

به نام خدا



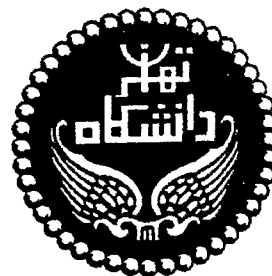
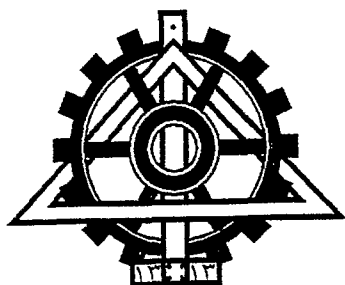
مرکز دانلود رایگان مهندسی متالورژی و مواد

www.Iran-mavad.com



بِسْمِ اللَّهِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ

۵۸۹۴۶



دانشگاه تهران

دانشکده فنی

گروه مهندسی متالورژی و مواد

بررسی رفتار کارگرم آلیاژ آلومینیم A۳۵۶ ریخته شده در
حالت نیمه جامد

نگارش:

علیرضا همتی

استاد راهنما:

دکتر عباس زارعی هنزکی

اساتید مشاور:

دکتر مسعود امامی

مهندس علیرضا آرائی

پایان نامه برای دریافت درجه کارشناسی ارشد

در رشته مهندسی مواد و متالورژی

گرایش شکل دادن فلزات

شهریور ۱۳۸۲

۵۸۹۴۶

www.iran-mavad.com

مرجع دانشجویان و مهندسين مواد



بنام خدا
دانشگاه تهران

دانشکده فنی

گروه آموزشی متالورژی و مواد

گواهی دفاع از پایان نامه کارشناسی ارشد

هیات داوران پایان نامه کارشناسی ارشد آقای علیرضا همتی
در رشته مهندسی متالورژی و مواد گرایش: شکل دادن فلزات

با عنوان « بررسی رفتار کارگرم آلیاژ آلومینیم ۸۳۵۶ ریخته شده در حالت نیمه جامد »

را در تاریخ ۸۲/۷/۶

به عدد به حروف

ارزیابی نمود.	

با نمره نهایی:

و درجه:

ردیف	مشخصات هیات داوران	نام و نام خانوادگی	مرتبه دانشگاهی	دانشگاه یا موسسه	امضاء
۱	استاد راهنما	دکتر عباس زارعی هنزکی	استادیار	دانشگاه تهران	
۲	اساتید مشاور	دکتر مسعود امامی مهندس علیرضا آرای	استادیار مربی	دانشگاه تهران دانشگاه تهران	
۳	استاد مدعو	دکتر رضا محمودی	استاد	دانشگاه تهران	
۴	استاد مدعو	دکتر عباس اکبرزاده	استادیار	دانشگاه شریف	
۵	نماینده کمیته تحصیلات تکمیلی گروه آموزشی:	دکتر حمیدرضا قاسمی منفردراد	دانشیار	دانشگاه تهران	

تذکر: این برگه پس از تکمیل توسط هیات داوران در نخستین صفحه پایان نامه درج می گردد.



سپاس فدایی را که سفنوران در ستودن او بمانند
و شمارگران شمردن نعمت او ندانند و کوشندگان مق
گذارند نتوانند.

او را سپاس می‌گوییم که زیادتخواه نعمت اویم،
گردن نهادهٔ عظمت اویم، پناهخواه از معصیت اویم و
نیازمند کفایت اویم.

پروردگارا در این آغازین مرحله نوین زندگییم در
قلب من چراغ معرفت بر افروز و لمظه‌ای مرا به خود
وامگذار.

تقدیم به مادر مهربانم

که به من تواضع و فروتنی را آموخت

تقدیم به پدر کوشا و گرامی‌ام
که به من استقامت را آموخت

:

تقدیم به آقای دکتر زارعی هنژی
که درس صبر و موصله و دقت در انجام هر کاری
را به من آموختند.

تقدیر و تشکر

فدای را حمد و سپاس می‌گوییم که با به اتمام رسانیدن این پایان‌نامه توانستم گوشه‌ای از زحمات و کمک‌های سرورانی که مرا در این امر یاری نمودند، جبران نمایم.

بر خود لازم می‌دانم از استاد ارجمند آقای دکتر زارعی هنزکی، آقای دکتر امامی و مهندس آرائی که با ارائه راهنمایی‌های مفید، به موقع و مستمر در پیشبرد پروژه مرا یاری نمودند صمیمانه سپاسگزاری نمایم.

از آقای مهندس غلامرضا ابراهیمی بخاطر نظرات ارزنده، همکاری صمیمانه و ارائه راهکارهای مناسب در تمامی مراحل انجام پروژه، کمال تشکر را دارم.

و دوستان گرامیم در گروه پژوهشی شکل دادن گرم فلزات، بخصوص آقایان مهندس کورش قدرقدرمهرمی، مهندس حمید عزیزی، مهندس امید گل‌ممله، مهندس کاظم کورش‌فر و دیگر عزیزان نهایت تشکر و قدردانی را دارم.

سلامتی و توفیق روزافزون این عزیزان را از درگاه خداوند متعال خواستارم.

چکیده:

خواص مکانیکی بهینه آلیاژهای Al-Si با کنترل مورفولوژی فاز سیلیسیم یوتکتیکی در ریز ساختار حاصل می‌گردد. در چند دهه اخیر تحقیقات زیادی جهت انجام فرآیند ریخته‌گری در حالت نیمه جامد (Semi-Solid: SS) و شکل دهی آن در ناحیه دو فازی جهت حصول ساختار گلبولی فاز آلومینیم آلفا (α_{Al}) با خواص مکانیکی بهتر صورت پذیرفته است. از مزیت‌های مهم ساختار گلبولی حاصله شکل‌پذیری بهتر، چقرمگی بیشتر، حذف خلل فرج و حذف حفره‌های گازی و انقباضی است. از آنجائیکه عملیات ترمومکانیکی یکی از روش‌های مهم فرآوری مواد می‌باشد، هدف از پژوهش حاضر بررسی تاثیر ساختار گلبولی و دندریتی و پارامترهای مختلف ترمومکانیکی بر رفتار کارگرم و مورفولوژی آلیاژ تیکسوکست A۳۵۶ ریخته‌شده در حالت نیمه جامد (ALTHIX(A356)) و مقایسه آن با آلیاژ ریختگی Al(A356) می‌باشد. بدین منظور آزمایشهای فشارگرم در محدوده حرارتی ۳۰۰°C تا ۵۴۰°C و با نرخ کرنش‌های 0.001 sec^{-1} ، 0.01 sec^{-1} و 0.1 sec^{-1} انجام شد. نتایج آزمایش‌ها مبین تغییر مورفولوژی فاز سیلیسیم در آلیاژ Al(A356) از شکل سوزنی به کروی (قابل مقایسه با فرآیند بهسازی شیمیائی) می‌باشد. و همچنین در هر دو آلیاژ تیکسوکست و ریختگی افزایش استحکام و شکل‌پذیری با افزایش دمای تغییر شکل مشاهده گردید.

فصل اول: مقدمه

۲	۱- مقدمه
---	----------

فصل دوم: مروری بر منابع

۵	۱-۲- آلیاژهای ریختگی آلومینیم - سیلیسیم
۶	۱-۱-۲- آلیاژهای ریختگی آلومینیم - سیلیسیم - منیزیم
۷	۲-۱-۲- تاثیر عناصر آلیاژی بر خواص آلیاژهای ریختگی Al-Si-Mg
۹	۳-۱-۲- ریزساختار آلیاژهای ریختگی A۳۵۶ آلومینیم
۱۱	۴-۱-۲- ارتباط بین ریزساختار، درشت ساختار و خواص مکانیکی در آلیاژ A۳۵۶ آلومینیم
۱۲	۵-۱-۲- عملیات حرارتی آلیاژها ریختگی A۳۵۶ آلومینیم
۱۴	۲-۲- ریخته‌گری در حالت مخلوط جامد-مناب (تیکسوکست) آلیاژ A۳۵۶ آلومینیم
۱۵	۱-۲-۲- تغییر ساختار دندریتی در حین انجماد در اثر تلاطم (به‌مزدن)
۱۶	۲-۲-۲- مزایای فرآیند ریخته‌گری و شکل دادن در حالت نیمه جلد در آلیاژهای آلومینیمی
۱۷	۳-۲-۲- اثر ساختار گلبولی بر خواص مکانیکی
۲۰	۳-۲- اصلاح ساختاری آلیاژ ۳۵۶ آلومینیم
۲۱	۱-۳-۲- بهسازی فاز سیلیسیم با عملیات همگن سازی آلیاژ ۳۵۶ آلومینیم
۲۳	۲-۳-۲- تغییر مورفولوژی فاز سیلیسیم در اثر بهسازی حرارتی در آلیاژ A۳۵۶
۲۶	۳-۳-۲- تاثیر مورفولوژی سیلیسیم بر خواص مکانیکی آلیاژهای Al-Mg-Si
۲۷	۴-۲- مقدمه‌ای بر کار گرم پذیری آلیاژهای آلومینیمی
۲۸	۵-۲- کار گرم آلیاژهای آلومینیوم حاوی Si و Mg
۲۹	۱-۵-۲- اثر پارامترهای فرآیند ترمومکانیکی بر منحنی تنش سیلان Al-Mg-Si
۲۹	۱-۱-۵-۲- اثر دما بر منحنی تنش سیلان
۳۰	۲-۱-۵-۲- اثر سرعت کرنش بر منحنی تنش سیلان
۳۲	۲-۵-۲- اثر پارامترهای ریزساختاری بر منحنی تنش سیلان Al-Mg-Si
۳۳	۱-۲-۵-۲- اثر عناصر حل شونده بر منحنی تنش سیلان

۳۵

۲-۲-۵-۲- اثر ذرات فاز دوم بر منحنی تنش سیلان

فصل سوم: مواد و روش‌های انجام آزمایش

۴۰

۳-۱- مقدمه

۴۰

۳-۲- تهیه و معرفی آلیاژهای آلومینیمی مورد بررسی

۴۱

۳-۳- روشهای انجام عملیات ترمومکانیکی و تجهیزات مورد استفاده

۴۳

۳-۴- روشهای بررسی ریزساختار و تجهیزات مورد استفاده

۴۳

۳-۴-۱- بررسی نمونه‌ها در حالت حکاکی عمیق

۴۳

۳-۴-۲- آنالیز تصویری

۴۶

۳-۵- بررسی خواص مکانیکی و تجهیزات مورد استفاده

۴۶

۳-۵-۱- آزمایش پانچ برشی

۴۷

۳-۵-۲- آزمایش سختی

فصل چهارم: نتایج

۴۹

۴-۱- مقدمه

۵۰

۴-۲- بررسی ریز ساختار اولیه

۵۰

۴-۲-۱ ریزساختار اولیه آلیاژ ALTHIX(A356)

۵۳

۴-۲-۲ ریز ساختار اولیه آلیاژ Al(A356)

۵۶

۴-۳- نتایج آزمایش فشار گرم

۵۶

۴-۳-۱- اثر دمای تغییر شکل بر منحنی تنش حقیقی- کرنش حقیقی

۵۹

۴-۳-۲- اثر سرعت کرنش بر منحنی تنش حقیقی- کرنش حقیقی

۶۳

۴-۳-۳- اثر فرایند همگن سازی بر منحنی تنش حقیقی- کرنش حقیقی

۶۴

۴-۳-۴- اثر پیر کرنشی دینامیکی بر منحنی تنش حقیقی- کرنش حقیقی

۶۵

۴-۴- اثر پارامترهای ترمومکانیکی بر ریز ساختار اولیه

۶۶

۴-۴-۱- اثر دمای تغییر شکل بر ریز ساختار

۷۵ ۴-۴-۲- اثر سرعت کرنش بر ریز ساختار

۷۹ ۴-۵-۵- اثر پارامترهای ترمومکانیکی بر خواص مکانیکی

۷۹ ۴-۵-۱- نتایج آزمایش پانچ برشی آلیاژهای مورد استفاده قبل از تغییر شکل

۸۰ ۴-۵-۱-۱- تغییرات استحکام نهایی با تغییر شرایط عملیات ترمومکانیکی

۸۳ ۴-۵-۱-۲- تغییرات ازدیاد طول کل با تغییر شرایط عملیات ترمومکانیکی

۸۶ ۴-۵-۲- نتایج آزمایش سختی

۸۶ ۴-۵-۲-۱- اثر دما بر سختی

۸۶ ۴-۵-۲-۲- اثر سرعت کرنش بر سختی

فصل پنجم: بحث و تحلیل نتایج

۹۰ ۵-۱- مقدمه

۹۰ ۵-۲- اثر پارامترهای ترمومکانیکی بر رفتار تنش سیلان آلیاژها

۹۰ ۵-۲-۱- اثر دمای تغییر شکل بر تنش سیلان

۹۳ ۵-۲-۲- اثر سرعت کرنش بر تنش سیلان

۹۴ ۵-۳- اثر ریزساختار بر تنش سیلان

۹۴ ۵-۳-۱- اثر ساختار اولیه بر تنش سیلان

۹۶ ۵-۳-۲- اثر عملیات همگن سازی بر تنش سیلان

۹۷ ۵-۳-۳- اثر عناصر محلول بر تنش سیلان

۹۸ ۵-۳-۴- اثر رسوب دهی دینامیکی بر تنش سیلان

۹۹ ۵-۴- اثر تغییر شکل گرم بر ساختار اولیه آلیاژها

۹۹ ۵-۴-۱- ریز ساختار اولیه

۹۹ ۵-۴-۲- تحلیل مکانیزمهای مؤثر در تغییرات ریزساختاری

۱۰۱ ۵-۴-۳- اثر دمای تغییر شکل بر ساختار آلیاژ Al(A356)

۱۰۱ ۵-۴-۴- اثر دمای تغییر شکل بر ساختار آلیاژ ALTHIX(A356)

۱۰۲ ۵-۴-۵- اثر سرعت کرنش

۱۰۲ ۵-۵- اثر پارامترهای ترمومکانیکی بر خواص مکانیکی نهائی

۱۰۳ ۵-۵-۱- اثر دما

۱۰۵ ۵-۵-۲- اثر سرعت کرنش

۱۰۵ ۵-۶- اثر ساختار اولیه بر خواص مکانیکی

۱۰۶ ۵-۷- اثر تغییر مورفولوژی فاز سیلیسیم بر خواص مکانیکی

۱۰۸ ۵-۷-۱- اثر تغییر مورفولوژی فاز سیلیسیم آلیاژ Al(A356) بر خواص مکانیکی

۱۱۲ ۵-۷-۲- بررسی ارتباط بین تغییرات ریز ساختاری و خواص مکانیکی

فصل ششم: نتیجه گیری

۱۱۵ ۶-۱- نتیجه گیری

۱۱۸ مراجع

۱۲۲ پیوست-۱

۱۲۴ پیوست-۲

فهرست جدول‌ها

عنوان:	شماره صفحه
جدول (۱-۲) درصد وزنی ترکیب شیمیائی آلیاژ ریختگی ۳۵۶	۷
جدول (۲-۲) اثر مقدار آهن در خواص کششی آلیاژ A۳۵۶ عملیات حرارتی شده (T۶)	۸
جدول (۳-۲) ترتیب تشکیل رسوبات فازی در آلیاژهای هیپوئوتکتیک Al-Si می‌باشد	۱۰
جدول (۴-۲) مقایسه خواص مکانیکی دو روش ریختگی	۱۹
جدول (۵-۲) خواص کششی نمونه‌های تهیه شده در قالب‌های ماسه‌ای بر حسب دما و زمان همگن سازی	۲۳
جدول (۶-۲) تاثیر مورفولوژی مختلف فاز سیلیسیم بر خواص کششی آلیاژ A۳۵۶	۲۶
جدول (۷-۲) اندازه اتمی و حلالیت عناصر مختلف در آلومینیم ($r_{Al}=0.143nm$)	۳۴
جدول (۸-۲) مشخصات عملیات حرارتی آلیاژ AA۶۰۶۳ و رسوبات تشکیل شده	۳۶
جدول (۱-۳) ترکیب شیمیائی آلیاژهای مورد استفاده (درصد وزنی)	۴۰
جدول (۱-۴) نتایج آزمایش میکروسختی آلیاژ ALTHIX(A۳۵۶)	۵۲
جدول (۲-۴) نتایج آنالیز تصویری فاز آلومینیم آلفا در آلیاژ ALTHIX(A۳۵۶)	۵۲
جدول (۳-۴) نتایج آنالیز تصویری فاز در سیلیسیم آلیاژ Al(A۳۵۶)	۵۴
جدول (۴-۴) آنالیز کمی ریزساختار نمونه‌های آلیاژ ALTHIX(A۳۵۶) ریختگی در دماها و سرعت کرنش‌های مختلف	۶۷
جدول (۵-۴) آنالیز کمی ریزساختار نمونه‌های آلیاژ Al(A۳۵۶) ریختگی در دماها و سرعت کرنش‌های مختلف	۷۱
جدول (۶-۴) آنالیز کمی ریزساختار نمونه‌های آلیاژ Al(A۳۵۶) همگن شده در دماها و سرعت کرنش‌های مختلف	۷۴
جدول (۷-۴) مقایسه نتایج اولیه تست کشش و پانچ برشی	۸۰

فهرست شکل‌ها

عنوان:	شماره صفحه
شکل ۱-۲) دیاگرام فازي آلومینیم - سیلیسیم	۶
شکل ۲-۲) دیاگرام فازي شبه دوتائي $Al-Mg_2Si$	۷
شکل ۳-۲) ریزساختاري آلیاژ ۳۵۶	۱۰
الف) ناحیه گسترده دندريت‌های آلومینیم آلفا و ناحیه یوتکتیک	
ب) ناحیه یوتکتیک شامل تیغه‌های سیلیسیم در زمینه آلومینیم	
شکل ۴-۲) ساختار ریختگی آلیاژ A۳۵۶ در حالت	۱۶
الف) ریختگی	
ب) ساختار ریختگی در حالت نیمه جامد (تیکسوگست)	
شکل ۵-۲) تغییرات ریزساختاري دندريت‌ها در حین همزدن در ناحیه مذاب-جامد	۱۶
شکل ۶-۲) مقایسه خواص کششی محصولات توليدي در روش‌های مختلف ریختگی	۱۸
شکل ۷-۲) الف) تغییرات تنش تسلیم و درصد ازدیاد طول و ب) استحکام نهائی و کرنش حقيقي بر حسب	۱۹
زمان پیرسازی در آلیاژ ۳۱۹ تیکسوگست	
شکل ۸-۲) تصویر میکروسکوپ الکترونی (BSE) ذرات فاز سیلیسیم گلبولي شده در آلیاژ ۳۱۹ همگن شده	۲۰
در $500^{\circ}C$ به مدت چهار ساعت	
شکل ۹-۲) تغییرات مورفولوژی فاز سیلیسیم با زمان همگن سازی در آلیاژ ۳۵۶	۲۱
شکل ۱۰-۲) شماتیک گلبولي شدن ذرات سیلیسیم یوتکتیک در طی عملیات حرارتي در آلیاژهای ریختگی	۲۵
شکل ۱۱-۲) تصویر میکروسکوپ الکترونی فاز سیلیسیم گلبولي شده ($700^{\circ}X$)	۲۵
شکل ۱۲-۲) اثر ازدیاد دمای تغییر شکل بر منحنی تنش-کرنش	۳۰
شکل ۱۳-۲) تغییرات منحنی تنش کرنش با ازدیاد دمای تغییر شکل آلیاژ ۵۰۸۵	۳۰
شکل ۱۴-۲) منحنی تنش کرنش برای آلیاژ $Al-1\%Mg$ در دمای $400^{\circ}C$ با سرعت کرنش‌های متفاوت	۳۱
شکل ۱۵-۲) منحنی تنش کرنش برای آلیاژ ۷۰۱۲ آلومینیم در دما و سرعت کرنش متفاوت	۳۱
شکل ۱۶-۲) منحنی تنش حقيقي کرنش حقيقي برای شرایط مختلف رسوب دهی	۳۳
شکل ۱۷-۲) منحنی تنش کرنش برای آلیاژ ۷۰۱۲ و ۷۰۷۵ آلومینیم در سرعت کرنش 0.1 sec^{-1}	۳۷
شکل ۱-۳) شماتیک سیکل فرآیند ترمومکانیکی	۴۲
شکل ۲-۳) شماتیک سیکل فرآیند همگن سازی و سیکل عملیات ترمومکانیکی اعمالی برای آلیاژ $Al(A356)$	۴۲
ریختگی در قالب دائم	
شکل ۳-۳) نمونه‌ای از نتایج آنالیز تصویری	۴۵
آلیاژ $ALTHIX(A356)$ تغییر شکل داده در در دمای $460^{\circ}C$ و سرعت کرنش 0.1 sec^{-1}	

عنوان:	شماره صفحه
شکل ۴-۱) ساختار اولیه آلیاژ ALTHIX(A۳۵۶) حکاکی توسط محلول ۰/۵ درصد HF	۵۱
شکل ۴-۲) تصویر میکروسکوپ الکترونی شبکه تیغه‌های سیلیسیم در فاز یونکتیک آلیاژ ALTHIX(A۳۵۶) در حالت حکاکی عمیق توسط محلول Keller	۵۱
شکل ۴-۳) تصویر میکروسکوپ الکترونی فاز سیلیسیم در ناحیه یونکتیک آلیاژ ALTHIX(A۳۵۶) در حالت حکاکی عمیق توسط محلول Keller	۵۱
شکل ۴-۴) اثر میکروسختی بر آلیاژ ALTHIX(A۳۵۶) الف (فاز یونکتیک و ب) فاز آلومینیم آلفا	۵۳
شکل ۴-۵) ریزساختار آلیاژ Al(A۳۵۶) در حالت ریختگی، حکاکی شده توسط محلول ۰/۵ درصد HF	۵۵
شکل ۴-۶) تصویر میکروسکوپ الکترونی نمونه Al(A۳۵۶) در حالت ریختگی (حکاکی عمیق شده توسط محلول Keller).	۵۵
شکل ۴-۷) ریزساختار آلیاژ Al(A۳۵۶) بعد از عملیات همگن سازی (محلول سازی)، حکاکی توسط محلول HF ۰/۵٪	۵۵
شکل ۴-۸) منحنی تنش حقیقی- کرنش حقیقی آلیاژ ALTHIX(A۳۵۶) در سرعت کرنش ثابت 1 sec^{-1} و 0.001 sec^{-1}	۵۷
شکل ۴-۹) منحنی تنش حقیقی- کرنش حقیقی آلیاژ Al(A۳۵۶) در سرعت کرنش ثابت 1 sec^{-1} و 0.001 sec^{-1}	۵۷
شکل ۴-۱۰) تغییرات تنش حقیقی با دما در سرعت کرنش 1 sec^{-1} و 0.001 sec^{-1} و کرنش متناظر ۰/۰۵	۵۸
شکل ۴-۱۱) منحنی تنش حقیقی-کرنش حقیقی آلیاژ ALTHIX(A۳۵۶)	۶۰
شکل ۴-۱۲) منحنی تنش-کرنش حقیقی آلیاژ Al(A۳۵۶)	۶۱
شکل ۴-۱۳) منحنی تغییرات تنش حقیقی با سرعت کرنش در دماهای مورد آزمایش در کرنش متناظر ۰/۰۵	۶۲
شکل ۴-۱۴) مقایسه تنش حقیقی - کرنش حقیقی آلیاژهای مورد آزمایش در دمای 420°C و سرعت کرنش 1 sec^{-1} و 0.001 sec^{-1}	۶۳
شکل ۴-۱۵) تصاویر میکروسکوپ الکترونی مورفولوژی اولیه فاز سیلیسیم (Si)	۶۵
شکل ۴-۱۶) ریزساختار آلیاژ ALTHIX(A۳۵۶) بعد از تغییر شکل در دمای $T=420^\circ\text{C}$ و سرعت کرنش 1 sec^{-1} و 0.001 sec^{-1}	۶۷
شکل ۴-۱۷) تصاویر میکروسکوپ الکترونی از مورفولوژی فاز سیلیسیم در آلیاژ ALTHIX(A۳۵۶)، سرعت کرنش 1 sec^{-1} و مقدار کرنش ۰/۰۶	۶۸
شکل ۴-۱۸) تغییرات تعداد ذرات سیلیسیم بر واحد سطح (میلیمتر مربع) با دمای تغییر شکل در آلیاژهای مورد استفاده سرعت کرنش 1 sec^{-1} و 0.001 sec^{-1}	۶۹
شکل ۴-۱۹) تغییرات نسبت ابعادی، فاکتور شکل و متوسط قطر ذرات سیلیسیم با دمای تغییر شکل سرعت کرنش 1 sec^{-1} و 0.001 sec^{-1} در آلیاژ ALTHIX(A۳۵۶)	۶۹
شکل ۴-۲۰) تغییرات نسبت ابعادی، فاکتور شکل و متوسط قطر ذرات سیلیسیم با دمای تغییر شکل در آلیاژ Al(A۳۵۶)	۷۱

عنوان:	شماره صفحه
شکل ۴-۲۱) تصاویر میکروسکوپ الکترونی از مورفولوژی فاز سیلیسیم در آلیاژ Al(A۳۵۶) پس از تغییر شکل با سرعت کرنش 0.001 sec^{-1} تا مقدار کرنش ۰/۶	۷۲
شکل ۴-۲۲) تغییرات نسبت ابعادی، فاکتور شکل و متوسط قطر ذرات سیلیسیم با دمای تغییر شکل در آلیاژ Al(A۳۵۶) عملیات همگن سازی شده	۷۴
شکل ۴-۲۳) اثر سرعت کرنش بر ریزساختار آلیاژ ALTIX(A۳۵۶) در دمای 460°C و مقدار کرنش متناظر ۰/۶	۷۶
شکل ۴-۲۴) اثر سرعت کرنش بر تیغه های سیلیسیم در آلیاژ Al(۳۵۶) در دمای 540°C	۷۷
شکل ۴-۲۵) تغییرات استحکام نهائی با دمای تغییر شکل در آلیاژ	۸۲
شکل ۴-۲۶) مقایسه استحکام تسلیم آلیاژها در سرعت کرنش 0.001 sec^{-1}	۸۲
شکل ۴-۲۷) تغییرات مقدار ازدیاد طول کل تا شکست با تغییر دمای تغییر شکل	۸۵
شکل ۴-۲۸) مقایسه تغییرات مقدار ازدیاد طول کل تا شکست با تغییر دمای تغییر شکل در آلیاژهای مورد استفاده در سرعت کرنش 0.001 sec^{-1}	۸۵
شکل ۴-۲۹) تغییرات سختی(برینل) با سرعت کرنش های مختلف	۸۸
شکل ۴-۳۰) مقایسه تغییرات سختی(برینل) آلیاژهای مورد استفاده در سرعت کرنش 0.001 sec^{-1}	۸۸
شکل ۵-۱) مقایسه تنش حقیقی - کرنش حقیقی دو آلیاژ مورد آزمایش در دمای 500°C	۹۵
شکل ۵-۲) تصویر میکروسکوپ الکترونی آلیاژ A۳۵۶ همگن شده و بدنبال آن تغییر شکل در دمای 420°C و با سرعت کرنش 0.001 sec^{-1}	۹۶
شکل ۵-۳) نمودار درصد کار نرمی نسبی بر حسب دمای تغییر شکل گرم	۹۸
شکل ۵-۴) شماتیک خرد و کروی شدن تیغه سیلیسیم در حین تغییر شکل	۱۰۱
شکل ۵-۵) نمودار اختلاف استحکام نهائی نمونه های ریختگی و همگن شده آلیاژ Al(A۳۵۶)	۱۰۵
شکل ۵-۶) میزان کروی شدن تیغه های Si با دمای تغییر شکل در آلیاژ Al(A۳۵۶)	۱۱۱
شکل ۵-۷) میزان کروی شدن تیغه های Si با سرعت کرنش شکل در آلیاژ Al(A۳۵۶) در کرنش متناظر ۰/۶	۱۱۱
شکل ۵-۸) تغییرات آلیاژ Al(A۳۵۶) با میزان کروی شدن تیغه های Si	۱۱۲
شکل ۵-۹) نمودار تغییرات Q با تغییرات دمای تغییر شکل در سرعت کرنش های مختلف	۱۱۴

فصل اول :

مقدمه

۱- مقدمه

آلیاژ $A\bar{3}56$ (Al-7Si-0.35Mg) بعلت خواص منحصر بفردی چون سیالیت و قابلیت ریخته‌گری عالی، قابلیت عملیات حرارتی و مقاومت به سایش مناسب، بعنوان یکی از مهمترین آلیاژهای Al-Si مطرح بوده و کاربرد بسیار گسترده‌ای در صنایع استراتژیک نظیر صنایع دفاع، هوا فضا و صنایع خودرو سازی دارد. ویژگی بارز این آلیاژ که منجر به پیدایش کاربردهای مذکور شده است، خواص مکانیکی و به خصوص نسبت استحکام به وزن بالای آن می‌باشد.

این آلیاژ معمولاً در حالت ریختگی با ساختار دندریتی مورد استفاده قرار می‌گیرد. در چند دهه اخیر تحقیقات زیادی جهت انجام فرآیند ریخته‌گری در حالت نیمه جامد (Semi-Solid: SS) و شکل دهی آن در ناحیه دو فازی جهت حصول ساختار گلوبولی فاز آلومینیم آلفا و نتیجتاً خواص مکانیکی بهتر با هزینه کمتر صورت پذیرفته است. ساختار آلیاژ $A\bar{3}56$ ریخته شده در حالت نیمه جامد^۱ (ALTHIX(A356)) شامل فاز گسترده آلومینیم آلفای گلوبولی می‌باشد. از مزیت‌های مهم ساختار گلوبولی حاصله شکل‌پذیری بالاتر، چقرمگی بیشتر و حذف خلل فرج و حفرات گازی و انقباضی است.

از آنجائیکه عملیات ترمومکانیکی یکی از روش‌های مهم فرآوری مواد می‌باشد، در این راستا جهت بهینه سازی فرآیند و افزایش بهره‌وری، استفاده همزمان عملیات حرارتی و مکانیکی (ترمومکانیکی) جهت حصول خواص مکانیکی مطلوب مطرح شده است. در این عملیات با کنترل پارامترهایی همچون لغزش و صعود نابجائی‌ها، تبلور مجدد و رشد دانه‌ها، رسوب گذاری و قفل شدن محلولی و کنترل پارامترهای اصلی فرآیند همچون دمای تغییر شکل، میزان کرنش و سرعت کرنش می‌توان به خواص مکانیکی مورد نظر دست یافت. از جمله خواص مطلوب می‌توان به ریز و همگن شدن ساختار نهائی (جهت حصول استحکام و چقرمگی دلخواه)، ایجاد فاز سیلیسیم با ساختار مناسب جهت حصول درصد ازدیاد طول بیشتر، اشاره نمود.

هدف از پژوهش حاضر بررسی تاثیر ساختار گلبولی آلومینیم آلفا و همچنین پارامترهای مختلف ترمومکانیکی بر رفتار کار گرم آلیاژ A۳۵۶ ریخته شده در حالت نیمه جامد ((ALTHIX(A356) و مقایسه آن با آلیاژ ریختگی A۳۵۶ می باشد. بدین منظور آزمایشهای فشار گرم در دماهای مختلف و با نرخ کرنشهای متفاوت بر روی این آلیاژ انجام گرفت.

جهت برآورده ساختن این نیاز و حصول نتایج مورد نظر، منابع موجود در فصل دوم گردآوری، خلاصه و دسته بندی شد. در فصل سوم بر اساس رهیافتهای حاصل از منابع، روشهای تحقیق بیان شده است. نتایج آزمایشها و بحث در خصوص آنها در فصلهای چهارم و پنجم به تفصیل ارائه شده اند. نهایتا در فصل ششم نتیجه گیری حاصل از تحقیقات و پژوهش حاضر بطور خلاصه تبیین شده است.

فصل دوم:

مروری بر منابع

۲- مروری بر منابع

۲-۱- آلیاژهای ریختگی آلومینیم - سیلیسیم

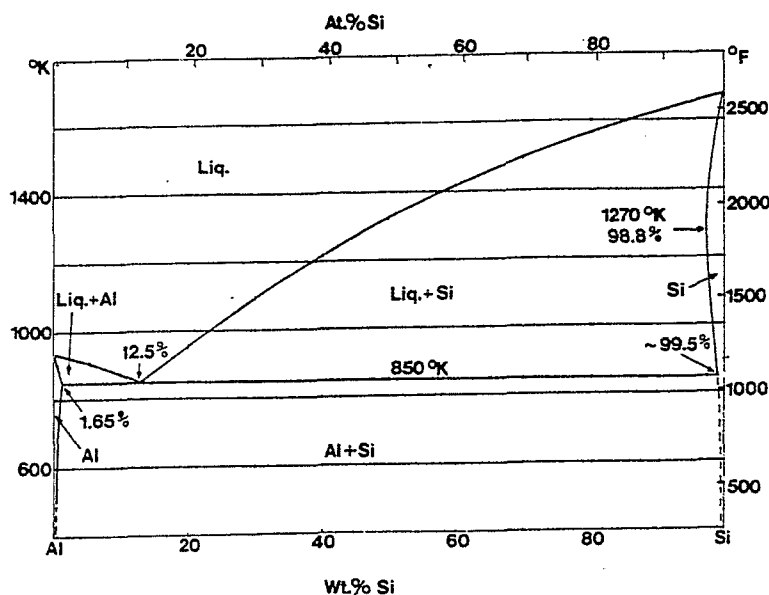
آلیاژهای ریختگی Al-Si به علت خواص منحصر بفردی چون نسبت استحکام به وزن بالا، مقاومت به خوردگی مناسب، سیالیت و قابلیت ریخته‌گری عالی، مقاومت به ترک گرم، قابلیت جوشکاری مناسب و همچنین ضریب انبساط حرارتی پائین کاربرد صنعتی بسیار گسترده‌ای دارند. بطوریکه بر اساس آمار موجود ۹۰-۸۵٪ از قطعات ریختگی آلومینیمی را قطعات ساخته شده از آلیاژهای ریختگی Al-Si تشکیل می‌دهند [۱]. با توجه به اینکه وزن مخصوص سیلیسیم ($\frac{g}{cm^3} 2/3$) نزدیک به وزن مخصوص آلومینیم ($\frac{g}{cm^3} 2/7$) می‌باشد، این عنصر یکی از معدود عناصری است که می‌تواند به آلومینیم اضافه شود، بدون آنکه خواص منحصر به فرد ناشی از وزن مخصوص کم آلومینیم را تغییر دهد. سیلیسیم در آلیاژهای آلومینیم موجب افزایش سیالیت، افزایش به مقاومت به پارگی گرم، کاهش انقباض و بهبود مشخصات تغذیه‌ای آلیاژ می‌گردد [۲ و ۳]. آلیاژهای دوتائی آلومینیم - سیلیسیم در دمای $577^\circ C$ ($850^\circ K$) و ترکیب ۱۲/۵٪ سیلیسیم تشکیل یک یوتکتیک می‌دهند (شکل ۲-۱). بنابراین بسته به مقدار سیلیسیم، این آلیاژها به سه گروه تقسیم می‌شوند [۳]:

۱. آلیاژهای هیپویوتکتیک Si (۱۲/۵-۱/۶۵)٪

۲. آلیاژهای یوتکتیک Si ۱۲/۵٪

۳. آلیاژهای هیپر یوتکتیک Si (۱۲/۵-۹۹/۵)٪

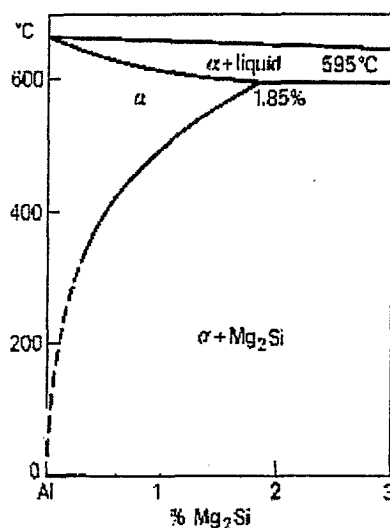
بسته به درجه خلوص عناصر اصلی، این آلیاژها دارای ناخالصی‌هایی نظیر آهن، منگنز، مس و روی می‌باشند. معمولا منیزیم و مس برای بهبود خواص مکانیکی و سختی پذیری به این آلیاژها اضافه می‌شوند. بخشی از ناخالصی‌ها و عناصر آلیاژی بصورت محلول جامد به زمینه وارد شده و قسمتی از آنها نیز در طی فرآیند انجماد تشکیل ترکیبات بین فلزی خواهند داد.



شکل ۲-۱) دیاگرام فازی آلومینیم - سیلیسیم [۳].

۲-۱-۱-۲- آلیاژهای ریختگی آلومینیم - سیلیسیم - منیزیم

گروه مهمی از آلیاژهای ریختگی آلومینیم - سیلیسیم، آلیاژهای پیر سخت شونده حاوی منیزیم می‌باشند. سیستم آلیاژی Al-Si-Mg توسط یک دیاگرام شبه دوتائی $Al-Mg_2Si$ معرفی می‌شوند (شکل ۲-۲). همانطور که از نمودار مشاهده می‌شود حضور منیزیم سبب می‌گردد که این آلیاژ قابلیت عملیات حرارتی محلولی پیدا نماید [۱]. میزان منیزیم اصولاً کمتر از ۰/۷۵٪ است زیرا مقادیر زیاد این عنصر موجب کاهش سیالیت و افت خواص تغذیه‌ای آلیاژ می‌گردد [۴]. آلیاژهای هیپوئوتکتیک Al-Si-Mg بویژه معروفترین آلیاژ آن یعنی $Al-7Si-0.35Mg$ یا آلیاژ ۳۵۶، کاربرد گسترده‌ای به خصوص در صنایع خودروسازی و هوافضا دارند [۱]. ترکیب شیمیائی آلیاژ ۳۵۶ در جدول ۲-۱ داده شده است [۳].



شکل ۲-۲) دیاگرام فازی شبه دوتائی Al-Mg₂Si [۲].

جدول ۱-۲) درصد وزنی ترکیب شیمیائی آلیاژ ریختگی ۳۵۶ [۳]

آلیاژ ۳۵۶	Si	Mg	Cu	Fe	Zn	سایر عناصر
درصد وزنی	۶/۵۰-۷/۵۰	۰/۲۵-۰/۴۵	۰/۲۰	۰/۲۰	۰/۱۰	۰/۱۵

۲-۱-۲- تاثیر عناصر آلیاژی بر خواص آلیاژهای ریختگی Al-Si-Mg

منیزیم

یکی از گروه‌های مهم آلیاژهای Al-Si آنهاست که مانند گروه ۳۵۶ توسط فاز Mg₂Si سخت می‌شوند. مقادیر جزئی از این عنصر، بطور معمول برای بهبود خواص مکانیکی مخصوصاً استحکام آلیاژهای Al-Si مورد استفاده قرار می‌گیرد. همچنین منیزیم سبب افزایش مقاومت به خوردگی می‌شود [۳]. نتایج بیانگر این است که افزایش منیزیم تا مقادیر بیشتر از ۰/۶۴٪ استحکام را تقویت و باعث کاهش درصد ازدیاد طول می‌شود [۲].

مس

در آلیاژهای Al-Si-Mg بعنوان یک ناخالصی مطرح می‌باشد. این عنصر در مقادیر بالا سبب کاهش مقاومت به پارگی گرم و قابلیت ریخته‌گری شده و همچنین مقاومت به خوردگی را کاهش می‌دهد [۱].

آهن

آهن بعنوان یک عنصر ناخالصی و مضر در اغلب آلیاژهای تجاری آلومینیم یافت می‌شود این عنصر در اثر ترکیب با آلومینیم و سیلیسیم تشکیل فازهای بین فلزی یا ترکیبات پیچیده می‌دهد. این ترکیبات بصورت سخت ریزه عمل نموده و اثرات تخریبی زیادی بر خواص مکانیکی می‌گذارند [۵]. با افزایش میزان آهن قابلیت تغییر شکل و استحکام کششی (جدول ۲-۲) کاهش خواهد یافت [۲ و ۳].

جدول ۲-۲ اثر مقدار آهن در خواص کششی آلیاژ A۳۵۶ عملیات حرارتی شده (T6) [۵]

Fe	UTS(Mpa)	El(%)	$Q=UTS+150\log El$
۰/۰۷	۲۸۰	۶/۲	۴۰۰
۰/۱۳	۲۷۰	۴/۳	۳۶۵

منگنز

بعنوان یک عنصر ناخالصی مطرح می‌باشد. اضافه نمودن این عنصر سبب افزایش مقاومت به خستگی و خزشی می‌شود. این عنصر در آلیاژهای محتوی آهن با مقادیر بالا، برای بهبود قابلیت تغییر شکل اضافه می‌گردد [۳]. معمولاً اضافه کردن منگنز باعث شکسته شدن فاز بین فلزی β (Al_5FeSi) سوزنی شکل شده و خواص ریخته‌گری و مکانیکی بهبود می‌یابد [۶].

تیتانیم

بطور معمول برای ریز کردن ساختار آلیاژهای ریختگی آلومینیم مورد استفاده قرار می‌گیرد و عموماً با مقادیر کمتری از عنصر بر همراه می‌باشد. بعنوان یک قاعده کلی، معمولاً آمیزان Al-3%Ti-1%B برای وارد شدن ۰/۰۲-۰/۰۱ تیتانیم به آلیاژ، بیشترین مورد استفاده را دارا می‌باشد [۳].

مولیبدن

در آلیاژهای آلومینیم بعنوان ناخالصی مطرح بوده و در حد ۰/۱-۱ ppm قابل مشاهده است. این عنصر تا حد ۰/۳٪ سبب اصلاح ساختار می‌شود. همچنین این عنصر باعث بهسازی ترکیبات بین فلزی شده، اما معمولاً با این هدف بکار برده نمی‌شود [۵].

