علوم و فناوری جوشکاری ایران، سال دوم، شماره ۱، بهار و تابستان ۹۵، صفحه ۷۷-۶۹

اثر حرارت ورودی بر ریزساختار و سختی فولاد δ-TRIP با آلومینیوم بالا در جوشکاری لیزر فیبری

یاسر نجفی*[۱] ، فرشید مالک قائینی[۱] ، یحیی پالیزدار[۲] ، سجاد غلامی[۳]

۱- دانشکده فنی و مهندسی، بخش مهندسی مواد ، دانشگاه تربیت مدرس، تهران، ایران

۲- پژوهشکده نانو و مواد پیشرفته ، پژوهشگاه مواد و انرژی، تهران، ایران

۳- دانشکده مهندسی ، بخش مهندسی مواد ، دانشگاه شیراز ، شیراز، ایران

(دریافت مقاله: ۱۳۹۴/۱۲/۲۲ ؛ دریافت نسخهٔ نهایی: ۱۳۹۵/۰۳/۲۶)

چکیده

تحقیقات اخیر معطوف به توسعه فولادهایی موسوم به فولادهایTRIPشده‌اند که هر دو مؤلفه استحکام و چقرمگی را هم‌زمان به مقدار مورد قبولی دارا است.با توسعه این فولادها ، نیاز به جوشکاری با مقدار فلز جوش کمتر و استحکام مناسب احساس می‌شود.به همین خاطر تحقیق حاضر به بررسی اثر حرارت ورودی در جوشکاری لیزر فیبر بر روی ابعاد فلز جوش، ریزساختارو سختی جوش حاصله در نوع خاصی از فولاد TRIP موسوم به فولاد δ-TRIP با مقدار کربن ۰.۴٪ و مقدار آلومینیوم ۴ ٪ پرداخته است.جوشکاریbead on plate در سه حرارت ورودی مختلف ۲۸،۶۰ و ۸۰ ژول بر میلی متر انجام‌شده و اثر آن روی ریزساختار و سختی حاصل مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان می‌دهد که با افزایش حرارت ورودی، نرخ سرد شدن کاهش‌یافته و این عامل باعث پایداری مقدار بیشتری از فاز نرم فریت دلتا می‌شود که درنتیجه‌ی آن مقدار سختی فلز جوش کاهش یافته و بنابراین اختلاف سختی بین فلز پایه و فلز جوش تعدیل می‌یابد.

کلمات کلیدی: فولاد δ-TRIP، عملیات حرارتی،جوشکاری لیزر فیبری، حرارت ورودی، آلومینیوم بالا، میکرو سختی

The effect of heat input on the microstructure and hardness of continuous fiber laser welded high Al-content δ-TRIP steel

Y. Najafi[1], F. MalekGhaini[1], Y. Palizdar[2], S. Gholami[3]

1-Department of Materials Engineering, TarbiatModares University, Tehran, Iran

2-Department of Nanotechnology and Advanced Materials, Materials and Energy Research Center, Tehran, Iran

3-Department of Materials Engineering, Shiraz University, Shiraz, Iran

(Received 12 March 2016 ; Accepted 15 June 2016)

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی yasernajafi311@yahoo.com

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-02]

Abstract
Recent research suggests that extraordinary combinations of strength and ductility can be achieved in the so-called TRIP steels. With the development of these steels, welding with small weld nugget size and acceptable strength are needed. For these reasons present study was carried out to investigate the effect of heat input onweld size, microstructure and the hardness of the welded metal of 0.4%C- 4%Al δ-TRIP steel after continues fiber-laser welding process. To achieve this goal a bead on plate welding with three different values of heat input 28, 60 and 80 J/mm were used.The results of welding process revealed that by increasing the heat input, cooling rate decreased and the volume percent of the δ-ferrite in weld metal increased due to the availability of sufficient time for partitioning of Al in high heat input which leads to the stable δ-ferrite and as a result the difference between the hardness of the weld metal in comparison to the base metal decreased.

Keywords: δ-TRIP steel, Heat treatment, Fiber laser welding, Heat input, High Aluminum, Micro hardness.

۱- مقدمه

فولادTRIPیکی از موادی است که دارای ترکیب استحکام و سفتی بالا به همراه ازدیاد طول یکنواخت(UE) عالی در مقایسه با فولادهایHSLA و دیگر فولادهایAHS نظیرDP است.همراه این ویژگی‌ها فولادهایTRIP همچنین دارای قابلیت جذب انرژی بیشتر در حین تصادفات، به دلیل استحاله‌ی به تأخیرانداخته‌شده آستنیت به مارتنزیت در حین تغییر شکل است.ریزساختار متداول از فولادهایTRIP شامل فریت (α) ، بینیت (βα) و آستنیت باقیمانده (Rγ) ،(معمولاً ۵-۱۰ ٪) در زمینه توزیع می‌شوند[۱].

