

بررسی اثر عملیات حرارتی محلول سازی بر ریزساختار و خواص سایشی آلیاژ آلومینیم ۳۳۲

اکبر اسحاقی^۱، جعفر راثی زاده غنی^۲، حمید رضا قاسمی منفرد راد*^۳ و رضا تقی آبادی^۴

^۱ دانش آموخته کارشناسی ارشد مهندسی متالورژی و مواد- پردیس دانشکده‌های فنی- دانشگاه تهران

^۲ استادیار دانشکده مهندسی متالورژی و مواد- پردیس دانشکده‌های فنی- دانشگاه تهران

^۳ دانشیار دانشکده مهندسی متالورژی و مواد- پردیس دانشکده‌های فنی- دانشگاه تهران

^۴ دانشجوی دکتری مهندسی متالورژی و مواد- پردیس دانشکده‌های فنی- دانشگاه تهران

(تاریخ دریافت ۸۶/۵/۳۱، تاریخ دریافت روایت اصلاح شده ۸۷/۳/۲۶، تاریخ تصویب ۸۷/۴/۲۴)

چکیده

در این تحقیق، تأثیر عملیات حرارتی T_6 بر ریزساختار و خواص سایشی آلیاژ ۳۳۲ حاوی ۱/۲ درصد آهن بررسی شده است. نتایج نشان می‌دهد که انجام عملیات حرارتی فوق روی نمونه‌ها علاوه بر تغییر مورفولوژی تیغه‌های فاز سیلیسیم یوتکتیک از حالت سوزنی به کروی و حذف نقاط تمرکز تنش، سبب انحلال و خرد شدن ترکیبات غنی از آهن مخرب و سوزنی شکل β -Al₃FeSi می‌شود. میزان کاهش طول این فاز نامطلوب با افزایش درجه حرارت و زمان عملیات محلول سازی افزایش می‌یابد، به طوری که پس از ۱۴ ساعت عملیات محلول سازی در دمای ۵۲۰ درجه سانتی گراد، طول متوسط تیغه‌های β حدود ۷۰ درصد کاهش یافته و کرویت آنها افزایش می‌یابد. نتایج آزمایش سایش، نشان دهنده افزایش مقاومت به سایش در نمونه‌های عملیات حرارتی شده تا حدود ۴۰ درصد است.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ آلومینیم ۳۳۲، محلول سازی، سایش، ترکیبات بین فلزی

مقدمه

باقیمانده مذاب به صورت فاز یوتکتیک (سیلیسیم یوتکتیک) که در شرایط طبیعی در زمینه نامحلول بوده و ساختار درشت و سوزنی شکل دارد، در بین دندریتهای فاز α تشکیل می‌شود. وجود صفحات درشت و سوزنی شکل سیلیسیم یوتکتیک باعث کاهش خواص مکانیکی آلیاژهای Al-Si بخصوص کاهش در انعطاف پذیری و مقاومت به ضربه آنها می‌شود [۲].

همچنین برای ایجاد خواص مکانیکی مطلوب در این آلیاژها، عناصر آلیاژی مختلفی از قبیل منیزیم، مس، روی، نیکل و کرم به ترکیب آنها افزوده می‌شود [۳]. این عناصر آلیاژی علاوه بر تأثیر بر مقدار و مورفولوژی فازهای موجود در ساختار ریختگی، قابلیت عملیات حرارتی و رسوب سختی را نیز تقویت می‌کنند. علاوه بر این، به طور معمول مقداری ناخالصی در این آلیاژها وجود دارد که بخشی از این ناخالصی‌ها محلول در زمینه بوده و بخشی دیگر در حین انجماد فازهای بین فلزی تشکیل می‌دهند. آهن یکی از این ناخالصی‌ها است که به دلیل ایجاد ترکیبات بین فلزی به صورت فازهای سوزنی (صفحه‌ای) شکل طویل با ترکیب β -Al₃FeSi و به نام فاز β تأثیرات نامطلوبی

آلیاژهای ریختگی آلومینیم-سیلیسیم به دلیل داشتن خواص همچون سیالیت و خواص مطلوب ریخته‌گری، مقاومت به سایش بالا، مقاومت به خوردگی مناسب، قابلیت عملیات حرارتی و قابلیت ایجاد نسبت استحکام به وزن بالا، کاربردهای روزافزونی در صنایع مختلف پیدا کرده اند.

خواص فیزیکی و مکانیکی هر قطعه ریختگی به کیفیت و خصوصیات ریزساختار آن بستگی دارد. بنابراین انجام عملیات کیفی روی مذاب، برای بهبود ریزساختار و دستیابی به استحکام مطلوب از اهمیت بسیار بالایی دارد. تحقیقات نشان می‌دهد که انجام فرآیندهایی نظیر جوانه‌زایی، به-سازی مورفولوژی فازهای ثانویه، گاززدایی، اعمال فوق‌گداز مناسب و کنترل شرایط سرد کردن مذاب، تأثیر بسزایی بر خواص مکانیکی آلیاژهای Al-Si دارد [۱].

نمودار تعادلی عناصر Al و Si در نزدیکی ۱۳ درصد سیلیسیم و در دمای ۵۷۷° C دارای یوتکتیک بوده و به آلیاژهای Al-Si که سیلیسیم کمتر از این مقدار را دارند، آلیاژهای هیپویوتکتیک گفته می‌شود. انجماد این آلیاژها با جوانه‌زنی و رشد فاز α محلول جامد غنی از Al زمینه آغاز شده و پس از رسیدن دمای مذاب به دمای یوتکتیک،

زمان محلول سازی افزایش می‌یابد. در دماهای بالاتر از این محدوده نیز ذوب موضعی ترکیبات بین فلزی مانند ترکیبات حاوی مس در نواحی مرز دانه‌ای باعث تخریب و کاهش خواص آلیاژ می‌شود [۹]. بنابراین با انجام عملیات حرارتی T_6 و با کنترل عوامل می‌توان به توزیع یکنواخت‌تری از ذرات ریز فاز ثانویه، مورفولوژی مناسب تر تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیک و ترکیبات بین فلزی حاوی آهن و سختی بالاتر دست یافت که در نتیجه می‌تواند منجر به افزایش خواص مکانیکی و بهبود خواص تریبولوژیکی شود.

در این تحقیق تاثیر عملیات حرارتی T_6 در دمای 520°C و زمان‌های مختلف محلول‌سازی بر ریزساختار و خواص سایشی آلیاژ 332 حاوی $1/2$ درصد آهن بررسی شده است.

