



جمهورية العراق
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي
جامعة بابل
كلية الهندسة

دراسة حول تطوير تحضير سبيكة الألمنيوم (8009) من خلال تحسين طريقة التصنيع والعناصر السبائكية والمعاملات السطحية

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

من قبل

جميل حبيب غازي منيهل العمار
ماجستير هندسة مواد (2002)

بإشراف

الأستاذ المساعد الدكتور
حيدر عبد الحسن حسين العذاري

الأستاذ الدكتور
عبد الواحد كاظم راجح البكري

كانون الثاني 2008 ميلادية

محرم 1429 هجرية

REPUBLIC OF IRAQ
MINISTRY OF HIGHER EDUCATION
AND SCIENTIFIC RESEARCH
UNIVERSITY OF BABYLON
COLLEGE OF ENGINEERING



Investigation the Possibility of Development the Preparation of Aluminium Alloy 8009 by Improving the Manufacturing Process, Alloying Elements and Surface Treatments

A thesis

*Submitted to 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

Jameel Habeeb Ghazi Al-Ammar

M.Sc. Material Engineering (2002)

Supervised by

**Prof. Dr.
Abd Al-Wahid K. Rajih**

Muharram 1429

**Ass. Prof. Dr.
Haydar A . Hussain**

January 2007

بِسْمِ اللَّهِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ

يَا مَعْشَرَ الْجِنَّ وَالْإِنْسِ إِنِ اسْتَطَعْتُمْ أَنْ تَنْفُذُوا
مِنْ أَقْطَارِ السَّمَاوَاتِ وَالْأَرْضِ فَانْفُذُوا لَا
تَنْفُذُونَ إِلَّا بِسُلْطَانٍ

صدق الله العظيم

سورة الرحمن الآية (33)

الإهداء

جاء في الحديث النبوي الشريف

العلمُ خزائن ومفتاحها السؤال ،
فاسألوا رحمكم الله فانه يؤجر أربعة :
السائل والمجيب
والمستمع والمحِبُّ لهم

فإلى
السائل والمجيب والمستمع والمحِبُّ لهم
اهدي هذا الجهد.

جميل

بسم الله الرحمن الرحيم

إقرار المشرفين

نشهد أن إعداد هذه الأطروحة (دراسة حول تطوير تحضير سبيكة الألمنيوم (8009) من خلال تحسين طريقة التصنيع والمعاملات السطحية) والمقدمة من الطالب جميل حبيب غازي منيهل العمار، قد جرى بإشرافنا في جامعة بابل / كلية الهندسة، وهي جزء من متطلبات نيل درجة دكتوراه فلسفة في هندسة المواد.

التوقيع:

المشرف: د. عبد الواحد كاظم راجح البكري.
المرتبة العلمية: أستاذ.
العنوان: كلية الهندسة / جامعة بابل.

التوقيع:

المشرف: د. حيدر عبد الحسن حسين العذاري.
المرتبة العلمية: أستاذ مساعد.
العنوان: كلية الهندسة / جامعة بابل.

شكر وتقدير

بعد حمد الله وشكره، لا يسعني إلا أن أتقدم بوافر الشكر والتقدير إلى:-

- الأستاذ الدكتور عبد الواحد كاظم راجح البكري والأستاذ المساعد الدكتور حيدر عبد الحسن حسين العذاري لما أبدياه من رعاية علمية وتوجيهات سديدة طيلة فترة البحث.
- رئاسة جامعة بابل وعمادة كلية الهندسة وقسم هندسة المواد على منحي فرصة إكمال الدراسة.
- قسم الكيمياء في كلية العلوم والمكتبة المركزية بجامعة بابل وإدارة الشركة العامة للصناعات الميكانيكية.
- قسم هندسة الإنتاج والمعادن وهندسة المواد والمكتبة المركزية بالجامعة التكنولوجية.
- ولا يفوتني أن أتقدم بخالص الشكر والتقدير إلى منتسبي مختبرات وورش كلية الهندسة، وإلى كل من ساهم في إظهار هذا البحث.

ومن الله التوفيق.

قائمة المحتويات

الفصل	التسلسل	عنوان الموضوع	رقم الصفحة
		الخلاصة باللغة العربية	i
		قائمة المحتويات	I
		قائمة الجداول	IV
		قائمة الأشكال	VI
الفصل الأول (الجزء النظري)			
	1.1	المقدمة	1
	1.2	تقنية الانجماد السريع وسبائك الألمنيوم المقواة بالتشيت	2
	1.2.1	عملية الانجماد السريع	3
	1.2.2	عمليات الاندماج والتشكيل الثانوية	12
	1.2.3	سبائك الألمنيوم المقواة بالتشيت واستقراريتها الحرارية	14
	1.3	التطورات في سبائك الألمنيوم للتطبيقات بدرجات الحرارة العالية	16
	1.3.1	سبائك أساسها Al-TM	17
	1.3.2	سبائك أساسها Al-Fe-TM	20
	1.3.2.1	سبائك Al-Fe-Cr-TM	20
	1.3.2.2	سبائك Al-Fe-V-TM	21
	1.3.2.3	سبائك Al-Fe-V-Si	22
	1.3.2.4	سبائك Al-Fe-Mo-TM	29
	1.3.3	سبائك Al-RE المتضمنة Al-Fe-Ce	34
	1.4	ظواهر التخشين	38
	1.5	الاستقرارية البنيوية عند درجات الحرارة العالية للسبائك Al-Fe-V-Si المنجمدة سريعاً	41
	1.5.1	معدل التخشين لطور Silicides في سبائك Al-Fe-V-Si	41
	1.5.2	معدل التخشين لطور $Al_{13}Fe_4$ في سبائك Al-Fe-V-Si	47

50	الكلال	1.6	
54	فلسفة تصميم الكلال في الطائرات	1.6.1	
56	القذف بالكريات	1.6.2	
57	الاجهادات المتبقية	1.6.2.1	
59	آلية إيقاف الشق	1.6.2.2	
60	مشكلة البحث	1.7	
61	هدف البحث	1.8	
الفصل الثاني (الجزء العملي)			
62	مقدمة	2.1	الفصل الثاني
62	عمليات الصهر والصب	2.2	
67	اختبارات الاستقرارية الحرارية	2.3	
69	اختبارات متانة الصدمة	2.4	
73	اختبارات مقاومة الكلال	2.5	
76	تأثير الدرفلة الباردة في مقاومة الكلال	2.5.1	
79	تأثير القذف بالكريات السيراميكية في مقاومة الكلال	2.5.2	
83	تأثير القذف بالكريات الفولاذية في مقاومة الكلال	2.5.3	
85	اختبار كثافة السبائك	2.6	
86	الفحص المجهرى	2.7	
الفصل الثالث (النتائج والمناقشة)			
87	مقدمة	3.1	الفصل الثالث
88	الطرائق التصنيعية المتبناة في البحث	3.2	
88	التحليل الكيماوي للسبائك	3.3	
89	اختبارات الصلادة	3.4	
91	اختبارات الاستقرارية الحرارية	3.5	

100	اختبارات متانة الصدمة	3.6	
104	اختبارات مقاومة الكلال	3.7	
107	تأثير الدرفلة الباردة في إطالة عمر الكلال	3.7.1	
114	تأثير القذف بالكريات السيراميكية في إطالة عمر الكلال	3.7.2	
122	تأثير القذف بالكريات الفولاذية في إطالة عمر الكلال	3.7.3	
129	قياس كثافة السبائك	3.8	
129	التصوير بالمجهر الضوئي	3.9	
الفصل الرابع (الاستنتاجات والتوصيات)			
131	الاستنتاجات	4.1	الفصل الرابع
133	التوصيات	4.2	
(المصادر والملاحق)			
134	المصادر		
144	الملاحق		
144	ملحق رقم (1)		
145	ملحق رقم (2)		
145	ملحق رقم (3)		
146	ملحق رقم (4)		
a	الخلاصة باللغة الإنكليزية		

Abstract

It is well established that (Al-Fe) series (8000) and specially (8009) alloys possess the required property for aerospace application.

Hence, so many works are conducted to develop these alloys and improve their performance.

In spite of that, these alloys, unfortunately exhibit poor performance in certain environments which make their effective life limited. In addition, their production involves five costly stages.

Therefore, this work represents an attempt to increase fatigue life, impact resistance and thermal stability of (Al-Fe-V-Si) base alloys by using alloying elements, i.e. Zr and Ce.

These alloys are prepared by single step casting (instead of the usual five stages forming), by die casting followed by rapid cooling.

This study adopted several techniques to improve properties including certain metallurgical variables and mechanical treatments of surfaces.

Several tests were carried out to evaluate the performance of alloys, such as impact, fatigue strength and thermal stability. In addition to, shot peening by ceramic and steel balls, cold rolling, density measurement and metallographic examination.

Results showed that the addition of (0.2% Zr) was associated with an increase in fatigue strength by (147%) corresponding to the base alloy at low stress cycles (140 MPa) and about (93%) at high stress cycles (300 MPa). Zr also caused an increase in toughness by (44%) at (-5 °C) in comparison to the base alloy.

(0.2% Ce), however, caused an increase in fatigue life by (38%) at high stress cycles and (13%) at low stress cycles. Ce also caused an increase in toughness by (7%) at (-5°C) in comparison to the base alloy. In general, the examined alloys appear thermally stable within the test periods.

Results also showed that shot peening by steel balls for (150) second gives the best surface mechanical treatments, by producing high residual compressive stresses.

An improvement of (620%), (590%) and (586%) in fatigue life of C(Al-Fe-V-Si-Zr), B(Al-Fe-V-Si-Ce) and A(Al-Fe-V-Si) alloys was observed after the surface treatment, when, subjected to low stresses (140 MPa). At high stresses (300 MPa), however, the improvement was (288%), (180%) and (156%) of (C,B&A) alloys respectively.

الخلاصة

احتلت سبائك (ألومنيوم – حديد) التي تنتمي للسلسلة (8000) مكانة متميزة في التطبيقات الفضائية، لعل السبيكة (8009) واحدة من أهمها، لذلك مازالت الأوساط العلمية والتكنولوجية تجري دراسات وبحوث لتطويرها والارتقاء بأدائها.

تعاني السبيكة (8009) قصوراً في الأداء لبعض من خواصها في أثناء تعرضها لأوساط الاستخدام مما يجعل عمرها الفعال (Effective Life) محدوداً. إن إنتاجها يتضمن أكثر من خمس مراحل تصنيعية ذات كلفة اقتصادية عالية جداً. لذا فقد جرت هذه الدراسة كمساهمة لتقليل الكلفة التصنيعية وإطالة عمر الكلال والارتقاء بمتانة الصدمة والاستقرارية الحرارية لسبائك أساسها (ألومنيوم – حديد – فناديوم – سيلكون) مع إضافة كميات قليلة (Microalloying) من عنصر السيريوم (Ce) أو الزركونيوم (Zr)، وقد تم تحضيرها بمرحلة تصنيعية واحدة سباكةً بقوالب معدنية مبردة سريعاً.

اعتمدت الدراسة الحالية تقنيات عدة في تحسين أداء السبيكة الأساس (Al-Fe-V-Si) شملت المتغيرات الميتالورجية (Metallurgical Variables) والمعاملات السطحية الميكانيكية (Mechanical Surface Treatments). أجريت عدة اختبارات في تقييم أداء السبائك المستخدمة في البحث شملت اختبارات الاستقرارية الحرارية (Thermal Stability) ومتانة الصدمة (Impact Toughness) واختبارات مقاومة الكلال (Fatigue Strength) قبل وبعد المعاملات السطحية الميكانيكية والتي تضمنت القذف بالكريات السيراميكية (Ceramic Shot Peening) والقذف بالكريات الفولاذية (Steel Shot Peening) والدرفلة الباردة (Cold Rolling)، ثم قياس الكثافة (Density) ودراسة بالمجهر الضوئي (Optical Microscope) لبنية السبائك.

أظهرت النتائج إن إضافة (0.2% Zr) للسبيكة الأساس (A) قد رافقها زيادة في مقاومة الكلال بنسبة (147%) عند الاجهادات الواطئة (140 MPa) وحوالي (93%) عند الاجهادات العالية (300 MPa)، كذلك تسببت في رفع المتانة بنسبة (44%) عند درجة حرارة (-5) مئوية. أما إضافة (0.2% Ce) إلى السبيكة الأساس فأعطت زيادة في عمر الكلال بنسبة (38%) عند الاجهادات العالية و (13%) عند الاجهادات الواطئة، كذلك ارتفعت المتانة بنسبة (7%) عند درجة حرارة (-5) مئوية. وبشكل عام استقرت السبائك حرارياً.

كما أظهرت إن أفضل معاملة سطحية ميكانيكية أكسبت السطح اجهادات ضغطية متبقية (Residual Compressive Stresses) هي الرمي بوابل من الكريات الفولاذية لفترة (150) ثانية والتي سببت إطالة عمر كلال السبائك مقارنة مع أعمارها قبل المعاملة. إذ بلغت نسب التحسن (620%) و(590%) و(586%) في أعمار كلال السبائك C (Al-Fe-V-Si-Zr) و B (Al-Fe-V-Si-Ce) و A (Al-Fe-V-Si) على التوالي عند الاجهادات الواطئة (140 MPa)، أما عند الاجهادات العالية (300 MPa) فبلغت نسب التحسن (288%) و (180%) و (156%) في أعمار كلال السبائك (C) و (B) و (A) على التوالي.

1.1 المقدمة INTRODUCTION

طورت سبائك (Al-Fe-V-Si) باستخدام الدمج بين تقنيتين تصنيعيتين هما الانجماد السريع وميتالورجيا المساحيق (Rapid Solidification and Powder Metallurgy), اذ نحصل على اشربة (Ribbons) من الانجماد السريع ومن ثم تسحق هذه الاشربة لتتحول الى مساحيق وبعد ذلك تجري العمليات التصنيعية اللاحقة, واتاحت هاتان الطريقتان استعمال السبيكة (Al-Fe-V-Si) للتطبيقات الفضائية وخصوصا في بناء الطائرات بسبب امتلاكها المقاومة العالية لدرجات الحرارة العالية. الانجماد السريع (RS) للسبيكة (Al-Fe-V-Si) يقدم معاملات مرونة واستقرارية حرارية عالية عند الدرجات الحرارية العالية وبناءً على ذلك فانها اصبحت بديلا ناجحا عن سبائك التيتانيوم المستخدمة في تطبيقات الفضاء وذلك للخدمة في مديات درجات حرارية بين (150-340°C). ان المقاومة العالية (High strength) لسبائك الالمنيوم الحاوية على الحديد والفناديوم والسيلكون بدرجات الحرارة العالية ناتجة عن التقوية بالمتشكلات (Dispersoids strengthening) الغنية بالعناصر ذات الذوبانية والانتشارية الواطئة في ارضية الالمنيوم- $(\alpha \text{ Al matrix})$ [1,2].

تمتلك السبائك (Al-Fe-V-Si) صفة بارزة جدا وهي امتلاكها كسرا حجميا (Volume fraction) عاليا لمتشكلات كروية دقيقة مغمورة (embedded) في ارضية من الالمنيوم, هذه المتشكلات تدعى (Silicides) تزود السبيكة بمقاومة عالية جدا ضد التخشين (Coarsening) بدرجات الحرارة العالية من خلال معيار قياس صلاعات السبيكة والتي تبقى نسبيا ثابتة حتى بعد فترات تعريض مطولة (Prolonged exposure) لدرجة حرارية (425°C). المقاومة والاستقرارية بدرجات الحرارة العالية لتلك السبائك تعتمد على المعدلات الواطئة لتخشين (Silicides) والتي بدورها تحدد تطبيقاتها [3,4].

اجريت مؤخرا عدة محاولات لوصف التغيرات البنيوية (Structural changes) لسبائك (Al-Fe-V-Si) بعد تعريضها لدرجات حرارية مختلفة [5-11], عند درجات الحرارة في مدى (500-650°C) يشرع تخشين (Silicides) بمقدار اكثر سرعة منه عند درجة (425°C) ويرجع السبب في ذلك الى انتشار الحدود البلورية, وضمن هذا المدى من درجات الحرارة للسبائك الحاوية على نسب (8 or 12 wt % Fe) يتكون طور $(\text{Al}_{13}\text{Fe}_4)$ الذي يتخشن جنبا الى جنب مع تخشن الجسيمات الدقيقة $\text{Al}_{13}(\text{Fe,V})_3\text{Si}$ المسماة (Silicides) [8,10,11,12], ومن العوامل البنيوية الاخرى التي تلعب دورا مهما للتاثير في خواص السبائك هي شكل (Silicide), اذ ان التعرض لدرجات الحرارة العالية يؤثر في حجم وشكل وتوزيع $\text{Al}_{13}(\text{Fe,V})_3\text{Si}$ وبالتالي تحدد الخواص من خلال تلك العوامل, ان القوة الدافعة (Driving force) لتخشين (Silicide) هو الانخفاض في مساحة السطح البيني المرافقة للنمو الحبيبي للمتشكلات $\text{Al}_{13}(\text{Fe,V})_3\text{Si}$ [13,14].

1.2 تقنية الانجماد السريع وسبائك الالمنيوم المقواة بالمتشكلات

RAPID SOLIDIFICATION TECHNOLOGY AND DISPERSION STRENGTHENED ALUMINIUM ALLOYS

التقدم الحديث في عملية الانجماد السريع للمواد المعدنية فتح افقا جديدة في تصميم السبائك المتقدمة, ومن طرائق الانجماد السريع وميتالورجيا المساحيق (RSPM) هي الترسيب بالررش (Spray deposition) [15] والتذرية بالغاز (Gas atomization) [16] والدوران السريع للمنصهر المعدني الساقط على قطعة مبردة جدا (Chill block melt spinning) او تدفق المنصهر على سطح مستوي (Planar flow casting) بمعدلات تبريد (Cooling rates)

(10^6 Kelevan /second) يعطي الفرص لامكانية السيطرة على حجم وتوزيع جسيمات الطور الثانوي. ان سبائك الالمنيوم ذات الكسور الحجمية الكبيرة للمتشتتات البينية المعدنية المؤلفة من الذرات المذابة للعناصر الانتقالية (Transition metals) الواطئة الانتشار تقاوم التخشين بدرجات الحرارة العالية, مع العلم ان هذه المتشتتات تكونت في ارضية الالمنيوم ($\alpha - \text{Al matrix}$) خلال عملية التصنيع [17].

تكون السبيكة في الحالة السائلة وبعملية الانجماد السريع تتحول الى قطيرات بالغة الصغر (Tiny droplets) او اشربة رقيقة (Thin ribbons) التي تتجمد بسرعة ومن ثم تدمج بعملية ميتالورجيا المساحيق وذلك لانتاج جيل جديد من المواد ذات اساس من الالمنيوم. جربت عدة سبائك حديثة وذلك لغرض رفع ادائها للخدمة بدرجات حرارية اعلى من (300 °C), معظمها حاويات عنصر الحديد [18-23]. وظهرت السبائك ذات النظام (Al-Fe-V) (Si) مقاومة (Strength) جيدة عند درجات الحرارة العالية وخصوصا عند تصنيعها بطريقة (Planar flow casting) [3,18,23].

اما الاصناف المطورة حديثا من سبائك الالمنيوم المتجمدة سريعا للاستخدام بالدرجات الحرارية العالية فهي :-

1) صنف Al-TM (TM, Transition Metal Elements)

امثال سبائك (Al-Fe-Mo) [20,24] وسبائك (Al-Fe-Cr) [22] وسبائك (Al-Fe-V-Si) التي اول من اكتشفها (Allied Signal Corporation) [1,4,23,25].

2) صنف Al-RE (RE, Rare Earth Elements)

امثال سبائك (Al-Nd) وسبائك (Al-Ce) [26].

3) صنف Al-TM-RE أو صنف Al-RE-TM

(TM: Ti , Cr , V, etc; RE : Y, Ce , Nd , La , etc)

امثال سبائك (Al-Fe-X) وسبائك (Al-Ni-X) حيث (X) (= Nd and Re = mischmetal) [27] وسبائك (Al-Y-Ni) [28] وسبائك (Al-Fe-Ce) التي اول من اكتشفها (Alcoa) للتطبيقات الحرارية العالية [29,30].

وبناءً على ما تقدم فان الاصناف الثلاثة لسبائك الالمنيوم تظهر عهدا جديدا لمواد مقاومه لدرجات الحرارة العالية بسبب امتلاكها مقاومة ومعاملات مرونة اعلى من السبائك التقليدية ماعدا خواصها بدرجة حرارة الغرفة متشابهة, وان متشتتات السبائك الحديثة لاتعاني من النمو او الانحلال (Growth or dissolution) عند الدرجات العالية لذلك تجهز السبيكة بالخواص الجيدة او يحدث العكس اينما حدث الانحلال او فرط التعتيق (Overageing).

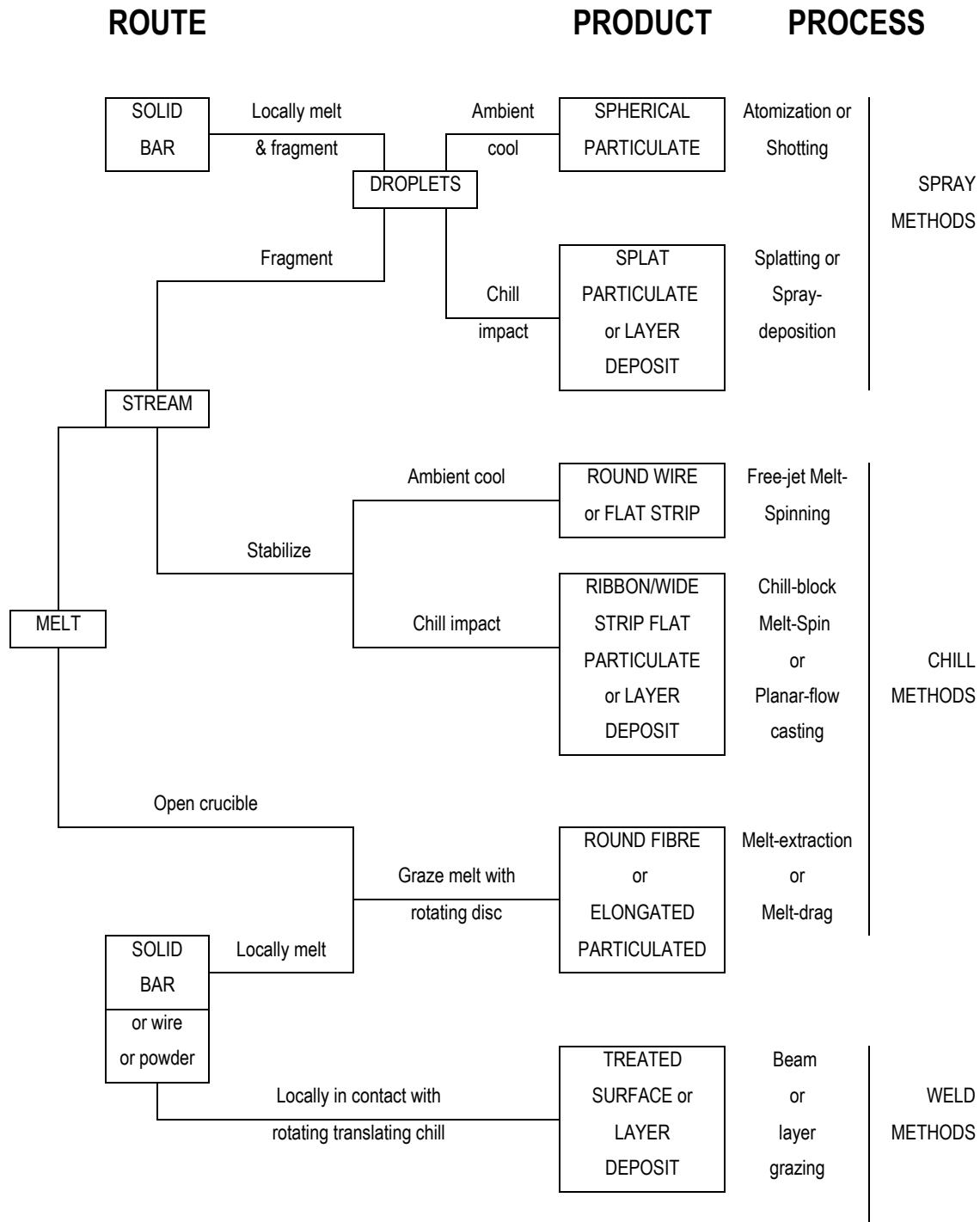
التقدم الحاصل في عملية التصنيع والتحكم في البنى المجهرية يقدم سبائك تبدي توازنا مقبولا للخواص لاستعمالها في تطبيقات الطائرات.

1.2.1 عملية الانجماد السريع Rapid Solidification processing

الفائدة المنجزة للانجماد السريع تكمن في انه لا يوجد وقت كافي للمادة ان تتشكل الى تركيب خشن او منعزل, والنتيجة المنطقية الاكثر اهمية تبرز في الحصول على بنية مجهرية دقيقة بسبب معدلات التبريد العالية جدا تصل الى (10^6 Kelevan /second) بالاضافة الى ان الانحرافات الكبيرة عن حالة التوازن تقدم الميزات الاتية [31]:

- 1) توسيع نطاق الذوبانية الجامدة.
- 2) تصغير الحجم الحبيبي.
- 3) انخفاض كثافة الاطوار المنعزلة.
- 4) انتاج سبائك جديدة ذات اطوار شبه بلورية (Quasicrystalline QC) غير متوازنة.

(5) انتاج مواد معدنية بتركيب يشبه الزجاج (Metallic glasses).
توسعت حاليا عدة اصناف لطرائق الانجماد السريع وكما مبين في الشكل (1.1)، لكن
اكثرها اهمية (Chill block melt spinning) و (Fluid atomization) (Spray forming)، اما الجدول (1.1) فيظهر موجزا لتقنيات مختلفة للانجماد السريع
وعواملها الانتاجية.



شكل (1.1) بعض طرائق الانتاج للانجماد السريع من المصهور المعدني ومنتجاتها [32].

جدول (1.1) طرائق وحدود منتجات الانجماد السريع [33].

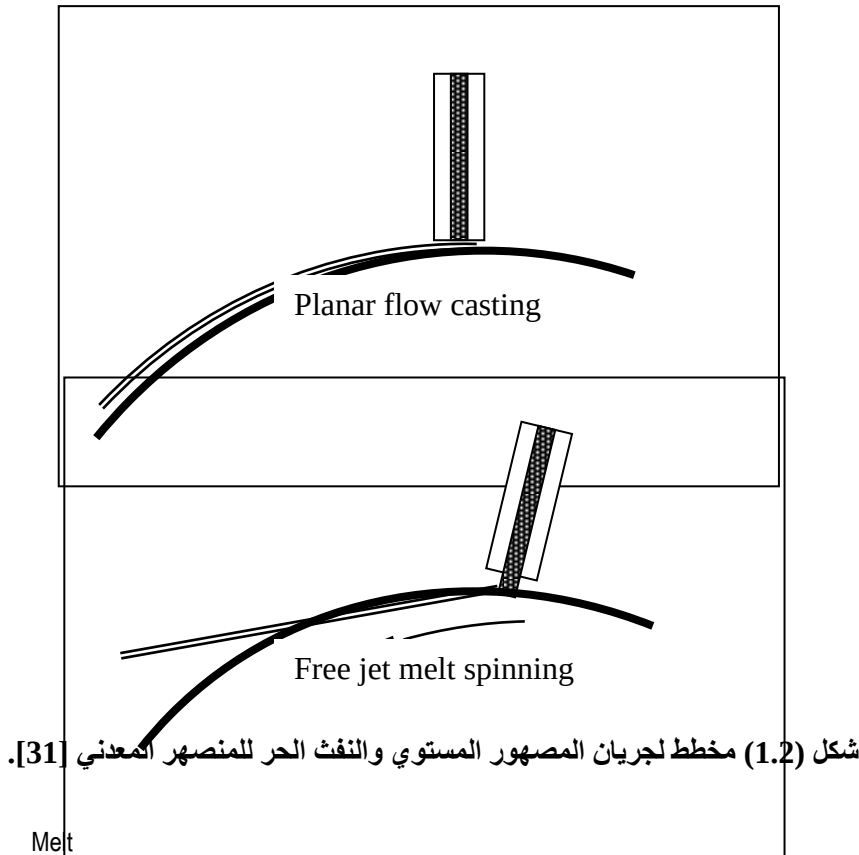
Technique	Product type	Typical dimensions (μm)	Typical cooling rates (K/s)	Remarks
Gas atomization	Smooth, spherical powder	50 - 150 dia	$10^2 - 10^3$	Inert gas (N, Ar) used where oxidation is a problem
Water atomization	Rough, irregular powder	75 - 200 dia	$10^2 - 10^4$	Used on tonnage scale
Ultrasonic Gas Atomization (USGA)	Smooth, spherical powder	10 - 50 dia	Up to 10^6	Narrow size distribution, high efficiency
Centrifugal Atomization	Smooth, spherical powder	25 - 80 dia	10^5	Low oxide, clean powder
Rotating Electrode Process (REP)	Smooth, spherical powder	125 - 200 dia	10^2	Low cooling rate, low contamination
Rapid Spinning Cup (RSC)	Variable, spherical to irregular	< 50 dia possible	10^6	Narrow size distribution possible
Rotating Perforated Cup (RPC)	Acicular granules	1000 - 5000 long × 1000 dia	10^1	Very economical
Twin Roll Atomization	Variable, powder to flake	200 thick flake	$10^5 - 10^6$	Economical
Soluble Gas Atomization	Spherical powder	20 - 100 dia	$10^1 - 10^2$	Very clean, satellite-free powder
Electrohydrodynamic Atomization (EHDA)	Powder, flake or coating	0.01 - 100 dia	Up to 10^7	Excellent powder size control
Spark Erosion	Spherical or irregular	0.5 - 30 dia	$10^5 - 10^6$	Little control of powder size
Spray Deposition	Thick deposit	>1 mm thick	$10^3 - 10^6$	Short process route to thick section
Gun Technique	Foils	0.1 - 10 thick	$10^6 - 10^9$	Widely applicable
Electron Beam Splat Quenching (EBSQ)	Elongated splat	40 - 100 thick	$10^4 - 10^7$	Applicable to reactive metals
Plasma Spray Deposition	Coherent deposit	> 1 mm thick	< 10^7	Has potential to produce near net shape
Chill Methods	Wedge or cylinder	200 - 1000 thick possible	10^5	Widely applicable
Piston-and-Anvil	Splat	50 mm dia × 5-300 thick	$10^4 - 10^6$	Widely used laboratory technique
Free Flight Melt Spinning (FFMS)	Circular section filament	100 - 200 dia wire	$10^2 - 10^4$	Restricted application
Chill Block Melt Spinning (CBMS)	Rectangular section tape	10 - 100 thick up to 3 mm wide	$10^5 - 10^7$	Very widely used
Planar Flow Casting (PFC) / Melt Drag (MD)	Wide rectangular section tape	200 - 100 thick up to 300 mm wide	$10^5 - 10^6$	Widely applicable
In-Rotating Water Spinning (INROWASP)	Circular section wire	60 - 200 dia	$10^5 - 10^6$	Widely applicable
Taylor wire	Circular section wire	20 - 100 dia	$10^3 - 10^5$	High risk of contamination of melt
Crucible Melt Extraction (CME) / Pendant Drop Melt Extraction (PDME)	Filament of fibre	20 - 100 thick	$10^5 - 10^6$	Applicable to reactive melts

ومن طرائق الانجماد السريع هي :-

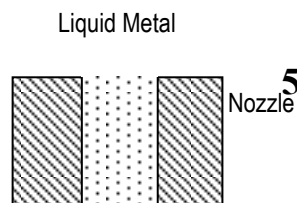
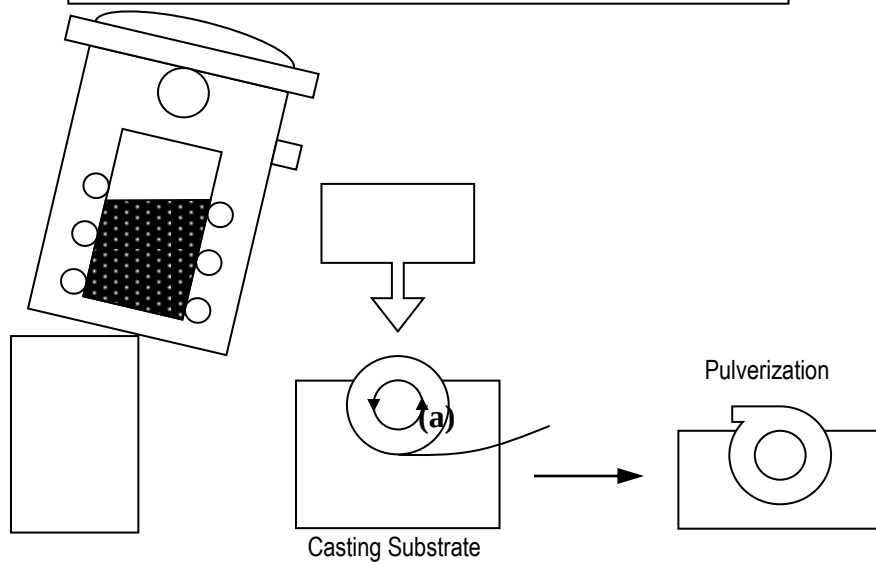
(a) عمليات الانجماد على جسم صلب Solid chill processes

تجمد السبيكة المنصهرة حين تلامسها مع جسم صلب خافض للحرارة (Heat sink), تقدر معدلات التبريد المنجزة بحدود (10^6 K/s) والتي من خلالها نستطيع انجاز

مقاطع بسمك اقل من $(25\mu\text{m})$ [17]. تلك العمليات تتضمن منصهر معدني داخل وعاء يدور بسرعة عالية ويسقط هذا المنصهر على قرص مبرد بالماء مستدق الطرف يدور على محور افقي، اذ يتحول المنصهر الى رقائق (Flakes) او شعيرات (Filaments) الى حد ما متغيرة السمك، في عمليات الدوران السريع للمنصهر المبرد على الكتل المعدنية (Chill block) (melt spinning) يخرج مصهور السبيكة من خلال فوهة صغيرة (Nozzle) تحت تاثير ضغط الغاز على محيط سطح الدوران، فيما بعد الانجماد نحصل على اشربة تقذف باتجاه مماسي للسطح كما مبين في الشكلين (1.2) و (1.3a).



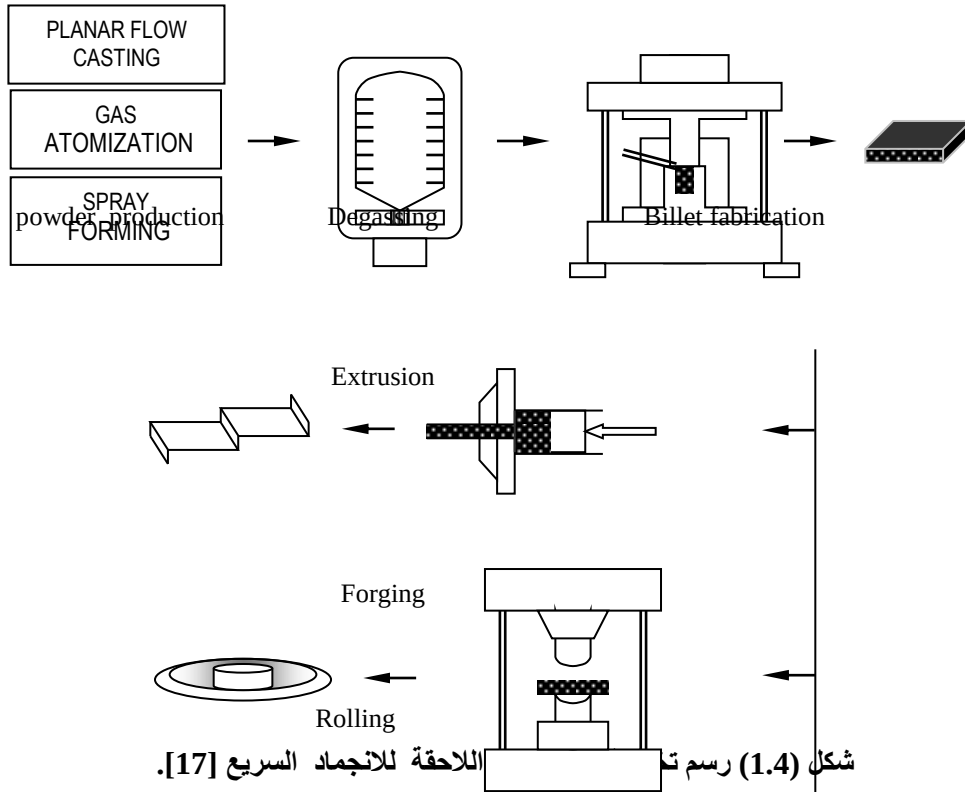
شكل (1.2) مخطط لجريان المصهور المستوي والنفث الحر للمنصهر المعدني [31].



(b)

شكل (1.3) رسم تخطيطي لكل من (a) عملية جريان المصبوب المستوي (b) عملية جريان المصبوب باستخدام فوهة صغيرة [17,34].

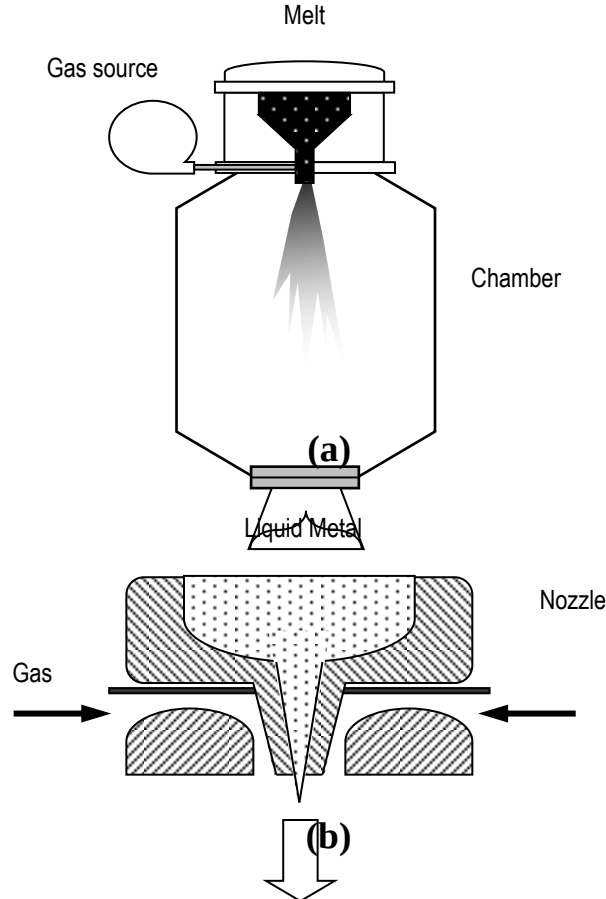
اما عملية النفث الحر (Free jet) فتستخدم فتحة صغيرة دائرية بقطر (0.3-1.0mm) الى حد انه عرض الشريط ضمن حدود (5mm)[34]. بينما في عملية جريان المنصهر المستوي او المسطح (Planar flow casting PFC) تقلل الفجوة (Gap) بين الفوهة والسطح الدوار الى ($\leq 0.5mm$) التي تجبر المنصهر المعدني ان يتجمد خلال الحيز الضيق. من حيث المبدأ نستطيع التحكم بعرض الشريط من خلال السيطرة على عرض الفجوة كما مبين بالشكل (1.3b). الشريط الان نسبيا منتظم السمك ويملك جودة سطح افضل من الشريط الناتج بعملية النفث الحر. الشريط الناتج من اي هذه العمليات يحول الى مسحوق بالسحق (Pulverizing) المتبوع بالكبس الحار (Hot pressing) وفيما بعد الطرق او البثق بالحقن (Forging or Extrusion) المبين في الشكل (1.4). البحث العلمي يستمر لانتاج مقاطع دائرية منجمدة سريعا بعملية (Chill block melt spinning) كالخيوط او الاسلاك المعدنية الرقيقة (Filaments) لاجل التقوية الميكانيكية والتطبيقات المغناطيسية [35].



شكل (1.4) رسم تخطيطي للعمليات اللاحقة لانجماد السريع [17].

(b) التذرية بالمائع او التذرية بالغاز Fluid atomization or gas atomization

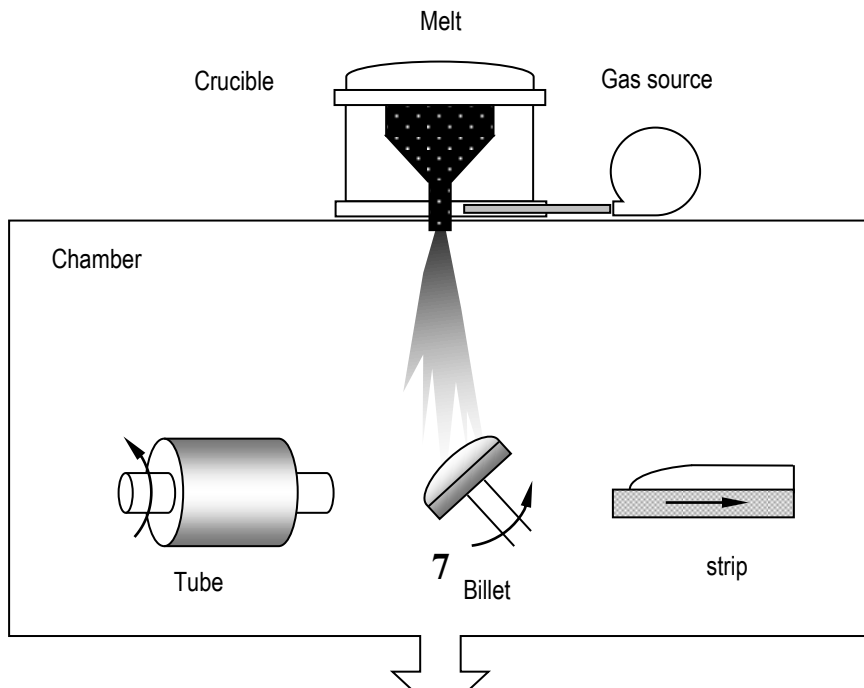
تتضمن فصل الذرات من المصهورة بواسطة السرعة العالية للمائع الذي ربما يكون غازاً امثال الاركون او الزيت كما موضحة بالشكل (1.3b). الذرات المتبريدي في الماء او الهواء او الهيليوم او يكون سائلاً امثال الماء نسبياً معتدلة بالغاز تملك متوسط حجوم في مدى (10²-10⁴ K/s) والجسيمات (10 – 250 μm) علماً بان العامل في تلك العملية هو سرعة الغاز [35,36].



شكل (1.5) رسم تخطيطي (a) عملية تذريرة المنصهر المعدني (b) عملية التذريرة باستخدام فوهة صغيرة [35,36].

(c) التشكيل بالررش Spray forming

كذلك يسمى السباكة بالررش (Spray casting) او الترسيب بالررش (Spray deposition), عادة تتضمن التذريرة بغاز خامل لتيار المنصهر المعدني ليتحول الى قطيرات بحجوم شتى التي بعدئذ تتحرك بعيدا عن منطقة التذريرة بواسطة الجريان العالي لغاز التذريرة, مسارات القطيرات تعترض من قبل المادة الاساس (Substrate) او الجسم المبرد التي تراكم وتجمد القطيرات الى نحو متماسك (Coherent) وكما مبين في الشكل [15] (1.6 a & b).



شكل (1.6) رسم تخطيطي (a) عملية التشكيل بالررش لتصنيع قضبان وأنابيب وقطع طويلة التشكيل بالررش باستخدام فوهة صغيرة [15]. (b)

d) التذرية بالطرد المركزي Centrifugal atomization تتضمن فصل المنصهر المعدني على إطار (Rim) أو حافة (Edge) لقرص دوار ذي شكل كاسي (Cup) أو ربما يكون شكله منبسط (Flat) أو مقعر (Concave). القطيرات المعدنية تقذف بتأثير القوة الطاردة عن المركز وتتجمد نتيجة الحركة السريعة للقرص. معدلات التبريد بمستوى (10^5 K/s) وحجوم الجسيمات المنجزة تكون ($25 - 80 \mu\text{m}$), في بعض الحالات تصبح معدلات التبريد (10^6 K/s) [37,38].
أغلب الطرائق التقنية في (RSPM) ذات الأهمية التجارية تقع في صنفين رئيسيين هما التذرية بالغاز (Gas atomization) وجريان المنصهر المستوي (Planar flow casting) وكما موضحتين بالشكلين (1.3) و (1.5), أما الجدول (1.2) فيقدم مقارنة موجزة بين هاتين الطريقتين [39,40].

جدول (1.2) مقارنة لعمليتين من الانجماد السريع لإنتاج دقائق المسحوق [39,40].

Remarks	Gas atomization	Planar Flow Casting
Cooling rate	$< 10^4 \text{ K s}^{-1}$	$> 10^5 \text{ K s}^{-1}$
Atmosphere	Inert	Carried out in air
Morphology	Nearly spherical	Irregular flakes
Particle size	-50 μm for fine microstructures	Comminute to any desired size, typically -35 mesh (500 μm)
Microstructural Uniformity	Limited to finest particle size	Uniform, irrespective of particulate size
Flowability	Good	Good, particle size can be optimized

Economics	Depends on atomization process used	Low cost
Safety	Extreme precaution needed in handing of fine (-325 mesh) powder	Less hazard associated with coarse (-30 mesh) powder particulate

1.2.2 عمليات الاندماج والتشكيل الثانوية

Consolidation processes and secondary forming

طريقة التصنيع (RSPM) السائدة لسبائك الالمنيوم معروضة في الرسم التخطيطي بالشكل (1.4) والمتضمنة الخطوات الاساسية الاتية [17,41] :-

- (1) **السباكة Casting** : التي فيها مصهور السبيكة يتجمد بسرعة الى اشربة او قطيرات .
- (2) **السحق Comminution** : الشريط المعدني يتحول الى مسحوق او جمع المسحوق (Powder collection) فيما يخص القطيرات.
- (3) **تصنيع القضبان Billets fabrication** : وفيها المسحوق يتراس ويدمج (Compact) الى قضبان.

(4) **عملية العصر Mill Processing** : القضبان تبتق او تطرق او تدرفل الى شكل المنتج النهائي المطلوب باستعمال تقنيات تشكيل المعادن التقليدية. اندماج المسحوق (تكوين القضبان) تكون الخطوة الجوهرية الثانية للتحكم في البنية المجهرية للمادة بعد خطوة تصنيع المسحوق. اما تتابع اندماج دقائق المسحوق المتجمد سريعا فيتضمن الكبس البارد (Cold pressing) وتحرير المسحوق من الغازات (Degassing) قبل الاندماج الحار الممثلة بخطوة التشكيل الحار (Hot working). ان مرحلة التحرير من الغاز عادة تنجز بعدما المسحوق يتغلف (Encapsulate) او يندمج الى كثافة تقريبا (75%) [17]، وهذا يسمح بتفريغ او اخلاء (Evacuation) أي نوع من المواد الضارة في المسحوق ويوضح الجدول (1.3) مثالا مفصلا لاجراءات الاندماج [42].