اندازه ، شکل ، ترکیب شیمیایی و کسر حجمی فازهای تشکیل‌دهنده‌ی ساختار بخصوص آستنیت باقیمانده برای سازمان‌دهی خواص مکانیکی فولادهایTRIP بسیار حائز اهمیت هستند [۲]. نوع دیگری از فولادهایTRIP حاوی مقادیر بسیار مهمی از فاز فریت دلتایی هستند که از مرحله اولیه انجماد به‌صورت فاز پایدار در تمام دماها در حالت جامد باقی‌مانده است[۳-۵].

این برخلاف فولادهایTRIP مرسوم است [۶] که فاز غالب فریت آلوتریمورفیک است و می‌تواند در محدوده‌ی دمایی گسترده‌ای به‌صورت کاملاً آستنیتی درآید[۷, ۸].

این حالت ، موجب می‌شود که در حین سرد شدن آلیاژ پس از جوشکاری در روشی مانند جوش مقاومتی که نرخ سرد شدن بسیار بالایی دارد ، ناحیه متأثر از حرارت به‌صورت کاملاً مارتنزیتی درآید[۹].به همین دلیل است که در فولادهایTRIPمرسوم درصد کربن در محدوده 0.15%wt انتخاب می‌شود.ایده اصلی فولادهایδ-TRIP این است که اگر فریت دلتا در تمام دماها در حالت جامد حضور داشته باشد، ایجاد ریزساختارهای تمام مارتنزیتی را غیرممکن می‌کند.

اگرچه آلیاژ در مراحل اولیه‌ی توسعه خود قرار دارد، فرآیند ایجاد و خواص مکانیکی[۱۰] و جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای[۱۱] روی آن مورد بررسی قرار گرفته،اما اتصال آن به روش‌های دیگر نیازمند بررسی بیشتر است.

جوشکاری اصلی‌ترین روش اتصال در صنایع خودروسازی است؛ بنابراین تحقیقات زیادی[۲, ۱۱-۲۲]روی جوش‌پذیری، ریزساختار و عملکرد AHSS ها برای کاربرد در خودروهای امروز و آینده انجام شده است.Nd:YAG،CO_2 و اخیراً لیزر فیبر برای تولید ورق‌های متصل شده با لیزر که به اشکال مختلف سه‌بعدی مورد نیاز در قسمت‌های مختلف سازه‌ی خودرو شکل داده می‌شوند استفاده می‌شوند[۲۳].

در میان تمام روش‌های جوشکاری لیزر،جوشکاری لیزر فیبری (FLW) اخیراً خواص کششی و خستگی بهتری برای اتصال فولاد DP980 به دلیل کاهش اندازه حوضچه مذاب، نشان داده است [۲۴, ۲۵] .به‌علاوه جوشکاری لیزر فیبری فواید دیگری همچون اندازه کوچک اشعه، هزینه‌های کمتر نگهداری، بازدهی بالا، دقت و اعتبار بالا و نیز فضای کم

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-02]

مورد نیاز به دلیل طراحی فشرده‌ی آن دارد[۲۳].اگرچه از مدت‌ها قبل انواع فولادهایTRIP با روش‌های لیزر CO_2 و Nd:YAG جوشکاری شده و مورد مطالعه قرار گرفته‌اند، مطالعه‌ای پیرامون جوشکاری فولادهایδ-TRIP با لیزر فیبر انجام نشده است.در تحقیق حاضر به بررسی اثر تغییرحرارت ورودی روی ریزساختار و سختی جوش حاصل در جوشکاری لیزر فیبر فولاد δ-TRIPخواهیم پرداخت.

