نشریه علمی

پژوهش‌نامه ریخته‌گری

انجمن علمی ریخته‌گری ایران

مقاله پژوهشی

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

غلامرضا عاشوری [1*]

دانش‌آموخته کارشناسی ارشد، دانشکده‌ی مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه تهران، ایران، ashuri224@ut.ac.ir

دریافت: ۱۳۹۸/۰۲/۲۴

پذیرش: ۱۳۹۸/۰۵/۱۲

چکیده:

آلیاژهای آلومینیم-سـیلیسـیم به گسـترده‌گی در اجزای خودرویی، به‌ویژه آلیاژهای دارای ترکیب یوتکتیک، برای سـاخت سرسیلندرها، پیستون‌ها و یا بالابر سوپاپ به‌کار می‌روند. در این پژوهش اثر نیکل بر تغییرات ریزساختاری و استحکام کششی آلیاژهای Al-12Si-1Mg-1Cu-xNi بررسی شده است. ارزیابی‌های ریزساختاری به‌کمک میکروسکوپ‌های نوری و الکترون‌روبشی مجهز به آنالیزگر EDS انجام شد. آزمایش کشش برای آلیاژهای بهسازی شده و بهسازی نشده اجرا شد. نتیجه‌های به‌دست آمده نشان داد که نیکل می‌تواند به‌شیوه‌ی اثرگذاری ذره‌های سیلیسیم یوتکتیک را ریزتر کند. وابسته به ترکیـب شیـمیایی نمونـه‌های آلـیاژی، فازهـای گوناگونی همچون Al_9FeNi-T، Al_3CuNi-δ، Al_7Cu_4Ni-γ و Al_3Ni-ε، $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$-Q، $Al_{15}(MnFe)_3Si_2$-α در ناحیه‌های بین‌دندریتی شـناسـایی شـد. نتایج نشـان داد که با افزایش غلظت نیکل، برخی ترکیب‌های بین‌فلزی نیکل‌دار Al_3Ni، به فازهای Al_3CuNi یا Al_7Cu_4Ni تغییر می‌یابند و ریختار یا مورفولوژی آن‌ها از نوارهای کوتاه و بلند، به خط چینی تغییر می‌یابند. نتیجه‌های دیگر نیز نمایان‌گر آن اسـت 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 تنشی.

ارجاع به این مقاله:

غلامرضا عاشوری، اثر بهسازی نیکـل 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 ریختگی، وابستگی به کاروندهای بسیاری دارند؛ برای نمونه، می‌توان به روش ریخته‌گری، عملیات فراورش مذاب، شرایط انجماد یا جدایش آن، یا حتّا ویژه‌گی‌های فلزشناسیک آلیاژ، مانند ترکیب شیمیایی و درکل، موردهای بسیاری اشاره داشت[۱-۲]. آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیم، یک راژمان[1] یا سیستم یوتکتیک ساده دارند؛ به‌گونه‌ای که در دمای ۵۷۷ درجه‌ی‌سانتی‌گراد بیشینه‌ی حد حل‌شوندگی سیلیسیم در آلومینیم نزدیک به ۱/۵ درصد اتمی است و در دمای ۳۰۰ درجه‌ی‌سانتی‌گراد، این میزان به ۰/۰۵ درصد اتمی می‌رسد. این درحالی است که بیشینه‌ی حد حلالیت آلومینیم در سیلیسیم، در دمای ۱۱۹۰ درجه‌ی‌سانتی‌گراد، برابر ۰/۰۱۶ درصد اتمی بوده و در دماهای پایین‌تر نیز از این درصد آن‌چنان کاسته می‌شود که چشم‌پوشیدنی است. باری، تنها واکنش ثابت راژمان دوتایی آلومینیم-سیلیسیم، واکنش یوتکتیک زیر است[۳].

$$Liq \rightarrow Al\ (s) + Si\ (s) \qquad (۱)$$

به‌هر روی، با نگرمندی به کم‌وکاستی‌های این رده‌ی آلیاژی، همواره رسیدن به رَهیافت‌های روش‌مندانه‌ی[2] گوناگونی برای بازنهیدن کم‌داشت‌های موجود در دستور کار بوده است. از

[1] System

[2] Methodological approach

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

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

از میانِ همه‌یِ این روش‌ها، پالایشِ ریزساختار آلیاژ به‌کمکِ جوانه‌زاییِ غیریکنواخت، یا همان افزایش توانِ تلقیح، از رواج‌مندیِ بیش‌تریِ برخوردار است. چراکه این کار به پیدایش دانه‌هایِ ریزتر و هم محور در ریزساختارِ آلیاژ می‌انجامد. البته، به‌کمک واترزش یا بهسازی هم می‌توان ریختار[۲] فازهایِ ناپسندِ را واپاییدِ[۳] و نتیجه‌هایِ سودمندی به‌دست آورد. این درحالی است که برگزیدنِ یک چرخه‌یِ عملیات حرارتی با گزینشِ دما و زمانِ حل‌سازی بهینه، رویکردِ مناسبِ دیگری برایِ به‌ساختنِ ریزساختار است [۱-۳].

گزینشِ دمایِ مناسب عملیات حرارتی از آن‌روی اهمیّت دارد که اگر دما از حدّی ویژه گذر کند، ذوبِ جزیی در مرزدانه‌ها رخ می‌دهد؛ این پیشامد به کاهشِ ویژه‌گی‌هایِ مکانیکی می‌انجامد. در این‌میان، عنصرهایِ آلیاژی منیزیم یا مس هم به آلیاژهایِ آلومینیم-سیلیسیم افزوده می‌شوند تا به افزایشِ رسوب‌گذاریِ پراکنده ریز Mg_2Si در زمینه‌یِ آلومینیم-α بیانجامند. پیامدِ این کار، کاهشِ چشم‌گیر جنبش[۴] نابه‌جایی‌هاست که نتیجه‌یِ آن، بهکردِ ویژه‌گی‌هایِ مکانیکی‌ست[۱-۳].

