

خستگی در رینگهای آلومینیومی ریخته‌گری چرخ اتومبیل به روش فشار پایین باز

جمشید آقازاده

استادیار دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر

چکیده:

در این پروژه به کمک روشی نوین (ریخته‌گری فشار پایین باز)، رینگهایی با اصلاح ساختار به کمک کلرید استرونیوم، فلورید سدیم و سدیم فلزی ساخته شده‌اند. اثر سدیم فلزی بر اصلاح ساختار بیشتر از نمکهای دیگر در شرایط این پژوهش می‌باشد و اصلاح ساختار باعث افزایش تنش تسلیم، مقاومت کششی و حد خستگی می‌شود. تأثیر نسبی اصلاح ساختار بر مقاومت خستگی و چقرمگی نسبی بیشتر از تنش تسلیم و مقاومت کششی می‌باشد. در صورت وجود آخال‌ها و ساختار ناهمگن ریخته‌گری در نزدیک لبه نمونه، جوامعی زنی ترک خستگی ترجیحاً از آنها صورت می‌گیرد. رشد ترک خستگی در نمونه‌های اصلاح ساختار نشده ناهمگن و در نمونه‌های اصلاح ساختار شده در محدوده تنش‌های متوسط به کمک مکانیزم موج صورت می‌گیرد. در نمونه‌های اصلاح ساختار شده سرعت رشد ترک خستگی در محدوده میانی شدت تنش (ΔK) از رابطه پاریس تبعیت می‌کند و همچنین سرعت رشد ترک خستگی در یک شدت تنش معین (ΔK) در ساختار اصلاح شده کمتر از ساختار اصلاح نشده می‌باشد.

Fatigue in Open Low Pressure Cast Aluminium Wheels

J. Agazadeh

Assistant professor in Metallurgy, Department of Mining &
Metallurgical Engineering, Amir Kabir University of Technology.

Abstract:

In this work aluminium wheels were cast by means of a new method called, open low pressure. During casting the molten aluminium alloys was degassed and structural modification was carried out by addition of strontium chloride, sodium chloride and pure sodium. Effect of pure sodium on structural modification was much more than the other two. Yield strength, tensile strength and fatigue endurance limit were increased markedly by structural modification using pure sodium. The effect on fatigue strength and relative toughness was more pronounced. Inclusions and other structural inhomogeneties due to casting near the surface of the specimen, if present, served as preferential fatigue crack initiation sites. The fatigue crack growth in unmodified specimens were brittle in nature and in modified specimens were accompanied by striation in the mid-range of stress intensities (ΔK). The fatigue crack growth rates obeyed the Paris law in the mid range of stress intensities (ΔK), and the rate of fatigue crack growth was lower in the structural modified specimen under constant stress intensities (ΔK).



عملیات حرارتی دارای ۱۰ تا ۱۳/۵٪ سیلیسیم می باشند، نقش سیلیسیم بر خواص مکانیکی بسیار مهم می باشد. به طور کلی Si باعث کاهش سیالیت مذاب می شود و به هنگام انجماد آلیاژها پیروتکتیک Al-Si، ساختار یوتکتیکی Al-Si به صورت صفحه مانند شکل می گیرد که باعث کاهش ماشین پذیری و چکش خواری می شود. اصلاح ساختار با فلوراید سدیم و استرانسیوم باعث ایجاد ساختار رشته ای از سیلیس شده و اثر مخرب ساختار صفحه ای را از بین می برد. البته بعضی از محققین اظهار نموده اند که سیلان آلیاژهای Al-Si هاپیروتکتیک اصلاح شده یا استرانسیوم بیشتر از آلیاژهای اصلاح ساختار با سدیم می باشد. (۳)

ریزدانه کردن ساختار به کمک آلیاژهای بر پایه Al-Ti و Al-Ti-B باعث افزایش خواص مکانیکی می شود. البته تحقیقات در جهت استفاده از آلیاژهای سه تایی نیز انجام گرفته است. بوران تیتانیم در مذاب آلومینیم غیر محلول بوده و به صورت ذرات پخش می تواند عامل مؤثری در جوانه زائی باشد. حساسیت به ترک گرم در آلیاژهای Al-4.5Cu و Al-4.5Cu-5Si با اندازه دانه کاهش می یابد. (۴) در آلیاژهای Al-Si اغلب رابطه مستقیمی بین کاهش اندازه دانه ها (افزایش سطوح تماس مرزدانه ای) و توزیع یکنواخت حفرات گازی و مجتمع یونکتیک وجود دارد و با کاهش حفرات گازی مقاومت به رشد ترک خستگی در نمونه ها افزایش می یابد. (۵)

با توجه به اثر زیان بار گازهای مخلوط در مذاب بر چقرمگی و مقاومت به خستگی آلیاژهای رینگ چرخ اتومبیل علی الخصوص هیدروژن که قابل حل در فاز جامد می باشد، گاز زدائی از عوامل مؤثر در افزایش مقاومت خستگی و شکست این آلیاژها می باشد. استفاده از نیتروژن خشک در مذاب روش معمول می باشد. (۴) البته بعضی از بررسیها نشان داده است که آرگون اثر بیشتری بر گاز زدائی دارد. کلرین هم به علت ایجاد مسمومیت، محدودیت کاربردی دارد. استفاده از مخلوط ۵٪ گاز فروژن و نیتروژن نتایج خوبی داشته است. (۶) البته فلاکس های جامد مانند هگزاکلرو اتان امروزه کمتر مورد استفاده قرار می گیرند.

با توجه به بحران انرژی دهه ۱۹۷۰ کاهش وزن ناشی از جایگزینی رینگ های آلومینیمی بجای فولادی یکی از عوامل مهم گسترش تولید رینگ های آلومینیمی چرخ اتومبیل بوده است. از جمله خواص برتر آلومینیم بجز مقاومت خوردگی به انتقال حرارت می توان اشاره کرد که باعث افزایش قدرت از بین بردن حرارت در واحد حجم در ترمز به میزان ۵ برابر نسبت به رینگ های فولادی می شود.