اما البثق فيكون خطوة هامة جدا لمنح المقاومة العالية لمساحيق سبائك الالمنيوم وذلك لان التشكيل الكافي يتسبب في تحطيم القشرة الاوكسيدية لجسيمات المسحوق وبالمحصلة انجاز تماسك او ترابط (Bonding) ممتاز بين الجسيمات. ومن العوامل الاكثر اهمية المتعلقة بالبثق والتي تحدد البنية المجهرية والخواص الميكانيكية هي درجة الحرارة وسرعة المدك (Ram speed) ونسبة الاختصار [21,43,44].

جدول (1.3) عمليات الاندماج لمساحيق السبائك المنجدة سريعا [42].

No.	Step	Remarks
1	Alloy powder	-
2	Compact	Alloy powder cold isostatically pressed to 75% dense compacts.
3	Encapsulate	Each compact encapsulated in an aluminium container having an evacuation on one end.
4	Degas	The canned compact is evacuated at an elevated temperature under dynamic vacuum and then is sealed.
5	Hot press (HP)	The degassed compact preheated to an elevated temperature not higher than the degassing temperature is pressed into a fully dense billet in a blind die using the extrusion press.
6	Scalp	The vacuum hot pressed (VHP) billet is machined into a billet for extrusion while removing the aluminium can.
7	Hot work	The vacuum hot pressed billet preheated to an elevated temperature is extruded at a medium extrusion ratio or, for subsequent rolling or forging, at low extrusion ratio.

1.2.3 سبائك الألمنيوم المقواة بالتشتيت واستقراريتها الحرارية

Dispersion strengthened aluminium alloys and their thermal stability

تقوى سبائك الألمنيوم بطرائق عدة منها الاصلاد بالترسيب (Precipitation)

hardening) والاصلاص بالتشتيت (Dispersion hardening) والاصلاص بالشغل (Work hardening) والاصلاص بالمحلول الجامد (Solid solution hardening). الاصلاص بالتشتيت يبدو اكثر الطرائق فعلاً للتطبيقات في درجات الحرارة العالية بشرط ان يكون الطور المتشتت نسبياً غير قابل الذوبان في الارضية عند الدرجات الحرارية العالية، والانتشار للعناصر المعدنية البينية (Intermetallic elements) يكون تماماً بطئاً ليمنع تخشن المتشتتات عند تلك الدرجات. يكون ادراك اختيار الطور المتشتت خلال العملية التصنيعية للسبائك عصبياً (Crucial) لكلا السيطرة على نمو البنية المجهرية وتصميم السبائك لكي يلائم متطلبات الخواص المحددة [41]، واستجابة لمتطلبات تحسين الخواص الميكانيكية قام الباحثون بتطوير السبائك من خلال امكانية اضافة عناصر السبك المتمثلة بالمعادن الانتقالية [45,46].

الزيادة الهامة في معاملات المرونة (Moduli of elasticity) لوحظت في سبائك الالمنيوم الحاوية كسور حجمية عالية من متشتتات المعادن البينية الناعمة، امثال العناصر الحديد (Iron) والكروم (Chromium) والتيتانيوم (Titanium) والسيريوم (Cerium) والموليبدنيوم (Molybdenum) والفناديوم (Vanadium) وعناصر انتقالية اخرى الان انتفع منها لانها متى ما اتحدت مع الالمنيوم فانها تستطيع تكوين متشتتات دقيقة كنتاج لتقنية الانجماد السريع والاكثرية من تلك المتشتتات تكون داخل ارضيات الالمنيوم (α - Al matrices) والتي تؤلف الاطوار المعدنية الوسطية الثانوية بتركيب دقيق جدا [20,22,23,47].

ان الاطوار الثانوية في المقام الاول تكون مسؤولة عن التقوية لسبائك الالمنيوم، وربما جزء قليل من البنية المجهرية حاوية على الاطوار الوسطية الخشنة التي تتكون في مناطق بطيئة الانجماد. اما الحجم والمسافة بين جسيمات الاطوار فانها دالة لمعدل التبريد للانجماد الموضوعي. بزيادة معدل التبريد فان الطور الثاني يصبح ناعماً (دقيقاً) بينما الطور الخشن مستبعد حدوثه وبالتالي تتحسن الخواص الميكانيكية [20,23,47].

لاجل تعزيز كفاءة الاداء لسبائك الالمنيوم بدرجات الحرارة العالية يجب ان تكون الاطوار الثانوية (المتشتتات) مستقرة حرارياً (Thermodynamically stable) وتقاوم التخشين عند تلك الدرجات. اكثر المحاولات تمت لاختيار عناصر السبك التي تمتد مستويات عالية من المقاومة (Strength) لسبائك الالمنيوم عند درجات الحرارة العالية ركزت على العناصر التي تبدي محدودية للذوبانية الجامدة (Solid solubility) وانتشارية (Diffusivity) واطئة في الالمنيوم.

التطويرات مستمرة على السبائك الثلاثية والرابعة اكثرها بروزاً سبائك (Al-Fe) الحاوية اضافات من السيريوم (Ce) والكروم (Cr) والموليبدنيوم (Mo) والسيلكون (Si) التي تشجع على تكوين والاحتفاظ بشكل ايجابي باطوار مستقرة او شبه مستقرة، هذه السبائك تمتلك مقاومة عالية عند الدرجات العالية. العناصر الانتقالية (TM) الى حد نموذجي تملك ذوبانيات جامدة متوازنة واطئة جداً في الالمنيوم مع انتشارية واطئة [41]. على اية حال الانتشارية الواطئة تعني الاحتفاظ بالمحلول الجامد او بشكل الاطوار المتشتتة او تنوية اطوار جديدة او نمو المتشتتات يكون الى حد ما بطئاً. يبين الجدول (1.4) قابليات الذوبان بالحالة السائلة والانتشارية بالحالة الجامدة لبعض المعادن الانتقالية في الالمنيوم [39].

ان تأثيرات العناصر الانتقالية ذات قابلية الذوبان والانتشارية الواطئة في المحلول الجامد للالمنيوم بحثت كثيراً في السبائك الثنائية والثلاثية وحتى السبائك الاكثر تعقيداً [20,22,23,47]. في حالات متعددة اضيف عنصران او اكثر من عناصر السبك لسبائك تجريبية وذلك لان بعضها سبب في رفع درجة حرارة السيولة بسرعة مع زيادة محتوى المذاب، لذلك يكون من العسير اضافة عنصراً وحيداً الى المنصهر لكي يحدث الكسر الحجمي العالي المطلوب للاطوار المتشتتة المستقرة حرارياً [48,49].

جدول (1.4) الانتشارية وقابلية الذوبان بالحالة السائلة والجامدة لبعض المعادن الانتقالية في الألمنيوم [39].

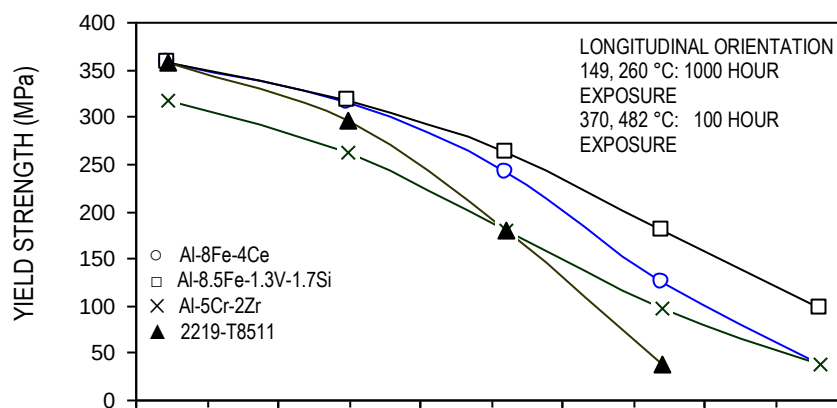
Element	Diffusivity (cm ² /s) at 345 °C	Liquid solubility at 1127 °C		Maximum equilibrium solid solubility at indicated temperature		
		wt %	at %	wt %	at %	Temp (°C)
Fe	5.4×10^{-14}	32	18.52	0.04	0.025	655
V	7.4×10^{-15}	1.6	0.85 ^a	0.6	0.32	661
Zr	3.4×10^{-18}	11.5	3.7	0.28	0.085	661
Cr	1.1×10^{-12}	15	8.4	0.77	0.40	661
Ce	8.4×10^{-16}	41.5	12	0.05	0.01	637
Mo	2.4×10^{-14}	3	0.86	0.25	0.056	661
Ti	3.0×10^{-16}	6.3	3.6	1.3	0.57	665

^a At 927 °C

1.3 التطورات في سبائك الألمنيوم للتطبيقات بدرجات الحرارة العالية

DEVELOPMENTS IN ALUMINIUM ALLOYS FOR ELEVATED TEMPERATURE APPLICATIONS

المبدأ الرئيسي لتحسين المقاومة بدرجات الحرارة العالية يكمن في وجود مشتتات نامعة (دقيقة) مستقرة حرارياً متوزعة بشكل منتظم في ارضية السبيكة، أكثر سبائك الألمنيوم نجاحاً للتطبيقات بدرجات الحرارة العالية تبنى على أساس نظام (Al-Fe) مع إضافات عناصر انتقالية لكي تنتج مشتتات معدنية ببنية مستقرة تقاوم التخشين. عند مطلع التسعينات بدأ التفكير والدراسة في إنتاج جيل من المواد لطائرات النقل ذات السرعة فوق الصوتية (Supersonic transport aircrafts)، عدة سبائك تحرى عنها للمحاولة في رفع خدمتها الحرارية. الباحثان (Lee and Zupun) اثبتا أن سبائك الألمنيوم ذات الأساس (Al-Fe) المنتجة بعملية الانجماد السريع تملك استقراراً حرارياً أفضل بكثير من السبائك (2219-T8511) من خلال امتلاكها خواص ميكانيكية عالية بعد فترات تعرض عند درجات الحرارة العالية، يظهر الشكل (1.7) أن مقاومة الخضوع للسبيكة (Al-Fe-V-Si) تنخفض بنسبة (50%) متى ما اختبرت عند درجة (370°C) بينما السبيكتان (Al-Fe-Ce) و (Al-Cr) تنخفضان بنسبة أكبر، وأن السبيكة (2219-T8511) تفقد حوالي (90%) من مقاومتها عند (370 °C). واستنتج هؤلاء الباحثان أنه حتى عند درجات حرارة أعلى تقل المقاومة في السبائك المقواة بالتشتيت بسبب حدوث عملية التخشين، أما عند الدرجات الواطئة فإن السبائك متقاربة في قيم مقاومة الخضوع. يبين الجدول (1.5) التقدم الجدير بالاعتبار في إنجاز كفاءة أداء جيدة فيما يتعلق بخواص متعددة [50].



شكل (1.7) علاقة مقاومة الخضوع مع درجة حرارة الاختبار لمجموعة من سبائك الألمنيوم
[50]. (○, □ and ×, RSPM; ▲, Wrought ingot.)
جدول (1.5) خواص بعض سبائك الألمنيوم المقواة بالتشيت [50].

Alloy Composition (wt %)	Product form	K_{IC} (MPa√m)	E (GPa)	TYS (MPa)	UTS (MPa)	Elong. (%)	Density (g/cm ³)
Al-8.5Fe-4Ce	Extr. bar	17.6	82.7	324.8	431.6	13.5	2.96
Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si	Extr. bar	22.9	82.7	357.2	428.2	13.5	2.93
Al-5Cr-2Zr	Extr. bar	10.2	76.5	391.2	342.7	11.3	2.85
2210-T8511	2.54 × 10.16 cm	37.2	70.3	353.7	459.9	12.9	2.82

1.3.1 سبائك أساسها Al - TM (TM= Transition Metal Elements)

حصلت حديثاً تطورات هامة في السبائك ذات الأساس (Al-TM) ابرزها الحصول على تراكيب دقيقة اما عشوائية الوجوه (Icosahedral) او غير بلورية (Amorphous) بالاعتماد على حالات الاخماد المضبوطة والتكوين الكيميائي للسبائك، والبنى المجهرية لتلك السبائك تبدي مقاومة شد عالية (High tensile strength) واستطالة لدنة كبيرة (Large plastic elongation) ومقاومة عالية بدرجات الحرارة المرتفعة (High elevated temperature strength) [26].

في سلسلة الانظمة ذات الأساس (Al-X-Zr (X = Si ,Cu ,Ni) المصنعة باستعمال الانجماد السريع، اشار الباحثان [Srinivasan and Chattopadhyay (2004)] الى ان بنية بلورية دقيقة لتلك السبائك تملك كسور حجمية عالية لاطوار معدنية بينية وحبيبات بحجم دقيق جداً تساهمان في اعطاء قيم صلادة عالية جداً (5Gpa) [51]. في دراسة مشابهة للباحثين [Grushko and Velikanova (2004)] وجدوا اطوراً شبه متبلورة (Quasicrystalline phases QCs) بتمائلات (Symmetries 5 and 10) في كثير من الانظمة السبكية (Al-TM) بالاضافة الى ان (QC) متعلقة بالاطوار الدورية لتراكيب معقدة. في الانظمة الثنائية [Al-TM; TM=V,Cr,Mn,Fe,Co,Ni,Mo,Ru,Rh,Pd,W,Re,Os,Ir,Pt] الاطوار شبه المتبلورة (QCs) تكون شبه مستقرة عند انتاجها بطريقة الانجماد السريع، وربما هذه الاطوار تكون مستقرة في عدد من السبائك الثلاثية امثال:

[Al-Ni-(Fe,Co,Ru,Rh);Al-Cu-(Fe,Co,Ru,Rh);Al-Pd-(Mn,Re)] [46].

تحرى الباحثون [Inoue and Kimura(2000 and 2001)] و [Griffith et al.(1982)] عن عدد واسع من الانظمة ذات الأساس (Al-TM) منها السبائك عالية المقاومة (Al-Mn-Co) التي تمتلك مقاومة شد قصوى (UTS) استثنائية تصل الى (MPa 1000) مع الاحتفاظ بمطيلية عالية، وتعزيز الاستقرار الحرارية لسبائك (Al-Fe-Cr-Ti). هؤلاء الباحثون وصفوا ايضا صنف جديد من السبائك العالية المقاومة اساسها الألمنيوم

والزركونيوم الحاوية على تراكيب دقيقة جدا من جسيمات شبه متبلورة بكسور حجمية عالية، والسيطرة على البنية المجهرية وتكوينها استقرارية من خلال الافراط في تبريد السبائك. اما الجدول (1.6) فيوجز الميزات البارزة للاطوار شبه المتبلورة (QCs) الموجودة في سبائك الالمنيوم وكمايلي:-

- (1) سبائك الالمنيوم الحاوية على عناصر الاتربة النادرة (RE) بمقاومة شد قصوى (800MPa).
- (2) سبائك الالمنيوم بدون عناصر الاتربة النادرة باستطالة عالية (30%) حتى الكسر.
- (3) سبائك الالمنيوم الحاوية على عناصر ذات الانتشارية الواطئة في الالمنيوم كالحديد والكروم والتيتانيوم بمقاومة شد قصوى (660MPa) عند (473K) و (350MPa) عند درجة (573K) [26,52,53].

جدول (1.6) الخواص الميكانيكية للشد لسبائك الالمنيوم الشبه متبلورة المنتجة بتقنيات ميتالورجيا المساحيق [52].

Type	Alloy system	Structure	Mechanical properties
High-strength alloy	Al-Cr-Ce-M; Al-Mn-Ce	Al + Q	$\sigma_f = 600 - 800 \text{ MPa}$, $\varepsilon_p = 5 - 10 \%$
High ductility alloy	Al-Mn-Cu-M; Al-Cr-Cu-M	Al + Q	$\sigma_f = 500 - 600 \text{ MPa}$, $\varepsilon_p = 12 - 30 \%$
High elevated temperature strength alloy	Al-Fe-Cr-Ti	Al + Q + $\text{Al}_{23}\text{Ti}_9$	$\sigma_f = 350 \text{ MPa at } 573 \text{ K}$

M - Ag, Pd, Au, or Pt

Q - Nanoscale quasicrystalline particles

σ_f - Tensile fracture strength

ε_p - Elongation

وتحريات اخرى للباحثين [Inoue and kimura (1999), Vasiliev et al. (2004)] الذين انتجوا سبيكة (Al-Y-Ni) متبلورة تماما من مساحيق غير منتظمة الشكل بعملية التذرية بالغاز ومن ثم الدمج الحار (Hot compaction) والبثق (Extrusion), هم وجدوا ثلاثة اطوار من $(\alpha - \text{Al}, \text{Al}_3\text{Ni}, \text{Al}_3\text{Y})$ وطور ثلاثي التركيب $(\text{Al}_{19}\text{Ni}_5\text{Y}_3)$ داخل البنية المجهرية, اذ ان بعد فترات مكوث مطولة (48hr.) بين درجتي (500 and 610 °C) لا ينحل الطور الثلاثي. اظهرت النتائج امكانية تحديد تراكيب وتوزيع الطور الذي يضم بالمتوسط مقاومة (700-800MPa) مع مطيلية وافية بعد الفترات المطولة بدرجات الحرارة العالية [28,54].

اما في السبائك (Al-V-Fe) المتجمدة بسرعة بطريقة الدوران السريع للمنصهر (Melt spinning) فبين الباحثون [Shek et al. (2003)] التأثير القوي لمحتوى الفناديوم والحديد في البنية المجهرية لتلك السبائك, اذ ان زيادة محتوى (V) سبب زيادة الكسر الحجمي للطور (Al₁₀V) التي ترفع مقاومة السبيكة الى (1400MPa), وان التششيتات (Dispersions) لمتعقدات (Clusters) شبه متبلورة او غير متبلورة دقيقة جدا تكون ايجابية (مرضية) بواسطة معدلات التبريد العالية [55].

بحثت سبيكتان للنظام (Al-Ti-Zr) هما (Al-0.65Ti-3.22Zr ; wt %) و (Al-1.74Ti-1.14Zr;wt%) من قبل [Tsau and Chen (2002)], نتائجهم بينت ان ترسبات $[Al_3(Ti,Zr)]$ للسبيكتين المتجمدة سريعا تملكان معاملات تخشين واطئة جدا وهي على التوالي $(1.1 \times 10^{-31} m^3/s)$ و $(4.5 \times 10^{-32} m^3/s)$ عند درجة حرارة $(425^\circ C)$, اي انهما مستقرتان حراريا, ومن ناحية ثانية بزيادة نسبة الزركونيوم في السبيكتين تصبح الترسيبات غير مستقرة وتتكون ترسبات اكثر تعقيدا خلال الفترة المطولة (1200 hrs.) عند $(425^\circ C)$ [56].

ان نظام (Al-Mn-Cr-Si) بحث من قبل [Srivastava et al. (2001)] لاجل الخدمة بدرجات الحرارة المرتفعة وذلك لان المنغيز والكروم يملكان ذوبانية واطئة عند تلك الدرجات. الميزات البارزة البنيوية لهذه السبائك $(Al_{45} Mn_{10} Cr_5 Si_{10})$ المصاحبة للمساحيق المنتجة بالتذرية بالغاز الخامل او الترسيب بالرش تكشف ان اضافة ثلاثة او اربعة عناصر للسبيكة الثنائية (Al-Mn) يفقد الى تكون مركبات معدنية بيئة بشبكات حيزية اكثر تناسقا تماثل المكعب هي $[Al_{12-13} (Mn,Cr)_3 Si]$ في كلا مساحيق التذرية او مترسبات الرش, الطور المكعب يكون بنيويا وكيمياويا قريب من اشباه البلورات عشرونية الوجوه [57]. استعرضت حديثا التطويرات في سبائك الالمنيوم بواسطة التذرية بالغاز من قبل الباحث [Jones (2004)] مع الاهتمام الخاص بتأثيرات حجم جسيمات المسحوق في الخواص, تأثيرات الاوكسيد وعملية التحرر من الغاز, انجاز المقاومة المطلوبة, تطوير مقاومة الزحف والسلوك الفائق للدونة, حركية تخشين المتشكلات الى تعزيز مقاومة البلى [16].

1.3.2 سبائك أساسها Al-Fe-TM

تضم سلسلة من السبائك أبرزها (Al-Fe-Cr-TM) و (Al-Fe-V-TM) و (Al-Fe-Mo-TM) و (Al-Fe-V-Si).

1.3.2.1 سبائك Al-Fe-Cr-TM

اختيرت حديثا التحريات عن صنف جديد لمواد ذات المقاومة العالية لدرجات الحرارة المرتفعة سبائك (Al-Fe-Cr-Ti) وذلك لان الحديد والكروم والتيتانيوم يملك انتشارية وذوبانية واطئة جدا بالحالة الجامدة في الالمنيوم $0.03 \text{ at } \%$ $(Fe, > 0.01 \text{ at } \% Cr, \text{ and } > 0.02 \text{ at } \% Ti)$ [41,58].

اما السبيكة (Al-3Fe-2Cr-2Ti;wt%) المتجمدة سريعا فتوصل الباحثون [kimura et al. (2000), Inoue and Kimura (2001)] الى انها تتكون من α (Icosahedral $Al_{93} Fe_3 Ti_2 Cr_2$ plus جيدة مع مقاومة شد قصوى (660 MPa) بدرجة حرارة الغرفة اضافة الى انها تملك مقاومة شد قصوى (350 MPa) عند درجة حرارة (573K) [26,48].

المكونات الرباعية $(Al_{93} Fe_3 Cr_2 Z_2; Z = Ti, V, Nb \text{ and } Ta)$ او الثلاثية $[Al-Fe-(Fe_3 Cr_2)_7]$ للسبائك ذات الثلاث او الاربع عناصر

$Cr-(Ti, V, Nb, Ta)$ المنتجة بطريقة (Melt spinning) درسها [Galano et al. (2004)], وتوصلوا الى ان البنية المجهرية تتألف من جسيمات كروية عشرونية الوجوه مغمورة في ارضية $(\alpha - Al)$, وان عنصر السبك الرابع له اهمية مميزة في تنعيم جسيمات الاطوار وتحسين الاستقرار الحرارية. ان العنصرين (Nb) و (Ta) يملكان تأثير على استقرار البنية المجهرية اشد من العنصرين (Ti) و (V) اذ يؤخران انحلال جسيمات الاطوار حتى الشروع بالانصهار [22].

في التقصي عن السلوك الضغطي (Compressive behaviour) للسبائك (Al-Fe-Cr-Ti), استنتج الباحثون [Shaw et al. (2004)] ان مطيلية تلك السبائك محددة

بمدى تهشم الطبقة الاوكسيدية (Oxide film) لجسيمات المسحوق، متى ما بثقت السبائك بدقة فانها تبدي مقاومة متفوقة حوالي (500MPa) عند (400°C) وهذا التعزيز في المقاومة يعزو الى تنعيم الحبيبات للترسبات المعدنية البينية ($\text{Al}_{93}\text{Fe}_3\text{Ti}_2\text{Cr}_2$) والمحلول الجامد ($\alpha - \text{Al}$) [21].

اما التحولات التي تحدث في البنية المجهرية للسبائك المبنوقة (Al-Fe-Cr-Zr-V-Si) المحضرة بالتذرية متعددة المراحل (Multi stage atomization) فقد درست من قبل الباحثين [Xiao et al. (1998)]. اذ اظهرت النتائج ان اغلبيية المتشتتات الموجودة في السبيكة المبنوقة تكون شبه مستقرة ذات تركيب مكعب متمركز الجسم ($\text{bcc Al}_{13}(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{V})_3\text{Si}$) التي تملك عالية استقرارية حرارية وبمعدلات تخشين واطئة جدا مقدارها ($3 \times 10^{-28} \text{m}^3/\text{s}$) عند درجة (500°C). ان شكل المتشتتات الكروي وتركيبها (bcc) تحافظ عليه السبيكة حتى درجة حرارة (550°C) متى ما حدثت التحولات الطورية الى $[\text{Al}_{13}(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{V})_4]$ و $[\text{Al}_8(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{V})_2\text{Si}]$ [59].

1.3.2.2 سبائك Al-Fe-V-TM

حديثا السبائك (Al-Fe-V-TM) المنتجة بطريقة (Melt spinning) بحثت من قبل [Tomut et al. (2004)] وخصوصا البنية المجهرية بالحالة المسبوكة للمنصهر الليفي او المغزول (Melt spun) للسبيكة ($\text{Al}_{92}\text{Fe}_3\text{V}_3\text{Ti}_2$) الحساسة لمعدل التبريد. البنية المجهرية تتغير من مزيج بقياس (5nm) لطور حبيبي غير متبلور وحبيبات ($\alpha - \text{Al}$) عند معدلات التبريد العالية جدا الى بنية مكونة من متشتتات شبه بلورية واطوار معدنية بينية بقطر (200-300nm) عند معدلات التبريد الاوطا. والجدول (1.7) يبين قيم الصلادة لتلك السبائك، وتم التوصل الى ان الطور شبه المتبلور الدقيق يكون مستقر عند درجة (420°C) حتى في حالة معدل الاخماد البطيء، وفي درجة حرارة اعلى من (420°C) ينحل ذلك الطور الى اطور معدنية بينية اكثر استقرارا وهذا يحدث خلال المرحلة الوسطية من تشكل الاطور البلورية وبالترتيب الاتي :-

(Icosahedral phase + fcc Al $\rightarrow$ fcc Al + $\text{Al}_{23}\text{Ti}_9$ + Al_{45}V_7 + $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$) وهكذا السبيكة ($\text{Al}_{92}\text{Fe}_3\text{V}_3\text{Ti}_2$) تكون المرشح الملائم للمعالجة الواسعة (Bulk) بطريقة ميتالورجيا المساحيق [60].

وجد الباحثون [Tongsri et al. (2001)] ان التحولات الطورية الحادثة في اثناء تسخين مساحيق السبيكة (Al-6.5Fe-1.5V) المذراة بالغاز تعتمد على حجم جسيمات المسحوق. عندما تكون جسيمات المسحوق دقيقة فان المحلول الجامد فوق الاشباع ينحل عند درجة (360°C) الى اطور شبه مستقرة $[\text{Icosahedral} - \text{Al}_x(\text{Fe}, \text{V}) \text{ to more order } \text{I} - \text{Al}_x(\text{Fe}, \text{V})]$ ومن ثم تتحول الى اطور متوازنة عند (500°C) هي $[\text{Al}_{13}\text{Fe}_4, \text{Al}_{45}(\text{V}, \text{Fe})_7, \text{Al}_6\text{Fe} \text{ and } \text{I} - \text{Al}_x(\text{Fe}, \text{V})]$ [61].

جدول (1.7) تأثير سرعة الدولاب في سمك ومعدل تبريد وصلادة اشروطة $Al_{92}Fe_3V_3Ti_2$ المنتجة بطريقة [60] Melt spinning.

	Wheel speed			
	40 m/s	20 m/s	10 m/s	5 m/s
Thickness (μm)	20	35	100	150
Cooling rate (K/s)	2.00×10^5	1.20×10^5	0.40×10^5	0.30×10^5
Vickers microhardness (mHv) in the as-quenched state	523	419	312	209

1.3.2.3 سبائك $Al-Fe-V-Si$

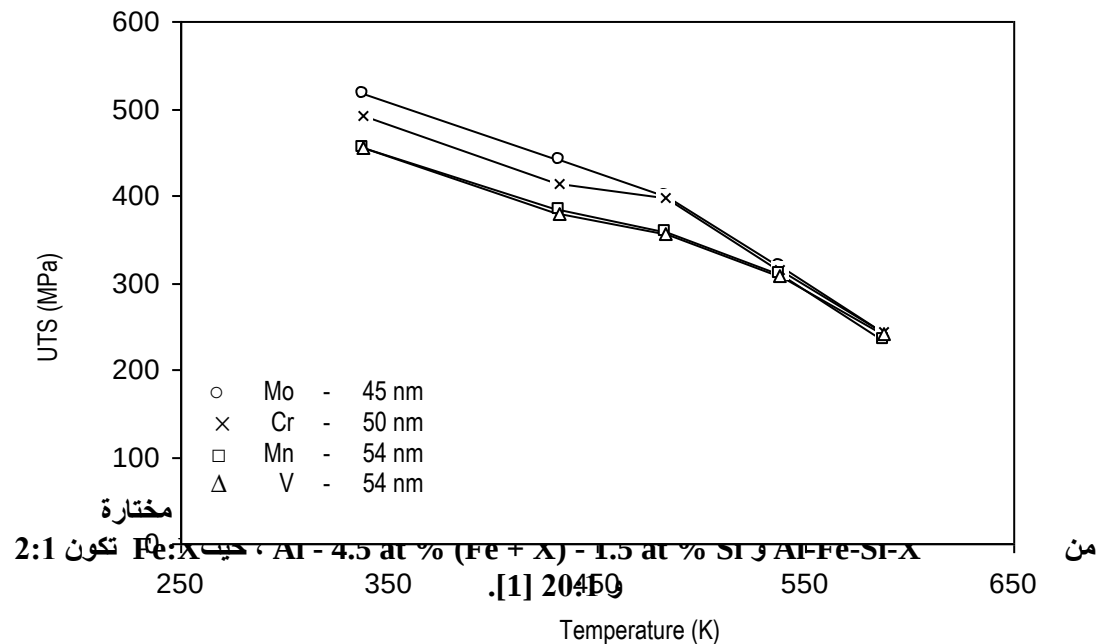
أدى استعمال عملية الانجماد السريع الى تطوير فصيلة (عائلة) حديثة من سبائك الالمنيوم المقواة بالتشيتيت تبنى على اساس نظام (Al-Fe-Si) مع اضافة الفناديوم كعنصر رابع. تلقت سبائك (Al-Fe-V-Si) اهتماما كثيرا بسبب استقراريتها الحرارية العالية الناجمة عن احتوائها على (Aluminides) و (Silicides). البنية المجهرية لهذه السبائك تتالف تقريبا من جسيمات كروية دقيقة جدا هي $[Al_{13}(Fe,V)_3Si]$ المتوزعة بشكل متجانس في حبيبات الارضية ($\alpha - Al$) وحدودها البلورية. الاستقرارية الحرارية الفائقة لتلك السبائك تنسب الى استقرارية جسيماتها الدقيقة [1,5]. البحث العلمي الهام شرع في دراسة الميزات البنيوية لسبائك (Al - Fe - V - Si) المعرضة للانجماد السريع، وبعض المشاهدات والتفاصيل فيما يتعلق بشكل وبنية (Morphology) الاطوار شبه المستقرة وسلوك تحولاتها الى الطور المتوازن عند درجات الحرارة العالية لتلك السبائك تكون معطاة لاحقا.

قام الباحثون [Skinner et al. (1986)] باول دراسة حول استقرارية الاطوار المعدنية البينية شبه المستقرة (Cubic $\alpha - Al_{13}Fe_3Si$) للسبائك (Al - Fe - V - Si) باضافة عنصر رابع هو الفناديوم والذي يحل جزئيا محل الحديد، واستنتجوا ان تلك الاضافة من (V) بكميات قليلة نسبيا للسبائك (Al-Fe- Si) تثبت (stabilize) الطور $[Cubic \alpha - Al_{13}(Fe, V)_3Si]$ الذي يكون افضل من الطور $[Hexagonal Al_8Fe_2Si]$ ، كذلك بتغير النسبة (Fe:V) تتغير المقاومة (Strength) والمطيلية (Ductility) ومثانة الكسر (Fracture toughness). الطور المكعب لا يميل الى التحول ويملك معدل تخشين واطى حتى درجات حرارة بمستوى $(480^\circ C)$ [5,62].

درس الباحثون [Skinner et al. (1987)] عدد من سبائك (Al-Fe-Si-X) المتجمدة سريعا الحاوية اضافات عنصر سبك رابع من (X=V,Cr,Mn and Mo)، ووجدوا ان جميع السبائك تتضمن كسر حجمي بنسبة (24%) من مشتتات ذات التركيب

[Al₁₃(Fe,X)₃Si] بمعامل شبكة حيزية تقريبا ثابت (1.260nm) ومتشابهة بمتوسط القطر وحجم التوزيع، وان علاقة مقاومة الشد مع درجة الحرارة لسبائك مختارة من اضافة كل عنصر سبك تكون موضحة بالشكل (1.8) والذي يشير الى ان الاختلافات في المقاومة تكون في المقام الاول دالة لقطر المتشكلات، اذ ان عنصر (Mo) يثبت السبيكة ويجعلها تملك قطر متشتت صغير (45nm) وتكون الاعلى مقاومة يتبعه (Cr) بقطر (50nm) ومن ثم (V) و(Mn) كلاهما يملك قطر (54nm) [1]. اما الباحثون [Carreno et al. (1997)] في دراسة متشابهة على السبيكة (Al-Fe-Si-X) حيث (X= Cr, Mn or Mo) فوجدوا ان البنية المجهرية تتألف من ارضية دقيقة (α - Al) منطمة فيها متشكلات كروية الشكل للمتشتتات [Al₁₃(Fe,X)₃Si] و [Al₁₃(Fe,X)₄]

بمدى حجم من (45nm) الى (54nm) على التوالي. ان تركيب تلك الاطوار بعد المعاملة الحرارية [573 to 823 K] واختبار الشد يكون بالحالة المستلمة للسبيكة [63]. الباحثان [Srivastava and Ranganathan (2001)] وصفا التواجد المشترك لحالة شبه تبلور دقيقة لطور عشروني الوجوه (Icosahedral phase) مع (Monoclinic θ - Al₁₃Fe₄) او (Hexagonal β - Al₆V) للسبائك (Al-Fe-Si) و (Al-Fe-V) على التوالي في (Melt spun) للسبائك المنجدة بطريقة (Melt spinning). الانحلال الطوري لتلك السبائك بدرجات الحرارة العالية وجد مختلفا للسبائك الثلاثية والرابعة وان الاطوار المشاهدة في حالة الانجماد السريع بعد المعاملات الحرارية تكون مبينة بالجدول (1.8) [18].



جدول (1.8) الأطوار المكتشفة بواسطة XRD و TEM في الحالة المنجمدة سريعاً وبعد حدوث قمة التبلور بواسطة DSC للسبائك $Al_{80}(Fe,V)_{14}Si_6$ [18].

Alloy Composition (wt %)	Phases detected in as-melt-spun	Phases detected after heated	Peak temperature
$Al_{80} V_{14} Si_6$	α -Al IQC β - Al_6V	α -Al β - Al_6V	608 K
$Al_{80} Fe_{14} Si_6$	α -Al IQC θ - $Al_{13}Fe_4$	α -Al θ - $Al_{13}Fe_4$ α -Al θ - $Al_{13}Fe_4$ τ_4 - Al_4FeSi_2	610 K First peak 680K Second peak
$Al_{80} Fe_{10} V_4 Si_6$	α -Al IQC α - $Al_{13}(Fe,V)_3Si$	α -Al α - $Al_{13}(Fe,V)_3Si$	540 K

IQC refers to icosahedral quasicrystal

على أية حال، إضافة الفناديوم (V) يؤدي إلى تكوين مفضل لجسيمات متطابقة من $[Coherent \alpha - Al_{13}(Fe, V)_3 Si]$ ذات الطور المكعب (α -cubic phase) التي تكون مقاومة للتخشين أكثر من الأطوار اللامتطابقة الغير مكعبة الناتجة من انحلال الأطوار شبه المستقرة. استنتج الباحثون [Skinner (1988)] و [Wang et al. (1996)] في دراستهم أن ذرات الفناديوم تحل محل الحديد بدون تغيير في التركيب إلى حد أنه الاستقرارية البنيوية لطور (Silicide) تتحسن متى ما ذرات الفناديوم جزئياً تحل محل ذرات الحديد [64,65]. أن الباحثين [Tan et al. (2003)] برهنوا أن الاستقرارية الحرارية للأطوار $(Al_8 Fe_2 Si)$ و $(Al_{13} Fe_3 Si)$ تكون متحسنة بإضافة الفناديوم إلى السبيكة $(Al-8.5Fe - 1.5Si, wt \%)$ بدون تغيير في التركيب الطوري الناشئ عن الاستبدال الجزئي لذرات الفناديوم بالحديد خلال الانجماد حتى عند معدل التبريد المنخفض [66]. أما الباحثون [Park et al. (1994)] و [Srinivasan and Little (1995)] و [Hairprasad et al. (1999)] و [Tongsri et al. (2001)] فدرسوا التوزيع العشوائي للجسيمات المتشتتة وحقيقة أن حجم الجسيمة لا يكون بنفس قياس حجم خلية الألمنيوم في البنى المجهرية للخلايا الدقيقة (Microcellular microstructures)، وتمت تلك الدراسات عند معدلات تبريد مختلفة والتي قادت بعض الباحثين إلى الافتراض (Postulation) أو التسليم بأن المتشتتات تتكون مباشرة من المنصهر (melt) كطوار ابتدائية [19,67,68,69].

قام الباحثون [Rodriguez and Skinner (1999)] و [Kim(1991)] و [Wang et al.(1995)] بدراسة التكوين الكيميائي الدقيق للمشتتات وتبين انها تتفاوت بين [body centered cubic $Al_{13.37}(Fe,V)_3Si_{1.11}$] و [Primitive cubic $Al_{12.86}(Fe,V)_3Si_{2.1}$]، هذه المشتتات المعدنية البينية ايضا وجدت بانها تقاوم التخشين بدرجات الحرارة العالية وان قيم الصلادة للسبائك الحاوية على تلك المشتتات بدرجة حرارية الغرفة نسبيا لا تتغير حتى بعد التعرض المطول لدرجة (500°C)، وبالتالي هذه السبائك تكون المرشح الممتاز للاستعمال بدرجات الحرارة المرتفعة [65,70,71].

طور التقوية (Silicide) في سبائك (Al-Fe-V-Si) يكون طور التقوية [Complex Cubic $\alpha - Al_{13}(Fe,V)_3Si$] وحويها على (138 Atoms per unit cell; $a \approx 12.6 \text{ \AA}$) بينى على اساس الطور شبه المستقر $(\alpha - Al_{12}Fe_3Si)$ [65]، وهذا الطور في السبائك الثلاثية سوف يعود (revert) الى الاطوار المتوازنة اما $(\alpha - Al_8Fe_2Si)$ او $(Al_{13}Fe_4)$ او كلاهما معا خلال المعاملة الحرارية لكن تلك الاطوار تثبت (تستقر) باضافة عناصر المعادن الانتقالية ذات التركيب (bcc) امثال (V, Mo, Cr, and W) باستثناء درجات الحرارة العالية جدا [1]. يتنوع حجم هذه المشتتات تبعاً لكل نظام سبيكي لكن عموماً يقتر بين (50 and 100 nm)، اما الحجم الحبيبي ($\alpha - Al$) لكل السبائك نموذجياً يكون من (200 to 500 μm) والمشتتات ايضا تعمل على بسمرة (pin) الحدود الحبيبية وهكذا تخفض النمو الحبيبي خلال الدرجات المرتفعة للاندماج او التشكيل [1,72].

المقاومة والاستقرارية المتفوقة للسبائك (Al-Fe-V-Si) بدرجات الحرارة المرتفعة ناشئة عن معدلات تخشين (Silicide) التي تكون اوطا من معدلاتها للمشتتات الموجودة في سبائك الالمنيوم العالية الحرارة الاخرى. الكسر الحجمي العالي لمشتتات (Silicide) في هذه السبائك ينتج مباشرة من التراكيز العالية للعنصر الانتقالي الحديد (5.5 - 12.5Fe wt%) والشكل الكروي المرغوب فيه للمشتتات أساساً يسيطر على الخواص الميكانيكية لتلك السبائك [72].

الاستقرارية الحرارية لسبائك (Al-Fe-V-Si) بحسب ما وصفها الباحثون [Yaneva et al. (2004)] تكون على الأرجح ناتجة من بعض الاستقرارية المتخلفة لطور الارضية المشبعة بحوالي (7 wt%) من عناصر السبك والتي تمكث في الارضية برغم الفترة المطولة (2hr.) للتسخين عند (600°C). التركيب البلوري الدقيق للسبيكة يتألف من الارضية (Supersaturated Al- matrix) المقواة بجسيمات (Silicides) وبالصيغة الكيميائية [Al_{13.18}(Fe, V)_{1.84}Si]. ووجد الباحثون التغيرات في الصلادة الدقيقة للاشرطة (Ribbons) خلال التلدين (Annealing) تكون مرتبطة مع نمو (Silicide) الرباعي وانحلال المحلول الجامد فوق الاشباع واقترحوا ان تحسين الصلادة ينجز بتخفيض درجة حرارة البثق الى اقل من (400°C) [23].

اما الفهم الدقيق لتأثيرات حدود (Parameters) العملية التصنيعية في التراكيب والخواص للسبائك (Al-Fe-V-Si) المتجمدة سريعاً ذات الاستقرارية الحرارية العالية فيسمح لأشكال المنتجات (المبثوقات، المطروقات، الألواح، الأسلاك) بالاحتفاظ بخواص ميكانيكية متفوقة [17]. في المقام الاول توجد ثلاث سبائك لدرجات الحرارة العالية (Al-Fe-V-Si) منتقعة منها تجارياً وهن [8009(FVS0812), 8022(FVS0611), 8099(FVS1212)] [72]، التكوينية الكيميائية والخواص الفيزيائية لتلك السبائك معطى بالجدول (1.9). لحد الان السبائك [FVS0611(Al - 6.5Fe - 0.6V - 1.3Si; wt %)]

[FVS1212(Al - 11.7Fe - 1.2V - 2.4Si; wt %)] مستمرة بالتطوير من قبل شركة (Allied Signal) وان الارقام الدالة على السبائك (8009,8022,8099) وضعتها جمعية الالمنيوم (Aluminium Association) [18].

الاختلافات في الخواص الميكانيكية للسبائك (Al-Fe-V-Si) المعروضة في الجدول (1.10) تكون مباشرة متعلقة بالكسور الحجمية لمتشكلات (Silicides). السبيكة (8009) تتضمن (27%Vol.) من (Silicides)، والسبيكة (8022) تحتوي (16%Vol.) من المتشكلات والتي يمنح السبيكة مقاومة وطروقية مرتفعة (Malleability) اما السبيكة (8099) فانها تملك (36%Vol.) متشكلات والتي تمنحها مقاومة ومعاملات مرونة عالية [72]. عند درجات حرارة اكثر من (150°C) فان السبيكة (8009) تحتفظ بخواصها الميكانيكية وانها تستمر بتقديم مقاومات مفيدة على الاقل عند (400°C). قابليات تحمل سبيكة (8009) لدرجات الحرارة العالية تكون كبيرة حتى بعد فترات تعرض مطولة اذ تحتفظ بنسبة (100%) من مقاومتها بدرجة حرارة الغرفة حتى بعد (1000hr.) عند درجة (425°C) [73,74].

جدول (1.9) التكوين الكيميائي والخواص الفيزيائية للسبائك Al-Fe-V-Si المصنعة من قبل شركة Allied Signal [18,72].

Element wt%	8009 FVS0812	8022 FVS0611	8099 FVS1212
Iron	8.5	6.5	11.7
Silicon	1.7	1.3	2.4
Vanadium	1.3	0.6	1.2
Aluminium	Balance	Balance	Balance
Physical properties			
Density (g/cm ³)	2.92	2.83	3.02
Melting point (°C)	660	660	660
Thermal coefficient of expansion (K ⁻¹)	22 × 10 ⁻⁶	24.6 × 10 ⁻⁶	21.6 × 10 ⁻⁶
Thermal conductivity (W/cm K)	1.05	-	0.88
Electrical resistivity (μΩ cm at 25 °C)	6.3	-	-

جدول (1.10) الخواص الميكانيكية لمبثوقات السبيكة Al-Fe-V-Si المصنعة بتقنية RSPM [72].

Property	Section	8009	FVS0611	FVS1212
UTS (MPa)	L	469	311	593
	T	480	-	612
Yield strength (MPa)	L	434	258 *	548 *
	T	439	-	559 *

Elongation to fracture %	L	16.5	22.3	10.1
	T	12.1	-	5.8
K _{IC} (MN/m ^{3/2})	L	28.8	25.5	-
	T	14.1	-	-

L = longitudinal ,T = Transverse * 0.2% offset

انتجت سبائك (Al-Fe-V-Si) اولا باستخدام تقنية متطورة مسجلة لشركة (Allied Signal) والتي تبنى على اساس الانجماد السريع لجريان المنصهر على سطح مستوي [Planar flow casting PFC] [39], وان هذه التقنية تقدم الافضلية لاعلى معدلات تبريد ولاكثر تحكم / تناغم (تماسك) (Control / Consistency) من الدوران السريع للمنصهر المعدني المنفوث على قطعة مبردة (Free jet chill block melt spinning) وخصوصا التذرية (Atomization) , وتتيح تقنية (PFC) الحصول على اشربة نسبيا عريضة جدا بكميات كبيرة من المادة. عملية (PFC) المستمرة تكون متنوعة بسحق الاشربة وبالعمليات الاساسية لطريقة ميتالورجيا المساحيق امثال التصنيف (Classification) والتحرر من الغاز (Degassing) والطرق (Forging) او البثق (Extrusion). قضبان بقطر (50 cm) وبكتلة (200 to 300 kg) تكون مصنعة بحسب مواصفات شركة (Allied Signal) [1,3,4,17]. اما الباحثون [Tongsrietal.(2001)] [Kalkani and Oren] (2003) و [Lu et al. (2002)] و [Jin et al. (2001)] فاحرزوا لاحقا نتائج مماثلة باستعمال التذرية بالغاز (Gas atomization) لانتاج دقائق (Particulate) المتجمدة بسرعة [19,25,75,76].

ووصف الباحث [Jones (2004)] تحسين الخواص الميكانيكية عند درجات حرارة الغرفة والدرجات المرتفعة باستخدام الاضافات, اذ ان اضافة (15% wt SiC) تخفض معدلات الزحف (Creep rates) مرتين بحسب المقدار في نطاق درجات الحرارة (300-400°C) واحراز زيادة لمقاومة الشد القصوى (UTS) من (525 to 590 MPa) بواسطة اضافات من (Ti) و (W) [16]. ووجد ان اضافة عناصر الاتربة النادرة الى سبائك (Al-Fe-V-Si) تكون لمصلحة تكوين اطوار معدنية متزججة (Metallic glass phase) والتي تنسب الى تفاعلهم الشديد بين [Al-Ce(La)] و [Al-Fe] بالاضافة الى تاثير التباين في الحجم الذري بين عناصر الاتربة النادرة وعناصر المعادن الانتقالية والالمنيوم [77,78].

