

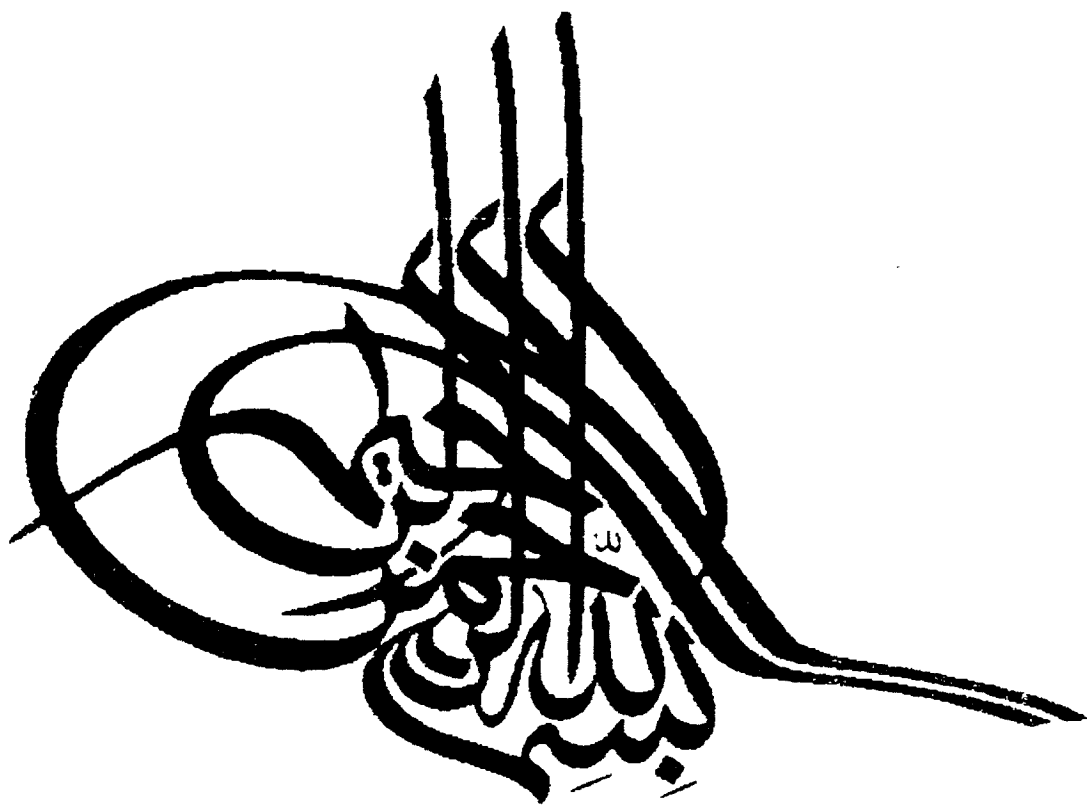
به نام خدا

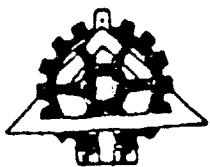


مرکز دانلود رایگان مهندسی متالورژی و مواد

www.Iran-mavad.com







دانشگاه تهران
دانشکده فنی
گروه مهندسی متالورژی و مواد

مطالعه تاثیر نرخ سرد کردن بر مورفولوژی ترکیبات بین فلزی در
آلیاژ اصلاح شده A319

نگارش:

علی عزیزی قهرودی

استاد راهنما:

دکتر مسعود امامی

استاد مشاور:

دکتر جعفر راثی زاده غنی

پایان نامه جهت اخذ درجه کارشناسی ارشد
مهندسی متالورژی گرایش ریخته گری

شهریور ۱۳۸۴



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: **علی عزیزی قهرودی** به شماره دانشجویی: **۸۱۰۷۸۱۰۳۴**
در رشته **مهندسی متالورژی و مواد** گرایش: **ریخته گری**

با عنوان: **مطالعه تاثیر نرخ سرد شدن بر مورفولوژی ترکیبات بین فلزی آلیاژ اصلاح شده A319**

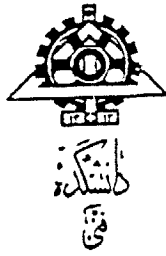
را در تاریخ **۱۳۸۴/۰۷/۰۳**

به عدد **۱۹۸** به حروف **نوزده هزار و هشتصد**
با نمره نهایی:

و درجه: **عالی** ارزیابی نمود.

ردیف	مشخصات هیات داوران	نام و نام خانوادگی	مرتبه دانشگاهی	دانشگاه یا موسسه	امضاء
۱	استاد راهنما استاد راهنمای دوم (حسب مورد):	دکتر مسعود امامی	دانشیار	دانشگاه تهران	
۲	استاد مشاور	دکتر جعفر رائی زاده غنی	استادیار	دانشگاه تهران	
۳	استاد مدعو (یا استاد مشاور دوم)	دکتر سعید حشمتی منش	استادیار	دانشگاه تهران	
۴	استاد مدعو	دکتر فرزاد خمایی زاده	استادیار	دانشگاه صنعتی شریف	
۵	نماینده کمیته تحصیلات تکمیلی گروه آموزشی:	دکتر ایوب خلویی	دانشیار	دانشگاه تهران	

تذکر: بر برگه پس از تکمیل توسط هیات داوران در نخستین صفحه پایان نامه درج می گردد. **دفتر تحصیلات تکمیلی**
دانشکده مهندسی متالورژی و مواد



بنام خداوند متعال
مقامات عالی‌رتبه علمی و فرهنگی

تعهد نامه اصالت اثر

اینجانب علی عزیزی مهروری تأیید می‌کنم که مطالب مندرج در این پایان نامه
رساله حاصل کار پژوهشی اینجانب است و به دستاوردهای پژوهشی دیگران که در این

نوشته از آنها استفاده شده است مطابق مقررات ارجاع گردیده است. این پایان نامه
رساله قبلاً برای احراز هیچ مدرک هم سطح یا بالاتر ارائه نشده است.

کلیه حقوق مادی و معنوی این اثر متعلق به دانشکده فنی دانشگاه تهران
می‌باشد.

نام و نام خانوادگی دانشجو: علی عزیزی مهروری

مضای دانشجو:

دانشگاه تهران - دانشکده فنی - صندوق پستی ۱۱۳۶۵-۴۲۶۳ - تهران - ۶۶۶۱۰۳۴

تقدیم به پدر و مادر عزیزم که هرچه هستم و هرچه دارم از
محبت و گذشت ایشان است.

مطالعه تاثیر نرخ سرد کردن بر مورفولوژی ترکیبات بین فلزی در آلیاژ اصلاح شده A319

چکیده

در این پژوهش، تاثیر نرخ سرد کردن و عملیات بهسازی بر مورفولوژی ترکیبات بین فلزی در آلیاژ ریختگی آلومینیم، A319، مورد بررسی قرار گرفته است. غلظت آهن در آلیاژ ۰/۶، ۱ و ۱/۵ درصد وزنی در نظر گرفته شد و به ازای هر یک از این مقادیر، درصدهای مختلفی از چهار عنصر منگنز، کروم، کبالت و استرانسیم به آلیاژ افزوده شد تا مقدار بهینه عنصر بهسازی جهت حذف فاز بتای سوزنی و تشکیل فاز آلفای حروف چینی تعیین شود. به منظور بررسی تاثیر عملیات بهسازی بر سیالیت آلیاژ، پنج ترکیب آلیاژی در شرایط بهسازی نشده و بهسازی شده تهیه و در قالب سیالیت مدل تسمه ای با ضخامتهای مختلف تسمه ۱، ۳، ۵، ۷، ۹ و ۱۲ میلیمتر، ریخته گری شدند. پس از تعیین طول سیالیت، ریزساختار ترکیبات بین فلزی مورد مطالعه قرار گرفت. به کمک دستگاه آنالیز تصویری، مشخصات فاز بتا و DAS بر اساس نوع عنصر بهسازی و ضخامت مقطع ریختگی تعیین گردیدند. نتایج حاصل از بررسی ها نشان داد که برای بهسازی آلیاژ A319 با ۱٪ وزنی آهن به ۰/۶٪ وزنی منگنز، ۰/۴٪ وزنی کروم، ۰/۱٪ وزنی کبالت و ۰/۰۳٪ وزنی استرانسیم نیاز است. نتایج دیگر مشخص نمود که عملیات بهسازی با تغییر مورفولوژی فاز بتای سوزنی به فاز آلفای حروف چینی موجب بهبود سیالیت آلیاژ A319 می گردد. همچنین مطالعات انجام شده نشان داد که با افزایش نرخ سرد شدن، کارایی عملیات بهسازی افزایش می یابد.

فهرست مطالب

شماره صفحه

عنوان

فصل اول - مقدمه

۱ مقدمه

فصل دوم - مروری بر منابع

۴	۱-۲ تاثیر عناصر آلیاژی بر خواص آلیاژ ریختگی A319
۴	۱-۱-۲ سیلیسیم
۵	۲-۱-۲ مس
۶	۳-۱-۲ منیزیم
۶	۴-۱-۲ روی
۶	۲-۲ ترکیبات بین فلزی آهن
۱۰	۳-۲ عملیات بهسازی
۱۰	۴-۲ بهسازی شیمیایی
۱۰	۱-۴-۲ بهسازی شیمیایی سیلیسیم یوتکتیک
۱۱	۱-۴-۲ سدید
۱۱	۲-۴-۲ کلسیم
۱۲	۳-۴-۲ باریوم
۱۲	۴-۴-۲ استرانسیم
۱۳	۲-۴-۲ بهسازی شیمیایی فاز بتا
۱۳	۱-۲-۴-۲ بریلیم
۱۴	۲-۲-۴-۲ لیتیم
۱۴	۳-۲-۴-۲ منیزیم
۱۵	۴-۲-۴-۲ منگنز
۱۶	۵-۲-۴-۲ کرم
۱۶	۶-۲-۴-۲ کبالت
۱۷	۷-۲-۴-۲ استرانسیم
۱۸	۸-۲-۴-۲ نیولیدن، نیکل و گوگرد
۱۸	۵-۲ بهسازی حرارتی

۱۹	۱-۵-۲ دمای فوق‌گداز
۲۰	۲-۵-۲ نرخ انجماد
۲۲	۳-۵-۲ عملیات حرارتی
۲۳	۶-۲ سیالیت
۲۴	۱-۶-۲ متغیرهای موثر بر سیالیت
۲۴	۱-۱-۶-۲ دما
۲۴	۲-۱-۶-۲ ترکیب شیمیایی
۲۴	۳-۱-۶-۲ عناصر آلیاژی
۲۶	۴-۱-۶-۲ اکسیدها
۲۷	۵-۱-۶-۲ رفتار انجمادی آلیاژ

فصل سوم - روش تحقیق

۲۹	۱-۳ انتخاب آلیاژ
۲۹	۲-۳ مواد مورد استفاده
۲۹	۳-۳ ذوب و ریخته‌گری
۳۴	۴-۳ آماده‌سازی نمونه‌ها
۳۴	۵-۳ مشاهده ریزساختار

فصل چهارم - نتایج

۳۵	۱-۴ تعیین مقدار بهینه عنصر بهساز
۳۵	۱-۱-۴ بهسازی با منگنز
۳۹	۲-۱-۴ بهسازی با کروم
۴۵	۳-۱-۴ بهسازی با کبالت
۴۸	۴-۱-۴ بهسازی با استرانسیم
۵۳	۲-۴ نتایج آزمون سیالیت
۵۴	۳-۴ تاثیر نرخ انجماد بر مورفولوژی فاز بتا
۵۴	۱-۳-۴ منگنز
۵۵	۲-۳-۴ کرم
۵۷	۳-۳-۴ کبالت

۵۸.....	۴-۳-۴ استرانسیم
۵۹.....	۴-۴ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا
۵۹.....	۴-۴-۱ آنالیز تصویری از ۲ سانتیمتری انتهای هر تسمه
۶۲.....	۴-۴-۲ آنالیز تصویری از ۴ سانتیمتری انتهای هر تسمه
۶۵.....	۵-۴ تغییر DAS با عامل بهساز و نرخ انجماد
۶۵.....	۵-۴-۱ تغییر DAS در ۲ سانتیمتری از انتهای هر تسمه
۶۶.....	۵-۴-۲ تغییر DAS در ۴ سانتیمتری از انتهای هر تسمه

فصل پنجم - بحث و بررسی نتایج

۶۷.....	۱-۵ تعیین مقدار بهینه عامل بهساز
۶۷.....	۵-۱-۱ منگنز
۶۸.....	۵-۱-۲ کرم
۶۹.....	۵-۱-۳ کبالت
۶۹.....	۵-۱-۴ استرانسیم
۷۰.....	۵-۲ نتایج آزمون سیالیت
۷۱.....	۵-۳ تاثیر نرخ انجماد بر مورفولوژی ترکیبات بین فلزی آهن
۷۱.....	۵-۳-۱ آلیاژ بهسازی شده با منگنز
۷۲.....	۵-۳-۲ آلیاژ بهسازی شده با کرم
۷۲.....	۵-۳-۳ آلیاژ بهسازی شده با کبالت
۷۲.....	۵-۳-۴ آلیاژ بهسازی شده با استرانسیم
۷۲.....	۵-۴ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا
۷۲.....	۵-۴-۱ نتایج آنالیز تصویری از ۲ سانتیمتری انتهای تسمه
۷۳.....	۵-۴-۲ نتایج آنالیز تصویری از ۴ سانتیمتری انتهای تسمه
۷۴.....	۵-۵ تغییر DAS با عامل بهساز و نرخ انجماد
۷۴.....	۵-۵-۱ تغییرات DAS در ۲ سانتیمتری از انتهای هر تسمه
۷۴.....	۵-۵-۲ تغییرات DAS در ۴ سانتیمتری از انتهای هر تسمه

فصل ششم - نتیجه گیری

۷۶.....	نتیجه گیری
---------	------------

فصل هفتم - منابع و مآخذ

منابع و مآخذ..... ۷۷

فصل هشتم - ضمائم

مقالات استخراج شده از پایان نامه ۸۱

فهرست شکل ها

شماره صفحه

عنوان

فصل دوم- مروری بر منابع

- شکل ۱-۲ مواد مختلف مورد استفاده در ساخت خودرو از سال ۱۹۶۰ تا ۲۰۰۰ ۳
- شکل ۲-۲ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار ریختگی آلیاژ A319 ۴
- شکل ۳-۲ نمودار تعادلی فاز آلومینیم-سیلیسیم ۵
- شکل ۴-۲ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ ۳۱۹ با ۱/۲٪ منیزیم ۶
- شکل ۵-۲ نمودار تعادلی آلومینیم-آهن ۷
- شکل ۶-۲ تصویر شماتیک فاز حروف چینی ۸
- شکل ۷-۲ تصویر میکروسکوپ نوری فاز آلفای حروف چینی و چندوجهی و فاز بتای سوزنی ۹
- شکل ۸-۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی از حضور فاز بتا در مقطع شکست ۹
- شکل ۹-۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی از سیلیسیم یوتکتیک بهسازی شده با استرانسیم ۱۲
- شکل ۱۰-۲ ریزساختار آلیاژهای بهسازی شده با بریلیم ۱۴
- شکل ۱۱-۲ استحاله فاز بتای سوزنی به فاز $Al_8Mg_3FeSi_6$ در آلیاژ ۳۱۹ ۱۴
- شکل ۱۲-۲ تصویر میکروسکوپ نوری از مورفولوژی حروف چینی و چند وجهی در آلیاژ ۳۱۹ ۱۵
- شکل ۱۳-۲ منحنی سرد شدن آلیاژ ۳۸۰ با مقادیر مختلف منگنز ۱۵
- شکل ۱۴-۲ مورفولوژی حروف چینی و چندوجهی ۱۶
- شکل ۱۵-۲ ریزساختار آلیاژ $Al-9.1Si-0.22Mg$ با ۰.۳٪ آهن و ۰.۹۳٪ کبالت ۱۷
- شکل ۱۶-۲ چگونگی حل شدن فاز بتا در آلیاژ بهسازی شده با استرانسیم ۱۸
- شکل ۱۷-۲ جوانه زنی فاز بتای سوزنی بر فیلم اکسیدی ۱۹
- شکل ۱۸-۲ جوانه زنی فاز بتا روی اکسید آلومینای گاما در زاویه ۷۰ درجه ۱۹
- شکل ۱۹-۲ مشتق اول منحنی سرد شدن آلیاژ ۳۱۹ در فوق گداز ۷۵۰ و ۸۵۰ سانتیگراد ۲۰
- شکل ۲۰-۲ منحنی سرد شدن آلیاژ A319 در نرخ انجماد ۲/۵ سانتیگراد بر ثانیه ۲۱
- شکل ۲۱-۲ منحنی سرد شدن آلیاژ ۳۸۰ با مقادیر مختلف آهن ۲۱
- شکل ۲۲-۲ نمودار بیشینه طول متوسط فاز بتا و دمای یوتکتیک فاز بتا نسبت به نرخ انجماد ۲۲
- شکل ۲۳-۲ منحنی سرد شدن آلیاژ 319 در دو حالت بهسازی نشده و بهسازی شده با استرانسیم ۲۲
- شکل ۲۴-۲ مدل ماریچ برای آزمایش سیالیت ۲۳
- شکل ۲۵-۲ قالب تعیین سیالیت تسمه ای ۲۳
- شکل ۲۶-۲ نمایی از آزمون سیالیت خلا ۲۴
- شکل ۲۷-۲ احمد یوتکتیک دوتایی در آلیاژ $Al-Si$ ۲۵
- شکل ۲۸-۲ تغییر طول سیالیت با اندازه دانه در دمای بازریزی بزرگ به ۷۰۰ درجه سانتیگراد ۲۶

- شکل ۲-۲۹ تاثیر ناخالصیهای اکسیدی بر سیالیت آلیاژ A356..... ۲۶
- شکل ۲-۳۰ رفتار انجمادی (a) پوسته ای (b) خمیری..... ۲۷
- شکل ۲-۳۱ تصویر شماتیک از تجمع اتمهای محلول در جلوی دندریتهای آلومینیم آلفا..... ۲۸

فصل سوم - روش تحقیق

- شکل ۳-۱ مدل تسمه ای آزمایش سیالیت ارائه شده توسط کمبل..... ۳۰
- شکل ۳-۲ مدل تسمه ای آزمایش سیالیت جهت بررسی تاثیر جوانه زنی بر سیالیت..... ۳۰
- شکل ۳-۳ تصویر شماتیک درجه بالا و پایین قالب سیالیت..... ۳۱
- شکل ۳-۴ قالب چدنی مدل تسمه ای آزمایش سیالیت..... ۳۲
- شکل ۳-۵ حوضچه بارریز و ابعاد آن جهت ریخته گری در قالب فلزی..... ۳۲
- شکل ۳-۶ حوضچه بارریز پیش ساخته از ماسه سیلیسی CO₂ مورد استفاده در این تحقیق..... ۳۳
- شکل ۳-۷ نمایی از قالب تست سیالیت و حوضچه بارریز..... ۳۳
- شکل ۳-۸ تصویر شماتیک از نحوه پرشدن قالب در هنگام بارریزی..... ۳۳

فصل چهارم - نتایج تحقیق

- شکل ۴-۱ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه A1..... ۳۵
- شکل ۴-۲ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه A2..... ۳۵
- شکل ۴-۳ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه A3..... ۳۶
- شکل ۴-۴ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه A4..... ۳۶
- شکل ۴-۵ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه A5..... ۳۶
- شکل ۴-۶ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه A6..... ۳۷
- شکل ۴-۷ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه A7..... ۳۷
- شکل ۴-۸ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه A8..... ۳۷
- شکل ۴-۹ تصویر میکروسکوپ الکترونی از فاز حروف چینی..... ۳۸
- شکل ۴-۱۰ نتیجه EDX از فاز حروف چینی در آلیاژ بهسازی شده با منگنز..... ۳۸
- شکل ۴-۱۱ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه B1..... ۳۹
- شکل ۴-۱۲ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه B2..... ۳۹
- شکل ۴-۱۳ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه B3..... ۴۰
- شکل ۴-۱۴ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه B4..... ۴۰
- شکل ۴-۱۵ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه B5..... ۴۰

شکل ۴-۱۶ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه B6.....	۴۱
شکل ۴-۱۷ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه B7.....	۴۱
شکل ۴-۱۸ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه B8.....	۴۱
شکل ۴-۱۹ تصویر میکروسکوپ الکترونی از فاز حروف چینی در نمونه B4.....	۴۲
شکل ۴-۲۰ نتیجه EDX از فاز حروف چینی در آلیاژ بهسازی شده با کرم.....	۴۲
شکل ۴-۲۱ تصویر میکروسکوپ الکترونی از فاز حروف چینی در آلیاژ بهسازی شده با کرم.....	۴۳
شکل ۴-۲۲ نتیجه EDX از فاز روشن گوشه دار در گوشه سمت چپ تصویر ۴-۱۵.....	۴۳
شکل ۴-۲۳ تصویر میکروسکوپ الکترونی از آلیاژهای بهسازی شده با کروم.....	۴۴
شکل ۴-۲۴ نتایج EDX از فاز سوزنی (فاز تیره) در تصویر میکروسکوپ الکترونی.....	۴۴
شکل ۴-۲۵ نتیجه EDX از فاز روشن اطراف فاز سوزنی.....	۴۴
شکل ۴-۲۶ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه C1.....	۴۵
شکل ۴-۲۷ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه C2.....	۴۵
شکل ۴-۲۸ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه C3.....	۴۶
شکل ۴-۲۹ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه C4.....	۴۶
شکل ۴-۳۰ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه C5.....	۴۶
شکل ۴-۳۱ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه C6.....	۴۷
شکل ۴-۳۲ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه C7.....	۴۷
شکل ۴-۳۳ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه C8.....	۴۷
شکل ۴-۳۴ تصویر میکروسکوپ الکترونی از فاز حروف چینی در آلیاژ بهسازی شده با کبالت.....	۴۸
شکل ۴-۳۵ نتیجه EDS از فاز حروف چینی.....	۴۸
شکل ۴-۳۶ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه D1.....	۴۹
شکل ۴-۳۷ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه D2.....	۴۹
شکل ۴-۳۸ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه D3.....	۵۰
شکل ۴-۳۹ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه D4.....	۵۰
شکل ۴-۴۰ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه D5.....	۵۰
شکل ۴-۴۱ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه D6.....	۵۱
شکل ۴-۴۲ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه D7.....	۵۱
شکل ۴-۴۳ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه D8.....	۵۱
شکل ۴-۴۴ تصویر میکروسکوپ الکترونی از فاز حروف چینی در آلیاژ بهسازی شده با استرانسیم.....	۵۲
شکل ۴-۴۵ نتیجه EDX از فاز حروف چینی.....	۵۲
شکل ۴-۴۶ نمودار تغییر طول سیالیت با ضخامت مقطع ریختگی در شرایط مختلف بهسازی.....	۵۳
شکل ۴-۴۷ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با منگنز در مقطع ریختگی ۱۲ میلیمتر.....	۵۴

- شکل ۴-۴۸ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با منگنز در مقطع ریختگی ۹ میلیمتر..... ۵۴
- شکل ۴-۴۹ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با منگنز در مقطع ریختگی ۷ میلیمتر..... ۵۵
- شکل ۴-۵۰ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با منگنز در مقطع ریختگی ۵ میلیمتر..... ۵۵
- شکل ۴-۵۱ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با کرم در مقطع ریختگی ۱۲ میلیمتر..... ۵۵
- شکل ۴-۵۲ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با کرم در مقطع ریختگی ۹ میلیمتر..... ۵۶
- شکل ۴-۵۳ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با کرم در مقطع ریختگی ۷ میلیمتر..... ۵۶
- شکل ۴-۵۴ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با کرم در مقطع ریختگی ۵ میلیمتر..... ۵۶
- شکل ۴-۵۵ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با کبالت در مقطع ریختگی ۱۲..... ۵۷
- شکل ۴-۵۶ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با کبالت در مقطع ریختگی ۹ میلیمتر..... ۵۷
- شکل ۴-۵۷ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با کبالت در مقطع ریختگی ۷ میلیمتر..... ۵۷
- شکل ۴-۵۸ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با کبالت در مقطع ریختگی ۵ میلیمتر..... ۵۸
- شکل ۴-۵۹ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با استرانسیم در مقطع ۱۲ میلیمتر..... ۵۸
- شکل ۴-۶۰ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با استرانسیم در مقطع ۹ میلیمتر..... ۵۸
- شکل ۴-۶۱ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با استرانسیم در مقطع ۷ میلیمتر..... ۵۹
- شکل ۴-۶۲ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با استرانسیم در مقطع ۵ میلیمتر..... ۵۹
- شکل ۴-۶۳ اثر عامل بهسازی و مقطع ریختگی بر طول متوسط فاز بتا..... ۶۱
- شکل ۴-۶۴ اثر عامل بهسازی و مقطع ریختگی بر ضخامت متوسط فاز بتا..... ۶۱
- شکل ۴-۶۵ اثر عامل بهسازی و مقطع ریختگی بر تعداد ذرات فاز بتا..... ۶۲
- شکل ۴-۶۶ اثر عامل بهسازی و مقطع ریختگی بر طول متوسط فاز بتا..... ۶۳
- شکل ۴-۶۷ اثر عامل بهسازی و مقطع ریختگی بر ضخامت متوسط فاز بتا..... ۶۴
- شکل ۴-۶۸ اثر عامل بهسازی و مقطع ریختگی بر تعداد ذرات فاز بتا..... ۶۴
- شکل ۴-۶۹ تغییرات DAS در فاصله ۲ سانتیمتری..... ۶۵
- شکل ۴-۷۰ تغییرات DAS در فاصله ۴ سانتیمتری..... ۶۶

فهرست جدول ها

شماره صفحه

عنوان

فصل دوم- مروری بر منابع

- جدول ۱-۲ بیشینه حلالیت عناصر آلیازی در آلومینیم جامد..... ۴
- جدول ۲-۲ مشخصات اتمی برخی عناصر بهساز فاز بتا..... ۱۳
- جدول ۳-۲ تاثیر عناصر آلیازی بر DAS در آلیاژ ۳۸۰..... ۲۰
- جدول ۴-۲ تاثیر عناصر آلیازی بر طول سیالیت آلیاژ ۳۸۰..... ۲۵

فصل سوم - روش تحقیق

- جدول ۱-۳ ترکیب شیمیایی آلیاژ A319..... ۲۹
- جدول ۲-۳ ترکیب شیمیایی آلیاژهای منتخب جهت تعیین سیالیت..... ۳۴

فصل چهارم - نتایج تحقیق

- جدول ۱-۴ آلیاژ با نسبتهای مختلف منگنز و آهن و ریزساختار میکروسکوپی آن..... ۳۵
- جدول ۲-۴ آلیاژ با نسبتهای مختلف منگنز و آهن و ریزساختار میکروسکوپی آن..... ۳۹
- جدول ۳-۴ آلیاژ با نسبتهای مختلف کبالت و آهن و ریزساختار میکروسکوپی آن..... ۴۳
- جدول ۴-۴ آلیاژ با نسبتهای مختلف استرانسیم و آهن و ریزساختار میکروسکوپی آن..... ۴۹
- جدول ۵-۴ طول سیالیت نمونه ها در شرایط بهسازی نشده و بهسازی شده بر حسب میلیمتر..... ۵۳
- جدول ۶-۴ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا در آلیاژ ۳۱۹ با ۱٪ وزنی آهن..... ۵۹
- جدول ۷-۴ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا در آلیاژ ۳۱۹ بهسازی شده با منگنز..... ۶۰
- جدول ۸-۴ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا در آلیاژ ۳۱۹ بهسازی شده با کرم..... ۶۰
- جدول ۹-۴ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا در آلیاژ ۳۱۹ بهسازی شده با کبالت..... ۶۰
- جدول ۱۰-۴ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا در آلیاژ ۳۱۹ بهسازی شده با استرانسیم..... ۶۰
- جدول ۱۱-۴ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا در آلیاژ ۳۱۹ بهسازی شده با آهن..... ۶۲
- جدول ۱۲-۴ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا در آلیاژ ۳۱۹ بهسازی شده با منگنز..... ۶۲
- جدول ۱۳-۴ نتایج حاصل از تجزیه و تحلیل تصویری فاز بتا در آلیاژ ۳۱۹ بهسازی شده با کرم..... ۶۳
- جدول ۱۴-۴ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا در آلیاژ ۳۱۹ بهسازی شده با کبالت..... ۶۳
- جدول ۱۵-۴ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا در آلیاژ ۳۱۹ بهسازی شده با استرانسیم..... ۶۳
- جدول ۱۶-۴ تغییرات DAS با عامل بهساز در فاصله ۲ سانتیمتری از انتهای هر تسمه..... ۶۵
- جدول ۱۷-۴ تغییرات DAS با عامل بهساز در فاصله ۴ سانتیمتری از انتهای هر تسمه..... ۶۶

فصل اول

مقدمه

آلومینیم با اختصاص ۲۰٪ از کل محصولات ریختگی دنیا از متداول ترین فلزات ریختگی محسوب می شود. خواص فیزیکی و مکانیکی مناسب نظیر قابلیت ریخته گری خیلی خوب، دمای ذوب نسبتاً پایین، انحلال بسیار کم گازها به جز هیدروژن، سطح تمیز و خوب قطعات تولیدی و از همه مهم تر نسبت استحکام به وزن بالا از مزایای ویژه آلیاژهای ریختگی آلومینیم به شمار می رود. همچنین اغلب آلیاژهای آلومینیم دارای سیالیت خوبی بوده و از نظر دامنه ترکیب شیمیایی به گونه ای است که می توان متناسب با دامنه انجماد آلیاژ، ترکیب شیمیایی مناسب برای کاربردهای خاص را انتخاب نمود. آلیاژهای Al-Si از مهم ترین آلیاژهای ریختگی آلومینیم محسوب می شوند. این امر ناشی از سیالیت بالای این آلیاژ در اثر وجود حجم بالای یوتکتیک Al-Si می باشد. حضور فاز سیلیسیم در آلیاژ سبب کاهش انقباض حین انجماد و ضریب انبساط حرارتی محصول ریختگی می شود.

اگرچه آلیاژهای دوتایی Al-Si به خاطر امکان ایجاد محصول فوق اشباع سیلیسیم در آلومینیم بوسیله سریع سرد کردن از محدوده تک فازی تا حدودی قابل عملیات حرارتی هستند ولی استحکام بخشی بیشتر این آلیاژها با افزودن عناصر آلیاژی دیگر نظیر مس و منیزیم میسر می گردد. آلیاژهای Al-Si-Cu برای بسیاری از کاربردهای مشخص شده جهت آلیاژهای دوتایی Al-Si به ویژه جاهایی که استحکام بالا مدنظر است مورد استفاده قرار می گیرند. به عنوان نمونه آلیاژ A319 برای ریخته گری تحت فشار یا ریخته گری در قالب دائمی سر سیلندر اتومبیل به جای چدن به کار می رود.

آهن از ناخالصیهای مهم در آلیاژهای ریختگی آلومینیم است که به همراه سیلیسیم در سنگ معدن آلومینیم وجود دارد. در ریخته گری تحت فشار، حضور ۰/۹ تا ۱/۵٪ وزنی آهن در مذاب با کاهش حلالیت آهن در آلومینیم مانع از خوردگی سطح داخلی قالبهای فولادی می شود و عمر قالب را افزایش می دهد. این مقدار آهن همچنین سبب تشکیل ترکیب بین فلزی غنی از آهن موسوم به فاز بتا می شود که به دلیل ساختار سوزنی شکل، عامل جوانه زنی و رشد ترک خستگی، افزایش تمرکز تنش در قطعه و کاهش قابلیت تغذیه مذاب می باشد.

به منظور کاهش اثر مخرب فاز بتا بر خواص مکانیکی آلیاژهای ریختگی آلومینیم از عملیات بهسازی برای بهبود کیفی مذاب از طریق تغییر شکل فیزیکی فازها و ترکیبات بین فلزی، استفاده می شود. بهسازی شیمیایی، افزایش فوق گداز، افزایش نرخ انجماد و عملیات حرارتی از روشهای شناخته شده جهت اصلاح ساختار فاز بتا به شمار می روند.

اثر مخرب فاز بتا با تشکیل مورفولوژی حروف چینی فاز آلفا به جای مورفولوژی سوزنی کاهش می یابد. در بهسازی شیمیایی عناصر بهسازی متعددی جهت اصلاح ساختار فاز بتا شناخته شده اند که منگنز، کرم، کبالت، مس، بریلیم، مولیبدن و نیکل از مهم ترین آنها می باشند. مقدار بهینه هر کدام از این عناصر بهسازی با توجه به نوع آلیاژ و مقدار آهن تغییر می کند.

تشکیل ترکیبات بین فلزی پیچیده در صورت استفاده از مقادیر زیاد عنصر بهسازی که اثر مخربی بر خواص مکانیکی آلیاژ بر جای می گذارند، استفاده از بهسازی شیمیایی در آلیاژهای با مقدار آهن زیاد

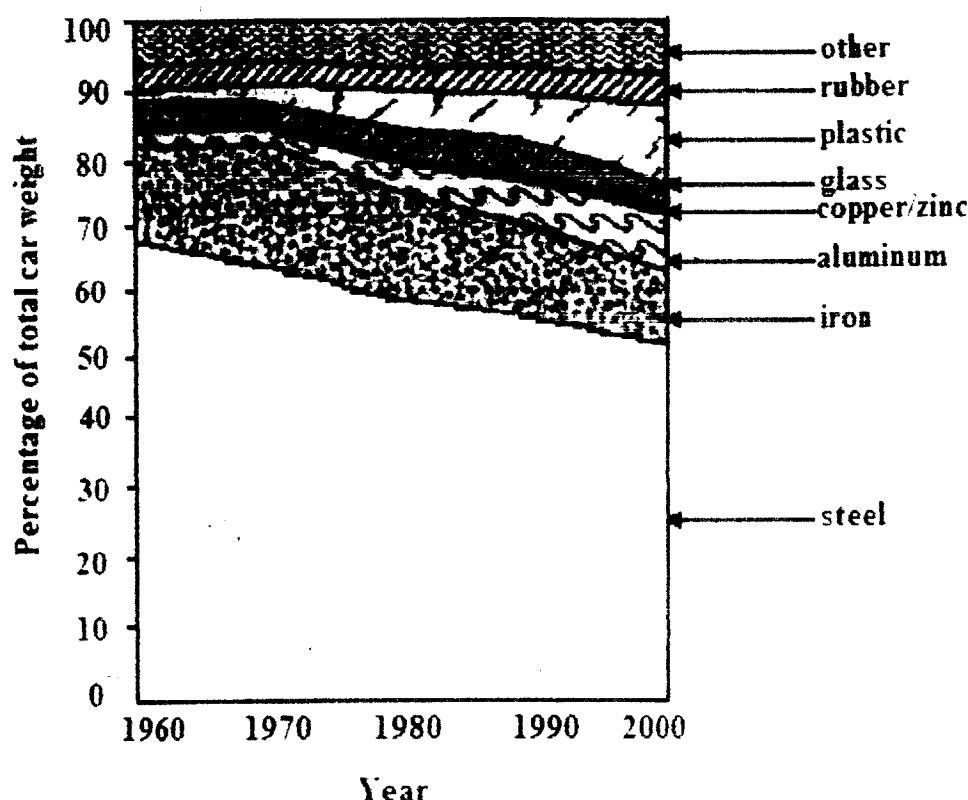
را محدود می نماید. افزایش دمای فوق گداز، افزایش نرخ انجماد و عملیات حرارتی نیز می تواند جهت اصلاح فاز بتا مورد استفاده قرار گیرد.

در تحقیق حاضر، تاثیر نرخ انجماد بر مورفولوژی ترکیبات بین فلزی آلیاژ بهسازی شده A319 مورد مطالعه قرار گرفته است. همچنین تاثیر بهسازی بر طول سیالیت در نرخهای انجماد مختلف بررسی گردید.

