

بررسی تأثیر عملیات پیرسازی هم دما بر ریز ساختار، خواص مکانیکی و رفتار شکست ضربه فلز جوش فولاد زنگ‌نزن آستنیتی L316

علی عماري الهیاری^۱، حسن فرهنگي^{۲*} و سید محمد مهدی هادوی^۳

^۱ دانش آموخته کارشناسی ارشد مهندسی متالورژی و مواد - پردیس دانشکده های فنی - دانشگاه تهران

^۲ دانشیار دانشکده مهندسی متالورژی و مواد - پردیس دانشکده های فنی - دانشگاه تهران

^۳ دانشیار دانشکده مهندسی مواد - دانشگاه صنعتی مالک اشتر

(تاریخ دریافت ۸۵/۱۲/۹، تاریخ دریافت روایت اصلاح شده ۸۶/۱۲/۷، تاریخ تصویب ۸۷/۵/۲)

چکیده

در این پژوهش تأثیر پیرسازی در محدوده دمایی $۵۵۰-۸۵۰^{\circ}\text{C}$ به مدت ۱ تا ۱۰۰ ساعت بر ریزساختار، خواص کششی و رفتار شکست ضربه فلز جوش فولاد زنگ‌نزن آستنیتی L316 مورد بررسی قرار گرفته است. بدین منظور از روشهایی شامل بررسی‌های متالوگرافی، اندازه‌گیری فریت دلتا توسط فریتوسکوپ، و بررسی‌های شکست‌نگاری استفاده شده است. بر اساس نتایج به دست آمده با افزایش دما و زمان پیرسازی، انحلال فریت دلتا، تشکیل شبکه بهم پیوسته فاز سیگما، و پیشروی کرومی شدن در ریزساختار مشاهده می‌شود. تغییرات ساختاری فوق موجب القای نوعی انتقال در رفتار شکست از نرم به ترد می‌شوند که کاهش شدید کرنش شکست و انرژی ضربه شاری را تا ۹۰٪ به دنبال داشته و در مورفولوژی های خاصی مانند موزاییکی و دیمپلی ترد بر روی سطوح شکست نمود می‌یابند. پیامدهای رفتار فوق در ارتباط با انتخاب دمای مناسب عملیات تنش‌زدایی از طریق تقسیم پنجره عملیات پیرسازی به سه ناحیه مورد بحث قرار گرفته است.

واژه های کلیدی: فلز جوش - فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۱۶ کم کربن - پیرسازی - خواص مکانیکی

مقدمه

و هم چنین عملیات تنش‌زدایی در محدوده دمایی $۷۰۰-۸۵۰^{\circ}\text{C}$ توسط محققین توصیه گردیده است [۷، ۸]. دو عامل مهم و مورد توجه دیگر در جوشکاری فولادهای زنگ نزن آستنیتی کنترل فرآیند حساس شدن فلز پایه در ناحیه متأثر از حرارت و ممانعت از ایجاد ترک های داغ می‌باشند [۹-۱۰]. استفاده از انواع کم کربن فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی مانند L316، افزودن عناصر پایدارکننده کربن، و به کارگیری فرآیندهای جوشکاری با گرمای ورودی کم مانند فرآیند جوشکاری اتمسفر خنثی الکتروود تنگستنی (TIG) به عنوان برخی روشهای شناخته شده جهت جلوگیری از حساس شدن توصیه می‌شوند. همچنین کنترل ترکیب شیمیایی فلز جوش به نحوی که موجب تشکیل مقدار کمی فریت دلتا در حدود ۹-۳٪ در فلز جوش گردد به منظور ممانعت از تشکیل ترکهای داغ متداول می‌باشد. از این رو ساختار میکروسکوپی فلز جوش فولادهای زنگ نزن آستنیتی شامل یک ساختار دو فازی مرکب از توزیعی از فاز دمای بالای فریت دلتا در آستنیت بوده که این فاز به عنوان یک عامل استحکام بخش در دمای اتاق عمل می نماید، به طوری که خواص استحکامی

فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی به دلیل مقاومت عالی در برابر خوردگی و خواص مکانیکی مناسب در دمای بالا کاربرد گسترده‌ای در صنایع هسته‌ای، نفت، پتروشیمی و نیروگاهی دارا هستند [۶-۱]. به عنوان مثال فولادهای AISI ۳۰۴ و AISI ۳۱۶ در راکتورهای هسته‌ای مختلف در سرتاسر جهان مورد استفاده قرار می گیرند [۲]. در چنین تأسیساتی اتصالات جوشکاری شده بنا به دلایل متعددی از قبیل تشکیل ناپیوستگی‌های هندسی و عیوب ساختاری، تفاوت خواص نواحی مختلف در مقطع جوش و هم چنین احتمال کاهش داکتیلیتی و چقرمگی شکست مورد توجه جدی می‌باشند [۲، ۶]. از طرف دیگر به دلیل بالا بودن ضریب انبساط حرارتی و پایین بودن رسانایی حرارتی، تنش های پسماند قابل توجهی در طی جوشکاری فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ایجاد می‌گردد. به طوری که مقدار تنش های پسماند می‌تواند حتی از استحکام تسلیم فراتر رفته و در مقاطع ضخیم جوش تا فاصله ای حدود ۵۰ میلی متر از محل درز جوش به داخل فلز پایه امتداد بیابد. از این رو به منظور کاهش میزان تنش های پسماند عملیات حرارتی پس گرم در محدوده دمایی آنیل محلولی

فلز جوش در بارگذاری کششی معادل خواص استحکامی فلز پایه‌ای است که به میزان ۸ درصد تحت کار سرد قرار گرفته باشد [۱۰-۱۲]. علی‌رغم تأثیرات مفید فریت دلتا در افزایش خواص استحکامی فلز جوش، ناپایداری ذاتی این فاز می‌تواند موجب استحاله آن در طی عملیات تنش زدایی و یا عملیات پیرسازی ناشی از قرار گرفتن اتصالات جوش در معرض دماهای سرویس بالا گردد. انحلال تدریجی فاز فریت دلتا، راسب شدن کاربیدهای $M_{23}C_6$ و فاز بین‌فلزی سیگما از تأثیرات مهم عملیات پیرسازی در محدوده‌های دمایی مختلف به شمار می‌روند [۱۳-۱۴]. بنابراین انتظار می‌رود که خواص مکانیکی جوش تابعی از سینتیک انحلال فریت دلتا و هم‌چنین ماهیت محصولات استحاله باشد. از این رو، سینتیک استحاله فریت دلتا و تأثیرات متعاقب آن بر خواص مکانیکی مورد توجه محققین قرار گرفته که در این میان تأثیرات عملیات پیرسازی بر خواص کششی فلز جوش فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی توجه بیشتری را به خود جلب کرده ولی تأثیرات عملیات پیرسازی بر رفتار شکست ضربه کمتر مورد توجه قرار گرفته است [۱۳-۱۸]. در این تحقیق تأثیر عملیات پیرسازی در محدوده دمایی 850°C - 550°C برای زمان‌های ۱ الی ۱۰۰ ساعت بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی فلز جوش در آزمون‌های کشش و ضربه، هم‌چنین تغییرات انرژی ضربه و رفتار شکست بر اساس انحلال فاز فریت دلتا و راسب شدن فاز سیگما مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفته است.