1.3.2.4 سبائك Al-Fe-Mo-TM

السلوك الميكانيكي والبنية المجهرية في السبائك (Al-Fe-Mo-Zr) للتطبيقات بدرجات الحرارة العالية المحضرة بتقنيتي الانجماد السريع وميتالورجيا المساحيق درسهما [Ehrstrom and Pineau (1994)] وكما مبين في الجدول (1.11), اما الجدول (1.12) فيظهر ان تلك السبائك حاوية على ترسبات مستقرة حراريا, ويوضح الشكل (1.9) العلاقة بين الخواص الميكانيكية للشد ودرجة الحرارة. عند درجة حرارة الغرفة السبيكة (Al-Fe-Mo-Zr) تملك مقاومة اعلى من السبيكة (Al-Fe-V-Si). التقوية لتلك المواد تكون في الاكثر منسوبة الى حجمها الحبيبي الدقيق الذي لا يتغير خلال التشكيل بدرجات الحرارة العالية وذلك لان حدودها الحبيبية تكون مبسمة بالترسبات, ويقل الفارق في المقاومات عند الدرجات العالية بين تلك السبائك وسبيكة (Al-Fe-V-Si) [79].

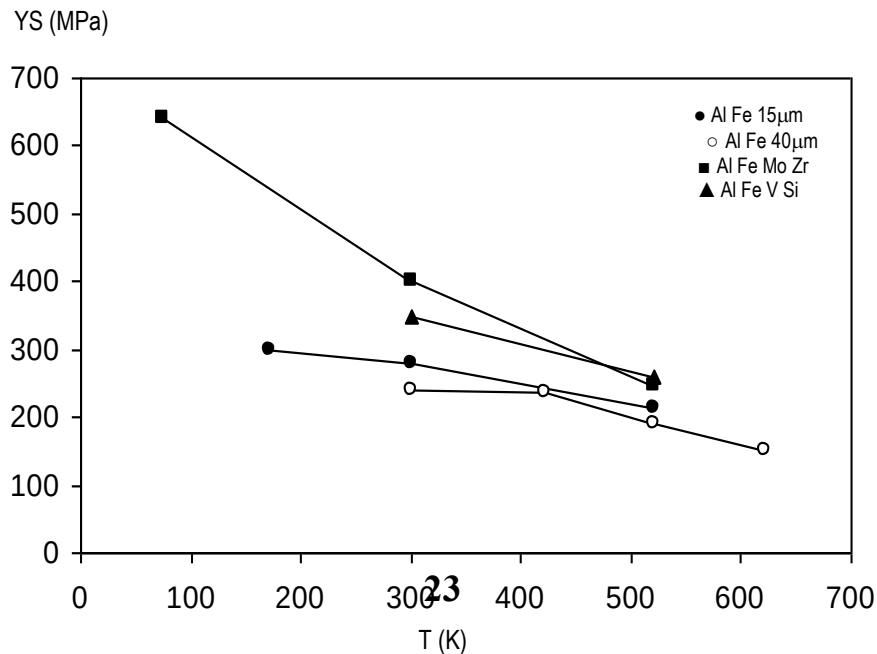
جدول (1.11) التكوين الكيميائي بالنسب المئوية الوزنية للسبائك المصنعة بتقنيات RSPM المدروسة من قبل pineau و Ehrstrom [79].

Alloy	Fe	Mo	Zr	Si	V	Atomization	Particulate	Extruded
Al-Fe	8.00					Air	15 μm	-
	8.00					Air	40-400 μm	-
Al-Fe-Mo-Zr	8.00	2.10	1.00	0.31		Argon	45 μm	-
	7.70	1.95	0.90			Argon	63 μm	-
Al-Fe-V-Si	8.90			2.10	1.50	Nitrogen	63 μm	-

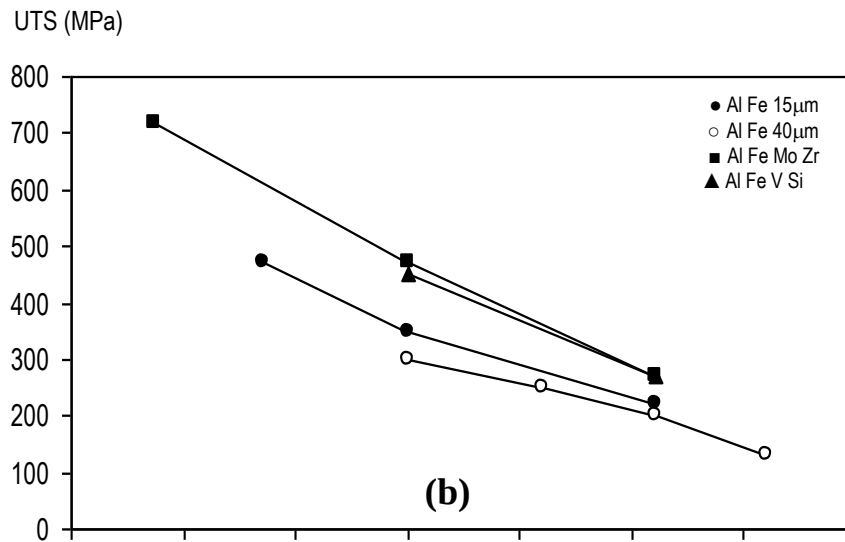
جدول (1.12) الترسيبات الموجودة في السبائك Al-Fe-X المصنعة في تقنية RSPM المدروسة من قبل pineau و Ehrstrom [79].

Alloy *	Precipitate	Crystallographic Structure	Shape Aspect	Size (nm)	Estimated Vol. Fraction
Al-Fe	Al_3Fe_4	Orthorhombic	Globular rods	50	$\sim 9\% < 21\%$
	Al_3Fe_4	Monoclinic	Trapezoid twinned	50-500	$\sim 9\% < 13\%$
Al-Fe-Mo-Zr	Al_3Fe_4	Monoclinic	Cellular	200 (cells)	$\sim 9\%$
	Al_3Fe_4	Monoclinic	Orientated rods	$\varnothing 25 \times 200$	-
	Al_3Zr	Monoclinic	Globular	5-20	$\sim 1\%$
Al-Fe-V-Si	$\text{Al}_{13}(\text{Fe},\text{V})_3\text{Si}$	bcc	Globular	20-200	$\sim 200\%$

* see Table 1.11 for the chemical composition and processing conditions



(a)



(b)

شكل (109) علاقة الشد القصوى للسابائك 400 الأساس Al-Fe مع درجات حرارة الاختبار (a) مقاومة الخضوع (b) مقاومة الشد القصوى (التكوين الميكانيكي للسابائك معروض بالجدول 1.11) [79].
درس الباحثون [Li et al. (2003)] سلسلة من السبائك مع أو بدون إضافات من (Ti and Zr)، ووصفوا البنية المجهرية لمبثوقات المسحوق المرذ للسابائك (Al-Fe-Mo-Si) بطريقة (RSPM) مع أو بدون إضافة (0.5Ti and 1.3Zr; wt%) ووجدوا أنها تتألف من متشتتات [bcc-A₁₃(Fe,Mo)₃Si] وحبيبات (α - Al)، وأبدت السبائك (Al-Fe-Mo-Si) بإضافة عنصري (Ti and Zr) مقاومة بدرجة حرارة الغرفة أعلى من مقاومتها بدون العنصرين. الجدول (1.13) يوضح خواص إجهاد التمزق (Stress rupture properties) عند درجة (300°C) لعدة سبائك والذي يبين أن خواص إجهاد التمزق عند (175MPa) للسابائك (Al-9Fe-2Mo-1.6Si) و (Al-7Fe-1.4Mo-1.4Si-0.5Ti-1.3Zr; wt%) تكون أفضل من السبيكة (Al-6Fe-1.3Mo-1.1Si)، واستنتج الباحثون أيضاً أن إضافة (Ti and Zr) تحسن مقاومة الشد والخضوع (UTS and YS) عند أقل من (300°C) وهذا يكون بسبب أن (Ti and Zr) يصغر الحجم الحبيبي (α - Al) وينعم المتشتتات [Al₁₃(Fe,Mo)₃Si]. [24]

جدول (1.13) خواص إجهاد التمزق عند 300 °C لسبائك Al-Fe-Mo-Si المصنعة بتقنية RSPM [24].

Alloy composition (wt %)	Stress (MPa)	Rupture time (hr.)
Al-6Fe-1.3Mo-1.1Si	175	2.3
	150	2.4
	100	> 400

Al-9Fe-2Mo-1.6Si	200	1.3
	175	17.5
	150	149.6
	100	> 400
Al-12Fe-2.6Mo-2.2Si	200	2.0
	175	34.3
Al-7Fe-1.4Mo-1.4Si-0.5Ti-1.3Zr	200	7.2
	175	26.0

في ما يتعلق بالاستقرارية الحرارية لمبثوقات المسحوق المرذذ لسبائك (Al-Fe-Mo-Si-Zr-Ti) استنتج الباحثون [Dai et al. (1995)] ان حجم الانتشار لعنصر (Zr) يكون المسيطر على الية التخشين للطور $[Al_{13}(Fe,Mo,Zr,Ti)_3Si]$, اما معدل معاملات التخشين لطور التقوية عند ($527^{\circ}C$ and $427,477$) فيكون على التوالي ($1.6 \times 10^{-29} m^3/s$, 6.5×10^{-30} , and 6.5×10^{-30}) [80], على سبيل المقارنة تكون تلك القيم نصف بحسب المقدار اوطا من طور $[Al_{13}(Fe,V)_3Si]$ لمبثوقات مساحيق السبيكة (Al-Fe-V-Si) المستحصلة من عملية (Planar flow casting) عند تلك الدرجات [5].

المبثوقات لمزيج من مسحوق السبائك (Al-8Fe-1.6Mo-1.4Si ; wt%) المتجمدة سريعا مع مسحوق الالمنيوم المرذذ (10- 15% Vol. Al) درسها الباحثون [Dai et al.(1998)], اذ اظهرت خواص متفوقة بدرجة حرارة الغرفة -7.2 = δ , ($UTS = 536-564MPa$ 11.4%) وبدرجة الحرارة المرتفعة ($UTS = 295-324MPa$; $250^{\circ}C$) تتخطى خواص السبائك (7075-) T7351 and 2618-T₆ وكما معروض في الجدول (1.14) وهذا التفوق في الخواص ناشئ عن تشكيل مناطق الالمنيوم النقي والتقوية بالتشيت للطور المعدني البيني [81] $[Al_{13}(Fe,Mo)_3Si]$.

جدول (1.14) تاثير الكسر الحجمي المنوي للالمنيوم النقي في مقاومة واستطالة السبائك Al -Fe -Mo - Si / 10-15% Al المصنعة بتقنية RSPM [81].

Alloy	Test temperature °C	Tensile properties (MPa)		Elongation % δ
		σ_{UTS}	$\sigma_{0.2}$	
Al-Fe-Mo-Si / 10% Al	RT	563	558	8.8
	150	414	-	5.4
	250	324	-	5.8
Al-Fe-Mo-Si / 15% Al	RT	555	508	11.4
	150	388	-	7.2
	250	295	-	3.8
Al-Fe-Mo-Si / 20% Al	RT	503	455	9.1
	150	351	-	6
	250	265	-	5.1
2618-T ₆	RT	411	324	9
	150	353	323	7
	250	245	225	11

7075-T7351	RT	505 - 530	435 - 470	7.8 – 11.4
------------	----	-----------	-----------	------------

السبائك الرباعية (Al-Fe-Mo-Si) المنتجة بواسطة الانجماد السريع درست من قبل [Macedo and Michot (2003)], الطور المعدني البيني المكتشف بحيود الاشعة السينية (X-Ray diffraction) في الحالة المذرة او بعد البثق بدرجة (400°C) هو طور ثلاثي غير متوازن $[Al_{12-13}(Fe,Mo)_3Si]$ الذي يبدي حجوم واشكال مختلفة [20], اما توزيع المتشتت داخل الارضية فيكون غير متجانس (Inhomogeneous) وحجم يتراوح بين (50 and 80 nm) بقيمة متوسطة اكبر من حجم متشتتات سبائك (Al-Fe-V-Si) المنتجة بطريقة (Planar flow casting) [1].

1.3.3 سبائك Al-RE المتضمنة Al-Fe-Ce

الاهتمام الجدير بالاعتبار في سبائك [Al-RE (including Ce, Gd, Nd and Y)] حدث بشكل بارز في الاعوام الاخيرة وذلك بسبب قابلية التشكيل الزجاجي (Glass forming ability) عند معدلات التبريد العالية لبعض التراكيب وخواصها الاستثنائية الملائمة للتطبيقات بدرجات الحرارة العالية. معظم العمل الحديث على سبائك ذات الاساس (Al-RE) يكون على قدرة التشكيل الزجاجي وسلوك التبلور (Crystallization behaviour) وتقدير البنية (Evaluation of the structure) وذلك لان معدل التبريد خلال الانجماد السريع يقرر بنية المسحوق بالحالة الجامدة وبالتالي الخواص [82-85]. البحث عن سبائك معدنية متزججة حديثة (New metallic glasses) بحسب ما اقترحه [Zhu et al. (2004)] يكون موجهاً بالقواعد التجريبية الاتية [83]:

1. مؤلفة من اكثر من عنصرين (Consisting of more than two elements).
2. عدم التطابق في الحجم الذري (Atomic size mismatch).
3. الحرارة المنبعثة للمزيج (A negative heat of mixing).

لصنع سبائك مركبة فعالة بتكوين متزجج يجب اختيار نوعية العناصر بنسب مسيطر عليها سواءً عند اضافتها او احلالها محل المكونات الموجودة وهذا الاختيار يكون عسيراً لمحاولات البحث الدقيق، بالإضافة الى ان الانتاج الاجمالي (Mass production) يصبح ضرورياً للتطبيق العملي لامثال السبائك اللامتبلورة المنجمدة بسرعة والمركبة الدقيقة جداً، كذلك يستمر البحث لاكتشاف تقنيات حديثة للانتاج الكمي.

اكثر الدراسات على السبائك ذات الاساس (Al-RE-TM) او (Al-TM-RE) غير المتبلورة (Amorphous) والمركبة الدقيقة جداً (Nanocomposites) ركزت على قابلية التشكيل الزجاجي، البنية الدقيقة جداً للسبائك

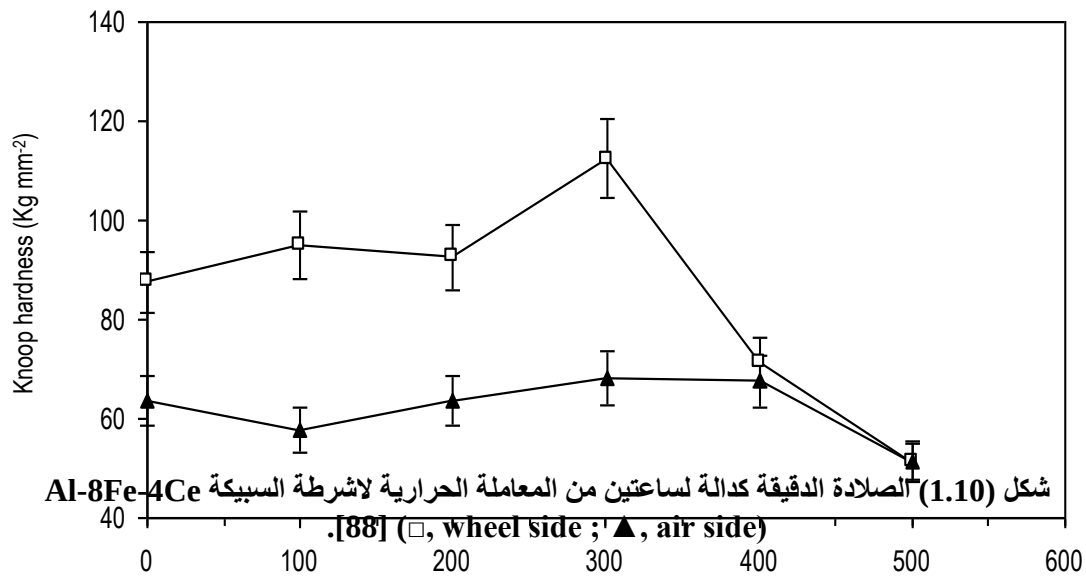
ذات اساس المنيوم تتالف من حبيبات دقيقة جداً (α - Al) مغمورة في ارضية عشوائية تكون غالباً منتجة بواسطة تبلور طور عشوائي مثل السبائك المنجمدة سريعاً [Al-Fe-X and Al-Ni-X (X = Nb and M_m : Mischmetal)] [27,86].

يُحدد السلوك الميكانيكي بالتراكيب الدقيقة (Precise composition) والبنية المجهرية (Microstructures) للسبائك. تكون المركبات المعدنية البينية الثنائية والثلاثية لهذه الانظمة ايضاً مدروسة لتعيين التراكيب وتوزيع الاطوار التي تجمع المقاومة العالية (600-800MPa) والاستقرارية الافضل من سبائك الالمنيوم التقليدية، مثل الطور المستقر في سبائك (Al-Y-Ni) [28] والاستقرارية الحرارية للسبيكة (Al-6Nd-2.5Ti) [87].

تملك سبائك (Al-Fe-Ce) مدى واسع من الخواص الميكانيكية بالاعتماد على درجة حرارة العملية التصنيعية والتكوين الكيميائي، بخاصة تلك السبائك التي تكون مميزة بتعزيز مقاومة الشد بدرجات الحرارة العالية وبمطيلية مفيدة (usable) واستقرارية حرارية

جيدة وخواص زحف مثيرة للانتباه (attractive) حتى
من خلال الاستخدام لتقنيات تصنيعية مسيطر عليها
(Melt Spinning or Gas atomization) تكون هناك امكانية الحصول على منتجات لسبائك
الالمنيوم بكسور حجمية عالية لاطوار متشتتة شبه مستقرة ناعمة
Binary Al-Fe (compounds and Ternary Al-Fe-Ce compounds)، تمنح هذه الجسيمات
المقاومة واستقرارية التركيب للسبيكة خلال التعرض لدرجات الحرارة المرتفعة. درست
مساحيق سبائك (Al-Fe-Ce) الحاوية مجموع محتويات (Fe+ Ce) تتراوح
بين (5 to 7 at %) مع نسبة ذرية (Fe/Ce) مقدارها (3/5) من قبل الباحث [Kim
(1988)]. بينت النتائج ان ميثوقات السبيكة تبدي خواص ميكانيكية جيدة مثل (UTS =
653MPa) عند درجة حرارة الغرفة و (UTS = 271MPa) بدرجة حرارة (316°C) وتم
التوصل لاقصى تحسين في الخواص وذلك بالتوزيع المنتظم للبنية المجهرية (Uniform
microstructure) السيطرة على التوزيع الحجمي لمسحوق التذرية) وبزيادة درجة التحرر
من الغاز (Degassing temperature) [42].

عزز الباحثون [Fass et al. (1998)] الخواص الميكانيكية والاستقرارية الحرارية
حتى (300°C) في مغزول المنصهر المعدني (Melt spun) لسبائك (Al-Fe-Ce) بسبب
استقرار جسيمات الطور الثانوي (Al₃Fe and Al₄Ce)، التقوية بالمحلول الجامد (Solid
Solution Strengthening) عند درجات الحرارة الاوطا وتشكل الجسيمات شبه المتطابقة
(Semi coherent) من المحلول الجامد فوق الاشباع عند درجات الحرارة الاعلى تكون
مسؤولة عن الاصلاد والاستقرارية للسبيكة. اقصى صلادة تحدث بعد ساعتين تعتيق بدرجة
(300°C)، وعند درجات حرارة اعلى الطور المتشتت يصبح غير متطابق (Incoherent)
ويحصل فقدان مفاجئ (Dramatic loss) في الصلادة وكما مبين في الشكل (1.10) [88].



درس الباحثون [Prakash et al. (1998)] تأثير اضافة المغنسيوم (Mg) الى
السبيكة (Al-8Fe-4Ce-2Mg; wt%)، البنى المجهرية الميثوقة تتضمن تناوب اشربة
(alternate bands) لمناطق حاوية على ترسبات دقيقة واخرى خشنة وان المناطق الغنية
بالمغنسيوم (Mg-rich) تكون مواقعها بين الاشربة للجسيمات الدقيقة والخشنة. يبين الجدول
(1.15) خواص الشد لهذه السبائك بحسب درجة الحرارة ويظهر ان السبيكة (Al-Fe-Ce-

Mg تبدي اوطا مقاومة خضوع ومقاومة شد قصوى مقارنة بالسبيكة (Al-Fe-Ce) عند درجتي حرارة الغرفة والعالية (300°C). اضافة المغنسيوم الى السبيكة (PM / Al-Fe-Ce) قاد الى تكوين اشربة غنية بالمغنسيوم والتي ادت الى الانخفاض بخاصتي الشد واجهاد التمزق [89].

جدول (1.15) خواص الشد للسبائك Al-8Fe-4Ce و Al-8Fe-4Ce-2Mg المصنعة بتقنية RSPM [89].

Alloy	Test temperature (K)	0.2% yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Plastic elongation (%)
Al-Fe-Ce	298	486	560	2.1
	573	209	209	4.4
Al-Fe-Ce-Mg	298	290	437	2.8
	573	169	181	5.1

فيما يتعلق بالاطوار المتشكلة قام الباحثون [Zhang et al. (2002)] بوصف المركبات المعدنية البينية في عينات متعددة بمعاملات حرارية مختلفة للسبيكة (Al-8.32Fe-3.4Ce; wt%) المنجدة سريعا بطريقة التذرية بالغاز (Gas atomization) وكما موضح بالجدول (1.16)، شوهذ بالعينات المعرضة للمعاملات الحرارية بحالتها المبنوقة كل من الاطوار شبه المستقرة Al_mCe , Al_8Ce and $Al_{16}Fe_3Ce$ والاطوار المتوازنة $(\alpha - Al_{13}Fe_4$ and $Al_{13}Fe_3Ce)$ [90]. على اية حال ما دامت جسيمات الطور الثاني تحتفظ باستقرارية حرارية جيدة فعموما سبائك (Al-Fe-Ce) تصمم لافضل اداء في مدى درجات (200-300°C) حيث المقاومة للانحلال الحراري جيدة.

جدول (1.16) الأطوار المعدنية البينية المشاهدة في عينات مختلفة للسبائك Al-8.3Fe-3.4Ce والمصنعة بتقنية RSPM عند معاملات حرارية مختلفة [90].

Heat exposed	Intermetallic phases
As-extruded	α -Al, Al_8Ce , Al_mFe , α - $Al_{13}Fe_4$
230 °C / 100 hrs	α -Al, Al_8Ce , Al_mFe , α - $Al_{13}Fe_4$
315 °C / 100 hrs	Al_mFe , minor Al_8Ce , $Al_{16}Fe_3Ce$, α - $Al_{13}Fe_4$, $Al_{13}Fe_3Ce$
400 °C / 30 hrs	α - $Al_{13}Fe_4$, $Al_{13}Fe_3Ce$
400 °C / 100 hrs	α - $Al_{13}Fe_4$, $Al_{13}Fe_3Ce$

1.4 ظواهر التخشين COARSENING PHENOMENA

التحكم بحركية التخشين يكون عبر الذوبانية والانتشارية لعناصر المذاب التي تشكل الجسيمات وطاقة السطح البيني للجسيمة / الارضية, اما القوة الدافعة لعملية التخشين فتكون الانخفاض في طاقة السطح البيني لكل وحدة حجمية المصاحب للزيادة في توزيع متوسط حجم الجسيمة [13,14], وهذا الانخفاض يكون نتيجة منطقية لتقليل المساحة السطحية عندما تستبدل الجسيمات الدقيقة بجسيمات اكبر ولنفس الكسر الحجمي الكلي وهذا بدوره يخفض الطاقة الحرة الكلية للنظام. عند اية مرحلة خلال التخشين هناك يوجد نصف قطر جسيمات حرج (r_c), ان الجسيمات التي تملك نصف قطر (r) اكبر من نصف قطرها الحرج ($r > r_c$) سوف تنمو (grow) اما الجسيمات التي تملك ($r < r_c$) فانها تنقلص او تتضاءل (shrink) [13].

عمليات الترسيب (Precipitation processes) تحدث بالتناوب والنمو للطور الثانوي من المحلول الجامد فوق الاشباع, بينما النقطة الاساسية في التشتيت (Dispersion) هي ان جسيمات المترسب (Precipitate particles) منطمة في الارضية وتملك حجوم متوقفة على معدل التناوب (Nucleation) للمترسب. التحول في توزيع حجم الجسيمة المسير بطاقة السطح البيني يكون محددا للتخشين [91]. نستطيع خفض الطاقة الكلية لنظام ذي طورين عبر الزيادة في حجم الطور الثانوي وبالتالي الانخفاض في مساحة السطح البيني الكلية, يصطلح على هذه العملية (Ostwald ripening) او التخشين (Coarsening). هذه الطاقة للسطح البيني تكون منشطة بمقدار التحول (التغير) التي تستطيع تغيير شكل جسيمات المزيج المؤلف من طورين. عموما يتوجب زيادة متوسط حجم المزيج وتقليل عدد جسيمات الاطوار الثانوية مع الزمن. وان التغير في الشكل يحدث كناتج لتفكك الجسيمات الصغيرة وانتقالها الى جسيمات كبيرة [13,14].

اعد الباحثون [Wagner(1961)] و [Lifshitz and Slyozov (1961)] منجز اساسي لنظرية (Ostwald ripening) وهي نظرية (LSW) للتنبأ بحركية النضوج او التعتيق (ripening) وتوزيع حجم الجسيمة يكون دالة قابلة للتطبيق للأنظمة المخففة (Dilute systems) فقط عندما الكسر الحجمي للطور الثاني يقترب من الصفر ولا يحدث تفاعل مرن بين الجسيمات. وضع الباحثان [Ratke and Voorhess (2002)] في ما يتعلق بنظرية (LSW) النقاط الاساسية الاتية [14]:-

- 1) متوسط نصف قطر الجسيمة يزداد بشكل متناسب مع الجذر التكعيبي للزمن.
- 2) الجسيمات تكون كروية.
- 3) نظرية (LSW) لا تقوم بتفسير تاثيرات متعددة ملاحظة في الانظمة الحقيقية (Real systems) امثال الكسر الحجمي المحدد للجسيمات ومجالات الاجهاد المرن حول المتضمنات الغير متطابقة وشكل الجسيمات الغير كروية.
- في الواقع نظرية (LSW) تحلل طبيعة المنتشر (Diffusive nature) لعملية (Ostwald ripening) تحت فرضيات اهمال الكسر الحجمي والجسيمات كروية وان عملية تخشين الجسيمات ناشئة عن الانتشار لترسبات العناصر المتكونة خلال السطح البيني مع الارضية. على نحو واسع وصف الباحثون [Ratke and Voorhess (2002), Martin et al. (1997), Ardell (1988)] قانون التخشين الذي كتب بالصيغة الاتية [13,14,92]:-

$$\bar{r}_t^3 - \bar{r}_0^3 = Kt \quad \text{Equation.....(1.1)}$$

حيث $\bar{r}_0$: معدل (متوسط) حجم الجسيمة الابتدائي عند زمن ($t = 0$).
 $\bar{r}_t$: معدل (متوسط) حجم الجسيمة عند زمن (t).

K : معامل معدل التخشين (Coarsening rate parameter) والذي يعطى بالمعادلة الآتية:-

$$K = \frac{8C_{\infty} D \gamma \Omega^2}{9RT} \quad \text{Equation..... (1.2)}$$

حيث C_{∞} : الذوبانية بالحالة الجامدة للمذاب.

D : انتشارية المذاب في الارضية.

γ : طاقة السطح البيني للمتشتت / الارضية.

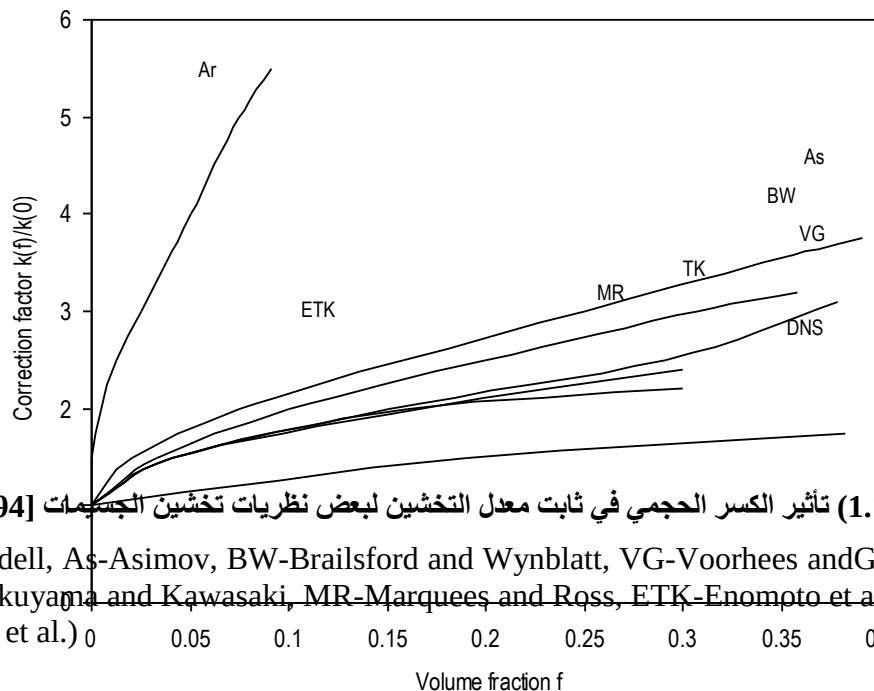
Ω : الحجم لكل مول من المتشتت الحاوي ذرة واحدة من المذاب.

R : ثابت الغازات.

T : درجة الحرارة المطلقة.

وقانون التخشين يفترض ان الكسر الحجمي يبقى ثابتا خلال التخشين وهذا متباين لان قليل من المحلول الجامد فوق الاشباع ينحل خلال التخشين وبالتالي الكسر الحجمي يتغير مع الزمن, وبناءً على ذلك فان قانون (LSW) يجب ان يعدل بطريقة ما لكي يفسر حقيقة اي نظام حاوي كسر حجمي للترسبات وهناك ضرورة تفاعل الانتشار او تداخل مجالات الانتشار (Overlapping diffusion fields) التي تؤثر في معدل التخشين [14,92].

جهود البحث الهامة موجهة نحو محددات اهمال الكسر الحجمي (Volume fraction) في نظرية (LSW), محاولات لتخمين او لتقييم النظرية بكسر حجمي (f) اعدت باستخدام الطرائق التحليلية والعديدية (Analytical and Numerical) وموديلات عملية اضافية لعملية (Ostwald ripening). الباحثون (Ardell(1988), Martin et al.(1997), Ratke and Voorhees(2002), and Baldan(2002) اقترحوا وناقشوا وقارنوا اكثرية الموديلات [13,14,92,93], احدى المقارنات قدمها الباحث (Ardell) في الشكل (1.11) الذي يوضح تأثير الكسر الحجمي (f) في ثابت معدل التخشين [K(f)]. اما الباحثون [Brailsford and Wynblatt (BW) و Voorhees and Glicksman (VG) و Maroques and Rose (MR) و Tokuyama and Kawasaki (TK) فان نظرياتهم اقترحت الموديلات الاكثر واقعية للتخشين عند كسور حجمية محددة [92,94].



شكل (1.11) تأثير الكسر الحجمي في ثابت معدل التخشين لبعض نظريات تخشين الجسيمات [92,94].

(Ar-Ardell, As-Asimov, BW-Brailsford and Wynblatt, VG-Voorhees and Glicksman, TK-Tokuyama and Kawasaki, MR-Marques and Ross, ETK-Enomoto et al, DNS-Davies et al.)

من ناحية ثانية المقارنة بين النتائج النظرية والعملية اقترحت تأثيرات الكسر الحجمي لا تكون وحيدة فقط مأخوذ بنظر الاعتبار، بل هناك عوامل أخرى تشتمل على دور التفاعلات المرنة بين الترسيبات وتأثيرات الانخلاعات (تسبب في تسريع نمو بعض الجسيمات كناتج سريع للانتشار) وبناءً على ذلك استنتج الباحثون انه لا توجد نظرية واحدة تكون قابلة للمقارنة ومتناغمة مع التنبؤ بسلوك التخشين للترسيبات في أي نظام.

1.5 الاستقرار البنيوي عند درجات الحرارة العالية للسبائك Al-Fe-V-Si المنجمدة سريعاً

MICROSTRUCTURAL STABILITY AT ELEVATED TEMPERATURES OF RAPIDLY SOLIDIFIED Al-Fe-V-Si ALLOYS

استقرار البنية المجهرية للمواد بدرجات الحرارة المرتفعة يكون غالباً مسيطر عليه بمقاومتها للتخشين، الخواص الميكانيكية لسبائك (Al-Fe-V-Si) تتوقف بشدة على توزيع وحجم متشتتاتها $[Al_{13}(Fe,V)_3Si]$ [1,3,4,6,72], في ما بين عوامل بنيوية أخرى يلعب شكل (Silicide) أيضاً دوراً مهماً للتأثير في خواص هذه السبائك. شروط (حالات) درجات الحرارة العالية تعني تعرض تلك السبائك إلى تأثيرات في حجم وشكل وتوزيع متشتتات (Silicide) وعلى التعاقب أساسياً تقرر خواصها، ولأن هذه المتشتتات يمكن أن تتخشن خلال التعريض لدرجة الحرارة العالية لذا يكون الشأن الهام القدرة على التنبؤ بمعدل التخشين والتحولات اللاحقة في الطور المتشتت.

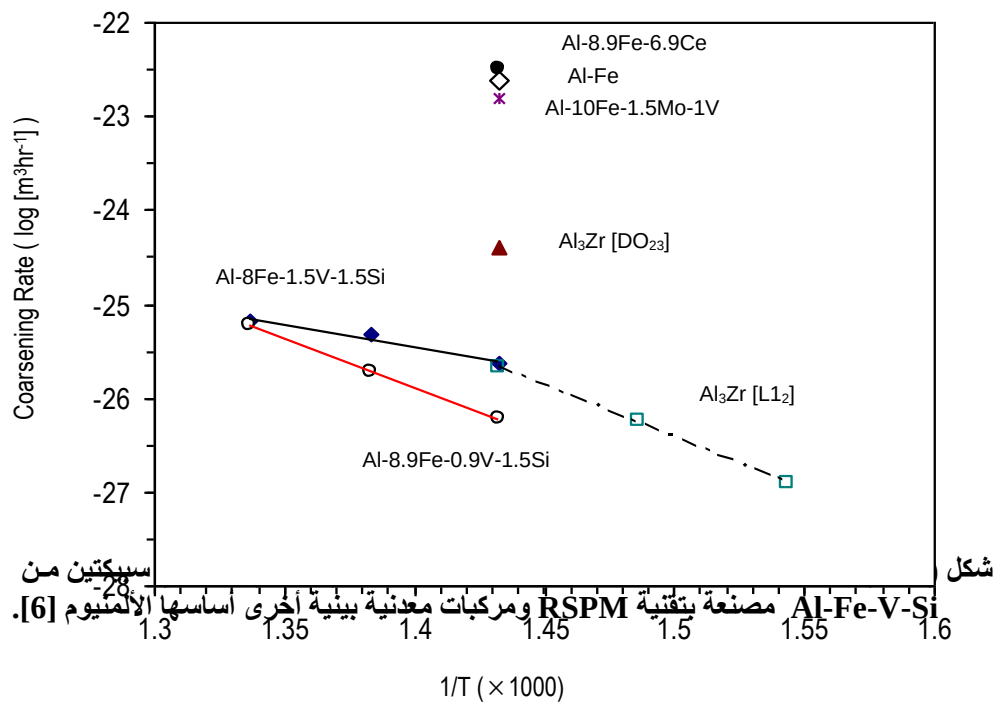
1.5.1 معدل التخشين لطور Silicides في سبائك Al-Fe-V-Si

ان نظرية (LSW) لتخشين الجسيمات المسيطر عليها بالانتشار والواردة في البند (1.4) تكون قابلة للتطبيق بنجاح عندما الكسر الحجمي للترسيبات صغير جداً ويقترّب من الصفر، وهذا لا يكون لحالة سبائك (Al-Fe-V-Si) حيث الكسر الحجمي يكون مرتفع بمستوى (35%). أغلب التحريات المفترضة لسلوك التخشين في سبائك (Al-Fe-V-Si) عند درجات حرارة تعرض عالية هو ان حجم الانتشار المسيطر حيثما القوة الدافعة للتخشين تكون الانخفاض في طاقة السطح البيني الذي يرافق نمو الذرات المتحولة من واحدة صغيرة إلى كبيرة، ولهذا السبب العلاقة خطية تكون متوقعة بين مكعب حجم الجسيمة والزمن (LSW theory) لكن حركية ثابت معدل التخشين (K) مختلفة بوضوح لبعض الحالات عن تلك المتنبأ لها بنظرية (LSW) [5-10].

بحث سلسلة من سبائك (Al-Fe-V-Si) من قبل [Skinner et al. (1986) and (1988)]. هذه السبائك تكون مصممة بكسور حجمية لمتشتتات تتراوح من (16 to 37 Vol. %)، إذ ان نتائجهم قورنت مع البيانات المنشورة على الاستقرار الحراري لانظمة سبائك أخرى ذات أساس المنيوم بدرجات الحرارة المرتفعة كما في الشكل (1.12) واتضح ان تلك السبيكة المقواة بالمتشتتات $[Al_{13}(Fe,V)_3Si]$ تملك مقاومة للتخشين لافتة للنظر مبينة بالجدول (1.17) وتبدي فقط (10%) انخفاض في المقاومة بعد (100 hours) عند درجة حرارة (482°C). متشتتات (Silicides) تبدي تخشن بقدر أربعة بحسب المقدار أكثر بطيء من (Aluminides) في هؤلاء الانظمة السبكية مع طور وحيد $[Al_3(V,Zr)]$ يأتي على مقربة من تلك القيم [5,6]. اقترح [skinner et al. (1988)] ان طبيعة السطح البيني بين (Silicide) وارضية الالمنيوم تكون ذات أهمية متى ما

معدلات التخشين مأخوذة بنظر الاعتبار، هذا السطح البيني بين طور (Silicide) وارضية الالمنيوم يملك طاقة سطح بيني منخفضة ناشئة عن التطابق الذري العالي (High atomic coincidence) وهذا يؤدي الى خفض القوة الدافعة للتخشين [6].

التشويه بدرجات الحرارة العالية للسبيكة المنجدة سريعا [FVS
[Pharr et al. (1988)] 1212 (Al-11.7 Fe -1.15 V -2.4 Si)] بحرى عنها
درجة حرارة من [237 to 479°C]، ووصفوا ان تطبيق الاجهاد و درجة الحرارة يعمل
زيادة هامة في معدلات التخشين بالمقارنة مع معدلات التخشين بثابت درجة
الحرارة الخالية من الاجهاد (isothermal Stress-free) عند درجات حرارة مماثلة.
يلخص الجدول (1.18) درجة حرارة الزحف بتطبيق الاجهاد الضغطي وزمن الزحف
الكلي وقيم متوسط نصف قطر الجسيمات. اذ ان القيم المحسوبة لمعدل التخشين
مصححة او معالجة (corrected) على وفق مقياس كسر حجمي (36%) طبقا لنظرية
(Brailsford and Wynblatt). وراقب الباحثون (pharr et al.) عمليا اعتمادية
التخشين على الاجهاد يكون مشابهاً لاعتماديته على الزحف، ويظهر ان
الاعتمادية كبيرة عند درجة حرارة (237°C) وقليلة عند درجات حرارة
[7] (314,401,479 °C).



جدول (1.17) معامل معدل التخشين (K) لمتشتتات Silicide في السبائك Al-Fe-V-Si المصنعة بتقنية RSPM عند 425 درجة مئوية [5].

Alloy	Analyzed Compositions (wt %)	Fe/V ratio	V _f % of dispersoids	Coarsening rate K
-------	---------------------------------	---------------	------------------------------------	----------------------

	Fe	V	Si	Al			
5	8.74	0.89	1.52	Balance	9.82	24	$2.33 \times 10^{-30} \text{ m}^3/\text{s}$
9	6.88	2.93	1.52	Balance	2.35	25	$8.06 \times 10^{-30} \text{ m}^3/\text{s}$

Note : The coarsening data has been corrected for Volume fraction effects according to the Brailsford and Wynblatt (BW) theory, 1979.

جدول (1.18) معامل معدل التخشين لجسيمات Silicide في السبيكة FVS1212 كدالة لدرجة حرارة الزحف والإجهاد المسلط [7].

Temperature (°C)	Applied stress MPa	Avg*. $\bar{r}$ (nm)	Time (s)	Coarsening rate** (m ³ /s)	Isothermal coarsening ** rate (stress-free)
As extruded (425 °C)		24.8		2.2×10^{-30}	-
237	290	48.5	410 000	7.8×10^{-29}	-
237	365	80.4	216	7.5×10^{-25}	
314	165	55.3	300 000	1.6×10^{-28}	-
314	248	49.6	7 500	5.3×10^{-27}	
401	100	55.4	350 000	1.4×10^{-28}	$2.51 \times 10^{-33} \text{ m}^3/\text{s}$ (425 °C)
401	158	30.7	864	5.3×10^{-27}	
479	52	75.3	410 000	3.3×10^{-28}	$6.39 \times 10^{-33} \text{ m}^3/\text{s}$ (450 °C)
479	83	37.8	9 360	1.3×10^{-27}	$1.48 \times 10^{-32} \text{ m}^3/\text{s}$ (475 °C)

* Average Particle radius .

** The coarsening data have been corrected for Volume fraction according to the Brailsford and Wynblatt (BW) theory, 1979.

درس [Franck and Hawk (1989)] تأثير درجات الحرارة العالية جدا في السبيكة [(FVS 1212) Al-Fe-V-Si] بعد (100 hours) عند درجة (500°C) وتبين ان قليل من حبيبات (α -Al) تظهر علامات التخشين وبضعة حبيبات تصل الى اقصى قطر حوالي (1 μ m), والمنتشقات بمحاذاة الحدود الحبيبية تظهر علامات للاندماج (Coalescence) الى عناقيد (Clusters). بدرجة (550°C) عمليات النمو الحبيبي للارضية وتخشين الجسيمات تسير بسرعة اكثر، فيما بعد (100 hours) متوسط قطر الحبيبة يزداد الى حجم (1.2 μ m) ومتوسط قطر الجسيمة يزداد الى (250nm) خلال زمن التعرض هذا وفي المنطقة الداخلية لبعض الحبيبات يحدث انحلال للجسيمات الصغيرة. هذه الجسيمات تكون في الاغلب مستقرة داخل الحبيبة بسبب تتابع حركة الحد الحبيبي بعيدا عن الجسيمة خلال مراحل

اعادة التبلور والنمو الحبيبي. استعمال
علاقة $K = \frac{r_t^3 - r_0^3}{t}$ (LSW theory)

لتحديد معدل التخشين لطور (Silicide) من نتائجها لمدة (100 hours) عند درجتى (550°C) و (600°C) اعطى معدل $(1.0 \times 10^{-31} \text{ m}^3/\text{s})$ و

[khatri et al. وصف الباحثون $(1.3 \times 10^{-30} \text{ m}^3/\text{s})$ على التوالي [8].
 (1993) تحسين متشتتات (Silicides) السبيكة (Al-Fe-V-Si) المصنعة بطريقة (Planner flow cast) بإضافة (0.7 wt% Er) وتبين ان المتشتتات لا تتخشن عند (375°C) لكن عند (475°C) و (525°C) تتخشن بسرعة خلال الاول (240 hours) تعرض ومن ثم النمو اللاحق يكون بطيء جدا. معدلات التخشين تكون محسوبة وفقا لنظرية (LSW) ومنسجمة (متوافقة) بشكل جيد ضمن حدود العامل ثلاثة مع المعدلات التجريبية وكما ملخص بالجدول (1.19), لهذه السبيكة التخشين بانتشار الحد الحبيبي يكون ايضا متوقعا وذلك لان مساحة الحد الحبيبي تكون كبيرة بسبب الحجم الحبيبي الدقيق وحقيقة ان كثير من المتشتتات تكون موجودة على الحدود الحبيبية [9].

جدول (1.19) معامل معدل التخشين المحسوب نظريا والمقاس عمليا لمتشتتات Silicide في السبيكة Al-Fe-V-Si-Er المصنعة بتقنية RSPM [9].

TEMPERATURE °C	Diffusivity D_{Fe} m^2/s	Theoretical coarsening rate m^3/s	Experimental coarsening rate m^3/s
375	1.135×10^{-20}	1.21×10^{-30}	-
475	7.257×10^{-18}	6.68×10^{-28}	2.14×10^{-27}
525	9.997×10^{-17}	8.62×10^{-27}	3.45×10^{-27}

درس [Dai et al. (1995)] سلوك التخشين لطور التقوية للسبيكة (RSPM Al-Fe-Mo-Si-Zr-Ti) ووجدوا ان الصيغة الكيميائية لطور التقوية هي $[\text{Al}_{13}(\text{Fe}, \text{Mo}, \text{Zr}, \text{Ti})_3\text{Si}]$ على افتراض ان ذرات (Mo, Zr, Ti) تحل جزئيا محل الحديد (Fe). حركية التخشين لطور $[\text{Al}_{13}(\text{Fe}, \text{Mo}, \text{Zr}, \text{Ti})_3\text{Si}]$ تكون معينة عند درجات حرارة $(427, 477 \text{ and } 527^\circ\text{C})$ بالجدول (1.20) والذي يبين معدلات التخشين المقاسة تجريبيا, بعد معالجة (Correction) الكسر الحجمي (According to Brailsford and Wynblatt's theory) يكون معدل التخشين (K) المتنبأ بنظرية (LSW) هو $(4.9 \times 10^{-30} \text{ m}^3/\text{s})$ عند (477°C) والذي يكون قريب جدا من معدل التخشين التجريبي عند درجة (477°C) , ولاحظوا ان معدل التخشين بحسب المقدار تبقى قيمته للنصف ابطا من $[\text{Al}_{13}(\text{Fe}, \text{V})_3\text{Si}]$ في السبيكة (Al-Fe-V-Si) (8009 عند (425°C) وعزوا ذلك الى ان حجم الانتشار لعنصر (Zr) يبقى هو المسيطر على الية (Oswlad ripening) لمتشتتاتها $[\text{Al}_{13}(\text{Fe}, \text{Mo}, \text{Zr}, \text{Ti})_3\text{Si}]$ [81].

جدول (1.20) معامل معدل التخشين الحجمي (K) لجسيمات $\text{Al}_{13}(\text{Fe}, \text{Mo}, \text{Zr}, \text{Ti})_3\text{Si}$ في السبيكة المنجدة سريعا Al-Fe-Mo-Si-Zr-Ti عند 427 و 477 و 527 درجة مئوية [80].

