٧٠].

إلا أن الطريقة الأكثر أهمية في زيادة مقاومة الكلال هي بالسيطرة على البنية المجهرية من خلال المعاملات الحرارية الميكانيكية لتشجيع الانزلاق المتجانس بمناطق عديدة صغيرة من التشكيل اللدن وبالضد من مناطق بعدد قليل من الانزلاق الواسع.

وبما ان اعتماد عمر الكلال على حجم البلورات يتغير اعتماداً على حجم التشكيل لذا فالعمر البلوري له تأثير كبير على عمر الكلال عند اجهادات قليلة وعدد دورات عالية.

في المواد ذات الطاقة العالية للنسق البلوري مثل الألمنيوم والنحاس تتطور بنية خلوية (Cell Structure) بسهولة وهذه تسيطر على المرحلة الأولى من توسيع الشق وهكذا فان بنية الأنخلاء الخلوية تحجب تأثير الحجم البلوري ويصبح عمر الكلال عند إجهاد ثابت غير حساس للحجم البلوري. ولكن في المواد ذات طاقة خلل تراص منخفضة فان غياب البنية الخلوية بسبب الانزلاق المستوي يؤدي إلى سيطرة الحدود البلورية على معدل الشق. إن خواص الكلال عند مستويات صلادة عالية حساسة جداً لتحضير السطح (Surface Preparation) والأجهادات المتبقية (Residual Stresses) والشوائب (Inclusions) [٩, ٦٩, ٧٠].

تم تصوير بعض العينات للسبائك قبل إجراء المعاملات الحرارية أي بعد السباكة والصب مباشرة (as Cast) وبعد معاملة المجانسة ومعاملي التعتيق الطبيعي والتعتيق الاصطناعي وبعد عملية التشكيل على البارد لفحص البنية المجهرية للسبائك وكما يأتي :

الشكل (٤-٢١) يوضح البنية المجهرية للسبيكة (Al-Cu-Mg) بعد السباكة ، حيث يلاحظ شكل وحجم الحبيبات (Grains) المتساوية المحاور تقريباً . والشكل (٤-٢٢) يوضح البنية المجهرية للسبيكة نفسها بعد معاملة المجانسة بدرجة حرارة (٥٠٠°C) التي تختلف نسبياً في شكل الحبيبات وتوزيعها عن سابقتها نتيجة هذه المعاملة .

أما الشكل (٤-٢٣) فيوضح البنية المجهرية للسبيكة (Al-Cu-Mg-Li) بعد السباكة ، إذ تتألف البنية من حبيبات ونقط سوداء كبيرة منتشرة على مساحة العينة للسبيكة .

والشكل (٤-٢٤) يوضح البنية المجهرية للسبيكة نفسها ولكن بعد معاملة المجانسة بدرجة حرارة (500°C) أيضاً ، إذ يلاحظ شكل وحجم الحبيبات المغاير للسبيكة بعد السباكة بسبب معاملة المجانسة التي تؤدي إلى إذابة بعض الأطوار على الحدود الحبيبية .

في حين يمثل الشكل (٤-٢٥) البنية الشجرية للسبيكة (Al-Cu-Mg-Li-Zr) بعد السباكة بسبب وجود الزركونيوم وتجمعه على شكل شجيرات على طول مساحة العينة ، والشكل (٤-٢٦) يوضح البنية المجهرية للسبيكة نفسها بعد معاملة المجانسة بنفس درجة حرارة المعاملات السابقة ، إذ يلاحظ في البنية عدم وجود التجمعات التي تشكلت بعد السباكة والمبينة في الشكل (٤-٢٥) .

أما الشكل (٤-٢٧) فيوضح البنية المجهرية للسبيكة (Al-Cu-Mg) بعد معاملة التعتيق الطبيعي لزمان (٧٢ hrs.) . والشكل (٤-٢٨) يوضح البنية المجهرية للسبيكة نفسها بعد معاملة التعتيق الاصطناعي بدرجة حرارة تعتيق (170°C) و زمان تعتيق (٦ hrs.) ، إذ نلاحظ الترسبات في البنية مع تجانس في حجوم الحبيبات .

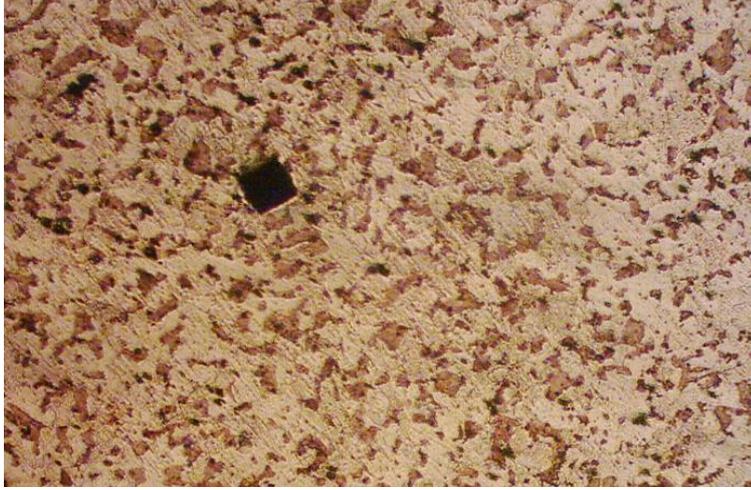
الشكل (٤-٢٩) يوضح البنية المجهرية للسبيكة (Al-Cu-Mg-Li) بعد معاملة التعتيق الطبيعي ، أما الشكل (٤-٣٠) فيوضح البنية المجهرية للسبيكة نفسها بعد معاملة التعتيق الاصطناعي بنفس درجة حرارة و زمان التعتيق للسبيكة الأولى ، إذ يمكن ملاحظة الترسبات الكثيرة في هذه البنية أيضاً ، وهذا راجع ربما إلى طبيعة الأطوار المتكونة في هذه السبائك التي لا يمكن مشاهدتها بالمجهر الضوئي .

أما الشكل (٤-٣١) فيوضح البنية المجهرية للسبيكة (Al-Cu-Mg-Li-Zr) بعد معاملة التعتيق الطبيعي بعد مرور (٧٢ hrs.) أيضاً . والشكل (٤-٣٢) يوضح البنية المجهرية للسبيكة نفسها بعد معاملة التعتيق الاصطناعي لزمان (٦ hrs.) ودرجة حرارة تعتيق (170°C) ، إذ يمكن ملاحظة شكل وحجوم الحبيبات في هذه الحالة المغاير للحالات السابقة .