۲-۱-۳- ریزساختار آلیاژهای ریختگی A۳۵۶ آلومینیم

آلیاژهای گروه ۳۵۶ با داشتن ۶/۵-۷/۵٪ سیلیسیم در دسته آلیاژهای هیپوئوتکتیک قرار می‌گیرند. در آلیاژهای هیپوئوتکتیک، ترتیب تشکیل فازها در حین سرد شدن مذاب بصورت زیر می‌باشد:

۱. تشکیل شبکه دندریتی α -Al

۲. واکنش یوتکتیکی Al-Si

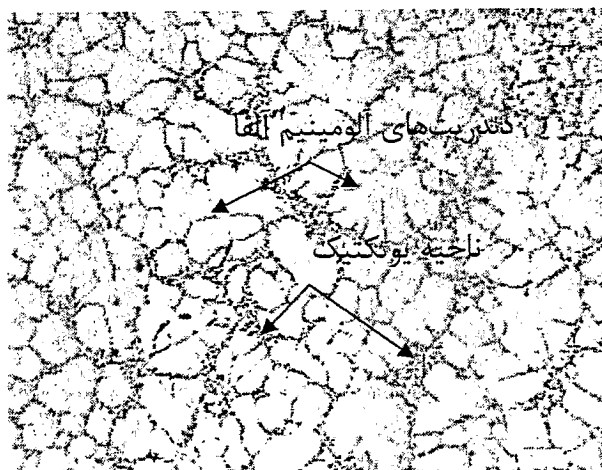
۳. رسوبات ثانویه نظیر Mg_2Si و Al_2Cu

جدول ۲-۳ ترتیب تشکیل فازها در حین انجماد در آلیاژ هیپوئوتکتیک Al-Si را نشان می‌دهد [۳]. همانگونه که در این جدول مشاهده می‌گردد، آلیاژ ۳۵۶ با کاهش دما در حین فرآیند انجماد فازهای مختلفی تشکیل شده که مهمترین آنها فاز گسترده دندریتی آلومینیم α و فاز دوم شامل ناحیه انجمادی یوتکتیک است (شکل ۲-۳). ناحیه یوتکتیک شامل تیغه‌های سیلیسیم و رسوب‌های Mg_2Si ، β - Al_2Cu و θ و $AlFeSi$ در زمینه آلومینیمی می‌باشد. رسوب فازهای منگنز و آهن نیز در این آلیاژ قابل مشاهده است [۳]. این فازها (فازهای یوتکتیکی) در حین فرآیند همگن

سازی در زمینه حل شده و یا مورفولوژی آنها (فاز سیلیسیم) تغییر می‌کند. که در بخش‌های بعدی به توضیح آن پرداخته می‌شود.

جدول ۲-۳) ترتیب تشکیل رسوبات فازی در آلیاژهای هیپوئوتکتیک Al-Si می‌باشد [۳]

مشخصات	فاز رسوب یافته	T (°C)
پیش دندریتی	فاز ابتدایی (بصورت رسوب) $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$	۶۵۰
دندریتی	دندریتهای آلومینیم و Al_3FeSi و یا $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$	۶۰۰
یوتکتیک	یوتکتیک Al+Si Al_3FeSi Mg_2Si	۵۵۰
فاز جامد	Al_2Cu و فازهای کمپلکس دیگر	۵۰۰



ب

الف

شکل ۲-۳) ریزساختاری آلیاژ ۳۵۶

الف) ناحیه گسترده دندریتهای آلومینیم آلفا و ناحیه یوتکتیک
ب) ناحیه یوتکتیک شامل تیغه‌های سیلیسیم در زمینه آلومینیم [۳].

انجماد آهسته این آلیاژ تولید ریزساختار بسیار درشتی را می‌کند که در آن ساختار یوتکتیک بصورت ناحیه‌ای محتوی صفحات با سوزن‌های بزرگ سیلیسیم در یک زمینه پیوسته آلومینیمی تشکیل شده است (شکل ۲-۳ ب). خود یوتکتیک از شبکه‌های مجزا که در آن ذرات سیلیسیم ظاهراً

به هم مرتبط شده‌اند تشکیل شده است. این نوع یوتکتیک درشت بعلت طبیعت ترد صفحات درشت سیلیسیم دارای انعطاف پذیری پائینی می‌باشد. معمولاً این آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیم با ریزساختار درشت را که شامل ذرات ناپیوسته و سخت سیلیسیم در زمینه آلومینیم می‌باشد به عنوان مواد کامپوزیتی با قابلیت تغییر شکل بالا در نظر می‌گیرند [۲]. افزایش سرعت انجماد باعث کاهش اندازه سلول‌های دندردیتی و دستیابی به ذرات بین فلزی کوچکتر و ساختار یوتکتیک ظریفتر می‌شود [۳].

۲-۱-۴-ارتباط بین ریزساختار، درشت ساختار و خواص مکانیکی در آلیاژ آلومینیم A۳۵۶

خواص مکانیکی در آلیاژ A۳۵۶ رابطه مستقیم با ریز ساختار دارد. عوامل مختلفی ساختار متالورژیکی قطعات ریختگی از آلومینیم A۳۵۶ را تحت تاثیر قرار می‌دهند که مهمترین آنها عبارتند از [۴]:

۱. ترکیب شیمیائی، به ویژه مقدار عناصر سیلیسیم و منیزیم و ناخالصی‌هایی نظیر آهن
 ۲. سرعت انجماد که وابسته به عوامل مختلفی نظیر جنس قالب و ضخامت قطعه ریختگی می‌باشد.
 ۳. نوع فرآیند ریخته‌گری
 ۴. عملیات حرارتی، در آلیاژهای آلومینیم این عملیات شامل عملیات همگن سازی، سرمادهی و سپس پیرسازی می‌باشد
- تاثیر عناصر آلیاژی در قسمت ۲-۱-۲ بررسی شد. اضافه کردن انواع جوانه‌زها و عناصر به‌ساز به ترکیب شیمیائی با تاثیر بر پارامترهای ریزساختاری مانند کاهش اندازه دانه‌ها و تغییر مورفولوژی سیلیسیم از تیغه‌ای شکل به حالت کروی، باعث بهبود خواص مکانیکی می‌شوند.
- نوع فرآیند ریخته‌گری با توجه به تکنیک مورد استفاده برای کاهش عیوب ریختگی، بر ساختار قطعه ریختگی، اندازه عیوب ریختگی نظیر مک‌های گازی و انقباضی و آخال‌ها موثر است. حضور مک در قطعات ریختگی چه بصورت گازی و چه انقباضی که در آلیاژ ۳۵۶ اجتناب ناپذیر است، تاثیر بسزائی

بر روی کاهش خواص مکانیکی دارد. تشکیل مک در آلیاژهای آلومینیم - سیلیسیم - منیزیم می‌تواند در نتیجه دو مکانیزم زیر باشد [۵]:

۱. انقباض ناشی از انجماد در فصل مشترک جامد - مذاب (ناحیه خمیری) که باعث ایجاد انقباض میکرونی می‌شود. با بهینه کردن روش ریخته‌گری و استفاده از ریخته‌گری در حالت نیمه جامد این اثر کمتر می‌شود.

۲. حفرات ریز گازی ناشی از کاهش حلالیت هیدروژن در آلومینیم در حین انجماد. همچنین خواص مکانیکی به شکل و اندازه دانه‌ها، دندریته‌ها، اندازه و شکل و نحوه توزیع ذرات فاز دوم (رسوبات) و مورفولوژی فاز سیلیسیم یوتکتیک از لحاظ شکل، توزیع و اندازه وابسته است که با کنترل سرعت انجماد و بهینه کردن روش ریخته‌گری کنترل می‌شود. روش دیگر بهبود خواص مکانیکی عملیات حرارتی است که بر پارامترهای ریزساختاری ذکر شده تاثیر می‌گذارد [۳ و ۶].

۲-۱-۵- عملیات حرارتی آلیاژهای ریختگی آلومینیم A۳۵۶

آلیاژهای ریختگی Al-Si-Mg معمولا برای دستیابی به خواص استحکامی مطلوب، تحت عملیات حرارتی قرار می‌گیرند. فرآیند عملیات حرارتی بطور معمول عبارت است از: عملیات همگن سازی بمدت زمان طولانی که در نتیجه آن منیزیم و سیلیسیم در زمینه حل‌شده و یک محلول جامد همگن ایجاد خواهد شد، سرد کردن در آب برای ایجاد محلول جامد فوق اشباع و پیر سازی مصنوعی می‌باشد. در طی فرآیند همگن سازی، مورفولوژی فاز سیلیسیم یوتکتیک تغییر می‌کند. در واقع عملیات حرارتی همگن سازی دارای اثرات زیر بر آلیاژ A۳۵۶ می‌باشد [۳، ۵، ۶]:

۱- حل شدن ذرات Mg_2Si

۲- همگن شدن ساختار قطعه ریختگی

۳- تغییر مورفولوژی فاز سیلیسیم

مرکز اطلاعات در زمینه علم ایران
سیستم درک

فرآیند عملیات همگن سازی برای آلیاژ A۳۵۶ به صورت نگهداری در دمای °C ۵۴۰ بمدت زمان طولانی و سپس سرد کردن در آب و پیر سازی در محدوده حرارتی °C ۱۵۰-۲۰۰ انجام می‌گیرد. هدف از پیر سازی مصنوعی بعد از عملیات همگن سازی، راسب نمودن اجزائی است که در طی عملیات همگن سازی در زمینه حل شده‌اند. فرآیند رسوب گذاری در آلیاژهای Al-Si-Mg با خوشه‌ای شدن تیغه‌های سیلیسیم آغاز می‌شود این فرآیند سبب تشکیل مناطق کروی هم‌سیما با زمینه (مناطق Guinier- Preston G.P.) می‌گردد. این مناطق در ابتدا نامنظم بوده و دارای غلظت زیادی از جاهای خالی می‌باشند. با افزایش دمای فرآیند پیرسازی، نظم این مناطق بیشتر شده و شروع به رشد می‌نمایند تا اینکه بصورت میله‌ای و تا حدودی لایه‌ای شکل در می‌آیند (فاز β'). فاز β' با زمینه نیمه هم‌سیما (Semi-Coherent) می‌باشد. فاز تعادلی نهائی بر روی β' جوانه می‌زند فاز تعادلی نهائی فاز β (Mg_2Si) که با زمینه نا هم‌سیما است [۷ و ۸].

۲-۲- ریخته‌گری در حالت مخلوط جامد- مذاب (تیکسوکست) آلیاژ A۳۵۶ آلومینیم

ریخته‌گری فلزات در حالت نیمه جامد^۲ S.S.M. یا (S.S.C.) یکی از روش‌های نوین تولید قطعات ریخته‌گری است. در این روش بعد از تهیه مذاب با اعمال نیروی برشی در حین انجماد آلیاژ، بازوهای دندریتی تشکیل شده خرد می‌شوند و در مذاب در اثر غلطیدن روی یکدیگر به شکل گلبولی در می‌آیند. بطور معمول در اثر انجماد فلزات و آلیاژها شاخه‌های اولیه دندریتها رشد کرده و بهم متصل می‌شوند به طوری که بلافاصله پس از اینکه کسر کوچکی از مذاب منجمد شد ویسکوزیته بشدت افزایش یافته و سیلان عملاً کاهش می‌یابد. اما در روش‌های نیمه جامد شاخه‌های دندریتها در اثر تلاطم و هم زدن شدید مذاب در خلال انجماد شکسته می‌شود. هر قطعه از شاخه شکسته دندریت به عنوان یک بلور جداگانه در آمده و دانه بندی خیلی ریزی بدون استفاده از مواد ریز کننده دانه در آلیاژ حاصل می‌گردد. بطور کلی روشهای ایجاد ساختار گلبولی (آلومینیم آلفا) در مخلوط نیمه جامد را می‌توان بصورت زیر تقسیم بندی کرد:

هم زدن مکانیکی

تلاطم الکترومغناطیسی

استفاده از سیکل‌های ترمومکانیکی

استفاده از مواد تلقیح کننده برای اصلاح ساختار آلومینیم[۹].

ساختار بدست آمده در این روش ریخته‌گری شامل ذرات گلبولی آلومینیم آلفا که توسط مذاب باقیمانده (ناحیه یوتکتیک) احاطه شده، می‌باشد. مهمترین مزیت این روش بدست آوردن ساختار گلبولی آلومینیم بجای ساختار دندریتی در روش‌های ریخته‌گری است که در نهایت خواص مکانیکی (افزایش طول، چقرمگی، شکل پذیری و ...) بهبود قابل توجهی می‌یابد[۹و۳].

امروزه رایج‌ترین روش صنعتی متالورژی در حالت نیمه جامد، روش تیکسوکست^۳ است که در آن بیلت‌های با ساختار گلبولی که عمدتاً با روش ریخته‌گری مداوم و هم‌زدن الکترومغناطیسی تولید

2 -Semi Solid Metal (Semi Solid Casting)

3 -Thixocasting

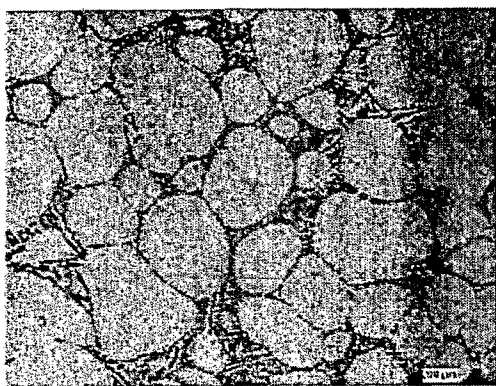
می‌شوند. به منظور رسیدن به شکل نهائی، بیلته‌ها با سیکل گرمائی ویژه دوباره گرم شده و سپس با روش‌های آهنگری یا دایکاست در حالت نیمه جامد (مذاب-جامد) شکل داده می‌شوند. از محدودیت‌های روش تیکسوکست عدم امکان بازیابی راهگاه‌ها و قطعات برگشتی در کارگاه را می‌توان نام برد.

با توجه به محدودیت‌های روش تیکسوکست روش‌های رئوکست^۲ اخیراً مورد توجه خاصی قرار گرفته است. در این روش مذاب با دمای کنترل شده تهیه و با استفاده از مواد اصلاح کننده ساختار عملیات بهسازی بر مذاب انجام شده در ادامه مذاب داخل قالب‌هایی معمولاً به شکل استوانه‌ای با سایز معین ریخته شده با کنترل سرعت سرد کردن ساختار شبه کروی در بیلته ایجاد می‌کنند در نهایت بیلته نیمه جامد (شامل درصد کنترل شده‌ای از مذاب و جامد) به درون قالب شکل دهی با کنترل دما تزریق می‌گردد.

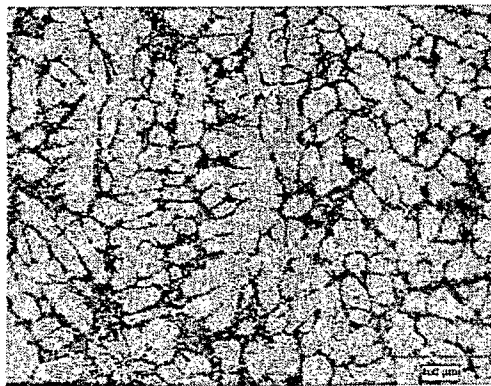
۲-۲-۱- تغییر ساختار دندریتی در حین انجماد در اثر تلاطم (بهمزدن)

با کاهش دمای مذاب در حال تلاطم، کم کم اولین جوانه‌های جامد بصورت ستونی بوجود می‌آید که در جهت ترجیهی و کاهش دمای ذوب موضعی در این ناحیه، بازوهای جانبی دندریتی شروع به شکل گیری می‌نماید (شکل ۲-۴ الف). بازوهای جانبی دندریتی تحت تأثیر نیروهای برشی ناشی از سیلان، تغییر شکل پلاستیک می‌یابند و در نهایت به شکل گلبولی در می‌آید (شکل ۲-۴ ب). مکانیزم خرد شدن دندریته‌ها به این صورت است که هنگام شروع انجماد نیروهای برشی وارد بر مذاب موجب شکسته شدن شاخه دندریته‌های اولیه می‌شود (شکل ۲-۵ الف). ذرات دندریته خرد شده شروع به رشد می‌کنند (شکل ۲-۵ ب) با ادامه سیلان شدید مذاب و اعمال نیروهای برشی، ساختار اصلاح شده‌ای از دندریته‌های بصورت گل رز بوجود می‌آید (شکل ۲-۵ ج). در اثر تداوم سیلان و اعمال نیروهای برشی، این ذرات با یکدیگر برخورد کرده و این برخوردها موجب سایش یا گلبولی شدن ذرات می‌شود. به این ترتیب دندریته‌های خرد شده آلومینیم آلفا گلبولی شکل می‌شوند (شکل ۲-۵ د). در صورتیکه

سرعت سرد کردن و سرعت برش به اندازه کافی زیاد باشد، ذراتی با ساختار گلبولی یا بیضوی بوجود می‌آیند (شکل ۲-۵) [۹].



ب

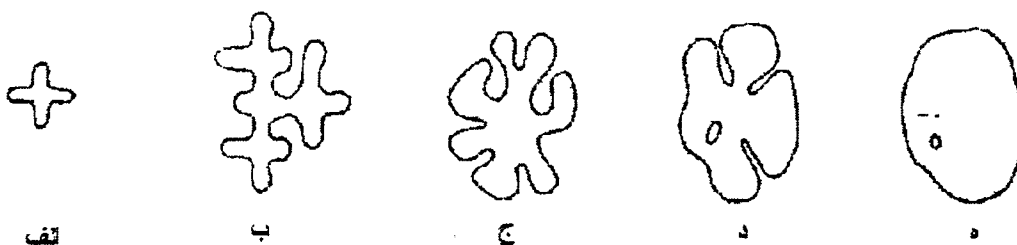


الف

شکل ۲-۴) ساختار ریختگی آلیاژ A۳۵۶ در حالت [۹]

الف) ریختگی

ب) ساختار ریختگی در حالت نیمه جامد (تیکسوکست)



هـ

د

ج

ب

ا

شکل ۲-۵) تغییرات ریزساختاری دندریته‌ها در حین همزدن در ناحیه مذاب-جامد [۹].

۲-۲-۲- مزایای فرآیند ریخته‌گری و شکل دادن در حالت نیمه جامد در آلیاژهای

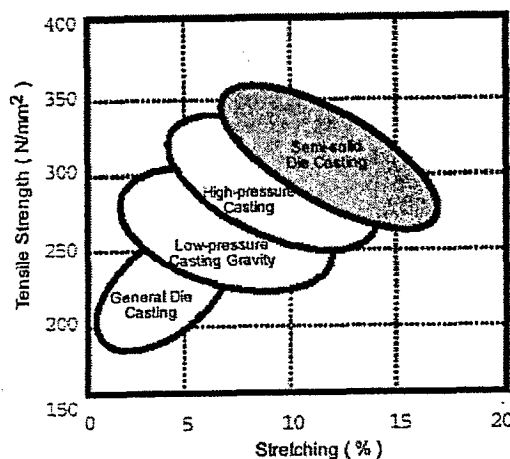
آلومینیومی

از جمله مزایای فرآیندهای ریخته‌گری و شکل دادن در حالت نیمه جامد نسبت به سایر روش‌های ریخته‌گری می‌توان به کاهش جدایش میکروسکوپی، افزایش استحکام ضربه، کاهش انقباض و ترک خوردن در داخل قالب در دمای پائین ریخته‌گری، تولید مواد کامپوزیت و بهبود رفتار شکست نرم اشاره نمود. مطالعات نشان می‌دهند که هر سه نوع جدایش دندریتی، یوتکتیکی و مرزدانه‌ای در آلیاژهای دارای ساختار آلومینیم آلفای گلبولی کاهش می‌یابد. علاوه بر جدایش یوتکتیکی، اختلاف بین مقدار عناصر در ناحیه بین مرزدانه‌ها و درون دانه‌ها در فرآیند ذوب جزئی این آلیاژها کم می‌شود. بهترین اثر ریختگی در حالت مذاب-جامد (ذوب جزئی) خارج شدن عناصر آلیاژی از فازهای غنی شده می‌باشد. آنالیز فازی نشان می‌دهد که تغییرات غلظت عناصر موجود در قطر یک ذره (گلبول آلومینیم آلفا) ثابت است. در ناحیه مرز ذرات گلبولی در فاصله چند میکرونی، افزایش غلظت عناصر آلیاژی مشاهده می‌شود که ناشی از انجماد مذاب باقیمانده در مرحله انجماد ثانویه است. در مرحله انجماد ثانویه، مذاب باقیمانده به ترکیب یوتکتیک می‌رسد و بین ذرات گلبولی منجمد می‌گردد. جدایش بین دندریتی (فازهای ثانویه ناشی از جدایش شدید عناصر آلیاژی) و جدایش درون دانه‌ای (coring) نیز کاهش می‌یابد، که دلیل آن اعمال فشار و برش در حین انجماد آلیاژ می‌باشد. بطور کلی کاهش جدایش بین دندریتی، دندریتی، مرزدانه‌ای و یوتکتیکی و نیز کاهش فازهای ثانویه و بهبود توزیع این فازها، همچنین کاهش حفرات انقباضی و عیوب متداول ریخته‌گری در مجموع موجب افزایش استحکام کششی آلیاژهای با ساختار گلبولی می‌گردد [۸ و ۹].

تحقیقات نشان داده‌اند که طبیعت ویسکوز آلیاژهای مخلوط نیمه جامد از نظر فیزیکی زمینه ساز ایجاد محیطی مناسب برای تشکیل و ترکیب ذرات فاز سوم و در نهایت تولید کامپوزیتهای زمینه فلزی تقویت شده با ذرات فاز سوم می‌باشد. هنگام شکل دادن کامپوزیت های زمینه فلزی در شرایط مخلوط نیمه جامد، زمان کافی برای ایجاد اتصال و چسبندگی خوب بین زمینه و فاز تقویت کننده وجود دارد [۹].

۳-۲-۲- اثر ساختار گلبولی آلومینیم آلفا بر خواص مکانیکی

بطور کلی کاهش ابعاد عیوب و کاهش عیوب متداول ریختگی نظیر حفره‌های انقباضی، انواع جدایش عناصر آلیاژی بین بازوهای دندریتی و مرزدانهای و یوتکتیکی و بهبود توزیع فازهای ثانویه در مجموع موجب افزایش خواص مکانیکی نظیر استحکام کششی و چقرمگی و عمرخستگی آلیاژهای با ساختار گلبولی می‌شوند (شکل ۲-۶).



شکل ۲-۶ مقایسه خواص کششی محصولات تولیدی در روش‌های مختلف ریختگی

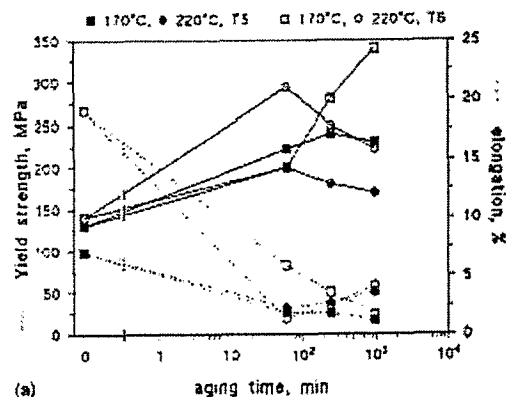
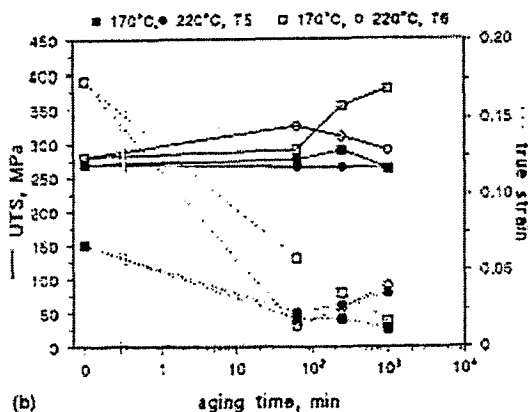
همچنین می‌توان بهبود خواص مکانیکی را به گسترش کمتر بازوهای دندریتی و فضای بین آنها و اندازه ذرات سیلیسیم نسبت داد. در اثر تلاطم امکان خرد شدن تیغه‌های سیلیسیم نیز وجود داشته و در ادامه ذرات سیلیسیم به شکل کروی نزدیک می‌شوند [۱۰].

با ترکیب خواص مکانیکی خوب ناشی از ریخته‌گری در حالت نیمه جامد و در ادامه با انجام عملیات حرارتی می‌توان به خواص مکانیکی عالی نظیر استحکام بالا و چقرمگی در محصول نهائی دست یافت. همانطور که در جدول ۲-۴ مشاهده می‌شود استحکام تسلیم و استحکام نهائی و کرنش شکست آلیاژ A۳۵۶ ریخته شده در حالت نیمه جامد نسبت به حالت ریختگی معمول افزایش یافته است. با انجام عملیات حرارتی T6 بر این آلیاژ کرنش شکست کاهش و استحکام تسلیم و استحکام نهائی افزایش یافته است [۱۰].

نتایج تحقیقات Jung و همکارانش نشان می‌دهد که استحکام کششی و درصد ازدیاد طول بدون انجام عملیات حرارتی یکنواخت نیست [۱۱]. با انجام عملیات حرارتی T6 (همگن سازی در دمای 540°C به مدت ۱۰ ساعت و پیرسازی در دمای 160°C به مدت شش ساعت) خواص کششی یکنواخت می‌شود. همچنین برای بدست آوردن خواص مکانیکی عالی باید اندازه گلبول آلومینیم آلفا کاهش یابد و گلبول آلومینیم آلفا حاوی بیشترین مقدار عناصر حل شونده بمنظور رسوب گذاری در حین فرآیند پیر سازی باشد. با کاهش اندازه گلبول‌های آلومینیم آلفا، داکتیلیتی و استحکام آلیاژ همزمان افزایش می‌یابد [۱۱].

جدول ۲-۴) مقایسه خواص مکانیکی دو روش ریختگی [۱۰]

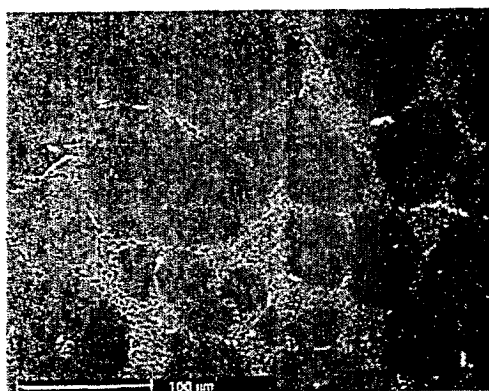
	σ_y (MPa)	UTS (MPa)	ϵ_f (%)
A356 as cast	۱۱۰	۱۸۹	۲/۵
A356 rheocast	۱۳۰-۱۱۳	۱۸۷-۲۲۰	۴/۰
A356-T6 rheocast	۳۰۰	۳۴۱	۲/۳



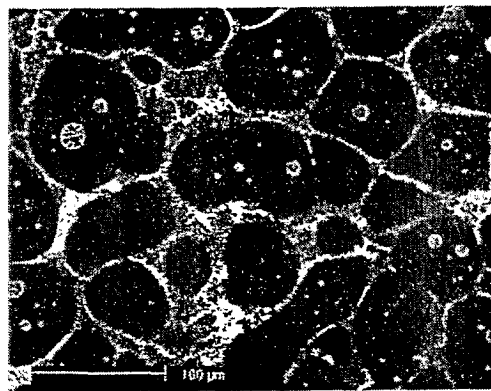
شکل ۲-۷) الف) تغییرات تنش تسلیم و درصد ازدیاد طول و ب) استحکام نهائی و کرنش حقیقی بر حسب زمان پیرسازی در آلیاژ ۳۱۹ تیکسوکست [۶].

نتایج تحقیقات Cerri و همکارانش بر تآثر عملیات حرارتی بر آلیاژ ۳۱۹ تیکسوکست نشان می‌دهد (شکل ۲-۷) که درصد ازدیاد طول با افزایش زمان عملیات حرارتی کاهش یافته و تنش تسلیم

و استحکام نهائی طی دو عملیات حرارتی T5 و T6 افزایش یافته است. علت افزایش تنش تسلیم و استحکام نهائی را به تشکیل رسوبات استحکام بخش Mg_2Si و Al_2Cu در زمینه آلومینیومی نسبت داده‌اند. همچنین نقطه شروع ($t=0$) در نمودار شکل ۲-۷ الف و ب که بیشترین درصد ازدیاد طول را دارد متعلق به داده‌های نمونه‌های همگن شده است. با انجام عملیات همگن سازی ذرات سیلیسیم به شکل گلبولی با قطر متوسط $3-4 \mu m$ تغییر کرده‌اند (شکل ۲-۸) [۶ و ۱۱].



ب) بعد از عملیات حرارتی



الف) قبل از عملیات حرارتی

شکل ۲-۸) تصویر میکروسکوپ الکترونی (BSE) ذرات فاز سیلیسیم گلبولی شده در آلیاژ ۳۱۹ همگن شده در $500^{\circ}C$ به مدت چهار ساعت [۶].

با توجه به اینکه در این گروه آلیاژهای ریختگی آلومینیومی مورفولوژی فاز سیلیسیم اثر قابل توجهی بر خواص مکانیکی دارد در این آلیاژها برای حذف عیوب ناشی از مورفولوژی فاز سیلیسیم (یعنی ابعاد، شکل و پراکندگی نامناسب فاز سیلیسیم در زمینه آلومینیوم) از روش‌های اصلاح با عناصر به‌ساز و کنترل سرعت سرد کردن استفاده می‌شود. در بخش بعد این روشها بررسی می‌شود.

۳-۲- اصلاح ساختاری آلیاژ ۳۵۶ آلومینیوم

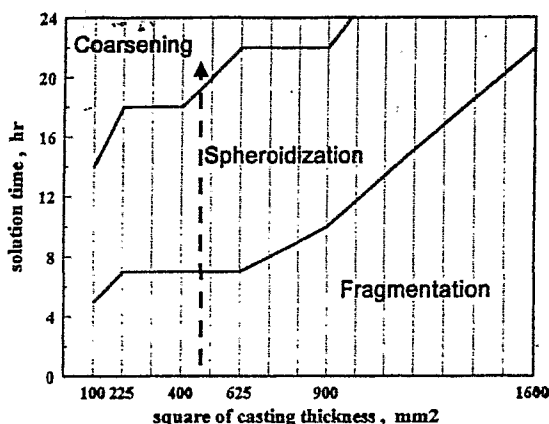
در آلیاژهای آلومینیم - سیلیسیم، کنترل ریزساختار در حین انجماد از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. هنگامیکه سیلیسیم یوتکتیک، ساختار ورقه‌ای (Lamellar) با مشخصات سوزنی (Accicular) به ساختار رشته‌ای (Fibrous) تبدیل می‌شود، خواص مکانیکی و به ویژه درصد ازدیاد طول کل تا شکست این آلیاژ افزایش می‌یابد. بطور کلی کنترل اندازه و تعداد ذرات فاز سیلیسیم در واحد سطح به سه روش امکان پذیر می‌باشد:

- ۱- در تمامی سرعت‌های سرد شدن و با اضافه نمودن عناصر خاص (بهسازی شیمیائی)^۱
- ۲- با افزایش سرعت انجماد تا حصول سرعت رشد بیش از $500 \frac{\mu m}{s}$ دستیابی به این سرعت در ریخته‌گری تحت فشار امکان پذیر است.

- ۳- بهسازی حرارتی با انجام فرآیند عملیات حرارتی محلولی [۱۲ و ۱۳].
- در این قسمت بهسازی حرارتی و مکانیزم‌های حاکم بر آن بررسی می‌شود.

۲-۳-۱- بهسازی فاز سیلیسیم با عملیات همگن سازی آلیاژ ۳۵۶ آلومینیم

در حین عملیات بهسازی حرارتی (عملیات همگن سازی) ابتدا ذرات فاز سیلیسیم به ذرات کوچک‌تر تقسیم شده و سپس کروی می‌شوند. با افزایش زمان همگن سازی، ذرات کروی شده شروع به درشت شدن می‌نمایند. همانطور که در شکل (۲-۹) دیده می‌شود در یک ضخامت مشخص با افزایش زمان همگن سازی ابتدا ذرات سیلیسیم شکسته و سپس شروع به گلبولی شدن و در نهایت ذرات گلبولی شده سیلیسیم شروع به رشد می‌کنند. مکانیزم این تغییر مورفولوژی در قسمت بعد به تفصیل شرح داده می‌شود [۱۴].



شکل ۲-۹) تغییرات مورفولوژی فاز سیلیسیم با زمان همگن سازی در آلیاژ ۳۵۶ [۱۵]

تأثیر دمای بهسازی (دمای همگن سازی) بر روی ریزساختار و بخصوص مورفولوژی سیلیسیم و خواص مکانیکی آلیاژ ۳۵۶ بر روی نمونه‌های تهیه شده در قالب ماسه‌ای و دائم در جدول ۲-۵ نشان داده شده است [۱۴]. همانطور که داده‌های جدول نشان می‌دهند زمان مورد نیاز برای بهسازی حرارتی فاز سیلیسیم یوتکتیک با افزایش دمای همگن سازی کاهش یافته است. همچنین دیده می‌شود که نمونه‌های ریختگی در قالب دائم در زمان کم و دمای ثابت خواص مکانیکی بالاتری نسبت به قالب ماسه‌ای دارند. علت این امر به کاهش زمان مورد نظر برای گلبولی شدن سیلیسیم با کاهش ابعاد سیلیسیم نسبت داده می‌شود. سرعت انجماد بیشتر در قالب دائم باعث کاهش ابعاد فاز سیلیسیم نمونه‌های مربوطه شده است [۱۴ و ۱۵].

جدول ۵-۲) خواص کششی نمونه‌های تهیه شده در قالب‌های ماسه‌ای بر حسب دما و زمان همگن سازی [۱۴]

ریخته‌گری در قالب دائم				ریخته‌گری در قالب ماسه‌ای			
درصد ازدیاد طول	استحکام نهائی (MPa)	استحکام تسلیم (MPa)	زمان (دقیقه)	درصد ازدیاد طول	استحکام نهائی (MPa)	استحکام تسلیم (MPa)	زمان (دقیقه)
دمای همگن سازی ۵۴۰ °C				دمای همگن سازی ۵۴۰ °C			
۶/۰	۳۲۲	۲۵۶	۲۵	۳/۴	۲۵۲	۱۹۳	۵۰
۵/۲	۳۲۶	۲۶۶	۵۰	۳/۷	۲۶۴	۱۹۶	۱۰۰
۵/۶	۳۳۰	۲۶۹	۱۰۰	۳/۹	۲۷۲	۲۱۲	۲۰۰
۸/۶	۳۳۶	۲۸۰	۵۰۰	۷	۲۸۱	۲۰۱	۱۶۰۰
دمای همگن سازی ۵۵۰ °C				دمای همگن سازی ۵۵۰ °C			
۵/۴	۳۲۲	۲۵۵	۲۵	۵/۲	۲۸۷	۲۲۱	۵۰
۵/۰	۳۵۴	۲۸۰	۵۰	۴/۲	۲۷۹	۲۱۲	۱۰۰
۵/۸	۳۲۵	۲۶۰	۱۰۰	۴/۷	۲۸۶	۲۱۷	۲۰۰
دمای همگن سازی ۵۶۰ °C				دمای همگن سازی ۵۶۰ °C			
۳/۲	۲۹۷	۲۵۶	۲۵	۴/۹	۲۷۱	۲۰۰	۵۰
۲/۵	۲۷۱	۲۲۹	۵۰	۲/۸	۲۶۹	۲۰۴	۱۰۰
۳/۲	۲۶۴	۲۳۰	۱۰۰	۴/۲	۲۴۹	۱۹۴	۲۰۰
دمای همگن سازی ۵۷۰ °C				دمای همگن سازی ۵۷۰ °C			
۱/۳	۲۴۱	۲۲۰	۵۰			-	۵۰

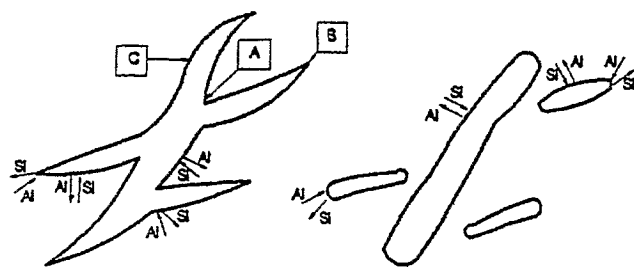
۲-۳-۲- تغییر مورفولوژی فاز سیلیسیم در اثر بهسازی حرارتی در آلیاژ A۳۵۶

همانطور که گفته شد یکی از مهمترین عوامل کنترل کننده خواص مکانیکی در آلیاژهای Al-Si مورفولوژی فاز سیلیسیم می باشد. اندازه، شکل و نحوه توزیع ذرات و مورفولوژی فاز سیلیسیم عوامل کنترل کننده خواص مکانیکی در آلیاژهای Al-Si می باشند. در شرایط معمول انجماد، فاز سیلیسیم بصورت صفحات خشن و سوزنی شکل تشکیل شده و می توانند بعنوان مکانهای جوانه زنی و اشاعه ترک عمل نموده و باعث تضعیف خواص مکانیکی شوند [۱۴-۲۱].

انحلال فاز سیلیسیم در زمینه به علت اینکه از مورفولوژی فاز سیلیسیم تبعیت می کند نمی تواند یک فرآیند با سرعت ثابت بشمار آید. سیلیسیم یک کریستال ناقص به شمار آمده و به علت انحنای سطحی، انرژی تغییر شکل شبکه آن ثابت نمی باشد و این امر بر روی انحلال سیلیسیم تاثیر می گذارد. بطور مثال با توجه به شکل ۲-۱۰ انحلال سیلیسیم در زمینه در مناطقی نظیر ریشه شاخه ها (الف) و یا نوک آنها (ب) بیشتر از وجوه صاف (ج) می باشد [۱۶]. در طی عملیات حرارتی انحلالی انتقال جرم اجزاء محلول از نواحی با انرژی بالا رخ می دهد. اتمهای سیلیسیم و زمینه در مکانهای الف و ب به نواحی ج نفوذ کرده در نتیجه شاهد انحلال سیلیسیم در مکانهای الف و ب و رسوب آن در مکان ج خواهیم بود. این انتقال جرم سیلیسیم سبب شکسته شدن و سپس کروی شدن سیلیسیم می گردد که سینتیک آن به سرعت نفوذ اتمهای محلول در زمینه بستگی دارد. کروی شدن و درشت شدن این فازهای ناپیوسته در دماهای بالا رخ می دهد [۱۷].

در حین فرآیند عملیات حرارتی ابتدا ذرات فاز سیلیسیم به ذرات کوچکتر تقسیم شده و سپس کروی می شوند. با افزایش زمان ذرات کروی شده شروع به درشت تر شدن می نمایند. در واقع کاهش انرژی فصل مشترک نیروی محرکه برای فرآیند کروی شدن و درشت شدن ذرات به شمار می آید و توسط نفوذ کنترل می شود. شکل ۲-۱۱ مورفولوژی فاز سیلیسیم گلبولی شده را در اثر عملیات حرارتی نشان می دهد [۲۱]. همانطور که در شکل مشاهده می شود در حین فرآیند عملیات حرارتی

ابتدا ذرات فاز سیلیسیم به ذرات کوچکتر تقسیم شده و سپس کروی شده اند.



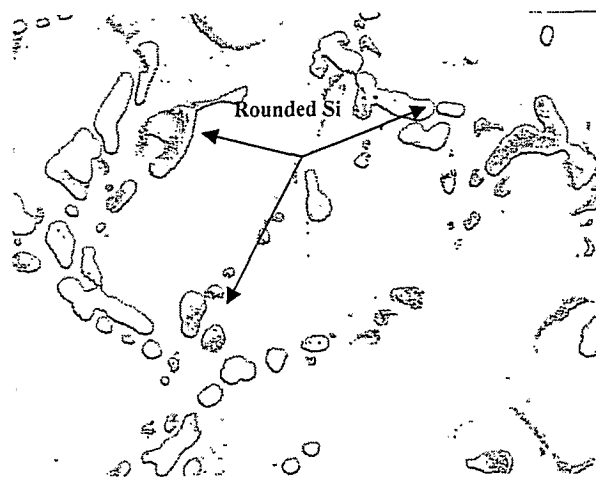
الف

ب



ج

(الف) انتقال ذرات سیلیسیم (ب) ادامه انتقال پس از شکسته شدن ذرات (ج) کروی شدن ذرات سیلیسیم
 شکل ۲-۱۰) شماتیک گلبولی شدن ذرات سیلیسیم یوتکتیک در طی عملیات حرارتی در آلیاژهای ریختگی [۱۶].



شکل ۲-۱۱) تصویر میکروسکوپ الکترونی فاز سیلیسیم گلبولی شده (۷۰۰X) [۲۱].

تغییرات اندازه و مورفولوژی فاز سیلیسیم از آنجائی که مستقیماً خواص مکانیکی را تحت تاثیر قرار می‌دهد از اهمیت قابل ملاحظه‌ای برخوردار است. با تحقیقات صورت گرفته در این زمینه مشخص گردیده است که این فرآیند در دو مرحله رخ می‌دهد شکسته شدن و انحلال شاخه‌های یوتکتیکی و سپس کروی شدن شاخه‌های بوجود آمده، که اولین مرحله اثرات بیشتری بر روی زمان مورد نیاز برای کروی شدن داشته و با مورفولوژی ذرات سیلیسیم کنترل می‌شود. بطوری که هر قدر طول صفحات سیلیسیم کوچکتر باشد سینتیک کروی شدن بیشتر بوده و زمان آن کاهش می‌یابد [۱۶-۲۱].