۲- روش تحقیق

ترکیب شیمیایی فولاد به کار رفته در جدول ۱آورده شده است.در این تحقیق از ورق فولاد δ-TRIP نورد گرم شده به ضخامت ۳ میلی‌متر استفاده شده است. این ورق از فولادی به دست آمده که شمش آن ابتدا در ابعاد ۲۴۰×۷۰×۶۰ میلی‌متر در کوره خلأریخته‌گری شده و به منظور کاهش سیلیسیم و فسفر، کاهش آلودگی‌ها و هم‌چنین خالص‌سازی تحت عملیات ESR قرار گرفت. شمش به مدت ۱۰ دقیقه تا دمای $^{\circ}$C ۱۲۰۰برای انجام نورد به منظور دستیابی به تختال با ضخامت ۱۰ میلی‌متر حرارت دهی شده و سپس در هوا سرد شد. سپس تختال برای مدت ۸ دقیقه تا دمای $^{\circ}$C ۱۲۰۰ گرم شده و سپس نورد گرم روی آن‌ها انجام شد تا به ضخامت ۳ میلی‌متر برسد.برای دستیابی به ساختار بینیتی و نیز ایجاد آستنیت باقی‌مانده در ساختار ،عملیات حرارتی مرسوم TRIPروی این فولاد انجام شد. سیکل عملیات حرارتی اعمالی بدین صورت بود که ابتدا در دمای $^{\circ}$C ۸۵۰ به مدت ۱۸۰ ثانیه مرحله‌ی آنیل بین بحرانی(IA) را سپری کرده و پس از آن در کوره‌ی دیگری که حاوی حمام نمک با ترکیب 60% NaCl و 30% $BaCl_2$ و 10% $Ba(CO_3)_2$بود ، در دمای $^{\circ}$C 400 به مدت ۱۲۰ ثانیه مرحله استحاله هم‌دمای بینیتی(IBT) را تجربه کرده و درنهایت در هوا سرد شدند.ریزساختار فولاد در حالت قبل و پس از عملیات حرارتی در شکل ۱ قابل مشاهده است.ورق فولادی از جنسTRIP توسط لیزر فیبر به صورت Bead on plate جوشکاری شد.پارامترهای متغیر و مقدار آن‌ها در جدول ۲آمده است.

نمونه‌ها پس از برشکاریوقالب‌گیری، تا سنباده ۲۵۰۰ آماده‌سازی و سپس توسط محلول حاوی ذرات Al_2O_3 با اندازه دانه ۰/۱ میکرون پولیش شدند. پس از آن نمونه‌ها با استفاده از محلول حکاکی نایتال ۲٪به مدت ۴ الی ۱۰ ثانیه و پس از آن برایوضوح بهتر و شناسایی مناسب‌تر فازها، به مدت ۱۵-۱۰ثانیه با محلول Le'pera [۲۶]حکاکی گردیدند. برای بررسی ریزساختار فلز جوش و فلز پایه از میکروسکوپ نوری مدل OLYMPUS BX51M با حداکثر بزرگنمایی ۱۰۰۰ برابر استفاده شد. همچنین نمونه‌ها برای دستیابی به تصاویری با بزرگنمایی بالاتر و انجام آنالیزهای عنصری(EDS)،با میکروسکوپ الکترونی مدل ZEISSمورد بررسی بیشتر قرار گرفتند.برای تعیین مقدار آستنیت باقی‌مانده[۲۷]نمونه‌ها تحت آزمون پراش اشعه ایکس قرار گرفتند.دستگاه مورد استفاده از نوع Philips X'Pert MPDبوده که دارای لامپ پرتو ایکس کبالت با طول موج تکفام 1.78901A و ولتاژ شتاب‌دهنده 40kV و جریان 40mA است.پراش‌ها در زاویه ۱۰ تا ۱۰۰ درجه (2θ) گرفته شدند. برای انجام آزمایش سختی سنجی از روش میکرو ویکرزبه‌وسیله دستگاهMICROMET®1 BUEHLER LTD ساخت کشور آمریکا با اعمال بار ۵۰۰ گرم و زمان ۱۵ ثانیهبر اساس استاندارد ASTM E 384-99 استفاده شد[۲۸].برای جلوگیری از تأثیرسختی‌ها روییکدیگر ،سختی سنجی با فاصله ۳۰۰ میکرون از اثر کناری انجام شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- اثر عملیات حرارتی

شکل ۳ الگویXRD مربوط به نمونه را قبل و پس از عملیات حرارتی نشان می‌دهد. در محاسبه درصد آستنیت باقیمانده پیک های مختلفی را وارد محاسبات می‌کنند که در عدد به دست آمده تفاوت چندانی به وجود نمی‌آورد[۲۹].برای محاسبه این مقدار،از میانگین شدت پیک‌های(110)، (200)و (211) برای فریت و پیک‌های(111) ،(200) و (220) برای آستنیت از معادله(۱)[۳۰]استفاده شد:

$$V\gamma = 1.4\, I\gamma / (I\delta + 1.4 I\gamma) \qquad (1)$$

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-02]

جدول ۱-ترکیب شیمیایی فولادTRIP(درصد وزنی)

Alloying Element						
C	Mn	Si	Al	Nb	Ti	C_{eq}
0.43	1.28	0.85	3.9	0.040	0.059	0.69