فصل دوم

مروری بر منابع

استفاده از آلیاژهای سبک نظیر آلومینیم و منیزیم و مواد پلیمری در ساخت قطعات مختلف خودرو و به منظور کاهش وزن نهایی آن به سازندگان خودرو این امکان را می دهد تا موتور، سیستم انتقال نیرو و باک سوخت کوچکتری طراحی نمایند. تحقیقات نشان داده اند کاهش ۱۰ درصدی وزن خودرو، مصرف سوخت را تا ۶٪ کاهش می دهد. نسبت استحکام به وزن بالا، شکل پذیری خوب، مقاومت به خوردگی مناسب و قابلیت بازیابی مجدد قراضه ها سبب شده است تا آلومینیم انتخاب مناسبی جهت جایگزینی با مواد سنگین تر نظیر فولاد یا چدن در بخشهایی نظیر موتور، جعبه دنده، سیستم انتقال قدرت، سیستم ترمز و چرخ که بیشترین وزن خودرو را دارند، باشد. شکل ۱-۲ تغییرات صورت گرفته در استفاده از مواد مختلف در ساخت قطعات خودرو طی ۴۰ سال گذشته را نشان می دهد [۱].



شکل ۱-۲ مواد مختلف مورد استفاده در ساخت خودرو از سال ۱۹۶۰ تا ۲۰۰۰ [۱].

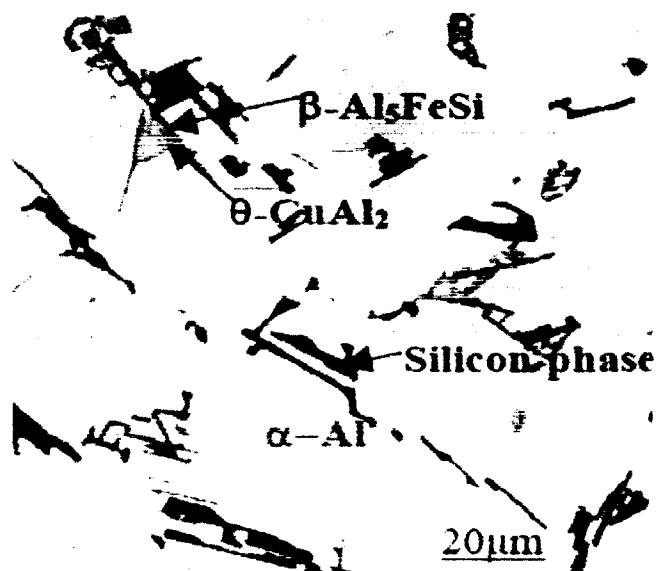
همانطور که در شکل ۱-۲ مشخص است درصد بیشتری از وزن خودروهای امروزی از آلومینیم، پلاستیک و لاستیک تشکیل شده است [۱].

آلیاژهای آلومینیم به دو صورت کار شده و ریختگی مورد استفاده قرار می گیرند. چگالی کم، دمای ذوب نسبتاً پایین، سیالیت بالا و خواص استحکامی مناسب از مشخصات قطعات ریختگی آلومینیم می باشد [۲]. اغلب فلزات با آلومینیم ترکیب آلیاژی تشکیل می دهند، ولی تنها تعداد محدودی از آنها حلالیت کافی در آلومینیم جامد دارند. سیلیسیم، منیزیم و روی با حلالیت قابل توجه و فلزات انتقالی نظیر منگنز، کرم و کبالت با حد حلالیت کمتر از ۱٪ اتمی، از عناصر آلیاژی مهم آلومینیم می باشند [۳]. حد حلالیت برخی عناصر در آلومینیم در جدول ۱-۲ شده است [۴].

جدول ۱-۲ بیشینه حلالیت برخی عناصر در آلومینیم [۴]

عنصر	دما (درجه سانتیگراد)	بیشینه حلالیت (درصد وزنی)
سیلیسیم	۵۷۷	۱/۶۵
مس	۵۴۸	۵/۶۵
منیزیم	۴۵۰	۱۷/۴
آهن	۶۵۵	۰/۰۵
منگنز	۶۵۸	۱/۸۲
کرم	۶۶۱	۰/۷۷
کیالت	۶۵۷	کمتر از ۰/۲

آلیاژ A319 با مشخصات ریخته گری عالی و خواص مکانیکی خوب یکی از آلیاژهای مهم تجاری است که در صنعت خودروسازی کاربرد فراوانی دارد. این آلیاژ قابلیت ریخته گری در قالبهای ماسه ای و فلزی را دارد [۵]. علاوه بر سه عنصر سیلیسیم، مس و منیزیم به عنوان عناصر اصلی تشکیل دهنده آلیاژ، برخی عناصر آلیاژی نظیر روی، آهن، منگنز و نیکل نیز جهت بهبود خواص فیزیکی و مکانیکی در ترکیب شیمیایی آلیاژ حضور دارند. حضور این عناصر سبب تشکیل ترکیبات بین فلزی متعددی در ریزساختار آلیاژ می شوند که تعدادی از آنها در شکل ۲-۲ نشان داده شده اند [۶].



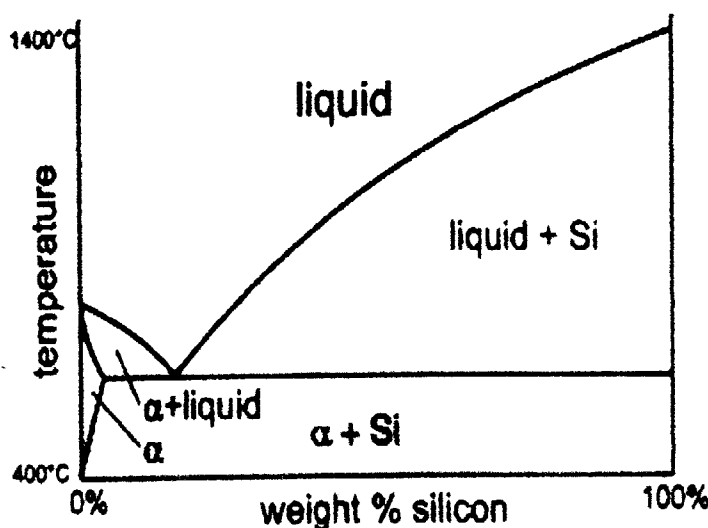
شکل ۲-۲ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار ریختگی آلیاژ A319 [۶]

۱-۲ تاثیر عناصر آلیاژی بر خواص آلیاژ ریختگی A319

۱-۱-۲ سیلیسیم

در بین آلیاژهای مختلف آلومینیم، آلیاژ دوتایی Al-Si بهترین خواص ریخته گری را دارد. سیلیسیم مشخصات ریختگی آلیاژ را با تسهیل انجماد پوسته ای، افزایش سیالیت، کاهش انقباض حین انجماد و مقاومت به ترک گرم بهبود می بخشد [۲]. وزن مخصوص و ضریب انبساط حرارتی آلیاژ نیز در حضور سیلیسیم کاهش می یابد [۳].

آلومینیم در دمای ۵۷۷ درجه سانتیگراد با ۱۲/۷٪ سیلیسیم، ترکیب یوتکتیک تشکیل می دهد. ترکیب هیپویوتکتیک آلیاژ از دندریتهای آلومینیم به عنوان فاز اولیه و آلومینیم و سیلیسیم به عنوان فاز یوتکتیک تشکیل شده است. در ترکیب هیپریوتکتیک فاز اولیه ذرات سیلیسیم می باشند [۷]. فاز یوتکتیک سیلیسیم با ساختار مکعبی و مورفولوژی سوزنی یا ورقه ای ظریف ظاهر می شود. این فاز با سختی بالا، قابلیت ماشینکاری آلیاژ را کاهش می دهد [۸]. شکل ۲-۳ نمودار فازی آلیاژ دوتایی Al-Si را نشان می دهد [۷].



شکل ۲-۳ نمودار تعادلی فازی آلیاژ Al-Si [۷]

در گذشته تصور می شد حضور سیلیسیم در آلیاژ سبب افزایش مقدار مک و تخلخل می شود. تحقیقات عباس^۱ نشان می داد افزایش مقدار سیلیسیم تا ۷٪ مک و تخلخل آلیاژ را افزایش می دهد [۹]. در حالی که ثابت شده است افزایش سیلیسیم از ۴/۵ تا ۹٪، به دلیل کاهش طول منطقه انجماد خمیری، سبب کاهش تخلخلهای ریز می شود [۱۰].

۲-۱-۲ مس

پس از سیلیسیم، مس مهم ترین عنصر آلیاژی در آلومینیم به شمار می رود. حضور مس در آلیاژ دوتایی Al-Si، حد حلالیت سیلیسیم در آلومینیم و همچنین دمای یوتکتیک و ذوب آلیاژ را کاهش می دهد [۱۱]. مس با آلومینیم ترکیب بین فلزی تشکیل می دهد که در خلال انجماد به صورت فاز متراکم با ۴۰٪ مس (Al_2Cu) و فاز یوتکتیکی با ۲۴٪ مس ($Al + Al_2Cu$) رسوب می کند. این ترکیب بین فلزی عامل استحکام بخشی آلیاژ از طریق عملیات رسوب سختی می باشد [۱۲]. حضور مس در آلیاژ، سبب افزایش چگالی و کاهش مقاومت به خوردگی به خصوص خوردگی تنشی می شود. تجمع مس در مذاب بین دندریتهای، انقباض حجمی و فشار گاز هیدروژن در مذاب را افزایش داده و سبب افزایش مقدار مک و تخلخل در آلیاژ می شود [۱۳].

^۱ Abbas, (1986)

۲-۱-۳ منیزیم

منیزیم همانند مس عامل استحکام بخشی آلیاژ می باشد. طی عملیات رسوب سختی، فاز بین فلزی Mg_2Si با ساختار مکعبی از محلول جامد جدا می شود که استحکام و سختی را افزایش و شکل پذیری را کاهش می دهد [۱۴]. در شکل ۲-۴ ریزساختار فاز Mg_2Si نشان داده شده است [۱۵].



شکل ۲-۴ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ ۳۱۹ با ۱/۲٪ منیزیم (۱) دندریتهای آلومینیم آلفا، (۲) Mg_2Si [۱۵].
منیزیم با افزایش حد حلالیت هیدروژن و واکنش با اکسیژن در مذاب، میزان مک و تخلخل آلیاژ را کاهش می دهد [۱۶].

۲-۱-۴ روی

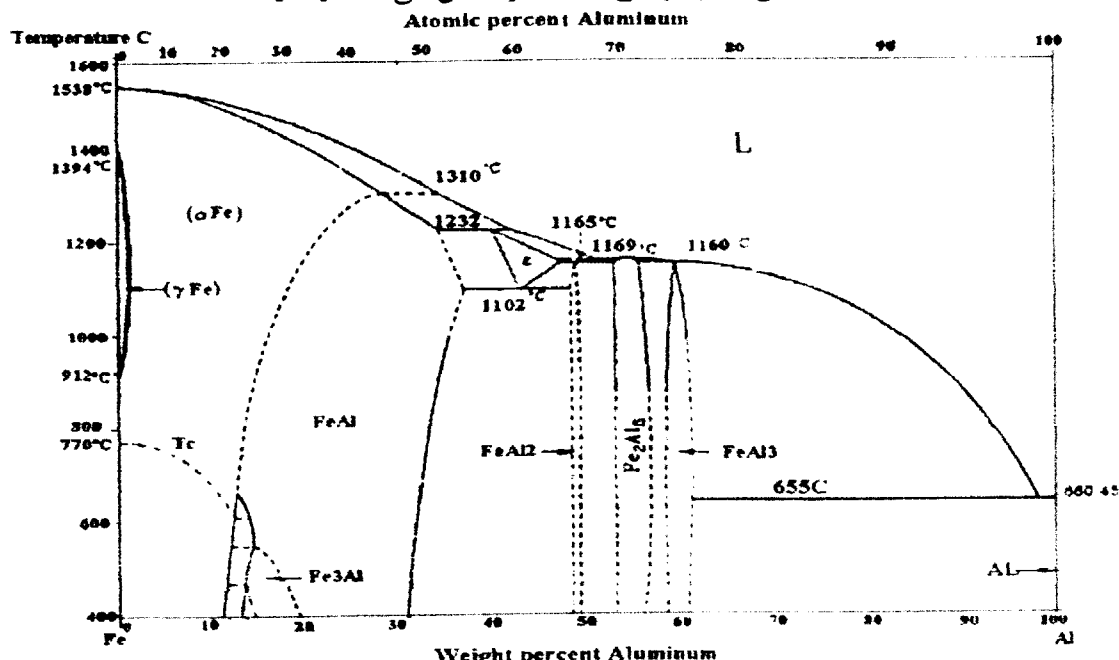
روی به همراه مس و منیزیم، استحکام آلیاژ را از طریق رسوب سختی افزایش می دهد [۲]. همچنین دمای ذوب آلیاژ را کاهش می دهد ولی بر دمای یوتکتیک تاثیر چندانی ندارد [۱۳]. حضور روی در آلیاژ، مقاومت به خوردگی آلیاژ را کاهش داده و تخلخل ناشی از مک گازی و انقباض حجمی مذاب را افزایش می دهد [۱۶].

۲-۲ ترکیبات بین فلزی آهن

آهن از عمده ترین ناخالصیهای آلیاژهای آلومینیم به شمار می رود. این عنصر از ناخالصیهای سنگ معدن آلومینیم (بوکسیت) و یا آلودگی به وسیله فلزات آهنی و اکسیدها در حین انتقال و بازیافت آلیاژ نشأت می گیرد.

آهن با آلومینیم و سیلیسیم یک ترکیب یوتکتیک سه تایی تشکیل می دهد که دارای ۱۲/۵٪ سیلیسیم، ۸۷٪ آلومینیم و ۰/۵٪ آهن می باشد. به ازای آهن بیشتر از ۰/۵٪ سیلیسایدهای Al-Fe با مورفولوژی سوزنی شکل، تشکیل می شوند. تا مقادیر ۰/۸٪ آهن این سیلیسایدهای سوزنی شکل استحکام ریختگی را افزایش می دهند ولی اندکی از انعطاف پذیری آلیاژ می کاهند. به ازای مقادیر آهن بیشتر از ۰/۸٪، استحکام و انعطاف پذیری به سرعت افت می کند [۱۷].

در شکل ۵-۲ نمودار فازی تعادلی آلیاژ دوتایی Al-Fe را نشان می دهد [۱۸].



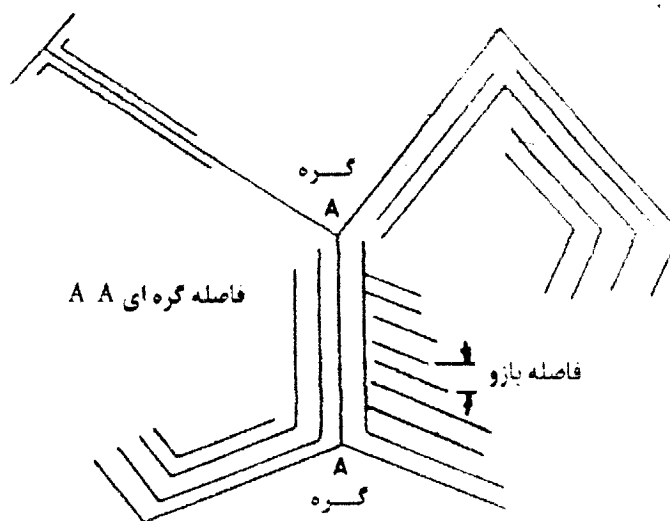
شکل ۵-۲ نمودار فازی تعادلی آلومینیوم - آهن [۱۸].

آلیاژهای ریختگی آلومینیوم به خصوص آلیاژهای ریخته گری تزریقی و آلیاژهای ریخته گری در قالبهای دائمی حاوی عناصری نظیر آهن، منگنز، کرم و سیلیسیم می باشند که در واکنش با آلومینیوم ترکیبات بین فلزی پیچیده ای تشکیل می دهند. این ترکیبات اثر مخربی بر خواص فیزیکی و مکانیکی قطعات ریختگی دارند. آهن با تشکیل ترکیبات بین فلزی متعدد و با مورفولوژی های گوناگون، نقش مهمی در تعیین خواص مکانیکی قطعه نهایی ایفا می کند. حد حلالیت آهن در آلومینیوم جامد در دمای ۶۵۵ سانتیگراد حدود ۰/۰۵٪ می باشد. بدین ترتیب با پس زدن این عنصر به درون مذاب در حین انجماد، غلظت آهن در نواحی بین دندردستی افزایش یافته و در نتیجه ترکیبات بین فلزی آهن همراه با آلومینیوم، سیلیسیم، منگنز و کروم تشکیل می شوند. کسر حجمی این دسته از ترکیبات که در مذاب نامحلول می باشند با افزایش درصد آهن افزایش می یابد [۱۷].

به طور کلی حضور کمتر از ۱/۳٪ آهن در آلیاژ مفید می باشد. زیرا در کاهش جوش خوردگی فلز به قالب دایکاست موثر است. آهن قالب دایکاست به وسیله آلومینیوم مذاب مورد حمله قرار می گیرد و اگر چه قالب به وسیله پوششهای روانکار محافظت می شود ولی مناطقی از قالب که در مقابل ورودی مذاب قرار دارند به دلیل تلاطم و اغتشاش فلز تزریق شده زیر شده و تمایل به چسبیدن به قطعه در آنها افزایش می یابد حضور آهن در آلیاژ این تمایل را کاهش می دهد. همانطور که اشاره شد یوتکتیک سه تایی Al-Si-Fe در حدود ۰/۵٪ آهن رخ می دهد. وجود مقادیر بیشتر از ۰/۵٪ آهن موجب می شود فلز مذاب هنگام تماس با فولاد قالب تمایل به حل کردن فلز قالب در خود را داشته باشد. به همین دلیل اغلب دارندگان سیستم های ریخته گری تحت فشار حضور ۰/۸ تا ۱/۱٪ آهن در

مذاب را مطلوب می دانند. با اینکه حلالیت آهن در آلومینیم مذاب بالا است ولی این فلز در آلومینیم جامد حد حلالیتی کمتر از ۰/۰۵٪ دارد که با کاهش دما و در حضور عناصر آلیاژی دیگر این حلالیت کاهش بیشتری می یابد. آهن می تواند با عناصر آلیاژی حاضر در آلیاژ ترکیبات بین فلزی متعددی تشکیل دهد که به صورت نقاط تمرکز تنش سبب تردی و کاهش خواص استحکامی آلیاژ می شوند. چهار فاز بین فلزی غنی از آهن که در آلیاژهای ریختگی آلومینیم شناسایی شده اند $\delta\text{-Al}_4\text{FeSi}_2$ ، $\alpha\text{-Al}_{15}\text{Fe}_3\text{Si}_2$ ، $\pi\text{-Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ و $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ می باشند که دو فاز آلفا و بتا از اهمیت بیشتری برخوردار هستند. فاز دلتا در آلیاژهای پر سیلیس بیشتر مشاهده می شود در حالی که فاز پی در آن دسته از آلیاژهایی که مقادیر منیزیم بیشتر از ۰/۵٪ دارند دیده شده است.

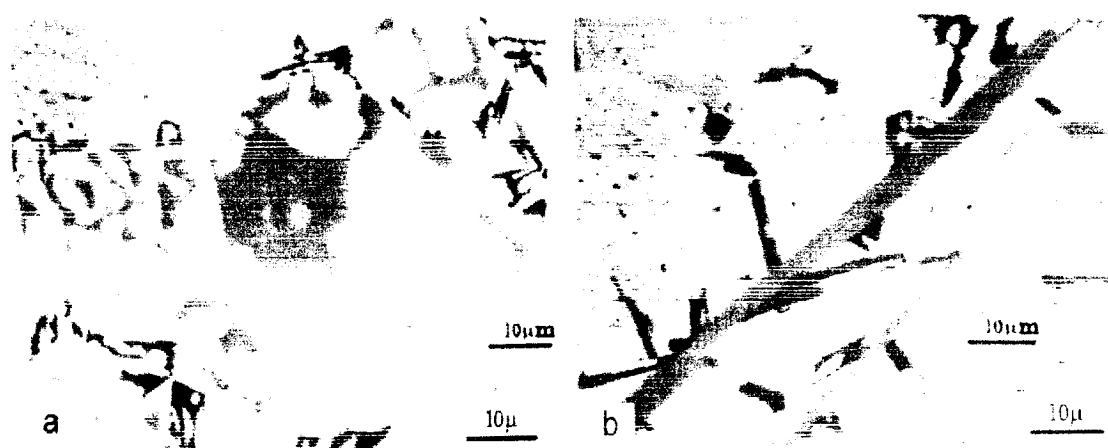
ساختار کریستالی فاز آلفا شش وجهی با ثابت شبکه ای نزدیک به ساختار مکعبی می باشد. این ساختار به فاز آلفا امکان رشد در سه بعد را می دهد. فاز آلفا با سه مورفولوژی حروف چینی^۱، چندوجهی^۲ و ستاره ای^۳ در ریزساختار مشاهده می شود. مورفولوژی حروف چینی فاز آلفا در مقادیر آهن کمتر از ۰/۷٪ تشکیل می شود. مورفولوژی چندوجهی به ازای ۰/۹۳ تا ۱٪ آهن و انجماد فاز آلفا به صورت فاز اولیه تشکیل می شود [۱۹]. افزایش نرخ انجماد، افزودن استرانسیم و یا حضور عناصر انتقالی نظیر منگنز سبب افزایش مقدار فاز آلفا با مورفولوژی دندریتی یا حرف چینی می شود. فاز آلفا با ترکیبات متنوعی معرفی گردیده است ولی آنچه که عمومیت بیشتری دارد به صورت $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ یا به صورت کلی تر $\alpha\text{-AlFeSi}$ می باشد [۲۰]. جهت مطالعه و بررسی کمی فاز حروف چینی در آلیاژها از دو شاخص فاصله گره ای^۴ و فاصله بازویی^۵ که در شکل ۶-۲ مشخص شده است، استفاده می شود.



شکل ۶-۲ تصویر شماتیک فاز حروف چینی [۲۰]

- ^۱ Chinese script
- ^۲ Polyhedral
- ^۳ Star-like
- ^۴ Nodal distance
- ^۵ Arm spacing

رسوبات صفحه ای^۱ شکل شامل آهن بیشتر به عنوان فاز بتا یا فاز مونوکلینیک $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ شناخته می شود. مورفولوژی سوزنی^۲ یا فاز بتا به دلیل ساختار کریستالی مونوکلینیک آن می باشد که تنها امکان رشد در دو بعد را دارد [۲۱]. دو نوع فاز بتای سوزنی در ریزساختار مشاهده می شود که فاز درشت تر مربوط به واکنشهای قبل از یوتکتیک و فاز ظریف تر مربوط به واکنش همزمان یا بعد از یوتکتیک می شود. اختلاف اندازه آنها ناشی از نرخ نفوذ متفاوت اتمهای آهن نسبت به دما می باشد [۱۵]. در شکل ۷-۲ مورفولوژی دو فاز آلفا و بتا در آلیاژ ۳۱۹ نشان داده شده است [۱۹].



شکل ۷-۲ تصویر میکروسکوپ نوری (a) فاز آلفای حروف چینی و چندوجهی و (b) فاز بتای سوزنی در آلیاژ ۳۱۹ [۱۹]. اهمیت فاز بتا به خاطر تاثیر زیاد آن بر تخریب خواص مکانیکی می باشد. مورفولوژی سوزنی شکل، همبستگی ضعیف فاز بتا با زمینه و جوانه زنی مکها بر روی فاز بتا با افزایش تمرکز تنش، خواص مکانیکی آلیاژ را تنزل می دهد [۸]. نتایج حاصل از شکست نگاری^۳، حضور فاز بتا در مقطع شکست را تایید نموده است. شکل ۸-۲ حضور صفحات فاز بتا در مقطع شکست را نشان می دهد [۱۹].



شکل ۸-۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی از حضور فاز بتا در مقطع شکست [۱۹]

- ^۱ Plate-like
- ^۲ Needle-like
- ^۳ Fractography

از آنجایی که کاهش یا حذف آهن در آلیاژ آلومینیم با استفاده از روشهای رایج طی فرایند ذوب و ریخته گری، هزینه های تولید را افزایش می دهند، روشهای اصلاح ساختار ترکیبات بین فلزی غنی از آهن از اهمیت بیشتری برخوردار هستند. بهسازی شیمیایی، افزایش نرخ انجماد و عملیات حرارتی از جمله روشهای مفید جهت خنثی سازی اثر مخرب فاز بتا می باشند.

۳-۲ عملیات بهسازی

بهسازی عملیات کیفی مذاب برای افزایش استحکام و شکل پذیری آلیاژ می باشد. هدف از بهسازی آلیاژهای ریختگی Al-Si، تغییر مورفولوژی سیلیسیم یوتکتیک سوزنی به فیبری و اصلاح ترکیبات بین فلزی غنی از آهن با تغییر مورفولوژی فاز سوزنی به حروف چینی می باشد [۲۲].

بهسازی از طریق سه روش بهسازی شیمیایی، تغییر مشخصات انجمادی و عملیات حرارتی انجام می پذیرد. در بهسازی شیمیایی، عامل بهساز، سبب استحاله فاز خشن به فاز ظریف می شود. تغییر مشخصات انجمادی از طریق افزایش نرخ انجماد یا دمای فوق گداز نیز می تواند ریزساختار را اصلاح نماید. همچنین عملیات حرارتی، با تغییر مورفولوژی فاز، خواص مکانیکی را بهبود می بخشد.

۴-۲ بهسازی شیمیایی

در بهسازی شیمیایی از عامل بهساز که به صورت عنصر آلیاژی به مذاب اضافه می شود، جهت اصلاح ذرات یوتکتیک یا ترکیبات بین فلزی استفاده می شود. عناصر گروه اول و دوم جدول تناوبی بهسازهای مناسبی جهت بهسازی ذرات سیلیسیم یوتکتیک می باشند. برخی فلزات انتقالی نیز جهت بهسازی ترکیبات بین فلزی غنی از آهن کاربرد دارند.

۴-۲-۱ بهسازی شیمیایی سیلیسیم یوتکتیک

اگرچه بیشتر تنوری های ارائه شده ناظر بر اثرات احتمالی عامل بهساز بر جوانه زنی و رشد سیلیسیم یوتکتیک در ضمن انجماد است، مکانیزم بهسازی ساختار، اندازه و شکل فاز سیلیسیم همچنان موضوع مورد بحث محافل تحقیقاتی بوده است. موندولفو^۱ و کلوزلی^۲ از ارائه کنندگان نظریه اصلاح با عنصر بهساز می باشند. تنوری آنها بر اساس ترتیب جوانه زنی در حین انجماد و بررسی شکل فصل مشترک جامد- مذاب در حالت میکرو می باشد. آنها بررسیهای خود را در مورد جوانه زنی فازهای جامد در حین انجماد قطرات کوچک انجام دادند. فرض شده است که آلیاژ Al-Si حاوی شکلهای مختلفی از جوانه زها باشد که بعضی از آنها ناشناخته و برخی دیگر مانند جوانه های AIP در صورت حضور فسفر و یا AlNaSi در صورت بهسازی با سدیم شناخته شده اند. در چنین شرایطی همواره جوانه زنی نیازمند مقداری مادون تبرید است که سبب می شود فازهای آلومینیم و سیلیسیم در دماهای کمتر از خطوط مایع تعادلی جوانه زنی کنند. بایستی در نظر داشت که تنها جوانه زنی در تعین ریزساختار آلیاژ کافی نمی باشد بلکه بایستی چگونگی رشد را نیز در نظر گرفت. به همین دلیل شکل فصل مشترک مذاب - جامد در حالت بهسازی شده و نشده مورد بررسی قرار گرفت. بررسی ها

^۱ Mondolfo
^۲ Closely

نشان داد که در حالت بهسازی نشده سیلیسیم در فصل مشترک جلوتر از آلومینیم حرکت می نماید به بیان دیگر عامل تشکیل آلومینیم می باشد. در نتیجه صفحات بزرگ و پیوسته ای را ایجاد می کند. با افزودن عامل بهساز فصل مشترک به گونه ای تغییر می کند که آلومینیم در فصل مشترک مذاب جامد جلوتر از ذرات سیلیسیم حرکت نموده و آن را در بر می گیرد به گونه ای که مرتباً به جوانه زنی متناوب سیلیسیم نیاز می باشد. این امر سبب تشکیل ترکیبات یوتکتیک گلوبولی ریزی می شود که در مادون تبریدهای بالاتر منجمد می شوند. عامل بهساز با کاهش کشش سطحی مذاب آلومینیم، انرژی سطحی آلومینیم را کاهش داده و در نتیجه سبب پوشانیده شدن سیلیسیم توسط آلومینیم می شود. تئوری دیگر مربوط به کاهش دمای یوتکتیک توسط عامل بهساز می باشد که سبب تشکیل ساختار ظریف تر به دلیل سرعت جوانه زنی در شرایط فوق تبریدی می شود. افت دمای یوتکتیک دال بر آن است که عنصر بهساز موجب کاهش قابلیت ایجاد محلهای جوانه زنی برای فازهای یوتکتیک به ویژه سیلیسیم می گردد. نظریه دیگر در مورد نقش عنصر بهساز بیانگر این مطلب است که عامل بهساز سبب محدود شدن رشد ذرات سیلیسیم می شود [۲۳]. تئوری دیگر ناظر بر دوقلویی شدن صفحات سیلیسیم می باشد. افزایش چگالی صفحات دوقلویی در آلیاژ بهسازی شده سبب ایجاد جهات متعدد رشد شده و در نهایت منجر به تشکیل سیلیسیم با مورفولوژی مطلوب می شود [۲۴].

عناصر بهساز سیلیسیم شامل عناصر قلیایی، قلیایی خاکی و قلیایی نادر خاکی می باشد که شعاع اتمی بزرگی در مقایسه با سیلیسیم دارند. از نظر هندسی نسبت شعاع اتمی بهینه عنصر بهساز به سیلیسیم ۱/۶۴۶ می باشد. تیلور^۱ عناصر بهساز سیلیسیم را به دو گروه اصلی تقسیم نموده است. گروه اول شامل عناصر قلیایی خاکی و فلزات نادر نظیر سدیم، لیتیم، پتاسیم، سزیم، باریم، برلیوم، لانتانیم، سریوم، منیزیم، کلسیم و استرانسیم می باشند [۲۵]. این عناصر نقطه ذوب نزدیک به آلومینیم دارند ولی فشار بخار آنها نسبتاً کم است. در نتیجه به راحتی درون مذاب حل می شوند. فلزات قلیایی خاکی به دلیل مقدار فشار بخار کمتر، ماندگاری طولانی تری در مذاب دارند.

۲-۱-۴-۲ سدیم

اولین بار استفاده از سدیم به عنوان عامل بهساز در سال ۱۹۲۱ توسط پاکز^۲ انجام گرفت. سدیم یکی از بهترین عناصر بهساز سیلیسیم می باشد که سرعت عمل بالایی داشته و سبب فیبری شدن سیلیسیم می شود. اما زمان دوام و طول عمر آن کم می باشد و خاصیت اصلاح کنندگی خود را به سرعت از دست می دهد. راندمان پایین ناشی از اکسیداسیون و شناور شدن، واکنش پذیری بالا، تولید گاز هیدروژن در حمام مذاب و تخلخل زیاد از معایب بهسازی با سدیم می باشد. معمولاً ۲۰ تا ۱۵۰ ppm سدیم برای بهسازی مورد استفاده قرار می گیرد.

۲-۱-۴-۲ کلسیم

کلسیم با اصلاح ترکیب بین فلزی، افزایش نرخ بهسازی سیلیسیم یوتکتیک، افزایش تعداد ذرات و

^۱ Taylor, (1995)

^۲ Pacz

کاهش اندازه ذرات سیلیسیم نقش موثری در بهسازی آلیاژهای Al-Si دارد. استفاده از کلسیم به همراه عناصر بهسازی دیگر سبب کاهش میزان تخلخل و افزایش زمان میرایی آن می شود [۲۶].

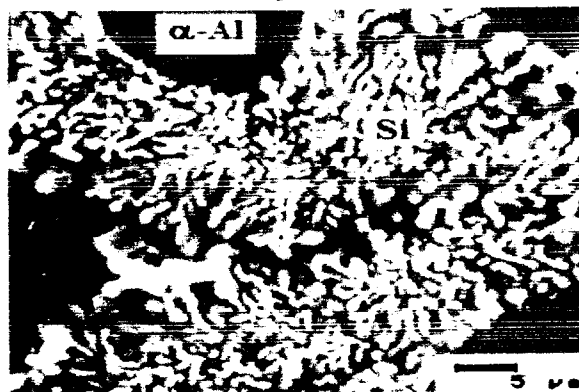
۲-۴-۱-۳ باریم

باریم نه تنها سبب بهسازی سیلیسیم یوتکتیک می شود بلکه سبب ریز شدن آلومینیم اولیه نیز می گردد. اگر زمان نگهداری مذاب طولانی باشد باریم نسبت به سدیم بهسازی بهتری است. باریم از نظر دمای ذوب، شعاع اتمی و انرژی آزاد تشکیل اکسید با استرانسیم قابل مقایسه است. ولی فشار بخار خیلی کمتری دارد [۲۷].

۲-۴-۱-۴ استرانسیم

استرانسیم تاثیری مشابه سدیم بر ساختار یوتکتیک آلیاژهای Al-Si دارد. با این حال زمان میرایی طولانی تری دارد به گونه ای که می توان شمشهائی تهیه نمود که قبلاً بهسازی شده و مجدداً ذوب و ریخته گری شده اند. اتلاف کم، حداقل جذب رطوبت در مذاب و بازده بیش از ۹۰٪ سبب می شود تا استرانسیم یکی از مناسب ترین بهسازیها به شمار رود [۲۸].

با افزودن آمیزان Al-Sr به مذاب، ترکیب بین فلزی Al_4Sr داخل مذاب حل و ترکیب Al_2Si_2Sr تشکیل می شود. از این ترکیب، استرانسیم به صورت فاز محلول وارد مذاب شده و با قرار گرفتن در فصل مشترک رشد ذرات سیلیسیم مانع از تشکیل سیلیسیم سوزنی می شود [۲۹]. در شکل ۲-۹ مورفولوژی سیلیسیم بهسازی شده با استرانسیم نشان داده شده است [۳۰].



شکل ۲-۹ تصویر میکروسکوپ الکترونی از سیلیسیم یوتکتیک بهسازی شده با استرانسیم [۳۰].

گروه دوم عناصری نظیر آنتیموان، قلع، آرسنیک، کادمیم و بیسموت هستند که از تشکیل ساختار یوتکتیک لایه ای جلوگیری می کنند. این امکان وجود دارد که با افزودن آنتیموان ترکیبات AlSb تشکیل شده و مکانهایی برای جوانه زنی ذرات سیلیسیم فراهم آید. طول عمر آنتیموان برای اصلاح آلیاژ دائمی است و میزان جذب گاز و تشکیل حفره هم کمتر از استرانسیم می باشد. اما از آنجایی که آنتیموان ماده ای سمی است کمتر در صنعت ریخته گری مورد استفاده قرار می گیرد. مطرزان آنتیموانی که به آلیاژهای Al-Si اضافه می شود بین ۰/۱ تا ۰/۱۶ درصد می باشد [۲۸].

با توجه به مطالب ارائه شده در مورد این دو گروه از عناصر بهساز مشخص شده است که ظرفیت بهسازی این عناصر به میزان کاهش تنش سطحی مذاب در اثر افزودن بهساز مرتبط است [۲۷].

۲-۴-۲ بهسازی شیمیایی فاز بتا

در بهسازی شیمیایی ترکیبات بین فلزی، عامل بهساز با کاهش دمای رسوب فاز بتا و اشغال موقعیت اتمهای آهن در شبکه کریستالی سبب اصلاح مورفولوژی سوزنی فاز بتا و تشکیل فاز آلفا می شود. تغییر شکل فاز سوزنی به حروف چینی و چند ضلعی بر اساس تئوری گیبس - ولف^۱ و تغییرات انرژی سطحی با صفحات کریستالوگرافی در کریستال توجیه می شود [۳۱].

عناصر بهساز مختلفی جهت اصلاح ترکیبات بین فلزی آهن شناسایی و مورد استفاده قرار گرفته اند که در میان آنها منگنز، کرم و کبالت کاربرد بیشتری یافته اند. شباهت کریستالی و نزدیک بودن شعاع اتمی عناصر بهساز با آهن سبب می شود که در خلال عملیات بهسازی شیمیایی اشغال موقعیت اتمی عنصر آهن با این عناصر به سهولت انجام پذیرد و مانع از تشکیل فاز بتا شود. جدول ۲-۲ عدد اتمی، شبکه کریستالی و شعاع اتمی برخی فلزات بهساز فاز بتا ذکر شده است [۳۲].