است. به منظور ارزیابی خواص مکانیکی، نمونه‌های مدور تست کشش و نمونه‌های استاندارد ضربه شاری مطابق شکل (۱) از فلز جوش تهیه شدند. نمونه‌های مذکور متعاقباً در دماهای ۵۵۰، ۶۵۰، ۷۵۰ و ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت زمان‌های ۱، ۵، ۲۵ و ۱۰۰ ساعت در کوره آتیین مجهز به سیستم کنترل اتمسفر مورد عملیات حرارتی پیرسازی قرار گرفتند. پس از اتمام عملیات پیرسازی نمونه‌ها از کوره خارج و در هوا سرد شدند. آزمون کشش با استفاده از دستگاه MTS تحت نرخ کرنش $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ انجام پذیرفت. کلیه آزمایش‌های کشش و ضربه در دمای اتاق انجام شدند. متوسط خواص کششی حاصل از آزمایش (سه نمونه) برای هر یک از شرایط مختلف پیرسازی فلز جوش گزارش شده است.

جدول ۱: رویه انجام فرآیند جوشکاری الکتروود تنگستنی.

سیم جوش جوشکاری	سرعت جوشکاری
AISI ۳۱۶L	۱ سانتی‌متر بر دقیقه
قطر الکتروود تنگستنی	گاز محافظ
۳/۲ میلی‌متر	آرگون ۹۹/۹۹ درصد
پلاریته	قطر سیم جوش
جریان مستقیم الکتروود منفی	۲/۴ میلی‌متر
نرخ سیلان گاز آرگون	شدت جریان جوشکاری
۸/۵ لیتر بر دقیقه	۱۳۰ آمپر

جدول ۲: آنالیز شیمیایی فلز جوش فولاد زنگ‌نزن ۳۱۶ کم‌کربن.

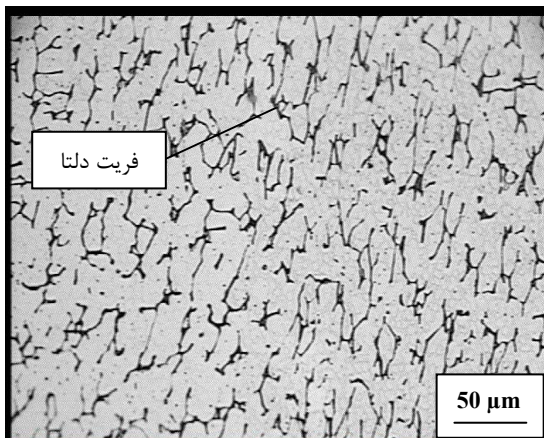
درصد وزنی	عنصر
0.017	C
17.16	Cr
10.22	Ni
2.18	Mo
1.19	Mn
0.13	Co
0.03	P
0.23	Cu

بررسی‌های ریزساختاری فلز جوش در حالت‌های مختلف پیرسازی پس از آماده‌سازی نمونه‌های متالوگرافی و حکاکی با محلول موراکامی با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی، مجهز به دستگاه آنالیزور EDS، انجام شد. درصد فاز فریت با استفاده از دستگاه فریتوسکوپ اندازه‌گیری گردید. بررسی‌های

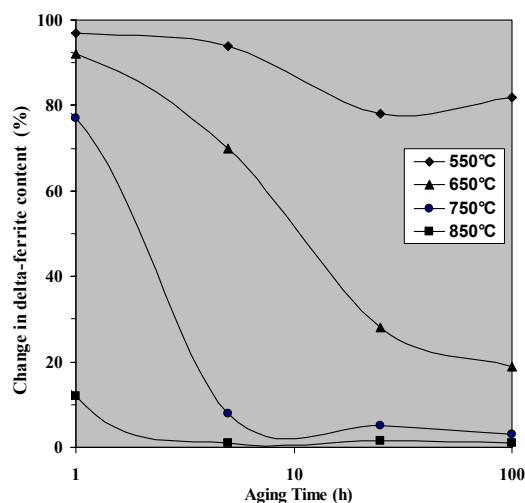
مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از ورق‌های فولاد 316L به ضخامت ۱۵ mm و ابعاد 110×1000 mm به عنوان فلز پایه استفاده شد. ورق‌های فوق در شرایط آنیل شده با ساختاری متشکل از دانه‌های هم‌محور آستنیت و سختی ۱۷۰ ویکرز که در مقاطع مختلف نسبتاً یک‌نواخت بود دریافت شدند. اتصالات جوش لب به لب، پس از آماده‌سازی ورق‌ها مطابق هندسه جوشکاری استاندارد ISO ۲۶۵۰، با استفاده از سیم جوشکاری ۳۱۶L به روش اتمسفر خنثی الکتروود تنگستنی (TIG) تهیه گردید و با استفاده از نمونه‌های غیر مخرب اولتراسونیک و رادیوگرافی مورد ارزیابی قرار گرفتند. شرایط جوشکاری و آنالیز شیمیایی فلز جوش در جدول‌های (۱) و (۲) ارائه گردیده

انحلال فریت دلتا بسیار جزئی بوده و تنها کاهش اندکی در محتوی فریت پس از ۱۰۰ ساعت ایجاد می‌شود. با افزایش دمای پیرسازی به 650°C میزان انحلال فریت افزایش یافته و کاهش محتوی فریت پس از ۱۰۰ ساعت به ۸۰ درصد بالغ می‌شود. در ماهای بالاتر پیرسازی زمان لازم برای استحاله تقریباً کامل فریت دلتا به مقدار چشم گیری کاهش می‌یابد و زمان لازم برای انحلال ۹۰ درصد فاز فریت دلتا در دماهای 750°C و 850°C درجه سانتی گراد به ترتیب به ۵ و ۱ ساعت می‌رسد. به طوری که ملاحظه می‌شود میزان فاز فریت دلتا استحاله یافته به شدت تابع دما و زمان پیرسازی است. بر اساس مشاهدات انجام شده در تحقیقات قبلی [۸، ۵-۳] مهم ترین محصولات استحاله فریت دلتا در طی پیرسازی شامل کاربیدهای M_{23}C_6 در دماهای پایین، که توسط میکروسکوپ الکترونی عبوری قابل تشخیص هستند، و فاز سیگما در دماهای بالاتر می‌باشد.