روش تحقیق

ترکیب شیمیایی آلیاژ 332 مورد استفاده در این تحقیق در جدول (۱) ارائه شده است. عملیات ذوب این آلیاژ، درون بوته گرافیتی و با بهره‌گیری از یک کوره الکتریکی مقاومتی انجام گرفت. پس از ذوب مواد شارژ و سربره‌گیری، دمای مذاب به 750°C افزایش داده شد. سپس با افزودن آمیزان $Al-75Fe$ به ترکیب مذاب در این دما، مقدار آهن به حدود $1/2$ درصد وزنی رسانده شد. در ادامه برای حصول اطمینان از همگن شدن ترکیب شیمیایی درجه حرارت مذاب تا حدود 800 درجه افزایش داده شد و در این دما تحت فلاسک پوشش کاورال-۱۱، به مدت ۱۰ دقیقه نگهداری شد. سپس کوره خاموش و اجازه داده شد تا دمای مذاب در درون کوره به تدریج کاهش یابد. در این لحظه عملیات گاززدایی مذاب با استفاده از قرص‌های دگازور جامد از نوع فوسیکو 200 انجام شد و مذاب پس از جمع‌آوری سربره، برای همگن شدن درجه حرارت و ترکیب شیمیایی، با استفاده از میله گرافیتی به آرامی هم زده شد. پس از رسیدن دمای آن به حدود 5 ± 720 درجه سانتی‌گراد، عملیات بار ریزی در یک قالب چدنی پیش گرم شده تا دمای 250°C انجام گرفت. سرعت انجماد مذاب در این قالب در حدود 3°C/s تعیین شد. پس از آنالیز شیمیایی توسط کوانتومتر، نمونه‌های مورد نیاز برای انجام آزمایش‌های لازم از قطعه ریخته شده تهیه شد. عملیات حرارتی T_6 شامل دو

بر خواص مکانیکی، به خصوص انعطاف پذیری و خواص ریختگی ایجاد می‌کند [۳]. تا کنون بررسی‌های گسترده‌ای برای حذف تاثیر زیان آور آهن و ترکیبات تیغه‌ای شکل آن و هم چنین ترکیبات تیغه‌ای شکل سیلیسیم یوتکتیک انجام گرفته است که بهسازی شیمیایی، یکی از این روش‌ها است. در این روش افزودن عناصری همچون استرانسیم، سدیم یا آنتیموان به مذاب، باعث تغییر مورفولوژی خشن تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیک به ساختار فیبری و لایه‌ای شکل با مضرات کمتر می‌شود [۴]. همچنین افزودن عناصری مثل منگنز، استرانسیم، کرم، کبالت، برلیوم و لیتیم به مذاب، باعث کاهش اندازه و درصد حجمی فازهای سوزنی شکل β و یا حتی تغییر مورفولوژی آنها از حالت تیغه‌ای به مورفولوژی فشرده تر با نام کلی فاز α و با ترکیب $Al_{12}Fe_9Si$ می‌شود. فاز α دارای انواع مختلفی همچون حروف چینی، ستاره‌ای شکل و چند وجهی بوده که به دلیل شکل فشرده‌ترشان نسبت به حالت تیغه‌ای، مراکز تمرکز تنش کمتری داشته و مضرات کمتری نیز برای آلیاژ دارند [۵]. عملیات حرارتی T_6 که شامل مراحل محلول سازی و پیرسازی در دماها و زمان‌های معین است نیز از دیگر روش‌های بسیار مؤثر در کنترل ریز ساختار و بهبود خواص مکانیکی این آلیاژها است. در نتیجه این عملیات، فازهای مستحکم کننده مانند Mg_2Si یا Al_2Cu به صورت ذرات بسیار ریز با پراکندگی یکنواخت در زمینه توزیع شده و سبب استحکام‌دهی رسوبی آلیاژ می‌شوند. همچنین محلول سازی می‌تواند موجب انحلال، خرد شدن و کروی شدن تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیک و/یا تیغه‌های فاز β شود. استحکام‌دهی رسوبی، نفوذ آهن و سیلیسیم به درون زمینه و تغییر مورفولوژی و ابعاد ذرات سیلیسیم یوتکتیک و فاز β پس از عملیات حرارتی، منجر به افزایش یکنواخت سختی زمینه و بهبود خواص مکانیکی و تریبولوژیکی نمونه‌ها می‌شود [۸-۶].

دمای محلول‌سازی از مهم‌ترین عوامل عملیات حرارتی T_6 است و تحقیقات انجام گرفته در فرایند عملیات حرارتی آلیاژهای $Al-Si-Cu-Mg$ نشان می‌دهند که محدوده دمایی $510-520^\circ\text{C}$ [۸] و یا $515-520^\circ\text{C}$ [۹] بالاترین میزان انحلال ترکیبات بین فلزی در عملیات محلول سازی را دارند. در دماهای پایین‌تر از این محدوده، سرعت و میزان انحلال ترکیبات بین فلزی کاهش یافته و

عملیات محلول‌سازی و بلافاصله پیرسازی مصنوعی طی مراحل زیر انجام گرفت:

(الف) محلول‌سازی در دماهای ۵۰۰ و ۵۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت زمان‌های ۴، ۸ و ۱۴ ساعت.

(ب) سرد کردن سریع در آب °C ۶۰.

(ج) پیرسازی در دمای °C ۲۰۰ به مدت ۵ ساعت.

برای بررسی‌های ریزساختاری، همه نمونه‌ها به روش مکانیکی سنباده زنی، پولیش و با محلول HF ۰/۵ درصد در آب مقطر حکاکی شده و با دستگاه آنالیزگر تصویری، بررسی شدند. طول و نسبت طول به عرض^۲ و کسر حجمی تیغه‌های فاز β، سایز ذرات سیلیسیم یوتکتیک، نسبت طول به عرض و میزان کرویت^۳ این ذرات با فرمول $S = \frac{4\pi A}{p^2} (A)$ مساحت و P محیط یک ذره سیلیسیم یوتکتیک (اندازه‌گیری گردید. عدد کرویت، عدد بدون بعدی بین صفر تا یک است و بیشترین مقدار آن برای زمانی است که جسم به شکل کره کامل باشد [۱]). سختی نمونه‌ها نیز به روش برینل (BHN) با بار اعمالی ۶۰ Kgf و با ساچمه‌ای به قطر ۲/۵ میلی‌متر تعیین شد. برای تعیین مقاومت به سایش نمونه‌ها و تاثیر عملیات حرارتی بر آنها از دستگاه پین روی دیسک آزمایشگاه تریبولوژی دانشکده مهندسی متالورژی و مواد دانشگاه تهران استفاده گردید. پین‌های مورد نیاز با سطح مقطعی به ابعاد ۵mm

۵mm × از قطعه‌های ریختگی و عملیات حرارتی شده تهیه گردید و با دیسک فولاد بلبرینگی با سختی HRC ۶۰ تماس داده شد. آزمایش سایش در نیروهای اعمالی ۲۰، ۳۰ و ۴۰ نیوتن برای مسافت لغزش ۱۰۰۰ متر و با سرعت لغزش ۰/۵ متر بر ثانیه انجام شد. کاهش وزن نمونه‌ها در پایان هر ۲۵۰ متر مسافت طی شده توسط ترازوی با دقت ۰/۱mg اندازه‌گیری و نتایج بررسی شد.

