





دانشگاه آزاد اسلامی
واحد نجف آباد
دانشکده مهندسی مواد

پایان نامه برای دریافت درجه کارشناسی ارشد در رشته مهندسی مواد

گرایش: جوشکاری

عنوان:

بررسی اتصال فولاد ساده کربنی (Gs-Ck 35) به چدن ضد سایش پرکروم به روش ریخته گری

نگارنده:

رضا عزیزی همامی

استاد راهنما:

دکتر مسعود کثیری عسگرانی

استاد مشاور:

دکتر علیرضا اعلایی

زمستان ۱۴۰۲



يَرْفَعُ اللَّهُ الَّذِينَ آمَنُوا مِنْكُمْ وَالَّذِينَ أُوتُوا الْعِلْمَ دَرَجَاتٍ «قرآن کریم»

تصویب نامه

پایان نامه آقای رضا عزیزی همامی دانشجوی مقطع کارشناسی ارشد رشته مهندسی مواد گرایش جوشکاری باعنوان:
« بررسی اتصال فولاد ساده کربنی (Gs-Ck 35) به چدن ضد سایش پرکروم به روش ریخته گری» در جلسه مورخ
۱۴۰۲/۱۱/۲۹ تحت نظارت شورای پایان نامه متشکل از استادان زیر با درجه و نمره مورد تأیید قرار
گرفت.

۱- استاد راهنما : جناب آقای دکتر مسعود کثیری عسگرانی امضاء

۲- استاد مشاور : جناب آقای دکتر علیرضا اعلایی امضاء

۳- استاد داور گروه: جناب آقای دکتر حمیدرضا بخششی راد امضاء

۴- استاد داور گروه: جناب آقای دکتر مهدی منصوری امضاء

معاون آموزشی و پژوهشی دانشکده

مدیر گروه تحصیلات تکمیلی

تاریخ و امضاء

تاریخ و امضاء

واگذاری حقوق

کلیه حقوق مادی و معنوی برگرفته از مطالعات،
ابتکارات و نوآوری های این پایان نامه متعلق به
دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف آباد است.



به نام خدا

مشور اخلاق پژوهش

بایاری از خداوند سبحان و اعتقاد به اینکه عالم محضر خداست و بهواره ناظر بر اعمال انسان و به منظور پاس داشت مقام بلند دانش و پژوهش و نظر به اهمیت جایگاه دانشگاه در اعتلای فرهنگ و تمدن بشری و دانشجویان و اعضاء هیأت علمی و احد های دانشگاه آزاد اسلامی متعهد می گردیم اصول زیر را در انجام فعالیت های پژوهشی مد نظر قرار داده و از آن تحفی نکنیم:

۱. اصل حقیقت جویی: تلاش در راستای پی جویی حقیقت و وفاداری به آن و دوری از هرگونه پنهان سازی حقیقت.
۲. اصل رعایت حقوق: التزام به رعایت کامل حقوق پژوهشگران و پژوهیدگان (انسان، حیوان و نبات) و سایر صاحبان حق.
۳. اصل مالکیت مادی و معنوی: تعهد به رعایت کامل حقوق مادی و معنوی دانشگاه و کلیه بهکاران پژوهش.
۴. اصل منفعت ملی: تعهد به رعایت مصالح ملی و در نظر داشتن پیشبرد و توسعه کشور در کلیه مراحل پژوهش.
۵. اصل رعایت انصاف و امانت: تعهد به اجتناب از هرگونه جانب داری غیر علمی و حفاظت از اموال، تجهیزات و منابع در اختیار.
۶. اصل رازداری: تعهد به صیانت از اسرار و اطلاعات محرمانه افراد، سازمان ها و کشور و کلیه افراد و نهاد های مرتبط با تحقیق.
۷. اصل احترام: تعهد به رعایت حریم ها و حرمت ها در انجام تحقیقات و رعایت جانب تعد و خودداری از هرگونه حرمت شکنی.
۸. اصل ترویج: تعهد به رواج دانش و ارائه نتایج تحقیقات و انتقال آن به بهکاران علمی و دانشجویان به غیر از مواردی که منع قانونی دارد.
۹. اصل برانست: التزام به برانست جویی از هرگونه رفتار غیر حرفه ای و اعلام موضع نسبت به کسانی که حوزه علم و پژوهش را به مثابه های غیر علمی می آلایند.

امضاء استاد مشاور: دکتر علیرضا اعلایی

امضاء استاد راهنما: دکتر محمود کشیری عسکرانی

امضاء پژوهشگر: رضا غنیزی هادی



تعهد نامه اصالت پایان نامه کارشناسی ارشد

اینجانب رضا عزیزی همامی دانش آموخته مقطع کارشناسی ارشد رشته مهندسی مواد گرایش جوشکاری که در تاریخ ۱۴۰۲/۱۱/۲۹ از پایان نامه/ رساله خود تحت عنوان: « بررسی اتصال فولاد ساده کربنی (Gs-Ck 35) به چدن ضد سایش پرکروم به روش ریخته گری » دفاع نموده ام بدینوسیله متعهد می‌شوم:

- ۱- این پایان نامه/ رساله حاصل تحقیق و پژوهش انجام شده توسط اینجانب بوده و در مواردی که از دستاوردهای علمی و پژوهشی دیگران (اعم از پایان نامه، کتاب، مقاله و...) استفاده نموده ام، مطابق ضوابط و قوانین موجود، نام منبع مورد استفاده و سایر مشخصات آن را در فهرست منابع درج نموده‌ام.
- ۲- این پایان نامه/ رساله قبلاً برای دریافت هیچ مدرک تحصیلی در مقاطع مختلف پایین‌تر و یا بالاتر و همچنین در سایر دانشگاه‌ها و مؤسسات آموزش عالی ارائه نشده است.
- ۳- چنانچه بعد از فراغت از تحصیل، قصد استفاده و هرگونه بهره‌برداری اعم از چاپ کتاب، ثبت اختراع و... را از این پایان نامه داشته باشم، حتماً با هماهنگی و کسب اجازه از معاونت پژوهش و فناوری واحد خود اقدام خواهم نمود.
- ۴- چنانچه در هر مقطع زمانی خلاف موارد فوق ثابت شود عواقب ناشی از آن را می‌پذیرم و واحد دانشگاهی اینجانب مجاز است مطابق با ضوابط و مقررات با بنده رفتار نماید.

نام و نام خانوادگی:

رضا عزیزی همامی

تاریخ و امضاء

تقدیم بہ

تقدیم بہ ہمسر عزیزم

شکر و قدردانی

«من لم یشکر مخلوق لم یشکر خالق»

اکنون که این پژوهش به پایان رسیده است بر خود واجب می دانم
که از زحمات و حمایت های بی دریغ استاد ارجمند و بزرگوارم جناب
آقای دکتر کشیری قدردانی و سپاسگذاری نمایم.

فهرست مطالب

عنوان	صفحه
چکیده.....	۱
فصل اول: مقدمه.....	۲
فصل دوم: مرور مطالعاتی.....	۵
۱-۲- مقدمه.....	۵
۲-۲- فرایند ریخته گری مرکب.....	۶
۳-۲- روش غوطه وری.....	۱۳
۴-۲- روش دیسک چرخان.....	۱۶
۵-۲- ریخته گری ترکیبی با فوم فداشونده.....	۱۸
۶-۲- چدن ها.....	۲۲
۱-۶-۲- انواع ساختارهای زمینه در چدن ها.....	۲۲
۲-۶-۲- انواع چدن های ریختگی.....	۲۳
۳-۶-۲- کاربردهای چدن ها.....	۲۴
۴-۶-۲- چدن سفید ضد سایش پر کروم.....	۲۴
۵-۶-۲- ۱-۴-۶-۲- ذوب و ریخته گری چدن های پر کروم.....	۲۵
۶-۶-۲- ۲-۴-۶-۲- ملاحظات متالورژیکی.....	۲۵
۷-۶-۲- ۳-۴-۶-۲- تاثیر افزودن کروم و کربن.....	۲۶
۸-۶-۲- ۴-۴-۶-۲- کاربرد چدن های مقاوم در برابر سایش.....	۲۸
۹-۶-۲- ۷-۲- چدن های ضدسایش نیکل دار.....	۲۸
۱۰-۶-۲- ۸-۲- فازهای کاربیدی در چدن های نیکل سخت.....	۲۹
۱۱-۶-۲- ۹-۲- چدن های مقاوم در برابر خوردگی.....	۲۹
۱۲-۶-۲- ۱۰-۲- چدن های مقاوم به خوردگی سیلیسیم بالا.....	۲۹
۱۳-۶-۲- ۱۱-۲- چدن های مقاوم به خوردگی پر کروم.....	۳۰
۱۴-۶-۲- ۱۲-۲- خلاصه ای از نقش عناصر در چدن ها.....	۳۰
۱۵-۶-۲- ۱۳-۲- ملاحظات جوشکاری چدن ها.....	۳۱
۱۶-۶-۲- ۱۴-۲- جمع بندی.....	۳۴
فصل سوم: مواد و روش های آزمایشگاهی.....	۳۵
۱-۳- مقدمه.....	۳۵
۲-۳- مواد پایه.....	۳۵
۳-۳- آماده سازی نمونه های برای ریخته گری ترکیبی.....	۳۶
۴-۳- ریخته گری ترکیبی.....	۳۷

۳۸	۵-۳- مشخصه یابی
۳۸	۱-۵-۳- مشخصه یابی ریزساختاری و فازی
۳۸	۳-۵-۱-۱- متالوگرافی نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی
۳۹	۳-۵-۱-۲- پراش پرتو ایکس
۴۰	۳-۵-۲- مشخصه یابی مکانیکی
۴۰	۳-۵-۱-۲- آزمون کشش تک محور
۴۱	۳-۵-۲-۲- ریزسختی سنجی
۴۲	فصل چهارم: نتایج و بحث
۴۲	۴-۱- فصل مشترک اتصال
۵۱	۴-۲- زیرلایه فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵
۵۶	۴-۳- چدن سفید پُر کربن- کروم
۶۴	۴-۴- خواص مکانیکی
۶۴	۴-۴-۱- ریزسختی سنجی
۶۵	۴-۴-۲- آزمون کشش
۶۸	فصل پنجم: جمع بندی و پیشنهادات
۶۸	۵-۱- جمع بندی
۷۰	مراجع
۷۸	چکیده انگلیسی

فهرست شکل‌ها

عنوان	صفحه
شکل ۱-۲: طرحی از فرایند ریخته‌گری مرکب [۱۱].	۶
شکل ۲-۲: طرحی از روش غوطه‌وری در ریخته‌گری مرکب [۶۹].	۱۳
شکل ۳-۲: طرحی از روش دیسک چرخان [۷۶].	۱۶
شکل ۴-۲: طرحی از فرایند ریخته‌گری ترکیبی با فوم فداشونده [۸۰].	۱۸
شکل ۵-۲: سیستم سه جزئی لیکوئیدوس آهن-کروم-کربن [۹۵].	۲۷
شکل ۶-۲: منطقه °C ۹۰۰-۱۰۰-۱۱۵۰ نقشه سیستم سه جزئی خط مذاب آهن-کروم-کربن [۹۶].	۲۸
شکل ۷-۲: طرحی از مقطع یک جوش و مقایسه آن با نمودار آهن-کربن [۹۹].	۳۲
شکل ۱-۳: آماده‌سازی قالب ماسه‌ای.	۳۷
شکل ۲-۳: اتصال دو نیمه قالب به یکدیگر و ذوب ریزی.	۳۷
شکل ۳-۳: فرایند پیشگرمی و نمایش قالب‌ها بلافاصله بعد از ذوب ریزی.	۳۸
شکل ۴-۳: تصویر نمونه‌های نهایی بعد ریخته‌گری.	۳۸
شکل ۵-۳: نمونه‌های مقطع زده شده و آماده متالوگرافی.	۳۹
شکل ۶-۳: تصویر نمونه‌های آماده شده به منظور آزمون کشش تک محوری.	۴۰
شکل ۷-۳: طرحی از نواحی تحت آزمون سختیسنجی ویکرز.	۴۱
شکل ۱-۴: الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه ۲ و ب) آنالیز خطی در امتداد اتصال.	۴۳
شکل ۲-۴: الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه ۳ و ب) آنالیز خطی در امتداد اتصال.	۴۴
شکل ۳-۴: الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه ۴ و ب) آنالیز خطی در امتداد اتصال.	۴۶
شکل ۴-۴: الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه ۴، ب) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از فصل مشترک اتصال نمونه ۴ و ج) آنالیز ناحیه‌ای از منطقه فصل مشترک (A).	۴۷
شکل ۵-۴: تصویر ماکروسکوپی از نمونه‌های اتصالدهی شده: الف) نمونه ۱، ب) نمونه ۲ و ج) نمونه ۳.	۴۹
شکل ۶-۴: تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵.	۵۱
شکل ۷-۴: الگوی پراش پرتو X از ریزساختار فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ در حالت تازه دریافت شده.	۵۲
شکل ۸-۴: تصویر میکروسکوپ نوری از منطقه مجاور با فصل مشترک نمونه ۲: الف) بزرگنمایی ۵۰X، ب) بزرگنمایی ۱۰۰X و بزرگنمایی ۲۰۰X.	۵۳
شکل ۹-۴: تصویر میکروسکوپ نوری از منطقه مجاور با فصل مشترک نمونه ۳ با بزرگنمایی ۲۰۰X.	۵۴
شکل ۱۰-۴: تصویر میکروسکوپ نوری از منطقه مجاور با فصل مشترک نمونه ۴: الف) با بزرگنمایی ۵۰X و ب) ۲۰۰X.	۵۵
شکل ۱۱-۴: نمودار دما-زمان-استحاله فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ [۱۰۸].	۵۶
شکل ۱۲-۴: تصویر میکروسکوپ نوری از مناطق مختلف ریزساختاری در امتداد فصل مشترک اتصال.	۵۷
شکل ۱۳-۴: تصویر میکروسکوپ نوری از شیب ریزساختاری نمونه ۳.	۵۸
شکل ۱۴-۴: تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از منطقه رقیق شده نمونه ۴.	۵۹

- شکل ۴-۱۵: نمودار شبه سه تایی آهن-کروم-کربن در کروم ثابت ۲۰٪ وزنی [۱۱۴]..... ۶۰
- شکل ۴-۱۶: تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار منطقه هم‌محور نمونه ۴..... ۶۰
- شکل ۴-۱۷: تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از منطقه ریزساختاری هم‌محور نمونه ۴..... ۶۱
- شکل ۴-۱۸: تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از زمینه منطقه هم‌محور نمونه ۴..... ۶۲
- شکل ۴-۱۹: نمودار فازی سه تایی آهن-کروم-کربن [۱۱۸]..... ۶۳
- شکل ۴-۲۰: الگوی پراش پرتو X از سطح چدن سفید پُر کربن-کروم..... ۶۴
- شکل ۴-۲۱: تغییرات ریزسختی در امتداد درز اتصال..... ۶۵
- شکل ۴-۲۲: نمودار تنش-کرنش آزمون کشش نمونه‌های ۱، ۲، ۳ و ۴..... ۶۶
- شکل ۴-۲۳: نمونه‌های شکسته شده از آزمون کشش..... ۶۷

فهرست جدول‌ها

عنوان	صفحه
جدول ۳-۱: ترکیب شیمیایی فولاد Gs-Clk ^{۳۵} و چدن پُرکروم (بر حسب % وزنی).....	۳۶
جدول ۳-۲: جزئیات نمونه سازی.....	۳۶
جدول ۴-۱: آنالیز ناحیه‌ای از منطقه فصل‌مشترک (A) شکل ۴-۴ ج (% وزنی).....	۴۸
جدول ۴-۲: آنالیز نقطه‌ای از مناطق مشخص شده در شکل ۴-۱۸ (بر حسب % وزنی).....	۶۲
جدول ۴-۳: نتایج آزمون کشش نمونه‌های مورد بررسی.....	۶۶

چکیده

اتصال دهی به روش ریخته گری مرکب برای اتصال فلزات مشابه یا غیر مشابه از طریق ریخته گری مستقیم حاصل می شود. در این روش اتصال بین یک فلز جامد و فلز مذاب و با کمک یک فرایند نفوذ در فصل مشترک جامد-مذاب ایجاد می شود. در این پژوهش، خواص اتصال بین فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ به عنوان فلز جامد و چدن پر کربن-کروم ضد سایش به عنوان فلز مذاب و با استفاده از فرایند ریخته گری ترکیبی بررسی شده است. برای بررسی ریزساختار و خواص این اتصال از میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی SEM، آنالیز عنصری EDX، آنالیز فازی پراش پرتوایکس (XRD)، آزمون کشش و آزمون سختی سنجی استفاده شد. دماهای پیشگرم ۲۵ و ۳۵۰ °C و شرایط سطحی فولاد (شیارداری و صافی سطح) درج فلزی (فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵) به عنوان پارامترهای متغیر در نظر گرفته شده است. برای انجام عملیات ریخته گری ترکیبی از قالب های ماسه ای استفاده شده است به نحوی که درج فلزی در داخل قالب قرار گرفته شد و سپس مذاب چدن با دمای ۱۴۰۰ °C به داخل قالب ماسه ای با طرح اتصال لب به لب ریخته شده است. بررسی ریزساختار فصل مشترک اتصال، به ترتیب مناطق فصل مشترک، دندریتی، رقیق شده و هم محور ظریف از سمت فولاد به سمت چدن را نشان می دهد. این شیب ریزساختاری در نمونه های پیشگرم شده در دمای ۳۵۰ °C با شدت بیشتری مشاهده شد. در نمونه پیشگرم شده و شیاردار فصل مشترک کوچک تر شده و اتصال بهتری صورت گرفته است که نشان دهنده ممزوج شدن و آلیاژسازی و در نهایت نفوذ عناصر آلیاژی از سمت چدن به فولاد است. در منطقه دندریتی، رشد از حالت صفحه ای به دندریتی تغییر یافته و دندریت های ۷ از فصل مشترک به سمت مذاب باقی مانده چدن در خلاف جهت انتقال حرارت پیشروی کرده اند. استفاده از عملیات پیشگرم باعث شده است تا از طول دندریت ها کاسته شده و بر وسعت منطقه هم محور ظریف بیفزاید. در منطقه رقیق شده به دلیل پس زدن عناصر آلیاژی از دندریت ها ساختار یوتکتیکی از $M_{23}C_6 + \gamma$ مشاهده می شود. در نهایت، در منطقه هم محور که ریزساختار آن شامل زمینه ۷ محلول جامد آهن-کربن-کروم-نیکل-منگنز-مولیبدن و کاربیدهای با دو مورفولوژی شش وجهی و میله ای شکل است در تمام نمونه های اتصال داده شده مشاهده شده است. آنالیز خطی در امتداد درز اتصال نشان داد که در مناطق اتصال داده شده و نمونه های اتصال کامل نفوذ کمی از عناصر آلیاژی از سمت مذاب چدن به سمت فولاد اتفاق افتاده که در بهبود خواص اتصال بسیار موثر بوده است. بررسی پروفیل ریزسختی مقطع محل اتصال نمونه ها نشان داد که با پیشروی از سمت فولاد به سمت چدن سختی افزایش می یابد، اما یک افت ناگهانی در سختی در منطقه رقیق شده به دلیل ایجاد ریزساختار یوتکتیکی اتفاق می افتد. نمونه پیشگرم نشده با سطح صاف کمترین استحکام شکست و نمونه پیشگرم شده در دمای ۳۵۰ °C با سطح شیاردار بیشترین میزان استحکام شکست را از خود نشان داد. استفاده از شرایط سطحی باعث به دام افتادن مذاب در شیارها شده و شرایط برای انحلال درج فولاد ساده کربنی و ممزوج شدن فراهم شود که منجر به استحکام نهایی ۱۰۰ MPa شده است.

کلید واژه ها: ریخته گری ترکیبی، فولاد، چدن، اتصال دهی، شرایط سطحی

فصل اول

مقدمه

دوجنسی ها موادی هستند که از دو جزء فلزی مختلف تشکیل شده اند که از نظر ماهیت مجزا باقی می مانند و اجازه می دهند دو فلز مختلف در یک قالب ترکیب شوند و در عین حال مزایای متمایز آلیاژهای سازنده را حفظ کنند [۱]. در شکل محصول نهایی، این دو فلز معمولاً به منظور عملکرد هماهنگ به یکدیگر متصل هستند [۲]. سودمندی محصولات دوجنسی از امکان ترکیب کیفیت فلزات غیر مشابه ناشی می شود. دوجنسی به طور گسترده در بسیاری از زمینه ها به عنوان رادیاتور، مخزن، یاتاقان و واشر برای سر موتور در صنعت خودرو، به عنوان ابزار برش در کاغذ، فلز، چوب، نساجی، صنایع غذایی، ظروف آشپزخانه، مبدل های حرارتی، الکترو کنتاکت، دیوار اول استفاده می شوند [۳].

اتصال چدن ها و فولادها مزایای خواص ترکیبی هر دو ماده را فراهم می کند. این فلزات را می توان با فرایندهای ذوب و نفوذ مختلف مانند جوشکاری نقطه ای، جوشکاری با گاز خنثی تنگستن، جوشکاری لیزری، جوشکاری قوس فلزی با گاز، جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی و اتصال دهی نفوذی در خلأ به یکدیگر متصل کرد [۴].

گاهی اوقات کارکرد و هزینه، دلایل محرک انتخاب فرایند ریخته گری دوجنسی است. قطعات ریخته گری دوجنسی می توانند مزایای دو آلیاژ را با هم ترکیب کنند. قطعه تولید شده می تواند دارای هزینه نسبتاً کم، وزن سبک و خواص مکانیکی قوی و همچنین خواص ضد سایش و ضد خوردگی باشد [۵].

ریخته گری مرکب یک فرایند ریخته گری فلز منحصر به فرد است که برای اتصال فلزات مشابه یا غیر مشابه استفاده می‌شود. در این فرایند اتصال دو ماده فلزی از طریق ریخته‌گری مستقیم حاصل می‌شود که در آن یک فلز در حالت جامد و دیگری در حالت مذاب نگه داشته می‌شود. قطعه جامد جازده شده در حفره قالب قرار می‌گیرد و فلز مذاب در اطراف آن ریخته می‌شود [۶]. یک فرایند نفوذ در فصل مشترک جامد-مذاب آغاز می‌شود که منجر به تشکیل یک منطقه انتقال یکنواخت بین دو فلز می‌شود. این ناحیه با تشکیل محلول‌های جامد و فازهای واکنشی به دست می‌آید. منطقه انتقال شامل ترکیبات بین فلزی است که دارای خواص ترکیبی از فلزات اصلی است. این فرایند توجه زیادی را به خود جلب کرده است، زیرا با راندمان بالا و هزینه ساخت کمتر همراه است. برای اتصال انواع فلزات/آلیاژهای مشابه یا غیر مشابه مانند آلومینیوم و آلیاژهای آن، منیزیوم و آلیاژهای آن، آلومینیوم و منیزیوم، آلومینیوم و چدن، آلومینیوم و مس، آلومینیوم و برنج، آلومینیوم و تیتانیوم، فولاد و آلومینیوم، فولاد و مس، آهن و آلومینیوم، و فولاد ملایم و منیزیوم استفاده می‌شود [۷]. از جمله مزایای اصلی فرایند ریخته‌گری مرکب عبارتند از [۱۰-۸]:

- اجرای آن یک فرایند کاملاً ساده است، زیرا شامل ریختن یک فلز مذاب بر روی یک جامد جایگذاری شده است که در حفره قالب قرار داده شده است.
- یک فرایند اقتصادی است که حداقل هزینه عملیاتی را دارد.
- قطعات نیمه تمام با ساختارهای پیچیده را می‌توان به هم متصل کرد و در نتیجه زمان فرآوری طولانی و هزینه عملیاتی بالا را حذف کند.
- این فرایند برای تولید انبوه قطعات مناسب است.
- مستلزم مصرف کمتر انرژی است.
- با این فرایند می‌توان پیوند متالورژیکی خوبی بین مواد فلزی مشابه یا غیر مشابه ایجاد کرد.
- در این فرایند، پیوند متالورژیکی با ریخته‌گری ایجاد می‌شود و بنابراین، نیازی به فرایندهای اتصال سرد یا گرم جداگانه نمی‌باشد. این به نوبه خود تعداد مراحل تولید مورد نیاز در فرایند تولید را کاهش می‌دهد.

در مقایسه با فرایندهای متداول اتصال یا جوشکاری، ساخت اجزای ریخته‌گری مرکب نیاز به جابجایی اضافی، دستکاری جامد جاگذاری شده و پیش فرآوری سطوح در صورت تمایل دارد. در اتصال فولادهای ساده کربنی به چدن‌های پُر کروم برای کاربردهای سایشی معمولاً از فرایندهای جوشکاری قوسی تحت عنوان سخت‌کاری سطحی استفاده می‌شود که مشکلات ترک خوردن حین جوشکاری یا پس از جوشکاری بسیار رایج است، از این رو، باید احتیاط‌های متالورژیکی زیادی انجام شود. در استفاده از فرایندهای ریخته‌گری ترکیبی این مشکلات تا حدود زیادی برطرف شده و از طرف دیگر اتصال دو جنس‌ها نیز به راحتی انجام می‌شود. این پژوهش در چهار فصل تنظیم شده است. هر فصل بستری برای دستیابی به اهداف پیشنهادی و همچنین جهت‌گیری مناسب برای تکمیل کار تحقیقاتی فراهم می‌کند. خلاصه‌ای از این فصول به شرح زیر است:

فصل اول مقدمه، این فصل به معرفی فرایند ریخته‌گری مرکب، مزایا، معایب و کاربردهای آن می‌پردازد. همچنین طرح کلی پایان نامه را ارائه می‌دهد.

فصل دوم مرور مطالعاتی، این فصل مقالات مربوطه را در مورد فرایند ریخته‌گری مرکب و سایر فرایندهای مشابه منتشر شده در مجلات معتبر ارائه می‌کند. این با مواد مورد استفاده، روش‌های ساخت، خصوصیات، خواص مکانیکی، مدل‌سازی و بهینه‌سازی مربوط به فرایند ریخته‌گری مرکب سروکار دارد

فصل سوم مواد و روش‌های آزمایشگاهی، در این فصل، تنظیمات آزمایشی برای فرایند ریخته‌گری مرکب قالب شن و ماسه توضیح داده شده است. مواد مورد استفاده، انتخاب پارامترهای فرایند، طراحی آزمایش‌ها و روش تولید قطعات ریختگی مرکب توضیح داده شده است.

فصل چهارم نتایج و بحث، این فصل به توصیف مشخصه‌یابی فلزات پایه و فصل مشترک با استفاده از میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی، طیف‌سنجی پرتو X بر اساس توزیع انرژی و شناسایی ساختار فاز توسط پراش پرتو X می‌پردازد. مکانیزم تشکیل فصل مشترک توضیح داده شده است. آماده‌سازی نمونه‌های آزمایش و روش‌های مورد استفاده برای اندازه‌گیری خواص مکانیکی مانند ریزسختی، سختی و خواص کششی اتصالات حاصل بیان می‌شود

فصل پنجم جمع‌بندی و پیشنهادات، در این فصل به جمع‌بندی نتایج آزمایشگاهی و نتایج آن و در نهایت ارائه پیشنهادات عملی برای تحقیقات آینده می‌پردازد.

فصل دوم

مرور مطالعاتی

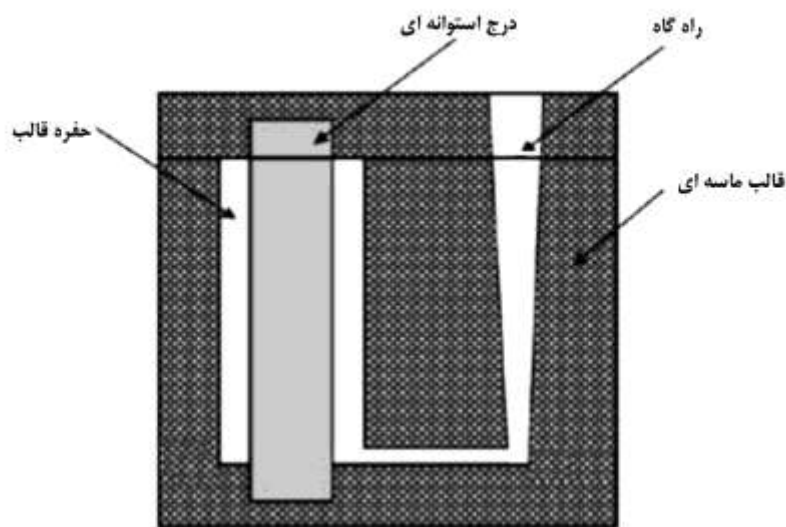
۲-۱- مقدمه

پیشرفت‌های فناورانه باعث افزایش استفاده از فلزات سبک با استحکام و قابلیت سرویس‌دهی بالا شده است. انتخاب یک فلز سبک به خواص و روش‌های فرآوری آن بستگی دارد. تعدادی روش وجود دارد که از طریق آن‌ها می‌توان فلزات سبک را فرآوری کرد. ریخته‌گری تحت فشار یک روش ریخته‌گری موثر برای تولید عمده قطعات فلزی سبک است. گاهی اوقات، ممکن است یک فلز منفرد بر اساس تقاضای بازار موثر نباشد، در این صورت پیکربندی چند فلزی با خواص دلخواه مورد نیاز است. روش‌های اتصال نقش حیاتی در ساخت سازه‌های چند فلزی دارند. ریخته‌گری مرکب یک فرایند ریخته‌گری فلز منحصر به فرد است که توسط آن می‌توان مواد فلزی مشابه یا غیر مشابه را به درستی به هم وصل کرد. فرایند ریخته‌گری مرکب نسبت به سایر فرایندهای اتصال غیرمشابه اولویت داده می‌شود، زیرا منجر به تشکیل یک فصل مشترک یکنواخت‌تر می‌شود.

کارهای تحقیقاتی مختلفی در مورد اتصال چند ماده توسط محققان و دانشمندان انجام شده است. در این فصل مقالات مربوطه را در مورد ریخته‌گری مرکب و سایر فرایندهای مشابه منتشر شده در مجلات معتبر ارائه می‌کند. کار تحقیقاتی در مورد اتصال مواد فلزی مشابه یا غیرمشابه، خصوصیات، خواص مکانیکی، مدل‌سازی و بهینه‌سازی مربوط به فرایند ریخته‌گری مرکب مورد بحث قرار می‌گیرد. شکاف‌ها در مقالات شناسایی شده و اهداف مطالعه حاضر ارائه شده است.

۲-۲- فرایند ریخته‌گری مرکب

ریخته‌گری مرکب یک فرایند ریخته‌گری فلزی است که برای اتصال فلزات مشابه یا غیر مشابه استفاده می‌شود. شکل ۱-۲ شماتیک فرایند را نشان می‌دهد. در این فرایند، دو فلز در تماس با یکدیگر پخش می‌شوند، مشروط بر اینکه یک فلز در حالت مذاب باشد و دیگری جامد بماند. در نتیجه، یک انتقال فلزی ثابت بین این دو شکل می‌گیرد [۱۱]. این فرایند برای اتصال اجزای نیمه تمام با اشکال پیچیده صرفاً با ریختن یک فلز مذاب در اطراف یک درج^۱ جامد به کار می‌رود. چند محقق این روش را برای اتصال مواد غیرمشابه اتخاذ کرده‌اند [۱۵-۱۱].



شکل ۱-۲: طرحی از فرایند ریخته‌گری مرکب [۱۱].

در ادامه تعدادی از این مقالات به طور خلاصه بیان می‌شود:

حجاری^۲ و همکاران [۱۱] ریزساختار و خصوصیات مکانیکی قطعات ریخته‌گری Al/Mg تولید شده توسط فرایند ریخته‌گری مرکب را مورد مطالعه قرار داد. دو نوع زوج Al/Mg تهیه شدند. اول با ریختن مذاب Al در اطراف درج منیزیوم و ثانیاً با ریختن مذاب منیزیوم در اطراف درج Al. نتایج نشان داد که اتصال Al و Mg توسط این فرایند تنها با ریخته‌گری مذاب منیزیوم در اطراف درج Al جامد امکان‌پذیر است. این به این دلیل بود که با ریخته‌گری مذاب Al در اطراف درج منیزیوم، شکاف بزرگی در فصل مشترک به جز چند برهم‌کنش موضعی ایجاد شد. در حالی که با ریخته‌گری مذاب منیزیوم در اطراف درج Al جامد، یک فصل مشترک نسبتاً یکنواخت بدون هیچ ترک ماکروسکوپی در محل اتصال مشاهده شده است. نویسندگان توضیح دادند که با ریختن مذاب منیزیوم در اطراف درج Al، لایه اکسید آلومینیوم موجود در سطح درج Al به دلیل برهم‌کنش با مذاب منیزیوم کاهش یافت. این

^۱ Insert

^۲ Hajjari

منجر به تماس مستقیم بین سطح Al تازه و مذاب منیزیوم شد که منجر به تشکیل یک اتصال یکنواخت بین آنها شده است. در حالی که با ریختن مذاب آلومینیوم در اطراف منیزیوم جامد، لایه اکسیدی روی سطح منیزیوم کاهش نمی‌یابد. این منجر به شکاف بین Al و Mg شد. همچنین ضریب انبساط حرارتی بیشتر منیزیوم منجر به شل شدن فصل مشترک می‌شود. حداقل و حداکثر ضخامت فصل مشترک به ترتیب ۵۰ و ۱۹۰ μm مربوط به بالا و پایین اتصال اندازه گیری شد. استحکام برشی فصل مشترک اتصال ۳۹/۹ MPa در بالا و ۲۰/۲ MPa در پایین می‌شود که به ضخامت فصل مشترک مشاهده شده است. ریزسختی در فصل مشترک بین ۱۵۲ تا ۲۲۱ HV متغیر بود، در حالی که فلزات پایه آلومینیوم و منیزیوم به ترتیب میانگین سختی ۲۵ و ۲۸ HV را نشان دادند. مقدار سختی ناحیه فصل-مشترک نشان دهنده تشکیل ترکیبات بین‌فلزی Al/Mg با سختی بالاتر است.

پاپیس^۱ و همکاران [۱۲] رفتار ترشوندگی قطعات ریختگی ترکیب Al/Al و Al/Mg را بررسی کرد. مشکل ترشوندگی سطح درج Al با جایگزینی لایه اکسید طبیعی با لایه روی حل شد. زوج‌های Al/Al و Al/Mg تهیه شده توسط این فرایند عدم وجود نقص‌هایی مانند انقباض، اکسیدها و ترک‌های سطحی را منعکس می‌کنند. نتایج نشان داد که یک منطقه انتقال فلزی پیوسته و ریزساختار قابل عملیات حرارتی قطعات ریخته‌گری Al/Al به دلیل نفوذ عناصر آلیاژی در مجاورت فصل مشترک ایجاد می‌شود. از تشکیل ترکیبات بین‌فلزی با نقطه ذوب کم مانند - $\text{Al}_{17}\text{Mg}_{17}$ و Al_2Mg در فصل مشترک آلومینیوم/منیزیوم با اعمال یک پوشش محافظ بر روی سطح درج بدون ایجاد ترشوندگی آن جلوگیری می‌شود.

رابنر و همکاران [۲۸] توسعه زوج‌های Al/Al را که با قرار دادن درج Al در قالب ریخته‌گری تهیه شده بود، بررسی کردند. قبل از این، لایه اکسید طبیعی روی سطح Al حذف شد و پوشش‌های روی با ضخامت‌های مختلف اعمال شد. نویسندگان گزارش کردند که در طی فرایند ریخته‌گری، لایه روی حل شد و یک منطقه انتقالی بین آلیاژ ریخته‌گری و درج با محتوای روی قابل توجه تشکیل شده است. سطوح درج Al با استفاده از عملیات روی و گالوانیزه روی فعال شدند. لایه روی در طی فرایند ریخته‌گری واکنش نشان داد و یک منطقه انتقال پیوسته تشکیل شد. ریزساختار و ضخامت این ناحیه با تغییر ضخامت لایه اولیه تغییر کرده است.

پاپیس و همکاران [۲۹] رفتار ترشوندگی، ریزساختار و رفتار سخت شدن قطعات ریختگی مرکب Al/Al را تجزیه و تحلیل کرد. ترشوندگی ناکافی به دلیل وجود لایه‌های اکسید طبیعی روی سطح Al است که در اتصال Al/Al مشکل ایجاد می‌کند. ترشوندگی سطح Al به طور قابل توجهی با اعمال فرایندهای پیش عملیاتی و پوشش روی افزایش یافت که یک فصل مشترک بدون نقص ایجاد کرد. یک واکنش متالورژیکی با اعمال فرایند روی و یک لایه روی رسوب شده توسط فرایند الکتروشیمیایی آغاز شد. این منجر به تشکیل یک پیوند متالورژیکی پیوسته و یک فصل مشترک بدون نقص شد. این در مقایسه با سایر روش‌های اتصال فلزات سبک به یکدیگر، مزایای حیاتی را ارائه می‌دهد.