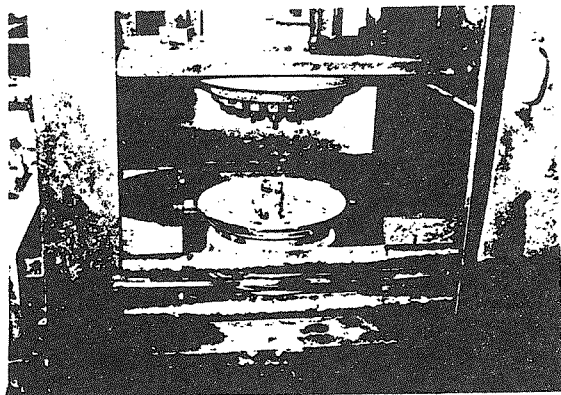
بجز روشهای شکل دادن که بیشتر جهت تولید رینگ های فولادی مورد استفاده قرار می گیرد، ریخته گری در حال حاضر یکی از روشهای عمده ساخت رینگ های آلومینیمی می باشد. در روش ریخته گری ثقلی، طراحی قالب به گونه ای است که انجماد در تغذیه که عملاً ضخیم ترین قسمت قطعه و راهگاه می باشد پایان می پذیرد و لذا مذاب مصرفی باید تحت عمل تصفیه، گاز زدائی، جوانه زائی و اصلاح ساختار قرار گیرد. روش به طور کلی دارای راندمان تولید کم و ویژگی های مکانیکی محدود می باشد و بیشتر مناسب تولید به تعداد کم می باشد.

محصولات ریخته گری تحت فشار (die casting) علی الخصوص محفظه سرد دارای خواص مکانیکی مناسب می باشند ولی این روش نیاز به سرمایه و مخارج نگهداری نسبتاً زیادی دارد.

در روش ریخته گری فشاری (Squeeze Casting) محصولات دارای ساختار بسیار مشابه با روش فرجینگ با دانه های ریز و سطوح صاف و دارای ویژگی مکانیکی نزدیک به محصولات فرجینگ می باشند. ایجاد ترک گرم در این روش با کنترل درجه حرارت مذاب، درجه حرارت قالب قابل کنترل است. (۱) تولید رینگ های آلومینیمی به روش فشار پایین (Low Pressure) اخیراً سهم عمده ای از تولید چرخهای آلومینیمی را به خود اختصاص داده است. در این روش با توجه به فشار پایین اعمالی احتیاج به تصفیه، گاز زدائی و جوانه زدائی و اصلاح ساختار می باشد. جهت جلوگیری از محبوس شدن هوا در داخل قالب سرعت ورود مذاب باید کنترل شود. (۲) روش با توجه به نسبت سرمایه اولیه بالا جهت تولید انبوه مناسب می باشد.

خواص مکانیکی رینگ های ساخته شده به روش فشار پایین موضوع تحقیقات مختلفی بوده است، با توجه به اینکه آلیاژهای آلومینیمی قابل عملیات حرارتی رینگ های اتومبیل معمولاً دارای ۷ تا ۷/۵٪ سیلیسیم و آلیاژهای غیر قابل

روشهای آزمایش



شکل (۱) یک رینگ ساخته شده در قالب دیده می شود.

در این پروژه پس از طراحی سیستم ریخته گری (۷) و ساخت قالب، نمونه هائی از آلیاژ آلومینیم LM6 (جدول ۱) ریخته گری شدند. کلیه نمونه ها گاززدائی شدند و اثر اصلاح کننده های ساختاری مختلف بر ساختار میکروسکوپی، سختی، مقاومت کششی و خستگی مورد بررسی قرار گرفت. نتایج بدست آمده با نتایج حاصل از رینگ های کمپانی ENKEI و MOMO مقایسه شدند.

جهت ساخت رینگ های آلومینیمی چرخ اتومبیل از روشی نوین (تا حدی مشابه ریخته گری فشاری) استفاده شد. در این روش مذاب به مقدار معینی در ابتدا به داخل قالب ریخته شده، سپس تحت فشار قرار می گیرد. قالبها در ابتدا پیش گرم شده و سپس با رینگ های گرافیتی پوشش داده می شود. پس از بسته شدن قالب، مذاب توسط پلانجر تحت فشار قرار می گیرد و سپس قالب باز شده و قطعه به بیرون پرت می شود. (شکل ۱)

آماده سازی مذاب در بوته های زمینی بزرگ از جنس کربور سیلیسیم و گاززدائی در بوته و بوسیله قرص های هگزا کلرواتان انجام می شود. افزودنیها به مذاب مانند کلریداسترانسیوم $SrCl_2$ آب تبلور گرفته به مقدار ۱۲، ۱۸، ۲۵ گرم در ۱۰ کیلوگرم مذاب و فلورید سدیم به مقدار ۱۰، ۲۰، ۳۰ گرم در ۱۰ کیلوگرم مذاب و سدیم فلزی به مقدار ۳ و ۵ گرم در ۷ کیلوگرم مذاب به صورت ذیل اضافه گردید، نمک ها را به مقدار مورد نیاز در یک فویل آلومینیمی پیچیده و با کمک یک فلانچ مشبک به داخل بوته مذاب برده تا نمک حل شود. درجه حرارت مذاب در زمان تلقیح املاح حدود ۷۲۰-۷۰۰ درجه سانتی گراد بوده است. با توجه به اینکه مصرف سدیم احتیاج به تدابیر ایمنی خاصی دارد و همچنین با توجه به اثر میرائی سدیم تلقیح به صورت ذیل انجام شد، سدیم مورد نیاز را بریده و داخل فویل پیچیده و آن را در آخرین مرحله بار ریزی در درون ملاقه بار ریز کرده و ته مذاب نگه داشته تا حل شود و پس از آن به سرعت بار ریزی انجام شد.

جدول (۲) نامگذاری نمونه های آزمایش شده

M	MOMO	نمونه ساخت کارخانه
E <td>ENKIE <th>نمونه ساخت کارخانه</th> </td>	ENKIE <th>نمونه ساخت کارخانه</th>	نمونه ساخت کارخانه
X <td></td> <th>نمونه اصلاح ساختار نشده</th>		نمونه اصلاح ساختار نشده
X_1		نمونه اصلاح ساختار شده با فلورید سدیم
X_2		نمونه اصلاح ساختار شده با کلرید استرانسیم
X_3		نمونه اصلاح ساختار شده با سدیم فلزی

برای تهیه نمونه برای تعیین ترکیب شیمیائی، ساختار میکروسکوپی، سختی و آزمایش کشش نمونه هائی از مناطق ۱، ۲، ۳، ۴، ۵، ۶ و جهت انجام آزمایش خستگی نمونه هائی از قسمت ۵ تهیه شدند. (شکل ۲)

نمونه های تهیه شده از مناطق ۳ و ۶ با وجود گاززدائی و اصلاح ساختار در مقایسه با نمونه های تهیه شده از قسمت های دیگر دارای ویژگیهای مکانیکی نامناسب بودند و در ساختار میکروسکوپی این نمونه ها عیوب ریخته گری بسیار زیادی از جمله کشیدگی و مک مشاهده شد. شکل شماره ۳ نمائی از برش جانبی رینگ های ساخته را نشان می دهد. همچنانکه دیده می شود نمونه های ۳ و ۶ از مناطقی تهیه شده اند که دارای ضخامت غیر یکنواخت می باشند. با اصلاح طراحی قالب به صورت شکل ۴ ساختاری یکنواخت و عاری از عیوب حاصل گردید.