نتایج و بحث

نتایج عملیات حرارتی و متالوگرافی

شکل (۱) نشان دهنده تصاویر میکروسکوپ نوری با بزرگنمایی یکسان از ریز ساختار نمونه‌های مورد مطالعه است. در جدول (۲) کلیه تغییرات ریز ساختاری اعم از تغییرات طول و نسبت طول به عرض ترکیبات بین فلزی فاز β، تغییرات اندازه، نسبت طول به عرض و کرویت ذرات سیلیسیم یوتکتیک پس از عملیات حرارتی آورده شده است. در این جدول نمونه ریختگی (As-cast) با AC نام‌گذاری شده است، نمونه محلول‌سازی شده در ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴ ساعت به صورت H500-4 و نمونه محلول‌سازی شده در °C ۵۲۰ به مدت ۱۴ ساعت به صورت H520-14 نام‌گذاری شده‌اند.

جدول ۱: ترکیب شیمیایی آلیاژ Al-Si ۳۳۲ مورد استفاده در این تحقیق، wt%.

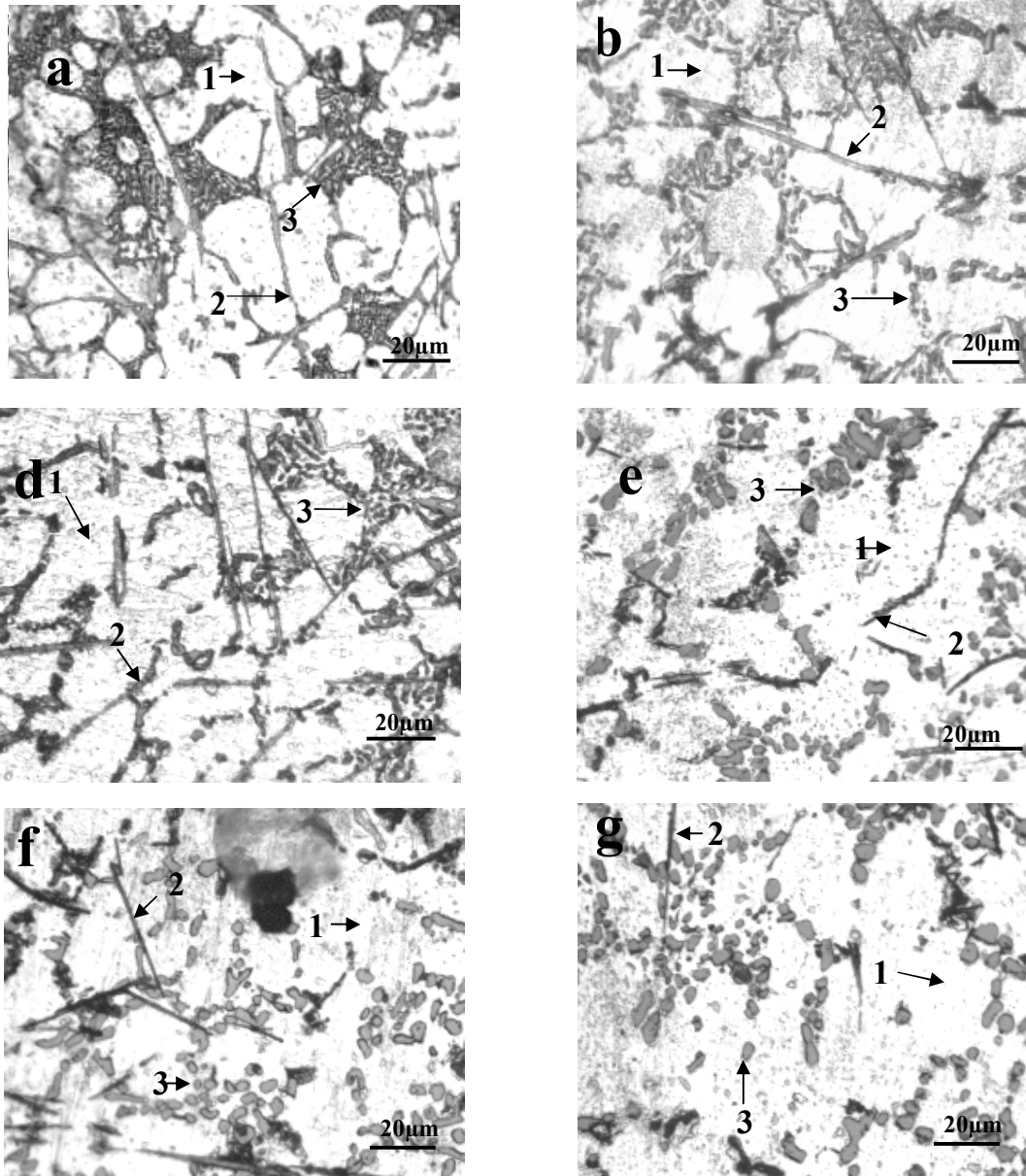
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Ni	Sn	Sb	Al
۹/۷	۱/۲۱	۲/۳۳	۰/۰۰۶	۱/۰۱	۰/۱۳	۰/۰۰۷	۰/۰۰۲	۰/۶۱	۰/۰۰۵	۰/۰۱	بقیه

جدول ۲: مقایسه پارامترهای ریز ساختاری نمونه‌ها بعد از عملیات حرارتی.