أما الأشكال (٤-٣٣) و (٤-٣٤) و (٤-٣٥) فتوضح البنية المجهرية للسبائك (Al-Cu-Mg) و (Al-Cu-Mg-Li) و (Al-Cu-Mg-Li-Zr) بعد تقنية السفع بالرمل وعملية السفع بالكريات الفولاذية وعملية التشكيل بالدرفلة بنسبة (١٥%) على التوالي يليهم تعتيق بدرجة حرارة (170°C) و لزمان تعتيق (٦ hrs.) ، إذ نلاحظ بشكل عام بعض

الترسبات في البنية المجهرية للسبائك عامة وذات كثافة كبيرة نسبياً بسبب معاملة التعتيق بعد هذه العمليات مباشرة كما نلاحظ أيضاً استطالة الحبيبات لبعض السبائك .

وبصورة عامة عند مقارنة الأشكال مع بعضها نلاحظ أن البنية المجهرية للسبائك تتكون من شكل وحجم وتوزيع منتظم للحبيبات (Grains) وعلى العموم فإن أثر التعتيق على السبائك لا يظهر بالمجهر الضوئي بسبب قدرة التكبير (Magnification) والقابلية على التحليل (Resolution) التي تعد غير كافية لتصوير وتحليل النتائج .

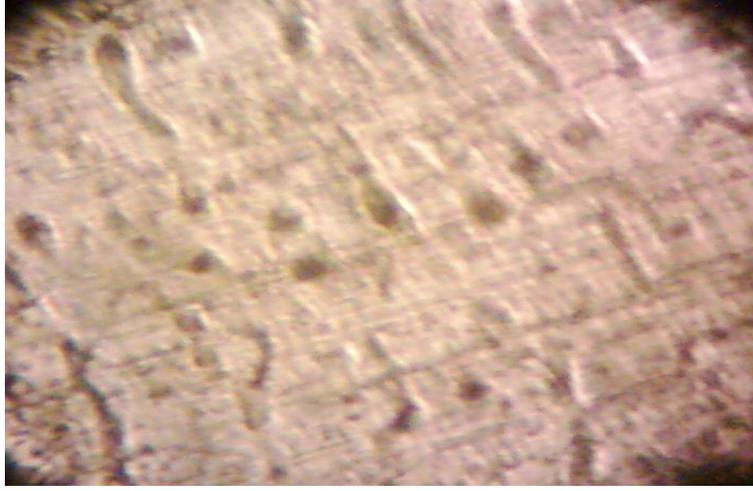


الشكل (٢١-٤) البنية المجهرية للسبيكة (Al-Cu-Mg) بعد السباكة .

تكبير (١٠٠X)



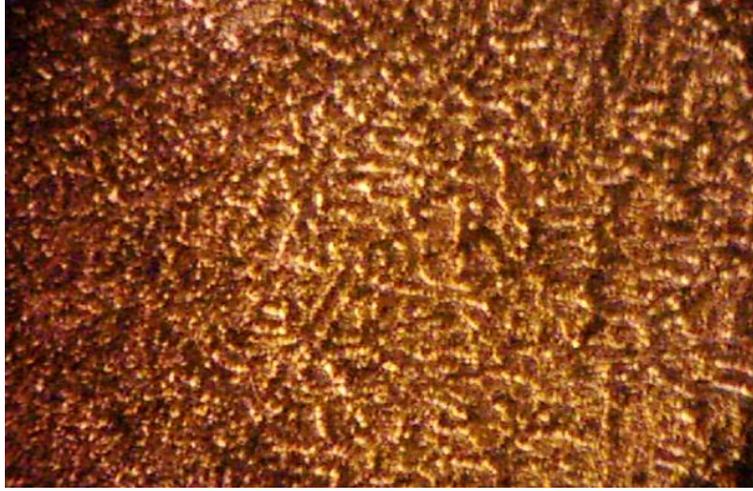
الشكل (٢٢-٤) البنية المجهرية للسبيكة (Al-Cu-Mg) بعد معاملة المجانسة. تكبير (٢٠٠X)



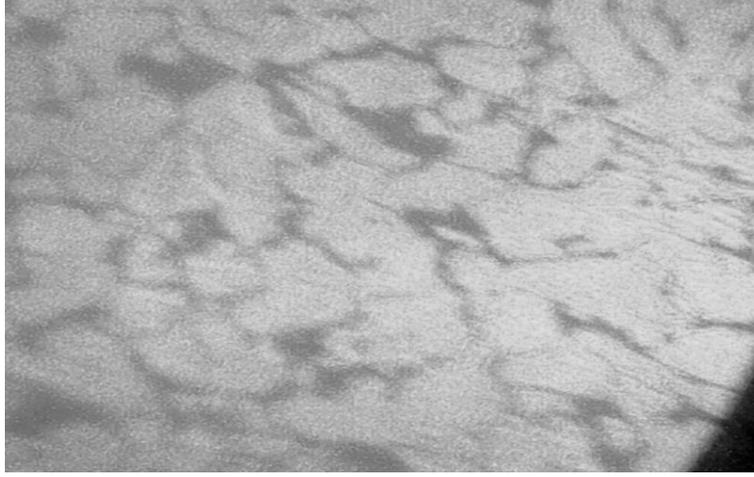
الشكل (٢٣-٤) البنية المجهرية للسبيكة (Al-Cu-Mg-Li) بعد السباكة .
تكبير (٢٥٠X)



الشكل (٢٤-٤) البنية المجهرية للسبيكة (Al-Cu-Mg-Li) بعد معاملة المجانسة .
تكبير (٣٠٠X)



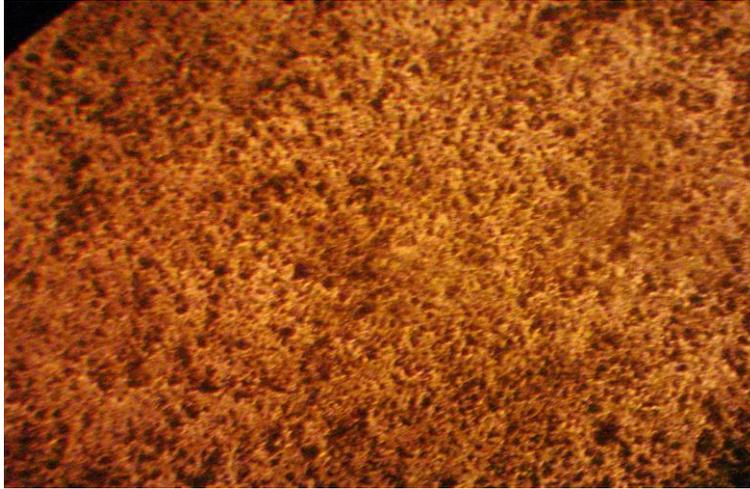
الشكل (٢٥-٤) البنية المجهرية للسبيكة (Al-Cu-Mg-Li-Zr) بعد السباكة. تكبير (٢٠٠X)



الشكل (٢٦-٤) البنية المجهرية للسبيكة (Al-Cu-Mg-Li-Zr) بعد
معاملة المجانسة . تكبير (٣٠٠X)



الشكل (٢٧-٤) البنية المجهرية للسبيكة (Al-Cu-Mg) بعد معاملة
التعتيق الطبيعي . تكبير (١٥٠X)