۲-۳-۳- تاثیر مورفولوژی سیلیسیم بر خواص مکانیکی آلیاژهای Al-Si-Mg

فاز سیلیسیم در آلیاژهای Al-Si با مورفولوژی‌های مختلفی نظیر سوزنی، لایه‌ای و کروی یا فیبری در ریزساختار آلیاژهای Al-Si وجود دارد. فرآیند بهسازی سبب تغییر شکل و اندازه ذرات سیلیسیم شده و در نتیجه خواص مکانیکی را تغییر خواهد داد [۱۳-۲۴]. در همین ارتباط جدول (۲-۶) تاثیر اشکال مختلف فاز سیلیسیم بر خواص کششی آلیاژ A۳۵۶ را نشان می‌دهد [۱۸]. همانطور که دیده می‌شود تغییر مورفولوژی سیلیسیم از تیغه‌های سوزنی شکل به رشته‌ای باعث تقویت خواص مکانیکی و به خصوص درصد ازدیاد طول کل تا شکست در آلیاژهای Al-Si شده است.

جدول (۲-۶) تاثیر مورفولوژی مختلف فاز سیلیسیم بر خواص کششی آلیاژ A۳۵۶ [۱۸].

مورفولوژی فاز سیلیسیم	UTS(MPa)	El(%)
سوزنی	۱۸۰	۷
لایه‌ای	۲۰۰	۱۲-۱۶
رشته‌ای	۲۰۰	۱۶

۲-۴- مقدمه‌ای بر رفتار کارگرم و مکانیزم‌های استحکام بخشی آلیاژهای Al-Si-

Mg

فرآیندهای ترمومکانیکی^۴ (TMP) جهت حصول ساختار و خواص مکانیکی مطلوب اصولاً در دو حالت محلول فوق اشباع و پیرسازی شده برای آلیاژهای آلومینیم عملیات حرارتی پذیر برنامه ریزی می‌شود. در هر سیکل از پیش برنامه ریزی شده TMP با کنترل عوامل زیر می‌توان به ساختار بهینه دست یافت. این عوامل عبارت از لغزش و صعود نابجائی‌ها (انتخاب دمای مناسب تغییر شکل)، تبلور مجدد، رشد دانه‌ها، رسوب گذاری، رشد رسوبات و قفل شدن نابجائی‌ها در اثر قلاب محلول جامد (Solute Drage) می‌باشد. هدف کلیه فرآیندهای ترمومکانیکی حصول ساختارهای ظریف و ریزدانه (به منظور افزایش توام استحکام و داکتیلیتی) و کنترل بافت کریستالی (جهت حداقل کردن گوشواره‌ای شدن^۲ و ماکزیمم کردن کشش پذیری)، می‌باشد.

در این تحقیق از آلیاژ Al-Si-Mg استفاده شده است از آنجائیکه روش تولید این آلیاژها ریختگی است و تا اکنون هیچ تحقیقی در مورد تغییر شکل گرم این آلیاژ گزارش نشده است. برای بررسی تغییرات ریزساختاری و بهبود خواص مکانیکی در آلیاژ مورد استفاده از تحقیقات بر روی آلیاژهای با ترکیب مشابه نظیر Al-Mg-Si استفاده شده است. در این قسمت بعد از شناخت مکانیزم‌های استحکام بخشی در حین تغییر شکل گرم و سیکل‌های عملیات ترمومکانیکی مورد استفاده به تاثیر پارامترهای ذاتی ماده و فرآیند بر رفتار کارگرم آلیاژهای Al-Mg-Si پرداخته خواهد شد.

۲-۵- کارگرم آلیاژهای آلومینیوم حاوی Mg و Si

عملیات کارگرم آلیاژهای آلومینیوم با هدف کنترل ریز ساختار، بافت و خواص مکانیکی در این آلیاژها انجام می‌گیرد. عملیات ترمومکانیکی آلیاژهای عملیاتی حرارتی پذیر آلومینیوم نظیر گروه آلیاژی Al-Mg-Si شامل پروسه‌های مختلفی است که هدف از انجام آن رسیدن به استحکام مطلوب، کنترل پراکندگی و اندازه مناسب فاز دوم است. این آلیاژها در دو حالت عملیات محلولی و عملیات پیر سازی شده مورد استفاده قرار می‌گیرند. که در هر دو مورد بعلت حضور فاز دوم و عناصر حل شده در زمینه و رسوب دهی در حین تغییر شکل، رفتارهای کار گرم پذیری متفاوتی نشان می‌دهند.

سیکل‌های عملیات ترمومکانیکی در آلیاژهای آلومینیوم حاوی Mg و Si را می‌توان به شرح ذیل خلاصه نمود [۲ و ۳۰]:

۱ - عملیات ترمومکانیکی واسطه‌ای (ITMT)، که در آن فرآیند ترمومکانیکی (معمولاً در خلال نورد کردن) طوری کنترل می‌گردد که منجر به ساختار دانهای تبلور مجدد یافته بسیار ریز قبل از عملیات حرارتی انحلالی شود.

۲ - عملیات ترمومکانیکی نهائی (FTMT) که در آن پس از عملیات حرارتی انحلالی، تغییر شکل اعمال می‌شود و این فرآیند ممکن است بصورت کار سرد یا گرم قبل، در خلال و یا بعد از پیر سازی باشد. هدف از این عملیات عبارتند از افزایش تراکم نابجائی‌ها و پایدار کردن شبکه نابجائیها از طریق رسوباتی که در امتداد خطوط نابجائی جوانه زنی می‌کنند، می‌باشد. ترکیب رسوب سختی و سختی ناشی از زیر ساختارهای فرعی می‌تواند باعث بهبود استحکام و چقرمگی برخی آلیاژهای آلومینیومی شود [۲ و ۳۰].

در هر کدام از این سیکل‌ها به علت برهمکنش‌های متفاوت بین پارامترهای ذاتی ماده نظیر نوع و مقدار عناصر محلول و مورفولوژی رسوبات با نابجائی‌ها رفتارهای تغییر شکلی متفاوتی تشخیص داده می‌شود. به منظور بررسی این ناهمگونی تغییر شکلی، ابتدا اثر پارامترهای ترمومکانیکی و در ادامه اثر عناصر محلول و رسوبات در این بخش بررسی می‌شود.

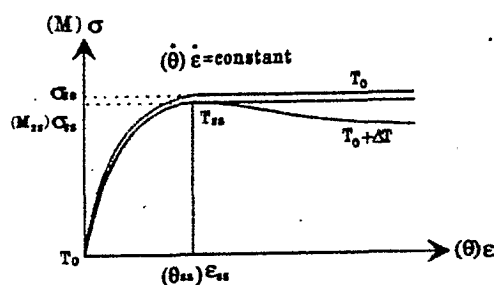
۲-۵-۱- اثر پارامترهای فرآیند ترمومکانیکی بر منحنی تنش سیلان آلیاژهای آلومینیم

از مهمترین پارامترهای ترمومکانیکی مؤثر بر رفتار تنش سیلان آلیاژهای Al-Mg-Si دما و سرعت کرنش می‌باشند. در این قسمت تاثیر هر کدام بطور مجزا ارائه می‌شود.

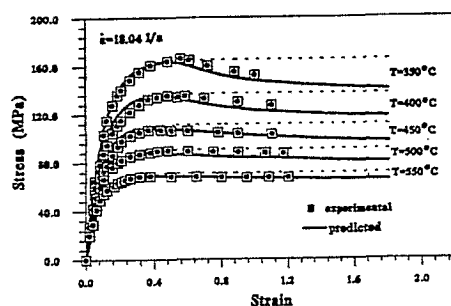
۲-۵-۱-۱- اثر دما بر منحنی تنش سیلان

در محدوده وسیعی از دما مهمترین مکانیزم تغییر شکل پلاستیک لغزش نابجائیه‌ها است که طی آن بر هم کنش نابجائیه‌ها موجب تشکیل ساختارهای پیچیده‌ای شده و کار سختی حاصل می‌گردد. در این شرایط اگر دمای کار گرم به اندازه کافی بالا باشد، تحرک نابجائیه‌ها زیاد شده و با مکانیزم‌های مختلف ترمیم بعضی حذف برخی دیگر و مرتب می‌گردند به نحوی که تنش سیلان کاهش یافته و ساختار نابجائیه‌ها شکل منظم تری به خود می‌گیرد [۳۱].

تغییرات ریزساختاری مانند رسوب گذاری و ریزساختاری مانند بازیابی در محدوده‌های حرارتی مختلف رخ داده و موجب تغییر این رفتار کلی می‌شوند. در فرآیندهای تولیدی مانند اکستروژن گرم رفتار تغییر شکلی ماده در دمای تغییر شکل گرم متأثر از همین تغییرات ریزساختاری است [۳۰-۳۵]. در آلیاژهای آلومینیمی بعلاوه انرژی نقص در چیده شدن بالایی که دارند، بازیابی دینامیکی اتفاق افتاده و در صورت کامل شدن، فرآیند بازیابی تعادل دینامیکی با کارسختی ناشی از کرنش سختی حاصل می‌نماید. افزایش دما سایر مکانیزم‌های کارنرمی از قبیل درشت شدن رسوب‌ها و عدم استحکام دهی رسوبی و تغییر مورفولوژی رسوبات در آلیاژ را فعال می‌کند. این امر باعث برهمزدن تعادل کارنرمی و کارسختی شده و منحنی تنش سیلان کاهش می‌یابد (شکل ۲-۱۲). همانطور که در منحنی تنش سیلان در آلیاژ ۵۰۸۵ (شکل ۲-۱۳) مشاهده می‌شود پس از گذر از محدوده حرارتی تغییرات ریزساختاری مجدداً تعادل (کارنرمی - کارسختی) برقرار شده است.



شکل ۲-۱۲) اثر ازدیاد دمای تغییر شکل بر منحنی تنش-کرنش [۳۵].

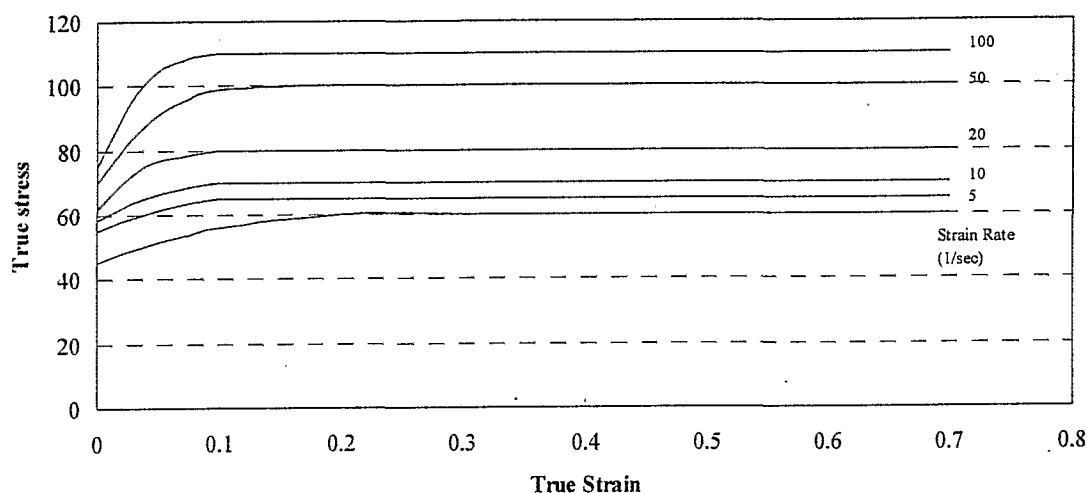


شکل ۲-۱۳) تغییرات منحنی تنش کرنش با ازدیاد دمای تغییر شکل آلیاژ ۵۰۸۵ [۳۵].

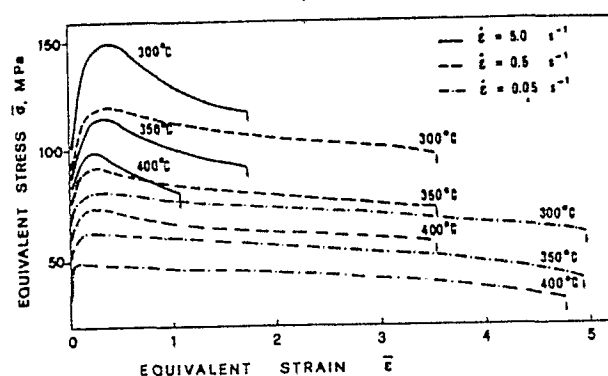
۲-۱-۵-۲- اثر سرعت کرنش بر منحنی تنش سیلان

با افزایش سرعت کرنش، تنش سیلان بدلیل افزایش برخورد و تداخل نابجائی‌ها (کارسختی) افزایش می‌یابد. افزایش دانسیته نابجائی‌ها، نیروی محرکه بازیابی و در نتیجه سرعت بازیابی دینامیکی را افزایش داده و در حین این دوره دانه‌های فرعی و مرز زیر دانه‌ها گسترش می‌یابند. در کرنش مشخص، نرخ کارسختی و بازیابی دینامیکی به تعادل می‌رسند، دانسیته نابجائی‌ها ثابت باقی می‌ماند و حالت پایدار در منحنی‌های تنش کرنش بدست می‌آید. با افزایش سرعت کرنش پدیده دیگری که در نمونه اتفاق می‌افتد افزایش دمای نمونه بدلیل گرمای تولید شده در اثر تغییر شکل است. این میزان انرژی حرارت نمی‌تواند کاملاً از نمونه خارج شود و دمای نمونه در حین تغییر شکل افزایش می‌یابد. این پدیده باعث کاهش سطح تنش سیلان می‌گردد. همچنان که در شکل ۲-۱۴ مشاهده می‌شود در حین تغییر شکل آلیاژ Al-1%Mg در دمای ۴۰۰ °C با افزایش بیشتر سرعت کرنش از ۱ sec⁻¹ گرمای تولید شده در اثر تغییر شکل نمی‌تواند کاملاً از نمونه خارج شود و دمای

نمونه افزایش یافته و باعث کاهش سطح تنش سیلان نمونه می‌گردد. این اثر برای شبیه سازی رفتار تغییر شکل گرم آلیاژهای آلومینیم بسیار حائز اهمیت است [۳۱]. گرمای آدیاباتیک باعث ایجاد پیک و کارنرمی بیشتر در آلیاژ ۷۰۱۲ (شکل ۲-۱۵) شده است. همانطور که دیده می‌شود با کاهش دما و افزایش سرعت کرنش ارتفاع پیک افزایش یافته است [۳۶].



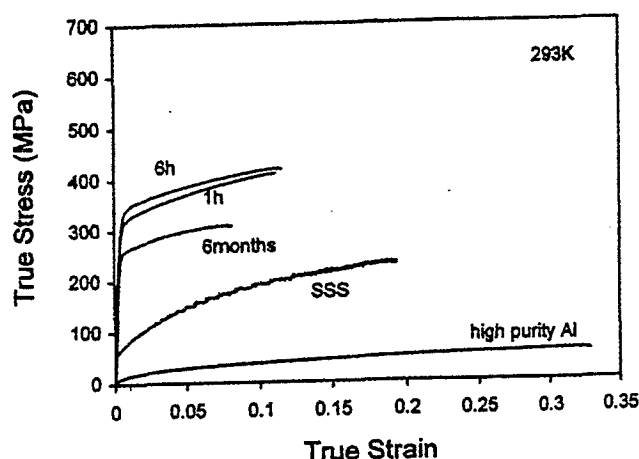
شکل ۲-۱۴) منحنی تنش کرنش برای آلیاژ Al-1%Mg در دمای ۴۰۰ °C با سرعت کرنش‌های متفاوت [۳۱].



شکل ۲-۱۵) منحنی تنش کرنش برای آلیاژ ۷۰۱۲ آلومینیم در دما و سرعت کرنش متفاوت [۳۶].

۲-۵-۲- اثر پارامترهای ریزساختاری بر منحنی تنش سیلان آلیاژهای آلومینیم

رفتار کارگرم آلیاژهای عملیاتی حرارتی پذیر آلومینیوم تابعی از نوع عناصر محلول، مورفولوژی و دانسیته ذرات فاز دوم در زمینه است. ذرات فاز دوم، اتم‌های محلول و جنگل نابجائی‌ها باعث قفل و یا کند شدن حرکت و لغزش نابجائی‌ها می‌شوند که علاوه بر افزایش استحکام آلیاژ باعث بروز رفتار سیلان متفاوت می‌شوند. پارامترهای ریزساختاری با تغییر شرایط اولیه ماده قبل از تغییر شکل تاثیر متفاوتی بر رفتار تنش سیلان آلیاژهای آلومینیمی دارند. که در شکل ۲-۱۶ منحنی‌های تنش حقیقی کرنش حقیقی آلیاژ AA۶۱۱۱ با شرایط اولیه مختلف (محلول جامد فوق اشباع (SSS)، پیرسازی شده در شرایط یک ساعت در دمای 180°C (1h)، شش ساعت در 180°C (6h) و شش ماه در 180°C) اگر در دمای 20°C آزمایش شده‌اند را نشان می‌دهد. همچنین منحنی تنش حقیقی کرنش حقیقی نمونه‌های آلیاژ AA۶۱۱۱ با شرایط اولیه ذکر شده با آلیاژ آلومینیم خالص مقایسه شده‌اند [۳۷]. همانگونه که مشاهده منحنی تنش حقیقی کرنش حقیقی این آلیاژ با توجه به نوع و توزیع ذرات فاز دوم می‌شود تغییر کرده است. بیشترین استحکام در شرایط حضور فاز دوم هم‌سیما با زمینه β'' و مقدار کمی از رسوب Q در زمینه (6h) حاصل شده است. در نمونه با حجم بالای ذرات فاز دوم پراکنده β'' (1h) و رسوبات تیغه‌ای درشت Q تنش سیلان به دلیل کاهش اثر ذرات فاز دوم بر استحکام بخشی کاهش یافته است. در شرایطی که ذرات فاز دوم در زمینه آلومینیمی وجود نداشته باشد (محلول فوق اشباع) تغییر شکل غیر همگن با کنگرهای شدن در منحنی تنش حقیقی کرنش حقیقی (رسوب گذاری دینامیکی یا اثر پرتوین لوشاتلیه) مشاهده می‌شود [۳۷].



شکل ۲-۱۶) منحنی تنش حقیقی کرنش حقیقی برای شرایط مختلف رسوب دهی [۳۷].

۲-۵-۱-۲- اثر عناصر حل شونده بر منحنی تنش سیلان

میزان تاثیر عناصر محلول بر استحکام بخشی از طریق محلول جامد تابعی از اختلاف اندازه اتمی بین اتمهای محلول و حلال و مقدار حلالیت اتمهای حل شونده و ضریب نفوذ آنها در آلومینیم است. در آلیاژهای Al-Si-Mg با توجه به جدول ۲-۷ اختلاف اندازه اتمی Mg و Al بیشتر از عناصر دیگر است. از طرف دیگر دو عنصر منیزیم و مس ضریب نفوذ بالایی در آلومینیم دارند. با توجه به اختلاف اندازه اتمی و ضریب نفوذ بالا، عنصر منیزیم در بین عناصر آلیاژی گروه آلیاژی Al-Si-Mg بیشترین اثر در استحکام بخشی محلول جامد دارد [۳۳]. تشکیل ترکیبات قابل حل به میزان ناچیز مانند Mg_2Si و غیره، که این اثر، استحکام دهی ناشی از محلول جامد را کاهش می دهد، اما ممکن است توسط ایجاد برخی درجات سختی رسوبی خنثی شوند. ضمن اینکه ذرات فاز ثانویه ایجاد شده اغلب می توانند مرز دانه ها را قفل کنند و باعث ریزدانه گی شده و یا به طور مشخصی در بازیابی دینامیکی مؤثر باشند.

جدول ۲-۷) اندازه اتمی و حلالیت عناصر مختلف در آلومینیم ($r_{Al}=0.143nm$) [۳۳]

عنصر	$r(nm)$	$(r_x - r_{Al}) / (r_{Al})$ ۱۰۰×	حلالیت در $400^{\circ}C$ (wt/.)	بیشترین حلالیت (wt/.)
Cu	۰/۱۲۸	-۱۰/۵	۱/۴	۵/۷
Fe	۰/۱۲۷	-۱۱/۲	.	۰/۰۵
Mg	۰/۱۶۰	۱۱/۹	۱۴	۱۷/۴
Mn	۰/۱۳۰	-۹	۰/۱	۱/۵
Si	۰/۱۳۴	-۶/۳	۰/۳	۱/۶۵

در آلیاژهای Al-Si-Mg عنصر منیزیم در این گروه آلیاژی بیشترین اثر در استحکام بخشی محلول جامد را در آلومینیم آلفا دارد [۳۳]. منیزیم علاوه بر افزایش استحکام بخشی، اثر کرنش سختی را نیز بیشتر می‌کند [۳۸]. منیزیم به ناحیه باز اتمسفر نابجائی‌ها نفوذ کرده و با قفل کردن نابجائی باعث کند و مختل کردن حرکت نابجائی می‌شود و به طور مشخصی بازیابی دینامیکی را به تاخیر می‌اندازند [۳۹].

از طرفی تشکیل رسوبات قابل انحلال مانند Mg_2Si به میزان ناچیز، که این اثر، استحکام دهی ناشی از محلول جامد را کاهش می‌دهد، اما ممکن است توسط ایجاد برخی درجات سختی رسوبی خنثی شوند. ضمن اینکه ذرات فاز ثانویه ایجاد شده اغلب می‌توانند مرز دانه ها را قفل کنند و باعث ریزدانه‌گی شده و استحکام بخشی را افزایش دهند.

۲-۵-۲-۲- اثر ذرات فاز دوم بر منحنی تنش سیلان

بر هم کنش اتمهای حل شونده و ذرات فاز دوم با ناپجائیها بر رفتار کارگرم آلیاژهای آلومینیومی عملیات حرارتی پذیر بسیار تأثیر گذار است. این بر هم کنش سینتیک جوانه زنی و رشد ذره را تسریع می کند. در گروه آلیاژی Al-Mg-Si رسوب گذاری دینامیکی Mg_2Si با مورفولوژیهای مختلف استحکام و داکتیلیتی را تحت تأثیر قرار می دهد.

در مطالعات انجام شده توسط J. Van De Langkruis بر روی آلیاژ AA۶۰۶۳ ابتدا تمام نمونه‌ها در دمای $580^{\circ}C$ به مدت ۸ ساعت همگن شده و طبق جدول ۲-۸ کدگذاری و انواع عملیات حرارتی انجام و سپس تحت تغییر شکل گرم (آزمایش فشار صفحه‌ای) قرار گرفتند [۷]. نتایج اثر حضور رسوبهای متفاوت در ریز ساختار اولیه آلیاژ (β'' , β' & β Mg-Si) بر منحنی های تنش سیلان در دمای مفروض نشان می‌دهد که رسوبها باعث کاهش تنش سیلان در دمای تغییر شکل و کاهش سختی در دمای محیط بعد از تغییر شکل می‌شوند و همچنین:

۱- رسوبهای موجود در ریز ساختار اولیه از نوع β'' بر منحنی تنش سیلان و سختی بعد از تغییر شکل تأثیری ندارد. این رسوبها در دمای $185^{\circ}C$ تشکیل شده و در دمای $357^{\circ}C$ تغییر مورفولوژی می‌دهند.

۲- حضور رسوبهای از نوع β' در ریز ساختار اولیه باعث افزایش منحنی سیلان در دمای تغییر شکل $400^{\circ}C$ شده و مقدار سختی قطعه بعد از تغییر شکل شده است. با افزایش دمای تغییر شکل گرم ($500^{\circ}C$) این اثر به علت تجزیه رسوبها β' در این دما، از بین رفته است. این رسوبها در دمای $250^{\circ}C$ تشکیل شده و در دمای $402^{\circ}C$ تجزیه می‌شوند.

رسوبهای β در دمای $367^{\circ}C$ تشکیل شده در $450^{\circ}C$ رسوب درشت شکل می‌گیرد و در دمای $541^{\circ}C$ تجزیه می‌شوند. تغییر شکل در دمای مفروض باعث کاهش تنش سیلان شده و سختی در دمای محیط بعد از تغییر شکل کاهش می‌دهد زیرا تشکیل رسوبها با کاهش مقدار حل شونده‌ها در زمینه در حین تغییر شکل همراه است [۷].

جدول ۸-۲) مشخصات عملیات حرارتی آلیاژ AA۶۰۶۳ و رسوبات تشکیل شده [۷]

کد نمونه‌ها	زمان رسوب گذاری (°C)	زمان رسوب گذاری (h)	نوع رسوب	شکل رسوب
WQ	Roome temeprature	-	-	-
- Fine β''	185	6	- Fine β''	-
- coarse β''	185	24	- coarse β''	-
- fine β'	250	1	- fine β'	Rod-like
-coarse β'	250	6	-coarse β'	Rod-like
- fine β	367	13.3	β	Plate- like
- coarse β	450	4	β	Irregular

در آلیاژ 6015 در محدودهٔ حرارتی 300°C - 400°C منحنی تنش سیلان این آلیاژ با پیشرفت کرنش افزایش می‌یابد تا به بیشترین حد خود می‌رسد و سپس بدنبال آن کاهش می‌یابد و در نهایت در کرنشهای بسیار کم می‌شکند. در محدودهٔ حرارتی 300°C - 500°C بعلت کار نرمی بیشتر منحنی تنش سیلان بعد از پیک به حالت ثبات می‌رسد و در این شرایط کرنش شکست افزایش یافته است (رفتار مشابه آلیاژ ۶۰۱۵ در آلیاژ ۷۰۷۵ در شرایط همگن شده و رسوب گذاری شده در شکل ۲-۱۷ نشان داده شده است).

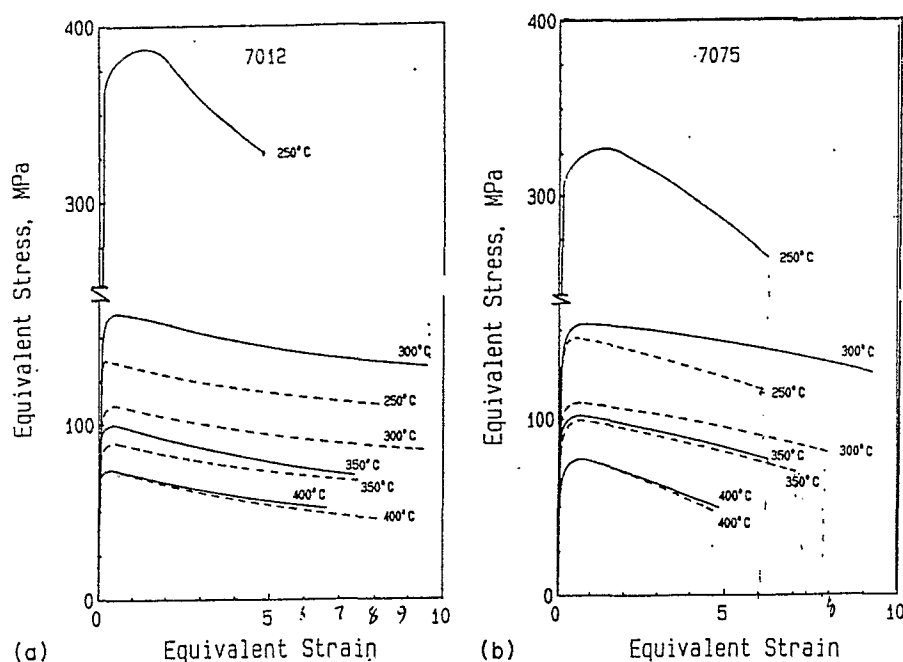
همانطور که در شکل ۲-۱۷ دیده می‌شود در محدودهٔ حرارتی 300°C - 400°C آلیاژ کار نرمی اندکی نشان می‌دهد و منحنی پس از رسیدن به یک مقدار ماکزیمم کاهش یافته است که این رفتار به جوانه زنی و رشد سریع ذرات Mg_2Si که بصورت نیمه هم‌سیما تشکیل می‌شوند، مربوط می‌باشد. جوانه رسوب در محدودهٔ حرارتی 300°C - 500°C ($T > 0.5T_m$) بر روی نابجائیهای متحرک و مرزها جوانه زنی می‌کند. در مورد مکانیزم های رسوب گذاری دینامیکی Ryum فرضیه های زیر را ارائه کرده است که:

الف : نابجائیه‌ها باعث پایدار شدن جوانه‌هایی که شعاع آنها از شعاع بحرانی کمتر است می‌شوند که ذرات روی آنها رشد می‌کنند.

ب : جوانه زنی ناهمگن بر نابجائیهای ساکن در زمان مابین تشکیل نابجائیهای و زیر دانه‌های فرعی اتفاق می‌افتد.

ج : نابجائیها عناصر آلیاژی را جاروب کرده و عناصر آلیاژی در امتداد هسته نابجائی نفوذ کرده و منتهی به رسوب گذاری می‌شوند .

مکانیزم تشکیل رسوب در حین تغییر شکل گرم می‌توان اینگونه تصور کرد که در طی گرما دهی در دمای مورد نظر هسته گذاری قابل توجهی رسوبات انجام نمی‌شود. اما بدلیل تغییر شکل و افزایش تراکم نابجائیها بر اساس سومین مکانیزم Ryum نابجائیها عناصر آلیاژی را جاروب کرده و عناصر آلیاژی در امتداد هسته نابجائی نفوذ کرده و منتهی به رسوب گذاری دینامیکی می‌شوند [۴۰].



شکل ۲-۱۷) منحنی تنش کرنش برای آلیاژ ۷۰۷۵ و ۷۰۷۵ آلومینیم در سرعت کرنش ۰.۵ sec-1
خطوط پیوسته در شرایط همگن شده
خطوط منقطع در شرایط رسوب گذاری شده [۳۶].

با توجه به منابع مرور شده در بخش‌های فوق، مطالعه بر روی اثر ریزساختار اولیه بر تغییر شکل گرم آلیاژ Al-Si-Mg (گروه A۳۵۶) با ریز ساختارهای متفاوت ریختگی موضوع جدید می‌باشد. بدین منظور در این تحقیق از دو آلیاژ با ترکیب مشابه و ریزساختار ریختگی متفاوت (با ریز ساختار آلومینیم آلفای گلبولی (ALTHIX(A356) و دیگری با ساختار آلومینیم آلفای دندریتی (Al(A356) استفاده شده است. بنابراین تحقیقات حاضر جهت پاسخگویی به این نیاز برنامه ریزی شده است.

فصل سوم:

مواد و روش‌های انجام آزمایش

۳-۱- مقدمه

در این پژوهش، به منظور بررسی کار گرم پذیری آلیاژ آلومینیم A356 ریخته شده در حالت نیمه جامد و ریختگی در قالب دائم، سیکل عملیات ترمومکانیکی آزمایشگاهی فشار گرم برنامه ریزی و اعمال شد. در این فصل پس از معرفی آلیاژهای آلومینیمی مورد استفاده، سیکل‌های عملیات ترمومکانیکی طراحی شده و پارامترهای فرآیند معرفی می شوند.

۳-۲- آلیاژهای آلومینیمی مورد بررسی

در این تحقیق از آلیاژ ریختگی آلومینیم گروه A۳۵۶ با دو روش ریخته‌گری متفاوت، (ریخته‌گری در حالت نیمه جامد و ریخته‌گری متداول در قالب دائم) استفاده شده است. آلیاژ ALTHIX(A356) به صورت بیلت در حالت ریخته‌گری نیمه جامد از شرکت فرانسوی Pechiney تهیه شده است. آلیاژ ریختگی Al(A356) در قالب دائم با ترکیب مشابه آلیاژ ALTHIX(A356) ریخته‌گری شد. ترکیب شیمیایی آلیاژهای ALTHIX(A356) و Al(A356) مورد استفاده در جدول ۳-۱ گزارش شده است. همانگونه که دیده می‌شود تنها تفاوت مهم که در ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیم مورد مصرف تغییر کرده است، عنصر استرانسیم است. (اضافه کردن عنصر استرانسیم به آلیاژ ALTHIX(A356) باعث بهسازی و تغییر مورفولوژی سیلیسیم یوتکتیک در ریزساختار این آلیاژ نسبت به آلیاژ Al(A356) ریختگی شده است.)

جدول ۳-۱) ترکیب شیمیایی آلیاژهای مورد استفاده (درصد وزنی)

درصد وزنی	Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Ti	Zn	Sr	Ni
ALTHIX(A356)	۷/۵۰	۰/۴۰	۰/۱۵	۰/۰۳	۰/۰۳	۰/۲۰	۰/۰۵	۰/۰۵	۰/۰۳
Al(A356)	۷/۲۰	۰/۴۰	۰/۲۴	۰/۰۳	۰/۰۱	۰/۲۰	۰/۰۲	-	۰/۰۱

۳-۳- روشهای انجام عملیات ترمومکانیکی و تجهیزات مورد استفاده

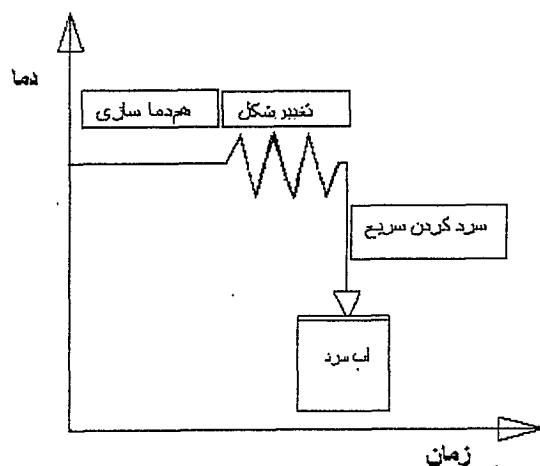
از مشخصه های مهم فرآیندهای ترمومکانیکی، ضرورت کنترل دقیق دما در حین اعمال فرآیند می باشد. بدلیل عدم گلوئی شدن نمونه در آزمایشهای فشار گرم و در نتیجه عدم محدودیت نسبی کرنش، بسیاری از محققان برای شبیه سازی سیکلهای عملیات ترمومکانیکی از این روش استفاده می کنند. از دیگر مزایای مهم این روش قابلیت کنترل دقیق دما و همچنین به نمایش در آوردن تغییرات دینامیکی در تنش سیلان فلزات و آلیاژها در حین تغییر شکل می باشد. با توجه به مزایای فوق الذکر، در این پژوهش از آزمایش فشار گرم برای شبیه سازی رفتار کارگرم و فرآیند گلبولی شدن فاز سیلیسیم یوتکتیک استفاده گردید.

نمونههای فشارگرم بر اساس استاندارد ASTM F136-84 به شکل استوانه، با نسبت ارتفاع به قطر ۱/۵ و ارتفاع ۱۱ میلیمتر از شمشهای مواد اولیه ماشینکاری شدند. سیکلهای عملیات ترمومکانیکی اعمالی به صورت شماتیک در شکل ۳-۱ و ۳-۲ نشان داده شده است. جهت انجام آزمایشهای فشار گرم از دستگاه Instron مدل 4208 با ماکزیمم بار ۳۰ تن مجهز به کوره استفاده شد. این دستگاه مجهز به سیستم کامپیوتری جهت دریافت دادههای نیرو بر حسب جابجائی است. برای نمونههای ALHTIX(A356) و Al(A356) ابتدا نمونهها وارد کوره دستگاه فشار گرم شده و در درجه حرارتهای مورد آزمایش (420°C ، 460°C ، 500°C و 540°C) به مدت ۱۰ دقیقه در شرایط مشابه نگهداری شدند، سپس تغییر شکل با سرعت کرنشهای مورد نظر (1 sec^{-1} و 0.1 sec^{-1})، 0.01 sec^{-1} بر نمونههای استوانه ای اعمال گردید.

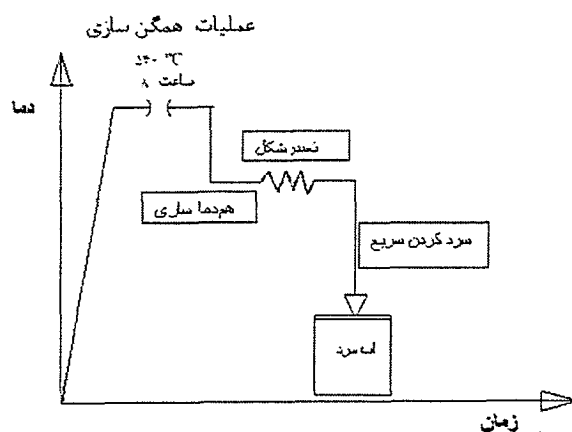
در سیکل دوم عملیات ترمومکانیکی بمنظور همگن سازی آلیاژ ریختگی Al(A356) به مدت هشت ساعت در دمای 540°C نمونهها استوانه ای نگهداری شدند. بعد از پایان سیکل عملیات همگن سازی بلافاصله نمونهها در آب سرد کوئنچ شده به دنبال آن نمونههای آلیاژ Al(A356) همگن شده وارد کوره دستگاه فشار گرم شده و در هر یک از درجه حرارتهای مورد آزمایش (420°C ، 460°C ،

50.0°C و 54.0°C به مدت ۱۰ دقیقه در شرایط مشابه نگهداری شدند، سپس تغییر شکل با سرعت

کرنشهای مورد نظر (0.1 sec^{-1} و 0.01 sec^{-1} و 0.001 sec^{-1}) اعمال گردید (شکل ۳-۲)



شکل ۳-۱) شماتیک سیکل فرآیند ترمومکانیکی



شکل ۳-۲) شماتیک سیکل فرآیند همگن سازی و سیکل عملیات ترمومکانیکی اعمالی برای آلیاژ Al(A356) ریختگی در قالب دائم

۳-۴- روشهای بررسی ریزساختار و تجهیزات مورد استفاده

به منظور بررسی تغییرات ریزساختاری حاصل از فرایند ترمومکانیکی، نمونه ها پس از اتمام فرایند مقطع زده شده و پس از آماده سازی توسط میکروسکپ نوری و میکروسکپ الکترونی و آنالیز تصویری تحت بررسی قرار گرفتند. نمونه های فشار گرم در راستای محور طولی و از وسط مقطع زده شده و

ریزساختار آنها در این ناحیه مورد بررسی قرار گرفت. برای آشکارسازی ریزساختار نمونه ها از محلولهای حکاکی HF ۰/۵٪ و محلول Keller استفاده گردید. با استفاده از محلول های فوق الذکر می توان فازسیلیسیم را در ریزساختار مشاهده نمود. با بکارگیری این محلول فاز سیلیسیم به رنگ تیره، ساختار آلومینیم زمینه به رنگ روشن در ریزساختار مشاهده می گردند.

۳-۴-۱- بررسی نمونه ها در حالت حکاکی عمیق

ریز ساختار نمونه ها در حالت حکاکی عمیق، توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مورد بررسی قرار گرفت. هدف از این بررسی ها مطالعه دقیقتر تغییرات مورفولوژی ذرات فاز سیلیسیم یوتکتیک می باشد. بدین منظور با استفاده از محلول Keller شامل ۲ml اسید فلوئوریدریک ۴۸٪، ۳ml اسید کلریدریک، ۵ ml اسید نیتریک و ۱۹۰ ml آب مقطر، به مدت ۱۰ دقیقه نمونه های مورد نظر حکاکی شده و برای بررسی ها آماده شدند.

۳-۴-۲- آنالیز تصویری

با استفاده از تکنیک آنالیز تصویری اطلاعات ریزساختاری با دقت بالاتری حاصل می گردد. آنالیز تصویری پارامترهای مختلفی نظیر مساحت، محیط، اندازه، تعداد و شکل ذرات را محاسبه و ارزیابی می نماید. بدین منظور از سیستم آنالیز تصویری استفاده شد. پارامترهای مورد نظر در این تحقیق برای بررسی ریزساختاری عبارتند از:

مساحت^۱: مساحت کل ذرات سیلیسیم

محیط^۲: طول کل محیط ذرات سیلیسیم

قطر متوسط^۳: قطر متوسط ذرات سیلیسیم

-
- 1- Area
 - 2- Perimeter
 - 3- Average feret

نسبت طول به عرض AR^۱: این نسبت میزان کشیدگی ذرات را مشخص می‌نماید با کاهش

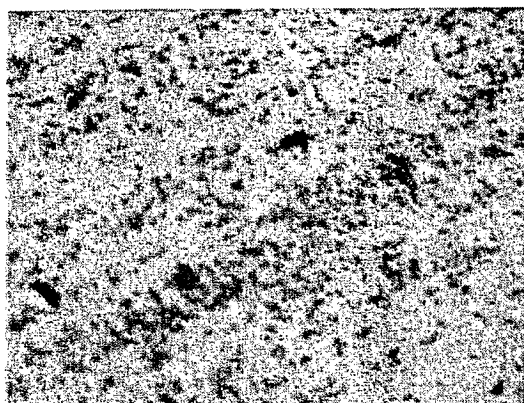
AR میزان کروی شدن ذرات افزایش می‌یابد.

فاکتور شکل SF^۲: این پارامتر برابر است با $SF = \frac{p^2}{4\pi A}$ که A و P به ترتیب محیط و مساحت

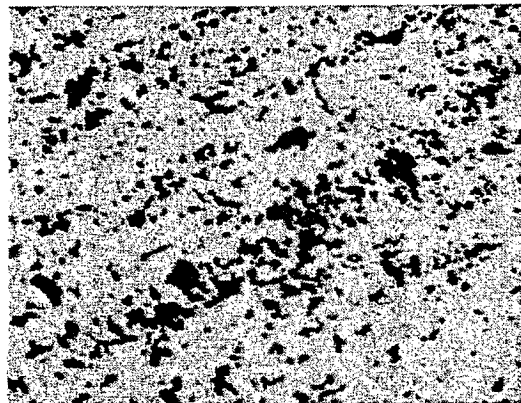
ذرات سیلیسیم می‌باشند. برای یک ذره کروی، فاکتور شکل برابر یک بوده و با افزایش آن از میزان کروی بودن ذره کاسته می‌شود.