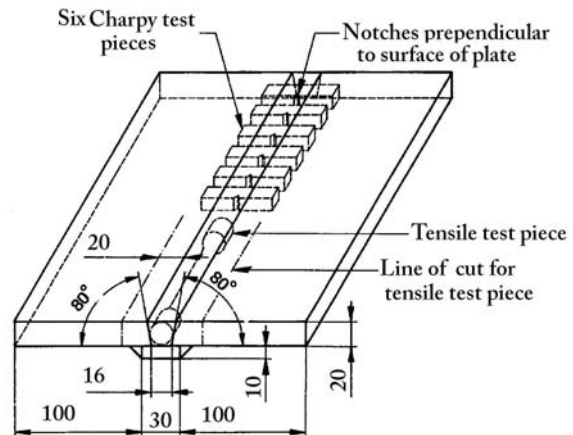


شکل ۲: تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فلز جوش فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶ کم کربن.



شکل ۳: درصد تغییرات محتوی فریت با زمان پیرسازی.

شکست‌نگاری بر روی سطوح شکست نمونه‌های ضربه توسط میکروسکوپ نوری استریو و میکروسکوپ الکترونی روبشی در محدوده بزرگ نمایی ۲ الی ۱۵۰۰۰ برابر انجام پذیرفت.



شکل ۱: نحوه نمونه گیری از قطعات جوشکاری شده، به منظور انجام آزمایش کشش و ضربه (ابعاد به میلی متر می‌باشد).

نتایج و بحث

ساختار میکروسکوپی فلز جوش

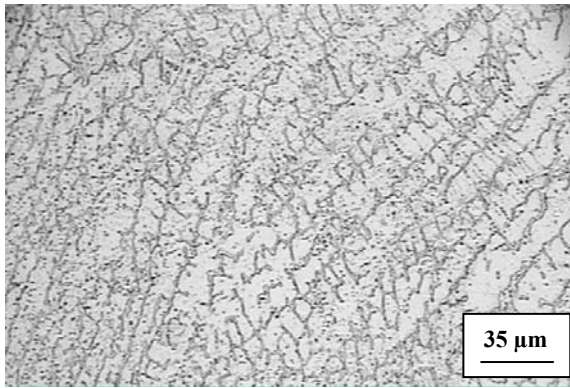
ساختار میکروسکوپی فلز جوش، متشکل از زمینه روشن آستنیت به همراه فاز تیره‌تر فریت دلتا، در شکل (۲) نشان داده شده است. این ساختار دو فازی ناشی از استحاله ناتمام فریت دلتا به آستنیت در طی انجماد فلز جوش می‌باشد. انجماد فلز جوش از طریق جوانه زنی و رشد دندریتهای فاز اولیه فریت دلتا آغاز شده که با کاهش دما در یک واکنش پریتهکتیک با مذاب به آستنیت استحاله می‌یابد [۱۲]. با توجه به نسبت بالای Cr به Ni در ترکیب شیمیایی فلز جوش بخشی از فاز فریت دلتا در واکنش فوق مصرف نشده و به صورت فریت اسکلتی در نواحی بین‌دندریتهی بر جای مانده است. درصد وزنی فریت دلتا در فلز جوش ۳۱۶L در این تحقیق بر اساس اندازه‌گیریهای انجام شده با استفاده از فریتوسکوپ به مقدار میانگین ۷/۵٪ بالغ می‌شود.

انحلال فریت دلتا

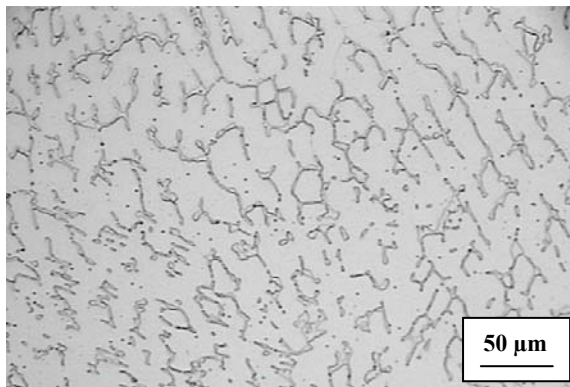
ناپایداری ذاتی فریت دلتا موجب استحاله‌های فازی حالت جامد در طی پیرسازی در دمای بالا می‌گردد. درصد تغییرات محتوی فریت به عنوان تابعی از زمان پیرسازی در دماهای مختلف در شکل (۳) نشان داده شده است. به طوری که مشاهده می‌شود در دمای 550°C

تغییرات ساختار میکروسکوپی در طی پیرسازی

در این تحقیق تغییرات ساختاری فلز جوش در طی پیرسازی هم دما توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی پویشی مورد مطالعه قرار گرفت. بر اساس مشاهدات انجام شده پیرسازی هم دما در 550°C موجب تغییرات محسوسی در ریزساختار نمی‌شود (شکل ۴-الف) و تنها تغییرات ساختاری، محدود به تغییرات جزئی در مورفولوژی فریت دلتا می‌باشد. لیکن کاهش اندک محتوی فریت در طی پیرسازی حاکی از راسب شدن کاربیدهای ریز در ریزساختار فلز جوش است. مرزهای بین فازی میان فریت و آستنیت، به دلیل بالا بودن غلظت Cr و Mo در فریت دلتا و کربن در آستنیت، به عنوان مکانهای ترجیحی رسوب گذاری کاربیدها شناسایی شده اند [۳-۴ و ۱]. در دمای پیرسازی 650°C ، تشکیل اولین ذرات فاز سیگما پس از ۵ ساعت در امتداد قسمت هایی از فریت اسکلتی در ریز ساختار قابل مشاهده می باشد.



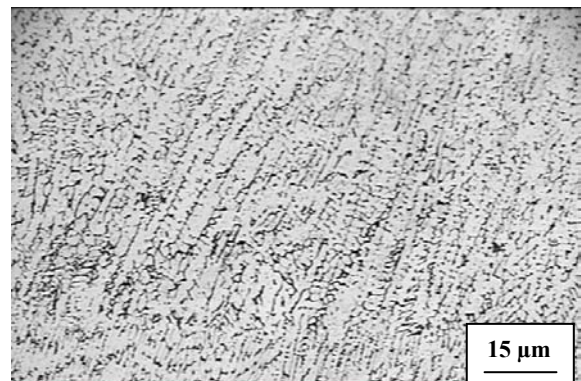
الف



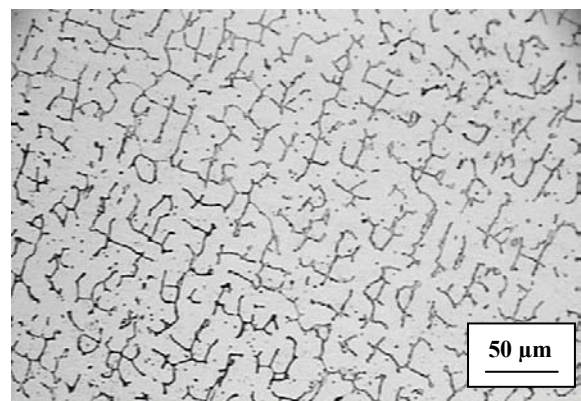
ب

شکل ۵: تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فلز جوش پس از پیرسازی در (الف) دمای 750°C به مدت ۵ ساعت و (ب) دمای 850°C به مدت ۱ ساعت.