الشكل (٢٨-٤) البنية المجهرية للسبيكة (Al-Cu-Mg) بعد معاملة التعتيق
الاصطناعي بدرجة حرارة تعتيق (١٧٠°C) ولزمن تعتيق
(٦ hrs.) . تكبير (٢٠٠X)



الشكل (٢٩-٤) البنية المجهرية للسبيكة (Al-Cu-Mg-Li) بعد معاملة
التعتيق الطبيعي . تكبير (٢٥٠X)



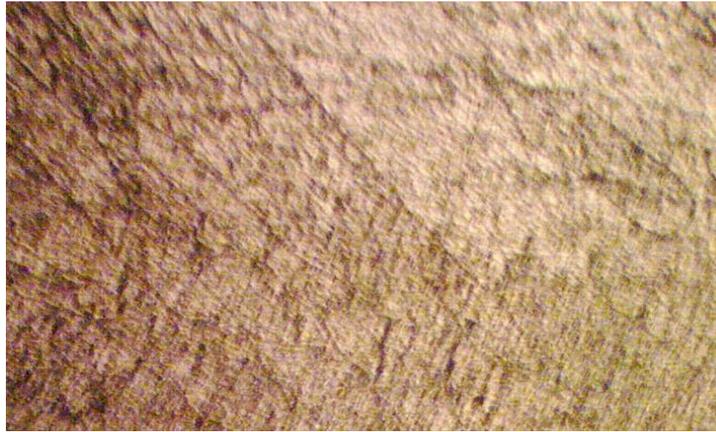
الشكل (٣٠-٤) البنية المجهرية للسبيكة (Al-Cu-Mg-Li) بعد معاملة
التعتيق الاصطناعي بدرجة حرارة تعتيق (١٧٠°C) ولزمن تعتيق (٦
hrs.) . تكبير (٣٠٠X)



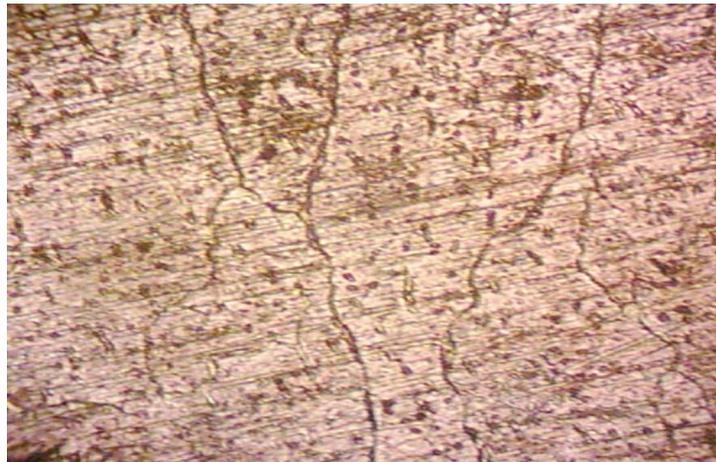
الشكل (٣١-٤) البنية المجهرية للسبيكة (Al-Cu-Mg-Li-Zr) بعد معاملة
التعتيق الطبيعي . تكبير (٢٠٠X)



الشكل (٣٢-٤) البنية المجهرية للسبيكة (Al-Cu-Mg-Li-Zr) بعد معاملة
التعتيق الاصطناعي بدرجة حرارة تعتيق (١٧٠°C) ولزمن تعتيق (٦
hrs.) . تكبير (٢٥٠X)



الشكل (٣٣-٤) البنية المجهرية للسبيكة (Al-Cu-Mg) بعد تقنية
السفع بالرمل . تكبير (٣٥٠X)



الشكل (٣٤-٤) البنية المجهرية للسبيكة (Al-Cu-Mg-Li) بعد عملية السفع بالكريات الفولاذية . تكبير (٣٥٠X)



الشكل (٣٥-٤) البنية المجهرية للسبيكة (Al-Cu-Mg-Li-Zr) بعد عملية التشكيل بالدرفلة بنسبة (١٥%) يليها تعتيق بدرجة حرارة (١٧٠°C) ولزمن تعتيق (٦ hrs.) . تكبير (٣٥٠X) .

الفصل الخامس

الاستنتاجات والتوصيات

Conclusions and Recommendations

١-٥ الاستنتاجات Conclusions

١. الآليات المستخدمة في تحسين أداء السبائك كانت بعمليات إنتاج بسيطة وغير مكلفة .
٢. اختيار عنصري الليثيوم (Li) والزركونيوم (Zr) أحدث نقلة بارزة في إطالة عمر الكلال التي تعزى لتنعيم الجسيمات والأطوار المترسبة ، رافقه زيادة في الصلادة والمقاومة .
٣. أظهرت السبائك المستخدمة في البحث ميلاً كبيراً للاستقرار الحراري ضمن فترات الاختبار المستخدمة .
٤. عند المقارنة بالمعاملات الحرارية التي جرت للسبائك تبين أن معاملة التعتيق الاصطناعي أظهرت زيادة في تحسّن عمر الكلال مقارنة بالمعاملتين الأخيرتين (معاملة التعتيق الطبيعي أو معاملة المجانسة) .
٥. المعاملات الحرارية – الميكانيكية أجريت بطريقة تنطوي على زيادة في كثافة الانخلاعات والانفعال للتحكم قدر الإمكان بحجم وتوزيع وطبيعة الترسبات وتتابعها وحتى عدد مراكز التنويه ومن ثم معدلات نمو الجسيمات .
٦. أعطى التشكيل على البارد بالسفع بالكريات الفولاذية تفوقاً واضحاً على التشكيل بالسفع بالرمل ولجميع السبائك المستخدمة .
٧. أظهرت نسبة التشكيل (١٥%) للسبائك يليها تعتيق عند درجة حرارة (١٧٠°C) تحسناً كبيراً في إطالة عمر الكلال عن نسبة التشكيل (١٠%) ، إذ بلغت (٢٢٦%) للسبيكة (C) عن (B) و (٧٢٩%) للسبيكة (B) عن (A) وحوالي (١٠١٣%) للسبيكة (C) عن (A) .
٨. كما أظهرت نسبة التشكيل (١٥%) وتعتيق بدرجة حرارة (١٧٠°C) وبأزمان تعتيق مختلفة زيادة أخرى في نسب التحسن لقيم الصلادة مقارنة بصلادة السبائك بعد الإخماد ، إذ بلغت (١٨٥%) للسبيكة (C) بينما كانت النسبة (١٧٠%) للسبيكة (B) وحوالي (١٤٣%) للسبيكة (A) .
٩. تم الحصول على مقاومة شد مقدارها (٣٧١ N/mm^٢) للسبيكة (C) بعد معاملة التعتيق الاصطناعي وعلى المعادلة الآتية لسلوك الكلال للسبيكة نفسها عند تشكيلها بنسبة (١٥%) يليها تعتيقاً اصطناعياً .

