

بررسی اثر عملیات حرارتی بر خواص تریبولوژیکی و مکانیکی کامپوزیت AA8090/6%SiCp

امیر کبریائی^{۱*}، سید شمس‌الدین میردامادی^۲، حسن ثقفیان^۳

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، گروه مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

۲- استاد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت، تهران، ایران

۳- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

*amirkebriyai@gmail.com

(تاریخ دریافت: ۹۲/۰۲/۰۸، تاریخ پذیرش: ۹۲/۱۱/۱۲)

چکیده

آلیاژ آلومینیوم ۸۰۹۰ جزء آلیاژهای Al-Li می‌باشد که امروزه به دلیل چگالی پائین و استحکام بالا در اثر انجام عملیات حرارتی، کاربردهای زیادی در صنایع هوافضا پیدا کرده است. در این پژوهش کامپوزیت پایه‌ی این آلیاژ مقاوم شده با ۶٪ ذرات کاربید سیلیسیم به روش اصلاح شده‌ی گردابی تولید گردیده و سپس مورد عملیات اکستروژن قرار گرفت. از میله‌ی اکستروژن شده نمونه‌های سایشی از مابقی آن طی فرایند نورد گرم، تسمه‌هایی به ضخامت ۲ میلیمتر تهیه شد. در ادامه عملیات حرارتی رسوب‌سختی (T₆) در دمای ۱۹۰ درجه سانتیگراد با گرمایش معمولی، حرارت‌دهی سریع در کوره‌ی مادون قرمز و همینطور پیرسازی پس از کوئنچ جهت‌دار بر روی آنها صورت پذیرفت. سپس سختی‌سنجی در زمانهای مختلف، آزمون کشش و سایش در زمان مربوط به پیک سختی انجام شد. نتایج خواص مکانیکی نشان داد که رسوب‌سختی پس از کوئنچ جهت‌دار نسبت به پیرسازی معمولی، زمان رسیدن به بیشینه سختی را از ۱۶ ساعت به ۶ ساعت کاهش داده، میزان بیشینه سختی را تا ۲۰ درصد افزایش داده، میزان استحکام کششی نهایی، تنش تسلیم و درصد ازدیاد طول در پیک سختی را به ترتیب تا ۱۶، ۱۶ و ۴۰ درصد افزایش داده است. از نتایج مربوط به آزمون سایش نیز مشخص گردید که در بار ۱۰ نیوتن سایش خراشان، مکانیزم حاکم بوده و نوع عملیات حرارتی تأثیر چندانی بر نرخ سایش نداشت. با افزایش بار سایشی آثار ورقه‌ای شدن ملاحظه گردید که در بار اعمالی ۳۰ نیوتن به دلیل تغییر مکانیزم سایش به نوع چسبان، یک انتقال از سایش ملایم به شدید پدید آمد. در بار اعمالی ۳۰ نیوتن نمونه‌ی تحت عملیات رسوب‌سختی پس از کوئنچ جهت‌دار نرخ سایش کمتری را نسبت به نمونه‌های تحت انواع دیگر عملیات حرارتی اعمالی نشان داد.

واژه‌های کلیدی:

کامپوزیت، آلومینیوم ۸۰۹۰، حرارت‌دهی سریع، کوئنچ جهت‌دار، سایش، استحکام کششی.

۱- مقدمه

را فراهم کرده است. استفاده روزافزون از آلیاژهای سبک در صنایع مختلف و جستجوی ویژگی‌های مناسبتر منجر به تهیه

رشد تکنولوژی فضایی و صنایع هواپیماسازی در سالهای اخیر موجبات تحقیق برای دستیابی به آلیاژهای سبکتر و پرمقاومت تر

آلیاژ Al-Li-Mg در آلایزهای Al-Li-Cu-Mg از قبیل ۸۰۹۰ وجود دارد [۳].

بدلیل تأثیر نابعجائی ها بر فرایند رسوب سختی این آلایزها، اغلب از تغییر فرم پیش از مرحله پیرسازی استفاده می شود تا چگالی نابعجائی ها و بنابراین مکانهای مستعد جوانه زنی رسوبات استحکام دهنده، افزایش یابد [۳]. اهمیت کامپوزیت های زمینه فلزی (MMCs) به دلیل خواص جذابشان در حال افزایش است که در این میان، کامپوزیت های زمینه آلومینیوم (AMCs)، به سبب استحکام مخصوص بالا و مقاومت سایشی خوب، توجه زیادی را در سه دهه اخیر کسب کرده اند [۶-۷]. اغلب کامپوزیت های زمینه Al-Li نظیر SiC_w/Al-Li یا SiC_p/Al-Li به یکی از روش های گردابی، متالورژی پودر، ریخته گری کوبشی و یا رسوب پاششی تولید می گردند [۷]. روش گردابی یا همان ریخته گری همزدنی (Stir Casting)، هم اکنون یکی از ساده ترین و اقتصادی ترین روشهای تولید مقاوم شده با ذرات هستند. با این حال برای رسیدن به یک میکروساختار بدون عیب تعداد زیادی از متغیرهای ساخت باید در روش چرخش مذاب باید کنترل گردد. استفاده از پارامترهای غیر بهینه می تواند سبب چگالی کم و میکروساختار نامطلوب گردد که این باعث خواص مکانیکی پائین می شود [۷]. قابلیت تولید در ابعاد بزرگ و استفاده از تجهیزات معمول ریخته گری از مزایای دیگر این روش است اگرچه به دلیل ترشوندگی ضعیف ذرات سرامیکی توسط زمینه فلزی مذاب، به دست آوردن توزیع مناسبی از فاز ثانویه با مشکل روبه رو است. تشکیل تخلخل و واکنش های گسترده در فصل مشترک نیز از عیوب این روش به شمار می-روند. در این پژوهش کامپوزیت AA8090/6%SiC_p با اندازه متوسط ذرات ۲۵ میکرون به روش اصلاح شده ریخته گری هم-زدنی تولید شده و سپس مورد عملیات اکستروژن داغ قرار گرفت. در ادامه اثر عملیات حرارتی رسوب سختی با گرمایش معمولی، پیرسازی با حرارت دهی سریع و رسوب سختی پس از کوئنچ جهت دار در دمای ۱۹۰ درجه سانتیگراد بر روی خواص کششی و سایشی این کامپوزیت در زمان مربوط به بیشینه سختی

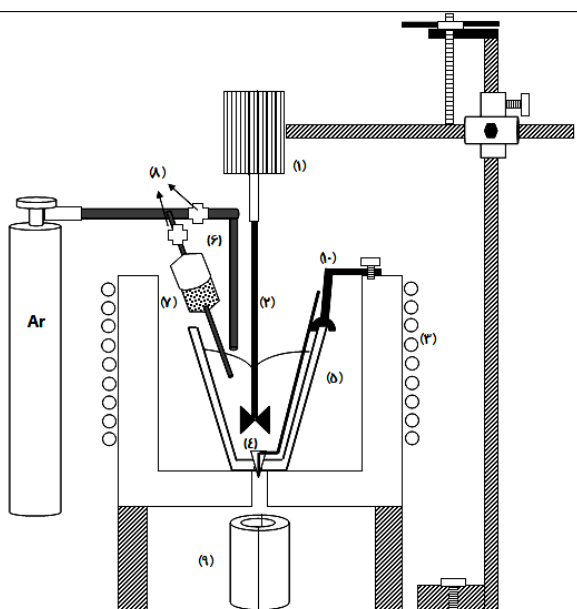
آلیاژ Al-Li گردید. لیتیم سبکترین عنصر فلزی است و هر یک درصد وزنی لیتیم، چگالی آلیاژ را در حدود ۳ درصد کاهش می دهد و مدول الاستیک آن را در حدود ۶ درصد افزایش می دهد. حد حلالیت لیتیم در آلومینیوم ۴/۲ درصد وزنی می باشد [۱-۲]. به علاوه، لیتیم در مقادیر کم، اجازه رسوب سختی آلومینیوم را توسط توزیع یکنواخت رسوبات کرووی و همدوس (Al₃Li) δ' که در حین عملیات حرارتی پیرسازی ایجاد می شوند را می دهد. لذا تلفیقی از کاهش چگالی و رسوب سختی ناشی از حضور لیتیم دلایل اصلی برای انتخاب این عنصر آلیاژی جهت توسعه آلایزهای کم چگال پایه آلومینیوم می باشد [۳]. پیرسازی آلایزهای آلومینیوم - لیتیم، در واقع رسوبگذاری پیوسته فاز δ' (Al₃Li) از محلول جامد فوق اشباع α می باشد. در رسوبات δ' آلومینیوم و لیتیم در موقعیت های مشخصی قرار می گیرند. در این رسوبات مکانهای گوشه توسط لیتیم و شش موقعیت وجوه توسط آلومینیوم اشغال شده اند. تشابه هندسی بین شبکه رسوبات δ' و شبکه مکعبی وجوه مرکزدار (FCC) محلول جامد α مشاهده شده است [۴-۵]. رسوب δ' به علت داشتن ساختاری با نظم پردامنه^۱، اثر قابل ملاحظه ای بر فرایند لغزش در آلایزهای آلومینیوم - لیتیم دارد. این اثر، مکانیزم تجزیه نابعجایی ها را کنترل کرده و جزئیات فرایند تغییر فرم را تحت تأثیر قرار می دهد. دلیل داکتلیته و چقرمگی کم آلایزهای دوتایی آلومینیوم - لیتیم را می توان ناشی از غیریکنواخت بودن پدیده لغزش^۲ حاصل از توزیع غیریکنواخت رسوبات δ' دانست [۳]. افزودن Cu و Mg به این آلایزها باعث تشکیل رسوبات دیگری نظیر T₁(Al₂CuLi)، θ'(Al₂Cu)، S'(Al₂LiMg) و S(Al₂CuMg) و غیره می شود که تأثیر زیادی بر خواص این آلایز دارند. این رسوبات تمایل دارند که به شدت دارای بافت^۳ (دارای جهت مرجح) باشند. رسوبات T₁(Al₂CuLi) کرنش های همدوسی^۴ بزرگی دارند، هنگامیکه این رسوبات بر نابعجائی ها جوانه زنی می کنند، این کرنش ها به حداقل می رسند. در حقیقت این مطلب اثبات شده است که حضور نابعجائی ها برای جوانه زنی فاز T₁ لازم و ضروری است. تأثیرات مشابه در مورد رسوبات

هر کدام از سیکل‌های عملیات حرارتی مذکور بررسی شد.