Temperature (°C)	427	477	527

Coarsening rate (m ³ /s)	6.53×10^{-30}	5.67×10^{-30}	1.60×10^{-29}
-------------------------------------	------------------------	------------------------	------------------------

اعطت بيانات التخشين المقدمة من قبل الباحثين [Wilkes et al. (1996)] لجسيمات الطور المتشختت $[Al_{13}(Fe,V)_3Si]$ في السبيكة [Al-8.5 Fe-1.3V-1.7Si ; wt %] [8009] حد معامل التخشين $(K \approx 1.2 \times 10^{-30} m^3/s)$ عند درجة حرارة $(425^\circ C)$ ، وهذه القيمة تتجاوز القيمة النظرية $(6 \times 10^{-32} m^3/s)$ للتخشين المسيطر عليها حجم الانتشار للحديد في الالمنيوم ولكن كلا المعدل المقاس الاعلى والاوطا طاقة تنشيط اقترح ان الانتشار يكون معززا بكثافة الانخلاعات في هذه المادة [10]. بيانات التخشين لطور (Silicides) للسبيكة (Al- 8.3 Fe- 1.3 V-1.7 Si ; wt%) المصنعة بطريقة الذرية بغاز الاركون التي وصفها الباحثون [Hambleton et al. (2001)] اعطت $(K \approx 10^{-30} m^3/s)$ عند $(425^\circ C)$ و $(5 \times 10^{-28} m^3/s)$ عند درجة $(550^\circ C)$ [11]، والتي تتفق بشكل معقول مع معدل التخشين المقاسة من قبل (wilkes).

التغيرات الرئيسية الملاحظة من قبل الباحثين [Xiao et al. (1998)] في الاستقرارية للسبائك المتجمدة سريعا (Al-Fe-Cr-Zr-V-Si) هي شكل وتوزيع جسيمات المتشتتات وان الجسيمات ميالة الى التراكم على الحدود الحبيبية ومتغيرة في الشكل الى شكل متعدد الاضلاع (Polygonal shaped)، الطور الثانوي $[Silicide Al_{13}(Fe,Cr,V)_3Si]$ يكون شبه مستقر الذي يحتفظ بتركيبه الاولي (bcc) وشكل الكروي عند درجة حرارة اقل من $(550^\circ C)$ ويتحول نحو التوازن $[Al_{13}(Fe,Cr,V)_4 \text{ and } Al_8(Fe,Cr,V)_2Si]$ فقط عند $(500^\circ C \text{ to } 550^\circ C)$. معدلات التخشين التجريبية والنظرية بدرجات حرارية مختلفة معطاة بالجدول (1.21) وان المعدلات التجريبية تكون من (2) الى (3) مرتبة بحسب المقدار اكبر من القيم المحسوبة نظريا [59].

جدول (1.21) قيم معدل التخشين (K) التجريبية والمحسوبة لجسيمات $Al_{13}(Fe,Cr,V)_3 Si$ للسبيكة المنجمدة سريعا Al-Fe-Cr-Zr-V-Si [59].

TEMPERATURE °C	Diffusivity D_{Fe}	Experimental coarsening rate	Calculated coarsening rate
	m ² /h	m ³ /s	m ³ /s
400	6.76×10^{-17}	1.80×10^{-30}	4.56×10^{-33}
450	1.66×10^{-15}	2.03×10^{-29}	1.04×10^{-31}
500	2.69×10^{-14}	7.44×10^{-29}	1.58×10^{-30}

1.5.2 معدل التخشين لطور $Al_{13}Fe_4$ في سبائك $Al-Fe-V-Si$

اجريت بضعة محاولات لوصف التحول الطوري الى ($Al_{13}Fe_4$) في سبائك (Al-Fe-V-Si) وخصوصاً في اثناء فترة التعرض لدرجة الحرارة العالية. التحريات البنيوية لسبائك (Al-Fe-V-Si) خلال فترة التعرض لدرجة ($480^\circ C$) او اعلى منها بينت ان تخشين (Silicide) يسير بسرعة اكبر والتغير البنيوي الجدير بالاهتمام هو نمو جسيمات ($Al_{13}Fe_4$) ابرية الشكل وكما مبين في الشكل (1.13) [12,95].



شكل (1.13) صورة مجهرية SEM لسبيكة $Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si$ المتعرضة الى 482 درجة حرارة لمدة 100 ساعة تشير الى شكل جسيمات $Al_{13}Fe_4$ [12].

خلال التحريات عن الاستقرار الحرارية لسبائك (Al-Fe-V-Si) اثبت [Frank and Hawk (1989)] ان المعاملة الحرارية طويلة الامد ($600^\circ C$ at 100hr.) . للسبيكة [$Al-12.4Fe-1.2V-2.3Si$] [FVS 1212] سببت تشكل الطور المتوازن ($Al_{13}(Fe,V)_3Si$) بشكل ابري في الارضية بينما الطور ($Al_{13}(Fe,V)_3Si$) جزيئاً ينحل ويتخشن [8]. اما الباحثون [Lee et al. (1991)] فدرسوا تاثيرات التعرض لدرجات الحرارة العالية في الخواص الميكانيكية والبنية المجهرية للسبيكة المتجمدة سريعاً [$Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si$] [FVS 0812] وتوصلوا الى ان حدوث الكسر الانشقاقي الهش (Brittle cleavage fracture) ناتجاً عن وجود الطور الابري الخشن ($Al_{13}Fe_4$) والتي ربما تكونت من التحول الطوري لمتشكلات (Silicide) الخشنة عند درجات حرارة اعلى من ($482^\circ C$) [12].

بالتحري عن الاستقرار البنيوية لاشربة السبيكة (Al-Fe-V-Si) المنجمدة بسرعة، توصل الباحثون [Wang et al. (1994)] الى استقرارية الطور [$Al_{13}(Fe,V)_3Si$] تصبح فقيرة بسبب طاقة الانتشار الاوطا لذرات السيلكون والالمنيوم مقارنة بذرات الفناديوم والحديد عند درجات ($650^\circ C$) وفي هذه الاشرطة موجود طور جديد خالي من الفناديوم هو [$Al_{13}(Si)Fe_4$] بشكل الحزام (band). الفحوصات باستخدام التحليل الحراري التفاضلي (DTA) وحيود الاشعة السينية (XRD) والمجهر الالكتروني الماسح (TEM) اشارت الى ان تحول طوري جزئي من α - (cubic Silicide) الى β (hexagonal -silicide) وجسيمات [$Al_{13}(Si)Fe_4$] بشكل حزام عند فترة تعرض (25 hours) لدرجة حرارة ($650^\circ C$) [96].

بحث السبيكة ($Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si$) بهيئة صفيحة او شريحة (Plate) بسمك (25mm) من قبل الباحثين [Ezersky and Tailander (1998)] وتبين تكوين طوري

احادي الميل $[(Al, Si)_{45}(V, Fe)_7]$ غني بالفناديوم ومتماثل بنيويا مع الطور $(Al_{45}Fe_7)$ اذ يكون ذلك اول تغيير بنيوي ملاحظ عند التسخين الى $(450^\circ C)$ لمدة 200 hours, فيما بعد التعريض المطول (250 hours) لدرجة حرارة $(500^\circ C)$ تتكون جسيمات اضافية ابرية الشكل غنية بالحديد لطور $(\theta - Al_{13}Fe_4)$ في البنية. ظهور الطورين $(\theta - Al_{13}Fe_4)$ و $(Al_{45}V_7)$ يكون مصحوبا بتخشين بعض من $(\alpha - silicides)$ وبالتالي توجد هناك علاقة متبادلة بين عدم استقرارية طور $[\alpha - Al_{13}(Fe, V)_3Si]$ وظهور الاطوار الحاوية فناديوم او حديد [74].

سبيكة $(Al-Fe-V-Si)$ المنجمدة سريعا المقواة بدقائق $(20 \text{ wt } \% SiC)$ درست من قبل الباحثين [Hambleton et al. (2001)], في البنية المجهرية للسبيكة غير المقواة بدقائق كربيد السيلكون يحدث تغير هام بعد (100 hours) عند درجة $(550^\circ C)$ الا وهو تكوين ترسبات خشنة من $(Al_{13}Fe_4)$, اما السبيكة المقواة بدقائق (SiC) فلا يكتشف تكوين $(Al_{13}Fe_4)$ حتى بعد (100 hours) عند درجة $(600^\circ C)$ مع ان ترسب (Al_4C_3) يكون مكتشفا [11].

درس الباحثون [Tongsri et al. (2001)] البنى المجهرية واستقراريتها في مساحيق السبيكة $(Al-Fe-V-Si)$, اذ وصفوا بعض تفاعلات التحول الطوري لمتشتتات مسحوق التذرية للسبيكتين $(Al-6.5Fe-1.5V-1.7Si)$ و $(Al-6.5Fe-1.5V)$ الحادثة طوال التسخين، في جسيمات المسحوق الدقيقة ينحل المحلول الجامد فوق الاشباع عند $(360^\circ C)$ الى شكل اطوار متوازنة عند درجة حرارة $(500^\circ C)$, تلك التفاعلات متوقعة الحدوث خلال البثق الحار لمساحيق التذرية والاطوار الناتجة من هؤلاء التفاعلات سوف تبقى في البنى المجهرية للسبائك الميثوقة حيث ان الاطوار تشمل $(Al_{13}Fe_4)$ و $(Al_{45}Fe_7)$ و (Al_6Fe) و $[icosahedral-Al_x(Fe, V)]$ وان الطورين الأخيرين ينحلان الى هيئة اطوار $(Al_{13}Fe_4)$ و $[Al_{45}(Fe, V)_7]$ بعيد اقصى تسخين [19].

اخيرا نفذ الباحثان [Kalkanli and Oren (2003)] التحليل الطوري للسبائك $(Al-8.4Fe-1.6V-2.56Si)$ المترسبة بالرش وتبين انها حاوية في الاغلب على 25 (about Vol. %) من طور (Silicide) ذات التركيب البلوري المكعب مع نسبة مئوية صغيرة $(about 5 \text{ Vol. } \%)$ من $(Al_{13}Fe_4)$ [75]. وفي دراسة مماثلة للباحثين [Jin et al. (2001)] لاحظوا كميات كبيرة من (Silicide) كروية دقيقة $(about \text{ size } 50 \text{ nm})$ وجسيمات قليلة من الطورين $(\theta - Al_{13}Fe_4 \text{ and } h - AlFeSi)$ موزعة بشكل متجانس في ارضية السبيكة $(Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si)$ المترسبة بالرش, اما بعد التشكيل الحار اللاحق عند $(470^\circ C)$ فان حجم (Silicide) لا يتغير لكن الطور شبه المستقر $(hexagonal h-AlFeSi)$ يتحول الى طور متوازن من $(bcc \alpha - AlFeSi)$ [76].

1.6 الكلال FATIGUE

غالبية التطبيقات العملية الهندسية للمواد تتضمن احمال متذبذبة او دورية (Fluctuating or Cyclic loads) اقل من اجهاد الخضوع وان تراكم هذه الاجهادات يؤدي فشل الكلال (Fatigue failure) والذي يخمن ان اكثر من (80%) من الكسر الكلي الهش يتضمن دور نمو شق الكلال [97-99].

بالاعتماد على سعة الاجهاد المطبق على المواد يوجد صنفان مميزان للكلال هما:-

(1) الكلال ذو الدورات الواطئة (Low Cycle Fatigue) يكون بمستويات اجهاد عالية وعمر الجزء بحسب المقدار يكون اقل من (10000 Cycles).

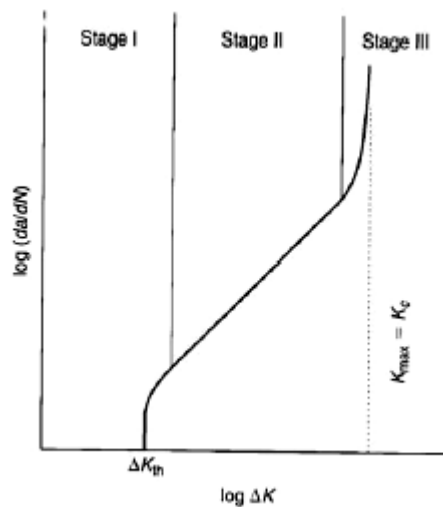
(2) الكلال ذو الدورات العالية (High Cycle Fatigue) يحدث باجهادات اقل بكثير من اجهاد الخضوع والذي يؤدي الى اطالة عمر الجزء قبل الفشل، ويكون الاكثر نمونجيا من الكلال ذي الدورات الواطئة قابلا للتطبيق العملي. والكلال العالي الدورات يتألف من ثلاث مراحل بارزة هي:-

(I) بداية او تكوين الشق (Crack initiation).

(II) امتداد او انتشار الشق (Crack propagation).

(III) نمو الشق السريع القائد الى الفشل (Rapid crack growth leading to failure) وفي هذه المرحلة يكون الشق فيها غير مستقر [100].

المراحل الثلاثة لشق الكلال تكون موضحة في الشكل (1.14) والذي يبين علاقة التغير في طول الشق على التغير في عدد الدورات (da/dN) مع التغير في عامل شدة الاجهاد (ΔK) [99].



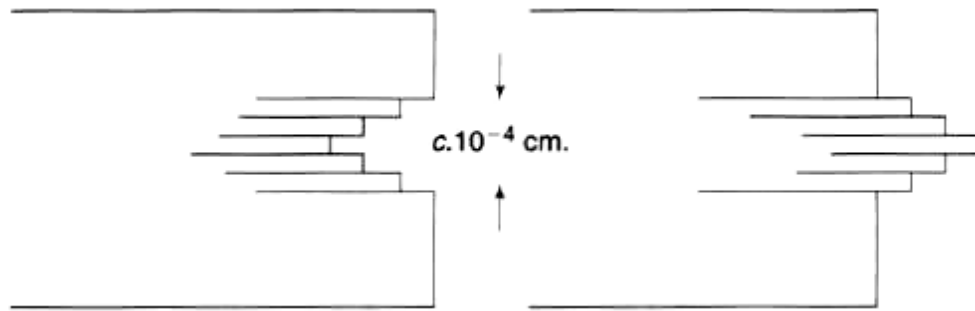
شكل [99].

شكل

في معظم الحالات يبدأ سكون الحرس عند سطح المادة ويتم وجدت رافعات الجهد (Stress raisers) على نطاق مجهري (Microscale). اما العيوب السطحية بمقياس عياني

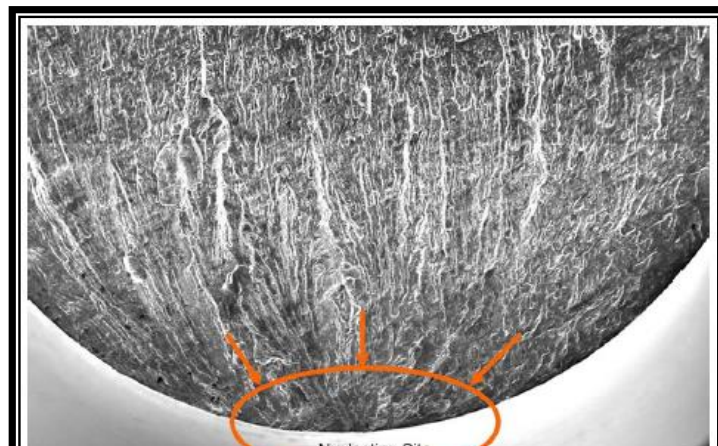
(Macroscale) امثال الخدوش (Scratches) والشرائح الحادة (Sharp fillets) والخوابير (Keyways) واسنان اللوالب (Threads) والاسنان (Dents) او ظواهر اخرى مماثلة شائعة تمثل مراكز اجهاد (Stress concentration) اضافية. مع ان مواقع التئوية السطحية تكون الاكثر شيوعا والتي من المحتمل ان تنشئ الشقوق تحت السطح (Subsurface) فيما لو وجدت المتضمنات (Inclusions) او الفجوات (Voids) داخل المادة. بصرف النظر عن مواقع التئوية يكون هاما ملاحظة شق الكلال دائما يبدأ من المادة او عيب بنيوي (Structural defect). اما اذا لا توجد رافعات الجهد فالحركة نحو الامام والخلف (Back and forth) المتسببة بالحمل الدوري (Cyclic loading) تحدث انقطاعات (Discontinuities) سطحية بالغة الصغر (Microscopic)، وهذه الآلية معروفة بالانزلاق الدقيق (Fine slip) والذي يحدث عندما الازاحات الدون مجهرية (Submicron) تكون نشيطة بحركة الانخلاعات في الحبيبات [99] والناتج قمم وتلم (Peaks and notches) وكما موضح بالشكل (1.15) والتي تسمى خطوات انزلاق الانخلاعة (Dislocation slip steps)، وبسبب هذه الخطوات ربما تعمل بمهمة رافعات

الحركة التي تستتبعها الشق عند السطح



فيما بعد نشوء الشقوق المجهرية (Micro cracks) تستمر هذه الشقوق بالامتداد خلال المادة باستمرار دورة التحميل وهذه الظاهرة غالبا ترجع الى المرحلة الثانية للشق (Stage II cracking).

ان مرحلة امتداد الشق تتميز بنوعين من العلامات يصطلح عليهما علامات الساحل (Beach marks) و الحزوز او التلم (Striations). علامات الساحل تكون مرئية على سطح الكسر بالعين المجردة والتي تمثل دورة واحدة من الزمن خلال حدوث نمو الشق. اما حزوز الكلال فتكون بمدى مجهري وتمثل تقدم واجهة الشق خلال دورة حمل واحدة. متى ما وجد اي من هؤلاء العلامات تصبح اشارة جيدة الى فشل العضو بحمل الكلال [101]. ايضا بسبب ان العلامات تمتد الى الخارج او الخلف من نقطة موضع البداية فانها تقع بالضبط في نقطة التئوية والشكل (1.16) يظهر بوضوح كيفية ان الحز او التلم يعين موقع التئوية. مكان موقع التئوية يحلل بدقة باستخدام المجهر الالكتروني الماسح (SEM) من اجل تعيين سبب تكوين الشق [102].



شكل (1.16) علامات الساحل لموقع التنبؤ لعينة الكلال في إحدى سبائك الألمنيوم [102].

المرحلة الثالثة لفشل الكلال (Stage III of fatigue failure) تحدث عندما شق الكلال يصل الى الطول الحرج. في هذه المرحلة الشقوق تقترب من طول الشق الحرج وتتقدم او تنمو بسرعة خلال دورة تحميل متماثلة واحدة (One monotonic loading Cycle). على الرغم من ان الجسم المحمل باحمال واطئة فانه في اخر الامر يفشل هشا بسرعة والذي يحدث بصورة مفاجئة (Suddenly) وغالبا بدون اية اشارات تحذير ظاهرية. قادت الطبيعة الكارثية (Catastrophic) لفشل الكلال لا يمكن التنبؤ بها باستمرار الى تكليف المهندسين لفهم عملية الكلال [102].

الطريقة الأكثر شيوعا للتحليل والتنبؤ بفشل الكلال تركز على سعة الاجهاد الدوري مقابل العمر الكلي للمادة. هذه الطريقة تدعى تحليل منحني الاجهاد- عدد الدورات (S-N Curve). اعتياديا عدد الدورات الى الفشل (Cycles to failure) يرسم على الاحداثي السيني بمقياس لورغارتمي بينما سعة الاجهاد (Stress amplitude) ترسم على الاحداثي الصادي. وتعرف سعة الاجهاد على وفق المعادلة الاتية [97,101]:

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad \text{Equation(1.3)}$$

حيث σ_a : سعة الاجهاد.

$\sigma_{\max}$: اقصى اجهاد خلال الدورة الواحدة.

$\sigma_{\min}$: ادنى اجهاد خلال الدورة الواحدة.

بسبب الطبيعة الاحصائية للكلال يكون ضروريا استعمال نواتج تجارب متعددة للكلال عند الحمل المعطى لايجاد قيمة واحدة لعدد الدورات لحين الفشل وبناءً على ذلك كل نقطة لمنحنى (S-N) القياسي تمثل سلسلة تجارب الكلال. فيما لو عدد كبير من العينات كررت بفترات فاصلة (Intervals) فانها تعطي تنبؤات دقيقة لعمر الكلال عند الحمل المعطى. اما اذا كان عدد العينات قليلا فيؤخذ ببساطة المتوسط (Average) الذي يكون اقل دقة لكنه بديلا مقبولا. برغم ان منحنيات (S-N) تكون فعالة للتنبؤ بعدد الدورات لحد الفشل, لذا تكون جديرة بالاهتمام لاعطاء مؤشر عن سلوك الكلال الحساس جدا الى بعض المتغيرات بالاضافة الى سعة الاجهاد.

من المتغيرات الاخرى الأكثر وضوحا على عمر عينه الكلال هو متوسط الاجهاد الدوري (Mean cyclic stress) والذي يعرف طبقا للمعادلة التالية [97,101]:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\min} + \sigma_{\max}}{2} \quad \text{Equation(1.4)}$$

حيث σ_m : متوسط الاجهاد الدوري.

عموما زيادة متوسط الاجهاد تقود الى تخفيض عمر الكلال.

وهناك متغير اخر لحمل الكلال يعرف بنسبة الاجهاد (Stress ratio) والذي يعين طبقا للمعادلة الاتية [97,101]:-

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad \text{Equation.....(1.5)}$$

حيث R : نسبة الاجهاد

حالة التحميل الشائعة في كثير من التطبيقات الهندسية تكون معروفة بالحمل المعكوس كلياً (Completely reversed loading)، وتحدث الدورة المعكوسة كلياً عندما العينة تكون محملة بصورة متساوية في الشد (Tension) والضغط (Compression) خلال كل دورة. وبناءً على ذلك تصبح قيمة $(\sigma_m = 0)$ و $(R = -1)$ طبقاً للمعادلة (1.4) و (1.5) على التوالي. ومن العوامل الاخرى المهمة المؤثرة في عمر الكلال المادة يكون الانهاء السطحي لها. اي عيوب في سطح المادة تعمل كرافعات الجهد والتي تقصر عمر الكلال ولهذا السبب الاجزاء المفحوصة بالكلال كثيراً ماتصقل وتلمع لتحسين ميزات السطح.

1.6.1 فلسفة تصميم الكلال في الطائرات **design philosophy in aircraft**

الفشل بكلال الدورات العالية ينقسم الى ثلاث مناطق متميزة هي بداية او تكوين الشق (Crack initiation) ونمو الشق القصير (Short crack growth) ونمو الشق الطويل (Long crack growth). الحصة الاكبر من عمر الخدمة لمنتجات المركبات الفضائية يكون مستهلك من مناطق بداية الشق ونمو الشق القصير مقارنة مع عمر الكلال الكلي لتلك المنتجات، اذ يمثل تكوين ونمو الشق الصغير (50 to 90 %) من عمر الكلال الكلي [103]، وهكذا يكون ضروريا فهم الميزات البنيوية التي تسيطر على تكوين الشق. منحني الاجهاد – العمر بعدد الدورات (S/N Curve) او مخطط (wholer) غالبا مستخدم لمقارنة مقاومة المواد الهندسية لتكوين شق الكلال، وبحسب المقدار اذا كان الاجهاد المطبق Applied stress [S] منخفضا فان عدد الدورات لحين الفشل [Number of cycles to failure] يزداد للسبائك المعدنية. فيما لو اجهاد منخفض مطبق فان الفشل لا يحدث داخل او ضمن عدد دورات عالي (10Million) والمادة تشير الى انها وصلت لحد احتمالها (Endurance limit). حد الاحتمال مقياس نسبي لاجهاد خضوع المادة [104].

توجد فلسفتان لتصميم الكلال يستخدمها مهندسا المركبات الفضائية لأجل تحديد أعمار التشغيل لسبائك الألمنيوم المستخدمة في صناعات الفضاء هي: -

(1) سماح الضرر (Damage tolerance)

هي الطريقة الحالية المتداولة في صناعة الطائرات التجارية, سلوك الكلال (S-N) يملئ (يأمر) بفترات فاصلة تفتيش أولية (Initial inspection intervals) لأربع أجزاء رئيسية بارزة معدة من سبائك الألمنيوم المستخدمة في التطبيقات الفضائية هي جسم الطائرة (Fuselage) والجناح العلوي (Upper wing) والجناح السفلي (Lower wing) و دعائم التقوية للأجنحة (Spars / ribs). في الفترات الفاصلة للتفتيش الدوري يكون نمو شق الكلال وممانعة الكسر (Fracture toughness) من الخواص الأساسية. طريقة سماح الضرر للطائرات التجارية تفترض وجود الشق في الجزء مسبقا بالحالة الحرجة لكن هذا الشق سوف يبقى تحت الحجم الحرج خلال عمر الخدمة المخطط للتركييب, وهذه طريقة فعالة للاختبار مادامت إجراءات الفحص الدقيق مضبوطة [105].

2) العمر الأمين (safe-life)

تركت هذه الطريقة منذ العام (1970)، في هذه الحالة يكون فحص الكلال كاملا على سطح الارض خلال فترة انتاج الطائرة والتي تضبط على العمر الامين لاجزاءها. العمر التصميمي يكون مختارا بنسبة ($\frac{1}{4}$) من العمر العملي (المجرب). طريقة العمر الامين تفترض ان التركيب يكون او لا خالي من الشق (Flaw free) وبعامل امان (4) وبتفتيش دورية لا تكشف اية شقوق قبل ان تصبح كارثية, وبما ان الشقوق تكون موجودة في اية تركيب (ناتجة عن عمليات التصنيع وانتاج المادة وحالات الوسط) لذا تكون هذه الطريقة غير كافية لضمان العمر. وصف الباحث (Tiffany) بعض الامثلة للفشل الكارثي في طائرات الخطوط الجوية للولايات المتحدة الحاصل قبل وصول التركيب للعمر المضمن بطريقة العمر الامين للكلال, ولهذا السبب يصبح ضرر الاحتمال الاحسن في فلسفة تصميم الكلال [106].

1.6.2 القذف بالكريات Shot peening

عملية تشكيل بارد لسطح الجزء او القطعة من خلال القذف بكريات صغيرة, وكل كرية ضاربة تقوم بمهمة مطرقة صغيرة جدا (Tiny peening hammer) والتي تمنح السطح تسنن طفيف او نقر صغيرة (Small indentation dimple), بتتابع النقر الحاصلة يصبح النسيج السطحي خاضعا للشد وتحت السطح الانسجة تحاول ان تعيد السطح الى شكله الاصلي, وبذلك انتاج انصاف كرات على سطح المادة المشكلة باردا باجهادات ضغطية عالية, تداخل هذه النقر يكسب طبقة معدنية منتظمة باجهادات ضغطية متبقية وكما معروف جيدا ان الشق لا يتكون ولا ينمو في المنطقة المجهددة ضغطيا. بما ان فشل الكلال والتآكل الجهدى (Stress corrosion) ينشأ او يبدأ من سطح الجزء لذا فان الاجهادات الضغطية المتولدة من قذف الكريات تعطي زيادة في عمر الجزء. اقصى اجهادات ضغطية متبقية على او تحت سطح الجزء منتجة بقذف الكريات تكون على الاقل بمستوى نصف مقاومة الخضوع للمادة المقذوفة.

الفوائد المتوخاة من القذف بالكريات تكون ناتجة عن تاثير الاجهاد الضغطي والتشكيل البارد اذ ان الاجهادات الضغطية مفيدة في زيادة المقاومة ضد فشل الكلال وكلال التآكل والتآكل الجهدى والتشق الهيدروجيني والبري (Fretting) والحك (Galling) والتعرية المسببة للتجاويف (Erosion caused cavitations). اما فوائد التشكيل البارد فتكمن في الاصلاد بالشغل ورفع مقاومة التآكل بين الحبيبات (Intergranular corrosion resistance), وتحسين بنية السطح او نسيجه

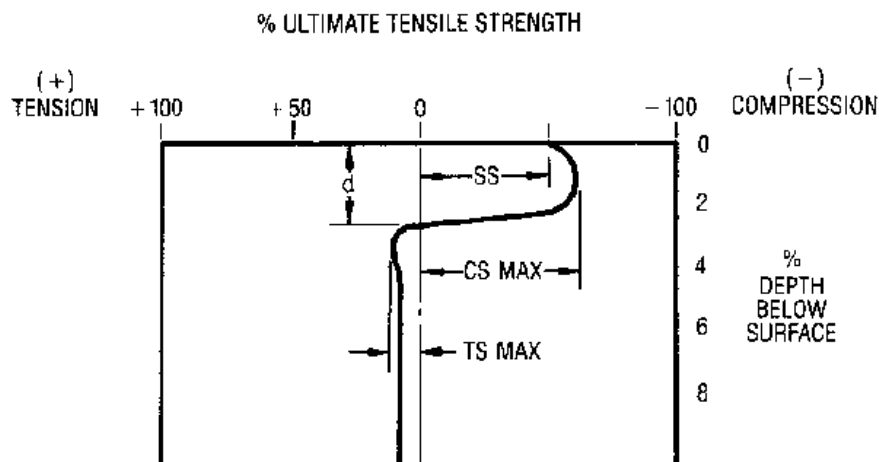
(Surface texturing) وغلق مسامات قشرة الطلاء. تأثيرات الاجهادات الضغطية والتشكيل البارد الناتجة من استعمال القذف بالكريات تكون مستخدمة في تطبيقات التشكيل للاجزاء المعدنية [107].

1.6.2.1 الاجهادات المتبقية Residual stresses

هي الاجهادات التي تكون باقية في الجزء او العضو بعد عمليات التصنيع وبدون اي حمل خارجي مسلط. هذه الاجهادات المتبقية يمكن ان تكون اما شدية او ضغطية، مثلاً وصلة اللحام تحتوي مقدار مرتفع من اجهادات الشد المتبقية في المنطقة المتأثرة بالحرارة (Heat Affected Zone HAZ) المجاورة للوصلة، ويحدث العكس في سطح الأجزاء المصلدة بالحث (Induction hardened) التي تحتوي اجهادات ضغطية متبقية.

في معظم تطبيقات القذف بالكريات الفائدة التي نحرزها تكون ناتج مباشر للاجهادات الضغطية المتولدة. اما تغير الاجهادات الضغطية المتبقية مع العمق اسفل السطح فيوضحها الشكل (1.17) بالاعتماد على اربع سمات هامة هي: -

- (1) اجهاد السطح (SS ; Surface stress): هو الاجهاد المقاس عند السطح.
- (2) اقصى اجهاد ضغطي (CS_{max} ; Maximum compressive stress): هو القيمة القصوى للاجهاد الضغطي المتولد، الذي بالمعدل يكون الاعلى مباشرة تحت السطح.
- (3) العمق (d; Depth): هو عمق الاجهاد الضغطي والذي يمتد حتى عبور المحور المتعادل (Neutral axis) بعدئذ يصبح الاجهاد شدياً.
- (4) اقصى اجهاد شدي (TS_{max} ; Maximum tensile stress): هو القيمة القصوى لاجهاد الشد، يجب موازنة (معادلة) اجهاد الشد في قلب (Core) المادة باجهاد ضغط في الطبقة السطحية لكي يبقى الجزء متوازن الاجهاد، ولا يسمح لاقصى اجهاد شد (TS_{max}) ان يصبح كبيراً وذلك لاحدائه فشل داخلي مبكر.



شكل (1.17) مخطط للإجهاد المتبقي المتولد من قذف الكريات [107].

اما العمليات التصنيعية المؤثرة في عمر الكلال فتقسم الى نوعين :-

(I) عمليات تصنيعية نافعة (Beneficial manufacturing processes)

الاصداد السطحي يخلف لسطح الجزء إجهاد ضغط متبقي، بينما عملية السن او الشحذ (Honing) والصقل (Polishing) والتلميع (Burnishing) فتزيل العيوب ورافعات الجهد من السطح خلال اية عملية تصنيعية، إما درفلة السطح (Surface rolling) فسوف تخلف إجهاد ضغطي لكنها محدودة الانتظام الهندسي في حين عملية القذف بالكريات مسيطر عليها بدقة وتقدم نتائج افضل لعمر الكلال.

(II) عمليات تصنيعية ضارة (Detrimental manufacturing processes)

هناك عمليات تصنيعية ضارة لعمر الكلال هي الطحن او السحن (Grinding) والطلاء (Plating) واللحام (Welding) اذ تتضمن هذه العمليات اجهادات شديدة متبقية والتي تخفض من عمر الكلال. اما طرق التشغيل اللاتقليدية امثال التشغيل الكهروكيميائي (ECM) والتشغيل بالتفريغ الكهربائي (EDM) فتؤثر في عمر الكلال سلباً [107].

1.6.2.2 آلية إيقاف الشق Mechanism of crack arrest

انتشار او تقدم الشق يتوقف على حالات الاجهاد قرب قمته وايقاف الشق بواسطة اجهادات الضغط المتبقية يبنى على اساس العوامل الاتية [107]:-

(1) الشق سوف لايتقدم الا اذا قوى اجهاد الشد فتحته قرب قمة الشق.

(A crack will not propagate unless a tensile stress forces it open near the tip).

(2) راس او قمة الشق سوف لا تفتح ما دامت قوة الانضغاط تعمل عليه.

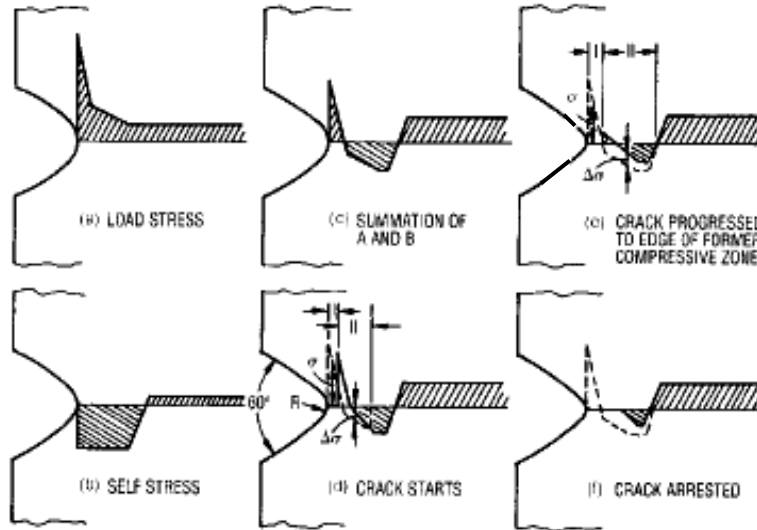
(The crack tip will not open as long as compressive force acts upon it).

اما الشكل (1.18) فيوضح فكرة توقف الشق بالاجهادات الضغطية

بالاعتماد

على :-

- (a) توزيع حمل الإجهاد يقرب الى خطوط مستقيمة.
- (b) توزيع الاجهاد بعد القذف بالكريات.
- (c) توزيع الاجهاد المشترك نحصل عليه باضافة او بجمع حمل الاجهادات مع الاجهادات المتبقية.
- (d) التوزيع تحت الحمل بعدما الشق يتقدم باتجاه منطقة اجهاد الشد. اما الخطوط المتقطعة فتمثل التوزيع الاصلي للشكل (c).
- (e) الشق متقدم الى الموقع (I), اما الاجهاد في الجزء الغير منشق (II) المحمل فيتغير من شدي الى ضعفي واجهاد الشد يحتفظ ببقائه بكميات قليلة.
- (f) الشقة ، منه قف بغياب احماد الشد



1.7 مشكلة البحث RESEARCH PROBLEM

تتجلى مشكلة البحث في الآتي:-

أولاً: الطريقة التصنيعية للسبيكة (8009 ; Al-8.5Fe -1.3V-1.7Si)

بالرغم من الجوانب الايجابية المتعددة لطريقة إنتاج السبيكة (8009) المتضمنة الدمج بين تقنيتي الانجماد السريع (Rapid Solidification) وميتالورجيا المساحيق (Powder Metallurgy) إلا أنها تتضمن عدة مراحل تصنيعية مما جعلتها :-

- (1) ذات كلف اقتصادية عالية جداً.
- (2) محدودة الإنتاج الكمي (Mass production).
- (3) متعددة المتغيرات التصنيعية.

ثانياً: الخواص الميكانيكية للسبيكة (8009)

بسبب ظروف الاستخدام في التطبيقات الفضائية وصعوبة السيطرة على متغيرات العملية التصنيعية فإن السبيكة (8009) تعاني من الانخفاض في :-

(1) مقاومة الكلال (Fatigue Strength).

(2) متانة الصدمة (Impact Toughness).

1.8 هدف البحث RESEARCH OBJECTIVE

يهدف البحث الحالي الى :-

(1) تحضير السبيكة (8009) بمرحلة تصنيعية واحدة ذات كلف اقتصادية واطئة ومناسبة للإنتاج الكمي.

(2) تحسين مقاومة الكلال من خلال تنفيذ عدة تقنيات :-

(a) إضافة عناصر السبك (Additions of alloying elements).

(b) الدرفلة على البارد (Cold rolling).

(c) القذف بالكريات السيراميكية (Ceramic shot peening).

(d) القذف بالكريات الفولاذية (Steel shot peening).

(3) تحسين متانة الصدمة.

(4) المحافظة على كثافة منخفضة للسبائك المستخدمة في البحث.

2.1 مقدمة INTRODUCTION

يتناول الفصل الثاني المحاور العملية الآتية :-

- 1) عمليات الصهر والصب لثلاث سبائك هي السبيكة A (Al - Fe - V - Si) والسبيكة B (Al - Fe - V - Si - Ce) والسبيكة C (Al - Fe - V - Si - Zr).
- 2) اختيارات الاستقرار الحرارية لمعاملات متعددة.
- 3) اختيارات متانة الصدمة بظروف مختلفة.
- 4) اختيارات مقاومة الكلال لظروف متعددة لكل من :-
 - a. الدرفلة على البارد.
 - b. القذف بالكريات السيراميكية.
 - c. القذف بالكريات الفولاذية.
- 5) قياس كثافة السبائك.
- 6) الفحص المجهرى.

2.2 عمليات الصهر والصب MELTING AND CASTING PROCESSES

نفذت عملية صهر مكونات السبائك المستخدمة في البحث بفرن غازي من اجل تحضير السبائك المبين تكوينها في الجدول (2.1).

جدول (2.1) يبين التكوين الكيميائي للسبائك المطلوب الوصول إليها في البحث.

Alloy code	Weight percent of elements					
	Al	Fe	V	Si	Ce	Zr
A	Balance	8.5	1.3	1.7	—	—
B	Balance	8.5	1.3	1.7	0.2	—
C	Balance	8.5	1.3	1.7	—	0.2

وغلقت العناصر المضافة للمنصهر برقائق الألمنيوم (Aluminium foils) قبل اضافتها اليه ضمانا لدخولها المنصهر وانغمارها قبل ملامستها للاوكسجين.

تضمنت عملية الصهر والصب الخطوات الآتية:-

1. التسخين الاولى للبودقة الخزفية بحدود (500) درجة مئوية لمدة (25) دقيقة.
2. صهر قطع صغيرة من المعدن الاساس (الألمنيوم)، وبنصف الكمية الوزنية المقررة.

3. اضافة عنصر الحديد بشكل قطع صغيرة (Chips) وتحريك المنصهر بواسطة قضيب خرفي ليذوب المنصهر ويتجانس.
4. اضافة قطع عنصر الفناديوم للمنصهر المؤلف من الالمنيوم والحديد مع استمرار تحريك المنصهر لضمان حصول التجانس، وتكرر العملية نفسها للعناصر الاخرى السيلكون، السيريوم، الزركونيوم.
5. تضاف الكمية المتبقية من قطع الالمنيوم.
6. الوقت الكلي لعملية الصهر بحدود ساعة واحدة.
7. تمت عملية الصب بصورة سريعة جدا بقلب معدني موضحة صورته في الشكل (2.1)، وقد سخن مسبقا لتتلاقى انجماد المنصهر المعدني بصورة سريعة عند ملامسته جدار القالب.
8. الاخمد الفوري حال امتلاء القالب بالمنصهر في مزيج ملحي مؤلف من الماء والتلج وملح (NaCl) ذي درجة حرارة (-5) مئوية، ويتم ذلك من خلال رفع السدادة المطاطية الموجودة بين الحوض (x) الحاوي على وسط التبريد والحوض (y) الذي فيه القالب وكما موضح بالشكل (2.2). اما الشكل (2.3) فيوضح بعضاً من السبائك المستخدمة في البحث بعد عملية الصب.
9. جونسنت السبائك (A,B,C) بالمعاملة الحرارية (Homogenizing Treatment) بدرجة حرارة (500) مئوية بزمان مكوث ثلاث ساعات، وذلك لأجل التخلص من الأطوار التكوينية (Constitutional phases) المحتمل وجودها الشبه دائبة والغنية بالشوائب المترسبة على الحدود البلورية.

(a) نصف القالب

(b) القالب بعد التجميع

شكل (2.1) يوضح صورة قالب الصب.

Alloy (A)

Alloy (B)

Alloy (C)

شكل (2.3) يوضح مجموعة من السبائك (A,B,C) بعد عملية الصب بال قالب المعدني.

وتمت تجربة عدة اوساط تبريد مبينة في الجدول (2.2) وذلك من اجل التعرف على افضل وسط يحقق اوطا درجة حرارة. اذ تم اختيار الوسط الذي حقق درجة حرارة (-5) مئوية من بين تلك الاوساط وهو (الماء والتلج وملح كلوريد الصوديوم).

جدول (2.2) يوضح درجات الحرارة المتحققة باوساط تبريد مختلفة.

Cooling media	Temperature
Water + Ice	0 ° C
Water + Ice + CaCl ₂	-2 ° C
Water + Ice + NaCl	-5 ° C
Water + Ice + CaCl ₂ + NaCl	-1 ° C

2.3 اختبارات الاستقرار الحرارية THERMAL STABILITY TESTS

جرى تقطيع العينات على شكل اقراص بقطر (14) ملمتر وبسمك (6) ملمترات، ثم اجريت عملية التنعيم (Grinding) باستخدام ورق تنعيم من كاربيد السيلكون ذي درجات نعومة بالتدرج (220,320,400,600,800,1000,2000)، اما عملية الصقل (Polishing) فاجريت باستخدام معجون الالومينا (Alumina paste) بحجم حبيبي (0.25 Micron)، وبعد انتهاء كل مرحلة تنعيم او صقل تغسل النماذج بالماء المقطر والكحول وتجفف بهواء ساخن.

نفذت المعاملات الحرارية كافة في البحث بفرن كهربائي نوع (LINDBERG) يعمل في مجال درجات حرارة من (100 - 1200 °C)، واستخدم معه جهاز معايرة درجة الحرارة (Thermocouple Thermometer) نوع (OMEGA – Model 115KC)، اما قياسات الصلادة فانجزت بطريقة فيكرز (Vickers Hardness) بجهاز نوع (Microhardness tester HV 1000) وكان الحمل المسلط في اثناء القياسات (100) غرام بزمان تحميل (20) ثانية.

اجريت المعاملات الحرارية لعينات السبائك (A,B,C) بدرجات حرارية مختلفة وفقا للحالات المبينة في الجدول (2.3) وحسب الخطوات الاتية :-

1. وضع العينات بالفرن والتسخين لدرجة حرارة (150) درجة مئوية ولازمان تعرض (Exposure time) مختلفة هي (5,10,15,20&25 hrs.).
2. تكرار العملية السابقة عند درجات حرارة (200,250,300,350,400&450 °C) وبنفس فترات التعرض.

جدول (2.3) يوضح ظروف المعاملات الخاصة بالاستقرار الحرارية.

Alloy code	Condition
A ₁ ,B ₁ ,C ₁	Exposure temperature at 150 ° C for 5,10,15,20& 25 hours.
A ₂ ,B ₂ ,C ₂	Exposure temperature at 200 ° C for 5,10,15,20& 25 hours.
A ₃ ,B ₃ ,C ₃	Exposure temperature at 250 ° C for 5,10,15,20& 25 hours.
A ₄ ,B ₄ ,C ₄	Exposure temperature at 300 ° C for 5,10,15,20& 25 hours.
A ₅ ,B ₅ ,C ₅	Exposure temperature at 350 ° C for 5,10,15,20& 25 hours.
A ₆ ,B ₆ ,C ₆	Exposure temperature at 400 ° C for 5,10,15,20& 25 hours.
A ₇ ,B ₇ ,C ₇	Exposure temperature at 450 ° C for 5,10,15,20& 25 hours.

ولغرض تقييم الاستقرار الحراري للسبائك (A,B,C) يتم رسم العلاقة بين الصلادة الفيكريزية وزمن التعرض لدرجات حرارية مختلفة.

2.4 اختبارات متانة الصدمة IMPACT TOUGHNESS TESTS

حضرت السبائك (A,B,C) على وفق ماورد في البند (2.2)، وشغلت العينات بماكنة التفريز الجامعة نوع (COBET-6M82) استنادا للمواصفات القياسية لفحص الصدمة بطريقة شاربي (Charpy Impact Test) بأبعاد (55×10×10 mm) وحز على شكل حرف (V) بزاوية (45°) وعمق (2mm) وبنصف قطر (0.25mm) لقاع الحز، وكما مبينة في الشكل (2.4)، واجريت لها عمليات التنعيم والصلق الواردة في البند (2.3). ونفذ اختبار الصدمة بالجهاز [Impact Testing Machine Model FIT-300 (N)].

شكل (2.4) عينة اختبار الصدمة بطريقة شاربي.

تضمنت اختبارات الصدمة الظروف الموضحة في الجدول (2.4) وحسب الخطوات الآتية :-

1. اخمد عينات السبائك (A,B,C) بمزيج ملحي مثلج وذلك لانجاز درجة الحرارة الواطئة (-5) درجة مئوية المقاسة بمحرار زئبقي صناعي ولفترة مكوث ساعتين.
2. نفذت درجات الحرارة ($100, 150, 200 \text{ و } 250^{\circ}\text{C}$) بفرن كهربائي ولفترة تعرض ساعتين.

جدول (2.4) يوضح ظروف اختبارات الصدمة.

Alloy code	Condition
A ₈ ,B ₈ ,C ₈	Exposure temperature at -5 , 100 , 150 , 200 & 250 ° C for two hours.

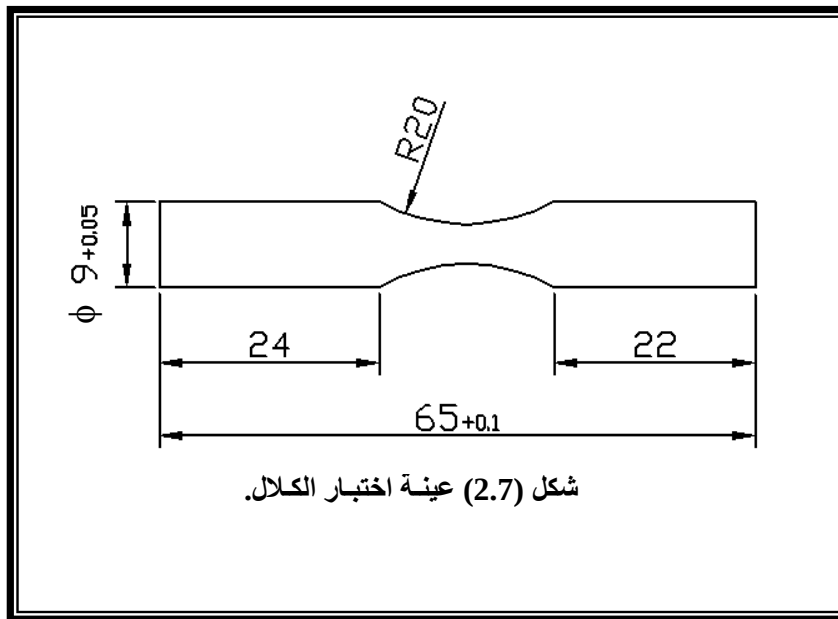
اما الشكل (2.5) فيوضح مجموعة من العينات قبل اختبار الصدمة للسبائك (A,B,C)، بينما الشكل (2.6) يوضح مجموعة من العينات بعد اختبار الصدمة. وتم رسم العلاقة بين الطاقة الممتصة (Energy Absorbed) ودرجة الحرارة المتعرضة لها السبائك (A,B,C) بزمان مكوث ثابت وذلك لتخمين دور عناصر السبك ودرجة الحرارة على سلوك تلك السبائك.