سه پارامتر اولیه، اندازه ذرات سیلیسیم را مشخص می‌کنند در صورتیکه دو پارامتر آخر مشخص کننده شکل ذرات سیلیسیم می‌باشند.

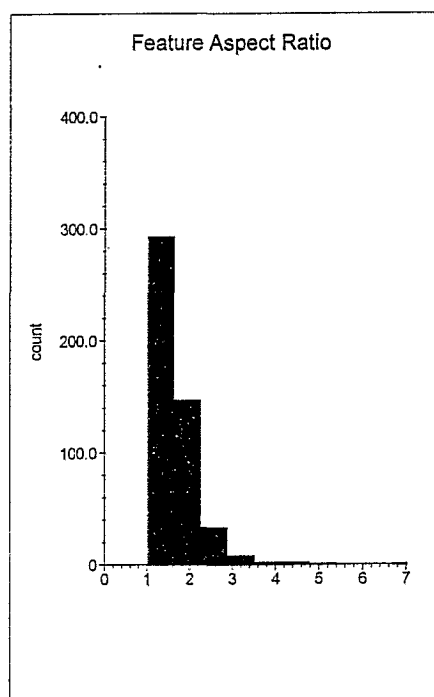
نمونه‌ای از نتایج آنالیز تصویری در شکل ۳-۴ نشان داده شده است. در مورد میانگین اعداد بدست آمده از حداقل ده ناحیه متفاوت بعنوان عدد میانگین پارامتر مورد نظر برای ثبت شد و در جداول ۴-۴، ۴-۵ و ۴-۶ ارائه شده است.



Grayscale image



Detected image



Field Summary

Bitplane	Bitplane1
Max:	7.301
Min:	1
Mean:	1.67291
Std Dev:	0.573494
Fld Area:	0.00490234 mm²
Tot Area:	0.00490234 mm²
Fld Count:	1
Obj Count:	487
Over:	0
Under:	0
Accepted:	100 %

Image Analysis Measurements

شکل ۳-۳) نمونه‌ای از نتایج آنالیز تصویری
آلیاژ ALTHIX(A356) تغییر شکل داده در در دمای °C ۴۶۰ و سرعت کرنش 1 sec^{-1} .

۳-۵- بررسی خواص مکانیکی و تجهیزات مورد استفاده

در بخش پایانی تحقیقات، به منظور مقایسه اثر پارامترهای ترمومکانیکی بر خواص مکانیکی آلیاژهای مورد استفاده از دو آزمایش پانچ برشی و سختی سنجی استفاده شد. خواص مکانیکی این نمونه‌ها شامل سختی و استحکام نهائی و درصد ازدیاد طول کل تا شکست مورد بررسی قرار گرفته است.

۳-۵-۱- آزمایش پانچ برشی

به منظور بررسی اثر فرایند ترمومکانیکی بر خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیمی، پس از اعمال سیکل‌های مختلف عملیات ترمومکانیکی بر روی نمونه های فشار گرم، خواص مکانیکی این نمونه‌ها شامل خواص استحکامی و درصد ازدیاد طول مورد بررسی قرار گرفت. برای این منظور از روش پانچ برشی استفاده گردید [۴۷]. این روش برای بررسی خواص مکانیکی نمونه های در ابعاد کوچک طراحی شده است. برای تهیه نمونه های آزمایش پانچ از نمونه های تحت کرنش فشاری قرار گرفته، از روش Wire Cut استفاده گردید. بدین ترتیب که نمونه های نازکی با ضخامت $250-300\text{ }\mu\text{m}$ از وسط نمونه های فشار و در راستای موازی با محور طولی آنها تهیه شدند.

سیستم مورد استفاده شامل یک سنبه و ماتریس بوده که به دستگاه کشش- فشار یونیورسال از نوع Instron 4208 متصل گردیده است. برای انجام پانچ از سنبه ای به قطر 3 mm استفاده شد. نتایج خام بدست آمده از این آزمایش، منحنی های نیرو- جابجایی می باشد. مقادیر استحکام نهایی و ازدیاد طول کل تا شکست، با استفاده از روابط ارائه شده در پیوست-۱ و اطلاعات بدست آمده از منحنی های فوق محاسبه گردیدند.

۳-۵-۲- آزمایش سختی

به منظور بررسی تغییرات صورت گرفته در ریزساختار نمونه‌های مورد استفاده و اثر آن بر سختی، از روش سختی سنج برینل با بار ۱۰ kgf استفاده گردید. در مورد هر نمونه میانگین اعداد بدست آمده از حداقل سه ناحیه متفاوت بعنوان عدد سختی ثبت شد.

فصل چهارم:

نتایج

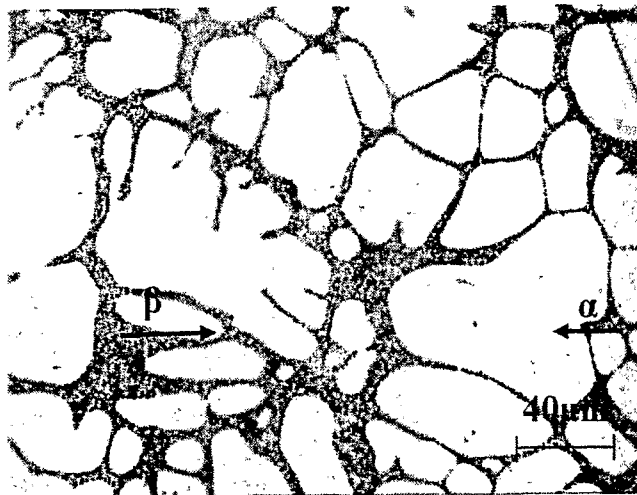
در این فصل به بیان نتایج بدست آمده از آزمایش‌های برنامه‌ریزی شده در فصل سوم پرداخته می‌شود. برای بررسی رفتار کارگرم و اثر پارامترهای کارگرم بر ریزساختار، از دو آلیاژ آلومینیم با ترکیب شیمیائی مشابه، آلیاژ ریختگی در حالت نیمه‌جامد ALTHIX(A356) با ساختار گلوبولی و آلیاژ ریختگی Al(A356) با ساختار دندریتی در دو حالت ریختگی و همگن سازی شده استفاده گردیده است. ابتدا ساختار اولیه دو آلیاژ، مورد بررسی قرار گرفت. به منظور شناسائی رفتار تغییر شکل گرم بر آلیاژهای مذکور آزمایش فشارگرم با سیکل‌های ترمومکانیکی از قبل طراحی شده اعمال گردید. سپس تاثیر پارامترهای ترمومکانیکی نظیر دما و سرعت کرنش بر ریزساختارهای اولیه مورد بررسی قرار گرفت که نتایج حاصل از تغییر این پارامترها در این فصل ارائه شده است. بررسی‌های ریزساختاری شامل پارامترهای اندازه و مورفولوژی ذرات فاز سیلیسیم در آلیاژها قبل و بعد از اعمال تغییر شکل به وسیله تحلیل گر تصویری صورت پذیرفت. در نهایت خواص مکانیکی نمونه‌های تغییر شکل داده شده در دما و سرعت کرنش‌های متفاوت توسط آزمایش پانچ برشی و سختی سنجی مورد بررسی قرار گرفته است.

۴-۲- بررسی ریز ساختار اولیه

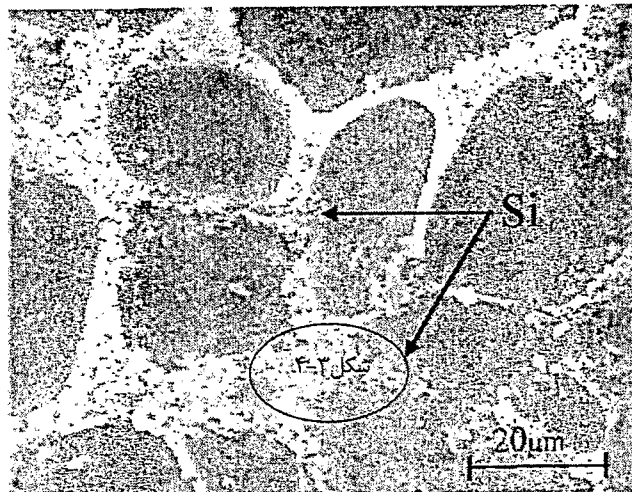
بررسی ریز ساختار اولیه به منظور مستندسازی و مقایسه با ریز ساختار نهائی آلیاژهای مورد آزمایش که تحت عملیات ترمومکانیکی مختلف قرار گرفته‌اند، صورت پذیرفت. بررسی‌های ریزساختاری مشتمل بر تعیین اندازه، متوسط مساحت در واحد سطح، متوسط محیط در واحد سطح، متوسط قطر، متوسط نسبت طول به ضخامت (AR)، فاکتور شکل (SF) ذرات و درصد آنها در ریز ساختار می‌باشند. سه پارامتر اول، اندازه و توزیع ذرات فاز سیلیسیم در آلیاژهای مورد استفاده را مشخص می‌کنند در حالیکه دو پارامتر آخر مشخص کننده مورفولوژی ذرات سیلیسیم در آلیاژهای ریختگی Al(A356) می‌باشند. این پارامترها قبل و بعد از اعمال تغییر شکل اندازه‌گیری شده و در این بخش به منظور بررسی تغییرات ریزساختاری ارائه شده‌اند.

۴-۲-۱- ریزساختار اولیه آلیاژ ALTHIX(A356)

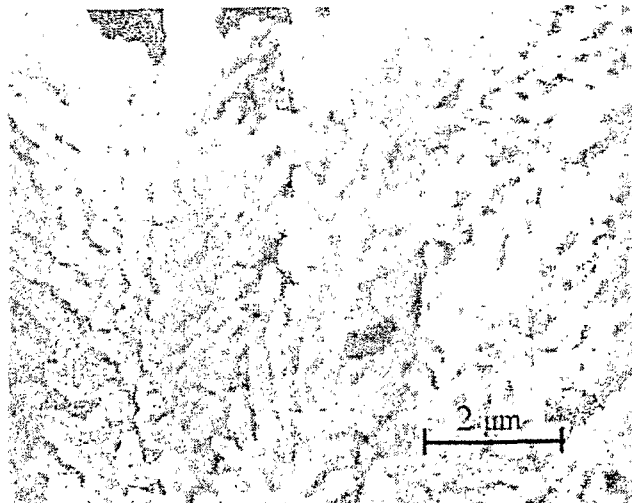
همانطور که در شکل ۴-۱ نشان داده شده است آلیاژ ALTHIX(A356) دارای ساختار گلوبولی مشخصه مواد نیمه جامد می‌باشد. در این تصویر دو فاز موجود بصورت نواحی تیره و روشن قابل تمایز می‌باشند. ناحیه روشن، دندریته‌های گلوبولی آلومینیم آلفاست که از خرد شدن دندریته‌های اولیه و حرکت آنها روی یکدیگر در حالت نیمه جامد (جامد+مذاب) بوجود آمده است. نواحی تیره در حقیقت همان فاز مذاب موجود در هنگام همزدن است که مانند مرزدانه ذرات جامد گلوبولی را احاطه کرده و در نهایت طی انجماد یوتکتیکی منجمد شده است (شکل ۴-۱). در واقع سیلیسیم و ترکیبات بین فلزی آن با آلومینیم و عناصر ناخالصی در فاز تیره رنگ تجمع بیشتری نسبت به فاز گلوبولی آلومینیم آلفا نشان می‌دهند (شکل ۴-۲). مورفولوژی فاز سیلیسیم در ناحیه یوتکتیک فیبری شکل می‌باشد (شکل ۴-۳). ساختار ناحیه یوتکتیک این آلیاژ شباهت بسیار زیادی به ماده مرکب (کامپوزیت) شامل ذرات پیوسته سیلیسیم بعنوان فاز تقویت کننده که در زمینه آلومینیم پخش شده نشان می‌دهد.



شکل ۴-۱) ساختار اولیه آلیاژ ALTHIX(A356) حکاکی توسط محلول ۰/۵ درصد HF
 α : فاز گلبولی آلومینیم آلفا β : فاز یوتکتیک



شکل ۴-۲) تصویر میکروسکوپ الکترونی شبکه تیغه‌های سیلیسیم در فاز یوتکتیک آلیاژ ALTHIX(A356) در
 حالت حکاکی عمیق توسط محلول Keller



شکل ۴-۳) تصویر میکروسکوپ الکترونی فاز سیلیسیم در ناحیه یوتکتیک آلیاژ ALTHIX(A356) در حالت
 حکاکی عمیق توسط محلول Keller

مرکز اطلاعات مواد علمی ایران
 تهیه و درآورد

اندازه‌گیری میکروسختی دو فاز آلیاژ ریخته شده در حالت نیمه جامد، نشان می‌دهد که سختی فاز یوتکتیک نسبت به فاز آلومینیم آلفا حدوداً دو برابر بیشتر است (جدول ۴-۱). اثر مربوط به میکروسختی در هر فاز در شکل ۴-۴ نشان داده شده است.

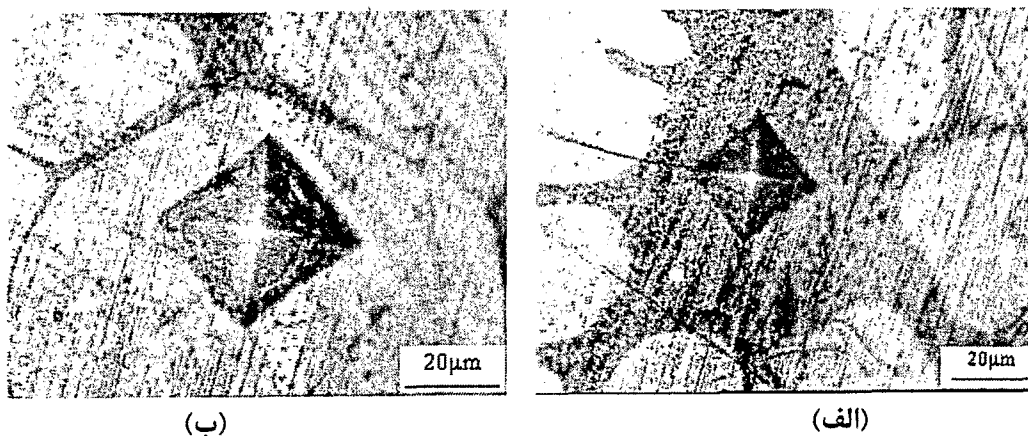
جدول ۴-۱) نتایج آزمایش میکروسختی آلیاژ ALTHIX(A356)

نوع فاز	فاز آلومینیم آلفا	فاز یوتکتیک
میکروسختی (VHN)	۵۲	۱۱۸

به منظور بررسی دقیق تر و کمی نمودن شواهد با استفاده از روش تحلیل گر تصویری اطلاعات مربوط به فاز آلومینیم آلفا در مکان‌های متعدد سطح نمونه استخراج و مندرج در جدول ۴-۲، ارائه شده است. همانطور که مشاهده می‌شود ۷۶ درصد ریزساختار آلیاژ را آلومینیم آلفا با مورفولوژی شبه گلوبولی یا رزشکل (فاکتور شکل ۰/۵۲) تشکیل داده است (شکل ۴-۱). ناحیه یوتکتیک (۲۴ درصد زمینه) بصورت فاز پیوسته آلومینیم آلفا را محاصره کرده که ۱۸ درصد آن را سیلیسیم بصورت فایبرهای پراکنده و مابقی آلومینیم زمینه تشکیل می‌دهد.

جدول ۴-۲) نتایج آنالیز تصویری فاز آلومینیم آلفا در آلیاژ ALTHIX(A356)

آلیاژ ALTHIX(A356)	متوسط درصد مساحت	متوسط قطر (mm)	نسبت ابعادی	فاکتور شکل
فاز آلومینیم آلفا	۷۶٪	۰/۰۰۶۸	۲/۱	۰/۵۲



شکل ۴-۴ اثر میکروسختی بر آلیاژ ALTHIX(A356)
 الف (فاز یوتکتیک و ب) فاز آلومینیم آلفا

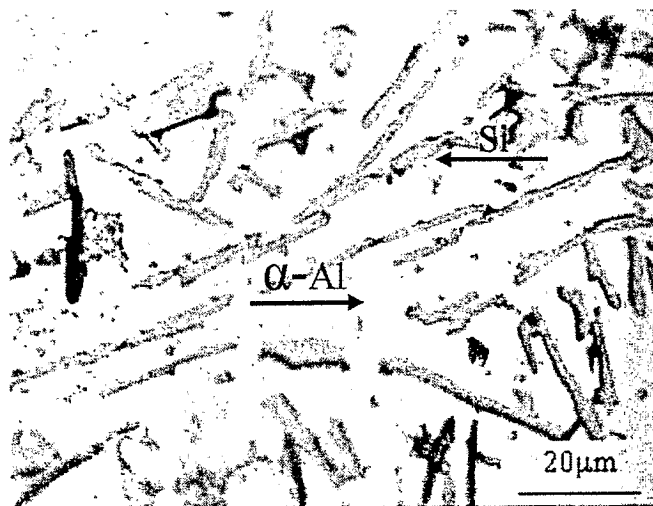
۴-۲-۲- ریز ساختار اولیه آلیاژ Al(A356)

شکل ۴-۵ ریز ساختار آلیاژ Al(A356) را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود در این حالت ساختار متشکل از فاز آلومینیم آلفا (زمینه) و ساختار یوتکتیکی شامل تیغه‌های بزرگ و سوزنی شکل سیلیسیم می‌باشد که بدون جهت‌گیری خاص در زمینه آلومینیمی قرار گرفته‌اند. مورفولوژی این صفحات با روش حکاکی عمیق و مشاهده توسط میکروسکوپ الکترونی در بزرگ نمایی بالاتر در شکل ۴-۶ ارائه شده است. با توجه به اثر مورفولوژی سیلیسیم بر خواص مکانیکی، این آلیاژ تحت عملیات همگن سازی (محلول سازی) به منظور تغییر مورفولوژی فاز سیلیسیم قرار گرفت (شکل ۴-۷). مورفولوژی و ابعاد ذرات سیلیسیم آلیاژ Al(A356) در جدول ۴-۳ ارائه شده است. اندازه و نسبت طول به ضخامت (AR) ذرات سیلیسیم بعد از عملیات حرارتی محلول سازی به ترتیب به میزان ۴۴٪ و ۳۵٪ کاهش و فاصله ذرات سیلیسیم به میزان ۳۰٪ افزایش یافته است. در اثر عملیات همگن سازی مورفولوژی سیلیسیم از تیغه‌ای به گلبولی (فاکتور شکل از ۳/۲ به ۱/۶) تغییر کرده است. کاهش اندازه و نسبت طول به ضخامت ذرات سیلیسیم یوتکتیک پس از عملیات همگن سازی نتیجه فرآیند بهسازی می‌باشد که با نتایج گزارش شده توسط سایر محققین تطابق دارد [۴۱]. ریز شدن و کروی شدن ذرات سیلیسیم یوتکتیک سبب کاهش تمرکز تنش در اطراف ذرات در حین تغییر شکل

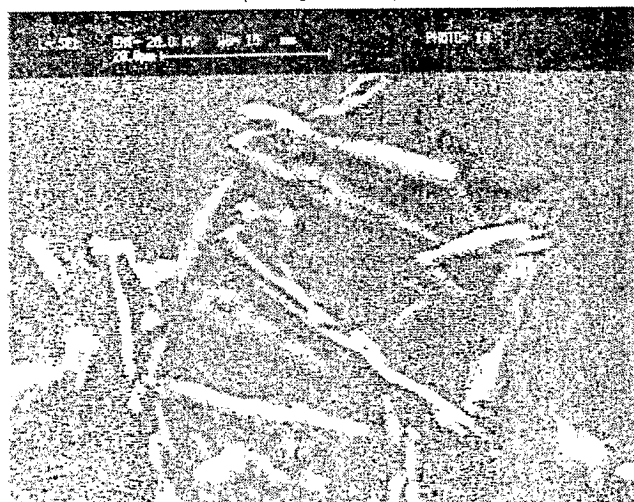
پلاستیک آلیاژ شده و لذا لبه‌های تیز ذرات از بین رفته و اثرات مضر آنها کاهش می‌یابد. افزایش فاصله بین ذرات نتیجه کاهش اندازه و کروی شدن آنها می‌باشد.

جدول ۳-۴) نتایج آنالیز تصویری فاز در سیلیسیم آلیاژ Al(A356)

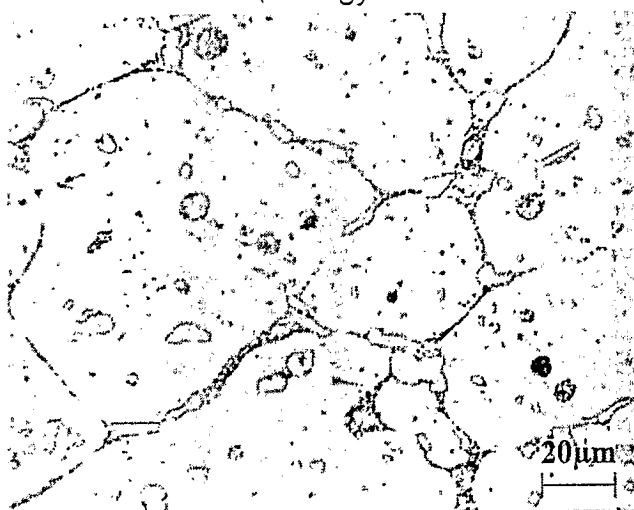
نوع آلیاژ	متوسط درصد مساحت سیلیسیم	نسبت طول به ضخامت (AR)	فاکتور شکل (SF)	متوسط اندازه ذرات Si (μm)	فاصله بین ذرات Si (μm)
آلیاژ ریختگی Al(A356)	۱۷/۸	۲/۳	۳/۲	۱۸	۱۱/۲
آلیاژ Al(A356) با عملیات محلول‌سازی	۱۶	۱/۵	۱/۶	۱۰	۱۶/۳



شکل ۴-۵) ریزساختار آلیاژ Al(A356) در حالت ریختگی، حکاکی شده توسط محلول ۰/۵ درصد HF. ذرات سیلیسیم (Si) - آلومینیم آلفا (α -Al)



شکل ۴-۶) تصویر میکروسکوپ الکترونی نمونه Al(A356) در حالت ریختگی (حکاکی عمیق شده توسط محلول Keller).



شکل ۴-۷) ریزساختار آلیاژ Al(A356) بعد از عملیات همگن سازی (محلول سازی)، حکاکی توسط محلول HF ۰/۵٪.

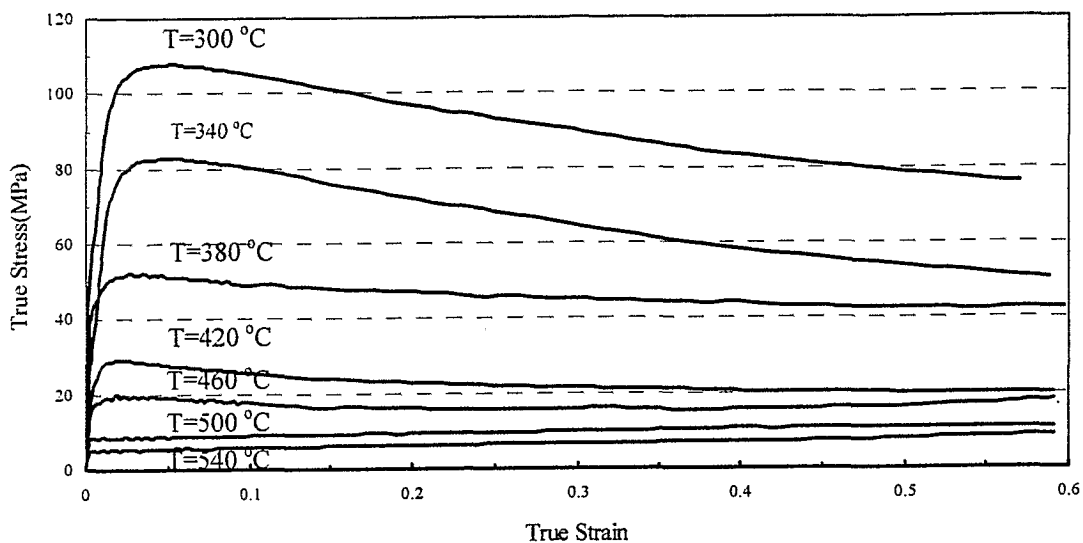
۴-۳- نتایج آزمایش فشار گرم

آزمایش فشارگرم به منظور بررسی تأثیر پارامترهای ترمومکانیکی بر رفتار کارگرم آلیاژ ALTHIX(A356) و آلیاژ Al(A356) بکار گرفته شده است. بدین منظور بر روی نمونه‌های استوانه‌ای تهیه شده در محدوده حرارتی 540°C - 300°C و با سرعت کرنش‌های مختلف ($\dot{\epsilon} = 0.1$ و 0.01 و 0.001 sec^{-1}) آزمایش فشارگرم صورت پذیرفت و رفتارهای متفاوتی در منحنی‌های تنش حقیقی-کرنش حقیقی آنها با تغییر پارامترهای ترمومکانیکی نظیر دما، سرعت، کرنش و میزان کرنش مشاهده گردید. نتایج بررسی تغییر این پارامترها در این بخش ارائه شده است.

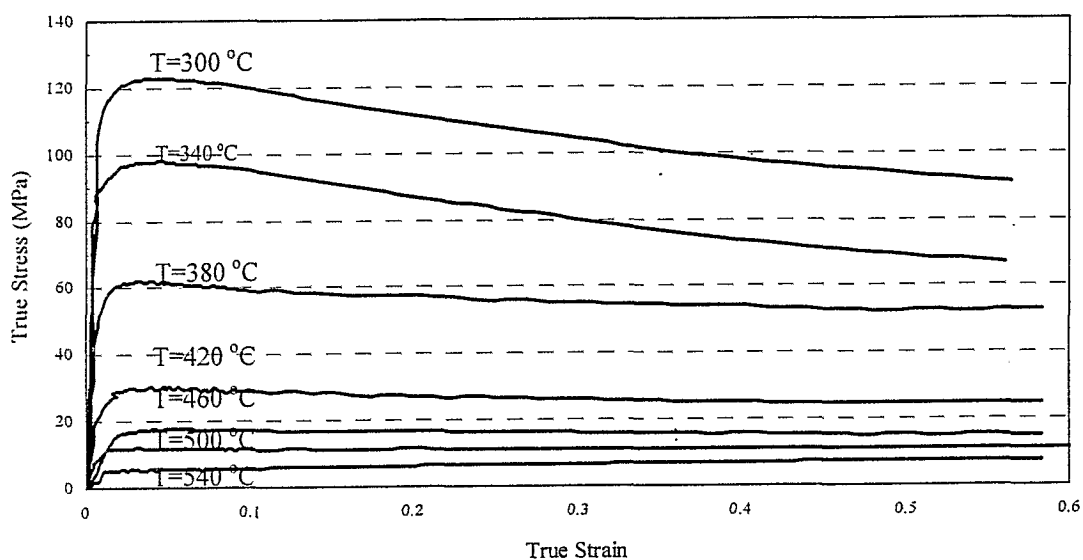
۴-۳-۱- اثر دمای تغییر شکل بر منحنی تنش حقیقی-کرنش حقیقی

منحنی‌های تنش حقیقی-کرنش حقیقی آلیاژهای ALTHIX(A356) و Al(A356) در محدوده حرارتی 300°C تا 540°C و با سرعت کرنشهای مختلف ($\dot{\epsilon} = 0.1$ و 0.01 و 0.001 sec^{-1}) در شکل‌های ۴-۸ و ۴-۹ ارائه شده است.

همانطور که دیده می‌شود در یک سرعت کرنش ثابت با افزایش دمای تغییر شکل تنش سیلان متناظر هر کرنش معین در هر دو آلیاژ کاهش می‌یابد. با ازدیاد دما از 300°C به 540°C تنش سیلان در سرعت کرنش 0.001 sec^{-1} و در مقدار کرنش متناظر 0.05 در آلیاژ ALTHIX(A356) از مقدار $107/6 \text{ MPa}$ به $5/5 \text{ MPa}$ (به میزان 94%) و در آلیاژ Al(A356) از مقدار 122 MPa به $5/7 \text{ MPa}$ (به میزان 95%) کاهش یافته است. پدیده مهم دیگری که در هر دو آلیاژ قابل مشاهده می‌باشد تغییرات رفتار در نمودار تنش سیلان با تغییر دما می‌باشد. همانگونه که دیده می‌شود در محدوده حرارتی 300°C - 460°C تنش سیلان پس از رسیدن به مقدار ماکزیمم خود کاهش می‌یابد. این رفتار در محدوده حرارتی 460°C - 540°C رخ نداده و منحنی تنش حقیقی-کرنش حقیقی پس از رسیدن به مقدار ماکزیمم خود به حالت پایدار می‌رسد.

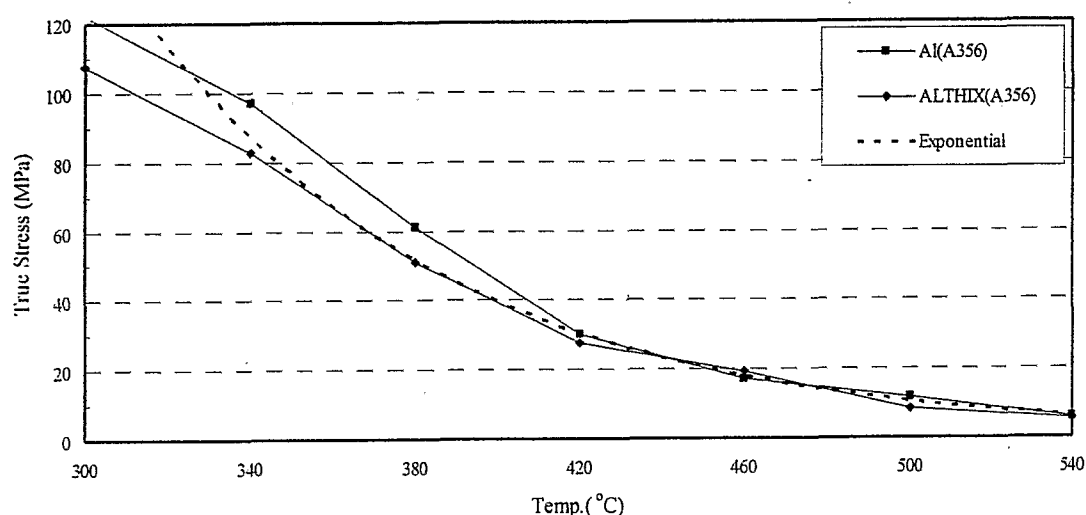


شکل ۸-۴) منحنی تنش حقیقی-کرنش حقیقی آلیاژ ALTHIX(A356) در سرعت کرنش ثابت 1 sec^{-1} (۰/۰۰۱).



شکل ۹-۴) منحنی تنش حقیقی-کرنش حقیقی آلیاژ Al(A356) در سرعت کرنش ثابت 1 sec^{-1} (۰/۰۰۱).

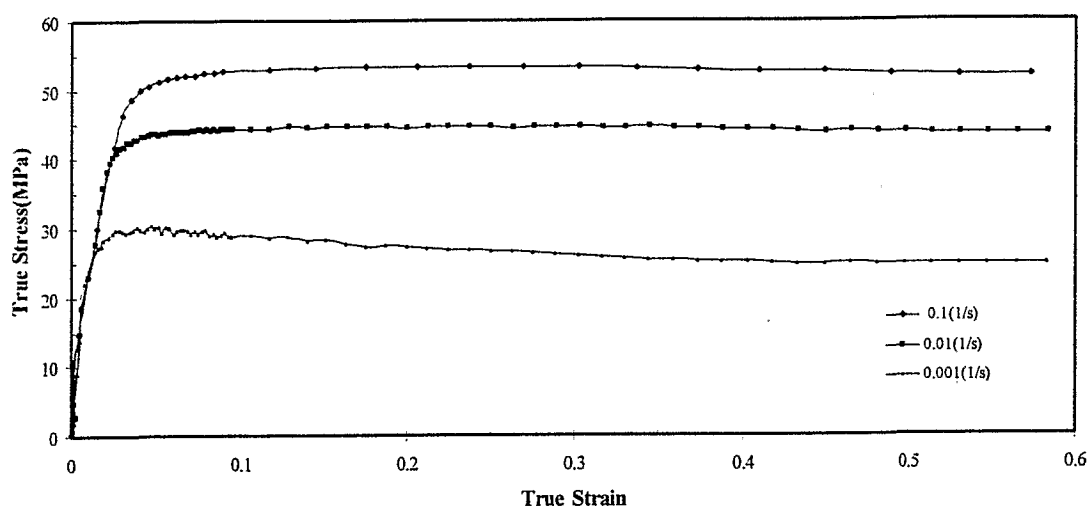
در محدودهٔ حرارتی $460-540^{\circ}\text{C}$ منحنی تنش سیلان پس از تسلیم نمونه به حالت پایدار (Steady-State) می‌رسد. نمودار تغییرات تنش سیلان با دما (در مقدار کرنش متناظر $\varepsilon=0.05$ و سرعت کرنش 0.001 sec^{-1}) در شکل ۴-۱۰ ارائه شده است. همانگونه که دیده می‌شود اصولاً روند تغییرات در توافق کامل با روابط اکسپانسیل (رابطه زنر- هولمن) تاثیر دما بر تنش سیلان می‌باشد [۳۱].



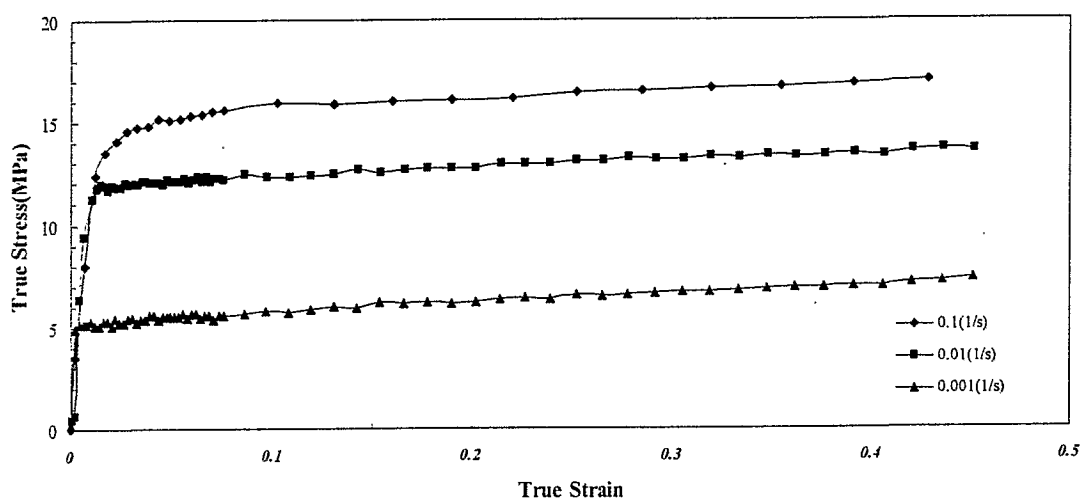
شکل ۴-۱۰) تغییرات تنش حقیقی با دما در سرعت کرنش 0.001 sec^{-1} و کرنش متناظر 0.05

۴-۳-۲- اثر سرعت کرنش بر منحنی تنش حقیقی-کرنش حقیقی

منحنی تنش حقیقی-کرنش حقیقی آلیاژهای ALTHIX(A356) و Al(A356) در دماهای 420°C و 540°C و سرعت کرنش‌های مختلف در شکل‌های ۴-۱۱ و ۴-۱۲ ارائه شده است. همانطور که مشاهده می‌شود در دمای ثابت با افزایش سرعت کرنش سطح تنش سیلان افزایش می‌یابد. نمودار تغییرات تنش سیلان با سرعت کرنش در درجه حرارت‌های مختلف تغییر شکل برای میزان کرنش متناظر ۰/۰۵ در شکل ۴-۱۳ نشان داده شده است. با ازدیاد سرعت کرنش از 0.1sec^{-1} به 0.001sec^{-1} تنش سیلان در مقدار کرنش متناظر ۰/۰۵ و دمای 420°C در آلیاژ ALTHIX(A356) از مقدار ۵۱MPa به ۲۷ MPa (به میزان ۴۷٪) و در آلیاژ Al(A356) از مقدار ۵۹ MPa به ۳۰ MPa (به میزان ۵۸٪) کاهش می‌یابد. نکته در خور توجه دیگر اینکه پیک مشاهده شده در منحنی‌های تنش حقیقی-کرنش حقیقی آلیاژها در محدوده حرارتی 300°C تا 460°C (شکل‌های ۴-۸ و ۴-۹) با افزایش سرعت کرنش حذف می‌گردد. مقایسه شکل‌های ۴-۱۱ الف و ۴-۱۲ الف مبین این امر می‌باشد. این رفتار در سرعت کرنش‌های مختلف در محدوده حرارتی 460°C تا 540°C برای آلیاژها مشاهده نمی‌شود (شکل ب ۴-۱۱ و ب ۴-۱۲).



(الف)

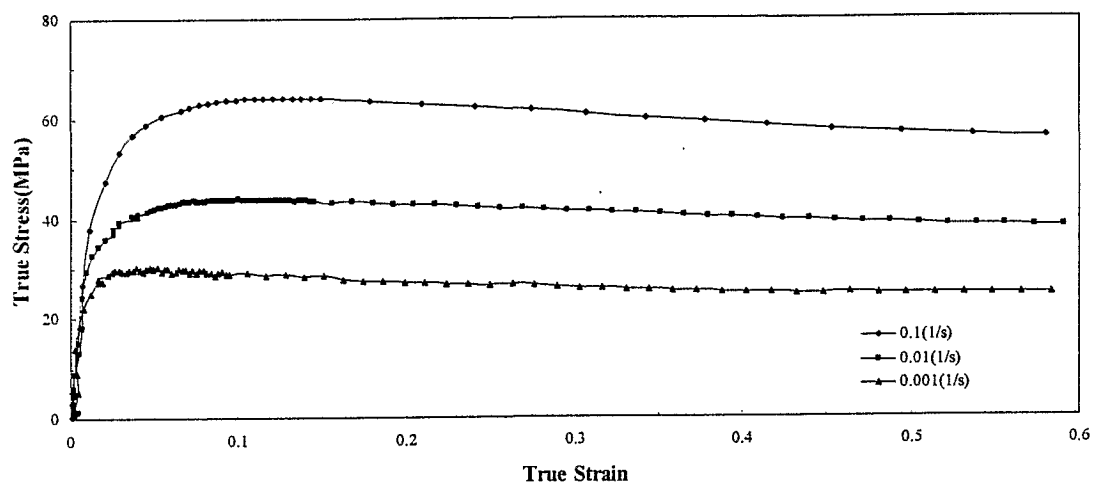


(ب)

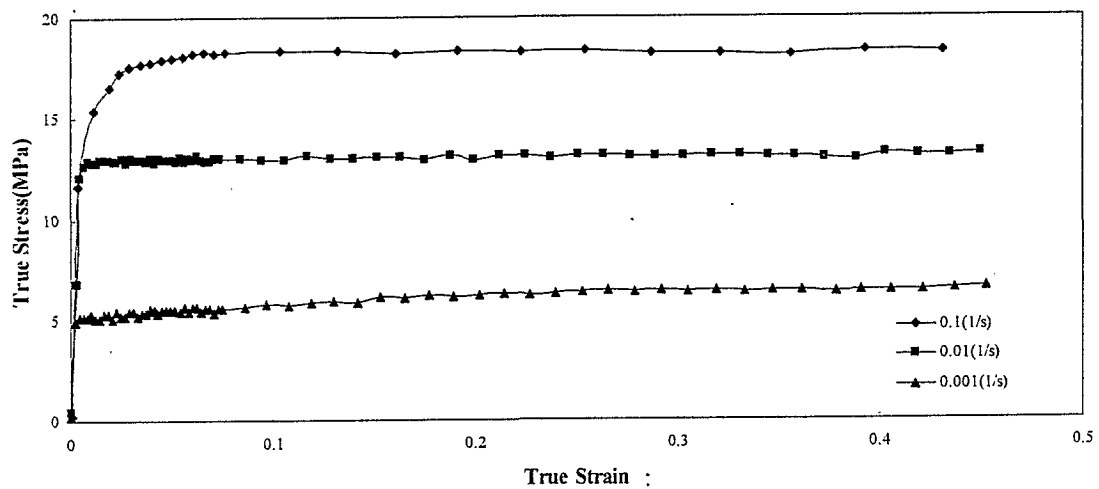
شکل ۴-۱۱) منحنی تنش حقیقی- کرنش حقیقی آلیاژ ALTHIX(A356).