^۱ Papis

پاپیس و همکاران [۳۰] تشکیل فصل مشترک در قطعات ریخته‌گری مرکب منیزیوم/منیزیوم را مورد مطالعه قرار دادند. منیزیوم خالص و همچنین AJ۶۲ در اطراف درج جامد AZ۳۱ ریخته شد. لایه اکسید روی درج AZ۳۱ برداشته شد و با پوشش $Mg/MgZn_2$ جایگزین شد. گزارش شد که روش فعلی اتصال با اتخاذ گالوانیزه و عمق جوش، کاستی‌های روش مرسوم را کاهش داد. رفتار ترشوندگی درج AZ۳۱ نسبت به مذاب منیزیوم با اعمال پوشش $Mg/MgZn_2$ به شدت افزایش یافت. یک منطقه انتقال متالورژیکی پیوسته و بدون نقص بین درج AZ۳۱ و آلیاژ AJ۶۲ و همچنین منیزیوم خالص به دست آمد.

اکبری‌فر^۱ و دیوانداری^۲ [۳۴] لایه فصل مشترک تشکیل شده بین زوج‌های برنج و آلومینیوم را بررسی کردند. آلومینیوم مذاب در اطراف درج برنجی استوانه‌ای جامد در دمای ۷۰۰ و ۷۵۰ °C با نسبت حجمی مذاب به درج جامد ۳ و ۵ ریخته‌گری کردند. نویسندگان گزارش کردند که به دلیل افزایش دما و نسبت حجمی مذاب به درج جامد، میزان حرارت افزایش می‌یابد که فرایند نفوذ را فعال می‌کند. میکروسکوپ SEM و تجزیه و تحلیل XRD تشکیل سه لایه مختلف را نشان داد که در آن ترکیبات بین فلزی مانند Al_3Cu ، $CuZn$ ، Al_3Cu_2Zn و $\alpha-Al/Al_3Cu$ یوتکتیکی و دندریت‌های آلومینیوم وجود داشتند. آثار وجود Cu_3Al در فصل مشترک مشاهده نشده است، زیرا Al_3Cu و Al_3Cu_2Zn حوضچه مذاب را متوقف کردند تا توسط مس اشباع شود. در ناحیه دندریتی و یوتکتیک، به دام افتادن حباب در نزدیکی سطح درج منجر به تشکیل شکاف شد. مقادیر سختی ۴۷۷، ۶۵۰ و ۵۱۳ HV از آلومینیوم جامد شده به سمت درج برنجی اندازه‌گیری شده است.

هو^۳ و همکاران [۳۷] به خواص اتصال درج فولادی S۴۵C و اتصال مسی تهیه شده توسط ریخته‌گری مرکب دست یافتند. عملیات حرارتی سرد کردن پیوسته با استفاده از کوئنچ آب، کوئنچ روغن، خنک کردن در هوا و خنک کردن در کوره اعمال شد. نتیجه‌گیری شد که فصل مشترک شامل سه لایه است؛ یعنی یک لایه جوش ریخته‌گری در نزدیکی زمینه فولادی S۴۵C، یک لایه نامنظم نزدیک به زمینه مسی و یک لایه در بین این دو لایه. اتم‌های آهن فراوان در زمینه مس نفوذ کرده است در حالی که نفوذ اتم‌های مس در زمینه آهن محدود بود. حداکثر استحکام برشی سطحی با خنک کردن در کوره به دست آمد در حالی که حداقل آن در سریع سرد کردن در آب مشاهده شده است. سطوح شکست در لایه جوش ریختگی در نزدیکی زمینه فولادی S۴۵C مشاهده شده است.

توسلی^۴ و همکاران [۵۳] زوج‌های Al/Cu را با ریخته‌گری مذاب آلومینیوم در اطراف لوله‌های مس جامد با استفاده از فرایند ریخته‌گری مرکب آماده کردند. تشکیل فصل مشترک با تغییر دمای آلومینیوم مذاب و پیش گرم کردن لوله‌های مسی مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج نشان داد که یک فصل مشترک یکنواخت متشکل از سه لایه متمایز یعنی ساختار یوتکتیک $\alpha-Al/Al_3Cu$ ، فازهای بین فلزی Al_3Cu و یک لایه حاوی فازهای بین فلزی مانند Al_3Cu_4 ، Al_3Cu_2 و $AlCu$ تشکیل شده است. ضخامت ناحیه انتقال با افزایش دمای آلومینیوم مذاب و پیش گرم

^۱ Akbarifar

^۲ Divandari

^۳ Ho

^۴ Tavassoli

شدن لوله های مس جامد افزایش یافت. در نتیجه مقاومت الکتریکی ویژه افزایش یافته و استحکام اتصال آلومینیوم/مس کاهش یافته است.

اکبری فر و دیواندری [۵۴] رفتار فصل مشترک اتصالات دو فلزی چدن و آلومینیوم را که با استفاده از ریخته-گری مرکب در دماهای مذاب مختلف و نسبت حجمی مذاب به درج جامد تهیه شده بودند، بررسی کردند. آلومینیوم مذاب در اطراف درج چدن استوانه‌ای جامد در دمای ۷۰۰ و ۷۵۰ °C با نسبت حجمی مذاب به درج جامد ۳، ۵ و ۸ ریخته‌گری کردند. نتیجه‌گیری شد زمانی که اتصالات دو فلزی در دمای ۷۰۰ تا ۷۵۰ °C با نسبت حجمی مذاب/درج به ترتیب ۳ به ۸ تهیه شد و منطقه انتقال بدون نقص حاصل شد، ضخامت لایه فصل مشترکی بین ۵ تا ۲۰ μm تغییر می‌کند. نویسندگان پیشنهاد کردند که ضخامت لایه فصل مشترک را می‌توان با تغییر پارامترهای فرایند مانند شکل ریخته‌گری، تغییر مکانیزم ریختن و ایجاد تدارکات برای انجماد کنترل شده ریخته‌گری کنترل کرد. یک لایه انتقالی حاوی ترکیب بین فلزی Fe_2Al_5 در فصل مشترک شناسایی شد که در نتیجه برهم‌کنش چدن با آلومینیوم مذاب تشکیل شده است. ضخامت این لایه با افزایش دما و نسبت حجمی مذاب به جامد افزایش یافت.

لیو^۱ و همکاران [۵۵] مکانیزم ایجاد فصل مشترک، استحکام کششی، سختی و سطوح شکست زوج‌های دو فلزی ساخته شده از آلیاژهای آلومینیوم، $\text{A}356$ به عنوان مذاب و $\text{AA}6061$ به عنوان بستر جامد را مورد مطالعه قرار دادند. گزارش شده است که اتصال متالورژیکی خوبی بین آلیاژهای $\text{A}356$ و $\text{AA}6061$ پس از اعمال پوشش روی بر روی بستر جامد حاصل شد. ریزساختار آلیاژ $\text{A}356$ از فاز آلومینیوم α -دندریتی و ذرات Si یوتکتیک به طور مساوی توزیع شده تشکیل شده است در حالی که ریزساختار آلیاژ $\text{AA}6061$ ساختار آلیاژی ریزدانه معمولی را نشان می‌دهد. یک لایه انتقالی بین دو آلیاژ ساختار ریز دانه و ساختار یوتکتیک Si را در مرزهای دانه با ضخامت $100 \mu\text{m}$ نشان داد. نفوذ موضعی بین آلیاژهای $\text{A}356$ و $\text{AA}6061$ به دلیل ذوب جزئی آلیاژ $\text{AA}6061$ مشاهده شده است. سختی ناحیه فصل مشترک کمتر از آلیاژ $\text{A}356$ اما بالاتر از آلیاژ $\text{AA}6061$ اندازه گیری شده است. شکست کششی در سمت آلیاژ ریختگی $\text{A}356$ با مقاومت کششی نهایی 145 MPa رخ داده است. این نشان داد که اتصال ریخته‌گری با استحکام بالایی نسبت به آلیاژ ریختگی $\text{A}356$ همراه است. سطوح شکست در لایه انتقال مورفولوژی شکست بین دانه‌ای همراه با صفحات برش آشکار را نشان داد.

حجاری و همکاران [۵۶] ریزساختار سطحی اتصالات Al/Mg ساخته شده با استفاده از فرایند ریخته‌گری مرکب را بررسی کردند. نویسندگان گزارش کردند که فصل مشترک از سه لایه مختلف تشکیل شده است. منطقه فصل مشترکی مجاور فلزات پایه Al و Mg به ترتیب از ساختار یوتکتیک Al_2Mg و $\text{Al}_{17}\text{Mg}_{17} + \delta$ تشکیل شده، در حالی که منطقه میانی از ترکیبات بین فلزی $\text{Al}_{17}\text{Mg}_{17}$ تشکیل شده است. به دلیل انحراف از نسبت استوکیومتری؛ دامنه‌های آنتی فاز و مرزهای آنتی فاز در ترکیب $\text{Al}_{17}\text{Mg}_{17}$ ایجاد شده است. اندازه دامنه‌های آنتی فاز افزایش یافت در حالی که چگالی مرزهای آنتی فاز با افزایش انحراف از نسبت استوکیومتری کاهش یافته است.

^۱ Liu

امامی^۱ و همکاران [۵۷] اثر نسبت حجمی مذاب / درج جامد بر اتصالات Mg/Al تهیه شده توسط فرایند ریخته‌گری مرکبی را تجزیه و تحلیل کردند. در این فرایند، مذاب منیزیوم در اطراف درج آلومینیومی با نسبت‌های مختلف حجمی مذاب / درج جامد ریخته‌گری می‌شود. نویسندگان به این نتیجه رسیدند که فصل مشترک Mg/Al به دلیل واکنش نفوذی در نسبت حجمی مذاب / درج جامد کمتر، در حالی که انجماد نفوذی در نسبت حجم مذاب / درج جامد بالاتر تشکیل شده است. حداکثر مقدار سختی ۲۵۲، ۲۵۷ و ۲۳۲ HV مربوط به نسبت حجمی مذاب به درج جامد به ترتیب ۱/۲۵، ۳ و ۵/۲۵ مشاهده شده است. این نشان دهنده شکل گیری یک فصل مشترک با بالاترین سختی مربوط به مقدار متوسط نسبت حجمی مذاب / درج جامد است. ضخامت ناحیه فصل مشترک با افزایش نسبت حجمی مذاب به درج جامد افزایش یافت. میانگین مقاومت برشی فصل مشترک با افزایش نسبت حجمی مذاب به درج جامد کاهش یافت.

مولا^۲ و همکاران [۵۸] خصوصیات فصل مشترک AZ۹۱/AlSi۱۷ را که با ریختن آلیاژ منیزیم مذاب AZ۹۱ در اطراف درج آلیاژ آلومینیوم AlSi۱۷ تهیه شده بود، انجام دادند. در این فرایند از قالب فولادی برای تکمیل فرایند ریخته‌گری استفاده شد. تأثیر دمای ریختن بر تشکیل ناحیه اتصال بررسی شد. گزارش شده است که تشکیل ناحیه اتصال بین آلیاژ منیزیم AZ۹۱ و آلیاژ آلومینیوم AlSi۱۷ تحت تأثیر دمای مذاب AZ۹۱ قرار گرفت. در دمای ریختن ۶۵۰ °C، یک فصل مشترک اتصال پیوسته در فصل مشترک AZ۹۱/AlSi۱۷ ایجاد شد در حالی که چنین منطقه انتقالی در دماهای بالاتر به دست نیامد. ترکیبات بین‌فلزی که منطقه فصل مشترک مجاور آلیاژ AlSi۱۷ را تشکیل می‌دهند به عنوان ترکیبات ریز Mg_۲Si، ذرات Si اولیه محصور شده توسط ترکیبات Mg_۲Si و یک فاز بین فلزی Al_۳Mg_۲ مشاهده شدند. منطقه فصل مشترک مجاور آلیاژ AZ۹۱ از محلول جامد Al و Si در ساختار یوتکتیک منیزیم و Al_{۱۲}Mg_{۱۷} تشکیل شده است.

رن^۳ و همکاران [۵۹] رفتار ریزساختاری و خواص مکانیکی جفت‌های Al/Mg آلیاژ آلومینیوم Zl۱۰۵ و آلیاژ منیزیم AZ۹۱D تهیه‌شده توسط فرایند ریخته‌گری مرکب را بررسی کردند. منطقه گذار از سه لایه مختلف α-Al، β-Al_{۱۲}Mg_{۱۷}، γ-Al_۳Mg_۲ و δ-Mg به عنوان ترکیبات بین‌فلزی تشکیل شده است. حداکثر مقاومت خمشی ۲۳/۰۶ MPa در دمای ۶۸۰ °C مشاهده شد.

ژانگ^۴ و همکاران [۶۰] زوج‌های دو فلزی Al-۰/۰۸Ga/Mg را با استفاده از فرایند ریخته‌گری مرکب آماده کردند و تأثیر الکترو پولیش و عملیات سطحی آندایزینگ درج را بر ریزساختار سطحی و خواص مکانیکی بررسی کردند. نتایج حاکی از افزایش عمده در نفوذ فلزی با آلیاژ Ga، پولیش الکتریکی و آنودایز کردن درج بود. نتیجه‌گیری شد که پیش گرم کردن درج بر مقاومت برشی قطعات ریخته‌گری تأثیر می‌گذارد. هنگامی که دمای پیش

^۱ Emami

^۲ Mola

^۳ Ren

^۴ Zhang

گرم به 500°C افزایش یافت تا حداکثر مقدار $41/79\text{ MPa}$ افزایش یافت. پس از آن، در نتیجه ذوب بیش از حد آلومینیوم و تشکیل ترکیبات بین فلزی سخت و شکننده در فصل مشترک، مقاومت برشی شروع به کاهش کرد. زارع^۱ و همکاران [۶۱] ریزساختار و سختی لایه گذار تشکیل شده بین زوج‌های آلومینیوم و مس تولید شده توسط فرایند ریخته‌گری مرکب را مورد مطالعه قرار داد. آلومینیوم مذاب در اطراف بستر مسی استوانه‌ای به منظور آماده‌سازی اتصال Al/Cu ریخته‌گری شد. نویسندگان گزارش کردند که ناحیه گذار از پنج لایه مجزا شامل لایه دندریتیک $\alpha\text{-Al}$ یوتکتیک، لایه یوتکتیک و ترکیبات بین فلزی AlCu ، Al_2Cu و Cu_9Al_4 تشکیل شده است. حداکثر سختی ناحیه انتقال به دلیل وجود ترکیبات بین فلزی سخت و شکننده 300 HV اندازه‌گیری شد، در حالی که فلزات پایه آلومینیوم و مس مقدار سختی کمتر از 50 HV را نشان دادند. سختی از سمت آلومینیوم به سمت مس در سراسر منطقه انتقال افزایش یافت.

اکبری فر و دیواندری [۶۲] ریزساختار سطحی زوج‌های آلومینیوم و چدن را مشخص کردند. مذاب آلومینیوم در اطراف میله‌های چدنی در دمای 700°C و 750°C با نسبت‌های مختلف حجمی مذاب/درج جامد ریخته شد. نتایج تشکیل یک لایه گذار در فصل مشترک دارای ترکیب بین فلزی Fe_2Al_5 را تایید کرد. Fe_2Al_5 در ابتدا در فصل-مشترک درج به دلیل برهم‌کنش با آلومینیوم مذاب تشکیل شد. یک لایه انتقال یکنواخت‌تر و ضخیم‌تر با افزایش دما و نسبت حجمی مذاب به جامد مشاهده شده است. ضخامت لایه انتقالی از $5\text{ }\mu\text{m}$ تا $20\text{ }\mu\text{m}$ زمانی که نمونه‌ها در دمای 700°C و 750°C با نسبت حجمی مذاب / درج جامد به ترتیب ۳ و ۸ آماده شدند، متغیر بود.

سلیمی^۲ و همکاران [۶۳] دو فلزی آلومینیوم/فولاد را با ریختن آلومینیوم مذاب در اطراف درج فولاد جامد با استفاده از فرایند ریخته‌گری مرکب ساختند. آבקاری آلومینیوم و مس درج فولادی قبل از ریخته‌گری انجام شد. تأثیر آבקاری آلومینیوم و مس بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی فصل مشترک مورد بررسی قرار گرفت. گزارش شده است که اتصال متالورژیکی آلومینیوم و زمینه فولاد به طور قابل توجهی در نتیجه آבקاری آلومینیوم و مسی درج فولادی بهبود یافته است. در مورد درج فولادی با پوشش مس، ناحیه انتقال ضخیم‌تر و یکنواخت‌تر در مقایسه با درج فولادی با پوشش آلومینیوم مشاهده شده است. استحکام برشی دو فلز آلومینیوم/فولاد با درج فولادی حاوی پوشش مسی با داشتن ضخامت بیشتر بهتر بوده است.

لین^۳ و همکاران [۶۴] اثر عملیات حرارتی سرد کردن پیوسته را بر ویژگی‌های سطحی زوج‌های درج فولادی SK3 و مسی تولید شده توسط فرایند ریخته‌گری مرکب را بررسی کردند. نتایج حاکی از تشکیل لایه جوشکاری ریختگی بین فولاد SK3 و مس بود. استحکام برشی در فصل مشترک اتصال به ترتیب $8/33$ ، $13/43$ ، $12/29$ و $18/74\text{ MPa}$ به ترتیب مربوط به شرایط سرد کردن در کوره، سرد کردن در هوا، سرد کردن در روغن و سرد کردن در آب است. سطوح شکست در لایه جوشکاری ریختگی در نزدیکی زمینه فولاد SK3 مشاهده شده است. سختی زمینه فولاد SK3 به دلیل سرد کردن سریع با آب با بهبود همزمان مقاومت برشی فصل مشترک افزایش یافته است.

^۱ Zare

^۲ Salimi

^۳ Lin

فنگ^۱ و همکاران [۶۵] مطالعه تطبیقی ریزساختار فصل مشترک، سختی و استحکام کششی زوج‌های دو فلزی AA۶۰۶۱/AA۶۰۶۱ و A۳۵۶/AA۶۰۶۱ را با استفاده از فرایند ریخته‌گری مرکب که در آن آلیاژ AA۶۰۶۱ به عنوان ماده درج استفاده شد، انجام دادند. اثر مواد پوشش و فرایندهای ریخته‌گری مورد ارزیابی قرار گرفت. نتیجه گیری شد که پوشش نیکل نسبت به پوشش مس برای اتصال بین آلیاژهای آلومینیوم برتری دارد. حداکثر ضخامت فصل مشترک برای پوشش نیکل و مس به ترتیب ۵ و ۱۵۰ μm اندازه‌گیری شد. با توجه به پایداری حرارتی بهتر نیکل نسبت به مس، واکنش تهاجمی با آلیاژ آلومینیوم مذاب برای تشکیل یک منطقه گذار انجام شد. در ریخته‌گری گرانشی، خواص مکانیکی اتصالات به دلیل وجود فازهای Al_۳Ni درشت و ترک‌خورده که در ناحیه فصل مشترک توزیع شده‌اند، کاهش می‌یابد. در ریخته‌گری فشاری، پیوند متالورژیکی اتصالات به دلیل وجود فازهای غنی از نیکل ریز و یکنواخت در سراسر منطقه فصل مشترک بهبود یافته است.

حجاری و همکاران [۶۶] خصوصیات ریزساختار و خواص مکانیکی زوج‌های منیزیم/Al ۴۱۳ تولید شده توسط فرایند ریخته‌گری مرکب را مورد مطالعه قرار دادند. نتیجه گیری شد که ساختار یوتکتیک $\delta + \text{Al}_{۱۲}\text{Mg}_{۱۷}$ در مجاورت فلز پایه منیزیم، حضور لایه های اکسید منیزیم را نشان می‌دهد. شروع ترک های طولی و شکست اتصال به دلیل انباشته شدن اکسید منیزیم در سطح مشترک متشکل از ساختار یوتکتیک $\delta + \text{Al}_{۱۲}\text{Mg}_{۱۷}$ رخ داد. ضخامت فصل مشترک بین ۸۰ تا ۴۷۰ μm بسته به نسبت حجمی مذاب / درج جامد است. با افزایش نسبت حجمی مذاب به درج جامد افزایش یافت. استحکام برشی فصل مشترک در نسبت حجمی مذاب / درج جامد ۱/۲۵ و ۳ کم و بیش یکسان بود.

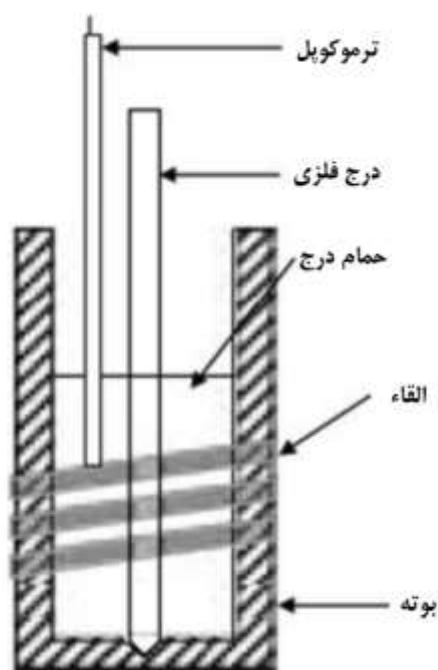
لیو و همکاران [۶۷] تاثیر فشار و دمای محیط را بر رفتار نفوذی زوج‌های Al/Mg ساخته شده توسط فرایند ریخته‌گری مرکب بررسی کردند. نتایج نشان داد که نفوذ بین منیزیم مذاب و آلومینیوم جامد به طور عمده تحت تأثیر فشار و دمای سیستم قرار دارد. نفوذ اتمی به صورت یک طرفه مشاهده شد، زیرا اتم‌های آلومینیوم به طور فعال‌تری نسبت به اتم‌های منیزیم شرکت می‌کنند که دمای سیستم کمتر از نقطه ذوب آلومینیوم نگه داشته می‌شود. عمق نفوذ آلومینیوم بیشتر از منیزیم مشاهده شده است. هنگامی که دمای سیستم افزایش یافت؛ نفوذ اتم‌های آلومینیوم و منیزیم مشاهده شد که منجر به تشکیل یک لایه نفوذی یکنواخت شد. به طور مشابه، با افزایش فشار، هر دو اتم آلومینیوم و منیزیم به طور فعال در تشکیل فصل مشترک شرکت کردند.

جیانگ و همکاران [۶۸] با روش ریخته‌گری مرکب دوجنسی Al/Cu را تولید کردند. فصل مشترک دوجنسی Al/Cu مورفولوژی بدون نقص و یکنواختی را نشان داد. فصل مشترک متشکل از فازهای $\alpha\text{-Al} + \text{Al}_2\text{Cu}$ یوتکتیکی، Al_2Cu ، AlCu ، Cu_9Al_4 و سیلسیم بوده است. بررسی‌ها نشان داده است که سختی بسیار بالاتری نسبت به زیرلایه‌های Al و Cu دارند و فاز Cu_9Al_4 در لایه فصل مشترک دارای بالاترین سختی بود. استحکام اتصال تا ۲۸/۵ MPa به دست آمد. Al/Cu دو فلزی نشان دهنده مورفولوژی شکست ترد بوده است.

^۱ Feng

۳-۲- روش غوطه وری

این یک روش ریخته‌گری مرکب است که شامل قرار دادن درج جامد در حمام مذاب است. شکل ۲-۲ شماتیک این روش را نشان می‌دهد. در این فرایند، سطح درج با سنباده زدن با کاغذهای کاربید سیلسیم تمیز و چربی‌زدایی می‌شود و سپس با تمیز کردن قلیایی، اسیدی یا چربی‌زدایی اولتراسونیک با استون عملیات می‌شود. شمش‌های فلزی/آلیاژی انتخاب شده در بوتله‌ای که در یک کوره مقاومت الکتریکی قرار دارد ذوب می‌شوند. مذاب مرتباً هم زده شده و ناخالصی‌های شناور از روی سطح بر داشته می‌شوند. برای اندازه‌گیری دمای حمام ورودی از ترموکوپل استفاده می‌شود. کف بوتله حاوی حمام درج ماشینکاری می‌شود و دستگاهی در بالای آن قرار می‌گیرد تا درج کاملاً عمودی باقی بماند. سپس بستر در دمای ثابت در حمام مذاب قرار می‌گیرد و برای یک دوره زمانی خاص نگهداری می‌شود. منبع تغذیه خاموش شده و به حمام ورودی اجازه داده می‌شود تا در اطراف درج خنک و جامد شود [۶۹]. پس از انجماد، نمونه دو فلزی بیرون کشیده می‌شود. تعداد کمی از محققان این روش را برای اتصال مواد فلزی غیر مشابه اتخاذ کرده‌اند.



شکل ۲-۲: طرحی از روش غوطه‌وری در ریخته‌گری مرکب [۶۹].

حجاری و همکاران [۳۱] شار حرارتی سطحی را برای جفت‌های خالص Al/Mg و Al_{413}/Mg تهیه شده با روش غوطه‌وری را بررسی کردند. منیزیم به عنوان ماده مذاب و Al و Al_{413} به عنوان ماده جامد استفاده شد. نتیجه‌گیری شد که شار حرارتی سطحی به عنوان روشی برای ارزیابی ترشوندگی فلز در حال انجماد و درج عمل می‌کند. این به زبری سطح درج جامد بستگی دارد. برای هر دو زوج Al/Mg و Al_{413}/Mg ، شار حرارتی سطحی

ابتدا به دلیل افزایش زبری سطح درج جامد تا حداکثر میزان افزایش یافت و پس از آن شروع به کاهش کرد. حداکثر شار حرارتی سطحی برای زوج Al_{413}/Mg به دلیل ترشوندگی بهتر تقریباً در تمام محدوده‌های زبری سطح درج، بالاتر از زوج Al/Mg بوده است.

پرون^۱ و همکاران [۳۹] اهمیت آزمایش فشار بیرون را برای نشان دادن اتصال فصل‌مشرکی بین درج فولاد نرم E۲۴ و مذاب آلیاژ منیزیم GA۶Z۱ پیش بینی کرده است. روش غوطه‌وری برای تهیه مجموعه‌های فولاد نرم و مذاب آلیاژ منیزیم با استفاده از شرایط فرآوری گسسته استفاده شده است. نمونه‌های با اتصال جزئی و کامل به دلیل برهم‌کنش شیمیایی بین فولاد نرم و مذاب آلیاژ GA۶Z۱ تولید شدند. نویسندگان به این نتیجه رسیدند که پاسخ جابجایی بار و بار جداسازی به شدت با ماهیت و میزان اتصال تشکیل شده در فصل‌مشرک در ارتباط است.

دزلوس^۲ و همکاران [۶۹] آزمایش فشار بیرونی جفت‌های دو فلزی فولاد نرم/AS-۱۳ را که با غوطه‌ور کردن میله فولادی نرم در مذاب آلیاژ AS-۱۳ تهیه شده بودند، انجام داد. حالت شکست در مقادیر مختلف بار تا زمان جداسازی کامل فصل‌مشرک مورد بررسی قرار گرفت. نویسندگان گزارش کردند که شکست تدریجی در فصل-مشرک زوج‌های دو فلزی فولاد نرم/AS-۱۳ شناسایی نشده است. مکانیزم تخریب در سه مرحله از شروع ترک شروع شد که در ناحیه سطحی نزدیک سطح پایین نمونه اتفاق افتاد، سپس گسترش ترک در ناحیه سطحی، انحراف ترک به سمت زمینه AS-۱۳ و سپس جریان پلاستیک زمینه AS-۱۳ قبل از شکست اتفاق افتاده است.

بویاد^۳ و همکاران [۷۰] مکانیزم تشکیل فصل‌مشرک و سینتیک رشد مجموعه‌های مذاب آهن/آلومینیوم جامد تهیه شده توسط فرایند غوطه‌وری را مورد مطالعه قرار دادند. نتایج نشان داد که دو لایه بین فلزی شامل $FeAl_3$ و Fe_2Al_5 به عنوان اجزای اصلی تشکیل شده است. سینتیک رشد این لایه‌های بین فلزی به عنوان تابعی از دما و زمان شناسایی شد. به طور تجربی بین دمای ۷۰۰ تا ۹۰۰ °C اندازه‌گیری شد. رشد فازهای بین فلزی $FeAl_3$ و Fe_2Al_5 به ترتیب با حالت جنبشی و نفوذ برای زمان برهم‌کنش متوسط کمتر از ۴۵ دقیقه کنترل شدند. رشد فاز $FeAl_3$ منحنی خطی را دنبال کرد در حالی که رشد فاز Fe_2Al_5 منحنی سهموی بود.

دزلوس و همکاران [۷۱] خواص مکانیکی اتصالات تیتانیوم و A۳۵۶/۲ ساخته شده با روش غوطه‌وری را ارزیابی کرد. نویسندگان نشان دادند که اتصال شیمیایی بین تیتانیوم و A۳۵۶/۲ خواص مکانیکی فصل‌مشرک را افزایش می‌دهد. استحکام برشی نمونه‌های اتصال شیمیایی ۱۲۰ MPa اندازه‌گیری شد، در حالی که به طور قابل توجهی کم بود، یعنی ۴۸ MPa برای نمونه‌های به سادگی ذوب شده حاصل شده بود. در اثر واکنش شیمیایی، یک لایه ضخیم Al_3Ti (Si) در سمت A۳۵۶/۲ و یک لایه $TiSi$ نازک در سمت تیتانیوم تشکیل می‌شود که خواص مکانیکی فصل‌مشرک را بهبود می‌بخشد. نویسندگان پیشنهاد کردند که شکست اتصال در سه مرحله از شروع ترک در سطح پایین نمونه در زمینه A۳۵۶/۲ یا در ناحیه سطحی به دلیل تنش‌های کششی رخ می‌دهد. در مرحله دوم، انتشار ترک به سمت بالا اتفاق افتاده و سپس از ناحیه سطحی به زمینه حجیم A۳۵۶/۲ منحرف می‌-

^۱ Peronnet

^۲ Dezellus

^۳ Bouayad

شود. در نهایت، شکست زمانی رخ می‌دهد که تنش تسلیم زمینه $AZ_{56/2}$ با مقدار عظیم تنش وان مایز معادل فراتر رود.

ژائو^۱ و همکاران [۷۲] پارامترهای فرایند روش قالب‌گیری درج را با تجزیه و تحلیل تشکیل فصل مشترک و رفتار مکانیکی زوج‌های دو فلزی AZ_{31}/AZ_{91} بهینه کرد. زوج‌ها با قرار دادن میله آلیاژی AZ_{31} در مذاب آلیاژ AZ_{91} در دمای ورودی $675^{\circ}C$ و $700^{\circ}C$ با نسبت حجمی مذاب به جامد ۱ و ۲ آماده کردند. نتیجه‌گیری شد که اتصال فصل مشترکی مناسب در دمای ورودی $675^{\circ}C$ و نسبت حجمی مذاب به درج جامد ۲ به دست می‌آید. دوره برهم‌کنش مذاب به درج جامد ۹۰ تا ۱۲۰ ثانیه برای اتصال متالورژیکی مناسب بود. با این حال، در دوره تعامل بالا، یعنی بیش از ۳۰۰ ثانیه، درج جامد ذوب شده و شکل خود را از دست داد. میانگین استحکام کششی زوج‌های AZ_{31}/AZ_{91} برابر با $98 MPa$ اندازه‌گیری شد که به مقاومت کششی AZ_{91} ریخته‌گری نزدیک بود. شروع ترک در قسمت ضعیف آلیاژ ریخته‌گری AZ_{91} رخ داده است.

لی^۲ و همکاران [۷۳] خواص مکانیکی و ریزساختار فصل مشترک دوجنسی $Ti-6Al-4V/Al_{70.5}$ را با استفاده از روش قالب‌گیری درج غوطه‌وری تجزیه و تحلیل کردند. نویسندگان گزارش کردند که یک منطقه فصل مشترکی با پیوند متالورژیکی خوب با ضخامت $90 \mu m$ در دمای $750^{\circ}C$ به دست آمده است. ناحیه فصل مشترکی شامل زمینه بین فلزی $TiAl_3$ و Al بود. ریزسختی فصل مشترک $Ti-6Al-4V/Al_{70.5}$ بین ۱۸۰ تا $210 HV$ اندازه‌گیری شد. استحکام فشاری، استحکام کششی و استحکام برشی فصل مشترک به ترتیب ۲۸۳، ۲۱۵ و $154 MPa$ به دست آمد. مشخص شد که جفت‌های $Ti-6Al-4V/Al_{70.5}$ تولید شده با استفاده از روش قالب‌گیری درج، خواص مکانیکی بهتری نسبت به اتصالات تهیه‌شده توسط سایر روش‌های اتصال مانند اتصال‌دهی فاز مایع گذرا، لحیم کاری با کمک امواج فراصوتی و اتصال‌دهی نفوذی حالت مذاب نشان دادند.

نی^۳ و همکاران [۷۴] مطالعه مقایسه‌ای فصل مشترک Ti/Al و $Ti-6Al-4V/Al$ را با ارزیابی ویژگی‌های ریزساختاری، ضخامت فصل مشترک، توزیع عناصر و خواص مکانیکی انجام داد. زوج‌ها به روش قالب‌گیری درج آماده شدند. نتایج نشان داد که سرعت واکنش فصل مشترک و استحکام برشی Ti/Al بیشتر از اتصالات $4V/Al$ - $Ti-6Al$ بود. لایه نازک قابل توجهی در فصل مشترک زوج‌های $Ti-6Al-4V/Al$ مشاهده شد که مورفولوژی متفاوتی از فصل مشترک $4V/Al$ - $Ti-6Al$ داشتند.

دزلس و همکاران [۷۵] رفتار مکانیکی زوج‌های $Ti/Al-7Si$ عملیات حرارتی شده $T6$ با استفاده از روش قالب‌گیری درج مورد مطالعه قرار دادند. برای این منظور آزمون‌های فشار بیرون و خمش دایره‌ای کلاسیک انجام شد. برای عملیات حرارتی $T6$ زوج‌های $Ti/Al-7Si$ با پیوند شیمیایی، نمونه‌ها به مدت ۱۰ ساعت در دمای $540^{\circ}C$ دوباره گرم شدند، در آب سرد سریع سرد شدند و متعاقباً به مدت ۶ ساعت در دمای $170^{\circ}C$ پیرسازی شدند. نویسندگان بهبود در خواص مکانیکی نمونه‌های عملیات حرارتی $T6$ را گزارش کردند. اثر مطلوب عملیات حرارتی

^۱ Zhao

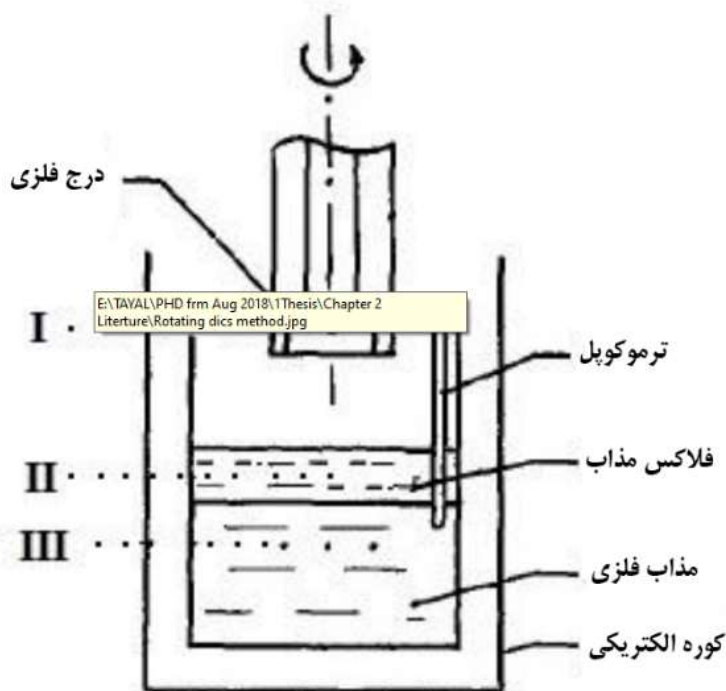
^۲ Li

^۳ Nie

T₆ به دلیل تغییر ذرات سیلسیم از حالت زاویه‌ای به کروی ایجاد شد، زیرا این ذرات مکان‌های هسته‌زایی برتری را برای پارگی شکل‌پذیر و ایجاد حفره در زمینه Al-VSi ایجاد کردند. علاوه بر این، تشکیل ترکیبات بین‌فلزی غنی از سیلسیم در فصل مشترک با نفوذ حالت جامد اتم‌های سیلسیم از زمینه Al-VSi به سمت درج Ti به دست آمد. با توجه به این نفوذ، تعداد و اندازه ذرات سیلسیم به طور قابل توجهی در ناحیه اطراف ناحیه سطحی درج Ti و زمینه آلیاژ Al-VSi کاهش یافت.

۴-۲- روش دیسک چرخان

این یک نوع روش ریخته‌گری ترکیبی است که در آن از فلاکس برای محافظت از مذاب در برابر اکسیداسیون و برای پیش گرم کردن ماده جامد تا دمای مورد نیاز استفاده می‌شود. فلاکس ابتدا در یک بوتله آلومینا ذوب می‌شود. سپس مواد مذاب تحت فلاکس ذوب می‌شوند. هنگامی که به دمای مورد نیاز رسید، درج جامد دوار از موقعیت I به موقعیت II همانطور که در شکل ۳-۲ در نزدیکی وسط لایه فلاکس نشان داده شده است، پایین می‌آید. پیش گرمایش درج به این ترتیب انجام می‌شود. هنگامی که دما به حالت تعادل می‌رسد، درج در حال چرخش با سرعت مورد نیاز از موقعیت II به موقعیت III در فلز مذاب پایین می‌آید. دیسک مجاز است برای مدت زمان از پیش تعیین شده در مذاب بچرخد. دمای فاز مذاب توسط ترموکوپل اندازه‌گیری می‌شود. بوتله، همراه با مذاب، فلاکس و درج جامد، اجازه داده می‌شود تا در یک حمام آب خنک شوند [۷۶]. شکل ۳-۲ شماتیک فرایند را نشان می‌دهد.