۲- مواد و روش پژوهش

به منظور تولید کامپوزیت AA8090 از شمش آلومینیوم خالص، آمیزان Al-50%Cu، Al-50%Mg و لیتیم خالص استفاده گردید. شکل ۱ تجهیزات مورد استفاده جهت عملیات تولید کامپوزیت را نشان می‌دهد. همانطور که ملاحظه می‌شود سیستم به ریخته‌گری کف‌ریز از کوره تجهیز شده است. در ادامه کامپوزیت ریخته‌گری مورد عملیات اکستروژن در دمای ۵۰۰ درجه سانتیگراد و با نسبت ۱۲:۱ قرار گرفت. از این میله‌های اکستروژن شده توسط دستگاه وایرکات نمونه‌های سایشی به صورت پین‌هایی به شکل مکعب با مقطع مربع و به ضلع ۵ میلیمتر و طول ۱۵ میلیمتر تهیه شدند. مابقی میله‌های اکستروژن شده طی فرایند نورد گرم در دمای ۵۰۰ درجه سانتیگراد به شکل نوارهایی به ضخامت ۲ میلیمتر درآمدند. از این نوارها نمونه‌های سختی سنجی به شکل مربع به ضلع ۱ سانتیمتر و نمونه‌های کششی با استاندارد ASTM E8(subsize) حاصل گردید. سپس سه نوع عملیات حرارتی رسوب سختی بر روی نمونه‌ها اعمال شد. در یک نوع، نمونه‌ها در دمای ۵۳۰ درجه سانتیگراد به مدت ۱ ساعت تحت عملیات انحلالی قرار گرفته و سپس در آب صفر درجه کوئنچ گردیدند و در گرمکن الکتریکی در دمای ۱۹۰ درجه سانتیگراد رسوب سخت شدند. در نوع دوم نمونه‌ها تحت عملیات حل‌سازی مشابهی قرار گرفتند اما جهت پیرسازی آنها از یک کوره مجهز به لامپ‌های مادون قرمز با توان حرارت‌دهی ۵۰ °C/min استفاده گردید و در دمای ۱۹۰ درجه سانتیگراد توسط حرارت‌دهی سریع رسوب سخت شدند. در نوع سوم نمونه‌ها تحت کوئنچ جهت‌دار [۸] قرار گرفتند، بطوریکه نمونه‌های آزمون کشش و سختی سنجی بر روی الیاف نسوز قرار داده شدند، به طوریکه یک وجه آنها در تماس با عایق و وجه دیگر آنها آزاد بودند و پس از فشرده کردن الیاف، توسط سیم‌های مسی نازک کاملاً به یکدیگر متصل گردیدند به گونه‌ای که هیچ فاصله‌ای بین آنها وجود نداشت. گفتنی است که در

اینجا از انتقال حرارت از وجوه دیگر که دارای ضخامت کمی به اندازه‌ی ۲ میلیمتر می‌باشد، صرف‌نظر شده است. برای نمونه‌های سایشی ابتدا یک قالب چوبی برای نمونه‌های سایشی تهیه شد و پین‌های سایشی از یکی از وجوه به ابعاد ۱۵×۵ mm داخل این قالب قرار داده شد. سپس پودر آلومینای ریخته‌گری با ۱۰ درصد آب مخلوط شده و داخل قالب ریخته شد. در ادامه پس از خشک شدن عایق آلومینایی حاوی نمونه‌های سایشی در دمای ۱۰۰ درجه سانتیگراد و از دست دادن آب فیزیکی، آماده‌ی عملیات حرارتی حل‌سازی گردید. عملیات حل‌سازی این نمونه‌ها در همان دما و زمان مذکور و کوئنچ آنها از وجه غیرعایق در آب صفر درجه و پیرسازی در گرمکن الکتریکی در دمای ۱۹۰ درجه سانتیگراد انجام شد.



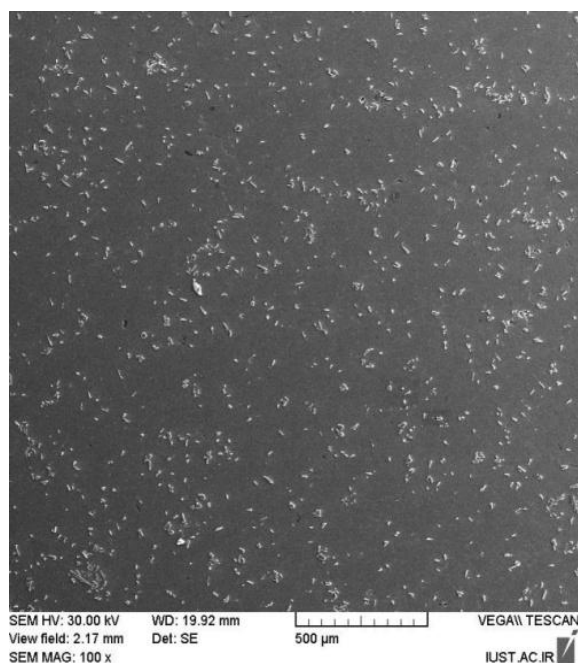
شکل (۱): تجهیزات مورد استفاده جهت تولید کامپوزیت: (۱): موتور همزن، (۲): همزن گرافیتی، (۳): کوره مقاومتی، (۴): Stopper متصل به میله گرافیتی، (۵): بوته از جنس SiC، (۶): قسمت دمش گاز آرگون، (۷): سیستم تزریق پودر، (۸): شیرهای تنظیم دبی گاز آرگون، (۹) قالب فولادی استوانه‌ای، (۱۰): فیکسچر بوته

برای کلیه نمونه‌ها تحت عملیات‌های حرارتی مختلف، سختی سنجی صورت گرفت و پس از تعیین زمان مربوط به بیشینه سختی و مقدار آن، ۳ عدد نمونه‌ی کشش برای هر نوع عملیات

هیدرواستاتیک کششی داخلی در انتهای ذرات به طور کامل خنثی شده و بر اثر برآیند فشاری تنش‌های سه‌بعدی موجود در زمینه حفره‌های اولیه موجود از بین می‌روند و کیفیت پیوند در فصل مشترک زمینه - ذره بهبود می‌یابد. ضمن آنکه با شکسته شدن خوشه‌های ذرات SiC، یکنواختی بهتری در توزیع ذرات حاصل می‌گردد.

جدول (۱): نتایج مربوط به آنالیز عنصری کامپوزیت AA8090/6% SiC

نام عنصر	Li	Cu	Mg	Fe	Si	Al
درصد وزنی	۲/۲	۱/۵	۰/۸	۰/۲۵	۰/۱	Bal.



شکل (۲): تصویر SEM از نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/6% SiC_p پس از اکستروژن در بزرگنمایی ۱۰۰ برابر

۳-۱- سختی سنجی

شکل ۳ نتایج مربوط به سختی سنجی در زمانهای مختلف نمونه‌های کامپوزیتی را پس از اعمال عملیات حرارتی‌های مختلف نشان می‌دهد. همانطور که ملاحظه می‌شود یک روند کلی افزایش سختی از نقطه‌ی شروع تا پیک سختی و سپس کاهش

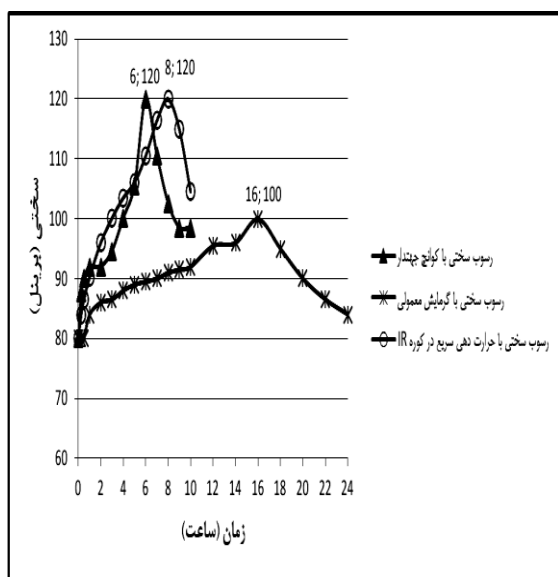
حرارتی در زمان مربوط به بیشینه سختی آن تحت عملیات حرارتی قرار گرفت و سپس آزمون کشش بر روی آنها صورت پذیرفت. آزمون کشش توسط یک دستگاه کشش با ظرفیت ۱۰ تن و با سرعت ۱ mm/min انجام شد.