در پی‌آیندهایِ[۵] رسوب‌گذاری در یک فرارَوندِ پیرسازی، نخست محلول جامد فوق اشباع، سپس خوشه‌هایِ جداگانه‌یِ منیزیم و سیلیسیم، در ادامه هَم‌خوشه‌هایِ سیلیسیم و منزیم، پس از آن، ناحیه‌هایِ GP پدید آمده که دنباله‌یِ این روند با پی‌آیندِ زیر ادامه می‌یابد[۴]:

$$GP \rightarrow \text{فازهایِ پُرسیلیسیم} \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta \qquad (۲)$$

باید افزود که ناحیه‌هایِ GP، کلوخیده‌هایی[۶] [توده‌هایی] از اتم‌هایِ عنصر محلول اصلی هستند که دارایِ مرز همدوسِ[۷] کامل یا همدوسِ نیمه‌کامل با زمینه‌اند. هنگامی که منیزیم به آلیاژی همچون A356 افزوده می‌شود، ناحیه‌هایِ GP به‌صورت پلیت‌هایِ ریزی دیده می‌شوند که دارایِ ضخامتی نزدیک به یک لایه‌یِ اتمی‌اند (۲/۵ نانومتر)، و طول آن‌ها نزدیک به ۳۰ نانومتر است[۵-۷]. این ناحیه‌ها دربردارنده‌یِ نظم ترجیحی از ستون‌هایِ اتمیِ منیزیم و سیلیسیم، در راستایِ جهتِ $<100>_{\alpha}$ هستند. ناحیه‌هایِ گوناگونِ GP آنبوهیده[۸]، با افزایش زمانِ پیرسازی سوزن‌هایی را با ریختار پیچیده پدید می‌آورند[۵-۷].

باری، در آلیاژهایِ پایه آلومینیم-سیلیسیمِ با ترکیبِ کاربردی برایِ ساخت پیستون، فازهایِ گوناگونی همچون Mg_2Si، Al_2Cu، $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$، Al_3Ni، Al_3CuNi و Al_7Cu_4Ni، مهم‌ترین اندرفلزی‌هایی‌اند [ترکیب‌های بین‌فلزی هستند] که در ساختار پدیدار می‌شوند[۸-۹]. افزودنِ عنصرهایِ تراگذر[۹] مانند نیکل، یا مس، با پدید آوردنِ آلومینایدهایِ پایدار، افزایشِ استحکام در دمایِ اتاق و استحکام دمابالایِ این آلیاژها را به‌همراه می‌آورد[۱۰].

پژوهش‌هایِ سال‌هایِ گذشته نشان می‌دهند که استحکام دمابالای آلیاژهایِ ریختگی آلومینیم تا ۴۰۰ درجه‌یِ‌سانتی‌گراد، با افزودنِ ۰/۶تا ۱/۹۶ درصد نیکل بهبود می‌یابد. در پژوهشی دیگری نیز نشان داده‌اند که افزودنِ ۱/۲ درصد وزنی نیکل و ۰/۷ درصد وزنی آهن به آلیاژ Al-12%Si، پیدایش ۸ درصد حجمی آلومینایدهایِ آهن و نیکل را درپی دارد [۱۳-۱۴]. درواقع، افزودن نیکل به آلیاژهایِ آلومینیم-سیلیسیمِ با ترکیب‌هایِ به‌ساخته برایِ کاربردهایِ خودرویی، فازهایِ گرما-پایدار گوناگونی را وابسته به نسبتِ Ni:Cu و Ni:Fe پدید می‌آورد. از مهم‌ترین فازهایی که به افزایشِ استحکام دما بالا می‌انجامد، به اَندرفلزی‌هایی همچون γ-Al_7Cu_4Ni, ، δ-Al_3CuNi ، ε-Al_3Ni و T-Al_9FeNi, می‌توان نَمارش داشت[۲، ۱۱-۱۲]. البته، نشان داده شده است که ساختار سه-وامونی[۱۰] آلومینایدهایِ Al_7Cu_4Ni، $Al_{15}Si_2(FeMn)_3$، Al_2Cu، $Al_4Cu_2Mg_8Si_7$ و سیلیسیم یوتکتیک، دارایِ درجه‌یِ بالایی از رفتارهای متقابل هستند؛ این نتیجه از آن‌روی درخور نگرش است که رفتار مکانیکیِ آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیمِ پیستون، به‌شدت وابسته به سرشتارشِ[۱۱] ریزساختاری، و مِهرازشِ[۱۲] فازهایِ ریزساختاریِ گوناگون‌ست[۱۳-۱۴].

بااین‌همه، در پژوهشِ پیشِ‌رو کوشیده‌ایم تا با بهره‌گیری از برخی پژوهش‌هایِ انجامیده در سال‌های پیشین، به‌کمکِ عنصر نیکل

---

۱ Modification
۲ Morphology
۳ Control
۴ Movement
۵ Sequence
۶ Agglomerate
۷ Coherent
۸ Aggregated
۹ Hukai et al
۱۰ 3-Dimentional
۱۱ Characterization
۱۲ Architecture

به‌بررسیِ بهبود ریزساختاری و ویژگی‌هایِ مکانیکی یک آلیاژ پایه آلومینیم-سیلیسیم پرداخته شود.