$$\log (\sigma_a) = - ٠.٢٦٥١٦٨ * \log (N_f) + ٩.١٠٣٠٨ \dots\dots\dots (٥ - ١)$$

٢-٥ التوصيات Recommendations

١. استخدام نسب أخرى من العناصر المضافة وعناصر سبك أخرى ودراسة تأثيرها على عمر الكلال .
٢. دراسة تأثير المعاملات الحرارية المختلفة وعمليات السفع على مقاومة الصدمة .
٣. لفهم طبيعة وآلية الإصلاح في هذه السبائك تطلب وجود أجهزة تحليل دقيقة ومجاهر إلكترونية ذات قابلية تحليل عالية .
٤. استخدام طرائق أخرى لسبك وصب السبائك المستخدمة في البحث الحالي كالبثق على الساخن (Hot Extrusion) وسباكة العصير (Squeeze Casting) إن أمكن ذلك .
٥. تصنيع السبائك باستخدام تقنية ميتالورجيا المساحيق ومقارنتها بعملية السباكة .
٦. دراسة تأثير خشونة السطح وعمق الإجهادات المتبقية الإنضغاطية بعد السفع .
٧. إجراء عملية التشكيل بنسب أخرى مختلفة لبيان تأثيرها على عمر الكلال .
٨. دراسة سلوك التأكسد والتآكل للسبائك .

References

١. A. Merati, "A Study of Nucleation and Fatigue Behaviour of an Aerospace Aluminum Alloy ٢٩٢٤-٢٣", International J. of Fatigue, Vol. ٢٧, pp. ٣٣-٤٤, (٢٠٠٥).
٢. F. Mondlfo, "Aluminum Alloys: Structure and Properties", Butterworth Inc., (١٩٧٦).
٣. J. Polmear, "Light Alloys: Metallurgy of the Light Metals", Second Edition, Edward Arnold Publishers, (١٩٨٩).
٤. M. Meshil, "Fatigue and microstructure", American Society for Metals, (١٩٧٩).
٥. L. Norton, "Machine Design", Prentice Hall Inc., (١٩٩٨).
٦. A. Meyers and K. Chawla, "Mechanical Behaviour of Materials", Prentice Hall Inc., (١٩٩٩).
٧. S. Kovon, "Fatigue Failure of Metals", International Publication, (١٩٧٨).
٨. R. Cazuad, "Fatigue of Metals", Cahpman and Hall Ltd., (١٩٥٣).
٩. I. Stephens and A. Fatemi, "Metal Fatigue in Engineering", ٢nd Edition, John Wiley & Sons Inc., (٢٠٠١).
١٠. J. Polak, K. Obrtlík and A. Vasek, "Fatigue Damage Evolution in Structure Materials Above and Below the Fatigue Limit", Engineering Against Fatigue, pp. ٣١٩-٣٢٧, (١٩٩٩).

١١. H. Basquin, "The Experimental Law of Endurance Tests", ASTM, Vol. ١٠, Part II, (١٩٧٠).
١٢. A. Miner, "Cumulative Damage in Fatigue", Trans. ASME, J. Applied Mechanics, Vol. ٦٧, pp. A١٥٩, (١٩٤٥).
١٣. W. Schutz, "A History of Fatigue", Eng. Fract., Vol. ٥٤, No. ٢, p. ٢٦٣, (١٩٩٦).
١٤. C. Paris, "Fracture Mechanics and Fatigue: Historical Perspective", Fat. Fract. Eng. Mat. Struct., Vol. ٢١, No. ٥, p. ٥٣٥, (١٩٩٨).
١٥. S. Pearson, "Initiation of Fatigue Cracks in Commercial Aluminum Alloys and the Subsequent Propagation of Very Short Crack", Eng. Fract. Mec., Vol. ٧, p. ٢٣٥, (١٩٧٥).
١٦. K. Boyapati and J. Polmear, "Fatigue-Microstructure Relationships in Some Aged Aluminum Alloys", Fat. of Eng. Mat. And Struct., Vol. ٢, pp. ٢٣-٢٣, (١٩٧٩).
١٧. D. Chung and C. Chaturvedi, "The Effect of Thermomechanical Treatment on the Fatigue Behaviour of ٢٠٣٦ Aluminum Alloy", Materials Science and Engineering, Vol. ٤٨, pp. ٢٧-٣٤, (١٩٨١).
١٨. R. Stephens, "Comparison of Short and Long Fatigue Crack Growth in ٧٠٧٥-T٦ Aluminum", Fatigue Fract. Struct., Vol. ٩, No. ٣, (١٩٨٦).
١٩. M. Aslam and S. Jeelani, "Prediction of Cumulative Fatigue Damage Analysis", An Engineering Perspective Eng. Fract., Vol. ٢٥, No. ٥١٦, (١٩٨٦).
٢٠. L. Haddleton, S. Murphy and J. Griffin, "Fatigue and Corrosion Fatigue of ٨٠٩٠ Al-Li-Cu-Mg", Journal De Physique, Vol. ٩, No. ٤٨, pp. ٨٠٩-٨١٥, (١٩٨٧).
٢١. E.N. Abadal-Wahab, "Estimation of the Fatigue Life of Aircraft Wings Subject to Aerodynamic Stresses", M. Sc. Thesis, Mechanical Engineering Department, University of Technology, (١٩٩٤).
٢٢. Al-Alkawi, "Short and Long Fatigue Cracks Behaviour in ٢١٢٤-T٣٥١ Aluminum Alloy", Journal of Military College of Engineering, No. ٧, (١٩٩١).
٢٣. B. Verma, D. Atkinson and M. Kumar, "Study of ٧٤٧٥ Aluminum Alloy", Bull. Mater. Sci., Vol. ٢٤, No. ٢, pp. ٢٣١-٢٣٦, (٢٠٠١).
٢٤. I. Uygur and M. Kemal, "Low Cycle Fatigue Properties of ٢١٢٤/Sic_p Al-Alloy Composites", Turkish J. Eng. Env. Sci., Vol. ٢٦, pp ٢٦٥-٢٧٤, (٢٠٠٢).
٢٥. A. Hussein, "Corrosion Fatigue under Combined Loading and Different Conditions", Ph. D. Thesis, Mechanical Engineering Department, University of Technology, (١٩٩٧).