شكل (2.6) يوضح مجموعة من عينات الصدمة بعد الاختبار.

2.5 اختبارات مقاومة الكلال *FATIGUE STRENGTH TESTS*

جرى تشغيل عينات اختبار الكلال الموضحة بالشكل (2.7) على وفق كتب المواصفات الملحق بجهاز الكلال وذلك باستخدام ماكينة خراطة (CNC Takhsawa TC-2), واجريت عليها عمليات تنعيم وصقل كاملة, اذ تم استخدام ورق كاربيد السيلكون بدرجات نعومة (400,600,800,1000,1200,2000), اما الصقل فتم باستخدام قماش يشبع باستمرار بمعجون الالومنيا (Al_2O_3).

اما جهاز الكلال المبينة صورته في الشكل (2.8) فيعمل بطريقة الانحناء الدوار (Rotating bending), وهو من نوع (HI-TECH Scientific Model HSM 19). ويوضح الشكل (2.9) مجموعة من عينات اختبار الكلال للسبائك (A,B,C). وتكون العينة مثبتة من طرف واحد بشكل (Cantilever).



(a) العينة في أثناء الاختبار

(b) جهاز الكلال

شكل (2.8) يوضح صورة لجهاز الكلال.

شكل (2.9) يوضح مجموعة من عينات اختبار الكلال.

نفذ اختبار الكلال لعينات السبائك (A,B,C) بدرجة حرارة الغرفة على وفق الجدول (2.5).

جدول (2.5) يوضح اختبار الكلال.

Alloy code	Condition
A ₉ ,B ₉ ,C ₉	Fatigue test at room temperature .

وقد تم رسم العلاقة بين سعة الاجهاد (Stress amplitude) وعدد الدورات لحين الفشل (Number of cycles to failure)، وذلك لمعرفة سلوك الكلال للسبائك الثلاثة من خلال التعرف على التغيرات التي تحدث في مخطط (S-N) بعد اضافة عناصر السبك سلباً أو إيجاباً وصولاً لمحاولة تطوير أداء السبائك باتجاه زيادة مقاومتها للكلال.

2.5.1 تأثير الدرفلة الباردة في مقاومة الكلال

Effect of cold rolling in fatigue strength

درفلت عينات السبائك (A,B,C) على البارد بالماكينة المبينة صورتها في الشكل (2.10) اذ شكلت عينات السبائك (A,B,C) بارداً بماكينة درفلة نوع (Hyllus) الحاوية على اسطوانتين قطر الواحدة (120) ملمتر وبطول (1530) ملمتر، وتدار بمحرك كهربائي قدرته (1.5) قوة حصانية بسرعة دوران (30) دورة في الدقيقة، وتم حفر عدة أخاديد (Grooves) في الاسطوانتين لأجل إعطاء نسب تشكيل مختلفة.

تضمن اختبار تأثير الدرفلة الباردة في مخطط (سعة الاجهاد – عدد الدورات) الخطوات العملية الآتية:-

1. تدرفل العينات (A,B,C) على البارد بنسبة (3%).
 2. تكرر العملية السابقة عند نسب درفلة مختلفة (15% , 12% , 9% , 6%).
- اما الجدول (2.6) فيوضح الظروف الخاصة بتأثير الدرفلة الباردة في مقاومة الكلال.

جدول (2.6) يوضح ظروف اختبار الكلال بعد الدرفلة على البارد.

Alloy code	Condition
A ₁₀ ,B ₁₀ ,C ₁₀	Fatigue test after 3% cold rolling .
A ₁₁ ,B ₁₁ ,C ₁₁	Fatigue test after 6% cold rolling .

A_{12}, B_{12}, C_{12}	Fatigue test after 9% cold rolling .
A_{13}, B_{13}, C_{13}	Fatigue test after 12% cold rolling .
A_{14}, B_{14}, C_{14}	Fatigue test after 15% cold rolling .

وقد تم رسم العلاقة بين سعة الاجهاد وعدد الدورات لحين الفشل وذلك لتقييم دور الدرفلة الباردة في مخطط الكلال.

(a) جهاز الدرفلة

(b) مكان وضع العينات

شكل (2.10) يوضح صورة لماكنة الدرفلة.

2.5.2 تأثير القذف بالكريات السيراميكية في مقاومة الكلال

Effet of Ceramic shot peening in fatigue strength

تم تجميع منظومة متكاملة لتنفيذ عملية القذف بالكريات السيراميكية، اذ تألفت المنظومة من المعدات الآتية:-

1) ماكينة الخراطة Turnning Machine

تم استخدام ماكينة نوع (Myford SKL 1448041) وثبتت سرعة الدوران على (27) دورة في الدقيقة، وربط احد طرفي عينة الكلال على فكوك الغراب الثابت والطرف الاخر تم تثبيته بواسطة محور (Center) الغراب المتحرك.

2) جهاز ضغط الهواء Air Compressor

استخدم ضاغط الهواء نوع (BEBICON) وثبت ضغط الهواء على (14) كيلوغرام لكل سنتيمتر مربع. وربط جهاز ضغط الهواء مع مسدس الرمي الحاوي على الكريات السيراميكية بواسطة انبوب مطاطي يتحمل ضغطا عاليا.

3) جهاز مسدس الرمي Shot Gun

تم استخدام مسدس الرمي (Professional Spray Gun W-775) ذي فتحة خارجية (Nozzle) قطرها (4) ملليمتر، ويتحمل ضغطا بحدود (20) كيلوغرام لكل سنتيمتر مربع، اما سعته فكانت (2000) سنتيمترا مكعبا.

نفذت عملية القذف بالكريات السيراميكية باستعمال المعدات المبينة صورتها في الشكل (2.11) على وفق متغيرات عملية القذف الموضحة في الجدول (2.7)، اذ ثبتت جميع المتغيرات ماعدا الفترة الزمنية للقذف.

(a) معدات عملية القذف بالكريات

(b) العينة في إنشاء القذف بالكريات

شكل (2.11) يوضح المعدات المستخدمة لعملية القذف بالكريات.

جدول (2.7) يوضح متغيرات عملية القذف بالكريات السيراميكية.

Shot type	Ceramic (67% ZrO ₂ , 30% SiO ₂ & 3% others)
Shot size	0.4 mm
Diameter of nozzle	4.0 mm
Working distance	150.0 mm
Peening angle	90 °
Peening time	Various (60 , 90 , 120 , 150 , 180 & 210 seconds)
Air Pressure	14.0 kg / cm ²
Turn machine speed	27 r.p.m. (revolution per minute)

اما ظروف اختبار الكلال بعد تعرض العينات (A,B,C) للقذف بالكريات السيراميكية فموضحة بالجدول (2.8) والتي تضمنت الخطوات العملية الآتية:-
 1. قذف عينات الكلال للسبائك (A,B,C) بوابل من الكريات السيراميكية لفترة (60) ثانية .

2. قذف العينات بالكريات السيراميكية وبفترات قذف متفاوتة (90,120,150,180&210 seconds).

جدول (2.8) يوضح ظروف اختبار الكلال بعد القذف بالكريات السيراميكية.

Alloy code	Condition
A ₁₅ ,B ₁₅ ,C ₁₅	Fatigue test after Ceramic shot peening for 60 seconds .
A ₁₆ ,B ₁₆ ,C ₁₆	Fatigue test after Ceramic shot peening for 90 seconds .
A ₁₇ ,B ₁₇ ,C ₁₇	Fatigue test after Ceramic shot peening for 120 seconds .
A ₁₈ ,B ₁₈ ,C ₁₈	Fatigue test after Ceramic shot peening for 150 seconds .
A ₁₉ ,B ₁₉ ,C ₁₉	Fatigue test after Ceramic shot peening for 180 seconds .
A ₂₀ ,B ₂₀ ,C ₂₀	Fatigue test after Ceramic shot peening for 210 seconds .

اما الشكل (2.12) فيوضح مجموعة من عينات الكلال بعد الرمي بالكريات السيراميكية. وقد تم رسم مخطط الكلال بعد عملية الرمي بوابل من الكريات السيراميكية وذلك للتعرف على التغيرات الحاصلة في المخطط.

2.5.3 تأثير القذف بالكريات الفولاذية في مقاومة الكلال

Effect of steel shot peening in fatigue strength

انجزت عملية القذف بالكريات الفولاذية باستخدام المعدات الموضحة صورتها في الشكل (2.11) اعتمادا على متغيرات عملية القذف المبينة في الجدول (2.9)، إذ غيرت فترات التعرض للقذف وثبتت باقي المتغيرات.

جدول (2.9) يوضح متغيرات عملية القذف بالكريات الفولاذية.

Shot type	Cast steel (0.9 C, 0.1 Si, 0.4 Mn & P, S ≤ 0.05)
Shot size	0.4 mm
Diameter of nozzle	4.0 mm
Working distance	150.0 mm
Peening angle	90 °
Peening time	Various (60 , 90 , 120 , 150 , &180 seconds)
Air Pressure	14.0 kg / cm ²
Turn machine speed	27 r.p.m. (revolution per minute)

اما الحالات التي اجريت على السبائك (A,B,C) فموضحة في الجدول (2.10) والمتضمنة الخطوات الاتية :-

1. قذف عينات الكلال للسبائك (A,B,C) بوابل من الكريات الفولاذية لفترة (60) ثانية.
2. قذف العينات بوابل من الكريات الفولاذية ولفترات قذف متنوعة (90,120,150&180 seconds).

جدول (2.10) يوضح ظروف اختبار الكلال بعد القذف بالكريات الفولاذية.

Alloy code	Condition
A ₂₁ ,B ₂₁ ,C ₂₁	Fatigue test after Cast steel shot peening for 60 seconds .
A ₂₂ ,B ₂₂ ,C ₂₂	Fatigue test after Cast steel shot peening for 90 seconds .
A ₂₃ ,B ₂₃ ,C ₂₃	Fatigue test after Cast steel shot peening for 120 seconds .
A ₂₄ ,B ₂₄ ,C ₂₄	Fatigue test after Cast steel shot peening for 150 seconds .
A ₂₅ ,B ₂₅ ,C ₂₅	Fatigue test after Cast steel shot peening for 180 seconds .

اما الشكل (2.13) فيوضح مجموعة من العينات المقذوفة بالكريات الفولاذية. وتم رسم مخطط الكلال بعد اجراء عملية القذف بالكريات الفولاذية وذلك للتعرف على التغيرات الحاصلة في المخطط بعد فترات قذف مختلفة.

شكل (2.13) يوضح مجموعة من عينات الكلال المقذوفة بالكريات الفولاذية.

2.6 اختبار كثافة السبائك *DENSITY TEST OF ALLOYS*

جرى قياس الكثافة بصورة عملية لغرض تقييم السبائك المستخدمة، اذ تم استخدام ميزان الكتروني (Sartorius Bp 301S) حساس يعمل بدقة $\pm 1\text{mg}$ () واستخدم الماء المقطر كوسط سائل داخل اسطوانة زجاجية مدرجة ذات سعة (100) مليلتر.

وحسبت كثافة عمليا من خلال المعادلة الآتية :-

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

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

اما حساب الكثافة نظريا فتم بدلالة ابعاد العينة وبحسب المعادلة الآتية :-

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

وبما ان الشكل الهندسي لعينات السبائك اسطواني لذلك تصبح المعادلة :-

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

METALLOGRAPHIC EXAMINATION الفحص المجهرى

جرى الفحص المجهرى لعينات السبائك المستخدمة في البحث باستعمال المجهر الضوئي نوع (Union ME-3154) لغرض دراسة البنية المجهرية. اجريت مراحل التنعيم والصقل على عينات السبائك المعدة للفحص المجهرى وكما ورد في البند (2.3). اما محلول الاظهار فاستخدم المحلول (Keller`s Reagent) ذي التركيب (1 cm³ HF, 1.5 cm³ HCl , 2.5 cm³ HNO₃ & 95 cm³ H₂O) وبزمن اظهار يتراوح بين (10-15) ثانية.

3.1 مقدمة INTRODUCTION

تعد السبيكة (8009) من السبائك المتقدمة الحديثة المستخدمة في صناعات الفضاء، لذلك مازالت الاوساط العلمية والصناعية تجري دراسات وبحوث عدة لتطويرها، بعد ان كادت سبائك الالمنيوم التقليدية ان تفقد هيمنتها في هذا المجال.

لعل من اهم السمات البارزة للسبيكة (8009) هي استقراريتها الحرارية العالية وخصوصاً عند استخدامها في الطائرات ذات السرعة فوق الصوتية (Supersonic) والتي تتعدى (2.2 Mach)، والسرعة هذه يرافقها ارتفاع درجة حرارة بدن الطائرة (Airframe) الى اكثر من (150) درجة مئوية والتي باتت السبائك التقليدية للالمنيوم عاجزة عن الوصول لهذه السرعة بسبب التدهور الشديد في خواصها الميكانيكية المصاحب لفرط التعتيق (Overaging)، لكن الطريقة التصنيعية لهذه السبيكة تتضمن أكثر من خمس مراحل تصنيعية مما جعلها ذات كلف انتاج عالية جداً، وانها تتضمن متغيرات تصنيعية عدة يصعب السيطرة عليها مما تؤدي الى قصور في الاداء لبعض الخواص كالكلال ومتانة الصدمة عند تعرضها لاسواط الاستخدام.

لقد تم تحضير سبائك الالمنيوم ذات الاساس (Al-Fe-V-Si) بمرحلة تصنيعية واحدة وبكلف انتاج منخفضة ومناسبة للانتاج الكمي (Mass production).

تركز الدراسة الحالية على اطالة عمر الكلال لسبائك الالمنيوم ذات الاساس (Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si) اما بالية اضافة عناصر السبك بنسب ضئيلة (Microalloying) او باستخدام تقنيات عدة منها الدرفلة الباردة (Cold rolling) والقذف بالكريات السيراميكية (Ceramic shot peening) والقذف بالكريات الفولاذية (Cast steel shot peening)، والمحاولة للارتقاء بمتانة الصدمة لتلك السبائك، وجرى دراسة الاستقرارية الحرارية (Thermal stability) بمعيار الصلادة مع الزمن، وتم قياس كثافة السبائك والتصوير بالمجهر الضوئي.

3.2 الطرائق التصنيعية المتبناة في البحث

MANUFACTURING METHODS ADOPTED IN RESEARCH

(1) انتاج عينات سبائك البحث بمرحلة تصنيعية واحدة والتي وردت تفاصيلها في البند (2.2) والتي ستبين في البنود اللاحقة من هذا الفصل منافستها للطريقة التصنيعية (RSPM) لانتاج السبيكة (8009) المذكورة تفاصيلها في البند (1.2).

ونتفق مع ما اشار اليه باحثون عدة [83,108,109]، في ان تقنية (RSPM) المستخدمة لتصنيع السبائك ذات الاساس (Al-Fe-V-Si) تتضمن أكثر من خمس مراحل تصنيعية ذات كلف اقتصادية عالية جداً ومحدودة الانتاج الكمي وذلك بسبب ان تلك التقنية تتضمن عمليات ومتغيرات تصنيعية كثيرة.

(2) جميع منظومة متكاملة لتنفيذ عملية القذف بالكريات السيراميكية والفولاذية على وفق استغلال الاجهزة والمعدات المتوافرة محلياً، والتي ذكرت تفاصيلها في البند (2.5.2).

(3) تحويل ماكينة الدرفلة الباردة من اعطائها لمنتجات بشكل الواح (Sheets) الى درفلة المنتجات ذات المقاطع الدائرية، وذلك بحفر (Grooves) في درافيل الماكينة بعدة اقطار لاجل اعطاء نسب تشكيل مختلفة، والتي وردت تفاصيلها في البند (2.5.1).

3.3 التحليل الكيميائي للسبائك CHEMICAL ANALYSIS OF ALLOYS

يتضمن الجدول (3.1) التحليل الكيميائي لنماذج من سبائك البحث باستخدام جهاز الامتصاص الذري (Atomic absorption) نوع (Shimadzo).

جدول (3.1) التحليل الكيميائي للسبائك المستخدمة في البحث.

Alloy Code	Weight percent of elements					
	Al	Fe	V	Si	Ce	Zr
A	Balance	8.57	1.29	1.71	—	—
B	Balance	8.45	1.31	1.73	0.21	—
C	Balance	8.55	1.28	1.72	—	0.22

وتبين من الجدول (3.1) ان السبيكة الاساس (A) واقعة ضمن حدود التكوين الكيميائي للسبيكة AA 8009 [Al-(8.4-8.9)Fe-(1.1-1.5)V-(1.7-1.9)Si ;wt%] المعروف من قبل جميعه الالمنيوم (Aluminium Association) [110].

3.4 اختبارات الصلادة HARDNEES TESTS

تم قياس صلادة عينات السبائك (A,B,C) المسبوكة بالقوالب المعدنية المبردة سريعاً بدرجة حرارة (-5) مئوية بعد معاملة المجانسة وكما مبين في الجدول (3.2).

جدول (3.2) يوضح صلادة السبائك المستخدمة في البحث.

Alloy Code	Condition	Form	Vickers Hardness
------------	-----------	------	------------------

			(kg/mm ²)
A (Base alloy)	As homogenized	Rapid die casting	90.0
B (Alloy Containing Ce)	As homogenized	Rapid die casting	91.0
C (Alloy Containing Zr)	As homogenized	Rapid die casting	101.0

ويتضح من الجدول (3.2) ان السبائك الثلاثة (A,B,C) تمتلك صلادات وافية, اذ يعزى السبب في ذلك الى ان تلك السبائك تضمن تكوينها الكيميائي اكثر من عنصر

سبك (Alloying element) تسبب في تكوين مركبات كيميائية لمتشتتات معدنية بينية (Intermetallic dispersoids) امثال الاطوار $[Al_{13}(Fe,V)_3Si]$ و (Al_3Fe) و (Al_4Ce) و (Al_3Zr) في ارضية الالمنيوم ($\alpha - Al$) والتي اليها يرجع الارتفاع في الصلادة, اذ انها تعمل على اعاقه حركة الانخلاعات, بالاضافة الى ان تلك السبائك بردت سريعا بعد سباكتها بالقوالب المعدنية والذي سبب في تصغير الحجم الحبيبي لمتشتتاتها.

اما السبيكة (C) فامتكلت صلادة اعلى من نظيرتها السبيكتين (A) و (B) وذلك لان عنصر الزركونيوم (Zr) صغر الحجم الحبيبي لارضية الالمنيوم و لمتشتتاتها بالاضافة الى ان (Zr) كون المركب (Al_3Zr) المتطابق مع الارضية والذي سبب في توليد مجالات انفعال تعيق حركة الانخلاعات, و بناءً على ذلك تفوقت صلادة السبيكة (C) بنسبة (12%) عن صلادة السبيكة الاساس (A), وهذا الاستنتاج يتشابه مع ما توصل اليه باحثون اخرون [24,109].

واظهرت السبيكة (B) الحاوية عنصر السيريوم (Ce) تحسنا طفيفا في الصلادة بنسبة (1%) مقارنة مع صلادة السبيكة الاساس (A) ويرجع السبب في ذلك الى الدور الاصلاحي لعنصر (Ce), كما ان الفرق في نصف القطر الذري (Atomic radius) بين (Ce) و (Al) يكون مؤثراً, اذ يبلغ نصف القطر الذري للسيريوم (1.85) انكستروم اما للالمنيوم فيبلغ (1.43) انكستروم.

ويمكن التحكم بالصلادة الفيكريزية (HV) للسبائك ذات اساس (Al-Fe) من خلال المعادلة الاتية [109]:-

$$HV = (\lambda/A) (Q_V^{1/2} / d_s + B/A) \quad \text{Equation(3.1)}$$

حيث λ : المسافة بين الجسيمات المتشتتة.

Q_V : الكسر الحجمي للجسيمات.

d_s : حجم الجسيمات.

A&B: ثوابت. وبما ان حجم الجسيمات (d_s) في مقام المعادلة (3.1) لذا فان صغر حجمها (تتبعيها) يرافقه زيادة في الصلادة (HV).

3.5 اختبارات الاستقرار الحرارية THERMAL STABILITY TESTS

يعد ثبوت الصلادة أو التغير الطفيف فيها عند درجات حرارية مختلفة مع الزمن مؤشرا جيدا على الاستقرار الحرارية بتلك الدرجات.

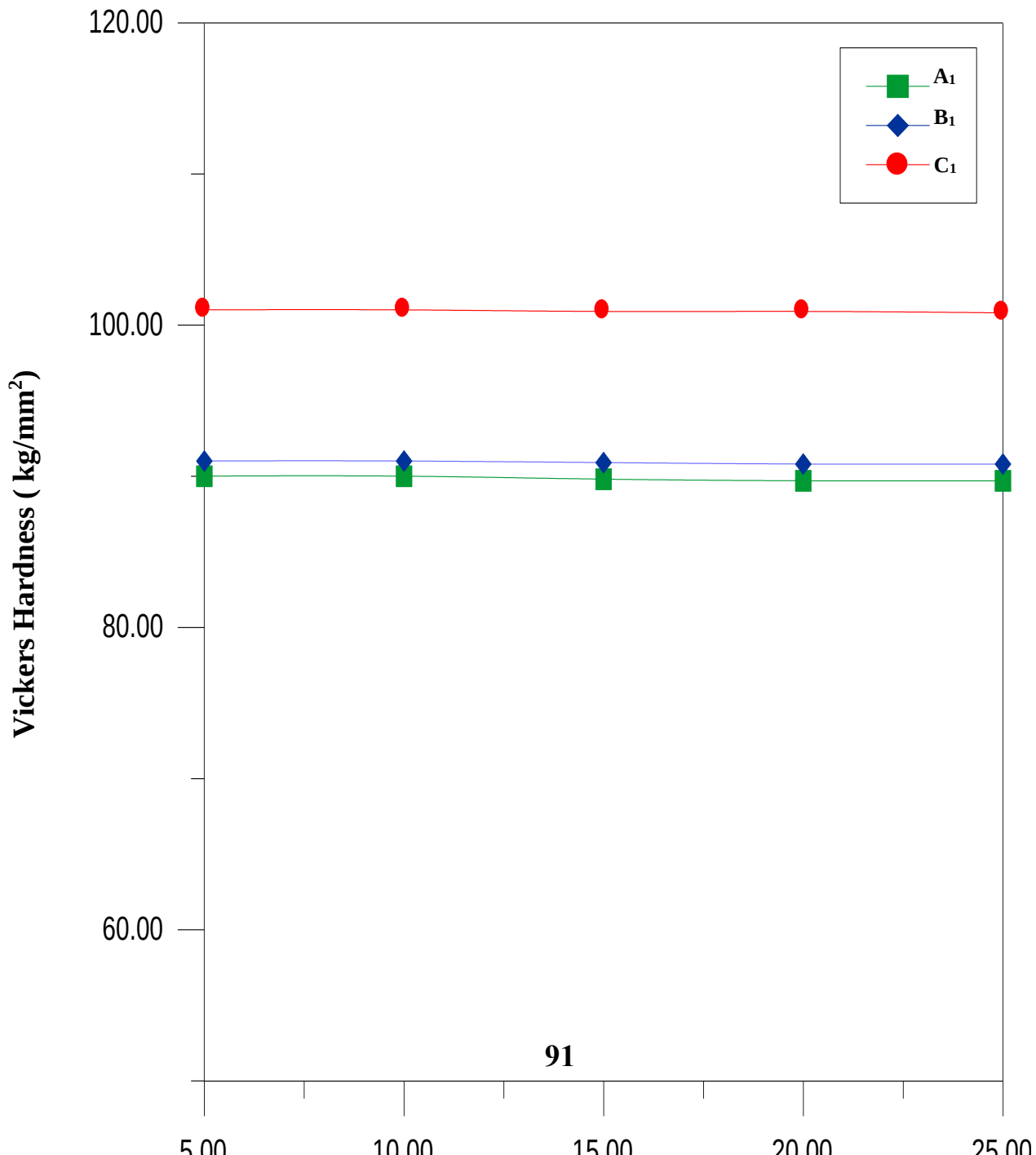
ان علاقة الصلادة الفيزيائية مع زمن التعرض لدرجة حرارة (150) درجة مئوية بينها الشكل (3.1)، ومنه نلاحظ استقرارية حرارة عالية جدا طيلة ازمان التعرض للسبائك (A_1, B_1, C_1). اما الاشكال (3.2) و (3.3) و (3.4) و (3.5) فبينت علاقة الصلادة مع زمن التعرض لدرجات الحرارة (200) و (250) و (300) و (350) درجة مئوية على التوالي. اذ تبدي السبائك (A, B, C) سلوكا متشابها في استقراريتها وامتلكت السبيكة (C) الحاوية عنصر (Zr) اعلى استقرارية، تلتها السبيكة (B) الحاوية عنصر (Ce) ثم السبيكة الاساس (A)، والسبب في ذلك يرجع الى ان هذه السبائك بنيت على اساس التحكم بحركية التخشين (Kinetic of Coarsening) الواردة في البند (1.4) من خلال اختيار عناصر السبك الواطئة الذوبانية والانتشارية في الألمنيوم المعروضة في الجدول (1.4) والتي كونت متشتتات مستقرة، وربما شكل وحجم وتوزيع جسيمات تلك المتشتتات بقيت دون تغيير، والسبب الاخر الجوهرى لامتلاك الاستقرار العالية يكمن في ان السبائك (A, B, C) صنعت بالية تضمن انجمادها السريع (Rapid Solidification) التي لم تعطي السبائك وقتا كافيا لتشكل الاطوار الخشنة او المنعزله المسببة لتخفيض الاستقرار الحرارية بالاضافة الى تقديمها مشتتات دقيقة.

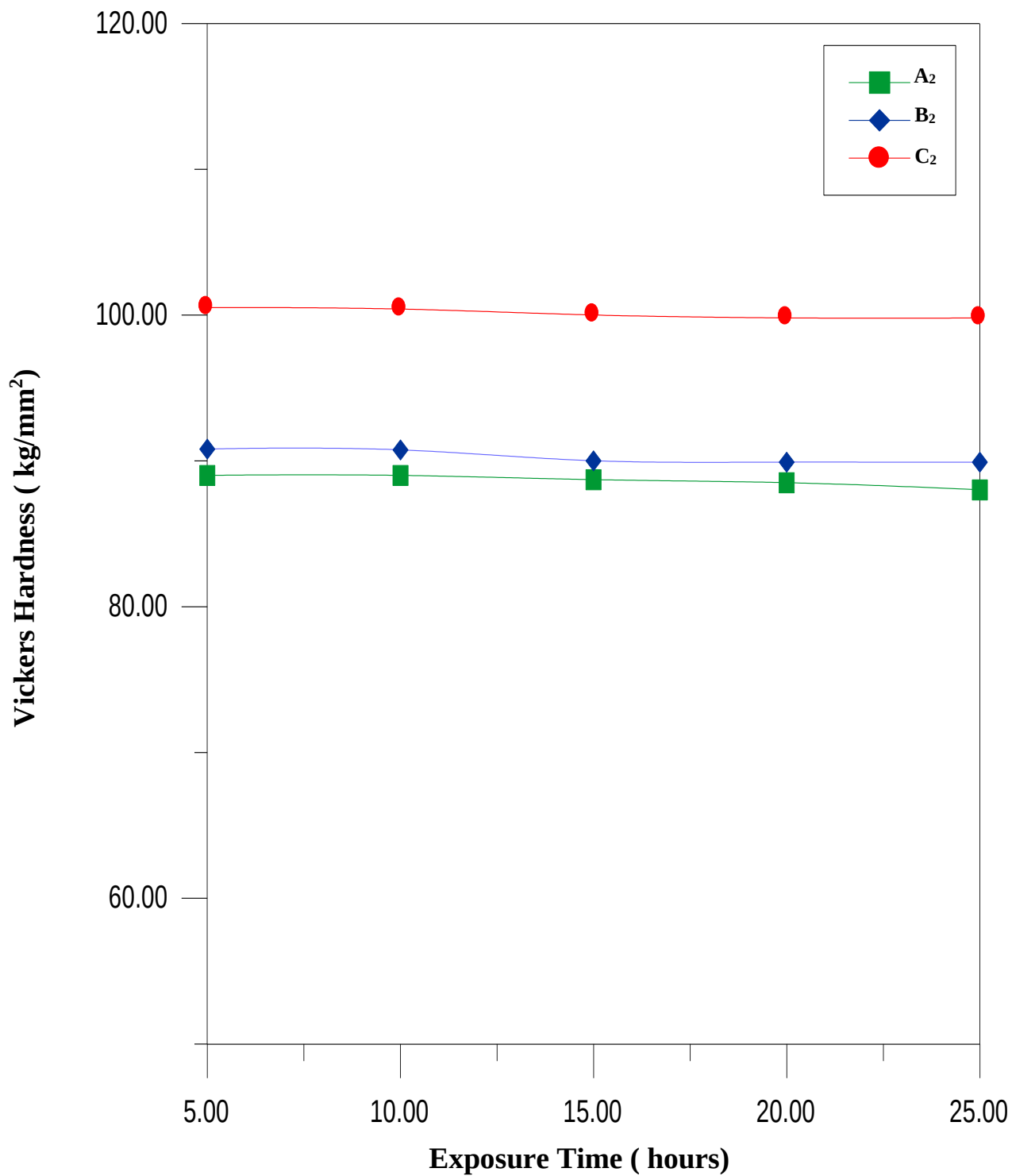
ونتفق مع ما اشار اليه باحثون اخرون [20,23,47] في ان الاطوار الثانوية (Second phases) تكون بالمقام الاول مسؤولة عن التقوية لسبائك الألمنيوم ذات الاساس (Al-Fe)، وربما جزء قليل من البنية المجهرية حاويا على الاطوار الوسطية الخشنة التي تتكون في مناطق بطيئة الانجماد. اما الحجم والمسافة بين جسيمات الاطوار فانها دالة

لمعدل التبريد للانجماد الموضعي، اذ بزيادة معدل التبريد يصبح الطور الثانوي ناعما (دقيقا) بينما الطور الخشن مستبعد حدوثه وبالتالي تحسن الخواص الميكانيكية.

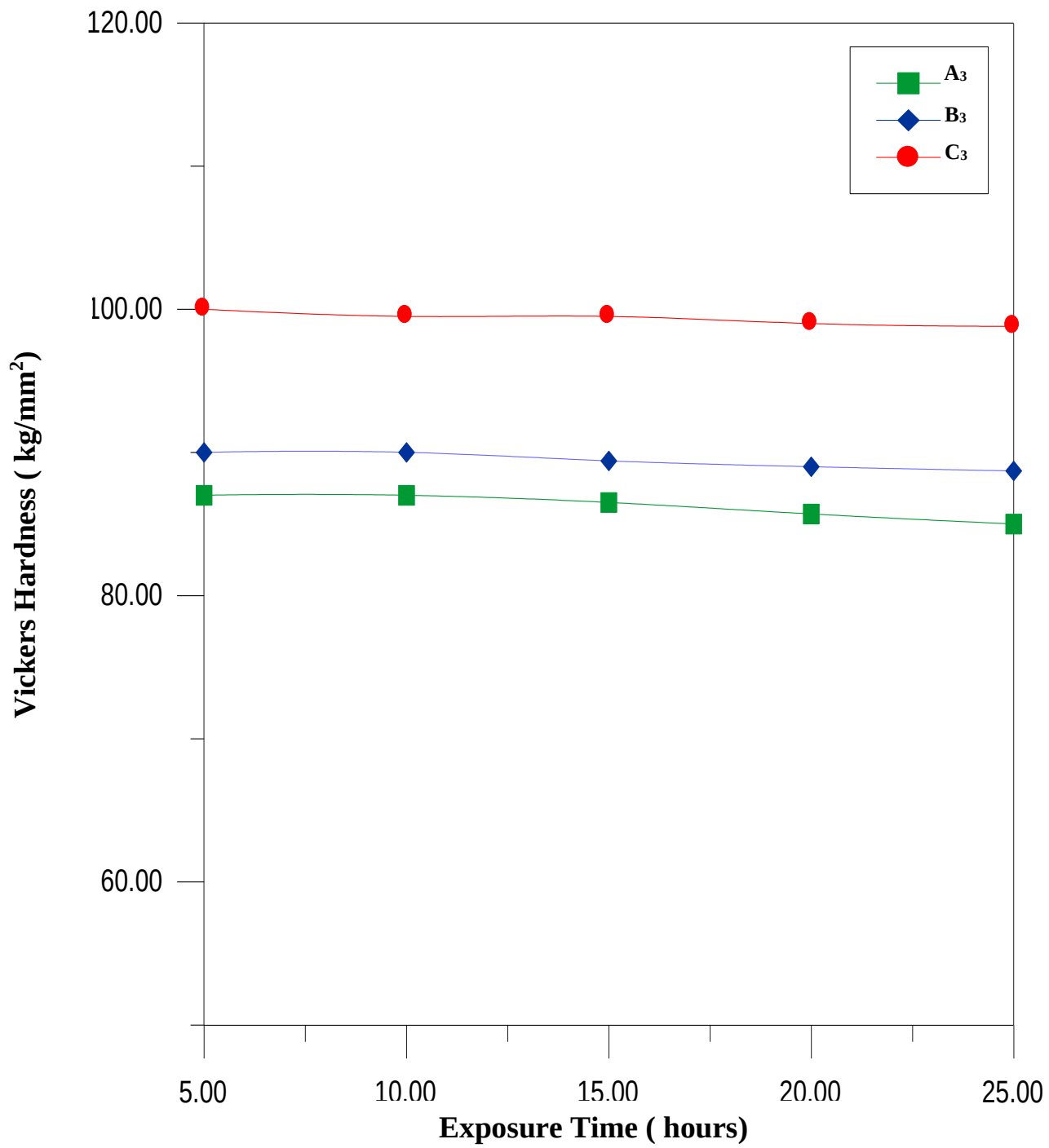
اما الاشكال (3.6) و (3.7) فتوضح الاستقرار الحرارية للسبائك (A, B, C) من خلال معيار قياس الصلادة مع الزمن عند التعرض لدرجات حرارة (400) و (450) درجة مئوية على التوالي، ويبدو من الشكلين ان الاستقرارية شرعت بالانخفاض. ويلاحظ من الشكل (3.6) ان اقصى انخفاض في الاستقرارية حدث بعد مرور (25) ساعة تعرض لدرجة (400) مئوية، اذ بلغت نسبة الانخفاض (22%) للسبيكة (A_6) عن السبيكة (A) وبلغ الانخفاض نسبة (12%) للسبيكة (B_6) عن السبيكة (B)، بينما السبيكة (C_6) فانخفضت الاستقرارية بنسبة (10%) عن السبيكة (C). واطهر الشكل (3.7) انخفاضا واضحا للاستقرارية عند درجة حرارة (450) مئوية وخصوصا بعد زمن تعرض (25 ساعة)، اذ بلغت نسبة الانخفاض (34%) للسبيكة (A_7) عن السبيكة (A) وانخفضت الاستقرارية للسبيكة (B_7) بنسبة (23%) عن السبيكة (B)، بينما السبيكة (C_7) انخفضت استقراريتها بنسبة (18%) عن

السبيكة (C)، ويعزى ذلك الانخفاض الى ان الاطوار المتشكلة للسبائك اخذت بالتخشين والانحلال التدريجي، وخصوصا السبيكة (A₇) التي ابدت انخفاضا اكثر من نظيرتها السبكتين (B₇) و (C₇) ويعتقد ان سبب ذلك يعود الى ان الطور المتشكك المقوي للسبيكة (A₇) هو [Silicide Al₁₃(Fe,V)₃Si] ذات الشكل الكروي اخذ بالنمو (Growth) او التخشين والتحول الى طور (Al₁₃Fe₄) الابرى الشكل الذي يخفض الخواص الميكانيكية. ومرة اخرى ابدت السبيكة (C₇) تفوقا واضحا بالاستقرارية على نظيرتها السبكتين (A₇) و(B₇)، وذلك لاحتوائها على اطوار متشككة اكثر استقرارا.

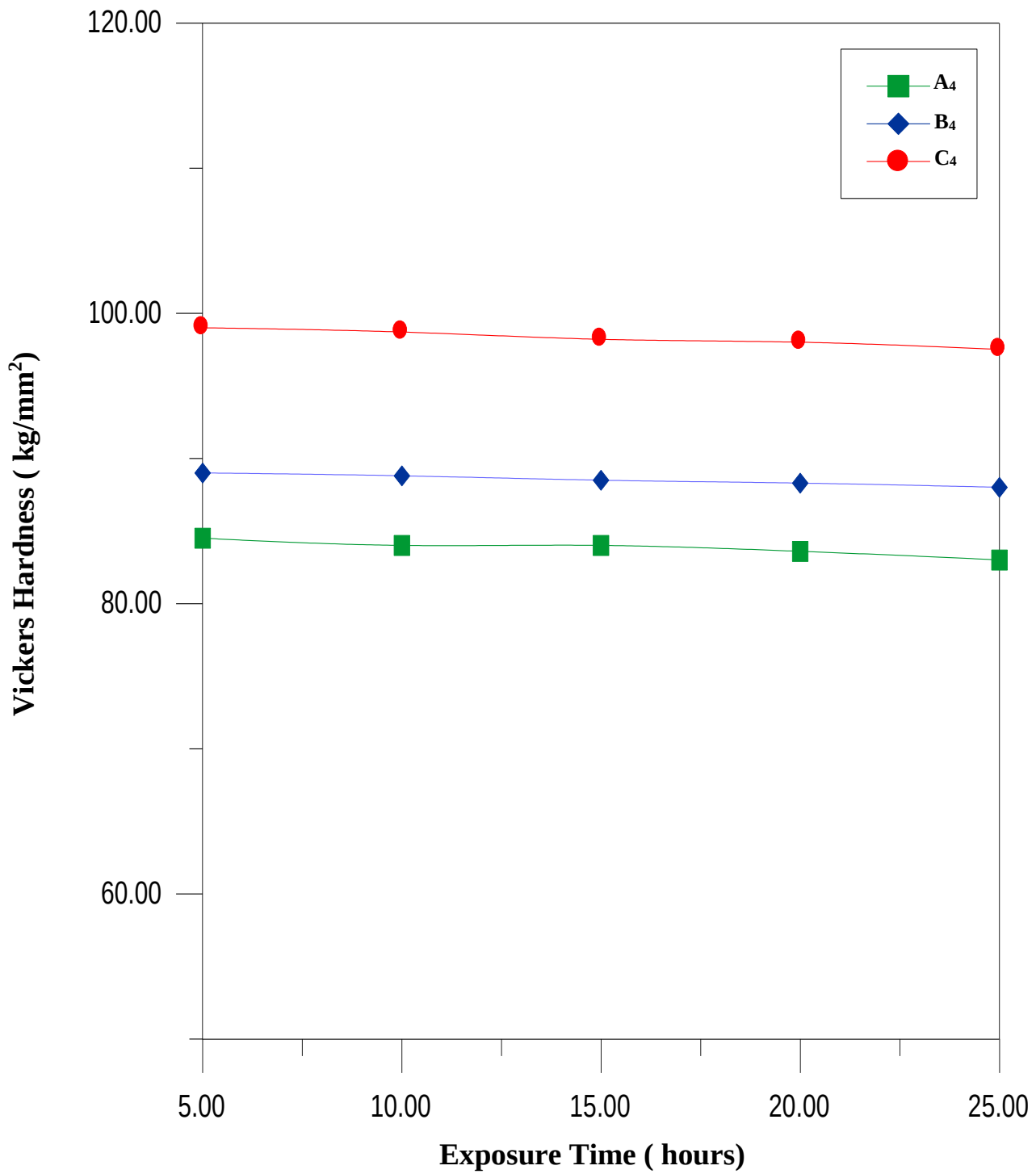




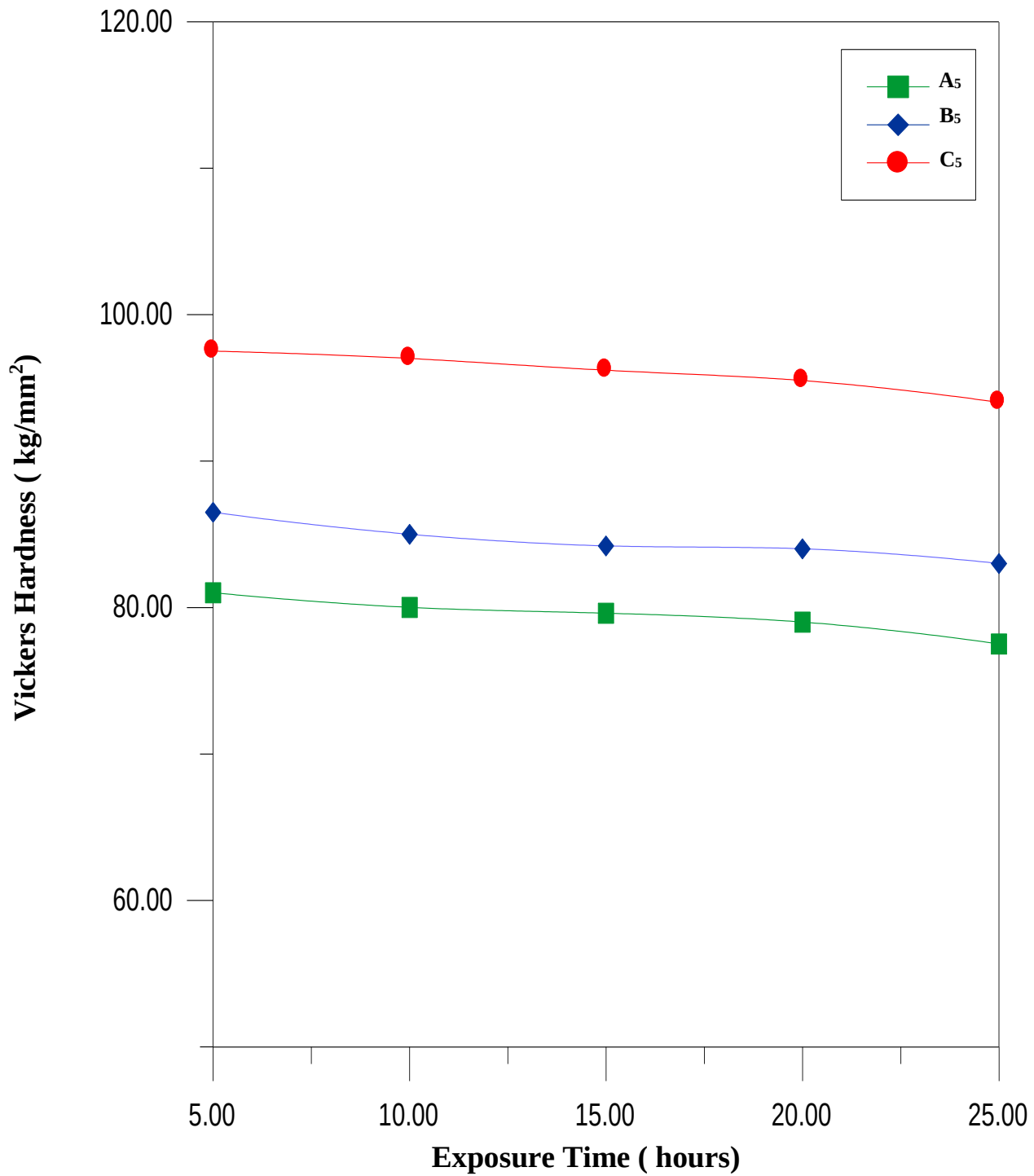
شكل (3.2) يوضح الاستقرار الحراري لدرجة حرارة 200°C ولأزمنة مختلفة للحالة (A₂, B₂, C₂).



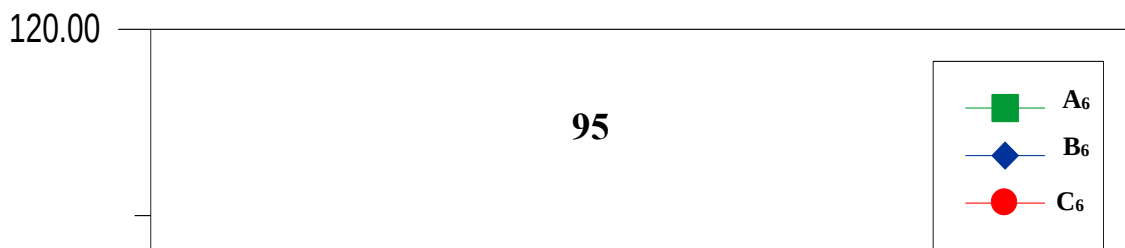
شكل (3.3) يوضح الاستقرار الحراري بدرجة حرارة 250°C ولازمان مختلفة للحالة (A_3, B_3, C_3).



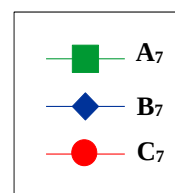
شكل (3.4) يوضح الاستقرار الحراري بدرجة حرارة 300°C ولازمان مختلفة للحالة (A4, B4, C4).



شكل (3.5) يوضح الاستقرار الحراري بدرجة حرارة 350°C ولازمان مختلفة للحالة (A₅, B₅, C₅).



120.00



3.6 اختبارات متانة الصدمة IMPACT TOUGHNESS

طريقة شاربي تعد من الطرائق المهمة لتقييم قابلية السبائك على مقاومة احمال الصدمة. وانها تعطي مؤشرا عن قصافة (Brittleness) ومطيلية (Ductility) ومتانه (Toughness) السبائك والتي تعتمد على درجة الحرارة ونوع الاجهاد ووسط الاستخدام.

يبين الشكل (3.8) قيم الطاقة الممتصة (Energy absorbed) عند درجات حرارية مختلفة للسبائك (A_8, B_8, C_8) ولفترة مكوث ثابتة مقدارها ساعتين عند كل درجة حرارة. اذ تبدي السبيكة (C_8) تفوقا واضحا بمتانة الصدمة على نظيرتيها السبكتين (B_8) والسبيكة الاساس (A_8).