۲- مواد و روشِ پژوهش

در این پژوهش از آلیاژی با ترکیب شیمیایی نشان داده شده در جدول(۱) استفاده شد. مادّه‌هایِ استفاده شده برایِ آلیاژسازی، آلومینیم، سیلیسیم و منیزیمِ ناب (خالص)، و آمیژان‌هایِ Al-50%Cu و Al-10%Ni بوده‌است. آلیاژ در یک بوته‌یِ گرافیتی با گُنجایشِ ۱۰ کیلوگرم آلومینیم، به‌کمکِ یک کوره‌ای پایابی[۱] [الکتریکی مقاومتی] ساخته شد. برای تنظیم دمایِ کوره از دماسنج (Thermo-couple) نوع K استفاده شد. پس از آماده‌سازیِ شمش‌های آغازین، شمش‌ها به‌کمک یک دستگاه برش به بخش‌های کوچک‌تری (با وزن تقریبی ۲۵۰-۳۰۰ گرم) بریده شدند. سپس، در بوته‌ای از جنسِ کاربید سیلیسیم با گُنجایش ۵۰۰ گرم آلومینیم جای داده شدند. در دنباله‌یِ کار نیز این شمش‌هایِ کوچک به‌کمک یک کوره‌یِ القایی با دقت ±۵ درجه‌یِ‌سانتی‌گراد ذوب شدند. هنگامی‌که دمایِ کوره به ۷۵۰ درجه‌یِ‌سانتی‌گراد رسید و ذوب کامل شد، مقدارهای گوناگون نیکل (۰/۱، ۰/۳، ۰/۵، ۱ و ۳ درصد وزنی)، به‌مذاب افزوده شدند.

برایِ دست‌یابی به آمیزه‌ای یکنواخت، مذاب با میله‌ای گرافیتی چند دقیقه به‌آرامی هم‌زده شد؛ البته، هم‌زدن به‌گونه‌ای بود تا از ورود توژه‌هایِ (فیلم‌های) اکسیدی به‌درون مذاب جلوگیری شود. پس از ده دقیقه، گاززدایی با افزودن ۰/۳ درصد وزنی C_2Cl_6 انجام شد. پس از سرباره‌زدایی[۲]، آلیاژهای گوناگون به درون یک قالبِ فلزی که تا دمای ۲۴۰ درجه‌یِ‌سانتی‌گراد پیش‌گرم شده بود، ریخته شد (شکل ۱). دمای بارریزیِ همه‌یِ آلیاژها ۷۵۰ درجه‌یِ‌سانتی‌گراد درنگر آورده شد.

عملیات حرارتی T6 با انگیزه‌یِ بررسیِ تغییر ریختار فازهایِ سیلیسیمِ یوتکتیک و به‌پیروی از آن، تغییر ویژه‌گی‌هایِ تنشی آلیاژ رویِ برخی از نمونه‌ها اجرا شد. شایسته‌یِ بیان‌ست که حل‌سازی آلیاژها در دمای ۵ ± ۵۰۰ درجه‌یِ‌سانتی‌گراد و پیرسازی هم به‌مدت ۱۰ ساعت در دمایِ ۱۷۰ درجه‌یِ‌سانتی‌گراد انجام شد. آزمونِ تنش به‌کمک دستگاهی با ظرفیتِ ۲ تن و سرعت جابه‌جاییِ فک ۰/۱ mm/sec انجام شد. نمونه‌هایِ آزمون تنشی بر پایه‌یِ استانده‌یِ ASTM.B557 ساخته شدند. شناسایی ترکیبِ شیمیایی فازها نیز با یک دستگاه آناکافتِ پراش پرتویِ ایکس (XRD) انجام شد. برایِ بررسیِ ریزساختاری و دیدنِ فازهایِ پدید آمده، نمونه‌هایِ آلیاژیِ پس از نَسودِش یا میناوَش‌کاری[۳] با شماره‌هایِ گوناگون سمباده، به‌کمکِ محلول 5%HF و کِلِر[۴] حکاکی شدند. نمونه‌های حکاکی شده با ریزبینِ نوری و الکترونیِ روبشی، مجهز به آناکاوگرِ (Analyzer) پرتویِ 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 پایایِ به‌کار گرفته شده برایِ آزمون‌های ریخته‌گری.

۳- بررسیِ یافته‌ها

۳-۱- سرشتارشِ ریزساختاریِ نمونه‌هایِ سیاه‌تاب

شکل (۲) ریزساختارِ ریختگی (As-cast) آلیاژهای واترزیده یا به‌ساخته با نیکل را به‌نمایش گذاشته‌است. این ریزساختارها دربردارنده‌یِ داردیس‌هایِ[۵] [دندریت‌های] فاز آلومینیمِ (α-Al) و تیغه‌هایِ سیلیسیم به‌همراهِ اندرفلزی‌هایِ پُر-نیکل‌اند؛ یعنی، زمینه‌یِ روشن فاز آلومینیم α و ناحیه‌هایِ تیره‌تر فازهایِ سیلیسیم یوتکتیک و مکان‌هایِ پُر-نیکل‌اند. با همسنجیِ میانِ این شکل‌های فلزنگاریک[۶]، می‌توان دریافت که با افزودن نیکل اندازه‌یِ فازهایِ سیلیسیم یوتکتیک، اندکی کاهش یافته است و با افزایش بیشترِ این عنصر، به‌نگر می‌آید که تغییر چندانی در ریختار یا مورفولوژیِ این فازها پدیدار نشده است. میانگینِ فضایِ بازوهایِ دومیِ داردیسیِ (SDAS) اندازه گرفته شد که در آلیاژهایِ گوناگون، ۲ ± ۳۱ میکرومتر به‌دست آمد. گفتنی‌ست که این کاروند[۷]، تنها وابسته به نرخِ سردایشِ آلیاژ، یا برخی

---

[۱] Electrical resistance furnace

[۲] Slag removing

[۳] میناوَش (با واگویش mināvaš) یکی از مایه‌هایِ ه ستنده در بافه‌هایِ کهنِ پار سی ست که شاید بتوان آن را برایِ ترم «Polish» برگزید. این واژه از آمیزش «مینا» و پسوند شباهت سازِ «وَش» پدید آمده که و به‌معنیِ «جلاداده و صیقل شده یا شبیه به مینا کرده» است.