آزمون سایشی نیز برای نمونه‌های تحت عملیات حرارتی رسوب‌سختی مختلف در بارهای ۱۰، ۲۰ و ۳۰ نیوتن در زمان مربوط به بیشینه سختی آن عملیات حرارتی انجام شد. برای تعیین زمان مربوط به بیشینه سختی، نمونه‌ی تحت عملیات حرارتی رسوب‌سختی پس از کوئچ جهت‌دار، یک نمونه‌ی سایشی در زمان‌های مختلف مورد آزمون میکروسختی سنجی قرار داده شد. آزمون سایش به روش پین بر روی دیسک انجام شد. جنس دیسک از فولاد CK45 انتخاب شده بود که قبل از آزمون با سنگ مغناطیس صیقلی گردید. آزمون سایش برای هر نمونه به مسافت ۱۰۰۰ متر و با سرعت خطی ۰/۲۵ m/s انجام شد. پین‌های سایشی قبل از انجام آزمون با استون کاملاً مورد شستشو قرار گرفتند و وزن آنها قبل از آزمون و در پایان آن با ترازوی دیجیتال با دقت ۰/۰۰۰۱ گرم اندازه‌گیری گردید. جهت بررسی ریزساختار و نحوه‌ی توزیع ذرات SiC پس از اکستروژن نمونه‌ی کامپوزیتی، مطالعه‌ی سطح نمونه‌ها پس از آزمون سایش و همینطور شکست نگاری سطوح شکست نمونه‌های کششی بررسی SEM روی سطوح آنها انجام گردید.

۳- نتایج و بحث

جدول ۱ نتایج مربوط به آنالیز عنصری زمینه کامپوزیت را نشان می‌دهد. همانطور که ملاحظه می‌شود درصد لیتیم، مس و منیزیم موجود در زمینه به اندازه‌ای است که در دامنه‌ی آنالیز استاندارد ترکیب شیمیایی عناصر موجود در آلیاژ AA8090 قرار می‌گیرد. شکل ۲ تصویر SEM از نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/6% SiC_p را در بزرگنمایی ۱۰۰ برابر نشان می‌دهد. این تصویر به منظور ارائه‌ی بهتر توزیع ذرات مقاوم‌ساز از الکترون‌های ثانویه دریافت شده‌اند. با در نظر گرفتن تنش‌های هیدرواستاتیک فشاری بسیار بزرگ که در حین اکستروژن بر ماده اعمال می‌شود، تنش‌های

حرارت‌دهی سریع تا سرعت $50^{\circ}\text{C}/\text{min}$ و بالاتر (بسته به توان لامپهای مولد امواج مادون قرمز) می‌باشد، زمان رسیدن به بیشینه سختی تا حد زیادی کاهش یابد. تا آنجا که در این پژوهش این زمان برای نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/6%SiCp از ۱۶ ساعت برای فرایند پیرسازی با گرمایش معمولی به ۸ ساعت جهت عملیات پیرسازی با حرارت‌دهی سریع کاهش پیدا کرده است (زمان نیل به حداکثر سختی در عملیات حرارتی رسوب سختی با حرارت‌دهی سریع نسبت به روش معمولی به نصف تقلیل یافته است). همچنین میزان بیشینه‌ی سختی برای نمونه‌هایی که در کوره‌ی مادون قرمز تحت عملیات پیرسازی قرار گرفته‌اند ۱۲۰ برینل است که این عدد در مقایسه با بیشینه‌ی سختی برای نمونه‌هایی که با گرمایش معمولی رسوب سخت شده‌اند (۱۰۰ برینل) یک افزایش ۲۰ درصدی را نشان می‌دهد.



شکل (۳): نمودار سختی بر حسب زمان برای کامپوزیت

AA8090/6%SiCp تحت انواع عملیات حرارتی رسوب سختی T_6 در دمای پیرسازی 190°C درجه سانتیگراد

آنچه که در اینجا قابل بررسی است این است که با توجه به این موضوع که برای جوانه‌زنی رسوبات $S'(\text{Al}_2\text{LiMg})$ و $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ به دلیل کرنش‌های هم‌سیمایی بزرگ نیاز به حضور نابجایی‌ها در زمینه می‌باشد و از سوی دیگر بنا به آنچه

آن تا پایان عملیات سختی سنجی وجود دارد، با این تفاوت که مقدار بیشینه سختی و زمان لازم جهت رسیدن به آن برای عملیات‌های حرارتی مختلف، متفاوت است. علت افزایش سختی تا نقطه‌ی بیشینه به تشکیل فازهای رسوبی مربوط می‌گردد. ناگفته نماند که به دلیل آنکه دمای بالایی برای عملیات رسوب سختی در نظر گرفته شده است و با توجه به ناپایداری مناطق GP در دماهای بالا به لحاظ ترمودینامیکی، لذا تشکیل این مناطق تا حدود زیادی امکان‌پذیر نمی‌باشد. مقایسه منحنی سختی در شکل ۳ نشان می‌دهد که زمان رسیدن به پیک سختی برای نمونه‌های کامپوزیتی AA8090/6%SiCp که در گرمکن الکتریکی پیرسازی شده‌اند بیشتر از نمونه‌هایی است که تحت عملیات رسوب سختی با حرارت‌دهی سریع در کوره‌ی مادون قرمز و یا عملیات حرارتی رسوب سختی پس از کوئنچ جهت‌دار قرار گرفته‌اند. همچنین بیشینه‌ی سختی به دست آمده در این نوع عملیات حرارتی نیز نسبت به دو نوع عملیات حرارتی دیگر کمتر است [۹-۱۰].

علت کاهش زمان رسیدن به پیک سختی برای نمونه‌هایی که تحت عملیات حرارتی رسوب سختی در کوره‌ی مادون قرمز قرار گرفته‌اند نسبت به نمونه‌هایی که در گرمکن الکتریکی پیرسازی شده‌اند مربوط به افزایش سرعت فرایندهای کنترل شده به وسیله‌ی نفوذ در طول حرارت‌دهی سریع می‌باشد. تسریع نفوذ در حین حرارت‌دهی سریع به وسیله‌ی ایجاد تنش‌های حرارتی و همچنین مقدار زیادی جاهای خالی غیرتعادلی ناشی از صعود نابجایی‌ها تحت تنش‌های حرارتی و تشکیل یک شار جای خالی چگال که ناشی از شیب تنشی هستند توجیه شده است. حرارت‌دهی سریع باعث ایجاد نیروهای محرکه غیرتعادلی شده که فرایندهای کنترل شده به وسیله‌ی نفوذ همچون هسته‌زنی و رشد فازهای ثانویه که در عملیات پیرسختی رخ می‌دهد را به طور بارز تسریع می‌کند. در اثر اعمال حرارت‌دهی سریع تنش‌هایی مانند تنش‌های حرارتی و ترموالاستیکی به قطعه وارد می‌شود [۹-۱۰]. این موضوعات سبب می‌شوند که در حین فرایند رسوب سختی توسط کوره‌ی مادون قرمز که دارای قابلیت

نقاط نمونه، احتمالاً تعداد و جزء حجمی رسوبات استحکام دهنده δ' نسبت به حالت کوئنچ معمولی در عملیات حرارتی رسوب سختی (T_6) افزایش یافته و لذا حداکثر سختی نیز به شدت افزایش می یابد.

۳-۲- آزمون کشش

جدول ۲ نتایج مربوط به آزمون کشش بر روی نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/6%SiC_p را در زمان مربوط به حداکثر - سختی را برای نمونه‌های تحت عملیات حرارتی‌های مختلف نشان می‌دهد. همانطور که ملاحظه می‌شود مطابق روند افزایشی که در آزمون سختی بین نمونه‌های رسوب سخت شده در گرمکن الکتریکی و نمونه‌های پیرسازی شده در کوره مادون قرمز وجود داشت، در اینجا نیز یک افزایش حدوداً ۱۶ درصدی در تنش تسلیم و استحکام کششی نهایی ملاحظه می‌شود که این موضوع بر اساس تحلیل‌های صورت گرفته در ارتباط با بخش قبل قابل انتظار بوده است. اما این افزایش استحکام و تنش تسلیم برای نمونه‌های رسوب سخت شده توسط حرارت‌دهی سریع نسبت به نمونه‌های پیرسازی شده با گرمایش معمولی در پیک سختی متناسب با آنها به صرف کاهش چشمگیر درصد ازدیاد طول از ۷/۵ درصد به ۳/۳۳ درصد منجر شده است. این کاهش حدودی ۵۵ درصدی در میزان درصد ازدیاد طول احتمالاً به قفل‌های نابجایی - رسوب ناشی از عملیات حرارتی در کوره مادون قرمز مربوط می‌شود. چراکه بنا به آنچه که قبلاً گفته شد در اثر انجام عملیات حرارتی بوسیله‌ی حرارت‌دهی سریع و اعمال تنش‌های حرارتی ناشی از آن، دانسیته‌ی نابجایی‌ها افزایش یافته و تجمع جاهای خالی بر روی نابجایی‌ها به واسطه فرایندهای متفاوتی نظیر صعود نابجایی‌ها تحت تنش‌های حرارتی، محل‌های پرنرژژی جهت جوانه‌زنی رسوباتی نظیر S' و S که دارای کرنش‌های هم‌سیمایی بزرگی می‌باشند بوجود می‌آید. به سبب تشکیل این رسوبات استحکام‌بخش بر روی این مکان‌های مرجح پرنرژژی، اندرکنشی بین نابجایی و رسوب بوجود می‌آید که به موجب آن قفل شدن نابجایی رخ می‌دهد.