بدرجة حرارة اختبار (-5) درجة مئوية امتلكت السبيكة (C_8) متانة صدمة (18 Joule) والسبيكة (B_8) امتلكت متانة صدمة (13.4 J), بينما امتلكت السبيكة (A_8) متانة (12.5J). اما عند درجة اختبار (250) درجة مئوية فان السبيكة (C_8) بلغت متانة صدمتها (19J), وبلغت متانة الصدمة (15.0J) للسبيكة (B_8), اما متانة الصدمة للسبيكة (A_8) فبلغت (13.5J). وعند مقارنة تلك القيم مع بعضها تم التوصل للاتي :-

1) اضافة عنصر (Zr) للسبيكة الاساس حسن متانة الصدمة بنسبة (44%) عن متانة الصدمة للسبيكة (A_8) عند الاختبار بدرجة حرارة (-5) مئوية، اما نسبة التحسن في متانة الصدمة فبلغت (41%) عن المتانة للسبيكة (A_8) عند الاختبار بدرجة حرارة (250) مئوية.

2) اضافة عنصر (Ce) للسبيكة الاساس حسن متانة الصدمة بنسبة (7%) عن متانة الصدمة للسبيكة (A_8) عند الاختبار بدرجة حرارة (-5) مئوية. اما بعد الاختبار بدرجة حرارة (250) مئوية فحسن (Ce) المتانة بنسبة (11%) عن السبيكة (A_8).

ان التحسن في متانة الصدمة للسبائك وخصوصا بعد اضافة عنصر (Zr) او (Ce), فيعتقد ايعازه الى ان بنيتهم المجهرية تكون دقيقة مؤلفة من اطوار متشتتة داخل ارضية مطيلية من الالمنيوم, وما يدعم ذلك التحسن هو ان سطوح الكسر الموضحة في الشكل (2.6) لاغلب عينات السبائك تكون باهتة رمادية وهذا مؤشر للسلوك المطيلي.

اما النظرية الاكثر قبولا لتفسير السلوك المطيلي للسبائك فوضحها العالم (Cottrell) بالعلاقة الرياضية الاتية [111,112,113] :-

$$(\tau_i D^{1/2} + K')K' = G \gamma_s \beta \quad \text{Equation(3.2)}$$

حيث τ_i : مقاومة الشبكة البلورية لحركة الانخلاعات.

D : الحجم الحبيبي.

K' : معامل مرتبط باطلاق الانخلاعات من التجمع.

G : معامل القص.

γ_s : الطاقة السطحية الفعالة وتتضمن طاقة التشكيل اللدن.

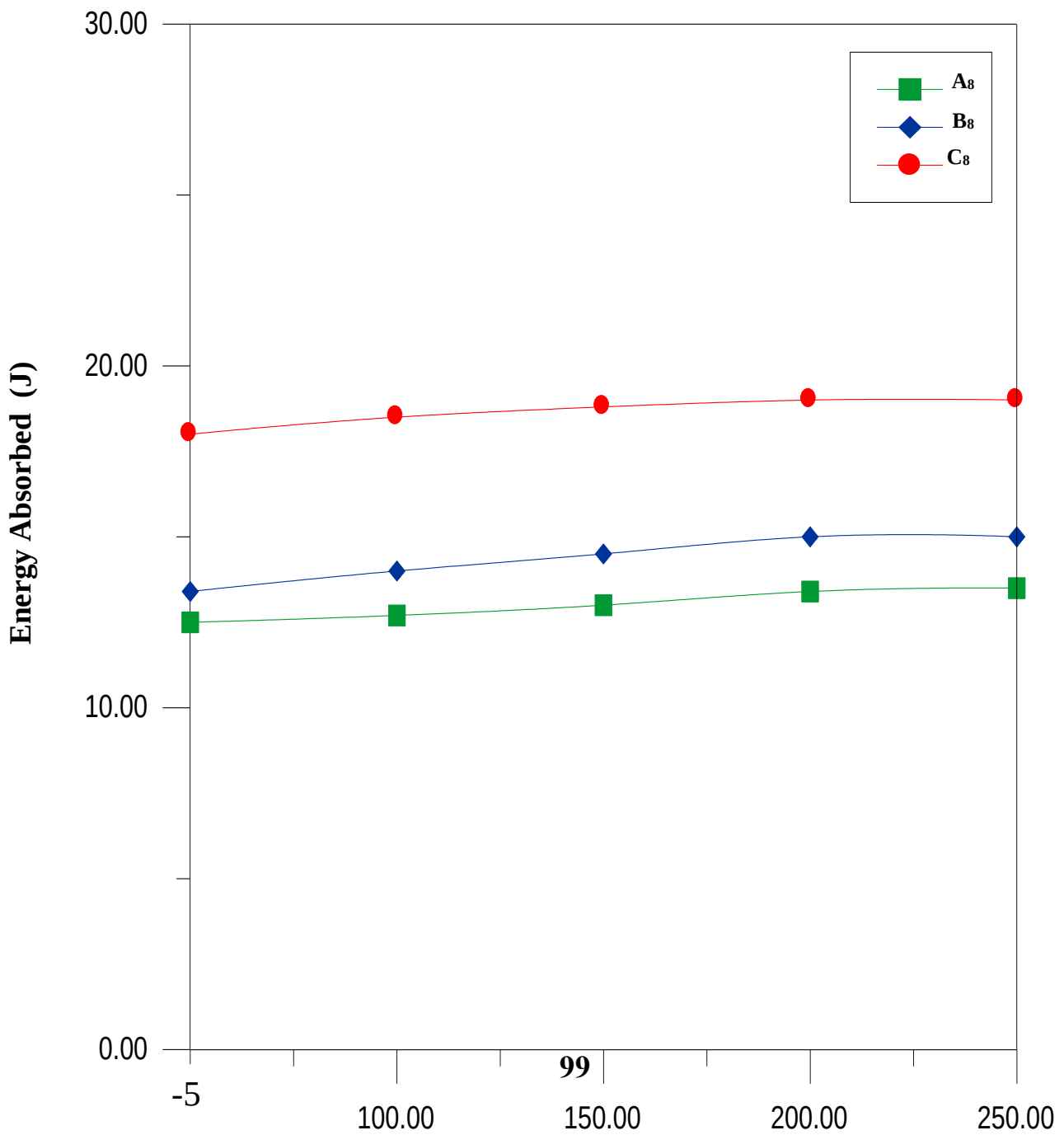
β : مصطلح يعبر عن نسبة اجهاد القص الى الاجهاد العمودي، قيمته واحد عند

اللي (Torsion)، ونصف عند الشد، وثلاث للحز.

والمعادلة هذه تسري لمختلف معدلات الانفعال التي تؤثر في τ_i ، وتعبر عن الشرط المحدد لتكوين الشق الذي يتوسع من تجمع الانخلاعات المنزلقة. فاذا كان الطرف الايسر من المعادلة (3.2) اصغر من الطرف الايمن يتكون شق مجهري ولكنه لا يستطيع النمو وهذه هي حالة الشقوق الغير قابلة للتوسع. واذا اصبح الطرف الايسر اكبر من

الطرف الايمن للمعادلة ينتج انكسار هش قابل للتوسع عند اجهاد قص يساوي اجهاد الخضوع. اما اذا كانت قيمة (K') كبيرة فان السبيكة تميل الى الكسر الهش وذلك للتغلب على الانخلاعات المبسمة بالمتشكلات، لذا فان عدد الانخلاعات المتحركة وانظمة الانزلاق تلعب دورا مهما في كبح الية نمو وتقديم الشق. وبما ان الحجم الحبيبي (D) في الطرف الايسر من المعادلة (3.2)، لذلك فان صغر الحجم الحبيبي يصاحبه تحسن في متانة الصدمة.

ان سلوك السبائك (A_8, B_8, C_8) في اثناء اختبار الصدمة كان افضل من سلوك السبيكة (8009) المصنعة بطريقة (RSPM) المستخدمة من قبل الباحث (Kennedy)، وذلك بسبب تسرب الغازات في نظام عملية التحرير من الغاز (Degassing) والذي أدى الى تكوين الالومينا التي خفضت متانة الصدمة [114].



3.7 اختبارات مقاومة الكلال *FATIGUE STRENGTH TESTS*

يمكن التعبير عن فشل الكلال ببسط صورة بأنه يتضمن عملية تخليق الشق وانتشاره (توسعه) (Nucleation and propagation of crack), وان عملية اطالة عمر الكلال تعتمد اما على اعاقه تخليق الشقوق او منع انتشارها او كليهما معاً. لاجل معرفة دور عناصر السبك على سلوك الكلال للسبائك المستخدمة في البحث، اجري هذا الاختبار الذي اعتمد كاساس للمقارنة بينه وبين التأثيرات الاخرى (الدرفلة الباردة، القذف بالكريات السيراميكية او الفولاذية).

يبين الشكل (3.9) العلاقة بين سعة الاجهاد (Stress amplitude) وعدد الدورات لحين الفشل (Number of cycles to failure)، ويظهر منه ان سلوك السبائك (A_0, B_0, C_0) متشابه عند الاجهادات العالية والواطئة. اذ ان الاجهادات العالية خفضت عمر الكلال (عدد الدورات)، بينما الاجهادات الواطئة زادت عمر الكلال ويرجع سبب ذلك الى ان الاجهادات العالية مدت السبائك بعدة مواقع لتتوية الشق ومن ثم عملت هذه الاجهادات على انتشار الشق ونموه بشكل سريع وبالتالي فشل الكلال، ويحدث العكس عند تطبيق الاجهادات الواطئة. هذا الاستنتاج يشابه ما ذهب اليه اخرون [111,112,113].

بسعة اجهاد (140 MPa) فشلت السبيكة الاساس (A_0) بعدد دورات (872313)، وبعدد دورات (982732) فشلت السبيكة (B_0)، بينما السبيكة (C_0) فشلت بعدد دورات (2156760). اما بسعة اجهاد (300 MPa) فشلت السبيكة (A_0) بعدد دورات (5092)، وبعدد دورات (7026) فشلت السبيكة (B_0)، بينما السبيكة (C_0) فشلت بعدد دورات (9843). وعند مقارنة تلك القيم مع بعضها اتضح الاتي :-

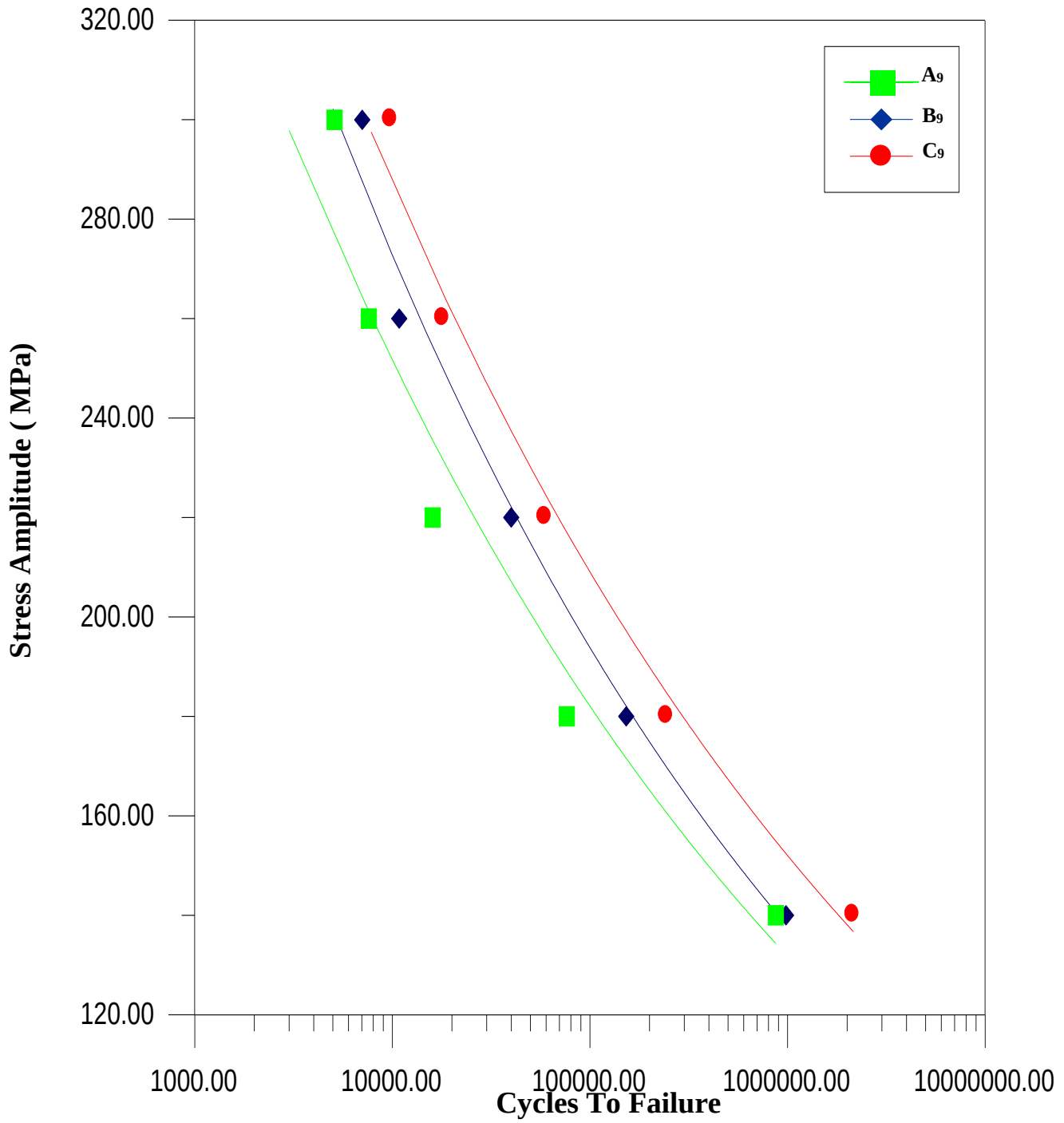
(1) اضافة عنصر السبك (Zr) للسبيكة الاساس زيد عمر الكلال بنسبة (147%) عن عمره للسبيكة (A_0) عند سعة اجهاد منخفضة (140 MPa). اما عند سعة اجهاد مرتفعة (300 MPa) فزيد العمر بنسبة (93%) عن عمره للسبيكة (A_0).

(2) اضافة عنصر السبك (Ce) للسبيكة الاساس زيد عمر الكلال بنسبة (13%) عن عمره للسبيكة (A_0) عند سعة اجهاد (140 MPa). اما عند سعة اجهاد (300 MPa) فزيد عمر الكلال بنسبة (38%) عن عمره للسبيكة (A_0).

ان التحسن في مقاومة الكلال يرجع الى ان هذه السبائك صلدت بالتشتيت بعملية الانجماد السريع التي جهزت السبائك بمتشكلات دقيقة بارضية مطيلية من الالمنيوم والتي سببت في اعاقه حركة الانخلاعات وبالمحصلة تاخير الية الانزلاق الدقيق المسببة لتكوين مواقع تنوية الشق الواردة تفاصيلها في البند (1.6).

اما التحسن في مقاومة الكلال للسبائك بعد اضافة عنصر (Zr) و (Ce) بالعملية التصنيعية المتبناة في البحث فربما يرجع الى الجمع بين خاصيتي الصلادة ومتانة الصدمة الواردة في البندين (3.5) و (3.6) على التوالي.

- (Al-) ان سلوك السبيكة الاساس (A₉) ذات التكوين الكيميائي 8.5Fe-1.3V-1.7Si يكون متقاربا مع نتائج الباحث (Kennedy) [114].



شكل (3.9) يوضح منحنى سعة الاجهاد مع عدد الدورات لحين الفشل بدرجة حرارة الغرفة للحالة (A_9, B_9, C_9) .

3.7.1 تأثير الدرفلة الباردة في إطالة عمر الكلال

Effect of cold rolling in Prolonging Fatigue Life

ان الغرض الاساسي من عملية الدرفلة على البارد ليس فقط في توليد اجهادات ضغطية متبقية (Residual compressive stresses) على سطح العينات المسببه لامكانية تقليل تخليق الشقوق (Nucleation of cracks) والتي ستتوسع لاحقاً بتأثير الكلال المؤدي للفشل، بل في تاخير عملية الانزلاق الدقيق الواردة في البند (1.6) من خلال زيادة كثافة الانخلاعات المعيقة للانزلاق.

بينت الاشكال (3.10) و (3.11) و (3.12) و (3.13) و (3.14) علاقة سعة الاجهاد مع عدد الدورات لحين الفشل بعدما شكلت عينات السبائك بالدرفلة الباردة بنسب (3%) و (6%) و (9%) و (12%) و (15%) على التوالي. اذ تظهر الاشكال تحسنا تدريجيا بعمر الكلال مع زيادة نسبة التشكيل.

ان الشكل (3.13) يظهر تحسنا واضحا بعمر الكلال بعد اجراء التشكيل البارد بالدرفلة عند نسبة (12%) مقارنة مع عمر الكلال بالاختبار الاساس المعروض بالشكل (3.9) للسبائك (A_9, B_9, C_9)، وكانت نسب التحسن بعمر الكلال كالآتي:-

1) بسعة اجهاد عالية (300 MPa)، تحسن عمر الكلال للسبيكة (A_{13}) بنسبة (28%) عن السبيكة (A_9)، وبنسبة (33%) تحسنت السبيكة (B_{13}) بالعمر عن السبيكة (B_9). اما السبيكة (C_{13}) فتحسن عمرها بنسبة (37%) عن السبيكة (C_9).
2) بسعة اجهاد واطئة (140 MPa)، تحسن عمر الكلال للسبيكة (A_{13}) بنسبة (34%) عن السبيكة (A_9)، وبنسبة (37%) تحسنت السبيكة (B_{13}) بالعمر عن السبيكة (B_9)، اما السبيكة (C_{13}) فتحسن عمرها بنسبة (48%) عن السبيكة (C_9).

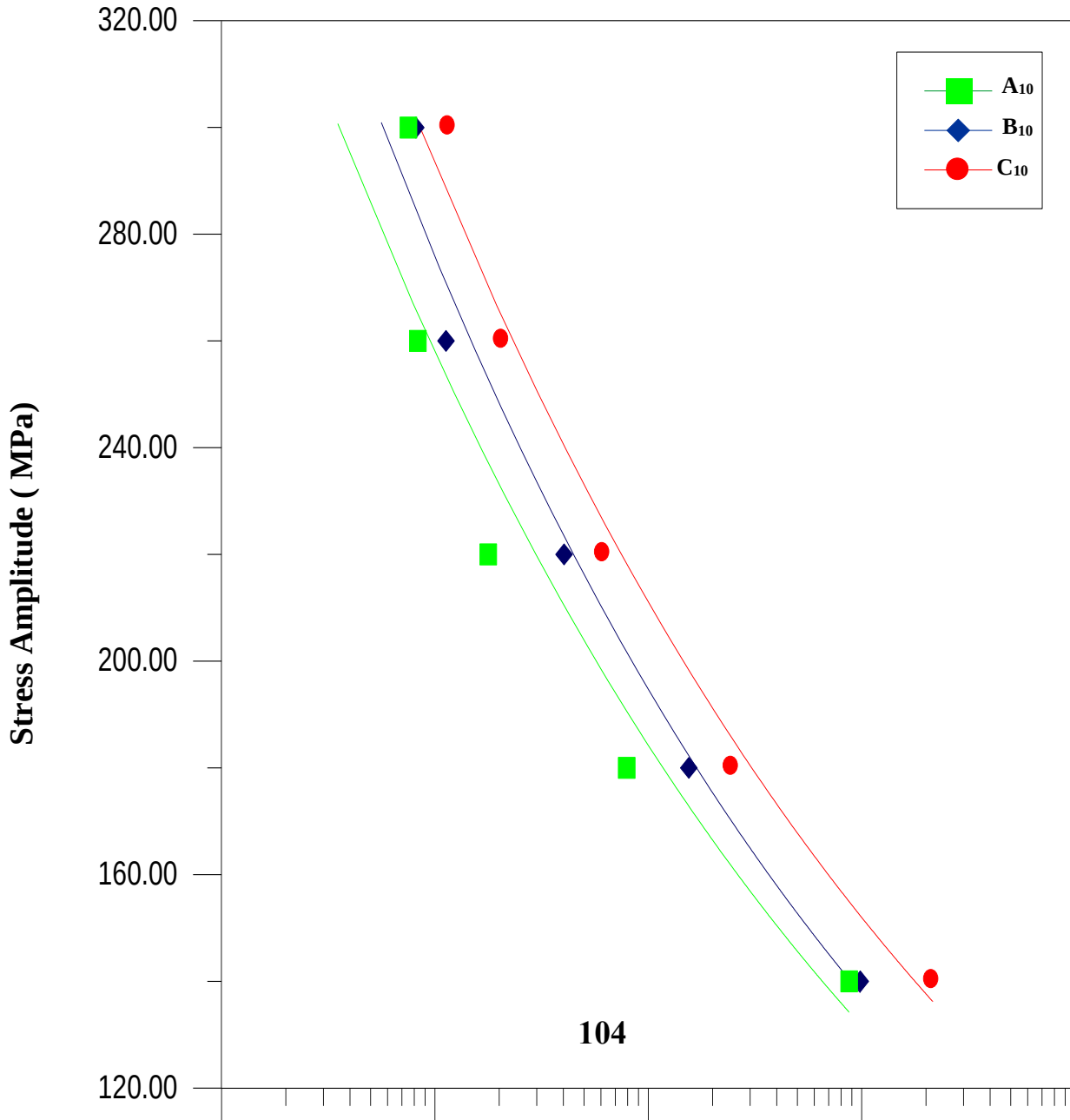
ان مقادير التحسن في عمر الكلال للسبائك (A_{13}, B_{13}, C_{13}) فيمكن ايعازه لسببين رئيسيين هما ان التشكيل بالدرفلة الباردة بنسبة (12%) سبب زيادة في كثافة الانخلاعات ومن ثم اقبالها (بسمرتها) بالجسيمات الممتشقة الحاوية عليها السبائك (A, B, C)، والسبب الاخر هو ان الدرفلة الباردة سببت توليد اجهادات ضغطية متبقية، وبالتالي يتعذر او

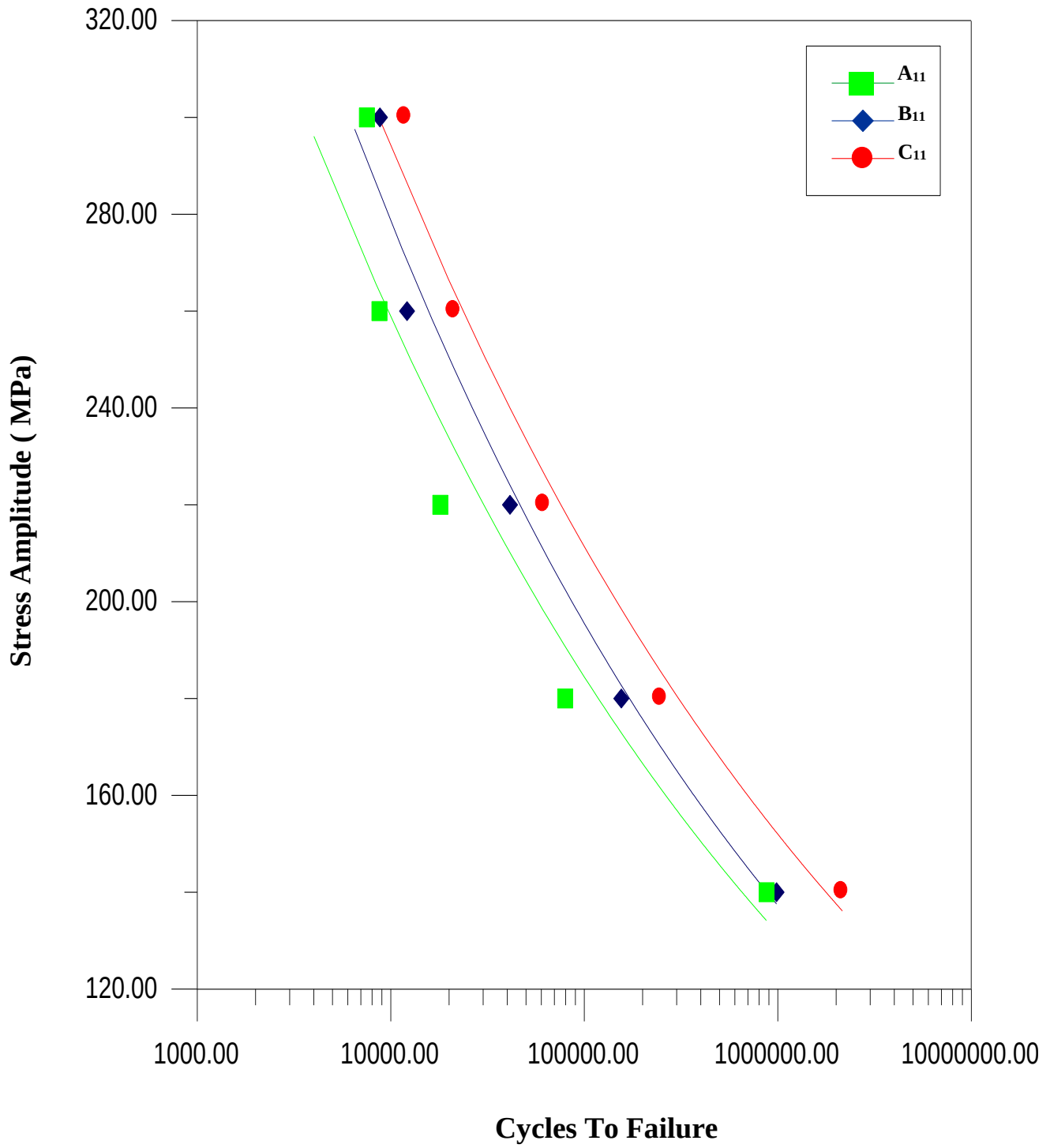
يصعب تخليق الشقوق من خلال اعاقه او عرقلة عملية الانزلاق للانخلاعات على مستويات الانزلاق.

اما الشكل (3.14) فيظهر تراجعاً في مقادير تحسن اعمار الكلال عند الاجهادات العالية (300 MPa) والاجهادات الواطئة (140 MPa)، ويعتقد السبب في ذلك هو اننا تجاوزنا القيمة الحرجة للتشكيل واحتمال حدوث تشقق بالسطح (Microcrack) لان عمليات التشكيل لايتبعها تلدين والتي سببت تخفيض اعمار الكلال من جهة، والى فقدان الانتظام الهندسي في توزيع الاجهادات الشدية والضغطية من جهة اخرى الواردة تفاصيلها في البند (1.6.2.1).

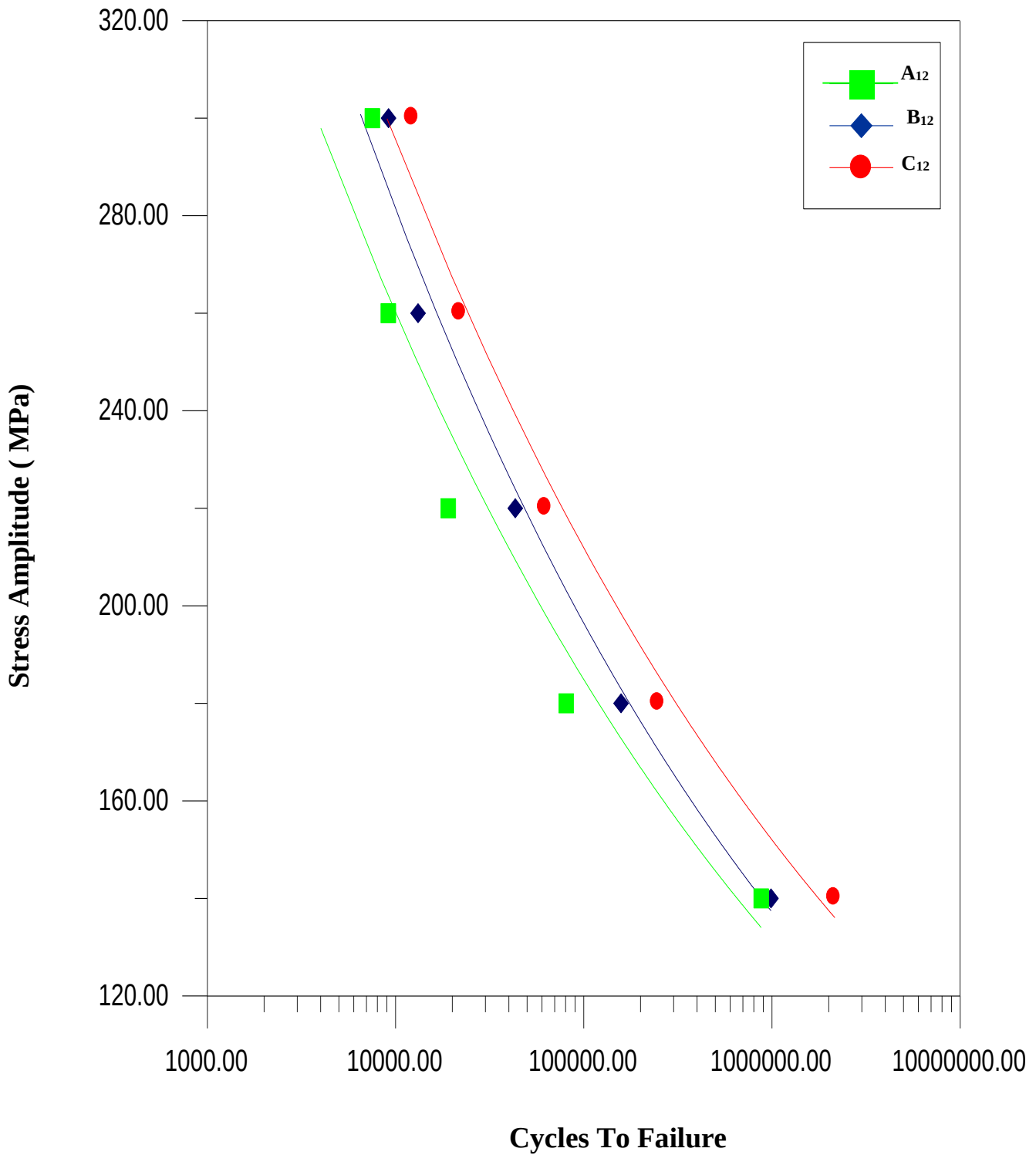
ومرة اخرى تبدي السبيكة (C_{13}) تفوقاً واضحاً بعمر الكلال على نظيرتيها السببكتين (B_{13}) و (A_{13}). اذ عند الاجهادات العالية (300 MPa) بلغت نسبة التفوق (107%) بعمر

كلال السبيكة (C_{13}) على عمره للسبيكة (A_{13}), وبنسبة (49%) تفوقت السبيكة (C_{13}) على عمر السبيكة (B_{13}). بينما عند الاجهادات الواطنة (140 MPa) تفوقت السبيكة (C_{13}) بنسبة (183%) بعمر الكلال على عمر السبيكة (A_{13}) وبنسبة (137%) تفوقت السبيكة (C_{13}) على السبيكة (B_{13}) بعمر الكلال, وربما هذا التفوق ناتج عن التأثير المشترك لعنصر السبك (Zr) والتشكيل بالدرفلة بنسبة (12%). اذ ان دور الزركونيوم يكمن في تكوينه لمركب (Al_3Zr) المتطابق (Coherent) مع ارضية الالمنيوم ونتيجة للتطابق هذا تتولد مجالات انفعالات (Strain fields) تعيق حركة الانخلاعات في اثناء حدوث الانزلاق وبالتالي تاخير الية تكوين الشق المعتمدة على الانزلاق الدقيق الواردة في البند (1.6). وهذا الاستنتاج لدور الزركونيوم يتشابه مع ما ذهب اليه اخرون [109,115].

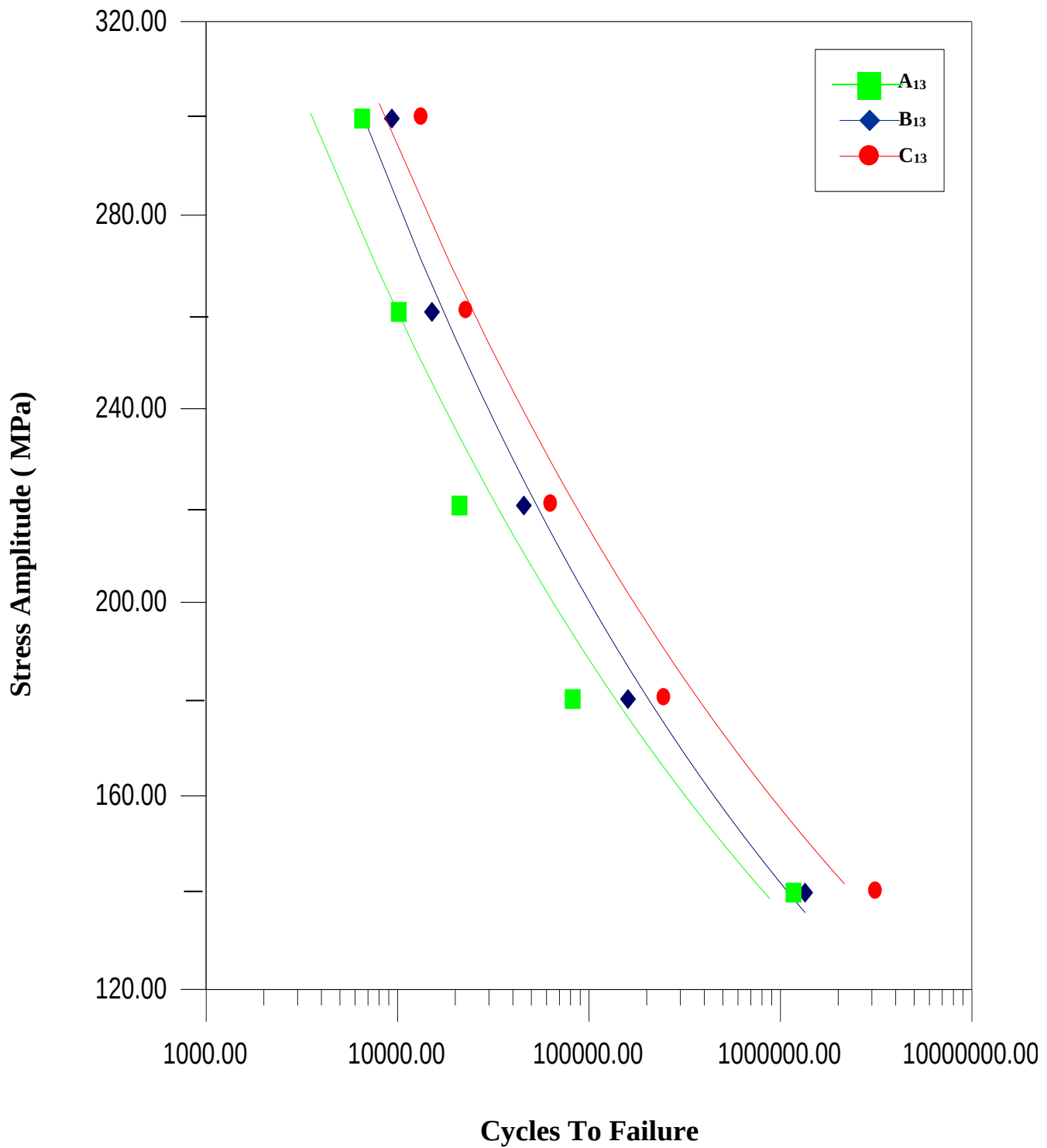




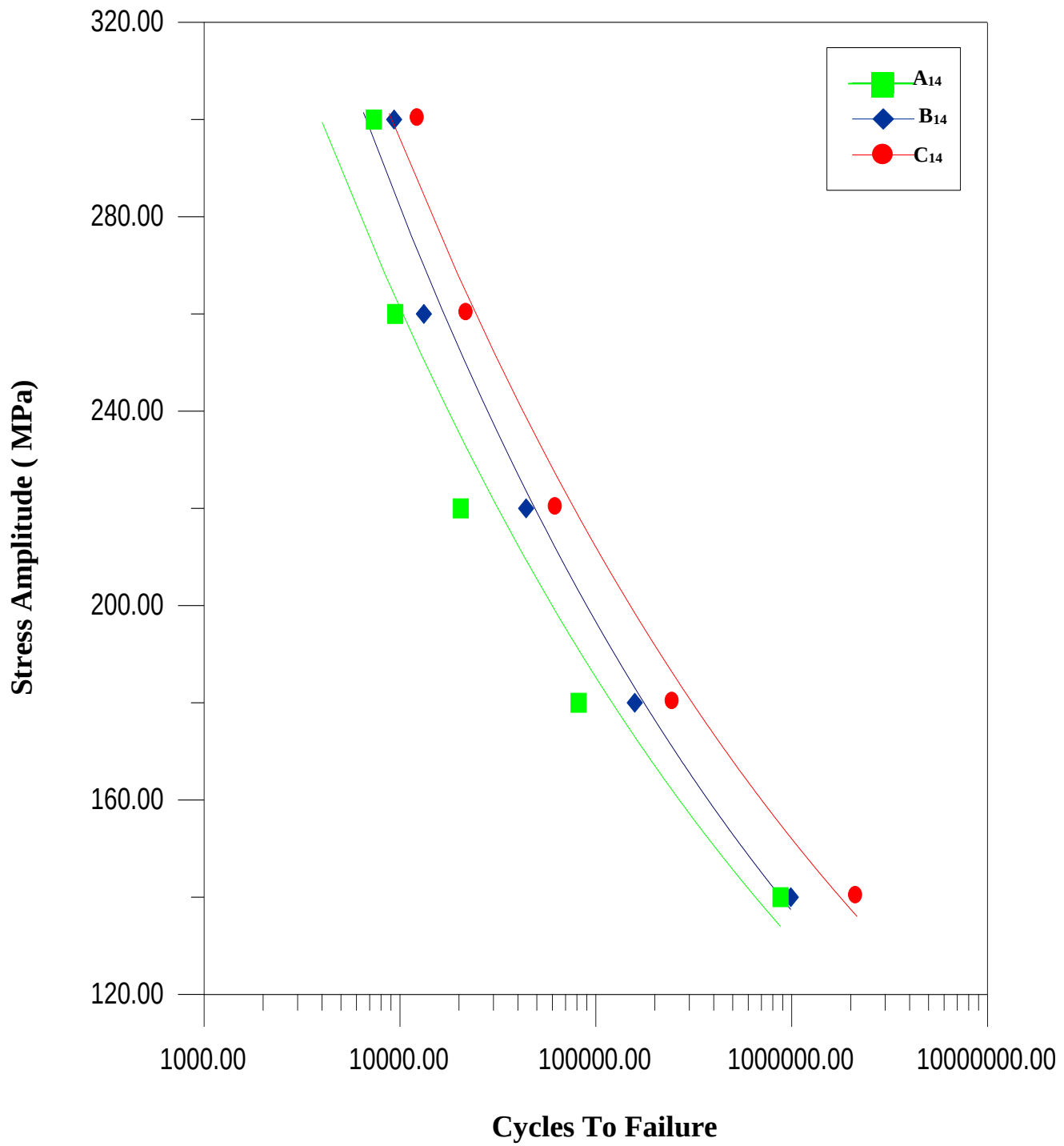
شكل (3.11) يوضح تأثير الدرفلة على البارود بنسبة (6%) في منحى الكلال للحالة (A₁₁, B₁₁, C₁₁).



شكل (3.12) يوضح تأثير الدرفلة على البارد بنسبة (9%) في منحى الكلال
للحالة (A₁₂, B₁₂, C₁₂).



شكل (3.13) يوضح تأثير الدرفلة على البارد بنسبة (12%) في منحى الكلال
للمحالة (A_{13}, B_{13}, C_{13}) .



شكل (3.14) يوضح تأثير الدرفلة على البارد بنسبة (15%) في منحنى الكلال للحالة (A_{14}, B_{14}, C_{14}) .

3.7.2 تأثير القذف بالكريات السيراميكية في إطالة عمر الكلال

Effect of Ceramic shot peening in Prolonging fatigue life

العلاقة بين سعة الاجهاد وعدد الدورات لحين الفشل بعد تنفيذ عملية القذف بالكريات السيراميكية بفترات زمنية متفاوتة (60, 90, 120, 150, 180, 210 ثانية) بينها الاشكال (3.15) و (3.16) و (3.17) و (3.18) و (3.19) و (3.20) على التوالي, اذ اظهرت تلك الاشكال تحسنا تدريجيا بعمر كلال السبائك (A,B,C) مع زيادة زمن القذف بالكريات السيراميكية.

يظهر الشكل (3.19) تحسنا واضحا لعمر الكلال بعد رمي السبائك (A_{19}, B_{19}, C_{19}) بوابل من الكريات السيراميكية بفترة قذف (180) ثانية مقارنة مع الاختبار الاساس المبين بالشكل (3.9) للسبائك (A_9, B_9, C_9). اذ كانت نسب التحسن بعمر الكلال كالآتي:-

1) بسعة اجهاد مرتفعة (300 MPa), تحسن عمر الكلال للسبيكة (A_{19}) عن عمره للسبيكة (A_9) بنسبة (118%), وبنسبة (125%) تحسن عمر الكلال للسبيكة (B_{19}) عن عمره للسبيكة (B_9), اما السبيكة (C_{19}) فتحسن عمرها بنسبة (139%) عن عمر السبيكة (C_9).

2) بسعة اجهاد منخفضة (140 MPa), تحسن عمر الكلال للسبيكة (A_{19}) بنسبة (124%) عن عمره للسبيكة (A_9), وبنسبة (128%) تحسن عمر الكلال للسبيكة (B_{19}) عن عمره للسبيكة (B_9), اما السبيكة (C_{19}) فتحسن عمرها بنسبة (150%) عن عمر السبيكة (C_9).

ان مقادير التحسن هذه في عمر كلال السبائك (A_{19}, B_{19}, C_{19}) فيعتقد انه يعود الى ان الفترة الزمنية للقذف (180) ثانية هي الفترة المناسبة في تزويد السبائك باجهادات ضغطية متبقية سببت في تاخير الية نمو الشق من جانب وعملت على غلق شق الكلال ان تواجد من جانب اخر, ويبدو ان هذه الفترة كانت كافية لاكساب سطح السبائك كله القيمة

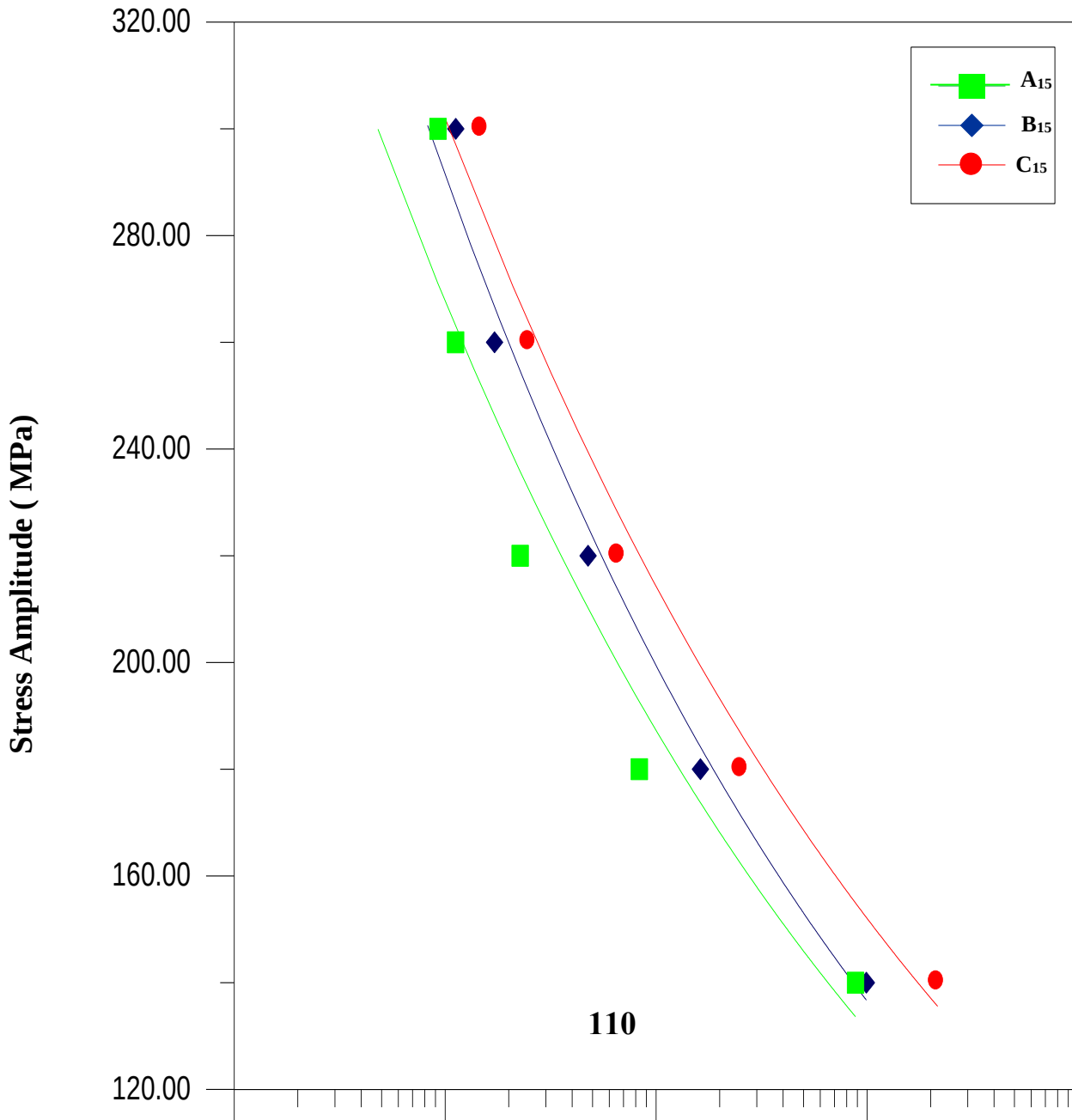
المطلوبة من الاجهادات الضغطية. اما تخطي هذه العتبة (Threshold) فالظاهر انه يمكن ان تسبب في تخليق شقوق مجهرية تسهل عملية فشل الكلال.