جهت آزمایش متالوگرافی نمونه هائی از رینگ های اصلاح ساختار نشده، اصلاح ساختار شده، رینگ های ساخت کارخانه ENKEI و کارخانه MOMO تهیه شدند. پس از سمباده کاری با سمباده های ۱۰۰ الی ۶۰۰ نمونه ها با نمدها 6^{μ} ، 1^{μ} و 0.25^{μ} پولیش شدند. جهت اچ کردن

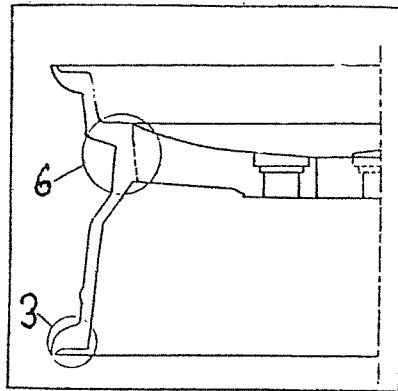
جدول (۱) ترکیب شیمیائی رینگ های مختلف

ترکیب نوع چرخ	Si	Cu	Mn	Mg	Fe	Al
E	۶/۸۶	۰/۰۵۵	۰/۰۱۱	۰/۲۳	۰/۶۶	باقیمانده
M	۶/۹۲	۰/۰۲	۰/۰۱۵	۰/۳۲	۰/۱۸	باقیمانده
X	۱۱/۷	۰/۰۲	۰/۰۱۲	۰/۰۲	۰/۳۵	باقیمانده

نمونه‌ها از اسید سولفوریک ۵٪ استفاده شد. تصاویر میکروسکوپی با استفاده از یک میکروسکپ Riechart تهیه گردید.

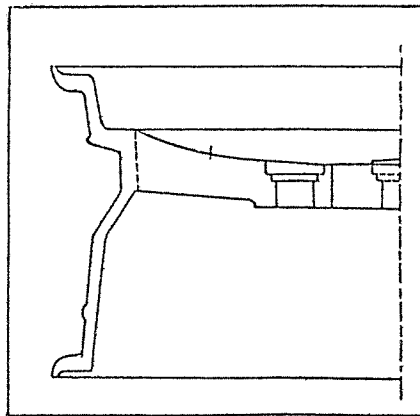
ویژگیهای مکانیکی به کمک آزمایشهای کششی، سختی و خستگی مورد بررسی قرار گرفت. آزمایش کشش به روی نمونه‌های ساخت کارخانه ENKEI, MOMO، نمونه‌های اصلاح ساختار نشده و اصلاح ساختار شده انجام گرفت. نمونه‌های آزمایش کشش مطابق استاندارد^۳ ساخته شدند و با یک دستگاه INSTRON با نیروی کششی ۱۰۰ کیلو نیوتن، سرعت فک دو میلی‌متر بر دقیقه و سرعت کاغذ ثبات ۲۰ میلی‌متر بر دقیقه کشیده شدند.

جهت انجام آزمایش خستگی سه گروه نمونه از کارخانه MOMO نمونه‌های اصلاح ساختار نشده و نمونه‌های اصلاح ساختار شده مورد استفاده قرار گرفت. ابعاد نمونه با مطابق شکل ۵ تراشکاری شدند. سمباده کاری نمونه‌ها با درجات ۱۸۰، ۳۰۰، ۴۰۰ و ۶۰۰ به طور افقی و عمودی و پولیش کاری با خمیر الماسه ۶^۴ در جهت افقی و عمودی انجام گرفت. آزمایش با یک دستگاه خستگی چرخشی-خمشی Shenck مدل Punz با اعمال ممان دوزنقه‌ای و با سرعت ۶۰۰۰ دور بر دقیقه انجام گرفت.

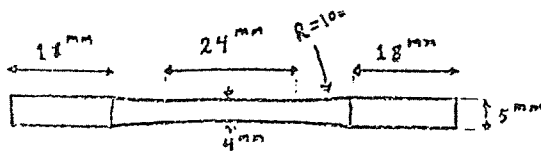


شکل (۳) نمایی از برش جانبی رینگ نشان دهنده محل‌های با ضخامت غیر

همانند



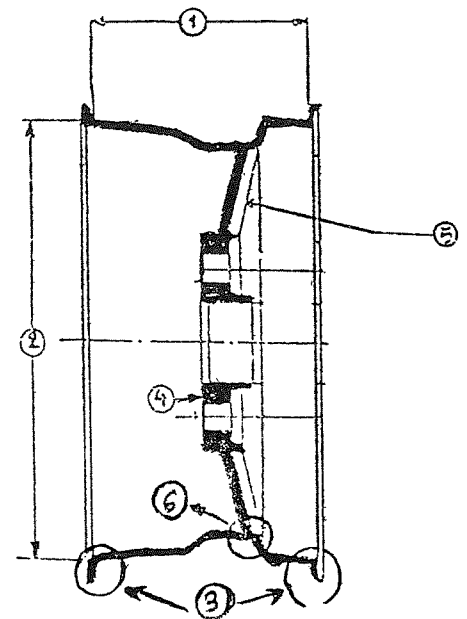
شکل (۴) رینگ اصلاح طراحی شده



شکل (۵) ابعاد نمونه‌های آزمایش خستگی

نتایج و بحث

با توجه به نوع فرآیند مورد استفاده جهت ساخت رینگ‌ها از نظر فشار وارده بر مذاب، کنترل کیفیت مذاب، آماده‌سازی و ذوب، به طور کلی قطعات تولیدی به روش فشار پایین باز از نظر کیفیت می‌تواند برتر از روشهای ثقلی و فشار پایین باشد، چون در روش ثقلی با وجودی که آماده‌سازی مذاب مشابه با این روش می‌باشد، از نظر فشار پس از ریخته‌گری این روش برتری خواهد داشت. در مقایسه



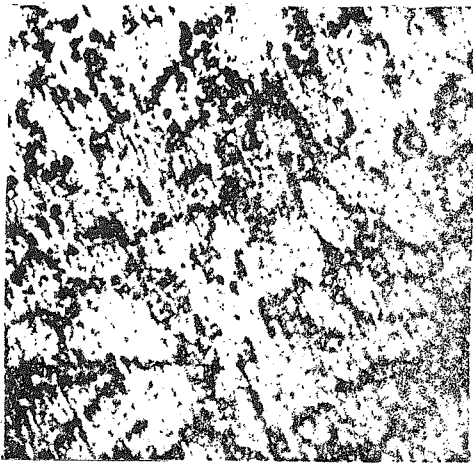
شکل (۲) قسمتهای مختلف رینگ سه نمونه‌های آزمایشی تهیه شده شامل:

- (۱) دور چرخ در جهت عمودی (۲) دور چرخ در جهت شعاعی (۳) لبه چرخ (۴) کف جای بیج (۵) پنجره رینگ (۶) قسمت فرورفته دور چرخ

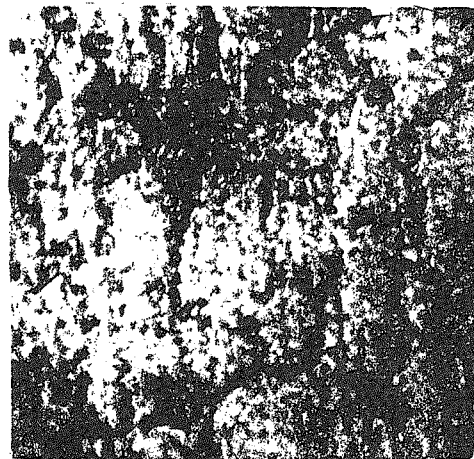
با روش فشار پایین اگرچه روش فشار پایین قابلیت اتوماتیزه شدن بیشتری نسبت به این روش دارد ولی به علت در دسترس نبودن مذاب برای عملیات کیفی (گاززدائی و ...) و همچنین فشار هوای وارده به روی مذاب مقدار شلاکه و آخال در روش فشار پایین بیشتر بوده و همچنین در این روش فشار وارده به روی مذاب توسط پلانجر تزریق قابل توجه می باشد (پلانجر تحت فشار هیدرولیکی ۱۵۰ بار مذاب را تحت فشار قرار می دهد).

جدول شماره ۲ نامگذاری نمونه های آزمایش شده را نشان می دهد. ترکیب شیمیائی نمونه های ریخته شده مورد آزمایش به همراه ترکیب شیمیائی رینگ های M و N در جدول شماره ۱ نشان داده شده است. آنالیز مصرفی در این روش مطابق با آنالیز پیشنهادی وی (Wei)^(۵)، لیچ (Leitch)^(۴) و گارات (Garat)^(۸) می باشد. جهت تولید چرخ اتومبیل اکثراً دو نوع آلیاژ A356 به علاوه عملیات حرارتی T6 و آلیاژ LM6 اصلاح ساختار شده مورد مصرف دارند. ساختار نمونه

است، غیر یکنواختی زیادی از خود نشان می دهند. استفاده از اصلاح کننده های ساختاری کلرید استرانسیوم به میزان ۱۲، ۱۸ و ۲۵ گرم در ۱۰ kg مذاب و فلورید سدیم به مقدار ۱۰، ۲۰ و ۳۰ کیلوگرم در ۱۰ kg مذاب در محدوده درجه حرارت مذاب ۷۲۰-۷۰۰ درجه سانتی گراد تأثیر زیادی بر ساختار میکروسکوپی نداشته است. (اشکال ۹، ۱۰). تلقیح با ۳ و ۵ گرم سدیم فلزی در ۷ کیلوگرم مذاب در ۷۰۰ درجه سانتی گراد باعث ایجاد ساختاری یکنواخت و عاری از رشد دندریتی می شود (شکل ۱۱). لیچ اظهار داشته است که به کمک اصلاح کننده های ساختاری کلرید سدیم و کلرید استرانسیوم می توان در روش فشار پایین ساختار عاری از رشد دندریتی بدست آورد.



شکل (۶) تصویر میکروسکوپی نمونه (M) شامل زمینه α با ذرات فاز سیلیسیم در هرز دانه ها (۲۰۰ x)

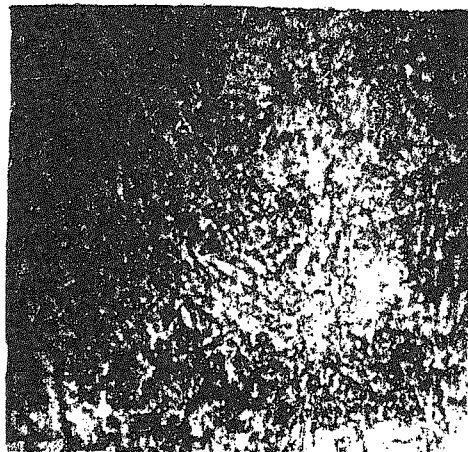


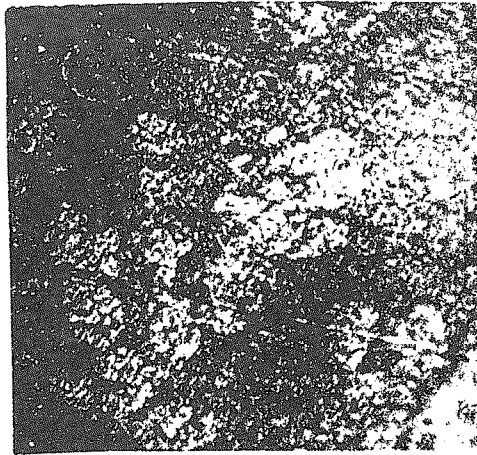
شکل (۷) ساختار میکروسکوپی نمونه (E) شامل زمینه α با ذرات فاز سیلیسیم در هرز دانه ها (۲۰۰ x)

شکل (۹) تصویر میکروسکوپی نمونه (X) نشان دهنده ساختار دندریتی نسبتاً درشت (۲۰۰ x)

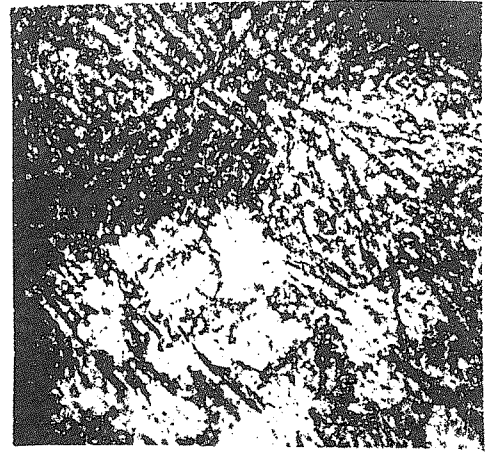


شکل (۱۱) تصویر میکروسکوپی نمونه (X) نشان دهنده ساختار دندریتی درشت (۲۰۰ x)





شکل (۱۱) تصویر میکروسکوپی نمونه (X₃) نشان دهنده ساختار شده شامل زمینه α و ذرات Si (۲۰۰×)



شکل (۱۰) تصویر میکروسکوپی نمونه (X₂) نشان دهنده ساختار دندریتی بزرگ نمائی (۲۰۰×)