که به آن اشاره شد دانسیته‌ی نابجایی‌ها در اثر عملیات حرارتی رسوب سختی در کوره مادون قرمز افزایش یافته که سبب تجمع جاهای خالی بر روی آنها می‌گردد، لذا مکان‌های مستعد و پرنرژژی جهت جوانه‌زنی رسوب S' در این نوع فرایند عملیات حرارتی وجود دارد. بنابراین نتیجه می‌شود که در این نوع عملیات حرارتی به احتمال زیاد در کنار تشکیل رسوب استحکام‌بخش δ' (Al₃Li)، بخشی از لیتیم موجود در زمینه به شکل رسوب S' (Al₂LiMg) بر روی نابجایی‌ها جوانه‌زنی و رشد کرده است و این موضوع توجیه کننده افزایش سختی نسبت به عملیات حرارتی معمولی می‌باشد. مقایسه‌ی منحنی سختی مربوط به نمونه‌های تحت عملیات حرارتی بعد از کوئنچ جهت‌دار با منحنی سختی سنجی نمونه‌های تحت عملیات حرارتی معمولی نشان می‌دهد که اثراتی مشابه آنچه که در ارتباط با حرارت‌دهی سریع در کوره مادون قرمز در حین فرایند رسوب سختی وجود داشت و به آن اشاره گردید، در مورد نمونه‌هایی که پس از کوئنچ جهت‌دار مورد پیرسازی قرار گرفتند وجود دارد. به این ترتیب که زمان مربوط به حداکثر سختی در فرایند رسوب سختی به ۶ ساعت کاهش یافته و بیشینه‌ی سختی در این نوع عملیات حرارتی ۱۲۰ برینل می‌باشد. باید توجه داشت که تفاوت اساسی کوئنچ جهت‌دار نسبت به کوئنچ معمولی (سه بعدی) در عملیات رسوب سختی (T_6)، ایجاد تنش‌های ترموالاستیکی در نمونه می‌باشد. این تنش‌ها بصورت فراگیر نمونه را در بر گرفته و عملاً در تمام نقاط نمونه نیروی محرکه جوانه زنی رسوبات را افزایش می‌دهد. این مسأله باعث می‌شود تا احتمالاً تعداد رسوبات استحکام دهنده در زمینه نسبت به حالت کوئنچ معمولی افزایش یابد. در اثر اعمال کوئنچ جهت‌دار، فشار هیدرواستاتیک ناشی از مایع کوئنچ حذف شده و با تنش‌های ترموالاستیک جهت‌دار جایگزین می‌شود که این تنش‌ها در واقع باعث افزایش انرژی و تمایل به جوانه زنی رسوبات δ' در جهات خاص گردیده و این موضوع باعث افزایش بیشتر سختی نمونه‌های کوئنچ جهت‌دار در مقایسه با نمونه‌های کوئنچ سه بعدی می‌شود. در واقع با ایجاد تنش‌های ترموالاستیک شدید در تمام

ولی میزان درصد ازدیاد طول نسبی در این نمونه ها تقریباً ۳ برابر نمونه های تحت عملیات حرارتی رسوب سختی در کوره مادون قرمز می باشد که این مطلب نشان دهنده موفقیت آمیز بودن اعمال سیکل کوئنچ جهت دار در ارتقاء خواص کششی آلیاژ AA8090 است. در واقع تنش های ترموالاستیکی که در حین کوئنچ جهت دار در نمونه های کششی ایجاد شده اند کاملاً یکنواخت بوده و بصورت فراگیر نمونه را در بر گرفته و عملاً در تمام نقاط نمونه بصورت همگن و یکنواخت ایجاد شده و احتمالاً باعث جوانه زنی رسوبات استحکام دهنده δ' بطور یکنواخت شده است. اشکال ۴ تا ۶ تصاویر SEM از سطح مقطع شکست نمونه های تحت عملیات حرارتی مختلف را در زمان مربوط به بیشینه سختی آنها نشان می دهد. با توجه به شکل ۴ که تصویر سطح مقطع شکست نمونه ی کامپوزیتی AA8090/6%SiCp را پس از عملیات حرارتی رسوب سختی در دمای ۱۹۰ °C با کوئنچ جهت دار نشان می دهد، می توان حضور حفرات یا دیمپل های با عمق نسبتاً خوب را به وفور در سطح مقطع شکست مشاهده نمود که نشان دهنده ی تغییر فرم قابل توجه در حین فرایند شکست در این نمونه می باشد. از آنجائیکه میزان درصد ازدیاد طول در این نمونه حدوداً ۱۰/۵ درصد می باشد لذا مشاهده حفرات یا دیمپل ها در سطح مقطع شکست امری بدیهی است. آنچه که بیانگر اهمیت این موضوع می باشد، توزیع یکنواخت دیمپل ها در ساختار سطح مقطع شکست است که همچنین نشان دهنده توزیع یکنواخت داکتیلیته می باشد. یکنواخت بودن توزیع داکتیلیته در تمامی سطح مقطع شکست می تواند به دلیل توزیع یکنواخت تنش های ترموالاستیک به صورت فراگیر در سراسر نمونه کششی و در نتیجه امکان توزیع یکنواخت رسوبات استحکام دهنده بخصوص رسوبات δ' که کنترل کننده فرایند لغزش در آلیاژهای Al-Li است، باشد. با توجه به شکل ۵ که تصویر سطح مقطع شکست نمونه ی تحت عملیات حرارتی معمولی را نشان می دهد، می توان ملاحظه نمود که حضور دیمپل ها به نسبت تصاویر مربوط به سطح مقطع شکست نمونه ی تحت عملیات حرارتی با کوئنچ جهت دار کاهش پیدا کرده که این به منزله

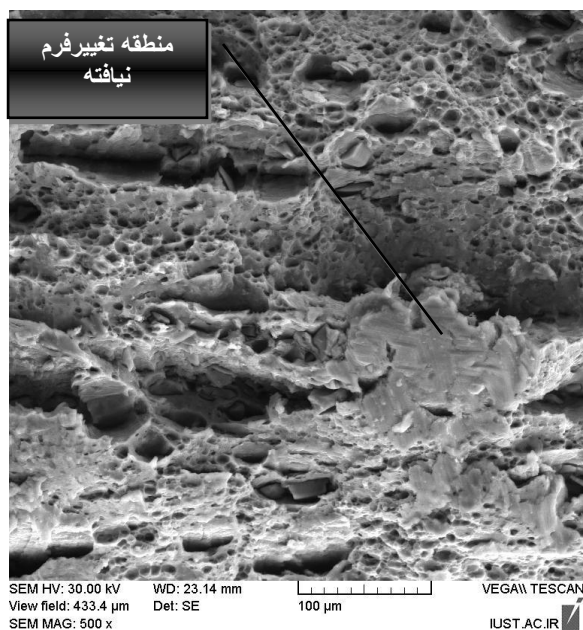
این موضوع حرکت نابجایی ها را با مشکل مواجه کرده و باعث کاهش شدید فرم پذیری می گردد. دانسیته بالایی از نابجایی های قفل شده، داکتیلیته به میزان قابل ملاحظه ای کاهش یافته است.

جدول (۲): نتایج مربوط به آزمون کشش نمونه ی شاهد و رسوب سخت شده- ی کامپوزیت AA8090/6%SiC در دمای ۱۹۰ درجه سانتیگراد تحت

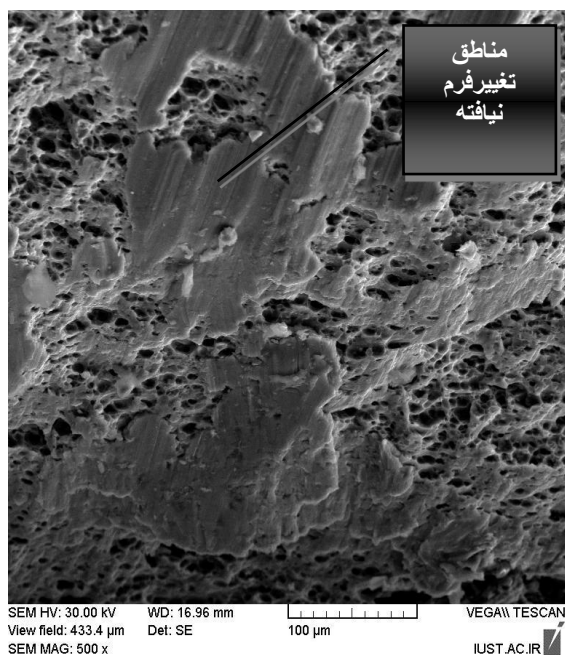
عملیات های حرارتی متفاوت به صورت مقایسه ای