شکل ۳-۲: طرحی از روش دیسک چرخان [۷۶].

دیبکوف^۱ [۷۶] روش دیسک دوار را با برهمکنش آلومینیوم مذاب با فولاد زنگ‌زن Cr-10Ni18 را بررسی کردند. نویسنده گزارش کردند که اتصالات فولاد/آلومینیوم با خواص مکانیکی خوب را می‌توان با برهم‌کنش فولاد جامد و مذاب Al تحت پارامترهای فرایند از پیش کنترل شده تولید کرد. حین انحلال، عناصر فولاد به مذاب آلومینیوم منتقل می‌شوند. در یک مذاب غیر اشباع آلومینیوم، یک لایه بین‌فلزی منفرد در سطح مشترک فولاد/آلومینیوم تشکیل می‌شود، در حالی که در مذاب آلومینیوم اشباع، دو فاز بین‌فلزی بین مذاب آلومینیوم و فولاد در دمای 700°C شناسایی شده است. لایه کنار فولاد احتمالاً محلول جامدی از ترکیب بین فلزی Fe_3Al_5 بود. لایه متخلخل مجاور مذاب آلومینیوم احتمالاً یک محلول جامد مبتنی بر ترکیب FeAl_3 بود. پدیده رشد این ترکیب پارا خطی بود. ضخامت این لایه با افزایش زمان غوطه وری افزایش یافت. پدیده رشد لایه مجاور مذاب آلومینیوم پس از مدتی رشد غیرخطی، به صورت خطی شده است.

بارمک^۲ و دیبکوف [۷۷] فازهای بین‌فلزی تولید شده از برهم‌کنش آلیاژ Fe-Cr با مذاب آلومینیوم را با روش دیسک چرخشی تجزیه و تحلیل کردند. آزمایش‌ها با در نظر گرفتن ترکیب کروم در آلیاژ Fe-Cr به صورت ۱۰ و ۲۰ درصد انجام شد. نتایج نشان داد که اتصال آلیاژهای آهن-کروم و آلومینیوم را می‌توان با انحلال آلیاژ Fe-Cr در آلومینیوم مذاب و پس از خنک شدن تا انجماد با موفقیت به دست آورد. فصل مشترک از دو لایه بین فلزی بین آلیاژهای Fe-Cr و آلومینیوم مذاب تشکیل شده بود که از Fe_3Al_5 در امتداد سمت پایه آلیاژ و $\text{Fe}_2\text{Al}_{17}$ در امتداد سمت آلومینیوم تشکیل شده بود. لایه سمت آلیاژ یکنواخت و متراکم بود، در حالی که لایه دیگر غیریکنواخت و اسفنجی بود. سایر ترکیبات بین‌فلزی مانند $\text{Cr}_{1/6}\text{Fe}_{1/3}\text{Al}_{1/3}$ ، CrAl_3 ، FeAl_6 و FeAl_3 نیز در زمینه آلومینیوم نزدیک فصل مشترک شناسایی شدند. این ترکیبات در اثر منجمد شدن مذاب به وجود آمدند. آزمایش‌های کششی نشان داد که استحکام اتصال ناحیه میانی کمتر از آلومینیوم خالص است.

دیبکوف [۷۸] برهم‌کنش آلیاژهای آهن نیکل حاوی ۵-۹۰ درصد آهن را با مذاب آلومینیوم با استفاده از روش دیسک دوار بررسی کرد. نتایج تجربی و آزمایشی برهم‌کنش خوب آهن و نیکل را در مذاب آلومینیوم گزارش کردند. برهم‌کنش در آلیاژ حاوی بیش از ۵۰ درصد نیکل بیشتر بود. مقدار ثابت سرعت انحلال با افزایش زمان غوطه‌وری و غلظت نیکل و آهن در مذاب آلومینیوم کاهش یافت. مقدار ضریب نفوذ آهن و نیکل در سراسر مرز نفوذ با افزایش غلظت آهن و نیکل در مذاب آلومینیوم نزدیک به ۲۵ تا ۴۰ درصد کاهش یافت. برای آلیاژ Fe-Ni (۹۰٪-۱۰٪)، ضریب نفوذ با افزایش غلظت آهن و نیکل در مذاب آلومینیوم، تا مقدار ضریب نفوذ آهن خالص در مذاب آلومینیوم افزایش یافت. برای سایر آلیاژهای Fe-Ni تحت بررسی، مقادیر ضریب نفوذ کمتر یا نزدیک به ضریب نفوذ نیکل به دست آمد.

دیبکوف [۷۹] پدیده انحلال آلیاژهای آهن نیکل در مذاب آلومینیوم را با تکنیک دیسک چرخشی غیرانتخابی و کنترل شده با نفوذ بررسی کرد. نتیجه‌گیری شد که ترکیبات بین فلزی $\text{Fe}_3\text{Al}_{17}$ و FeAl_3 در لایه میانی بین آلیاژ

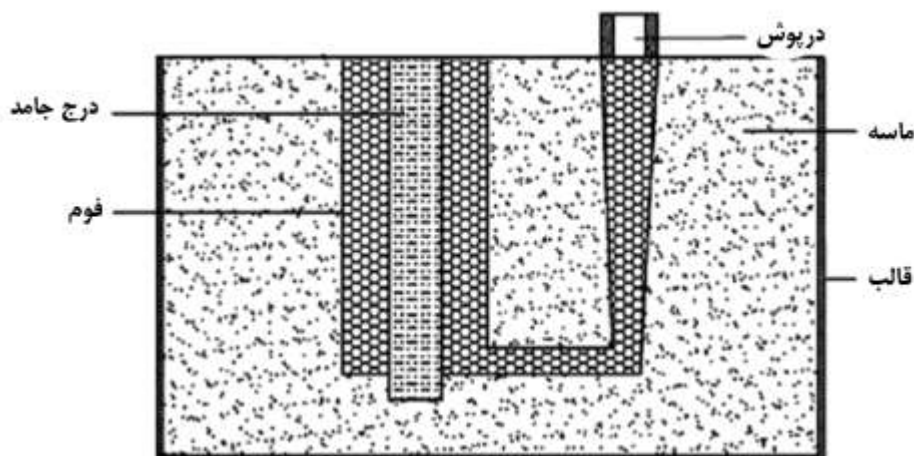
^۱ Dybkov

^۲ Barmak

آهن- نیکل و مذاب آلومینیوم در دمای 700°C زمانی که درصد آهن در آلیاژ آهن-نیکل کمتر از ۵۰ درصد باشد، شناسایی شدند. در صورتی که درصد آهن بیش از ۵۰٪ باشد، ترکیبات بین‌فلزی FeNiAl ، NiAl و NiAl_3 در لایه میانی بین آلیاژ آهن-نیکل و مذاب آلومینیوم با FeNiAl به عنوان ماده اصلی شناسایی شدند. نسبت آهن و نیکل ترکیبات بین‌فلزی در فصل مشترک به درصد آهن یا نیکل در آلیاژها بستگی دارد. انحلال آلیاژ آهن-نیکل با مذاب آلومینیوم تمایل به کاهش ضخامت فصل مشترک در مقایسه با مذاب اشباع را دارد. بنابراین، باید میزان اشباع فلز مذاب با ترکیبات آلیاژی در نظر گرفته شود.

۲-۵- ریخته‌گری ترکیبی با فوم فداشونده

در فرایند ریخته‌گری ترکیبی با فوم فداشونده^۱ ابتدا الگوی فوم (پلی استایرن) با حفره‌ای برای نصب درج در آن آماده می‌شود. این الگوهای فوم همراه با درج‌های جامد در قالب ماسه‌ای قرار می‌گیرند. یک فنجان اسپرو (بوش راهگاه) برای ریختن فلز مذاب روی راهگاه قرار داده می‌شود. فلز مذاب در آن ریخته می‌شود. گرمای فلز مذاب، الگوی فوم را تبخیر می‌کند و مذاب شکل الگوی اطراف درج جامد را به خود می‌گیرد. قطعه ریخته‌گری پس از انجماد برداشته می‌شود [۸۰]. شکل ۲-۴ شماتیک فرایند را نشان می‌دهد. این فرایند را می‌توان با اعمال خلاء برای حذف سریع‌تر گازهای تولید شده در اثر تبخیر الگوی فوم اجرا کرد.



شکل ۲-۴: طرحی از فرایند ریخته‌گری ترکیبی با فوم فداشونده [۸۰].

جیانگ^۲ و همکاران [۸۰] تأثیر نسبت حجمی مذاب / درج جامد بر ویژگی‌های ریزساختاری و رفتار مکانیکی مجموعه‌های $\text{AZ91D}/\text{A356}$ تولید شده توسط روش ریخته‌گری ترکیبی فوم فداشونده به کمک خلاء را مورد مطالعه قرار دادند. درج جامد از آلیاژ A356 و آلیاژ AZ91D به عنوان ماده مذاب استفاده شد. نویسندگان مشاهده

^۱ Lost foam compound casting

^۲ Jiang

کردند که منطقه فصل مشترک متشکل از ترکیب بین فلزی یوتکتیکی $\delta + \text{Al}_{17}\text{Mg}_{17}$ در مجاورت ماتریس AZ91D، ترکیب بین فلزی $\text{Al}_{17}\text{Mg}_{17}$ و Mg_2Si در قسمت میانی، و Al_7Mg_2 و Mg_2Si در مجاورت فلز پایه A356 برای همه مجموعه‌های فلزی با استفاده از نسبت حجمی مختلف مذاب به درج جامد مشاهده شده است. ضخامت منطقه گذرا بین A356 و AZ91D به دلیل افزایش نسبت حجمی مذاب به درج جامد به طور قابل توجهی افزایش یافت. یک منطقه فصل مشترکی یکنواخت و متراکم در نسبت حجمی مذاب / درج جامد ۱۴/۶ به دست آمد. ریزسختی منطقه فصل مشترکی به طور قابل توجهی بالاتر از فلزات پایه A356 و AZ91D برای همه نسبت‌های حجمی مذاب / درج جامد بود. بین فلزی Al_7Mg_2 بالاترین سختی را نشان داد و به دنبال آن بین فلزی $\text{Al}_{17}\text{Mg}_{17}$ و $\delta + \text{Al}_{17}\text{Mg}_{17}$ یوتکتیک قرار گرفتند. حداکثر مقاومت برشی در نسبت حجمی مذاب به جامد ۱۴/۶ به دست آمد. سطوح شکسته شده نمونه‌ها نشان داد که افزایش نسبت حجمی مذاب به درج جامد باعث می‌شود که مورفولوژی شکست از حالت مخلوط نرم و تُرد به مورفولوژی شکست تُرد تغییر می‌یابد.

لی و همکاران [۸۱] اثر دمای مذاب‌ریزی را بر ریزساختار فصل مشترک، استحکام برشی، ریزسختی و رفتار شکست زوج‌های AZ91D/A356 تهیه‌شده با استفاده از فرایند ریخته‌گری ترکیبی فوم فداشونده را تحلیل کردند. این فرایند در شرایط خلاء با ریختن مذاب منیزیم AZ91D در اطراف درج جامد آلیاژی A356 انجام شد. نتیجه‌گیری شد که ضخامت ناحیه گذرا با افزایش دمای ریختن مذاب آلیاژ منیزیم افزایش می‌یابد. یک منطقه فصل مشترکی یکنواخت و متراکم در دمای ریختن 730°C به دست آمد. منطقه فصل مشترکی اتصال A356/AZ91D ریزسختی بالاتری نسبت به فلزات پایه برای دماهای مختلف مذاب‌ریزی نشان داد. حداکثر استحکام برشی در دمای مذاب‌ریزی 730°C به دست آمد که پیوند بهینه بین Al و Mg را نشان می‌دهد. مورفولوژی شکست تُرد در منطقه فصل مشترکی مشاهده شد در حالی که یک تغییر شکل پلاستیکی جزئی در فاز یوتکتیکی $\delta + \text{Al}_{17}\text{Mg}_{17}$ دیده شده است.

دیواندری و گلپایگانی [۸۲] اتصالات مس/A356 تولید شده توسط فرایند ریخته‌گری ترکیبی فوم فداشونده را بررسی کردند. در این تحقیق، مذاب آلیاژ A356 در اطراف سیم مس که با فوم پلی استایرن وارد شده است، ریخته‌گری شده است. گزارش شد که فصل مشترک زمینه مس و A356 از فازهای غنی از مس مانند Al_2Cu و Fe, AlCu حاوی ذرات بین فلزی و Si تشکیل شده است. مفتول مسی با قطرهای ۱/۲، ۰/۸ و ۰/۴ mm به ترتیب هیچ گونه ذوب، ذوب جزئی و ذوب کامل سیم را نشان نداد که مذاب A356 در اطراف آن ریخته‌گری شد. یک منطقه تحت تاثیر سیم در اطراف سیم درج مسی با تشکیل منطقه تحت تاثیر خنک کننده و منطقه تحت تاثیر ترکیب شیمیایی ایجاد شده است. منطقه تحت تاثیر خنک کننده در طول انجماد به دلیل اثر خنک کننده سیم ایجاد شده، در حالی که منطقه تحت تاثیر ترکیب شیمیایی به دلیل انحلال جزئی یا کامل سیم مس در مذاب A356 ایجاد شده است. اندازه منطقه تحت تاثیر سیم تحت تاثیر قطر سیم یا اندازه سطح مقطع میله آزمایش، دما و نوع آلیاژ مورد استفاده قرار دارد.

دانگ فنگ^۱ و همکاران [۸۳] پارامترهای فرایند ریخته‌گری ترکیبی فوم فداشونده را با ساخت یک لایه کامپوزیت بر روی درج AZ۹۱D بهینه کردند. نویسندگان به این نتیجه رسیدند که ایجاد لایه کامپوزیت تحت تأثیر روش پُر کردن قالب و دمای مذاب‌ریزی، میزان خلاء و ضخامت قبل از پوشش است. آزمایشات نشان داد که یک لایه کامپوزیت قابل توجه با تنظیم پارامترهای فرایند بهینه به عنوان ضخامت لایه قبل از پوشش ۰/۴ mm، فشار خلاء ۰/۰۶ MPa و دمای مذاب‌ریزی ۸۰۰ °C به دست آمد.

حجازی و همکاران [۸۴] دو فلز مس/چدن خاکستری را با استفاده از فرایند ریخته‌گری ترکیبی فوم فداشونده ساختند. زوج‌ها با ریختن چدن خاکستری مذاب حول مفتول‌های مس با قطرهای ۰/۴، ۱ و ۲ mm در فوم پلی استایرن با دمای ۱۲۳۰ و ۱۳۷۰ °C آماده شدند. تأثیر دمای ریختن چدن خاکستری و قطر سیم‌های مس بر ویژگی‌های ریزساختاری فصل‌مستترک بررسی شد. نتایج نشان داد که انحلال سیم مس تا ۰/۹٪ وزنی در زمینه چدن خاکستری به دست آمد. مس فراتر از حد حلالیت در انتهای مذاب جدا شد یا در سراسر زمینه پخش شد. مورفولوژی گرافیت بدون سیم مس، گرافیت‌های نوع A بود، در حالی که برای نمونه‌های دارای سیم مس، به گرافیت‌های B، D یا E تغییر یافت. ورقه‌های گرافیت نوع D یا E در نتیجه سرد شدن زیاد در زمان انجماد یوتکتیک زمانی که سیم مس به طور کامل ذوب شد، تولید شد. سرعت سرمایش به دلیل اثر سرمایش سیم مس زمانی که تا حدی ذوب شد یا ذوب نشد افزایش یافت. این منجر به تشکیل یک منطقه تحت تأثیر سیم در اطراف سیم مس با ورقه‌های گرافیت نوع B شد. اندازه منطقه تحت تأثیر سیم تحت تأثیر دمای مذاب‌ریزی، قطر سیم و ظرفیت حرارتی ویژه درج مس و زمینه چدن خاکستری قرار دارد.

فن^۲ و همکاران [۸۵] خصوصیات ریزساختار اتصالات Al/Mg تهیه شده با استفاده از فرایند ریخته‌گری ترکیبی فوم فداشونده را مورد مطالعه قرار دادند. آلیاژ آلومینیوم، A۳۵۶ به عنوان مواد درج استفاده شد و آلیاژ منیزیم، AZ۹۱D در اطراف درج جامد ریخته شد تا اتصال را انجام دهد. نویسندگان گزارش کردند که ضخامت فصل‌مستترک در سطح مقطع پایین اتصال Al/Mg حداکثر بوده و سپس به تدریج از پایین به بالا کاهش می‌یابد. فصل‌مستترک در وسط نمونه یکنواخت و متراکم مشاهده شد در حالی که در سطح مقطع بالایی ناهموار مشاهده شد. فصل‌مستترک متشکل از ترکیبات بین‌فلزی در سه لایه مجزا حاوی ترکیبات $Al_{12}Mg_{17}+Mg_2Si$ ، $Al_7Mg_2+Mg_2Si$ و $Al_{12}Mg_{17}+\delta-Mg$ است.

امامی و همکاران [۸۶] در یک مطالعه دو نوع فرایند ریخته‌گری مرکب یعنی ریخته‌گری ترکیبی فوم فداشونده و ریخته‌گری مرکب متداول را مقایسه کردند. جفت‌های دو فلزی فلزات آلومینیوم و منیزیم به طور جداگانه با استفاده از این روش‌ها با ریختن منیزیم مذاب بر روی بستر آلومینیوم جامد تهیه شدند. اتصال از سه لایه مجزا تشکیل شده است. نویسندگان به این نتیجه رسیدند که مقادیر ریزسختی (۲۰۰ تا ۲۵۰ HV) در فصل‌مستترک

^۱ Dongfeng

^۲ Fan

بالا تر از سختی فلزات اصلی اندازه گیری شد. در مورد ریخته گری ترکیبی فوم فداشونده، ضخامت فصل مشترک به دلیل کاهش سرعت و دمای مذاب منیزیم کاهش یافت.

طیال^۱ و همکاران [۸۷] آلیاژهای آلومینیوم AA۶۰۶۳ و AA۶۳۵۱ را با فرایند ریخته گری ترکیبی فوم فداشونده خلاء به هم متصل کردند. نتایج نشان داد که فصل مشترک یکنواخت و بدون نقص بین AA۶۰۶۳ و AA۶۳۵۱ تشکیل شده است. دمای مذاب ریزی غالب ترین پارامتر فرایند بود که بر تنش برشی، ریزسختی و استحکام ضربه تأثیر گذاشت. بیشترین سهم (۶۹/۶ تا ۸۵/۰۶٪) و سپس اندازه ذرات ماسه (۹/۳۹ تا ۲۱/۲۷٪) و فشار خلاء (۳/۲۶ تا ۸/۶۹٪) را داشت.

لی و همکاران [۸۸] A۳۵۶/AZ۹۱D دو فلزی را با استفاده از فرایند ریخته گری ترکیبی فوم فداشونده تهیه کرد. نویسندگان به این نتیجه رسیدند که لایه فصل مشترک از $Mg_2Si+Al_{17}Mg_{17}$ ، $Mg_2Si+Al_3Mg_2$ و $Mg_2Si+Al_{17}Mg_{17}$ یوتکتیکی Mg_2Si+ تشکیل شده است. لایه فصل مشترک کامپوزیت های دو فلزی A۳۵۶/AZ۹۱D سختی بالاتری نسبت به پایه ها داشت و فاز Mg_2Si بیشترین سختی را در فازهای بین-فلزی به دست آورد. مقاومت برشی و استحکام کششی کامپوزیت های دو فلزی A۳۵۶/AZ۹۱D به ترتیب به ۴۷/۶۷ و ۴۸/۱۷ MPa رسید. سطح شکست کامپوزیت های دو فلزی مورفولوژی شکست تدرج با تغییر شکل پلاستیک جزئی را نشان داد.

از بررسی مقالات روشن شده است که فرایند ریخته گری ترکیبی نسبت به سایر فرایندهای اتصال مشابه یا غیرمشابه مانند روش دیسک چرخشی، قالب گیری غوطه وری و ریخته گری فوم فداشونده برتر به نظر می رسد. اجرای فرایند ریخته گری مرکب بسیار ساده است، زیرا صرفاً شامل ریختن یک فلز مذاب بر روی یک درج جامد است که در حفره قالب قرار می گیرد. ساخت اشکال پیچیده به راحتی امکان پذیر است، بنابراین زمان فرآوری طولانی و هزینه عملیاتی بالا حذف می شود. با توجه به جابجایی ساده و حداقل هزینه عملیاتی، این فرایند برای تولید انبوه قطعات در مقایسه با دیسک چرخشی و روش قالب گیری غوطه وری مفید است. راه اندازی آزمایشی در مورد روش دیسک چرخان و قالب گیری غوطه وری نسبتاً پیچیده است و بنابراین، نیاز به جابجایی اضافی و نگهداری مکرر دارد. در حالی که در روش ریخته گری فوم فداشونده، هزینه اضافی برای ساخت و جابجایی الگو دارد. همچنین ضخامت فصل مشترک به دلیل کاهش سرعت و دمای فلز مذاب کاهش می یابد [۸۶].

با توجه به این که در حوزه اتصال مواد غیرمشابه پایه آهنی تحقیقات چندانی انجام نشده است، این موضوع تحقیقاتی می تواند به عنوان آغازی بر استفاده از فرایند ریخته گری ترکیبی (مرکب) برای اتصال مواد مشابه و غیرمشابه پایه آهنی باشد. مخصوصاً، این نوع اتصال در ساخت خردکننده های سنگ شکن و پمپ باد ماشین سنگین می تواند جایگزین روش های لحیم کاری سخت شود.

^۱ Tayal

۲-۶- چدن ها

چدن ها آلیاژی از آهن- کربن- سیلیسیم هستند که همواره حاوی عناصری در حد جزئی (کمتر از ۰/۱ درصد) و غالباً عناصر آلیاژی (بیشتر از ۰/۱ درصد) بوده و به حالت ریختگی یا پس از عملیات حرارتی بکار برده می شود. با وجود کاهش قابل توجه در تولید چدن ها در طول دهه گذشته، چدن ها به عنوان مهمترین آلیاژهای ریختگی مورد توجه بوده اند. محبوبیت ذاتی چدن ها در ریخته گری اشکال پیچیده با هزینه های پایین تولید، قیمت تمام شده نسبتاً پایین و محدوده وسیع خصوصیات که قابل دسترسی توسط کنترل دقیق ترکیب و سرعت خنک کردن بدون تغییرات بنیادی و اساسی در روش های تولید است.

۲-۶-۱- انواع ساختارهای زمینه در چدن ها

اساس خواص مکانیکی چدن به ریزساختار زمینه آن بستگی دارد. به همین دلیل چدن ها با ساختار زمینه آن ها توصیف می کنند. مهمترین ساختار زمینه چدن عبارتند از [۹۰-۸۷]:

الف: فریتی

فریت محلول جامد Fe-C است که به طور قابل ملاحظه ای Si و مقادیر کمتری Ni, Cu, Mn در آن حل شده اند. فریت نسبتاً نرم، چکش خوار، استحکام کم، مقاومت به سایش ضعیف، شکست خوب، ضریب هدایت گرمایی نسبتاً خوب و قابلیت ماشینکاری خوبی است. یک زمینه فریتی را می توان به طور ریختگی تولید کرد اما اغلب با عملیات حرارتی باز پخت (تابکاری) می توان به آن دست یافت.

ب: پرلیتی

مخلوطی از فریت و سمانتیت Fe₃C است که توسط واکنش یوتکتیک از آستینیت تشکیل شده و نام پرلیت از ظاهر صدف گونه اش مشتق شده است. پرلیت نسبتاً سخت و از چقرمگی کمتری برخوردار بوده و ضریب هدایت گرمایی کم و در ضمن از ماشینکاری خوبی برخوردار است. وقتی فاصله بین دانه های پرلیت در زمینه کم می شود خواص مکانیکی افزایش می یابد مقدار کربن پرلیت در فولادهای غیر آلیاژی ۰/۸٪ است در حالی که در چدن ها بسته به ترکیب چدن و سرعت خنک شدن متغیر بوده و حتی می تواند کمتر از ۰/۵٪ در چدن های پرسلیسیم باشد. ساختار مخلوط فریتی- پرلیتی نیز غالباً برای رسیدن به خصوصیات بینابینی از آنچه که در فوق شرح داده شده به کار گرفته می شود.

ج: بینیتی

این ساختار می تواند به صورت ریختگی با افزودن عناصر آلیاژی Mo و Ni به مقادیر معین تولید شد. در ضمن جهت اطمینان بیشتر می توان توسط عملیات حرارتی آستمبر نیز به این ساختار رسید. این آلیاژ، با توجه به

صرفه اقتصادی اخیرا توانسته‌اند نقش موثری بویژه در مهندسی خودرو، قطعات دنده‌ها، قطعات انتقال نیرو داشته باشند. مزایای چدن‌های گرافیت کروی آسمتپر عبارتند از: استحکام کششی بالا توام با چقرمگی، انعطاف‌پذیری و استحکام خوب، مقاومت به سایش و خراش، ظرفیت بالای جذب صدا و کارکرد، خواص ریخته‌گری خوب، فرم-پذیری نزدیک به شکل نهایی حتی در شکل‌های خیلی پیچیده، قابلیت ماشینکاری خوب در حالت ریخته و حدود ۱۰٪ صرفه‌جویی در وزن در مقایسه با فولاد.

د: آستنیت

برای پایدار نگاه داشتن این فاز در طول عمل خنک شدن یک عنصر آلیاژی با مقدار زیاد و معینی لازمست. چدن گرافیت ورقه‌ای و گرافیت کروی آلیاژی (نیکل-سخت) چدن‌هایی با زمینه آستنیتی و دارای خواص عالی حرارتی مقاومت به خوردگی و نیز غیرمغناطیسی هستند. این زمینه می‌تواند خصوصیات چقرمگی خوب، مقاومت به خزش، تنش پارگی تا دمای 800°C و یک محدوده گسترده‌ای از انبساط حرارتی که تابع از Si موجود در چدن است را نشان دهد.

۲-۶-۲- انواع چدن‌های ریختگی

چدن‌ها به دو گروه اصلی تقسیم‌بندی می‌شوند، آلیاژهایی برای مقاصد عمومی که موارد استعمال آنها در کاربردهای عمده مهندسی است و آلیاژهای با منظور و مقاصد ویژه از جمله چدن‌های سفید و آلیاژهای که برای مقاومت در برابر سایش، خوردگی و مقاوم در برابر حرارت بالا مورد استفاده قرار می‌گیرند. چدن‌های عمومی (معمولی) جزو بزرگترین گروه آلیاژهای ریختگی بوده و بر اساس شکل گرافیت به انواع زیر تقسیم بندی می‌شوند [۹۱]:

- چدن با گرافیت لایه‌ای یا چدن خاکستری با گرافیت‌های ورقه‌ای
- چدن گرافیت مالیل یا چدن چکش‌خوار
- چدن گرافیت کروی یا چدن نشکن
- چدن گرافیت فشرده یا کرمی شکل

چدن‌های سفید و آلیاژی مخصوص با آلیاژهای چدنی معمولی متفاوتند. میزان عنصر آلیاژی در آنها بیش از ۳٪ بوده و لذا آن را نمی‌توان توسط مواد افزودنی به پاتیل اضافه کرده و به یک ترکیب پایه استاندارد رسید. این چدن‌های آلیاژهای به آلیاژهای عاری از گرافیت و گرافیت‌دار تقسیم‌بندی می‌شوند و به صورت‌های مقاوم به خوردگی، دمای بالا، سایش و فرسایش می‌باشند. این گروه شامل موارد ذیل هستند:

- چدن‌های بدون گرافیت
- چدن سفید پرلیتی: مقاوم به سایش چدن سفید مارتنزیتی (نیکل-سخت): مقاوم سایش
- چدن پر کروم (۳۳-۱۷٪ Cr): مقاوم به خوردگی، سایش و حرارت

• چدن های دارای گرافیت

• چدن سوزنی: استحکام بالا و مقاوم به سایش

• آستیتی: شامل دو نوع نیکروسیلال یعنی نیکل سیلسیم بالا و نیکل مقاوم^۱ و هر دو مقاوم به حرارت و

خوردگی

• فریتی: شامل دو نوع چدن، پرسلیسیم (۱۵٪) مقاوم در برابر خوردگی و چدن ۵٪ سیلسیم در سیلال مقاوم

در برابر حرارت

۲-۶-۳- کاربردهای چدن ها

در تولید قطعات ریختگی تحت فشار از جمله شیر فلکه‌ها، بدنه های پمپ قطعات ماشین آلات که در معرض شوک و خستگی هستند، میل‌لنگ‌ها، چرخ دنده‌ها، غلتک‌ها، تجهیزات فرایند شیمیایی، مخازن ریختگی تحت فشار و... کاربرد دارند. همچنین برای خودرو و صنایع وابسته به آن مثلاً در ساخت مفصل های فرمان، دیسک ترمزها، بازوها، میل لنگ‌ها و چرخ دنده‌ها، صفحه کلاچ‌ها استفاده می شوند. در راه‌آهن، کشتیرانی و خدمات سنگین و دیگر جاهایی که نیاز به مقاومت در برابر شوک است مثلاً در تجهیزات الکتریکی کشتی‌ها، بدنه موتور، پمپ‌ها، بست‌ها میتوانند استفاده شوند. قطعات غیرفشاری برای کاربردهای دما بالا برای مثال در ساخت قطعات و جعبه‌های درگیر با آتش، میله‌های شبکه، قطعات کوره‌ها، قالبهای شمش، قالبهای شیشه، بوتنه‌های ذوب فلز.

اگر چدن های غیرآلیاژی به طور کلی مقاوم به خوردگی به‌ویژه در محیط‌های قلیایی هستند، چدن‌های نیکل مقاوم و نیکروسیلال و نیکل و کروم بالا به صورت برجسته‌ای مقاوم به خوردگی در محیط‌هایی مناسب و مختص به خودشان هستند. مهمترین کاربرد این چدن‌ها در پمپ‌های دنده‌ای حمل اسید سولفوریک، پمپ‌ها و شیرهایی که در آب دریا مصرف می‌شوند، قطعات مورد استفاده در سیستم‌های بخار و جابجایی محلول‌های آمونیاکی، سود و نیز برای پمپاژ و جابجایی نفت خام اسیدی در صنایع نفت هستند [۹۲].

۲-۶-۴- چدن سفید ضد سایش پر کروم

عنصری که در این چدن‌ها معمولاً مورد استفاده قرار می‌گیرد کروم است و کاربرد آن بیشتر به صورت M_7C_3 می‌باشد. در خردکننده‌ها قطعاتی که تحت سایش هستند باید نه تنها در مقابل سایش بلکه در مقابل تنش‌های دینامیکی که می‌تواند منجر به شکست‌های ناگهانی شود مقاومت کنند. قطعاتی که در معرض تنش‌های سنگین هستند مشکل بزرگی را به وجود می‌آورند؛ لذا قطعه باید دو خاصیت متناقض را در کنارهم داشته باشد که عبارت است از مقاومت سایشی و چقرمگی. کربن مهمترین عاملی است که روی مقاومت سایشی و چقرمگی آلیاژهای آهنی به طور همزمان ولی در خلاف جهت هم اثر می‌گذارد. با افزایش مقدار کربن تأثیر آن روی مقاومت سایشی بیشتر می‌شود. انتخاب ترکیب شیمیایی و عملیات حرارتی برای کسی که درصدد یافتن راهی برای بهینه‌کردن مقاومت سایشی و چقرمگی

¹ Ni-resist

باشد از بیشترین اهمیت برخوردار است. جهت بدست آوردن سختی پذیری کافی است برای ضخامت مشخص مقدار عنصر آلیاژی مناسب انتخاب شود. ساختار میکروسکوپی این گروه از چدن های سفید شامل کاربیدهای آهن- کروم یوتکتیک ناپیوسته و کاربیدهای ثانویه غنی از کروم در زمینه ای از آستنیت یا محصولات استحاله آن می باشد. به کمک عملیات حرارتی می توان زمینه ی آستنیتی، مارتنزیتی، بینیتی و یا پرلیتی به دست آورد [۹۳].

۲-۶-۴-۱- ذوب و ریخته گری چدن های پر کروم

چدن های پر کروم را می توان در انواع کوره های الکتریکی و کوره های سوختی تولید کرد. چدن های پر کروم معمولاً به صورت آرام ذوب می شوند و به جز حالتی که نیاز به کاهش کربن باشد نیازی به دمش اکسیژن نیست. برای ذوب در کوره های القایی که تلاطم خوبی دارند دماهای بالا لازم نیست و معمولاً اگر دمای نهایی به 1480°C برسد کافی خواهد بود. در کوره های قوس الکتریکی برای اطمینان از همگن شدن ترکیب مذاب و برای افزایش سرعت حل شدن کربن و عناصر آلیاژی که بعد از ذوب به کوره اضافه می شود عموماً از دماهای نهایی تا 1565°C استفاده می شود [۹۴].

۲-۶-۴-۲- ملاحظات متالورژیکی

مطالعات زیادی که در نیم قرن گذشته انجام شده در مورد ارتباطات فازی سیستم سه تایی Fe-Cr-C یک سری اطلاعات عمومی بدست داده است. این حقیقت که شرایط تعادل واقعی هرگز در تولید قطعات پیش نمی آید و علاوه بر آن افزایش مولبیدن و عناصر آلیاژی دیگر ارتباطات فازی مشاهده شده در آلیاژهای Fe-Cr-C نسبتاً خالص را تغییر می دهد.

کاربرد عملی دیاگرام های تعادل Fe-Cr-C را محدود کرده است اما از طرف دیگر دیاگرام تعادل اطلاعاتی در مورد اینکه در یک ترکیب و دمای مشخص چه نوع کاربید و یا فاز فلزی پایدار است بدست می دهد. در مورد حد حلالیت کاربید و کروم در آستنیت و اثر حرارت روی آنها نیز اطلاعاتی به ما می دهد. اینکه عناصر آلیاژی دیگر تا چه حدی ارتباطات فازی مشاهده شده در سیستم Fe-Cr-C را تغییر می دهند کاملاً مشخص نشده است بخصوص در مورد آلیاژهای پر کروم و پرکربن. منگنز و مولبیدن در کاربیدهای M_7C_3 محلول هستند و مقادیر زیادی از مولبیدن و کاربیدهای M_7C در چدن های پر کروم- مولبیدن نیز دیده شده اند. مولبیدن و منگنز در کالبد M_7C محلول هستند، عناصر آلیاژی سیلسیم، نیکل و مس اکثراً حلالیت محدودی در فاز کاربیدی دارند و در زمینه فلزی متمرکز می شوند

چدن های پر کروم به عنوان یک کلاس از چدن های آلیاژی با حضور کاربیدهای سخت و نسبتاً ناپیوسته از کلاس های دیگر تشخیص داده می شوند و برعکس، چدن های آلیاژی کم کروم حاوی کاربید M_7C نسبتاً پیوسته و نرم و چدن سفید حاوی یوتکتیک M_7C پیوسته می باشد

چدن‌های پر کروم معمولاً از آلیاژهای هیپویوتکتیک با ۳-۲٪ کربن و ۲۲-۱۸٪ کروم تولید می‌شوند. با توجه به سطح لیکیدوس سیستم پایدار Fe-Cr-C در شکل ۲-۵ در آلیاژهای هیپویوتکتیک انجماد با تشکیل دندریت‌های آستنیت شروع شده و سپس دامنه محدودی از درجه حرارت استنیت و کاربیدهای M_7C_3 منجمد می‌شوند. همانگونه که به کمک مقاطع ایزوترم در شکل ۲-۶ نشان داده شده استنیت در دماهای بالا پایدار است. اما هنگام سرد شدن در شرایط تعادل در بالای 700°C تبدیل به فریت+کاربید می‌شوند. با این حال وقتی که در شرایط غیر تعادلی سرد می‌شود، که اغلب هم در تولیدات ریخته گری چنین است، آستنیت به یک محلول فوق اشباع از کربن و کروم تبدیل می‌شود. این مسئله همراه با حضور عناصر آلیاژی دیگر نظیر مولیبدن، منگنز، نیکل و مس که روی کینتیک استحاله آستنیت تأثیر می‌گذارند و می‌تواند منجر به پایدار شدن آستنیت در دمای اتاق شود. اینکه آیا آستنیتی که هنگام انجماد تشکیل شده تا دمای اتاق پایدار می‌ماند و یا به صورت جزئی و یا کلی به محصولات استحاله فریت-کاربید تجزیه می‌شود و یا اینکه در بعضی حالات به مارتنزیت لازم است که دو شرط به طور همزمان وجود داشته باشند اولاً تمرکز عناصر آلیاژی بخصوص مقدار کربن زمینه باید بعد از انجماد کاهش داده شود. ثانیاً باید سختی پذیری در حدی باشد که از استحاله آستنیت به ترکیب های فریت-کاربید نظیر پرلیت یا بینیت جلوگیری شود. شرط اول معمولاً شامل رسوب کاربیدهای ثانویه ضمن سرد شدن آهسته در قطعات ضخیم فرصتی می‌دهد تا در دماهای بالا کربن از زمینه دیفوزیون کرده و کاربیدهای ثانویه رسوب کنند. بنابراین پیدا شدن مقداری مارتنزیت در قطعات ضخیم در حالت ریختگی غیر عادی نیست. مقادیر کمی مارتنزیت هم در ناحیه یوتکتیک چدنهای پر کروم در حالت ریختگی با مقاطع نازکتر پیدا می‌شود که احتمالاً علت آن ناهمگن بودن آستنیت مجاور کاربیدهای M_7C_3 می‌باشد که موجب می‌شود تمرکز کربن و کروم کم باشد. بیشتر اوقات ساختار مارتنزیتی در چدن‌های پر کروم به کمک عملیات حرارتی بدست آید [۹۵].