٢٦. V. Maja and Z. Burzic, "Fatigue Properties of High Strength Al-Zn-Mg-Cu Alloys with Different Levels of Purity", *Materiali in Technologue*, Vol. ٩, No. ٣٦, pp ١-١١, (٢٠٠٢).
٢٧. T. Beck, H. Lang and D. Lohe, "Thermal-Mechanical Fatigue Behaviour of Cast Aluminum Alloys for Cylinder Heads Reinforced with ١٠Vol.% Discontinuous Al₂O₃ (Saffil) Fibers", *J. of Materials and Product Technology*, Vol. ١٨, No. ٢, pp. ١٦٠-١٧٥, (٢٠٠٣).
٢٨. I. Uygur, J. Evans, M. Bache and B. Gulenc, "The Fatigue Behaviour of Aluminum Alloy Reinforced Sic Particulates", *Materials and Design*, Vol. ٣, No. ٦, pp. ١-٨, (٢٠٠٤).
٢٩. H. Mayer, C. Ede and E. Allison, "Influence of Cyclic Loads below Endurance Limit or Threshold Stress Intensity on Fatigue Damage in Cast Aluminum Alloy ٣١٩-T٧", *International Journal of Fatigue*, Vol. ٢٧, pp. ١٢٩-١٤١, (٢٠٠٤).
٣٠. S. Singh and B. Goel, "Influence of Thermomechanical Ageing on Fatigue Behaviour of ٢٠١٤ Aluminum Alloy", *Bull. Mater. Sci.*, Vol. ٢٨, No. ٢, pp. ٩١-٩٦, (٢٠٠٥).
٣١. J. Davidson, R. Griffiths and A. Zanada, "Fatigue Properties of Squeeze, Semisolid and Gravity Die Cast Al-Si-Mg Alloy", *Structural Integrity and Fracture*, <http://eprint.uq.edu.au/archive>, (٢٠٠٤).
٣٢. J. Dawood, "Study the Improvement of Mechanical Properties for Cast Aluminum-Copper Alloy by Different Solidification Rates and Heat Treatment", M. Sc. Thesis, Al-Rasheed College of Engineering and Science, University of Technology, (٢٠٠٥).
٣٣. Y. Mutoh, S. Was and R. Wang, "The Effect of Residual Stresses Induced by Shot Peening on Fatigue Crack Propagation in Two High Strength Aluminum Alloys", *Fatigue Fracture Engineering Materials and Structures*, Vol. ١٠, No. ٤, pp. ٢٦١-٢٧٢, (١٩٨٧).
٣٤. T. Dour, M. Hilpert, P. Beckmerhagen, A. Kiefer and L. Wagner, "Fatigue Performance of High Strength Aluminum and Magnesium Alloys", *The ٧th International Conference on Shot Peening*, Warsaw, Poland, (٢٠٠٢).
٣٥. S. Tohriyama, M. Kumano and S. Hisamatsu, "Influence of Peening on Fatigue Life of SiC Reinforced Aluminum", *Material Development Department, Isuzu Motors Limited, Japan*, (٢٠٠٦).

٣٦. H. Fiar, B. Noble and B. Waterhouse, "The Effect of Shot Peening on the Fretting Fatigue Behaviour of ٨٠٩٠ and ٧٠١٠ Aluminum Alloy", The ٧th International Conference on Shot Peening, Warsaw, Poland, (٢٠٠٢).
٣٧. M. Faysal, "Shot Peening Effect on Particular Aircraft Aluminum Alloy", M. Sc. Thesis, Mechanical Engineering Department, University of Technology, (٢٠٠٢).
٣٨. M. Yaseen, "The Effect of Shot Peening on the Fatigue Life of ٢٠٢٤ Aluminum Alloy", M. Sc. Thesis, Mechanical Engineering Department, Al-Mustensiria University, (٢٠٠٣).
٣٩. Y. Lakhtin, "Metallurgy and Heat Treatment of Metals", Mir Publishers, (١٩٨٣).
٤٠. I. Granet, "Modern Materials Science", Reston Publishing Co., (١٩٨٠).
٤١. H. Avner, "Introduction to Physical Metallurgy", Second Edition, McGraw Hill Inc., (١٩٧٤)
٤٢. E. Hatch, "Aluminum: Properties and Physical Metallurgy", American Society of Metals, (١٩٨٣).
٤٣. W. Bolton, "Engineering Materials Technology", Second Edition, Butterworth Heinemann Publication, (١٩٩٨).
٤٤. M. Philip and B. Bolton, "Technology of Engineering Materials", Butterworth Heinemann Publication, (٢٠٠٢).
٤٥. S. Kamoun, "Effect of Heat Treatment on the Mechanical Properties of ٦٠٦١ Aluminum Alloys", Ph. D. Thesis, Production and Mechanical Design, Cairo University, (٢٠٠٤).
٤٦. M. Drew, "The Essence of Aerospace Power: What Leader Need to Know", Aerospace Power Journal, pp. ٢٣-٣٠, (٢٠٠١).
٤٧. A. Higgins, "Engineering Metallurgy", Part ١, Fourth Edition, (١٩٧٤).
٤٨. O. Melikhova, J. Cizek, J. Kuriplach and J. Faltus, "Positron-Lifetime Investigation of Precipitation Effect in Al-Cu Alloy", Materials Structure, Vol. ٨, No. ٢, pp. ٦١-٦٨, (٢٠٠١).
٤٩. A. Crane and A. Charles, "Selection and Use of Engineering Materials", Butterworth Publication, (١٩٨٧).
٥٠. G. Guy, "Elements of Physical Metallurgy", ٣rd Edition, Addison Wesley Publishing Co., (١٩٧٤).
٥١. N. Briks and G. Meier, "Introduction to High Temperature Oxidation of Metals", ١st Edition, Edward Arnold, (١٩٨٧).
٥٢. B. Robert, "Structure and Properties of Alloys", ٣rd Edition, McGraw Hill Inc., (١٩٦٥).

