



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی

اثر بهسازی نیکل بر ویژگی‌های کششی و ریزساختاری آلیاژ Al-12Si-1Mg-1Cu

غلامرضا عاشوری^{۱*}

دانش آموخته کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه تهران، ایران، ashuri224@ut.ac.ir

چکیده:

دریافت: ۱۳۹۸/۰۲/۲۴

پذیرش: ۱۳۹۸/۰۵/۱۲

آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیم به گسترده‌گی در اجزای خودروپی، به‌ویژه آلیاژهای دارای ترکیب یوتکتیک، برای ساخت سربلندرها، پیستون‌ها و یا بالابر سوپاپ به کار می‌روند. در این پژوهش اثر نیکل بر تغییرات ریزساختاری و استحکام کششی آلیاژهای Al-12Si-1Mg-1Cu-xNi بررسی شده است. ارزیابی‌های ریزساختاری به کمک میکروسکوپ‌های نوری و الکترون‌روشی مجهز به آنالیزگر EDS انجام شد. آزمایش کشش برای آلیاژهای بهسازی شده و بهسازی نشده اجرا شد. نتیجه‌های به دست آمده نشان داد که نیکل می‌تواند به‌شیوه‌ی اثرگذاری ذره‌های سیلیسیم یوتکتیک را ریزتر کند. وابسته به ترکیب شیمیایی نمونه‌های آلیاژی، فازهای گوناگونی همچون α -Q-Al₃Cu₂Mg₈Si₆، ϵ -Al₃Ni و γ -Al₇Cu₄Ni، δ -Al₃CuNi، T-Al₉FeNi در ناحیه‌های بین‌دندریتی شناسایی شد. نتایج نشان داد که با افزایش غلظت نیکل، برخی ترکیب‌های $Al_{15}(MnFe)_3Si_2$ در ناحیه‌های بین‌دندریتی شناسایی شد. نتایج نشان داد که با افزایش غلظت نیکل، برخی ترکیب‌های بین‌فلزی نیکل دار Al_3Ni ، به فازهای Al_3CuNi یا Al_7Cu_4Ni تغییر می‌یابند و ریزخار یا مورفولوژی آن‌ها از نوارهای کوتاه و بلند، به خط چینی تغییر می‌یابند. نتیجه‌های دیگر نیز نمایان‌گر آن است که عملکرد مکانیکی آلیاژها در پیوند ویژگی‌های ریزساختاری است؛ به‌گونه‌ای که استحکام تنش‌ی نهایی در دمای اتاق از ۱۵۷ مگاپاسکال به ۲۲۰ مگاپاسکال افزایش یافت.

واژه‌های کلیدی:

بهسازی نیکل،
عملیات T6،
ساختار دندریتی،
استحکام تنش.

ارجاع به این مقاله:

غلامرضا عاشوری، اثر بهسازی نیکل بر ویژگی‌های کششی و ریزساختاری آلیاژ Al-12Si-1Mg-1Cu، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، تابستان ۱۳۹۸، جلد ۳، شماره ۲، صفحات ۱۱۳-۱۲۱.

شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/FRJ.2019.128668.1035

۱- پیش‌گفتار

ویژگی‌های استاتیکی و توانیک (دینامیکی) در آلیاژهای ریخته‌گی، وابستگی به کاروندهای بسیاری دارند؛ برای نمونه، می‌توان به روش ریخته‌گری، عملیات فراورش مذاب، شرایط انجماد یا جدایش آن، یا حتا ویژه‌گی‌های فلزشناسیک آلیاژ، مانند ترکیب شیمیایی و درکل، موردهای بسیاری اشاره داشت [۱-۲]. آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیم، یک رازمان^۱ یا سیستم یوتکتیک ساده دارند؛ به‌گونه‌ای که در دمای ۵۷۷ درجه‌ی سانتی‌گراد بیشینه‌ی حد حل‌شوندگی سیلیسیم در آلومینیم نزدیک به ۱/۵ درصد اتمی است و در دمای ۳۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد، این میزان به ۰/۰۵ درصد اتمی می‌رسد. این درحالی است که بیشینه‌ی حد

حلالیت آلومینیم در سیلیسیم، در دمای ۱۱۹۰ درجه‌ی سانتی‌گراد، برابر ۰/۰۱۶ درصد اتمی بوده و در دماهای پایین‌تر نیز از این درصد آن‌چنان کاسته می‌شود که چشم‌پوشیدنی است. باری، تنها واکنش ثابت رازمان دوتایی آلومینیم-سیلیسیم، واکنش یوتکتیک زیر است [۳].



بهر روی، با نگرمنندی به کم‌وکاستی‌های این رده‌ی آلیاژی، همواره رسیدن به رهیافت‌های روش‌مندانه‌ی^۲ گوناگونی برای بازنهدن کم‌داشتهای موجود در دستور کار بوده است. از

^۲ Methodological approach

^۱ System

Archive of SID

پلیت‌های ریزی دیده می‌شوند که دارای ضخامتی نزدیک به یک لایه‌ای اتمی‌اند (۲/۵ نانومتر)، و طول آن‌ها نزدیک به ۳۰ نانومتر است [۷-۵]. این ناحیه‌ها دربردارنده‌ی نظم ترجیحی از ستون‌های اتمی منیزیم و سیلیسیم، در راستای جهت $\alpha < 100 >$ هستند. ناحیه‌های گوناگون GP آنبوهیده^۸، با افزایش زمان پیرسازی سوزن‌هایی را با ریختار پیچیده پدید می‌آورند [۷-۵].

باری، در آلیاژهای پایه آلومینیم-سیلیسیم با ترکیب کاربردی برای ساخت پیستون، فازهای گوناگونی همچون Mg_2Si ، Al_2Cu ، Al_3Ni ، Al_3CuNi ، Al_7Cu_4Ni و مهم‌ترین اندرقلزی‌هایی‌اند [ترکیب‌های بین‌قلزی هستند] که در ساختار پدیدار می‌شوند [۸-۹]. افزودن عنصرهای تراگذر^۹ مانند نیکل، یا مس، با پدید آوردن آلومینایدی‌های پایدار، افزایش استحکام در دمای اتاق و استحکام دمابالای این آلیاژها را به‌همراه می‌آورد [۱۰].