(الف) دمای ۴۲۰°C

(ب) دمای ۵۴۰°C



(الف)

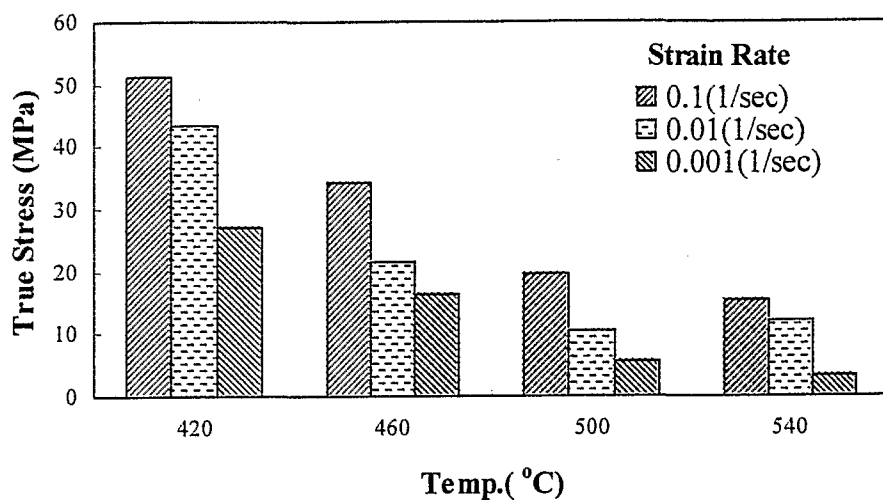


(ب)

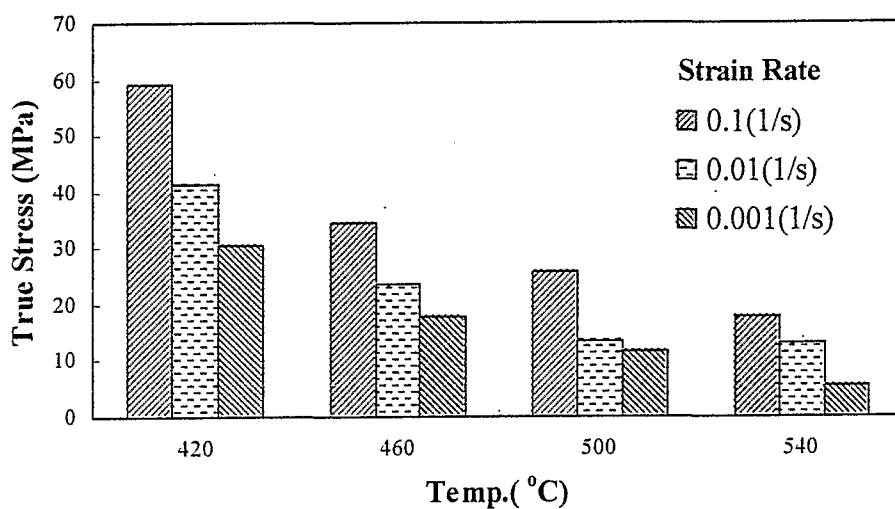
شکل ۴-۱۲) منحنی تنش- کرنش حقیقی آلیاژ Al(A356)

الف) دمای ۴۲۰ °C

ب) دمای ۵۴۰ °C



ALTHIX(A356)

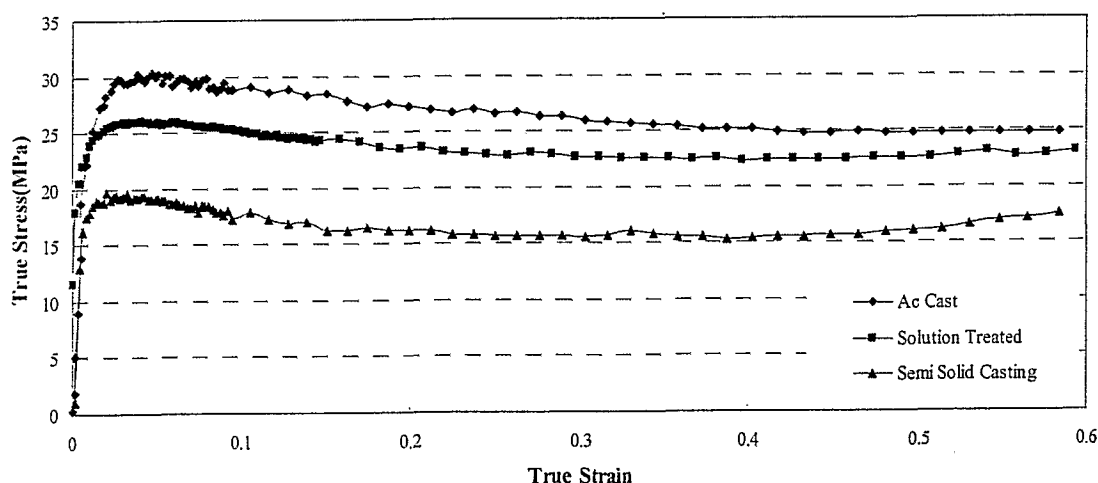


Al(A356)

شکل ۴-۱۳) منحنی تغییرات تنش حقیقی با سرعت کرنش در دماهای مورد آزمایش در کرنش متناظر ۰/۰۵

۴-۳-۳- اثر فرآیند همگن سازی بر منحنی تنش حقیقی- کرنش حقیقی

به منظور انحلال رسوبات، همگن سازی ساختار ریختگی و تغییر مورفولوژی فاز سیلیسیم، عملیات همگن سازی بر روی نمونه‌های آلیاژ Al(A356) در دمای 540°C با زمان نگهداری ۸ ساعت مطابق با دما و زمان گزارش شده در تحقیقات قبلی [۷-۱۳] صورت پذیرفت. سپس نمونه‌های استوانه‌ای در دماهای تغییر شکل به مدت ۱۰ دقیقه جهت هم‌دما سازی نگهداری شدند. سپس بلافاصله تحت تغییر شکل با سرعت کرنش‌های مورد نظر قرار گرفتند (شکل ۳-۵). هدف از این کار بررسی تغییرات مورفولوژی فاز سیلیسیم در اثر عملیات همگن سازی و تاثیر آن بر رفتار تغییر شکل گرم آلیاژ Al(A356) می‌باشد. نتایج حاصله مبین کاهش مقدار تنش سیلان آلیاژ همگن شده در تمام دماها نسبت به آلیاژ ریختگی است. مقدار تنش سیلان پیک در دمای 420°C با سرعت کرنش 0.001 sec^{-1} در کرنش متناظر 0.05 از 31 MPa در آلیاژ ریختگی به 26 MPa (به میزان ۱۶٪) در آلیاژ همگن شده کاهش یافته است (شکل ۴-۱۴). همانگونه که مشاهده می‌شود تنش سیلان در کرنش متناظر 0.05 در آلیاژ ALTHIX(A356) با مقدار 19 MPa از هر دو حالت آلیاژ Al(A356) (به ترتیب به میزان ۳۸٪ و ۲۷٪) کمتر می‌باشد.



شکل ۴-۱۴) مقایسه تنش حقیقی - کرنش حقیقی آلیاژهای مورد آزمایش در دمای 420°C و سرعت کرنش 0.001 sec^{-1}

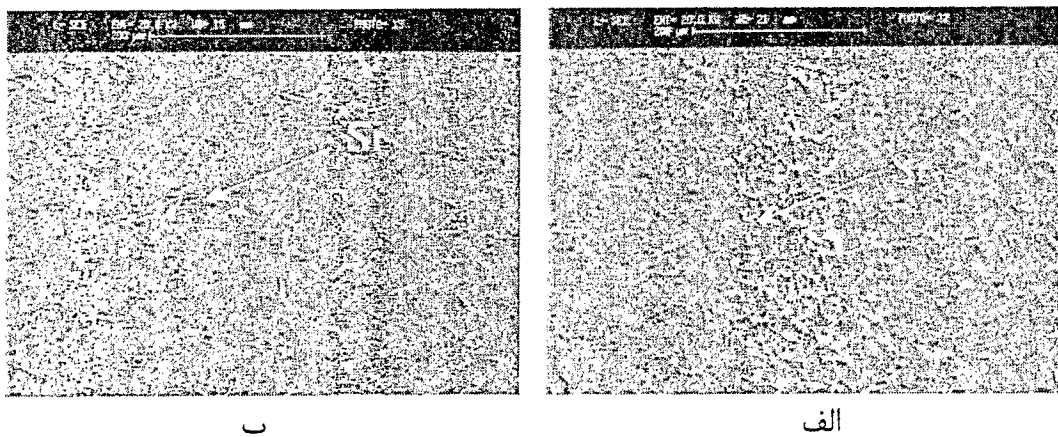
۴-۳-۴- وقوع پدیده پیر کرنشی دینامیکی^۱ (DSA)

پدیده در خور توجه در منحنی‌های تنش حقیقی-کرنش حقیقی شروع سیلان دندانه‌ای پس از تسلیم در تمام نمونه‌ها می‌باشد که در کرنش‌های پائین مشاهده می‌شود. این پدیده در تمام دماها مشاهده شده است اما در دماهای پائین‌تر مشخص‌تر و تا میزان کرنش‌های بیشتر نیز ادامه یافته است (شکل ۴-۸ و ۴-۹).

۴-۴- اثر پارامترهای ترمومکانیکی بر ریز ساختار

در آلیاژ ALTHIX(A356) فایبرهای به هم تنیده سیلیسیم بصورت یک فاز در زمینه آلومینیم آلفا یوتکتیکی پیوسته، گلبول‌های آلومینیم آلفا را محاصره کرده‌اند (شکل ۴-۱۵ الف). بررسی‌های انجام گرفته توسط میکروسکوپ الکترونی نشان داده است که مورفولوژی سیلیسیم در این حالت بصورت فیبری است (شکل ۴-۳). اما در آلیاژ Al(A356) توزیع سیلیسیم در ریزساختار به هم تنیده نبوده (شکل ۴-۱۵ ب) بصورت تیغه‌های کشیده و درشت در ناحیه یوتکتیک در بین دندریتهای آلومینیم آلفا تشکیل شده است (شکل ۴-۶). با انجام فرآیند ترمومکانیکی مورفولوژی، ابعاد و پراکندگی فاز سیلیسیم در تمام نمونه‌ها تغییر کرده است. در اثر اعمال کرنش در دمای بالا، تیغه‌های سیلیسیم بصورت مکانیکی خرد و با مکانیزمی که در فصل پنج توضیح داده می‌شود گلبولی شده‌اند. در این بخش اثر دمای تغییر شکل و سرعت کرنش بر مورفولوژی فاز سیلیسیم یوتکتیک بررسی می‌شود.

برای بررسی اثر سرعت کرنش و دمای تغییر شکل بر سیلان و خرد شدن ذرات سیلیسیم در همه آلیاژهای مورد استفاده در یک مختصات ثابت نمونه (مرکز نمونه‌ها بعد از تغییر شکل) تصاویر ریز ساختاری تهیه گردید.

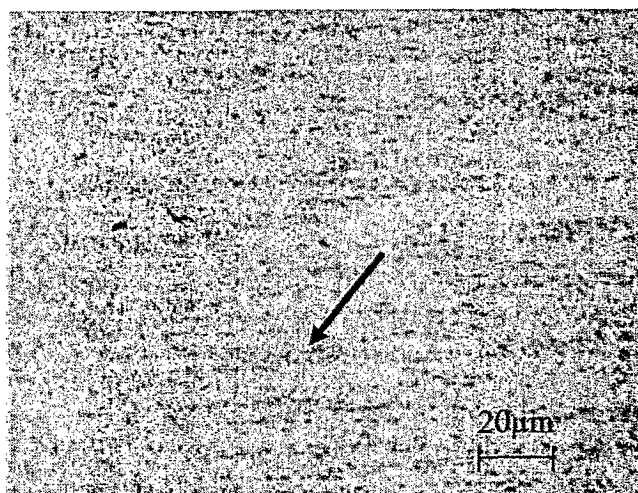


شکل ۴-۱۵ (الف) تصاویر میکروسکوپ الکترونی مورفولوژی اولیه فاز سیلیسیم (Si) در آلیاژ ALTHIX(A356)
(ب) Al(A356)

۴-۴-۱- اثر دمای تغییر شکل بر ریز ساختار

الف- اثر دمای تغییر شکل بر ساختار نهائی آلیاژ ALTHIX(A356)

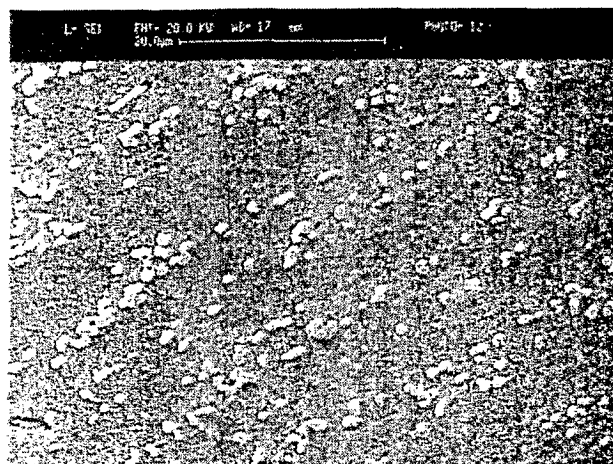
قبل از عملیات ترمومکانیکی مورفولوژی فاز سیلیسیم در آلیاژ ALTHIX(A356) بصورت فیبرهای کوچک به هم تنیده در ناحیه یوتکتیک مشاهده می‌شوند (شکل ۴-۲). بررسی‌های ریزساختاری نشان می‌دهند که در اثر اعمال کرنش در دمای بالا فیبرهای سیلیسیم خرد شده‌اند (شکل ۴-۱۷). مقایسه ریز ساختار نمونه‌های تغییر شکل یافته در دماهای مختلف و نتایج تحلیل گر تصویری از ریزساختار این نمونه‌ها حاکی از این امر هستند که با افزایش دما نسبت ابعادی و مساحت فیبرهای سیلیسیم خرد شده کاهش یافته است. در جدول ۴-۴ نتایج آزمایش‌های تحلیل گر تصویری ریزساختار نمونه‌های تغییر شکل یافته تحت شرایط مختلف دمائی ارائه شده است. همانطور که از شکل ۴-۱۶ مشاهده می‌شود، با اعمال تغییر شکل فاز سیلیسیم (فاز تیره رنگ) در زمینه آلومینیمی پراکنده شده است. بررسی‌های انجام گرفته توسط میکروسکوپ الکترونی نشان می‌دهند که این فاز تیره متشکل از مجموعه‌ای از ذرات گلوبولی فاز سیلیسیم می‌باشد (شکل ۴-۱۷). همانطور که در جدول ۴-۴ مشاهده می‌شود با ازدیاد دما از 420°C به 540°C در سرعت کرنش 0.001 sec^{-1} متوسط مساحت ذرات سیلیسیم در واحد سطح (میلیمتر مربع) از $9/0$ به $4/9$ کاهش یافته است. همچنین مورفولوژی این ذرات با افزایش دمای تغییر شکل به شکل گلوبولی نزدیک تر شده است (شکل ۴-۱۷). همانطور که در جدول ۴-۴ مشاهده می‌شود تعداد ذرات بر واحد سطح (میلیمتر مربع) که مبین پراکندگی سیلیسیم در ریزساختار است تحت شرایط تغییر شکل با افزایش دمای تغییر شکل از 420°C به 540°C در سرعت کرنش 0.001 sec^{-1} تعداد ذرات سیلیسیم بر واحد سطح از 886 ذره بر میلیمتر مربع به 2310 ذره بر میلیمتر مربع (به میزان 160%) افزایش یافته است (شکل ۴-۱۸). تغییرات ایجاد شده در متوسط قطر (D)، نسبت ابعادی (AR) و فاکتور شکل (SF) ذرات سیلیسیم (شکل ۴-۱۹) نشان می‌دهند که افزایش دمای تغییر شکل سبب کاهش این پارامتر گردیده است.



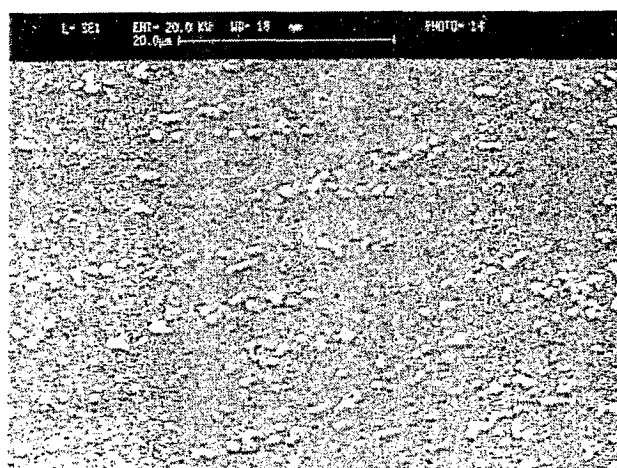
شکل ۴-۱۶) ریزساختار آلیاژ ALTHIX(A356) بعد از تغییر شکل در دمای $T=420^{\circ}\text{C}$ و سرعت کرنش 0.1 sec^{-1} .
[پیکان فاز سیلیسیم را نشان می‌دهد.]

جدول ۴-۴) آنالیز کمی ریزساختار نمونه‌های آلیاژ ALTHIX(A356) ریختگی در دماها و سرعت کرنش‌های مختلف

نسبت طول به عرض AR	فاکتور SF شکل	قطر متوسط (μm)	مساحت (μm^2)	محیط (μm)	تعداد ذرات بر واحد سطح (mm^{-2})	سرعت کرنش (sec^{-1})	دما ($^{\circ}\text{C}$)
۱/۸	۱/۸	۳/۷	۱۰/۸	۱۵/۸	۶۰۰	۰/۱	۴۲۰
۱/۸	۱/۷	۳/۷	۱۰/۲	۱۴/۷	۷۲۵	۰/۰۱	
۱/۷	۱/۵	۳/۸	۹/۰	۱۳/۰	۸۸۶	۰/۰۰۱	
۱/۷	۱/۹	۳	۸/۶	۱۴/۵	۸۶۲	۰/۱	۴۶۰
۱/۷	۱/۷	۳	۸/۹	۱۳/۸	۹۴۰	۰/۰۱	
۱/۷	۱/۲	۳/۰	۷/۷	۱۰/۶	۱۲۱۸	۰/۰۰۱	
۱/۷	۱/۱	۲/۴	۷/۳	۱۰/۲	۱۰۱۰	۰/۱	۵۰۰
۱/۷	۱/۱	۲/۴	۶/۹	۹/۸	۱۲۰۰	۰/۰۱	
۱/۶	۱/۲	۲/۴	۵/۳	۸/۷	۱۴۰۶	۰/۰۰۱	
۱/۷	۱/۲	۱/۵	۵/۲	۸/۹	۱۸۱۰	۰/۱	۵۴۰
۱/۶	۱/۲	۱/۵	۵/۱	۸/۷	۲۰۲۰	۰/۰۱	
۱/۶	۱/۲	۱/۵	۴/۹	۶/۵	۲۳۱۰	۰/۰۰۱	

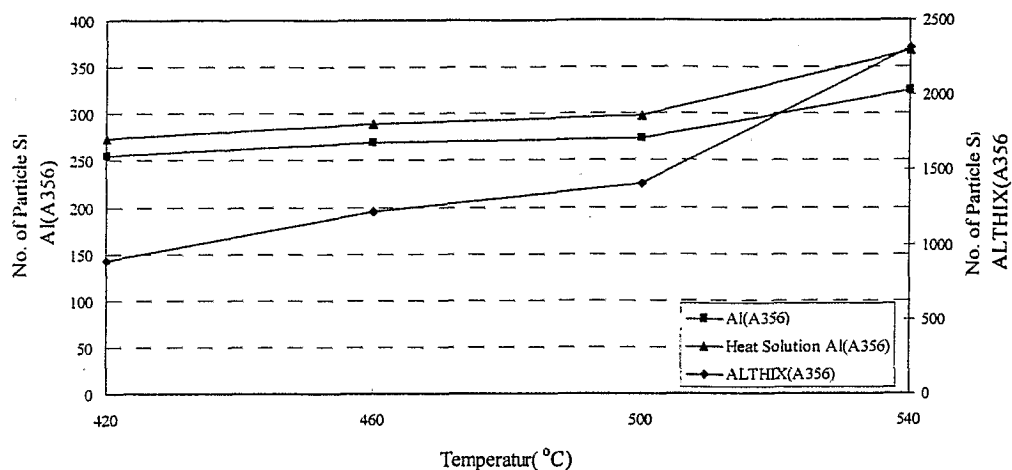


الف



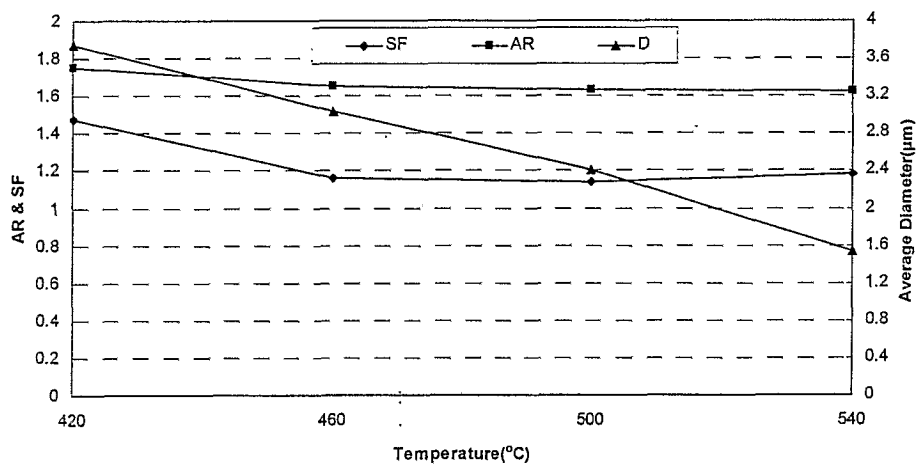
ب

شکل ۴-۱۷) تصاویر میکروسکوپ الکترونی از مورفولوژی فاز سیلیسیم در آلیاژ ALTHIX(A356)، سرعت کرنش 0.001 sec^{-1} مقدار کرنش 0.6
 الف) دمای تغییر شکل 420°C
 ب) دمای تغییر شکل 540°C



شکل ۴-۱۸) تغییرات تعداد ذرات سیلیسیم بر واحد سطح (میلیمتر مربع) با دمای تغییر شکل در آلیاژهای مورد

استفاده سرعت کرنش 0.001 sec^{-1}



شکل ۴-۱۹) تغییرات نسبت ابعادی، فاکتور شکل و متوسط قطر ذرات سیلیسیم با دمای

تغییر شکل سرعت کرنش 0.001 sec^{-1} در آلیاژ ALTHIX(A356)

ب- اثر دمای تغییر شکل بر ریز ساختار نهائی آلیاژ Al(A356)

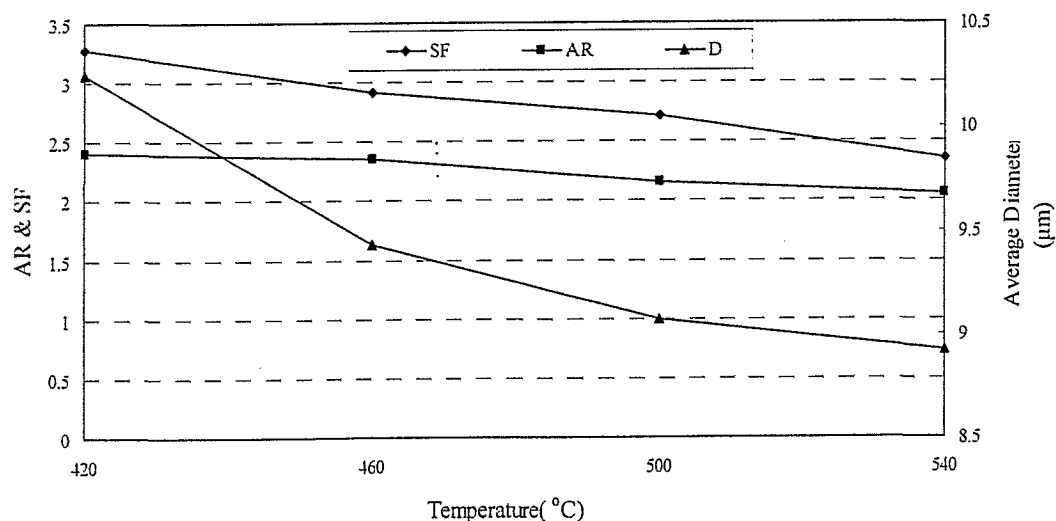
تجزیه و تحلیل کمی ریزساختارهای حاصله در نمونه‌های آلیاژ Al(A356) در جدول ۴-۵ خلاصه شده است. همانطور که در شکل ۴-۱۸ مشاهده می‌شود، با ازدیاد دما در سرعت کرنش 0.001 sec^{-1} تعداد ذرات بر واحد سطح (N) از 255 mm^{-2} در دمای 420°C به 325 mm^{-2} در دمای 540°C افزایش یافته و قطر متوسط آنها از $10/3$ میکرومتر به $8/9$ میکرومتر کاهش یافته است. تغییرات ایجاد شده در نسبت ابعادی ذرات سیلیسیم (جدول ۴-۵) نشان می‌دهند که افزایش دمای تغییر شکل سبب کاهش این پارامتر گردیده است. بطوریکه در سرعت کرنش 0.001 sec^{-1} با افزایش دمای تغییر شکل از 420°C به 540°C نسبت ابعادی ذرات سیلیسیم از $2/4$ به $2/1$ کاهش یافته است (شکل ۴-۲۰).

ریزساختار نمونه‌های آلیاژ Al(A356) در دماهای 420°C تا 540°C پس از تغییر شکل در سرعت کرنش 0.001 sec^{-1} تا کرنش متناظر 0.6 در شکل ۴-۲۱ ارائه شده است. همانطور که دیده می‌شود در حالت اولیه ساختار یوتکتیکی بصورت سوزنی و شامل صفحات درشت فاز سیلیسیم می‌باشد. با ازدیاد دمای تغییر شکل، تعداد ذرات سیلیسیم افزایش یافته و اندازه آنها کاهش نشان می‌دهند. بررسی‌های صورت گرفته توسط میکروسکوپ الکترونی نیز مبین این نکته می‌باشد که افزایش دما بر روی تعداد و اندازه ذرات مؤثر بوده و شکل آنها راتحت تاثیر قرار می‌دهد (شکل ۴-۲۱).

با توجه به ثابت بودن مقدار کرنش اعمالی در تمام نمونه‌ها ($\epsilon=0.6$) انتظار می‌رود که میزان خرد شدن ذرات سیلیسیم در تمام نمونه‌ها یکسان باشد اما نتایج نشان می‌دهند که با افزایش دمای تغییر شکل تعداد ذرات بر واحد سطح افزایش یافته است. به عبارت دیگر تاثیر دمای تغییر شکل بر میزان خرد شدن ذرات سیلیسیم کلیدی می‌باشد.

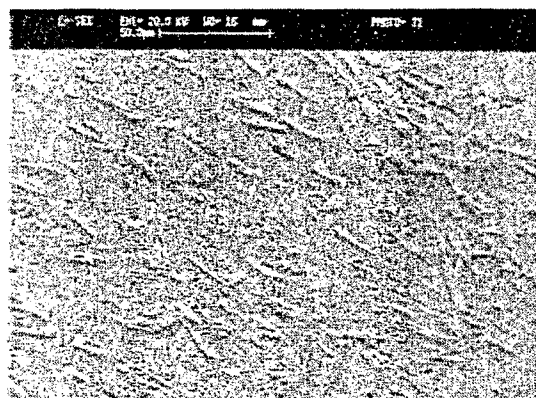
جدول ۴-۵) آنالیز کمی ریزساختار نمونه‌های آلیاژ Al(A356) ریختگی در دماها و سرعت کرنش‌های مختلف

نسبت طول به عرض AR	فاکتور شکل SF	قطر متوسط (μm)	مساحت (μm^2)	محیط (μm)	تعداد ذرات بر واحد سطح (mm^2)	سرعت کرنش (sec^{-1})	دما ($^{\circ}\text{C}$)
۲/۵	۳/۳	۱۰/۴	۶۰/۱	۴۹/۱	۲۴۲	۰/۱	۴۲۰
۲/۵	۳/۳	۱۰/۳	۵۹/۸	۴۹/۰	۲۴۵	۰/۰۱	
۲/۴	۳/۳	۱۰/۳	۵۷/۴	۴۸/۶	۲۵۵	۰/۰۰۱	
۲/۴	۲/۹	۹/۷	۵۶/۰	۴۴/۸	۲۶۰	۰/۱	۴۶۰
۲/۴	۲/۸	۹/۶	۵۵/۰	۴۴/۲	۲۶۱	۰/۰۱	
۲/۳	۲/۹	۹/۴	۵۰/۹	۴۳/۶	۲۶۹	۰/۰۰۱	
۲/۴	۳/۰	۹/۴	۴۸/۰	۴۲/۵	۲۶۳	۰/۱	۵۰۰
۲/۲	۲/۹	۹/۱	۴۶/۰	۴۱/۳	۲۶۸	۰/۰۱	
۲/۲	۲/۷	۹/۱	۴۲/۱	۳۸/۵	۲۷۳	۰/۰۰۱	
۲/۲	۲/۵	۷/۴	۴۲/۰	۳۶/۱	۳۱۰	۰/۱	۵۴۰
۲/۱	۲/۴	۷/۳	۴۱/۰	۳۵/۳	۳۱۵	۰/۰۱	
۲/۱	۲/۴	۸/۹	۳۹/۸	۴۳/۳	۳۲۵	۰/۰۰۱	

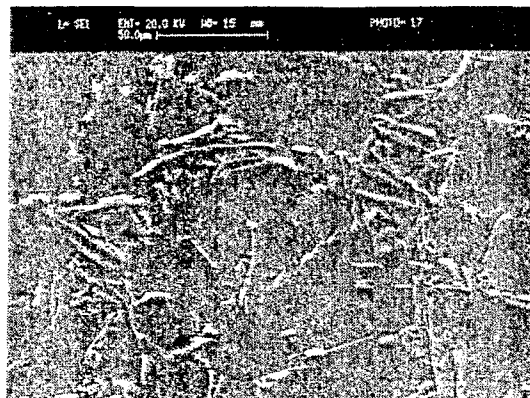


شکل ۴-۲۰) تغییرات نسبت ابعادی، فاکتور شکل و متوسط قطر ذرات سیلیسیم با دمای تغییر شکل در

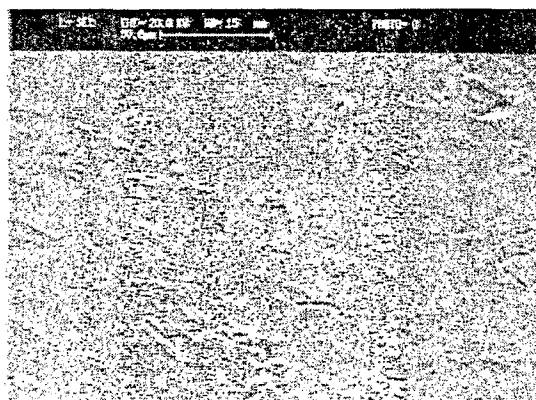
آلیاژ Al (A356)



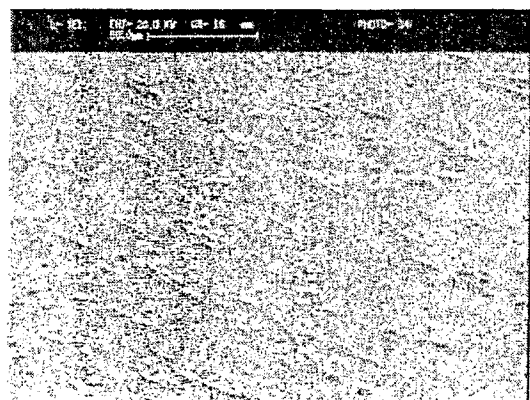
ب



الف



د



ج

شکل ۴-۲۱) تصاویر میکروسکوپ الکترونی از مورفولوژی فاز سیلیسیم در آلیاژ Al(A356) پس از تغییر شکل با سرعت کرنش 0.001 sec^{-1} تا مقدار کرنش ۰/۶

الف) ریزساختار اولیه آلیاژ Al(A356)

ب) دمای تغییر شکل 420°C

ج) دمای تغییر شکل 460°C

د) دمای تغییر شکل 540°C

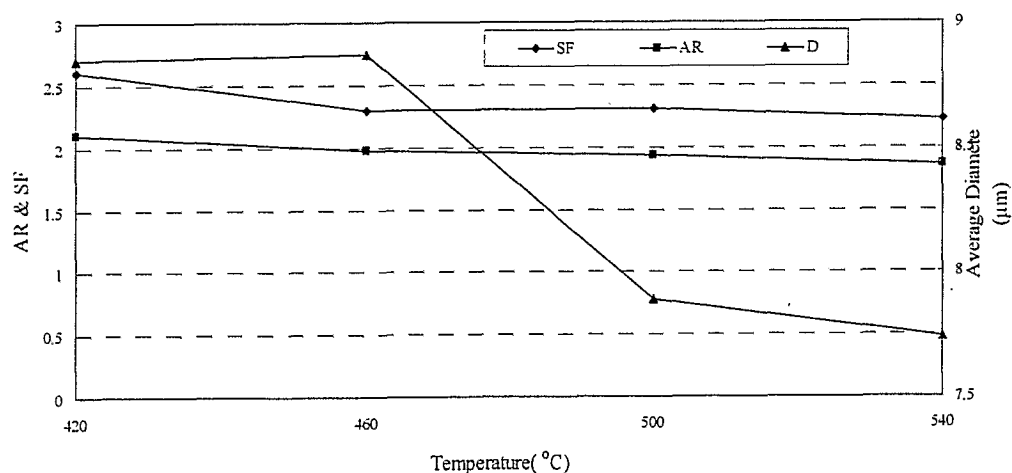
ج- اثر دمای تغییر شکل بر ریز ساختار نهائی آلیاژ همگن شده Al(A356)

در این بخش تاثیر عملیات همگن سازی بر ریزساختار نمونه‌های آلیاژ Al(356) مورد بررسی قرار گرفته است. اصولاً عملیات همگن سازی سبب کروی شدن و درشت شدن ذرات سیلیسیم می‌شود [۷-۱۵]. معمولاً به دلیل محدودیت در افزایش زمان عملیات همگن سازی ذرات سیلیسیم بطور کامل کروی نمی‌شوند. بررسیهای ریزساختاری انجام گرفته بر روی نمونه‌هایی که تحت عملیات همگن سازی قرار گرفتند نشان می‌دهند که فرآیند کروی شدن ذرات سیلیسیم کاملاً صورت نگرفته و ذرات درشت سیلیسیم هنوز در ریزساختار قابل مشاهده می‌باشند (شکل ۴-۷). اما مشاهدات ریزساختاری این نمونه‌ها بعد از اعمال تغییر شکل مبین این امر می‌باشند که میزان کروی شدن ذرات نسبت به شرایط قبل از تغییر شکل (عملیات همگن شده) افزایش یافته است. بگونه‌ای که در اثر اعمال تغییر شکل در شرایط دمای 420°C و سرعت کرنش 0.001 sec^{-1} ، قطر متوسط ذرات سیلیسیم از $13/8$ میکرومتر (در شرایط پیش از تغییر شکل) به $8/9$ میکرومتر (در شرایط پس از تغییر شکل) و نسبت ابعادی آنها از $2/8$ (در شرایط پیش از تغییر شکل) به $2/1$ (در شرایط پس از تغییر شکل) کاهش یافته است (شکل ۴-۲۲). این نتایج مبین خرد شدن مکانیکی ذرات درشت سیلیسیم (که در اثر عملیات همگن سازی کروی نشده بودند) تحت تغییر شکل می‌باشد.

همانطور که در جدول ۴-۶ مشاهده می‌شود، با ازدیاد دما در سرعت کرنش ثابت 0.001 sec^{-1} تعداد ذرات بر میلیمتر مربع از 273 mm^{-2} در دمای 420°C به 367 mm^{-2} در دمای 540°C افزایش یافته و قطر متوسط آنها از $8/9$ میکرومتر به $7/7$ میکرومتر کاهش یافته است (شکل ۴-۱۸). با در نظر گرفتن نسبت طول به عرض (AR) مشخص می‌گردد که در سرعت کرنش ثابت 0.001 sec^{-1} ، افزایش دمای تغییر شکل از 420°C به 540°C سبب کاهش این پارامتر از $2/1$ به $1/9$ شده است (شکل ۴-۲۲).

جدول ۴-۶) آنالیز کمی ریزساختار نمونه‌های آلیاژ Al(A356) همگن شده در دماها و سرعت کرنش‌های مختلف

نسبت طول به عرض AR	فاکتور شکل SF	قطر متوسط (μm)	مساحت (μm^2)	محیط (μm)	تعداد ذرات بر واحد سطح (mm^2)	سرعت کرنش (sec^{-1})	دما ($^{\circ}\text{C}$)
۲/۴	۳/۱	۹/۳	۳۳/۸	۳۶/۱	۲۶۰	۰/۱	۴۲۰
۲/۳	۲/۹	۹/۱	۳۳/۰	۳۴/۰	۲۶۵	۰/۰۱	
۲/۱	۲/۶	۸/۹	۳۲/۰	۳۲/۴	۲۷۳	۰/۰۰۱	
۲/۱	۲/۵	۹/۲	۳۴	۳۲/۳	۲۶۹	۰/۱	۴۶۰
۲/۱	۲/۴	۹/۱	۳۳	۳۲/۱	۲۷۵	۰/۰۱	
۲/۰	۲/۳	۸/۹	۳۱/۵	۳۰/۲	۲۸۹	۰/۰۰۱	
۲/۰	۲/۴	۸/۱	۳۲/۶	۳۱/۳	۲۸۲	۰/۱	۵۰۰
۱/۹	۲/۴	۸/۰	۳۱/۱	۳۰/۸	۲۸۵	۰/۰۱	
۱/۹	۲/۳	۷/۹	۲۹/۴	۲۹/۲	۲۹۷	۰/۰۰۱	
۲/۰	۲/۳	۸/۱	۲۷/۸	۲۸/۶	۳۰۰	۰/۱	۵۴۰
۱/۹	۲/۴	۷/۹	۲۶/۹	۲۸/۴	۳۴۰	۰/۰۱	
۱/۹	۲/۲	۷/۷	۲۳/۷	۲۵/۷	۳۶۷	۰/۰۰۱	



شکل ۴-۲۲) تغییرات نسبت ابعادی، فاکتور شکل و متوسط قطر ذرات سیلیسیم با دمای تغییر شکل در آلیاژ Al (A356) عملیات همگن سازی شده

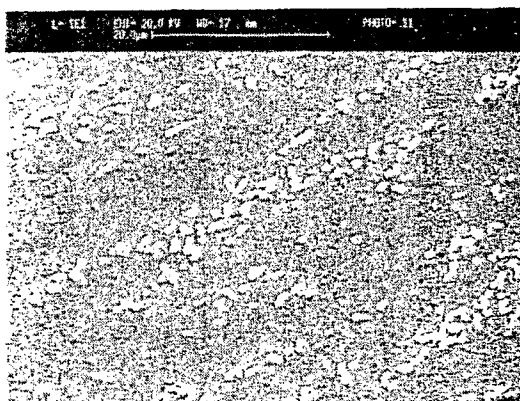
۴-۴-۲- اثر سرعت کرنش بر ریز ساختار

سرعت کرنش از جمله پارامترهای ترمومکانیکی است که می‌تواند در تغییرات ریزساختاری آلیاژهای تحت عملیات ترمومکانیکی قرار گرفته مؤثر باشد. در این بخش اثر تغییرات سرعت کرنش بر ریزساختار آلیاژهای ALTHIX(A356) و Al(A356) در حالت ریختگی و همگن شده مورد بررسی قرار گرفته است.

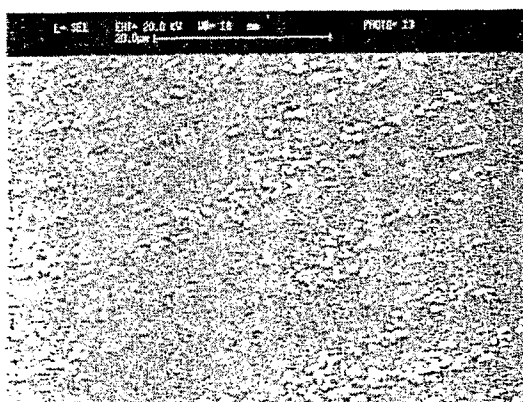
الف- اثر سرعت کرنش بر ساختار آلیاژ ALTHIX(A356)

نتایج بررسی‌های انجام گرفته توسط تحلیل گر تصویری (جدول ۴-۴) و دیگر بررسی‌های ریزساختاری نشان می‌دهند که با تغییر سرعت کرنش از 0.1 sec^{-1} به 0.001 sec^{-1} در دمای ثابت تعداد ذرات سیلیسیم بر واحد سطح حداکثر ۴۸٪ در دمای 420°C و حداقل ۲۸٪ در 540°C افزایش یافته است (جدول ۴-۴). با کاهش سرعت کرنش از 0.1 sec^{-1} به 0.001 sec^{-1} فاکتور شکل (SF) بطور متوسط ۱۶٪ کاهش یافته است. شکل ۴-۲۳ مبین تغییرات فوق می‌باشد.