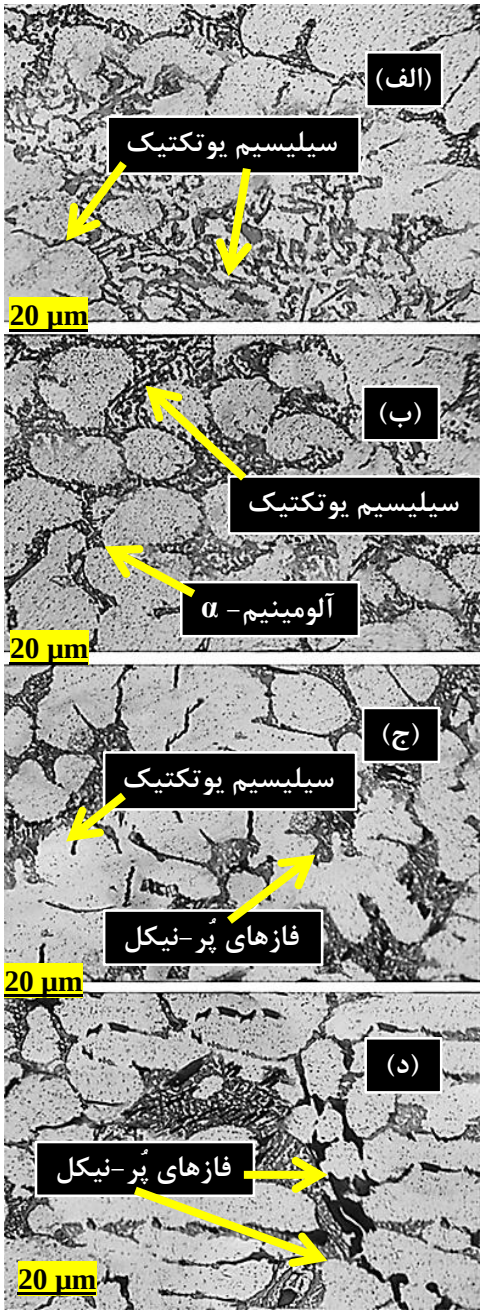
[۴] $20mlH_2O+20mlHNO_3+20mlHCl+5mlHF$

[۵] Dendrite

[۶] Metallography

[۷] Parameter

افزودنی‌هایِ آلیاژی‌ست که مانندِ استرانسیم اثر زهرآگینی (Poisoning) دارند[۱۵-۱۶]. از آن‌جایی که نرخ سردایش در این پژوهش ثابت در نگر گرفته شد، و نیکل هم اثر زهرآگینی ندارد، می‌باید دلیل پالایش آلیاژ را در جایی دیگر جُست.



شکل۲- ریزساختار آلیاژهای سیاه‌تاب در درصدهایِ گوناگون نیکل، الف) پایه، ب) ۰/۳ درصد، ج) ۱ درصد، د) ۳ درصد وزنی.

با نگرمندی به برخی پژوهش‌هایِ پیشین، باور بر این‌ست که این عنصر کارکردِ چندان درخوری بر فرارَوندِ (Process) جوانه‌زنیِ سیلیسیمِ یوتکتیک نداشته باشد؛ بلکه، گمان می‌شود پالایشِ (Refining) ذره‌هایِ سیلیسیمِ یوتکتیک در حضور ترکیب‌هایِ سرشار از نیکل، برگرفته از کاهشِ دمای یوتکتیک و البته، واپایش (Control) فرارونِد رشد از راه کاهشِ میزانِ انرژیِ آندردیم [فصل مشترک] (Interface) جامد- مذاب باشد[۱۷-۱۸]. به‌گونه‌ای که کاهشِ دمای یوتکتیک، افزایشِ آبرسردایشِ (Undercooling) گرمایی را به‌همراه داشته و از آن‌جایی که شعاعِ بحرانی ذره‌هایِ پدیدار شده با آبَرسردایش رابطه‌یِ وارونه دارند، یکی از دلیل‌هایِ پالایشِ ذره‌هایِ سیلیسیم یوتکتیک در اثر افزودن نیکل را می‌توان همین کاهشِ دمای یوتکتیک پنداشت[۱۹].

برایِ شناسایی درست فازهایِ پدیدار شده، آناکافتِ (Analysis) پراشِ پرتویِ ایکس (XRD) از نمونه‌یِ دارای سه درصد وزنی نیکل تهیه شد که در شکل (۳) به‌نمایش گذاشته شده‌است. با بررسی دست‌یافت‌هایِ XRD می‌توان دریافت که دو گونه فاز نیکل‌دار Al_3CuNi و Al_3Ni در ریزساختار پدید آمده‌اند؛ به‌گونه‌ای که در ناحیه‌یِ $20° \leq 2\theta \leq 60°$ به‌خوبی چَکاد(Peak)هایِ کم‌شدتی مبنی بر پدیدار شدنِ این فازها نمایان است.