پژوهش‌های سال‌های گذشته نشان می‌دهند که استحکام دمابالای آلیاژهای ریختگی آلومینیم تا ۴۰۰ درجه‌سانتی‌گراد، با افزودن ۱/۶ تا ۱/۹۶ درصد نیکل بهبود می‌یابد. در پژوهشی دیگری نیز نشان داده‌اند که افزودن ۱/۲ درصد وزنی نیکل و ۰/۷ درصد وزنی آهن به آلیاژ ۱۲%Si-Al، پدایش ۸ درصد حجمی آلومینایدی‌های آهن و نیکل را در پی دارد [۱۳-۱۴]. در واقع، افزودن نیکل به آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیم با ترکیب‌های به‌ساخته برای کاربردهای خودروبی، فازهای گرما-پایدار گوناگونی را وابسته به نسبت Ni:Cu و Ni:Fe پدید می‌آورد. از مهم‌ترین فازهایی که به افزایش استحکام دما بالا می‌انجامد، به اندرقلزی‌هایی همچون $\gamma-Al_7Cu_4Ni$ ، $\delta-Al_3CuNi$ ، $\epsilon-Al_3Ni$ و $T-Al_9FeNi$ می‌توان نمارش داشت [۲، ۱۱-۱۲]. البته، نشان داده شده است که ساختار سه-وامونی^{۱۰} آلومینایدی‌های Al_7Cu_4Ni ، Al_2Cu ، $Al_{15}Si_2(FeMn)_3$ و $Al_4Cu_2Mg_8Si_7$ و سیلیسیم یوتکتیک، دارای درجه‌ی بالایی از رفتارهای متقابل هستند؛ این نتیجه از آن‌روی درخور نگرش است که رفتار مکانیکی آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیم پیستون، به‌شدت وابسته به سرشارش^{۱۱} ریزساختاری، و مهرزش^{۱۲} فازهای ریزساختاری گوناگون است [۱۳-۱۴].

با این‌همه، در پژوهش پیش‌رو کوشیده‌ایم تا با بهره‌گیری از برخی پژوهش‌های انجامیده در سال‌های پیشین، به‌کمک عنصر نیکل

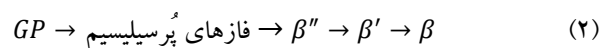
این‌روست که آلیاژهای آلومینیم را با روش‌ها و رویکردها گوناگونی آزموده‌اند. برای نمونه می‌توان به موردهای زیر اشاره نمود:

- افزایش نرخ سردایش
- جوانه‌زایی غیریکنواخت
- تلاطم مذاب، و ارتعاش هنگام انجماد
- پوشش‌دهی قالب
- بهسازی یا واترزش^۱ شیمیایی [۳].

از میان همه‌ی این روش‌ها، پالایش ریزساختار آلیاژ به‌کمک جوانه‌زایی غیریکنواخت، یا همان افزایش توان تلقیح، از رواج‌مندی بیش‌تری برخوردار است. چراکه این کار به پدایش دانه‌های ریزتر و هم‌محور در ریزساختار آلیاژ می‌انجامد. البته، به‌کمک واترزش یا بهسازی هم می‌توان ریختار^۲ فازهای ناپسند را واپایید^۳ و نتیجه‌های سودمندی به‌دست آورد. این درحالی است که برگزیدن یک چرخه‌ی عملیات حرارتی با گزینش دما و زمان حل‌سازی بهینه، رویکرد مناسب دیگری برای به‌ساختن ریزساختار است [۱-۳].

گزینش دمای مناسب عملیات حرارتی از آن‌روی اهمیت دارد که اگر دما از حدی ویژه گذر کند، ذوب جزئی در مرزخانه‌ها رخ می‌دهد؛ این پیشامد به کاهش ویژه‌گی‌های مکانیکی می‌انجامد. در این‌میان، عنصرهای آلیاژی منیزیم یا مس هم به آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیم افزوده می‌شوند تا به افزایش رسوب‌گذاری پراکنده ریز Mg_2Si در زمینه‌ی آلومینیم- α بیانجامد. پیامد این کار، کاهش چشم‌گیر جنش^۴ نابه‌جایی‌هاست که نتیجه‌ی آن، به‌کرد ویژه‌گی‌های مکانیکی است [۱-۳].

در پی آینه‌های^۵ رسوب‌گذاری در یک فراروند پیرسازی، نخست محلول جامد فوق اشباع، سپس خوشه‌های جداگانه‌ی منیزیم و سیلیسیم، در ادامه هم‌خوشه‌های سیلیسیم و منیزیم، پس از آن، ناحیه‌های GP پدید آمده که دنباله‌ی این روند با پی‌آیند^۶ زیر ادامه می‌یابد [۴]:



باید افزود که ناحیه‌های GP، کلوخیده‌هایی^۶ [توده‌هایی] از اتم‌های عنصر محلول اصلی هستند که دارای مرز همدوس^۷ کامل یا همدوس نیمه‌کامل با زمینه‌اند. هنگامی که منیزیم به آلیاژی همچون A356 افزوده می‌شود، ناحیه‌های GP به‌صورت

^۷ Coherent

^۸ Aggregated

^۹ Hukai et al

^{۱۰} 3-Dimentional

^{۱۱} Characterization

^{۱۲} Architecture

^۱ Modification

^۲ Morphology

^۳ Control

^۴ Movement

^۵ Sequence

^۶ Agglomerate

ایکس (XRD) انجام شد. برای بررسی ریزساختاری و دیدن فازهای پدید آمده، نمونه‌های آلیاژی پس از نَسودش یا میناوش کاری^۳ با شماره‌های گوناگون سمباده، به‌کمک محلول ۵% HF و کلر^۴ حکاکی شدند. نمونه‌های حکاکی شده با ریزبین نوری و الکترونی روبشی، مجهز به آناکاوگر (Analyzer) پرتوی ایکس بررسی شدند.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ Al-Si تهیه شده (درصد وزنی)

| Al | Mg | Mn | Cu | Fe | Si |
|------|-----|------|-----|------|------|
| پایه | ۱/۲ | ۰/۱۷ | ۱/۳ | ۰/۵۸ | ۱۲/۴ |



شکل ۱- نمادینی از قالب پایای به‌کار گرفته شده برای آزمون‌های ریخته‌گری.

۳- بررسی یافته‌ها

۳-۱- سرشتار ریزساختاری نمونه‌های سیاه‌تاب

شکل (۲) ریزساختار ریختگی (As-cast) آلیاژهای واترزیده یا به‌ساخته با نیکل را به‌نمایش گذاشته‌است. این ریزساختارها دربردارنده‌ی داردیس‌های^۵ [دندریته‌های] فاز آلومینیم (α-Al) و تیغه‌های سیلیسیم به‌همراه اندرفلزی‌های پُر-نیکل‌اند؛ یعنی، زمینه‌ی روشن فاز آلومینیم α و ناحیه‌های تیره‌تر فازهای سیلیسیم یوتکتیک و مکان‌های پُر-نیکل‌اند. با همسنجی میان این شکل‌های فلزنگاریک^۶، می‌توان دریافت که با افزودن نیکل اندازه‌ی فازهای سیلیسیم یوتکتیک، اندکی کاهش یافته‌است و با افزایش بیشتر این عنصر، به‌نگر می‌آید که تغییر چندانی در ریختار یا مورفولوژی این فازها پدیدار نشده‌است. میانگین فضای بازوهای دومی داردیسی (SDAS) اندازه گرفته شد که در آلیاژهای گوناگون، ۲ ± ۳۱ میکرومتر به‌دست آمد. گفتنی‌ست که این کاروند^۷، تنها وابسته به نرخ سردایش آلیاژ، یا برخی

به‌بررسی بهبود ریزساختاری و ویژهگی‌های مکانیکی یک آلیاژ پایه آلومینیم-سیلیسیم پرداخته شود.