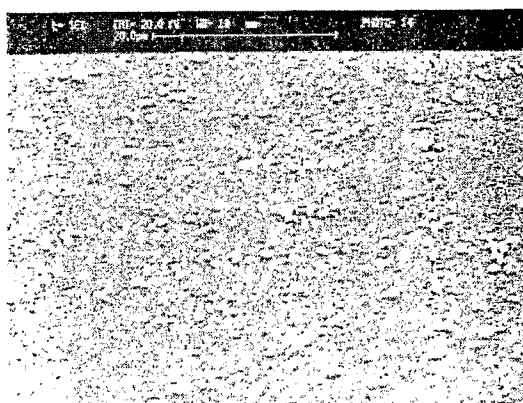
:



الف



ب



ج

شکل ۴-۲۳) اثر سرعت کرنش بر ریزساختار آلیاژ ALTIX(A356) در دمای 460°C و مقدار کرنش متناظر ۰/۶

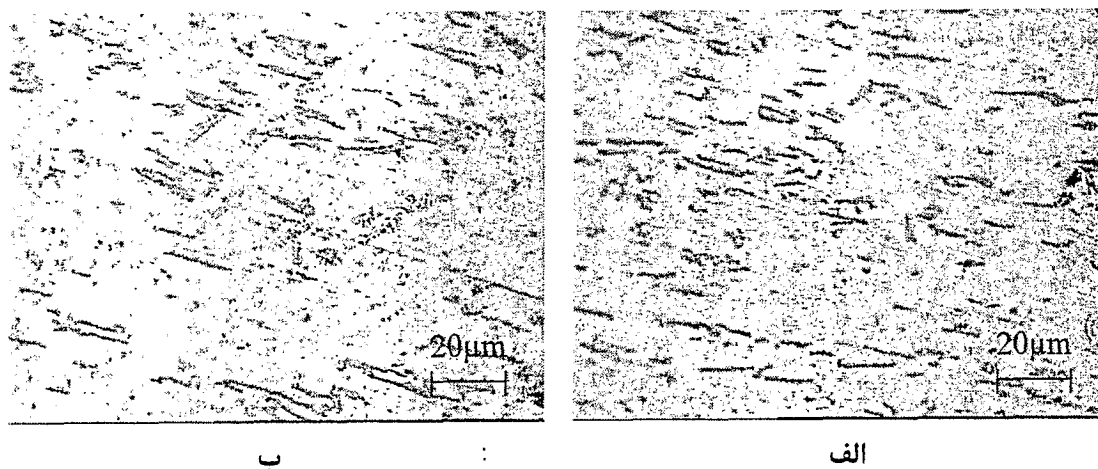
الف) سرعت کرنش 1 sec^{-1}

ب) سرعت کرنش 0.1 sec^{-1}

ج) سرعت کرنش 0.01 sec^{-1}

ب- اثر سرعت کرنش بر ریز ساختار آلیاژ Al(A356)

همانطور که در جدول ۴-۵ مشاهده می‌شود با تغییر سرعت کرنش در دمای ثابت مشخصه‌های ذرات سیلیسیم تغییر چندانی نکرده‌اند. با کاهش سرعت کرنش در تمام مشخصه‌ها به جز تعداد ذرات بر واحد سطح یک روند کاهشی به میزان اندک (به طور متوسط حدود ۰.۵٪) مشاهده می‌شود (جدول ۴-۵). این روند در مورد تعداد ذرات بر واحد سطح برعکس بوده بطوریکه با کاهش سرعت کرنش از 0.1 sec^{-1} به 0.001 sec^{-1} این مشخصه حدود ۰.۵٪ افزایش یافته است. این تغییرات در شکل ۴-۲۴ نشان داده شده است.



شکل ۴-۲۴ اثر سرعت کرنش بر تیغه‌های سیلیسیم در آلیاژ Al(356) در دمای 540°C

الف) 0.1 sec^{-1} ب) 0.001 sec^{-1}

ج- اثر سرعت کرنش بر ریز ساختار آلیاژ Al(A356) همگن شده

نتایج آزمایش تحلیل گر تصویری آلیاژ Al(A356) همگن شده نشان می‌دهند که با کاهش سرعت کرنش از 0.1 sec^{-1} به 0.001 در دمای ثابت تعداد ذرات سیلیسیم بر واحد سطح بطور متوسط $9/5\%$ افزایش یافته است. در مورد دیگر مشخصه‌های ذرات سیلیسیم یک روند کاهشی مشاهده می‌گردد (جدول ۴-۶).

۴-۵- اثر پارامترهای ترمومکانیکی بر خواص مکانیکی

همانطور که در فصل سوم عنوان شد، به منظور بررسی اثر پارامترهای ترمومکانیکی بر خواص مکانیکی و مقایسه با خواص اولیه آلیاژها، آزمایش سختی سنجی در تمام شرایط آزمایشی و پانچ برشی بر روی نمونه‌ها بعد از تغییر شکل صورت پذیرفت. در این قسمت پس از بررسی خواص مکانیکی اولیه نتایج این آزمایش‌ها در قالب تاثیر دما، سرعت کرنش و اثر عملیات همگن سازی و گلبولی شدن فاز سیلیسیم بر خواص مکانیکی مانند استحکام نهائی و درصد ازدیاد طول ارائه می‌گردد.

۴-۵-۱- نتایج آزمایش پانچ برشی

به منظور بررسی اثر فرآیند ترمومکانیکی TMP و پارامترهای مؤثر بر آن بر خواص مکانیکی، از بخش میانی نمونه‌های فشار گرم، نمونه‌های نازک (حدود $300\mu m$) تهیه و آزمایش پانچ برشی بر روی این نمونه‌ها انجام گرفت. با استفاده از نتایج اولیه آزمایشهای پانچ، که به صورت منحنی‌های نیرو بر حسب جابجایی می‌باشد و با بکارگیری روابط ارائه شده در مراجع، پارامترهای استحکام نهایی (UTS) و ازدیاد طول کل تا شکست (EL)، محاسبه گردیدند. مختصری در مورد آزمایش پانچ برشی و روابط بکار گرفته شده برای محاسبه پارامترهای خواص مکانیکی در ضمیمه-۱ آورده شده است. به منظور اطمینان از صحت داده‌های تست پانچ برشی، این نتایج با نتایج تست کشش آلیاژ Al(A356) مقایسه شده است (جدول ۴-۷). همانطور که مشاهده می‌شود نتایج آزمایش کشش برای آلیاژ Al(A356) بسیار نزدیک به نتایج آزمایش پانچ است. این مقادیر همچنین نشان می‌دهد که با وجود اینکه استحکام نهائی هر دو آلیاژ بسیار نزدیک به هم می‌باشد درصد ازدیاد طول کل تا شکست آلیاژ ALTHIX(A356) از آلیاژ Al(A356) به میزان ۵۴٪ بیشتر است.

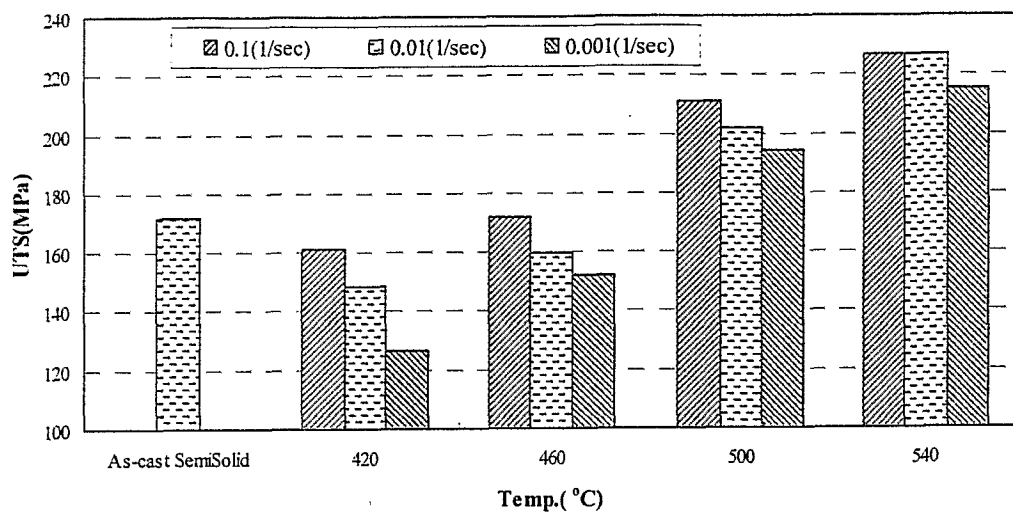
جدول ۴-۷) مقایسه نتایج اولیه تست کشش و پانچ برشی

نوع آزمایش	تنش تسلیم (M Pa)	استحکام نهائی (M Pa)	درصد ازدیاد طول
نتایج کشش آلیاژ Al(A356)	۱۲۴	۱۷۲	۳/۷
نتایج پانچ برشی آلیاژ Al(A356)	۱۲۰	۱۷۴	۳/۴
نتایج پانچ برشی آلیاژ ALTHIX(A356)	۱۱۴	۱۷۲	۷/۳

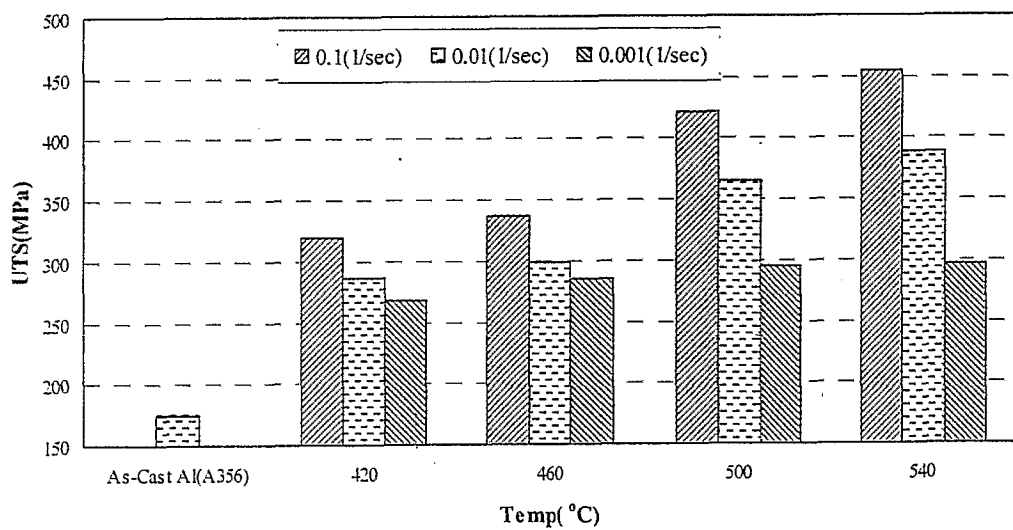
۴-۵-۱-۱- تغییرات استحکام نهایی با تغییر شرایط عملیات ترمومکانیکی

در این بخش استحکام نهایی نمونه‌های فشار گرم و تاثیر پارامترهای عملیات ترمومکانیکی و همچنین اثر ساختار بر آن مورد بررسی قرار می‌گیرد. در شکل ۴-۲۵، اثر فرآیند ترمومکانیکی تحت شرایط مختلف حرارتی بر استحکام نهایی آلیاژهای مورد استفاده نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود، با افزایش دمای اعمال کرنش و سرعت کرنش، استحکام نهایی آلیاژهای آلومینیمی افزایش یافته است. بیشترین استحکام نهایی در نمونه تغییر شکل داده شده در دمای 540°C و سرعت کرنش 0.1 sec^{-1} برای تمام آلیاژها بدست آمده است.

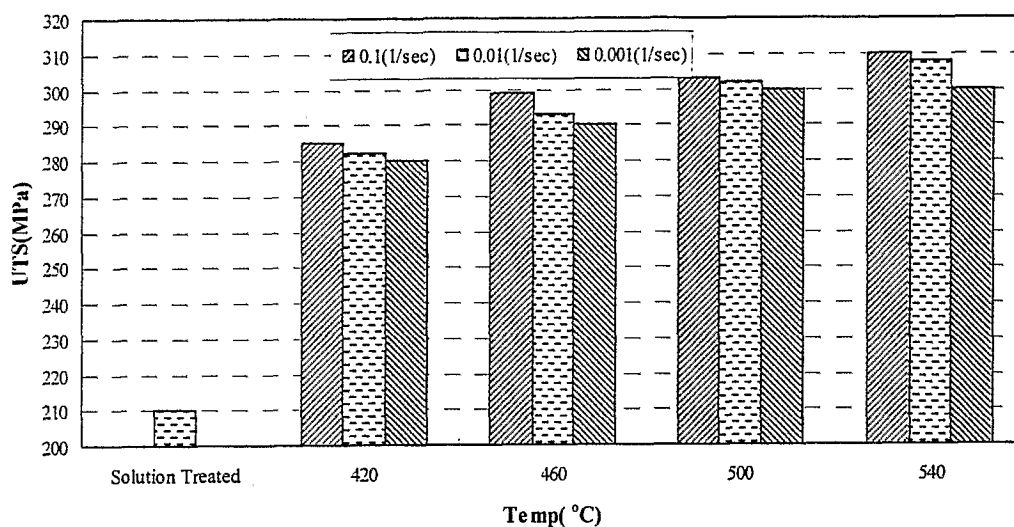
همانطور که در شکل ۴-۲۶ مشاهده می‌شود در تمام محدوده حرارتی آزمایش شده و سرعت کرنش‌های مربوطه استحکام نهایی آلیاژ ALTHIX(A356) کمتر از آلیاژ Al(A356) در حالت همگن سازی شده و ریختگی می‌باشد. همچنین نتایج نشان می‌دهند که عملیات همگن سازی تاثیر چندانی بر استحکام نهایی آلیاژ Al(A356) نداشته است.



الف



ب



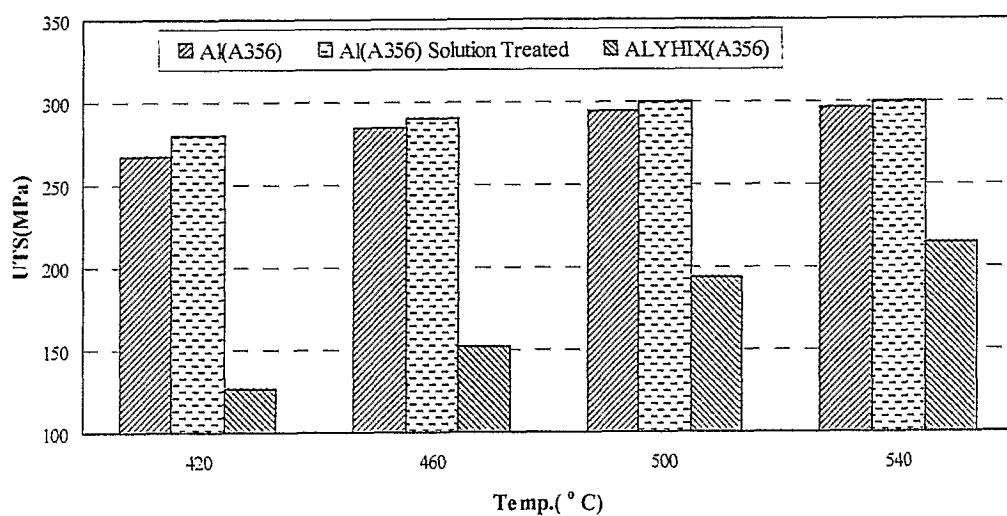
ج

شکل ۴-۲۵ تغییرات استحکام نهائی با دمای تغییر شکل در آلیاژ

الف) آلیاژ ALTHIX(A356)

ب) آلیاژ Al(A356)

ج) آلیاژ Al(A356) همگن شده

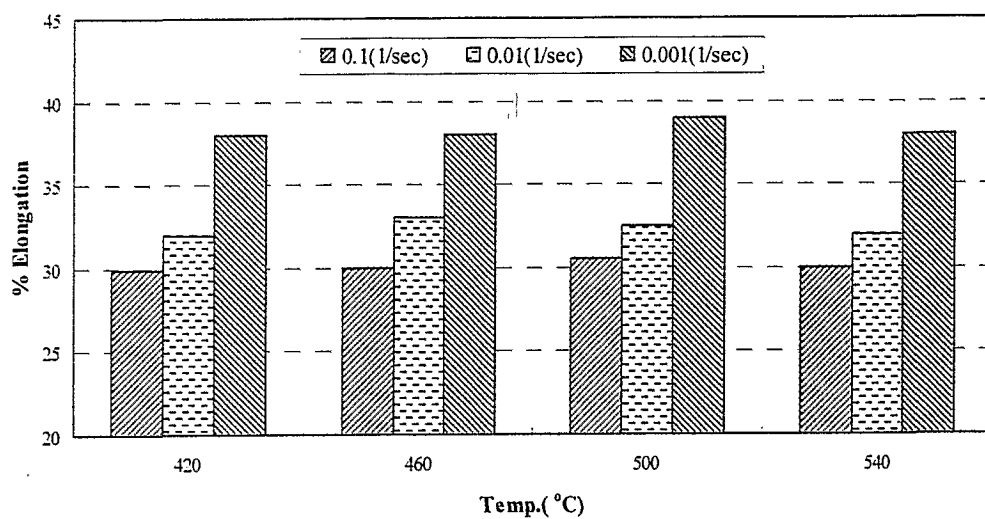


شکل ۴-۲۶ مقایسه استحکام تسلیم آلیاژها در سرعت کرنش 0.001 sec^{-1}

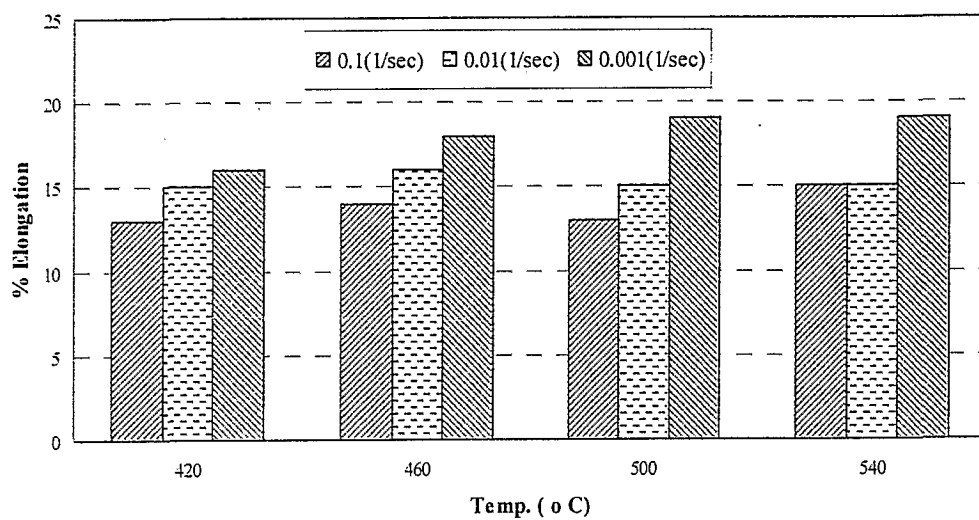
۴-۵-۱-۲- تغییرات ازدیاد طول کل با تغییر شرایط عملیات ترمومکانیکی

در شکل ۴-۲۷ تغییرات مقدار ازدیاد طول کل تا شکست با تغییر دما برای آلیاژهای مورد استفاده در شرایط مختلف نشان داده شده است. مقدار ازدیاد طول کل آلیاژ ALTHIX(A356) در تمام محدوده حرارتی و سرعت کرنشهای مورد آزمایش به میزان قابل ملاحظه‌ای از آلیاژ Al(A356) بیشتر می‌باشد(شکل ۴-۲۸).

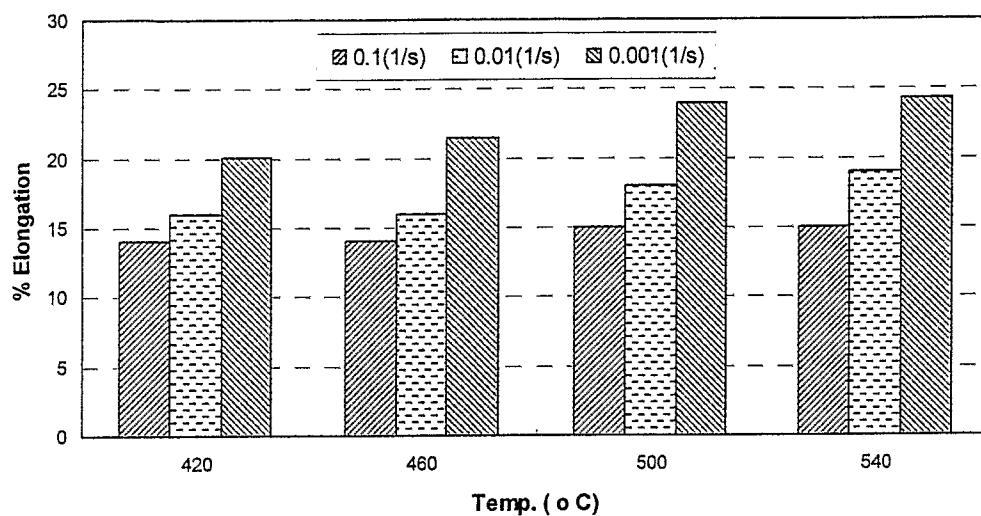
همانطور که مشاهده می‌گردد، در هر دو آلیاژ با افزایش دمای تغییر شکل مقدار ازدیاد طول کل تا شکست افزایش یافته است. همچنین با افزایش سرعت کرنش مقدار ازدیاد طول کل تا شکست کاهش یافته است. بیشترین مقدار ازدیاد طول کل تا شکست در آلیاژهای مورد استفاده در دمای 540°C و سرعت کرنش 0.001 sec^{-1} مشاهده می‌شود(شکل ۴-۲۳).



الف



ب



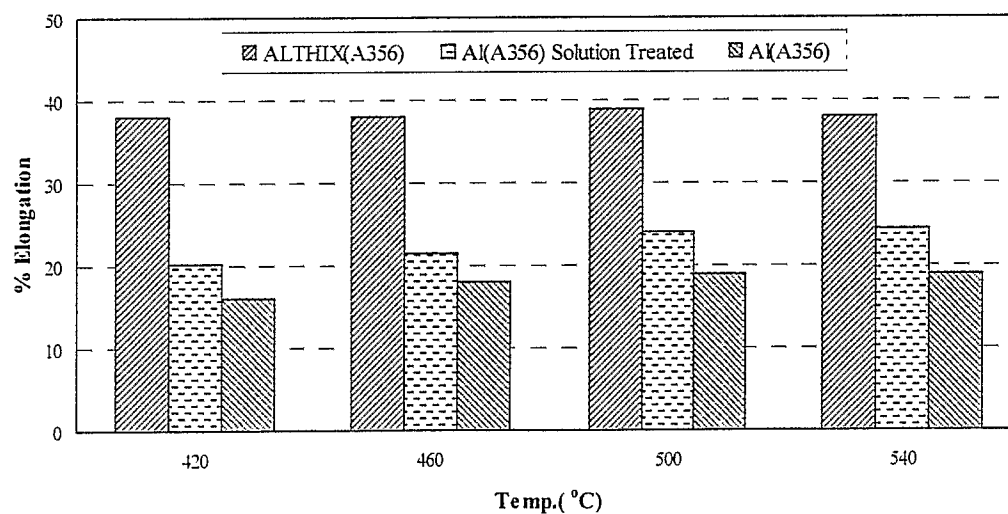
ج

شکل ۴-۲۷) تغییرات مقدار ازدیاد طول کل تا شکست با تغییر دمای تغییر شکل

الف) آلیاژ ALTHIX(A356)

ب) آلیاژ Al(A356)

ج) آلیاژ Al(A356) همگن شده



شکل ۴-۲۸) مقایسه تغییرات مقدار ازدیاد طول کل تا شکست با تغییر دمای تغییر شکل در آلیاژهای مورد استفاده در سرعت کرنش 0.001 sec^{-1}

۴-۵-۲- نتایج آزمایش سختی

همانطور که در فصل سوم عنوان شد، به منظور بررسی اثر تغییرات ایجاد شده در ساختار بر خواص مکانیکی، تست سختی سنجی نیز بر روی نمونه‌ها صورت پذیرفت. در این بخش اثر پارامترهای مختلف عملیات ترمومکانیکی شامل سرعت کرنش و دمای تغییر شکل بر سختی آلیاژهای مورد آزمایش ارائه شده است.

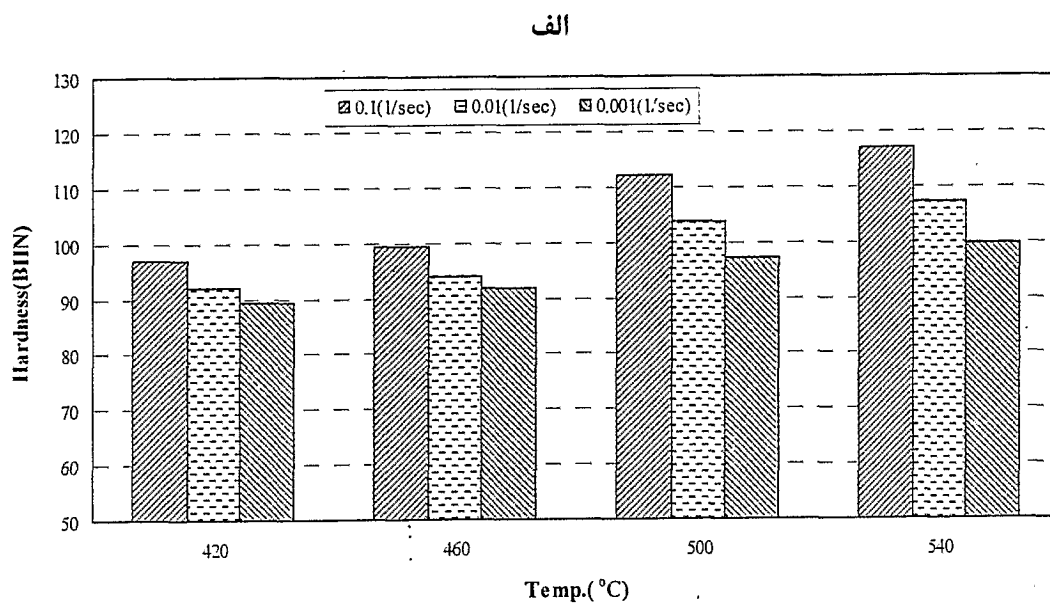
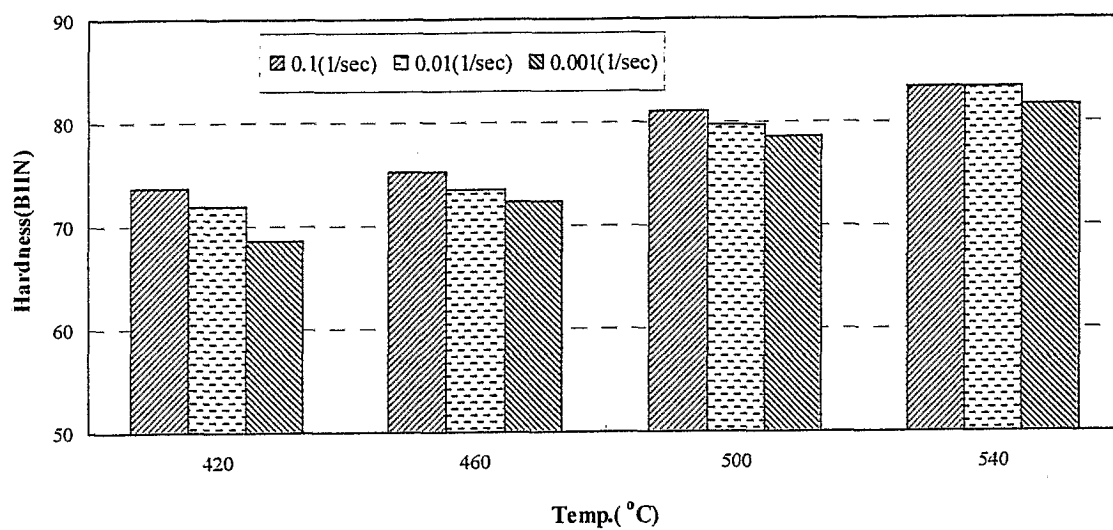
۴-۵-۲-۱- اثر دما بر سختی آلیاژها

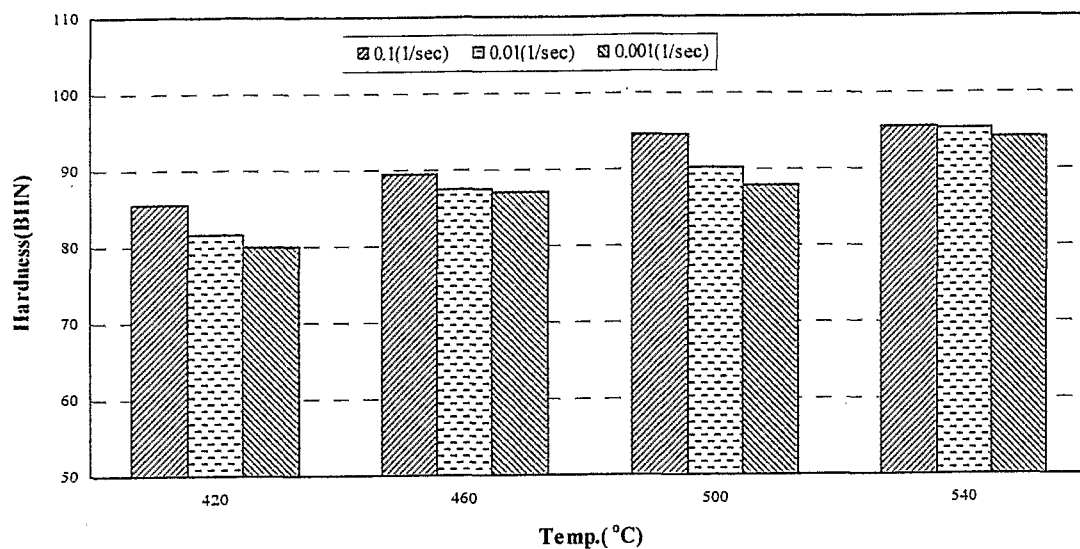
در شکل ۴-۲۹، تغییرات بر سختی آلیاژهای آلومینیمی تحت شرایط مختلف حرارتی نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود، با افزایش دمای تغییر شکل و سرعت کرنش سختی آلیاژهای آلومینیمی افزایش یافته است. بیشترین سختی در دمای 540°C و سرعت کرنش 0.1 sec^{-1} برای تمام نمونه‌ها بدست آمده است.

همانطور که در شکل ۴-۳۰ مشاهده می‌شود در تمام محدوده حرارتی و سرعت کرنش‌های آزمایش شده سختی آلیاژ ALTHIX(A356) کمتر از آلیاژ Al(A356) در حالت همگن شده و ریختگی است. همچنین سختی آلیاژ Al(A356) در حالت عملیات همگن شده بیشتر از آلیاژ ALTHIX(A356) و کمتر از حالت ریختگی آلیاژ Al(A356) است.

۴-۵-۲-۲- اثر سرعت کرنش بر سختی آلیاژها

همانطور که در شکل ۴-۲۹ مشاهده می‌شود با افزایش سرعت کرنش در یک دمای ثابت سختی نهایی بطور متوسط ۸٪ افزایش یافته است.





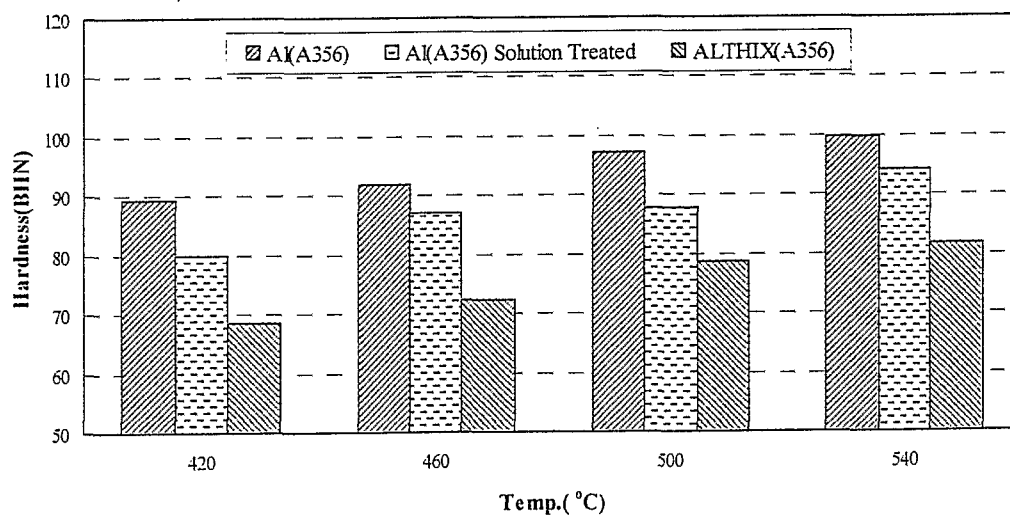
ج

شکل ۴-۲۹ تغییرات سختی (برینل) با سرعت کرنش‌های مختلف

الف) آلیاژ ALTHIX(A356)

ب) آلیاژ Al(A356)

ج) آلیاژ Al(A356) همگن شده



شکل ۴-۳۰ مقایسه تغییرات سختی (برینل) آلیاژهای مورد استفاده در سرعت کرنش 0.001 sec^{-1}

فصل پنجم:

بمٹ و تحلیل نتایج

۵-۱- مقدمه

در این فصل ابتدا اثر پارامترهای ترمومکانیکی بر رفتار تنش سیلان آلیاژهای ALTHIX(A356) و Al(A356) مورد بررسی قرار گرفته و در ادامه با استناد به تغییرات ریزساختاری بویژه تغییر مشخصات فاز سیلیسیم، اثر پارامترهای ترمومکانیکی بر ریز ساختار اولیه مورد تجزیه و تحلیل قرار می‌گیرد. در بخش‌های پایانی، نتایج حاصله از اثر پارامترهای ترمومکانیکی بر خواص مکانیکی شامل استحکام نهائی، سختی و ازدیاد طول تا شکست مورد بحث قرار خواهد گرفت.

۵-۲- اثر پارامترهای ترمومکانیکی بر رفتار تنش سیلان آلیاژها

منحنی‌های تنش حقیقی- کرنش حقیقی برای آلیاژ ALTHIX(A356) و آلیاژ ریختگی Al(A356) در شرایط محلول فوق اشباع و ریختگی در محدوده حرارتی تغییر شکل 300°C تا 540°C با سرعت کرنشهای مختلف (0.001 sec^{-1} و 0.01 و 0.1) در بخش چهارم ارائه شده است. بررسی کلی نتایج حاصل از آزمایش فشار گرم نشان می‌دهد که عواملی نظیر دمای تغییر شکل گرم و سرعت اعمال کرنش سبب تغییر رفتار کار گرم آلیاژ مورد استفاده شده است. در این بخش به بحث و بررسی آن پرداخته می‌شود.

۵-۲-۱- اثر دمای تغییر شکل بر تنش سیلان

یکی از پارامترهای بسیار مهم در فرآیند تغییر شکل گرم دما می‌باشد. دما تاثیر بسیار زیادی بر رفتار تنش سیلان فلز در حین تغییر شکل گرم دارد. همانگونه که در شکل‌های ۴-۸ و ۴-۹ نشان داده شد، افزایش دمای تغییر شکل منجر به کاهش تنش سیلان گردیده است. به گونه‌ای که افزایش دمای تغییر شکل به میزان 120°C (420°C به 540°C) سبب کاهش تنش سیلان به میزان ۸۵٪ شده است. این کاهش تنش سیلان ماده در اثر افزایش دما را می‌توان به فعال شدن سیستم‌های

جدید لغزش و مکانیزمهای مختلف تغییر شکل از یک طرف و از طرف دیگر نرخ ترمیم بالاتر نسبت داد.

مکانیزم غالب تغییر شکل در آلیاژهای آلومینیم لغزش در صفحات متراکم اتمی {۱۱۱} در جهت اتمی پر دانسیته <۱۱۰> می باشد. در تغییر شکل در دماهای بالا، صفحات لغزش جدید مانند {۱۰۰} و {۲۱۱} فعال می شوند. همچنین با افزایش دما صعود و لغزش متقاطع نابجائی ها راحت تر انجام می گیرند [۳۱]. با توجه به اینکه صعود و لغزش متقاطع نابجائی ها مهمترین مکانیزمهای تاثیر گذار بر سینتیک بازیابی دینامیکی است و از آنجائیکه بازیابی دینامیکی موجب تشکیل ریزساختارهایی از نابجائی ها با حداقل انرژی می گردد، سینتیک بازیابی دینامیکی با دما افزایش یافته و سبب افزایش کارنرمی و کاهش تنش سیلان می گردد.

همانطور که در شکل های ۴-۸ و ۴-۹ مشاهده می شود، با افزایش کرنش تنش سیلان افزایش یافته است. این افزایش در تنش سیلان به افزایش دانسیته نابجائی ها و تداخل آنها که منجر به افزایش کارسختی می شود، نسبت داده می شود. با پیشرفت مقدار کرنش سرعت حذف نابجائیها توسط فرآیند بازیابی دینامیکی افزایش پیدا کرده و در نهایت تعادلی بین سرعت کارسختی (تشکیل نابجائی ها) و کارنرمی (بازیابی دینامیکی) بوجود می آید و از آن پس تنش سیلان مقدار ثابتی را بخود اختصاص داده و شیب منحنی تنش حقیقی-کرنش حقیقی به صفر نزدیک می شود (این رفتار مشخصه بازیابی دینامیکی می باشد).

پدیده مهم دیگر که در شکل های ۴-۸ و ۴-۹ مشاهده می شود این است که، با کاهش دما رفتار تنش سیلان از حالت توازن بین کارنرمی-کارسختی به رفتار نوع کارنرمی دینامیک با علامت پیک تنش سیلان انتقال یافته است. این اثر در محدوده حرارتی 300°C تا 460°C مشاهده و با کاهش دما تشدید می گردد (محدوده حرارتی تشکیل این رسوبات در فصل دوم به تفصیل بررسی شده است). در محدوده حرارتی 300°C تا 460°C رسوبهای تشکیل شده رشد می کنند و اثر قفل کنندگی رسوبات بر حرکت نابجائیها از بین می رود و از طرفی درشت شدن رسوبات کاهش عناصر محلول در

زمینه را به دنبال دارد. این عوامل در نهایت با کاهش اثر استحکام بخشی محلول جامد و افزایش سینتیک بازیابی دینامیکی (در اثر حرکت آسان نابجائیها) منجر به کارنرمی بیشتر و عدم مشاهده رفتار موازنه کارنرمی-کارسختی می‌شوند. کاهش پیوسته تنش سیلان با افزایش کرنش را می‌توان با اثر زمان بر عوامل فوق الذکر توجیه کرد. به گونه‌ای که با افزایش زمان تغییر شکل و در نتیجه درشتتر شدن رسوبات و بدنبال آن کاهش غلظت عناصر محلول در زمینه، تنش سیلان بیشتر افت می‌کند.

McQueen در تحقیقات خود بر روی آلیاژ آلومینیم ۶۰۱۵ نشان داد که عملیات رسوب گذاری قبل از تغییر شکل گرم سبب کاهش تنش سیلان پس از رسیدن منحنی به مقدار ماکزیمم (پیک) می‌گردد [۴۲]. علت این کاهش تنش سیلان را به افزایش اندازه رسوبات موجود در ساختار و کاهش عناصر محلول در زمینه نسبت داده است. این محقق همچنین برای مقایسه اثر نوع و اندازه رسوب، پیش از انجام عملیات ترمومکانیکی (به روش پیچش گرم) نمونه‌ها را تحت عملیات محلول سازی رسوبات و سپس کوئنچ در آب قرار داد. نتایج این تحقیق نشان دادند که منحنی‌های تنش سیلان بر حسب کرنش بدست آمده از آزمایش پیچش گرم پس از رسیدن به مقدار ماکزیمم با شیب بیشتری نسبت به حالت قبل کاهش یافته است. در این حالت دلیل تشدید کارنرمی به کاهش عناصر محلول در زمینه در اثر تشکیل و رشد رسوب نسبت داده می‌شود [۴۲]. همچنین تحقیقات فوق نشان داد که با کاهش دما از محدوده حرارتی 500°C تا 300°C شیب کارنرمی منحنی تنش سیلان بعد از رسیدن پیک افزایش یافته و مقدار ازدیاد طول تا شکست کاهش یافته است. علت این تغییرات به اختلاف در توزیع رسوبها و مشخصات زیر ساختارها با تغییر محدوده حرارتی تغییر شکل نسبت داده شده است. شواهد ریز ساختاری در این حالت نشان می‌دهد که در محدوده حرارتی 300°C تا $^{\circ}\text{C}$ ۳۵۰ زیر ساختار شامل سلول‌های کوچک کشیده با دیواره‌های ضخیم (که بوسیله رسوب β' - Mg_2Si میل‌های شکل قفل شده‌اند) می‌باشد. در محدوده حرارتی 400°C تا 500°C زیر دانه‌های هم محور بزرگ با دیواره‌های منظم به همراه رسوبات درشت β - Mg_2Si تشکیل شده‌اند. با کاهش دما

دیوارهای ساختار فرعی ضخیم تر شده و در اثر قفل کنندگی رسوبات ریز هم‌سیما (Coherent) مرز فرعی مستحکم تر می شود. این امر سبب تمرکز تنش در مرز زیرساختارهای فرعی شده و کاهش ازدیاد طول کل تا شکست نسبت به دماهای بالاتر را به همراه خواهد داشت [۴۰ و ۴۲].

تغییرات تنش سیلان با دما در کرنش متناظر $\varepsilon = 0.05$ و سرعت کرنش ثابت 1 sec^{-1} برای هر دو آلیاژ در شکل ۱۰-۴ نشان داده شده است. همانگونه که دیده می شود اصولاً روند تغییرات در توافق کامل با روابط اکسپانسیل تاثیر دما بر تنش سیلان می باشد. اما نکته ای که باید بیان شود مشاهده یک افت یا مینیمم موضعی در محدوده حرارتی 420°C در هر دو آلیاژ می باشد. در واقع تنش حقیقی نسبت به دمای 380°C حدود ۶۰٪ کاهش یافته است. بررسی های ریزساختاری که در شرایط مشابه در تحقیقات صورت پذیرفته نشان می دهند که در این محدوده حرارتی مورفولوژی رسوبات ریز تغییر می یابند. همانگونه که در منابع ذکر شده است با افزایش دما در محدوده 380°C تا 460°C ، رسوبات Mg_2Si میلای شکل که با زمینه بصورت نیمه هم‌سیما (Semi Coherent) می باشند تبدیل به رسوبات صفحه ای شکل که با زمینه ناهم‌سیما می باشند شده و این تغییر مورفولوژی (نیمه هم‌سیما به ناهم‌سیما) سبب کاهش بیشتر تنش سیلان در اثر افزایش دما می گردد [۷].