٥٣. P. Huang and Z. Wang, "Effects of Li Content on Precipitation in Al-Cu Alloys", Scripta Mater., Vol. ٣٨, pp. ٣٥٧-٣٦٢, (١٩٩٨).
٥٤. A. Starke and S. Lin, "High Strength of Aluminum Alloys", Metallurgical Trans. A, Vol. ١٣A, p. ٢٢٥٩, (١٩٨٢).
٥٥. E. Trabocco, J. Waldman and F. Collins, "Aerospace Technology", J. of Aluminum, Vol. ٥, pp. ٣٩-٤٤, (١٩٨٩).
٥٦. D. Webster and G. Bennett, "Tough Aluminum-Lithium Alloys", Advanced Materials and Processes, Vol. ١٠, pp. ٤٩-٥٢, (١٩٨٩).
٥٧. L. Eschbach, J. Uggowitzer and O. Speidel, "Effect of Recrystallization and Grain Size on the Mechanical Properties of Spray Formed Al-Cu-Mg-Ag Alloys", Mater. Sci. Eng., A ٢٤٨, pp. ١-٨, (١٩٩٨).
٥٨. C. Muddle and J. Polmear, "The Precipitate Ω Phase in Al-Cu-Mg-Ag Alloys", Acta Metall., Vol. ٣٣, No. ٣, pp. ٧٧٧-٧٨٩, (١٩٩٨).
٥٩. B. Ber, "Accelerated Artificial Ageing Regimes of Commercial Aluminum Alloys (Al-Cu-Mg)", Mater. Sci. Eng., A ٢٨٠, pp. ٨٣-٩٠, (٢٠٠٠).
٦٠. R. Hutchinson, X. Fan and J. Shiflet, "On the Origin of the High Coarsening Resistance of Ω Plates in Al-Cu-Mg-Ag Alloys", Acta Mater., Vol. ٤٩, pp. ٢٨٢٧-٢٨٤١, (٢٠٠١).
٦١. N. Gao and L. Davin, "Precipitation in Stretched Al-Cu-Mg Alloys with reduced Alloying Content Studied by DSC, TEM and Atom Probe", Materials Science Forum, Vol. ٣٩٦-٤٠٢, pp. ٩٢٣-٩٢٨, (٢٠٠٢).
٦٢. C. Wang and J. Starink, "The Assessment of GPB β /S' Structures in Al-Cu-Mg Alloys", Material Science and Engineering, A ٣٨٦, pp. ١٥٦-١٦٣, (٢٠٠٤).
٦٣. J. Starink, N. Gao and L. Yan, "The Origins of Room Temperature Hardening of Al-Cu-Mg Alloys", Material Science and Engineering, A ٣٨٧-٣٨٩, pp. ٢٢٢-٢٢٦, (٢٠٠٤).
٦٤. J. Starink, N. Gao, L. Davin, J. Yan and A. Gerezo, "Room Temperature Precipitation in Quenched Al-Cu-Mg Alloys: A Model for the Reaction Kinetics and Yield Strength Development", Philosophical Magazine, Vol. ٨٥, (٢٠٠٥).
٦٥. C. Wang and J. Starink and N. Gao, "Precipitation Hardening in Al-Cu-Mg Alloys Revisited", Scripta Materialia, No. ٥٤, pp. ٢٨٧-٢٩١, (٢٠٠٦).
٦٦. C. Rollason, "Metallurgy for Engineers", ٤th Edition, Edward Arnold Publishers, (١٩٨٠).
٦٧. E. Smallman, "Modern Physical Metallurgy", ٤th Edition, Butterworth Heinemann Publication, (١٩٨٦).

٦٨. E. Reed Hill, "Physical Metallurgy Principle", ٢nd Edition, Van Nostrand Company Ltd., (١٩٦٤).
٦٩. E. Smallman and J Bishop, "Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering: Science, Process, Application", Sixth Edition, Butterworth Heinemann Publication, (١٩٩٩).
٧٠. E. Dieter, "Mechanical Metallurgy", ٣rd Edition, McGraw Hill Company, (١٩٨٦).
٧١. F. Carter, "Principles of Chemical and Chemical Metallurgy", American Society for Metals, (١٩٧٩).
٧٢. T. Staley, "Metals Engineering Quarterly", May, Vol. ١٣٧, (١٩٧٦).
٧٣. J. Hosson and J. Noordhuis, "Mechanical Properties and Microstructure of Laser Treated Al-Cu-Mg Alloys", Journal De Physique, Vol. ٣, No. ٩٢٧-٩٣٢, (١٩٩٣).
٧٤. L. Reich, P. Ringer and K. Hono, "Origin of Initial Rapid Age Hardening in an Al-١.٧at%Mg-١.١at%Cu Alloy", Philosophical Magazine Letters, Vol. ٧٩, No. ٩, p. ٦٤٨, (١٩٩٩).
٧٥. G. Roberts, "High Performance Alloys: HT٢٠٠٠", www.HT.com.
٧٦. J. Starink and L. Yan, "Precipitation Hardening in Al-Cu-Mg Alloys: Analysis of Precipitate, Modeling of Kinetics, Strength Prediction", Materials Science Forum, Vol. ٢٥, pp. ٥١٩-٥٢١, (٢٠٠٦).
٧٧. P. Ringer, C. Quan and T. Sakurai, "Solute Clustering, Segregation and Microstructure in High Strength Low Alloy Al-Cu-Mg Alloys", Materials Science and Engineering, A ٢٥٠, pp. ١٢٠-١٢٦, (١٩٩٨).
٧٨. P. Ringer and K. Hono, "Evolution and Age Hardening in Aluminum Alloys (Atom Probe Field-Ion Microscopy and Transmission Electron Microscopy Studies)", Material Characterization, Vol. ٤٤, pp. ١٠١-١٣١, (٢٠٠٠).
٧٩. I. Vusanovic, D. Voronjec and M. Krane, "Microsegregation Phenomena in Al-Cu-Mg Alloy with Considering of Diffusion Phenomena in Primary Phase", Mechanical Engineering, Vol. ١, No. ٨, pp. ٩٦٥-٩٨٠, (٢٠٠١).
٨٠. F. Bastian, K. Al-Rubaie and M. Rodrigues, "Fatigue Crack Growth Resistance and Crack Closure Behaviour in Two Aluminum Alloys for Aeronautical Application", Materials Research, Vol. ٨, No. ٣, pp. ٢٨٧-٢٩١, (٢٠٠٥).

٨١. P. Singh and S. Chander, "Materials Science and Processes", Shri Kumar Jain Publication, (٢٠٠٤).
٨٢. V. Duggen and J. Byrne, "Fatigue as Design Criterion", The MacMillan Press Ltd., (١٩٧٩).
٨٣. D. Broke, "Elementary Engineering Fracture Mechanics", ٤th Edition, Mortinus Nijhoff Publishers, (١٩٨٦).
٨٤. J. Polak, "Models of Fatigue Crack Initiation", Kovove Materialy, Vo. ٣٦, pp. ١٧١-١٨١, (١٩٩٨).
٨٥. D. Callister, "Materials Science and Engineering", ٥th Edition, John Wiley and Sons Inc., (٢٠٠٠).
٨٦. W. Hertzberg, "Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials", ٤th Edition, John Wiley and Sons Inc., (١٩٩٦).
٨٧. M. Klesnil and P. Lukas, "Fatigue of Metallic Materials", North Holland Inc., (١٩٨٠).
٨٨. A. Collins, "Failure of Materials in Mechanical Design: Analysis Prevention", John Wiley and Sons Inc., (١٩٨١).
٨٩. A. Fillin and K. Trojan, "Engineering Materials and Their Application", ٢nd Edition, Houghton Mifflin Co., Boston, (١٩٨١).
٩٠. A. Thornton and J. Colangelo, "Fundamentals of Engineering Materials", Prentice Hall Inc., (١٩٨٥).
٩١. P. Borrego, M. Costa, S. Silva and M. Ferreira, "Microstructure Dependent Fatigue Crack Growth in Aged Hardened Aluminum Alloys", International J. of Fatigue, Vol. ٢٦, pp. ١٣٢١-١٣٣١, (٢٠٠٤).
٩٢. A. Schey, "Introduction to Manufacturing Processes", ٣rd Edition, McGraw Hill Inc., (٢٠٠٠).
٩٣. C. Amzallag and P. Rabbe, "Low Cycle Fatigue and Life Prediction", ASTM, (١٩٨٢).
٩٤. F. Felbeck and G. Atkins, "Strength and Fracture of Engineering Solids", ٢nd Edition, Prentice Hall Inc., (١٩٩٦).
٩٥. A. Newman, "The Effects of Load Ratio on Threshold Fatigue Crack Growth of Aluminum Alloys", Ph. D. Thesis, Engineering Mechanics, University of Virginia, (٢٠٠٠).
٩٦. E. Oswald, "Effect of Microstructure on High Cycle Fatigue of an Al-Zn-Mg-Cu Alloy (Al-٧٠٥٥)", Ph. D. Thesis, University of Pittsburgh, (٢٠٠٣).
٩٧. M. Ashby and D. Jones, "Engineering Materials", ١st Edition, Pergamon Press, U.K., (١٩٨٦).
٩٨. N. Desmukh and K. Pandey, "Fatigue Behaviour of ٧٠١٠ Aluminum Alloy Containing Scandium", Scripta Materialia, Vol. ٣, No. ٦, pp. ١-٨, (٢٠٠٥).