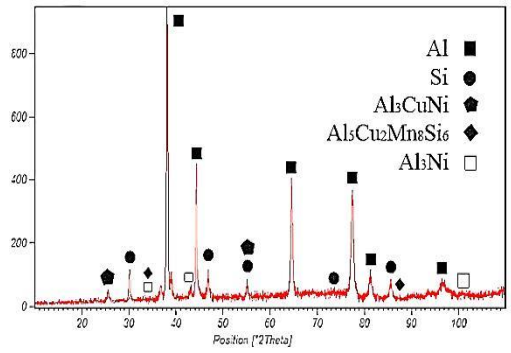
این در حالی است که با توجه به شکل (۳)، افزودنِ نیکل پیدایشِ چشم‌گیر ترکیب‌های اندرفلزی Al_3Ni را به‌دنبال دارد. درواقع، با نگرمندی به نمودار تَرازشِ[۱] فازی آلومینیم- نیکل[۱۲]، این‌گونه می‌توان برداشت کرد که در اندازه‌های کمتر از ۴۲ درصد نیکل، تنها، فاز Al_3Ni توانِ پدیدار شدن دارد. در دمای ۶۴۰ درجه‌یِ‌سانتی‌گراد نیز حدّ حل‌شوندگی نیکل در آلومینیم نزدیک به ۰/۰۵ درصد وزنی است که این مقدار در دمای ۴۵۰ درجه‌یِ‌سانتی‌گراد به کمتر ۰/۰۰۵ درصد وزنی می‌رسد. بنابراین، پیدایشِ محلول جامدِ آلومینیم در درصدهایِ اندکِ نیکل (مانند ۰/۱ درصد وزنی)، دارایِ تیوامندیِ (Possibility) بسیار اندکی‌ست؛ از این‌رو با شای‌مندی (Probability) بیشتری افزودنِ نیکل به پیدایش فاز Al_3Ni می‌انجامد.

باری، بر پایه‌یِ نمودارهایِ فازی عنصرهایِ آلیاژیِ دیگری که در ترکیب حضور دارند، می‌توان دریافت که نیکل می‌تواند بـا آهـن و مـس هـم بیامیزد و فـازهایی را چون γ-، δ-Al_3CuNi، Al_7Cu_4Ni، T-Al_9FeNi پدیدار کند. این درحالی است که ارزیابی نقطه‌ای از ترکیب‌هایِ بین‌فلزی پدید آمده در آلیاژهایِ دارای نیم و سه درصد وزنی نیکل، در شکل های (۴) و (۵) آورده شده‌است. ترکیبِ شیمیایی فازهایِ پدیدار شده، نشان‌دهنده‌یِ حضور فازهایِ Al_3Ni، Al_3CuNi، Al_7Cu_4Ni و $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ در ساختار است. همان‌گونه که شکل (۴) نشان می‌دهد، از همسنجیِ میانِ شدت چکاد(Peak)ها[۲] می‌توان دریافت که نسبت

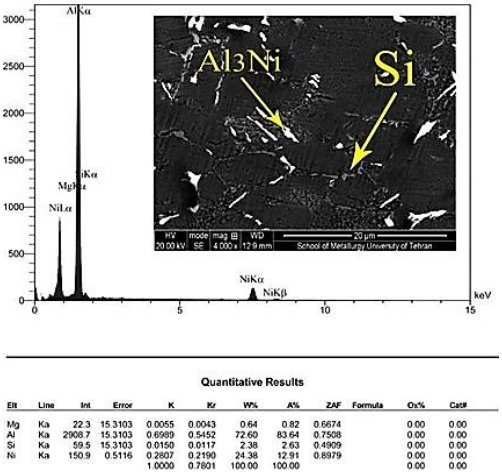
[۱] Equilibration

[۲] برای تَرم «Peak» برابرنهاده‌ی «چکاد» را پیش می‌نهیم. «چکاد= čakād» از پهلوی «چَکات= čakāt»، به‌معنیِ «تارک، سـر، فرق سـر، بالایِ کوه و دیگرها» بوده و واژه‌ای‌ست هسـتی‌مند در ادبیاتِ کهنِ ایرانی که البته برخی شاعرانِ نامدار هم‌دوران‌مان هم از این مایه بهره گرفته‌اند.

تقریبیِ ۳:۱ آلومینیم و نیکل، به‌خوبی نمایان‌گر پیدایش فاز Al_3Ni در این آلیاژست. بااین‌همه، نکته‌یِ شایانِ پروا، وابسته‌گیِ پیدایش فازهایِ گوناگون به درصد نیکل در ساختار است؛ به‌گونه‌ای که افزایش درصد وزنیِ نیکل، دست‌آویز پیدایش فازهایِ دیگری هم در ساختار شده‌است؛ یعنی، فاز اپسیلون یا Al_3Ni، تنها، در آلیاژ دارای نیم درصد وزنی نیکل پدید آمده، و فازهایِ γ-Al_7Cu_4Ni, δ-Al_3CuNi, Q-$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ در آلیاژ دارای سه درصد وزنی نیکل پدیدار شده‌اند. البته، پژوهش‌هایِ پیشین هم نشان داده‌اند که در آلیاژهایِ پایه Al–Si–Cu–Mg–Ni، ترکیبِ شیمیاییِ فازهایِ نیکل‌دار وابستگیِ بسیاری به نسبتِ مس‌به‌نیکل دارند[۲۰].



شکل ۳- پراشِ پرتویِ ایکس از آلیاژ دارایِ سه درصد وزنی نیکل.

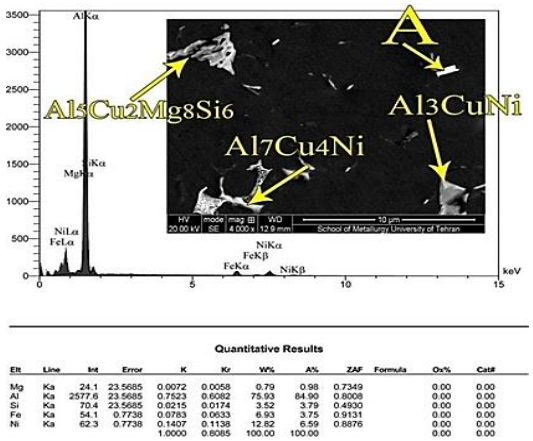


Quantitative Results

Elt	Line	Int	Error	K	Kr	W%	A%	ZAF	Formula	Ox%	Cat#
Mg	Ka	22.3	15.3103	0.0055	0.0043	0.64	0.82	0.6674		0.00	0.00
Al	Ka	2908.7	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	0.2807	0.2190	24.38	12.91	0.8979		0.00	0.00
				1.0000	0.7801	100.00	100.00			0.00	0.00

شکل ۴- آلیاژ دارای نیم درصد وزنی نیکل.