درصد ازدیاد طول (%)	استحکام کششی (Mpa)	تنش تسلیم (Mpa)	زمان پیرسازی	شرایط نمونه
۱۵.۰۴	۲۵۶.۳	۱۴۴.۴	-	شاهد (نورد شده)
۷.۵	۳۸۵.۸	۳۰۰.۲	۱۶	رسوب سختی معمولی
۳.۳۳	۴۲۵.۶	۳۵۰.۱	۸	پیرسازی با حرارت دهی سریع
۱۰.۴۵	۴۲۱.۴	۳۳۰.۶	۶	پیرسازی بعد از کوئنچ جهت دار

همچنین با توجه جدول ۲ و مقایسه نتایج آزمون کشش نمونه های تحت عملیات رسوب سختی با کوئنچ جهت دار و دمای پیرسازی ۱۹۰ درجه سانتیگراد و نتایج آزمون کشش نمونه های تحت عملیات رسوب سختی (T₆) با دمای پیرسازی ۱۹۰ درجه سانتیگراد، می توان ملاحظه نمود که اگر چه استحکام تسلیم و استحکام کشش نهایی در نمونه های تحت عملیات رسوب سختی با کوئنچ جهت دار نسبت به نمونه های تحت عملیات (T₆) افزایش داشته ولی درصد ازدیاد طول در این نمونه ها کاهش نیافته بلکه یک افزایش تقریباً ۴۰ درصدی هم داشته است. از طرفی با مقایسه نتایج مربوط به آزمون کشش نمونه ی مربوط به عملیات حرارتی رسوب سختی در کوره مادون قرمز می توان مشاهده کرد که نمونه های تحت عملیات رسوب سختی با کوئنچ جهت دار تقریباً استحکام کششی نهایی مشابه با نمونه های تحت عملیات پیرسازی با حرارت دهی سریع دارند

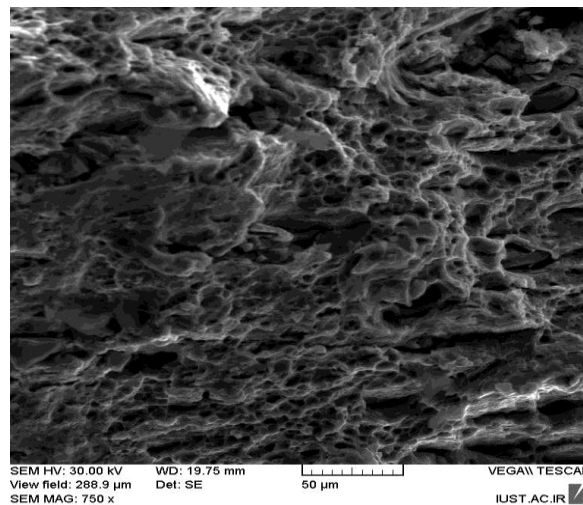


شکل (۵): تصویر SEM سطح مقطع شکست نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/6%SiC_p تحت عملیات حرارتی رسوب سختی (T₆) با دمای پیرسازی ۱۹۰ درجه سانتیگراد و زمان ۱۶ ساعت و بزرگنمایی ۵۰۰ برابر

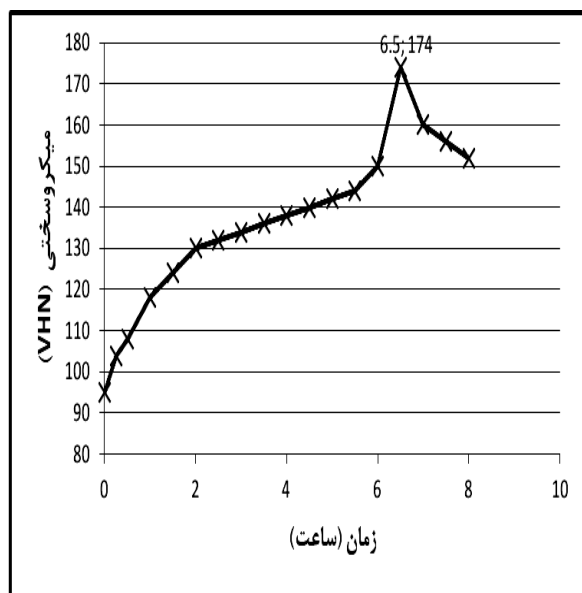


شکل (۶): تصویر SEM سطح مقطع شکست نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/6%SiC_p تحت عملیات حرارتی رسوب سختی (T₆) با حرارت‌دهی سریع در کوره IR و دمای پیرسازی ۱۹۰ درجه سانتیگراد و زمان ۸ ساعت و بزرگنمایی ۵۰۰ برابر

داکتیلیته کمتر می‌باشد. از آنجائیکه داکتیلیته‌ی به دست آمده برای نمونه‌ی مذکور حدود ۷/۵ درصد است، لذا کاهش دیمپل‌ها نسبت به نمونه‌ی تحت عملیات حرارتی با کوئنچ جهت‌دار مؤید این موضوع است. اما موضوعی که در اینجا به چشم می‌خورد توزیع غیریکنواخت داکتیلیته در سطح مقطع شکست است که احتمالاً یکی از دلایل آن توزیع غیریکنواخت رسوبات استحکام دهنده در حین عملیات پیرسازی در نمونه فوق می‌باشد. در ارتباط با تصویر مربوط به سطح مقطع شکست نمونه‌ی تحت عملیات حرارتی رسوب سختی با حرارت‌دهی سریع در کوره‌ی IR که در شکل ۶ ارائه شده است، آنچه که مسلم است کاهش شدید دیمپل‌ها و افزایش سطوح صاف با انعکاس زیاد است که نمایانگر تردی نمونه فوق می‌باشد. داکتیلیته‌ی در حدود ۳/۵ درصدی برای نمونه‌ی مذکور و همچنین تصاویر SEM از سطح مقطع شکست این نمونه که دارای سطوح نسبتاً براق است، نشان‌دهنده پائین بودن میزان تغییر فرم پلاستیک در هنگام شکست این نمونه می‌باشد. این موارد نشان می‌دهد که به احتمال زیاد مکانیزم غالب بر شکست نمونه فوق، مکانیزم کرنش سطحی می‌باشد.



شکل (۴): تصویر SEM سطح مقطع شکست نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/6%SiC_p تحت عملیات حرارتی رسوب سختی با کوئنچ جهت‌دار دمای پیرسازی ۱۹۰ درجه سانتیگراد و زمان ۶ ساعت و بزرگنمایی ۷۵۰ برابر



شکل (۷): نتایج مربوط به تغییرات میکروسختی (ویکرز) بر حسب زمان برای نمونه سایشی کامپوزیت AA8090/6%SiCp تحت عملیات حرارتی رسوب سختی در دمای ۱۹۰ درجه سانتیگراد بعد از کونچ جهت دار

۳-۳-۳-۳-۳ آزمون سایش

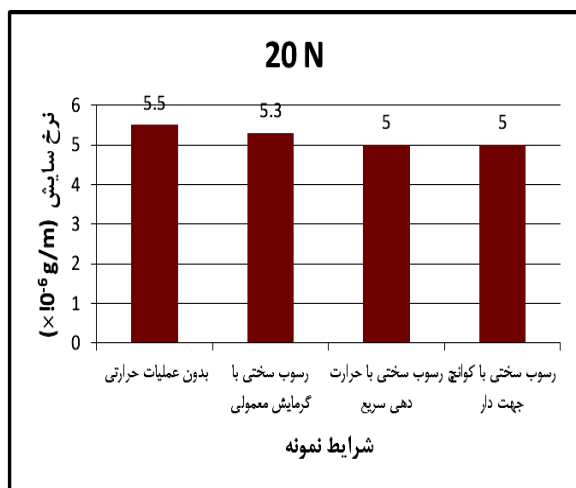
اشکال ۸ تا ۱۰ نتایج مربوط به آزمون سایش بر روی نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/6%SiCp را برای نمونه‌های تحت عملیات‌های حرارتی مختلف در زمان مربوط به حداکثر سختی آنها به همراه نمونه‌های بدون عملیات حرارتی نشان می‌دهند. همچنین در شکل ۱۱ این موضوع به صورت مقایسه‌ای آورده است. همانطور که در اشکال ۸ و ۹ ملاحظه می‌شود با افزایش بار اعمالی سایشی از ۱۰ به ۲۰ نیوتن برای کلیه نمونه‌های کامپوزیتی AA8090/6%SiCp تحت شرایط مختلف، نرخ سایش افزایش یافته است، که این موضوع امری بدیهی است چراکه در اثر افزایش بار اعمالی سطح تماس واقعی بین دو ماده افزایش یافته و به مقدار واقعی آن نزدیک گردیده و نیروی اصطکاکی بیشتر می‌شود و به این سبب نرخ سایش نیز افزایش می‌یابد. اما موضوع قابل توجهی که از شکل ۱۱ می‌توان دریافت افزایش چشمگیر نرخ سایش از بار ۲۰ نیوتن به ۳۰ نیوتن است که یک انتقال از سایش ملایم به شدید را نشان می‌دهد. این انتقال از بار اعمالی ۲۰ نیوتن به بعد توسط محققان دیگری [۱۳] نیز که بر روی کامپوزیت AA8090/SiCp مطالعه نموده‌اند، تأیید