نمونه	سختی BHN ()	طول متوسط فاز β (μm)	نسبت طول به عرض فاز β	طول ذرات Si یوتکتیک (μm)	نسبت طول به عرض ذرات Si یوتکتیک	کرویت ذرات Si یوتکتیک
AC(as cast)	۹۹	۵۸/۷۴ ± ۱۵/۱۲	۲۰/۱۱ ± ۰/۷۲	۸/۶۷ ± ۵/۱۵	۲/۹ ± ۰/۵	۰/۲۸ ± ۰/۱۳
H500-4	۱۰۴	۵۲/۲۹ ± ۹/۷۳	۱۸/۴۷ ± ۰/۷۵	۶/۷۳ ± ۲/۶۱	۲/۴ ± ۰/۴	۰/۵۱ ± ۰/۱۵
H500-8	۱۰۹	۴۳/۶۸ ± ۶/۲۸	۱۷/۷۵ ± ۰/۹۲	۶/۰۹ ± ۲/۹۹	۲/۱ ± ۰/۴	۰/۶۲ ± ۰/۱۵
H500-14	۱۱۵	۳۹/۹ ± ۱۰/۳	۱۷/۴۱ ± ۰/۸۱	۵/۸۴ ± ۲/۳۳	۱/۹ ± ۰/۳	۰/۶۸ ± ۰/۱۴
H520-4	۱۲۱	۴۳/۰۵ ± ۵/۴۱	۱۷/۵۶ ± ۰/۷۹	۵/۴ ± ۳/۵	۱/۸ ± ۰/۴	۰/۷۱ ± ۰/۱۶
H520-8	۱۲۳	۲۹/۱۳ ± ۵/۵۲	۱۵/۳۳ ± ۰/۶۱	۴/۸۹ ± ۲/۴۶	۱/۴ ± ۰/۳	۰/۷۴ ± ۰/۱۷
H520-14	۱۲۹	۱۷/۶۶ ± ۴/۷۹	۹/۸۲ ± ۰/۵۳	۴/۷۵ ± ۳/۳۷	۱/۱ ± ۰/۲	۰/۷۷ ± ۰/۱۹

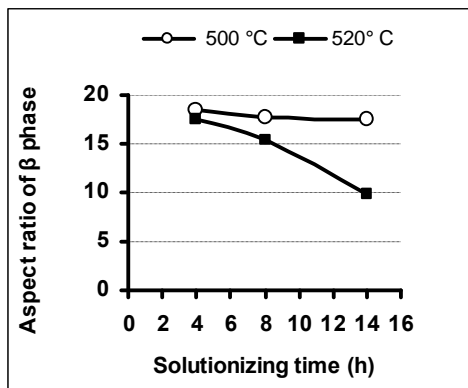
جدول ۳: ترکیب شیمیایی صفحات فاز β قبل و بعد از محلول سازی.

Fe	Si	Al	نوع عنصر (درصد اتمی)
۸/۵۴	۱۷/۲۵	۷۴/۲۱	قبل از محلول سازی (as-cast)
۵/۷۴	۶/۸۸	۸۷/۳۹	بعد از محلول سازی (۱۴ h - ۵۲۰ °C)

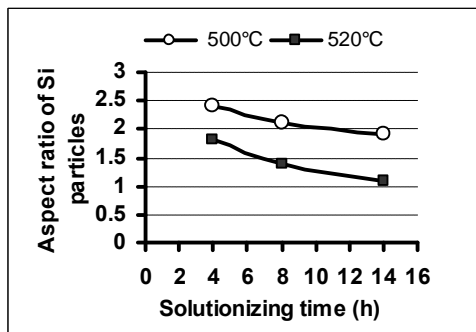


شکل ۱: تصاویر میکروسکوپ نوری از ریز ساختار آلیاژ ۳۳٪ Zn، (a) نمونه AC، (b) نمونه H500-4، (c) نمونه H500-8، (d) نمونه H50014، (e) نمونه H520-4، (f) نمونه H520-8 و (g) نمونه H520-14 (عدد ۱ زمینه آلومینیومی، عدد ۲ سوزن های فاز β و عدد ۳ ذرات سیلیسیم یوتکتیک را نشان می دهند).

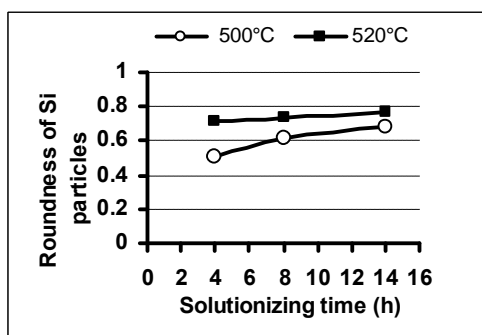
سطحی بر روی آنها و همچنین لبه های تیز تیغه‌ها که همگی جزو مناطق با انرژی سطحی بالا هستند، سرعت انتقال جرم و نفوذ عناصر از این نواحی را در حین عملیات محلول سازی افزایش می‌دهند. این موضوع منجر به گلوئی شدن، خرد شدن و کاهش طول تیغه‌ها و گرد شدن نوک آنها پس از عملیات حرارتی می‌شود [۹].



الف



ب



ج

شکل ۲: تأثیر دما و زمان عملیات محلول سازی بر (الف) نسبت طول به عرض تیغه های β ، (ب) میزان کرویت ذرات سیلیسیم یوتکتیک و (ج) نسبت طول به عرض ذرات سیلیسیم یوتکتیک.

مشخص شده است لبه های تیز و صفحات طویل

همان طور که ذکر شد شرایط پیر سازی برای همه نمونه‌ها یکسان است. در شکل (۱-a) (نمونه AC) مشاهده می‌شود که ترکیبات بین فلزی حاوی آهن و ذرات سیلیسیم یوتکتیک، هر دو با مورفولوژی صفحه‌ای (تیغه‌ای) شکل و با طول زیاد و لبه‌های بسیار تیز در زمینه حضور دارند. تأثیر درجه حرارت و زمان محلول‌سازی بر ریز ساختار، مورفولوژی و میزان فازهای موجود در ریز ساختار آلیاژهای عملیات حرارتی شده در شکل های (۱-b-g) ارائه شده است. مشاهده می‌شود که هر چند طول و ضخامت تیغه‌های β در ریز ساختار نمونه‌های H500-8، H500-4 و H500-14 در مقایسه با نمونه AC کاهش یافته است، با توجه به پایین تر بودن دمای محلول سازی، میزان کاهش ابعاد در مقایسه با نمونه‌های محلول سازی شده در 520°C محسوس نیست. همان‌طور که از جدول (۲) نیز مشاهده می‌شود در مقایسه با نمونه AC طول تیغه‌های β در نمونه‌های H520-4، H520-8 و H520-14 به ترتیب در حدود ۲۶، ۴۹ و ۷۰ درصد کاهش یافته است. اما کاهش طول این تیغه‌ها در نمونه‌های H500-4، H500-8 و H500-14 نسبت به نمونه AC به ترتیب ۱۰، ۲۵ و ۳۲ درصد است. بنابراین در یک زمان یکسان، طول تیغه های فاز β با افزایش دمای محلول سازی از 500°C به 520°C در حدود ۱۰۰ درصد کاهش می‌یابد. مکانیزم کاهش طول تیغه های حاوی آهن انحلال و خرد شدن این ترکیبات به دلیل نفوذ عناصر تشکیل دهنده این ترکیبات به درون زمینه است. در این پدیده، عناصری همچون آهن و سیلیسیم پس از کسب انرژی لازم از داخل ترکیبات سوزنی شکل β به درون زمینه نفوذ کرده و باعث انحلال و خرد شدن این ترکیبات و کوتاه‌تر شدن طول این تیغه‌ها می‌شوند [۷].