۵-۲-۲- اثر سرعت کرنش بر تنش سیلان

تاثیر سرعت کرنش بر رفتار کارگرم آلیاژهای مورد آزمایش در شکل های ۴-۱۱ تا ۴-۱۳ نشان داده شده است. بطوریکه مشاهده می شود در دمای ثابت، با افزایش سرعت کرنش سطح منحنی های تنش حقیقی-کرنش حقیقی در هر دو آلیاژ افزایش یافته اند. این پدیده به اثر همزمان افزایش دانسیته نابجائیها در حین تغییر شکل و کاهش سینتیک بازیابی دینامیکی تحت تاثیر افزایش سرعت کرنش نسبت داده می شود. با افزایش سرعت اعمال تغییر شکل، سرعت حذف^۱ نابجایی ها کاهش یافته

بنابراین سینتیک بازیابی دینامیکی کاهش می‌یابد. کاهش سینتیک بازیابی دینامیکی باعث کاهش نرخ کارنرمی دینامیک و در نتیجه افزایش سطح تنش سیلان می‌شود [۳۱].

همانگونه که در شکل ۴-۱۱ و ۴-۱۲ مشاهده می‌شود منحنی تنش حقیقی - کرنش حقیقی در کرنش خاصی به مقدار پیک می‌رسد و با افزایش سرعت کرنش، حداکثر تنش سیلان (پیک) در کرنش‌های بالاتری اتفاق می‌افتد. علت این امر را می‌توان به زمان مورد نیاز برای فعال شدن مکانیزم‌های کارنرمی دینامیک (در اینجا رشد و تغییر مشخصه‌های رسوبات از قبل موجود) نسبت داد به گونه‌ای که با کاهش سرعت کرنش سرعت تولید نابجائی‌ها (کارسختی) کاهش یافته و سرعت حذف نابجائیها (بازیابی دینامیکی) افزایش می‌یابد.

۵-۳- اثر ریز ساختار بر تنش سیلان

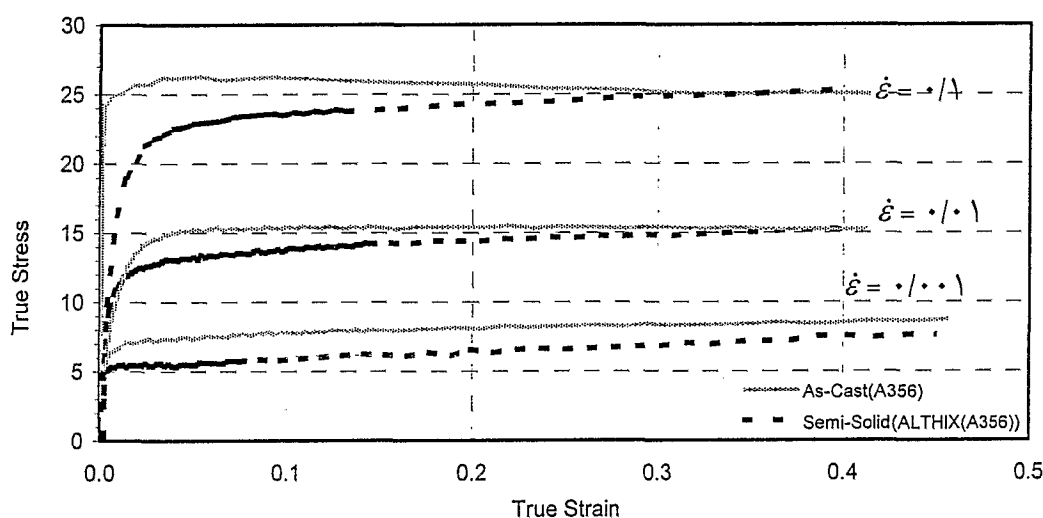
ریز ساختار اولیه بر رفتار کارگرم آلیاژهای مورد استفاده تاثیر گذار است. در این قسمت پس از بررسی اثر ریزساختار اولیه بر تنش سیلان اثر عملیات همگن سازی قبل از تغییر شکل و اثر عناصر محلول بر رفتار تنش سیلان در محدوده حرارتی تغییر شکل، بحث و بررسی می‌شوند.

۵-۳-۱- اثر ساختار اولیه بر تنش سیلان

در آلیاژهای Al-Si تغییر مورفولوژی و ابعاد فاز سیلیسیم بر خواص مکانیکی و رفتار کارگرم در دمای محیط و دمای بالا مؤثر است. همانطور که در بخش نتایج آزمایش فشار گرم و آنالیز تصویری نشان داده شد روند تغییرات به این صورت است که در آلیاژها به ترتیب ALTHIX(A356)، آلیاژ Al(A356) همگن شده و آلیاژ Al(A356) ریختگی با افزایش اندازه ذرات سیلیسیم (نظیر متوسط مساحت، متوسط محیط و متوسط قطر ذرات در جدول ۴-۵، ۴-۶ و ۴-۷) سطح تنش سیلان افزایش یافته است (شکل ۴-۱۴). این روند در تمام دماها و سرعت کرنش‌ها در منحنی تنش حقیقی-کرنش حقیقی مشاهده شده است. در شکل ۵-۱ تغییرات تنش حقیقی - کرنش حقیقی برای دو آلیاژ

ALTHIX(A356) و Al(A356) ریختگی در دمای 500°C و سرعت کرنشهای مختلف بصورت نمونه نشان داده شده است. دلیل روند تغییرات مشاهده شده را می‌توان به اندازه و مورفولوژی فاز سیلیسیم در آلیاژها نسبت داد.

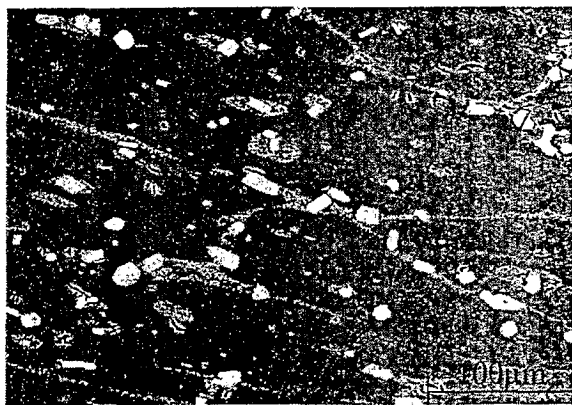
استحکام ناشی از اتصال ذرات تیغهای شکل سیلیسیم به زمینه آلومینیمی با کاهش ابعاد سیلیسیم کاهش می‌یابد. بطوریکه در حالت مقایسه‌ای تکه‌های گلبولی فاز سیلیسیم در آلیاژ ALTHIX(A356) (حالت تغییر یافته ذرات تیغهای سیلیسیم با کمترین نسبت طول به ضخامت) دارای پائین‌ترین استحکام بخشی ناشی از ذرات سیلیسیم می‌باشد.



شکل ۵-۱) مقایسه تنش حقیقی - کرنش حقیقی دو آلیاژ مورد آزمایش در دمای 500°C

۵-۳-۲- اثر عملیات همگن سازی بر تنش سیلان

هدف از این عملیات دستیابی به ساختار یکنواخت و همگن، حل شدن ذرات Mg_2Si و تغییر مورفولوژی فاز سیلیسیم آلیاژ ریختگی A356 می‌باشد. در حین عملیات همگن سازی ابتدا ذرات فاز سیلیسیم به ذرات کوچکتر تقسیم شده و سپس کروی می‌شوند (شکل ۴-۷) [۱۲-۲۰]. در حین عملیات تغییر شکل گرم ذرات سیلیسیم کروی شده، شروع به درشت شدن و ذرات درشت باقیمانده خرد و سپس گلولی می‌شوند (شکل ۵-۲). اثر این تغییرات ریزساختاری بر منحنی تنش سیلان در دمای بالا بررسی شده است. سطح تنش سیلان آلیاژ ریختگی همگن شده در تمام دماها و سرعت کرنش‌ها نسبت به همین آلیاژ بدون عملیات همگن سازی پائین تر می‌باشد (شکل ۴-۱۴). مقایسه نتایج منحنی تنش سیلان آلیاژ همگن شده با آلیاژ ALTHIX(A356) نشان می‌دهد که در تمام شرایط منحنی تنش سیلان آلیاژ همگن شده بالاتر می‌باشد. با توجه به یکسان بودن شرایط عملیات ترمومکانیکی، کاهش سطح سیلان در دمای بالا برای آلیاژ Al(A356) نسبت به آلیاژ ریختگی به تغییر مورفولوژی فاز سیلیسیم نسبت داده می‌شود. سیلیسیم در دمای بالا با مورفولوژی تیغه‌ای بیشترین اثر استحکام بخشی را نسبت به سیلیسیم با مورفولوژی کروی دارا است. در نهایت می‌توان گفت که با عملیات همگن سازی و تغییر مورفولوژی سیلیسیم از حالت تیغه‌ای (در آلیاژ ریختگی) به حالت کروی سطح تنش سیلان در شرایط اعمال تغییر شکل یکسان کاهش می‌یابد.



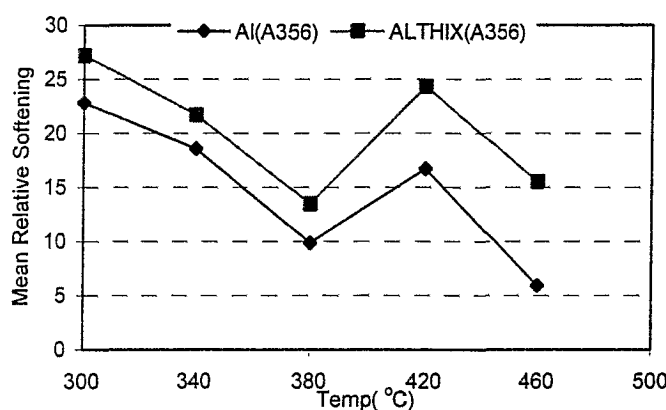
شکل ۵-۲) تصویر میکروسکوپ الکترونی آلیاژ A356 همگن شده و بدنبال آن تغییر شکل در دمای ۴۲۰ و با سرعت کرنش $1 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$.

۵-۳-۳- اثر عناصر محلول بر تنش سیلان

حضور عناصر آلیاژی به صورت محلول جامد منجر به افزایش استحکام و سختی زمینه می‌شود. یکی از پارامترهای استحکام بخشی ناشی از محلول جامد اختلاف اندازه اتمی عناصر محلول با زمینه می‌باشد. در این آلیاژ عنصر Mg دارای اختلاف اندازه اتمی ۱۱/۵+ درصد با آلومینیم بوده Si و Mn نیز دارای اختلاف اتمی با ۶/۳- و ۹/۱- می‌باشند. در آلیاژهای ریختگی مورد آزمایش، منیزیم به دلیل اختلاف اندازه اتمی با آلومینیم در اطراف خود ایجاد میدان تنشی می‌کند. این میدان تنشی مانع حرکت آسان نابجائی‌ها شده و سبب افزایش کارسختی و در نتیجه افزایش تنش سیلان در مراحل اولیه تغییر شکل می‌گردد [۳۳]. علاوه بر اثر بازدارندگی عناصر آلیاژی در مکانیزم محلول جامد، با تشکیل رسوبات ریز Mg_2Si از طریق مکانیزم رسوب سختی تنش سیلان افزایش می‌یابد. در ادامه تغییر شکل با افزایش تنش سیلان، نابجائی‌ها نیروی لازم برای حرکت را بدست آورده و همزمان رسوبهای تشکیل شده رشد کرده و عدم اثر قفل کنندگی رسوبها بواسطه درشت شدن ذرات، باعث افزایش کارنرمی و افت تنش سیلان در آلیاژها می‌شود (شکل ۴-۴ و ۴-۹).

به منظور بررسی کمی میزان کارنرمی با استفاده از رابطه ۵-۱، میزان نسبی کارنرمی (Relative Softening) محاسبه شده و نتایج درصد کارنرمی در شکل ۳-۵ ارائه شده است [۴۳].

$$RS = \frac{\sigma_P - \sigma_{P+0.25}}{\sigma_P} \quad (۵)$$



شکل ۵-۳) نمودار درصد کار نرمی نسبی بر حسب دمای تغییر شکل گرم

در این رابطه σ_p و $\sigma_{p+0.25}$ به ترتیب مبین تنش پیک و تنش در مقدار کرنش متناظر ۰/۲۵ بعد از کرنش پیک می‌باشد. همانگونه که دیده می‌شود (شکل ۵-۳) میزان درصد کار نرمی نسبی نمونه‌های تغییر شکل داده شده، با افزایش دما کاهش و در محدودهٔ حرارتی 420°C افزایش موضعی و در نهایت کاهش می‌یابد. با توجه به نتایج تحقیقات انجام شده توسط E. Evangelista و همکارانش بر روی آلیاژ AA۶۰۱۵ می‌توان میزان کار نرمی حاصل را به رسوب گذاری دینامیک و رشد بعدی این رسوبات نسبت داد. علت افزایش در محدودهٔ حرارتی 420°C به تغییر مورفولوژی رسوب Mg_2Si میل‌های شکل با فصل مشترک نیمه هم‌سیما با زمینه آلومینیم به رسوب صفحه‌ای شکل با فصل مشترک ناهم‌سیما با زمینه نسبت داده می‌شود و این تغییر مورفولوژی به همراه تبدیل فصل مشترک نیمه هم‌سیما به ناهم‌سیما سبب تشدید کار نرمی می‌گردد [۴۳].

۵-۳-۴- اثر پیر کرنشی دینامیکی بر تنش سیلان

همانطور که در منحنی‌های تنش حقیقی-کرنش حقیقی مشاهده می‌شود (شکل‌های ۴-۸ و ۴-۹) بر منحنی‌ها اثر پورته‌وین-لوشتالیه یا سیلان تخریسی^۱ (کنگره‌ای) در ناحیه تسلیم و بعد از آن مشاهده می‌شود. علت کنگره‌ای شدن نمودار تنش حقیقی-کرنش حقیقی به پیر کرنشی دینامیکی نسبت داده می‌شود. افزایش و افت‌های متوالی تنش که به ترتیب در اثر کند

شدن یا توقف حرکت نابجائی‌های متحرک و سپس آزاد شدن نابجائی‌های قفل شده بوقوع می‌پیوندند، از عکس العمل متقابل نابجائی‌های متحرک با عناصر محلول سرچشمه می‌گیرند [۴۴].

۴-۵- اثر تغییر شکل گرم بر ریزساختار آلیاژها

تغییر شکل گرم آلیاژهای مورد استفاده سبب تغییر اندازه و مورفولوژی فاز سیلیسیم یوتکتیک شده است (شکل‌های ۴-۱۸ و ۴-۱۹). این تغییرات در نهایت به اصلاح ریزساختار و بهبود خواص مکانیکی انجامیده است. در این قسمت پس از شناخت ریزساختار اولیه، تغییرات ریز ساختار در اثر تغییر پارامترهای ترمومکانیکی (دما و سرعت کرنش) و در نهایت مکانیزم‌های حاکم بر این تغییرات با توجه به مدل‌های موجود تحت بحث و بررسی قرار می‌گیرند.

۴-۵-۱- ریز ساختار اولیه

همانطور که در شکل ۴-۱ مشاهده می‌شود ریزساختار اولیه آلیاژ نیمه جامد ALTHIX(A356) شامل فاز آلومینیم آلفا (گلبولی) و فاز یوتکتیک است. مشخصه‌های ریز ساختار یوتکتیکی وابسته به ترکیب شیمیایی و همچنین فرآیند ریخته‌گری می‌باشد. حضور عنصر استرانسیم در آلیاژ ALTHIX(A356) منجر به تغییر مورفولوژی سیلیسیم در ناحیه یوتکتیک به شکل ذرات نشان داده شده در شکل ۴-۳ شده است. مکانیزم‌های حاکم بر تغییرات ریزساختاری در بخش بعد مورد تحلیل قرار می‌گیرد.

۴-۵-۲- تحلیل مکانیزم‌های مؤثر در تغییرات ریزساختاری

در اثر اعمال نیروی فشاری تک محوری بر نمونه‌های استوانه‌ای ارتفاع استوانه کاهش یافته و ماده در جهت عمود بر اعمال نیرو سیلان می‌کند. در منطقه مرده (قسمت تماس ماده با فکها) سیلان در

ماده بعلت اصطکاک بین فک و ماده مشاهده نمی‌شود. ریزساختار آلیاژ Al(A356) در منطقه سیلان یافته نشان می‌دهد که فاز سیلیسیم یوتکتیک خرد و با سیلان آلومینیم آلفا پراکنده شده است.

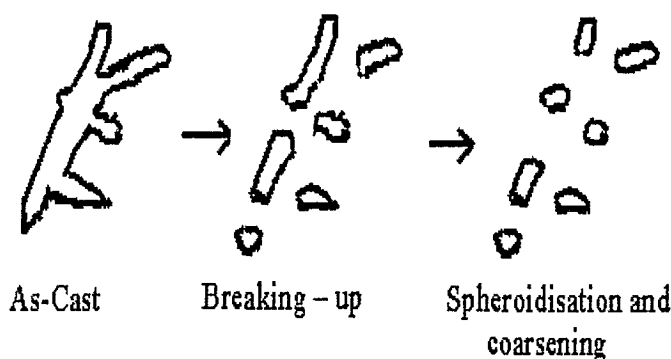
شکل ۴-۲۱ تصاویر ریزساختار آلیاژ Al(A356) قبل از تغییر شکل و بعد از آن را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود در اثر اعمال تغییر شکل در دمای بالا تیغه‌های سیلیسیم ابتدا بصورت مکانیکی شکسته شده‌اند و در ادامه و با نفوذ اتم‌های سیلیسیم از لبه‌ها به نقاط دیگر بر ذرات سیلیسیم، به شکل گلبولی (از مورفولوژی تیغه‌ای به کروی) در می‌آید. مدل‌های گوناگونی در تحقیقات گذشته برای کروی شدن ذرات فاز دوم در آلیاژهای یوتکتیک ارائه شده است (برخی از آنها در پیوست ۲ به تفصیل تشریح شده است). از میان آنها مدل Kraft و Graham در کروی شدن ساختارهای تیغه‌ای در آلیاژهای یوتکتیک آلومینیم به واقعیت نزدیکتر می‌باشد [۴۵]. در این مدل فرض بر این است که عیوب موجود در ساختار عوامل مهمی در کروی شدن ساختارهای لایه لایه می‌باشند. بر این اساس در محل عیوب نظیر حفره‌ها و لبه‌های تیز، شعاع انحناء و گرادیان شیمیائی بیشتر بوده و در واقع کروی شدن در این مناطق شروع می‌شوند. نیروی محرکه لازم برای کروی شدن طبق این مدل ناشی از گرادیان پتانسیل شیمیائی بین محل عیوب با نواحی مجاور عیوب می‌باشد و اتم‌ها از محل عیوب به سمت صفحات مجاور حرکت کرده و در نتیجه این انحلال و الحاق مجدد اتم‌ها به ذرات مجاور کروی شدن انجام می‌گیرد [۴۵] (شکل ۵-۴).

در تحقیق حاضر عیوب لازم برای عملی شدن فرآیند کروی شدن از طریق اعمال کرنش بر روی آلیاژ حاصل می‌گردد. با توجه به اینکه فرآیند کروی شدن یک فرآیند تحریک شونده توسط حرارت (Thermally Activated Process) می‌باشد لذا با کاهش سرعت کرنش و افزایش دما، انرژی اکتیواسیون کروی شدن افزایش می‌یابد. نتایج بدست آمده برای آلیاژ Al(A356) بیانگر کاهش متوسط مساحت با افزایش دمای تغییر شکل است. همچنین با کاهش سرعت کرنش مساحت کاهش می‌یابد. دلیل این امر به افزایش سینتیک نفوذ نسبت داده می‌شود. در سرعت کرنش‌های کم زمان

بیشتری برای نفوذ اتم‌ها در حین تغییر شکل در دسترس خواهد بود.

www.iran-mavad.com

مرجع دانشجویان و مهندسين مواد



شکل ۴-۵) شماتیک خرد و کروی شدن تیغه سیلیسیم در حین تغییر شکل

۵-۴-۳- اثر دمای تغییر شکل بر ساختار آلیاژ Al(A356)

همانطور که در شکل ۴-۲۱ نشان داده شد در اثر انجام کار مکانیکی ذرات سیلیسیم یوتکتیک شکسته می‌شوند. در واقع ذرات تیغه‌ای شکل سیلیسیم متلاشی شده و به قطعه‌های کوچک‌تر سیلیسیم تبدیل شده‌اند. در اثر سیلان آلومینیم این قطعه‌های کوچک در زمینه پراکنده شده و با افزایش دمای تغییر شکل متوسط مساحت ذرات خرد شده سیلیسیم، نسبت طول به ضخامت و فاکتور شکل آنها کاهش می‌یابد (جدول ۴-۶ و شکل ۴-۲۲). این تغییر در مشخصات ریزساختاری مبین تغییر مورفولوژی از حالت تیغه‌ای به شکل کروی می‌باشد. همانگونه که بیان شد پدیده کروی شدن ذرات سیلیسیم بدلیل افزایش سینتیک نفوذ سیلیسیم از نقاط و لبه‌های تیز که انرژی بالایی دارند به نقاط کم انرژی‌تر می‌باشد. افزایش مسیرهای حرکت اتم‌های سیلیسیم (افزایش نابجائیها، باندهای تغییر شکلی) منجر به تسریع سینتیک واکنش نفوذ اتم‌های سیلیسیم و نتیجتاً تسریع در کروی شدن آنها می‌شود. از آنجائیکه سینتیک نفوذ با افزایش دما افزایش می‌یابد، میزان گلبولی شدن فاز سیلیسیم نیز افزایش نشان می‌دهد.

۵-۴-۴- اثر دمای تغییر شکل بر ساختار آلیاژ ALTHIX(A356)

تغییرات ساختار اولیه گلبولی آلیاژ ALTHIX(A356) در اثر تغییر شکل فشاری در شکل ۴-۱۷ نشان داده شد. در این مورد نیز ذرات سیلیسیم شکسته و گلبولی شده‌اند. با افزایش دمای تغییر شکل متوسط مساحت ذرات سیلیسیم کاهش یافته (جدول ۴-۶) و در زمینه فاز آلومینیم آلفا پراکنده شده‌اند (شکل ۴-۲۳). همچنان که در تصاویر ریزساختاری شکل ۴-۱۷ مشخص شده است در اثر افزایش دمای تغییر شکل، ذرات سیلیسیم بیشتر به شکل کروی نزدیک شده‌اند. در این حالت نیز علت آن به تاثیر دما بر سینتیک نفوذ عنصر سیلیسیم در زمینه آلومینیم آلفا نسبت داده می‌شود.

۵-۴-۵- اثر سرعت کرنش

سرعت کرنش از جمله پارامترهای ترمومکانیکی است که در مکانیزم گلبولی شدن ذرات خرد شده سیلیسیم از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. نتایج آنالیز تصویری مبین کاهش متوسط مساحت، قطر ذرات سیلیسیم با کاهش نرخ کرنش در تمام نمونه‌ها می‌باشد (جدول ۴-۶ و ۴-۷). چنین استنباط می‌شود که در نرخ کرنش‌های کم این امر تشدید یافته است. از طرف دیگر از آنجائیکه در پدیده‌های کنترل شونده توسط نفوذ (مانند گلبولی شدن فاز سیلیسیم) زمان عامل مهمی است، در نرخ کرنش‌های زیاد که زمان برای نفوذ سیلیسیم به اندازه کافی در دسترس نمی‌باشد سینتیک گلبولی شدن در کرنش متناظر یکسان کاهش می‌یابد. این اثر در تمام دماها برای آلیاژهای مورد استفاده قابل مشاهده است.

۵-۵- اثر پارامترهای ترمومکانیکی بر خواص مکانیکی نهائی

در بخش‌های قبل اثر پارامترهای فرآیند ترمومکانیکی بر رفتار کارگرم و ریز ساختار در نمونه‌های آلومینیمی مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت. در این بخش با استناد به نتایج آنالیز تصویری، آزمایش

پانچ برشی و سختی سنجی، اثر فرآیند ترمومکانیکی و پارامترهای مؤثر بر آن بر خواص مکانیکی نهائی مانند استحکام نهائی و ازدیاد طول نمونه‌های مورد آزمایش بررسی می‌شوند.

۵-۵-۱- اثر دما بر خواص مکانیکی

همانطور که در فصل نتایج عنوان شد، در تمامی نمونه‌ها حداکثر استحکام نهائی UTS در محدوده دمائی °C ۵۴۰ حاصل شده است (شکل ۴-۲۵). نتایج آزمایش سختی سنجی نیز در تطابق با نتایج پانچ برشی می‌باشد (شکل ۴-۲۹). از جمله عوامل مهمی که بر استحکام نهائی آلیاژهای آلومینیومی مورد آزمایش تاثیر گذارند عبارتند از:

- ۱- مقدار عناصر محلول در فاز زمینه یا استحکام بخشی محلول جامد
 - ۲- اندازه و مورفولوژی رسوبات استحکام بخش یا استحکام بخشی ذرات فاز ثانویه
 - ۳- دانسیته نابجائی‌ها در ریزساختار یا استحکام بخشی از طریق افزایش دانسیته نابجائی‌ها.
- با توجه به شرایط تغییر شکل گرم اثر این پارامترها بر خواص مکانیکی متفاوت می‌باشد. به منظور بررسی و مقایسه اثر مکانیزم‌های مختلف استحکام بخشی بر تنش سیلان می‌توان از رابطه ۵-۲ استفاده کرد [۴۶].

$$\sigma = \sigma_o + \sigma_{ss} + \sigma_{pp} + \alpha_1 Gb\sqrt{\rho_i} + \alpha_2 Gb\left(\frac{1}{\delta} + \frac{1}{D}\right) \quad (\text{رابطه ۵-۲})$$

در این رابطه σ_o تنش سیلان در شرایط آنیل، σ_{ss} تنش سیلان در شرایط محلول جامد، σ_{pp} تنش سیلان در شرایط رسوب گذاری، ρ چگالی نابجائی‌ها، G مدول برشی، b بردار برگرز، D اندازه دانه، δ اندازه دانه فرعی و α_1 و α_2 مقدار ثابت می‌باشد. با توجه به مقدار متفاوت عناصر محلول و رسوبات ریز و ذرات سیلیسیم در نمونه‌های آلیاژ Al(A356) در حالت ریختگی و همگن شده، می‌توان اختلاف سطح تنش سیلان آنها را با استفاده از رابطه ۵-۳ تحلیل کرد [۴۶].

$$\Delta\sigma = (\sigma_{ss1} - \sigma_{ss2}) + (\sigma_{pp1} - \sigma_{pp2}) + \alpha Gb(\sqrt{\rho_1} - \sqrt{\rho_2}) \quad (\text{رابطه ۵-۳})$$

بخش اول این معادله بیانگر استحکام محلول جامد می‌باشد، در این بخش اختلاف بین مقادیر عناصر محلول در دو نمونه در شروع آزمایش بسیار زیاد است، این مقدار با تشکیل رسوبات سریعاً

کاهش می‌یابد. با تشکیل رسوبات اختلاف غلظت عناصر محلول در دو نمونه ناچیز می‌شود. همچنین تخلیه زمینه از عناصر محلول در محدوده حرارتی 420°C تا 460°C سریع تر انجام شده و تاثیر اختلاف استحکام محلول جامد کمتر می‌شود. در محدوده حرارتی 500°C تا 540°C حل شدن ذرات رسوب Mg_2Si در زمینه سریع تر انجام شده و اختلاف تنش سیلان حاصل از محلول جامد زیاد می‌شود. بخش دوم معادله بیانگر استحکام رسوب گذاری می‌باشد. در نمونه‌های همگن شده و ریختگی از تشکیل رسوبات ریز در حین تغییر شکل هرگز نمی‌توان صرف نظر کرد. این بخش از استحکام همچنین تحت تاثیر مشخصه‌های ذرات مثل اندازه و فاصله بین آنها نیز قرار می‌گیرد. با افزایش دما با کاهش سرعت کرنش تاثیر این بخش از استحکام بخشی کاهش می‌یابد. بعلاوه ذرات ریز نیمه هم‌سیما^۱ ناهم‌سیما^۲ با زمینه عامل مهمی در جلوگیری از تحرک نابجائی‌ها و پدیده بازیابی دینامیکی می‌باشد. بنابراین ذرات ریز روی بخش چهارم که میزان چگالی نابجائی‌ها می‌باشد تاثیر مضاعف می‌گذارند. در نمونه‌های همگن شده تشکیل رسوب ریز در حین تغییر شکل مانع تحرک آسان نابجائی‌ها می‌گردد و با رشد این رسوبات مقدار استحکام ناشی از حضور نابجائی‌ها سریعاً کاهش می‌یابد در نتیجه با کاهش سرعت کرنش، اختلاف سطح تنش سیلان کاهش یافته و در سرعت کرنش 0.001 sec^{-1} این مقدار اختلاف به صفر نزدیک می‌شود (شکل ۵-۵). با ازدیاد دما اختلاف استحکام نهائی نمونه‌های آلیاژ $\text{Al}(\text{A356})$ ریختگی و همگن شده افزایش می‌یابد (شکل ۵-۵).

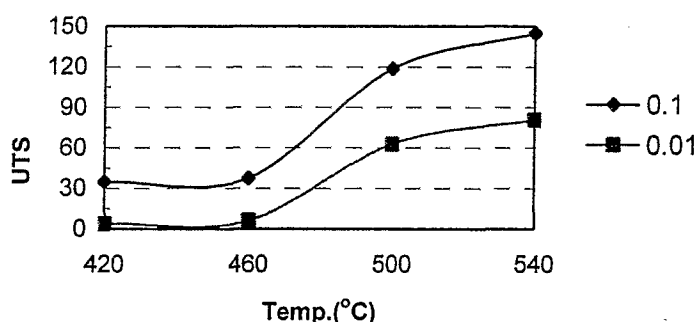
استحکامی بخشی ذرات فاز سیلیسیم نیز در اختلاف استحکام نهائی نمونه‌های آلیاژ $\text{Al}(\text{A356})$ مؤثر است. استحکام بخشی فاز سیلیسیم به نسبت طول به ضخامت ذرات سیلیسیم بستگی دارد. همانطور که در جدول ۴-۶ و ۷-۴ مشاهده می‌شود با افزایش دما نسبت طول به ضخامت ذرات سیلیسیم آلیاژ $\text{Al}(\text{A356})$ همگن شده کمتر از نمونه‌های ریختگی است. می‌توان اینگونه نتیجه گرفت که دما با تغییر در نسبت طول به ضخامت ذرات سیلیسیم، فاکتور مهمی در بهبود استحکام

۱-Coherent

۲-Incoherent

نمونه‌های آلیاژ Al(A356) است. استحکام دهی ذرات سیلیسیم در قسمت های بعدی به تفصیل

تشریح می‌گردد.



شکل ۵-۵) نمودار اختلاف استحکام نهائی نمونه‌های ریختگی و همگن شده آلیاژ Al(A356).

۵-۵-۲- اثر سرعت کرنش بر خواص مکانیکی

مکانیزمهای فعال شونده با گرما تابع زمان بوده بنابراین رفتار مواد تابع کافی بودن یا نبودن زمان برای وقوع این فرآیندها است. با افزایش سرعت کرنش چگالی نابجائی‌های تولید شده افزایش می‌یابد و بالتبع آن سرعت حذف نابجائی‌ها کاهش می‌یابد و در نهایت استحکام بخشی از طریق تشکیل زیرساختارهای فرعی در دمای محیط (بعد از تغییر شکل) طبق رابطه ۵-۲ (اندازه دانه فرعی (δ) افزایش یافته در نتیجه استحکام بخشی از طریق تشکیل زیرساختارهای فرعی افزایش می‌یابد) تشدید می‌شود. همانطور که مشاهده می‌گردد، در تمامی نمونه‌ها با افزایش سرعت کرنش در دمای ثابت تغییر شکل مقدار استحکام نهائی افزایش یافته است (شکل ۴-۲۵).

۵-۶- اثر ساختار اولیه بر خواص مکانیکی

استحکام نهائی آلیاژ ALTHIX(A356) در تمام محدوده حرارتی و سرعت کرنشهای مورد آزمایش کمتر از آلیاژ Al(A356) در هر دو حالت ریختگی و همگن شده است. بدلیل تفاوت در نسبت طول به ضخامت ذرات سیلیسیم است. مورفولوژی ذرات سیلیسیم تاثیر زیادی در خواص

استحکام نهائی این آلیاژ دارد. همانطور که در جدول‌های ۴-۵ و ۴-۶ نشان داده شده است نسبت طول به ضخامت ذرات سیلیسیم آلیاژ ALTHIX(A356) در تمامی شرایط آزمایش کمتر از آلیاژ ریختگی Al(A356) است. زیرا این ذرات قابلیت تغییر شکل پلاستیک ندارند بنابراین هنگامی که تحت نیرو قرار می‌گیرد قسمتی از نیرو به ذرات انتقال می‌یابد که مقدار آن به ابعاد و نسبت طول به ضخامت ذرات بستگی دارد. میزان نیروی منتقل شده توسط ذرات به مورفولوژی سیلیسیم بستگی دارد که در قسمت بعد بطور اجمال مورد بررسی قرار می‌گیرد.

۵-۷- اثر تغییر مورفولوژی فاز سیلیسیم بر خواص مکانیکی

نتایج اثر پارامترهای ترمومکانیکی بر مورفولوژی فاز سیلیسیم و مکانیزم حاکم در قسمت‌های قبل مورد بررسی قرار گرفتند. در این قسمت اثر تغییرات مورفولوژی سیلیسیم بر خواص مکانیکی مانند استحکام نهائی و به طور مشخص بر خواص شکل پذیری نظیر ازدیاد طول مورد بررسی قرار می‌گیرد. با مقایسه ریزساختار اولیه دو آلیاژ (شکل‌های ۴-۲ و ۴-۵) مشاهده می‌شود که ذرات ترد فاز سیلیسیم در اطراف گلبول‌های آلومینیم آلفا در آلیاژ ALHTIX(A356) و بین دندریت‌ها در آلیاژ Al(A356) باعث کاهش مشخص در داکتیلیتی در حالت ریختگی شده است. همانطور که نتایج تست پانچ آلیاژها در حالت قبل از تغییر شکل نشان می‌دهد (جدول ۴-۷) که درصد ازدیاد طول آلیاژ ریختگی در حالت نیمه جامد ALTHIX(A356) حدود ۴۹٪ بالاتر از آلیاژ ریختگی Al(A356) است. علت آن به عوامل زیر نسبت داده می‌شود.

۱- اصلاح مورفولوژی سیلیسیم با عنصر بهساز استرانسیم

۲- بهینه شدن شرایط ریخته‌گری و به حداقل رسانیدن تخلخل کاهش ابعاد حفره‌ها

۳- ریزکردن ساختار و تغییر در فصل مشترک زمینه و فاز دوم در آلیاژ ALHTIX(A356)

استحکام نهائی و درصد ازدیاد طول برای نمونه‌های آلیاژ Al(A356) در دو حالت ریخته شده و

پس از عملیات همگن سازی در جدول ۴-۷ داده شده‌اند. در راستای تفسیر این نتایج با مراجعه

www.iran-mavad.com

مرجع دانشجویان و مهندسين مواد

به جدول ۳-۴ مشاهده می‌شود که اندازه و نسبت طول به ضخامت (AR) ذرات سیلیسیم بعد از عملیات حرارتی محلول‌سازی به ترتیب به میزان ۴۴٪ و ۱۹٪ کاهش یافته است اما فاصله ذرات سیلیسیم افزایش نشان می‌دهد. در اثر عملیات محلول‌سازی مورفولوژی سیلیسیم از تیغه‌ای به گلبولی (فاکتور شکل از ۲/۲ به ۱/۶) تغییر کرده است. کاهش اندازه و نسبت طول به ضخامت ذرات سیلیسیم یوتکتیک پس از عملیات همگن‌سازی به فرآیند بهسازی که توسط عملیات همگن‌سازی ایجاد شده است نسبت داده می‌شود. نتایج گزارش شده در این پژوهش با نتایج ارائه شده توسط سایر محققین تطابق کامل دارد [۴۱]. ریز شدن و کروی شدن ذرات سیلیسیم یوتکتیک و حذف لبه‌های تیز آنها سبب کاهش تمرکز تنش در اطراف ذرات در حین تغییر شکل پلاستیک آلیاژ می‌شود.

همچنین در تمام محدوده حرارتی و سرعت کرنش‌های مورد آزمایش مقدار ازدیاد طول کل تا شکست، آلیاژ ALTHIX(A356) بیشترین مقدار را نسبت به سایر آلیاژهای مورد استفاده در این پژوهش به خود اختصاص داده است (شکل ۴-۲۷). در این حالت نیز با توجه به نتایج ارائه شده در قسمت ۴-۴ می‌توان علت آن را به تغییر مورفولوژی سیلیسیم نسبت داد. نتایج مشابهی در بررسی تغییرات مقدار ازدیاد طول کل تا شکست آلیاژها بدست آمده است که به شرح زیر می‌باشد:

- ۱- با افزایش دمای تغییر شکل مقدار ازدیاد طول کل تا شکست افزایش یافته است.
- ۲- با افزایش نرخ کرنش مقدار ازدیاد طول کل تا شکست کاهش یافته است.
- ۳- حداکثر مقدار ازدیاد طول کل تا شکست مربوط به حداکثر دما (540°C) در تمامی نمونه‌ها تقریباً مطابق با کمترین سرعت کرنش (0.001 sec^{-1}) می‌باشد.

مقدار ازدیاد طول کل تا شکست با افزایش گلبولی شدن و کاهش متوسط مساحت ذرات فاز سیلیسیم در آلیاژهای آلومینیمی افزایش می‌یابد. هر چه متوسط قطر ذرات سیلیسیم بیشتر باشد شکل‌پذیری (درصد ازدیاد طول) این آلیاژ محدودتر است [۴۱].

نتایج تحقیقات C. H. Caceres and J. R. Griffiths نشان می‌دهد [۴۸] که داکتیلیتی آلیاژ Al-7%Si-0.4Mg تابعی از اندازه سلول دندریت، نسبت ابعادی (نسبت طول به ضخامت ذرات α) و قطر ذرات (d) است. برای ساختارهای درشت مانند ساختار ریختگی فرمول پیش بینی کرنش شکست با معادله ۴-۵ قابل تحقیق است [۴۸].

$$\varepsilon_f = \frac{0.13}{\alpha d} \quad (۴-۵)$$

طبق رابطه فوق هر چه نسبت ابعادی (α) و قطر ذرات (d) افزایش یابد مقدار کرنش شکست (ε_f) کم می‌شود. این اثر در آلیاژهای مورد استفاده در این تحقیق بصورت کاهش درصد ازدیاد طول کل تا شکست از آلیاژ ریختگی در حالت نیمه جامد به آلیاژ همگن شده ریختگی و در نهایت کمترین مقدار درصد ازدیاد طول کل تا شکست در آلیاژ ریختگی قابل تشخیص می‌باشد.

با توجه به این که قابلیت تغییر شکل بوسیله اندازه بزرگترین ذرات فاز سیلیسیم کنترل می‌شود [۴۱] و با تکیه بر از نتایج تحقیقات C. H. Caceres و J. R. Griffiths و رابطه ۴-۵ می‌توان نتیجه گرفت که افزایش گلبولی شدن فاز ترد سیلیسیم باعث افزایش شکل پذیری آلیاژ ALTHIX(A356) می‌گردد. کاهش مساحت ذرات سیلیسیم و گلبولی‌تر شدن ذرات سیلیسیم، تمرکز تنش در اطراف ذرات سیلیسیم را کمتر می‌کند و از طرفی تغییر شکل پلاستیک زمینه در اطراف ذرات به سهولت انجام می‌پذیرد (یعنی ذرات سیلیسیم تحت نیروی کمتری قرار می‌گیرند). به طور کلی اثر تغییرات مورفولوژی سیلیسیم بر خواص مکانیکی آلیاژهای تحت آزمایش مشابه بوده و در بخش بعد اثر تغییرات مورفولوژی سیلیسیم آلیاژ A۳۵۶ ریختگی بر خواص مکانیکی به تفصیل بررسی می‌شود.

۵-۷-۱- اثر تغییر مورفولوژی فاز سیلیسیم آلیاژ Al(A356) بر خواص مکانیکی

همانطور که در شکل ۴-۵ نشان داده شد ریزساختار اولیه آلیاژ ریختگی Al(A356) مورد آزمایش شامل ساختار یوتکتیکی با تیغه‌های بزرگ و سوزنی شکل فاز سیلیسیم است که بدون جهت گیری

خاص در زمینه آلومینیمی پخش شده‌اند. در آلیاژهای Al-Si، سیلیسیم به عنوان یک فاز سخت در زمینه نرم با قابلیت شکل پذیری بالا (آلومینیم) توزیع شده و شکل، اندازه و تعداد ذرات این فاز دوم، خواص مکانیکی آلیاژ را دیکته می‌کند. نکته قابل توجه در این آلیاژها این است که تیغه‌های بزرگ سیلیسیم سبب کاهش قابلیت تغییر شکل آلیاژ می‌شوند. مطالعات نشان داده‌اند که کنترل شکل، اندازه و تعداد ذرات فاز سیلیسیم در واحد سطح به سه روش بهسازی شیمیائی، افزایش سرعت انجماد و بهسازی توسط عملیات حرارتی امکان پذیر است [۱۱]. مکانیزم دیگری که کمتر به آن توجه شده است تغییر مورفولوژی سیلیسیم با اعمال نیروی مکانیکی است. در این روش در اثر اعمال نیرو تیغه‌های سیلیسیم شکسته می‌شوند. بعلت بالا بودن دما و امکان نفوذ راحت سیلیسیم، تیغه‌های خرد شده بصورت شیمیائی گلبولی می‌شوند. از آنجا که سیستم میل به کاهش انرژی خود دارد نفوذ سیلیسیم در لبه‌ها و قسمت‌های تیز ذرات شکسته شده که انرژی بیشتری دارد به نقاط کم انرژی تر در ذرات سیلیسیم انجام می‌شود. مورفولوژی ذرات تغییر کرده و به سمت گلبولی شدن نزدیک می‌شود.