جدول ۲-پارامترهای متغیر در جوشکاری لیزر فیبر

		Power (J/s)	Travel Speed(mm/s)	Heat Input(J/mm)
Weld Number	2	300	10.75	27.9
	1	300	5	60
	3	400	5	80

که در آن Iγ میانگین شدت‌های مربوط به فاز آستنیت وIδمیانگین شدت‌های فاز دلتا فریت حاصل از آنالیز پرتو ایکس است.با استفاده از داده‌های به دست آمده از جدول ۳ و انجام محاسبات لازم ،این نتیجه به دست آمد که با انجام عملیات حرارتی درصد آستنیت باقی‌مانده از مقدار ۰/۹۶٪ در حالت قبل از عملیات به مقدار ۸/۱٪ افزایش داشت.عمادالدین و همکاران[۲۹]آزمایش پرتو ایکس را به منظور تعیین درصد آستنیت باقیمانده فولاد TRIP ، با آند مس نیز تکرار کرده و به این نتیجه رسیدند که با تغییر آند از کبالت به مس ممکن است اعداد به دست آمده برایVγمقداری کاهش یابند که این می‌تواندبه خاطرفلورسانس بالای تابش مس در مقایسه با کبالت در XRD باشد که نتیجه آن کاهش عدد به دست آمده از تیوب مس است.

غلظت کربن در آستنیت ، Xc، ،در نمونه قبل و بعد از عملیات حرارتی با استفاده از معادله(۲)[۳۱]و الگوهایXRD (شکل ۳) به دست آورده شدند:

$$a\gamma = 0.3556 + 0.00453X_C + 0.000095X_{Mn} + 0.00056X_{Al} \quad (2)$$

که در آن X_C،X_{Mn} و X_{Al} به ترتیب غلظت عناصر آلیاژی کربن، منگنز و آلومینیوم موجود در آستنیت (از طریق آنالیز شیمیاییEDS به دست آمدند) و aγ پارامتر شبکه آستنیت در واحد نانومتر است با استفاده از معادله (۳) و(۴) محاسبه شده است[۳۲]:

$$a\gamma = (\lambda/2\sin\theta).\sqrt{h^2+k^2+l^2} \quad (3)$$

$$d_{hkl} = \lambda/2\ \sin\ \theta \quad (4)$$

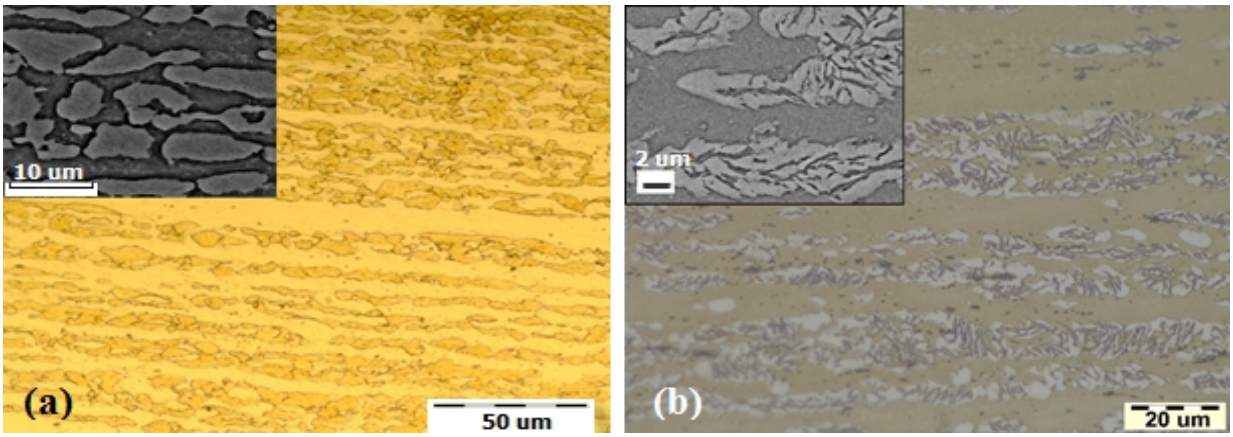
λ طول موج اشعه ایکس، θ زاویه پراش ، d_{hkl} فاصله صفحات اتمی وh, k و l پارامتر شبکه می‌باشد.برای نمونه قبل از عملیات حرارتیX_C برابر۱/۴ و برای همان نمونه بعد از عملیات حرارتی برابر ۱/۷۲ به دست آمد.افزایش کربن موجود در آستنیت باقیمانده باعث پایداری آن در مراحل بعدی انجماد شده و در هنگام اعمال نیرو به مارتنزیت تبدیل شده و موجب بهبود استحکام و شکل‌پذیری می‌شود.در مورد پایداری انواع آستنیت باقیمانده، اثر اندازه و درصد کرین بر پایداری بخصوص در هنگام کشش،در کارهای آینده بحث خواهد شد.