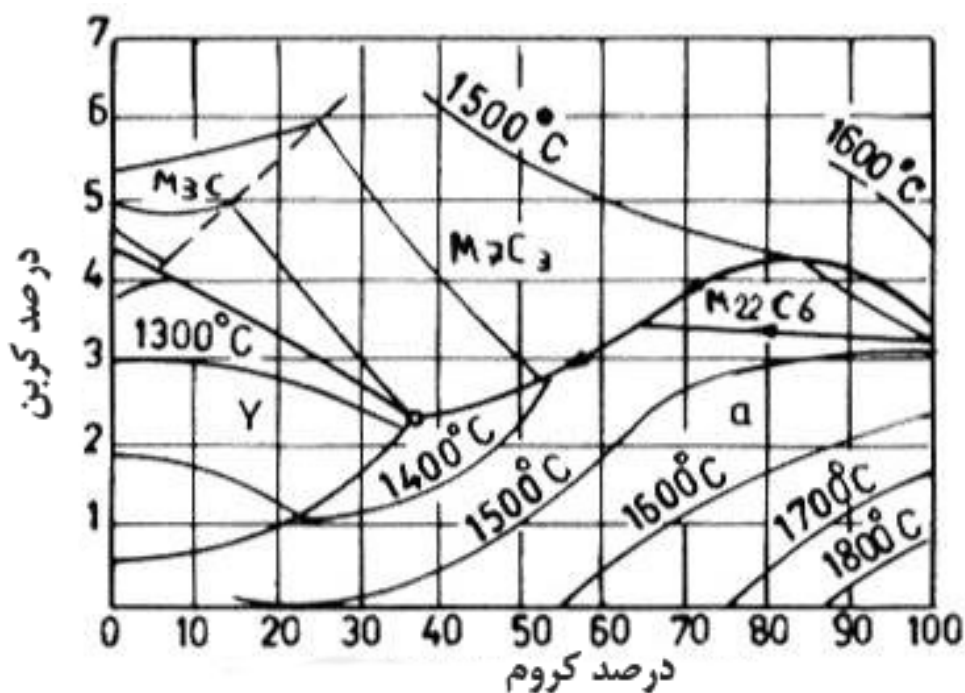
۲-۴-۳- تأثیر افزودن کروم و کربن

همانطوری که قبلاً گفته شد چدن‌های کروم دارای کاربیدهای M_7C_3 اولیه و یا یوتکتیک و یا هر دو می‌باشند. بنابراین مقادیر کربن و کروم باید در داخل محدوده‌ای وسیع و مطمئن باشد. با مراجعه به تصویر لیکیدوس سیستم شبکه پایدار Fe-Cr-C که در شکل ۲-۶ نشان داده شده است مقدار کربن کروم باید طوری انتخاب شود که در داخل مرزهای منطقه لیکیدوس، آستنیت یا M_7C_3 باشد. چدن‌های پر کرومی که در حاضر تولید می‌شوند عموماً دارای ۳-۲٪ کربن و ۲۲-۱۸٪ کروم می‌باشند.

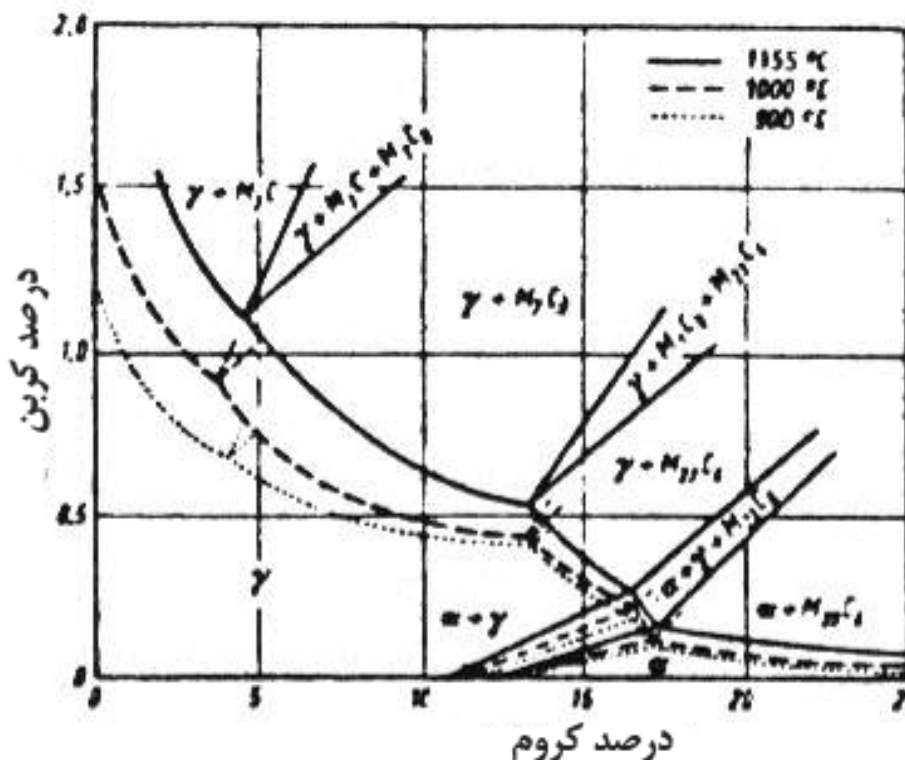
در این حد مقدار کاربید یوتکتیکی به اندازه کافی زیاد است تا مقاومت سایشی خوب و چقرمگی کافی را تضمین کند و مقدار کروم در زمینه به سختی‌پذیری مناسب کمک می‌کند. همچنین مقدار کربن برای چدن‌هایی با ۲۰٪ کروم از ترکیب یوتکتیک زیاد دور نیست. بنابراین دماهای ذوب و بارریزی بالایی لازم نیست و با مشکلات کمی در تغذیه گذاری مواجه خواهیم شد و افزایش حجم کاربیدها در ساختار میکروسکوپی معمولاً مقاومت سایشی را افزایش داده و چقرمگی را کاهش می‌دهد. همچنین سختی‌پذیری را کاهش می‌دهد. مقادیر کربن خیلی زیاد نیاز به

کنترل دقیق دماهای شکستن راهگاه و زواید از قطعه و سرعت‌های گرم و سردکردن در طول عملیات حرارتی جهت جلوگیری از ترک دارند. با توجه به اینکه مقادیر کربن در رنج ۳-۲/۴٪ در چدنی با ۲۰٪ کروم مقاومت سایشی بسیار خوبی را بدست می‌دهد، فقط کاربردهای بسیار محدودی هستند که در آنها انتخاب مقدار کربن بالاتر با وجود افزایش فاجعه آمیزتری معقول است. از طرف دیگر کاهش بیش از حد کربن از ۲/۶٪ در چدنی با ۲۰٪ کروم منجر به سختی پذیری و چقرمگی بهتر ولی مقاومت سایشی پایین‌تر می‌شود. مقادیر کربن کم زیر ۱/۸٪ استحکام فشاری را تا حدی کاهش می‌دهند که تغییر شکل به راحتی می‌تواند اتفاق افتد. در کاربردهایی که ضربات متعدد و یا فشارهای بالا اعمال می‌شود تغییر شکل پلاستیک ایجاد شده می‌تواند منجر به ترک و یا شکست گردد [۹۶].

مزایای عمده مقادیر کروم بالا و در نتیجه بالا بودن مقدار کروم در زمینه عبارتند از: مقاومت خوردگی بیشتر، مقاومت زیاد در مقابل پوسته شدن در دماهای بالا و سختی پذیری زیاد مقاومت سایشی و مقاومت خوردگی خوب و خواص ریخته گری خوب ۲/۸٪ کربن و ۲۸٪ کروم برجسته ترین کار در تولید پره‌های پمپ و مقاطع تا ۵۰mm بوده است. در مقاطع نازکتر چدن‌های حاوی ۲/۸٪ کربن و ۲۸٪ کروم اغلب در حالت ریختگی آستینیتی بوده و معمولاً بدون عملیات حرارتی بعدی مورد استفاده قرار می‌گیرند. قطعات نازک‌تر که باید در مقابل سایش و خوردگی مقاومت کنند نیز با ترکیب ۲۸٪ کروم با افزایش مقادیر مناسبی از مولیبدن و نیکل برای افزایش سختی پذیری ساخته می‌شوند [۹۰].



شکل ۲-۵: سیستم سه جزئی لیکوئیدوس آهن-کروم-کربن [۹۵].



شکل ۲-۶: منطقه ۹۰۰-۱۰۰-۱۱۵۰ °C نقشه سیستم سه جزئی خط مذاب آهن-کروم-کربن [۹۶].

۲-۴-۴-۴ کاربرد چدن های مقاوم در برابر سایش

مصرف این نوع چدن ها در تولید قطعاتی نظیر بوش ها، سیلندرها، بوش سیلندرها، کاسه چرخ و ... می باشد. به منظور افزایش مقاومت در مقابل سایش چدن ها معمولاً از عناصری نظیر کروم و مولیبدن استفاده می گردد. مصارف دیگر چدن های مقاوم در برابر سایش در ساخت قالب های حديدیه مربوط به کشش سیم، گلوله ها و زره آسیاب ها، غلطک نوارهای نقاله و پمپ های ضد سایش می باشد [۹۱ و ۹۲].

۲-۷-۲ چدن های ضدسایش نیکل دار

چدن های نیکل سخت به وفور در عملیات خردکن، پودر کردن، نورد کردن و حمل مواد به کار برده می شود. دو گروه عمده ی چدن نیکل سخت وجود دارد. چدن های با ۴ درصد نیکل و چدن های با ۶ درصد نیکل و ۹ درصد کروم که معمولاً به نیکل سخت ۲ و ۴ موسوم اند. نوع ۲ چدن نیکل سخت شامل کاربیدهای یوتکتیکی M_7C_3 لدبوری است و بنابراین دارای چقرمگی کمی است، در صورتی که نوع ۴ نیکل سخت عمدتاً شامل کاربیدهای ناپیوسته $M_{23}C_6$ است و در نتیجه چقرمگی نیکل سخت ۴ بیشتر است. چدن نیکل سخت ۲ چقرمگی کمتری دارد و عمدتاً در تولید غلطک های فلزکاری مورد استفاده قرار می گیرد. متالورژی و کاربرد چدن های نیکل سخت ۴ تقریباً مشابه چدن های پرکروم است اما مشاهده شده است که در کاربردهای خاصی مانند گلوله های آسیاب و جداره پوسته ی آسیاب های سیمان با قطر زیاد که قطعات ریختگی در آن هم تحت سایش و هم ضربات مکرر سنگین قرار دارند. نیکل سخت ۴

مقاومت لازم برای شکست را ایجاد نمی‌کند، به طور کلی مقاومت شکست چدن‌های پرکروم بیش از چدن‌های نیکل سخت ۴ است. مشخصه‌ای که سبب ارجعیت بارز چدن‌های نوع نیکل سخت ۴ در مقایسه با چدن‌های پرکروم می‌شود، قابلیت سختی پذیری عالی آن است [۹۶].

۲-۸- فازهای کاربیدی در چدن‌های نیکل سخت

ترکیب شیمیایی تمام چدن‌های نیکل سخت طوری انتخاب می‌شود که بیشتر ساختار به صورت ترکیب یوتکتیک و آستنیت جامد شود. مقدار کاربید یوتکتیک که تشکیل می‌شود و نیز ساختار زمینه به ترکیب شیمیایی چدن بستگی دارند. چدن نیکل سخت نوع ۲ دارای ساختار لدبوریتی خاصی است که در آن کاربید M_7C_3 در برابر ریزساختار پیوسته حضور دارد؛ اما چدن نیکل سخت نوع ۴ دارای ساختار یوتکتیکی است که در آن کاربیدهای نوع M_7C_3 به طور ناپیوسته حضور دارد. مزیت این نوع ساختار کاربیدی این است که اگرچه کاربید M_7C_3 ترد است ولی ترک‌هایی که در آن ایجاد می‌شوند قبل از اینکه وارد زمینه به مراتب نرم‌تری شوند نمی‌توانند خیلی اشاعه پیدا کنند. به این دلیل چدن نیکل سخت ۴ نسبت به چدن‌های نیکل سخت ۲ مقاومت به وضوح بیشتری به شکست دارند. با در نظر گرفتن این مطلب که: درصد Si به اضافه ۰/۳ درصد نیکل از ۱/۴ بزرگتر است، مطمئناً توسط این ترکیب به جای کاربیدهای لدبوریتی، کاربیدهای ناپیوسته تشکیل می‌شوند [۹۵].

۲-۹- چدن‌های مقاوم در برابر خوردگی

مقاومت خوردگی چدن خاکستری بوسیله‌ی افزودن مقادیر محسوس نیکل، کروم و مس، به تنهایی یا مجموعاً، یا سیلیس بیش از ۳٪ افزایش می‌یابد. به طور نرمال تا ۳٪ سیلیسیم در همه‌ی چدن‌ها موجود است، در درصد‌های بالاتر، سیلیسیم به‌عنوان یک عنصر آلیاژی به حساب می‌آید و باعث تشکیل لایه‌ی محافظ سطحی که در معرض محیط از اکسیدشدن لایه‌های زیری محافظت می‌نماید. مقادیر کم مولیبدن را می‌توان در چدن‌های پرسیلیس اضافه نمود. افزایش نیکل به چدن خاکستری مقاومت در مقابل اسیدهای احیاء کننده را بهبود بخشیده و همچنین مقاومت آن را در برابر بازها نیز بالا می‌برد. کروم با تشکیل یک لایه‌ی محافظ مقاومت در برابر اسیدهای اکسید کننده را افزایش می‌دهد. ولی در محیط‌های احیاء کننده کمتر مورد استفاده قرار می‌گیرد [۹۷].

۲-۱۰- چدن‌های مقاوم به خوردگی سیلیسیم بالا

چدن‌های پرسیلیسیم و مولیبدن‌دار تا مقدار ۳/۵ درصد در بسیاری از موارد برای حمل اسیدهای خورنده استفاده می‌شود. با مقدار سیلیسیم ۱۴/۵٪ یا بیشتر، این نوع چدن‌ها مقاومت بالایی نسبت به اسید سولفوریک گرم ۳۰٪ پیدا می‌کنند. افزایش سیلیسیم تا مقدار ۱۶/۵٪ در چدن خاکستری باعث کاهش خوردگی آن در برابر اسیدهای گرم سولفوریک و نیتریک شده و در تمام غلظت‌های آن مؤثر می‌باشد. چدن خاکستری با ۱۴٪ سیلیس در برابر خوردگی اسید کلریدریک مقاومت کمتری دارد؛ ولی می‌توان با افزودن ۳/۵٪ مولیبدن این مقاومت را بهبود داد

همچنین می‌توان با افزودن تا مقدار ۱۷٪ سیلیس این مقاومت را بالا برد. این چدن‌ها در تماس با محلول‌های شامل نمک مس یا گاز مطوب کلرین مقاومت مفیدی دارند، همچنین در برابر اسیدهای آلی و در هر غلظت و درجه حرارتی مقاوم می‌باشند. چدن‌های پرسیلیس از خواص مکانیکی ضعیفی برخوردار هستند و مخصوصاً مقاومت پائینی نسبت به شوک‌های مکانیکی و حرارتی دارند. ریخته‌گری آنها مشکل بوده و غیرقابل ماشینکاری و براده‌برداری هستند. استفاده‌ی قابل توجه این چدن به خاطر مقاومت برجسته‌ی آن نسبت به اسیدها می‌باشد. این چدن‌ها برای لوله کشی در کارخانه‌های شیمیایی و آزمایشگاه‌ها به کار برده می‌شوند [۹۷].

۲-۱۱- چدن‌های مقاوم به خوردگی پر کروم

چدن‌های پرکروم با مقدار کروم ۲۰ تا ۳۵٪ نظیر چدن‌های پر سیلیس در مقابل اسیدهای اکسیدکننده مقاوم به خوردگی خوبی دارند اما در برابر اسیدهای احیاء کننده مقاوم نیستند. این چدن‌ها به‌طور قابل اطمینانی برای استفاده در مقابل اسیدهای ضعیف تحت حالت‌های اکسیداسیون، محلول‌های نمک، محلول‌های اسید آلی و برای قرار گرفتن در معرض اتمسفر عمومی به کار می‌روند. مقاومت در مقابل خوردگی چدن‌های پرکروم نسبت به اسیدنیتریک استثنایی است. این چدن در برابر تمام غلظت‌های بالای ۹۵٪ اسید فوق در درجه حرارت محیط مقاوم است. میزان خوردگی آن در سال کمتر از ۰/۱۲ میلیمتر است و همین میزان برای تمام درجه حرارت‌های تا نقطه‌ی جوش و برای غلظت‌های تا ۷۰٪ نیز صادق است. چدن‌های پر کروم با مقدار کربن کمتر از ۱٪ برای دیگ‌های آنیلینگ سرب، روی و آلومینیوم، زنجیرهای انتقال دهنده و دیگر قسمت‌های تحت خوردگی در درجه حرارت‌های بالا رضایت بخش هستند. چدن‌های پر کروم با مقدار ۳۰ تا ۳۵٪ کروم برای شرایط محیط‌های شدید خوردگی اسیدها مورد استفاده قرار می‌گیرند. این چدن‌ها یک مقاومت مفید به همه‌ی غلظت‌های اسیدهای سولفور در درجه حرارت‌های تا ۸۰ درجه سانتیگراد، محلول سولفیت در کارخانه کاغذسازی، محلول‌های سفیدکننده در درجه حرارت‌های محیط، سولفت آلومینیوم سرد در غلظت‌های تا ۵٪ و بعضی نمک‌ها که هیدرولیز می‌شوند تا محلول‌های اسیدی بدهند دارند، این چدن‌ها در برابر تمام غلظت‌های اسیدفسفریک ۶۰٪ در درجه حرارت‌های تا نقطه‌ی جوش و غلظت‌های ۸۵٪ تا ۸۰ درجه سانتیگراد مقاوم هستند. این چدن‌ها همچنین مقاومت خوبی در مقابل آب دریا و آب‌های معدنی که دارای محلول‌های اسیدی می‌باشند دارند. چدن‌های پرکروم خواص مکانیکی بهتری نسبت به چدن‌های پرسیلیس دارا هستند و وقتی که مقدار کروم و کربن به طور مناسبی بالانس باشند به آسانی عملیات حرارتی می‌شوند [۹۷].

۲-۱۲- خلاصه‌ای از نقش عناصر در چدن‌ها

۱- آلومینیوم ایجاد فریت را ترغیب می‌کند و مقدار ۰/۰۲۵٪ گرافیت زاست.

۲- آنتیموان پایدار کننده پرلیت است.

۳- بیسموت پایدار کننده ضعیف پرلیت می‌باشد.

- ۴- عنصر B بالای ۰/۱۵ درصد پایدار کننده قوی پرلیت است.
- ۵- مس در مقدار کم گرافیت زاست و بعد از قلع، پرلیت زای خوبی است.
- ۶- منگنز کاربیدزاست و همچنین باعث ایجاد پرلیت می شود.
- ۷- تلریم نگهدارنده قوی پرلیت است.
- ۸- تیتانیم زیر ۰/۲۵ درصد پیدایش گرافیت را تسهیل می کند.
- ۹- نیکل ایجاد کننده ضعیف پرلیت است، پیدایش گرافیت و فریت را تسهیل می کند.
- ۱۰- وانادیم کاربیدزا و پرلیت زای قوی می باشد.

۲-۱۳- ملاحظات جوشکاری چدن ها

از جمله مشکلات جوشکاری چدن ها عبارت است از [۹۸]:

۱- هنگامی که چدن تحت سیکل حرارتی جوشکاری قرار می گیرد، امکان دارد در درجه حرارت بالا، زمینه از کربن غنی شده و هنگام سریع سرد شدن کربن ترکیبی با ساختار سخت و ترد نظیر سمیتیت یا کاربید های دیگر تولید شود و بدین ترتیب فلز جوش و یا منطقه مجاور آن اصطلاحاً « الماسه » (غیر قابل ماشین کاری) شود. این اولین مشکل در جوشکاری چدن ها است.

۲- گاهی فاز سخت و ترد تحت تاثیر تنش های حرارتی ناشی از جوشکاری یا تنش های پسماند دیگر مقاومت نکرده و بر روی آن ترک هایی ایجاد گردد. این حادثه ممکن است در فلز جوش یا منطقه مجاور آن به وجود آید. بنابراین دومین مشکل در عملیات جوشکاری چدن ها احتمال وقوع ترکیدگی در جوش یا منطقه ی مجاور آن می باشد.

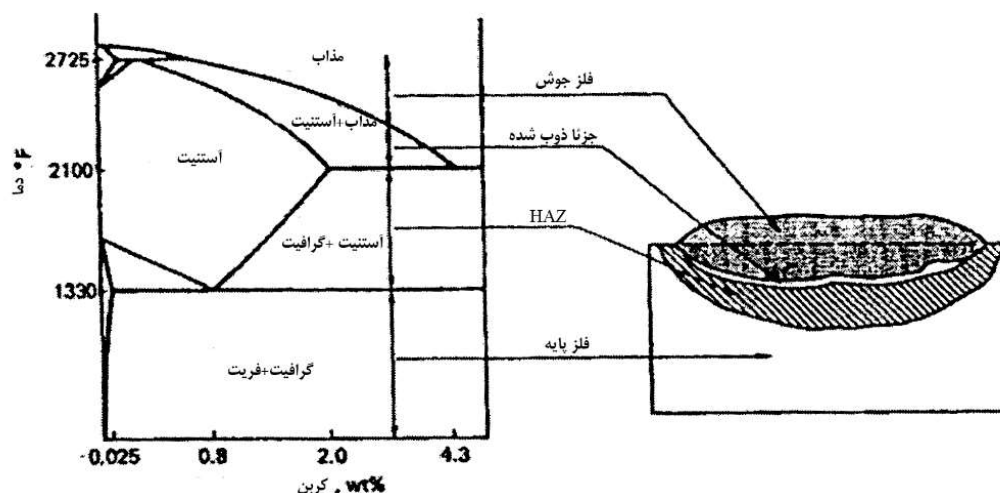
۳- عیب یا مشکل سومی که اغلب در جوشکاری چدن ها مشاهده می شود حفره ها و خلل و فرج است که باعث کاهش استحکام جوش و یا عدم موفقیت در آب بندی یک مخزن چدنی می گردد. همانطور که گفته شد کربن ازاد و یا گرافیت در زمینه به طور فراوان وجود دارد. اگر این کربن در حین عملیات ذوب در جوشکاری با اکسیژن هوا تماس پیدا کند و حتی در برخی مواقع اکسید ها را احیا کند حباب های گازی CO و CO₂ را تولید می کند که می تواند از مذاب خارج شده و یا احیاناً در حین انجماد در فلز جوش محبوس شده و خلل و فرج را به وجود آورد.

همه ی چدن ها یک مشکل رایج دارند که بر جوش پذیری آن ها تاثیر می گذارد، که آن کربن بیش از حد می باشد. فرآیند های تولید ریخته گری و گاهی اوقات عملیات حرارتی هستند، قابلیت تولید یک ساختار با خواص مکانیکی خوب را دارند.

سیکل عملیات جوشکاری معمولاً ریز ساختار مطلوب تولید نمی کند. ناحیه همجوار فلز جوش بیش از حد حرارت دیده و سرعت سرد شدن در تمام ناحیه HAZ خیلی سریع می باشد. کاربید ها در فلز پایه مجاور فلز

جوش تمایل به تشکیل شدن دارند و مابقی HAZ تمایل به مارتزیت شدن دارند. هر دوی این میکروساختارها خیلی شکننده هستند و به طور خود به خودی و یا در طی سرویس کاری در معرض ترک خوردگی می باشند. درجه شکنندگی و گرایش به شکست بیشتر به نوع چدن، شرایط عملیات حرارتی و دستور العمل جوشکاری بستگی دارد. جوشکاری ذوبی به خاطر این که حرارت متمرکز تری ایجاد می کند، در ناحیه جوش تنش های حرارتی تولید می کند، فلز پایه باید توانایی مقداری تغییر فرم پلاستیک را داشته باشد تا بتواند خود را با تنش های حاصل از جوشکاری مطابقت دهد و از ترک خوردگی احتمالی جلوگیری کند. چدن های مالیل و نشکن که زمینه فریتی دارند نسبت به چدن سازگاری بهتری به جذب تنش های جوشکاری دارند.

همانند فولاد، در چدن نیز فسفر اثر مضر در جوش پذیری دارد که باید در کمتر از ۱/۵٪ نگه داشته شود. تعمیر و جوشکاری قطعاتی که فسفر بالا دارند نیاز به تکنیک های خاص می باشد. جوش پذیری چدن ها گستره وسیعی دارد و در خلال جوشکاری طیف کاملی از شیب های حرارتی روی قطعه جوشکاری شده و روی HAZ وجود دارد. که این امر باعث به وجود آمدن ریز ساختار های متفاوتی می گردد، که در شکل (۷-۲) نشان داده شده است. ماهیت و اندازه نسبی این منطقه ها تابعی از حرارت تولید شده در هنگام جوشکاری، ترکیب شیمیایی قطعه و مواد مصرفی می باشد. هر ناحیه به طور مجزا مورد بحث قرار خواهد گرفت تا این که درک بهتری از این ناحیه ها حاصل شود و چگونگی تاثیر گذاری فرآیند جوشکاری بر روی خصوصیات این نواحی بررسی می شود [۹۹].



شکل ۷-۲: طرحی از مقطع یک جوش و مقایسه آن با نمودار آهن-کربن [۹۹].

الف) ناحیه متأثر از حرارت:

فرآیند جوشکاری به دلیل ماهیتش در مقایسه با عملیات ریخته گری خیلی سریع سرد می شود : بنابراین قسمتی از قطعه که در معرض چنین درجه حرارت بالایی قرار می گیرد و به عنوان منطقه متأثر از حرارت شناخته می شود از لحاظ ساختاری می تواند با بقیه قطعه متفاوت باشد . در هنگام جوشکاری کربن می تواند در آستنیت نفوذ کند و هنگام سرد شدن این آستنیت به مارتنزیت تبدیل می شود که این ساختار مارتنزیتی بسیار شکننده است و به ترک خوردگی حساس می باشد . ساختار ترد مارتنزیتی می تواند به وسیله عملیات تمپر کردن ، استفاده از عملیات پیش گرمای ، کنترل درجه حرارت بین پاسی ، جوشکاری چند پاسه و یا عملیات حرارتی بعد از جوشکاری اصلاح گردد .

ب) ناحیه به طور جزئی ذوب شده :

این ناحیه مجاور HAZ می باشد که حرارت ناشی از فرآیند جوشکاری به اندازه کافی زیاد بوده است که سبب ذوب شدن فلز پایه به صورت جزئی نزدیک خط ذوب شده است . این ناحیه بحرانی ترین ناحیه جوش می باشد ، چون در هنگام سرد شدن این ناحیه با ساختار چدن سفید منجمد می شود (هنگامی که در درجه حرارت بالایی به مدت طولانی برای حل شدن کربن قرار می گیرد .) به علت سرعت بالای سرد شدن ، این ناحیه خیلی پیچیده است و ممکن است در بردارنده چندین ساختار باشد . اگر مقدار گرافیت حل شده هنگام جوشکاری به اندازه کافی باشد منجر به تشکیل یک زمینه مذاب با شبکه کاربیدی پیوسته خواهد شد و منجر به مشکلاتی خواهد شد . چون ناحیه به صورت جزئی ذوب شده شامل نسبت زیادی از ساختار های سخت است ، این ناحیه سخت ترین ناحیه جوش می باشد .

سختی بالا و در نتیجه چقرمگی پائین این ناحیه ، عامل بسیاری از مشکلات مکانیکی تجربه شده در جوشکاری چدن ها می باشد . موثرترین راه برای کاهش مشکلات ترک خوردگی ، کاهش دادن درجه حرارت حداکثر و مدت زمان قرار گرفتن در درجه حرارت بالا می باشد . این مسئله می تواند به وسیله ، گرمای ورودی ، پیش گرمی ، درجه حرارت بین پاسی و انتخاب فلز پر کننده مناسب کنترل شود .

استفاده از فلز پر کننده با دمای ذوب پائین به کاهش درجه حرارت حداکثر وارد شده به منطقه به طور جزئی ذوب شده کمک می کند به هر حال اگر یک قطعه جوشکاری شده کوچک باشد و گرمای ورودی زیادی بر آن اعمال گردد ، درجه حرارت ممکن است به اندازه ای افزایش یابد که باعث مشکلات شدید در خط ذوب گردد . به عبارتی دیگر اگر از دمای پیش گرمی زیاد به منظور جلوگیری از تشکیل مارتنزیت در HAZ و کاهش تنش های استفاده شود ممکن است ترک خوردگی در خط ذوب اتفاق بیافتد . حتی اگر حرارت ورودی پائین باشد ، ممکن است چند آزمایش از فرآیند های مختلف به صورت سعی و خطا برای به دست آوردن یک جوش موفقیت آمیز ضروری باشد.

ج) ناحیه ذوب شده :

خواص و ساختار ناحیه ذوب به وسیله مواد مصرفی مورد استفاده تعیین می شود . این ناحیه مخلوطی از فلز پرکننده مصرفی ذوب شده و فلز پایه می باشد . به دلیل پدیده توربولانس در حوضچه جوش رسوب جوش نسبتاً دارای ترکیب شیمیایی یکنواخت است . تمام تلاش ها باید به کار گرفته شود تا درجه رقت به حداقل برسد .

۲-۱۴- جمع بندی

بر اساس آن چه بیان شد، استفاده از چدن های آلیاژی و مخصوصاً چدن های سفید پر کروم مقاوم به سایش در ساخت قطعات مقاوم به سایش در صنعت کاربرد زیادی دارد. اتصال آن ها با استفاده از روش های مرسوم گاهی به دلیل گرافیت شدن چدن با مشکلاتی مواجه می شود که نیاز به اجراء دستورالعمل های خاص می شود. استفاده از فرایندهای ریخته گری ترکیبی مخصوصاً نوع متداول آن بدون استفاده از تجهیزات خاص باعث می شود تا اتصال غیرمشابه چدن به سایر آلیاژها با سهولت بیشتری انجام شود. لذا، در این پژوهش سعی شده است تا برای اولین بار این فرایند به عنوان روش اتصال دهی چدن ها در کاربردهای غیرمشابه مورد بررسی قرار بگیرد.

فصل سوم

مواد و روش های آزمایشگاهی

۳-۱- مقدمه

در این پژوهش، هدف ایجاد اتصال مطلوب بین فولاد ساده کربنی Gs-Ck۳۵ و چدن پُرکروم ضدسایش با استفاده از فرایند ریخته‌گری مرکب بوده است. این روش با هدف جایگزینی مقرون به صرفه ریخته‌گری به جای اتصال‌دهی نفوذی پیشنهاد و اجراء شده است. به دلیل هزینه‌های بسیار بالای روش اتصال‌دهی نفوذی و عدم دسترسی به امکانات و تجهیزات این روش جایگزین و همچنین اقتصادی نبودن و زمان‌بر بودن فرایند تعریف شده است. از این رو، تاثیر پارامترهای پیشگرم، زبری سطح درج و شرایط سطح مقطع بررسی شده و خواص نمونه‌های اتصال داده شده با یکدیگر مقایسه و بهترین شرایط اعلام شده است. در این راستا، از آزمون‌های متالوگرافی نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی و میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به طیف‌سنجی پرتو X بر اساس توزیع انرژی در کنار آزمون‌های مکانیکی شامل سختی‌سنجی، ریزسختی‌سنجی و کشش استفاده شده است. در ادامه مواد و روش‌های آزمایشگاهی جهت ساخت دوجنسی فولاد ساده کربنی Gs-Ck۳۵ و چدن پُرکروم ضدسایش با فرایند ریخته‌گری مرکب بیان می‌شود.

۳-۲- مواد پایه

از فولاد ساده کربنی ساده کربنی Gs-Ck۳۵ با ابعاد ۱۰×۱۰ cm به عنوان ماده زیرلایه و از چدن سفید پُرکروم به عنوان ماده مذاب در فرایند ریخته‌گری مرکب استفاده شده است. با استفاده از آزمون کوانتومتری-اسپکترومتری

نشری، ترکیب شیمیایی فولاد و چدن اندازه‌گیری شد و در جدول ۳-۱ آورده شده است. لازم به ذکر است که چدن سفید پُرکروم بر اساس استاندارد ASTM A۵۳۲M یک چدن ضدسایش کلاس ۲ نوع A می‌باشد.

جدول ۳-۱: ترکیب شیمیایی فولاد Gs-CK۳۵ و چدن پُرکروم (بر حسب % وزنی).

ماده پایه	عنصر								
	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	P	S
فولاد Gs-CK۳۵	۰/۳۲	۰/۵۰	۰/۲۸	-	-	-	-	۰/۰۳۵	۰/۰۳۵
چدن ضدسایش پُرکروم	۲/۵	۱/۶	۰/۹	۲/۳۵	۱۳/۶	۲/۲	۰/۸	۰/۰۹	۰/۰۴

۳-۳- آماده سازی نمونه های برای ریخته گری ترکیبی

با هدف بررسی تاثیر فرایند پیشگرمی و همچنین تاثیر شیارزنی سطح مقطع در میزان استحکام بدست آمده از اتصال، تصمیم بر آن گرفته شد که دو پارامتر مذکور یعنی فرایند «پیشگرم» و «نوع لبه‌سازی» تحت بررسی قرار گیرد. بدین منظور چهار عدد نمونه مطابق با جدول ۳-۲ آماده‌سازی گردید. در تمامی نمونه‌ها فولاد به عنوان ماده درج و مذاب چدن به عنوان ماده اضافه شده در نظر گرفته شده است. همانگونه که در جدول شرح داده شده، در نمونه ۱ ابتدا سطح مقطع عرضی ورق فولادی به وسیله سنگ‌زنی صاف و صیقل داده شد. سپس مذاب چدن در دمای محیط به قالب اضافه گردید. در نمونه دوم، ابتدا سطح مقطع عرضی ورق فولادی به وسیله دستگاه سنگ شیارزنی شد. شیارزنی در زاویه ۴۵° بصورت ضربدری در عرض ورق صورت گرفت. در ادامه مذاب چدن در دمای محیط به قالب اضافه شد. در نمونه سوم نیز ابتدا سطح مقطع عرضی ورق فولادی به وسیله سنگ‌زنی صاف و صیقل داده شد. سپس با بکارگیری مشعل قالب تا دمای ۳۵۰ °C پیشگرم شد و مذاب چدن در قالب ریخته شد. در نهایت در نمونه چهارم، ابتدا سطح مقطع عرضی ورق فولادی به وسیله دستگاه سنگ شیارزنی شد و قالب تا دمای ۳۵۰ درجه پیشگرم شده و مذاب چدن در قالب ریخته شد.

جدول ۳-۲: جزئیات نمونه سازی.

نمونه	نحوه آماده سازی
۱	سطح فولاد صاف (پولیش شده) + بدون فرایند پیشگرمی
۲	سطح فولاد شیارزده شده + بدون فرایند پیشگرمی
۳	سطح فولاد صاف (پولیش شده) + پیشگرمی در دمای ۳۵۰°C
۴	سطح فولاد شیارزده شده + پیشگرمی در دمای ۳۵۰°C

۳-۴- ریخته گری ترکیبی

در اولین مرحله بلوک‌هایی در ابعاد $10 \times 10 \times 1$ cm از نیمه فولادی تهیه و برش کاری شد. سپس عملیات سنباده‌زنی سطوح به منظور حذف لایه‌های اکسیدی و دیگر بر روی کلیه نمونه‌ها انجام شد. در ادامه، با آماده‌سازی قالب ماسه‌ای نیمه‌های فولادی در درون قالب قرار گرفت (شکل ۳-۱). درست به اندازه و ابعاد نیمه‌ی فولادی، یک فضای خالی نیز جهت مذاب چدن در قالب در نظر گرفته شد. در ادامه دو نیمه قالب به یکدیگر متصل و قالب‌ها آماده ذوب-ریزی شد (شکل ۳-۲). با آماده‌شدن مذاب چدن و با ترتیب ذکر شده در جدول ۳-۲، مذاب داخل قالب‌ها ریخته شد. شکل ۳-۳ به ترتیب فرایند پیشگرمی برای نمونه‌های ۳ و ۴ و در نهایت قالب‌ها را بلافاصله بعد از ذوب ریزی نشان می‌دهد. دمای مذاب با استفاده از ترموکوپل لیزری اندازه‌گیری شده است. شکل ۳-۴ نیز تصویر نمونه‌های نهایی آماده شده را نمایش می‌دهد.



شکل ۳-۱: آماده‌سازی قالب ماسه‌ای.



شکل ۳-۲: اتصال دو نیمه قالب به یکدیگر و ذوب ریزی.



شکل ۳-۳: فرایند پیشگرمی و نمایش قالب‌ها بلافاصله بعد از ذوب ریزی.



شکل ۳-۴: تصویر نمونه‌های نهایی بعد ریخته‌گری.