در جدول (۳) نتیجه آنالیز نقطه‌ای EDX از تیغه های فاز β قبل و بعد از عملیات حرارتی در نمونه H520-14 آورده شده است. همان طور که مشاهده می‌شود، درصد اتمی عناصر آهن و سیلیسیم موجود در تیغه‌ها پس از عملیات حرارتی کاهش یافته است. این موضوع نشان دهنده تغییر ترکیب شیمیایی این فازها و بیانگر نفوذ عناصر تشکیل دهنده آنها به درون زمینه پس از عملیات حرارتی است. هر چند تیغه‌های فاز β دارای سطوح جانبی تقریباً مسطحی دارند اما وجود نقایص

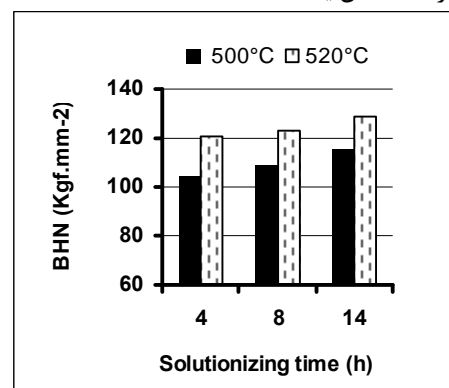
انحلال بیشتر فازهای ثانویه و نفوذ بیشتر عناصر آلیاژی به درون زمینه است که پس از سرد کردن سریع نمونه ها و تشکیل محلول جامدی با فوق اشباع بالاتر، منجر به ایجاد ذرات مستحکم کننده ریزتر و با توزیع همگن تر پس از عملیات پیرسازی در زمینه می شود.

نتایج آزمایش سایش و مطالعه سطوح سایش

همه نمونه‌های عملیات حرارتی شده با مشخصات ارائه شده در جدول (۲) با نیروی اعمالی ۴۰ نیوتن مورد آزمایش سایش قرار گرفتند. نتایج کاهش وزن نمونه ها بر حسب مسافت طی شده تا ۱۰۰۰ متر در شکل (۴) آورده شده است. همان‌طور که از این شکل مشاهده می‌شود، بیشترین میزان سایش مربوط به نمونه AC و کمترین میزان سایش مربوط به نمونه H520-14 است. بالا بودن میزان سایش در نمونه AC را می توان به حضور ذرات درشت و تیغه‌ای شکل سیلیسیم یوتکتیک و صفحات ترد و طویل فاز β با لبه‌های تیز نسبت داد (شکل ۱). به دلیل افزایش تردی و امکان جوانه‌زنی و رشد ترک در حضور فازهای سوزنی شکل β و ذرات درشت و تیغه‌ای سیلیسیم یوتکتیک، مقاومت به سایش نمونه ریختگی (AC) کاهش می‌یابد. با این‌حال پس از عملیات حرارتی، علاوه بر افزایش سختی زمینه و کرووی شدن ذرات سیلیسیم یوتکتیک، طول تیغه های β کاهش یافته، کرویت نوک تیغه ها افزایش یافته و استحکام اتصال ذرات با زمینه افزایش می‌یابد. بروز این تغییرات در ریزساختار علاوه بر کاهش مراکز تمرکز تنش، باعث می شود که این فازها در نقش عوامل تحمل کننده نیروی اعمالی^۴، ایفای نقش کنند. بر این اساس میزان سایش در نمونه H520-14 مطابق با شکل (۴) در حدود ۴۰ درصد کمتر از میزان سایش در نمونه AC است. طبق رابطه آرچارد^۵، با معادله $Q = K \frac{W}{H}$ ، مشاهده می‌شود بین سختی و میزان سایش جسم، رابطه معکوس و خطی وجود دارد و با افزایش سختی جسم نرخ سایش به طور خطی کاهش می‌یابد.

با مقایسه سختی دو نمونه AC و H520-14 با توجه به جدول (۲) و مقایسه میزان سایش آنها با توجه به شکل (۴) مشاهده می‌شود که با وجود آنکه سختی نمونه H520-14 نسبت به آلیاژ AC در حدود ۲۴ درصد افزایش داشته است، میزان سایش آن در حدود ۴۰ درصد کاهش یافته است. به عبارت دیگر میزان کاهش سایش بیشتر از

فازهای β با اتصال ضعیف به زمینه، محل‌های مناسبی برای تمرکز تنش و جوانه زنی و رشد ترک است، بنابراین جایگزینی تیغه‌هایی با طول کوتاه‌تر، نوک گردتر و فصل مشترکی مستحکم‌تر با زمینه (در اثر نفوذ عناصر از داخل این ترکیبات به درون زمینه و ایجاد پیوند نفوذی با زمینه) پس از عملیات حرارتی، منجر به بهبود خواص مکانیکی آلیاژ بخصوص استحکام کششی و انعطاف‌پذیری می‌شود[۸]. در شکل (۲) تأثیر دما و زمان محلول‌سازی بر نسبت طول به عرض ترکیبات تیغه‌ای حاوی آهن موجود در زمینه آورده شده است. با مقایسه شکل‌های (1-b-g) و شکل (۲ - الف) و جدول (۲) مشاهده می‌شود با افزایش دما و زمان محلول‌سازی نسبت طول به عرض تیغه‌های β به میزان بیشتری کاهش می‌یابد. در مورد ذرات سیلیسیم یوتکتیک نیز روند مشابهی قابل مشاهده است. در اثر عملیات محلول‌سازی، اتم های سیلیسیم موجود در ترکیب سیلیسیم یوتکتیک به داخل زمینه نفوذ کرده و ذرات سیلیسیم یوتکتیک خشن و تیغه‌ای به ذرات کرووی‌تر با اندازه‌های کوچکتر تبدیل می‌شوند. همان‌طور که از شکل (۲ - ب و ج) مشخص است با افزایش دما و زمان محلول‌سازی میزان کرویت ذرات سیلیسیم یوتکتیک افزایش و نسبت طول به عرض این ذرات کاهش می‌یابد. به طوری که در مقایسه با نمونه AC، میزان کرویت و نسبت طول به عرض ذرات سیلیسیم یوتکتیک در نمونه H520-14، به ترتیب در حدود ۱۷۵ درصد افزایش و ۶۲ درصد کاهش یافته است.