سختی نمونه پایه در حالت نورد شده از میانگین ۶ نقطه برابر ۳۲۶ویکرز به دست آمد که این مقدار با انجام عملیات حرارتی به ۲۶۷ ویکرز کاهش یافت.این کاهش سختی می‌تواندبه دلیل افزایش درصد فاز آستنیت باقیمانده به سبب افزایش مقدار کربن موجود و درنتیجه پایداری بیشتر آن در حین عملیات حرارتی، ایجاد بینیت عاری از کاربید (فریت بینیتی) و همچنین کاهش مقدار مارتنزیت احتمالی باشد.

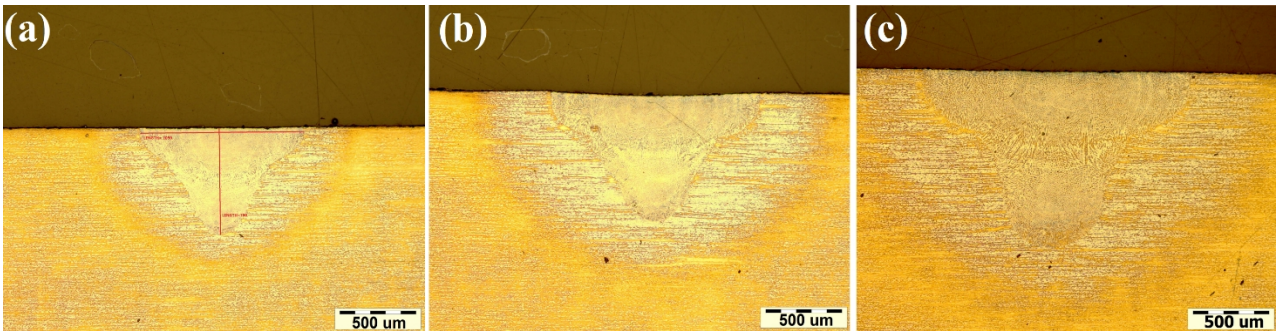
۳-۲- جوشکاری

در جوشکاری لیزر پیوسته حرارت ورودی از رابطه (۵) محاسبه

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-02]



شکل ۱-ریزساختار فولاد (a) پس از نورد گرم و (b) پس از عملیات حرارتی



شکل ۲-سطح مقطع خط جوش‌ها با حرارت ورودی a) 27.9 b)60 c) 80 J/mm

می‌شود:

$$Q = \frac{P}{V} \quad (5)$$

که در این رابطه:

Q : حرارت ورودی (J/mm)

P : توان (J/s یا W)

و V : سرعت جوشکاری (mm/s) است.

شکل۲ سطح مقاطع خط جوش‌های حاصل را در حرارت های ورودی مختلف که در جدول ۲ جزئیات آن آمده، نشان می‌دهد.همچنین تصاویر SEM نیز در گوشه‌ی سمت چپ آن‌ها قابل مشاهده است.با افزایش حرارت ورودی اندازه منطقه جوش (FZ) افزایش می‌یابد.

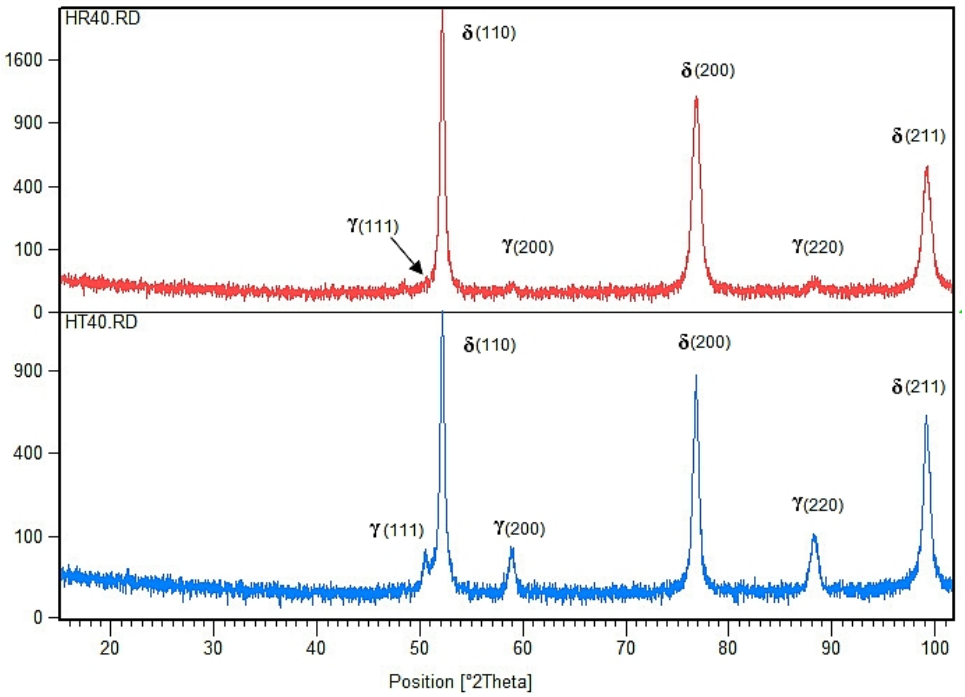
اثر حرارت ورودی روی عرض و عمق حوضچه مذاب نیز در نمودار مورد بررسی قرار گرفته است. همان‌طور که واضح است با افزایش حرارت ورودی عمق و عرض منطقه جوش افزایش یافته است.کمترین حرارت ورودی کمترین عمق و عرض و بیشترین حرارت ورودی بیشترین عمق و عرض را بدون عیب یا حفره و یا تبخیر فلز جوش با کیفیت خوب ایجاد کرده است. ریزساختار یکی از جوش‌ها در شکل ۴ (a) با بزرگنمایی بالاتر قابل مشاهده است.