جدول ۲-۲ مشخصات اتمی برخی عناصر بهساز فاز بتا [۳۲]

فلزات انتقالی	عدد اتمی	شبکه کریستالی	شعاع اتمی (Å)
تیتانیوم	۲۲	HCP	۱/۴۷
وانادیم	۲۳	BCC	۱/۳۴
کرم	۲۴	BCC	۱/۲۷
منگنز	۲۵	SC	۱/۲۶
آهن	۲۶	BCC	۱/۲۶
کبالت	۲۷	HCP	۱/۲۵
نیکل	۲۸	FCC	۱/۲۴

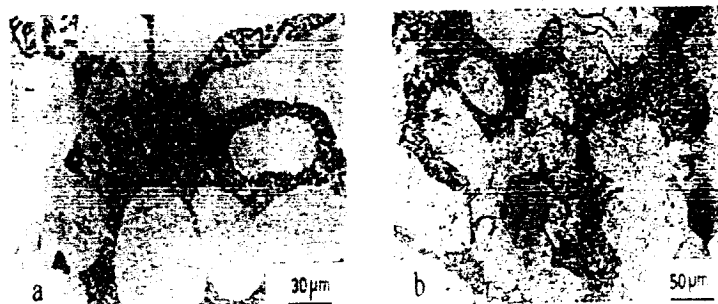
اطلاعات مندرج در جدول ۲-۲ نشان می دهد در بین عناصر حاضر منگنز، کرم و کبالت با شعاع اتمی و شبکه کریستالی نزدیک به آهن بهساز مناسبی جهت اصلاح فاز بتا می باشند. با این حال شبکه کریستالی شش وجهی متراکم کبالت سبب می شود تا این عنصر نسبت به منگنز و کرم خواص بهسازی ضعیف تری داشته باشد [۳۲]. در ادامه به بررسی برخی از عناصر بهساز فاز بتا پرداخته می شود.

۲-۴-۲-۱ بریلیم

افزودن بریلیم فاز بتای سوزنی را به حروف چینی و چندوجهی تبدیل می کند. در مقادیر آهن کمتر از ۰.۰۶٪ و بریلیم کمتر از ۰.۱۸٪ ترکیبات بین فلزی آهن مورفولوژی حروف چینی دارند.

^۱ Gibbs-Wulff

مورفولوژی چند وجهی به ازای آهن بیشتر از ۰/۷٪ و بریلیم بیشتر از ۰/۲ تا ۰/۳ درصد تشکیل می شود. شکل ۲-۱۰ ریزساختار آلیاژهای بهسازی شده با بریلیم را نشان می دهد [۳۳]. در آلیاژهای آلومینیم حاوی شش تا ۱۰ درصد سیلیسیم حضور بریلیم به اندازه ۰/۵ تا ۰/۵ درصد می تواند سبب تشکیل فازهای کروی با آهن زیاد گردد. در آلیاژهای Al-Si-Mg و Al-Si-Mg-Zn حضور ۰/۱ تا ۰/۲ درصد می تواند اثر آهن را خنثی نماید [۱۹].



شکل ۲-۱۰ ریزساختار آلیاژهای شامل بریلیم در قالب ماسه ای (a) ۰/۳۳ درصد آهن و ۰/۱۱ درصد بریلیم، (b) یک درصد آهن و ۰/۲۶ درصد بریلیم [۳۳].

۲-۲-۴-۲ لیتیم

لیتیم مورفولوژی فاز بتا Al_3FeSi را از شکل متقاطع درشت و صفحه ای شاخه شاخه به شکل ظریف و مستقل از هم، بهینه می کند. افزودن لیتیم سبب افزایش دمای لیکوئیدوس آلیاژ و کاهش دمای یوتکتیک و دمای تشکیل فاز بتا می شود. در نتیجه در آلیاژهای بهسازی شده با لیتیم واکنش یوتکتیک و تشکیل فاز بتا در مقادیر فوق تبرید بالاتری رخ می دهد [۳۴].

۲-۲-۴-۳ منیزیم

حضور منیزیم در آلیاژهای ریختگی آلومینیم خواص مکانیکی آلیاژ را از طریق رسوب فاز Mg_2Si ، بهسازی ذرات سیلیسیم یوتکتیک و اصلاح فاز بتا بهبود می بخشد. بهسازی با کاهش دمای یوتکتیک سیلیسیم و جایگزین شدن اتمهای منیزیم به جای آهن و تشکیل فاز بین فلزی با مورفولوژی مناسب صورت می گیرد [۳۵]. در آلیاژ دوتایی Al-Si با ۰/۷٪ منیزیم، فاز بتا به فاز $Al_9Mg_3FeSi_5$ با مورفولوژی حروف چینی تبدیل می شود [۳۶]. استحاله فاز بتای سوزنی به فاز حروف چینی در آلیاژ ۳۱۹ و در حضور ۰/۵٪ منیزیم ترکیب بین فلزی $Al_8Mg_3FeSi_6$ را تشکیل می دهد که در شکل ۲-۱۱ نشان داده شده است [۱۵].



شکل ۲-۱۱ استحاله فاز بتای سوزنی به فاز $Al_8Mg_3FeSi_6$ در آلیاژ ۳۱۹ با ۰/۶٪ آهن و ۰/۵۳٪ منیزیم [۱۵].

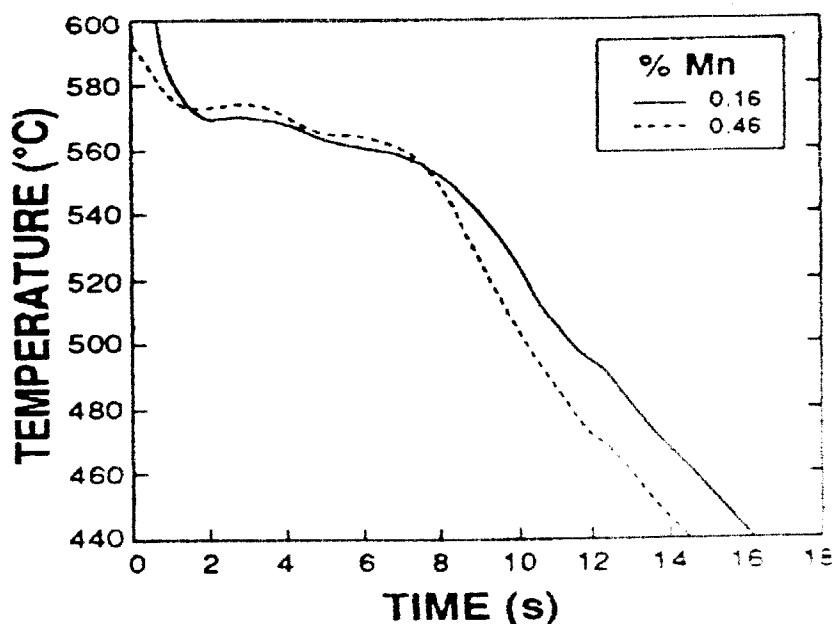
۴-۲-۴-۲ منگنز

حضور منگنز در آن دسته از آلیاژهای آلومینیم که به علت ریخته گری در قالب های فولادی درصدهای بالای آهن دارند، قطعی است. نقش منگنز، بهسازی فاز بتا و کاهش حلالیت سیلیسیم در آلومینیم می باشد [۲۵]. بهسازی از طریق قرار گرفتن اتمهای منگنز در موقعیت شبکه ای اتمهای آلومینیم، آهن و سیلیسیم در ساختار کریستالی فاز بتا انجام می گیرد [۲۷]. شکل ۲-۱۲ مورفولوژی حروف چینی و چندوجهی فاز آلفا در آلیاژ بهسازی شده با منگنز را نشان می دهد [۱۹].



شکل ۲-۱۲ تصویر میکروسکوپ نوری از مورفولوژی حروف چینی و چند وجهی در آلیاژ ۳۱۹ [۱۹]

منگنز مشخصات انجمادی آلیاژ را با افزایش دمای یوتکتیک سیلیسیم و کاهش دمای تشکیل فاز بتا تغییر می دهد. این تغییرات در شکل ۲-۱۳ نشان داده شده است [۱۳].



شکل ۲-۱۳ منحنی سرد شدن آلیاژ ۳۸۰ با مقادیر مختلف منگنز در نرخ انجماد ۱۰ درجه سانتیگراد بر ثانیه [۱۳]

با توجه به ترکیب شیمیایی آلیاژ و مقدار آهن، مقادیر مختلف منگنز جهت خنثی سازی فاز بتا استفاده می شود. در آلیاژ Al-13Si که تا ۱/۵٪ آهن دارد، ۰/۵٪ منگنز و برای ۱/۹٪ آهن ۱/۵٪ منگنز جهت بهسازی فاز بتا نیاز است. در آلیاژ Al-8Si-3Cu به ۰/۶٪ منگنز جهت بهسازی ۱٪ آهن نیاز است. در آلیاژ ۳۱۹ با ۱٪ آهن، حداقل ۰/۵٪ منگنز جهت بهسازی لازم است [۲۰]. با این حال مقادیر بالای منگنز در آلیاژ با تشکیل ترکیبات بین فلزی پیچیده با نقطه ذوب بالا^۱ که در کف بوتله رسوب می کند می تواند افت شدید خواص مکانیکی را به همراه داشته باشد [۳۸].

۲-۴-۲-۵ کرم

کرم در مقادیر کمتر از ۰/۳۵٪ جهت بهبود خواص خوردگی، افزایش قابلیت عملیات حرارت پذیری و کاهش اندازه دانه در آلیاژهای آلومینیم به کار می رود [۳۹]. اثر کرم در بهسازی فاز بتای سوزنی و تبدیل آن به فاز حروف چینی یا ستاره ای مشابه منگنز می باشد. کرم در کنار آهن شبکه کریستالی پیچیده $Al_3(Fe_x, Cr_{1-x})Si$ تشکیل می دهد که در میان دندریتهای آلومینیم آلفا رسوب می کند. در شکل ۲-۱۴ آلیاژ بهسازی شده با کرم نشان داده شده است [۳۱].



شکل ۲-۱۴ تصویر میکروسکوپ نوری از مورفولوژی حروف چینی و چندوجهی در آلیاژ Al-9.1Si-0.22Mg [۳۱]. مقدار کرم مورد نیاز برای بهسازی فاز بتا بسته به نوع آلیاژ و حضور عناصر آلیاژی مختلف تغییر می کند. در آلیاژ Al-13Si با آهن بیش از ۱٪، ۰/۲ تا ۰/۶٪ کرم و در آلیاژ Al-5Si-1.5Cu-0.5Mg به ازای ۰/۷۵٪ آهن، ۰/۴٪ کرم نیاز است [۱۹].

۲-۴-۲-۶ کبالت

کبالت یکی از فلزات انتقالی جدول تناوبی محسوب می شود که برای بهسازی ترکیبات بین فلزی غنی از آهن به برخی از آلیاژهای Al-Si اضافه می شود و استحکام و انعطاف پذیری آلیاژ را بهبود می بخشد [۳۹]. بهسازی فاز بتا از طریق قرار گرفتن اتمهای کبالت در موقعیت شبکه ای اتم های

^۱ $Al_2Cu_2Mn_3$, Al_6Mn_3Ni , $Al_{12}MnCr$, $Al_3Si_2(FeMn)_3$

آهن، صورت می پذیرد. ترکیبات بین فلزی شامل کبالت و آهن با مورفولوژی حروف چینی در میان دندریتهای آلومینیم آلفا تشکیل می شوند [۶]. شکل ۲-۱۵ مورفولوژی فاز حروف چینی شامل آهن و کبالت در آلیاژ بهسازی شده با کبالت را نشان می دهد [۳۱].

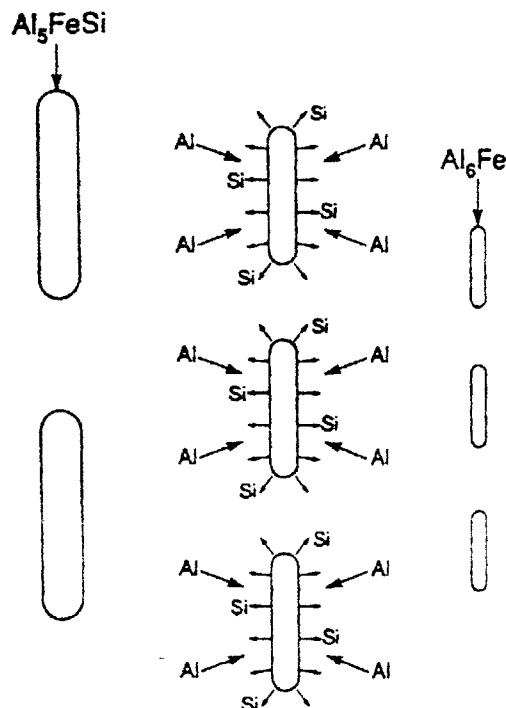


شکل ۲-۱۵ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار آلیاژ $Al-9.1Si-0.22Mg$ با $0.3\% Fe$ و $0.93\% Co$ کبالت [۳۱]. با اینکه کبالت اثر مشابه منگنز در اصلاح ساختار فاز بتا دارد ولی به دلیل خواص بهسازی ضعیف ناشی از تفاوت ساختار کریستالی آن با آهن که در بخش ۴-۲-۴ به آن اشاره شد، به غلظتهای بالای آن جهت بهسازی نیاز است که می تواند سبب تشکیل لجن در کف بوت، کاهش سیالیت و افزایش حفره انقباضی شود. معمولاً نسبت کبالت به آهن جهت بهسازی کامل فاز بتا برابر با یک انتخاب می شود [۴۰].

۲-۲-۴-۲ استرانسیم

استرانسیم با تغییر اندازه و مورفولوژی سیلیسیم یوتکتیک، اصلاح ساختار سوزنی فاز بتا و جدایش $CuAl_2$ بین فلزی در مناطق دور از سیلیسیم یوتکتیک خواص مکانیکی آلیاژ را بهبود می بخشد. افزودن استرانسیم به آلیاژهای نزدیک یوتکتیک سبب رشد ستونی دندریتها و در نتیجه دانه های ستونی ظریف و افزایش مقدار فاز آلفای دندریتی می شود [۴۱].

استرانسیم به دو طریق سبب اصلاح فاز بتا می شود. استرانسیم به عنوان عنصر فعال سطحی در فصل مشترک صفحات در حال رشد جذب و مانع از رشد سوزنی فاز بتا می شود [۳۷]. همچنین استرانسیم سبب حل شدن فاز بتا از طریق خارج شدن سیلیسیم و آهن از دو انتهای فاز سوزنی و تبدیل آن به Al_3Fe و ذرات سیلیسیم می شود. طبق این نظریه هر چه فاز بتا کوچکتر باشد، نرخ حل شدن آن بیشتر خواهد بود شکل ۲-۱۶ چگونگی حل شدن فاز بتا در حضور استرانسیم را نشان می دهد [۴۲]. با افزایش غلظت آهن در آلیاژ به مقادیر بیشتری استرانسیم جهت اصلاح فاز بتا و سیلیسیم یوتکتیک نیاز می باشد زیرا قسمت عمده استرانسیم صرف اصلاح فاز بتا می شود [۴۳].



شکل ۲-۱۶ چگونگی حل شدن فاز بتا در آلیاژ بهسازی شده با استرانسیم [۴۲]

۸-۲-۴-۲ مولیدن، نیکل و گوگرد:

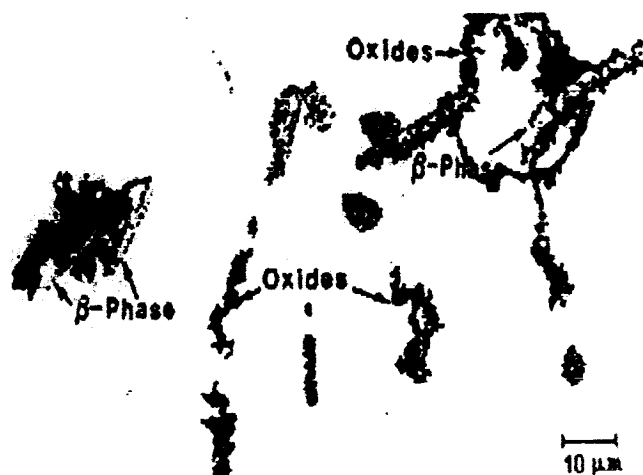
مولیدن، نیکل و گوگرد هم به عنوان بهساز ترکیبات بین فلزی آهن شناخته شده اند با این حال تاثیر مولیدن در خنثی سازی اثر آهن نسبت به دو عنصر دیگر بسیار بیشتر است [۱۹].

۵-۲ بهسازی حرارتی

با اینکه بهسازی شیمیایی یکی از روشهای معمول جهت اصلاح ساختار فاز بتا و سیلیسیم یوتکتیک می باشد ولی برخی مشکلات، استفاده از این روش را محدود می سازد. واکنش عنصر بهساز با عناصر آلیاژی موجود در مذاب علاوه بر کاهش مقدار بهساز مورد نیاز جهت بهسازی، سبب تشکیل ترکیبات بین فلزی پیچیده ای می شود که به صورت لجن در ته بوته رسوب نموده و تاثیر مخربی بر خواص مکانیکی و فیزیکی آلیاژ می گذارد. به عنوان مثال در آلیاژهای فسفر دار، واکنش استرانسیم با فسفر خواص بهسازی استرانسیم را خنثی می کند [۴۴]. همچنین حضور بیش از ۱٪ منیزیم در آلیاژهای ۳۵۶ و ۳۵۷ سبب خنثی شدن اثر استرانسیم می شود [۴۵]. مقدار کافی منگنز، کرم و آهن نیز می تواند ترکیب بین فلزی $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Cr})_3\text{Si}_2$ تشکیل دهد که به دلیل چگالی بالا در مذاب رسوب می کند [۳۷].

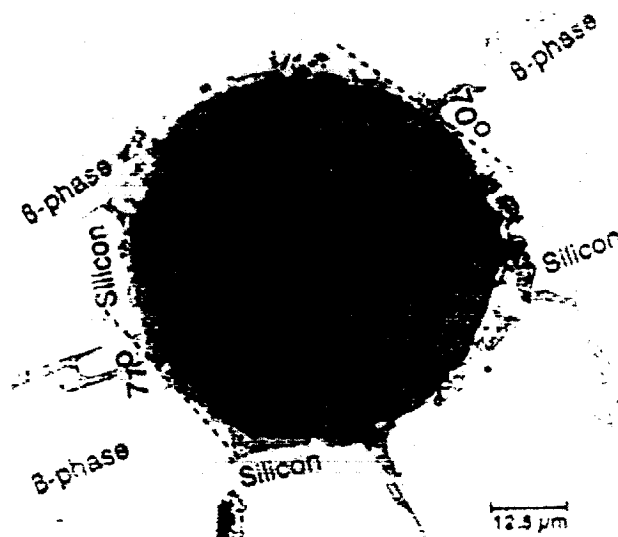
۲-۵-۱ دمای فوق گذار

در خلال فرایند ذوب و ریخته گری بر روی سطح مذاب لایه اکسید آلومینای گاما تشکیل می شود که مکان مناسبی جهت جوانه زنی فاز بتا به شمار می رود. شکل ۲-۱۷ جوانه زنی فاز بتا بر روی این ذرات اکسیدی نشان می دهد [۲۷].



شکل ۲-۱۷ جوانه زنی فاز بتای سوزنی بر فیلم اکسیدی [۲۷]

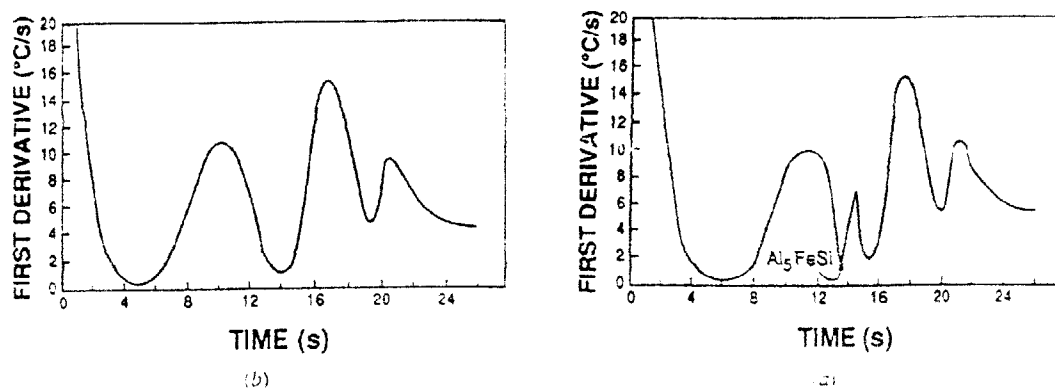
جوانه زنی فاز بتا بر روی ذرات اکسیدی با زاویه ۷۰ درجه نسبت به خط مماس صورت می گیرد که این موضوع در شکل ۲-۱۸ نشان داده شده است [۳۵].



شکل ۲-۱۸ جوانه زنی فاز بتا روی اکسید آلومینای گاما در زاویه ۷۰ درجه [۳۵]

اکسید آلومینای گاما در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد به اکسید آلومینای آلفا تبدیل می شود که حضور عناصر آلیاژی می تواند این دما را تغییر دهد. در آلیاژ A319 این استتاله در دمای ۸۵۰ سانتیگراد صورت می گیرد. مقادیر آهن بالا نیز با پایدار نمودن فاز گاما، دمای استتاله را افزایش می دهند. فوق گذار ۸۵۰ تا ۹۰۰ سانتیگراد سبب استتاله اکسید گاما به آلفا می شود. اکسید آلومینای آلفا برخلاف اکسید آلومینای گاما، مکان مناسبی جهت جوانه زنی و رشد فاز بتا به شمار

نمی رود. با حذف مکانهای جوانه زنی فاز بتا، نیروی محرکه لازم جهت جوانه زنی از طریق کاهش دمای تشکیل فاز بتا فراهم می شود. در نتیجه پتانسیل جوانه زنی فاز بتا کاهش می یابد [۲۰]. در شکل ۱۹-۲ حذف پیک فاز بتا در منحنی سرد شدن آلیاژ ۳۱۹ و در دمای فوق گذاز ۸۵۰ سانتیگرادی نشان داده شده است [۳۵].



شکل ۱۹-۲ مشتق اول از منحنی سرد شدن آلیاژ ۳۱۹ در فوق گذاز (a) و ۷۵۰ (b) سانتیگرادی در نرخ انجماد ۱۰ سانتیگراد بر ثانیه [۳۵].

با وجود تاثیر فوق گذاز در کاهش مقدار فاز بتا و تشکیل فاز آلفا، مسایلی نظیر افزایش میزان گاز هیدروژن و ناخالصیهای اکسیدی در مذاب از مشکلات افزایش فوق گذاز مذاب می باشد [۱۹].

۲-۵-۲ نرخ انجماد

دو عامل مهم در کنترل مورفولوژی و ماهیت ترکیبات بین فلزی در آلیاژهای ریختگی، نرخ انجماد و ترکیب شیمیایی آلیاژ می باشد. نوع فرایند ریخته گری، جنس قالب و شرایط بارریزی، نرخ انجماد را مشخص می کنند [۲۲].

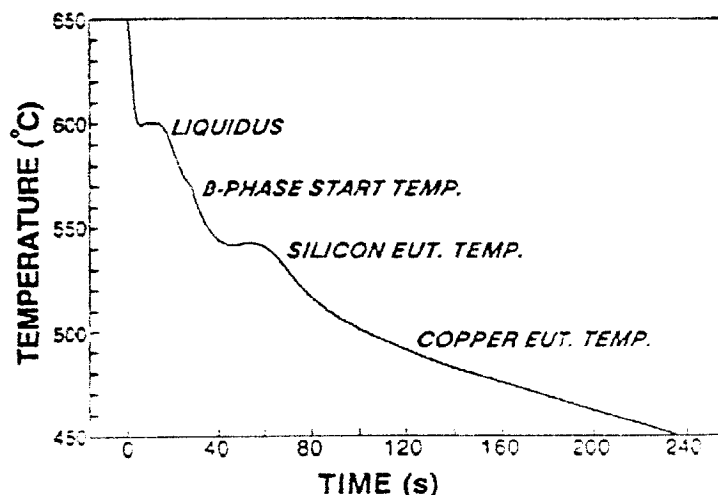
فاصله بین بازوهای دندریتی اولیه^۱ و ثانویه^۲ که به صورت فاصله خطی بین بازوهای دندریت آلومینیم تعریف می شود توسط نرخ انجماد کنترل می شوند [۴۶]. این فاصله به ترکیب شیمیایی، سرعت سرد شدن، زمان انجماد و شیب دمایی آلیاژ بستگی دارد [۲۵]. افزایش سرعت سرد شدن و کاهش زمان انجماد، سبب کاهش DAS می شود. عناصر آلیاژی DAS آلیاژ را کاهش می دهند. جدول ۳-۲ تاثیر عناصر آلیاژی بر فاصله بازوهای دندریتی را نشان می دهد [۳۷].

جدول ۳-۲ تاثیر عناصر آلیاژی بر DAS در آلیاژ ۳۸۰ [۳۷]

ترکیب آلیاژ	DAS (μm)	
	0.4 °C/s	10.0 °C/s
آلیاژ پایه	۶۶/۹	۱۹/۵
۰.۰۵ منیزیم	۴۰/۰	۱۵/۹
۰.۰۴۶ منگنز	۵۶/۳	۱۸/۷
۰.۱۷ آهن	۵۰/۶	۱۷/۱

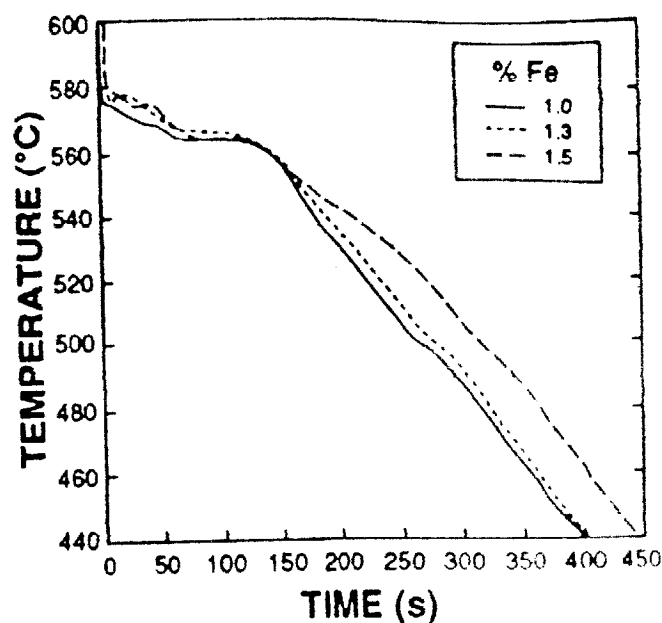
1 DAS
2 SDAS

با حضور آهن و تشکیل فاز بتا دو فرو رفتگی به منحنی سرد شدن آلیاژ اضافه می شود. دمای تشکیل فاز بتا بین دمای ذوب و دمای تشکیل سیلیسیم یوتکتیک می باشد. شکل ۲-۲۰ منحنی سرد شدن آلیاژ ۳۱۹ در نرخ انجماد ۲۵ سانتیگراد بر ثانیه را نشان می دهد [۲۲].



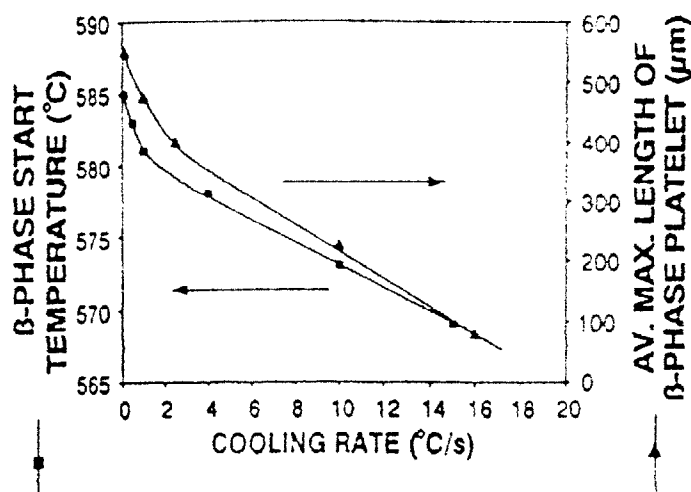
شکل ۲-۲۰ منحنی سرد شدن آلیاژ A319 در نرخ انجماد ۲۵ سانتیگراد بر ثانیه [۲۲].

منحنی سرد شدن آلیاژ حاوی آهن که در شکل ۲-۲۱ آمده است نشان می دهد که با افزایش مقدار آهن دمای لیکوئیدوس و یوتکتیک آلیاژ افزایش می یابد [۱۳].

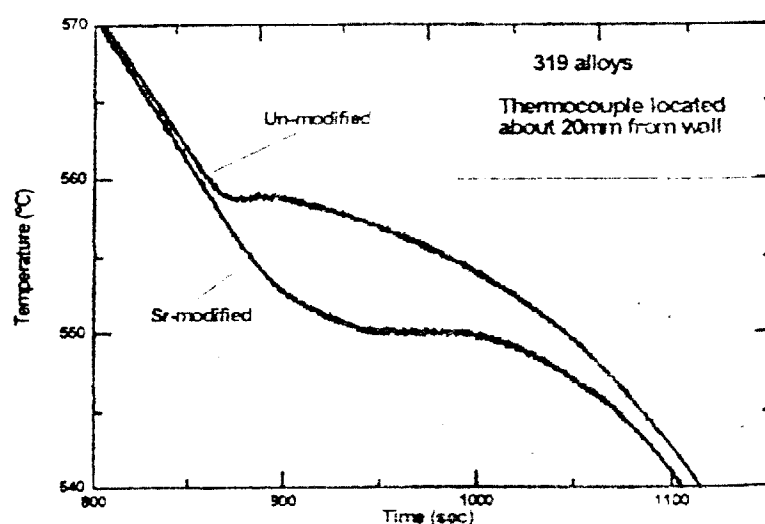


شکل ۲-۲۱ منحنی سرد شدن آلیاژ ۳۱۹ با مقادیر مختلف آهن در نرخ انجماد ۰۰۴ سانتیگراد بر ثانیه [۱۳].

از آنجایی که رشد فاز بتا فرایندی وابسته به زمان است، مقدار بحرانی آهن جهت تشکیل فاز بتا با افزایش نرخ انجماد، افزایش می یابد. همچنین با افزایش نرخ انجماد، به دلیل کاهش دمای تشکیل فاز بتا تمایل برای تشکیل فاز آلفا افزایش می یابد [۴۷]. در شکل ۲-۲۲ کاهش دمای تشکیل فاز بتا و طول آن با افزایش نرخ انجماد نشان داده شده است [۲۲].



شکل ۲۲-۲ نمودار بیشینه طول متوسط فاز بتا و دمای یوتکتیک فاز بتا نسبت به نرخ انجماد [۲۲]. بهسازی شیمیایی سبب کاهش دمای یوتکتیک و اندازه DAS آلیاژ می شود. در شکل ۲۳-۲ تاثیر بهسازی بر منحنی سرد شدن آلیاژ نشان داده شده است [۴۸].



شکل ۲۳-۲ منحنی سرد شدن آلیاژ ۳۱۹ در دو حالت بهسازی نشده و بهسازی شده با استرانسیم [۴۸].

۲-۵-۲ عملیات حرارتی

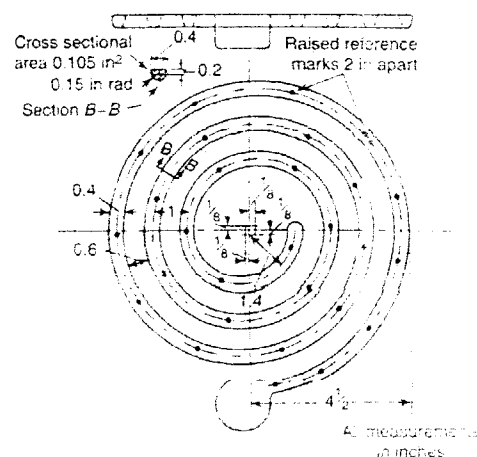
ترکیبت بین فلزی غنی از آهن در حین عملیات حرارتی محلول سازی حل، خرد و یا کروی می شود [۴۹]. عملیات حرارتی سبب می شود تا زمان کافی جهت نفوذ اتمهای آهن در آلومینیم فراهم و غارتای سوزنی به فازهای کمتر مضر تبدیل شود [۵۰]. با این حال عملیات حرارتی مورفولوژی حروف چینی یا ستاره ای را تغییر نمی دهد [۳۱].

عملیات حرارتی به صورت تک یا چند مرحله ای انجام می شود. در عملیات تک مرحله ای حل سازی در دمای ۴۹۵ سانتیگراد انجام می گیرد. زیرا دماهای بالاتر منجر به ذوب ناخواسته فازهای غنی از منگنز شده و خواص استحکامی آلیاژ کاهش می یابد. عملیات حل سازی دو مرحله ای شامل مرحله حل سازی در دمای ۴۹۵ سانتیگراد به مدت دو ساعت و در ادامه مرحله دوم در دمای

۵۱۵ سانتیگراد به مدت چهار ساعت می باشد. در ادامه کوئنچ در آب تا دمای ۷۴ سانتیگراد و پیرسازی در دمای ۲۵۰ برای سه ساعت می باشد [۳۱].

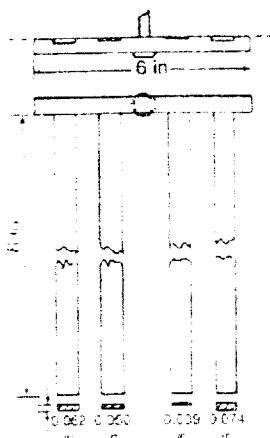
۶-۲ سیالیت

حداکثر مسافتی که مذاب در داخل قالب استاندارد جریان می یابد و یا قابلیت مذاب برای پر کردن قالب تحت عنوان سیالیت ریخته گری تعریف می شود. روشهای مختلفی جهت آزمایش سیالیت آلیاژها به کار می رود. اولین مدل برای اندازه گیری سیالیت، مدل مارپیچی بود که سطح مقطع ثابتی داشته و طول پر شده آن تعیین کننده سیالیت مذاب می باشد. شکل و ابعاد سیستم راهگاهی و مقطع مارپیچ برای فلزات مختلف متفاوت است. شکل ۲-۲۴ نمونه ای از مدل مارپیچ برای آزمایش سیالیت را نشان می دهد [۵۱].



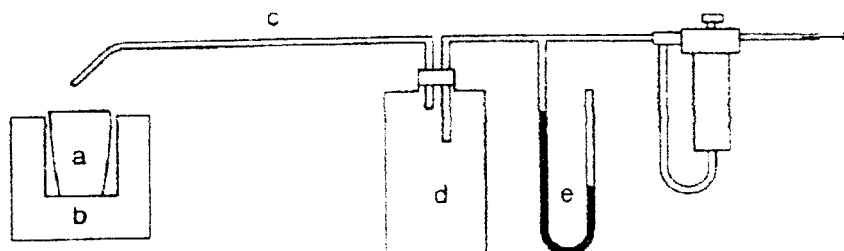
شکل ۲-۲۴ مدل مارپیچ برای آزمایش سیالیت [۵۱].

آزمایش با مدل مارپیچ به دلیل سطح مقطع ثابت خود نمی تواند برای پیش بینی سیالیت یک قطعه واقعی با مقاطع مختلف به کار رود. به همین دلیل مدل دیگری به شکل تسمه هایی با مقاطع مختلف ارائه شد. به دلیل سیستم راهگاهی غیر فشاری قابلیت تکرار آزمایش افزایش یافته و همچنین امکان ارزیابی مقاطع پر نشده و محاسبه تنش سطحی موثر توسط این مدل فراهم می باشد [۵۲]. شکل ۲-۲۵ مدل تسمه های آزمایش سیالیت را نشان می دهد [۵۱].