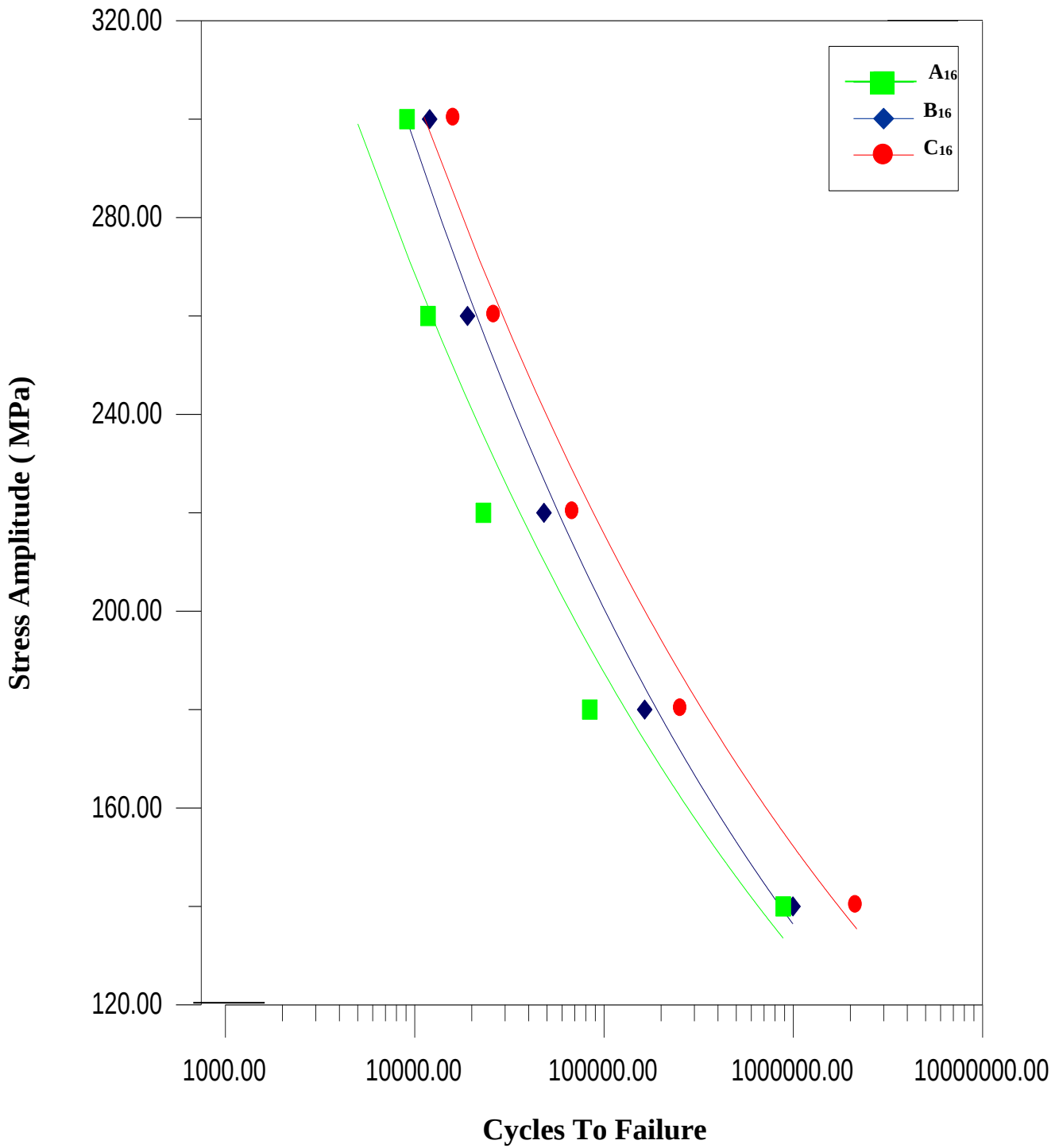
اما الشكل (3.20) فيبين تراجعا في مقادير تحسن عمر الكلال لكلتا الاجهادات العالية والواطة للسبائك (A_{20}, B_{20}, C_{20}), اذ يرجح السبب في ذلك الى ان الفترة الزمنية للقذف (210) ثانية سببت فقدان الموازنة بين الاجهادات الضغطية والشدية والتي وردت تفاصيلها في البند (1.6.2.1)، ويمكن ان تسبب ذلك في سهولة تخليق الشقوق الدقيقة.

وابدأت السبيكة (C_{19}) تفوقا واضحا بعمر الكلال على نظيرتيها السبكتين (B_{19}) و(A_{19}). اذ عند الاجهادات العالية (300 MPa) بلغ نسبة التفوق (112%) بعمر الكلال على عمره للسبيكة (A_{19}) وبنسبة (49%) تفوقت السبيكة (C_{19}) على السبيكة (B_{19}) بعمر الكلال. بينما عند الاجهادات الواطة (140 MPa) تفوقت السبيكة (C_{19}) بنسبة (175%) بعمر الكلال مقارنة مع عمر السبيكة (A_{19}), وبنسبة (141%) تفوقت السبيكة (C_{19}) على

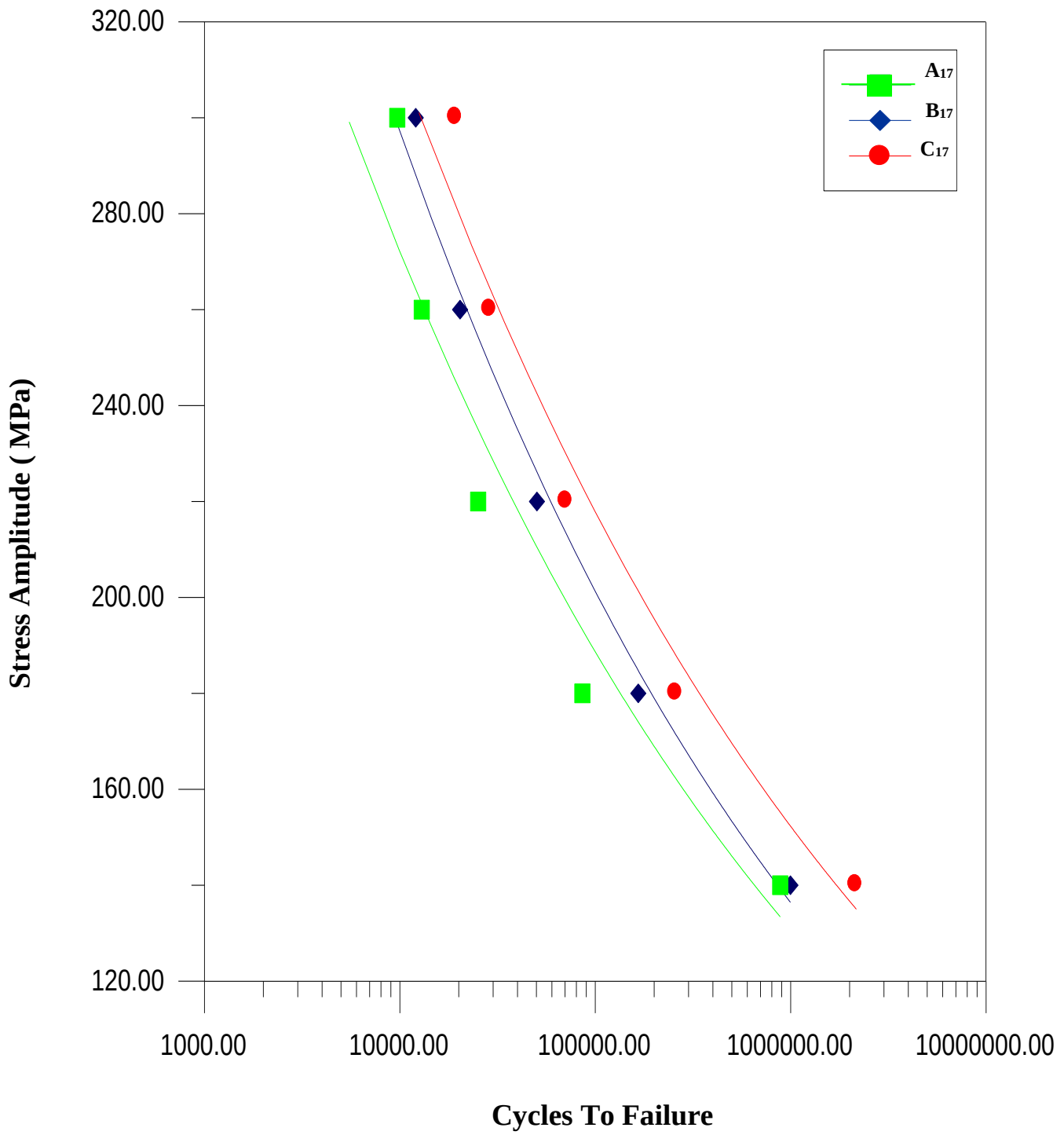
السبيكة (B_{19}) بعمر الكلال، وربما هذا التفوق ناجم عن التأثير المشترك لعنصر السبك (Zr) والقذف بالكريات السيراميكية بفترة (180) ثانية.

وقد توصل باحثون [116] الى استنتاجات مشابهة في أنظمة سبكية مغايرة برغم وجود الاختلافات في متغيرات عملية للقذف بالكريات السيراميكية، وان الباحثين ركزوا على المتغيرات التي تعطي التوافق الامثل بين اقتصادية العملية وخشونة السطح الاقل ومقاومة الكلال الافضل وانهم رجحوا استخدام الكريات السيراميكية على الكريات الفولاذية وذلك لعدم تلويثها سطح السبائك المسبب للتآكل. وتشابهت الاستنتاجات ايضا مع ماذهب اليه باحثون اخرون [117]، الذين درسوا تأثير القذف بانواع متعددة من الكريات في اداء الكلال لسبائك الالمنيوم اوالمغنيسيوم العالية المقاومة.

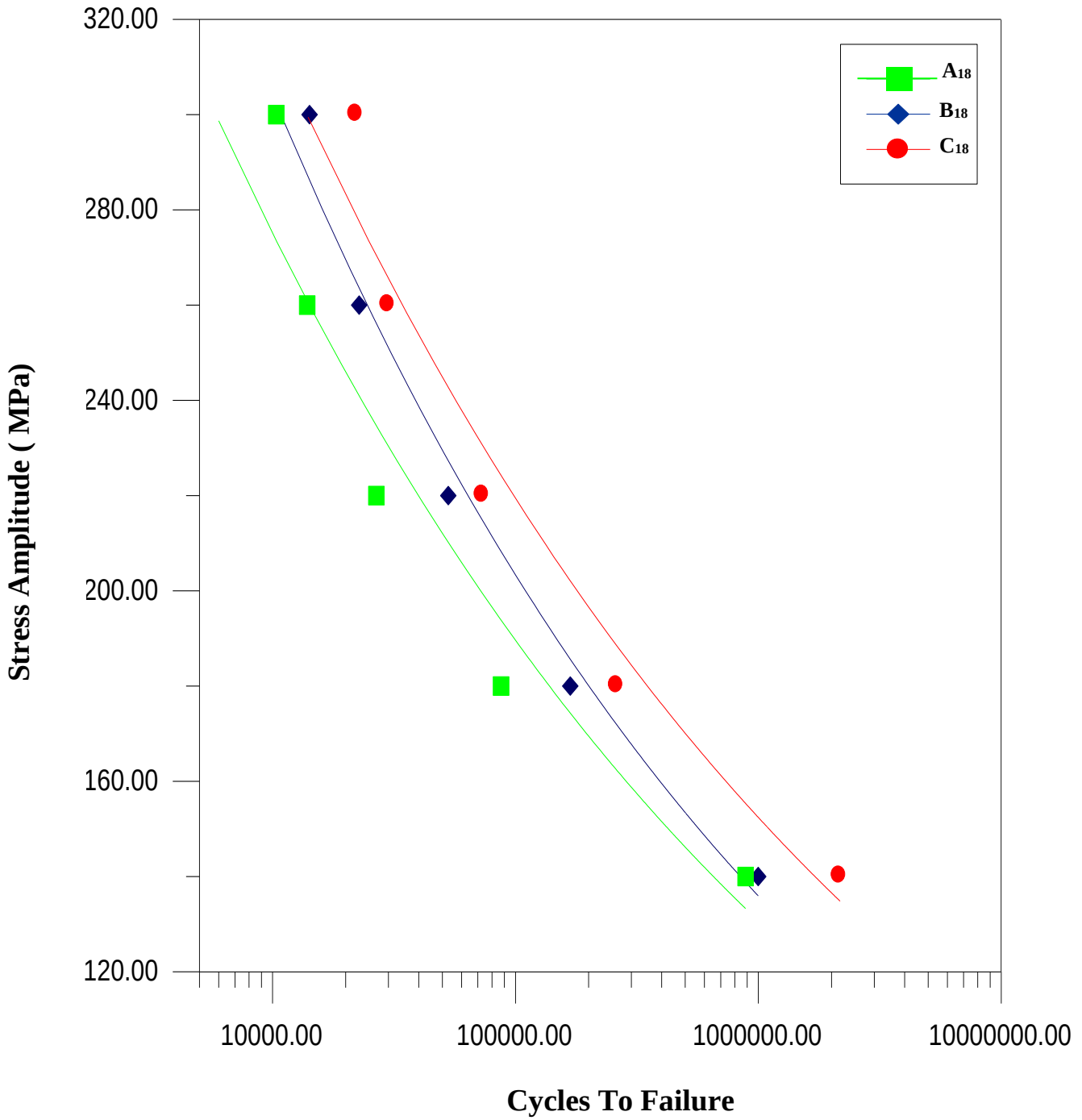




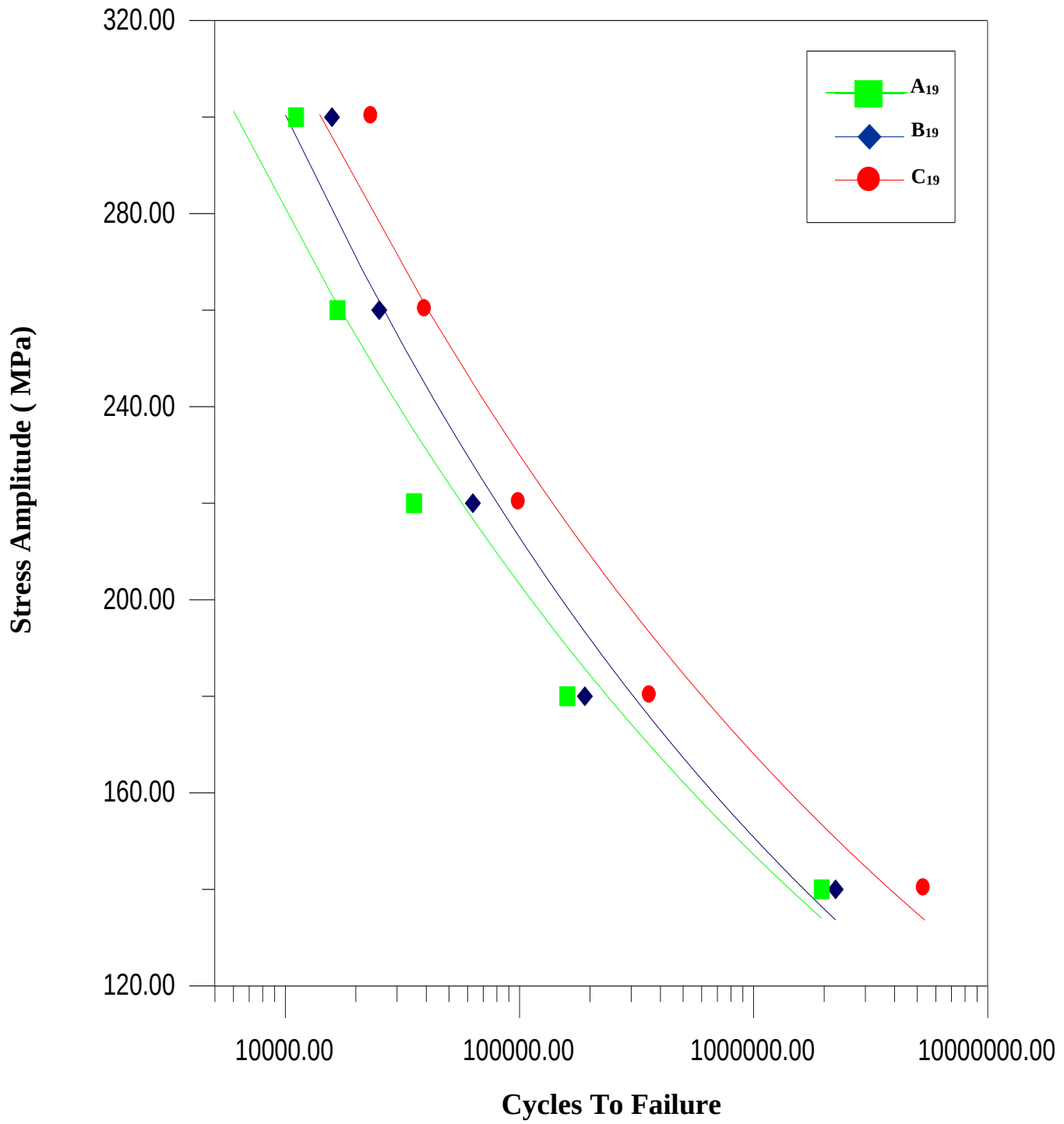
شكل (3.16) يوضح تأثير القذف بالكريات السيراميكية لفترة (90) ثانية في منحنى الكلال للحالة (A₁₆, B₁₆, C₁₆).



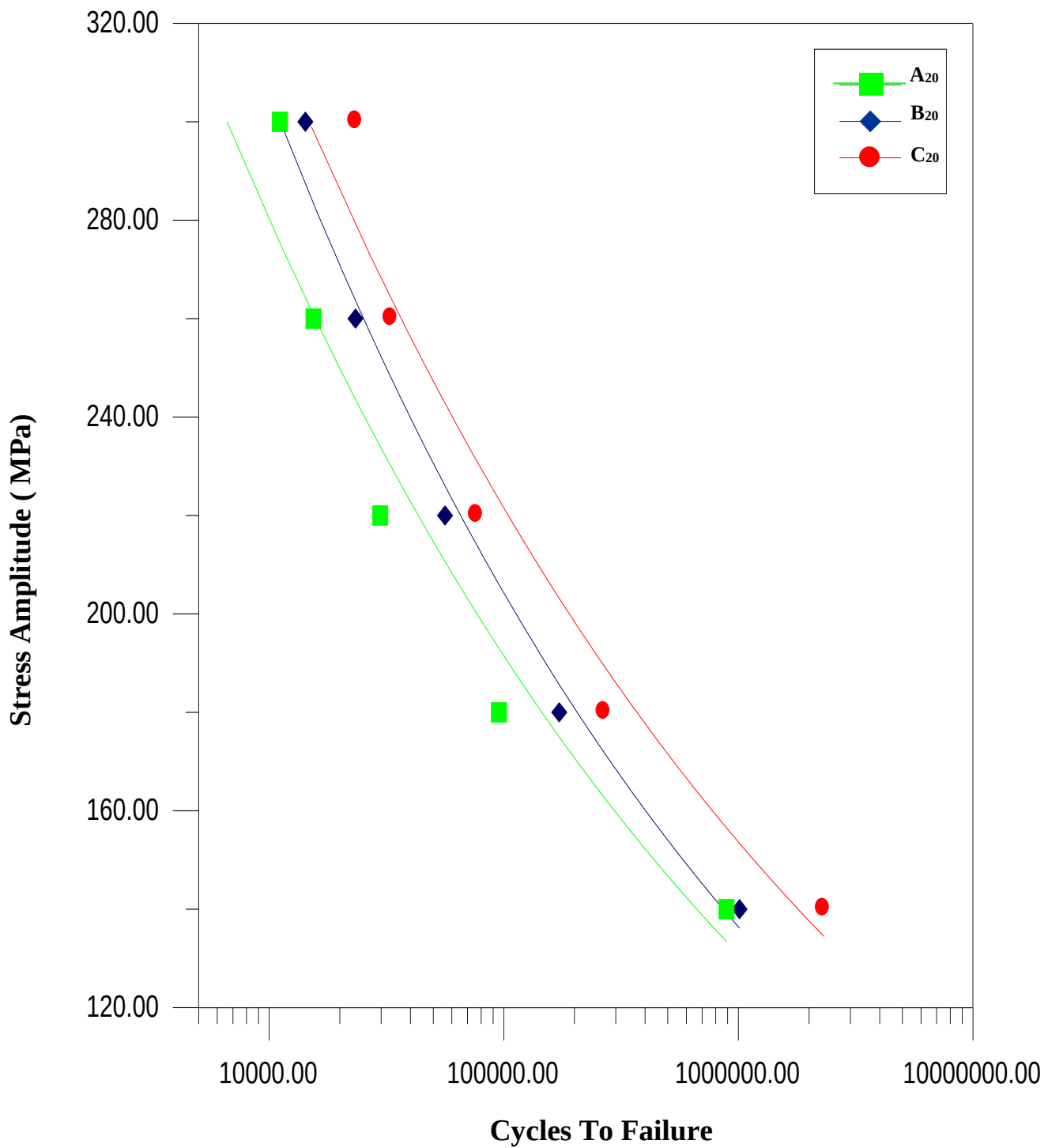
شكل (3.17) يوضح تأثير القذف بالكريات السيراميكية لفترة (120) ثانية في منحى الكلال للحالة (A₁₇, B₁₇, C₁₇).



شكل (3.18) يوضح تأثير القذف بالكريات السيراميكية لفترة (150) ثانية في منحى الكلال للحالة (A18,B18,C18).



شكل (3.19) يوضح تأثير القذف بالكريات السيراميكية لفترة (180) ثانية في منحى الكلال للحالة (A_{19}, B_{19}, C_{19}) .



شكل (3.20) يوضح تأثير القذف بالكريات السيراميكية لفترة (210) ثانية في منحى الكلال للحالة (A₂₀, B₂₀, C₂₀).

3.7.3 تأثير القذف بالكريات الفولاذية في إطالة عمر الكلال

Effect of Steel shot peening in prolonging fatigue life

بينت الاشكال (3.21) و(3.22) و(3.23) و(3.24) و(3.25) نتائج العلاقة بين سعة الاجهاد وعدد الدورات لحين الفشل بعد اجراء عملية القذف بالكريات الفولاذية بأزمان قذف متفاوتة (60 ، 90 ، 120 ، 150 ، 180 ثانية) على التوالي، وظهرت تلك الاشكال تحسنا تدريجيا ملحوظا مع زيادة زمن القذف بالكريات الفولاذية.

ان الشكل (3.24) يظهر تحسنا واضحا بعمر الكلال بعد رمي السبائك (A_{24}, B_{24}, C_{24}) بوابل من الكريات الفولاذية بفترة قذف (150) ثانية مقارنة مع الاختبار الاساس للسبائك (A_9, B_9, C_9) المبين في الشكل (3.9)، اذ بينت نتائج المقارنة ما يلي:-

(1) بسعة اجهاد مرتفعة (300 MPa)، تحسن عمر كلال السبيكة (A_{24}) بنسبة (156%) عن عمره للسبيكة (A_9)، وتحسنت السبيكة (B_{24}) بنسبة (180%) عن السبيكة (B_9) في عمر الكلال، اما السبيكة (C_{24}) فتحسن عمرها للكلال بنسبة (288%) عن عمره للسبيكة (C_9).

(2) بسعة اجهاد منخفضة (140 MPa)، تحسن عمر كلال السبيكة (A_{24}) بنسبة (586%) عن عمره للسبيكة (A_9)، بينما السبيكة (B_{24}) تحسن عمرها عن السبيكة (B_9) بنسبة (590 %)، اما السبيكة (C_{24}) فتحسن عمرها للكلال بنسبة (620%) عن عمر السبيكة (C_9).

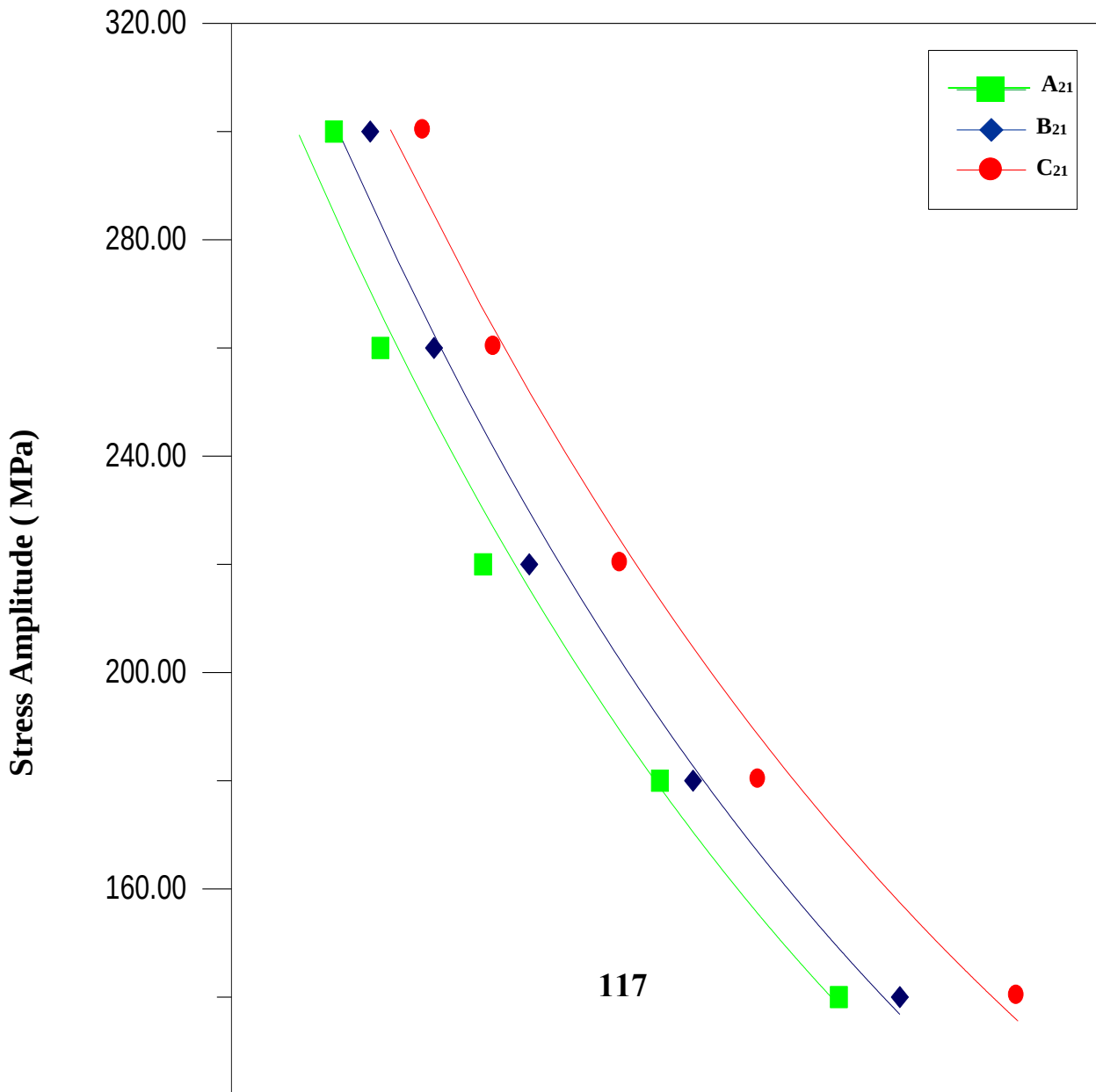
ان المقادير العاليه للتحسن في عمر كلال السبائك (A_{24}, B_{24}, C_{24}) فتعزى الى ان الفترة الزمنية (150) ثانية هي الامثل لاعطاء اجهاد ضغطية متبقية متوازنة سببت في تاخير الية نمو الشق من خلال تحسين النسيج السطحي واكسابه طبقة معدنية باجهادات متبقية منتظمة من جانب والى ايقاف شق الكلال ان تواجد عبر عدم فتح راس الشق او قمته الواردة تفاصيلها في البند (1.6.2.2) من جانب اخر.

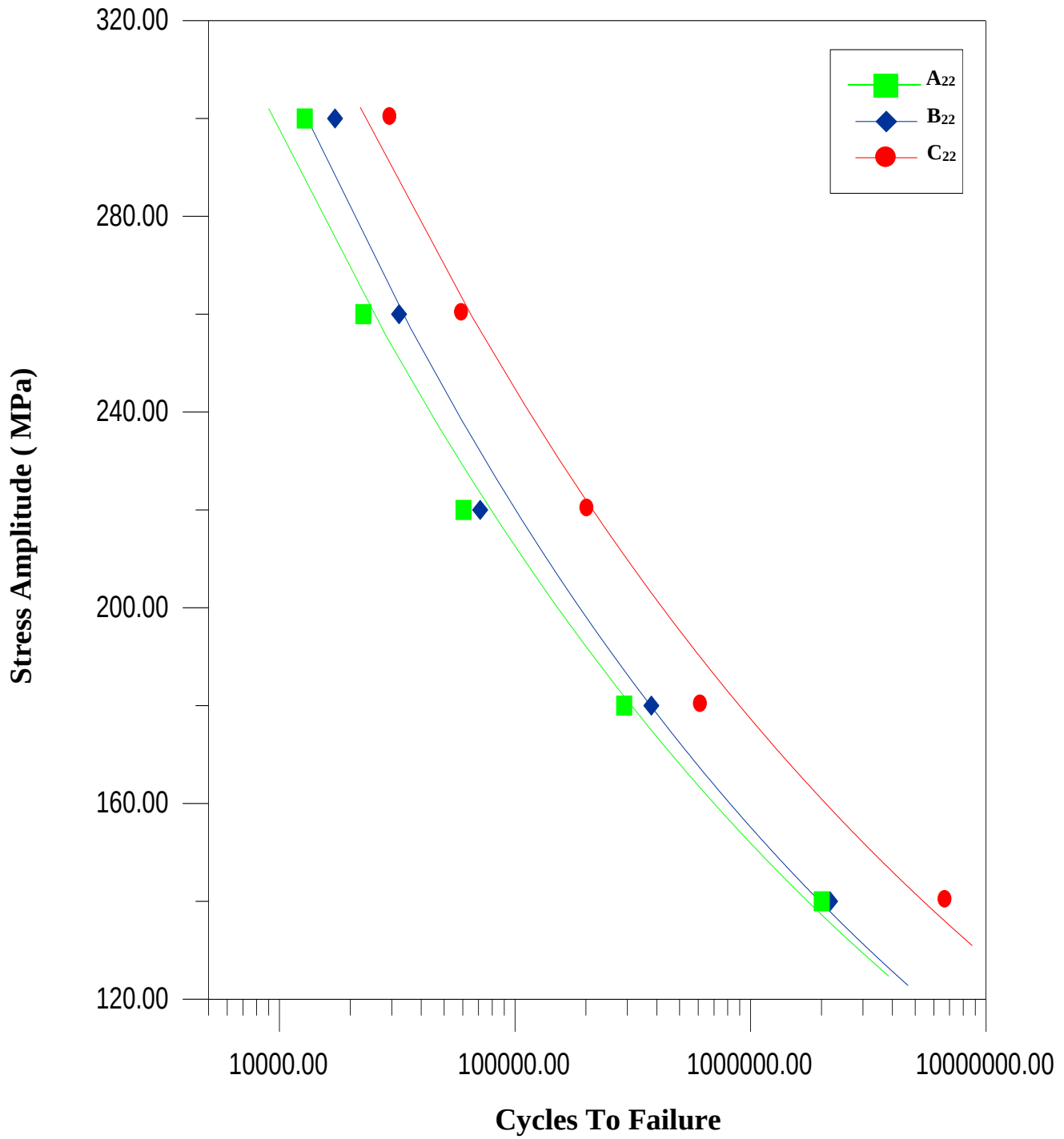
اما الشكل (3.25) فبين تراجعاً في مقادير تحسن عمر كلال السبائك (A_{25}, B_{25}, C_{25}) بعد فترة قذف (180) ثانية لكلتا الاجهادات العاليه والواطئة، ويبدو السبب في ذلك الى اننا

تجاوزنا الفترة المناسبة لاعطاء افضل توزيع للاجهادات الضغطية على السطح، والتي سببت فقدان الموازنة بين الاجهادات الضغطية والشدية. ويظهر ان الفترة (150) ثانية كافية لاكساب سطح السبائك القيمة المطلوبة من الاجهادات الضغطية المتبقية، اما تخطي تلك الفترة فيبدو انها تسبب في تخليق شقوق مجهرية تسهل عملية فشل الكلال.

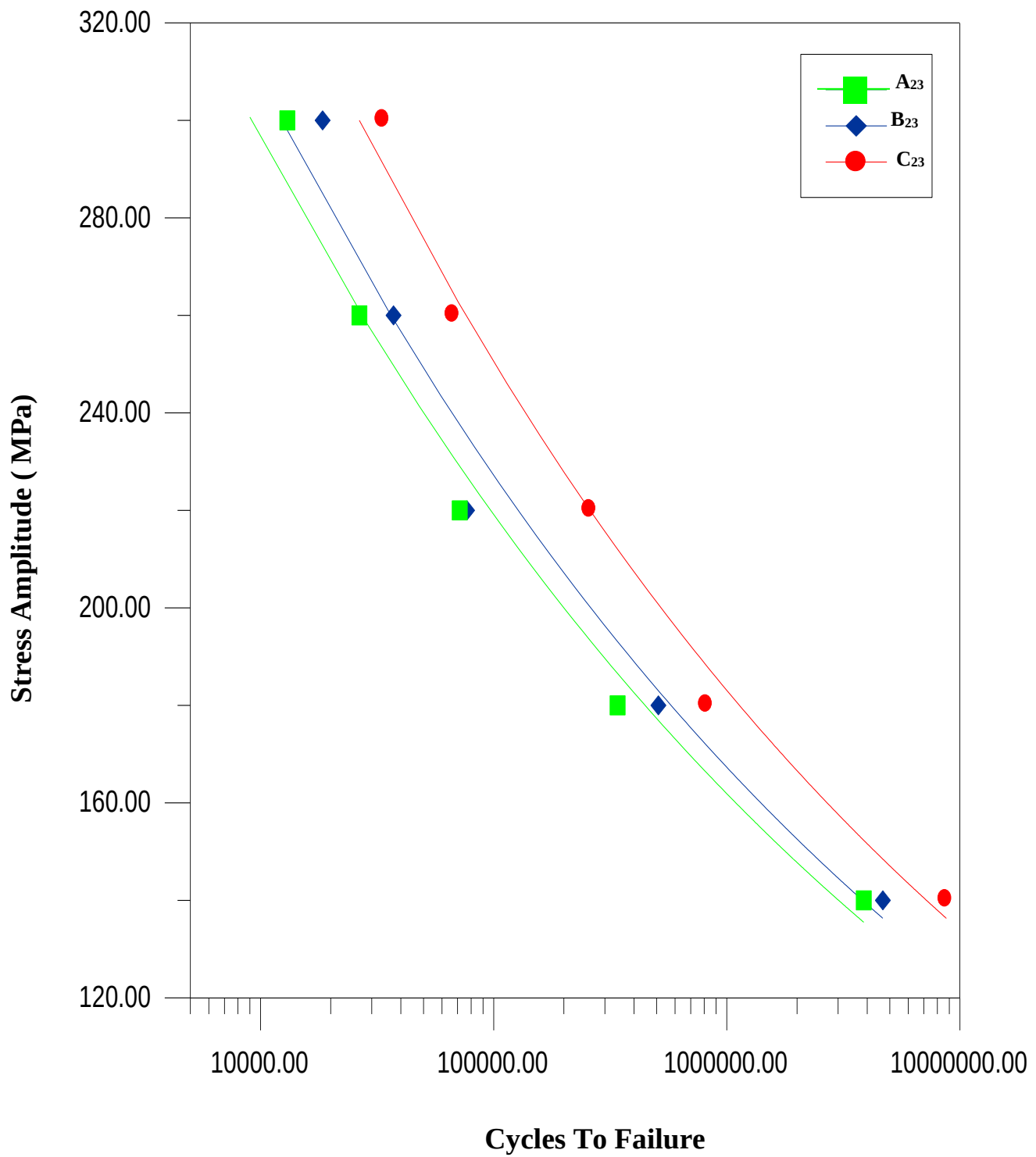
ومرة اخرى ابدت السبيكة (C_{24}) تفوقا واضحا بعمر الكلال على نظيرتيها السببكتين (B_{24}) و(A_{24})، اذ عند الاجهادات العاليه (300 MPa) بلغ مقدار التفوق (193%) بعمر السبيكة (C_{24}) على السبيكة (A_{24})، وبنسبة (94%) تفوقت السبيكة (C_{24}) على السبيكة (B_{24}) بعمر الكلال. اما عند الاجهادات الواطئة (140 MPa) فبلغ مقدار التفوق (159%) بعمر السبيكة (C_{24}) على عمر السبيكة (A_{24})، وبنسبة (129%) تفوق عمر الكلال للسبيكة

(C₂₄) على السبيكة (B₂₄). ويرجح سبب التفوق الى الدور الفعال المشترك لعنصر السبك (Zr) وعملية القذف بالكريات الفولاذية بفترة (150) ثانية. وقد وجد باحثون اخرون [118,119,120] بان سبائك اخرى تظهر سلوكا مشابها لسلوك السبائك (A,B,C) من اجل تحسين مقاومة الكلال, اذ اشاروا الى الحالات المثلى لانجاز المعالجات السطحية الميكانيكية باوساط متعددة من القذف بالكريات.

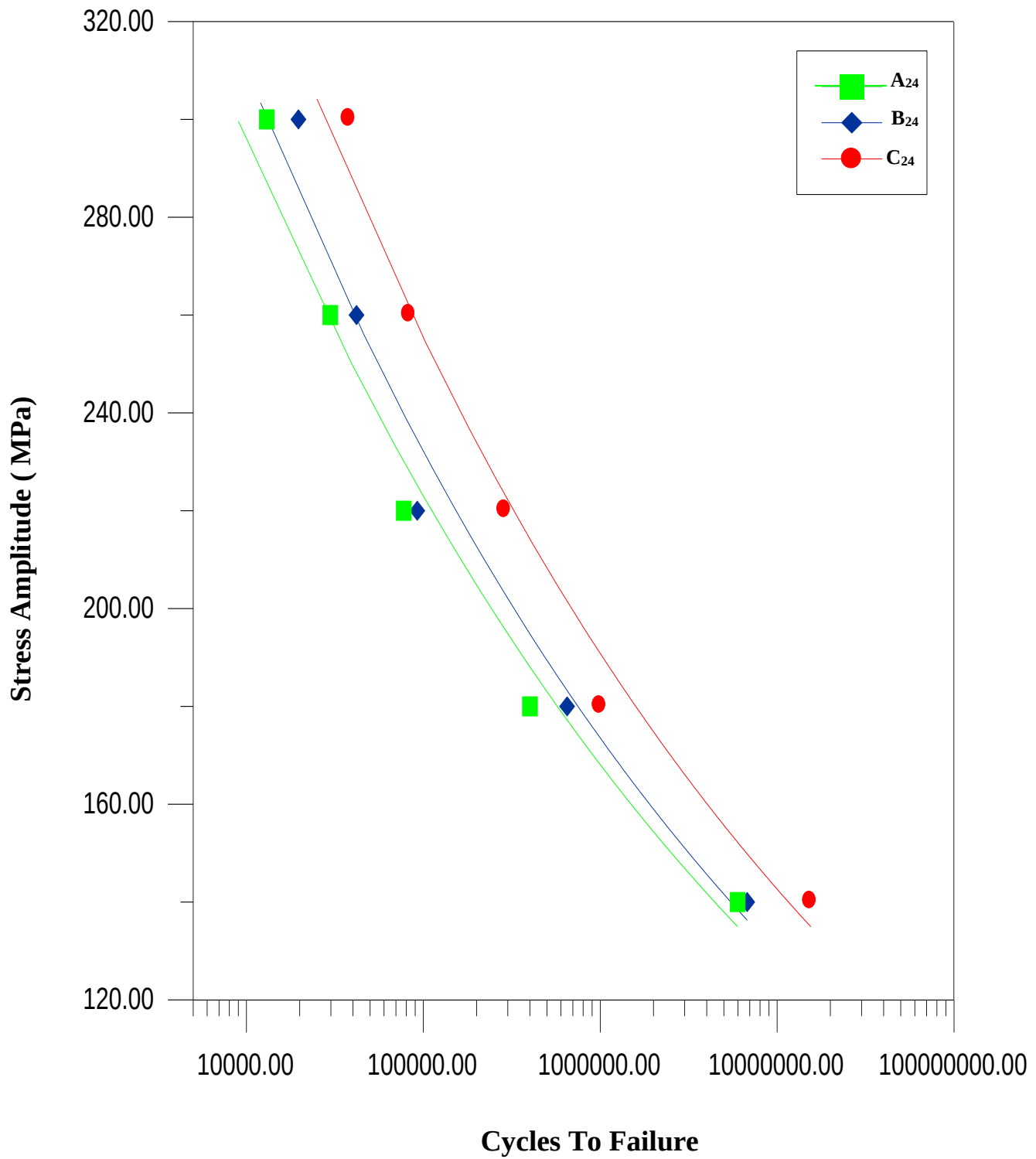




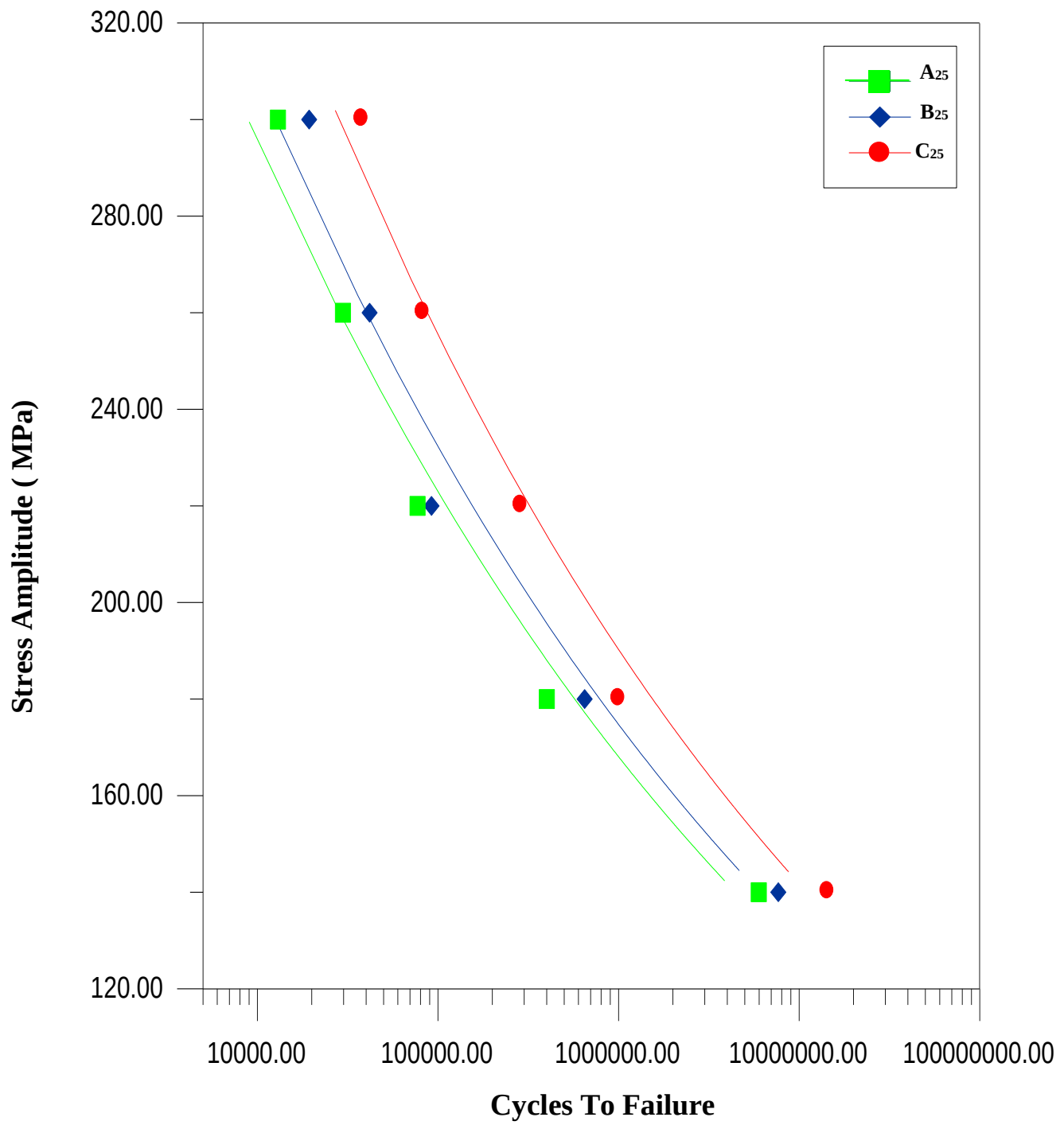
شكل (3.22) يوضح تأثير القذف بالكريات الفولاذية لفترة (90) ثانية في منحى الكلال للحالة (A_{22}, B_{22}, C_{22}) .



شكل (3.23) يوضح تأثير القذف بالكريات الفولاذية لفترة (120) ثانية في منحى الكلال للحالة (A₂₃, B₂₃, C₂₃).



شكل (3.24) يوضح تأثير القذف بالكريات الفولاذية لفترة (150) ثانية في منحى الكلال للحالة (A₂₄, B₂₄, C₂₄).



شكل (3.25) يوضح تأثير القذف بالكريات الفولاذية لفترة (180) ثانية في منحى الكلال للحالة (A₂₅, B₂₅, C₂₅).

3.8 قياس كثافة السبائك

DENSITY MEASUREMENT OF ALLOYS

يبين الجدول (3.3) نتائج قياس كثافة السبائك (A,B,C) عمليا ونظريا, ومنه نلاحظ وجود اختلافات طفيفة في كثافة السبائك المستخدمة في البحث, والسبب في ذلك يعود الى ان اساس السبائك هو عنصر الالمنيوم الذي يشكل حوالى (88.5 % wt) من التكوين الكيميائي الكلي للسبائك وهو يمتلك كثافة (2.7g/cm^3). لذلك هذه الميزة اهلت سبائك الالمنيوم ذات الاساس (Al-Fe-V-Si) للاستخدام الواسع في صناعات الفضاء. ولأجل الاحتفاظ بكثافة منخفضة للسبائك تم اضافة عنصر (Zr) او (Ce) بنسبة قليلة (0.2 % wt).

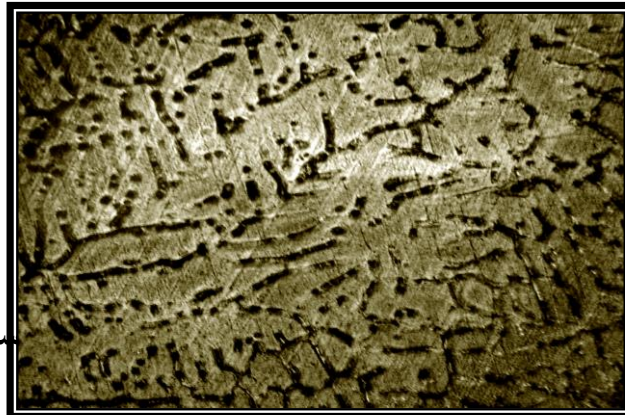
جدول (3.3) يوضح قياس كثافة السبائك.