۳-۳-۳-۳-۳ نتایج میکروسختی نمونه‌ی سایشی پس از رسوب-سختی با کونچ جهت‌دار

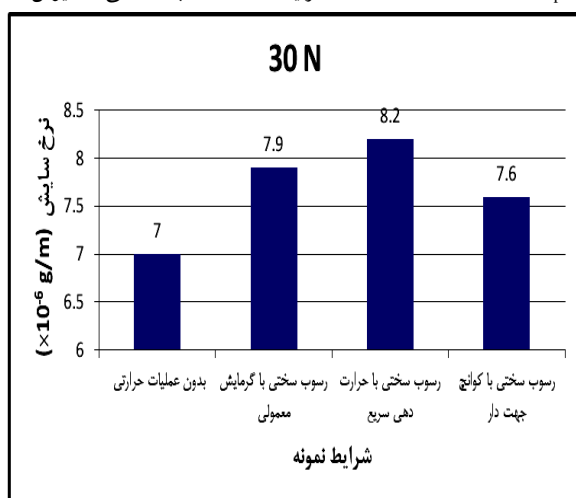
از آنجائیکه ابعاد نمونه‌های سختی سنجی با نمونه‌های سایشی تفاوت داشتند و از طرفی آزمون سایش بر روی نمونه‌ها در بیشینه سختی هر نوع عملیات حرارتی باید صورت می‌گرفت، لذا جهت تأیید تأثیر مشابه عملیات حرارتی با کونچ جهت‌دار بر روی نمونه‌های سایشی (نسبت به نمونه‌های سختی سنجی)، آزمون میکروسختی سنجی بر روی یک نمونه‌ی سایشی تحت این نوع عملیات حرارتی در زمان‌های مختلف صورت گرفت که منحنی شکل ۷ نتایج مربوط به آن را نشان می‌دهد. به علت کوچک بودن اندازه نمونه سایشی، انجام آزمون ماکروسختی سنجی با مشکل مواجه می‌گردید.

لازم به ذکر است که عدم انجام عملیات میکروسختی سنجی روی نمونه‌های سایشی تحت عملیات‌های حرارتی نوع دیگر به دلیل یکسان بودن نتایج حاصل از آن با نتایج بخش ۳-۱ می‌باشد. اما در مورد نمونه‌های تحت عملیات حرارتی با کونچ جهت‌دار، بخاطر تفاوت در ابعاد نمونه‌های سایشی با نمونه‌های سختی سنجی و همینطور فرایند کونچ جهت‌دار آنها، این عملیات به منظور تعیین زمان مربوط به بیشینه سختی انجام گردید.

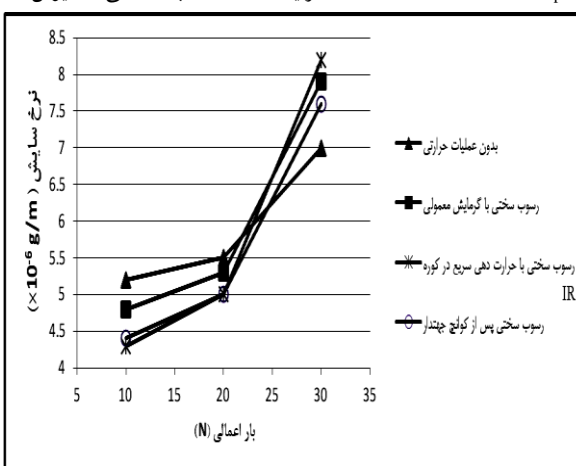
به طور کلی با توجه به نتایج به دست آمده و زمان مربوط به بیشینه سختی برای نمونه‌های سایشی و مقایسه‌ی آن با نتایج حاصل از آزمون سختی سنجی برینل در بخش ۳-۱ مربوط به نمونه‌ی تحت عملیات حرارتی پیرسازی با کونچ جهت‌دار، می‌توان نتیجه گرفت که مطابقت زیادی وجود دارد که خود نشان‌دهنده آن است که تنش‌های ترموالاستیک در مورد این نمونه‌ها نیز اثربخش بوده است. به طوریکه این نمونه نمونه‌ی سایشی در زمان ۶/۵ ساعت به بیشینه سختی رسیده و بیشینه سختی در مورد آن ۱۷۴ میکرو ویکرز می‌باشد



شکل (۹): نتایج مربوط به نرخ سایش نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/6%SiCp تحت شرایط مختلف در بار اعمالی ۲۰ نیوتن

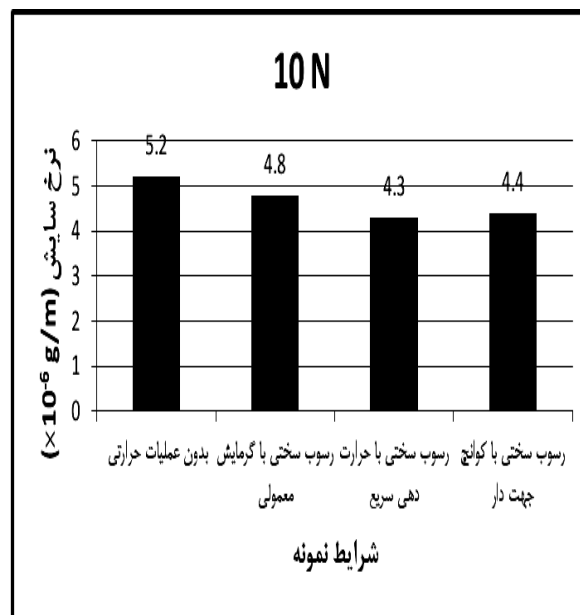


شکل (۱۰): نتایج مربوط به نرخ سایش نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/6%SiCp تحت شرایط مختلف در بار اعمالی ۳۰ نیوتن



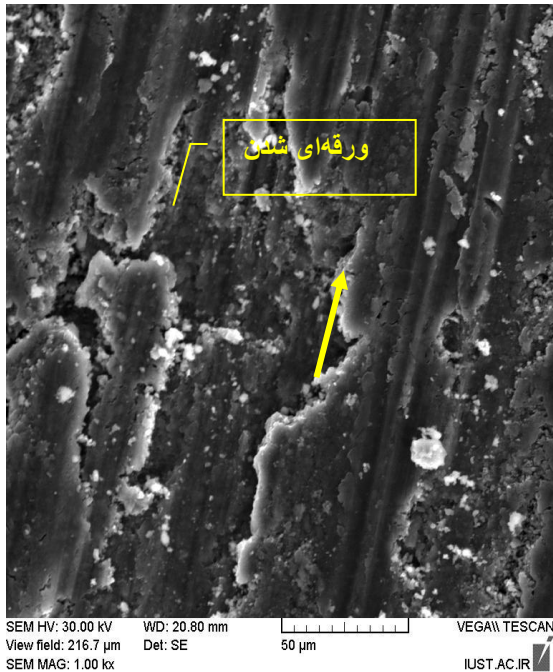
شکل (۱۱): نتایج مربوط به نرخ سایش نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/6%SiCp تحت شرایط مختلف به صورت مقایسه‌ای

شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود در بارهای اعمالی ۱۰ و ۲۰ نیوتن، نمونه‌های رسوب سخت شده تحت انواع عملیات حرارتی نرخ سایشی کمتری را نسبت به نمونه‌ی بدون عملیات حرارتی نشان می‌دهند. علت این موضوع نیز به تشکیل رسوبات اسجکام بخش در اثر عملیات حرارتی پیرسازی مربوط می‌گردد که باعث افزایش سختی شده و به این سبب نرخ سایش کاهش می‌یابد. این کاهش نرخ سایش در بارهای مذکور در ارتباط با عملیات حرارتی‌های رسوب سختی با حرارت دهی سریع در کوره IR و پیرسازی پس از کوانچ جهت دار نسبت به رسوب سختی با گرمایش معمولی بیشتر می‌باشد. اثر مشابه آن را می‌توان در نتایج مربوط به سختی سنجی جستجو کرد که در آنجا بیشینه‌ی سختی نمونه‌های مربوط به این دو نوع عملیات حرارتی نسبت به نوع دیگر بیشتر بود. لذا حضور بیشتر ذرات رسوبی استحکام بخش و توزیع بهتر آنها در نمونه‌های سایشی تحت این دو نوع عملیات حرارتی نسبت به نوع دیگر می‌تواند دلیلی بر کاهش بیشتر نرخ سایش در مقایسه با نمونه‌ی بدون عملیات حرارتی باشد.



شکل (۸): نتایج مربوط به نرخ سایش نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/6%SiCp تحت شرایط مختلف در بار اعمالی ۱۰ نیوتن

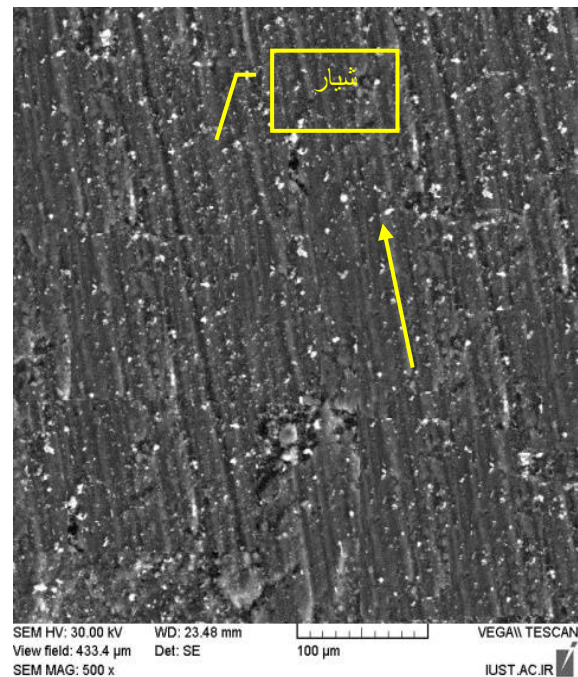
افزایش بار اعمالی سایش باعث ایجاد تمایل به سمت مکانیزم تورقی و کنده شدن می‌گردد. این تغییر مکانیزم با افزایش بار سایشی در پژوهش‌های دیگر نیز ملاحظه شده است [۱۴-۱۵].