شکل ۲-۲۵ مدل تسمه ای برای آزمایش سیالیت [۵۱].

در نوع دیگری از آزمایش تعیین سیالیت به روش آزمایشگاهی یک کانال نازک افقی درون محفظه مذاب قرار می گیرد. طرف دیگر کانال به خلا متصل شده و مذاب به طرف آن مکیده می شود. طول پیچیده شده مذاب درون کانال نشان دهنده طول سیالیت حداکثر آن می باشد. شکل ۲-۲۶ آزمایش تعیین سیالیت با روش لوله مکنده را نشان می دهد [۵۱].



شکل ۲-۲۶ تعیین سیالیت با روش لوله مکنده (a) بوته مذاب، (b) کوره، (c) کانال آزمون سیالیت، (d) مخزن فشار، (e) فشارسنج [۵۱].

۲-۶-۱ متغیرهای موثر در سیالیت

سیالیت به عوامل متعددی نظیر ضخامت کانال، ارتفاع بارریزی، دمای قالب، دمای فوق گداز، نوع انجماد، کشش سطحی، جوانه زایی و ذرات ناخالصی حاضر در مذاب بستگی دارد.

۲-۶-۱-۱ دما

افزایش دمای قالب از طریق پیشگرم به طور مستقیم در افزایش سیالیت موثر است. دمای مذاب در حین بارریزی یا فوق گداز نیز با سیالیت آلیاژ رابطه مستقیم دارد. فوق گداز مقدار حرارت آزاد شده مذاب قبل از انجماد را مشخص می کند. بدیهی است هر چه میزان فوق گداز بالاتر باشد زمان انجماد طولانی تر می شود و طول سیالیت افزایش می یابد [۵۳].

۲-۶-۱-۲ ترکیب شیمیایی

در بیشتر سیستم های آلیاژی سیالیت با افزایش طول محدوده انجمادی کاهش مس یابد. فلزات خالص و آلیاژهای با ترکیب یوتکتیک بیشترین سیالیت را دارند و در مقابل آلیاژهایی که محلول جامد تشکیل می دهند به خصوص آنهایی که منطقه خمیری بزرگی دارند سیالیت ضعیفی دارند. اختلاف در رفتار سیالیت آلیاژهای مختلف به مشخصات انجمادی آنها بستگی دارد [۵۱]. در آلیاژهای Al-Si حداکثر سیالیت در آلیاژهای هیپر یوتکتیک مشاهده می شود که ناشی از گرمای نهان ذوب بالای سیلیسیم می باشد. گرمای نهان ذوب سیلیسیم از آلومینیم یا مس بالاتر است، در نتیجه آلیاژهای با سیلیسیم بالاتر گرمای بیشتری در خلال انجماد آزاد می کنند [۵۴].

۲-۶-۱-۳ عناصر آلیاژی

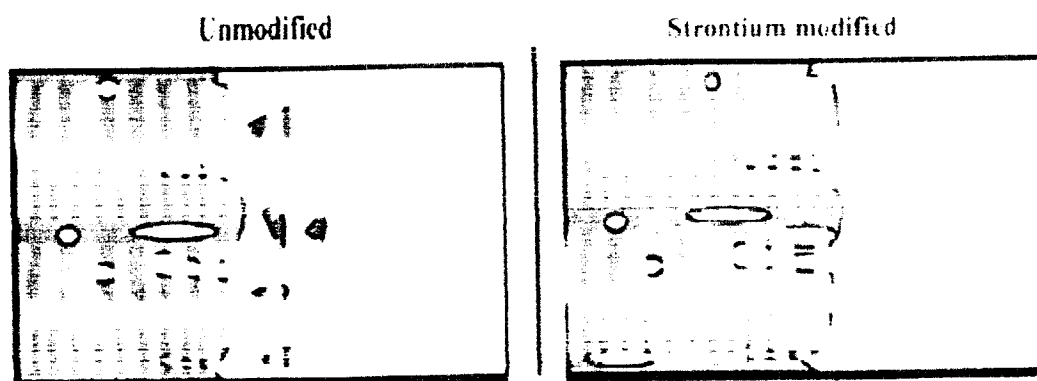
حضور عناصر آلیاژی با تغییر خواص انجمادی و یا تشکیل ترکیبات مختلف که از طریق تغییر دمای ذوب و یوتکتیک انجام می گیرد، بر سیالیت آلیاژ موثر هستند. عناصر آلیاژی با افزایش تنش سطحی مذاب، سیالیت آلیاژ را کاهش می دهند [۵۵]. در جدول ۲-۴ تاثیر عناصر آلیاژی بر طول سیالیت آلیاژ ۳۸۰ آمده است.

جدول ۴-۲ تاثیر عناصر آلیاژی بر طول سیالیت آلیاژ ۳۸۰ [۵۶]

ترکیب آلیاژ	سیالیت (cm)	
	۶۸۰ °C	۷۴۰ °C
آلیاژ پایه	۳۱/۵	۴۳/۰
۴/۰۹٪ مس	-	۴۵/۳
۰/۴۶٪ منگنز	۳۱/۰	۴۲/۰
۱/۷٪ آهن	۳۲/۰	۳۹/۶
۱/۶۹٪ روی	۳۰/۴	۴۳/۲
۰/۱۵٪ منیزیم	۳۲/۷	۴۳/۲

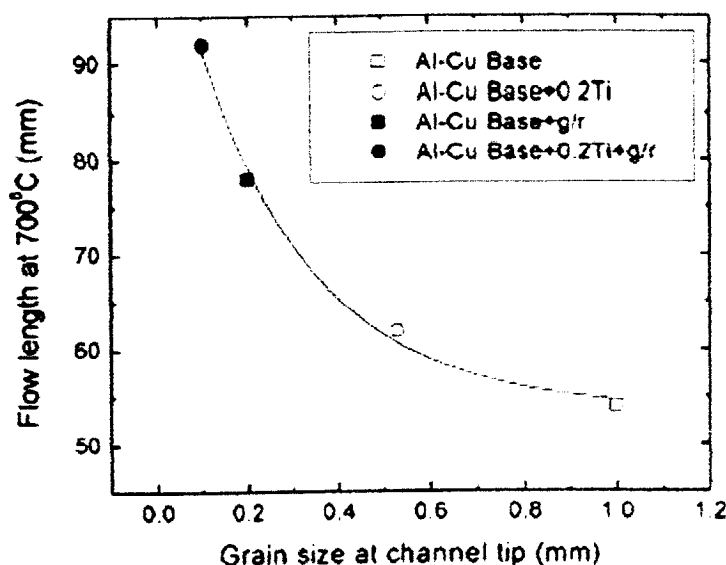
همانطور که نتایج جدول نشان می دهد به غیر از مس که با تاثیر روی دیاگرام فازی و افزایش مقدار مذاب یوتکتیک سیالیت را افزایش می دهد بقیه عناصر آلیاژی سبب کاهش سیالیت آلیاژ می شوند. برای توجیه تاثیر عناصر آلیاژی بر سیالیت از شاخص گرمای نهان ذوب استفاده می شود. به عنوان مثال فلز روی گرمای نهان ذوب کمتری نسبت به آلومینیم، سیلیسیم و مس دارد. بنابراین حضور آن در آلیاژ سبب افزایش تنش سطحی مذاب و کاهش سیالیت می شود [۵۴]. آهن با تشکیل فاز سوزنی خواص تغذیه و سیالیت آلیاژ را کاهش می دهد [۱۳]. منیزیم با کاهش دمای یوتکتیک، زمان انجماد را طولانی تر نموده و سیالیت را بهبود می بخشد [۲۰].

بهسازی آلیاژهای Al-Si با کاهش اندازه دانه و فاصله بازوهای دندردیتی و همچنین کاهش کشش سطحی مذاب رشد هسته های یوتکتیک را محدود و خواص سیالیت را بهبود می بخشد [۵۷]. انجماد یوتکتیک دوتایی در آلیاژهای Al-Si با جوانه زنی مستقیم از سطح دندردیتهای اولیه آلومینیم آغاز می شود. در آلیاژهای بهسازی شده، عامل بهسازی با کاهش دمای تشکیل یوتکتیک و ممانعت از تشکیل سیلیسیم بر روی دندردیتهای سبب جوانه زنی فاز یوتکتیک از هسته درون مذاب می شود [۵۸]. شکل ۲۷-۲ چگونگی انجام این دو نوع انجماد را نشان می دهد [۵۹].



شکل ۲۷-۲ انجماد یوتکتیک دوتایی در آلیاژ Al-Si دندردیت آلومینیم، مذاب فاز روشن و یوتکتیک منجمد شده خاکستری تیره [۵۹]

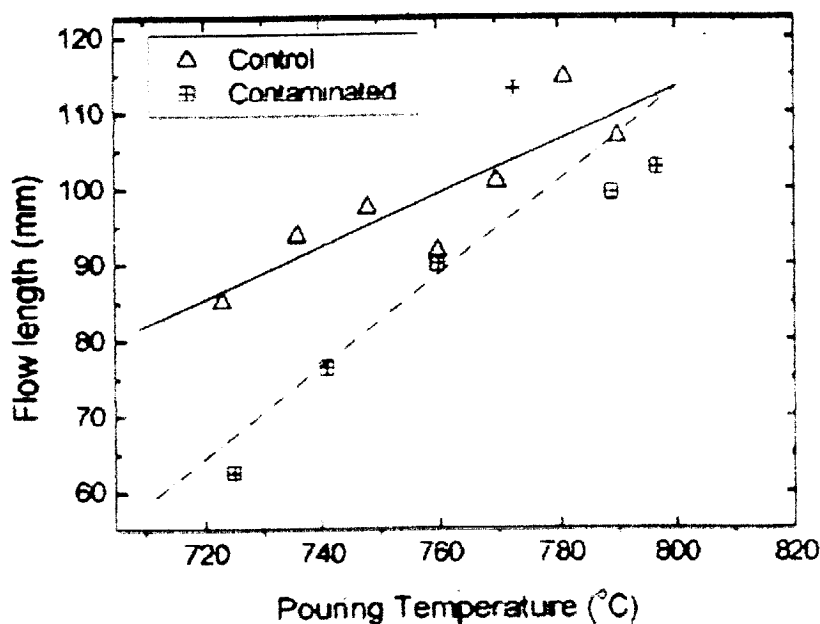
جوانه زایی به عنوان یکی از روشهای بهسازی با کاهش اندازه دانه و ممانعت از تشکیل و رشد دندریتهای بزرگ سیالیت را افزایش می دهد [۶۰]. شکل ۲-۲۸ تاثیر اندازه دانه بر سیالیت را نشان می دهد [۵۳].



شکل ۲-۲۸ تغییر طول سیالیت با اندازه دانه در دمای بارریزی نزدیک به ۷۰۰ درجه سانتیگراد [۵۳].

۲-۶-۱-۴ اکسیدها

ناخالصیهای اکسیدی مکان جوانه زنی هتروژن حبابهای گازی هیدروژن و برخی ترکیبات بین فلزی می باشند. بنابراین هر عاملی که میزان ناخالصیهای اکسیدی در مذاب را افزایش دهد منجر به کاهش سیالیت آلیاژ می شود. شکل ۲-۲۹ سیالیت آلیاژ تمیز و آلیاژ شامل ناخالصیهای اکسیدی در دماهای مختلف بارریزی نشان می دهد [۵۳].



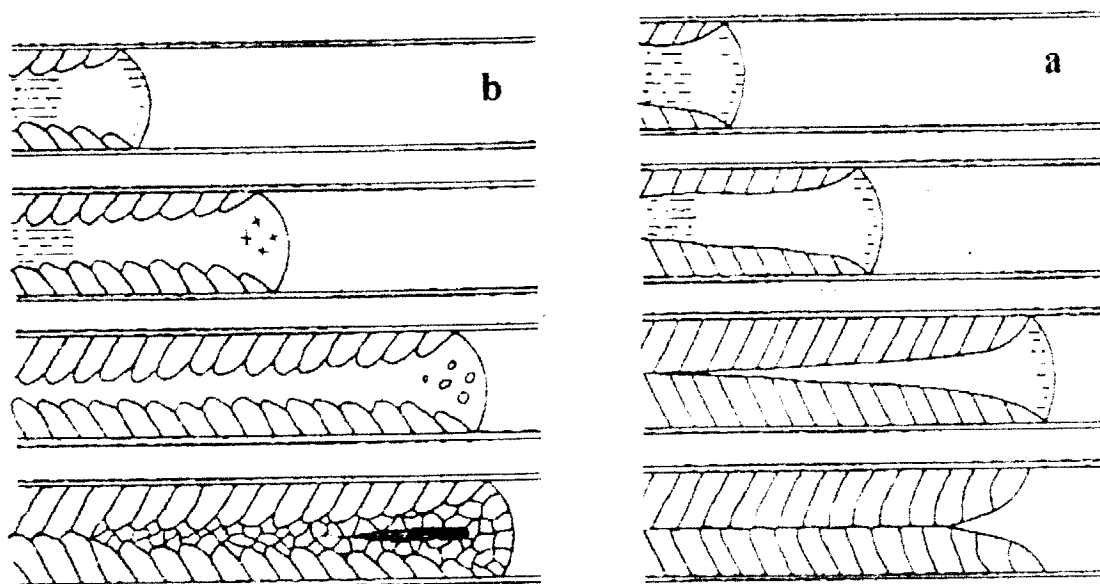
شکل ۲-۲۹ تاثیر ناخالصیهای اکسیدی بر سیالیت آلیاژ A356 [۵۳]

۲-۶-۱-۵ رفتار انجمادی

سیالیت فلزات خالص و آلیاژهای یونکتیک که در یک درجه حرارت ثابت منجمد می شوند با سیالیت آلیاژهایی که در یک محدوده دمایی منجمد می گردند متفاوت است. این دو نوع رفتار در انجماد به ترتیب انجماد پوسته ای و خمیری نامیده می شوند. مدل انجماد جریان یک آلیاژ با انجماد پوسته ای به صورت جبهه انجماد صفحه ای از دیواره قالب به سمت مرکز می باشد. جریان مذاب تا زمانی می تواند به حرکتش ادامه دهد که جبهه های انجماد به هم برسند و کانال جریان را به طور کامل ببندند.

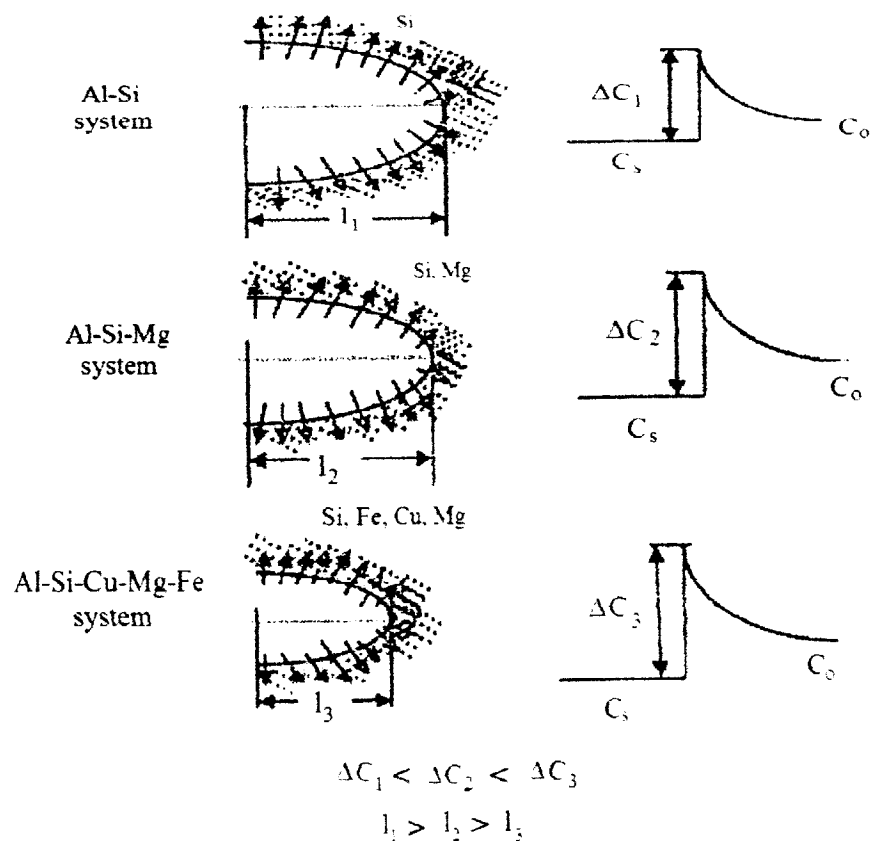
در آلیاژهای با دامنه انجماد زیاد، مدل انجماد به صورت جبهه انجماد غیر صفحه ای می باشد. در این آلیاژها، دندریتها با جریان مذاب از دیواره قالب جدا شده و تکه تکه می شوند. در نتیجه دوغابی از کریستالهای دندریتی معلق در جریان مذاب به وجود می آید. وقتی که مقدار جامد از حد خاصی بیشتر شد، دندریتها با یکدیگر درگیر شده و چسبندگی آنها به حدی می رسد که در برابر جریان مذاب مقاومت می کنند.

به این ترتیب مشخص می شود که سیالیت آلیاژهای با انجماد پوسته ای بیشتر از آلیاژهای با انجماد خمیری است [۶۱]. شکل ۲-۳۰ مدل انجماد پوسته ای برای فلزات خالص و خمیری برای آلیاژها را نشان می دهد [۵۱].



شکل ۲-۳۰ رفتار انجمادی (a) پوسته ای (b) خمیری [۵۱]

در سیستم های آلیاژی، تجمع عناصر آلیاژی در جلوی جبهه انجماد، مادون انجماد ترکیبی تشکیل می دهد که سبب رشد دندریتی فصل مشترک خشن جامد- مذاب می شود. جهت کریستالوگرافی رشد دندریتها در فلزات با ساختار fcc نظیر آلومینیوم جهت $\langle 100 \rangle$ می باشد [۶۱]. در شکل ۲-۳۱ تجمع عناصر آلیاژی در جلوی جبهه انجماد دندریتهای آلومینیوم و تاثیر آن بر کاهش طول دندریت نشان داده شده است.



شکل ۲-۳۱ تصویر شماتیک از تجمع اتمهای محلول در جلوی دندریتهای در حال رشد آلومینیم آلفا (a) آلیاژ دوتایی Al-Si (b) آلیاژ ۳۵۶ و (c) آلیاژ ۳۱۹ [۶۲].

مطابق شکل در آلیاژهای Al-Si-Cu-Mg-Fe با افزایش غلظت عنصر آلیاژی در جلوی جبهه انجماد طول دندریت کاهش می یابد [۶۲].

فصل سوم

روش تحقیق

۱-۳ انتخاب آلیاژ

ماده اولیه مورد استفاده در این تحقیق آلیاژ آلومینیم A319 تولیدی کارخانه ایرالکو اراک می باشد. ترکیب شیمیایی این آلیاژ در جدول ۱-۳ ذکر شده است.

جدول ۱-۳ ترکیب شیمیایی آلیاژ A319 (درصد وزنی)

Al	Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn
بقیه	۵/۴۱	۳/۲۶	۰/۱۳	۰/۲۷	۰/۳۴	۰/۰۱

آلومینیم با ۱۲/۷٪ سیلیسیم ترکیب یوتکتیک تشکیل می دهد بنابراین آلیاژ A319 ترکیب هیپویوتکتیک از آلیاژ دوتایی Al-Si محسوب می شود.

۲-۳ مواد مورد استفاده

عناصر آلیاژی مورد استفاده در این تحقیق شامل آهن، منگنز، کروم، کبالت و استرانسیم می باشند که به صورت آمیزان های Al-20Fe, Al-10Mn, Al-10Cr, Al-5Co و Al-10Sr به مذاب اضافه شدند.

در مرحله اول تحقیق، به منظور تعیین مقادیر بهینه عناصر بهساز جهت اصلاح فاز بتا، هشت آلیاژ با ترکیب اولیه آلیاژ A319 و درصدهای مختلف منگنز، کروم، کبالت و استرانسیم انتخاب گردید. برای بررسی تاثیر عنصر بهساز بر مورفولوژی فاز بتا، مقدار آهن در آلیاژ ۰/۶، ۱ و ۱/۵ درصد وزنی در نظر گرفته شد. عناصر بهساز نیز در غلظتهای مختلف به آلیاژ اضافه شدند.

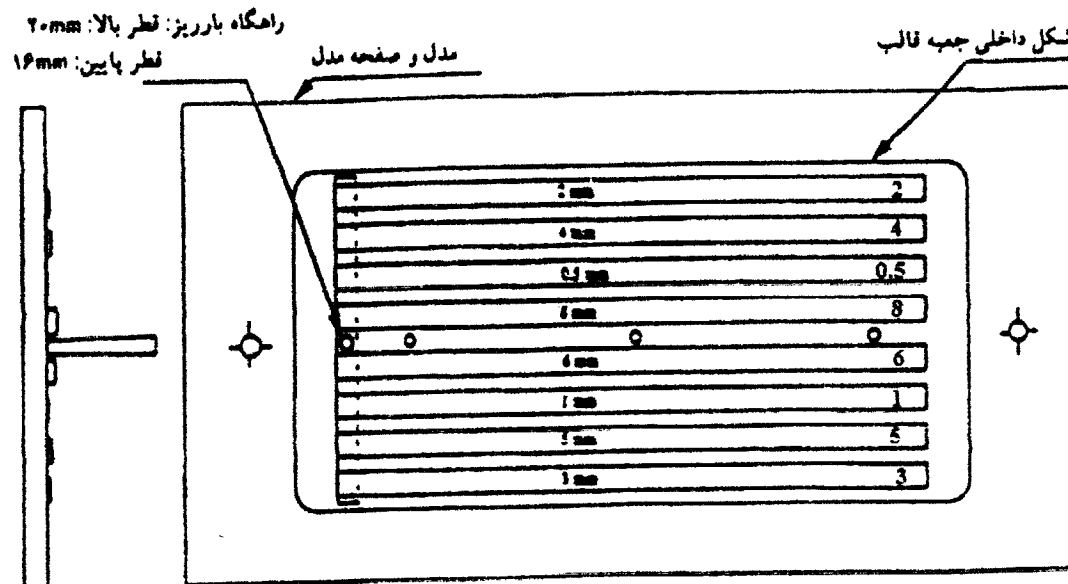
در مرحله دوم تحقیق، با استفاده از نتایج مربوط به تعیین مقادیر بهینه عناصر بهساز، پنج نمونه آلیاژ با ترکیب اولیه آلیاژ A319 در شرایط بهسازی شده و نشده جهت بررسی تاثیر نرخ انجماد و بهسازی بر مورفولوژی ترکیبات بین فلزی و تعیین طول سیالیت آلیاژ ذوب و در قالب سیالیت چدنی ریخته گری شد.

۳-۳ ذوب و ریخته گری

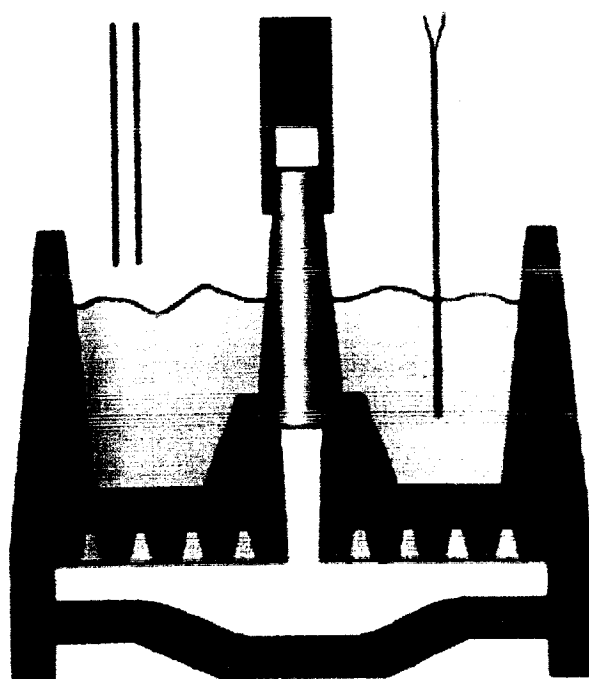
دو مرحله ذوب و ریخته گری برای انجام تحقیق در نظر گرفته شد. در مرحله اول پس از برش شمش اولیه A319 و تبدیل آن به قطعات کوچکتر، آلیاژ در بوتۀ گرافیتی ۱۰۰ گرمی در یک کوره الکتریکی مقاومتی و در دمای $750 \pm 20^\circ\text{C}$ درجه سانتیگراد ذوب گردید. دما توسط ترموکوپل نوع K اندازه گیری شد. پس از ذوب و سرباره گیری معمولی مذاب، آمیزان آهن به مذاب افزوده شد. جهت یکنواختی ترکیب شیمیایی، مذاب توسط میله گرافیتی چندین بار هم زده شد. پس از گذشت مدت زمان کافی و اطمینان از حل شدن کامل آمیزان آهن، دیگر آمیزانهای مورد نظر به سیستم اضافه شد. پس از ۱۰ تا ۱۵ دقیقه، مذاب درون قالب فولادی استوانه ای به ارتفاع ۵۰ و قطر داخلی ۳۰ میلیمتر ریخته شد. برای بررسی ریزساختار توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی، نمونه ها از ۲۰ میلیمتری انتهای قطعه ریختگی انتخاب شدند.

به منظور بررسی تاثیر نرخ انجماد و بهسازی بر مورفولوژی فاز بتا و همچنین سیالیت آلیاژ از قالب

سیالیت تسمه ای که از چدن خاکستری ساخته شده بود استفاده شد. ایده کلی برای طراحی قالب از دو مدل ارائه شده توسط کمپل^۱ و یانگ وون^۲ که در شکل‌های ۱-۳ و ۲-۳ نشان داده شده اند، گرفته شد.



شکل ۱-۳ مدل تسمه ای آزمایش سیالیت ارائه شده توسط کمپل [۶۳]

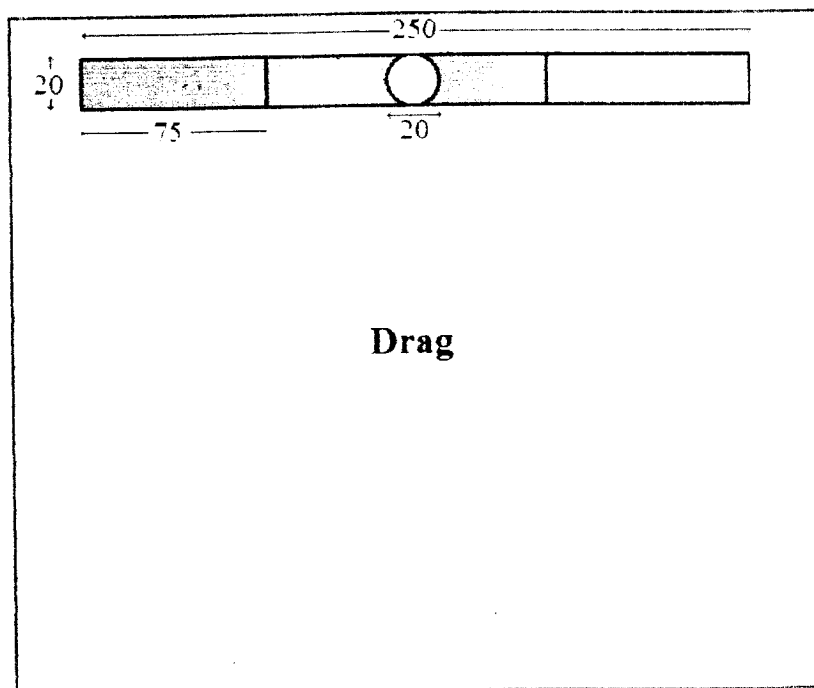
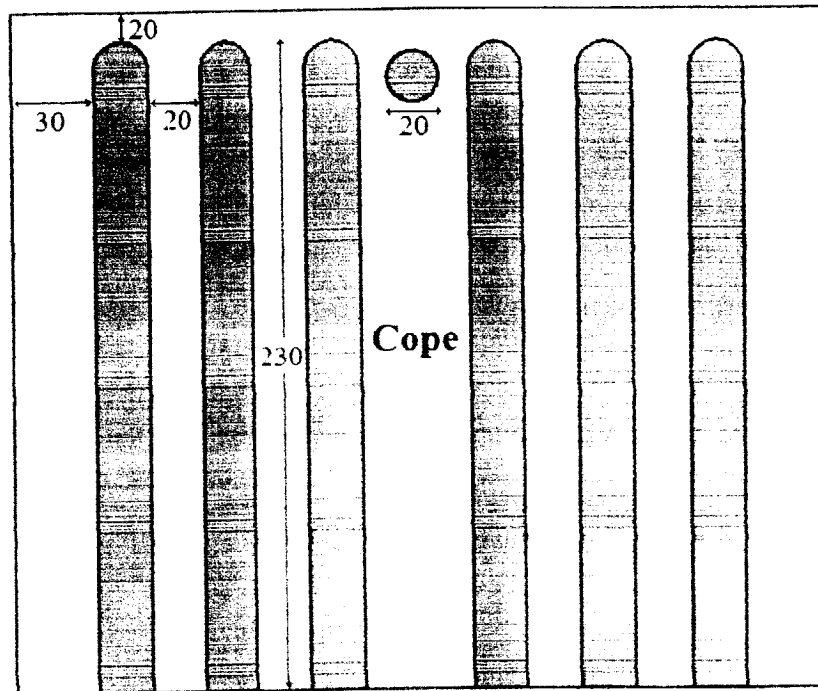


شکل ۲-۳ مدل تسمه ای آزمایش سیالیت جهت بررسی تاثیر جوانه زنی بر سیالیت ارائه شده توسط یانگ وون [۵۳].

^۱ Campbell, (1994)

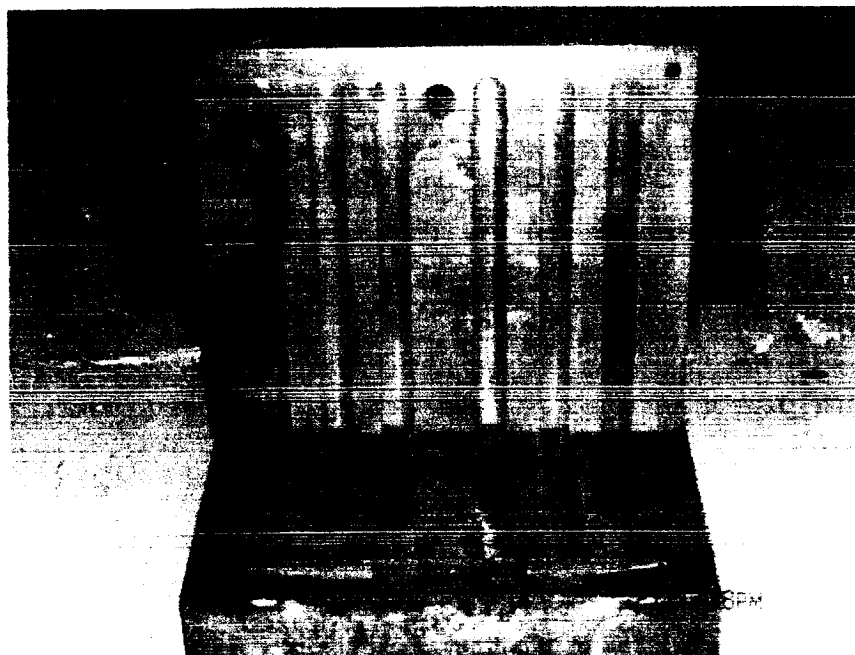
^۲ Young Kwon, (2003)

درجه رویی قالب شامل شش شیار تسمه ای با ضخامتهای ۱، ۳، ۵، ۷، ۹ و ۱۲ میلیمتر، عرض ۲۰ میلیمتر و طول ۲۳۰ میلیمتر می باشد. درجه زیرین که سیستم راهگاهی در آن تعبیه شده است شامل حوضچه پای راهگاه و راهبار به ضخامت ۲۰ میلیمتر می باشد. تصویر شماتیک قالب در شکل ۳-۳ نشان داده شده است.



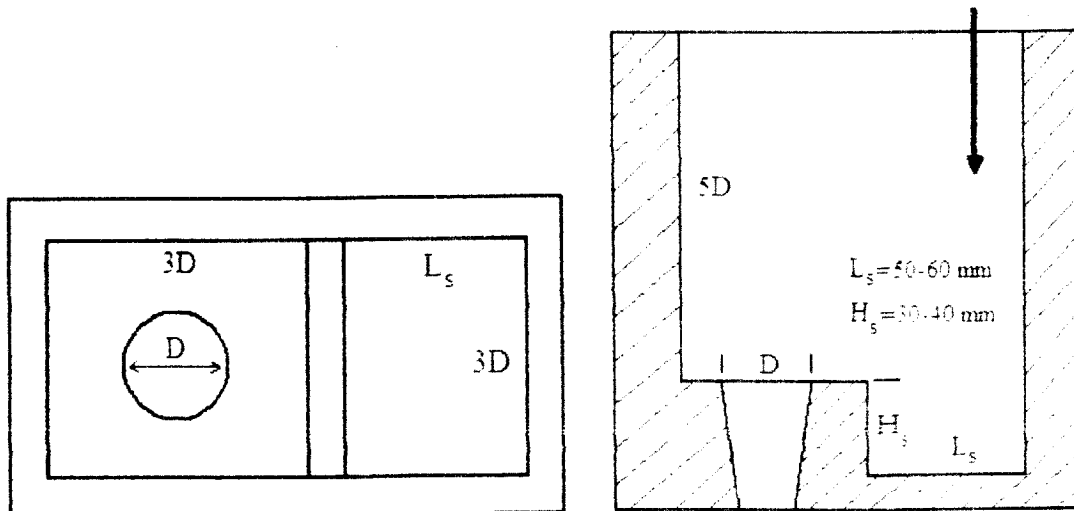
شکل ۳-۳ تصویر شماتیک درجه بالا و پایین قالب سیالیت

در شکل ۴-۳ قالب چدنی مورد استفاده برای انجام آزمایش نشان داده شده است.



شکل ۴-۳ قالب چدنی مدل تسمه ای آزمایش سیالیت

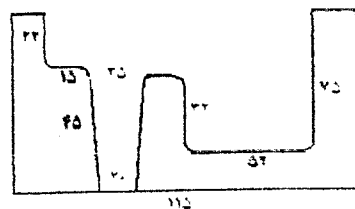
به منظور ایجاد شرایط یکسان در زمان و سرعت بارریزی از حوضچه بارریز پیش ساخته که از ماسه سیلیسی CO_2 تهیه شده بود استفاده شد. با ایجاد تغییراتی در مدل حوضچه بارریز کمپل که برای ریخته گری در قالب فلزی مورد استفاده قرار می گیرد، حوضچه بارریز مناسب طراحی و ساخته شد. شکل ۵-۳ تصویر شماتیک حوضچه بارریز کمپل و شکل ۶-۳ تصویر حوضچه بارریز مورد استفاده در این تحقیق را نشان می دهد.