با رشد تدریجی فاز سیگما پس از ۱۰۰ ساعت (شکل ۴-ب) شبکه نسبتاً پیوسته‌ای از ذرات طویل سیگما جای گزین بخش عمده‌ای از فریت اسکلتی می‌گردد. در دماهای پیرسازی 750°C و 850°C درجه سانتی گراد رشد فاز سیگما با سرعت بیشتری اتفاق می‌افتد به طوری که زمان لازم برای تشکیل شبکه فاز سیگما به ترتیب ۵ و ۱ ساعت تقلیل می‌یابد (شکل‌های ۵-الف و ب). مورفولوژی شبکه به هم پیوسته فاز سیگما در دماهای فوق ناپایدار است و از طریق کروی شدن می‌تواند انرژی آزاد خود را کاهش دهد. تأثیرات فرآیند کروی شدن پس از ۲۵ ساعت در 750°C و پس از ۵ ساعت در 850°C در ساختار میکروسکوپی قابل تشخیص است (شکل‌های ۶-الف و ب). به طوری که در شکل مشاهده می‌شود، پیش روی فرآیند کروی شدن از طریق باریک شدن موضعی یا تشکیل تعدادی گردنی در امتداد ذرات طویل و رشد تدریجی گردنی‌ها صورت می‌گیرد ضمن این که همراه با تقسیم تدریجی ذرات طویل فاز سیگما به دسته ای از



الف



ب

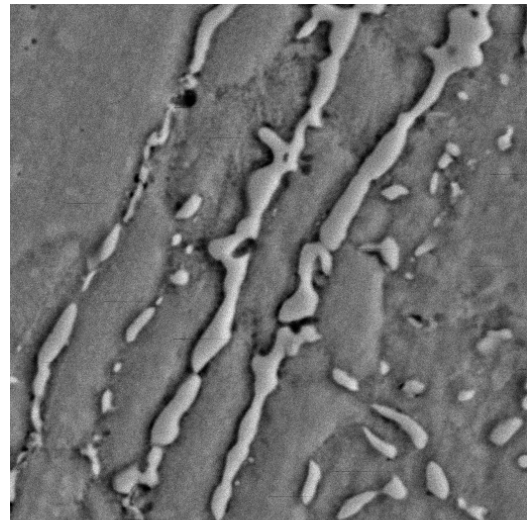
شکل ۴: تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فلز جوش پس از پیرسازی در (الف) دمای 550°C به مدت ۱ ساعت و (ب) دمای 650°C به مدت ۱۰۰ ساعت.

خواص کششی

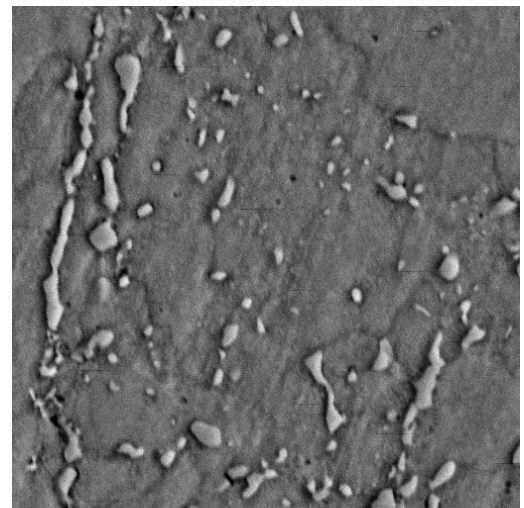
درصد تغییرات خواص کششی در طی پیرسازی در مقایسه با خواص فلز جوش در حالت اولیه، شامل درصد تغییرات استحکام تسلیم، استحکام کششی و کرنش شکست به عنوان تابعی از زمان پیرسازی در دماهای مختلف در شکل های (۷- الف الی ج) نشان داده شده است به طوری که ملاحظه می‌گردد (شکل ۷- الف) با افزایش دمای پیرسازی استحکام تسلیم کاهش می‌یابد و تغییرات آن بین حداکثر $+10\%$ در دماهای پایین تا -18% در دماهای بالاتر پیرسازی قرار دارد. مشاهدات فوق حاکی از نقش فاکتورهای وابسته به دما با تأثیرات متضاد بر استحکام تسلیم می‌باشد. راسب شدن ذرات غیر قابل تغییر شکل در ریزساختار استحکام تسلیم را افزایش می‌دهد، در حالی که انحلال سریع فریت دلتا، کاهش درصد عناصر محلول در آستنیت در طی رشد سریع فاز سیگما، و کروی شدن فاز سیگما از جمله عواملی هستند که در دماهای بالاتر موجب کاهش استحکام تسلیم می‌گردند. با توجه به نتایج ارائه شده در شکل (۷- ب) استحکام کششی فلز جوش بر اثر پیرسازی افزایش می‌یابد که این افزایش در دماهای پایین‌تر پیرسازی بسیار جزئی ولی با تشکیل شبکه تقریباً پیوسته فاز سیگما در دمای 650°C پس از ۱۰۰ ساعت به حدود 10% بالغ می‌گردد. بیشترین افزایش در استحکام کششی به میزان 15% پس از ۵ ساعت پیرسازی در دمای 850°C قابل مشاهده می‌باشد که این افزایش به انحلال کامل فریت دلتا و جایگزینی آن توسط شبکه به هم پیوسته از ذرات فاز سیگما قابل انتساب است. با پیشروی کروی شدن در ادامه پیرسازی در این دما و کاهش نسبت طول به عرض ذرات فاز سیگما، استحکام کششی از مقدار حداکثری خود کاهش می‌یابد.

به طوری که در شکل (۷- ج) مشاهده می‌شود کرنش شکست بیش از سایر خواص کششی توسط فرآیند پیرسازی تحت تأثیر قرار گرفته و بین 30% الی 65% درصد در محدوده دماها و زمان‌های مورد بررسی کاهش می‌یابد. بیشترین کاهش در کرنش شکست در دماهای بالاتر پیرسازی، 750°C و 850°C درجه سانتی‌گراد، که همراه با انحلال سریع فریت دلتا و رشد سریع شبکه پیوسته فاز سیگما است، مشاهده می‌گردد. لیکن با توجه به وجود نقاط ماکزیمم بر روی منحنی تغییرات کرنش شکست در

ذرات ریزتر، نسبت طول به عرض ذرات کاهش یافته و از میزان به هم پیوستگی شبکه فاز سیگما کاسته می‌شود. بنا بر مشاهدات فوق تغییرات ساختاری ناشی از پیرسازی در سه نوع ریزساختار عمومی قابل طبقه‌بندی می‌باشد. این ریزساختارها به ترتیب شامل ریزساختارهای حاوی تغییرات جزئی در مورفولوژی فریت دلتا در دماها و زمان‌های پایین، ریزساختارهای حاوی شبکه بهم پیوسته فاز سیگما و ریز ساختارهای نمایانگر پیشروی کروی شدن فاز سیگما در دماها و زمان‌های بالاتر می‌باشد.