۲- مواد و روش پژوهش

در این پژوهش از آلیاژی با ترکیب شیمیایی نشان داده شده در جدول (۱) استفاده شد. ماده‌های استفاده شده برای آلیاژسازی، آلومینیم، سیلیسیم و منیزیم ناب (خالص)، و آمیزان‌های Al-50%Cu و Al-10%Ni بوده‌است. آلیاژ در یک بوتله‌ی گرافیتی با گنجایش ۱۰ کیلوگرم آلومینیم، به‌کمک یک کوره‌ی پایایی^۱ [الکتریکی مقاومتی] ساخته شد. برای تنظیم دمای کوره از دماسنج (Thermo-couple) نوع K استفاده شد. پس از آماده‌سازی شمش‌های آغازین، شمش‌ها به‌کمک یک دستگاه برش به بخش‌های کوچک‌تری (با وزن تقریبی ۲۵۰-۳۰۰ گرم) بریده شدند. سپس، در بوتله‌ی از جنس کاربید سیلیسیم با گنجایش ۵۰۰ گرم آلومینیم جای داده شدند. در دنباله‌ی کار نیز این شمش‌های کوچک به‌کمک یک کوره‌ی القایی با دقت ±۵ درجه‌ی سانتی‌گراد ذوب شدند. هنگامی که دمای کوره به ۷۵۰ درجه‌ی سانتی‌گراد رسید و ذوب کامل شد، مقدارهای گوناگون نیکل (۰/۱، ۰/۳، ۰/۵، ۱ و ۳ درصد وزنی)، به‌مذاب افزوده شدند.

برای دستیابی به آمیزه‌ای یکنواخت، مذاب با میله‌ای گرافیتی چند دقیقه به‌آرامی هم‌زده شد؛ البته، هم‌زدن به‌گونه‌ای بود تا از ورود توڑهای (فیلم‌های) اکسیدی به‌درون مذاب جلوگیری شود. پس از ده دقیقه، گاززدایی با افزودن ۰/۳ درصد وزنی C₂Cl₆ انجام شد. پس از سرپاره‌زدایی^۲، آلیاژهای گوناگون به‌درون یک قالب فلزی که تا دمای ۲۴۰ درجه‌ی سانتی‌گراد پیش‌گرم شده بود، ریخته شد (شکل ۱). دمای بارریزی همه‌ی آلیاژها ۷۵۰ درجه‌ی سانتی‌گراد درنگر آورده شد.

عملیات حرارتی T6 با انگیزه‌ی بررسی تغییر ریختار فازهای سیلیسیم یوتکتیک و به‌پیروی از آن، تغییر ویژهگی‌های تنشی آلیاژ روی برخی از نمونه‌ها اجرا شد. شایسته‌ی بیان‌ست که حل‌سازی آلیاژها در دمای ۵ ± ۵۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد و پیرسازی هم به‌مدت ۱۰ ساعت در دمای ۱۷۰ درجه‌ی سانتی‌گراد انجام شد. آزمون تنش به‌کمک دستگاهی با ظرفیت ۲ تن و سرعت جابه‌جایی فک ۰/۱ mm/sec انجام شد. نمونه‌های آزمون تنشی بر پایه‌ی استاندارد ASTM.B557 ساخته شدند. شناسایی ترکیب شیمیایی فازها نیز با یک دستگاه آنالیز پراش پرتوی

^۴ 20mlH₂O+20mlHNO₃+20mlHCl+5mlHF

^۵ Dendrite

^۶ Metallography

^۷ Parameter

^۱ Electrical resistance furnace

^۲ Slag removing

^۳ میناوش (با واگوشی mināvaš) یکی از مایه‌های ه‌س‌س‌ن‌ده در بافه‌های کهن پارسی‌ست که شاید بتوان آن را برای ترم «Polish» برگزید. این واژه از آمیزش «مینا» و پسوند شباهت‌ساز «وش» پدید آمده که به‌معنی «جلاداده» و صیقل شده یا شبیه به مینا کرده‌است.

Archive of SID

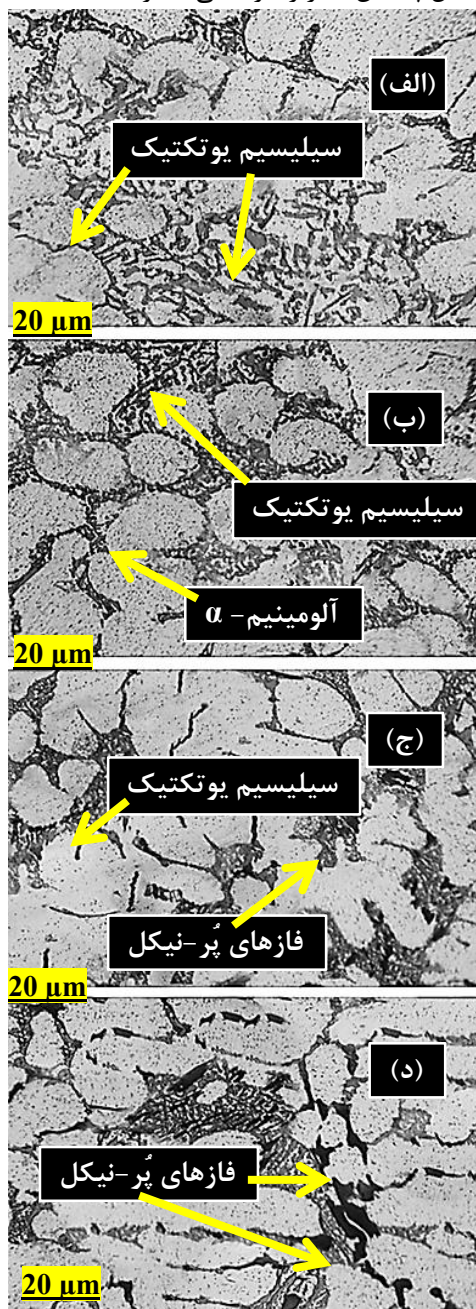
سرشار از نیکل، بر گرفته از کاهش دمای یوتکتیک و البته، واپایش (Control) فراوند رشد از راه کاهش میزان انرژی آندردیم [فصل مشترک] (Interface) جامد- مذاب باشد [۱۷-۱۸]. به گونه‌ای که کاهش دمای یوتکتیک، افزایش آبرسردایش (Undercooling) گرمایی را به همراه داشته و از آن جایی که شعاع بحرانی ذره‌های پدیدار شده با آبرسردایش رابطه‌ی وارونه دارند، یکی از دلایل‌های پلاایش ذره‌های سیلیسیم یوتکتیک در اثر افزودن نیکل را می‌توان همین کاهش دمای یوتکتیک پنداشت [۱۹].