خاص قطعه محلی از قالب به صورت موضعی گرم شود و لازم باشد آنرا سرد کرد، این عمل را با توجه به بررسیهای کرون (Krohn) می توان با آبگرد کردن قالب انجام داد که در نتیجه ضمن افزایش کیفیت قطعات، سرعت تولید را نیز بالا برد تا حدی که می توان با کامپیوتری کردن نحوه کنترل خنک کنندگی قالب، سرعت تولید را تا حدود ۱۵ چرخ در ساعت توسط یک دستگاه بالا برد. (۲) در صورت خنک کردن قالبها با پاشیدن مستقیم آب باید به مسأله شوک حرارتی، ترک خوردگی و نهایتاً استهلاک سریع تر قالب توجه شود که جهت رفع آن یا باید با اصلاح طراحی قالب مسأله گرم شدن موضعی را از بین برد و یا از فولادهای مقاوم به شوک حرارتی مانند H13 در ساخت قالب استفاده کرد. (۱۱)

ویژگیهای مکانیکی و مقاومت خستگی

نتایج آزمایش سختی و کششی نمونه های تهیه شده از رینگ های اصلاح طراحی قالب شده در جداول ۳ و ۴ نشان داده شده است. نتایج مربوط به نمونه اصلاح طراحی قالب شده به علت پراکندگی زیاد ذکر نشده است.

به نظر می رسد علت اختلاف، مقدار مصرف نمک ها و درجه حرارت به هنگام تلقیح بوده باشد. استفاده از اصلاح کننده سدیم فلزی مشکلاتی به همراه دارد از جمله کاهش سیالیت که گرانجر (۹) و الیوت (۱۰) نیز به آن اشاره نموده اند. همچنین مشکل جذب گاز را نیز باید مدنظر داشت به همین منظور لازم است جهت بدست آوردن قطعه ای سالم نسبت به شارژ مواد اولیه دقت بیشتری شود تا اینکه رطوبت و مواد تولید کننده هیدروژن در مذاب (روغن، آب...) وارد شارژ نشوند و گاز زدائی با دقت بیشتری و در چند مرحله (هر ۱۵ الی ۲۰ دقیقه یکبار) انجام گیرد. همچنین اضافه کردن شارژ پس از گاز زدائی نباید انجام گیرد و در صورت انجام دوباره عمل گاز زدائی انجام گیرد. از طرفی سدیم مصرفی آلوده نبوده و توسط فویل و یا در محیط محافظت شده ای تا هنگام مصرف باقی بماند.

همانگونه که قبلاً اشاره شد در ساختار نمونه های تهیه شده از منطقه ۳ و ۶ رینگ های تولیدی حفرات و نواقص زیادی دیده شدند که با اصلاح طراحی قالب و یکسان سازی ضخامت رینگ های تولیدی این مشکل برطرف گردید (اشکال ۳ و ۴). همچنین در صورتیکه به لحاظ طراحی

جدول شماره ۳: سختی رینگ های آزمایش شده

نوع چرخ	E	M	X	X ₃
سختی (ویکرز)	۸۲	۷۹	۷۲	۷۸

جدول شماره ۴: ویژگیهای مکانیکی نمونه های تهیه شده از قسمت های مختلف انواع رینگ های مورد آزمایش

نوع نمونه	محل تهیه نمونه*	چقرمگی نسبی**	ازدیاد طول	تنش تسلیم	استحکاک کششی
		MJm ⁻³	%	MPa	MPa
E	۱	۱۶	۱۰	۱۵۹/۸	۲۵۰
E	۲	۱۷	۱۰	۱۵۱	۲۵۹/۱
E	۴	۱۶/۱	۸	۱۴۰/۲	۲۴۰/۳
E	۵	۱۶	۷	۱۷۳	۲۴۰/۲
X	۱	۷/۵	۵	۱۲۸/۶	۱۷۴/۶
X	۲	۷/۶	۵	۱۲۹/۸	۱۸۱/۸
X	۴	۷/۸	۵	۱۲۹/۶	۱۸۹/۶
X	۵	۳/۳	۴	۱۲۹/۹	۱۶۹/۷
M	۲	۱۴	۸	۱۵۶/۸	۲۱۵/۶
X ₁	۲	۷/۵	۵	۱۲۷/۴	۱۷۶/۴
X ₂	۲	۳/۱	۵	۱۲۴/۶	۱۵۹/۷
X ₃	۲	۱۳/۴	۷/۵	۱۵۰	۲۱۰

* به شکل ۱ مراجعه شود.

** سطح زیر منحنی تنش - کرنش به صورت معیاری کیفی جهت ارزیابی چقرمگی در نظر گرفته شده است.

مقایسه با رینگ های اصلاح ساختار شده از ۷۲ به ۷۸ ویکرز افزایش یافته است که قابل مقایسه با رینگ های E, M, با سختی های ۸۲ و ۷۹ ویکرز می باشد.

با توجه به ویژگیهای مکانیکی حداقل پیشنهاد شده توسط گارات^(۸) برای رینگ های اتومبیل، نمونه های اصلاح ساختار نشده تولیدی به روش این پژوهش دارای حداقل مقاومت کششی، تنش تسلیم، درصد افزایش طول مورد نیاز می باشد. اما با اصلاح ساختار خواص مکانیکی در یک محدوده بالاتری قرار گرفته که جهت کارکرد رینگ در شرایط فوق العاده سخت (فشار، سرعت و شتاب بیشتر) مناسب تر خواهد بود.

نتایج حاصل از منحنی های کشش از نمونه های X₁ و X₂

همانگونه که در جدول ۴ دیده می شود استحکام کششی نمونه های (X) در حدود (MPa) ۱۶۹/۶-۱۸۹ تنش تسلیم در محدوده (MPa) ۱۲۸ تا ۱۳۰ و درصد افزایش طول در حدود ۵٪ می باشد، که در مقایسه با نمونه های E, M, از ویژگی مکانیکی پایینی برخوردار می باشد. با اصلاح ساختار با سدیم فلزی همچنان که نتایج مربوط به نمونه X₃ نشان می دهد، افزایش قابل توجهی در مقاومت کششی، تنش تسلیم و درصد افزایش طول حاصل شده است. میزان چقرمگی نسبی (سطح زیر منحنی تنش - کرنش) به مقدار قابل توجهی از خود افزایش نشان می دهد.