الف

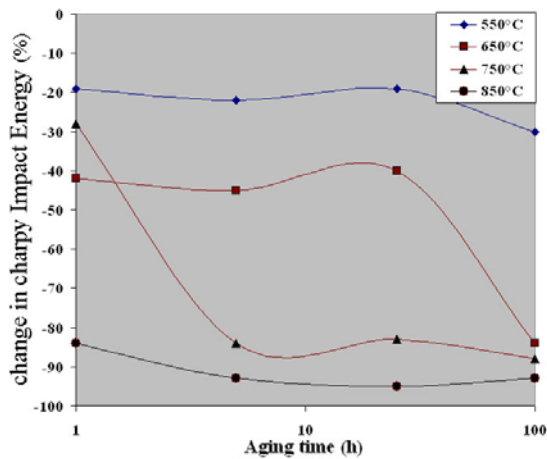


ب

شکل ۶: تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از ریزساختار فلز جوش پس از پیرسازی در (الف) دمای 750°C به مدت ۵ ساعت و (ب) دمای 850°C به مدت ۲۵ ساعت.

انرژی ضربه شاری

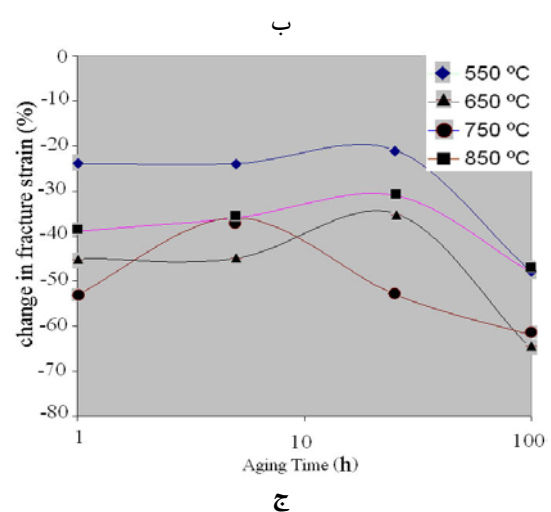
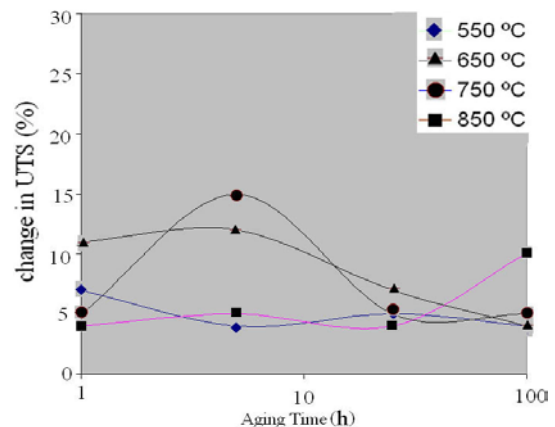
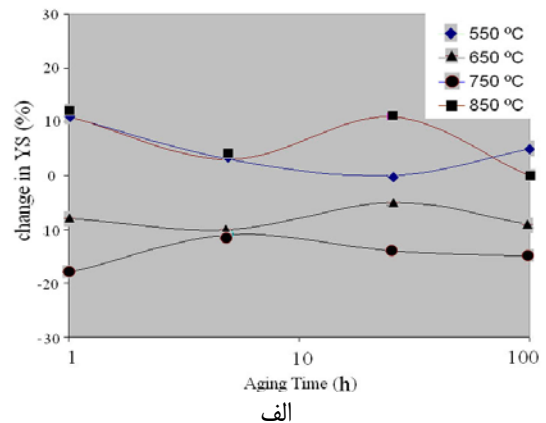
درصد تغییرات انرژی ضربه شاری با زمان پیرسازی در دماهای مختلف در شکل (۸) ترسیم گردیده است. به طوری که ملاحظه می‌شود انرژی ضربه فلز جوش بر اثر پیرسازی بین ۲۰ الی ۹۵ درصد کاهش یافته و در یک روند عمومی افزایش دما و زمان پیرسازی موجب افت بیشتری در انرژی ضربه می‌شود. کمترین مقدار کاهش در انرژی ضربه در دمای 550°C مشاهده می‌شود که پس از ۱۰۰ ساعت به حدود ۳۰٪ می‌رسد. بیشترین مقدار کاهش نیز در دمای 850°C اتفاق می‌افتد به طوری که انرژی ضربه تنها پس از یک ساعت به میزان ۹۰٪ کاهش می‌یابد.



شکل ۸: درصد تغییرات انرژی ضربه شاری در طی پیرسازی نسبت به فلز جوش در حالت اولیه.

مقایسه منحنی تغییرات انرژی ضربه با منحنی تغییرات محتوی فریت در شکل‌های (۸) و (۳) حکایت از شباهت نزدیک میان روند تغییرات این دو مشخصه در طی پیرسازی به ویژه در دماهای 750°C و 850°C در آن گراد دارد. این شباهت به وضوح در شکل (۹) که در آن درصد تغییرات محتوی فریت به همراه تغییرات انرژی ضربه به عنوان تابعی از زمان پیرسازی در یک نمودار ترسیم شده‌اند قابل مشاهده است. با توجه به این تطبیق نزدیک پیداست که محصولات استتال فریت دلتا تأثیر مستقیمی بر انرژی ضربه شاری فلز جوش دارند. به منظور شناسایی این تأثیرات سطوح شکست نمونه‌های ضربه مورد بررسی‌های دقیق شکست‌نگاری توسط میکروسکوپ الکترونی قرار گرفتند.

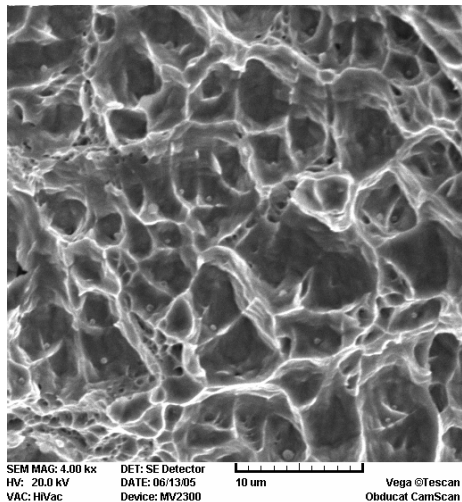
دماهای 750°C و 850°C درجه سانتی گراد در شکل (۳)، به نظر می‌رسد که در ادامه پیرسازی و با پیش روی فرآیند کروی شدن مقداری از کرنش شکست بازیابی می‌گردد. از آن جایی که روند کروی شدن در دماهای بالای پیرسازی سریع‌تر است، نقطه ماکزیمم بر روی منحنی تغییرات کرنش شکست با افزایش دما به زمان‌های کمتر جا به جا می‌شود.