نکته‌یِ درخور نگرشِ دیگر، پیدایش فازی آهن‌دار در نمونه‌یِ دارایِ سه درصد وزنی نیکل‌ست، که ارزیابی نقطه‌ایِ آن در شکل (۵) نشان داده شده و البته، با پیکانِ A نشان‌گذاری شده‌است؛ گمان می‌شود که این ترکیبِ اندرفلزیِ آهن‌دار، همان فاز T-Al_9FeNi باشد. باری، با افزایشِ درصدِ نیکل به ساختار آلیاژها علاوه‌بر تَراجایش(Translation) اندرفلزی‌هایِ نیکل‌دار از Al_3Ni به Al_3CuNi یا Al_7Cu_4Ni، ریختار آن‌ها نیز از نوارهایِ ریز و درشت (شکل ۴)، به خط چینی[۱] یا جالی‌مانند[۲]، تغییر کرده‌اند.



Quantitative Results

Elt	Line	Int	Error	K	Kr	W%	A%	ZAF	Formula	Ox%	Cat#
Mg	Ka	24.1	23.5685	0.0072	0.0058	0.79	0.98	0.7349		0.00	0.00
Al	Ka	2577.6	23.5685	0.7523	0.6082	75.93	84.90	0.8008		0.00	0.00
Si	Ka	70.4	23.5685	0.0215	0.0174	3.52	3.79	0.4930		0.00	0.00
Fe	Ka	54.1	0.7738	0.0783	0.0633	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	0.8085	100.00	100.00			0.00	0.00

شکل ۵- آلیاژ دارای سه درصد وزنی نیکل.

۳-۲- سرشتارشِ ریزساختاریِ نمونه‌ها پس از T6

شکل (۶)، ریزساختار سه‌تا از آلیاژهایِ واتَرزیده با نیکل را پس از فرارونِد T6 نشان می‌دهد. دیده می‌شود که عملیات محلول‌سازی دمابالا، سرشتار (Characteristic) ذره‌هایِ سیلیسیم را تغییر داده‌است. در بسیاری از پژوهش‌هایِ پیشین هم کروی شدن و کاهش نسبت طول به‌عرض ذره‌هایِ سیلیسیم یوتکتیک، پس از عملیاتِ T6 گزارش شده‌است. در واقع، عملیات حرارتی T6 افزایشِ خروج اتم‌های محلول را از زمینه α-Al، به‌همراه می‌آورد؛ و به‌دلیل رخدادِ آسان‌ترِ پدیده‌یِ واپخش [نفوذ] در دماهایِ بالا، تغییر ریختار فازهایِ زمینه شدنی است.

به‌گونه‌ای کلی، هنگامی که آلیاژهایِ آلومینیم-سیلیسیم در دماهایِ بالا قرار گیرند (برای نمونه ۵۰۰ درجه‌یِ‌سانتی‌گراد)، ذره‌هایِ سیلیسیمِ یوتکتیک پس از یک دوره‌یِ زمانی مشخص فرجامانه[۳] می‌شکنند. این رخداد به‌دلیل ناپایداریِ اَندردیم (فصل مشترک) میانِ فازهایِ گوناگون است؛ چراکه کاهشِ انرژی اَندردیمیِ کل، رانش‌گر[۴] این فرارونِد است. این گامه[۵] را لَت‌پارش (Fragmentation) یا کُروش (Spheroidization) می‌گویند. در ادامه نیز اگر اندازه‌یِ ذره‌هایِ سیلیسیم بزرگ‌تر از حجم بحرانی باشند، به‌دلیلِ پدیده‌یِ درشت‌شدن، دچار افزایش حجم می‌شوند. این درحالی است که ذره‌هایِ کوچک‌تر نیز بر اساسِ پدیده‌یِ بَررُستِ اُسوالد[۶] حل می‌شوند [۲۲]. به‌هرروی، با هم‌سنجیِ شکل‌هایِ (۲) و (۶)، به توانِ عملیات حرارتی، در ریز ساختنِ ذره‌هایِ سیلیسیم یوتکتیک پی‌برده می‌شود.

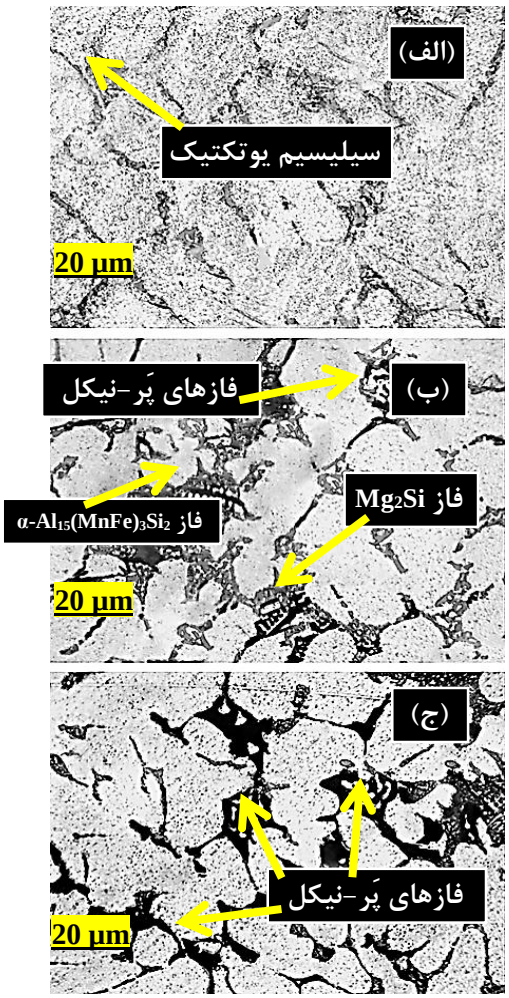
---

[۱] Chines-script
[۲] Reticular-like
[۳] Ultimately
[۴] Driven
[۵] Stage
[۶] Ostwald-ripening