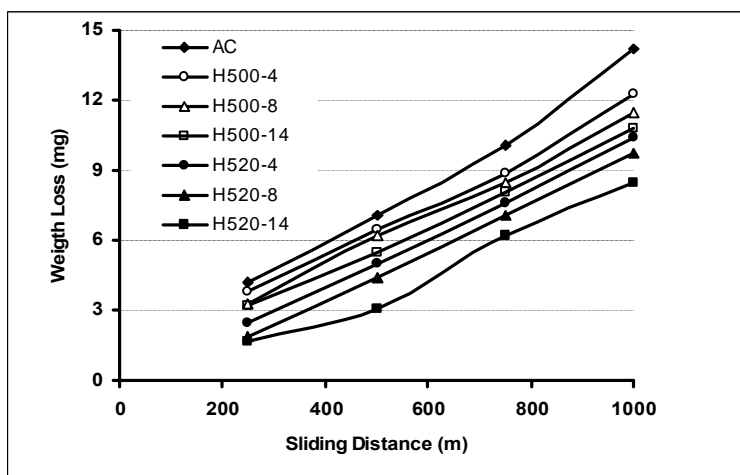


شکل ۳: تأثیر دما و زمان عملیات محلول‌سازی بر سختی آلیاژ.

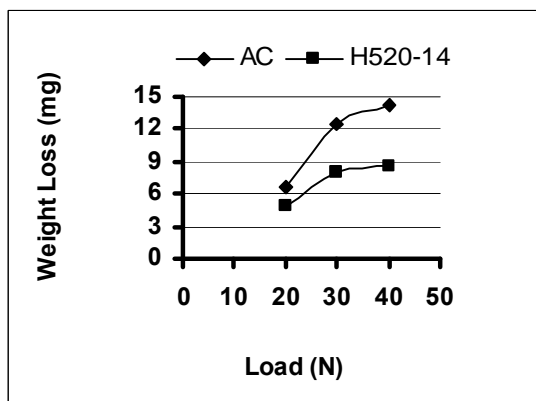
شکل (۳) تأثیر دما و زمان عملیات محلول‌سازی بر سختی آلیاژ ۳۳۲ را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که با افزایش دما و زمان عملیات محلول‌سازی، سختی نمونه‌ها افزایش می‌یابد. این پدیده احتمالاً به دلیل

حساسیت نمونه به جوانه زنی و رشد ترک در حین سایش کاهش یافته و مقاومت به سایش بالاتری از خود نشان می‌دهد. در بررسی نقش نیروی اعمالی بر میزان سایش نمونه‌ها، دو نمونه AC و H520-14 با نیروهای اعمالی ۲۰، ۳۰ و ۴۰ نیوتن آزمایش شدند. همان‌طور که از شکل (۵) مشخص است با افزایش نیروی اعمالی، میزان سایش هر دو نمونه افزایش می‌یابد.

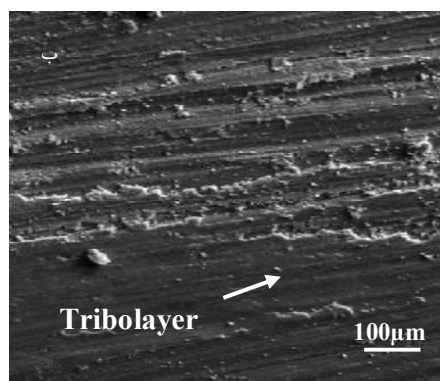
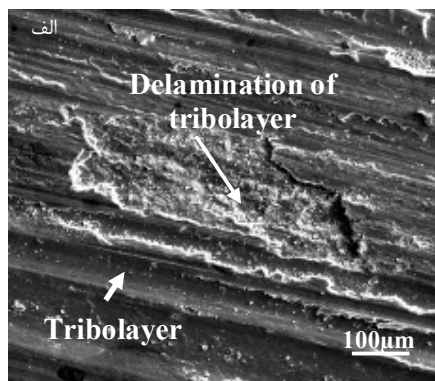
حد انتظار بوده است. این موضوع به خوبی تأثیر مثبت دیگر عوامل مانند کروییت ذرات سیلیسیم یوتکتیک، کاهش طول تیغه‌های β و افزایش گردی نوک آنها را در کاهش مراکز تمرکز تنش در ریز ساختار نمونه و بهبود مقاومت به سایش نمونه را بیان می‌کند. در اثر تغییر مورفولوژی و میزان فازهای ثانویه موجود در ریز ساختار و کاهش نقاط تمرکز تنش، چقرمگی نمونه افزایش و



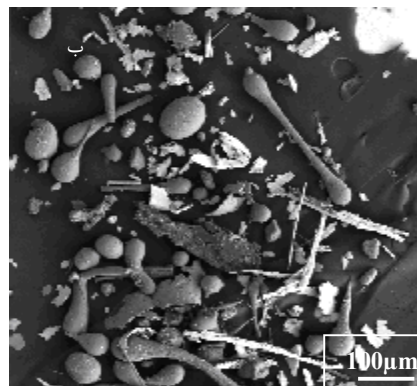
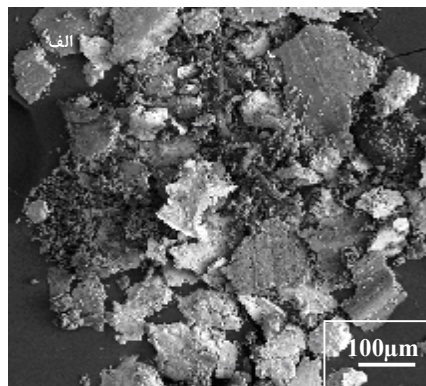
شکل ۴: نمودار کاهش وزن نمونه‌ها بر حسب مسافت لغزش تحت نیروی اعمالی ۴۰ نیوتن و سرعت خطی ۵/۰ متر بر ثانیه.



شکل ۵: تأثیر نیروی اعمالی بر کاهش وزن نمونه‌های AC و H520-14.