برای شناسایی درست فازهای پدیدار شده، آنالیز (Analysis) پراش پرتوی ایکس (XRD) از نمونه‌ی دارای سه درصد وزنی نیکل تهیه شد که در شکل (۳) به نمایش گذاشته شده است. با بررسی دست‌یافت‌های XRD می‌توان دریافت که دو گونه فاز نیکل دار Al_3Ni و Al_3CuNi در ریزساختار پدید آمده‌اند؛ به گونه‌ای که در ناحیه‌ی $20^\circ \leq 2\theta \leq 60^\circ$ به خوبی چکاد (Peak) های کم‌شدتی مبنی بر پدیدار شدن این فازها نمایان است.

این در حالی است که با توجه به شکل (۳)، افزودن نیکل پیدایش چشم‌گیر ترکیب‌های اندرفلزی Al_3Ni را به دنبال دارد. در واقع، با نگرمندی به نمودار ترازش^۱ فازی آلومینیم- نیکل [۱۲]، این گونه می‌توان برداشت کرد که در اندازه‌های کمتر از ۴۲ درصد نیکل، تنها فاز Al_3Ni توان پدیدار شدن دارد. در دمای ۶۴۰ درجه‌ی سانتی‌گراد نیز حد حل‌شوندگی نیکل در آلومینیم نزدیک به ۰/۵ درصد وزنی است که این مقدار در دمای ۴۵۰ درجه‌ی سانتی‌گراد به کمتر از ۰/۰۵ درصد وزنی می‌رسد. بنابراین، پیدایش محلول جامد آلومینیم در درصد‌های اندک نیکل (مانند ۰/۱ درصد وزنی)، دارای تیوامندی (Possibility) بسیار اندکی است؛ از این رو با شای‌مندی (Probability) بیشتری افزودن نیکل به پیدایش فاز Al_3Ni می‌انجامد.

باری، بر پایه‌ی نمودارهای فازی عنصرهای آلیاژی دیگری که در ترکیب حضور دارند، می‌توان دریافت که نیکل می‌تواند با آهن و مس هم بیامیزد و فازهایی را چون $\delta-Al_3CuNi$ ، $\gamma-Al_3CuNi$ ، Al_7Cu_4Ni ، $T-Al_9FeNi$ پدیدار کند. این درحالی است که ارزیابی نقطه‌ای از ترکیب‌های بین‌فلزی پدید آمده در آلیاژهای دارای نیم و سه درصد وزنی نیکل، در شکل‌های (۴) و (۵) آورده شده است. ترکیب شیمیایی فازهای پدیدار شده، نشان‌دهنده‌ی حضور فازهای Al_3CuNi ، Al_3Ni و Al_7Cu_4Ni است. همان‌گونه که شکل (۴) نشان می‌دهد، از همسنجی میان شدت چکاد (Peak) ها^۲ می‌توان دریافت که نسبت

افزودنی‌های آلیاژی‌ست که مانند استرانسیم اثر زهرآگینی (Poisoning) دارند [۱۵-۱۶]. از آن جایی که نرخ سردایش در این پژوهش ثابت در نگر گرفته شد، و نیکل هم اثر زهرآگینی ندارد، می‌باید دلیل پلاایش آلیاژ را در جایی دیگر جست.



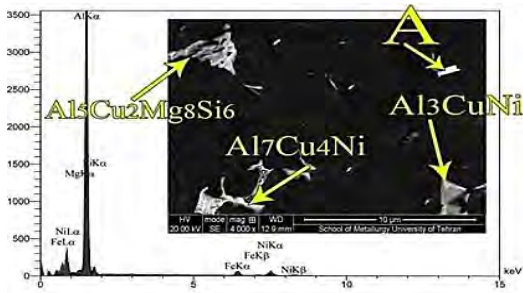
شکل ۲- ریزساختار آلیاژهای سیاه‌تاب در درصد‌های گوناگون نیکل، (الف) پایه، (ب) ۰/۳ درصد، (ج) ۱ درصد، (د) ۳ درصد وزنی.

با نگرمندی به برخی پژوهش‌های پیشین، باور بر این است که این عنصر کارکرد چندان درخوری بر فراوند (Process) جوانه‌زنی سیلیسیم یوتکتیک نداشته باشد؛ بلکه، گمان می‌شود پلاایش (Refining) ذره‌های سیلیسیم یوتکتیک در حضور ترکیب‌های

^۱ برای ترم «Peak» برابر نهاده‌ی «چکاد» را پیش می‌نهمیم. «چکاد = çakād» از پهلوی «چکات = çakāt»، به معنی «تارک، سر، فرق سر، بالای کوه و دیگرها» بوده و واژه‌ای است هستی‌مند در ادبیات کهن ایرانی که البته برخی شاعران نامدار هم‌دوران‌مان هم از این مایه بهره گرفته‌اند.

^۲ Equilibration

به Al_3CuNi یا Al_7Cu_4Ni ، ریختار آن‌ها نیز از نوارهای ریز و درشت (شکل ۴)، به خط چینی^۱ یا جالی‌مانند^۲، تغییر کرده‌اند.



| EN | Line | Inl | Error | K | Kr | W% | At% | ZAF | Formula | Ox% | Cat# |
|----|------|--------|---------|--------|--------|--------|--------|--------|---------|------|------|
| Mg | Ka | 24.1 | 23.5885 | 0.0072 | 0.0058 | 0.79 | 0.98 | 0.7349 | | 0.00 | 0.00 |
| Al | Ka | 2377.6 | 23.6635 | 0.7523 | 0.6052 | 75.93 | 84.90 | 0.8008 | | 0.00 | 0.00 |
| Si | Ka | 70.4 | 23.5885 | 0.0215 | 0.0174 | 3.52 | 3.79 | 0.4930 | | 0.00 | 0.00 |
| Fe | Ka | 54.1 | 0.7738 | 0.0783 | 0.0933 | 6.93 | 3.75 | 0.9131 | | 0.00 | 0.00 |
| Ni | Ka | 62.3 | 0.7738 | 0.1407 | 0.1138 | 12.82 | 6.59 | 0.8876 | | 0.00 | 0.00 |
| | | | | 1.0000 | 0.6085 | 100.00 | 100.00 | | | 0.00 | 0.00 |

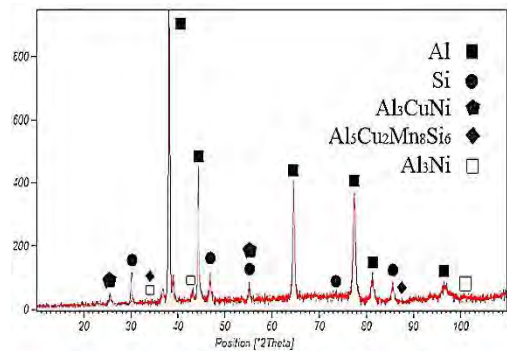
شکل ۵- آلیاژ دارای سه درصد وزنی نیکل.