همان‌گونه که در بخشِ پیشین گفته شد، در این پژوهش دمایِ حل‌سازی ۵ ± ۵۰۰ درجه‌ی‌سانتی‌گراد درنگر آورده شد. این دما با این انگیزه برگزیده شد که تا حدّ امکان به دمایِ رسوب‌گذاری فازهایِ $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ نزدیک بوده باشد، تا بیشینه‌یِ مقدار منیزیم در محلول جامد[۱]، بدونِ ذوبِ جزیی فازهایِ مس‌دار به‌دست آید[۲۱]. از آن‌جایی که بیشینه‌یِ حل شوندگی منیزیم در آلیاژهایِ آلومینیم-سیلیسیم در دمایِ 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 پیدایشِ فاز Mg_2Si امکان‌پذیر می‌شود.

گزارش شـده‌است که واهَمنِـهشِ[۲] یا تجزیه فازهایِ اَندرفلزیِ γ-Al_7Cu_4Ni و δ-Al_3CuNi به‌هنگامِ عملیات تابکاریِ-انحلالی[۳]، موجب پدیدار نشدنِ این فازها به‌هنگامِ فرایندِ پیرسازی می‌شود. از این‌رو گمان بر این‌ست که ریزساختارهایِ گونه‌واری (Typical) که پس از فرایندِ پیرسازی به‌دست می‌آیند، بیشتر دربردارنده‌یِ ذره‌هایِ سیلیسیم در ناحیه‌هایِ اندردارِدیسی، فازهایِ درشتِ T-Al_9FeNi و رسوب‌هایِ Q-$Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ و θ-Al_2Cu باشند؛ در حقیقت، در راژمان‌هایِ[۴] چهارتاییِ Al-Si-Cu-Mg، رسوب یافتنِ فاز $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ در ته(End) واکنشِ یوتکتیکِ Al-Al_2Cu گزارش شده‌است [۲۱]. اما، نکته‌یِ درخور ژرف‌اندیشی، ریختار فازهایِ پُر-آهن و پُر-نیکل است. به‌گونه‌ای که با همسنجیِ شکل(۵) و شکل (۶-ج) می‌توان دریافت که ریختارهایِ خط چینی این ترکیب‌ها در زمینه هنوز از میان نرفته‌اند.

درباره‌یِ فازهایِ آهن‌دار در آلیاژهایِ آلومینیم-سیلیسیم هم باید گفت که حضور دُشنابیِ یا ناخالصی (Impurity) آهن، به رسوب‌گذاریِ اندرفلزی‌هایِ دگرسانِ (Different) آهن، با ریختارهایِ وَرتین (Various) می‌انجامد. برخی از این فازها می‌توانند اثرهایِ زیان‌باریِ بر ویژگی‌هایِ مکانیکی داشته باشند. اما با نگرش به همنِهش یا ترکیبِ شیمیایی آلیاژهایِ این پژوهش، تنها، ترکیب اندرفلزیِ آهن‌دار α-$Al_{15}(MnFe)_3Si_2$ در ریزساختارها دیده شد و اثری از ترکیب β-Al_5FeSi یافت نشد. از آن‌جایی که نیکل، اَرشاگر (Corrector) یا نَتارگر [خنثی کننده یا بی اثر کننده] (Neutralizer) آهن است، گمان می‌شود که از راهِ واکنشِ پریتکتیک، اندرفلزی‌هایِ پلیت‌مانند[۵] β-Al_5FeSi به فاز T-Al_9FeNi تغییر یافته باشند. در پژوهش‌هایِ گذشته از فاز α-$Al_{15}(MnFe)_3Si_2$ ریختار خط چینی در حالتِ سیاه‌تاب گزارش شده‌است [۲۱]؛ همان‌گونه که شکل (۶-ب) نشان می‌دهد، پس از عملیاتِ T6 فاز α-$Al_{15}(MnFe)_3Si_2$ تغییری نکرده و همچنان دارایِ ریختار خط چینی است؛ درواقع، پژوهش‌هایِ 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 پلیت‌مانندِ فاز β-Al_5FeSi، می‌تواند در اثر عملیاتِ T6 دچار پاره‌والویش[۶] (انحلال جزیی) شود.



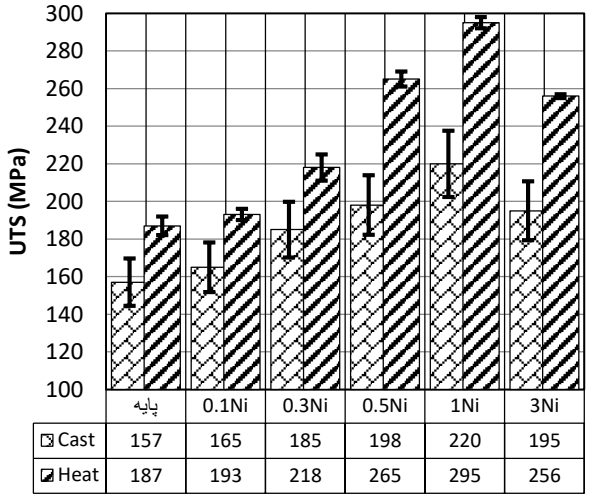
شکل ۶- ریزساختار آلیاژها پس از T6 در درصدهایِ گوناگون نیکل، الف) پایه، ب) ۱ درصد، ج) ۳ درصد وزنی.