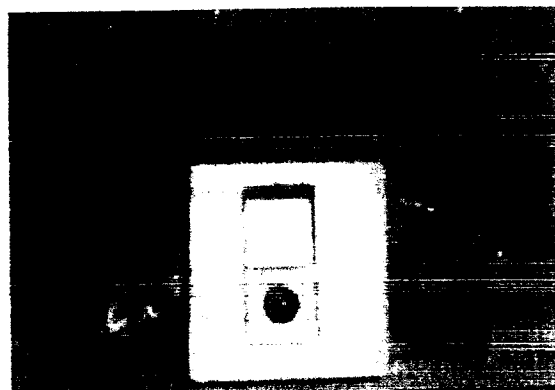
$$H_s = 30 \text{ mm}, L_s = 50 \text{ mm}$$

$$H_s = 40 \text{ mm}, L_s = 60 \text{ mm}$$

شکل ۵-۳ حوضچه بارریز جهت ریخته گری در قالب فلزی

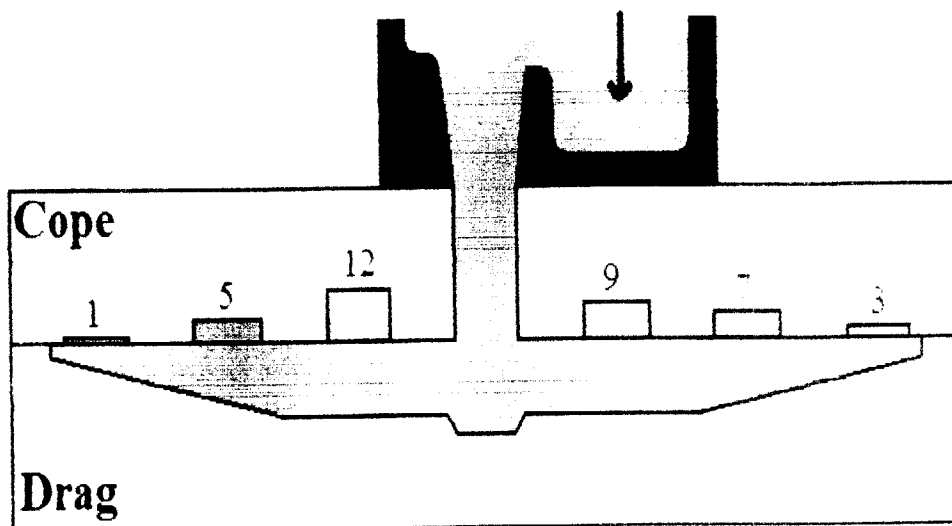


شکل ۳-۶ حوضچه بارریز پیش ساخته از ماسه سیلیسی CO_2 مورد استفاده در این تحقیق (ابعاد به میلیمتر)
 شکل ۳-۷ چگونگی قرار گرفتن قالب و حوضچه بارریز قبل از شروع ریخته گری را نشان می دهد.



شکل ۳-۷ قالب تست سیالیت و حوضچه بارریز

جهت مطالعه نرخ انجماد و سیالیت، حدود یک کیلوگرم شمش آلیاژ A319 در دمای $750 \pm 2^\circ\text{C}$ درجه سانتیگراد در بوتۀ گرافیتی و در کوره الکتریکی ذوب گردید. سپس مقادیر لازم از آمیزان های مورد نظر به مذاب اضافه شد. در این مرحله نیز کنترل دما توسط ترموکوپل نوع K انجام گرفت. پس از گذشت مدت زمان کافی جهت حل شدن آمیزانها، مذاب از طریق حوضچه بارریز به درون قالب هدایت شد. با پایان یافتن انجماد، نمونه ها جهت بررسی ریزساختار از فواصل دو و چهار سانتیمتری انتهای هر تسمه بریده شدند. شکل ۳-۸ تصویر شماتیک از پر شدن قالب را نشان می دهد.



شکل ۳-۸ تصویر شماتیک از نحوه پر شدن قالب در هنگام بارریزی

ترکیب آلیاژهای منتخب برای این مرحله از ذوب و ریخته گری در جدول ۲-۳ آمده است.

جدول ۲-۳ ترکیب شیمیایی آلیاژهای منتخب جهت تعیین سیالیت (درصد به وزن)

نمونه	ترکیب اولیه	آمیژان Al-20Fe	آمیژان Al-10Mn	آمیژان Al-10Cr	آمیژان Al-5Co	آمیژان Al-10Sr
۱	A319	۰/۸۷	-	-	-	-
۲	A319	۰/۸۷	۰/۳۳	-	-	-
۳	A319	۰/۸۷	-	۰/۴	-	-
۴	A319	۰/۸۷	-	-	۱	-
۵	A319	۰/۸۷	-	-	-	۰/۰۳

۳-۴ آماده سازی نمونه ها

برای بررسی ریزساختار، سطح نمونه ها با استفاده از سنباده های ۸۰۰، ۶۰۰، ۴۰۰، ۲۲۰، ۱۸۰، ۱۲۰۰، ۱۵۰۰، ۲۰۰۰ و ۲۵۰۰ سنباده زده شد. پولیش نمونه ها در دو مرحله و با استفاده از نمک و محلول آلومینای یک و ۰/۳ میکرون انجام شد. ریزساختار بدون حکاکی قابل تشخیص بود و تنها جهت تعیین DAS در میکروسکوپ نوری از محلول اچ ۵٪ HF استفاده شد.

۳-۵ مشاهده ریزساختار

به منظور بررسی ریزساختار نمونه ها از میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی^۱ و جهت ارزیابی دقیق فاز بتا و فاصله بازوی دندریتی از آنالیز تصویری^۲ استفاده شد. برای تعیین ضخامت، طول و تعداد ذرات فاز بتا، ۲۰ منطقه مختلف بر روی سطح هر نمونه انتخاب و سه عدد فاز بتا با بیشترین طول و ضخامت اندازه گیری شدند. میانگین ۶۰ داده حاصل حداکثر اندازه متوسط فاز بتا در نظر گرفته شد. برای اندازه گیری فاصله بازوهای بین دندریتی با در نظر گرفتن ۲۰ منطقه، در هر منطقه ۱۵ خط فرضی ترسیم و تعداد دندریتهای واقع بر آن خط شمارش شد. با تقسیم طول خط بر تعداد دندریتهای میانگین طول بازوی دندریتی برای هر نمونه به دست آمد.

^۱ CamScan MV2300

^۲ Image Analysis Olympus BX60M

فصل چهارم

نتایج آزمایش

با توجه به تاثیر ترکیبات بین فلزی بر خواص فیزیکی و مکانیکی آلیاژهای Al-Si به ویژه آلیاژ A319، مطالعات ریزساختاری جهت بررسی این ترکیبات انجام شد که نتایج آن در ذیل آمده است.

۱-۴ تعیین مقدار بهینه عنصر بهساز

۱-۱-۴ بهسازی با منگنز

برای تعیین مقدار بهینه منگنز هشت ترکیب آلیاژی با نسبتهای مختلف منگنز به آهن انتخاب شد. نتایج حاصل از متالوگرافی نمونه ها در جدول ۱-۴ ذکر شده است.

جدول ۱-۴ آلیاژ با نسبتهای مختلف منگنز و آهن و ریزساختار میکروسکوپی آن

ریزساختار*	عنصر (درصد وزنی)		نمونه
	آهن	منگنز	
N(3)+C(2)	۰/۶	۰/۳	A1
C(3)+P(1)	۰/۶	۰/۶	A2
N(3)+C(1)	۱/۰	۰/۳	A3
C(3)+N(1)	۱/۰	۰/۶	A4
C(3)+P(2)	۱/۰	۱/۰	A5
N(3)+C(1)	۱/۵	۰/۶	A6
C(3)+N(2)	۱/۵	۰/۹	A7
C(3)+P(1)+S(1)	۱/۵	۱/۵	A8

*Needle-like (N), Chinese-Script (C), Polyhedral (P), Star-like (S)

**1: Rare, 2: Few, 3: Numerous

شکل های ۱-۴ تا ۵-۴ ریزساختار آلیاژهای بهسازی شده با نسبتهای مختلف منگنز به آهن را نشان می دهند.



شکل ۱-۴ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه A1



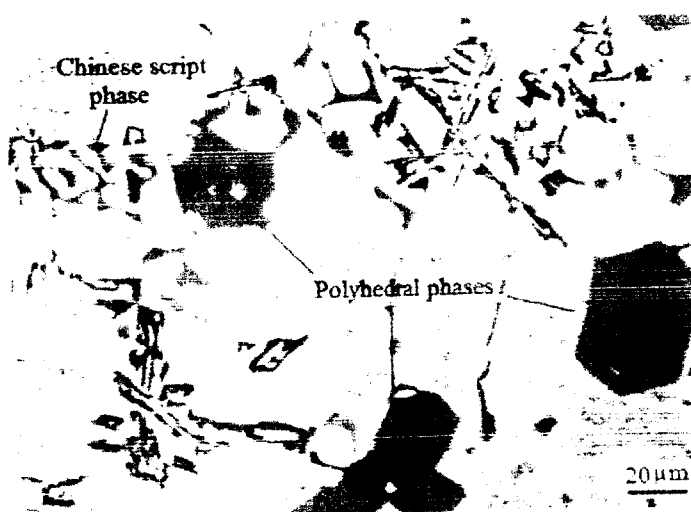
شکل ۲-۴ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه A2



شکل ۳-۴ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه A3



شکل ۴-۴ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه A4



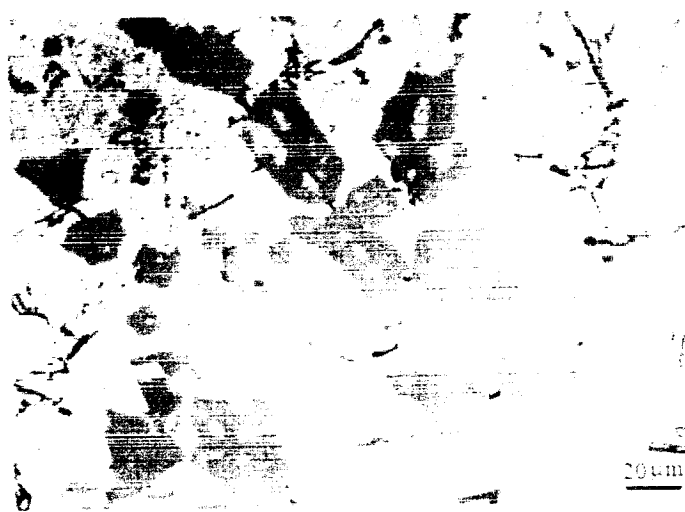
شکل ۵-۴ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه A5



شکل ۴-۶ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه A6



شکل ۴-۷ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه A7



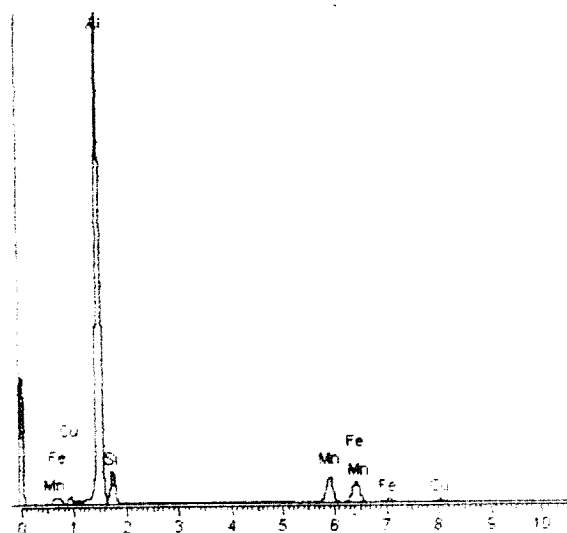
شکل ۴-۸ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه A8

در تصاویر میکروسکوپ نوری، زمینه روشن، فاز خاکستری روشن، ترکیبات بین فلزی غنی از آهن و فاز خاکستری تیره ترکیب بین فلزی منیزیم و سیلیسیم قابل تشخیص هستند. فاز خاکستری روشن شامل فاز آلفا با مورفولوژی حروف چینی و چندوجهی و فاز بتا با مورفولوژی سوزنی می باشد.

شکل ۴-۹ تصویر میکروسکوپ الکترونی از ریزساختار آلیاژ بهسازی شده با ۰/۱۶٪ منگنز و شکل ۴-۱۰ نتایج EDX^۱ از فاز حروف چینی را نشان می دهد. در تصاویر الکترون برگشتی هر چه چگالی یک فاز بیشتر باشد آن فاز روشن تر دیده می شود. به همین دلیل زمینه آلومینیمی کاملاً تیره و ترکیبات بین فلزی به صورت فازهای روشن مشخص شده اند.



شکل ۴-۹ تصویر میکروسکوپ الکترونی از فاز حروف چینی در آلیاژ بهسازی شده با ۰/۱۶٪ منگنز، O محل آنالیز EDX



Element	Weight%	Atomic%
Al K	66.97	76.38
Si K	10.06	11.02
Mn K	11.18	6.26
Fe K	9.36	5.16
Cu K	2.42	1.17
Totals	100.00	

شکل ۴-۱۰ نتیجه EDX از فاز حروف چینی در آلیاژ بهسازی شده با منگنز

۲-۱-۴ بهسازی با کرم

برای بررسی خواص بهسازی کرم، هشت ترکیب آلیاژی با نسبت‌های مختلف آهن و کرم انتخاب شدند. ترکیب شیمیایی و نتایج حاصل از ریز ساختار مربوط به هر نمونه در جدول ۲-۴ آمده است.

جدول ۲-۴ آلیاژ با نسبت‌های مختلف کرم و آهن و ساختار میکروسکوپی آن

ریزساختار*	عنصر (درصد وزنی)		نمونه
	آهن	کرم	
C(2)+N(1)	۰/۶	۰/۲	B1
C(3)	۰/۶	۰/۴	B2
C(1)+N(2)	۱/۰	۰/۲	B3
C(3)+N(1)	۱/۰	۰/۴	B4
C(3)+P(2)	۱/۰	۰/۶	B5
C(1)+N(3)	۱/۵	۰/۳	B6
C(3)+N(2)	۱/۵	۰/۶	B7
C(2)+P(3)+S(1)+N(1)	۱/۵	۰/۹	B8

شکل های ۴-۱۱ تا ۴-۱۹ ریزساختار مربوط به آلیاژ بهسازی شده با نسبت‌های مختلف کرم و آهن را نشان می‌دهند.



شکل ۴-۱۱ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه B1



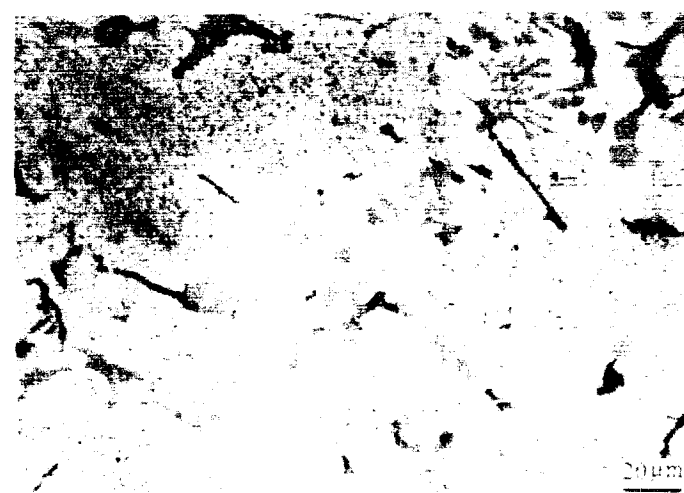
شکل ۴-۱۲ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه B2



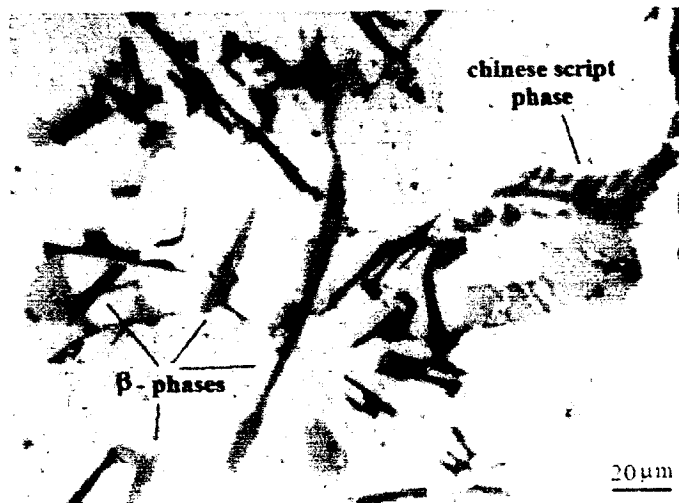
شکل ۴-۱۳ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه B3



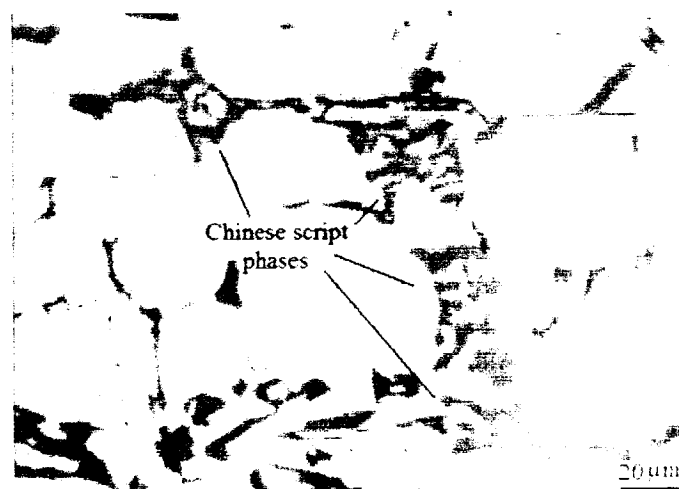
شکل ۴-۱۴ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه B4



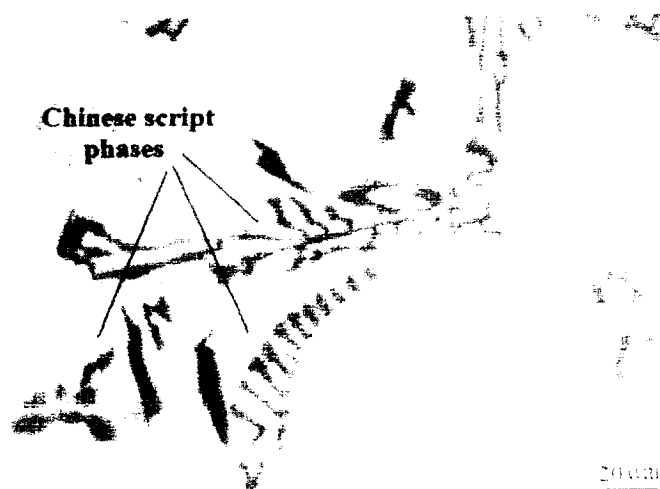
شکل ۴-۱۵ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه B5



شکل ۴-۱۶ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه B6



شکل ۴-۱۷ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه B7



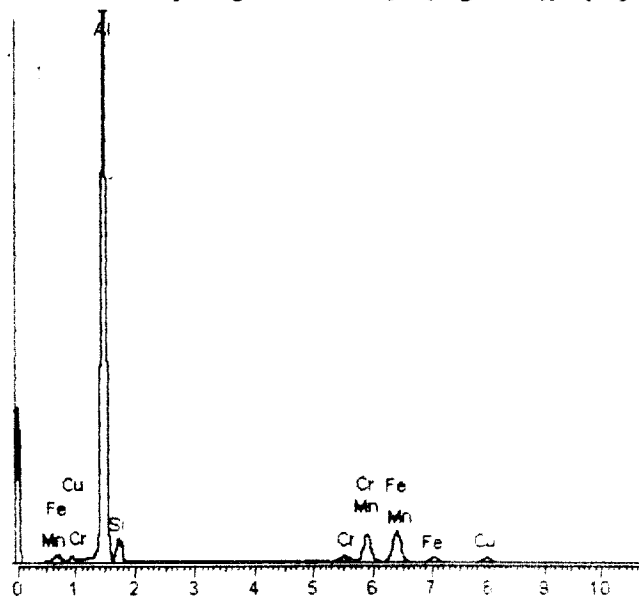
شکل ۴-۱۸ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه B8

تصویر الکترون برگشتی از فاز حروف چینی در آلیاژ بهسازی شده با کرم در شکل ۴-۱۹ نشان داده شده است. نتیجه EDX از این فاز در شکل ۴-۲۰ آمده است.



SEM MAG: 2.00 kx DET: BSE
HV: 25.0 kV DATE: 07/29/05 20 μm
VAC: HVVac Device: MV2300 Vega @Tescan
Obductal CamScan

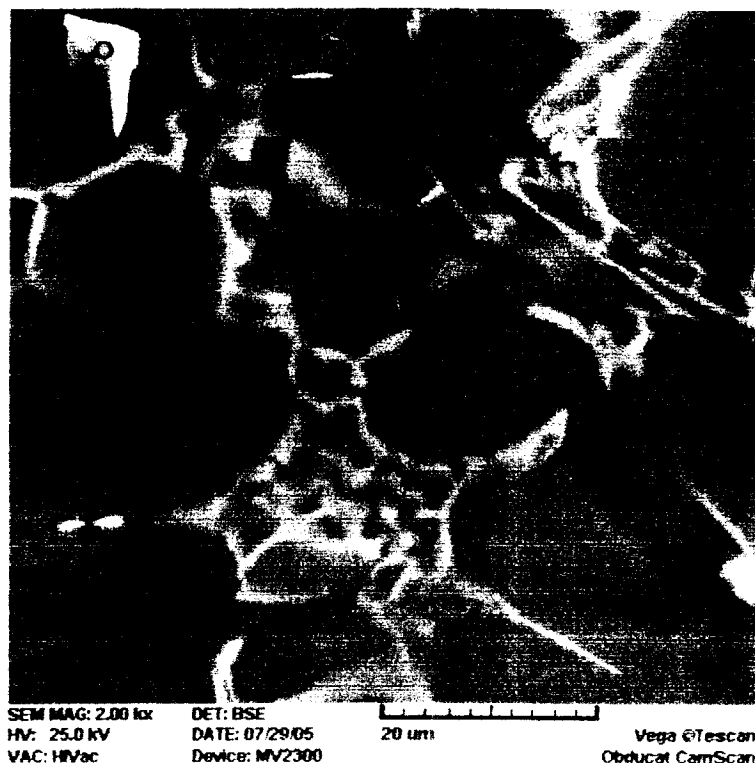
شکل ۴-۱۹ تصویر میکروسکوپ الکترونی از فاز حروف چینی در نمونه B4، O محل آنالیز EDX



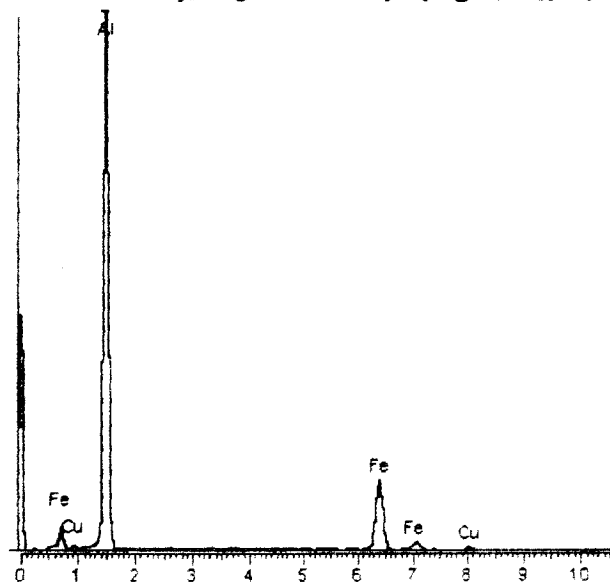
Element	Weight%	Atomic%
Al K	64.42	75.97
Si K	6.92	7.67
Mn K	9.97	5.65
Fe K	12.32	6.88
Cr K	3.41	2.38
Cu K	2.96	1.45
Totals	100.00	

شکل ۴-۲۰ نتیجه EDX از فاز حروف چینی در آلیاژ بهسازی شده با کرم

در شکل ۴-۲۱ که ریزساختار نمونه B7 را نشان می دهد، فاز آلفای حروف چینی با مورفولوژی شبیه گل رز نشان داده شده است. در گوشه سمت چپ و بالای تصویر فاز روتن گوشه دار دیده می شود که EDX حاصل از آن در شکل ۴-۲۲ آمده است.



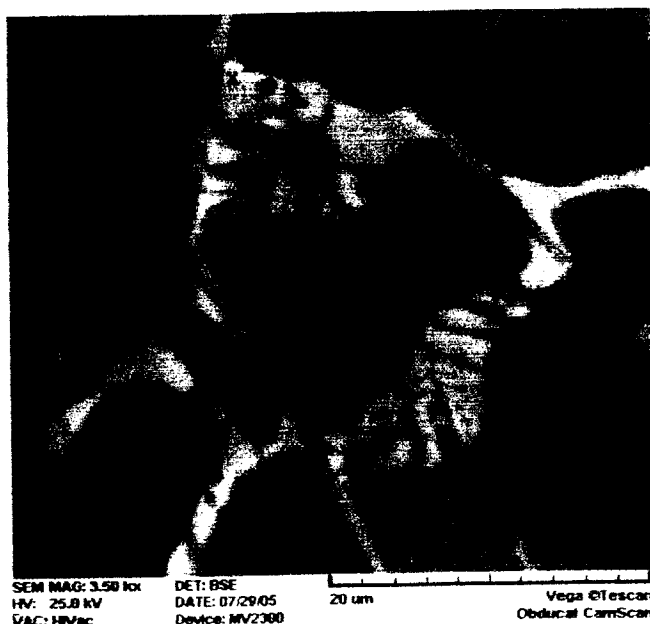
شکل ۴-۲۱ تصویر میکروسکوپ الکترونی از فاز حروف چینی در نمونه B7. O محل آنالیز EDX



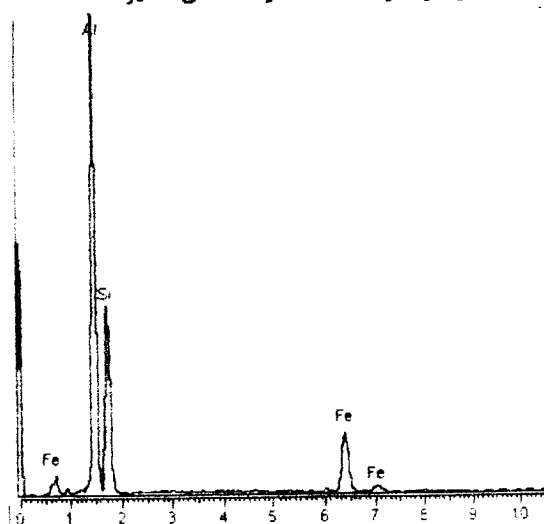
Element	Weight%	Atomic%
Al K	70.17	83.05
Fe K	28.25	16.16
Cu K	1.58	0.79
Totals	100.00	

شکل ۴-۲۲ نتایج EDX از فاز روشن گوشه دار (O)

در شکل ۴-۲۳ فاز سوزنی که بر روی آن فاز روشن جوانه زنی و رشد نموده دیده می شود. برای مشخص نمودن ترکیب شیمیایی این دو فاز از EDX بهره گرفته شد. نتایج حاصل از EDX در دو شکل ۴-۲۴ و ۴-۲۵ آمده است.

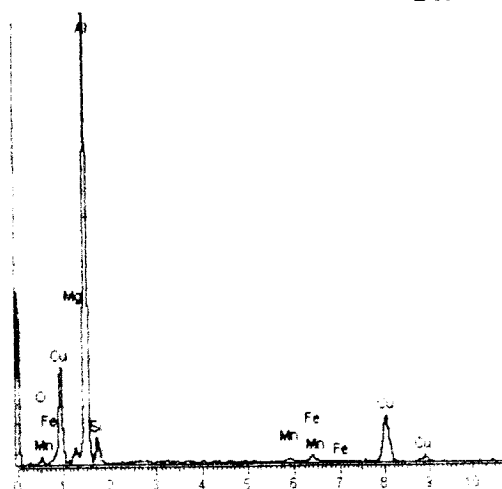


شکل ۴-۲۳ تصویر میکروسکوپ الکترونی از فاز سوزنی و فاز روشن در نمونه B6 و X محل آنالیز EDX



Element	Weight%	Atomic%
Al K	65.50	58.76
Si K	14.58	22.16
Fe K	17.12	17.90
Cu K	2.75	1.21
Totals	100.00	

شکل ۴-۲۴ نتیجه EDX از فاز سوزنی (O)



Element	Weight%	Atomic%
O K	3.97	7.77
Mg K	1.68	2.17
Al K	59.36	68.97
Si K	5.84	6.52
Mn K	0.90	0.51
Fe K	1.78	1.00
Cu K	26.47	13.06
Totals	100.00	

شکل ۴-۲۵ نتیجه EDX از فاز روشن اطراف فاز سوزنی (X)

۳-۱-۴ بهسازی با کبالت

برای تعیین مقدار بهینه کبالت جهت بهسازی فاز بتا، هشت ترکیب آلیاژی با نسبتهای مختلف آهن و کبالت مورد بررسی قرار گرفت. در جدول ۳-۴ ترکیب شیمیایی آلیاژهای منتخب ذکر شده است.

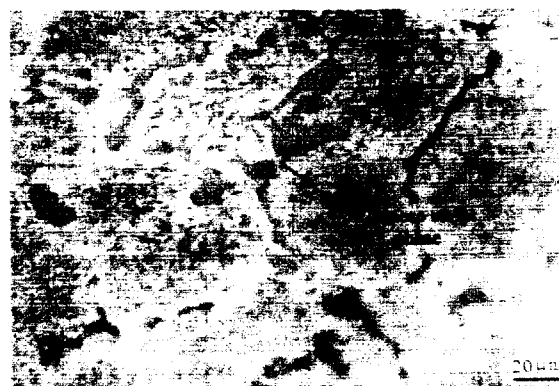
جدول ۳-۴ ترکیب شیمیایی آلیاژهای با نسبتهای مختلف کبالت و آهن و ساختار میکروسکوپی مرتبط به آنها

نمونه	عنصر (درصد وزنی)		ریزساختار*
	کبالت	آهن	
C1	۰/۳۲	۰/۶۴	C(2)+N(2)
C2	۰/۶۴	۰/۶۴	C(3)
C3	۱/۲۸	۰/۶۴	C(3)+P(1)
C4	۰/۶	۱/۰	C(2)+N(2)
C5	۱/۰	۱/۰	C(3)
C6	۱/۵	۱/۰	C(3)+P(2)+S(1)
C7	۱/۰	۱/۵	C(2)+N(2)
C8	۱/۵	۱/۵	C(3)+N(1)+P(1)

شکل های ۲۶-۴ تا ۳۴-۴ ریزساختار آلیاژ بهسازی شده با نسبتهای مختلف کبالت و آهن را نشان می دهند.



شکل ۲۶-۴ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه C1



شکل ۲۷-۴ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه C2



شکل ۴-۲۸ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه C3



شکل ۴-۲۹ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه C4



شکل ۴-۳۰ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه C5



شکل ۴-۳۱ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه C6



شکل ۴-۳۲ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه C7

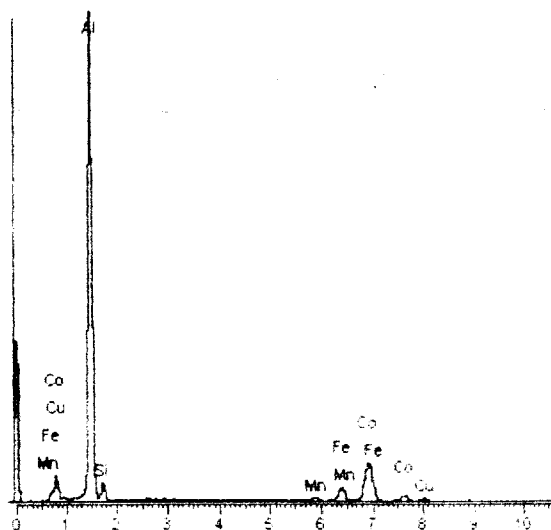


شکل ۴-۳۳ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه C8

شکل ۴-۳۴ تصویر میکروسکوپ الکترونی و شکل ۴-۳۵ نتیجه EDX از فاز حروف چینی در نمونه C5 را نشان می دهد.



شکل ۴-۳۴ تصویر میکروسکوپ الکترونی از فاز حروف چینی در نمونه C5، محل آنالیز EDX



Element	Weight%	Atomic%
Al K	66.73	78.90
Si K	4.97	5.64
Mn K	0.95	0.55
Fe K	5.50	3.14
Co K	19.92	10.79
Cu K	1.93	0.97
Totals	100.00	100.00

شکل ۴-۳۵ تصویر میکروسکوپ الکترونی و نتیجه EDX از فاز حروف چینی در نمونه C5

۴-۱-۴ بهسازی با استرانسیم

برای بررسی خواص بهسازی استرانسیم، هشت ترکیب آلیاژی با درصدهای مختلف آهن و استرانسیم انتخاب شد. ترکیب شیمیایی آلیاژها در جدول ۴-۴ آمده است.

جدول ۴-۴ ترکیب شیمیایی آلیاژهای با نسبت‌های مختلف استرانسیم و آهن و ساختار میکروسکوپی مرتبط به آنها

ریزساختار	عنصر (درصد وزنی)		نمونه
	آهن	استرانسیم	
C(2)+N(2)	۰/۶۴	۰/۰۲	D1
C(3)	۰/۶۴	۰/۰۳	D2
C(1)+N(3)	۱/۰	۰/۰۲	D3
C(3)+N(2)	۱/۰	۰/۰۳	D4
C(3)+N(1)	۱/۰	۰/۰۴	D5
C(1)+N(3)	۱/۵	۰/۰۳	D6
C(3)+N(2)	۱/۵	۰/۰۴۵	D7
C(3)+N(1)	۱/۵	۰/۰۶	D8

شکل های ۴-۳۶ تا ۴-۴۴ ریزساختار نمونه های بهسازی شده با مقادیر مختلف استرانسیم را نشان می دهد.



شکل ۴-۳۶ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه D1



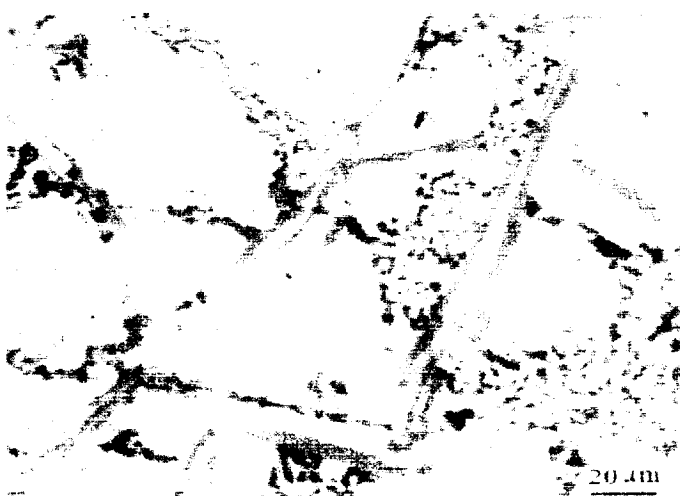
شکل ۴-۳۷ تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه D2



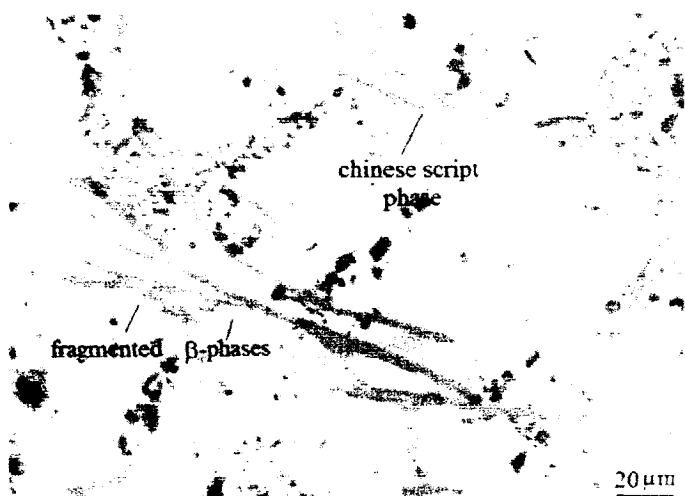
شکل ۴-۳۸ تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه D3



شکل ۴-۳۹ تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه D4



شکل ۴-۴۰ تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه D5



شکل ۴-۴۱ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه D6



شکل ۴-۴۲ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه D7



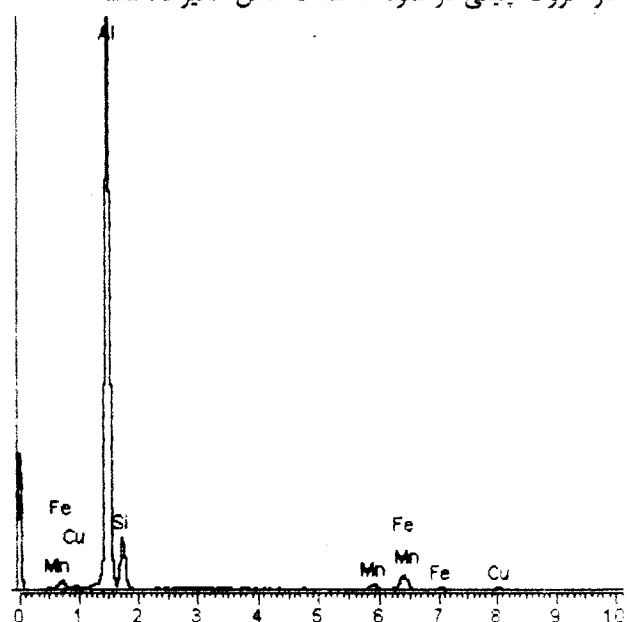
شکل ۴-۴۳ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه D8

در شکل ۴-۴ تصویر الکترون برگشتی از فاز حروف چینی در نمونه D4 نشان داده شده است. نتیجه EDX از این فاز در شکل ۴-۵ آمده است.