نتایج سختی رینگ ها نیز با نتایج آزمایش کشش هماهنگی دارد، سختی رینگ های اصلاح ساختار نشده در

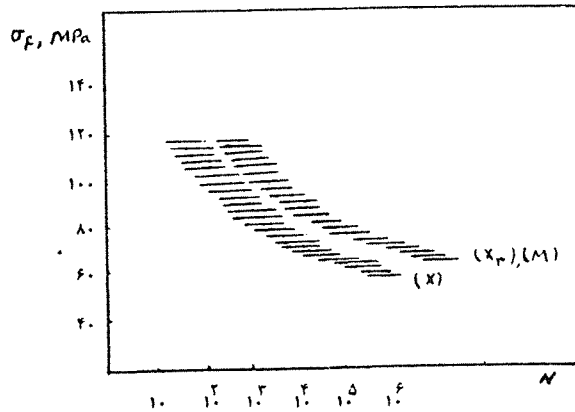
نشان می‌دهد که ویژگیهای مکانیکی نسبت به نمونه‌های (X) تغییر زیادی نکرده است که احتمالاً به دلیل عدم جذب نمک‌های سدیم و استرانسیم در شرایط مورد آزمایش بوده است. به نظر می‌رسد برای مؤثر واقع شدن نمکهای سدیم و استرانسیم باید درجه حرارت بالاتر برده شود (بین ۸۰۰ تا ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد) یا اینکه از ترکیبی از این نمک‌ها و KCl استفاده شود تا در درجه حرارت‌های پایین‌تر (حدود ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد) اصلاح ساختار قابل انجام باشد. چون باید هنگام ریختن مذاب در قالب دوباره درجه حرارت مذاب را پایین آورد (مذاب در این روش در درجه حرارت حدود ۶۵۰-۶۳۰ درجه سانتی‌گراد در قالب ریخته می‌شود) که عملاً کار با مشکلاتی مواجه می‌باشد، علی‌الخصوص اگر مسأله میرایی نمک سدیم را نیز در نظر داشته باشیم.

در هنگام اصلاح ساختار با سدیم فلزی باید از مصرف بیش از مقدار مورد نیاز اجتناب شود، چون در این صورت باعث بوجود آمدن عیوب ساختاری از قبیل حفره و مک در ساختار می‌شود. که البته خواص مکانیکی حتی با وجود این عیوب از نمونه اصلاح ساختار نشده بالاتر می‌باشد.

نتایج آزمایش خستگی به صورت منحنی S-N در شکل ۱۲ نشان داده شده است، همچنان که ملاحظه می‌شود حد خستگی نمونه اصلاح ساختار شده بیشتر از نمونه اصلاح ساختار نشده و در حدود مقاومت خستگی نمونه (M) می‌باشد. اگر چه در طی چند سال اخیر که چرخهای اصلاح ساختار نشده مصرف می‌شوند، گزارشی مبنی بر شکست و خستگی آنها دریافت نشده است ولی نمونه‌های اصلاح ساختار شده را می‌توان با اطمینان بیشتری در شرایط کاری بسیار سخت بکار برد. نسبت حد خستگی در 10^6 سیکل به مقاومت کششی نمونه‌های M، X و X_3 به ترتیب برابر $0/33$ ، $0/28$ و $0/33$ می‌باشد* که نشان می‌دهد بیشترین اثر اصلاح ساختار بر افزایش مقاومت خستگی می‌باشد (نسبت به مقاومت کششی و تنش تسلیم). نکته جالب اینکه چقرمگی نسبی (سطح زیر منحنی تنش- کرنش در آزمایش کشش) از این روند تبعیت می‌نماید. این نشان می‌دهد همچنان که حفره‌ها و آخال‌ها و ساختار غیرهمگن بر کاهش چقرمگی به لحاظ ایجاد تمرکز تنش و تسهیل در جوانه زنی ترک غیرهمگن و کمک به رشد ترک مؤثرند، در کاهش مقاومت به خستگی نیز به لحاظ تسهیل در جوانه زنی ترک

خستگی از یک حفره و یا فصل مشترک یک ساختار ناهمگن و زمینه و یا یک آخال و احتمالاً افزایش سرعت رشد ترک به هنگام برخورد ترک با حفره‌ها و ساختارهای ناهمگن نیز مؤثر است. بررسیهای شکست نگاری مؤید نظریه فوق می‌باشد. سطح شکست نمونه M در شکل ۱۳ نشان داده شده است، همچنان که ملاحظه می‌شود سطح شکست بسیار صاف و یکنواخت می‌باشد.

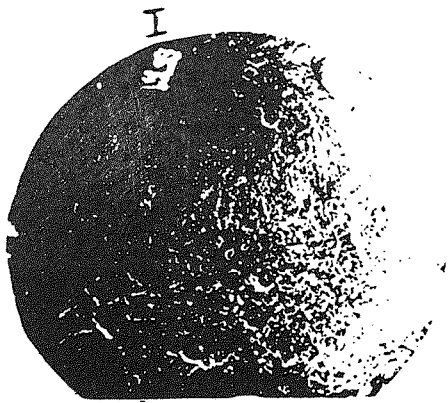
جوانه زنی ترک خستگی از لبه خارجی شروع و در جهت فلش رشد نموده است. در شکل ۱۴ نمونه دیگری از آلیاژ دیده می‌شود که جوانه زنی ترک از محل یک آخال که آنالیز آن در شکل ۱۵ نشان داده شده است، انجام گرفته است. با توجه به این که نمونه مربوط به شکل ۱۳ تحت تنش 100 MPa در 8×10^3 سیکل شکسته شده است و نمونه مربوط به شکل ۱۴ تحت تنش 98 MPa در 9×10^2 سیکل شکسته شده است، اثر مخرب آخال‌ها بر مقاومت خستگی روشن می‌شود. این نتایج با بررسیهای وی (Wei) (۱۲و۵) مطابقت دارد. البته ممکن است عامل جوانه زنی ترک عیوب مربوط به ریخته‌گری باشد و نه آخال‌ها همچنان که در شکل ۱۶ در مورد نمونه‌ای از آلیاژ M دیده می‌شود. ساختار غیرهمگن ریختگی و حفره‌های ناشی از آن باعث جوانه زنی ترک خستگی شده‌اند که البته در این مورد نیز تنش شکست کمتر از نمونه با ساختار همگن خواهد بود.



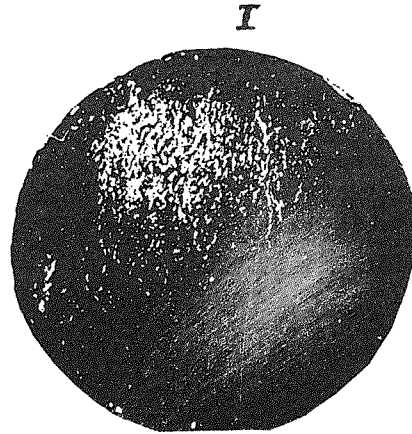
شکل (۱۲) منحنی S-N نمونه‌های M، X_3 ، X

رشد ترک خستگی در این نمونه‌ها در شرایط شدت تنش کم (HCF) اکثراً به صورت مکانیزم موج (Striation) و از نوع نرم می‌باشد (Ductile)، شکل (۱۷). سطح شکست

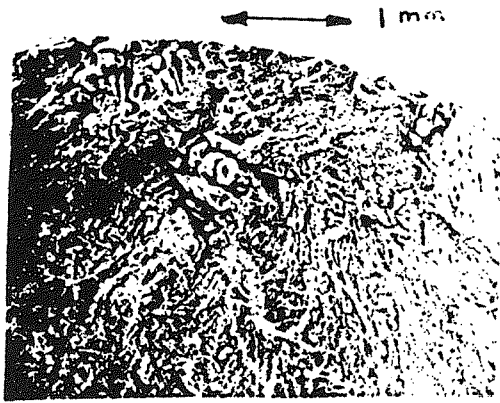
x - محل تهیه نمونه‌های خستگی و کشش یکسان بوده‌اند.