٩٩. A. Keyser, "Basic Engineering Metallurgy", Prentice Hall Inc., (١٩٥٩).
١٠٠. N. Olsen, "Element of Mechanics of Materials", ٤th Edition, Prentice Hall Inc., (١٩٨٢).
١٠١. S. Djozic, "The Shot Peening and Something Additional", The ٧th International Conference on Shot Peening (ICSP٧), Warsaw, Poland, (٢٠٠٢).
١٠٢. S. Was, M. Pelloux and C. Frabolot, "Effect of Shot Peening Methods on the Fatigue Behaviour of Alloy ٧٠٧٥-T٦", The ١st International Conference on Shot Peening (ICSP١), Paris, France, (١٩٨٦).
١٠٣. L. Person, "Effect on Shot Peening Variables on Fatigue of Aluminum Forgings", Metal Progress, Vol. ١٢٠, No. ٢, pp. ٣٣-٣٥, (١٩٨١).
١٠٤. L. Mangonon, "The Principles of Materials Selection for Engineering Design", Prentice Hall Inc., (١٩٩٩).
١٠٥. W. Renzhi, "Effect of Residual Stresses of Shot Peening on the Fatigue Behaviour of a High Strength Steel", Fatigue of Eng. Mater. and Struct., Vol. ٢, No. ٤, pp. ٤١٣-٤١٨, (١٩٨٠).
١٠٦. Rasha, "Effect of Prestress on Al-Alloy Fatigue Life", Ph. D. Thesis, Mechanical Engineering, University of Technology, (٢٠٠٢).
١٠٧. "Blast-Cleaning Technology Handbook", The Global Information Network for the Metal Cleaning Industry, pp. ١-٦, October (٢٠٠٠).
١٠٨. A. Boomis, "Fundamentals of Water Jetting for Industrial Cleaning and Surface Preparation", The Global Information Network for the Metal Cleaning Industry, pp. ١٠-١٣, September (١٩٩٧).
١٠٩. G. Leghorn and O. John, "The Story of Shot Peening", A.S.N.E. Journal, pp. ٦٥٣-٦٦٦, November (١٩٥٧).
١١٠. "Sandblast Equipment", A.E. Aubin Company, www.iqsdirectory.com, pp. ١-٤, (٢٠٠٦).
١١١. Y. Zhang, R. Lawn, E. Rekow and P. Van, "Effect of Sandblasting on the Long-Term Performance of Dental Ceramics", J. Biomed. Mater. Res., Vol. ٦٩B, pp. ٣٨١-٣٨٥, (٢٠٠٤).
١١٢. "Safe Sandblast Cleaning", www.tpub.com, April (١٩٩٩).
١١٣. K. Iida and Y. Hirose, "The Residual Stress Distribution in Shot Peened Carburized Steel under Fatigue", The ٧th International Conference on Shot Peening (ICSP٧), Warsaw, Poland, pp. ٩٦-١٠١, (٢٠٠٢).

١١٤. F. Lane, "The Effect of Prior Cold Working on the Development of Tensile Residual Stress Following Bulk Deformation", J. of Materials Engineering and Performance, No. ٢٨, winter (٢٠٠٢).
١١٥. M. Esterman, M. Ivan, K. Ishii and V. Drew, "Robust Design for Fatigue Performance: Shot Peening", Proceeding of the ASME Design Engineering Technical Conferences, California, pp. ١-٤, August (١٩٩٦).
١١٦. G. Nachman, "Shot Peening-Past, Present and Future", The ٧th International Conference on Shot Peening (ICSP٧), Warsaw, Poland, pp. ١-٤, (٢٠٠٢).
١١٧. J. Chaudhuri, V. Gondhalekar, S. Donley and M. Patni, "The Effect of Hole Drilling on Fatigue and Residual Stress Properties of Shot Peened Aluminum Panels", J. of Materials Engineering and Performance, Vol. ٣, No. ٦, pp. ٧٢٦-٧٣٣, (١٩٩٤).
١١٨. K. Tosha, "Papers on Shot Peening Published in the World for the Last Thirteen Years", The ٧th International Conference on Shot Peening (ICSP٧), Warsaw, Poland, pp. ٥-١٠, (٢٠٠٢).
١١٩. N. Lari, "Shot Peening", Rockford Spring Company, www.rockfordspring.com, pp. ١-٢, (٢٠٠٦).
١٢٠. M. Kulkarni and A. Schey, "Investigation of Shot Peening as a Forming Process for Aircraft Wing Skins", J. Applied Metal Working, Vol. ١, No. ٤, (١٩٨٦).
١٢١. "Shot Peening Overview", Jack Champaign Electronics Inc., www.shotpeener.com, (٢٠٠١).
١٢٢. A. Erick, "Fatigue Total Life Approaches", www.fatiguepdf, (٢٠٠٠).
١٢٣. "MRT Shot Peening", www.mrtrally.com, (٢٠٠٦).
١٢٤. "Shot Peening", Superior Shot Peening Inc., www.superiorshotpeening.com, pp. ١-٥, (٢٠٠٦).
١٢٥. J. Champaigne, "Shot Peening Process Variables", The Shot Peener, Vol. ٧, No. ٣, pp. ١٦-١٩, (١٩٩٣).
١٢٦. R. Hutchinson and P. Ringer, "Precipitation Processes in Al-Cu-Mg Alloys Microalloyed with Si", Metallurgical and Materials Transaction, A ٣١, pp. ٢٧٢١-٢٧٣٣, (٢٠٠٠).
١٢٧. K. Sigworth, H. Howell, O. Rios and M. Kaufman, "Heat Treatment of Natural Ageing Aluminum Casting Alloys", AFS Transaction, American Foundry Society, pp. ١-١٢, (٢٠٠٦).
١٢٨. T. Durbin, "Modeling Dissolution in Aluminum Alloys", Ph. D. Thesis, Georgia Institute of Technology, (٢٠٠٥).