۳-۵- مشخصه‌یابی

۳-۵-۱- مشخصه‌یابی ریزساختاری و فازی

۳-۵-۱-۱- متالوگرافی نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی

مطابق با شکل ۳-۵ به منظور آماده‌سازی نمونه‌ها برای آزمون‌های میکروسکوپ نوری و الکترونی قطعاتی از ناحیه جوش شامل فلزپایه، ناحیه HAZ و فلزجوش هر نمونه جدا شده و سپس با استفاده از رزین دو جزئی مانت سرد شدند. مقطع عرضی نمونه‌های متالوگرافی به ترتیب با سنباده‌های ۲۸۰-۳۰۰۰ آماده‌سازی گردید. محلول حکاکی^۱

^۱ Etchant

مورد استفاده برای اچ، شامل محلول نایتال^۱ ۲ درصد (۲ درصد اسیدنیتریک در الکل) و کلروفریک (۱۰ گرم کلرید فریک، ۵۰ میلی لیتر اسید هیدروکلریدریک و ۲۰۰ میلی لیتر آب مقطر) بود.



شکل ۳-۵: نمونه‌های مقطع زده شده و آماده متالوگرافی.

تصاویر میکروسکوپی نوری توسط میکروسکوپ Metallux 3Leitz، تهیه شدند. هدف از ارزیابی به کمک میکروسکوپ نوری، بررسی ریزساختار و دانه‌بندی نمونه‌ها در نواحی مختلف جوش بود. تصاویر میکروسکوپ الکترونی و آنالیز عنصری EDS نمونه‌ها، در نواحی مختلف اتصال، توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی^۲ VEGA/Tescan-LMU موجود در آزمایشگاه مرکز پژوهش متالورژی رازی و میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی موجود در آزمایشگاه مرکزی دانشگاه صنعتی اصفهان مجهز به طیف-سنجی پرتو X بر اساس توزیع انرژی بررسی شد.

۳-۵-۱-۲- پراش پرتو ایکس

جهت انجام آزمون پراش پرتو X نمونه‌هایی از فلزات پایه تهیه شده در مرحله متالوگرافی پس از سنباده زنی مجدد به منظور داشتن سطحی صیقلی و صاف برای بررسی با پراش اشعه‌ی X استفاده می‌شود. برای آزمون پراش اشعه‌ی

^۱ Nital

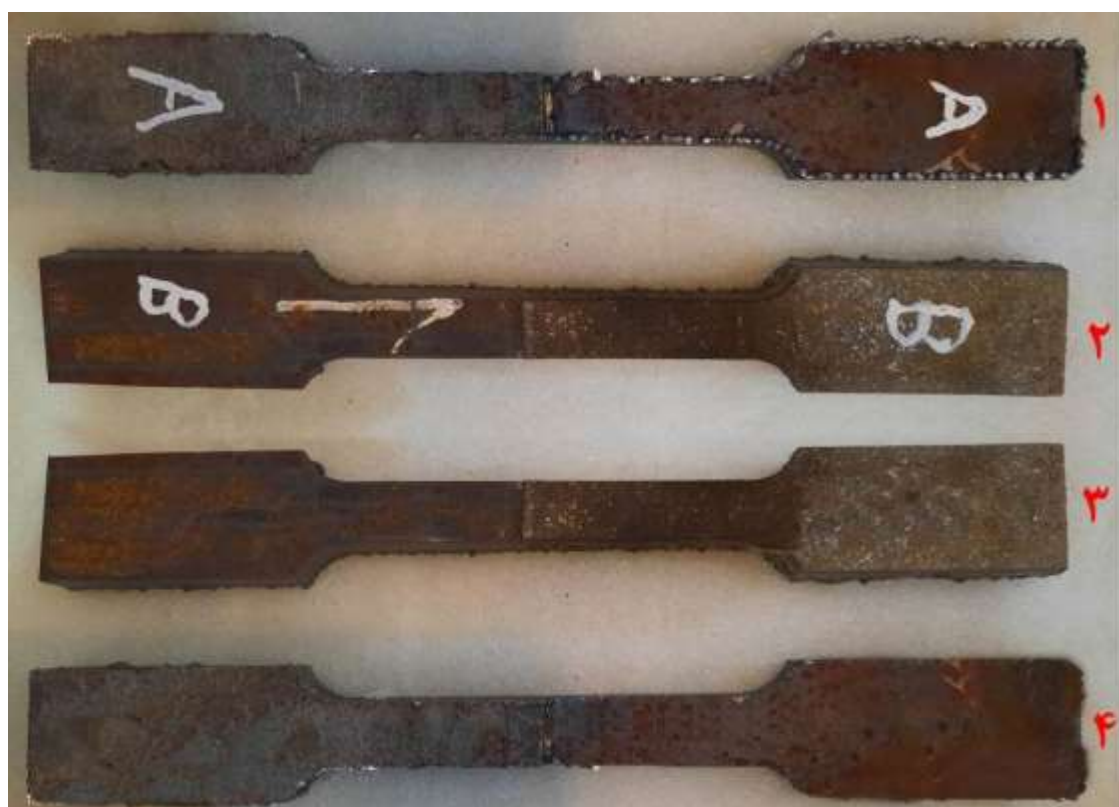
^۲ SEM

X نمونه‌ها با تنظیمات ولتاژ ۴۰kv و جریان ۳۰MA و با تابش $\text{Cu K}\alpha$ ($\lambda = 1.54 \text{ \AA}$) با فیلتر نیکل از 2θ ، ۴ تا ۱۲۰ درجه و با نرخ روبش $0.4^\circ/\text{min}$ بررسی شدند. پیک‌های حاصل از آزمون پراش اشعه‌ی X با استفاده از نرم افزار X'pert High score و به جهت اطمینان از کارت‌های PDF (Powder Diffraction File) برای مشخص کردن فازهای موجود استفاده شده است.

۳-۵-۲- مشخصه یابی مکانیکی

۳-۵-۲-۱- آزمون کشش تک محور

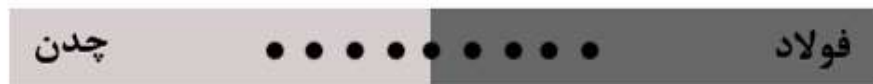
به منظور بررسی خواص مکانیکی از قبیل استحکام تسلیم، استحکام نهایی و درصد ازدیاد طول، نمونه‌های جوشکاری شده، تحت آزمون کشش تک محوری قرار گرفتند. آزمایش‌ها در دمای محیط با نرخ کشش ۵ میلی‌متر بر دقیقه توسط دستگاه کشش مدل Instron انجام شد. نمونه‌سازی نمونه‌های آزمون کشش مطابق با استاندارد ASTM-E8 انجام گرفت. شکل ۳-۶ تصویری از نمونه برشکاری شده به منظور آزمون کشش را نمایش می‌دهد.



شکل ۳-۶: تصویر نمونه‌های آماده شده به منظور آزمون کشش تک محوری.

۳-۵-۲- ریزسختی سنجی

آزمایش سختی سنجی بر اساس سختی ویکرز و توسط دستگاه MICROMET طبق استاندارد E384-89 انجام شده است. مقادیر سختی در نیروی 300gf و در زمان 15s اندازه گیری شد. در این راستا، آزمایش های میکروسختی مطابق با شکل ۳-۷ برای هر نمونه بصورت پروفیل ۹ نقطه ای سختی در طول خط اتصال انجام گرفت.



شکل ۳-۷: طرحی از نواحی تحت آزمون سختی سنجی ویکرز.

فصل چهارم

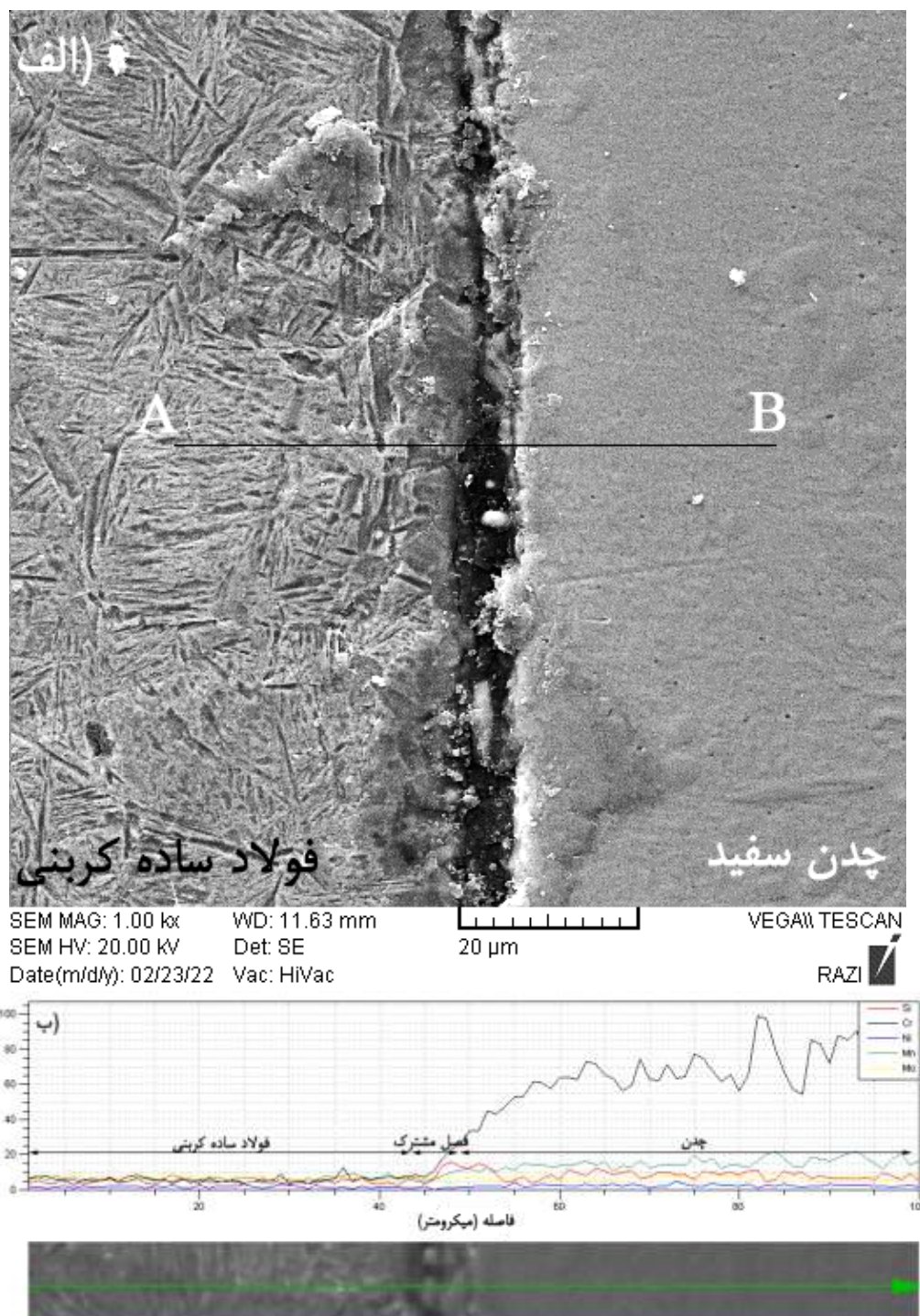
نتایج و بحث

هدف از این پژوهش بررسی تاثیر متغیرهای سطحی و دمای پیشگرم بر روی خواص اتصال فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ به چدن پُر کربن-کروم حاوی مولیبدن از طریق فرایند ریخته‌گری ترکیبی بوده است. برای این بررسی از ابزارهای میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به EDX، پراش پرتو X و از آزمون‌های مکانیکی سختی‌سنجی، ریزسختی‌سنجی و آزمون کشش استفاده شده است. در این فصل شرح مبسوطی از نتایج آزمون‌های انجام شده همراه با تحلیل نتایج ارائه می‌شود.

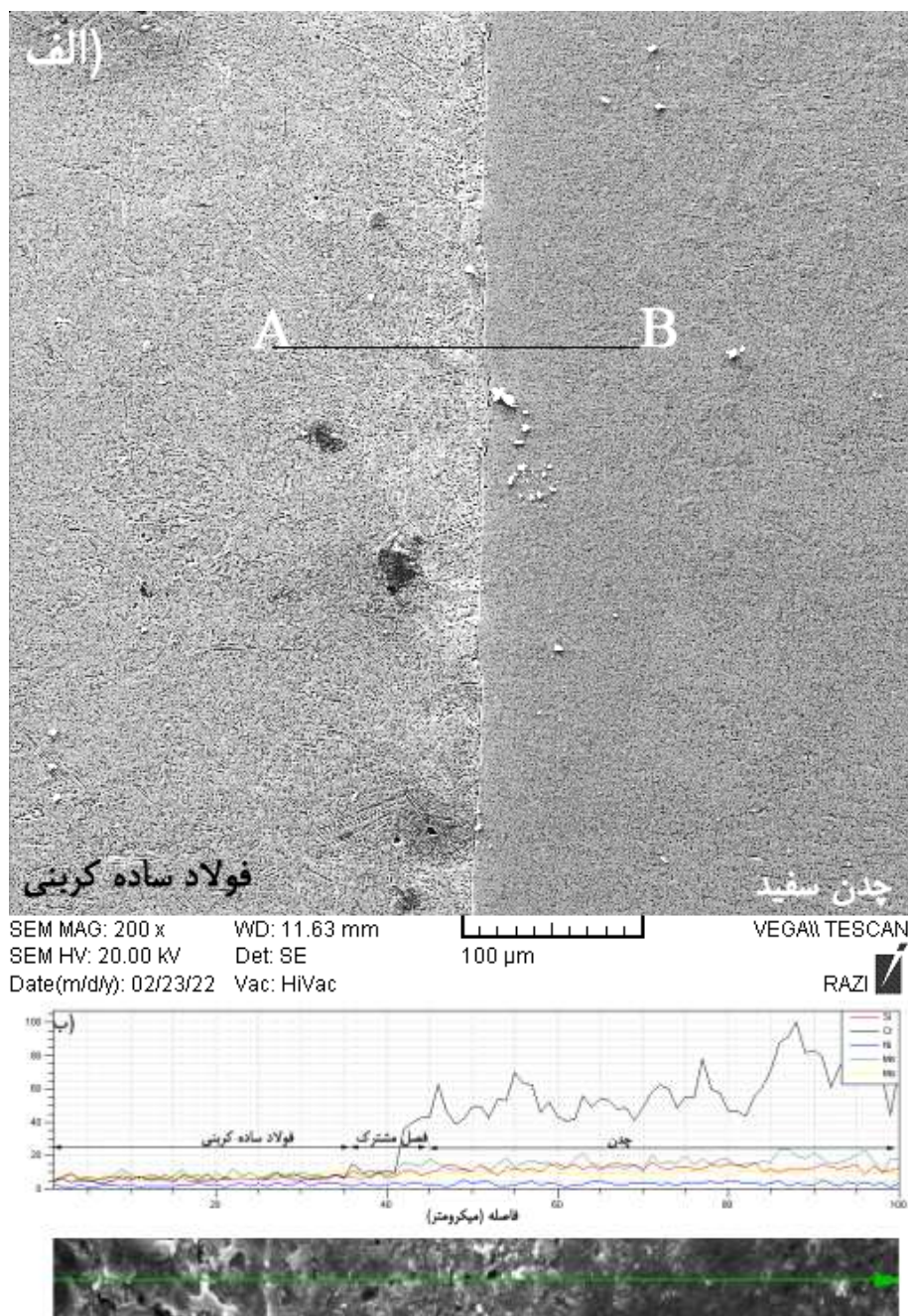
۴-۱- فصل مشترک اتصال

شکل ۴-۱ و ۴-۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی همراه با آنالیز خطی در امتداد فصل مشترک نمونه‌های اتصال‌دهی شده در شرایط شیارزنی و بدون پیشگرم (نمونه ۲) و اتصال‌دهی شده در شرایط بدون شیارزنی و پیش‌گرم را نشان می‌دهد. در نمونه ۲ بدون استفاده از شرایط پیشگرم اتصال به صورت ناقص انجام شده است، در حالی که در نمونه ۳ با وجود استفاده از سطح اتصال صاف ولیکن با استفاده از پیشگرم اتصال برقرار شده است. از این رو، در دیدگاه اول می‌توان عنوان کرد که استفاده از شرایط ماشین‌کاری مثل ایجاد شیار و عملیات پیشگرم می‌تواند در ایجاد اتصال با روش ریخته‌گری ترکیبی موثر باشد. بر اساس شکل ۴-۱-ب به دلیل وجود فضای خالی بین فولاد ساده کربنی و چدن سفید آنالیز خطی به طور کامل عناصر آلیاژی در منطقه فصل مشترک را نشان نمی‌دهد و

نشان دهنده عدم اتصال است. در حالی که در شکل ۴-۲-ب این آنالیز کامل شده است و نشان دهنده ایجاد اتصال کامل است. به نظر می‌رسد که استفاده از پیشگرم در ایجاد اتصال موثرتر عمل می‌کند.



شکل ۴-۱: الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه ۲ و ب) آنالیز خطی در امتداد اتصال.



شکل ۴-۲: الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه ۳ و ب) آنالیز خطی در امتداد اتصال.

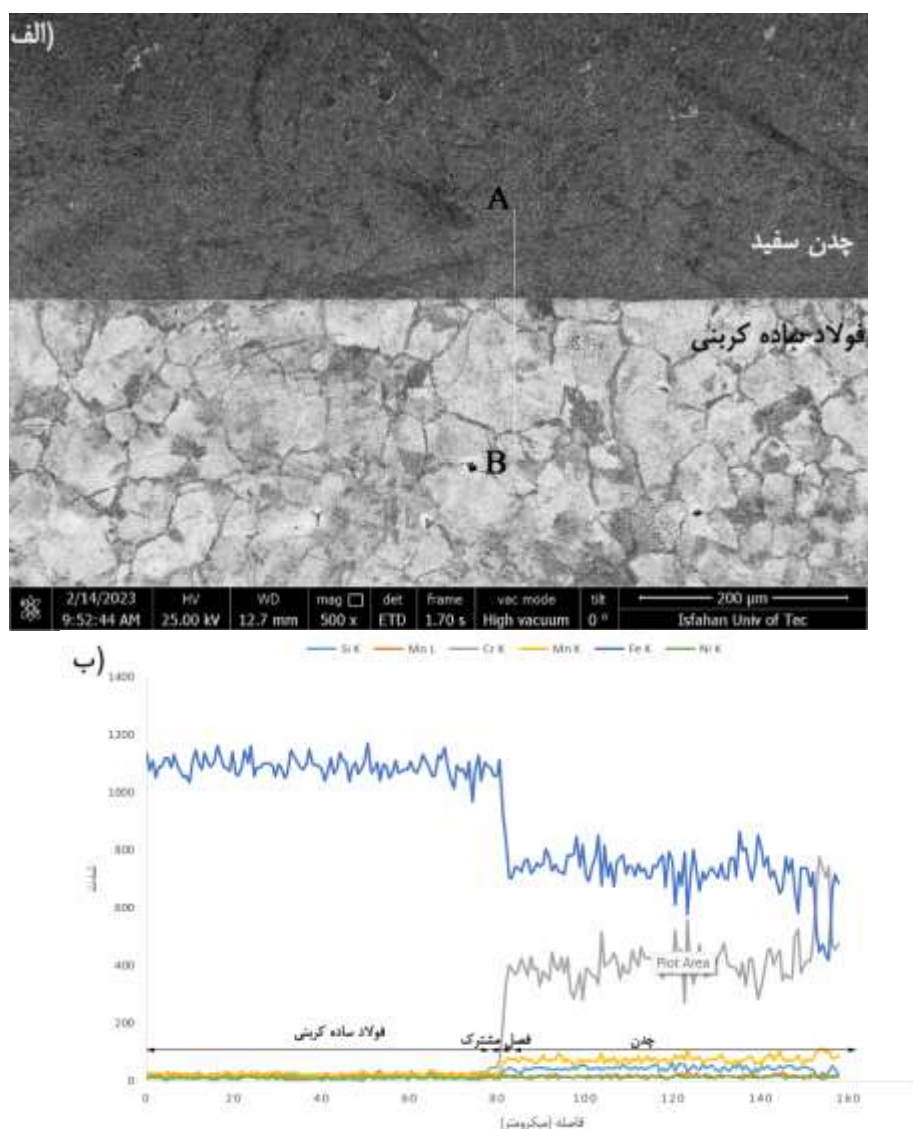
شکل ۴-۳ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه ۴ (سطح فولاد شیارزده شد+ پیشگرمی در دمای 350°C) را نشان می‌دهد. در کلیه تصاویر ارایه شده در فصل چهارم آلیاژ چدن سفید پُر کربن-کروم در بالای تصویر و فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ در پایین تصویر قرار دارد. همانطور که در تصویر کاملاً مشخص است، آلیاژ چدن سفید در بالا و فولاد ساده کربنی در پایین تصویر قرار گرفته‌اند که تصویر مرز باریکی از یکدیگر کاملاً متمایز هستند. همانطور که در تصویر ۴-۳-الف مشخص است دو ریزساختار مختلف در فصل مشترک با شیب زیادی از یکدیگر متمایز شده‌اند و هیچ منطقه متأثر از نفوذ یا متأثر از حرارتی در تصویر قابل رویت نمی‌باشد. این مرز سفید

که در وسط تصویر مشخص است نشان دهنده پیوند متالورژیکی بین دو فلز پایه است که بیان کننده ایجاد ذوب و در نهایت اتصال از طریق ذوب و انجماد می باشد. شکل ۴-۳-ب آنالیز خطی در امتداد منطقه اتصال در امتداد نقطه A-B را نشان می دهد. اولین عنصری که بیشترین جلب توجه را می کند، عنصر پایه آهن است. غلظت عنصر آهن در فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ نسبتاً زیاد است، زیرا یک فولاد کربنی حاوی عنصر آلیاژی کربن است که با داشتن عنصر منگنز و سیلیسیم به عنوان سایر عناصر آلیاژی جزء فولادهای نرم با کربن کم محسوب می شود. با رسیدن به خط اتصال از غلظت آهن کاسته شده است و جایگزین آن سایر عناصر آلیاژی شده است. در مورد عنصر کروم موضوع بسیار متفاوت است. عنصر کروم در فولاد ساده کربنی حضور نداشته است، با رسیدن به اتصال ناگهان غلظت افزایش یافته و به صورت یکنواخت توزیع شده است، البته لازم به ذکر است که حضور سایر عناصر آلیاژی مثل کربن در چدن باعث می شود که کروم فقط به صورت یک عنصر آلیاژی محلول جامد وجود نداشته باشد و به صورت ترکیب با سایر عناصر آلیاژی مخصوصاً کربن و عناصر کاربید را نیز مشاهده شود. یکی دیگر از عناصر آلیاژی که در چدن های سفید پر کروم اضافه می شود، نیکل است که به عنوان پایدار کننده فاز آستنیتی زمینه عمل می کند. این عنصر نیز به صورت ناگهانی و با شیب بسیار زیاد در سمت چدن افزایش یافته است و به دلیل این که در اکثر فازها به صورت محلول جامد وجود دارد، توزیع یکنواختی دارد. مقدار عناصر منگنز و سیلیسیم در سمت چدن افزایش یافته و توزیع یکنواختی دارند. عنصر آلیاژی خاص دیگر که در بهبود توزیع عناصر کروم و کربن نیز بسیار موثر است، عنصر مولیبدن می باشد. عنصر مولیبدن در چدن موجب توزیع ظریف تر و عدم کلوخه ای شدن و رشد بیش از حد رسوبات (کاربیدهای پر کروم) می شود. از این رو، در فرایند تهیه مذاب اولیه به صورت یکنواخت توزیع شده و در نهایت با فرایند ریخته گری و انجماد در سراسر زمینه توزیع مناسب و یکنواختی دارد.

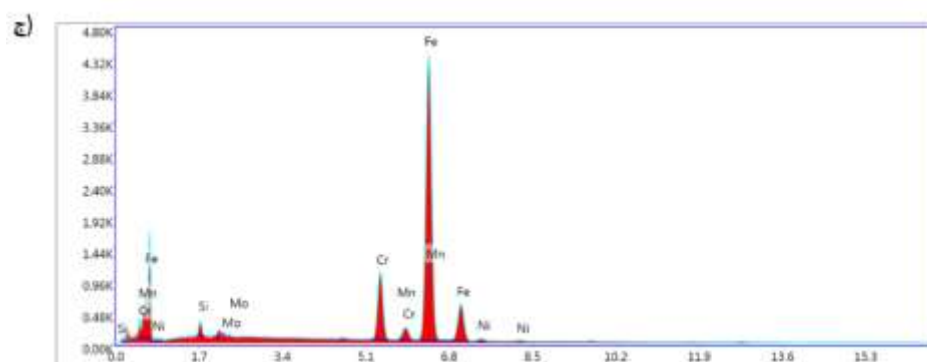
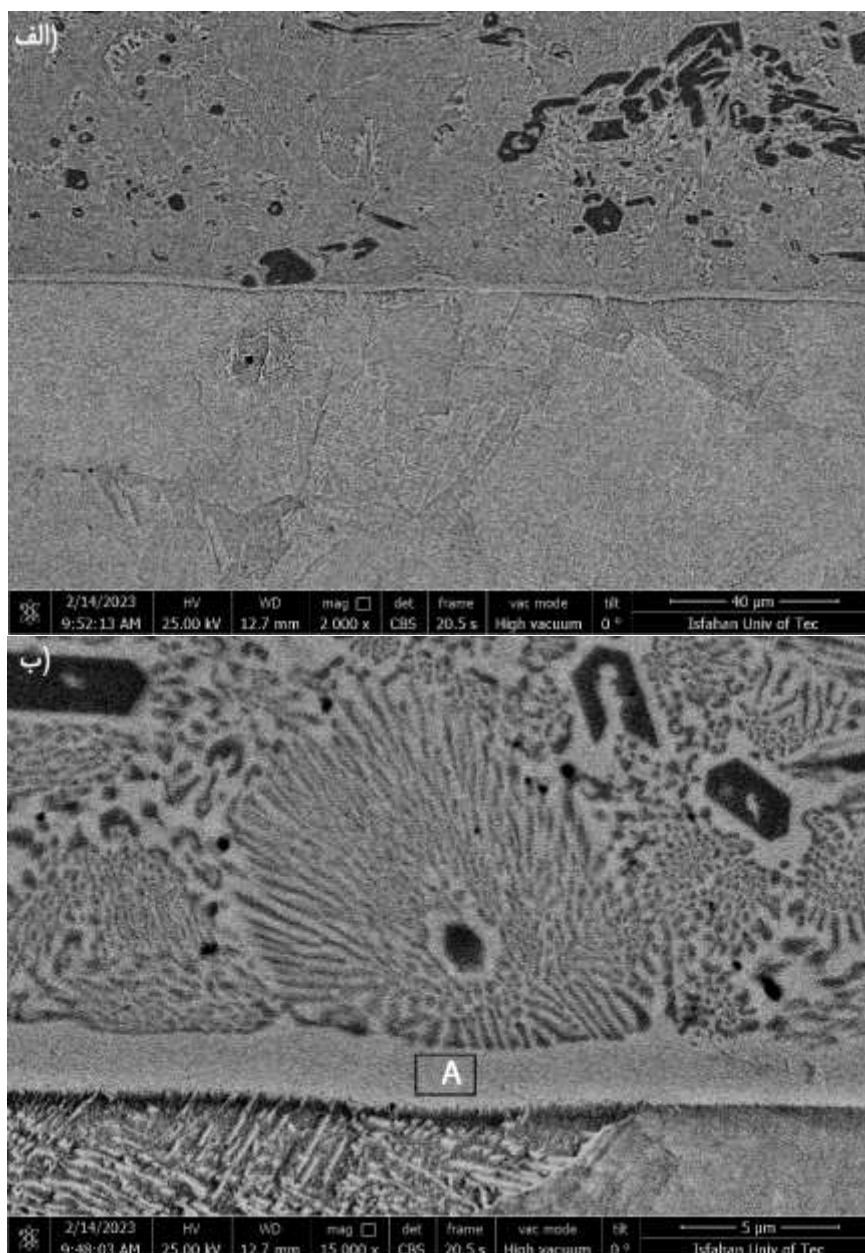
یکی از مهمترین موضوعاتی که در بحث ریخته گری ترکیبی یا در فرایندهای اتصال دهی مشابه مثل فرایند سخت کاری سطحی بسیار حائز اهمیت است، پیوند متالورژیکی و ایجاد فصل مشترک بین دو فلز پایه است. شکل ۴-۴ ریزساختار فصل مشترک نمونه ۴ را نشان می دهد. در شکل ۴-۴-الف نمای کلی از فصل مشترک نشان داده شده است که نشان دهنده یک فصل مشترک بدون عیوب مثل ترک یا عدم جدایش است که ضخامتی در حدود $5 \mu m$ دارد. در شکل ۴-۴-ب فصل مشترک را نشان می دهد که به صورت نوار سفید رنگ بین ساختار ستاره ای شکل چدن و ساختار فریت پریتکتوئید فولاد ساده کربنی دیده می شود. به نظر می رسد که زمینه فولاد ساده کربنی به عنوان محل جوانه زنی برای تشکیل دندریت های چدن سفید عمل می کند. آنالیز ناحیه ای از منطقه فصل مشترک در شکل ۴-۴-ج و در جدول ۴-۴ آورده شده است. کاملاً مشخص است که زمینه فصل مشترک پایه آهن بوده و با توجه به مقدار نیکل و منگنز بالای آن احتمال این که زمینه آستنیتی داشته باشد وجود دارد.

منطقه زیرلایه فولاد ساده کربنی شرایط را تشکیل این منطقه فصل مشترک ایجاد کرده است. با وجود این که زیرلایه پیشگرم شده بوده، اما نسبت به مذاب چدن سردتر است و این منجر به انجماد سریع یک لایه نازک از چدن مذاب می شود. اما این پدیده در مورد نمونه های دیگر کمی متفاوت است.

شکل ۴-۵ تصویر ماکروگراف از نمونه‌های ۱ تا ۳ را نشان می‌دهد. شرایط نمونه‌های ۱ تا ۳ عبارت است از: سطح فولاد صاف (پولیش شده) + بدون فرایند پیشگرم، سطح فولاد شیارزده شده + بدون فرایند پیشگرم و سطح فولاد صاف (پولیش شده) + پیشگرم در دمای 350°C . همانطور که در تصویر مشخص است، نمونه شماره ۱ عدم اتصال دیده شده به نحوی که هیچ گونه اتصالی برقرار نشده است، شاید دلیل اصلی آن عدم پیشگرم و نبود محل برای جوانه‌زنی بر روی فولاد ساده کربنی باشد. در نمونه ۲ به دلیل وجود شیار و حصول شرایط مناسب‌تر به دلیل ایجاد مراکز جوانه‌زنی برای مذاب و رشد اپیتکسیال (رونشستی) شرایط بهبود یافته ولیکن اتصال از استحکام خوبی برخوردار نبوده است به نحوی که در برخی از مناطق اتصال ایجاد شده و در بیشتر مناطق عدم اتصال مشاهده شده است. در نمونه ۳ شرایط بهبود یافته و اتصالات کامل‌تر شده است، ولیکن در مقیاس میکروسکوپی عدم اتصال مشاهده شده است. از دید ماکروسکوپی و میکروسکوپی بهترین نتیجه اتصال در نمونه ۴ مشاهده شده است.



شکل ۴-۳: الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه ۴ و ب) آنالیز خطی در امتداد اتصال.



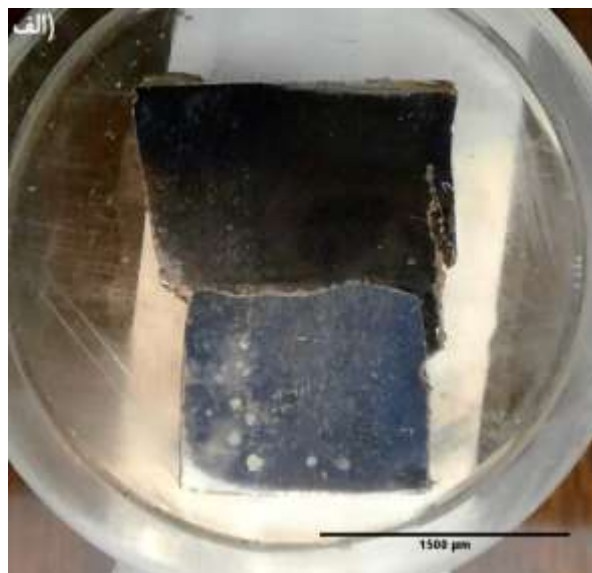
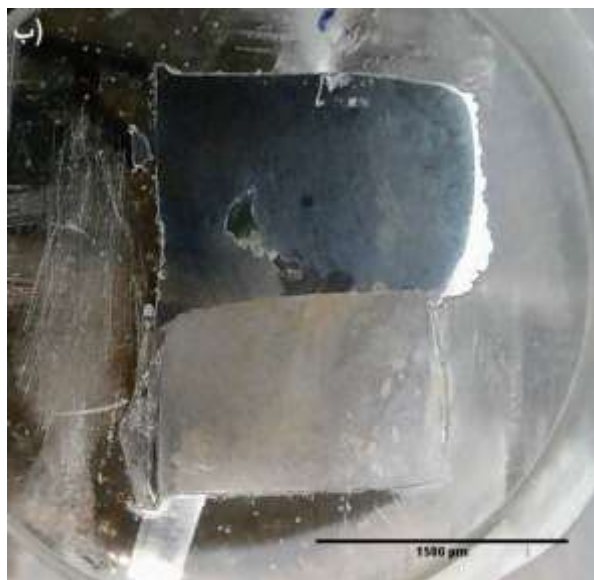
شکل ۴-۴: الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه ۴، ب) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از فصل مشترک اتصال نمونه ۴ و ج) آنالیز ناحیه‌ای از منطقه فصل مشترک (A)

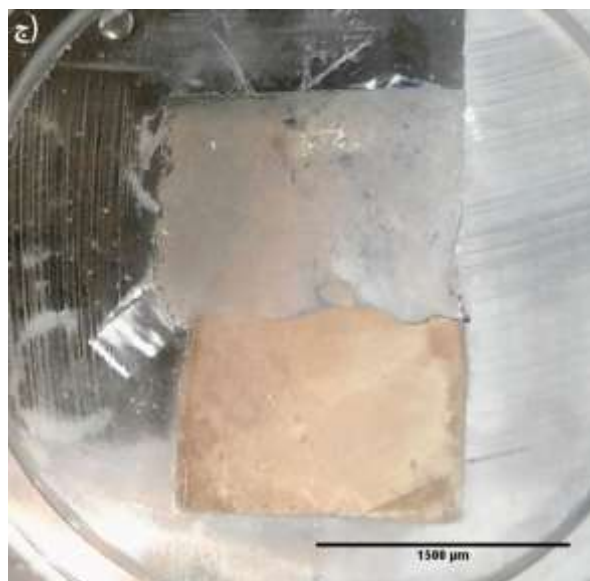
جدول ۴-۱: آنالیز ناحیه‌ای از منطقه فصل مشترک (A) شکل ۴-۴ ج (% وزنی).

% وزنی						عنصر
Mo	Mn	Si	Ni	Cr	Fe	
۰/۶۲	۱/۳۴	۱/۴۳	۰/۸۹	۱۳/۴۷	ماقی	مقدار

به دلیل سرعت انجماد زیاد و شیب دمایی زیاد بین فلز زیرلایه و مذاب چدن، حداکثر نرخ انجماد در اثر تماس مذاب چدن با زیرلایه ایجاد شده و باعث می‌شود به صورت لایه نازک سفید تشکیل شود. مذاب چدن باعث می‌شود تا مقدار بسیار کمی از زیرلایه ذوب شده و شرایط برای نفوذ کوتاه بُرد (به دلیل سرعت انجماد زیاد) فراهم شود. در نهایت شرایط برای ایجاد پیوند متالورژیکی ایجاد می‌شود.

با ذوب شدن قسمتی از فلز زیرلایه و تماس مذاب چدن، انجماد آغاز می‌شود. در فصل مشترک بیشترین شیب حرارتی به علت وجود مذاب بر روی فصل مشترک و همچنین به دلیل تماس با زیر لایه بیشترین سرعت انجماد را دارد. در این منطقه حداکثر رقت به وجود می‌آید. به دلیل ذوب شدن زیرلایه این منطقه بیشترین غلظت از آهن و کمترین غلظت از کربن و کروم را دارد. رشد رونشستی که از زیر فصل مشترک آغاز شده است با توجه به حداکثر شیب حرارتی (G) و سرعت رشد نسبتاً بالا (R) و با توجه به این که هنوز مذاب بر روی فصل مشترک در حالت مذاب است، شیب دمایی در جلوی فصل مشترک مثبت است و هر گونه برآمدگی که شرایط لازم برای جوانه زنی و رشد بر روی این فصل مشترک را داشته باشد به دلیل شیب دمایی مثبت در جلوی فصل مشترک ذوب می‌شود (نمونه شماره ۴ بهترین شرایط را به دلیل کم بودن شیب دمایی و ایجاد زبری بر سطح دارد).





شکل ۴-۵: تصویر میکروسکوپی از نمونه‌های اتصال‌دهی شده: الف) نمونه ۱، ب) نمونه ۲ و ج) نمونه ۳.