SEM MAG: 2.00 kx DET: BSE HV: 25.0 kV DATE: 07/29/05 20 um Vega ©Tescan Obducat CamScan Device: MV2300

شکل ۴-۴ تصویر میکروسکوپ الکترونی از فاز حروف چینی در نمونه D4. محل آنالیز EDX



Element	Weight%	Atomic%
Al K	50.75	58.88
Si K	24.46	27.21
Mn K	7.29	4.15
Fe K	16.71	9.37
Cu K	0.79	0.39
Totals	100.00	

شکل ۴-۵ نتیجه EDX از فاز حروف چینی (O)

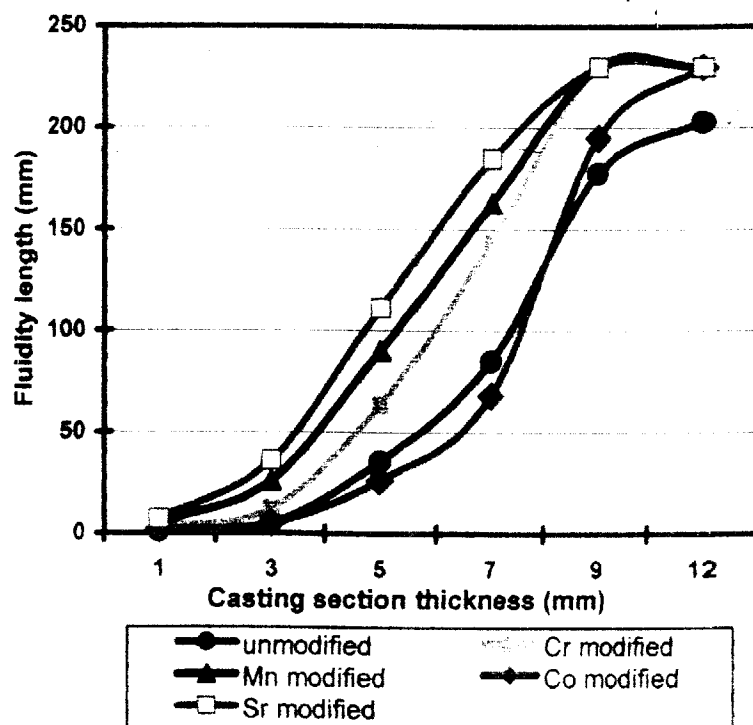
۲-۴ نتایج آزمون سیالیت

با توجه به نتایج به دست آمده از تعیین مقادیر بهینه عناصر بهساز جهت اصلاح ساختار فاز بتا در این بخش به بررسی تاثیر نرخ انجماد و عملیات بهسازی بر طول سیالیت آلیاژهای بهسازی شده که تا ۱٪ وزنی آهن دارند، پرداخته می شود. پنج نمونه با ترکیب اولیه آلیاژ ۳۱۹ که غلظت آهن آن تا ۱٪ افزایش یافته و شامل ۰/۶٪ منگنز، ۰/۴٪ کرم، ۱٪ کبالت و ۰/۳٪ استرانسیم می باشد، انتخاب و در قالب سیالیت تمسه ای ریخته گری شد. طول سیالیت حاصل از این ترکیبات آلیاژی در جدول ۵-۴ آمده است.

جدول ۵-۴ طول سیالیت نمونه ها در شرایط بهسازی نشده و بهسازی شده بر حسب میلیمتر

نوع آلیاژ	ضخامت ریخته گری					
	۱	۳	۵	۷	۹	۱۲
آلیاژ بهسازی نشده	۱	۳	۴۰	۸۵	۱۷۳	۲۰۳
آلیاژ بهسازی شده با منگنز	۵	۲۶	۹۰	۱۷۰	>۲۳۰	>۲۳۰
آلیاژ بهسازی شده با کرم	۳	۱۲	۶۵	۱۴۰	>۲۳۰	>۲۳۰
آلیاژ بهسازی شده با کبالت	۲	۵	۲۶	۶۸	۱۷۶	>۲۳۰
آلیاژ بهسازی شده با استرانسیم	۷	۳۶	۱۱۱	۱۸۵	>۲۳۰	>۲۳۰

منحنی تغییر طول سیالیت بر حسب ضخامت مقطع ریختگی و به ازای عناصر بهساز مختلف در شکل ۴-۴۶ نشان داده شده است.

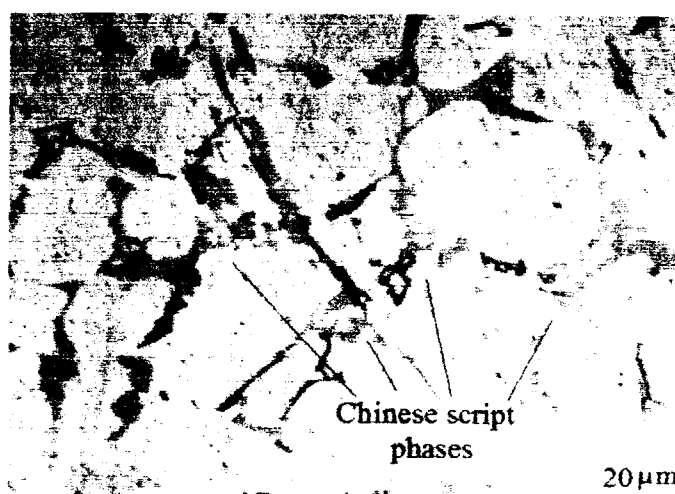


شکل ۴-۴۶ نمودار تغییر طول سیالیت با ضخامت مقطع ریختگی در شرایط مختلف بهسازی

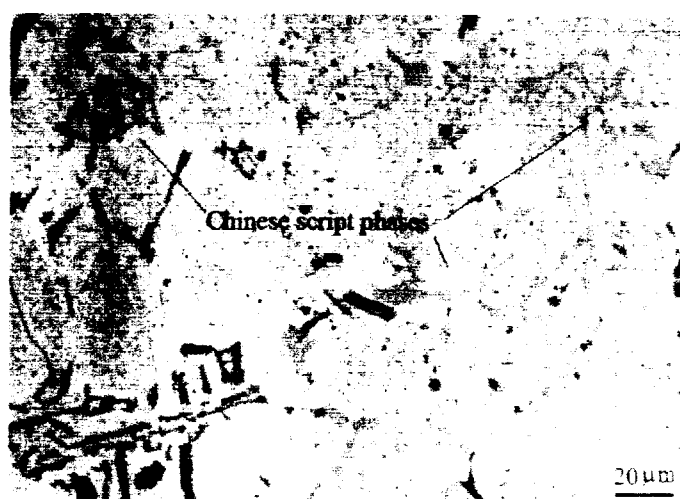
۳-۴ تاثیر نرخ انجماد بر مورفولوژی فاز بتا
در این بخش نتایج حاصل از تاثیر نرخ انجماد بر مورفولوژی ترکیبات بین فلزی غنی از آهن شامل فاز آلفا و بتا به ازای عناصر بهسازی مختلف آمده است.

۱-۳-۴ منگنز

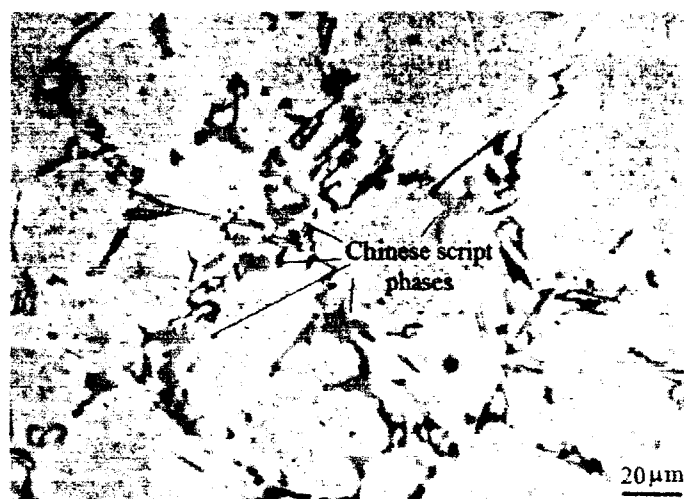
شکل های ۴-۴۷ تا ۴-۵۰ آلیاژ بهسازی شده با منگنز در مقاطع مختلف ریختگی را نشان می دهند.



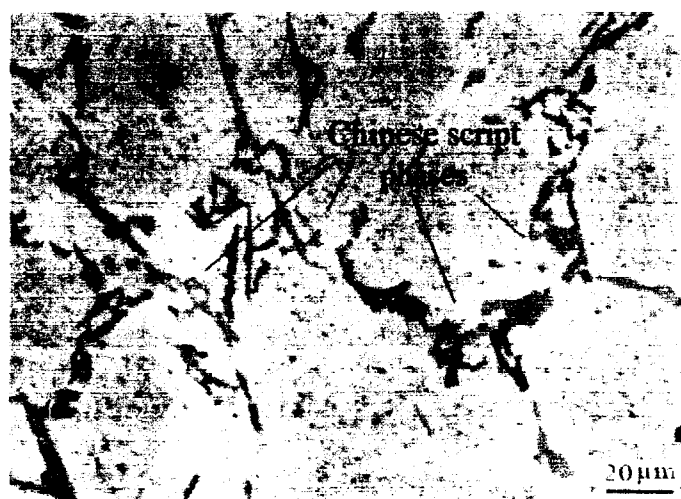
شکل ۴-۴۷ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با منگنز در مقطع ریختگی ۱۲ میلیمتر



شکل ۴-۴۸ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با منگنز در مقطع ریختگی ۹ میلیمتر



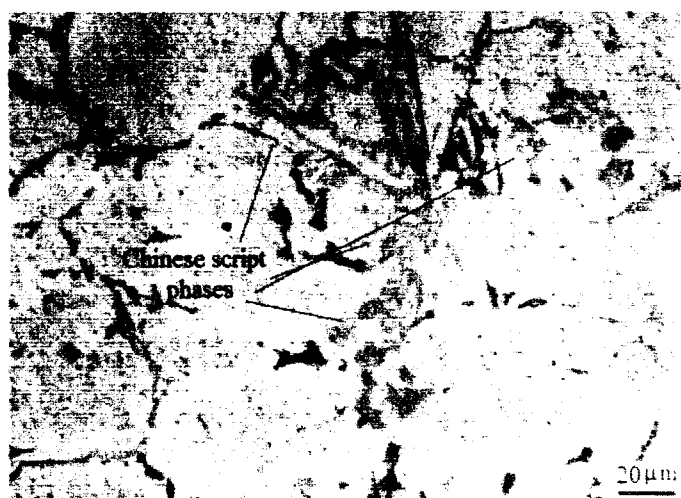
شکل ۴-۴۹ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با منگنز در مقطع ریختگی ۷ میلیمتر



شکل ۴-۵۰ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با منگنز در مقطع ریختگی ۵ میلیمتر

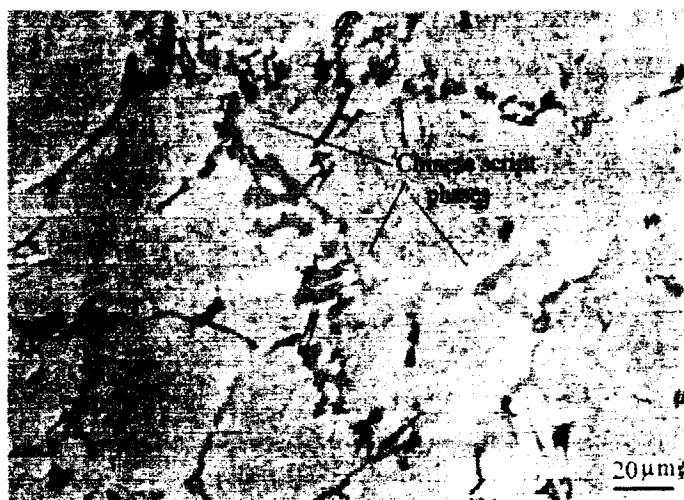
۴-۳-۲ کرم

شکلهای ۴-۵۱ تا ۴-۵۴ آلیاژ بهسازی شده با کرم در مقاطع ریختگی مختلف را نشان می دهد.



شکل ۴-۵۱ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با کرم در مقطع ریختگی ۱۲ میلیمتر

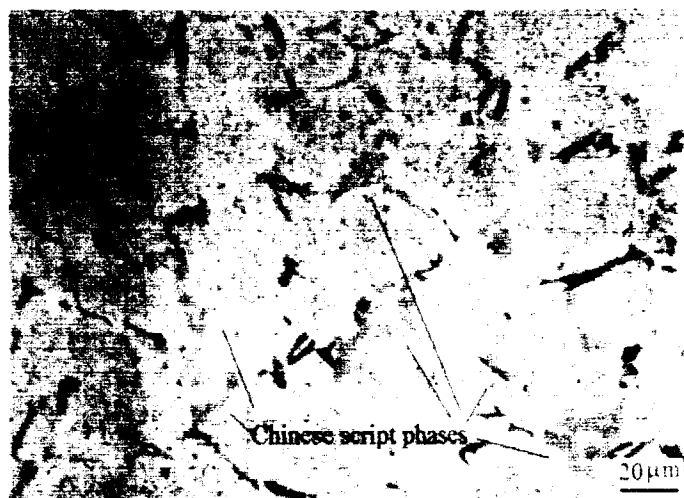
مرکز اطلاعات آزمون علمی ایران
تهران



شکل ۴-۵۲ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با کرم در مقطع ریختگی ۹ میلیمتر



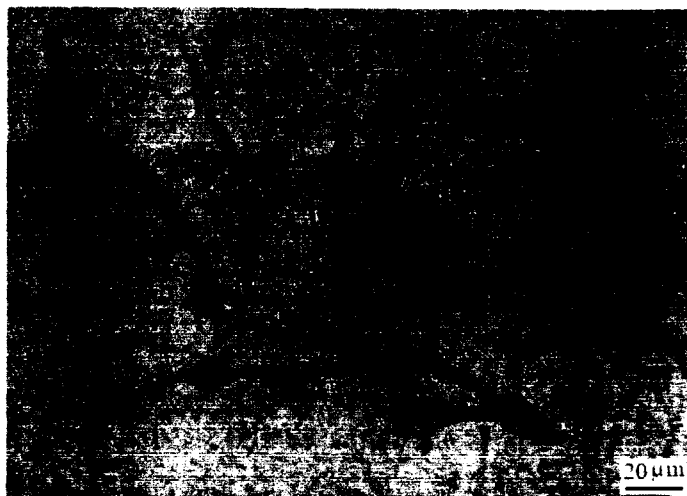
شکل ۴-۵۳ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با کرم در مقطع ریختگی ۷ میلیمتر



شکل ۴-۵۴ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با کرم در مقطع ریختگی ۵ میلیمتر

۳-۳-۴ کبالت

شکلهای ۵۵-۴ تا ۵۸-۴ ریزساختار آلیاژ بهسازی شده با کبالت نشان می دهد.



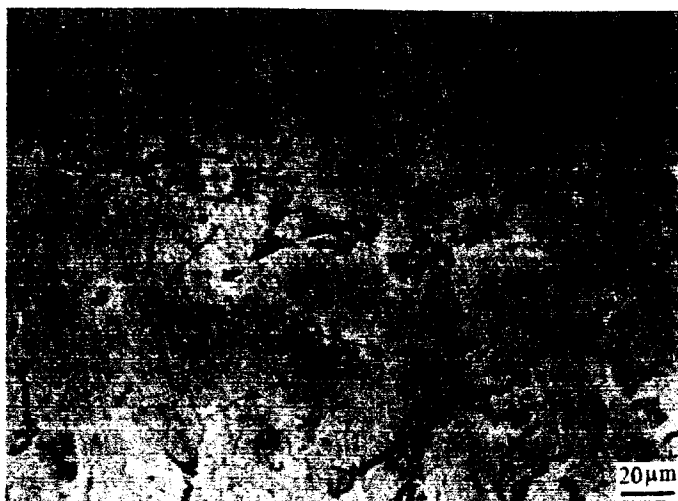
شکل ۵۵-۴ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با کبالت در مقطع ریختگی ۱۲ میلیمتر



شکل ۵۶-۴ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با کبالت در مقطع ریختگی ۹ میلیمتر



شکل ۵۷-۴ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با کبالت در مقطع ریختگی ۷ میلیمتر



شکل ۴-۵۸ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با کبالت در مقطع ریختگی ۵ میلیمتر

۴-۳-۴ استرانسیم

شکل های ۴-۵۹ تا ۴-۶۲ ریزساختار آلیاژ بهسازی شده با ۳۰۰ ppm استرانسیم را نشان می دهد.



شکل ۴-۵۹ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با استرانسیم در مقطع ریختگی ۱۲ میلیمتر



شکل ۴-۶۰ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با استرانسیم در مقطع ریختگی ۹ میلیمتر



شکل ۴-۶۱ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با استرانسیم در مقطع ریختگی ۷ میلیمتر



شکل ۴-۶۲ تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ بهسازی شده با استرانسیم در مقطع ریختگی ۵ میلیمتر

۴-۴ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا

با استفاده از دستگاه آنالیز تصویر، مشخصات فاز بتا شامل طول، ضخامت و تعداد ذرات فاز بتا در ریزساختار تعیین شد. نمونه ها در فواصل ۲ و ۴ سانتیمتری از انتهای هر تسمه انتخاب شد.

۴-۴-۱ آنالیز تصویری از ۲ سانتیمتری انتهای هر تسمه

جدول های ۴-۶ تا ۴-۱۰ نتایج بررسی مشخصات فاز بتا در نمونه های تهیه شده از فاصله ۲ سانتیمتری از انتهای تسمه را نشان می دهند.

جدول ۴-۶ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا در آلیاژ ۳۱۹ با ۱٪ وزنی آهن

مشخصات فاز بتا					ضخامت مقطع ریختگی (میلیمتر)
۱۲	۹	۷	۵	۳	
۹۸/۴±۲۳	۶۳/۵±۳۰	۵۳/۴±۱۰/۴	۵۱/۹±۱۲/۲	-	طول متوسط (μm)
۱۰/۶±۳/۴	۹/۴±۲/۳	۷/۸±۱/۸	۷/۶±۲/۷	-	ضخامت متوسط (μm)
۲۶۵±۳۰	۳۵۳±۹۱	۴۰۰±۹۵	۵۰۲±۱۵۹	-	تعداد ذرات بر واحد سطح (mm ²)

جدول ۴-۷ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا در آلیاژ ۳۱۹ بهسازی شده با منگنز

مشخصات فاز بتا	ضخامت مقطع ریختگی (میلیمتر)				
	۱۲	۹	۷	۵	۳
طول متوسط (μm)	۳۹/۴±۵/۶	۳۷/۸±۸/۱	۳۴/۵±۶/۳	۲۸/۱±۱۳/۲	-
ضخامت متوسط (μm)	۲/۷±۰/۹	۲/۶±۱/۳	۲/۳±۰/۷	۲/۰±۰/۷	-
تعداد ذرات بر واحد سطح (mm^2)	۱۸۷±۶۶	۲۰۰±۵۶	۲۱۱±۳۹	۲۳۲±۵۷	-

جدول ۴-۸ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا در آلیاژ ۳۱۹ بهسازی شده با کرم

مشخصات فاز بتا	ضخامت مقطع ریختگی (میلیمتر)				
	۱۲	۹	۷	۵	۳
طول متوسط (μm)	۴۲/۱±۱۹/۲	۴۰/۶±۱۷/۸	۳۷/۷±۱۱/۴	۳۱/۶±۸/۱	-
ضخامت متوسط (μm)	۲/۸±۰/۹	۲/۷±۰/۸	۲/۴±۰/۵	۲/۱±۰/۴	-
تعداد ذرات بر واحد سطح (mm^2)	۱۹۵±۷۹	۲۱۰±۹۴	۲۲۲±۹۲	۲۴۴±۱۳۳	-

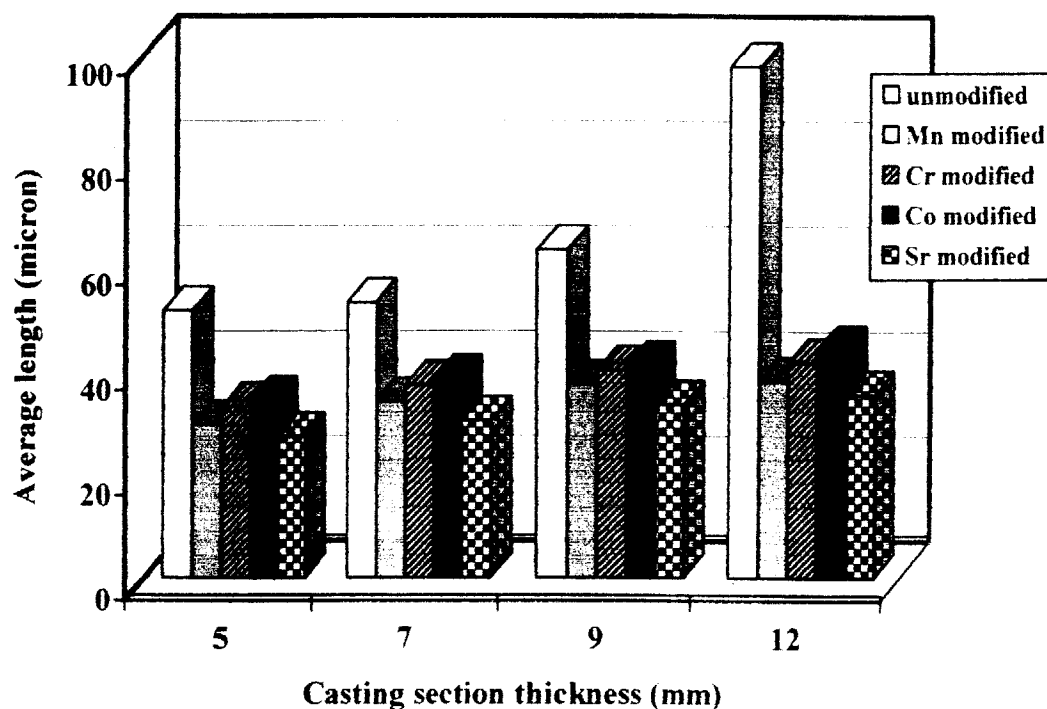
جدول ۴-۹ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا در آلیاژ ۳۱۹ بهسازی شده با کبالت

مشخصات فاز بتا	ضخامت مقطع ریختگی (میلیمتر)				
	۱۲	۹	۷	۵	۳
طول متوسط (μm)	۳۴/۶±۷/۸	۴۱/۵±۸/۸	۳۸/۸±۷/۳	۳۴/۸±۵/۶	-
ضخامت متوسط (μm)	۳/۰±۱/۱	۲/۸±۰/۷	۲/۶±۰/۵	۲/۲±۰/۹	-
تعداد ذرات بر واحد سطح (mm^2)	۱۹۹±۵۷	۲۱۷±۷۷	۲۴۵±۱۰۳	۲۵۱±۸۹	-

جدول ۴-۱۰ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا در آلیاژ ۳۱۹ بهسازی شده با استرانسیم

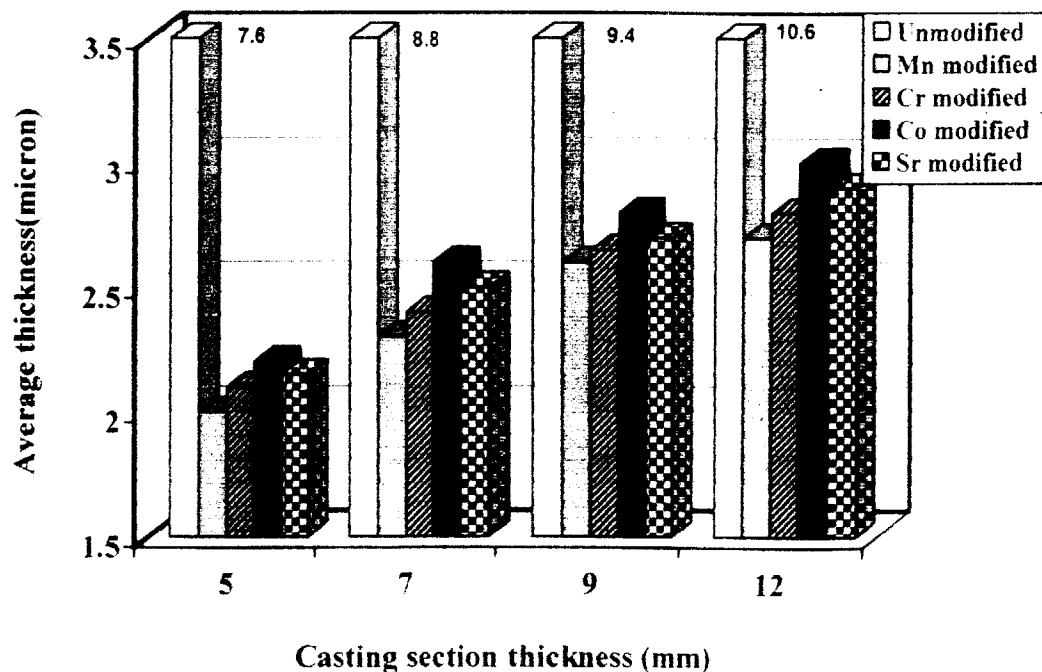
مشخصات فاز بتا	ضخامت مقطع ریختگی (میلیمتر)				
	۱۲	۹	۷	۵	۳
طول متوسط (μm)	۴۶/۳±۱۶/۱	۳۴/۱±۹/۷	۳۱/۰±۵/۹	۲۷/۸±۶/۹	۱۸/۶±۵/۴
ضخامت متوسط (μm)	۲/۹±۱/۵	۲/۷±۰/۶	۲/۵±۰/۷	۲/۱±۰/۷	۱/۹±۰/۵
تعداد ذرات بر واحد سطح (mm^2)	۱۳۷±۷۵	۱۵۵±۸۷	۱۷۰±۶۱	۲۲۲±۸۴	۳۱۹±۸۵

شکل ۴-۶۳ تغییرات طول متوسط فاز بتا در مقاطع مختلف ریختگی را نشان می دهد.

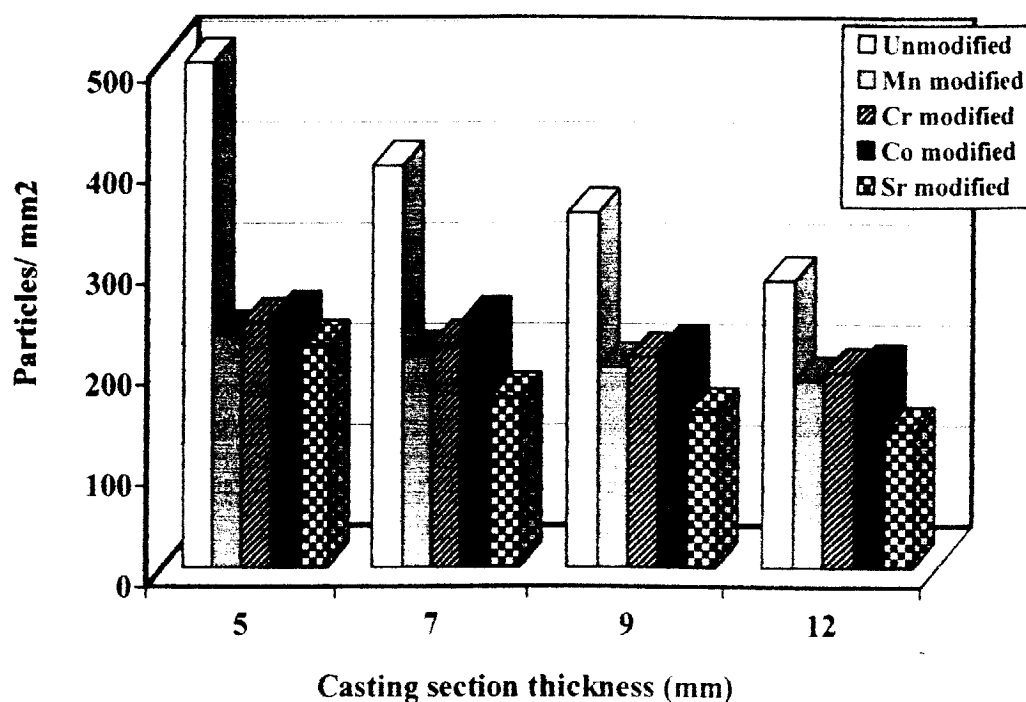


شکل ۴-۶۳ اثر عامل بهساز و ضخامت مقطع ریختگی بر طول متوسط فاز بتا

شکل ۴-۶۴ تغییر ضخامت متوسط فاز بتا و شکل ۴-۶۵ تغییر تعداد ذرات فاز بتا به ازای عناصر بهساز و در مقاطع مختلف ریختگی را نشان می دهد.



شکل ۴-۶۴ اثر عامل بهساز و ضخامت مقطع ریختگی بر ضخامت متوسط فاز بتا



شکل ۴-۶۵ اثر عامل بهساز و ضخامت مقطع ریختگی بر تعداد ذرات فاز بتا

۴-۴-۲ آنالیز تصویری از ۴ سانتیمتری انتهای هر تسمه

جدول های ۴-۱۱ تا ۴-۱۵ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا از نمونه های منتخب از فاصله ۴ سانتیمتری انتهای هر تسمه را نشان می دهند.

جدول ۴-۱۱ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا در آلیاژ ۳۱۹ بهسازی شده با آهن

مشخصات فاز بتا					ضخامت مقطع ریختگی (میلیمتر)
۱۲	۹	۷	۵	۳	
۱۰۰/۷±۱۷	۶۹/۸±۲/۹	۶۰/۱±۱۱/۳	-	-	طول متوسط (μm)
۱۲/۰±۲/۴	۱۰/۳±۳/۶	۸/۲±۲/۱	-	-	ضخامت متوسط (μm)
۲۸۶±۱۹	۳۹۴±۸۵	۴۳۰±۱۰۲	-	-	تعداد ذرات بر واحد سطح (mm ²)

جدول ۴-۱۲ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا در آلیاژ ۳۱۹ بهسازی شده با منگنز

مشخصات فاز بتا					ضخامت مقطع ریختگی (میلیمتر)
۱۲	۹	۷	۵	۳	
۴۴±۷/۱	۳۹/۹±۸/۶	۳۶±۱۴/۱	۳۰/۹±۳/۴	-	طول متوسط (μm)
۲/۹±۰/۴	۲/۴±۰/۶	۲/۲±۰/۳	۲/۱±۰/۲	-	ضخامت متوسط (μm)
۲۱۰±۶۶	۲۱۷±۱۰۱	۲۳۰±۳۴	۲۵۶±۵۴	-	تعداد ذرات بر واحد سطح (mm ²)

جدول ۴-۱۳ نتایج حاصل از تجزیه و تحلیل تصویری فاز بتا در آلیاژ ۳۱۹ بهسازی شده با کرم

مشخصات فاز بتا	ضخامت مقطع ریختگی (میلیمتر)				
	۱۲	۹	۷	۵	۳
طول متوسط (μm)	۴۶/۳±۱۰/۸	۴۴/۶±۱۰/۱	۴۲/۷±۸/۸	۳۴/۴±۶/۵	-
ضخامت متوسط (μm)	۳/۱±۱/۲	۲/۹±۰/۶	۲/۷±۰/۳	۲/۴±۰/۳	-
تعداد ذرات بر واحد سطح (mm^2)	۲۴۷±۷۵	۲۵۶±۶۳	۲۶۴±۶۹	۲۸۱±۱۴۳	-

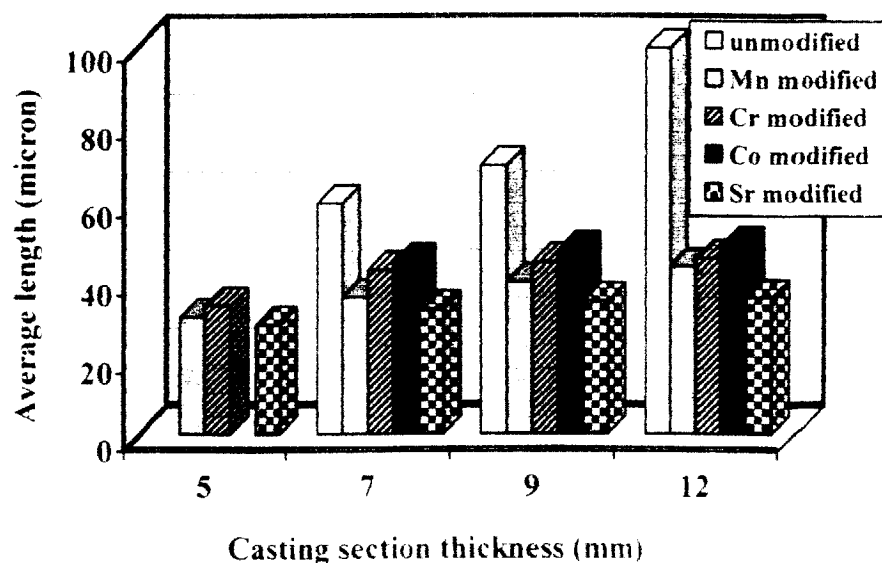
جدول ۴-۱۴ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا در آلیاژ ۳۱۹ بهسازی شده با کبالت

مشخصات فاز بتا	ضخامت مقطع ریختگی (میلیمتر)				
	۱۲	۹	۷	۵	۳
طول متوسط (μm)	۴۹/۴±۶/۲	۴۷/۷±۵/۹	۴۴/۵±۷/۹	-	-
ضخامت متوسط (μm)	۲/۳±۰/۸	۳/۱±۰/۲	۲/۹±۰/۷	-	-
تعداد ذرات بر واحد سطح (mm^2)	۲۵۳±۱۰۰	۲۸۹±۱۲۴	۳۰۰±۱۶۵	-	-

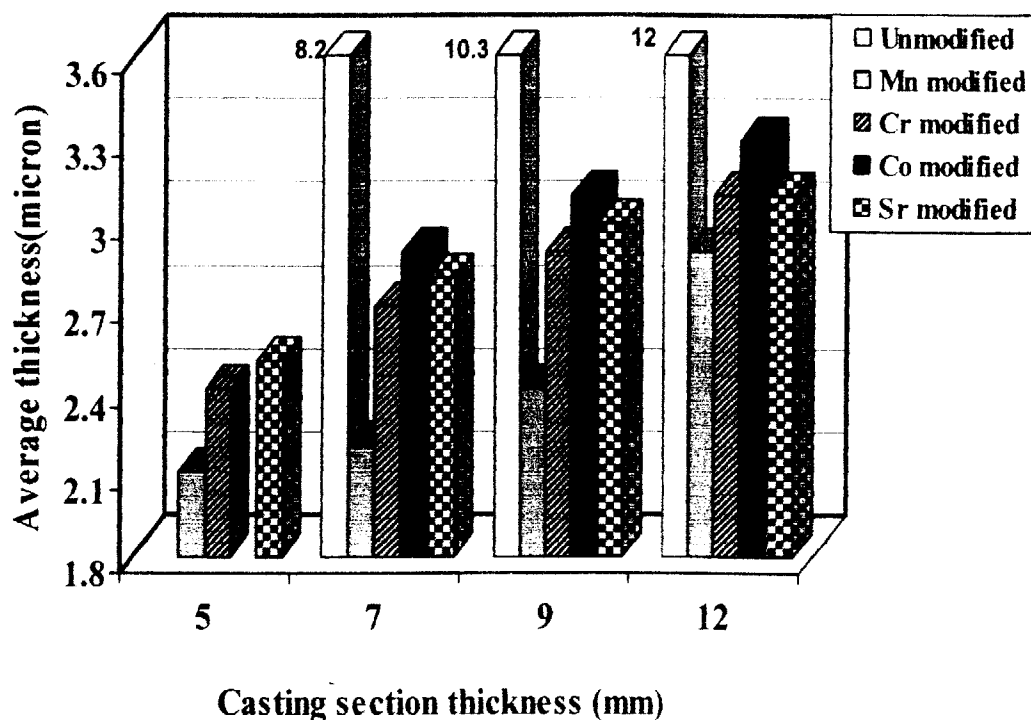
جدول ۴-۱۵ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا در آلیاژ ۳۱۹ بهسازی شده با استرانسیم

مشخصات فاز بتا	ضخامت مقطع ریختگی (میلیمتر)				
	۱۲	۹	۷	۵	۳
طول متوسط (μm)	۳۶±۸/۹	۳۴/۹±۹/۴	۳۲/۸±۵/۳	۲۹/۸±۷/۸	-
ضخامت متوسط (μm)	۳/۱±۰/۵	۳/۰±۰/۴	۲/۸±۰/۴	۲/۵±۰/۶	-
تعداد ذرات بر واحد سطح (mm^2)	۲۹۴±۸۲	۳۰۰±۸۶	۳۱۶±۱۰۹	۳۴۳±۱۲۲	-

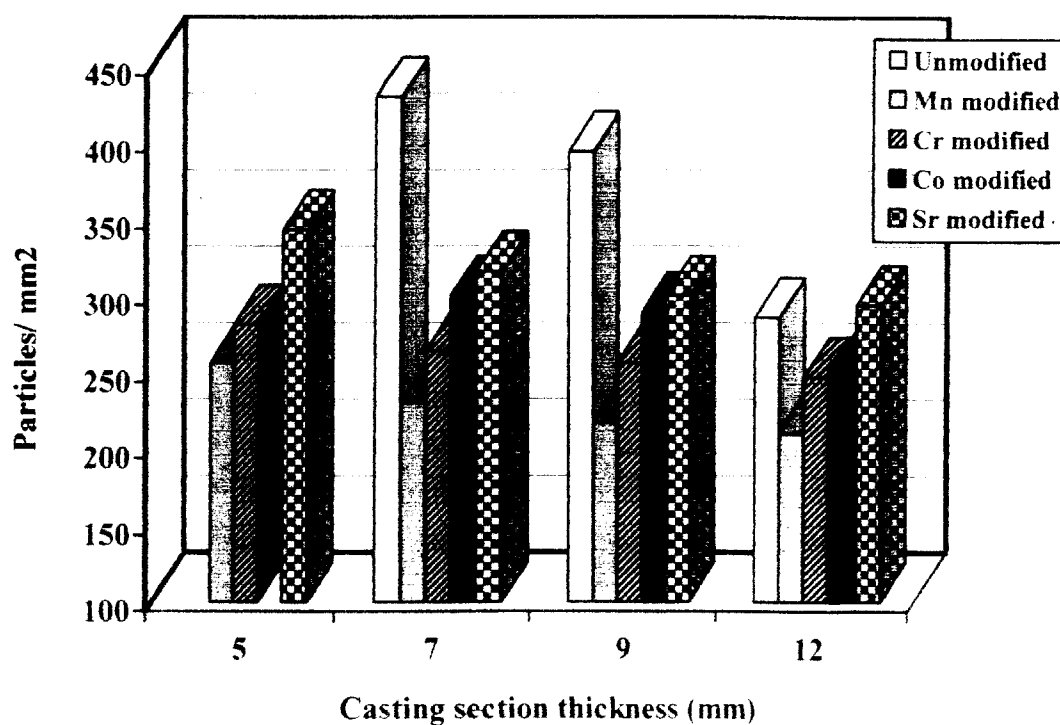
شکل های ۴-۶۶، ۴-۶۷ و ۴-۶۸ نمودار تغییر طول و ضخامت متوسط فاز بتا و تعداد ذرات فاز بتا با عامل بهسازی و مقطع ریختگی را نشان می دهند.