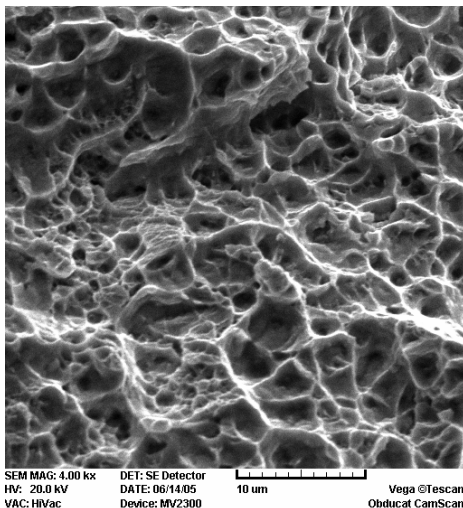
شکل ۹: درصد تغییرات خواص کششی در طی پیرسازی در مقایسه با خواص فلز جوش در حالت اولیه (الف) استحکام تسلیم (ب) استحکام کششی و (ج) کرنش شکست.

دیمپلی نرم است، جای گزین می‌شود (شکل ۱۱- ب). در این مورفولوژی، ذرات کوچک تر فاز سیگما به عنوان مراکز جوانه‌زنی حفره‌ها بر روی سطح شکست به وضوح قابل تشخیص هستند.

بررسی‌های فوق نشان گر تأثیرات بارز فاز سیگما در تغییر حالت شکست از شکست نرم به شکست ترد و لذا کاهش انرژی ضربه شاری است. این تغییر حالت شکست اساساً معلول تمرکز تنش ناشی از حرکت و تجمع نا به جایی‌ها در پشت موانعی نظیر فاز سیگما و فعال شدن صفحات شبه‌کلیواژ در زمینه آستنیتی می‌باشد، به طوری که صفحه اصلی ترک منطبق بر صفحات شبه‌کلیواژ در دانه‌های مختلف آستنیت قرار می‌گیرد.

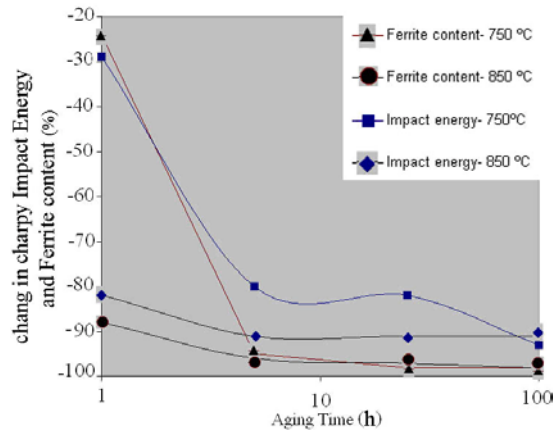


الف



ب

شکل ۱۰: تصاویر مقاطع شکست فلز جوش فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶ کم کربن: الف- شکست نرم فلز جوش در حالت اولیه بدون پیرسازی ب- شکست نرم فلز جوش در دمای پیرسازی ۵۵۰ °C و زمان ۱۰۰ ساعت.



شکل ۹: درصد تغییرات انرژی ضربه شاری و میزان انحلال فریت در دماهای ۷۵۰ °C و ۸۵۰ °C به عنوان تابعی از زمان پیرسازی، نسبت به فلز جوش در حالت اولیه.

مکانیزم‌های شکست

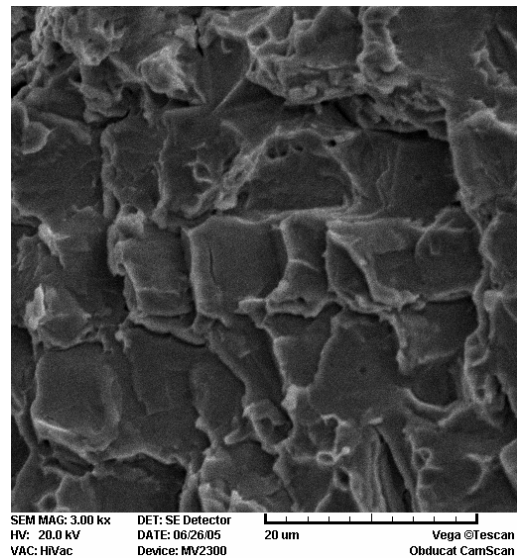
انواع مورفولوژی‌های سطوح شکست که در مشاهدات شکست‌نگاری شناسایی گردیدند در شکل‌های (۱۰) و (۱۱) نشان داده شده‌اند. این مورفولوژی‌ها در سه دسته دیمپلی نرم، موزاییکی ترد، و دیمپلی ترد قابل طبقه بندی هستند. مورفولوژی دیمپلی نرم که معرف مکانیزم شکست اتصال حفره‌ها و حاکی از وقوع شکست نرم یا داکتیل از طریق جوانه‌زنی و به هم پیوستن حفره‌ها می‌باشد [۱۱] در سرتاسر سطوح شکست فلز جوش و نمونه‌های پیرسازی شده در دمای ۵۵۰ °C غالب است (شکل ۹- الف و ب). علی‌رغم کاهش تدریجی محتوی فریت در طی پیرسازی در دمای مذکور و راسب شدن کاربیدها، هیچ‌گونه شواهدی دال بر تغییر مکانیزم شکست و یا ایجاد مسیرهای ترجیحی رشد ترک در امتداد مرزهای دانه یا مرزهای بین‌فازی میان آستنیت و فریت مشاهده نمی‌شود.

اولین تغییر بارز در مکانیزم حاکم بر شکست پس از تشکیل شبکه پیوسته فاز سیگما در دماهای بالاتر پیرسازی قابل مشاهده است. در این شرایط سطح شکست نوعی مورفولوژی موزاییکی ترد را نمایش می‌دهد (شکل ۱۰- الف) که متشکل از بخش‌های کوچک آستنیت، که صاف و تقریباً فاقد علائم تغییرشکل هستند، در محاصره ذرات شکسته شده فاز سیگما است. با پیش روی فرآیند کروی‌شدن در ادامه پیرسازی مورفولوژی موزاییکی سطح شکست توسط نوعی مورفولوژی دیمپلی ترد، که همراه با جذب انرژی بسیار ناچیز در مقایسه با مورفولوژی