بنابراین عملاً طبق رابطه‌ی زیر (رابطه ۴-۱) می‌توان گفت که شرایط انجمادی با حداکثر تحت تبرید حرارتی و حداقل تحت تبرید ترکیبی انجام می‌شود [۱۰۰].

$$\frac{G}{\sqrt{R}} \geq \frac{AC_0}{K_0} \quad (۴-۱)$$

در این جا A مقداری ثابت است که به طور تجربی تعیین می‌شود و k_0 ضریب توزیع می‌باشد.

با توجه به آن چه گفته شد می‌توان نتیجه گرفت که فصل مشترک به حالت صفحه‌ای منجمد می‌شود و طبق نتایج بررسی شده بر روی آلیاژهای مشابه، مرفولوژی سطح فصل مشترک به صورت ساختار موزاییکی شکل است. این نوع فصل مشترک‌ها در نمونه‌های سخت‌کاری شده با جوشکاری بسیار رایج است [۱۰۱]. برزینو^۱ و همکاران [۱۰۲] در نتایج تحقیقات خود در مورد کیفیت لایه‌های کاربردی ساخته شده از مواد پُرکننده پودری HSS ۲۳، HSS ۳۰ و P-۶۲۵ Nibasit با فناوری قوس انتقال‌یافته پلاسما (PTA) عنوان کردند که لایه‌ها با استفاده از دستگاه پلاسما بر روی مواد پایه X۳۸CrMoV۵-۱ ایجاد شده است. این نوع فولاد آلیاژی متوسط در تولید قالب‌های ریخته‌گری برای قطعات آلومینیومی برای تولید خودرو استفاده می‌شود. سخت‌کاری سطحی در دو لایه ساخته شد. کیفیت لایه‌های سخت با استفاده از آزمون‌های غیرمخرب و مخرب ارزیابی شد. آن‌ها در بررسی‌های ریزساختاری خود بر روی لایه سخت‌کاری و فصل مشترک آن دریافتند که منطقه‌ای پیوسته و سفید رنگ در فصل مشترک ایجاد شده است. ماده فصل مشترک عاری از هر نوع عیب مثل حفره یا ترک بوده و بر اساس بیانات آن‌ها یک منطقه مخلوط ایجاد شده است. همچنین بررسی‌های طیف‌سنجی پرتو X بر اساس توزیع انرژی نشان داده است که این منطقه در اثر ترکیب و مخلوط شدن مذاب لایه سخت‌کاری و

^۱ Brezinova

زیرلایه فولادی ایجاد شده است. عموشاهی^۱ و همکاران [۱۰۳] سخت‌کاری فولاد کم کربن را با استفاده از یک الکترو د سیمی با مغزی غنی از بور گزارش کردند. از پاشش قوس الکتریکی و روش جوشکاری قوسی فلز-گاز (GMAW) برای تشکیل یک سری پوشش‌های غنی از بوراید بر روی سطح فولاد St52 استفاده شد. متالوگرافی نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی، پراش پرتو X و آزمون سختی ویکرز به ترتیب برای ارزیابی ساختار و مورفولوژی پوشش، تکامل فاز و خواص مکانیکی استفاده شده است. نتایج نشان داد که پوشش‌های حاصل از پاشش قوس الکتریکی از مورفولوژی لایه‌ای یکنواخت تشکیل شده‌اند و پوشش‌های ایجاد شده با فرایند جوشکاری منجر به ایجاد پوشش‌های یکنواخت و با پیوند متالورژیکی قوی‌تر شده است. آن‌ها در بررسی‌های ریزساختاری دریافتند که در فصل مشترک پوشش و زیرلایه یک منطقه انتقال (فصل مشترک) وجود دارد که باعث افت شدیدی در پروفیل سختی می‌شود. آن‌ها عنوان کردند که با وجود این که ضخامت این منطقه انتقال بسیار کوچک است اما باعث ایجاد ریزساختارهای متفاوتی در پوشش و ایجاد مناطق ذوب موضعی و منطقه متأثر از حرارت زیر آن می‌شود. چانگ^۲ و همکاران [۱۰۴] عنوان کردند که فصل مشترک بین لایه و زیرلایه در افزایش استحکام چسبندگی و خواص مکانیکی لایه پوشش نقش بسیار تاثیرگذاری دارد. بالاگورو^۳ و همکاران [۱۰۵] از فرایندهای مختلف سخت‌کاری سطحی برای ایجاد پوشش‌های سخت‌کاری سطحی دمای بالا از آلیاژ Ni-Cr-B استفاده کردند. آن‌ها لایه فصل مشترک را تحت عنوان لایه ذوب عنوان کردند که در فرایندهای GTA, PTA و لیزر ضخامت ۳۰، ۱۰ و ۲ μ دارد. آن‌ها عنوان کردند که حرارت ورودی اعمال شده تاثیر قابل توجهی بر ضخامت این لایه دارد، به عبارت دیگر، هرچه قدر میزان حرارت ورودی افزایش یابد ضخامت ذوب شده از زیرلایه و مدت زمانی که پوشش در دمای بالای ذوب (میزان فوق‌گداز) است افزایش یافته و این منطقه مخلوط مدت زمان بیشتری در حالت مذاب باقی می‌ماند و میزان انحلال زیرلایه افزایش و در نهایت ضخامت لایه انتقال بیشتر می‌شود. این موضوع در اتصال سوپرآلیاژهای پایه کبالت استلایت ۶ بر روی زیرلایه فولادی نیز مشاهده شده است. لینبچ^۴ و همکاران [۱۰۶] در سخت-کاری سطحی استلایت ۶ بر روی زیرلایه فولادی حاوی ۱۲٪ کروم عنوان کردند که عملیات حرارتی بر روی مورفولوژی لایه فصل مشترک تاثیر چندانی ندارد و فقط منجر به تنش‌زدایی آن می‌شود. این لایه فصل مشترکی معمولاً حاوی محلول جامد از ترکیب عناصر پوشش و زیرلایه است. در مواردی که میزان عناصر آلیاژی نفوذ کرده در این لایه کم باشد، مخصوصاً در مواردی که حرارت ورودی کم باشد، منجر به ایجاد محلول جامد غنی از آهن و کربن می‌شود که احتمال تشکیل مارتنزیت در آن زیاد می‌شود، اما در مواردی که حرارت ورودی زیاد است و عناصر آلیاژی به این منطقه نفوذ می-کنند منطقه غنی از آستنیت با مقادیر بسیار کم از مارتنزیت تشکیل می‌شود.

پاپیس^۵ و همکاران [۱۰۷] در بررسی تشکیل فصل مشترک در ریخته‌گری ترکیبی آلومینیوم-آلومینیوم عنوان کردند که ترشوندگی مذاب بر روی زیرلایه جامد (درج آلومینیومی) منجر به ایجاد فصل مشترک عای از عیب می‌شود و یک پیوند متالورژیکی قوی در فصل مشترک ایجاد می‌کند. آن‌ها عنوان کردند که نفوذ عناصر آلیاژی از حالت مذاب به سمت

^۱ Amushahi

^۲ Chang

^۳ Balaguru

^۴ Leinenbach

^۵ Papis

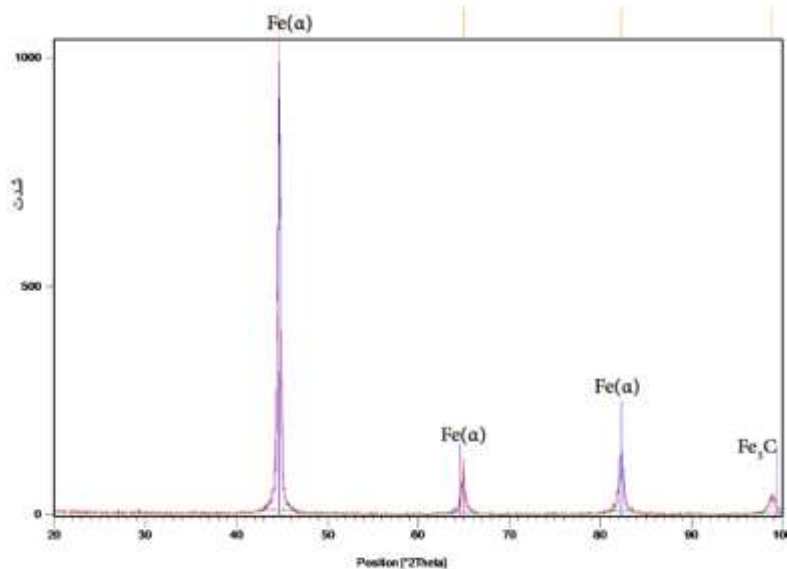
جامد و نفوذ عناصر آلیاژی از زیرلایه به سمت فصل مشترک باعث می شود که ترکیبات بین فلزی تشکیل شود، دلیل عمده این موضوع ایجاد شیب دمایی و شیب غلظت در امتداد منطقه مذاب و جامد زیرلایه عنوان شده است. بر اساس آن چه بیان شد می توان گفت که منطقه اتصال شامل سه منطقه کلی می باشد که عملیات ریخته گری ترکیبی به وجود می آورد: (۱) منطقه مذاب (چدن سفید پُر کربن-کروم)، (۲) فصل مشترک و (۳) منطقه زیرلایه (فولاد ۱۰۳۵ AISI). منطقه فصل مشترک در بالا بیان شد، اکنون سایر مناطق مورد بررسی قرار می گیرد.

۴-۲- زیرلایه فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵

شکل ۴-۶ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ را نشان می دهد. در این تصویر ساختار متداول فولادهای با کربن کمتر از نقطه یوتکتوئید (0.8% وزنی کربن) تحت عنوان فولادهای هیپویوتکتوئید مشاهده می شود. دانه های فریت به صورت ساختارهای چند وجهی در مرز بین گروه های پرلیتی مشاهده می شود. اندازه این دانه های فریت هیپویوتکتوئیدی متغیر و در محدوده $20-12\ \mu m$ است. همانطور که مشخص است ریزساختار فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ بسیار ساده و مشتمل بر زمینه فریتی α و گروه های پرلیتی حاوی لایه های متناوب فریت (α) و سمیتیت (Fe_3C) است. شکل ۴-۷ الگوی پراش پرتوی X از نمونه فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ بدون انجام عملیات پیشگرم یا عملیات مکانیکی را نشان می دهد. در این تصویر کاملاً مشخص است که زمینه فریتی همراه با مقادیر کم از فریت آهن (سمیتیت، Fe_3C) در ساختار فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ وجود دارد [۱۰۷].



شکل ۴-۶: تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵.



شکل ۴-۷: الگوی پراش پرتو X از ریزساختار فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ در حالت تازه دریافت شده.

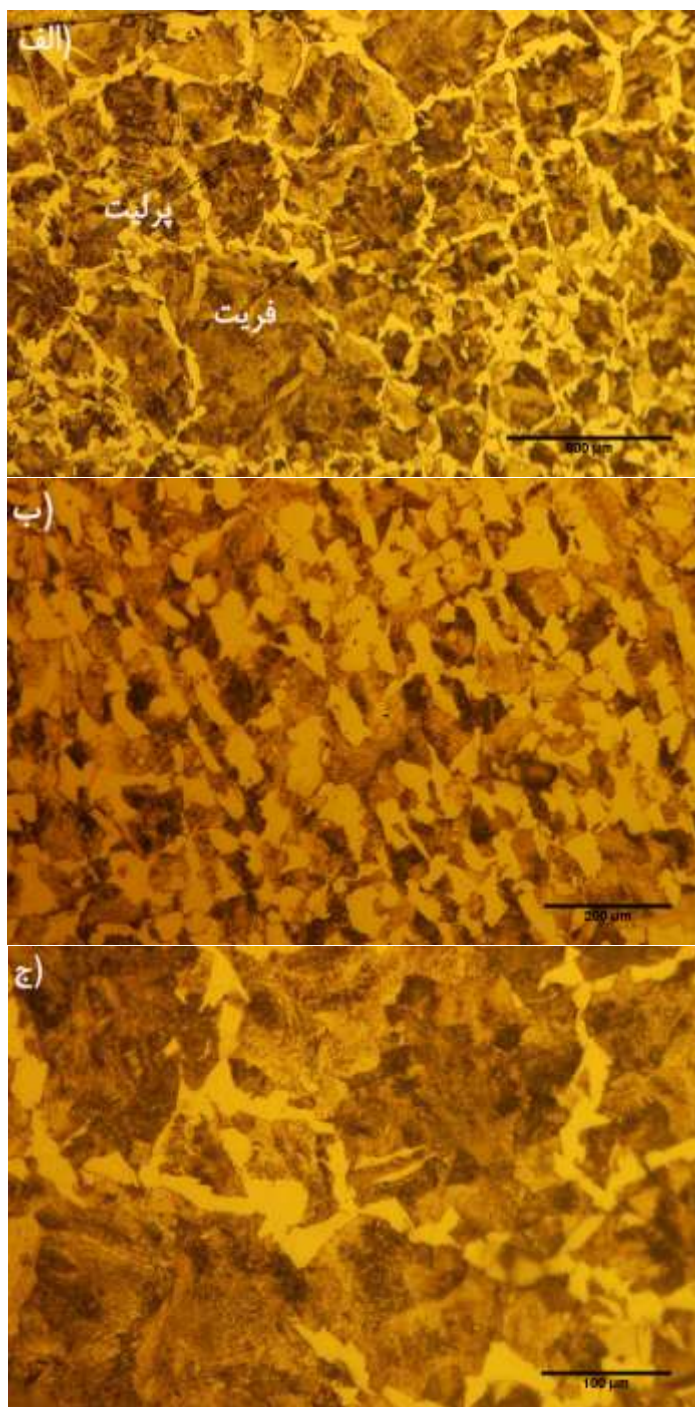
با توجه به این که از فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ به عنوان زیرلایه (درج) در عملیات در داخل قالب قرار گرفته شده است و در تماس مستقیم با مذاب چدن سفید پُر کربن-کروم با دمای حدود 1400°C قرار داشته است، لذا این انتقال حرارت از مذاب به زیرلایه فولادی باعث تغییرات ریزساختاری در مجاورت با منطقه اتصال می شود. در ادامه تاثیر فرایند ذوب ریزی بر ریزساختار مجاور با منطقه اتصال در نمونه های ۲، ۳ و ۴ بیان می شود.

شکل ۴-۸ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه ۲ در سمت فولاد ساده کربنی را نشان می دهد. همانطور که در شکل ۴-۸ الف نشان داده شده است، در فاصله $700\text{ }\mu\text{m}$ از خط اتصال ساختار با فلز پایه در حالت تازه دریافت شده کمی متفاوت شده است. به دلیل این که در این نمونه عملیات پیش گرم انجام نشده است، لذا فولاد در مجاورت با مذاب به طور ناگهانی دچار شکست حرارتی می شود و در امتداد درز اتصال شیب حرارتی بسیار زیادی ایجاد می شود، بنابراین، دمای منطقه مجاور به طور ناگهانی افزایش می یابد و احتمال بسیار زیاد از دمای آستنیت کردن فولاد ($830-860^{\circ}\text{C}$) [۱۰۸] تجاوز می کند و این منطقه به طور کامل یا جزئی به آستنیت تبدیل می شود. در حین سرد کردن بعدی به دلیل این که عملیات اتصال دهی در داخل قالب ماسه ای انجام می شود و سرعت سرد کردن نسبتاً آرام است، لذا ساختار حاصل نیز فریت+پرلیت است، به نحوی که دانه های فریتی ریزدانه تر شده و گروه های پرلیتی ظریفی اطراف آن را احاطه کرده است. به دلیل این که سرعت سرد شدن در مقایسه با نمونه های پیش گرم شده بیشتر است، لذا نفوذ عناصر از سمت مذاب چدن به سمت فولاد و ایجاد یک منطقه نفوذ زیر منطقه فصل مشترک بسیار ضعیف بوده و از این رو، تشکیل ساختار مارتنزیتی در سمت فولاد نامحتمل می باشد.

شکل ۴-۹ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه ۳ با سطح صاف و پیش گرم 350°C را نشان می دهد. این نمونه شرایط کمی متفاوت نسبت به نمونه ۲ دارد. در این نمونه استفاده از عملیات پیش گرم باعث می شود تا شیب دمایی در امتداد اتصال از بین بروند و انتقال حرارت از سمت چدن مذاب به سمت فولاد با سهولت بهتری

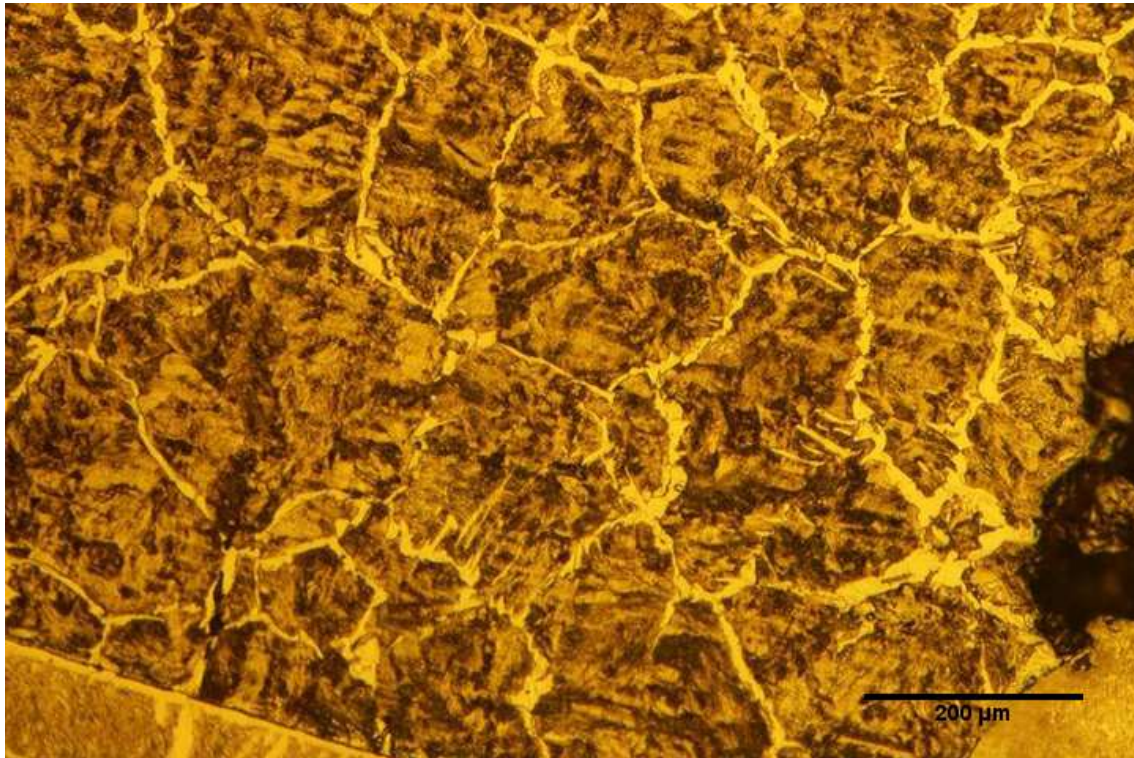
انجام شود، علاوه بر این، استفاده از پیشگرم و قالب‌ریزی ماسه‌ای شرایط را برای کاهش سرعت سرد شدن و ایجاد دانه‌های نسبتاً درشت از فریت و دسته‌های پرلیت فراهم می‌کند.

شکل ۴-۱۰ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه ۴ با سطح ماشین‌کاری شده و پیشگرم 350°C را نشان می‌دهد. شرایط تقریباً با نمونه ۳ مشابه است و ریزساختار تقریباً یکسانی حاصل شده است.



شکل ۴-۸: تصویر میکروسکوپ نوری از منطقه مجاور با فصل مشترک نمونه ۲: (الف) بزرگنمایی $50\times$ ، (ب) بزرگنمایی $100\times$ و بزرگنمایی $200\times$.

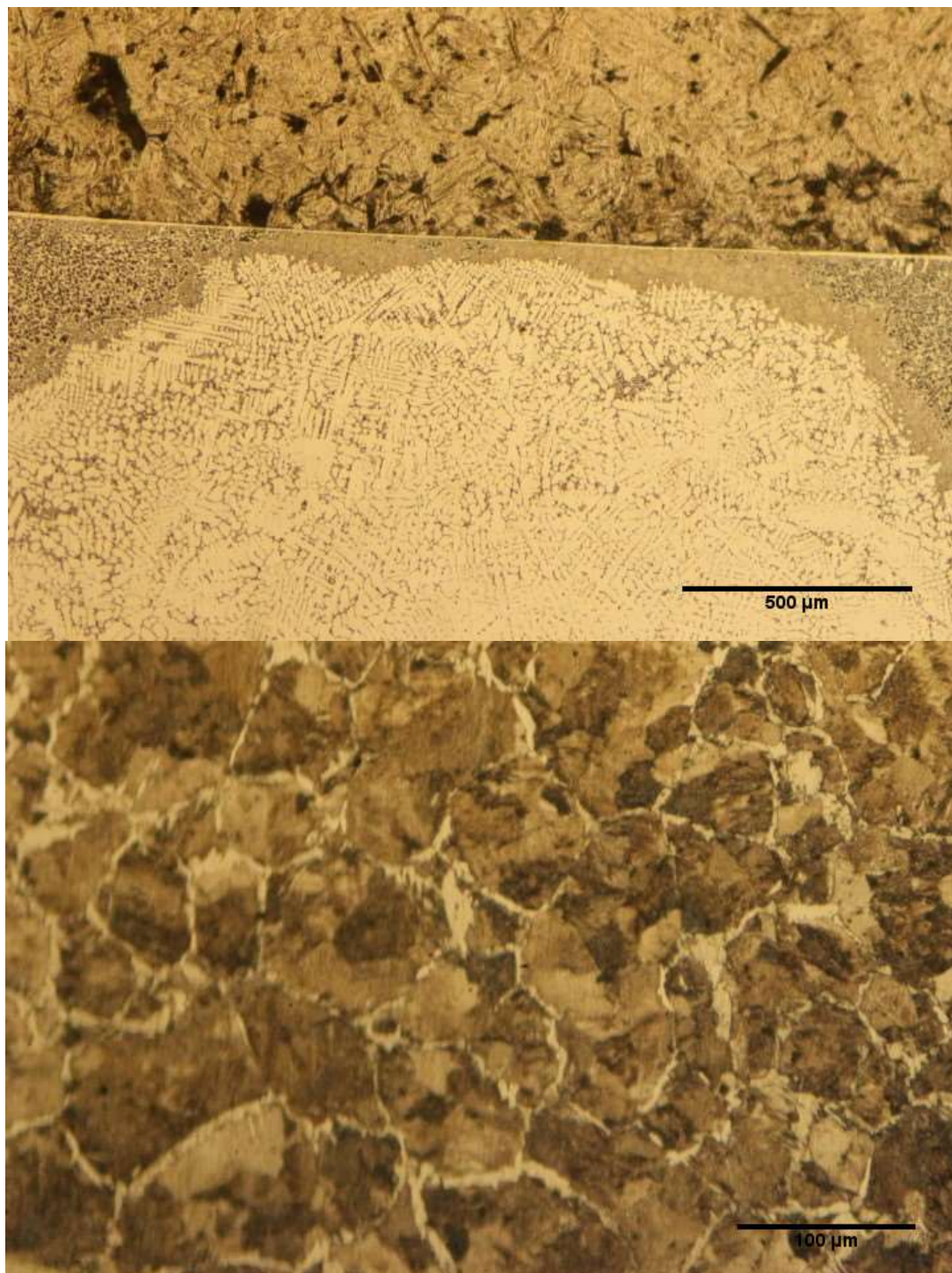
در مورد نمونه‌های ۳ و ۴ یک نکته قابل تامل است که بر اساس آنالیز خطی انجام شده در امتداد اتصال می-توان نفوذ عناصر آلیاژی از مذاب چدن به سمت فولاد و ایجاد منطقه باریک از نفوذ در سمت فولاد را مشاهده کرد. دلیل اصلی این ادعا آن است که دانه‌ها درست زیر فصل مشترک نسبت به منطقه متاثر از حرارت ایجاد شده (دانه-های درشت) حاوی دانه‌های ظریف‌تر از فریت و دسته‌های پرلیت است. این می‌تواند ناشی از نفوذ عناصر آلیاژی باشد.



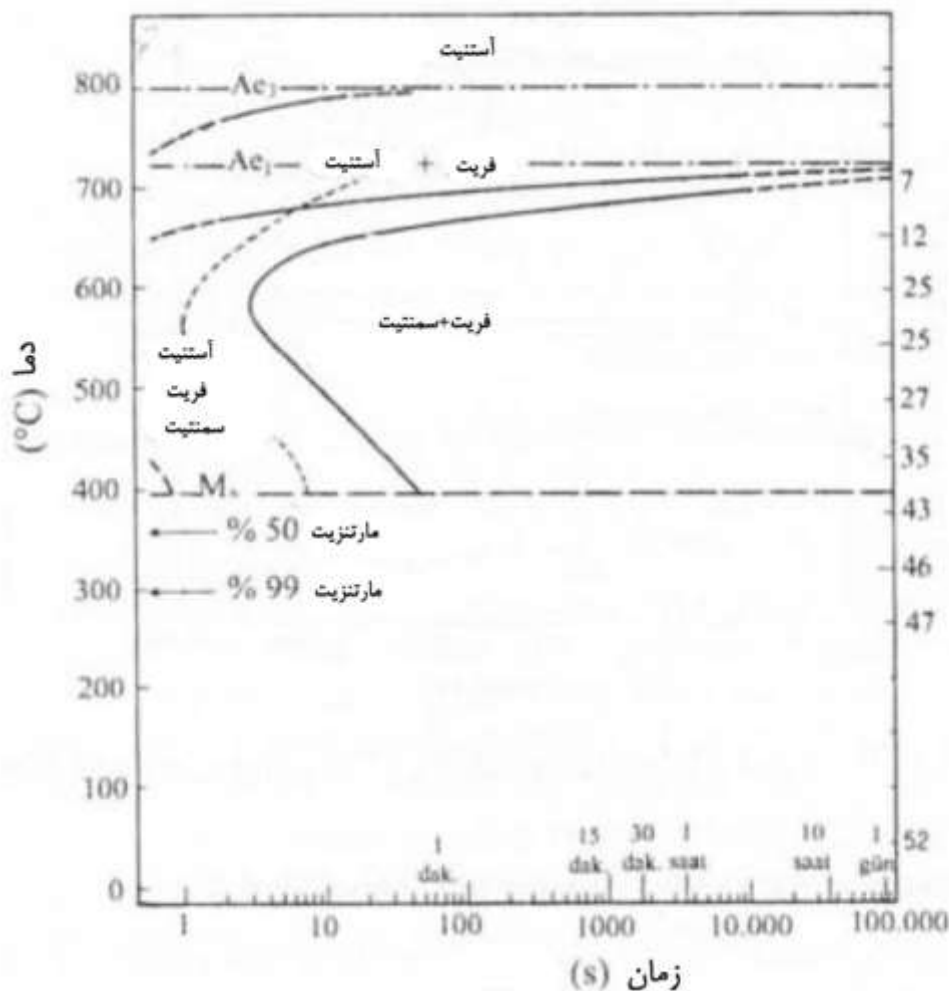
شکل ۴-۹: تصویر میکروسکوپ نوری از منطقه مجاور با فصل مشترک نمونه ۳ با بزرگنمایی $200\times$.

شکل ۴-۱۱ نمودار دما-زمان-استحاله مربوط به فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ را نشان می‌دهد [۱۰۸]. همانطور که در تصویر کاملاً مشخص است، این آلیاژ از دمای کمی بالاتر از 800°C کاملاً در حالت آستنیت قرار دارد. به دلیل حضور مقادیر بسیار کم از عناصر آلیاژی مخصوصاً عناصری که پایدار کننده فاز آستنیت هستند، میدان فاز آستنیتی بسیار باریک و تقریباً چسبیده به خط عمودی دما قرار دارد. از این رو، بحث سرعت سرد شدن و استفاده از محیط‌های سرد کننده با شدت زیاد (مثل آب) در این آلیاژ بسیار حیاتی است تا ساختار مارتنزیتی به طور کامل یا جزئی حاصل شود. از این رو، بحث تشکیل مارتنزیت در نمونه‌هایی که حتی پیشگرم نیز نشده‌اند منتفی می‌باشد [۳۲] و کلیه نمونه‌ها با توجه به سرد کردن آرام در قالب ماسه‌ای و اعمال پیشگرم در محدوده تشکیل ساختارهای فریت+سمنتیت است. بر اساس نمودار فازی آهن-کربن (سمنتیت) مربوط به این آلیاژ مقدار فاز فریت در دمای $727^{\circ}\text{C} + \Delta T$ حدود ۵۶٪ فریت و ۴۴٪ آستنیت است که با سرد کردن تا دمای اتاق فاز آستنیت به طور

کامل به فریت+سمنتیت استحاله می‌یابد. از این رو، این فولاد در ساختار خود در تمام نمونه‌ها حاوی ساختار فریت+پرلیت است.



شکل ۴-۱۰: تصویر میکروسکوپ نوری از منطقه مجاور با فصل مشترک نمونه ۴: الف) با بزرگنمایی ۵۰X و ب) ۲۰۰X.



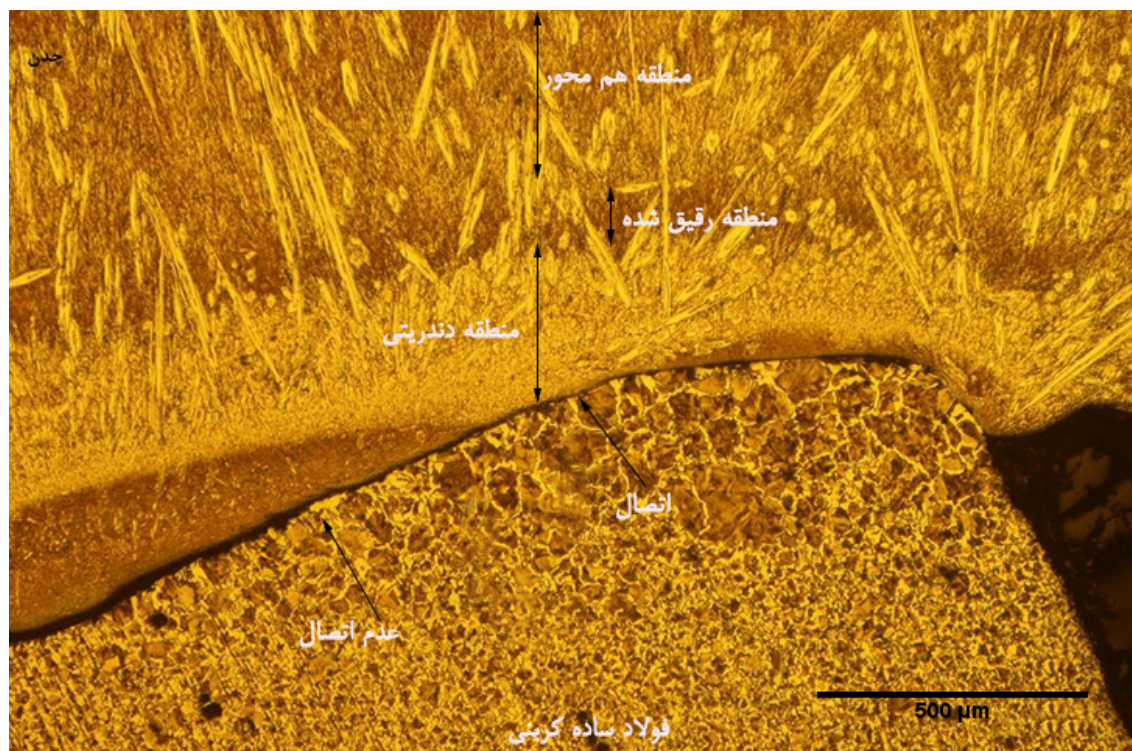
شکل ۴-۱۱: نمودار دما-زمان-استحاله فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ [۱۰۸].

۴-۳- چدن سفید پر کربن-کروم

با ریختن مذاب با دمای حدود 1400°C در داخل قالب و تماس با زیرلایه فلزی (درج) فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ پدیده‌های متالورژیکی مختلفی تا سرد شدن کامل مذاب اتفاق می‌افتد. این پدیده‌ها در مورد فولاد AISI ۱۰۳۵ مورد بررسی قرار گرفت. در این بخش سعی می‌شود که در مورد پدیده‌ها و استحاله‌های متالورژیکی که در سمت چدن اتفاق می‌افتد بیان شود.

شکل ۴-۱۲ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فصل مشترک و دو سمت اتصال (فولاد ساده کربنی و چدن سفید) را نشان می‌دهد. همانطور که پیش از این بیان شد، در نمونه ۲ به دلیل ایجاد شیارها بر سطح فولاد در برخی مناطق اتصال ایجاد شده است، از این رو، برای فهم بهتر پدیده‌های متالورژیکی در مناطق اتصال یافته و اتصال نیافته این تصویر انتخاب شده است. در مناطقی که عدم اتصال مشاهده می‌شود، یک منطقه عاری از دندریت مشاهده می‌شود که نشان دهنده عدم رشد رونشستی از فولاد AISI ۱۰۳۵ می‌باشد، در حالی که در مناطق اتصال

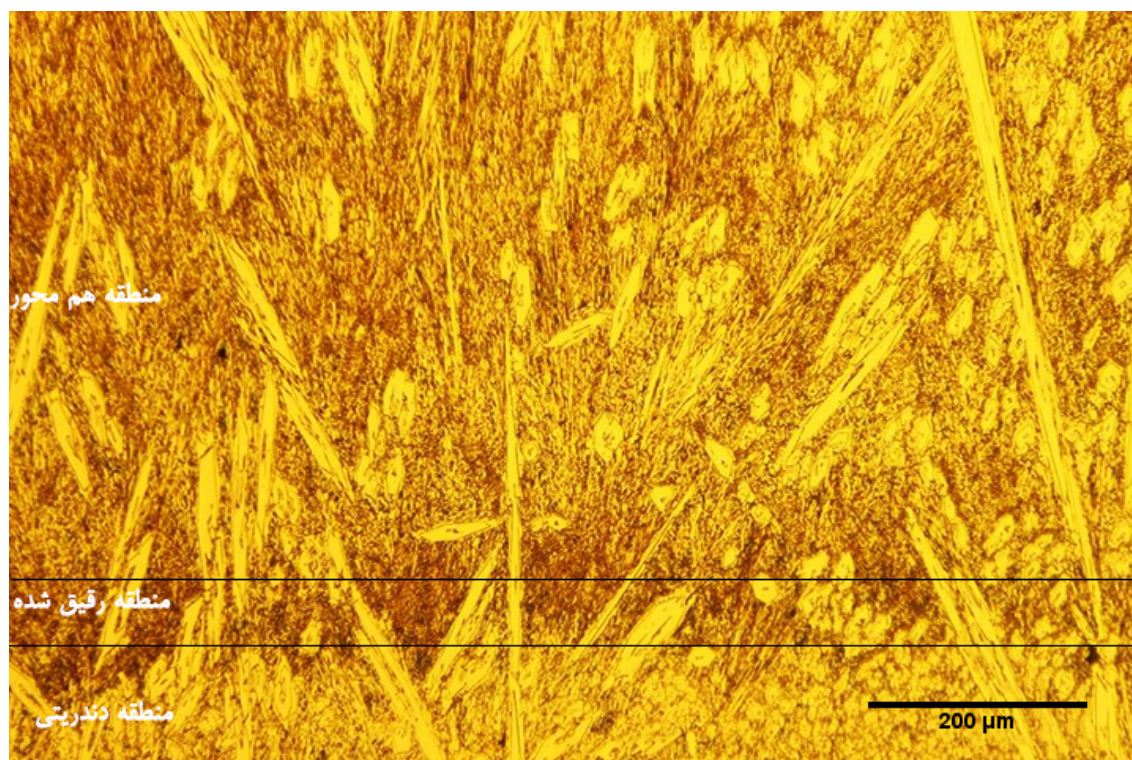
یافته به دلیل رشد رونشستی مناطق مختلف ریزساختاری در سمت چدن ایجاد شده است. اولین منطقه شامل دندریته‌های کشیده شده در خلاف جهت انتقال حرارت به سمت چدن مذاب می‌باشد. منطقه دوم، منطقه رقیق شده است که شامل دندریته‌های شکسته شده و تقریباً زمینه چدن می‌باشد و در نهایت منطقه سوم که ریزساختار اصلی چدن سفید پُر کربن-کروم می‌باشد. در ادامه هر یک از این مناطق بررسی می‌شود.



شکل ۴-۱۲: تصویر میکروسکوپ نوری از مناطق مختلف ریزساختاری در امتداد فصل مشترک اتصال.