شکل ۴-۶۶ اثر عامل بهسازی و ضخامت مقطع ریختگی بر طول متوسط فاز بتا



شکل ۴-۶۷ اثر عامل بهسازی و ضخامت مقطع ریختگی بر ضخامت متوسط فاز بتا



شکل ۴-۶۸ اثر عامل بهسازی و ضخامت مقطع ریختگی بر تعداد ذرات فاز بتا

۵-۴ تغییر DAS با عامل بهساز و نرخ انجماد

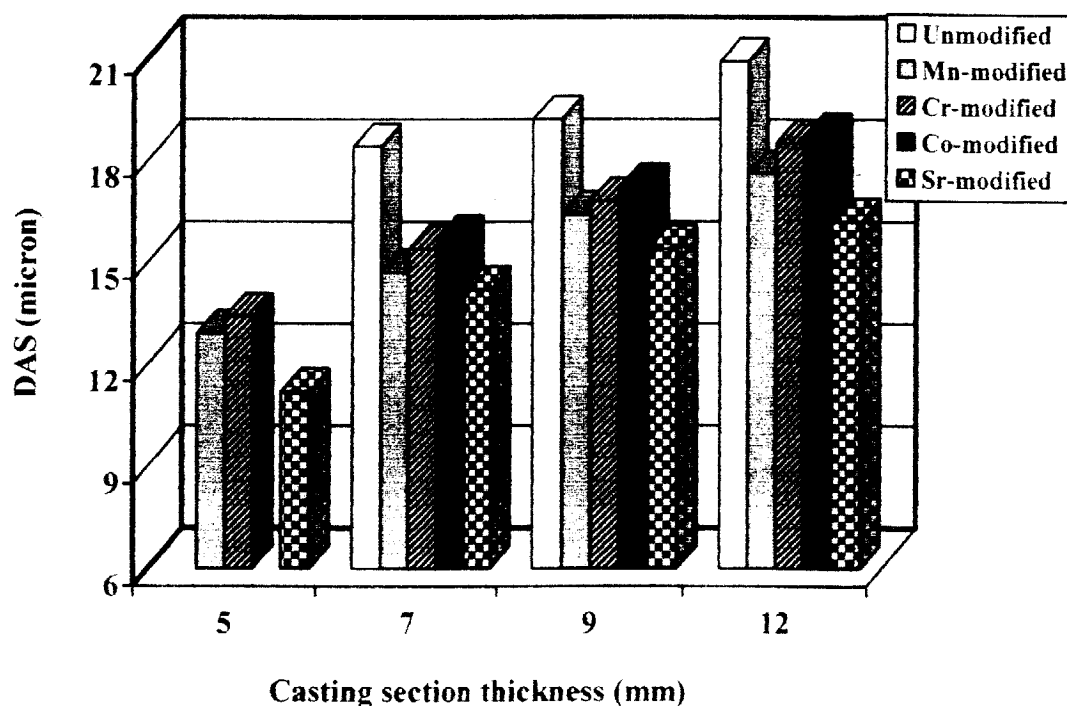
۱-۵-۴ تغییر DAS در ۲ سانتیمتری انتهای هر تسمه

با آنالیز تصویری دندریتها در ریزساختار، تغییر DAS با ضخامت مقطع ریختگی و عامل بهساز در نمونه های تهیه شده از فاصله ۲ سانتیمتری انتهای هر تسمه تعیین گردید (جدول ۴-۱۶).

جدول ۴-۱۶ تغییرات DAS با تغییر عامل بهساز در فاصله ۲ سانتیمتری از پایان انجماد در هر تسمه

ترکیب آلیاژ	ضخامت مقطع ریختگی (mm)				
	۱۲	۹	۷	۵	۳
آلیاژ با ۱٪ آهن	۲۰/۹±۱/۸	۱۹/۲±۱/۰	۱۸/۴±۲/۹	-	-
بهبازی شده با منگنز	۱۷/۶±۲/۹	۱۶/۴±۰/۷	۱۴/۹±۲/۱	۱۲/۹±۰/۸	-
بهبازی شده با کرم	۱۸/۵±۲/۰	۱۶/۸±۲/۲	۱۵/۴±۲/۱	۱۳/۱±۲/۷	-
بهبازی شده با کبالت	۱۸/۷±۲/۳	۱۷/۲±۱/۶	۱۵/۷±۱/۷	-	-
بهبازی شده با استرانسیم	۱۶/۲±۳/۹	۱۵/۴±۳/۰	۱۴/۵±۴/۱	۱۱/۲±۲/۶	۳/۸±۱/۵

شکل ۴-۶۹ تغییر DAS با ضخامت مقطع ریختگی و عنصر بهساز را نشان می دهد.



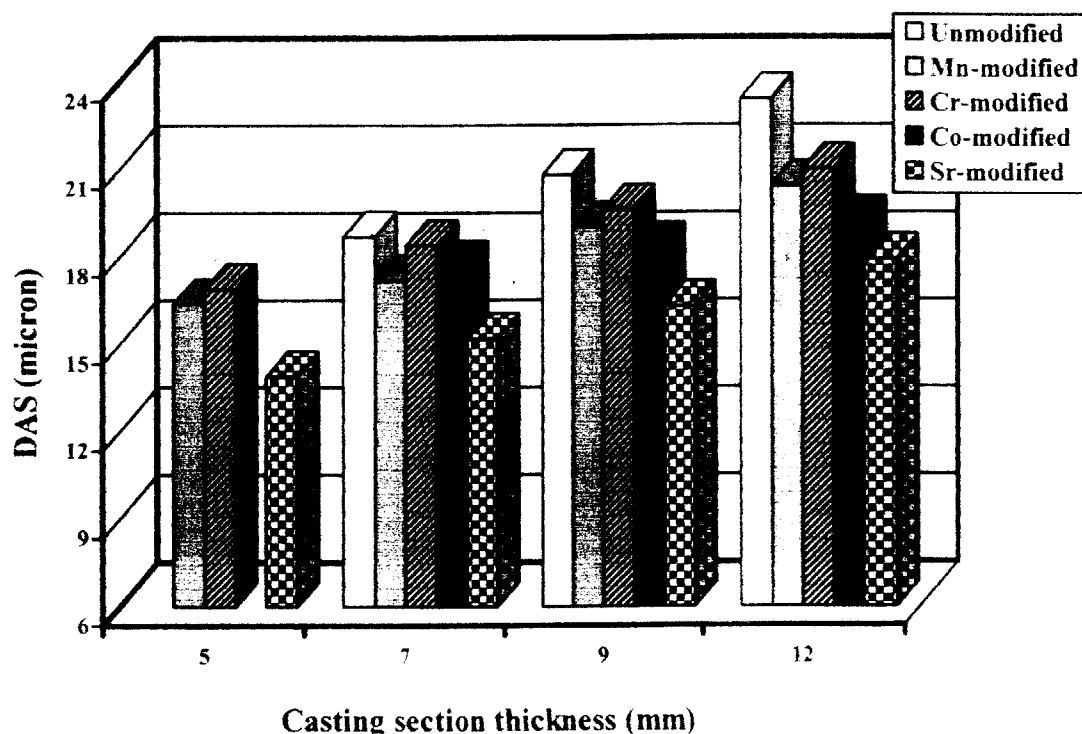
شکل ۴-۶۹ تغییرات DAS در فاصله ۲ سانتیمتری از انتهای هر تسمه با تغییر ضخامت

۴-۵-۲ تغییرات DAS در ۴ سانتیمتری انتهای هر تسمه
در این بخش اندازه DAS در نمونه های تهیه شده از فاصله ۴ سانتیمتری انتهای هر تسمه تعیین شده است. مقادیر به دست آمده در جدول ۴-۱۷ آمده است.

جدول ۴-۱۷ تغییرات DAS با تغییر عامل بهساز در فاصله ۴ سانتیمتری از انتهای هر تسمه

نوع آلیاژ	ضخامت مقطع ریختگی (mm)				
	۱۲	۹	۷	۵	۳
آلیاژ با ۱٪ آهن	۲۳/۴±۴/۱	۲۰/۸±۱/۴	۱۸/۷±۱/۷	-	-
بهسازی شده با منگنز	۲۰/۴±۱/۳	۱۹/۰±۱/۱	۱۷/۴±۱/۰	۱۶/۴±۰/۹	-
بهسازی شده با کرم	۲۱/۰±۰/۹	۱۹/۶±۲/۱	۱۸/۴±۱/۹	۱۶/۹±۲/۰	-
بهسازی شده با کبالت	۱۹/۲±۱/۳	۱۸/۳±۲/۵	۱۷/۷±۱/۸	-	-
بهسازی شده با استرانسیم	۱۷/۹±۲/۲	۱۶/۳±۱/۱	۱۵/۲±۱/۱	۱۳/۹±۱/۵	-

شکل ۴-۷۰ تغییرات DAS با ضخامت مقطع ریختگی و عامل بهساز را نشان می دهد.



شکل ۴-۷۰ تغییرات DAS در فاصله ۴ سانتیمتری از انتهای هر تسمه با تغییر ضخامت

فصل پنجم

بحث و بررسی نتایج

۵-۱ تعیین مقدار بهینه عامل بهساز

۵-۱-۱ منگنز

برای تعیین مقدار بهینه منگنز به ازای مقادیر مختلف آهن درصدهای مختلفی از منگنز مورد بررسی قرار گرفت. نمونه های A1 و A2 شامل ۰/۶٪ آهن می باشد. شکل ۴-۱ ریزساختار نمونه A1 با نسبت منگنز به آهن یک به دو را نشان می دهد که در آن فاز بتای سوزنی به خوبی مشخص است. با توجه به شکل مشخص می شود مقدار منگنز برای بهسازی فاز بتا کافی نیست. شکل ۴-۲ ریزساختار نمونه A2 را نشان می دهد که در آن مقدار منگنز بیشتری نسبت به نمونه A1 وجود دارد. افزایش مقدار منگنز سبب تشکیل مورفولوژی فاز حروف چینی به جای فاز سوزنی می شود.

در نمونه های A3، A4 و A5 درصد آهن تا ۱٪ وزنی افزایش یافته است. در نمونه A3 که ریزساختار آن در شکل ۴-۳ نشان داده شده است نسبت منگنز به آهن ۰/۳ به ۱ می باشد. افزایش مقدار آهن سبب تشکیل فاز بتای بیشتری می شود. حضور منگنز هر چند به میزان کم، باعث می شود برخی ترکیبات بین فلزی آهن به شکل فاز حروف چینی تشکیل شوند. با افزایش مقدار منگنز تا ۰/۶٪ در نمونه A4، استحاله کامل فاز بتا به آلفا انجام می پذیرد (شکل ۴-۴). با افزایش مقدار منگنز تا ۱٪ وزنی فاز آلفای چندوجهی به جای فاز حروف چینی تشکیل می شود [۱۹]. در شکل ۴-۵ که ریزساختار نمونه A5 را نشان می دهد، افزایش مقدار منگنز تا ۱٪ سبب تشکیل فاز آلفای چندوجهی در کنار فاز حروف چینی می شود.

با افزایش غلظت آهن، درصد حجمی، طول و ضخامت فاز بتا در ریزساختار افزایش می یابد، لذا مقادیر بیشتری از منگنز جهت بهسازی فاز بتا مورد نیاز بود. ریزساختار نمونه A6 با ۰/۶٪ منگنز و ۱/۵٪ آهن در شکل ۴-۶ نشان داده شده است که شامل فاز بتای سوزنی و مقادیر کمی فاز حروف چینی می باشد. ریزساختار نمونه A7 با ۱/۵٪ آهن و ۰/۹٪ منگنز در شکل ۴-۷ نشان داده شده است. با افزایش مقدار منگنز فاز چندوجهی نیز در ساختار مشاهده می شود. با افزایش مقدار منگنز و یا نسبت منگنز به آهن در نمونه A8 که ریزساختار آن در شکل ۴-۸ آمده است، تمام ترکیبات بین فلزی آهن به صورت حروف چینی و چندوجهی تشکیل می شوند.

مقایسه ریزساختار نمونه ها مشخص می کند با افزایش آهن از ۰/۶ تا ۱/۵٪ وزنی، حضور ترکیبات بین فلزی آهن به خصوص فاز بتای سوزنی در آلیاژ افزایش می یابد. از سوی دیگر مقدار منگنز بیشتری جهت اصلاح ساختار مورد نیاز است. با توجه به نتایج به دست آمده از مشاهده ریز ساختار آلیاژهای بهسازی شده با نسبتهای منگنز به آهن مختلف، مشخص می شود برای آلیاژ A319 با ۱٪ وزنی آهن، حداقل به ۰/۶٪ منگنز جهت اصلاح فاز بتای سوزنی و تشکیل فاز حروف چینی نیاز می باشد.

در شکل ۴-۹ تصویر الکترون بازگشتی فاز حروف چینی در نمونه A4 که با ۰/۶٪ منگنز بهسازی شده بود نشان داده شده است. اطلاعات مربوط به EDX این فاز که در شکل ۴-۱۰ ذکر شده است

نشان می دهد ترکیب شیمیایی تقریبی فاز به صورت $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ می باشد. این ترکیب فرضیه بهسازی فاز بتا از طریق جایگزین شدن اتمهای منگنز با اتمهای آهن در ساختار کریستالی را تایید می کند [۳۵].

۵-۱-۲ کرم

برای تعیین مقدار موثر کرم جهت اصلاح فاز بتای سوزنی هشت ترکیب با نسبتهای مختلف کرم و آهن انتخاب گردید. شکل ۴-۱۱ ریزساختار نمونه B1 با ۰/۲٪ کرم را نشان می دهد. این مقدار کرم جهت بهسازی فاز بتا کافی به نظر نمی رسد. با افزایش نسبت کرم به آهن در نمونه B2 (شکل ۴-۱۱) ترکیبات بین فلزی غنی از آهن به صورت فاز حروف چینی در ریزساختار نمایان می شوند. افزایش مقدار آهن تا ۱٪ سبب افزایش حضور فاز بتای سوزنی در آلیاژ می شود. شکل ۴-۱۲ نمونه B3 که ترکیب آلیاژی آن شامل ۱٪ آهن و ۰/۲٪ کرم می باشد را نشان می دهد. در این شکل ذرات سوزنی فاز بتا به خوبی مشخص هستند. در نمونه های B4 و B5 نسبت کرم به آهن افزایش یافته است. در نمونه B4 با ۱٪ وزنی آهن و ۰/۴٪ کرم که در شکل ۴-۱۴ نشان داده شده است فاز حروف چینی تشکیل می شود. به نظر می رسد این مقدار کرم برای بهسازی فاز بتا مناسب باشد. شکل ۴-۱۵ نمونه B5 را نشان می دهد که در آن مقدار کرم تا ۰/۶٪ افزایش یافته است. همانطور که مشاهده می شود مقدار فاز حروف چینی افزایش یافته است.

با افزایش غلظت آهن درصد حجمی فاز بتا افزایش می یابد. در شکل ۴-۱۶ که ریزساختار نمونه B6 با ۱۵٪ آهن و ۰/۹۳٪ کرم را نشان می دهد حضور فاز بتا در ریزساختار مشخص است. با افزایش نسبت کرم به آهن، مورفولوژی حروف چینی جایگزین فاز سوزنی می شود. این موضوع در شکل های ۴-۱۷ و ۴-۱۸ به خوبی نشان داده شده است. با توجه به نتایج حاصل از مشاهده میکروسکوپی، مشخص می شود ۰/۴٪ کرم برای بهسازی آلیاژ A319 با ۱٪ آهن کافی است.

در شکل ۴-۱۹ تصویر الکترون برگشتی از فاز حروف چینی در نمونه B4 نشان داده شده است. نتیجه EDX از این فاز که در شکل ۴-۲۰ آمده است ترکیب شیمیایی تقریبی $Al_{15}(Fe,Mn,Cr)_3Si_2$ را نشان می دهد. با توجه به ترکیب شیمیایی فاز مشخص می شود کرم به همراه منگنز با قرار گرفتن در ساختار کریستالی فاز بتا مانع از تشکیل مورفولوژی سوزنی می شود.

در شکل ۴-۲۱ فاز حروف چینی در آلیاژ حاوی ۱/۵٪ آهن و ۰/۶٪ کرم مشخص شده است که مورفولوژی شبیه گل رز دارد. در گوشه سمت چپ و بالای همین تصویر فاز روشن و گوشه دار مشاهده می شود که EDX حاصل از آن نشان می دهد این فاز ترکیب بین فلزی آلومینیم و آهن، می باشد. در واقع غلظت بالای آهن در ترکیب شیمیایی منجر به تشکیل این ترکیب بین فلزی خشن و گوشه دار شده است.

شکل ۴-۲۳ تصویر الکترون برگشتی از فاز سوزنی را نشان می دهد که بر روی آن فاز روشن جوانه و رشد نموده است. نتایج EDX از این دو فاز که در شکل های ۴-۲۴ و ۴-۲۵ آمده است نشان می دهد فاز سوزنی با ترکیب تقریبی Al_3FeSi فاز بتای سوزنی است و فاز روشن روی آن، ترکیب بین فلزی

آلومینیم و مس با ترکیب تقریبی Al_2Cu می باشد. با توجه به اینکه در حین انجماد فاز بتا به دلیل دمای تشکیل بیشتر، زودتر از ترکیب بین فلزی Al_2Cu جوانه زنی و رشد می کند مشخص می شود فاز بتا مکان مناسبی برای جوانه زنی فاز Al_2Cu است.

۵-۱-۳ کبالت

برای تعیین مقدار بهینه و موثر کبالت جهت اصلاح ساختار سوزنی فاز بتا هشت ترکیب آلیاژی با نسبتهای کبالت به آهن مختلف مورد بررسی قرار گرفت. شکل ۴-۲۶ ریزساختار نمونه C1 را نشان می دهد که ترکیب بین فلزی آهن به صورت فاز بتای سوزنی مشاهده می شود. شکل ۴-۲۷ ریزساختار نمونه C2 را نشان می دهد که در آن نسبت کبالت به آهن افزایش یافته است، در نتیجه فاز حروف چینی به جای فاز بتا مشاهده می شود. افزایش بیشتر کبالت سبب تشکیل مقادیر بیشتری فاز حروف چینی می شود. این موضوع در شکل ۴-۲۸ که ریزساختار نمونه C3 را نشان می دهد مشخص است.

شکل ۴-۲۹ ریزساختار نمونه C4 را نشان می دهد که شامل ۰/۶٪ کبالت و ۱٪ آهن می باشد. حضور فاز بتا در ریزساختار نشان می دهد که این مقدار کبالت جهت بهسازی فاز بتا کافی نیست. در نمونه C5 که ریزساختار آن در شکل ۴-۳۰ نشان داده شده است با افزایش مقدار کبالت تا ۱٪، فاز حروف چینی تشکیل می شود. در شکل ۴-۳۱ که مقدار کبالت تا ۱/۵٪ افزایش یافته است، ریزساختار تنها شامل فاز حروف چینی است.

همانطور که در شکل ۴-۳۲ مشخص است افزایش مقدار آهن تا ۱/۵٪ سبب تشکیل مقادیر زیادی فاز بتا می شود. بدیهی است برای اصلاح و بهسازی این مقدار فاز بتا به غلظتهای بالای کبالت نیاز است. مطابق شکل ۴-۳۳ افزایش مقدار کبالت تا ۱/۵٪ سبب اصلاح فاز بتا می شود. با توجه به نتایج به دست آمده از مشاهده ریزساختار نمونه ها مشخص می شود برای اصلاح فاز بتا، نسبت کبالت به آهن حداقل بایستی برابر یک در نظر گرفته شود.

شکل ۴-۳۴ تصویر الکترون برگشتی از فاز حروف چینی در آلیاژ بهسازی شده با کبالت را نشان می دهد. نتیجه EDX به دست آمده از فاز حروف چینی که در شکل ۴-۳۵ آمده است، نشان می دهد، ترکیب شیمیایی تقریبی این فاز $Al_{16}(Fe,Co,Mn)_3Si_{12}$ می باشد. ترکیب شیمیایی این فاز حضور منگنز و کبالت به همراه آهن در فاز آلفای حروف چینی را نشان می دهد.

۵-۱-۴ استرانسیم

برای بررسی تاثیر خواص بهسازی استرانسیم هشت ترکیب آلیاژی با مقادیر مختلف استرانسیم و آهن مورد بررسی قرار گرفت. ریزساختار نمونه D1 در شکل ۴-۳۶ نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می شود حضور استرانسیم در آلیاژ سبب خرد شدن فاز بتای سوزنی می شود. با افزایش مقدار استرانسیم (شکل ۴-۳۷) خرد شدن فاز بتا شدت بیشتری پیدا می کند. ریزساختار نمونه D3 در شکل ۴-۳۸ که شامل ۱٪ آهن است، نشان می دهد حضور ۰/۰۲٪ استرانسیم تا حدی سبب

شکسته شدن ذرات فاز بتا و بهسازی فاز تیره که فاز سیلیسیم است می شود [۶]. مطابق شکل ۴-۳۹ افزایش مقدار استرانسیم تا ۰/۰۳٪ سبب خرد شدن فاز بتا و تشکیل فاز حروف چینی می شود. افزایش بیشتر مقدار استرانسیم تا ۰/۰۴٪ سبب استحاله فاز بتا به فاز حروف چینی می شود. با توجه به نتایج حاصل از تصاویر میکروسکوپی مشخص می شود که حداقل مقدار موثر برای اصلاح فاز بتا، ۰/۰۳٪ استرانسیم به ازای ۱٪ آهن می باشد.

با توجه به تصاویر به دست آمده مشخص می شود استرانسیم در مرحله اول بهسازی سبب خرد شدن ذرات فاز بتا می شود. در نتیجه اندازه فاز بتا را کاهش می دهد. در مرحله بعد در صورت حضور مقدار کافی استرانسیم، فاز بتا به فاز حروف چینی تبدیل می شود [۳۵].

شکل ۴-۴۴ تصویر الکترون برگشتی از فاز حروف چینی در آلیاژ بهسازی شده با استرانسیم را نشان می دهد. نتیجه EDX از این فاز در شکل ۴-۴۵ نشان می دهد ترکیب تقریبی این فاز $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si_6$ می باشد. غلظت بالای سیلیسیم به چگونگی بهسازی فاز بتا توسط استرانسیم ارتباط دارد [۴۰].

۵-۲ نتایج آزمون سیالیت

در این بخش با استفاده از نتایج بخش اول پنج ترکیب آلیاژی شامل ۱٪ آهن و مقادیر بهینه عناصر بهسازی جهت تعیین طول سیالیت انتخاب گردید. در جدول ۴-۵ طول سیالیت آلیاژها در مقاطع مختلف ریخته گری آمده است. با بررسی نتایج جدول مشخص می شود، بهسازی آلیاژ A319 با ۱٪ وزنی آهن سبب افزایش طول سیالیت در تمام نرخهای انجماد می شود. در مقاطع ریختگی با ضخامت بیشتر از ۹ میلیمتر در آلیاژهای بهسازی شده با منگنز، کرم و استرانسیم، افزایش سیالیت آلیاژ به حدی است که مذاب با طی کردن تمام طول قالب از انتهای آن خارج می شود. این موضوع در آلیاژ بهسازی شده با کبالت و به ازای ضخامت مقطع ریختگی ۱۲ میلیمتری نیز رخ می دهد.

در شکل ۴-۴۶ نمودار حاصل از تغییرات طول سیالیت در مقاطع ریختگی و شرایط بهسازی مختلف نشان داده شده است. مطابق شکل آلیاژهای بهسازی شده طول سیالیت بیشتری نسبت به آلیاژ بهسازی نشده دارند. همانطور که در فصل دوم اشاره شد آهن با تشکیل فاز بتای سوزنی خواص تغذیه و سیالیت آلیاژ را کاهش می دهد [۱۳]. عنصر بهسازی با تغییر مورفولوژی فاز بتا به فاز حروف چینی و همچنین کاهش مقدار کشش سطحی مذاب سبب تسهیل حرکت مذاب و افزایش سیالیت آلیاژ می شود [۵۵].

بررسی دقیق تر منحنی شکل ۴-۴۶ نشان می دهد با کاهش ضخامت مقطع ریختگی تا کمتر از پنج میلیمتر آلیاژهای مختلف طول سیالیت نزدیک به هم دارند. این مطلب نشان می دهد که افزایش نرخ انجماد در مقاطع نازک نسبت به بهسازی تاثیر بیشتری بر سیالیت آلیاژ دارد.

در بین نمونه های مورد آزمایش، آلیاژ بهسازی شده با استرانسیم بیشترین طول سیالیت را دارد و پس از آن آلیاژهای بهسازی شده با منگنز، کرم و کبالت قرار دارند. تاثیر بیشتر استرانسیم در بهبود

خواص سیالیت آلیاژ بایستی از دو منظر بررسی شود. همانطور که در فصل دوم عنوان شد حضور عناصر ناخالصی به تنهایی و یا با تشکیل برخی ترکیبات بین فلزی ناخواسته اثر مخربی بر خواص فیزیکی و مکانیکی آلیاژ به خصوص سیالیت دارند. در آلیاژهای بهسازی شده با استرانسیم تنها ۰/۰۳٪ عنصر بهساز جهت اصلاح ساختار فاز بتا به کار می رود که این مقدار در مقایسه با سایر عناصر بهساز نمی تواند مانعی در برابر جریان مذاب ایجاد نماید. مطلب دیگر در مورد آلیاژهای بهسازی شده با استرانسیم، قابلیت بهسازی و اصلاح فاز سیلیسیم یوتکتیک و تغییر مورفولوژی آن به شکل گلبولی می باشد که این قابلیت در عناصر بهساز دیگر مشاهده نمی شود [۳۹].

با مراجعه به شکل ۴-۴۶ مشاهده می شود آلیاژ بهسازی شده با کبالت به ازای مقاطع ریختگی با ضخامت کمتر از ۷ میلیمتر طول سیالیت کمتری نسبت به آلیاژهای بهسازی شده و حتی بهسازی نشده دارد. کاهش ضخامت مقطع ریختگی یا افزایش نرخ انجماد و خواص بهسازی ضعیف کبالت که موجب می شود تا از غلظت‌های بالای آن برای اصلاح و بهسازی فاز بتا استفاده شود از دلایل این کاهش سیالیت می باشند [۳۵]. بهبود سیالیت آلیاژ در مقاطع ریختگی بزرگتر از ۷ میلیمتر تایید کننده این ادعا است.

۳-۵ تاثیر نرخ انجماد بر مورفولوژی ترکیبات بین فلزی آهن

بررسی تاثیر نرخ انجماد بر مورفولوژی ترکیبات بین فلزی غنی از آهن در آلیاژ بهسازی شده با عناصر منگنز، کرم، کبالت و استرانسیم با استفاده از قالب تعیین سیالیت تسمه ای که در آن ضخامت تسمه ها بین ۱ تا ۱۲ میلیمتر بود، انجام گرفت. بدیهی است هر چه ضخامت تسمه کمتر باشد به دلیل افزایش میزان تبادل حرارت بین مذاب و قالب، آلیاژ با سرعت بیشتری منجمد می شود. افزایش نرخ انجماد سبب ریز شدن و ظریف شدن دانه ها و فازهای ثانویه حاضر در ریزساختار می شود. نرخ انجماد بر ذرات فاز بتا نیز تاثیر مشابهی دارد. با کاهش اندازه ذرات فاز بتا، کارایی عملیات بهسازی جهت اصلاح ساختار به دلیل پراکندگی و کاهش ابعاد ذرات افزایش می یابد. در ادامه ریزساختار آلیاژهای بهسازی شده در مقاطع ریختگی مختلف مورد بررسی قرار گرفته است.

۵-۳-۱ آلیاژ بهسازی شده با منگنز

همانطور که در فصل دوم اشاره شد، با افزایش مقدار منگنز در آلیاژ دمای یوتکتیک افزایش و دمای تشکیل فاز بتا کاهش می یابد. به این ترتیب منگنز جوانه زنی و رشد فاز بتا را محدود می نماید [۱۳]. از طرف دیگر منگنز جزو آن دسته از عناصر آلیاژی است که سبب کاهش DAS یا فاصله بین بازوهای دندردینی می شود [۳۷].

بررسی و مقایسه ریزساختار آلیاژ بهسازی شده با منگنز در مقاطع ریختگی مختلف در تصاویر ۴-۴۷ تا ۴-۵۰ نشان می دهد که با کاهش ضخامت مقطع ریختگی یا افزایش نرخ انجماد، هماهنگ با ریز شدن ذرات فاز دوم، به خصوص فاز آلفای حروف چینی، فاز بتای کمتری تشکیل می شود. اصولاً

افزایش نرخ انجماد سبب کاهش دمای تشکیل فاز بتا می شود. این امر محدودیتهایی را جهت جوانه زنی و رشد فاز بتا ایجاد می کند [۲۲].

۵-۳-۲ آلیاژ بهسازی شده با کرم

شکل های ۴-۵۱ تا ۴-۵۴ ریزساختار آلیاژهای بهسازی شده با کرم در مقاطع مختلف ریختگی را نشان می دهند. با مقایسه تصاویر مذکور در مقاطع مختلف مشخص می شود که با افزایش نرخ انجماد تعداد و اندازه ذرات فاز بتا کاهش یافته و تمایل برای تشکیل فاز حروف چینی افزایش می یابد.

۵-۳-۳ آلیاژ بهسازی شده با کبالت

تصاویر ۴-۵۵ تا ۴-۵۸ از ریزساختار آلیاژ بهسازی شده با کبالت نشان می دهد که افزایش نرخ انجماد یا کاهش ضخامت مقطع ریختگی حضور فاز حروف چینی در ریزساختار را افزایش می دهد. عنصر بهسازی از یک سو با کاهش اندازه DAS و از سوی دیگر با کاهش دمای تشکیل فاز بتا خواص آلیاژ را بهبود می بخشد. افزایش نرخ انجماد نیز علاوه بر بهسازی، با تشکیل ذرات فاز دوم ریز و پراکنده مانع از ایجاد نقاط تمرکز تنش در اطراف ذرات ترد و سخت می شود.

۵-۳-۴ آلیاژ بهسازی شده با استرانسیم

حضور استرانسیم در آلیاژ سبب می شود منحنی های سرد کردن آلیاژ به سمت دماهای پایین تر جابجا شود. این جابجایی سبب کاهش احتمال تشکیل فاز بتا می شود [۴۸]. شکل های ۴-۵۹ تا ۴-۶۲ ریزساختار آلیاژ بهسازی شده با استرانسیم را نشان می دهد. با کاهش ضخامت مقطع ریختگی فاز حروف چینی و فاز غنی از سیلیسیم به صورت فازهای ظریف تشکیل می شوند. از آنجایی که استرانسیم با خرد کردن فاز بتا سبب بهسازی و اصلاح آلیاژ می شود تشکیل ذرات فاز بتای ریز کارایی عملیات بهسازی را افزایش می دهد.

۵-۴ نتایج آنالیز تصویری فاز بتا

برای بررسی نتایج حاصل از اندازه گیری طول، ضخامت و تعداد ذرات فاز بتا در آلیاژهای بهسازی شده و نشده، نمونه ها از فواصل دو و چهار سانتیمتری از انتهای هر تسمه، انتخاب شد. در حین انجماد دمای مذاب در هنگام ورود به قالب و زمانی که جریان مذاب به دلیل پایان انجماد متوقف می شود، متفاوت است. فوق گداز موجود ممکن است در ریزساختار آلیاژ تغییراتی ایجاد کند. به این ترتیب اثر فوق گداز، بهسازی و نرخ انجماد بر مورفولوژی فاز بتا به طور همزمان مورد بررسی قرار می گیرد.

۵-۴-۱ نتایج آنالیز تصویری در فاصله ۲ سانتیمتری

نتایج حاصل از اندازه گیری طول، ضخامت و تعداد ذرات فاز بتا در نمونه های تهیه شده از مقاطع مختلف ریختگی در جداول ۴-۶ تا ۴-۱۰ آمده است. در جدول ۴-۶ که مربوط به مشخصات فاز بتا در آلیاژ بهسازی نشده است، مشاهده می شود طول فاز بتا از ۵۲ میکرون در مقطع پنج میلیمتری تا ۹۸

میکرون در مقطع ۱۲ میلیمتری تغییر می کند. به همین ترتیب ضخامت فاز بتا با افزایش ضخامت مقطع ریختگی افزایش می یابد. با توجه به اینکه غلظت آهن در آلیاژ ثابت است افزایش تعداد ذرات فاز بتا با توجه به کاهش طول و ضخامت فاز بتا نشان می دهد افزایش نرخ انجماد سبب تشکیل ذرات کوچکتر فاز بتا می شود.