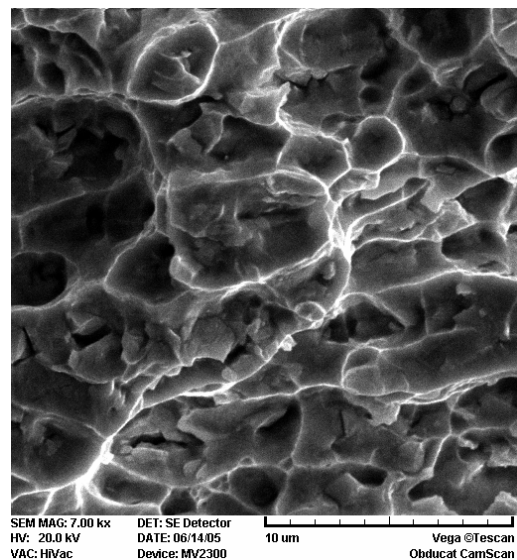
و مکانیزم شکست از شکست نرم به شکست ترد تغییر می‌یابد. اشاعه سریع ترک از فاز سیگما به داخل تکه‌های مجزای فاز آستنیت که تغییر شکل چندانی نیافته، توام با جذب انرژی کم و برجای ماندن سطح شکستی با مورفولوژی موزاییکی می‌شود. پیش روی جزئی کرومی-شدن در ادامه پیرسازی موجب باریک و گردنی شدن ذرات طویل فاز سیگما و تشکیل ذرات ریزتر در ساختار می‌گردد (شکل ۶- الف و ب). از آن جایی که نواحی گردنی شده به عنوان محل های تمرکز تنش عمل می‌کنند، شکست سریع فاز سیگما از محل گردنی ها موجب افزایش تعداد نقاط جوانه‌زنی حفره در واحد حجم شده که در نتیجه آن مورفولوژی سطح شکست از موزاییکی به دیمپلی ترد تغییر می نماید.

انتقال رفتار شکست نرم به ترد در طی پیرسازی

بر اساس بررسی‌های شکست‌نگاری، افت شدید انرژی ضربه شاریبی در طی پیرسازی مرتبط با نوعی انتقال از حالت شکست نرم به حالت شکست ترد است. این رفتار متأثر از ناپایداری فریت دلتا و جای‌گزین شدن آن توسط شبکه به هم پیوسته فاز سیگما با افزایش دما و زمان پیرسازی می‌باشد. رابطه میان این تغییرات ساختاری، حالت شکست، و انرژی ضربه شاریبی به صورت یک پارچه در پنجره عملیات پیرسازی در شکل (۱۲) نمایش داده شده است. به طوری که ملاحظه می‌شود محدوده دمایی و زمانی پیرسازی به سه ناحیه مجزا قابل تقسیم است. این نواحی که با A، B و C مشخص شده‌اند به ترتیب نواحی رفتار شکست نرم، انتقالی، و شکست ترد را نشان می‌دهند. در ناحیه A در دماهای پایین پیرسازی میزان انحلال فریت اندک بوده و در مجموع کمتر از ۳۰ درصد فاز فریت دلتا انحلال می‌یابد. مهم ترین محصول استتاله فاز دلتا در این ناحیه کاربیدهای $M_{23}C_6$ می‌باشند. رفتار شکست نمونه‌های پیرسازی شده در این ناحیه مشابهت نزدیکی با رفتار فلز جوش در حالت اولیه داشته و با توجه به حاکم بودن مکانیزم شکست اتصال حفره‌ها که موجب افزایش انرژی ضربه می‌گردد، سطح انرژی ضربه بالاتر از ۱۲۰J می‌باشد. با افزایش دما یا زمان پیرسازی و عبور از ناحیه انتقالی B، میزان فاز فریت دلتا استتاله یافته در ناحیه C به صورت محسوسی افزایش می‌یابد و در مجموع



الف



ب

شکل ۱۱: تصاویر مقاطع شکست فلز جوش فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶ کم کربن: الف- شکست موزاییکی ترد در دمای پیرسازی $850^{\circ}C$ و زمان یک ساعت ب- شکست دیمپلی ترد در دمای پیرسازی $850^{\circ}C$ و زمان ۱۰۰ ساعت.

شبکه سخت و ترد فاز سیگما که بر اثر پیرسازی در دماهای بالا جای‌گزین فریت دلتا می‌شود اساساً فاز آستنیت زمینه را به بخش های کوچکی که توسط لایه‌های فاز سیگما جدا شده‌اند تقسیم بندی می‌کند. قسمت بندی فاز آستنیت توسط شبکه فاز سیگما موجب ممانعت از انقباض آزاد بخش های مجزای آستنیت در طی شکست ضربه می‌گردد. هم چنین در رأس شیار نمونه ضربه شاریبی، به دلیل ضخیم بودن نمونه، شرایط بارگذاری سه بعدی حاکم گردیده و به دلیل حضور تنش هیدرواستاتیک کششی، قابلیت انعطاف نمونه محدود شده

انحلال فریت دلتا در طی پیرسازی در دمای 550°C به طور جزئی انجام می‌شود. در دمای 650°C کاهش محتوی فریت پس از ۱۰۰ ساعت به ۸۰٪ بالغ می‌شود. در دماهای 750°C و 850°C درجه سانتی گراد زمان لازم برای استحاله ۹۰٪ فاز فریت دلتا به ترتیب به ۵ و ۱ ساعت می‌رسد.

۲- افزایش میزان انحلال فریت دلتا در دماهای 650°C و بالاتر، توأم با جای گزین شدن فریت اسکلتی توسط شبکه به هم پیوسته فاز سیگما است که در ادامه پیرسازی و با پیشروی کروی شدن به ذرات مستقل تر تبدیل می‌شود.

۳- بیشترین کاهش در خواص مکانیکی بر اثر پیرسازی در مورد کرنش شکست و انرژی ضربه شاری به ترتیب به میزان $65-30\%$ و $95-20\%$ مشاهده می‌شود که در یک روند تقریباً عمومی میزان کاهش با افزایش دمای پیرسازی افزایش می‌یابد.

۴- تطابق نزدیک میان منحنی تغییرات محتوی فریت و انرژی ضربه در دماهای پیرسازی 750°C و 850°C درجه سانتی گراد نشان‌دهنده تأثیرات مستقیم جای گزینی فریت اسکلتی توسط شبکه فاز سیگما در افت انرژی ضربه شاری می باشد.

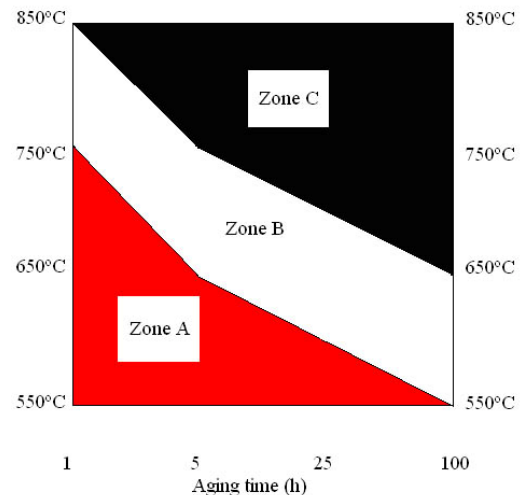
۵- تشکیل شبکه به هم پیوسته فاز سیگما موجب القای نوعی انتقال از رفتار شکست نرم به ترد و تغییر مورفولوژی سطح شکست از دیمپلی نرم به مورفولوژی موزاییکی و سپس مورفولوژی دیمپلی ترد با ادامه کروی شدن فاز سیگما می‌شود.