همانطور که پیشتر بیان شد، با پیشروی از سمت فصل مشترک به سمت مغز چدن غلظت عناصر آلیاژی مخصوصاً کروم افزایش می‌یابد. انجماد در این نوع اتصال‌دهی با مکانیزم رشد رونشستی در منطقه نفوذ (منطقه زیر فصل مشترک) آغاز می‌شود. در ابتدا به صورت صفحه‌ای در فصل مشترک ظاهر شده و در ادامه به انجماد دندریتی تبدیل می‌شود. رشد دندریتی بر اساس سرعت انجماد، شیب حرارتی و غلظت عناصر آلیاژی مثل کروم، آهن، مولیبدن و نیکل بیان می‌شود. در منطقه دندریتی شیب حرارتی نسبت به فصل مشترک کاهش می‌یابد، سرعت رشد کم شده و به دلیل نفوذ مقادیر کم از عناصر آلیاژی حالت انجماد از تحت تبرید حرارتی به تحت تبرید ترکیبی تغییر می‌کند. از این رو، شرایط برای رشد دندریتی کاملاً مهیا می‌شود [۱۰۹]. اگر نمونه ای با سطح مشترک صفحه ای در حال انجماد باشد، با افزایش تحت تبرید گرمایی و یا ترکیبی ساختار آن به دندریتی تغییر داد. اگر تحت تبرید گرمایی برای سیستم فراهم شود، یک سلول جلوتر از سلول‌های مجاور خود شروع به رشد می‌کند و آن قدر بزرگ می‌شود تا شاخه‌های جانبی در آن به وجود آید. اما اغلب ساختارهای دندریتی در آلیاژها به خاطر تحت تبرید

ترکیبی است. بر این اساس، مطابق با رابطه [۴-۱]، هنگامی رشد دندریتی بر رشد صفحه‌ای اولویت دارد که $\frac{G}{\sqrt{R}}$ کم و غلظت عناصر آلیاژی (مثلا کروم، C_0) زیاد شود [۱۱۰].



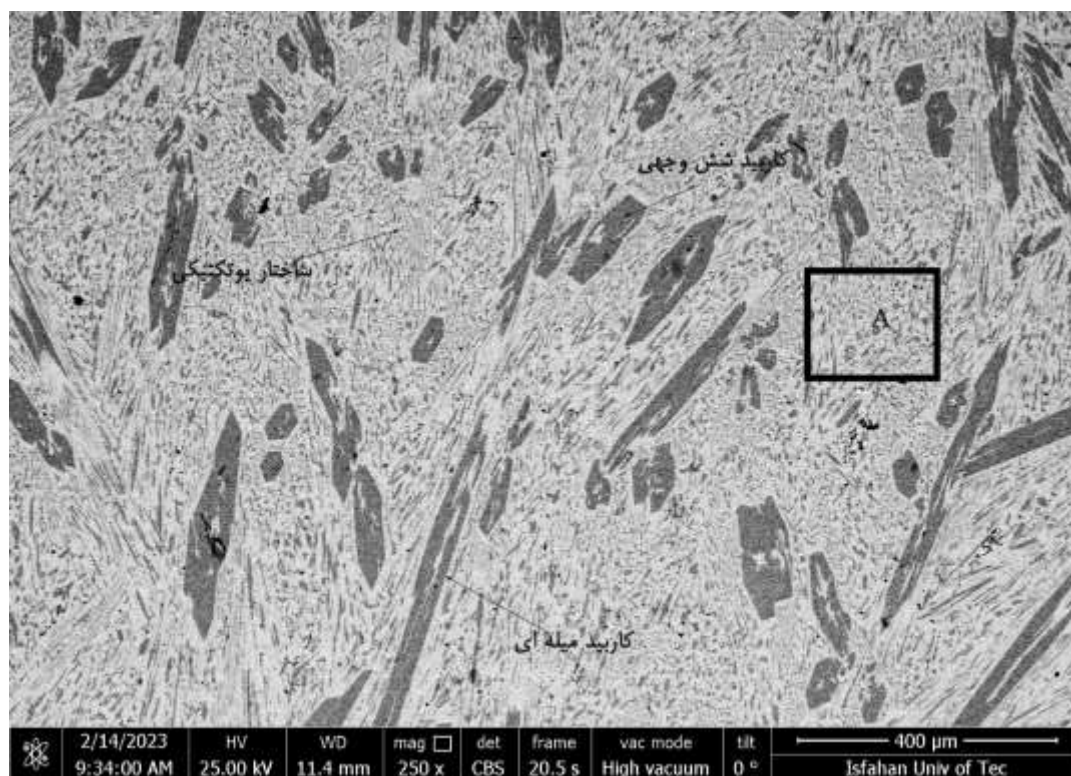
شکل ۴-۱۳: تصویر میکروسکوپ نوری از شیب ریزساختاری نمونه ۳.

شکل ۴-۱۳ شیب ریزساختاری ایجاد شده در نمونه ۳ را نشان می‌دهد. این تغییرات ریزساختاری با وضوح بهتر نسبت به نمونه ۲ اتفاق افتاده است که نشان دهنده ایجاد اتصال و تمایل به ایجاد رشد رونشستی بر روی فولاد ساده کربنی است. منطقه دندریتی در حال پیشرفت به سمت مذاب باعث پس زدن عناصر آلیاژی از نوک دندریت به مذاب باقی مانده می‌شود. آنالیز EDS از دندریت‌ها نشان می‌دهد که آن‌ها غنی از آهن می‌باشند و به دلیل داشتن مقدار کربن و نیکل بالا احتمال این که آن‌ها دندریت‌های آستنیتی باشند بسیار زیاد است [۱۱۱]. حد حلالیت کروم در آهن آستنیتی ۱۱/۹٪ اتمی [۱۱۲] است که شرایط را برای رسوب فازهای بین‌فلزی مثل کاربیدها به دلیل مقدار کربن زیاد چدن، فراهم کرده است.

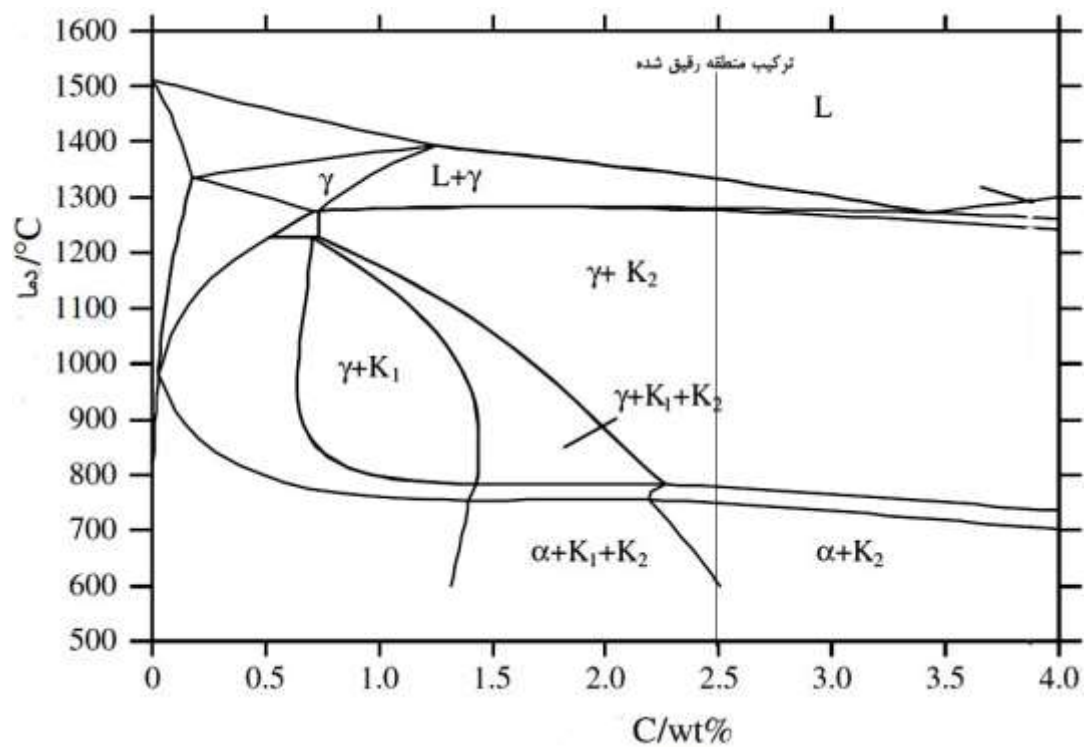
در جلوی منطقه دندریتی، منطقه رقیق شده قرار دارد. همانطور که از اسم آن مشخص است، غلظت آهن در این منطقه افزایش یافته است. در کنار افزایش غلظت عناصر آهن، غلظت سایر عناصر آلیاژی مثل کروم، کربن و مولیبدن نیز افزایش می‌یابد که ناشی از پس زدن (ریزدایش) عناصر آلیاژی از دندریت‌های در حال رشد است. علاوه بر این، سرعت انجماد در این منطقه به دلیل نزدیکی با مذاب چدن کاهش یافته است. لازم به ذکر است که شیب حرارتی نیز نسبت به فصل مشترک و منطقه دندریتی کم شده است. این عوامل در کنار هم باعث ایجاد منطقه رقیق شده با حالت انجماد ترکیبی می‌شود [۱۱۳]. منطقه رقیق شده شامل زمینه آستنیتی با رسوبات پراکنده (احتمالا کاربید) می‌باشد. شکل ۴-۱۴ تصویر

میکروسکوپ الکترونی روبشی از منطقه رقیق شده را نشان می‌دهد. در این منطقه زمینه آستنیتی با ذرات کاربیدی توزیع شده قابل مشاهده است که با دو مورفولوژی شش وجهی و لوله‌ای کاملاً مشخص است. همانطور که در تصویر کاملاً مشخص است، زمینه حاوی یوتکتیک از آستنیت+کاربیدها است که به صورت ساختار لایه‌ای کاملاً مشخص است. آنالیز عنصری ناحیه‌ای از منطقه A (شکل ۴-۱۴) نشان داد که ترکیب شیمیایی در این منطقه Fe-۲/۴C-۲۰Cr همراه با مولیدن و نیکل است که متناسب با ترکیب شیمیایی هیپویوتکتیک آلیاژهای آهن-کروم-کربن است. بنابراین، بر اساس شکل ۴-۱۵ که نمودار شبه سه فازی آهن-کروم-کربن در کروم ثابت ۲۰٪ را نشان می‌دهد [۱۱۴]، اولین فازی که باید تشکیل شود، زمینه آستنیتی γ است که در دمای حدود 1380°C تشکیل می‌شود. در ادامه سرد کردن مذاب باقی مانده در اثر یک واکنش یوتکتیک در دمای 1250°C استحاله کامل می‌شود. بر اساس مقدار کربن آلیاژ و میزان تعیین شده با آزمون EDX (۲/۵٪ وزنی)، کاربیدهای تشکیل شده از نوع M_{23}C_6 هستند [۱۱۵]. دو عامل بر مورفولوژی کاربیدها موثر است: الف) ترکیب شیمیایی و ب) سرعت سرد کردن. با افزایش سرعت سرد کردن و مقدار کربن، مورفولوژی از حالت میله‌ای شکل به سمت شش وجهی و کروی پیش می‌رود. با توجه به این که منطقه رقیق هنوز سرعت سرد شدن بالایی دارد، لذا مورفولوژی میله‌ای و تیغه‌ای در آن حاکم است. یکی از عواملی که در ریزدانه شدن کاربیدها در این منطقه موثر عمل کرده است، حضور عنصر مولیدن بوده است. این عنصر به عنوان عامل جوانه‌زا برای کاربیدها عمل می‌کند [۱۱۶].

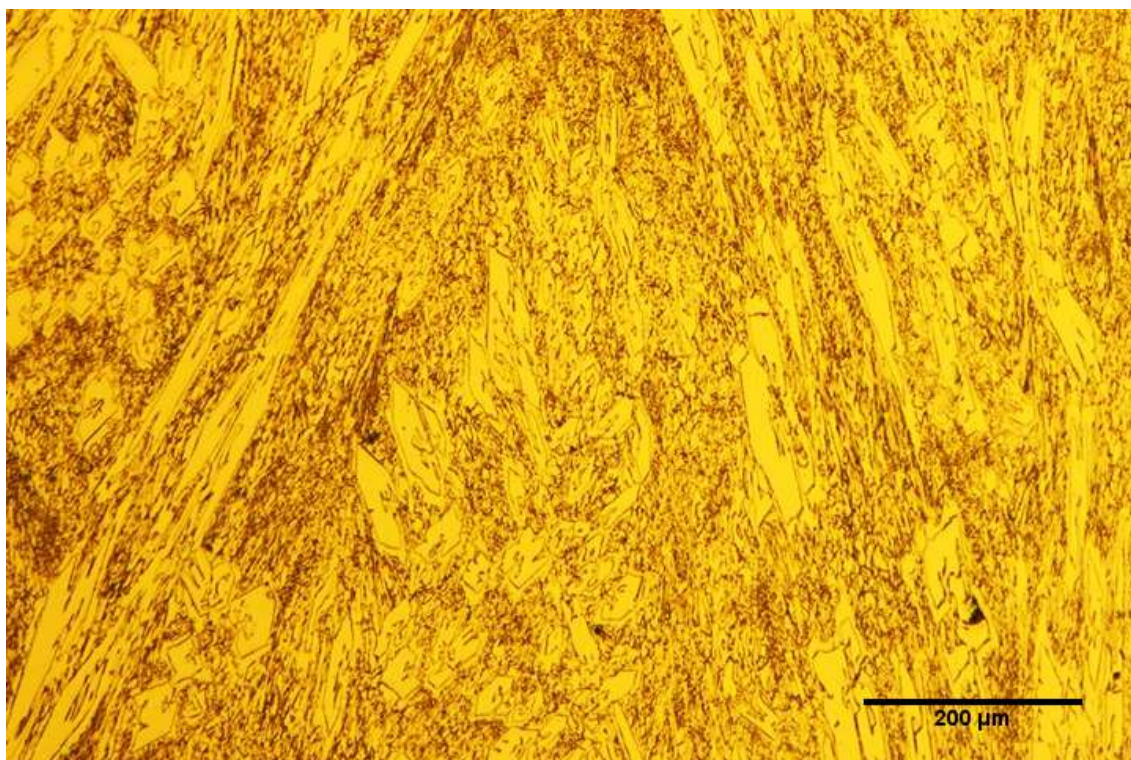
در پایان منطقه رقیق شده ریزساختار اصلی چدن سفید پر کربن-کروم ظاهر می‌شود. شکل ۴-۱۶ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار منطقه هم محور با دانه‌های ظریف و کاربیدهای ظریف هم محور نمونه ۴ نشان داده شده است.



شکل ۴-۱۴: تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از منطقه رقیق شده نمونه ۴.

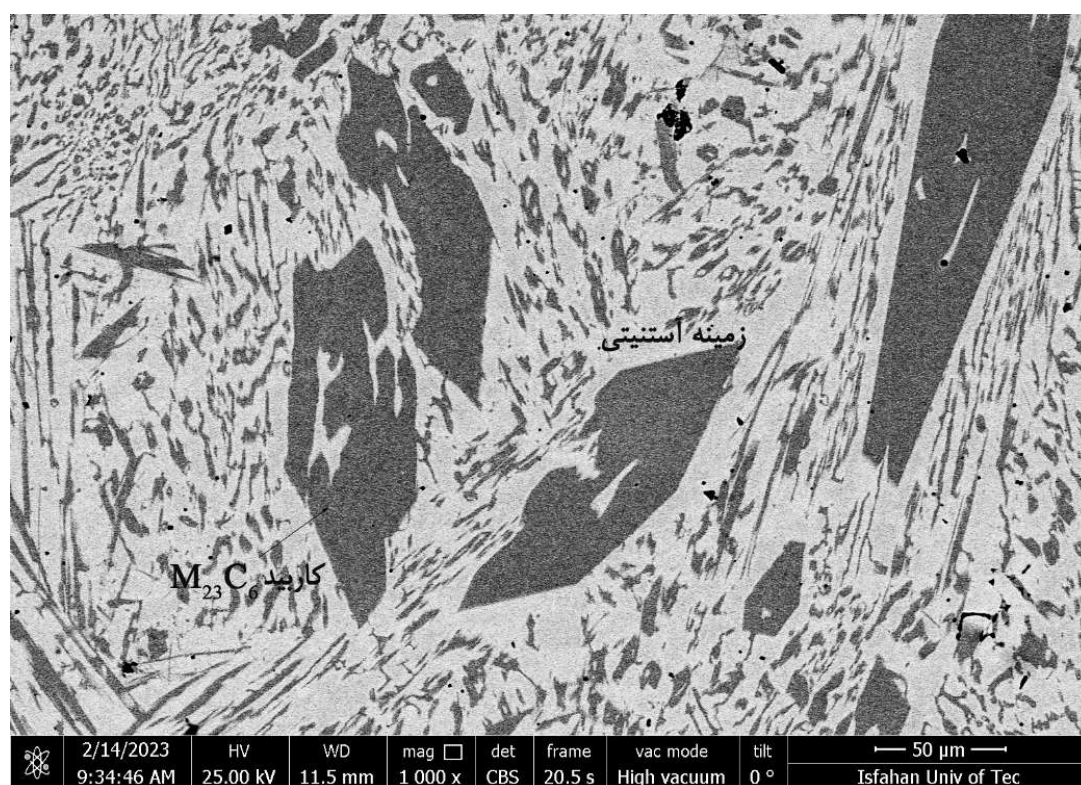


شکل ۴-۱۵: نمودار شبه سه تایی آهن-کروم-کربن در کروم ثابت ۲۰٪ وزنی [۱۱۴].



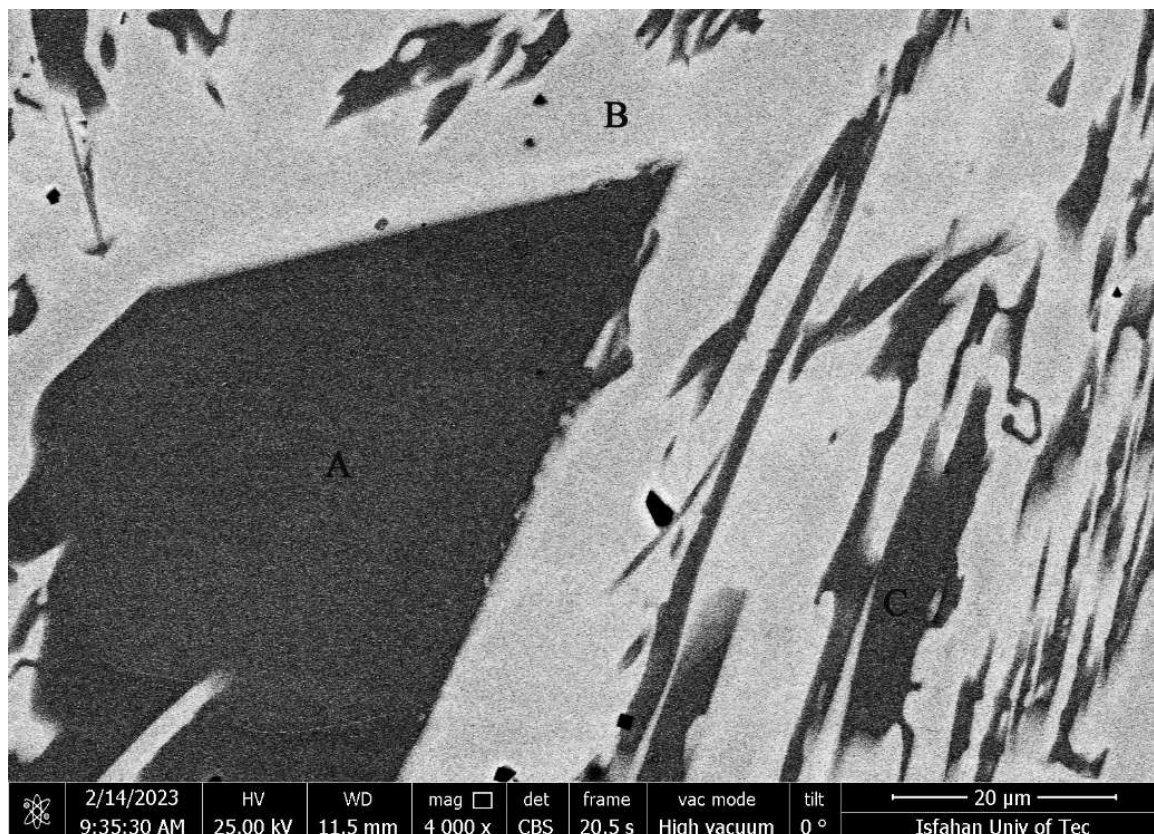
شکل ۴-۱۶: تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار منطقه هم‌محور نمونه ۴.

همانطور که در شکل ۴-۱۶ مشاهده می‌کنید، دانه‌های هم‌محور آستنیت همراه با کاربیدهای منظم و شش وجهی با زمینه یوتکتیکی به طور کامل توزیع شده است. از مهمترین خصوصیت این نوع ریزساختار آن است که دانه‌های کاربیدی رابطه هم‌سیمایی با زمینه آستنیتی دارند [۱۱۷]. شکل ۴-۱۷ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی با حالت تصویر برداری الکترون برگشتی از ریزساختار منطقه هم‌محور نمونه ۴ را نشان می‌دهد. در این تصویر از حجم رسوبات کاربیدی میله‌ای شکل کاسته شده و کاربیدها به سمت شش وجهی شدن و کاهش انرژی سطحی پیش می‌روند که نشان دهنده تحت تبرید ترکیبی حاکم بر این منطقه است.



شکل ۴-۱۷: تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از منطقه ریزساختاری هم‌محور نمونه ۴.

برای بررسی ترکیب عنصری زمینه و رسوبات از آنالیز طیف‌سنجی پرتو X بر اساس توزیع انرژی استفاده شده است. شکل ۴-۱۸ همراه با جدول ۴-۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نقاط آنالیز و ترکیب آن‌ها را نشان می‌دهد. نقطه A که در داخل یک کاربید تقریباً شش وجهی قرار گرفته است با داشتن بیشترین مقدار کروم به سمت کاربیدهای کروم پیش می‌رود که با داشتن عناصر آلیاژی دیگر به نظر می‌رسد که $M_{23}C_6$ است. زمینه با حضور عناصر آلیاژی آستنیت‌زا مثل نیکل و منگنز به نظر می‌رسد که محلول جامد با ساختار کریستالی FCC است. مورفولوژی دیگر کاربید که میله‌ای شکل است نیز ترکیب شیمیایی مشابه با کاربید شش وجهی دارد و به نظر می‌رسد $M_{23}C_6$ باشد.



شکل ۴-۱۸: تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از زمینه منطقه هم‌محور نمونه ۴.

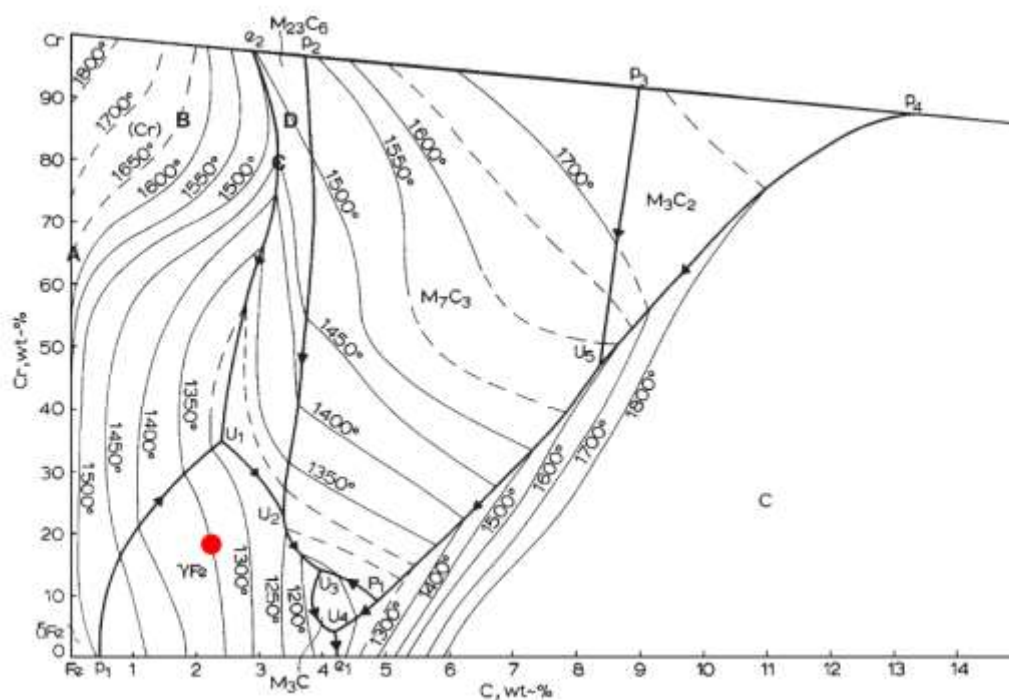
جدول ۴-۲: آنالیز نقطه‌ای از مناطق مشخص شده در شکل ۴-۱۸ (بر حسب % وزنی).

% وزنی						عنصر
Mo	Mn	Si	Ni	Cr	Fe	
۰/۹۷	۱/۶۳	۰/۰۸	۰/۳۴	مابقی	۳۱/۴۳	موقعیت A
۱/۰۱	۱/۷۵	۱/۸۰	۱/۲۰	۱۷/۴۶	مابقی	موقعیت B
۰/۷۲	۲/۱۹	۰/۳۳	۰/۳۷	مابقی	۳۱/۸۷	موقعیت C

چی-مینگ لین^۱ و همکارانش [۱۱۸] چهار سیستم آلیاژی بر مبنای Fe-Cr-C را به منظور بررسی ساختار و فازهای موجود در آن‌ها مورد آزمایش قرار دادند. انتخاب این چهار سیستم آلیاژی بر اساس نمودار سه تایی C-Fe-Cr مطابق با نمودار فازی سه تایی آهن-کروم-کربن شکل ۴-۱۹ انجام شده است. بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که آلیاژ A شامل محلول جامد با ساختار یوتکتیکی است که بیان‌کننده‌ی ساختار هیپویوتکتیک می‌باشد. آلیاژ B با ترکیب شیمیایی نزدیک به نقطه یوتکتیک شامل مقادیر جزئی از محلول جامد و مقادیر زیاد از ساختار یوتکتیکی است. در آلیاژ C ریزساختار شامل کاربید اولیه‌ی $M_{23}C_6$ و ساختار یوتکتیکی است. ساختار در آلیاژ D شامل کاربید اولیه‌ی M_7C_3 و یوتکتیک است. کاربیدهای اولیه در این ساختار دارای مورفولوژی با مقطع عرضی

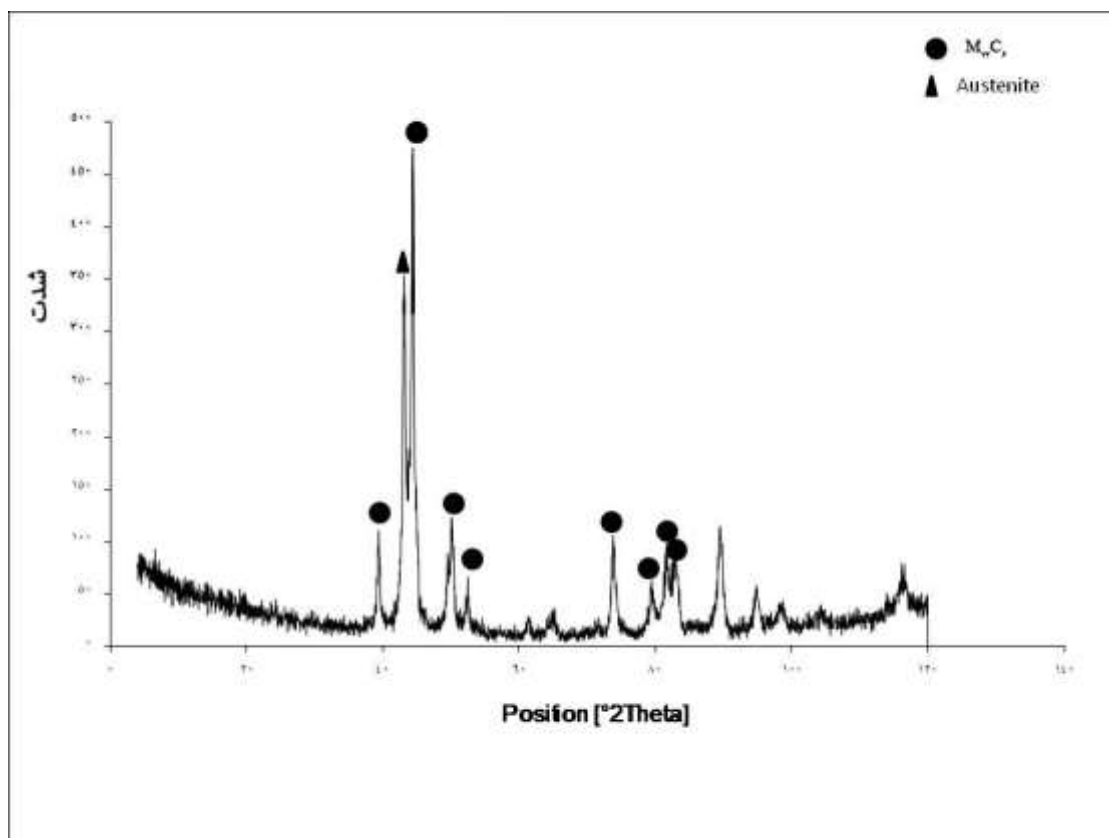
^۱ Chi-Ming lin

تیغه ای و میله ای شکل هستند. اگر انجماد سریع صورت بگیرد کاربیدهای M_7C_3 به صورت کریستال‌های تیغه ای شکل در امتداد محورهای رشد ترجیحی رشد می کنند. بر این اساس، با توجه به این که موقعیت آلیاژ چدن پُر کربن-کروم مورد نظر این پژوهش در نمودار فازی سه تایی شکل ۴-۱۹ مشخص شده است، منطقه فازی آستنیت همراه با کاربیدهای $M_{23}C_6$ جزء ریزساختار غالب در منطقه هم محور می باشد.



شکل ۴-۱۹: نمودار فازی سه تایی آهن-کروم-کربن [۱۱۸].

شکل ۴-۲۰ الگوی پراش پرتو X از سطح نمونه چدن سفید پُر کربن-کروم را نشان می دهد. کاملاً مشخص است که نمونه چدن حاوی زمینه آستنیتی γ و رسوبات کاربیدی از نوع $M_{23}C_6$ است.

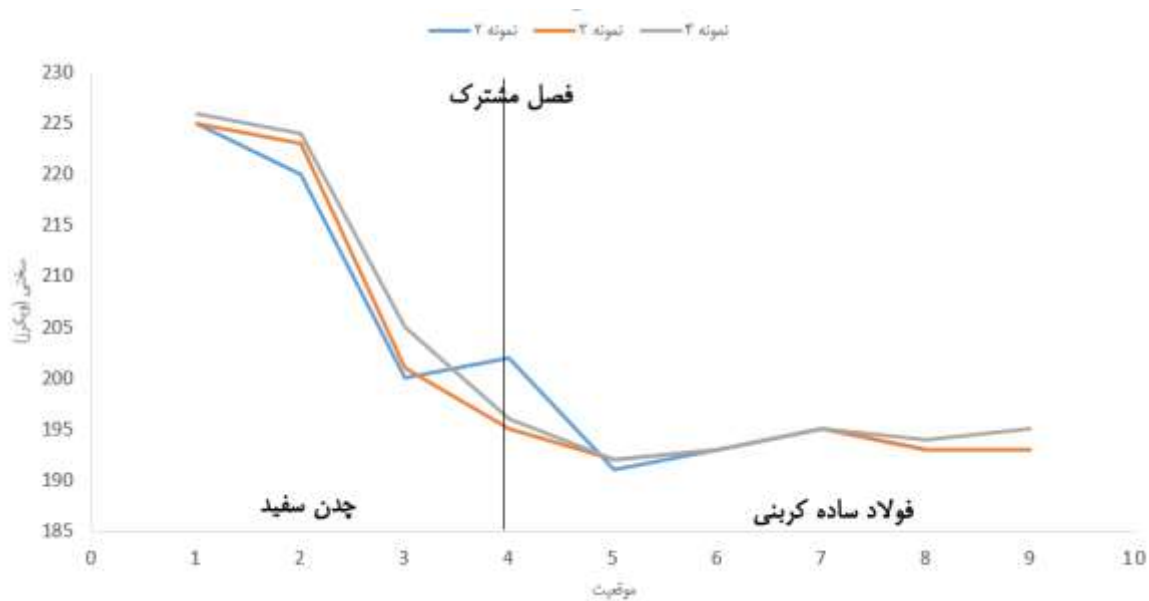


شکل ۴-۲۰: الگوی پراش پرتو X از سطح چدن سفید پُر کربن-کروم.

۴-۴- خواص مکانیکی

۴-۴-۱- ریزسختی سنجی

شکل ۴-۲۱ تغییرات ریزسختی در امتداد درز اتصال نمونه‌های ۲، ۳ و ۴ را نشان می‌دهد. همانطور که مشخص است با حرکت از فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ به سمت چدن سفید پُر کربن-کروم سختی افزایش می‌یابد، شاید یکی از دلایل افزایش سختی ناشی از تشکیل کاربیدهای سخت و زمینه محلول جامد پایه آهن با عناصر آلیاژی کروم، نیکل، مولیبدن و کربن است. تنها در نمونه شماره ۲ که فولاد ساده کربنی در حالت سرد قرار داشته است، سختی فصل مشترک به طور ناگهانی افزایش یافته است و در مورد ۳ و ۴ که از پیشگرم استفاده شده است، سختی فصل مشترک کمی افزایش یافته که ناشی از پدیده‌های نفوذ و ایجاد منطقه نفوذی در نزدیکی فصل مشترک است [۱۰۸]. یکی دیگر از پدیده‌های جالب در نمونه‌ها افت سختی در منطقه رقیق شده است که نسبت به دو منطقه دندریتی و منطقه هم‌محور سختی به طور ناگهانی افت کرده است که به دلیل سختی کمتر منطقه یوتکتیکی نسبت به مناطق غنی از کاربید می‌باشد.



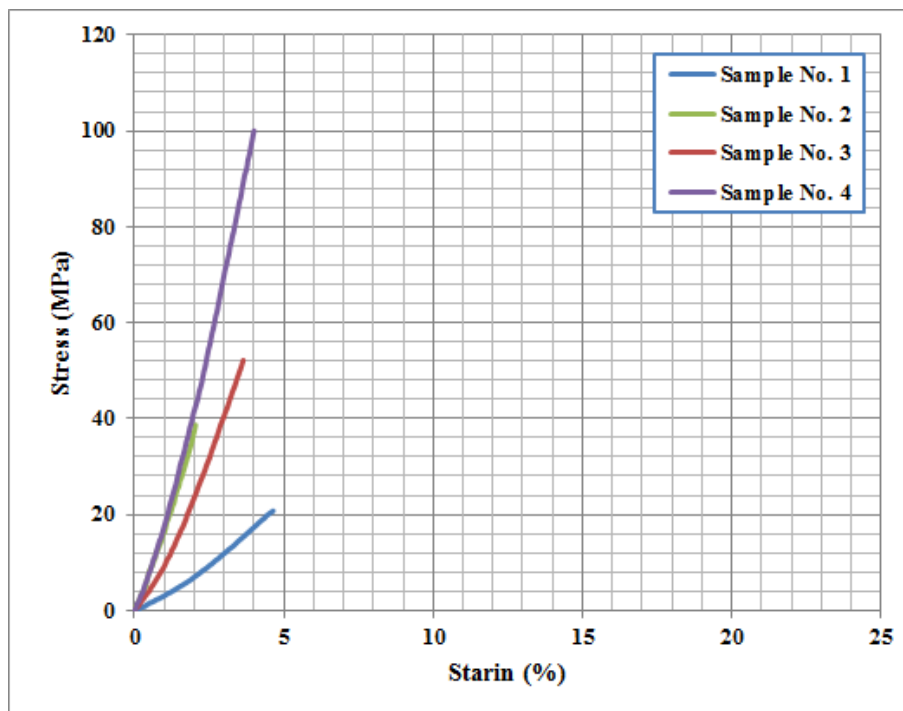
شکل ۴-۲۱: تغییرات ریزسختی در امتداد درز اتصال.

دنگ^۱ و همکاران [۱۱۹] در بررسی تغییرات ریزسختی و مقاومت به سایش پوشش‌های سخت‌کاری استلایت ۱۲ مشاهده کردند که با وجود افزایش سختی در نزدیکی فصل مشترک ولیکن سختی منطقه رقیق شده در مقایسه با سختی منطقه گذرا و ریزدانه کاهش یافته است. آن‌ها دلیل اصلی این موضوع را ایجاد رقت ناشی از زیرلایه عنوان کردند.

۴-۴-۲- آزمون کشش

شکل ۴-۲۲ نتایج آزمون کشش نمونه‌های ۱، ۲، ۳ و ۴ را نشان می‌دهد. نمونه ۱ که با دست به راحتی شکسته می‌شده است در آزمون کشش مورد بررسی قرار گرفته است. با این وجود، میزان استحکام نهایی این نمونه 20 MPa حاصل شده است. این نمونه از فصل مشترک به راحتی شکسته شده است. در نمونه‌های ۲ و ۳ اوضاع بهبود یافته است. استفاده از عملیات سطحی مثل ماشین‌کاری و عملیات حرارتی منجر به بهبود خواص اتصال تا 39 MPa و 52 شده است.

^۱ Deng



شکل ۴-۲: نمودار تنش-کرنش آزمون کشش نمونه‌های ۱، ۲، ۳ و ۴.

جدول ۴-۳: نتایج آزمون کشش نمونه‌های مورد بررسی.