۳-۲- سرشتار ریز ساختاری نمونه‌ها پس از T6

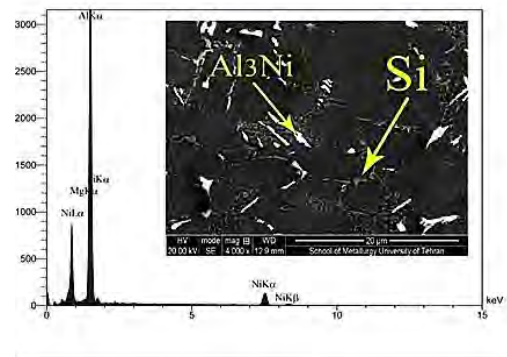
شکل (۶)، ریزساختار سه‌تا از آلیاژهای واثرزیده با نیکل را پس از فراروند T6 نشان می‌دهد. دیده می‌شود که عملیات محلول‌سازی دمابالا، سرشتار (Characteristic) ذره‌های سیلیسیم را تغییر داده‌است. در بسیاری از پژوهش‌های پیشین هم کروی شدن و کاهش نسبت طول به عرض ذره‌های سیلیسیم یوتکتیک، پس از عملیات T6 گزارش شده‌است. در واقع، عملیات حرارتی T6 افزایش خروج اتم‌های محلول را از زمینه $Al-\alpha$ ، به‌همراه می‌آورد؛ و به‌دلیل رخداد آسان‌تر پدیده‌ی واپخش [نفوذ] در دماهای بالا، تغییر ریختار فازهای زمینه‌شدنی است.

به‌گونه‌ای کلی، هنگامی که آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیم در دماهای بالا قرار گیرند (برای نمونه ۵۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد)، ذره‌های سیلیسیم یوتکتیک پس از یک دوره‌ی زمانی مشخص فرجامانه^۳ می‌شکنند. این رخداد به‌دلیل ناپایداری آندردیم (فصل مشترک) میان فازهای گوناگون است؛ چراکه کاهش انرژی آندردیمی کل، رانش‌گر^۴ این فراروند است. این گامه^۵ را لت‌پارش (Fragmentation) یا گروش (Spheroidization) می‌گویند. در ادامه نیز اگر اندازه‌ی ذره‌های سیلیسیم بزرگ‌تر از حجم بحرانی باشند، به‌دلیل پدیده‌ی درشت‌شدن، دچار افزایش حجم می‌شوند. این درحالی است که ذره‌های کوچک‌تر نیز بر اساس پدیده‌ی بررست^۶ اُسوالد^۶ حل می‌شوند [۲۲]. به‌هرروی، با هم‌سنجی شکل‌های (۲) و (۶)، به توان عملیات حرارتی، در ریز ساختار ذره‌های سیلیسیم یوتکتیک پی‌برده می‌شود.

تقریبی ۳:۱ آلومینیم و نیکل، به‌خوبی نمایان‌گر پیدایش فاز Al_3Ni در این آلیاژست. باین‌همه، نکته‌ی شایان پروا، وابسته‌گی پیدایش فازهای گوناگون به درصد نیکل در ساختار است؛ به‌گونه‌ای که افزایش درصد وزنی نیکل، دست‌آویز پیدایش فازهای دیگری هم در ساختار شده‌است؛ یعنی، فاز اپسیلون یا Al_3Ni ، تنها، در آلیاژ دارای نیم درصد وزنی نیکل پدید آمده، و فازهای $\gamma-Al_7Cu_4Ni$ ، $\delta-Al_3CuNi$ ، $Q-Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ در آلیاژ دارای سه درصد وزنی نیکل پدیدار شده‌اند. البته، پژوهش‌های پیشین هم نشان داده‌اند که در آلیاژهای پایه $Al-Si-Cu-Mg$ ، ترکیب شیمیایی فازهای نیکل‌دار وابستگی بسیاری به نسبت مس به نیکل دارند [۲۰].



شکل ۳- پراش پرتوی ایکس از آلیاژ دارای سه درصد وزنی نیکل.



| EN | Line | Inl | Error | K | Kr | W% | At% | ZAF | Formula | Ox% | Cat# |
|----|------|--------|---------|--------|--------|--------|--------|--------|---------|------|------|
| Mg | Ka | 22.3 | 15.3103 | 0.0055 | 0.0043 | 0.64 | 0.82 | 0.0674 | | 0.00 | 0.00 |
| Al | Ka | 2309.7 | 15.3103 | 0.6989 | 0.5452 | 72.60 | 83.64 | 0.7508 | | 0.00 | 0.00 |
| Si | Ka | 59.5 | 15.3103 | 0.0150 | 0.0117 | 2.38 | 2.63 | 0.4909 | | 0.00 | 0.00 |
| Ni | Ka | 150.9 | 0.5116 | 0.2607 | 0.2199 | 24.38 | 12.91 | 0.8979 | | 0.00 | 0.00 |
| | | | | 1.0000 | 0.2301 | 100.00 | 100.00 | | | 0.00 | 0.00 |

شکل ۴- آلیاژ دارای نیم درصد وزنی نیکل.

نکته‌ی درخور نگرش دیگر، پیدایش فازی آهن‌دار در نمونه‌ی دارای سه درصد وزنی نیکل‌ست، که ارزیابی نقطه‌ای آن در شکل (۵) نشان داده شده و البته، با پیکان A نشان‌گذاری شده‌است؛ گمان می‌شود که این ترکیب اندرفلزی آهن‌دار، همان فاز T- Al_9FeNi باشد. باری، با افزایش درصد نیکل به ساختار آلیاژها علاوه‌بر تراچایش (Translation) اندرفلزی‌های نیکل‌دار از Al_3Ni