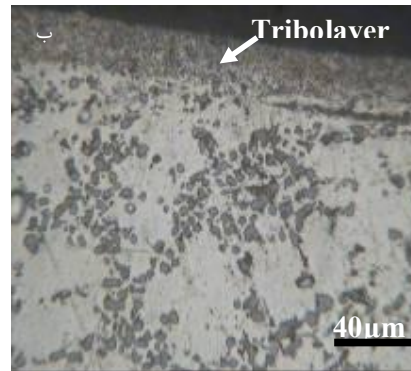
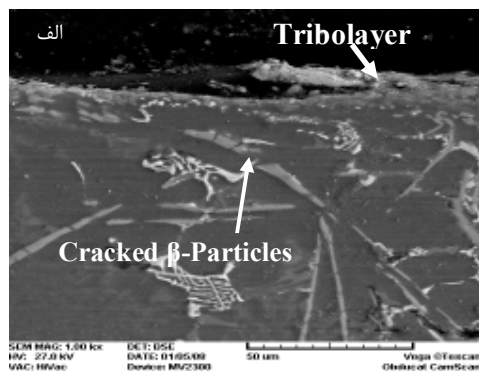
شکل ۶- الف: سطح سایش نمونه AC، ب: سطح سایش نمونه H520-14 در سایش با بار اعمالی ۴۰ نیوتن و سرعت ۵/۰ متر بر ثانیه.



شکل ۷: ذرات سایشی ایجاد شده در حین سایش، الف: ذرات درشت و ورقه‌ای با گوشه‌های تیز برای نمونه AC، ب: ذرات ریز برای نمونه H520-14. در سایش با بار اعمالی ۴۰ نیوتن و سرعت لغزش ۰/۵ متر بر ثانیه.

جدول ۴: نتایج آنالیز شیمیایی نقطه‌ای EDS از لایه تریبولوژیکی سطحی و ذرات سایشی نمونه‌های AC و H520-14.

عناصر	Al	Si	Fe	O	Mg	Cu
لایه سطحی نمونه AC	۴۷/۵۳	۴/۱۲	۱۸/۶۹	۲۷/۳۲	۰/۴۴	۱/۹۰
لایه سطحی نمونه H520-14	۴۱/۲۰	۵/۴۷	۲۱/۱۸	۲۹/۳۷	۰/۸۳	۱/۹۵
ذرات سایشی نمونه AC	۳۸/۱۸	۵/۰۹	۲۲/۱۰	۳۱/۵۴	۰/۷۸	۲/۳۱
ذرات سایشی نمونه H520-14	۴۱/۲۰	۴/۱۸	۲۵/۶۴	۲۷/۵۰	۰/۵۱	۱/۰۱



شکل ۸- الف: تصویر میکروسکوپ الکترونی (SEM) از نواحی زیر سطح سایش نمونه AC و ب: تصویر میکروسکوپ نوری از نواحی زیر سطح سایش نمونه عملیات حرارتی شده H520-14 (بار اعمالی ۴۰N و سرعت لغزش ۰/۵ m/s).

در اثر گرمای ایجاد شده در تنش‌های تماسی به یکدیگر فشرده شده و به صورت لایه‌ای روی سطح ایجاد می‌شود. در جدول (۴) نتایج آنالیز شیمیایی به روش EDS از لایه تریبولوژیکی سطحی و براده‌های ایجاد شده در حین سایش نمونه‌های AC و H520-14 آورده شده است. وجود عناصر آهن، سیلیسیم، آلومینیم و اکسیژن در لایه سطحی ایجاد شده مشهود است. بنابراین پس از تشکیل لایه تریبولوژیکی، سایش می‌تواند با ایجاد و پیشرفت ترک‌هایی در این لایه آلیاژی و در نهایت جدا شدن ذرات از این لایه ادامه یابد. همان طور که در شکل (۷-الف) مشاهده می

بررسی سطح سایش نمونه‌های AC و H520-14 در بار اعمالی ۴۰ نیوتن در شکل (۶) مشاهده می‌شود که در هر دو نمونه میزان سایش یا به عبارتی مکانیزم سایش با تشکیل و برداشت لایه تریبولوژیکی، که از مخلوط شدن و فشرده شدن ذرات ایجاد شده در حین سایش ایجاد می‌شوند، کنترل می‌شوند. در این مکانیزم ابتدا به دلیل چسبندگی، ایجاد اکسید سطحی و خراش‌های سطحی، براده‌ها و ذرات سایشی به شکل‌های مختلفی ایجاد می‌شوند و در حین سایش در اثر نیروی اعمالی، اندازه آنها ریزتر می‌شود. ذرات به طور مکانیکی با هم مخلوط شده و

ذکر است که این مکانیزم نیز در سطح سایش نمونه H520-14 در مطابقت با شکل (۶-ب) قابل مشاهده است. شکست و خرد شدن صفحات فاز β در جهت لغزش و ایجاد نقاط مناسب برای جوانه زنی و رشد ترک های زیر سطحی در نمونه ریختگی در شکل (۸-الف) نشان داده شده است. انحلال صفحات فاز β و وجود ذرات سیلیسیم کوچک تر کروی در نمونه عملیات حرارتی شده (شکل ۸-ب) در مقایسه با ذرات سیلیسیم یوتکتیک تیغه‌ای شکل با لبه های تیز در نمونه ریختگی (AC) منجر به کاهش نقاط تمرکز تنش زیر سطحی و تأخیر در جوانه زنی و رشد ترک در حین سایش و بهبود مقاومت به سایش نمونه عملیات حرارتی شده است.

نتیجه گیری

- ۱- بر اساس نتایج حاصل از این تحقیق دمای ۵۲۰ درجه سانتیگراد به عنوان دمای بهینه محلول سازی در بهبود خواص ریز ساختاری و تریبولوژیکی آلیاژ ۳۳۲ تعیین شد.
- ۲- با انجام عملیات حرارتی در آلیاژهای Al-Si حاوی آهن، سختی آلیاژ افزایش می‌یابد، طول تیغه های فاز β و تیزی نوک آنها کاهش یافته و استحکام پیوند به زمینه آنها افزایش می‌یابد. همچنین ذرات سیلیسیم یوتکتیک از حالت تیغه‌ای و خشن به ذرات ریزتر و کروی تر تبدیل می‌شوند که همگی این موارد باعث بهبود خواص مکانیکی و تریبولوژیکی آلیاژ می‌شوند.
- ۳- هر چه اندازه ذرات سیلیسیم یوتکتیک و فاز β سوزنی کوچک تر و کروی تر و اتصال آنها به زمینه بیشتر باشد، احتمال شکسته و خرد شدن آنها در اثر نیروهای اعمالی کاهش می‌یابد. این موضوع در نمونه‌های عملیات حرارتی شده با زمینه سخت تر و ذرات پراکنده ریز و مستحکم و فازهای β و سیلیسیم یوتکتیک ریزتر و کروی تر، باعث بهبود خواص سایشی نمونه می‌شود.
- ۴- مورفولوژی و اندازه ذرات ریز سایشی، همچنین می‌تواند پایداری بیشتری در لایه تریبولوژیکی ایجاد شده در حین سایش ایجاد کند.