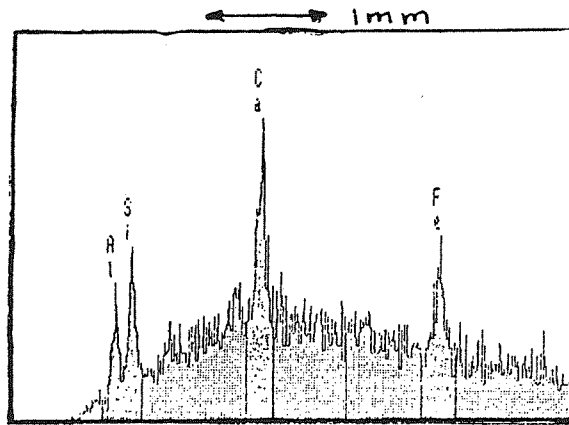
شکل (۱۴) تصویر الکترون میکروسکوپی سطح شکست نمونه M (محل جوانه زنی ترک=I)



شکل (۱۳) تصویر الکترون میکروسکوپی سطح شکست نمونه M (محل جوانه ترک=I)



شکل (۱۶) سطح شکست نمونه M نشانده جوانه زنی ترک خستگی از محل عیوب ریختگی



شکل (۱۵) آنالیز آخال مربوط به نمونه شکل ۱۴

که در این رابطه σ تنش خستگی، M ممان خمشی و I گشتاور ماند r شعاع نمونه خستگی می باشد. تنش وارده در فاصله Δr از سطح نمونه برابر خواهد بود با:

$$\sigma' = \sigma \left(1 - \frac{\Delta r}{r}\right) \quad (2)$$

آزمایش خستگی در شرایط ممان خمشی ثابت دوزنقه ای انجام گرفت و لذا σ در طول gage نمونه ثابت می باشد. با توجه به رابطه (۲) می توان مقدار تنش سیکلی را در محل مطالعه سطح شکست موج بدست آورد.

از طرفی با توجه به رابطه Paris-Erdogan^(۱۴) داریم:

$$\frac{da}{dN} = A (\Delta k)^m \quad (3)$$

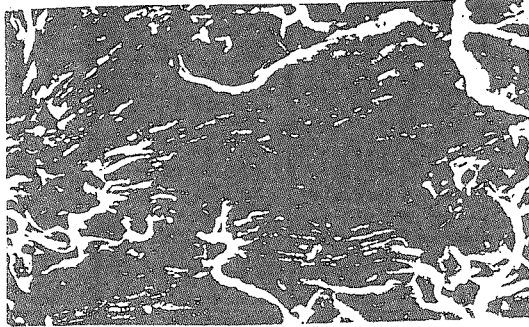
نمونه اصلاح ساختار نشده (X) در شکل های ۱۹ و ۲۰ نشان داده شده است، همچنان که دیده می شود سطح شکست بسیار ناهموار و غیریکنواخت می باشد و جوانه زنی ترک از یک عیب ریخته گری شروع شده است و جهت رشد ترک از پایین به بالا می باشد. با اصلاح ساختار سطح شکست نمونه یکنواخت تر شده و ناهماهنگی ها از بین می رود (شکل ۲۱ نمونه X_3). جوانه زنی ترک خستگی از لبه نمونه شروع و ترک خستگی به طور یکنواخت با مکانیزم (Striation) رشد می نماید (شکل ۲۲). سطح شکست موج از نوع نرم می باشد.

با توجه به رابطه فیندلی (Findley)^(۱۳) در آزمایش خستگی خمشی-چرخشی تحت ممان ثابت:

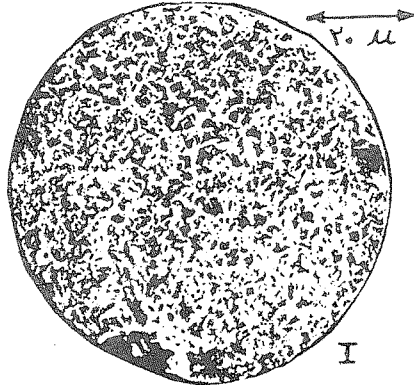
$$\sigma = \frac{Mr}{I} \quad (1)$$

اگر از افزایش طول ترک C در یک سیکل صرف نظر کنیم و با توجه به شکل نمونه ($\alpha=1.02$) خواهیم داشت،

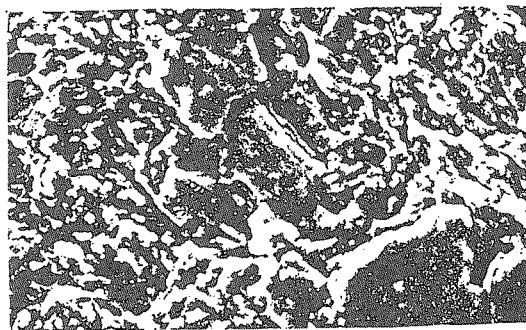
$$\Delta k = 1.02 \sigma \sqrt{\pi C} \quad (5)$$



شکل (۱۸) تصویر الکترون میکروسکوپی سطح شکست نمونه X_۱ نشان دهنده جوانه زنی ترک از سطح نمونه



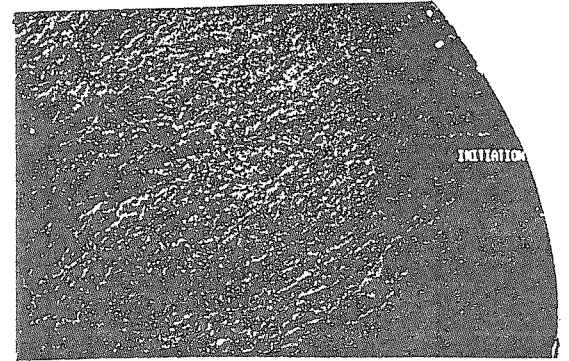
شکل (۲۰) تصویر الکترون میکروسکوپی سطح شکست نمونه نشان دهنده محل جوانه زنی ترک