^۱ Driven

^۲ Stage

^۳ Ostwald-ripening

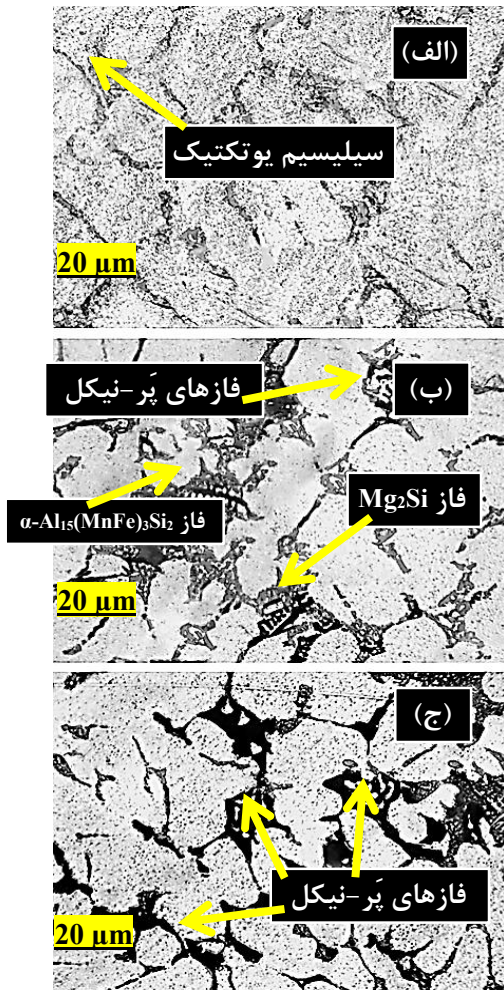
^۱ Chines-script

^۲ Reticular-like

^۳ Ultimately

Archive of SID

می‌دهد. پس از عملیات T6 فاز $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{MnFe})_3\text{Si}_2$ تغییری نکرده و همچنان دارای ریختار خط چینی است؛ درواقع، پژوهش‌های گذشته هم نشان داده‌اند که حل شدن این فاز به‌هنگام عملیات حرارتی انحلالی به‌صورت تقریبی هیچ است [۲۲]. این درحالی است که ریختار سوزنی یا پلیت‌مانند فاز $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ می‌تواند در اثر عملیات T6 دچار پارووالویش^۶ (انحلال جزئی) شود.



شکل ۶- ریزساختار آلیاژها پس از T6 در درصدهای گوناگون نیکل، (الف) پایه، (ب) ۱ درصد، (ج) ۳ درصد وزنی.

۳-۳- بررسی ویژه‌گی‌های تنشی

بررسی‌های استحکام تنشی نهایی (UTS) از نمونه‌های به‌ساخته (واترزیده) با درصدهای گوناگون نیکل، پیش و پس از عملیات T6 در شکل‌های (۷) و (۸) به‌نمایش گذاشته شده‌است. این شکل‌ها به‌خوبی نشان می‌دهد که نیکل توانسته افزایش استحکام تنشی آلیاژها را تا یک درصد وزنی به‌همراه آورد. گفتنی است که افزایش استحکام، با پالایش ریزساختار و کاستن از واپخش‌های

همان‌گونه که در بخش پیشین گفته شد، در این پژوهش دمای حل‌سازی 500 ± 5 درجه‌سانتی‌گراد درنگر آورده شد. این دما با این انگیزه برگزیده شد که تا حد امکان به دمای رسوب‌گذاری فازهای $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$ نزدیک بوده باشد، تا بیشینه‌ی مقدار منیزیم در محلول جامد^۱، بدون ذوب جزئی فازهای مس‌دار به‌دست آید [۲۱]. از آن جایی که بیشینه‌ی حل شونده‌ی منیزیم در آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیم در دمای ۵۰۰ درجه‌ی‌سانتی‌گراد (در شرایط ترازمندی) ۰/۵۲ درصد است [۱۲] و با نگرش به کمتر بودن این میزان نسبت به منیزیم موجود در ترکیب شیمیایی آلیاژها، بنابراین، همان‌گونه که شکل (۶-ب) نشان می‌دهد که پیدایش فاز Mg_2Si امکان‌پذیر می‌شود.

گزارش شده‌است که واکنش^۲ یا تجزیه فازهای اندرفلزی $\gamma\text{-Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ و $\delta\text{-Al}_3\text{CuNi}$ به‌هنگام عملیات تابکاری-انحلالی^۳، موجب پدیدار نشدن این فازها به‌هنگام فراروند پیرسازی می‌شود. از این رو گمان بر این است که ریزساختارهای گونه‌واری (Typical) که پس از فراروند پیرسازی به‌دست می‌آیند، بیشتر دربردارنده‌ی ذره‌های سیلیسیم در ناحیه‌های اندرداردیسی، فازهای درشت $\text{T-Al}_9\text{FeNi}$ و رسوب‌های $\text{Q-Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$ و $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ باشند؛ در حقیقت، در رژیم‌های^۴ چهارتایی Al-Si-Cu-Mg رسوب یافتن فاز $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$ در ته (End) واکنش یوتکتیک $\text{Al-Al}_2\text{Cu}$ گزارش شده‌است [۲۱]. اما، نکته‌ی درخور ژرفاندیشی، ریختار فازهای پر-آهن و پر-نیکل است. به‌گونه‌ای که با همسنجی شکل (۵) و شکل (۶-ج) می‌توان دریافت که ریختارهای خط چینی این ترکیب‌ها در زمینه هنوز از میان نرفته‌اند.

درباره‌ی فازهای آهن‌دار در آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیم هم باید گفت که حضور دُشنامی یا ناخالصی (Impurity) آهن، به رسوب‌گذاری اندرفلزی‌های دگرسان (Different) آهن، با ریختارهای ورتین (Various) می‌انجامد. برخی از این فازها می‌توانند اثرهای زیان‌باری بر ویژگی‌های مکانیکی داشته باشند. اما با نگرش به هم‌نهمش یا ترکیب شیمیایی آلیاژهای این پژوهش، تنها، ترکیب اندرفلزی آهن‌دار $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{MnFe})_3\text{Si}_2$ در ریزساختارها دیده شد و اثری از ترکیب $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ یافت نشد. از آن جایی که نیکل، آرساگر (Corrector) یا نتارگر [خنثی‌کننده یا بی اثر کننده] (Neutralizer) آهن است، گمان می‌شود که از راه واکنش پریکتیک، اندرفلزی‌های پلیت‌مانند^۵ $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ به فاز $\text{T-Al}_9\text{FeNi}$ تغییر یافته باشند. در پژوهش‌های گذشته از فاز $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{MnFe})_3\text{Si}_2$ ریختار خط چینی در حالت سیاه‌تاب گزارش شده‌است [۲۱]؛ همان‌گونه که شکل (۶-ب) نشان

^۱ System

^۵ Plate-like

^۶ Partial-dissolution

^۱ Solid-solution

^۲ Decomposition

^۳ Solution-annealing

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش خرد، کوشیده شد تا به یارمندی عنصر نیکل، سرشارش فازی و عملکرد ریزساختاری آلیاژی پرکاربرد در صنعت خودرویی بنگاوی شود. مهم‌ترین دست‌یافت‌های این پژوهش از این قرارند:

۱- افزودن نیکل به آلیاژ Al-12Si-1Mg-1Cu به خوبی توانست ریزساختار را پالایش کند. همچنین، DAS اندازه‌گیری شده در آلیاژهای با درصد گوناگون نیکل، 2 ± 31 میکرومتر به دست آمد.

۲- بررسی دست‌یافت‌های XRD نشان داد که دو گونه ترکیب نیکل‌دار یعنی فازهای Al₃Ni و Al₃CuNi در ریزساختار آلیاژ دارای سه درصد وزنی نیکل پدید می‌آیند.