درصد آلومینیوم بالا در این فولاد ، باقی ماندن فاز فریت دلتا را تا دمای محیط تضمین می‌کند؛ زیرا آلومینیوم عنصر پایدارکننده فاز فریت بوده و مقادیر بالای 1 wt% باعث وسیع شدن منطقه فریت دلتا در دیاگرام دوتایی Fe-Al و پایداری آن تا دمای محیط می‌شود (شکل ۴ (b)).

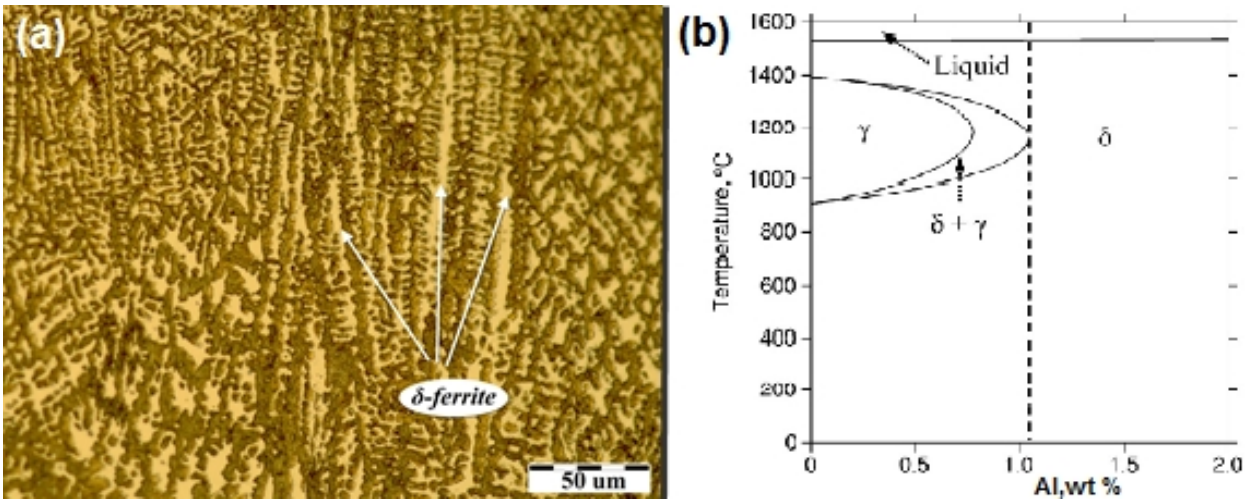
در پیش‌بینی که G.S.Jung و همکاران [۱۱]با استفاده از نرم‌افزار برای فولادی با ترکیب شیمیایی مشابه این فولاد انجام دادند،در جوش مقاومتی فولاد ، فاز فریت دلتا در دمای محیط در منطقه جوش موجود نبود؛ اما مشاهده آن در عمل با توجه به نرخ سرد شدن‌های بالا در هر دو روش جوشکاری مقاومتی و لیزر تعجب‌آور نیست.