شکل (۱۳): تصویر SEM از سطح سایش نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/6%SiCp تحت عملیات حرارتی رسوب‌سختی با حرارت‌دهی سریع در بار اعمالی ۲۰ نیوتن

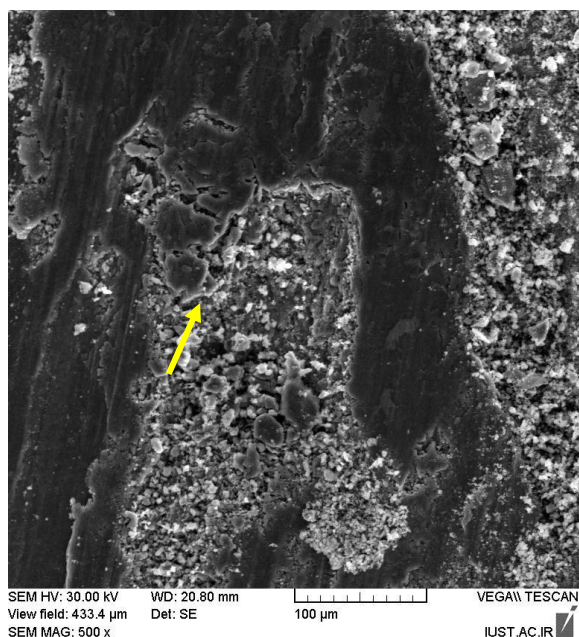
اما نتایج به دست آمده از آزمون سایش در بار ۳۰ نیوتن شرایط متفاوتی را نشان می‌دهد. به این ترتیب که نرخ سایش برای نمونه‌ای که بدون اعمال عملیات حرارتی می‌باشد نسبت به نمونه‌های تحت عملیات حرارتی رسوب‌سختی کمتر می‌باشد. با بررسی تصاویر حاصله از سطح سایش نمونه‌ها پس از انجام آزمون تحت بار اعمالی ۳۰ نیوتن می‌توان تغییر مکانیزم کلی سایش را نسبت به سایش در بار ۱۰ نیوتن ملاحظه نمود. با توجه به شکل ۱۴ که تصویر SEM از سطح سایش نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/6%SiCp را تحت عملیات حرارتی پیرسازی با حرارت‌دهی سریع در دمای ۱۹۰ درجه سانتیگراد در بار اعمالی ۳۰ نیوتن نشان می‌دهد، می‌توان آثار کنده شدن و ورقه‌ای شدن

شکل ۱۲ تصویر SEM از سطح سایش نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090 /6%SiC تحت عملیات حرارتی رسوب‌سختی با گرمایش معمولی در دمای ۱۹۰ درجه سانتیگراد در بار اعمالی ۱۰ نیوتن را نشان می‌دهد. واضح است که شیارهای^۵ موازی با جهت لغزش (مشخص شده با پیکان) نشان دهنده حالت شخم-زدن^۶ بوده که همراه با ریز برش‌ها^۷ در سطح سایش می‌باشد. این به آن معنی است که در این بار سایشی مکانیزم سایش به صورت خراشان^۸ می‌باشد.

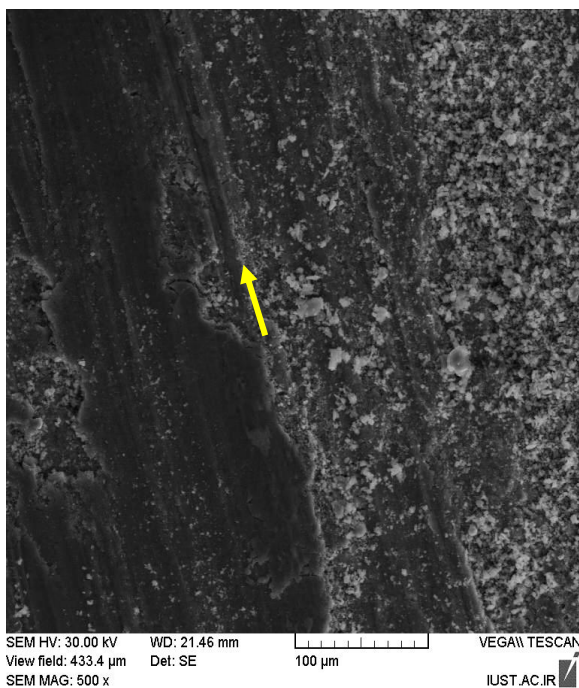


شکل (۱۲): تصویر SEM از سطح سایش نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/6%SiCp تحت عملیات حرارتی رسوب‌سختی با حرارت‌دهی سریع در بار اعمالی ۱۰ نیوتن

همچنین شکل ۱۳ تصویر SEM از سطح سایش نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/6%SiCp تحت عملیات حرارتی رسوب-سختی با حرارت‌دهی سریع در دمای ۱۹۰ درجه سانتیگراد در بار اعمالی ۲۰ نیوتن را نشان می‌دهد. همانطور که مشخص است، می‌توان خطوط سایشی را در این تصویر همراه با ورقه ورقه شدن (Delamination) ملاحظه نمود. این موضوع نشان می‌دهد که



شکل (۱۴): تصویر SEM سطح سایش نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/6%SiCp تحت عملیات حرارتی رسوب‌سختی با حرارت‌دهی سریع در بار اعمالی ۳۰ نیوتن



شکل (۱۵): تصویر SEM از سطح سایش نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/6%SiCp تحت عملیات حرارتی رسوب‌سختی پس از کوئنچ جهت‌دار در بار اعمالی ۳۰ نیوتن

را در سطح سایش ملاحظه کرد. در این شرایط آثار شیارهای موازی که بیانگر مکانیزم سایش خراشان است به شدت کاهش یافته و مکانیزم سایش را به سایش چسبان می‌توان نسبت داد. علت افزایش نرخ سایش برای نمونه‌های تحت عملیات حرارتی رسوب‌سختی در زمان مربوط به حداکثر سختی نسبت به نمونه‌ی بدون عملیات حرارتی را می‌توان به کاهش داکتیلیته بعد از حداکثر سختی مرتبط نمود که منجر به کنده شدن تکه‌های خشن‌تر در حین سایش خراشان می‌گردد که کاهش جرم بیشتر و به دنبال آن افزایش نرخ سایش را به همراه دارد. این افزایش در نرخ سایش پس از انجام رسوب‌سختی در پژوهش‌های دیگری نیز گزارش شده است [۱۳ و ۱۶]. همانطور که ملاحظه می‌شود این افزایش نرخ سایش برای نمونه‌ی تحت عملیات حرارتی رسوب‌سختی با حرارت‌دهی سریع نسبت به دو نوع دیگر عملیات حرارتی شدیدتر است که با توجه به دلیل ارائه شده، داکتیلیته پائین‌تر نمونه‌ی تحت این نوع عملیات حرارتی نسبت به نمونه‌های تحت عملیات حرارتی‌های دیگر (که نتایج بدست آمده از آزمون کشش در بخش ۳-۲ مؤید این مطلب است) می‌تواند توجیه‌کننده این موضوع باشد. کاهش داکتیلیته در اثر عملیات حرارتی رسوب‌سختی در بیشینه سختی منجر به شرایط کرنش پلاستیک در سطح زیرین جهت نرم شدن سطح (surface softening) در عملیات سایش تحت بارهای اعمالی زیاد می‌گردد [۱۳]. بنابراین انتظار می‌رود این موضوع در مورد نمونه‌ی سایشی تحت عملیات حرارتی رسوب‌سختی با حرارت‌دهی سریع به طور شدیدتری وجود داشته باشد. با توجه به اشکال ۱۴ و ۱۵ که تصاویر SEM از سطح سایش نمونه‌های تحت عملیات حرارتی پیرسازی با حرارت‌دهی سریع در کوره IR و رسوب‌سختی پس از کوئنچ جهت‌دار در دمای ۱۹۰ درجه سانتیگراد را نشان می‌دهد، می‌توان مشاهده کرد که آثار کنده شدن و ورقه‌ای شدن در سطح سایش نمونه‌ی رسوب‌سخت شده در کوره مادون قرمز بسیار شدیدتر از نمونه‌ی مذکور دیگر است.