۳- در آلیاژ دارای نیم درصد وزنی نیکل، فاز اپسیلون یا Al₃Ni و در آلیاژ دارای سه درصد وزنی نیکل نیز فازهای γ -Al₃Ni، δ -Al₃CuNi، Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆ پدیدار شدند. درکل، ترکیب شیمیایی فازهای نیکل‌دار وابسته به نسبت مس به نیکل بود.

۴- افزودن نیکل به آلیاژ Al-12%Si-1%Mg-1%Cu افزایش استحکام تنشی آلیاژها را تا یک درصد وزنی به همراه داشت.

سیاس‌گذاری و ارج‌دانی

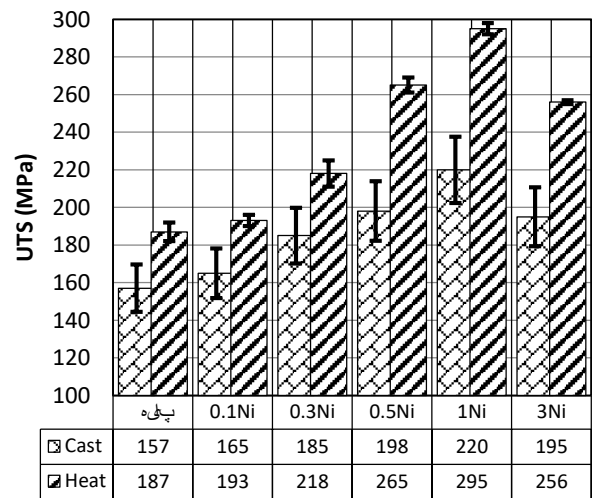
نویسنده‌ی این پژوهش بر خویشتن بایسته می‌داند تا از نویسد ارج‌مند پژوهش‌نامه‌ی ریخته‌گری برای ارج نهادن بر پژوهش‌های ترم‌شناسی در دانش ماده‌شناسی و به چاپ رسانیدن این که‌نوشتار فرازمندی سپاس را به‌جای آورد. ناگفته آشکارست که جنبه‌های ترم‌شناسیک نمایانده شده در این کار، خالی از عیب و خطا نخواهد بود. از این‌رو، نویسنده بی‌صبرانه چشم‌براه نگرها، پیشنهادها، انتقادات و بازخوردهای سازنده‌ی خوانندگان ویژه‌ی این پژوهش‌نامه است.

ناگفته نماند که برخی امکانات آزمایشگاهی این پژوهش، به دست‌یاری دوست‌گران ارج‌آقای مهندس محمد مودی فراهم شد.

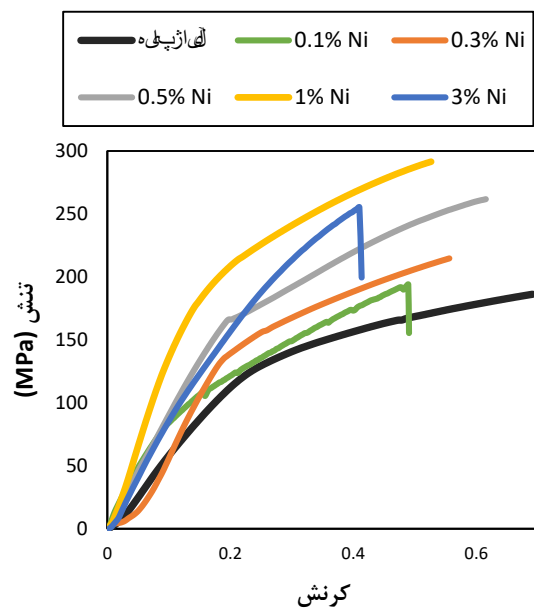
بازبردها (References)

- [1] Polmear I.J., Light Alloys: Aluminium, Magnesium and Titanium, 2nd Ed., Routledge, Chapman and Hall Inc., New York, 1989.
- [2] Zolotarevsky V. S., Belov N.A., Glazoff M.V., Casting Aluminum Alloys, Vol.I, UK, 2007.
- [3] ASM Handbook, Aluminium and Aluminium Alloys, American Society for Metals, Metals Park, Oh. 1992.
- [4] Edwards G.A., Stiller K., Dunlop G.L., Cooper M.J., The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloy, Acta Mater, 1998, 46, 3893-3904.
- [5] Matsuda K., Gamada H., Fujii K., Uetani Y., Sato T., Kamio A., Ikeno S., High resolution electron microscopy on the

اندرداریسی^۱ [جدایش‌های بین دندریتی]، و توزیع ذره‌های ریز فازی دوم در زمینه به‌سادگی دست‌یافتنی است [۲۳-۲۴].
 با این‌همه، دلیل کاهش استحکام تنشی توسط نیکل در درصدهای بالا (۳ درصد) را می‌توان به پیدایش و رسوب ترکیب‌های اندرفلزی پر-نیکل در جای‌جای ریزساختار، و به‌ویژه محل‌های اندرداریسی [بین دندریتی] پیوند داد. با نگرش به ریختار ناپسند و البته، تردی بنیادین این فازها، چنین ترکیب‌هایی به‌آسانی می‌توانند دست‌آویز تمرکز تنش شده و از میزان اثربخشی نیکل بکاهند.



شکل ۷- استحکام تنشی نهایی در نمونه‌های واترزیده یا به‌ساخته با عنصر نیکل.



شکل ۸- نمودار تنش-کرنش نمونه‌های واترزیده یا به‌ساخته با عنصر نیکل، پس از عملیات حرارتی.

^۱ Interdendritic segregation

- [23] Hosseiny H., Emany M., Ashuri G., Effect of Al-15Zr master alloy and extrusion process on microstructure and mechanical properties of Al-6%Mg alloy, *Procedia Materials Science*, 2015, 11, 438-443.
- [24] Amerioon A., Emany M., Ashuri Gh., Investigation the effect of Al-5Ti-1B grain refiner and T6 heat treatment on tensile properties of Al-8%Mg, *Procedia Materials Science*, 2015, 11, 32-37.

توضیح مدیر مسئول:

تلاش ارزشمند نویسنده مقاله بر استفاده صحیح از ادبیات و واژه‌های فارسی در مقاله و معرفی جایگزین‌های جدید مناسب (برابرنهاده‌ای درخور) فارسی برای برخی واژه‌های (ترم‌های) تخصصی در این مقاله بسیار به دید می‌آید. مدیریت مجله از این تلاش ارزشمند در حوزه مهندسی مواد صمیمانه قدردانی می‌کند.