طی سالیان اخیر تحقیقات وسیعی به منظور بدست آوردن رابطه‌ای معتبر میان خصوصیات ریزساختاری و خواص مکانیکی آلیاژ A۳۵۶ و تسهیل در امر دسترسی به خواص مکانیکی این آلیاژ بدون انجام آزمایش‌های مکانیکی صورت گرفته است Gruzleski و همکاران در سال ۱۹۹۵ به نتایج جالبی در این زمینه دست یافتند [۲۲]. در تحقیقات آنها سه پارامتر ساختاری یعنی مساحت ذرات سیلیسیم، نسبت طول به عرض ذرات و تعداد ذرات در واحد سطح مد نظر قرار گرفته و استحکام کششی نهائی و درصد ازدیاد طول محاسبه شده است. نتایج این تحقیقات نشان داده است که بهترین مشخصه ذرات سیلیسیم برای برآورد استحکام، پارامترهای شکل (نظیر نسبت طول به عرض ذرات، متوسط مساحت ذرات بر واحد سطح (mm^2) و ...) همچنین تعداد ذرات بر واحد سطح (mm^2) نیز نشانه خوبی برای استحکام آلیاژ می‌باشد.

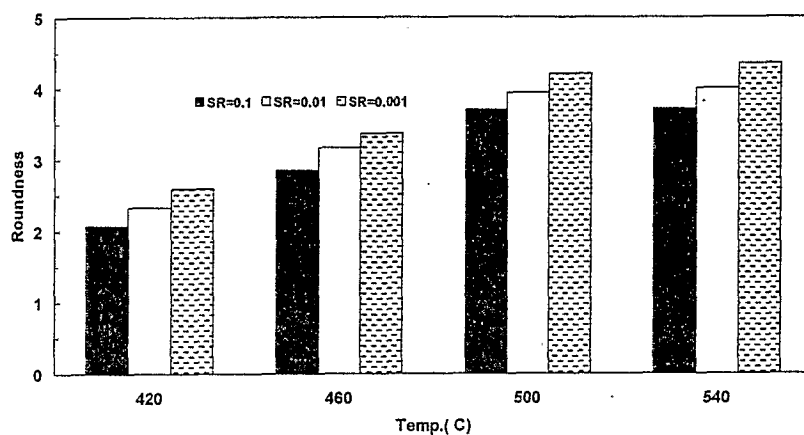
با توجه به بحث فوق و با استفاده از نتایج ارائه شده در جدول ۴-۵ و رابطه ۵-۵ پارامتر کرووی

شدن ذرات [۲۶] استخراج و به منظور بررسی در شکل ۵-۶ تا ۵-۸ ارائه شده است.

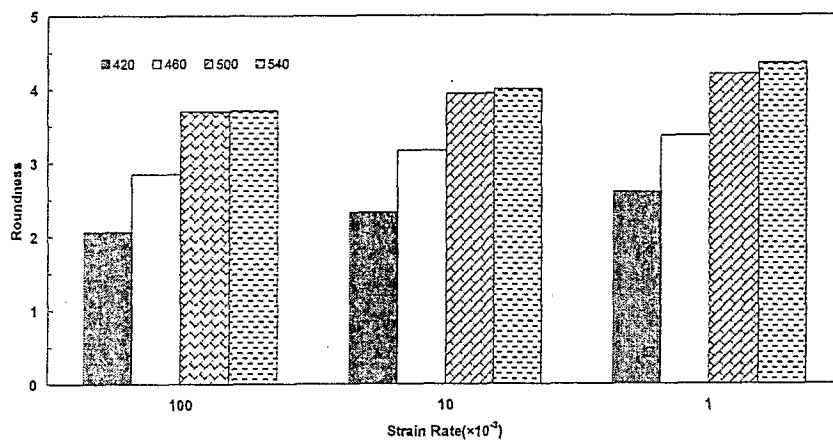
$$Roundness = \frac{4 \times particle \cdot Area}{particle \cdot Perimeter} \times 100 \quad (\text{معادله ۵-۵})$$

پارامتر کرووی شدن با افزایش دما افزایش یافته و در واقع اثر نفوذ سیلیسیم به نقاط کم انرژی تر در ذرات سیلیسیم طبق مکانیزمی که شرح داده شد را بخوبی روشن می‌سازد (شکل ۵-۶ و ۵-۷). این اثر در محدوده حرارتی 540°C - 500°C به یک مقدار ثابت رسیده است. علت این امر به درشت شدن ذرات و نفوذ سیلیسیم به نقاط کم انرژی تر (برآمدگی‌ها، نوک تیز و محل شکست ذرات سیلیسیم) نسبت داد.

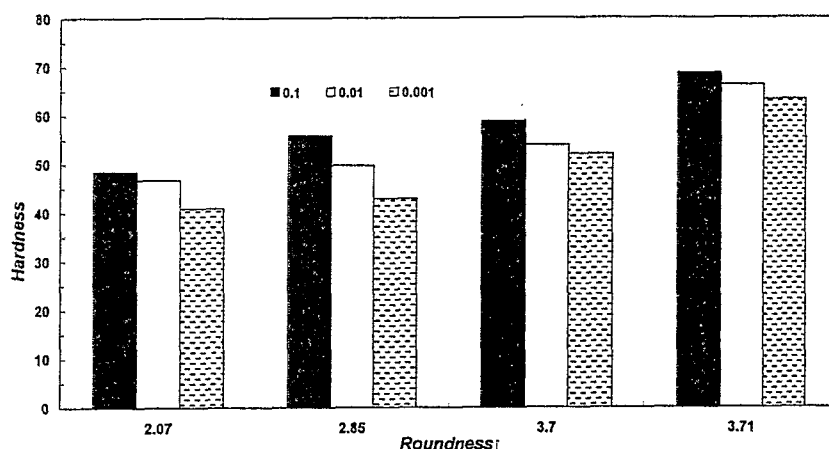
افزایش پارامتر کرووی شدن همانطور که در شکل ۵-۸ مشاهده می‌شود باعث افزایش سختی شده است. همانطور که در بخش‌های قبلی توضیح داده شد افزایش خواص مکانیکی بیشتر بدلیل افزایش استحکام بخشی محلول جامد است از طرفی گلبولی شدن سیلیسیم نیز باعث بهبود خواص مکانیکی شده است. مطالعات Paray, Closet, Shivkumar و Gruzleski بر آلیاژ A۳۵۶ ریختگی نشان داده است که با افزایش دما و زمان همگن سازی، پارامتر کرووی شدن در اثر گلبولی شدن سیلیسیم افزایش یافته و بتبع آن بهبود خواص مکانیکی را در بر داشته است. در آزمایشهای انجام شده توسط افراد مذکور با افزایش دمای انحلال در محدوده حرارتی 525°C - 465°C پارامتر کرووی شدن افزایش نشان داده است و افزایش دما در محدوده حرارتی 525°C تا 550°C با تغییر زمان عملیات همگن سازی مشخصه کرووی شدن ثابت مانده است و اثبات شواهد فوق بر این امر تبیین شده است که در دماهای نزدیک به دمای یوتکتیک شکست در مکانهای متفاوت در طول ذرات سیلیسیم اتفاق افتاده و کرووی شدن بعد از شکست و درشت شدن در اثر مکانیزم ترمیم Ostwald اتفاق افتاده است. بنابراین در مجموع پارامتر کرووی شدن بعلاوه درشت شدن با افزایش زمان ثابت مانده است [۲۵-۲۷].



شکل ۵-۶) میزان کروی شدن تیغه‌های Si با دمای تغییر شکل در آلیاژ Al(A356).



شکل ۵-۷) میزان کروی شدن تیغه‌های Si با سرعت کرنش شکل در آلیاژ Al(A356) در کرنش متناظر ۰/۶.



شکل ۵-۸) تغییرات آلیاژ Al(A356) با میزان کروی شدن تیغه‌های Si

۵-۷-۲- بررسی ارتباط بین تغییرات ریز ساختاری و خواص مکانیکی

در آلیاژهای ریختگی آلومینیم شاخص کیفیت^۳ (Q) می‌تواند در آلیاژهای مورد استفاده به منظور بررسی تاثیر پارامترهایی نظیر مورفولوژی ذرات و عملیات حرارتی و فرآیند ریخته گری بر خواص مکانیکی استفاده می‌شود. در این قسمت از شاخص کیفیت (Q) برای بررسی تاثیر تغییرات ریزساختاری حاصل از عملیات ترمومکانیکی بر خواص مکانیکی استفاده شده است. این پارامتر با معادله زیر بیان می‌شود:

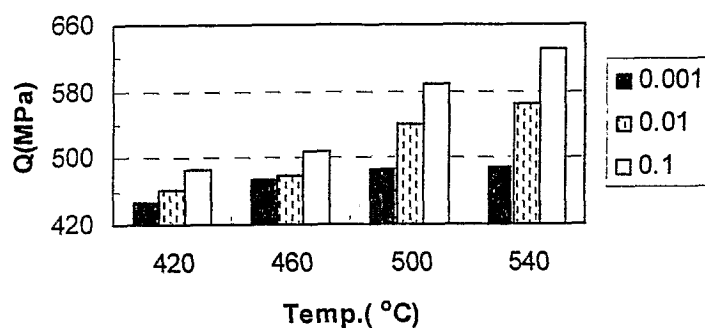
$$Q \text{ (MPa)} = UTS + K \times \text{Log (\%Elongation)} \quad (۵-۶)$$

برای آلیاژ Al-7Si-Mg، K معادل با ۱۵۰ (Mpa) در نظر گرفته می‌شود [۲۲، ۲۶ و ۲۷]. عوامل متعددی مانند تغییر مورفولوژی سیلیسیم و عملیات حرارتی و فرآیند ریخته گری می‌توانند بر روی شاخص کیفیت تاثیر بگذارند. از آنجائیکه شاخص کیفیت در بر گیرنده استحکام نهائی و درصد ازدیاد طول کل تا شکست می‌باشد. لذا مبین مشخصات مطلوب تری از خواص کششی نمونه‌ها نسبت به استحکام نهائی و درصد ازدیاد طول کل تا شکست به تنهائی می‌باشد.

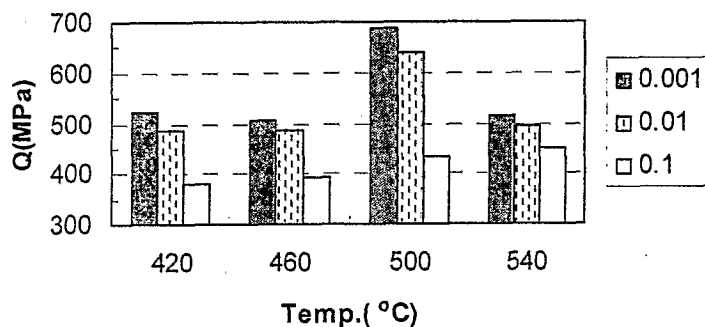
^۳ Quality Index

همانطور که در شکل ۵-۹ مشاهده می‌شود با افزایش دما و سرعت تغییر شکل مقدار Q برای هر سه آلیاژ افزایش یافته است. این افزایش Q نشان دهنده بهبود خواص مکانیکی در اثر تغییرات ریز ساختاری ایجاد شده در نمونه‌ها است. تغییرات ریز ساختاری شامل گلبولی شدن ذرات سیلیسیم، توزیع یکنواخت ذرات و اثر مکانیزم‌های مختلف استحکام بخشی در این آلیاژ است که این موضوع قبلاً به تفصیل شرح داده شده است. همانطور که انتظار می‌رود بهترین شرایط برای بدست آوردن خواص مکانیکی مطلوب سرعت کرنش 0.1 sec^{-1} و دمای 540°C است. این امر به علت بالاتر بودن درصد ازدیاد طول در شرایط فوق است.

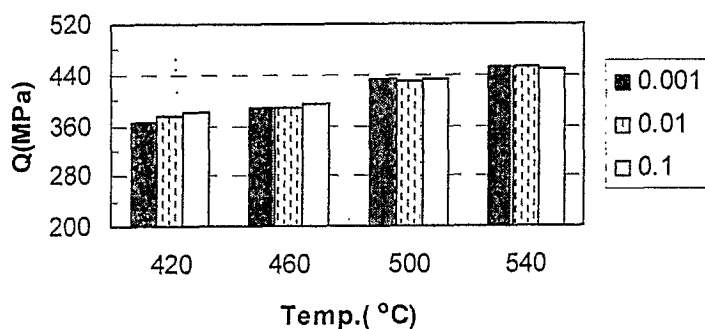
J. Gauthier در تحقیقات خود بر روی آلیاژ $319/2$ نشان داده است تغییرات شیب شاخص کیفیت (Q) با تغییر زمان‌های عملیات همگن سازی (مورفولوژی‌های مختلف سیلیسیم) بصورت خطی می‌باشد، و حالت بهینه عملیات همگن سازی آلیاژ فوق بمنظور حصول خواص مکانیکی مطلوب در دمای 515°C و زمان ۸ ساعت حاصل شده است. در این شرایط عملیات همگن سازی مورفولوژی سیلیسیم از حالت تیغه‌ای به حالت گلبولی تغییر کرده است [۲۶ و ۲۷].



الف



ب



ج

شکل ۵-۹) نمودار تغییرات Q با تغییرات دمای تغییر شکل در سرعت کرنش های مختلف

الف) آلیاژ Al(A356)

ب) آلیاژ Al(A356) همگن شده

ج) آلیاژ ALTHIX(A356)

فصل ششم:

نتیجه گیری

نتیجه گیری

- ۱- در یک سرعت کرنش ثابت با افزایش دمای تغییر شکل تنش سیلان متناظر هر کرنش معین در آلیاژها کاهش یافته است.
- ۲- در محدوده حرارتی 300°C - 460°C تنش سیلان پس از رسیدن به مقدار ماکزیمم خود کاهش می‌یابد. این رفتار در محدوده حرارتی 460°C - 540°C رخ نداده و منحنی تنش حقیقی-کرنش حقیقی پس از رسیدن به مقدار ماکزیمم خود به حالت پایدار می‌رسد.
- ۳- مقدار تنش سیلان پیک، در دمای 420°C و سرعت کرنش 0.001 sec^{-1} در کرنش متناظر 0.05 ، از مقدار 31 MPa در آلیاژ ریختگی به 26 MPa در آلیاژ همگن شده (به میزان 16%) کاهش یافته است. تنش سیلان پیک در کرنش متناظر 0.05 در آلیاژ ALTHIX(A356) با مقدار 19 MPa از هر دو حالت آلیاژ Al(A356) (به ترتیب به میزان 38% و 27%) کمتر می‌باشد.
- ۴- با افزایش کرنش در محدوده حرارتی 300°C تا 460°C تنش سیلان کاهش می‌یابد.
- ۵- با افزایش دما در محدوده حرارتی 460°C - 540°C منحنی تنش حقیقی-کرنش حقیقی پس از رسیدن به مقدار ماکزیمم خود به حالت پایدار می‌رسد.
- ۶- در دمای ثابت، با افزایش سرعت کرنش سطح منحنی‌های تنش حقیقی-کرنش حقیقی در هر دو آلیاژ افزایش یافته‌اند. این پدیده به اثر همزمان افزایش دانسیته نابجائیه‌ها در حین تغییر شکل و کاهش سینتیک بازیابی دینامیکی تحت تاثیر افزایش سرعت کرنش نسبت داده می‌شود.
- ۷- منحنی تنش حقیقی-کرنش حقیقی هر دو آلیاژ در کرنش خاصی به مقدار پیک می‌رسد و با افزایش سرعت کرنش (0.001 sec^{-1} - 0.1 sec^{-1})، حداکثر تنش سیلان (پیک) در کرنش‌های بالاتری اتفاق می‌افتند.
- ۸- در آلیاژهای ALTHIX(A356)، آلیاژ Al(A356) همگن شده و Al(A356) ریختگی به ترتیب با افزایش اندازه ذرات سیلیسیم (ظیر متوسط مساحت، متوسط محیط و متوسط قطر ذرات) سطح تنش سیلان افزایش یافته است.

۹- سیلیسیم در دمای بالا با مورفولوژی تیغه‌ای بیشترین اثر استحکام بخشی را نسبت به سیلیسیم با مورفولوژی کروی دارا است. در نهایت می‌توان گفت که با عملیات همگن سازی و تغییر مورفولوژی سیلیسیم از حالت تیغه‌ای (در آلیاژ ریختگی) به حالت کروی (آلیاژ همگن شده) سطح تنش سیلان در شرایط اعمال تغییر شکل یکسان، کاهش می‌یابد.

۱۰- منیزیم علاوه بر اثر بازدارندگی عناصر آلیاژی در مکانیزم محلول جامد، با تشکیل رسوبات ریز Mg_2Si از طریق مکانیزم رسوب سختی باعث افزایش تنش سیلان شده است. در ادامه تغییر شکل با افزایش تنش سیلان، نابجائی‌ها نیروی لازم برای حرکت را بدست آورده و همزمان رسوب‌های تشکیل شده رشد کرده و عذم اثر قفل کنندگی رسوب‌ها بواسطه درشت شدن، باعث افزایش کارنرمی و افت تنش سیلان در آلیاژها می‌شود.

۱۱- در اثر اعمال تغییر شکل در دمای بالا در تمام نمونه‌های مورد آزمایش تیغه‌های سیلیسیم ابتدا بصورت مکانیکی شکسته شده و در ادامه تغییر شکل با نفوذ اتم‌های سیلیسیم از لبه‌های شکسته شده به نقاط دیگر فاز سیلیسیم، مورفولوژی سیلیسیم تغییر کرده از تیغه‌ای به شکل گلبولی در آمده است.

۱۲- با ازدیاد دما از $420^{\circ}C$ به $540^{\circ}C$ در سرعت کرنش 0.001 sec^{-1} متوسط مساحت ذرات سیلیسیم در واحد سطح (میلیمتر مربع) در آلیاژ ALTHIX(A356) به میزان ۴۵٪، آلیاژ Al(A356) ریختگی و همگن شده به ترتیب به میزان ۳۸٪ و ۲۸٪ کاهش یافته است.

۱۳- در اثر اعمال کرنش در دمای بالا در آلیاژ ALTHIX(A356) مورفولوژی سیلیسیم با افزایش دمای تغییر شکل نسبت به آلیاژ Al(A356) به شکل گلبولی نزدیک تر شده است.

۱۴- تعداد ذرات بر واحد سطح (میلیمتر مربع) که مبین پراکندگی سیلیسیم در ریزساختار است تحت شرایط تغییر شکل با افزایش دمای تغییر شکل از $420^{\circ}C$ به $540^{\circ}C$ در آلیاژ ALTHIX(A356) به میزان ۱۶۰٪، آلیاژ Al(A356) ریختگی و همگن شده به ترتیب به میزان ۲۷٪ و ۳۴٪ افزایش یافته است.

۱۵- در تمامی نمونه‌ها حداکثر استحکام نهائی (UTS) در محدوده دمائی 540°C حاصل شده است.

۱۶- نتایج آزمایش پانچ برشی نشان می‌دهند که مقدار ازدیاد طول کل تا شکست آلیاژهای مورد استفاده با انجام عملیات ترمومکانیکی افزایش یافته است. در هر دو آلیاژ با افزایش دمای تغییر شکل مقدار ازدیاد طول کل تا شکست افزایش یافته و با افزایش سرعت کرنش مقدار ازدیاد طول کل تا شکست کاهش یافته است.

۱۷- مقدار ازدیاد طول کل آلیاژ ALTHIX(A356) در تمام محدوده حرارتی و سرعت کرنشهای مورد آزمایش به میزان قابل ملاحظه‌ای از آلیاژ Al(A356) بیشتر می‌باشد.

۱۸- با افزایش دمای تغییر شکل و سرعت کرنش سختی آلیاژهای آلومینیومی افزایش یافته و بیشترین سختی در دمای 540°C و سرعت کرنش 0.1sec^{-1} برای تمام نمونه‌ها بدست آمده است. همچنین با افزایش سرعت کرنش در یک دمای ثابت سختی نهائی بطور متوسط ۸٪ افزایش یافته است.

فهرست مراجع

فهرست مراجع

- 1- J.E. Gruzleski, B.M. Closset, "The treatment of liquid Al-Si alloy", Internal Report, The AFS Inc., 1990, pp. 13-21.
- 2- I.J. Polmear, Light Alloys Aluminium, Magnesium, Titanium, 2nd ed., Routledge, Chapman and Hall Inc., New York, 1989, pp. 18-169.
- 3- Casting, Metals Handbook, 9th Edition, American Society for Metals Park, Ohio, Vol. 15, pp. 327-338.
- 4- G.K. Sigworth, S. Shivkumar, D. Apelian, "The Treatment of Molten Metal Processing on Mechanical Processing of Cast Al-Si-Mg Alloys", AFS Transaction, 1989, Vol.97, pp. 311-320.
- 5 J.E. Hatch, Aluminium Properties and Physical Metallurgy, American Society for Metals Park, Ohio, 1984.
- 6- E. Cerri, E. Evangelista, "Effects of Thermal Treatments on Microstructure and Mechanical Properties in a Thixocast 319 Aluminum Alloy", Materials Science and Engineering, 2000, A84, pp. 254-260.
- 7- J. Van De Langkruis, W.H. Kool, C.M Sellars, M.R. Van Der Winden and S. Van Der Zwaag "The effect of β , β' and β'' precipitates in a homogenised AA6063 alloy on the hot deformability and the peak hardness" Material Science and Engineering, 2001, pp. 105-115.
- 8- S. Shivkumar, C. Keller, D. Apelian, "Aging behavior in cast Al-Si-Mg alloys", AFS Transactions, 1990, Vol. 98, pp.905-911.
- 9- M.C. Fleming, "Behaviour of Metal Alloy in the Semisolid State" Metallurgical Transaction A, 1991, Vol. 22A, pp. 957-981.
- 10- E.J. Zoqui, M.T. Shehata, M. Paes, V. Kao and E. Es-Sadiqi, "Morphological evolution of SSM A356 during partial remelting", Materials Science and Engineering A325, 2002, pp. 38-53.
- 11- H.K.Jung, P.K.Seo, C.G.Kang, "Microstructure characteristic and mechanical properties of hypo-solid forming process", Journal of Materials Processing Technology, 2001, Vol. 113, pp. 568-573.
- 12- G.K.Sigworth, "Theoretical and practical aspects of the modification of Al-Si alloys", AFS Transaction, 1983, Vol. 91, pp. 7-16.

- 13- F.Paray and J.E. Gruzleski, "Microstructure-mechanical property relationships A356 alloy. Part1: Microstructure" Journal of Cast Metals, 1994, Vol. 7, No.3, pp. 29-40.
- 14- S. Shivkumar, S. Ricci, D. Apelian, "Influence of solution parameters and simplified supersaturated treatments on tensile properties of A356 alloy" AFS Transaction, 1990, Vol. 98, pp. 913-922.
- 15- E.N. Pan, J.F. Hu and C.C. Fan, "Solution-treatment condition for optimal tensile properties in A357 Alloy", AFS Transactions, 1996, Vol.152, pp. 1119-1127.
- 16- P.Y.Zhu and Q.Y. Liu, "Kinetics of granulation of discontinuous phase in eutectic structures" Journal of Materials Processing Technology, 1986, Vol.2, p. 500-507.
- 17- H.Rosenbaum and D.Turnbull, "Study on the use of pure metallic strontium in the modification of Al-Si alloys" Acta Metallurgy, 1959, Vol. 7, p. 664-674.
- 18- A. Er, V. Kondic and M. Sayehbani, "Mechanical properties and microstructure of AlSi7 alloy cast in sand and in poly styrene-containing sand moulds", Journal of Cast Metals, 1994, vol. 7, pp. 41-50.
- 19- J. Gauthier, F.H. Samuel, "Tensile properties and Fracture Behavior of solution-heat-Treated 319.2 Al Automotive Alloy", AFS Transaction, 1994, Vol. 94, pp. 849-857.
- 20- M. Brosnan, S Shivkumar, "Elevated-Temperature tensile properties and fracture behavior of A356 casting", AFS Transaction, 1995, Vol. 105, pp. 727-737.
- 21- R. Fuoco, ER. Correa and F. Chiesa, "Typical defect in cast aluminium wheels", AFS Transactions, 1997, Vol. 109, pp. 891-899.
- 22- F.Paray and J.E. Gruzleski, "Microstructure-mechanical property relationships A356 alloy. Part2: Mechanical properties" Journal of Cast Metals, 1994, Vol. 7, No. 3, pp. 153-163.
- 23- P.A. Rometsch, L. Arnberg and D.L. Zhang, "Modeling dissolution of Mg_2Si and homogenisation in Al-Si-Mg casting alloys", Journal of Cast Metals, 1999, Vol.12, pp. 1-8.
- 24- A. Mocellin, Y. Brechet and R. Fougères, "Fracture of an Osprey AlSiFe Alloy", Acta Metallurgy, 1995, Vol. 43, No. 3, pp. 1135-1140.
- 25- P.N. Crepeau, "Effect of iron in Al-Si casting alloys", AFS Transaction, 1995, Vol. 103, pp. 361-370.

- 26- J. Gauthier, P.R. Louchez and F.H. Samuel, "Heat treatment of 319.2 aluminium automotive alloy, Part 1: solution treatment", *Journal of Cast Metals*, 1995, Vol. 8, No.2, pp. 91-106.
- 27- J. Gauthier, P.R. Louchez and F.H. Samuel, "Heat treatment of 319.2 aluminium automotive alloy, Part 2: solidification and tensile properties", *Journal of Cast Metals*, 1995, Vol. 8, No. 2, pp. 195-211.
- 28- C.G.Kang, J.S.Choi and K.H.Kim, "The effect of strain on macroscopic behavior in the compression forming of semi-solid aluminum alloy" *Journal of Materials Processing Technology*, 1999, Vol. 88, pp. 159-168.
- 29- H.K.Jung, P.K.Seo and C.G.Kang, "Microstructure Characteristic and Mechanical Properties of Hypo-Solid Forming Process", *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, Vol. 113, pp. 568-573.
- 30- J.C. Williams and E.A. Starke, "The role of thermomechanical processing in tailoring the properties of aluminium and titanium alloys", *Deformation Processing and Structure*, ASM Materials Science Seminar, Stockholm Sweden, 1982, pp. 279-349.
- 31- F.J. Humphreys, "Recrystallization and Related Annealing phenomena" First Edition, Elsevier Science Ltd, Oxford, 1995, pp. 127-170.
- 32- G.E. Ditter, *Mechanical Metallurgy*, 3rd ed., McGraw-Hill Book Co., New York, 1983, pp.190-243.
- 33- R.Mahmudi, "Yield point phenomenon in ultrafine-grained aluminium sheets", *Materials Letters*, 1994, pp. 243-246.
- 34- ASM Handbook, "properties and selection of nonferrous alloy and special-performance alloys", 10th edition, American Society for Metals Park, Ohio, 1990, Vol.2, pp. 130-150.
- 35- M. Zhou and M.P. Clode, "Constitutive equation for modeling flow softening due to dynamic recovery and heat generation during plastic deformation", *Mechanics of Materials*, 1998, pp. 63-76.
- 36- E. Cerri, E. Evangelista, A. Forcellese and H.J. McQueen, "Comparative hot workability of 7012 and 7075 alloys after different pretreatment", *Journal of Material Science and Engineering*, 1995, pp.181-198.

- 37- S. Esmaeili, L.M. Cheng, A. Deschamps, D.J. Lloyd and W.J. Poole, "The Deformation behaviour of AA6111 as a function of temperature and precipitation state" Material Science and Engineering, 2001, pp.461-465.
- 38- J.E. Dorn, P. Pietrokowsky and T.E. Tietz, "The effect of alloying element on the plastic properties of aluminum alloys", Journal of Metals, 1950, Vol. 188, pp. 933-943.
- 39- O.D. Sherby, R.A. Anderson and E. Dorn "Effect of alloying elements on the elevated temperature plastic properties of alpha solid solution of aluminum", Journal of Metals, 1951(August), pp. 643-652.
- 40- H.J. McQueen, "Micromechanisms of dynamic Softening dynamic softening in aluminium alloys during hot working", The Symposium Hot deformation of Aluminium, Detroit, 1991, pp.21-31.
- 41- J Gacelnier and F.H. Samuel, "Tensile properties and fracture behavior heat-treated 319 Al automotive", AFS Transaction, 1995, Vol. 103, pp. 849-857.
- 42- H.J. McQueen, "Effect of solutes and precipitates on hot working behavior of al alloys", The Symposium Hot Deformation of Aluminium, Detroit, 1991, pp. 105-121.
- 43- E. Evangelista, A. Forcellese, F. Gabirelli and P. Mengucci, "Hot workability of some heat treatable aluminium alloys", The Symposium Hot Deformation Of Aluminium, Detroit, 1991, pp.121-139.
- 44- J.M. Robinson and M.P. Shaw, "Microstructural and mechanical influences on dynamic strain aging phenomena", International Material Reviews, 1994, Vol.39, pp. 113-122.
- 45- Y.L.Tian and R.W.Kraft, "Mechanism of pearlite of spheroidization", Metallurgical and Material Transaction A, 1987, Vol. 18, pp. 1987-1403.
- 46- S. Spigarelli, F. Bardi and E. Evangelista, "Hot workability of the 2618 aluminium alloy", The 7th International Conference Aluminium Alloys , Charlottesville USA, 2000, pp. 449-454.
- 47- A. Zarei Hanzaki, "Transformation characteristics of Si-Mn TRIP steels after thermomechanical processing", 1994, PHD Thesis, McGill University, Montreal, Canada.
- 48- C.H. Caceres and J.R. Griffiths, "Damage by cracking of silicon particles in an Al-7Si-0.4Mg casting alloy", Acta Material, 1996, Vol. 44, No. 1, pp. 25-33.

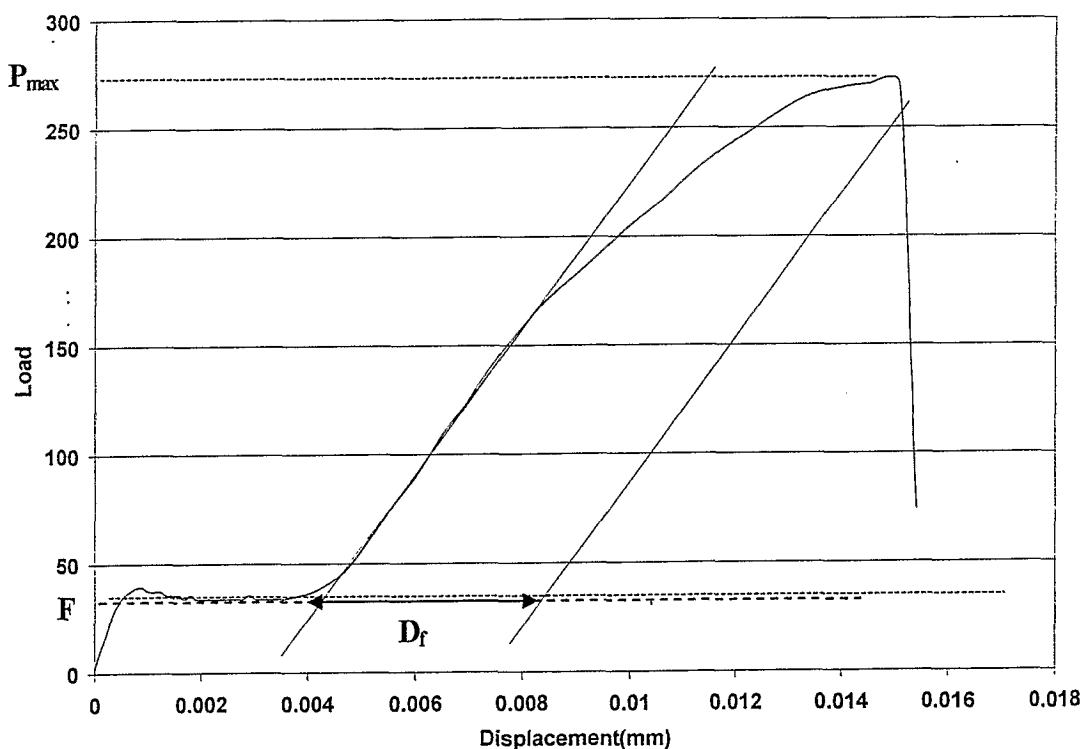
49- Y.L. Tian and R.W. Kraft, "Mechanism of pearlite of spherodization", Metallurgical and Material Transaction A, 1987, Vol. 18, pp. 1987-1403.

پیوست‌ها

پیوست ۱-

روش پانچ برشی، یکی از انواع روشهای طراحی شده برای بررسی خواص مکانیکی نمونه های کوچک بوده که بدلیل محدودیت در ماده در دسترس، امکان انجام آزمایشهای مرسوم تعیین خواص مکانیکی بر روی آنها وجود ندارد. در سالهای اخیر به دلیل مزیتها و قابلیتهای شناخته شده این روش در بررسی خواص مکانیکی، بسیاری از محققین روش فوق را برای بررسی خواص مکانیکی نمونه های تحت عملیات ترمومکانیکی قرار گرفته بکار گرفته اند [۴۷].

اطلاعات بدست آمده از این روش شامل منحنی های نیرو-جابجایی مشابه با منحنی های نیرو-جابجایی بدست آمده از آزمایشهای کشش مرسوم می باشد. در شکل-۱، نمونه ای از منحنی نیرو-جابجایی بدست آمده توسط این روش نشان داده شده است.



شکل ۱- نمونه ای از منحنی نیرو-جابجایی

قابل ذکر است که علی رغم شباهت این منحنی ها به منحنی های بدست آمده از آزمایشهای کشش مرسوم، مقادیر استخراج شده از منحنی های نیرو- جابجایی آزمایش پانچ برشی متفاوت از مقادیر بدست آمده از آزمایشهای کشش بوده و در نتیجه برای بدست آوردن اطلاعات مربوط به خواص مکانیکی نظیر استحکام نهایی و استحکام تسلیم نیاز به اعمال ضرایب تصحیح خواهد بود. روابط ۱ الی ۳ طریقه محاسبه خواص مکانیکی با استفاده از اطلاعات بدست آمده از منحنی های نیرو- جابجایی آزمایش پانچ برشی ارائه شده است.

$$\sigma_{UTS} = \frac{P_{max} - F}{2\pi t C} \quad \text{رابطه-۱}$$

که P_{max} حداکثر نیرو در منحنی نیرو- جابجایی، F نیروی اصطکاک، τ شعاع سنبه مورد استفاده برای پانچ، t ضخامت نمونه مورد مورد آزمایش قرار گرفته می باشند (شکل-۱). C ، ضریب تصحیح برای قابل مقایسه کردن نتایج بدست آمده از آزمایش پانچ برشی و کشش تک محوری بوده و مقدار آن برای UTS ، ۰/۶۲ می باشد [۴۷].

$$T.EI = \frac{D_f}{t} \quad \text{رابطه-۲}$$

که D_f معیاری از مقدار جابجایی تا مرحله شکست می باشد (شکل-۱).

پیوست ۲-

مدل‌های گلبولی شدن ساختار

در اغلب سیستم‌های فلزی، ساختار لایه‌ای دو فاز (tow-phase lamellar) مشاهده می‌شود. پایداری این ساختارها در دمای بالا مزیت مهمی در کاربرد فلزات در دمای بالا می‌باشد اما دانستن مکانیزم شکستن و گلبولی شدن نیز در بسیاری از کاربردها لازم و مفید است. تا به حال مدل‌های زیادی برای مکانیزم گلبولی شدن ساختارهای لایه‌ای ارائه شده است که بهترین آنها:

۱- تئوری آشفته‌گی در اثر موئینگی ریلی (Realeigh's capillary)

۲- تئوری ناچ حرارتی مرزها

۳- تئوری مهاجرت عیوب‌ها

با وجود یک‌ه این تئوری‌ها در بسیاری جنبه‌های فرآیند گلوله‌ای شدن قابل استناد هستند اما هنوز کلیه جوانب این پروسه‌ها به درستی شناخته نشده است. به عنوان مثال هیچکدام از مدل‌های تا به حال تأثیر فاکتورهای ناهمگنی کریستالوگرافی، انرژی سطحی با عیوبات ریزساختاری را در نظر نگرفته‌اند. اغلب مطالعات انجام گرفته روی این پدیده‌های کیفی هستند و بطور کمی تحلیل نشده‌اند [۴۹].

۱- تئوری آشفته‌گی ریلی بطور تئوری نشان داده است که یک میله استوانه‌ای بلند نسبت به آشفته‌گی سینوسی ناپایدار بوده و در طول موج خاصی که بستگی به مکانیزم انتقال جرم دارد منهدم می‌شود. در مقابل شکل‌های صفحه‌ای در برابر پدیده آشفته‌گی ناشی از موئینگی بسیار پایدار است. هر گونه آشفته‌گی در شکل‌های صفحه‌ای شکل با گذشت مدت زمان از بین می‌رود برای رفع این اشکال Nichols مدل بهینه‌ای معرفی کرد. در شکل‌های صفحه‌ای نقاط مختلف نرخ نفوذ متفاوتی دارند و گوشه‌ها بیشتر است [۴۹].

۲- در تئوری ناچ حرارتی مرزها فرض بر این است که هنگام اعمال تغییر شکل و یا هنگام تغییر فاز مرز دانه‌های فرعی تشکیل میشوند، این مرزها در محل بر خورد خود با لایه‌ها تشکیل ناچ می‌دهند. در محل این ناچ‌ها، به دلیل شعاع انحناء بیشتر نرخ نفوذ و انحلال بیشتر است در نتیجه در این محل‌ها شکست و تکه تکه شدن لایه‌ها رخ میدهد [۴۹].

۳- در تئوری مهاجرت عیوبها فرض بر این است که عیوب موجود در ساختار عوامل مهمی در کروی شدن ساختارهای لایه لایه می‌باشند به گونه‌ای که در محل عیوب نظیر حفره‌ها و لبه‌های تیز، شعاع انحناء و گرادیان شیمیائی بیشتر است و در واقع شروع کروی شدن در این مناطق انجام می‌گیرد. نیروی محرکه لازم برای کروی شدن طبق این مدل ناشی از گرادیان پتانسیل شیمیائی بین محل عیوب با نواحی مجاور عیوب می‌باشد و آنها از محل عیوب به سمت صفحات مجاور حرکت کرده و در نتیجه انحلال کروی شدن انجام می‌گیرد [۴۹].

در این تحقیق عیوب لازم از طریق اعمال کرنش بر روی آلیاژ می‌تواند حاصل گردد. با توجه به اینکه فرآیند کروی شدن یک فرآیند تحریک شونده توسط حرارت (Thermally Activated Process) می‌باشد لذا با کاهش سرعت کرنش و افزایش دما، انرژی اکتیواسیون کروی شدن افزایش می‌یابد. نتایج بدست آمده برای آلیاژ Al(A356) بیانگر کاهش متوسط مساحت با افزایش دمای تغییر شکل است. همچنین با کاهش سرعت کرنش مساحت کاهش می‌یابد. دلیل این امر به افزایش سینتیک نفوذ نسبت داده می‌شود. در سرعت کرنش‌های کم آنها زمان بیشتری برای نفوذ در حین تغییر شکل دارند. در قسمت ۴-۵ اثر فاکتورهای فوق بحث و بررسی و قسمت آخر فصل پنج اثر آن بر خواص مکانیکی بررسی می‌شود.

An investigation to hot working behaviour of ALTHIX (A356) and Al (356)

By : Alireza Hemmati

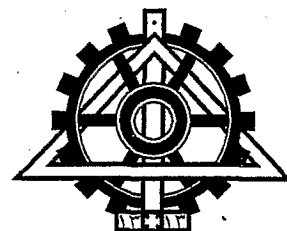
Supervisor : Dr. Zarei Hanzaki

Field : Metallurgy and Material Science Engineering

Date : September 2003

Abstract of M.Sc. Thesis

Al-Si alloys are extensively used in aerospace and automotive industries. In addition, the mechanical properties of these alloys are mainly dictated by the characteristics of eutectic microcomponents in the microstructure. Furthermore, many investigations have been conducted on the semi-solid macrostructures to control the matrix (Al-alpha) and eutectic phase (silicon) morphologies. As the thermomechanical treatment (TMT) is one of the most effective materials processing techniques, the objective of this research was to study the influence of TMT parameters on Si morphology in aluminum 356 alloys with two semisolid and conventional casting macrostructures. Therefore, hot compression tests have been carried out in a range of temperature (420°C to 540°C) and strain rate (0.1, 0.01, and 0.001 sec⁻¹). The results indicated that the morphology of Si phase was changed from acicular to spherical shape.



University of Tehran
Faculty of Engineering
Department of Metallurgy and Material Engineering

**An investigation to hot working behaviour of
ALTHIX (A356) and Al (356)**

By:

Alireza Hemmati

Under Supervision of:

Dr. A. Zarei Hanzaki

A thesis submitted to the graduate studies office in partial fulfillment of
the requirement for the degree of M.Sc in:

Metallurgy Engineering

September, 2003