درصد حجمی فاز فریت دلتای موجود در فلز جوش با استفاده از نرم‌افزارانداره‌گیری شده و تأثیر حرارت ورودی روی

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-02]



شکل ۳-الگوی پرتو ایکس فولاد قبل (HR40) و پس از عملیات حرارتی (HT40)



شکل ۴-(a) فاز دندریتی فریت دلتا در منطقه جوش شماره ۳ و (b) دیاگرام تعادلی دوتایی Fe-Al

آن در جدول۴ نشان داده شده است.خط جوش حاصل از حرارت ورودی کمینه دارای کمترین مقدار درصد فریت در مقایسه با سایرین است.کاهش مقدار فریت دلتای نرم باعث کاهش میزان سختی جوش می‌شود.عرض و عمق حوضچه مذاب نمودار پروفایل سختی جوش‌ها را در یک طرف خط مرکزی (Center Line) نشان می‌دهد.همانطور که از نمودار نیز مشخص است با کاهش حرارت ورودی و در نتیجه آن، افزایش نرخ سرد شدن سختی جوش به دست آمده افزایش می‌یابد که این می‌تواند به دلیل کاهش مقدار فاز فریت و نیز افزایش احتمالی مقدار فاز مارتنزیت در فلز جوش بواسطه نرخ سرد شدن بالا باشد. افزایش نرخ سرد شدن با ایجاد تاثیر دوگانه روی فازهای فریت دلتا و مارتنزیت موجب افزایش سختی نمونه ها می شود. از آنجایی که تشکیل فریت دلتا نیاز به زمان مناسب در دمای بالا

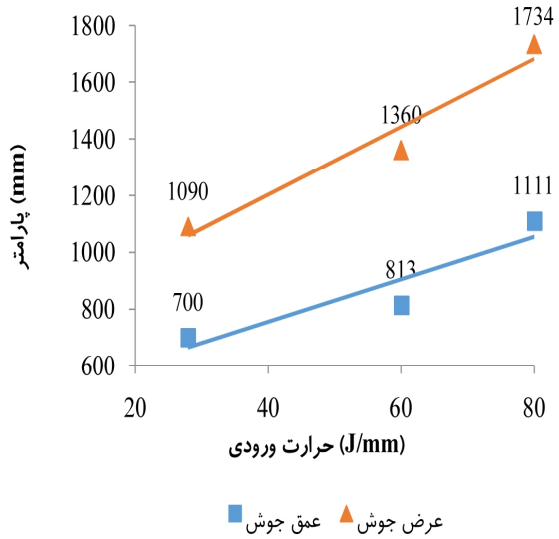
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-02]

جدول ۳-جزئیات آزمایش پرتو ایکس برای نمونه قبل و بعد از عملیات حرارتی

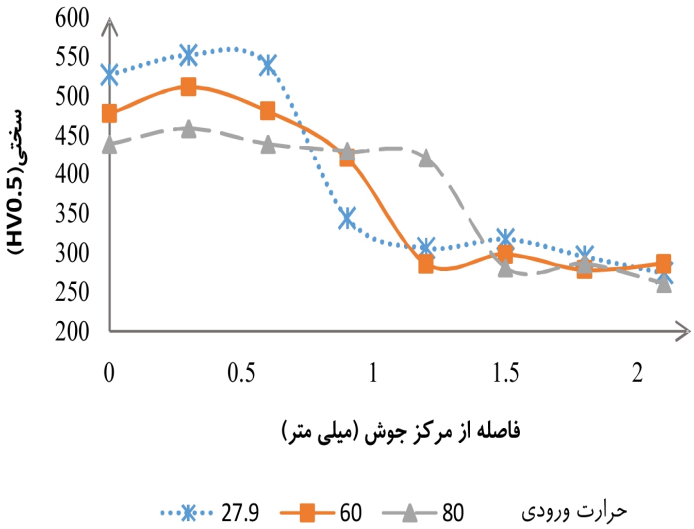
		(hkl)					
		γ(111)	δ(110)	γ(200)	δ(200)	γ(220)	δ(211)
درصد شدت نسبی	HR40	----	100	0.3	47.0	0.4	20.6
	HT40	3.4	100	3.8	61.6	5.7	42.8

جدول ۴-اثر حرارت ورودی روی درصد فاز فریت دلتا و اختلاف سختی فلز پایه و فلز جوش

		حرارت ورودی (j/mm)	کسر حجمی فریت دلتا	نسبت سختی فلز جوش به فلز پایه
شماره جوش	2	27.9	43	2.1
	1	60	47	1.9
	3	80	55	1.7



نمودار ۱-اثر افزایش حرارت ورودی روی عرض و عمق حوضچه مذاب



نمودار ۲-پروفایل سختی جوش‌ها

برای نفوذ آلومینیوم دارد، افزایش نرخ سرد شدن موجب کاهش این زمان و در نتیجه کاهش مقدار فریت دلتا و از آنجا افزایش مارتنزیت در ساختار فلز جوش می شود.