نویسنده بر اساس مطالعات خود در ادبیات فارسی، جایگزین‌هایی را برای واژه‌های تخصصی در رشته مهندسی مواد ارائه کرده است که می‌توانند مورد استفاده قرار گیرند. بنا بر پیشنهاد سردبیر محترم با انتشار این مقاله در این شماره با کمترین تغییرات ویرایشی موافقت شده است. این موافقت، دلیل بر درستی کامل واژه‌های پیشنهادی نیست. بلکه ارزش‌گذاری بر تلاش انجام شده توسط نویسنده محترم است تا مسیر نوآوری در واژه‌گزینی در حوزه مهندسی مواد و ریخته‌گری روشن‌تر شود. فراگیر شدن واژه‌های پیشنهادی به انتخاب صحیح آنها و سپس پذیرش متخصصان جامعه دارد.

امید است خوانندگان گرامی، نقطه نظرات ارزشمند خود را به مجله ارسال نمایند.

- structure of guinier preston zones in an Al-1.6 mass pct Mg₂Si alloy, *Metall. Mater. Trans A*, 1998, 29, 1161-1168.
- [6] Pashley D.W., Rhodes J.W., Sendorek A., Delayed ageing in aluminium-magnesium-silicon alloys: Effect on structure and mechanical properties, *Journal of the Institute of Metals*, 1966, 94, 41-49.
- [7] Jacobs M.H., the Structure of the metastable precipitates formed during ageing of an Al-Mg-Si alloy, *The Philosophical Magazine*, 1972, 26, 1-13.
- [8] Belov N., Eskin D., Avxentieva N., Constituent phase diagrams of the Al-Cu-Fe-Mg-Ni-Si system and their application to the analysis of aluminum piston alloys, *Acta Mater* 2005, 53, 4709-22.
- [9] Zeren M., the Effect of heat-treatment on aluminum-based piston alloys, *Mater Des*, 2007, 28, 2511-2517.
- [10] Ammar H.R., Moreau C., Samuel A.M., Samuel F.H., Doty H.W., Influences of alloying elements, solution treatment time and quenching media on quality indices of 413-type Al-Si casting alloys, *Materials Science and Engineering A*, 2008, 489, 426-438.
- [11] Heusler L., Feikus F.J., Otte M.O., Alloy and casting process optimization for engine block application, *AFS Transactions*, 2001, 215-223.
- [12] Mondolfo L.F., *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, Butterworths, London, 1976.
- [13] Asghar Z., Requena G., Degischer H.P., Cloetens P., Three-dimensional study of Ni aluminides in an AlSi12 alloy by means of light optical and synchrotron microtomography, *Acta Materialia*, 2009, 57, 4125-4132.
- [14] Asghar Z., Requena G., Kubel F., the Role of Ni and Fe aluminides on the elevated temperature strength of an AlSi12 alloy, *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527, 5691-5698.
- [15] Flemings M., *Solidification Processing*, Metallurgical and Materials Transactions B.5, 1974, 2121-2134.
- [16] Liao H., Sun Y., Sun G., Correlation between mechanical properties, amount of dendritic α Al phase in as-cast near eutectic Al-11.6%Si alloys modified with strontium, *Journal of Materials Science and Engineering A*, 2002, 335, 62-66.
- [17] Ho C.R., Cantor B., Heterogeneous nucleation of Si solidification in Al-Si and Al-Si-P alloys, *Acta Metall. Mater*, 1995, 43, 3231-3246.
- [18] Wu Y.Y., Liu X.F., Bian X.F., Effect of AIP on the eutectic nucleation in Ni-38 wt. %Si alloys, *Material Science and Engineering A*, 2006, 427, 69-75.
- [19] Zhang J., Fan Z., Wang Y.Q., Zhou B.L., Microstructural development of Al-15wt. %Mg₂Si in situ composite with mischmetal addition, *Journal of Materials Science and Engineering A*, 2000, 281, 104-112.
- [20] Farkoosh A.R., Javidani M., Hoseini M., Larouche D., Pekguleryuz M., *Journal of Alloys and Compound*, 2013, 551, 596-606.
- [21] Backerud L., Chai G., Tamminen J., *Solidification Characteristics of Aluminum Alloys*, Vol. 2, Foundry Alloys, AFS/Skanaluminium, Des Plaines, IL, USA, 1990, 86.
- [21] Mc Adam C.L., Jenkinson, In *Proc. D.C., 27th Annual Congress of The Australian Institute of Metals*, Christchurch, 1974, 27, 58.
- [21] Moustafa M.A., Samuel F.H., Doty H.W., Effect of solution heat treatment and additives on the microstructure of Al-Si (A413.1) automotive alloys, *Journal of Materials Science*, 2003, 38, 4507-4522.
- [22] Samuel A.M., Mohamed S.S., Doty H.W., Valtierra S., F.H. Samuel, Some aspects of grain refining of Al-Si cast alloys, *International Journal of Cast Metals Research*, 2019, 32(1) 1-14.



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

Modification Effect of Nickle on Tensile Properties and Microstructural Characterization of Al-12Si-1Mg-1Cu alloy

Gholamreza Ashuri ^{1*}

M.Sc. Graduated, School of Metallurgy and Materials Engineering, University of Tehran.
P.O. Box 73719-84441, Amirabad, Tehran, Iran. Tel/Fax: +989376486506, ashuri224@ut.ac.ir

Paper history:

Received: 25 April 2018

Accepted: 30 April 2019

Abstract:

Al-Si alloys are widely used in automotive components, especially with eutectic composition, for cylinder heads, pistons and valve lifters. In the current study, the effect of different concentration of nickel has been investigated on microstructural evolution and tensile strength properties of Al-12%Si-1%Mg-1%Cu-X%Ni alloys. The microstructural assessment of alloys was carried out by an optical (OM) and scanning electron microscope (SEM) equipped with energy dispersive spectrometer (EDS) analysis. The tensile testing method was performed for both modified and unmodified specimens. The obtained result indicated that the Ni can effectively refine eutectic silicon particles. Depending on the chemical composition of the alloy specimens, different containing phases such as T-Al₉FeNi, δ-Al₃CuNi, γ-Al₇Cu₄Ni, Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆, α-Al₁₅(MnFe)₃Si₂ and ε-Al₃Ni intermetallic in interdendritic regions have been detected. Furthermore, with the increasing of nickel concentration, Ni-containing intermetallics translate from Al₃Ni to Al₇Cu₄Ni or Al₃CuNi and their morphologies change from short and long strip-like to chine-script or reticular-shape. Moreover, the results showed that the mechanical performance has been related to the microstructural features. The ultimate tensile strength (UTS) at room temperature increases from 157 MPa to 220 MPa and then decrease to 195 MPa.

Keywords:

Modification by Nickel,
T6-treatment,
Dendritic structure,
Tensile strength.

Please cite this article using:

Gholamreza Ashuri, Modification Effect of Nickle on Tensile Properties and Microstructural Characterization of Al-12Si-1Mg-1Cu alloy, in Persian, Founding Research Journal, 2019, 3(2) 113-121.
DOI: 10.22034/FRJ.2019.128668.1035

Journal homepage: www.foundingjournal.ir