۳-۳- بررسی ویژه‌گی‌هایِ تنشی

بررسی‌هایِ استحکامِ تنشیِ نهایی (UTS) از نمونه‌هایِ بهساخته (واترزیده) با درصدهایِ گوناگونِ نیکل، پیش و پس از عملیاتِ 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 واپخش‌هایِ

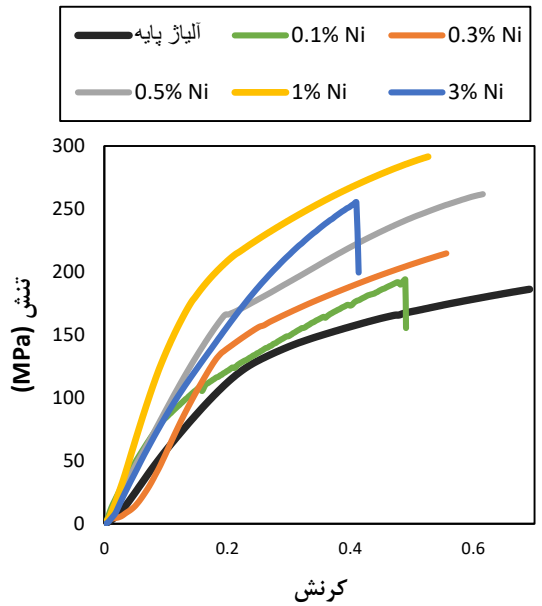
[۱] Solid-solution
[۲] Decomposition
[۳] Solution-annealing
[۴] System
[۵] Plate-like
[۶] Partial-dissolution

اندردارديسی[۱] [جدایش‌های بین دندریتی]، و توزیع ذره‌های ریز فازیِ دوم در زمینه به‌سادگی دست‌یافتنی است [۲۳-۲۴]. بااین‌همه، دلیلِ کاهشِ استحکامِ تنشی توسط نیکل در درصدهایِ بالا (۳ درصد) را می‌توان به پیدایش و رسوبِ ترکیب‌هایِ اندرفلزی پُر-نیکل در جای‌جایِ ریزساختار، و به‌ویژه محل‌هایِ اندردارديسی [بین دندریتی] پیوند داد. با نگرش به ریختار ناپسند و البته، تردی بنیادینِ این فازها، چنین ترکیب‌هایی به‌آسانی می‌توانند دست‌آویز تمرکز تنش شده و از میزان اثربخشیِ نیکل بکاهند.



	پایه	0.1Ni	0.3Ni	0.5Ni	1Ni	3Ni
Cast	157	165	185	198	220	195
Heat	187	193	218	265	295	256

شکل-۷- استحکام تنشیِ نهایی در نمونه‌هایِ واترزیده یا به‌ساخته با عنصر نیکل.



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

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهشِ خُرد، کوشیده شد تا به‌یارمندیِ عنصر نیکل، سرشتارشِ فازی و عملکرد ریزساختاریِ آلیاژی پُرکاربرد در صنعتِ خودرویی بُنکاوی شود. مهم‌ترین دست‌یافت‌هایِ این پژوهش ازاین‌قرارند:

۱- افزودن نیکل به آلیاژ Al-12Si-1Mg-1Cu به‌خوبی توانست ریزساختار را پالایش کند. همچنین، DAS اندازه‌گیری شده در آلیاژهایِ با درصد گوناگون نیکل، ۲ ± ۳۱ میکرومتر به‌دست آمد.

۲- بررسی دست‌یافت‌هایِ XRD نشان داد که دو گونه ترکیب نیکل‌دار یعنی فازهایِ Al_3CuNi و Al_3Ni در ریزساختار آلیاژ دارایِ 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 فازهایِ γ-Al_7Cu_4Ni، δ-Al_3CuNi، Q-$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ پدیدار شدند. درکل، ترکیبِ شیمیاییِ فازهایِ نیکل‌دار وابسته به نسبتِ مس‌به‌نیکل بود.

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

سپاس‌گزاری و ارج‌دانی

نویسنده‌یِ این پژوهش بر خویشتن بایسته می‌داند تا از نویساد ارجمند پژوهش‌نامه‌یِ ریخته‌گری برایِ ارج نهادن بر پژوهش‌هایِ ترم‌شناسی در دانشِ مادّه‌شناسی و به چاپ رسانیدن این کِه‌نوشتار فرازمندی سپاس را به‌جای آورد. ناگفته آشکارست که جنبه‌هایِ ترم‌شناسیکِ نمایانده شده در این کار، خالی از عیب و خطا نخواهد بود. از این‌رو، نویسنده بی‌صبرانه چشم‌براهِ نگرها، پیشنهادها، انتقادها و بازخوردهایِ سازنده‌یِ خوانندگان ویژسته‌یِ این پژوهش‌نامه است.

ناگفته نماند که برخی امکاناتِ آزمایشگاهی این پژوهش، به دست‌یاریِ دوستِ گران‌ارج آقایِ مهندس محمد مودی فراهم شد.

بازبُردها (References)

[1] Polmear I.J., Light Alloys: Aluminium, Magnesium and Titanium, 2nd Ed., Routledege, Chapman and Hall Inc., New York, 1989.
[2] Zolotorevsky 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

[۱] Interdendritic segregation

structure of guinier preston zones in an Al-1.6 mass pct Mg_2Si 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., Kubelb 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 αYal 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 AlP 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. %Mg_2Si 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.
[23] Hosseiny H., Emamy 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., Emamy 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.

IRANIAN FOUNDRYMEN'S SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

Modification Effect of Nickel 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

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

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-Al_9FeNi, δ-Al_3CuNi, γ-Al_7Cu_4Ni, Q-$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$, α-$Al_{15}(MnFe)_3Si_2$ and ε-Al_3Ni intermetallic in interdendritic regions have been detected. Furthermore, with the increasing of nickel concentration, Ni-containing intermetallics translate from Al_3Ni to Al_7Cu_4Ni or Al_3CuNi and their morphologies change from short and long strip-like to chines-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.

Please cite this article using:
Gholamreza Ashuri, Modification Effect of Nickel 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