تقدیر و تشکر

نویسندگان از معاونت پژوهشی دانشگاه تهران به

شود، به دلیل حضور ذرات سیلیسیم یوتکتیک تیغه‌ای و فاز β سوزنی شکل در زمینه نمونه AC، براده‌ها و ذرات سایشی ایجاد شده در حین سایش نیز گوشه‌های تیز و ابعادی درشت و ورقه‌ای شکل دارند. وجود همین لبه های تیز باعث تمرکز تنش و جوانه‌زنی و رشد ترک در لایه سطحی می‌شود. این موضوع منجر به کاهش استحکام و مقاومت به سایش نمونه ریختگی (AC) می‌شود. لایه تریبولوژیکی که در اثر فشرده شدن ذرات سایشی در منطقه تماس به وجود می‌آید نیز به دلیل مورفولوژی همین ذرات از استحکام لازم را نداشته و باعث شکست سریع تر این لایه در حین لغزش می‌شود. منشاء این ترک‌ها می‌تواند ریز ترک‌هایی که به دلیل عدم اتصال مناسب بین ذرات سایشی به هم چسبیده درون لایه به وجود می‌آیند، باشد [۱۱]. شکل (۷-ب) نشان دهنده ذرات سایشی نمونه عملیات حرارتی شده H520-14 است. در مقایسه با نمونه AC، اندازه ذرات ایجاد شده بسیار کوچکتر است. این موضوع می‌تواند به دلیل تأثیر عملیات حرارتی بر روی نمونه AC باشد که باعث تغییر مورفولوژی سیلیسیم یوتکتیک و ترکیبات حاوی آهن و کاهش طول و افزایش کروی آنها می‌شود. این موضوع منجر به پیوند بهتر بین ذرات سایش و ایجاد لایه تریبولوژیکی فشرده تر با حفره‌های میکروسکوپی بسیار کمتر از نمونه AC می‌شود. این موضوع نیز می‌تواند مقاومت سایشی بالاتری را در نمونه H520-14 نسبت به نمونه AC ایجاد کند [۱۱].

در شکل‌های (۶-الف و ب) با بررسی سطوح سایش نمونه H520-14 و نمونه AC تأثیر مورفولوژی و اندازه ذرات سایشی در پایداری لایه تریبولوژیکی به خوبی مشاهده می‌شود. شکل (۶-ب) نشان دهنده کندگی‌هایی با وسعت کوچک تر در سطح نمونه H520-14 در مقایسه با کندگی‌های سطحی نمونه AC در شکل (۶-الف) است. ایجاد ذرات سایشی کوچک تر بر روی سطح نمونه‌های عملیات حرارتی شده با سختی بالاتر نسبت به نمونه ریختگی، منجر به تشکیل لایه تریبولوژیکی فشرده تر با پایداری بیشتر می‌شود. در شکل (۸) تصاویر زیر سطح سایش نمونه‌های AC و H520-14 آورده شده است. روی سطح سایش هر دو نمونه، لایه تریبولوژیکی مشاهده می‌شود. ترک در این لایه، بیان کننده وقوع مکانیزم سایشی لایه لایه‌ای شدن^۷ یا ورقه‌ای شدن است. لازم به

۸۱۰۷۰۱۱/۶/۰۴ سپاسگزاری می‌کنند.

دلیل تأمین بخشی از بودجه این تحقیق از محل اعتبارات پژوهشی پردیس دانشکده‌های فنی (شماره طرح نوع ششم

مراجع

- 1 - Shahri, F., Emamy, M., Shabestari, S. and Akhlaghi, F. (2000). "Effect of modification process, cooling rate and heat treatment on microstructure of A356 alloy." *3rd Annual Conference of Iranian Metallurgical Engineering Society*, Isfahan University of Technology, 15-17 October.
- 2 - Bayrami, A. and Miresmaili, M. (2006). "Effect of strontium Optimization in production of A356 with high mechanical properties." *17th Annual Conference of Iranian Foundrymen's Society*, Sharif University of Technology, 22-26 May.
- 3 - ASM Handbook (1992). "Aluminium and aluminium alloys." *American Society for Metals*, Metals Park, OH.
- 4 - Paray, F. and Gruzleski, J. E. (1994). "Microstructure-mechanical property relationships in a 356 alloy. Part 1: Microstructure." *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 7, No. 1, PP. 29-40.
- 5 - Pennores, A., Samuel, A. M., Samuel, F. H. and Doty, H. W. (1998). "Precipitation of β -Al₃FeSi iron intermetallic in Al-6%Si-3.5%Cu (319) type alloys: role of Sr and P." *AFS Transaction*, Vol. 106, PP. 251-264.
- 6 - Mbuya, T. O., Odera, B. O. and Nganga, S. P. (2003). "Influence of iron on castability and properties of aluminium-silicon alloys; literature review." *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 16, No. 5, PP. 1-15.
- 7 - Villeneuve, C. and Samuel, F. H. (1999). "Fragmentation and dissolution of β -Al₃FeSi phase during solution heat treatment of Al-Si-Fe alloys." *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 12, PP. 145-160.
- 8 - Wang, P. S., Lee, S. L., Yang, C. Y. and Lin, J. C. (2004). "Effect of Beryllium and non-equilibrium heat treatment on mechanical properties of B319 alloy with 1.0%Fe." *Materials Science and Technology*, Vol. 20, PP. 539-545.
- 9 - Narayanan, L.A., Samuel, F. H. and Gruzleski, J. E. (1995). "Dissolution of iron intermetallics in Al-Si alloys through non-equilibrium heat treatment." *Metallurgical and Materials Transaction A*, Vol. 26A, PP. 2161-2174.
- 10 - Mulazimoglu, M. H., Zaluska, A., Gruzleski, J. E. and Paray, F. (1996). "Electron microscope study of Al-Fe-Si intermetallics in 6201 Aluminum alloy." *Metallurgical and Materials Transaction A*, Vol. 27A, PP. 929-936.
- 11 - Yang, C. Y., Lee, S. L., Lee, C. K. and Lin, J. C. (2006). "Effect of Sr and Sb modifiers on the sliding wears behavior of A357 alloy under varying pressure and speed conditions." *Wear*, Vol. 261, PP. 1348-1358.

واژه‌های انگلیسی به ترتیب استفاده در متن

- | | | |
|------------------|----------------------|----------------|
| 1 - Pin-On-Disk | 2 - Aspect ratio | 3 - Sphericity |
| 4 - Load bearing | 5 - Archard Wear Law | 6 - Tribolayer |
| 7 - Delamination | | |