۶- روند رفتار انتقالی شکست از نرم به ترد و رابطه نزدیک آن با روند تغییرات ساختاری، پنجره عملیات پیرسازی را به سه ناحیه مجزا تقسیم می‌کند که برای انتخاب دما و مدت زمان عملیات تنش‌زدایی مقاطع ضخیم جوشکاری- شده فولاد زنگ نزن آستینیتی ۳۱۶ L مناسب می باشد.

تقدیر و تشکر

مؤلفین از دانشکده مهندسی متالورژی و مواد دانشگاه تهران و مرکز تحقیقات مواد پیشرفته جهت بهره‌گیری از امکانات و تجهیزات آزمایشگاهی تشکر و قدردانی می‌نمایند. هم چنین بخشی از این پژوهش با استفاده از اعتبارات دانشگاه تهران و به عنوان طرح شماره ۸۱۰۷۰۱۲/۱۰۲ انجام شده که بدین وسیله مراتب تشکر و قدردانی نویسندگان از دانشگاه تهران اعلام می‌گردد.

بیش از ۸۰ درصد فریت دلتا انحلال می‌یابد. مهم ترین محصول استحاله در این ناحیه شبکه فاز سیگما می‌باشد که موجب القای نوعی انتقال در رفتار شکست از نرم به ترد و کاهش شدید انرژی ضربه به کمتر از 30J می‌گردد. اگر چه با ادامه پیرسازی در این ناحیه ذرات مستقل تری از فاز سیگما تشکیل می‌شوند ولی این روند تأثیر خاصی در جبران انرژی ضربه از دست رفته در محدوده زمان‌های مورد بررسی ندارد.



شکل ۱۲: نمودار ترکیبی تغییرات ساختاری، حالت شکست و انرژی ضربه شاری به صورت یک پارچه در پنجره عملیات پیرسازی.

بر اساس نتایج ارائه شده در پنجره عملیات پیرسازی در شکل (۱۲) محدوده دمایی $700-850^{\circ}\text{C}$ پیشنهاد شده توسط سایر محققین [۱۸ - ۱۴] جهت انجام عملیات تنش‌زدایی بر روی مقاطع ضخیم جوشکاری شده فولاد زنگ‌نزن آستینیتی ۳۱۶L قابل ارزیابی می‌باشد. به طوری که به وضوح مشاهده می‌شود تنش‌زدایی در دماهای بالاتر از 750°C به دلیل کاهش شدید انرژی ضربه مناسب نمی‌باشد، و تنها محدوده دمایی $700-750^{\circ}\text{C}$ قابل توصیه است. با توجه به این که تغییرات ساختاری و خواص مکانیکی تابعی از ترکیب شیمیایی فلز جوش و تا حدودی روش جوشکاری می باشد، دمای مناسب تنش‌زدایی در هر مورد خاص بر مبنای فریت سنجی و چند آزمایش مکانیکی اولیه با ارجاع به پنجره عملیات پیرسازی قابل انتخاب خواهد بود.

نتیجه گیری

۱- استحاله فریت دلتا به شدت تابع دمای پیرسازی است.

- 1 - Smith, J. J. and Farrar, R. A. (1993). "Influence of microstructure and composition on mechanical properties of some AISI 300 series weld metals." *International Materials Reviews*, Vol. 38, No. 1, PP. 25–51.
- 2 - Brinkman, C. R. (1977). "Mechanical properties of liquid metal fast breeder reactor primary piping materials." *Nuclear Technology*, Vol. 33, PP. 76–95.
- 3 - Farrar, R. A. and Huelin, C. (1985). "Phase transformation and impact properties of type 17-8-2 austenitic weld metals." *Journal of Materials Science*, Vol. 20, PP. 2828–2838.
- 4 - Farrar, R. A. (1985). "Microstructure and phase transformations in duplex 316 submerged arc weld metal, an ageing study at 700°C." *Met. Trans.*, Vol. 20A, PP. 4215–4231.
- 5 - Gill, T. P. S. and Vijayalakshmi, M. (1989). "On microstructure-property correlation of thermally aged type 316L stainless steel weld metal." *Met., Trans.*, Vol. 20A, PP. 1115–1124.
- 6 - Tseng, K. H. and Chou, C. P. (2003). "The study of nitrogen in argon gas on the angular distortion of Austenitic stainless steel weldments." *J.M.P.T.*, Vol. 142, PP. 139–144.
- 7 - Shaikh, H. and Vinoy, T. V. (1998) "Correlation of microstructure and tensile properties of 316 stainless steel weld metal solution annealed at high temperatures." *Materials Science and Technology*, Vol. 14, PP. 129–135.
- 8 - Smith, J. J. (1991). "Effect of composition on the transformation behavior of duplex 316 welds metal." *Journal of Materials Science*, Vol. 26, PP. 5025–5036.
- 9 - Brooks, J. A. (1991). "Microstructural development and solidification cracking susceptibility of Austenitic Stainless Steel Welds." *International Materials Reviews*, Vol. 36, No.1, PP. 16–62.
- 10 - Shankar, V. (2003). "Effect of nitrogen addition on microstructure and fusion zone cracking in type 316L stainless steel welds metal." *Materials Science and Engineering A*, Vol. 343, PP. 171–181.
- 11 - Mills, W. J. (1997). "Fracture toughness of type 304 and 316 Stainless Steels and their welds." *International Materials Reviews*, Vol. 42, No. 4, PP. 45–82.
- 12 - Vitek, J. M. (2001). "Simulating the ferrite to austenitic transformation in stainless steel welds." *Calphad.*, Vol. 25, No. 2, PP. 217–230.
- 13 - Wegrzyn, W. (1981). "The effect of alloying elements on sigma phase formation in 18–8 welds metals." *Welding Research Supplement*, August 1981, PP. 146-154.
- 14 - Gill, T. P. S. and Shankar, V. (1995) "Effect of composition on the transformation of delta ferrite to sigma in type 316 stainless steel welds metals." *Scripta Metallurgica ET Materialia*, Vol. 32, No. 10, PP. 1595–1600.
- 15 - Gooch, T. G. (1995) "Embrittlement of stainless steel welds by temperature heat treatment." *Welding in the World*, Vol. 35, No. 4, PP. 248–254.
- 16 - Lai, J. k. (1979). "Delta ferrite transformations in a type 316 weld metals." *Welding Research Supplement*, January 1979, PP. 1–6.
- 17 - Farrar, R. A. (1983). "The microstructure and phase transformations in Duplex 316L submerged arc weld metals." *Journal of Materials Science*, Vol. 18, PP. 3461–3474.
- 18 - SatoYutaka, S. (1999). "Preferential Precipitation site of sigma Phase in Duplex stainless steel weld metal." *Scripta Materialia*, Vol. 40, No. 6, PP. 659–663.