جدول (۳): نتایج مربوط و به ضریب اصطکاک کامپوزیت AA8090/6%SiCp تحت شرایط گوناگون

بار سایشی	ضریب اصطکاک			
	بدون عملیات حرارتی	رسوب سخت شده با گرمایش معمولی (۱۶ ساعت)	رسوب سخت شده با کوئنچ جهت دار (۶/۵ ساعت)	رسوب سخت شده با حرارت - دهی سریع (۸ ساعت)
۱۰ N	۰/۶۲	۰/۶۰	۰/۵۹	۰/۵۸
۲۰ N	۰/۵۶	۰/۵۴	۰/۵۳	۰/۵۳
۳۰ N	۰/۴۶	۰/۵۰	۰/۵۰	۰/۵۰

۴- نتیجه گیری

۱- عملیات حرارتی رسوب سختی با حرارت دهی سریع در کوره مادون قرمز در دمای 190°C نسبت به عملیات پیرسازی با گرمایش معمولی باعث کاهش زمان رسیدن به بیشینه سختی از ۱۶ ساعت به ۸ ساعت گردید. ضمن اینکه بیشینه سختی از ۱۰۰ برینل به ۱۲۰ برینل افزایش یافت. نتایج تست کشش نیز افزایش در استحکام کششی و تنش تسلیم را از ۳۸۵ و ۳۰۰ مگاپاسکال را برای رسوب سختی با گرمایش معمولی به ۴۲۵ و ۳۵۰ مگاپاسکال برای رسوب سختی با حرارت دهی سریع نشان داد که این موضوع با کاهش در درصد انعطاف پذیری (EI) از ۷/۵ درصد به ۳/۳۳ درصد همراه بود.

۲- عملیات حرارتی رسوب سختی در دمای 190°C پس از کوئنچ جهت دار نسبت به پیرسازی با گرمایش معمولی در این دما سبب کاهش زمان رسیدن به بیشینه سختی از ۱۶ ساعت به ۶ ساعت گردید، ضمن اینکه افزایش ۲۰ درصدی در بیشینه سختی نیز حاصل شد. این نوع عملیات حرارتی ضمن افزایش استحکام و تنش تسلیم از ۳۸۵ و ۳۰۰ مگاپاسکال برای عملیات حرارتی رسوب سختی با گرمایش معمولی به ۴۲۱ و ۳۳۰ مگاپاسکال باعث افزایش درصد انعطاف پذیری (EI) از ۷/۵ درصد به ۱۰/۴۵ درصد نیز گردید که دلیل این امر نیز احتمالاً به خاطر افزایش تعداد، کسر حجمی و توزیع یکنواخت تر رسوبات استحکام دهنده δ' در اثر بکارگیری تنش های

همچنین جدول ۳ نتایج مربوط به ضریب اصطکاک کامپوزیت AA8090/6%SiCp را تحت شرایط مختلف و در بارهای اعمالی گوناگون نشان می دهد. در ارتباط با ضریب اصطکاک اثرات مذکور ناشی از اعمال عملیات های حرارتی مختلف بر روی نمونه ها و همچنین افزایش بار اعمالی سایشی چندان قابل ملاحظه نمی باشد، به طوریکه با افزایش بار از ۱۰ به ۲۰ و سپس به ۳۰ نیوتن برای کلیه نمونه های سایشی کامپوزیت AA8090/6%SiCp تحت شرایط مختلف یک کاهش در ضریب اصطکاک ملاحظه می گردد. علت این موضوع طبق آنچه که ارائه شده است، تشکیل لایه ی اکسیدی در حین سایش می باشد که در اثر افزایش بار سایشی به دلیل افزایش دما در محل تماس پین و دیسک بیشتر می گردد. این لایه اکسیدی یک خاصیت روانکاری را پدید آورده و باعث کاهش ضریب اصطکاک می گردد. تغییرات ضریب اصطکاک با افزایش بار اعمالی متناسب با تغییر نوع مکانیزم سایشی می تواند نشان داده شود. در مکانیزم سایش خراشان در بار اعمالی ۱۰ نیوتن، سطح سایش مطابق شکل ۱۲ تیره تر بوده و نشان از اکسیداسیون کمتر سطح و تماس بیشتر سطوح پین و دیسک دارد، در حالیکه در بار اعمالی ۳۰ نیوتن مطابق اشکال ۱۴ و ۱۵ نواحی سفید رنگ بیشتری در سطح ملاحظه می گردد که بیانگر اکسیداسیون بیشتر و کاهش ضریب اصطکاک به دلیل مذکور می باشد.

Mg-Zr composite", *Materials Science and Engineering*, A.Vol. 327, pp. 213-223, 2002.

- [7] H.F. Lee, F. Boey, K.A. Khor & T. Sano, "High deformation consolidation CIP:hot extrusion process for a 8091 Al-Li:SiC composite", *Mater. Sci. Eng.*, A.Vol. 189, pp. 173-180, 1994.

[۸] س. نوری حسین آبادی، ش.ال. میردامادی و م.م. هادوی "بهبود داکتیلیته ورق آلیاژ ۸۰۹۰ Al از طریق عملیات حرارتی کوئنچ جهت دار در سطح آزمایشگاهی"، کمیسیون عالی ثبت اختراعات، اکتشافات و نوآوریهای صنایع دفاعی و مراکز تحقیقاتی وابسته به نیروهای مسلح، ۹۰۰۰۰۰۲۳۴، ب، ۱۳۸۹.

- [9] Spriano, S., Doglione, R. & Baricco, M., "Texture, hardening and mechanical anisotropy in A.A. 8090-T851 plate". *Materials Science and Engineering*, A.Vol. 257, pp.134-138, 1998.

- [10] Xia Xiaoxin, John W.Martin, "The Effects of Stretch and Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of an Al-Li-Cu-Mg-Zr Alloy", *Materials Science and Engineering*, A.Vol. 128, pp. 113-118, 1970.

- [11] S. H. Razavi, Sh. Mirdamadi, H. Arabi, & J. Szpunar, "Mathematical Model of Influence of Rapid Induction Heating on Nucleation and Growth of Precipitates", *Material Science and Technology*, Vol. 17, pp.1205-1210, 2001.

- [12] M.V.Yarmolenko, "Enhanced Diffusion and Other Phenomena during Rapid Heating of Bimetals: Theory and Experiments" *Defects and Diffusion Forum*, pp 1613-1618, 1997.

- [13] Ranjit Bauri, M.K. Surapa, "Sliding wear behavior of Al-Li-SiC_p composites", V. 265, pp. 1756-1766, 2008.

- [14] N. Nemati, R. Khosroshahi, M. Emamy & A. Zolriasatein "Investigation of microstructure, hardness and wear properties of Al-4.5 wt.% Cu-TiC nanocomposites produced by mechanical milling", *Materials and Design*, Vol. 32, pp. 3718-3729, 2011.

- [15] Alpas AT, Zhang J. "Effect of SiC particulate reinforcement on the dry sliding wear of aluminium-silicon alloys (A356)", *J.Vol*, pp.155:83-104, 1992.

- [16] G. Straffelini, F. Bonollo, A. Molinari & A. Tiziani, Influence of matrix hardness on the dry sliding behavior of 20 vol.% Al₂O₃-particulate reinforced 6061 Al metal-matrix composite, Vol. 211, pp. 192-197, 1997.

ترموالاستیک می باشد.

۳- آثار تغییر فرم بیشتر و داکتیلیته یکنواخت تر در شکست نگاری سطح مقطع نمونه های تحت عملیات حرارتی رسوب سختی با کوئنچ جهت دار (تک بعدی) نسبت به دو عملیات حرارتی دیگر بسیار بارزتر بود.

۴- نتایج حاصل از آزمون سایش برای نمونه ی کامپوزیتی AA8090/6%SiC_p تحت عملیات حرارتی های مختلف نشان دهنده ی یک انتقال از سایش ملایم به شدید در اثر افزایش بار از ۲۰ به ۳۰ نیوتن بود. ضمن آنکه در بارهای سایشی ۱۰ و ۲۰ نیوتن، نمونه های تحت انواع عملیات حرارتی رسوب سختی نرخ سایش کمتری را نسبت به نمونه ی بدون عملیات حرارتی نشان داد. اما در بار ۳۰ نیوتن، نمونه ی بدون عملیات حرارتی نرخ سایش کمتری نسبت به نمونه های تحت عملیات حرارتی داشت که در این میان نمونه ی تحت عملیات حرارتی رسوب سختی پس از کوئنچ جهت دار نسبت به دو نوع عملیات حرارتی دیگر نرخ سایش کمتری را در این بار نشان داد.

۵- مراجع

- [1] E. A. Strake, T.H. Sanders & I. G. Palmer, "New Approaches to Alloy Development in the Al-Li System", *J. Met.*, p.p. 24-33, 1981.
- [2] K. K. Sankaran, N. J. Grant "Structure and Properties of Splat Quenched 2024 Aluminum Alloy Containing Lithium Additions in Aluminum-Lithium Alloys", *The Metallurgy Society of AIME*, p.p. 205-2227, 1981.
- [3] R. S. James, "Aluminum-Lithium Alloys". *Metals Handbook*, 10th Edition, Vol. 2, pp. 178-199, 1994.
- [4] N. S. Stolof, *International Metals Review*, Vol. 29, No.3, p.p. 123-135, 1984.
- [5] R. Yoshimura, T. J. Konno, E. Abe & K. Hiraga, "Transmission Electron Microscopy Study of Precipitates in Aged Al-Li-Cu Alloys: The θ' and T₁ Phases", *Acta Materialia*, Vol. 51, p.p. 4251-4266, 2003.
- [6] S.L. Dong, J.F. Mao, D.Z. Yang , Y.X. Cui & L.T. Jiang, "Age-hardening behavior of a SiCw/Al-Li-Cu-

- [6] Ploughing
- [7] Microcutting
- [8] Abrasive wear
- [9] Adhesive wear

۶- پی نوشت

- [1] Long range Order
- [2] Slip
- [3] Textured
- [4] Coherency strains
- [5] Grooves