در جدول ۴-۷ مشخصات فاز بتا در آلیاژ بهسازی شده با منگنز آمده است. در این جدول نیز طول و ضخامت فاز بتا با افزایش مقطع ریختگی افزایش می یابد. تعداد ذرات فاز بتا نیز در مقاطع ریختگی نازک افزایش می یابد. این افزایش در مقایسه با آلیاژ بهسازی نشده به مراتب کمتر است. زیرا با افزایش نرخ انجماد با متوقف شدن رشد فاز بتا، تشکیل فاز حروف چینی تسهیل می شود.

در جدول ۴-۸ آنالیز تصویری ذرات فاز بتا در آلیاژ بهسازی شده با کرم نشان داده شده است. نتایج حاصل نشان می دهند که با افزایش ضخامت مقطع ریختگی طول و ضخامت فاز بتا افزایش و تعداد ذرات فاز بتا کاهش می یابد.

در جدول ۴-۹ مشخصات فاز بتا در آلیاژ بهسازی شده با کبالت آمده است. بررسی نتایج حاصل نشان می دهد که با افزایش ضخامت مقطع ریختگی طول و ضخامت فاز بتا افزایش و تعداد ذرات بتا کاهش می یابد.

نتایج آنالیز تصویری فاز بتا در آلیاژ بهسازی شده با استرانسیم در جدول ۴-۱۰ آمده است. با افزایش ضخامت مقطع ریختگی طول و ضخامت فاز بتا افزایش و تعداد ذرات فاز بتا کاهش می یابد.

شکل ۴-۶۳ نمودار میله ای حاصل از تغییر طول فاز بتا در شرایط مختلف ریخته گری و عامل بهسازی را نشان می دهد. مطابق شکل استرانسیم کمترین طول فاز بتا را داشته و پس از آن به ترتیب منگنز، کرم و کبالت و آلیاژ بهسازی نشده با ۱٪ وزنی آهن قرار دارند.

شکل ۴-۶۴ نمودار تغییرات ضخامت فاز بتا با عامل بهسازی و مقاطع ریختگی را نشان می دهد. مطابق شکل منگنز کمترین ضخامت فاز بتا را دارد و پس از آن به ترتیب کرم، استرانسیم و کبالت قرار دارند. از آنجایی که در آلیاژهای بهسازی شده با استرانسیم اصلاح فاز بتا از طریق خارج شدن سیلیسیم و آهن از دو انتهای فاز صورت می گیرد، بدیهی است که در طی فرایند بهسازی کاهش طول بیشتری نسبت به ضخامت مشاهده خواهد شد [۴۰].

شکل ۴-۶۵ تغییرات مربوط به تعداد ذرات فاز بتا در آلیاژهای مختلف را نشان می دهد. مطابق شکل پس از استرانسیم، منگنز، کرم و کبالت کمترین تعداد ذرات فاز بتا را دارند. کاهش تعداد ذرات فاز بتا در آلیاژهای بهسازی شده نسبت به آلیاژ بهسازی نشده ناشی از استحاله فاز بتا به فاز آلفای حروف چینی است.

۴-۵-۲ نتایج آنالیز تصویری در فاصله ۴ سانتیمتری

با پیشروی مذاب در قالب دمای مذاب به تدریج کاهش می یابد تا جایی که با تشکیل پوسته جامد و کامل شدن انجماد، جریان مذاب متوقف می گردد. نمونه های تهیه شده از چهار سانتیمتری انتهای هر تسمه در فوق گذار بالاتری نسبت به نمونه های تهیه شده از دو سانتیمتری منجمد می شوند.

نتایج آنالیز تصویری نمونه های تهیه شده از این فاصله در شرایط مختلف بهسازی و مقاطع ریختگی در جدول های ۴-۱۱ تا ۴-۱۵ آمده است. نتایج کلی از بررسی این جدول ها نشان می دهد با افزایش ضخامت مقطع ریختگی طول و ضخامت فاز بتا افزایش و تعداد آن کاهش می یابد. افزایش تعداد ذرات فاز بتا در مقاطع نازک ناشی از ظریف شدن ساختار و خرد و حل شدن فاز بتا می باشد. در بین آلیاژهای موجود آلیاژ بهسازی نشده بیشترین مقدار طول و ضخامت و تعداد ذرات فاز بتا در تمام مقاطع ریختگی را دارد.

شکل های ۴-۶۶ تا ۴-۶۸ اثر نرخ انجماد و بهسازی بر طول، ضخامت و تعداد ذرات فاز بتا را نشان می دهد. مطابق شکل ۴-۶۶ طول متوسط فاز بتا در آلیاژهای بهسازی شده نسبت به آلیاژ بهسازی نشده کمتر است. آلیاژهای بهسازی شده با استرانسیم و پس از آن منگنز، کرم و کبالت کمترین طول متوسط فاز بتا را دارند. مطابق شکل ۴-۶۷ ضخامت فاز بتای آلیاژ بهسازی نشده نسبت به آلیاژهای شده بیشتر است. در ۴-۶۸ نیز مشاهده می شود که تعداد ذرات فاز بتا در آلیاژهای بهسازی شده کمتر از آلیاژ بهسازی نشده می باشد.

مقایسه نتایج آنالیز تصویری آلیاژ بهسازی نشده و آلیاژهای بهسازی شده در دو فاصله مختلف نشان می دهد، طول، ضخامت و تعداد ذرات فاز بتا در فاصله چهار سانتیمتری بیشتر از فاصله دو سانتیمتری می باشد.

۵-۵ تغییر DAS با عامل بهساز و نرخ انجماد

در این بخش به بررسی اثر عامل بهساز و نرخ انجماد بر اندازه DAS پرداخته می شود. همانطور که در فصل دوم اشاره شد با افزایش نرخ انجماد در مقاطع نازک اندازه DAS کاهش می یابد [۳۵].

۵-۵-۱ تغییرات DAS در فاصله ۲ سانتیمتری

نتایج حاصل از اندازه گیری DAS در آلیاژهای مختلف در جدول ۴-۱۶ آمده است. همانطور که مشخص است DAS در تمام آلیاژها با افزایش مقطع ریختگی یا کاهش نرخ انجماد افزایش می یابد. شکل ۴-۶۹ تغییرات DAS با عامل بهساز و در مقاطع ریختگی مختلف را نشان می دهد. آلیاژ بهسازی نشده شامل ۱٪ وزنی آهن می باشد. حضور آهن در آلیاژ سبب افزایش دمای یوتکتیک و هماهنگ با آن افزایش DAS می شود [۱۳]. از طرف دیگر عناصر بهساز با کاهش دمای ذوب و یوتکتیک آلیاژ سبب کاهش DAS می شوند [۴۶]. نقش آهن و عناصر بهساز در تغییر مشخصات انجمادی سبب می شود آلیاژ بهسازی نشده DAS بزرگتری نسبت به آلیاژهای بهسازی شده داشته باشند.

۵-۵-۲ تغییرات DAS در فاصله ۴ سانتیمتری

نتایج بررسی تغییرات DAS با عامل بهساز و نرخ انجماد در نمونه های تهیه شده از فاصله ۴ سانتیمتری در جدول ۴-۱۷ آمده است. داده های جدول نشان می دهد که با افزایش ضخامت مقطع

ریختگی DAS افزایش می یابد. همچنین به ازای ضخامت مقطع ریختگی ثابت، آلیاژهای بهسازی شده نسبت به آلیاژ بهسازی نشده DAS کمتری دارند.

شکل ۴-۷۰ نمودار حاصل از تغییرات DAS با عامل بهسازی و نرخ انجماد را نشان می دهد. مطابق شکل در بین آلیاژهای موجود آلیاژ بهسازی شده با استرانسیم کمترین DAS را دارد و پس از آن آلیاژهای بهسازی شده با منگنز، کرم و کبالت قرار دارند.

مقایسه نتایج حاصل از اندازه گیری DAS در فواصل دو و چهار سانتیمتری نشان می دهد که اندازه DAS در نمونه های منتخب از فاصله چهار سانتیمتری بیشتر از فاصله دو سانتیمتری است. هر چه اندازه DAS بیشتر باشد نرخ انجماد آهسته تر است. این مطلب می تواند دلیل بزرگ بودن اندازه فاز بتا در فاصله ۴ سانتیمتری نسبت به فاصله ۲ سانتیمتری باشد.

فصل ششم

نتیجه گیری

- در این تحقیق تاثیر عملیات بهسازی و نرخ انجماد بر اصلاح ترکیبات بین فلزی در آلیاژ A319 آلومینیم مورد بررسی و مطالعه قرار گرفته است. نتایج به دست آمده نشان می دهند
۱. جهت بهسازی آلیاژ A319 با ۱٪ وزنی آهن به ۰/۰۶٪ وزنی منگنز، ۰/۰۴٪ وزنی کرم، ۱٪ وزنی کبالت و ۰/۰۳٪ وزنی استرانسیم نیاز است.
 ۲. آلیاژهای بهسازی شده سیالیت بیشتری نسبت به آلیاژ بهسازی نشده دارند.
 ۳. استرانسیم به دلیل اصلاح ساختار ذرات سیلیسیم یوتکتیک، فاز Mg_2Si و فاز بتای سوزنی بیشترین افزایش سیالیت را در میان آلیاژهای بهسازی شده نشان می دهد.
 ۴. با افزایش درصد آهن و تشکیل فاز بتای سوزنی، سیالیت آلیاژ کاهش می یابد.
 ۵. افزایش نرخ انجماد یا کاهش DAS سیالیت آلیاژ را کاهش می دهد.
 ۶. افزایش نرخ انجماد سبب کاهش اندازه و تعداد فاز بتای سوزنی در آلیاژ می شود.
 ۷. آلیاژ بهسازی شده با استرانسیم کمترین طول و تعداد فاز بتا را دارد و پس از آن آلیاژهای بهسازی شده با منگنز، کرم و کبالت قرار دارند.
 ۸. با افزایش درصد آهن در آلیاژ اندازه DAS افزایش می یابد.
 ۹. عملیات بهسازی سبب کاهش اندازه DAS می شود.
 ۱۰. آلیاژ بهسازی شده با استرانسیم کمترین DAS را دارد و پس از آن آلیاژهای بهسازی شده با منگنز، کرم و کبالت قرار دارند.
 ۱۱. مقایسه نمونه های تهیه شده از فاصله چهار و دو سانتیمتری از انتهای هر تسمه نشان می دهد، نمونه های منتخب از فاصله چهار سانتیمتری فاز بتا و DAS بزرگتری دارند.

فصل هفتم

منابع

1. W.S. Miller, L. Zhuang, J. Bottema, A.J. Wittebrood, P.D. Smet, A. Haszler, A. Vieregge, "Recent Development in Aluminum Alloys for the Automotive Industry", *Materials Science and Engineering A*, 2000, Vol. 280, pp. 37-49.
2. J.R. Brown, *Foseco non-ferrous foundrymen's handbook*, 11th edition, Butterworth Heinemann, London, 1999.
3. Aluminum and Aluminum Alloys, Vol. 15, ASM, New York. (1998), pp. 623-628.
4. P.A. Rometsch and G.B. Schaffer, "An Age Hardening Model for Al-7Si-Mg Casting Alloys", *Materials Science and Engineering A*, 2002, Vol. 325, pp. 424-434.
5. J. Barresi, M.J. Kerr, H. Wang, M.J. Couper, "Effect of Magnesium, Iron and Cooling Rate on Mechanical Properties of Al-7Si-Mg Foundry Alloys", *AFS Transaction*, 2000, Vol. 108, pp. 563-570.
6. M. Qian, F. Yi, D. Zhang, X. Pan, H.D. Brody, J.E. Morral, "Solute Distribution and Phase Appearance in As-cast Al-Si-Cu-Mg-Fe Alloys", *Institute of Materials Science, University of Connecticut*, 1997.
7. A.N. Lakshmann, S.G. Shabestari and J.E. Gruzleski, "Microstructure Control of Iron Intermetallic in Al-Si Casting Alloys", *Materials Research and Advanced Techniques*, 1995, Vol. 86, No. 7, pp. 457-464.
8. ASM Handbook, Handbook of Aluminum, Vol. 1, 1988.
9. M. Abbas, G.R. Pierre, C.E. Mobley, "Microporosity of Air Cast and Vacuum Cast Al Alloys", *AFS Transaction*, 1986, Vol. 11, pp. 47-56.
10. G.A. Edwards, G.K. Sigworth, C.H. Caceres, D.H. John and J. Barresi, "Microporosity Formation in Al-Si-Cu-Mg Casting Alloys", *AFS Transaction*, 1997, Vol. 59, pp. 809-817.
11. F.H. Samuel, A.M. Samuel and H.W. Doty, "Factors Controlling the Type and Morphology of Cu-Containing Phases in 319 Al Alloy", *AFS Transaction*, 1996, Vol. 30, pp. 893-901.
12. ASM Handbook, Aluminum and Aluminum Alloys, 3rd ed., 1993.
13. S. Gowri and F.H. Samuel, "Effect of Alloying Elements on the Solidification Characteristics and Microstructure of Al-Si-Cu-Mg-Fe 380 Alloy", *Metallurgical and Materials Trans. A*, 1994, Vol. 25, No. 2, pp. 437-448.
14. Z. Ma, A.M. Samuel, F.H. Samuel, H.W. Doty and S. Valtierra, "Effect of Fe Content and Cooling Rate on the Impact Toughness of Cast 319 and 356 Aluminium Alloys", *AFS Transaction*, 2003, Vol. 111, pp. 255-265.
15. H. Samuel, P. Ouellet, A.M. Samuel, H.W. Doty, "Effect of Mg and Sr Additions on the Formation of Intermetallics in Al-6Si-3.5Cu-0.45 to 0.8Fe 319-Type Alloys", *Metallurgical and materials Transactions A*, 1998, Vol. 29, pp. 2871-2884.
16. N. Roy, P.R. Louchez, F.H. Samuel, "Statistical Analysis of Porosity in Al-9Si-3Cu-X Alloy Systems", *Journal Materials Science*, 1996, Vol. 31, pp. 4725-4740.
17. K.D. Santosh, *Intermetallic Compound*, Vol. 2, John Wiley and sons Ltd., USA, 1994.

18. Metals Handbook, Vol. 63, 10th Ed., ASM, USA, 1992.
19. P.N. Crepeau, "Effect of Iron in Al-Si Casting Alloys: A Critical Review", *AFS Transaction*, 1995, Vol. 110, pp. 361-366.
20. S. Murali, K.S. Raman and K.S.S. Murthy, "Effect of Trace Additions (Be, Cr, Mn and Co) on the Mechanical Properties and Fracture Toughness of Fe-Containing Al-7Si-0.3Mg Alloy", *Cast metals*, 1994, Vol. 6, pp. 189-198.
21. Z. Li, A.M. Samuel, F.H. Samuel, C. Ravindran, S. Valtierra and H.W. Doty, "Factors Affecting Dissolution of CuAl₂ Phase in 319 Alloys", *AFS Transaction*, 2003, Vol. 100, pp. 241-254.
۲۲. جنابلی جهرمی، دهقان و دارایی، "بهبودی خواص و میکروساختار آلیاژ Al-Si-A356"، *مجله ریخته گری*، ۱۳۷۹، شماره ۶۴، صفحه ۴۲-۳۵.
23. L. Heusler and W. Schneider, "Recent Investigations of Influence of P on Na and Sr Modification of Al-Si Alloys", *AFS Transaction*, 1997, Vol. 97, pp. 915-921.
24. X. Bian, W. Wang, J. Qin, "Structures of Liquid Al-Si Alloy Modified by Sr", *Material Science Forum*, 2000, Vol. 331-337, pp. 349-354.
25. J.A. Taylor, "Metal-Related Castability Effects in Al Foundry Alloys", *Cast Metals*, 1995, Vol. 8, No.4, pp.
26. S.Z. Lu and A. Hellawell, "The Mechanism of Silicon Modification in Aluminum-Silicon Alloys: Impurity Induced Twinning", *Metallurgical Transactions A*, 1987, Vol. 18, pp. 1721-1733.
27. M. Garat, G. Laslaz, S. Jacob, P. Meyer, P.H. Guerin and P. Adam, "State of the Art Use of Sb-, Na- and Sr-Modified Al-Si Casting Alloys", *AFS Transactions*, 1992, Vol. 100, pp. 821-832.
28. J. Hinojosa, C. Atlatenco and I. Beltran, "Modification in the Mold of an Al-5%Si Alloy", *AFS Transactions*, 1990, Vol. 17, pp. 879-882.
29. G. Chai and L. Backerud, "Factors Affecting Modification of Al-Si Alloys by Adding Sr-Containing Master Alloys", *AFS Transactions*, 1992, Vol. 194, pp. 847-854.
30. J.G. Li, B.Q. Zhang, L. Wang, W.Y. Yang and H.T. Ma, "Combined effect and its mechanism of Al-3Ti-4B and Al-10Sr master alloy on microstructures of Al-Si-Cu alloy", *Materials Science and Engineering A*, 2002, Vol. 328, pp. 169-176.
31. V. Zednik, "The Influence of Chemical Composition and Quality of Raw Materials on the Physical Properties of Silumin Gamma", *Metallurgia*, 1948, pp. 195-257.
32. ASM Handbook, Casting, Vol. 15, 10th Ed., USA, 1998.
33. V. Zednik, "The Influence of Chemical Composition and Quality of Raw Materials on the Physical Properties of Silumin Gamma", *Metallurgia Feb.*, 1948, pp. 195-257.
34. P. Ashtari, H. Tezuka, T. Sato, "Influence of Li addition on intermetallic compound morphologies in Al-Si-Cu-Fe cast alloys", *Scripta Materialia* 51 (2004) 43-46.

35. L.A. Narayanan, F.H. Samuel and J. E. Gruzleski, "Crystallization Behavior of Iron-Containing Intermetallic Compounds in 319 Aluminum Alloy", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1994, Vol. 25, pp. 1761-1773.
36. Q.G. Wang, C.H. Caceres, J.R. Griffiths, "Cracking of Fe-Rich Intermetallic and Eutectic Si Particles in an Al-7Si-0.7Mg Casting Alloy", *AFS Transactions*, 1998, Vol. 104, pp. 131-136.
37. S.G. Shabestari, M. Mahmudi, M. Emamy and J. Campbell, "Effect of Mn and Sr on Intermetallic in Fe-Rich Eutectic Al-Si Alloy", *International Journal of Cast Metals Res.*, 2002, Vol. 15, pp. 17-24.
38. S.G. Shabestari, "The Effect of Iron and Manganese on the Formation of Intermetallic Compounds in Aluminum-Silicon Alloys", *Materials Science and Engineering A*, 2004, Vol. 383, pp. 289-298.
39. S. Shankar, D. Apelian, "The Role of Alloy Chemistry on the Formation of Intermetallic Compounds at the Melt/Die Interface", *NADCA 20th International Die Casting Congress*, Ohio, USA, 1999, pp. 281-290.
40. R. Fouco, E.R. Correa and H. Goldenstein, "Effect of Modification Treatment on Microporosity Formation in 356 Al Alloy, part1: Interdendritic Feeding Evaluation", *AFS Transaction*, 1996, Vol. 104, pp. 1151-1157.
41. A.M. Samuel and F.H. Samuel, "Modification of Iron Intermetallics by Magnesium and Strontium in Al-Si Alloys", *International Journal Cast Metals Res.*, 1997, Vol. 10, pp. 147-157.
42. C. Villeneuve and F.H. Samuel, "Fragmentation and Dissolution of β -Al₃FeSi Phase during Solution Heat Treatment of Al-13Si-Fe Alloys", *International Journal Cast Metals Res.*, 1999, Vol. 12, pp. 145-160.
43. L. Lu, A.K. Dahle, "Iron-Rich Intermetallic Phases and Their Role in Casting Defect Formation in Hypoeutectic Al-Si Alloys", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, Vol. 36, pp. 819-835.
44. D. Emadi, J. E. Gruzleski, J.M. Toguri, "The Effect of Na, Sr, Modification on Surface Tension and Volumetric Shrinkage of A356 Alloy and Their Influence on Porosity Formation", *Metallurgical Transaction B*, 1993, Vol. 14, pp. 1056-1063.
45. H. Liao, G. Sun, "Mutual Poisoning Effect Between Sr and B in Al-Si Casting Alloys", *Scripta Materialia*, 2003, Vol. 48, pp. 1035-1039.
46. J.M. Boileau and J.E. Allison, "The Effect of Porosity Size on the Fatigue Properties in a Cast 319 Aluminium Alloy", *SAE*, 2001, Vol. 36, pp. 65-76.
47. F. Paray, J. E. Gruzleski, "Microstructure- Mechanical Property Relationships in a 356 Alloy. Part 1: Microstructure", *Cast Metals*, 1994, Vol. 7, No. 1, pp. 29-40.
48. Q.G. Wang, D. Aplian, L. Arnberg, S. Gulbrandsen-Dahl, J. Hjelen, "Solidification of Eutectic in Hypoeutectic Al-Si Alloys", *AFS Transaction*, 1999, Vol. 107, pp. 249-256.
49. A. Pennors, A.M. Samuel, F.H. Samuel, H.W. Doty, "Precipitation of β -Al₃FeSi Iron intermetallic in Al-6Si-3.5Cu (319) Type Alloys: Role of Sr and P", *AFS Transactions*, 1998, Vol. 109, pp. 251-264.

50. E. Cerri, E. Evangelista, S. Spigarelli, P. Cavaliere, F. DeRiccardis, "Effects of Thermal Treatments on Microstructure and Mechanical Properties in a Thixocast 319 Aluminum Alloy", *Materials Science and Engineering A*, 2000, Vol. 284, pp. 254-260.
51. P.R. Beeley, *Foundry Technology*, 2nd Ed., Butterworth Heinemann, London, 2001, pp. 16-24.
52. A.M. Samuel, F.H. Samuel, H.W. Doty, "Observations on the Formation of β -Al₃FeSi Phase in 319 Type Al-Si Alloys", *Journal of Materials science*, 1996, Vol. 31, No. 20, pp. 5529-5539.
53. Y.D. Kwon and Z.H. Lee, "The Effect of Grain Refining and Oxide Inclusion on the Fluidity of Al-4.5Cu-0.6Mn and A356 Alloys", *Materials Science and Engineering A*, 2003, Vol. 360, pp. 372- 376.
54. E.N. Pan and J.F. Hu, "Study on Fluidity of Al-Si Alloys", *AFS Transaction*, 1997, Vol. 48, pp. 413-418.

۵۵. حجازی، ریخته گری فلزات غیر آهنی، انتشارات جامعه ریخته گران ایران، تهران، ۱۳۶۰

56. J.M. Kim, H.W. Kwon, C.R. Loper, "Feeding behavior of modified and unmodified Al-Si Alloys", *AFS Transaction*, 1996, Vol. 104, pp. 743-749.
57. B. Kulunk, S.G. Shabestari, J.E. Gruzleski and D.J. Zuliani, "Beneficial Effects of Strontium on A380 Alloy", *AFS Transaction*, 1996, Vol. 170, pp. 1189-1193
58. S.D. McDonald , K. Nogita, A.K. Dahle, "Eutectic Nucleation in Al-Si Alloys", *Acta Materialia*, 2004, Vol. 52, pp. 4273-4280.
59. G. Heiberg , K. Nogita , A.K. Dahle & L. Arnberg, "Columnar to Equiaxed Transition of Eutectic in Hypoeutectic Aluminium-Silicon Alloys", *Acta Materialia*, 2002, Vol. 50, pp. 2537-2546.
60. D.A. Porter, K.E. Esterling, *Phase Transformation in Metals and Alloys*, Van Nostrand Reinhold, New York, 1981, pp. 325-329.
61. S. Henry, M. Rappaz, "Dendrite Growth Morphologies in Al Alloys", *Acta Materials*, 1998, Vol. 46, No.18, pp. 6431-6443.
62. L. Liu, A.M. Samuel, F.H. Samuel, H.W. Doty and S. Valtierra, "Role of Strontium Oxide on Porosity Formation in Al-Si Casting Alloys", *AFS Transactions*, 2002, Vol. 110, pp.

۶۳. بوتراپی، کزازی، مصلح و نفیسی، نگارشی نوین بر طراحی سیستمهای راهگامی، چاپ دوم، مرکز انتشارات دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ۱۳۷۶

فصل هشتم

ضمایم

تاثیر نرخ انجماد و عملیات بهسازی بر ریزساختار ترکیبات بین فلزی آلیاژ ریختگی A319

علی عزیزی قهرودی^۱، مسعود امامی^۲

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد گروه مهندسی متالورژی و مواد دانشگاه تهران

۲- دانشیار گروه مهندسی متالورژی و مواد دانشگاه تهران

Effects of cooling rate and modification on microstructure of intermetallics in A319 casting alloy

A. Azizi Ghahrudi, M. Emamy

E-mail: a.azizi@gmail.com

Department of Metallurgy and Materials, Faculty of Engineering University of Tehran

چکیده:

در تحقیق حاضر تاثیر نرخ انجماد و عملیات بهسازی بر ریزساختار آلیاژ A319 با یک درصد آهن مورد بررسی قرار گرفته است. آلیاژ مذکور در قالب چدنی تست سیالیت تسمه ای با ضخامتهای مختلف تسمه، ۱، ۳، ۵، ۷، ۹ و ۱۲ میلیمتر، در شرایط بهسازی نشده و بهسازی شده ریخته گری شد. از چهار عنصر منگنز، کروم، کبالت و استرانسیم جهت عملیات بهسازی استفاده گردید. پس از تعیین میزان سیالیت نمونه ها، تاثیر بهسازی بر ریزساختار از طریق متالوگرافی نمونه ها مورد مطالعه قرار گرفت. به کمک آنالیز تصویری اندازه و تعداد فاز بتا بر اساس نوع عنصر بهساز و ضخامت ریختگی تعیین شد. نتایج حاصل نشان داد که عملیات بهسازی سبب تغییر مورفولوژی فاز بتای سوزنی به فاز آلفای حروف چینی شده و هماهنگ با آن سیالیت آلیاژ را بهبود می بخشد. همچنین مطالعات انجام شده نشان دادند که با افزایش نرخ سرد شدن، کارایی بهسازی افزایش می یابد. تاثیر استرانسیم در بهسازی ریزساختار در مقایسه با سایر عناصر بهساز بیشتر است.

Abstract:

In this research, the effects of cooling rate and modification on the microstructure of A319 alloy containing 1% wt Fe have been investigated. Experiments were conducted with unmodified and modified alloys on the fluidity test strips in permanent cast iron mold with various thicknesses (1, 3, 5, 7, 9 and 12 mm). To modify, A319 alloys were prepared by the use of modifiers elements (Mn, Cr, Co and Sr). The fluidity of all samples was determined and the relationships between modification, casting thickness and fluidity have been investigated. The results showed that modification has changed the morphology of needle-beta phase to Chinese script-alpha phase and improved the fluidity of the alloy. Further results showed that increasing cooling rate improves the modification. Sr addition was found to be more effective in modification of the microstructure compared to other modifying elements

Key words: A319 alloy, modification, intermetallic, cooling rate.

EFFECT OF CHROMIUM, COBALT, MANGANESE AND STRONTIUM ON FLUIDITY IN FE-CONTAINING A319 DIE CASTING ALLOY

A. Azizi Ghahrudi¹, M. Emamy², H. Zahedi³

Authors' affiliations:

Department of Metallurgy and Materials Science, Faculty of
Engineering, University of Tehran, Amir abad street, Tehran, Iran

Authors' e-mails:

a.azizii@gmail.com

ABSTRACT

Research on the fluidity in Fe-containing A319 alloys was conducted by using the strip fluidity test mold. Roles of Cr, Co, Mn and Sr as modifier of iron intermetallic were evaluated. The results obtained indicated that the modified alloys exhibit an improved fluidity when compared with untreated alloy. The modification leads to change of morphology platelet beta phase to Chinese script alpha phase. The presence of beta phase interferes with fluidity by interfering with liquid flowing in interdendritic channels. Among of modifiers, Sr showed best fluidity properties.

Keywords: A319 alloy, fluidity, modification, strip fluidity test mold, intermetallic.

INTRODUCTION

Cast A319 alloy, due to its excellent strength-to-weight ratio, high impact toughness, low coefficient of thermal expansion, proper castability and good corrosion resistance is extensively used in the automobile industry especially in the production of engine blocks, cylinder heads and transmission cases [1].

Fluidity of casting alloys is defined as the ability of molten metal to completely fill a mold cavity especially in producing castings with thin sections and complicated shapes [6].

Aluminum forms a variety of intermetallic compounds with its alloying elements. Intermetallics are actually solid-solutions that have substantial capacity to dissolve other elements [8]. The solubility of Fe in molten aluminum is quite high and causes the eventual dissolution of ferrous material in contact with molten aluminum [2]. Typical morphologies of Fe-rich intermetallics include needle-like that known as beta phase and Chinese script, star-like and polyhedral phase known as alpha phase. The Chinese script morphology of alpha phase occurs during eutectic solidification with alpha aluminum. The alpha phase appears as polyhedrons if it solidifies as a primary phase. It seems presence of intermetallics causes fluidity of alloy decreases. The presence of coarse beta phase platelets interferes with feeding and castability, reportedly by interfering with liquid flowing in interdendritic channels. The primary effect is increased porosity [8].

Modification changes beta phase morphology and is achieved by rapid solidification, chemical modification and thermal modification. Mn, Cr and Co are commonly used

for chemical modification and addition of these elements to the melt containing iron changes the needle beta phase into Chinese script form [2].

Increasing Mn will progressively reduce the number and size of beta phase particles to the point where none appear at all. In A319 alloy, Mn:Fe ratios of 0.6:1 to 0.7:1 is suggested. However, the amount of Mn needed to neutralize Fe varies with cooling rate during solidification [8].

Cr additions to 319 alloy caused coarse beta platelets to be replaced with Chinese script identified as alpha $Al_{13}(Fe,Cr)_4Si_4$, but likely the same $Al_{15}Fe_3Si_2$ phase. Cr:Fe ratios of 1.3 is effective in A319 alloy.

Co has an effect similar to Mn, but slightly higher concentrations are needed and a globular Fe-rich phase is formed. Co:Fe ratios 1:1 is found to be appropriate.

While the most common purpose of Sr addition is to modify the eutectic Si particle, the action of Sr on the fragmentation and dissolution of the beta plate-like phase also take place at the same time. However, a third, not so beneficial particularly in the case of Al-Si-Cu alloys, where the presence of Sr causes segregation of the $CuAl_2$ intermetallic phase in areas away from the eutectic Si regions. Addition of 300 ppm Sr to alloy containing 1 wt% Fe is benefit to neutralize detrimental effect of iron and silicon [5].

Cooling rate and modification can alter the iron intermetallic morphology in conjunction with each other to optimum fluidity of alloy.

This study intended to evaluate the influence of Cr, Co, Mn and Sr on the fluidity of A319 diecasting alloy under various cooling rates. microstructural observations and image analysis were carried out to correlate the solidification characteristics of alloy with its fluidity [2].

EXPERIMENTAL

Melt preparation and casting procedure

The chemical composition of the as-received 319 aluminum alloy used in experiments is shown in table 1

Table1. chemical composition of A319 alloy

Al	Si	Cu	Mg	Mn	Fe	Zn
Balanced	5.41	3.26	0.34	0.27	0.13	0.01

The alloy ingots were cut and melted in a graphite crucible in an electric resistance furnace. To study iron

EFFECT OF Ti AND Zr ON THE MORPHOLOGY OF INTERMETALLICS IN Fe-CONTAINING AA319-TYPE ALUMINIUM ALLOY

, A. Azizi, H. Zahedi, M. Emamy

Department of Metallurgy and Materials, University of Tehran,
P. O. Box 11365-4563, Tehran, Iran

a.azizii@gmail.com

ABSTRACT

In Al-Si alloys, the properties are influenced by size and morphology of iron-bearing intermetallics. The β -Al₅FeSi iron intermetallic phase is known for its detrimental effect on mechanical properties. In this study the influence of grain refinement on the size and morphology of iron-bearing intermetallics in 319 aluminium alloy containing 1wt% Fe was examined.

Al-5Ti-1B and Al-10%Zr master alloys were used as grain refiner to obtain different contents of Ti and Zr; 0.01-0.2wt% and 0.01-0.1wt%, respectively. Variation of the size of iron-bearing intermetallics was determined using image analyzer. It was interesting to note that although increasing levels of Al-5Ti-1B leads to the formation of the finer grains, an increase in the length and thickness of β -Al₅FeSi needles was found to be dominant in microstructure. However, the presence of Zr increases the thickness of β -Al₅FeSi phase without any considerable changes in the length. Further results showed that higher levels of Zr convert the crystallization of harmful β phase needles to less harmful α -Chinese script phase.

Keywords: A319 aluminium alloy, iron intermetallics, Ti, Zr, grain refinement

INTRODUCTION

Aluminium-Silicon alloys are widely used in casting due to their excellent castability which makes them possible to produce reliable castings even in complex shapes, particularly in automotive industry.¹

Various alloying elements such as Cu, Mg, Mn, Fe, Ni, Cr, Co and Be are added to these alloys to improve the mechanical properties and/or to suppress the effect of some undesirable impurity element.²⁻⁸

One of these impurity elements is iron.² Iron partly goes into solution in the matrix and partly forms intermetallic particles with aluminium and other alloying elements during solidification process.¹ Depending

upon the alloying composition, the iron intermetallics can mainly occur in the α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ or β -Al₅FeSi forms.⁹ The β -Al₅FeSi platelet/needle like iron intermetallics is considered the most critical, as it significantly reduces the alloy ductility and fracture toughness. This is mainly because of the more severe stress concentration effect that the sharp edges of the needle introduce into the alloy's matrix. In comparison, the α -iron Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ phase, due to its compact morphology (Chinese script like in appearance), is less harmful to the mechanical properties.^{4,10}

In addition of the shape and volume percent of iron intermetallics, the grain size is the most important factor that controls the mechanical properties of Al-Si alloys. It is well known that the addition of Ti in the form of Al-5Ti-1B master alloy to the molten Al-Si alloys, converts a coarse grain structure to fine equiaxed structure. Like titanium, zirconium also behaves as a grain refiner in Al-Si alloys, but its effect is much less than that of titanium.^{11,12}

Although the effect of Ti and Zr on the grain size of Al-Si alloys is well established, there is not enough information on the influence of the grain refiner on the size and morphology of iron-bearing intermetallics.

This investigation was conducted to study the effect of varying concentrations of Ti and Zr on the solidification microstructure and distribution of phases in A319 aluminium alloy.

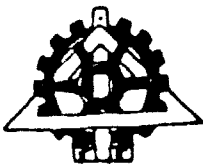
Experimental procedure

The chemical analysis of as-received 319 aluminium alloy is shown in Table 1 along with the Aluminium Association (AA) standard composition. The 319 aluminium alloy ingots were cut, dried and melted in a graphite crucible of 1 Kg capacity, using an

Abstract

In this research, the effects of cooling rate and modification on the microstructure of A319 alloy containing 1% wt Fe have been investigated. Experiments were conducted with unmodified and modified alloys on the fluidity test strips in permanent cast iron mold with various thicknesses (1, 3, 5, 7, 9 and 12 mm). To modify, A319 alloys were prepared by the use of modifiers elements (Mn, Cr, Co and Sr). The fluidity of all samples was determined and the relationships between modification, casting thickness and fluidity have been investigated. The results showed that modification has changed the morphology of needle-beta phase to Chinese script-alpha phase and improved the fluidity of the alloy. Further results showed that increasing cooling rate improves the modification. Sr addition was found to be more effective in modification of the microstructure compared to other modifying elements.

Key words: A319 alloy, modification, intermetallic, cooling rate



University of Tehran

Faculty of Engineering
Department of Metallurgy and Materials

**The study of cooling rate on morphology of
intermetallics in modified A319 Alloy**

By: Ali Azizi Ghahrudi

Under Supervision of
Dr. M. Emamy
Dr. J. Rasizadeh

**A thesis submitted to the Graduate Studies Office in partial
fulfillment of the Requirements for the degree of master science in**

Casting

September 2005