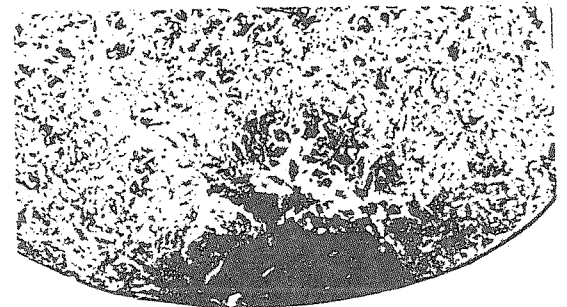
شکل (۲۲) تصویر الکترون میکروسکوپی سطح شکست مواج نمونه از نوع نرم (جهت رشد ترک / می باشد)

که در این رابطه $\frac{da}{dN}$ سرعت رشد ترک $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ محدوده شدت تنش می باشد. با توجه به اینکه،

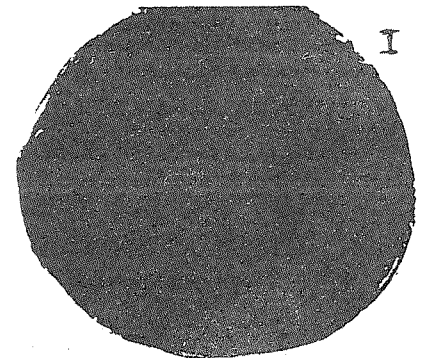
$$k = \alpha \sigma \sqrt{\pi C} \quad (4)$$



شکل (۱۷) سطح شکست مواج در نمونه M از نوع نرم- جهت رشد ترک خستگی ↓ می باشد.



شکل (۱۹) سطح شکست نمونه شکل ۲۰ با بزرگ نمایی بیشتر نشان دهنده محل جوانه زنی ترک خستگی از یک حفره ریختگی



شکل (۲۱) سطح شکست نمونه (X_۲) نشان دهنده محل جوانه زنی ترک I و رشد یکنواخت ترک خستگی

به صورت سطح شکست موج نمی باشد و مکانیزم رشد به صورت غیر یکنواخت و ترد (به علت ساختار ناهمبند ریختگی) می باشد، اندازه گیری سرعت رشد ترک خستگی با آزمایش خستگی به صورت خمشی چرخشی امکان پذیر نمی باشد و باید از آزمایش خستگی در شرایط Δ کنترل شده به همراه امکانات اندازه گیری مستقیم سرعت رشد ترک خستگی استفاده نمود، ولی با توجه به تغییر فرم پلاستیک کم به هنگام رشد ترک خستگی در نمونه های اصلاح ساختار نشده، می توان نتیجه گرفت که سرعت رشد ترک خستگی در یک محل محدوده ثابت شدت تنش (ΔK) در نمونه های اصلاح ساختار نشده بیشتر از نمونه های اصلاح ساختار شده می باشد.

به طور کلی اصلاح ساختار اثر قابل ملاحظه ای بر افزایش مقاومت خستگی دارد که این به لحاظ جوانه زنی دیرتر ترک در ساختارهای اصلاح شده و سرعت رشد کمتر ترک خستگی در این ساختارها می باشد.

با توجه به نظریه رایدر (Ryder) و فورسایت (Forsyth) اگر اندازه فاصله سطح شکست موج را به طور تقریب متناسب با سرعت رشد ترک در نظر بگیریم خواهیم داشت:

$$\frac{da}{dN} \propto S^m \quad (6)$$

با توجه به اینکه فاصله موج ها (S)، در سطح شکست موج نشان داده شده در تصاویر ۱۷ و ۲۲ برابر $1/8^m$ و $1/3^m$ می باشد:

$$A = 8.7 \times 10^{-9} \quad , \quad m = 2.36$$

این نتایج تطابق خوبی با نتایج بدست آمده توسط Richie^(۱۷) دارد. ضمناً نتایج بدست آمده دیگر نشان می دهد در ساختارهای اصلاح شده نوع ساختار تأثیر قابل ملاحظه ای بر سرعت رشد ترک خستگی ندارد. با توجه به اینکه در نمونه های اصلاح ساختار نشده مکانیزم رشد ترک

نتیجه گیری:

- ۱- تولید چرخ اتومبیل با استانداردهای موجود به روش فشار پایین باز امکان پذیر می باشد.
- ۲- با استفاده از آلیاژ LM6 و مصرف اصلاح کننده سدیم فلزی می توان محصولی با ویژگیهای مناسب در این روش تهیه نمود که بر اثر اصلاح ساختار، تنش تسلیم، مقاومت کششی و حد خستگی افزایش می یابد.
- ۳- در صورت وجود آخال و ساختار ناهمگن ریخته گری در نزدیک لبه نمونه، جوانه زنی ترک خستگی می تواند از آنها صورت گیرد و رشد ترک خستگی در ساختارهای

- اصلاح شده در محدوده شدت تنش های متوسط به کمک مکانیزم موج (Striation) می باشد. ولی مکانیزم رشد ترک خستگی در نمونه های اصلاح ساختار نشده ناهمگن می باشد.
- ۴- در نمونه های اصلاح ساختار شده به نظر می رسد که رشد ترک از قانون پاریس تبعیت می کند و سرعت رشد ترک خستگی در یک محدوده شدت تنش معین (ΔK) در نمونه های اصلاح ساختار شده کمتر از نمونه های اصلاح ساختار نشده می باشد.

منابع:

1. J. Barlow, IAD congress on vehicle design and components, 1984.
2. B. R. Krohn, Modern Casting, August, 1984, P23.
3. M. Garat, Revue de L Aluminium No. 490, dec. 1979.
4. R. Leitch, Foundry management and technology Feb. 1989.
5. D. C. Wei, AFS Transactions, Conference, Vol. 91, April 1983, illinois, USA.
6. R. For talier, Hommes et founderie, Mars 1980.
7. Msc Dissertation, P. Houssani, 1991, Tehran University, Department of Metallurgy.
8. M. Garat, Material Technology, Paris, April, 1982.
9. Metals Hand book Volume 15, "Casting", Ninth Edition, P 165.
10. Ibid P. 166
11. Yujizimi etal, International Die Casting Con

- gress, Cleaveland, Ohio, USA, 1981.
12. D.C. Wei, SAE, Feb, 1982, paper no. 820341.
 13. W.N Findley, J. Mech. Eng. Science, 14 (6). 1972.
 14. P.C. Paris, F. Erdogan: J. Basic Eng. (Trans. ASME, D), 1963/85/528.
 15. I.S. Raju J.C. Newman, Jr. Eng. Fracture Mech. 11 (4) 1979.
 16. P.J.E, Forsyth "The physical basis of Metal Fatigue," 1969, Blacic, London.
 17. C.J. Beevers. J. Metal Science Aug. 1977, Proceeding of conference "Fatigue 1977" Cambridge.