نمونه	استحکام نهایی (MPa)	انعطاف‌پذیری (%)
۱	۲۰	۴/۵
۲	۳۹	۲
۳	۵۲	۳/۵
۴	۱۰۰	۴

ترکیب عملیات ماشین‌کاری و پیشگرم کردن باعث شده است تا استحکام کششی نمونه ۴ به حداکثر میزان برسید (۱۰۰ MPa). شکل ۴-۲۳ تصاویر نمونه‌های شکسته شده از آزمون کشش را نشان می‌دهد. کاملاً مشخص است که نمونه‌ها از اتصال شکسته شده‌اند که نشان دهنده ماهیت رفتار ترد نمونه‌ها در محل اتصال بوده است. میزان انعطاف‌پذیری نمونه بسیار کم بوده است به نحوی که نمونه‌ها در نقطه تسلیم شکسته شده‌اند و میزان منطقه پلاستیک ایجاد شده در نمونه‌ها حتی در نمونه ۴ بسیار کم بوده و در حد صفر است. بدون پیش گرم کردن قالب، دیواره‌های قالب سردترین سطح هستند و بنابراین انتظار می‌رود که انجماد از آنجا شروع شود. از این رو، انجماد جهت‌دارتری به سمت درج ایجاد می‌شود. در نمونه‌های پیشگرم شده به درج و فلز ریخته‌شده اجازه می‌دهد برای مدت زمان طولانی‌تری باقی بماند. این می‌تواند شانس اتصال را افزایش دهد و بنابراین انتظار می‌رود زمانی که فقط

درج از قبل گرم شده بود، اتصال بهتر یا شکاف نازک‌تری مشاهده شود. بک^۱ و همکاران [۱۲۰] در تحقیقات خود آلیاژهای آلومینیوم A۳۵۶ و AA۶۰۶۰ را از طریق فرآیند ریخته‌گری مرکب به یکدیگر متصل کردند. آن‌ها تأثیر دمای پیش‌گرمایش را در سه آزمایش به طور جداگانه مورد بررسی قرار دادند. آن‌ها عنوان کردند که فقط عملیات پیش‌گرم نمی‌تواند موجب بهبود خواص اتصال شود، در حالی که ایجاد شرایط سطحی مثل روی دهی سطحی یا ایجاد شیار بر روی سطح و استفاده از عملیات پیش‌گرم و زمان دادن موجب بهبود خواص اتصال می‌شود. سروری^۲ و همکاران [۱۲۱] اتصال دو فلزی آلومینیوم و منیزیم خالص تجاری را با استفاده از فرآیند ریخته‌گری ترکیبی مورد بررسی قرار دادند. آن‌ها از دماهای پیش‌گرم ۳۲۰، ۴۰۰ و ۴۵۰ °C به مدت ۳۰ دقیقه استفاده کردند. بررسی آن‌ها نشان داد که افزایش دمای پیش‌گرم موجب افزایش ضخامت لایه واکنشی می‌شود. افزایش بیش از حد ضخامت لایه واکنشی موجب کاهش خواص مکانیکی اتصال می‌شود.



شکل ۴-۲۳: نمونه‌های شکسته شده از آزمون کشش.

^۱ Bakke

^۲ Sarvari

فصل پنجم

جمع بندی و پیشنهادات

۵-۱- جمع بندی

ریخته گری مرکب یک فرایند ریخته گری فلز منحصر به فرد است که برای اتصال فلزات مشابه یا غیر مشابه استفاده می‌شود. در این فرایند اتصال دو ماده فلزی از طریق ریخته‌گری مستقیم حاصل می‌شود که در آن یک فلز در حالت جامد و دیگری در حالت مذاب نگه داشته می‌شود. قطعه جامد جازده شده در حفره قالب قرار می‌گیرد و فلز مذاب در اطراف آن ریخته می‌شود. یک فرایند نفوذ در فصل مشترک جامد-مذاب آغاز می‌شود که منجر به تشکیل یک منطقه انتقال یکنواخت بین دو فلز می‌شود. این ناحیه با تشکیل محلول‌های جامد و فازهای واکنشی به دست می‌آید. منطقه انتقال شامل ترکیبات بین فلزی است که دارای خواص ترکیبی از فلزات اصلی است. در این پژوهش، خواص اتصال بین فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵ و چدن پُر کربن-کروم ضد سایش را با استفاده از فرایند ریخته‌گری ترکیبی بررسی شده است. برای حصول بهترین شرایط برای ایجاد اتصال بین این دو آلیاژ از پارامترهای پیشگرم و انجام عملیات سطحی بر روی سطح مجاور اتصال مغزی (فولاد ساده کربنی) استفاده شده است. از این رو، چهار نمونه انتخاب شدند که شرایط نمونه‌ها به ترتیب عبارت است از: نمونه ۱ بدون عملیات پیشگرم و عملیات سطحی، نمونه ۲ با استفاده از عملیات سطحی (شیارزنی)، نمونه ۳ بدون عملیات سطحی و انجام پیشگرم تا 350°C و نمونه ۴ با عملیات شیارزنی و عملیات پیشگرم تا 350°C . برای انجام عملیات ریخته‌گری ترکیبی از قالب‌های ماسه‌ای استفاده شده است به نحوی که مغزی فلزی (فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۳۵) در داخل قالب قرار گرفته شد و سپس مذاب چدن که تا دمای 1400°C حرارت داده شده و آلیاژسازی شده است در داخل قالب ماسه‌ای ریخته شده است. از طرح اتصال لب به لب برای این نوع فرایند استفاده شده است.

۱) ایجاد شیب ریزساختاری در نمونه‌های اتصال داده شده یا در نقاط اتصال در نمونه‌های اتصال داده نشده به دلیل حرارت ناشی از ذوب است که در نمونه‌های اتصال داده شده ناشی از تحت انجماد ترکیبی و در نمونه‌های اتصال داده نشده به دلیل تبرید حرارتی است.

۲) عملیات شیازنی و پیشگرم موجب کاهش درز اتصال و کاهش فصل مشترک شده است. شیازنی باعث می‌شود که به دام افتادن مذاب در مناطق شیار زده شده افزایش یابد. همین طور، پیشگرم باعث می‌شود تا در کنار کاهش شیب دمایی به سمت فلز پایه (درج جامد) شرایط برای نفوذ عناصر آلیاژی افزایش یابد.

۳) فصل مشترک باریک‌تر نشان دهنده ممزوج شدن و نفوذ عناصر آلیاژی از مذاب چدن به فولاد ساده کربنی است.

۴) منطقه دندریتی از فصل مشترک در اثر رشد رونشستی به سمت مذاب چدن در خلاف جهت انتقال حرارت پیشروی می‌کند. این رشد رونشستی در اثر ایجاد شیب غلظتی و تحت انجماد ترکیبی از حالت صفحه‌ای به حالت دندریتی ادامه می‌یابد.

۵) در نمونه‌های پیشگرم شده طول دندریت‌ها کاهش یافته است که به دلیل شیب حرارتی و سرعت سرد شدن آرام‌تر است.

۶) منطقه رقیق شده ریزساختار یوتکتیکی $M_{23}C_6 + \gamma$ دارد.

۷) کمترین میزان سختی مربوط به منطقه رقیق شده است که عناصر آلیاژی فلز پایه و مذاب چدن نتوانسته‌اند ریزساختاری با حداکثر میزان کاربید را ایجاد کنند.

۸) منطقه هم محور ظریف دو مورفولوژی کاربیدی دارد: ۱) شش وجهی و ۲) میله‌ای شکل

۹) بیشترین سختی مربوط به منطقه هم محور ظریف است

۱۰) بیشترین استحکام نهایی مربوط به نمونه با شرایط شیازنی و پیشگرم است

۵-۲-پیشنهادهات

۱) بررسی تاثیر دمای پیشگرم بر خواص ریزساختاری و مکانیکی نمونه‌های اتصال داده شده

۲) بررسی تاثیر دمای فوق‌گداز بر روی خواص ریزساختاری و مکانیکی نمونه‌های اتصال داده شده

۳) بررسی تاثیر افزودن عناصر آلیاژی که حل‌شوندگی و ترشوندگی مذاب چدن بر سطح زیرلایه فولادی را

افزایش می‌دهند

- [1] L. Wang, R. Lett, S. Felicelli, J. Berry, J. Jordon, and D. Penrod, "Microstructure and performance of four casting processes for magnesium alloy AZ91," in *International Journal of Metalcasting*, Vol. 5, No. 4, 2011, pp. 37-46.
- [2] R. Lumley, N. Deeva, and M. Gershenzon, "An evaluation of quality parameters for high pressure die castings," in *International Journal of Metalcasting*, Vol. 5, No. 3, 2011, 37-56.
- [3] A. A. Luo, "Magnesium casting technology for structural applications," in *Journal of Magnesium and Alloys*, Vol. 1, No. 1, 2013, pp. 2-22.
- [4] M. J. Fernandus, T. Senthilkumar, V. Balasubramanian, and S. Rajakumar, "Optimizing diffusion bonding parameters in AA6061-T6 aluminum and AZ80 magnesium alloy dissimilar joints," in *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 21, No. 11, 2012, pp. 2303-2315.
- [5] P. Senthil and K. S. Amirthagadeswaran, "Experimental study and squeeze casting process optimization for high quality AC2A aluminium alloy castings," in *Arabian Journal for Science and Engineering*, Vol. 39, No. 3, 2014, pp. 2215-2225.
- [6] D. S. Kumar, C. T. Sasanka, K. Ravindra, and K. N. S. Suman, "Magnesium and its alloys in automotive applications-A review," in *American Journal of Materials Science and Technology*, Vol. 4, No. 1, 2015, pp. 12-30.
- [7] K. R. Gopi, H. S. Nayaka, and S. Sahu, "Microstructural evolution and strengthening of AM90 magnesium alloy processed by ECAP," *Arabian Journal for Science and Engineering*, Vol. 42, No. 11, 2017, pp. 4635-4647.
- 155
- [8] M. Paramsothy, N. Srikanth, and M. Gupta, "Solidification processed Mg/Al bimetal macrocomposite: Microstructure and mechanical properties," in *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 461, No. 1-2, 2008, pp. 200-208.
- [9] M. K. Kulekci, "Magnesium and its alloys applications in automotive industry," in *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 39, No. 9, 2008, pp. 851-865.
- [10] K. J. M. Papis, "Processing strategies in light metal compound casting," Sc. D. Dissertation, in ETH Zurich University of Science and Technology, Switzerland, 2009.
- [11] E. Hajjari, M. Divandari, S. H. Razavi, S. M. Emami, T. Homma, and S. Kamado, "Dissimilar joining of Al/Mg light metals by compound casting process," in *Journal of Material Science*, Vol. 46, No. 20, 2011, pp. 6491-6499.
- [12] K. J. M. Papis, J. F. Loeffler, and P. J. Uggowitzer, "Light metal compound casting," in *Science in China Series E: Technological Sciences*, Vol. 52, No. 1, 2009, pp. 46-51.
- [13] L. Liu, D. Ren, and F. Liu, "A review of dissimilar welding techniques for magnesium alloys to aluminum alloys," in *Materials*, Vol. 7, No. 5, 2014, pp. 3735-3757.
- [14] V. K. Patel, D. L. Chen, and S. D. Bhole, "Dissimilar ultrasonic spot welding of Mg-Al and Mg-highstrength low alloy steel," in *Theoretical & Applied Mechanics Letters*, Vol. 4, No. 4, 2014, pp. 1-8.
- [15] G. Cam and G. Ipekoglu, "Recent developments in joining of aluminum alloys," in *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 91, No. 5-8, 2017, pp. 1851-1866.

- [16] L. Liu, H. Wang, G. Song, and J. Ye, "Microstructure characteristics and mechanical properties of laser weld bonding of magnesium alloy to aluminium alloy," in *Journal of Materials Science*, Vol. 42, No. 2, 2007, pp. 565–572.
- [17] R. Borrisutthekul, Y. Miyashita, and Y. Mutoh, "Dissimilar material laser welding between magnesium alloy AZ31B and aluminium alloy A5052-O," in *Science and Technology of Advanced Materials*, Vol. 6, No 2, 2005, pp. 199-204.
- [18] J. Yang, Z. Yu, Y. Li, H. Zhang, and N. Zhou, "Laser welding/brazing of 5182 aluminium alloy to ZEK100 magnesium alloy using a nickel interlayer," in *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 23, No. 7, 2018, pp 543-550.
- [19] M. R. Islam, M. Ishak, L. H. Shah, S. R. A. Idris, and C. Meric, "Dissimilar welding of A7075-T651 and AZ31B alloys by gas metal arc plug welding method," in *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 88, No. 9-12, 2017, pp. 2773-2783.
- [20] A. Kostka, R. S. Coelho, J. D. Santos, and A. R. Pyzalla, "Microstructure of friction stir welding of aluminium alloy to magnesium alloy," in *Scripta Materialia*, Vol. 60, No. 11, 2009, pp. 953-956.
- [21] H. K Sharma, K. Bhatt, K. Shah, and U. Joshi, "Experimental analysis of friction stir welding of dissimilar alloys AA6061 and Mg AZ31 using circular butt joint geometry," in *Procedia Technology*, Vol. 23, 2016, pp. 566-572.
- [22] V. Paradiso, F. Rubino, P. Carlone, and G. S. Palazzo, "Magnesium and aluminium alloys dissimilar joining by friction stir welding," in *Procedia Engineering*, Vol. 183, 2017, pp. 239-244.
- [23] J. Verma, R. V. Taiwade, C. Reddy, and R. K. Khatirkar, "Effect of friction stir welding process parameters on Mg-AZ31B/Al-AA6061 joints," in *Materials and Manufacturing Processes*, Vol. 33, No. 3, 2018, pp. 308-314.
- [24] J. Wang, L. Yajiang, and H. Wanqun, "Interface microstructure and diffusion kinetics in diffusion bonded Mg/Al joint," in *Reaction Kinetics and Catalysis Letters*, Vol. 95, No. 1, 2008, 71-79.
- [25] L. Peng, L. Yajiang, G. Haoran, and W. Juan, "Investigation of interfacial structure of Mg/Al vacuum diffusion-bonded joint," in *Vacuum*, Vol. 80, No. 5, 2006, pp. 395-399.
- [26] S. Scharf, E. Riedel, N. Stein, and R. Baehr, "Fe–Al/AlSi compound casting based on a targeted oxide removal," in *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 248, 2017, pp. 31-38.
- [27] W. Jianga, Z. Fan, and C. Li, "Improved steel/aluminum bonding in bimetallic castings by a compound casting process," in *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 226, 2015, pp. 25-31.
- [28] M. Rubner, M. Gunzl, C. Korner, and R. F. Singer, "Aluminium-aluminium compound fabrication by high pressure die casting," in *Materials Science and Engineering A*, Vol. 528, No. 22-23, 2011, pp. 7024-7029.
- [29] K. J. M. Papis, B. Hallstedt, J. F. Löffler, and P. J. Uggowitzer, "Interface formation in aluminium-aluminium compound casting," in *Acta Materialia*, Vol. 56, No. 13, 2008, pp. 3036-3043.
- [30] K. J. M. Papis, J. F. Löffler, and P. J. Uggowitzer, "Interface formation between liquid and solid Mg alloys-An approach to continuously metallurgic joining of magnesium parts," in *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, No. 9, 2010, pp. 2274-2279.
- [31] E. Hajjari, M. Divandari, S. H. Razavi, S. M. Emami, and S. Kamado, "Estimation of the transient interfacial heat flux between substrate/melt at the initiation of magnesium

solidification on aluminum substrates using the lumped capacitance method,” in *Applied Surface Science*, Vol. 257, No. 11, 2011, pp. 5077-5082.

[32] S. Manasijevic, R. Radisa, Z. Z. Brodarac, N. Dolic, and M. Djurdjevic, “Al-Fin bond in aluminum piston alloy & austenitic cast iron insert,” in *International Journal of Metalcasting*, Vol. 9, No. 4, 2015, pp. 27-32.

[33] M. Pintore, T. Mittler, W. Volk, O. Starykov, and B. Tonn, “Experimental investigations on the influence of the thermal conditions during composite casting on the microstructure of Cu-Al bilayer compounds,” in *International Journal of Metalcasting*, Vol. 12, No. 1, 2017, pp. 79-88.

[34] M. Akbarifar and M. Divandari, “On the interface characteristics of compound cast Al/Brass bimetals,” in *International Journal of Metalcasting*, Vol. 11, No. 3, 2017, pp. 506-512.

[35] M. S. Kenevisi, S. M. M. Khoie, and M. Alaei, “Microstructural evaluation and mechanical properties of the diffusion bonded Al/Ti alloys joint,” in *Mechanics of Materials*, Vol. 64, 2013, pp. 69–75.

[36] W. Jiang, G. Li, Y. Wu, X. Liu, and Z. Fan, “Effect of heat treatment on bonding strength of aluminum/steel bimetal produced by a compound casting,” in *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 258, 2018, pp. 239-250.

[37] J. Ho, C. B. Lin, and C. H. Liu, “Effect of continuous cooling heat treatment on interface characteristics of S45C/copper compound casting,” in *Journal of Materials Science*, Vol. 39, No. 7, 2004, pp. 2473-2480.

[38] J. Wang, K. Ma, H. Peng, C. Wu, and X. Su, “Study on Fe–Al layers of Fe/(Zn-11%Al-3%Mg-0.2%Si) solid–liquid diffusion couples,” in *Materials and Manufacturing Processes*, Vol. 31, No. 11, 2017, pp. 1290-1295.

[39] M. S. Peronnet, E. Guiot, F. Bosselet, O. Dezellus, D. Rouby, and J. C. Viala, “Local reinforcement of magnesium base castings with mild steel inserts,” in *Materials Science and Engineering A*, Vol. 445-446, 2007, pp. 296-301.

[40] http://www.foundry-planet.com/fileadmin/redakteur/pdf-dateien/technical-reports/euroLiteVerbundguss_V1_GB.pdf

[41] J. C. Viala, M. Peronnet, F. Barbeau, F. Bosselet, and J. Bouix, “Interface chemistry in aluminium alloy castings reinforced with iron base inserts,” in *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 33, No. 10, 2002, pp. 1417-1420.

[42] M. Kluting and C. Landerl, “The new BMW inline six-cylinder spark-ignition engine: Concept and construction,” in *MTZ Worldwide*, Vol. 65, No. 11, 2004, pp. 2-5.

[43] W. Kiefer, N. Klauer, M. Krauss, W. Mahrle, and E. Schunemann, “The new BMW inline six-cylinder spark ignition engine: Thermodynamics and functional properties,” in *MTZ Worldwide*, Vol. 65, No. 12, 2004, pp. 22-25.

[44] W. Hua, “Study on bimetal compound casting technology of hammers,” in *Advanced Materials Research*, Vol. 535-537, 2012, pp. 566-570.

[45] <https://kunsapsformedlingen.se/en/projects/compound-casting-for-lightweight-applications-with-optimized-properties/>

[46] F. B. Andreas, L. Christian, F. Andreas, and W. Johann, “The new BMW inline six-cylinder composite Mg/Al crankcase,” in *IMA Annual World Magnesium Conference*, Vol. 62, 2005, pp. 49-58.

[47] <https://skysun-truckparts.en.made-in-china.com/product/CqHmyNYxnsTc/China-Auto-Spare-Parts-Shock-Mounting-48609-0d050-Mount-for-Toyota.html>

[48] <https://www.lmrkartstore.com/collections/otk/bearing-carriers>

[49] <https://www.indiamart.com/geartechengineers-chennai/gearbox-spare-parts.html>

- [50] <https://www.bmwblog.com/2008/12/31/bmw-m3s-32-liter-straight-six-engine-comes-to-an-end/>
- [51] <http://www.e90post.com/forums/attachment.php?attachmentid=466157&d=1292458586>
- [52] <https://www.mountuneusa.com/Ford-Lotus-Twin-Cam-Engine-Block-M-6010-16L-p/m-6010-16l.htm>
- [53] S. Tavassoli, M. Abbasi, and R. Tahavvori, "Investigating Formation of Intermetallics in Compound Casting of Al/Cu Bimetals," in *Journal of Advanced Materials in Engineering*, Vol. 35, No. 2, 2016, pp. 115-129.
- [54] M. Akbarifar and M. Divandari, "Study of Al/cast iron interface and graphite behavior," in *Journal of Mining and Metallurgy Section B: Metallurgy*, Vol. 53, No. 1, 2017, pp. 53-59.
- [55] T. Liu, Q. Wang, P. Liu, J. Sun, X. Yin, and Q. Wang, "Microstructure and mechanical properties of overcast aluminum joints," in *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 25, No. 4, 2015, pp. 1064–1072.
- [56] E. Hajjari, M. Divandari, S. H. Razavi, T. Homma, and S. Kamado, "Intermetallic compounds and antiphase domains in Al/Mg compound casting," in *Intermetallics*, Vol. 23, 2012, pp. 182-186.
- [57] S. M. Emami, M. Divandari, H. Arabi, and E. Hajjari, "Effect of melt-to-solid insert volume ratio on Mg/Al dissimilar metals bonding," in *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 22, No. 1, 2013, pp. 123-130.
- [58] R. Mola, T. Bucki, and A. Dziadon, "Effects of the pouring temperature on the formation of the bonding zone between AZ91 and AlSi17 in the compound casting process," in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, Vol. 179, 2017, pp. 1-6.
- [59] Q. S. Ren, C. Z. Zhao, Z. B. Li, and H. X. Zhang, "Microstructure and mechanical properties of Mg/Al bimetallic composite fabricated by compound casting," in *Materials Research Innovations*, Vol. 19, No. 4, 2015, pp. S73-S78.
- [60] H. Zhang, Y. Chen, and A. A. Luo, "Improved interfacial bonding in magnesium/aluminum overcasting systems by aluminum surface treatments," in *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 45, No 6, 2014, pp. 2495-2503.
- [61] G. R. Zare, M. Divandari, and H. Arabi, "Investigation on interface of Al/Cu couples in compound casting," in *Materials Science and Technology*, Vol. 29, No. 2, 2013, pp. 190-196.
- [62] M. Akbarifar and M. Divandari, "Interface characterization of Al/cast iron composite," in *Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 3, No. 3, 2016, pp. 261-268.
- [63] M. Salimi, M. Malekan, B. Nami, and H. Hoseiny, "Microstructure characteristics and mechanical properties of the interface layer of coated steel insert-aluminum bimetals," in *Journal of Materials Research*, Vol. 32, No. 4, 2017, pp. 874-882.
- [64] C. B. Lin and J. S. Ho, "The effect of continuous cooling heat treatment on interface properties of SK3/Copper compound casting," in *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 09, No. 1, 2000, pp. 81-87.
- [65] J. Feng, B. Ye, L. Zuo, Q. Wang, Q. Wang, H. Jiang, and W. Ding, "Bonding of aluminum alloys in compound casting," in *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 48, No. 10, 2017, pp. 4632-4644.
- [66] E. Hajjari, M. Divandari, S. H. Razavi, T. Homma, and S. Kamado, "Microstructure characteristics and mechanical properties of Al 413/Mg joint in compound

casting process,” in *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 43, No. 12, 2012, pp. 4667-4677.

[67] Y. Liu, Y. Chen, and C. Yang, “A study on atomic diffusion behaviours in an Al-Mg compound casting process,” in *AIP Advances*, Vol. 5, 2015, pp. 1-13.

[68] W. Jiang, F. Guan, G. Li, H. Jiang, J. Zhu, and Z. Fan, “Processing of Al/Cu bimetal via a novel compound casting method,” in *Materials and Manufacturing Processes*, Vol. 34, No. 9, 2019, pp. 1016-1025.

[69] O. Dezellus, B. Digonnet, M. S. Peronnet, F. Bosselet, D. Rouby, and J. C. Viala, “Mechanical testing of steel/aluminium-silicon interfaces by pushout,” in *International Journal of Adhesion & Adhesives*, Vol. 27, No 5, 2007, pp. 417-421.

[70] A. Bouayad, C. H. Gerometta, A. Belkebir, and A. Ambari, “Kinetic interactions between solid iron and molten aluminium,” in *Materials Science and Engineering A*, Vol. 363, No. 1-2, 2003, pp. 53-61.

[71] O. Dezellus, L. Milani, F. Bosselet, M. S. Peronnet, D. Rouby, and J. Viala, “Mechanical testing of titanium/aluminium–silicon interfaces by push-out,” in *Journal of Material Science*, Vol. 43, No. 6, 2008, pp. 1749-1756.

[72] K. N. Zhao, J. C. Liu, X. Y. Nie, Y. Li, H. X. Li, Q. Du, L. Z. Zhuang, and J. S. Zhang, “Interface Formation in magnesium-magnesium bimetal composites fabricated by insert molding method,” in *Materials and Design*, Vol. 91, 2016, pp. 122-131.

[73] H. Li, X. Nie, Z. He, K. Zhao, Q. Du, J. Zhang, and L. Zhuang, “Interfacial microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V/Al7050 joints fabricated using the insert molding method,” in *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, Vol. 24, No. 12, 2017, pp. 1412-1423.

[74] X. Y. Nie, Z. KangNing, L. Hongxiang, Q. Du, J. S. Zhang, and L. Zhuang, “Comparisons of interface microstructure and mechanical behavior between Ti/Al and Ti-6Al-4V/Al bimetallic composites,” in *China Foundry*, Vol. 12, No. 1, 2015, pp. 1-8.

[75] O. Dezellus, M. Zhe, F. Bosselet, D. Rouby, and J. C. Viala, “Mechanical testing of titanium/aluminium–silicon interface: Effect of T6 heat treatment,” in *Materials Science and Engineering A*, Vol. 528, No. 6, 2011, pp. 2795-2803.

163

[76] V. I. Dybkov, “Interaction of 18Cr-10Ni stainless steel with liquid aluminium,” in *Journal of Materials Science*, Vol. 25, No. 8, 1990, pp. 3615-3633.

[77] K. Barmak and V. I. Dybkov, “Interaction of iron-chromium alloys containing 10 and 25 mass% chromium with liquid aluminium,” in *Journal of Materials Science*, Vol. 39, No. 13, 2004, pp. 4219- 4230.

[78] V. I. Dybkov, “Interaction of iron-nickel alloys with liquid aluminium: Dissolution kinetics,” in *Journal of Materials Science*, Vol. 28, No. 23, 1993, pp. 6371-6380.

[79] V. I. Dybkov, “Interaction of iron-nickel alloys with liquid aluminium: Formation of intermetallics,” in *Journal of Materials Science*, Vol. 35, No. 7, 2000, pp. 1729-1736.

[80] W. Jiang, Z. Fan, G. Li, L. Yang, and X. Liu, “Effects of melt-to-solid insert volume ratio on the microstructures and mechanical properties of Al/Mg bimetallic castings produced by lost foam casting,” in *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 47, No. 12, 2016, pp. 6487-6497.

[81] G. Li, W. Jiang, Z. Fan, Z. Jiang, X. Liu, and F. Liu, “Effects of pouring temperature on microstructure, mechanical properties, and fracture behavior of Al/Mg bimetallic composites produced by lost foam casting process,” in *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 91, No. 1-4, 2017, pp. 1355-1368.

- [82] M. Divandari and A. R. V. Golpayegani, "Study of Al/Cu rich phases formed in A356 alloy by inserting Cu wire in pattern in LFC process," in *Materials and Design*, Vol. 30, No. 8, 2009, pp. 3279-3285.
- [83] C. Dongfeng, D. Xuanpu, and F. Zitian, "Effects of parameters on formation and microstructure of surface composite layer prepared by lost foam casting technique," in *Journal of Wuhan University of Technology: Materials Science Edition*, Vol. 27, No. 1, 2012, pp. 82-87.
- [84] M. M. Hejazi, M. Divandari, and E. Taghaddos, "Effect of copper insert on the microstructure of gray iron produced via lost foam casting," in *Materials and Design*, Vol. 30, No. 4, 2009, pp. 1085-1092.
- [85] S. Fan, W. Jiang, G. Li, J. Mo, and Z. Fan, "Fabrication and microstructure evolution of Al/Mg bimetal using a near-net forming process," in *Materials and Manufacturing Processes*, Vol. 32, No. 12, 2017, pp. 1391-1397.
- [86] S. M. Emami, M. Divandari, E. Hajjari, and H. Arabi, "Comparison between conventional and lost foam compound casting of Al/Mg light metals," in *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 26, No. 1, 2013, pp. 43-50.
- [87]. Chatterjee, S. and Pal, T.K. , 2003, "Wear behaviour of hardfacing deposits on cast iron", *Wear*, 255, pp. 417–425.
- [88]. O.N. Dogan, J.A. Hawk, G. , 1997, "Laird II, Solidification structure and abrasion resistance of high chromium white irons, " *Metall. Mater. Trans. A* 28 , pp. 1315–1328.
- [90]. G.L.F. Powell, R.A. Carlson, V. Randle, "The morphology and micro texture of M7C3 carbides in Fe–Cr–C and Fe–Cr–C–Si alloys of near eutectic composition", *J. Mater. Sci.* 29, pp. 4889–4896.
- [91]. N.R. Griffing, W. D. Forgeng, G. W. Healy, 1962, "Structure and properties of the rheocast ferrous alloy 440C", *Trans. AIME*, vol 7. pp. 224, pp. 148-59.
- [92]. Svensson, L.E., Grefott, B., Ulander, B. and Bhadeshia, H.K.D.H. , 1986, "Fe–Cr–C hardfacing alloy for high temperature applications", *J. Mater. Sci.*, 21, pp. 1015–1019.
- [93]. C. P. COOKSON, 1985, " Reply to comments on Guidelines for the selection of hardfacing alloys for sliding wear resistant applications", *Surfacing Journal*, 16, pp. 125.
- [94]. B Cantor, 2003, "Solidification and Casting" , Institute of Physics Publishing, pp. 220-241.
- [95]. X.H. Tang, 2009, " Variations in microstructure of high chromium cast irons and resultant changes in resistance to wear, corrosion and corrosive wear", *wear*, pp. 116–121.
- [96]. P. Villars, editor-in-chief; H. Okamoto and K. Cenzual, , 2007, " Carbon-Chromium-Iron Ternary Alloy Phase Diagram", ASM Alloy Phase Diagrams Center.
- [97]. Chi-ming, 2009, " Microstructural Evolution of Hypoeutectic, Near-Eutectic, and Hypereutectic High-Carbon Cr-Based Hard-Facing Alloys", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol 40, pp. 1031-1038.
- [98]. ASM , 1993, ASM Handbook, Vol. 6, "Welding, Brazing and Soldering", ASM international, Materials Park, Ohio, pp. 789–807.
- [100]. W. Kurz, 1984, " Fundamentals of Solidification", Trans Tech Publications, pp. 186-190.
- [101]. Buchanan, Vernon E. "Solidification and microstructural characterisation of iron–chromium based hardfaced coatings deposited by SMAW and electric arc spraying." *Surface and Coatings Technology* 203.23 (2009): 3638-3646.

- [102]. Brezinová, Janette, Ján Viňáš, Anna Guzanová, Jozef Živčák, Jakub Brezina, Henrich Sailer, Marek Vojtko et al. "Selected Properties of Hardfacing Layers Created by PTA Technology." *Metals* 11, no. 1 (2021): 134.
- [103]. Amushahi, M. H., F. Ashrafizadeh, and M. Shamanian. "Characterization of boride-rich hardfacing on carbon steel by arc spray and GMAW processes." *Surface and Coatings Technology* 204.16-17 (2010): 2723-2728.
- [104]. Chang, Chia-Ming, Yen-Chun Chen, and Weite Wu. "Microstructural and abrasive characteristics of high carbon Fe–Cr–C hardfacing alloy." *Tribology international* 43.5-6 (2010): 929-934.
- [105]. Balaguru, S., Mohammad Abid, and Manoj Gupta. "Investigations on different hardfacing processes for High temperature applications of Ni-Cr-B-Si alloy hardfaced on austenitic stainless steel components." *Journal of Materials Research and Technology* 9.5 (2020): 10062-10072.
- [106]. Leinenbach, C., A. Al-Badri, and M. Roth. "Interface microstructure of Stellite-6 coatings on a 12% Cr steel after long term thermal exposure." *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 41.10 (2010): 861-868.
- [107]. Jia, N., et al. "Nanoscale spheroidized cementite induced ultrahigh strength-ductility combination in innovatively processed ultrafine-grained low alloy medium-carbon steel." *Scientific Reports* 7.1 (2017): 2679.
- [108]. HALICIOGLU, Recep, and Hediye KIRLI AKIN. "Proceeding Book." (2017).
- [109]. B Cantor, 2003, "Solidification and Casting", Institute of Physics Publishing, pp. 220-241.
- [110]. X.H. Tang, 2009, "Variations in microstructure of high chromium cast irons and resultant changes in resistance to wear, corrosion and corrosive wear", *wear*, pp. 116–121.
- [111]. M. Kirchgaßner, 2000, "Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact", *Wear*, pp. 2000-2008.
- [112]. Kirchner, Gernot, Taiji Nishizawa, and Björn Uhrenius. "The distribution of chromium between ferrite and austenite and the thermodynamics of the α/γ equilibrium in the Fe-Cr and Fe-Mn Systems." *Metallurgical Transactions* 4 (1973): 167-174.
- [113]. W.WOu, 2010, "microstructure and wear characteristics of high carbon Cr-based cladding formed by gas tungsten arc welding (gtaw)", *Surface and Coatings Technology*, pp. 2590-2596.
- [114]. WARREN R., 1985, "The Fe-Rich Corner of the Metastable C-Cr-Fe Liquidus Surface:", *METALLURGICAL TRANSACTIONS*, pp. 151.160.
- [115]. X.H. Tang, 2009, "Variations in microstructure of high chromium cast irons and resultant changes in resistance to wear, corrosion and corrosive wear", *wear*, pp. 116–121.
- [116]. Thomas, G., and Yen-Lung Chen. "Structure and mechanical properties of Fe-Cr-Mo-C alloys with and without boron." *Metallurgical Transactions A* 12 (1981): 933-950.
- [117]. J.J. Coronado, 2011, "Effect of load and carbide orientation on abrasive wear resistance of white cast iron", *wear*, pp. 823–827.
- [118]. Chi-Ming Lin, Jie-Hao Chen, Chih-Ming Fan, Weite Wu, 2010, "Microstructure and wear characteristics of hypereutectic Fe–Cr–C cladding with various carbon contents", *Surface & Coatings Technology*, vol 5, pp. 245-250.
- [119]. Influence of coating thickness and temperature on mechanical properties of steel deposited with Co-based alloy hardfacing coating
- [120]. Grasmø, Siren. Effect of Surface Treatment and Preheating Temperature on Compound Casting of Aluminium Alloy A356 onto 6060 Inserts. MS thesis. NTNU, 2019.

[121]. Sarvari, Morteza, et al. "Effect of melt-to-solid volume ratio and preheating temperature on Mg/Al bimetal interface by centrifugal casting." *China Foundry* 20.3 (2023): 234-240.

Abstract

Connecting through composite casting allows for the joining of similar or dissimilar metals via direct casting. In this method, a connection is established between a solid metal and molten metal through a diffusion process at the solid-liquid interface. In this study, the bonding characteristics between carbon steel 1035 AISI as the solid metal and chromium carbide wear-resistant cast iron as the molten metal were investigated using the composite casting process. To examine the microstructure and properties of this connection, optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM), energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDX), X-ray diffraction (XRD) phase analysis, tensile testing, and hardness testing were employed. Preheating temperatures of 25 °C and 350 °C, as well as the surface conditions of the steel (grooved and smooth surface) as variable parameters, were considered. For the composite casting operation, sand molds were utilized such that the metal insert was placed inside the mold, and then molten cast iron at 1400 °C was poured into the sand mold with a butt joint design. The microstructure analysis of the joint interface revealed, in order, the joint region, dendritic area, diluted region, and fine equiaxed region from the steel side towards the cast iron. This microstructural gradient was observed more intensively in the samples preheated at 350 °C. In the preheated and grooved sample, the joint was reduced in size, resulting in a better connection that indicates the mixing, alloying, and, ultimately, the diffusion of alloying elements from the cast iron to the steel. In the dendritic region, the growth mode changed from planar to dendritic, with dendrites of γ advancing from the interface towards the remaining liquid cast iron in the opposite direction of heat transfer. The use of preheating resulted in shorter dendrites and increased the area of the fine equiaxed region. In the diluted area, due to the rejection of alloying elements from the dendrites, a eutectic structure of $\gamma + 6C23M$ was observed. Finally, in the equiaxed region, the microstructure included a matrix of solid solution iron-carbon-chromium-nickel-manganese-molybdenum, along with carbides exhibiting two morphologies: hexagonal and rod-shaped, which were observed in all the connected samples. Linear analysis along the joint seam showed that in the welded areas and fully-consolidated samples, there was little diffusion of alloying elements from the molten cast iron to the steel, which significantly improved the joint properties. The profile analysis of microhardness across the joint section indicated that hardness increased from the steel side towards the cast iron. However, there was a sudden drop in hardness in the diluted region due to the formation of a eutectic microstructure. The unpreheated sample with a smooth surface exhibited the lowest fracture strength, while the preheated sample at 350 °C with a grooved surface demonstrated the highest fracture strength. The use of surface conditions helped trap the molten metal in the grooves, facilitating the dissolution of carbon steel insert and mixing, resulting in a final strength of 100 MPa.

Keywords: Composite Casting, Steel, Cast Iron, Bonding, Surface Conditions



Islamic Azad University
Najafabad Branch
Faculty of Materials Engineering
Department of Metallurgical and Materials Engineering

**A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements
for the Degree of M.Sc. in Welding**

Title:
**Study of the Connection of Carbon Steel (Gs-Ck 35) to Chromium
Carbide Wear-resistant Cast Iron Through Casting Method**

By:
Reza Azizi Homami

Supervisor:
Masoud Kasiri Asgarani, PhD

Advisor:
Alireza Alaei, PhD

February 2024