Alloy Code	Density (g/cm^3)	
	Experimental	Theoretical
A (Base alloy)	2.94	2.92
B (Alloy containing Ce)	2.96	2.94
C (Alloy containing Zr)	2.94	2.93

3.9 الفحص بالمجهر الضوئي

OPTICAL MICROSCOPE TESTING

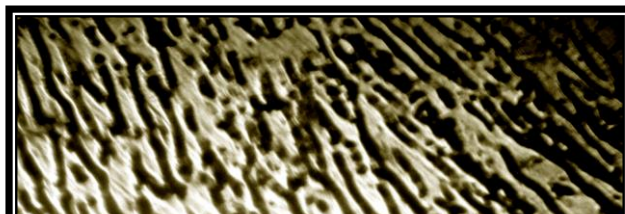
يوضح الشكل (3.26) صورة بالمجهر الضوئي لبنية السبيكة A (Al-Fe-V-Si) بحالتها المسبوكة, اما الشكل (3.27) فيبين البنية المجهرية للسبيكة B (Al-Fe-V-Si-Ce) بحالتها المسبوكة, ويوضح الشكل (3.28) البنية المجهرية بالحالة المسبوكة للسبيكة C (Al-Fe-V-Si-Zr), ويبدو من الاشكال التركيب الشجري (Dendrite) للجسيمات المؤلفة لتلك السبائك والجسيمات المترسبة.



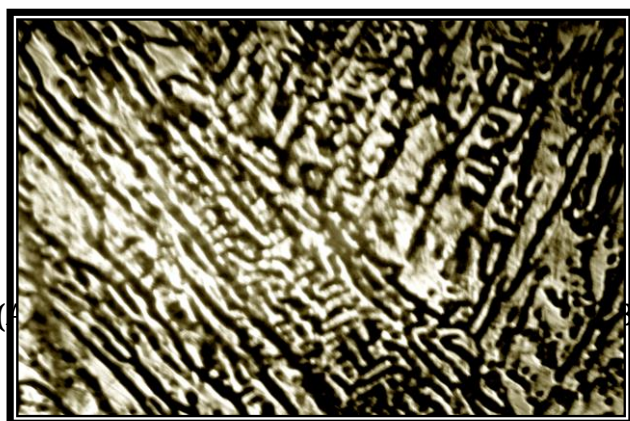
(قوة

سبوكة.

شكل (3.26) صورة



شكل (3.27) صورة بالمجهر الضوئي لبنية السبيكة (Al-Fe-V-Si-Ce) بحالتها المسبوكة.
(قوة تكبير X150)



شكل (3.28) بحالتها المسبوكة.

4.1 الاستنتاجات CONCLUSIONS

1. أثبتت الدراسة الحالية إمكانية تحضير السبيكة (8009) بمرحلة تصنيعية واحدة بمسلك تكنولوجي بسيط واقتصادي.
2. إضافة عنصر (Zr) إلى السبيكة الأساس A (8009) بنسبة وزنية (0.2%) لتكوين السبيكة (C) سببت زيادة في مقاومة الكلال بنسبة (147%) عند الاجهادات الواطئة (140 MPa) وبنسبة (93%) عند الاجهادات العالية (300 MPa).
3. أما إضافة عنصر (Ce) إلى السبيكة الأساس بنسبة وزنية (0.2%) لتكوين السبيكة (B) فقد رافقها ارتفاع في مقاومة الكلال بنسبة (38%) عند الاجهادات العالية (300 MPa) وبنسبة (13%) عند الاجهادات الواطئة (140 MPa).
4. عند مقارنة أعمار الكلال للسبائك بعد المعاملات السطحية وقبلها (العمر الأساس)، أظهرت عملية التشكيل بالدفلة الباردة بنسبة (12%) تحسناً في عمر الكلال، إذ عند الاجهادات الواطئة (140 MPa) بلغت نسبة التحسن (48%) بعمر السبيكة (C) عن عمرها الأساس بينما كانت النسبة (37%) للسبيكة (B) وحوالي (34%) للسبيكة (A). أما عند الاجهادات العالية (300 MPa) فبلغت نسبة التحسن (37%) و (33%) و (28%) للسبائك (C) و (B) و (A) على التوالي.
5. أما القذف بالكريات السيراميكية لفترة (180) ثانية فقد أعطى ارتفاعاً في عمر الكلال للسبائك عند مقارنة أعمارها مع عمرها الأساس، إذ بلغت نسب الارتفاع (150%) و (128%) و (124%) للسبائك (C) و (B) و (A) على التوالي عند الاجهادات الواطئة (140 MPa) أما عند الاجهادات العالية (300 MPa) فبلغت السبائك (C) و (B) و (A) النسب (139%) و (125%) و (118%) على التوالي.
6. القذف بالكريات الفولاذية لفترة (150) ثانية تسبب بارتفاع أكبر في مقاومة الكلال، إذ بلغت نسب الارتفاع (620%) و (590%) و (586%) للسبائك (C) و (B) و (A) على التوالي عند الاجهادات الواطئة (140 MPa) أما عند الاجهادات العالية (300 MPa) فبلغت النسب (288%) و (180%) و (156%) للسبائك (C) و (B) و (A) على التوالي.
7. تسببت إضافة (Zr) إلى السبيكة الأساس في رفع متانة الصدمة بنسب تراوحت بين (44%) و (41%) عند درجات حرارة من (-5) لـ (250) مئوية.
8. أما عنصر (Ce) عند إضافته للسبيكة الأساس فرفع متانة الصدمة عند درجات حرارة من (-5) لـ (250) مئوية بنسب تراوحت بين (7%) و (11%).
9. استقرارية حرارية عالية لغاية درجة حرارة (350) مئوية لفترة تعرض (25) ساعة.

4.2 التوصيات RECOMMENDATIONS

1. استخدام نسب أخرى من العناصر المضافة وعناصر سبك أخرى ودراسة تأثيرها في عمر الكلال ومتانة الصدمة والاستقرارية الحرارية.
2. إجراء اختبارات الاستقرارية الحرارية بفترات تعرض طويلة.
3. دراسة تأثير المعاملات السطحية الميكانيكية في متانة الصدمة.
4. لفهم طبيعة وآلية الاصلاح في سبائك البحث تطلب وجود أجهزة تحليل دقيقة ومجاهر الكترونية ذات قابلية تحليل عالية.
5. إجراء عملية التشكيل بالدرفلة على الساخن بنسب أخرى مختلفة لبيان تأثيرها في عمر الكلال.
6. دراسة تأثير خشونة السطح وعمق الاجهادات الضغطية بعد المعالجة السطحية الميكانيكية في مقاومة الكلال.
7. دراسة سلوك التأكسد والتآكل لسبائك البحث.
8. تصنيع العينات القياسية لاختبار مقاومة الكلال ومتانة الصدمة مباشرة بالسباكة ومقارنة أدائها مع النماذج المصنعة بالبحث.
9. دراسة السبيكة (A) بتقليل نسبة (Si) فيها حتى يكون (Ce) أعلى نسبة من (Si) بسبب مهاجمة السيريوم للسيلكون.

REFERENCES المصادر

1. Skinner, D. J., Bye, R. L., Raybould, D., Brown, A. M. and Zedalis, M. S. , In Processing of Structural Materials by Rapid Solidification(Eds, Froes, F. H. and Savage, S. J.) ASM, Metals Park, Ohio, pp. 291-295,(1987).
2. Das, S. K., In Intermetallic Compounds Principles and Practice, Vol. 2 (Eds, Westbrook, J. H. and Fleischer, R. L.) John Wiley & Sons Ltd., USA, pp. 175-198, (1995).
3. Gilman, P. S. and Das, S. K., MPR, 44, 616 - 620, (1989).
4. Zedalis, M. S., Raybould, D., Skinner, D. J. and Das, S. K. , In Processing of Structural Materials by Rapid Solidification(Eds, Froes, F. H. and Savage, S. J.) ASM, Metals Park, Ohio, pp. 347-354,(1987).
5. Skinner, D. J., Bye, R. L., Raybould, D. and Brown, A. M. , Scripta Metall., 20, 867-872,(1986).
6. Skinner, D. J., Ramanan, V. R. V., Zedalis, M. S. and Kim, N. J. , Mater. Sci. Eng. A, 99, 407-411,(1988).
7. Pharr, G. M., Zedalis, M. S., Skinner, D. J. and Gilman, P. S. , In Dispersion Strengthened Aluminium Alloys(Eds, Kim, Y. W. and Griffith, W. M.) TMS, Warrendale, PA., pp. 309-322,(1988).
8. Franck, R. E. and Hawk, J. A., Scripta Metall., 23, 113-118,(1989).
9. Khatri, S.C., Lawley, A., Koczak, M. J. and Grassett, K. G. ,Mater. Sci. Eng. A, 167, 11-21,(1993).
10. Wilkes, D. M. J., Jones, H. and Gardiner, R. W. , In Aluminium Alloys - Their Physical and Mechanical Properties, Vol. 217-222 of Materials Science Forum, Switzerland, pp. 943-948,(1996).

- 11.Hambleton, R., Jones, H. and Rainforth, W. M., Mater. Sci. Eng. A, 304-306, 524-528, (2001).
- 12.Lee, C. J., Lee, S., Lee, D. Y. and Kim, N. J. , Metall. Trans. A, 22A, 853-858,(1991).
- 13.Martin, J. W., Doherty, R. D. and Cantor, B. , Stability of Microstructure in Metallic Systems, Cambridge University Press, Cambridge, UK,(1997).
- 14.Ratke, L. and Voorhees, P. W. , Growth and Coarsening, Springer-Verlag, Saladruck, Berlin,(2002).
- 15.Grant, P. S., Progress in Mater. Sci., 39, 497-545, (1995).
- 16.Jones, H. , Mater. Sci. Eng. A, 375-377, 104-111,(2004).
- 17.Das, S. K., Bye, R. L. and Gilman, P. S., Mater. Sci. Eng. A, 134, 1103-1106, (1991).
- 18.Srivastava, A. K. and Ranganathan, S. , J. Mater. Res., 16, 2103-2117,(2001).
- 19.Tongsri, R., Minay, E. J., Thackray, R. P., Dashwood, R. J. and McShane, H. B. , J. Mater. Sci., 36, 1845-1856,(2001).
- 20.Macedo, M. C. S. and Michot, G. , J. Mater. Sci., 38, 3143-3153,(2003).
- 21.Shaw, L., Luo, H., Villegas, J. and Miracle, D. , Scripta Mater., 50, 921-925,(2004).
- 22.Galano, M., Audebert, F., Cantor, B. and Stone, I. , Mater. Sci. Eng. A, 375-377, 1206-1211,(2004).
- 23.Yaneva, S., Kalkanli, A. and Petrov, K. , Mater. Sci. Eng. A, 373, 90-98,(2004).
- 24.Li, P. Y., Yu, H. J., Chai, S. C. and Li, Y. R. , Scripta Mater., 49, 819-824,(2003).

-
-
25. Lu, B., Yi, D. and Li, W. , Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 12, 273-276,(2002).
 26. Inoue, A. and Kimura, H. M. , J. Light Met., 1, 31-41,(2001).
 27. Audebert, F., Mendive, C. and Vidal, A., Mater. Sci. Eng. A, 375-377, 1196-1200, (2004).
 28. Vasiliev, A. L., Aindow, M., Blackburn, M. J. and Watson, T. J. , Intermetallics, 12, 349-362,(2004).
 29. Langenbeck, S. L., Griffith, W. M., Hildeman, W. M. and Simon, J. W. , In Rapidly Solidified Powder Aluminium Alloys(Eds, Fine, M. E. and Starker, E. A.) TMS, Warrendale, PA., pp. 410-422 ,(1986).
 30. Warren, H., Hunt, J. and Staley, J. T. , In Light-Weight Alloys for Aerospace Applications(Eds, Lee, E. W., Chia, E. H. and Kim, N. J.) TMS, Warrendale, PA., pp. 111-119,(1989).
 31. Davies, H. A., Powder Metall., 33, 223-232, (1990).
 32. Jones, H. , Rapid Solidification of Metals and Alloys, The Institution of Metallurgists, London,(1982).
 33. Anantharaman, T. R. and Suryanarayana, C., Rapid Solidified Metals a Technological Overview, Trans Tech Publications, Switzerland, (1987).
 34. Srivatsan, T. S. and Sudarshan, T. S. , Rapid Solidification Technology (an engineering guide), Technomic Publishing Co. Inc., USA,(1993).
 35. Jones, H. , Mater. Sci. Eng. A, 304-306, 11-19,(2001).
 36. Unal, A. , Powder Metall., 33, 53-64,(1990).
 37. Fuqian, Z., Ming, X., Jianliang, L., Xianyoung, L., Weiming, G., An, S. and Zhongmin, D., Mater. Sci. Eng. A, 304-306, 579-582, (2001).

- 38.Lagutkin, S., Achelis, L., Sheikhaliev, S., Uhlenwinkel, V. and Srivastava, V. , Mater. Sci. Eng. A, 383, 1-6,(2004).
- 39.Das, S. K. and Davis, L. A., Mater. Sci. Eng. A, 98, 1-12, (1988).
- 40.Raybould, D. , In Dispersion Strengthened Aluminium Alloys(Eds, Kim, Y. W. and Griffith, W. M.) TMS, Warrendale, PA., pp. 199-215,(1988).
- 41.Bunk, W. G. J., Mater. Sci. Eng. A, 134, 1087-1097, (1991).
- 42.Kim, Y. W. , In Dispersion Strengthened Aluminium Alloys(Eds, Kim, Y. W. and Griffith, W. M.) TMS, Warrendale, PA., pp. 157-180,(1988).
- 43.Soon, J. H. and Byong, S. C. , Mater. Sci. Eng. A, 348, 262-270,(2003).
- 44.Dong, W. S., Sang, Y. L., Kyong, H. L., Su, K. L. and Kyu, H. O., Mater. Process. Tech., 155-156, 1330-1336, (2004).
- 45.Kiv, A. E., Ezersky, V. I. and Talianker, M. M. , Mater. Sci. Eng. A, 352, 100-104,(2003).
- 46.Grushko, B. and Velikanova, T. Y., J. Alloys Compd., 367, 58-63, (2004).
- 47.Prima, F., Tomut, M., Stone, I., Cantor, B., Janickovic, D., Vlasak, G. and Svec, P. , Mater. Sci. Eng. A, 375-377, 772-775,(2004).
- 48.Kimura, H. M., Sasamori, K. and Inoue, A. , Mater. Sci. Eng. A, 294-296, 168-172,(2000).
- 49.Inoue, A., Kimura, H. M. and Zhang, T., Mater. Sci. Eng. A, 294-296, 727-735, (2000).
- 50.Lee, D. Y. and Zupon, D. E. , In Dispersion Strengthened Aluminium Alloys(Eds, Kim, Y. W. and Griffith, W. M.) TMS, Warrendale, PA., pp. 265-281,(1988).

-
-
- 51.Srinivasan, D. and Chattopadhyay, K. , Mater. Sci. Eng. A, 375-377, 1228-1234,(2004).
- 52.Inoue, A. and Kimura, H. M. , Mater. Sci. Eng. A, 286, 1-10,(2000).
- 53.Griffith, W. M., Sanders, R. E. and Hildeman, G. J., In High-Strength Powder Metallurgy Aluminium Alloys I(Eds, Koczak, M. J. and Hildeman, G. J.) TMS, Warrendale, PA., pp. 209-224, (1982).
- 54.Inoue, A. and Kimura, H. M., Nanostructured Materials, 11, 221-231, (1999).
- 55.Shek, C. H., He, G., Bian, Z., Chen, G. L. and Lai, J. K. L. , Mater. Sci. Eng. A, 357, 20-26,(2003).
- 56.Tsau, C. H. and Chen, C. Y. , Mater. Chem. Phys., 73, 111-117,(2002).
- 57.Srivastava, A. K., Ojha, S. N. and Ranganathan, S. , J. Mater. Sci., 36, 3335-3341,(2001).
- 58.Massalski, T. B. , Binary Alloy Phase Diagrams, ASM, Metals Park, Ohio,(1986).
- 59.Xiao, Y., Li, S., Li, W., Zeng, Z. and Ma, Z. Y. , J. Cent. South Univ. Technol., 5, 23-26,(1998).
- 60.Tomut, M., Prima, F., Huenen, G., Vaughan, G., Yavari, A. R., Svec, P., Stone, I. and Cantor, B. , Mater. Sci. Eng. A, 375-377, 1239-1245,(2004).
- 61.Tongsri, R., Minay, E. J., Thackray, R. P., Dashwood, R. J. and McShane, H. B. , J. Mater. Sci., 36, 3197-3206,(2001).
- 62.Skinner, D. J., Okazaki, D. J. and Adam, C. M. , In Rapidly Solidified Powder Aluminium Alloys(Eds, Fine, M. E. and Starke, E. A.) TMS, Warrendale, PA., pp. 211-236,(1986).

- 63.Carreno, F., Torralba, M., Eddahbi, M. and Ruano, O. A., Mater. Sci. Eng. A, 230, 116-123 , (1997).
- 64.Skinner, D. J. , In Dispersion Strengthened Aluminium Alloys,(Eds, Kim, Y. W. and Griffith, W. M.) TMS, Warrendale, PA., pp. 181-197,(1988).
- 65.Wang, J. Q., Qian, C. F., Zhang, B. J., Tseng, M. K. and Xiong, S. W. , Scripta Mater., 34, 1509-1515,(1996).
- 66.Tan, D., Li, W., Xiao, Y. and Wang, C. , Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 13, 1133-1136,(2003).
- 67.Park, W. J., Ahn, S. and Kim, N. J. , Mater. Sci. Eng. A, 189, 291-299,(1994).
- 68.Srinivasan, M. N. and Little, S. D. , Scripta Metall. Mater., 32, 1153-1158,(1995).
- 69.Hariprasad, S., Sastry, S. M. L. and Jerina, K. L., J. Mater. Sci., 31, 921-925, (1996).
- 70.Rodriguez, M. A. and Skinner, D. J. , J. Mater. Sci. Lett., 9, 1292-1293,(1990).
- 71.Kim, N. J. , Int. J. Rapid Solidif., 6, 175-184,(1991).
- 72.Gilman, P. S., Met. Mater., 6, 504-507, (1990).
- 73.Mitra, S. , Scripta Metall. Mater., 27, 521-526,(1992).
- 74.Ezersky, V. I. and Talianker, M. M., In ISMANAM-97, Vol. 269-272 of Materials Science Forum, Switzerland, pp. 607-612, (1998).
- 75.Kalkanli, A. and Oren, E. E. , Powder Metall., 46, 324-328,(2003).
- 76.Jin, T., Xiao, Y. and Li, W. , Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 11, 166-172,(2001).
- 77.Wang, J. Q., Tseng, M. K., Hao, Y. Y., Hu, Z. Q. and Wang, Z. G. , Mater. Sci. Eng. A, 247, 51-57,(1998).

-
-
- 78.Wang, J. Q., Zhang, B. J. and Tseng, M. K. , J. Mater. Sci., 33, 497-505,(1998).
- 79.Ehrstrom, J. C. and Pineau, A., Mater. Sci. Eng. A, 186, 55-64, (1994).
- 80.Dai, S. L., Yu, G. F. and Yan, M. G., Advanced Performance Materials, 2, 289-298, (1995).
- 81.Dai, S., Liu, D., Wan, T. and Li, C., J. Mater. Sci., 33, 2227-2231, (1998).
- 82.Zhang, C., Wu, Y., Cai, X., Zhao, F., Zheng, S., Zhou, G. and Wu, S. , Mater. Sci. Eng. A, 323, 226-231,(2002).
- 83.Zhu, A., Poon, S. J. and Shiflet, G. J. , Scripta Mater., 50, 1451-1455,(2004).
- 84.Zhu, A., Shiflet, G. J. and Miracle, D. , Scripta Mater., 50, 987-991,(2004).
- 85.Zhang, Z., Wang, T. and Bian, X. , J. Crystal Growth, 260, 557-565,(2004).
- 86.Louzguine, D. V., Yavari, A. R. and Inoue, A. , Non-Crystallines Solids, 316, 255-260 ,(2003).
- 87.Li, P., Dai, S. and Li, C. , Mater. Sci. Eng. A, 280, 128-133,(2000).
- 88.Fass, M., Eliezer, D. and Aghion, E., J. Mater. Sci., 33, 833-837, (1998).
- 89.Prakash, U., Raghu, T., Kamat, S. V. and Gokhale, A. A. , Scripta Mater., 39, 867-872,(1998).
- 90.Zhang, L. C., He, A. Q., Ye, H. Q., Huang, C. and Zhang, Y. C. , J. Mater. Sci., 37, 5183-5189,(2002).
- 91.Martin, J. W. , Micromechanisms in Particle-Hardened Alloys, Cambridge University Press, Cambridge UK,(1980).

- 92.Ardell, A. J., In Phase transformations 87(Ed, Lorimer, G. W.) The Institute of Materials, London, pp. 485-494, (1988).
- 93.Baldan, A. , Journal of Materials Science, 37, 2177-2202, (2002).
- 94.Voorhees, P. W. and Glicksman, M. E. , Acta Metall., 32, 2013-2030,(1984).
- 95.Lee, S., Lee, D. Y. and Kim, N. J. , Mater. Sci. Eng. A, 147, 33-44,(1991).
- 96.Wang, J. Q., Tseng, M.-K., Chen, X.-F., Zhang, B.-J. and Xianyu, Z. , Mater. Sci. Eng. A, 179-180, 412-415,(1994).
- 97.Stephens, R.I.,Fatemi, A., Stephens ,R.R.and Fuchs, H.O.,Metal Fatigue in Engineering , second edition , John wiley& Sons Inc.,(2001).
- 98.Dowling, N.E., Mechanical Behaviour of Materials, second edition, Prentic Hall Inc., New Jersey, (1999).
- 99.Sanford, R.J., principle of Fracture Mechanics , prentice Hall.,Upper Saddle River, NJ (2003).
- 100.Collins,J.A.,Mechanical Design of Machine Elements and Machines: A Failure Prevention Perspective, John wiley & sons, Hoboken, NJ, (2003).
- 101.Callister,W.D., Materials Science and Engineering : An Introduction, John wiely & sons.,New york ,NJ (2003).
- 102.Goetz,J.,M.Sc.Thesis, Mechanical Engineering, The Ohio state University, Coloumbus, OH, USA (2005).
- 103.Brockenbrough,J.R.,Hankle,A.J.,Magnusen,P.E. and Bucci, R.J., Microstructurally Based Model of Fatigue Initiation and Growth,ONR contract N00014-91-C-0128,7 April (1994).
- 104.Schijve,J.,Fatigue of Structure and Materials ,Kluwer Academic publishers, (2001).

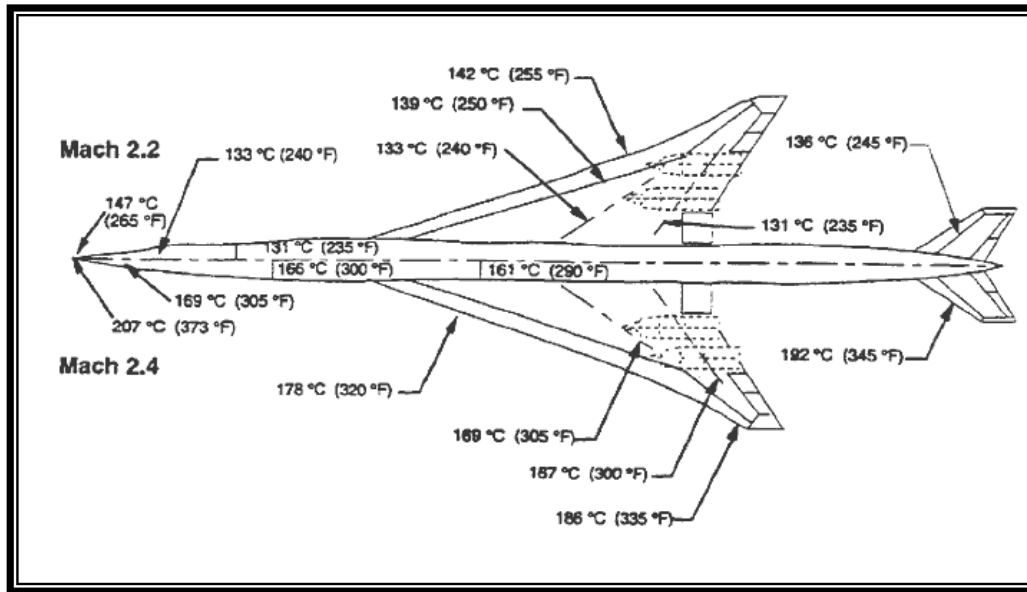
-
-
- 105.Cooper, T.D. and Kelto, C.A.,Fatigue in Machines and Structures ,in Fatigue and Microstructure ,ASM, Metals Park, Ohio, PP.29-56.(1978).
- 106.Tiffany,C.F.,The Role of Inspections in the Maintenance of Air Craft Safety , presented at the Government / Industry workshop on NDI Reliability , Houston , Texas, 2-4 September (1978).
- 107.Jack champaigne Electronic Inc., Shot Peening Overview , [http:// www.shotpeener .com](http://www.shotpeener.com),(2001).
- 108.National Research council (NRC), Accelerated Aging of Materials and Structures , National Material Advisory Board ,NMAB-479,National Academy press, Washington, (1996).
- 109.Belov, N.A. Aksenov, A.A.and Eskin ,D.G., Iron in Aluminium Alloys Impurity and Alloying Element ,Taylor and Francis Group, London and New York,(2002).
- 110.The Aluminium Association, International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminium and Wrought Aluminium Alloys ,Washington ,pp.19-20, (2004).
- 111.Dieter, G.E. and Bacon,D.,Mechanical Metallurgy,Mc Graw Hill, London,(1998).
- 112.Courtney,T.H., Mechanical Behavior of Materials ,Mc Graw Hill, New York, (1990).
- 113.Meyers, M.A. and Chawla, K.K. , Mechanical Behaviour of Materials, Prentic Hall Inc.,New Jersey,(1999).
- 114.Kennedy, J.R., Effect of Thermal Exposure ,Forming , And Welding on High Temperature , Dispersion-Strengthened Aluminium Alloy: Al-8Fe- 1V- 2 Si, NASA Contractor

- Report 187575, Gruman Corporate Research Center, Bethpage, New York, (1999).
115. Staley, T.T., International Symposium of Fracture Mechanics, George Washington University, Washington, September, (1978).
116. Brazoukas, H. and Jauffert, J., The Fourth International Conference On Shot Peening (ICSP-4), PP.47-56, (1990).
117. Dorr, T., Hilpert, M., Beckmerhagan, Kiefer, A. and Wagner, L., ICSP -7, PP.153-160, (1999).
118. Spuik, V. and Wagner, L., ICSP-8, PP.413-417, (2002).
119. Tange, A. and Okada, H., ICSP-8, PP.516- 522, (2002).
120. Altenberger, I., ICSP-8, PP.421-434, (2002)
121. Bantor, Y., Chemical Elements. Com,
[http: // www.Chemicalelements .Com](http://www.Chemicalelements.Com), 29 August, (2007).
122. Moffatt, W.G., The Handbook of Binary Phase Diagrams, Genium Publishing Corporation, Schenectady, New York, (1984).

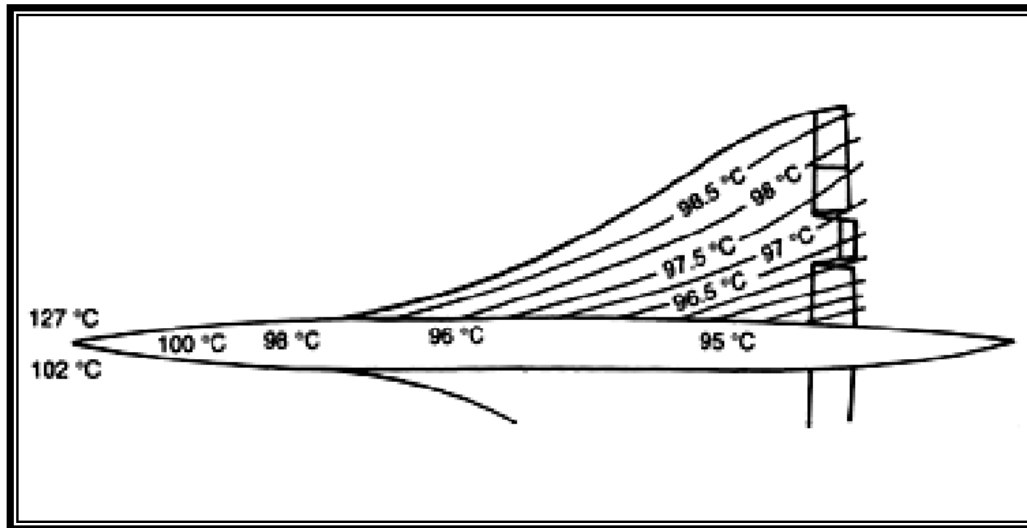
APPENDIXES الملاحق

ملحق رقم (1) يوضح بعض خواص العناصر المستخدمة في تكوين سبائك البحث [113,121].

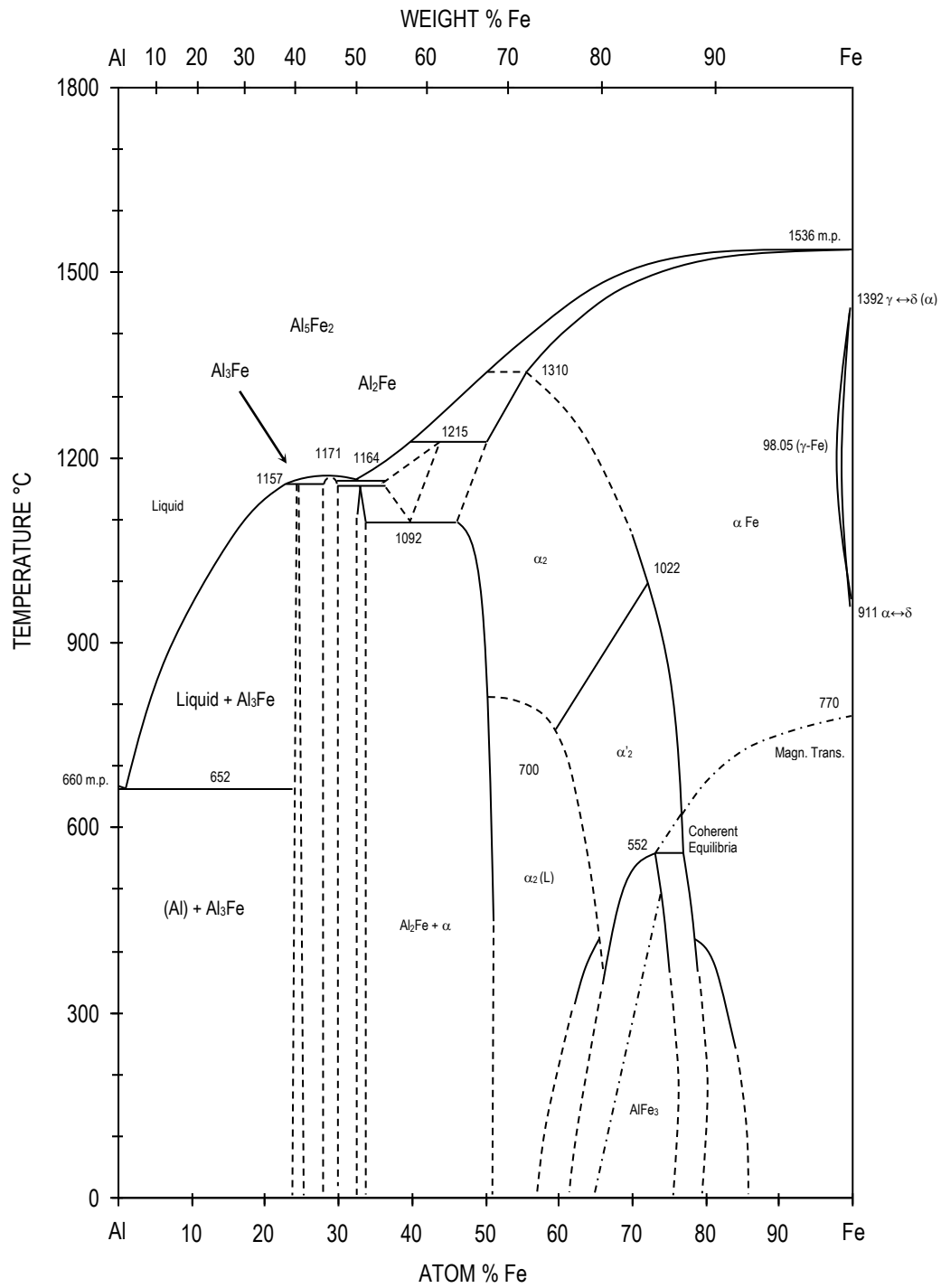
Characteristics	Chemical Elements					
	Al	Fe	Si	V	Ce	Zr
Classification	Other Element	Transition Metal	Metalloid	Transition Metal	Rare Earth	Transition Metal
Atomic Number	13	26	14	23	58	40
Atomic weight (amu)	26.98	55.84	28.08	50.94	140.11	91.22
Atomic Radius (A°)	1.43	1.24	1.18	1.32	1.85	1.60
Crystal Structure	FCC	BCC	Diamond Cubic	BCC	FCC	HCP
Density (g/cm ³)	2.70	7.86	2.33	5.89	6.77	6.49
Melting Point (°C)	660	1535	1410	1890	795	1852
Boiling Point (°C)	2467	2750	2355	3380	3257	4377
Most Common Valence	+3	+2	+4	+5	+4	+4



ملحق رقم (2) يوضح درجات الحرارة المتوقعة على السطح الخارجي للطائرات ذات السرعة العالية عند سرعتي (2.2) و (2.4) ماخ [108].



ملحق رقم (3) يوضح توزيع درجات الحرارة على السطح الخارجي لطائرة الكونكورد خلال رحلتها [108].



ملحق رقم (4) مخطط أطوار (المنيوم - حديد) [122].

قائمة الجداول

43	معامل معدل التخشين (K) لمتشكلات Silicide في السبائك Al-Fe-V-Si المصنعة بتقنية RSPM عند 425 درجة مئوية.	1.17
----	--	------

رقم الصفحة	عنوان الجدول	رقم الجدول
5	طرائق وحدود منتجات الانجماد السريع.	1.1
11	مقارنة لعمليتين من الانجماد السريع لإنتاج دقائق المسحوق.	1.2
13	عمليات الاندماج لمساحيق السبائك المنجمدة سريعاً.	1.3
15	الانتشارية وقابلية الذوبان بالحالة السائلة والجامدة لبعض المعادن الانتقالية في الألمنيوم.	1.4
17	خواص بعض سبائك الألمنيوم المقواة بالتشيت.	1.5
18	الخواص الميكانيكية للشد لسبائك الألمنيوم الشبه متبلورة المنتجة بتقنيات ميتالورجيا المساحيق.	1.6
22	تأثير سرعة الدوران في سمك ومعدل تبريد وصلادة أشربة $Fe_3V_3Ti_2$ Al_{92} المنتجة بطريقة Melt Spinning.	1.7
25	الأطوار المكتشفة بواسطة XRD و TEM في الحالة المنجمدة سريعاً وبعد حدوث قمة التبلور بواسطة DSC للسبائك $Al_{80}(Fe,V)_{14}Si_6$.	1.8
28	التكوين الكيميائي والخواص الفيزيائية للسبائك Al-Fe-V-Si المصنعة من قبل شركة Allied Signal.	1.9
28	الخواص الميكانيكية لمبثوقات السبيكة Al-Fe-V-Si المصنعة بتقنية RSPM.	1.10
30	التكوين الكيميائي بالنسب المئوية الوزنية للسبائك المصنعة بتقنيات RSPM المدروسة من قبل Pineau و Ehrstrom.	1.11
30	الترسبات الموجودة في السبائك Al-Fe-V-Si المصنعة بتقنية RSPM المدروسة من قبل Pineau و Ehrstrom.	1.12
32	خواص إجهاد التمزق عند 300 °C لسبائك Al-Fe-Mo-Si المصنعة بتقنية RSPM.	1.13
33	تأثير الكسر الحجمي المئوي للألمنيوم النقي في مقاومة واستطالة السبائك Al-Fe-Mo-Si/ 10-15%Al المصنعة بتقنية RSPM.	1.14
37	خواص الشد للسبائك Al-8Fe-4Ce-2Mg و Al-8Fe-4Ce المصنعة بتقنية RSPM.	1.15
37	الأطوار المعدنية البينية المشاهدة في عينات مختلفة للسبائك Al-8.3Fe-3.4Ce والمصنعة بتقنية RSPM عند معاملات مختلفة.	1.16

44	معامل معدل التخشين لجسيمات Silicide في السبيكة FVS1212 كدالة لدرجة حرارة الزحف والإجهاد المسلط.	1.18
45	معامل معدل التخشين المحسوب نظرياً والمقاس عملياً لمتشكلات Silicide في السبيكة Al-Fe-V-Si المصنعة بتقنية RSPM.	1.19
46	معامل معدل التخشين الحجمي (K) لجسيمات $Al_{13}(Fe,Mo,Zr,Ti)_3Si$ في السبيكة المنجدة سريعاً Al-Fe-Mo-Zr-Ti عند 527,477,427 درجة مئوية.	1.20
47	قيم معدل التخشين (K) التجريبي والمحدوبة لجسيمات $Al_{13}(Fe,Mo,Zr,Ti)_3Si$ للسبيكة المتجدة سريعاً Al-Fe-Cr-Zr-V-Si.	1.21
62	يبين التكوين الكيميائي للسبائك المطلوب الوصول إليها في البحث.	2.1
67	يوضح درجات الحرارة المتحققة بأوساط تبريد مختلفة.	2.2
68	يوضح ظروف المعاملات الخاصة بالاستقرارية الحرارية.	2.3
70	يوضح ظروف اختبار الصدمة.	2.4
76	يوضح اختبار الكلال.	2.5
77	يوضح ظروف اختبار الكلال بعد الدرفلة على البارد.	2.6
81	يوضح متغيرات عملية القذف بالكريات السيراميكية.	2.7
81	يوضح ظروف اختبار الكلال بعد القذف بالكريات السيراميكية.	2.8
83	يوضح متغيرات عملية القذف بالكريات الفولاذية.	2.9
84	يوضح ظروف اختبار الكلال بعد القذف بالكريات الفولاذية.	2.10
89	التحليل الكيميائي للسبائك المستخدمة في البحث.	3.1
89	يوضح صلادة السبائك المستخدمة في البحث.	3.2
129	يوضح قياس كثافة السبائك.	3.3
144	يوضح بعض خواص العناصر المستخدمة في تكوين سبائك البحث.	ملحق رقم (1)

قائمة الأشكال

رقم الصفحة	عنوان الشكل	رقم الشكل
4	بعض طرائق الإنتاج للانجماد السريع من المصهور المعدني ومنتجاتها.	1.1
6	مخطط لجران المصهور المستوي والنفث الحر للمنصهر المعدني.	1.2
7	رسم تخطيطي لكل من (a) عملية جريان المصهور المستوي (b) عملية جريان المصبوب باستخدام فوهة صغيرة.	1.3
8	رسم تخطيطي للعمليات اللاحقة للانجماد السريع.	1.4
9	رسم تخطيطي (a) عملية تذرية المنصهر المعدني (b) عملية التذرية باستخدام فوهة صغيرة.	1.5
10	رسم تخطيطي (a) عملية التشكيل بالرش لتصنيع قضبان وأنابيب وقطع طويلة (b) التشكيل بالرش باستخدام فوهة صغيرة.	1.6
16	علاقة مقاومة الخضوع مع درجة حرارة الاختيار لمجموعة من سبائك الألمنيوم.	1.7
24	علاقة المقاومة بدرجات الحرارة العالية مع درجة الحرارة لسبائك مختارة من	1.8

	Al-4.5 at % (Fe+X)-1.5 at % Si , Al-Fe-Si-X	
31	علاقة خواص الشد للسبائك ذات الاساس Al-Fe مع درجات حرارة الاختبار (a) مقاومة الخضوع (b) مقاومة الشد القصوى.	1.9
36	الصلادة الدقيقة كدالة لساعتين من المعاملة الحرارية لا شرطه السبيكة Al-8Fe-4Ce.	1.10
40	تأثير الكسر الحجمي في ثابت معدل التخشين لبعض نظريات تخشين الجسيمات.	1.11
43	مقارنة بين معدلات التخشين لطور Silicides $Al_{13}(Fe,V)_3Si$ في سبيكتين من Al-Fe-V-Si مصنعه بتقنية RSPM ومركبات معدنية ببنية أخرى أساسها الألمنيوم.	1.12
47	صورة مجهرية بواسطة SEM لسبيكة Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si المتعرضة الى 482 درجة مئوية لفترة 100 ساعة تشير الى شكل جسيمات $Al_{13}Fe_4$.	1.13
51	منحنى نمو شق الكلال مع المدى الكلي لشدة الاجهاد المطبق.	1.14
52	مراحل الانزلاق للقمة والتلم المتكونة من الانزلاق الدقيق.	1.15
52	علامات الساحل لموقع التنويه لعينة الكلال في إحدى سبائك الألمنيوم.	1.16
58	مخطط للإجهاد المتبقي المتولد من قذف الكريات.	1.17

60	آلية إيقاف الشق بالاجهادات الضغطية.	1.18
64	يوضح صورة قالب الصب.	2.1
65	يوضح اسلوب الصب.	2.2
66	يوضح مجموعة من السبائك (A,B,C) بعد عملية الصب بالقالب المعدني.	2.3
69	عينة اختبار الصدمة بطريقة شاربي.	2.4
71	يوضح مجموعة من عينات الصدمة قبل الاختبار.	2.5
72	يوضح مجموعة من عينات الصدمة بعد الاختبار.	2.6
73	عينة اختبار الكلال.	2.7
74	يوضح صورة لجهاز الكلال.	2.8
75	يوضح مجموعة من عينات اختبار الكلال.	2.9
78	يوضح صورة لماكنة الدرفلة.	2.10
80	المعدات المستخدمة لعملية القذف بالكريات.	2.11
82	يوضح مجموعة من عينات الكلال المقذوفه بالكريات السيراميكية.	2.12
84	يوضح مجموعة من عينات الكلال المقذوفه بالكريات الفولاذية.	2.13
93	يوضح الاستقرار الحرارية بدرجة حرارة $150^{\circ}C$ ولازمان مختلفة للحالة (A_1, B_1, C_1) .	3.1
94	يوضح الاستقرار الحرارية بدرجة حرارة $200^{\circ}C$ ولازمان مختلفة للحالة (A_2, B_2, C_2) .	3.2
95	يوضح الاستقرار الحرارية بدرجة حرارة $250^{\circ}C$ ولازمان مختلفة للحالة (A_3, B_3, C_3) .	3.3
96	يوضح الاستقرار الحرارية بدرجة حرارة $300^{\circ}C$ ولازمان مختلفة للحالة (A_4, B_4, C_4) .	3.4
97	يوضح الاستقرار الحرارية بدرجة حرارة $350^{\circ}C$ ولازمان مختلفة للحالة (A_5, B_5, C_5) .	3.5
98	يوضح الاستقرار الحرارية بدرجة حرارة $400^{\circ}C$ ولازمان مختلفة للحالة (A_6, B_6, C_6) .	3.6

99	يوضح الاستقرار الحرارية بدرجة حرارة 450 °C ولازمان مختلفة للحالة (A ₇ ,B ₇ ,C ₇).	3.7
----	--	-----

103	يوضح العلاقة بين الطاقة الممتصة ودرجة الحرارة للحالة (A_8, B_8, C_8) .	3.8
106	يوضح منحني سعة الاجهاد مع عدد الدورات لحين الفشل بدرجة حرارة الغرفة للحالة (A_9, B_9, C_9) .	3.9
109	يوضح تأثير الدرفلة على البارد بنسبة (3%) في منحني الكلال للحالة (A_{10}, B_{10}, C_{10}) .	3.10
110	يوضح تأثير الدرفلة على البارد بنسبة (6%) في منحني الكلال للحالة (A_{11}, B_{11}, C_{11}) .	3.11
111	يوضح تأثير الدرفلة على البارد بنسبة (9%) في منحني الكلال للحالة (A_{12}, B_{12}, C_{12}) .	3.12
112	يوضح تأثير الدرفلة على البارد بنسبة (12%) في منحني الكلال للحالة (A_{13}, B_{13}, C_{13}) .	3.13
113	يوضح تأثير الدرفلة على البارد بنسبة (15%) في منحني الكلال للحالة (A_{14}, B_{14}, C_{14}) .	3.14
116	يوضح تأثير القذف بالكريات السيراميكية لفترة (60) ثانية في منحني الكلال للحالة (A_{15}, B_{15}, C_{15}) .	3.15
117	يوضح تأثير القذف بالكريات السيراميكية لفترة (90) ثانية في منحني الكلال للحالة (A_{16}, B_{16}, C_{16}) .	3.16
118	يوضح تأثير القذف بالكريات السيراميكية لفترة (120) ثانية في منحني الكلال للحالة (A_{17}, B_{17}, C_{17}) .	3.17
119	يوضح تأثير القذف بالكريات السيراميكية لفترة (150) ثانية في منحني الكلال للحالة (A_{18}, B_{18}, C_{18}) .	3.18
120	يوضح تأثير القذف بالكريات السيراميكية لفترة (180) ثانية في منحني الكلال للحالة (A_{19}, B_{19}, C_{19}) .	3.19
121	يوضح تأثير القذف بالكريات السيراميكية لفترة (210) ثانية في منحني الكلال للحالة (A_{20}, B_{20}, C_{20}) .	3.20
124	يوضح تأثير القذف بالكريات الفولاذية لفترة (60) ثانية في منحني الكلال للحالة (A_{21}, B_{21}, C_{21}) .	3.21
125	يوضح تأثير القذف بالكريات الفولاذية لفترة (90) ثانية في منحني الكلال للحالة (A_{22}, B_{22}, C_{22}) .	3.22

126	يوضح تأثير القذف بالكريات الفولاذية لفترة (120) ثانية في منحني الكلال للحالة (A_{23}, B_{23}, C_{23}) .	3.23
127	يوضح تأثير القذف بالكريات الفولاذية لفترة (150) ثانية في منحني الكلال للحالة (A_{24}, B_{24}, C_{24}) .	3.24
128	يوضح تأثير القذف بالكريات الفولاذية لفترة (180) ثانية في منحني الكلال للحالة (A_{25}, B_{25}, C_{25}) .	3.25
130	صورة بالمجهر الضوئي لبنية السبيكة (Al-Fe-V-Si) بحالتها المجانسة.	3.26
130	صورة بالمجهر الضوئي لبنية السبيكة (Al-Fe-V-Si-Ce) بحالتها المسبوكة.	3.27
130	صورة بالمجهر الضوئي لبنية السبيكة (Al-Fe-V-Si-Zr) بحالتها المسبوكة.	3.28
145	يوضح درجات الحرارة المتوقعة على السطح الخارجي للطائرات ذات السرعة	ملحق رقم

	العالية عند سرعتي (2.2) و(2.4) ماخ.	(2)
145	يوضح توزيع درجات الحرارة على السطح الخارجي لطائرة الكونكورد خلال رحلتها.	ملحق رقم (3)
146	مخطط أطوار (ألمنيوم - حديد).	ملحق رقم (4)