١٢٩. N. Eswara, A. Gokhale and P. Rao, "Mechanical Behaviour of Aluminum-Lithium Alloys", Sadhana, Vol. ٢٨, pp. ٢٠٩-٢٤٦, (٢٠٠٣).
١٣٠. T. Chen and A. Starke, "Microstructure and Mechanical Properties of Mechanically Alloyed, Ingot Metallurgy and Powder Metallurgy Al-Li Alloys", Materials Science and Engineering, Vol. ٧٦, pp. ٢٢٩-٢٤٥, (١٩٨٤).
١٣١. F. Smith, A. Vasudevan and K. Howell, "Structure and Properties of Al-Li-Cu-Mg-Zr Alloy AA٠٩١ in Sheet Form", Materials Science and Engineering, Vol. ٥, p. ٥٣٣, (١٩٨٩).
١٣٢. J. Starink, A. Hobson and P. Gregson, "Modeling of Strengthening of Al-Li Alloys", Mater. Sci. Forum, Vol. ٣٣١-٣٣٧, pp. ١٣٢١-١٣٢٦, (٢٠٠٠).
١٣٣. N. Gao, J. Starink, L. Cerezo, C. Wang and P. Gregson, "Microstructure and Precipitation in Al-Li-Cu-Mg-Zr Alloys", Materials Science and Technology, Vol. ٢١, No. ٩, pp. ١٠١٠-١٠١٨, (٢٠٠٥).
١٣٤. N. Sehitoglu, "Precipitate Effects on the Mechanical Behaviour of Aluminum Copper Alloys", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. ٣٦A, p. ٧٦٣, (٢٠٠٥).
١٣٥. P. Ringer and C. Hono, "Cluster Hardening in an Aged Al-Cu-Mg Alloys", Scripta Metallurgica, Vol. ٥, No. ٣٥, pp. ٥١٧-٥٢١, (١٩٩٧).
١٣٦. P. Ringer, K. Caraher and J. Polmear, "Response to Comments on Cluster Hardening in an Aged Al-Cu-Mg Alloys", Scripta Metallurgica, Vol. ١١, No. ٩, pp. ١٥٥٩-١٥٦٧, (١٩٩٨).
١٣٧. J. Yan, J. Starink and N. Gao, "Modeling of Precipitation Hardening of Al-Cu-Mg Alloys", Materials Forum, Vol. ٢٠, pp. ٩٢٦-٩٣٢, (١٩٩٩).
١٣٨. M. Larche, "Dislocation in Solids", Vol. ٤, North Holland Inc., (١٩٩٧).
١٣٩. R. Farragut and A. Somoza, "Positron, Age Hardening and Precipitation in Predeformed (Al- Cu-Mg) Alloy", Phys. Stat. Sol. Vol. ١٧٥, R١, (١٩٩٩).
١٤٠. L. Lach and S. Domack, "Characterization of Al-Cu-Mg-Ag Alloy", Materials Science and Engineering, A ٣٨٦, pp. ١٦٤-١٦٩, (٢٠٠٤).
١٤١. G. Trifonov, "Influence Of Superplastic Deformation on Kinetics of Ageing for Aluminum Alloys", Rev. Adv. Mater. Sci., No. ١١, pp. ١٧٤-١٧٧, (٢٠٠٦).
١٤٢. A. Dechamps, Y. Brtchet and P. Guyot, "Interaction between Plasticity and Precipitation", Published in: Proceedings of the ٧th Seminar of the International

- Federation for Heat Treatment and Surface Engineering, Hungary, pp. ١-١٠, (١٩٩٩).
١٤٣. M. James, J. Boileau and J. Allison, "The Effect of Solidification Time and Heat Treatment on the Fatigue Properties of Cast Aluminum Alloys", Metallurgical and Materials Transaction A, Vol. ٣٤A, pp. ١٨٠٧-١٨١٣, (٢٠٠٣).
١٤٤. D. Li and R. Gangloff, "Effect of Ageing and Environment of Fatigue Crack Growth in Precipitation Al-Cu-Mg Alloys", Int. J. Fatigue, Vol. ٢٣, pp. ١٠٥-١١٨, (٢٠٠١).
١٤٥. H. Bray, "Effect of Artificial Ageing on the Fatigue Resistance of ٢٠٠٠ Series Aluminum Alloys", Int. J. Fatigue, Vol. ٢٣, pp. ٢٦٥-٢٦٧, (٢٠٠١).
١٤٦. W. Pfeiffer and T. Frey, "Shot Peening of Ceramics: Damage or Benefit", Proc. Of the Fifth Int. Conf. on Resid. Stresses, Sweeden, (٢٠٠١).
١٤٧. T. Hirsh, "Bending Fatigue Behaviour of Differently Heat Treated and Shot Peened AlCu^٥Mg^٧, Verschiedenen Warmbehandlungs, Vol. ٤١, pp. ١٦٦-١٧٢, (١٩٨٦).
١٤٨. W. Luo and W. Noble, "The Effect of Shot Peening Intensity on the Fatigue and Fretting Fatigue Behaviour of an Aluminum Alloy", Advances in Surface Treatment, Vol. ٥, (١٩٨٦).
١٤٩. T. Dorr and L. Wagner, "Effect of Shot Peening on Residual Life of Fatigue Pre-damaged ٢٠٢٤ Aluminum", Shot Peener, Vol. ٦, pp. ١٧٤-١٨٣, (١٩٩٦).
١٥٠. A. Horwath, "Effect of Shot Peening Variables on Bending Fatigue", The ٥th International Conference on Shot Peening (ICSP^٥), Oxford, (١٩٩٣).
١٥١. G. Nagel and D. Lufthansa, "Application of Shot Peening and Plasting Methods in Aircraft Industry", The ٥th International Conference on Shot Peening (ICSP^٥), Oxford, (١٩٩٣).
١٥٢. S. Prevey, "The Effect of Prior Cold Working on the Development of Tensile Stress Following Bulk Deformation", Diffraction and Interpretation, No. ٢٨, pp. ٥١٣-٥٦١, (٢٠٠٢).
١٥٣. K. Kloos and E. Macherauch, "Development of Mechanical Surface Strengthening Processes from the Begening until Today", Shot Peener, Vol. ٦, pp. ١٦-١٩, (١٩٩٥).
١٥٤. B. Kurth, H. Boams and P. Mayer, "The Effect of Shot Peening on Fatigue Properties of a Die Cast Aluminum Alloy", The ٧th International Conference on Shot Peening (ICSP^٧), Warsaw, Poland, (٢٠٠٢).

١٥٥. G. Lenard, "The Effect of Process Parameters on the Coefficient of Friction During Cold, Flat Rolling of Metals", J. Mat. Proc. Techn., Vol. ٨٠, pp. ٢٣٢-٢٣٨, (١٩٩٨).