اختلاف سختی بین منطقه جوش و فلز پایه با افزایش مقدار فریت دلتا به‌تدریج کاهش می‌یابد.سختی در فلز جوش در خط جوش شماره ۲ ؛ ۲/۱ برابر فلز پایه است که این مقدار با افزایش حرارت ورودی به 80J/mm به مقدار ۱/۷ برابر کاهش می‌یابد که این می‌تواند منجر به بهبود خواص مکانیکی دیگر شود.

۴- نتیجه‌گیری

اثر عملیات حرارتیTRIP رویریزساختار و سختی و نیز اثر تغییر پارامترهای جوش لیزر فیبر روی ریزساختار و سختی فولاد δ-TRIP بررسی شد و نتایج زیر به دست آمد:

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-02]

- در اثر عملیات حرارتی مخصوص TRIP، سختی فولاد کاهش یافته و درصد آستنیت باقیمانده و همچنین مقدار کربن موجود در آن افزایش می‌یابد که این امر باعث پایداری این فاز شده ومی‌تواند در اثر نیروهای وارده‌ی بعدی و ایجاد کار سختی در حین تبدیل به مارتنزیت استحکام و چقرمگی را بهبود بخشد.آزمایش‌های مربوط به بررسی خواص مکانیکی در کارهای آینده ارائه خواهد شد.

- با افزایش حرارت ورودی عمق و عرض منطقه جوش و نیز مقدار فاز فریت دلتا افزایش می‌یابد و سختی حاصل کاهش می‌یابد.

- اختلاف سختی بین منطقه جوش و فلز پایه با افزایش مقدار فریت دلتا به‌تدریج کاهش می‌یابد.سختی در فلز جوش در خط جوش شماره ۲ ؛ ۲/۱ برابر فلز پایه است که این مقدار با افزایش حرارت ورودی به 80J/mm به مقدار ۱/۷ برابر کاهش می‌یابد که این می‌تواند منجر به بهبود خواص مکانیکی دیگر شود.

- فولاد δ-TRIP علیرغم دارا بودن کربن معادل بسیار بیشتر از حد معمول مجاز (۰.۴٪) به دلیل ساختار دوفازی فریت-مارتنزیت در منطقه جوش، جوش‌پذیری خوبی را با حضور فریت دلتا از خود نشان داد.

منابع

1-Zackay, V.F., et al., The enhancement of ductility in high-strength steels. ASM Trans Quart, 1967. 60(2): p. 252-259.

2- Nayak, S., et al., Microstructure–hardness relationship in the fusion zone of TRIP steel welds. Materials Science and Engineering: A, 2012. 551: p. 73-81.

3- Suh, D.-W., et al., Influence of Al on the microstructural evolution and mechanical behavior of low-carbon, manganese transformation-induced-plasticity steel. Metallurgical and Materials Transactions A, 2010. 41(2): p. 397-408.

4- Yi, H., K. Lee, and H. Bhadeshia, Stabilisation of ferrite in hot rolled δ-TRIP steel. Materials Science and Technology, 2011. 27(2): p. 525-529.

5- Chatterjee, S., M. Murugananth, and H. Bhadeshia, δ TRIP steel. Materials Science and Technology, 2007.23.(7)p. 819-827.

6- Matsumura, O., Y. Sakuma, and H. Takechi, Enhancement of elongation by retained austenite in intercritical annealed 0.4 C-1.5 Si-0.8 Mn steel. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, 1987. 27(7): p. 570-579.

7- De Cooman, B., Structure–properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2004. 8(3): p. 285-303.

8- Jacques, P., Transformation-induced plasticity for high strength formable steels. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2004. 8(3): p. 259-265.

9- Ahmed, E., et al., On formability of tailor laser welded blanks of DP/TRIP steel sheets. Science and Technology of Welding & Joining, 2010. 15(5): p. 337-342.

10- Yi, H., K. Lee, and H. Bhadeshia. Extraordinary ductility in Al-bearing δ-TRIP steel. in Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences. 2011. The Royal Society.

11- Jung, G., et al., Spot weldability of TRIP assisted steels with high carbon and aluminium contents. Science and Technology of Welding and Joining, 2012. 17(2): p. 92-98.

12- Grajcar, A., et al., Effect of heat input on microstructure and hardness distribution of laser welded Si-Al TRIP-type steel. Advances in Materials Science and Engineering, 2014.

13- López Cortéz, V.H., et al., Effects of the heat input in the mechanical integrity of the welding joints welded by GMAW and LBW process in transformation induced plasticity steel (TRIP) used in the automotive industry. Soldagem & Inspeção, 2010. 15(3): p. 234-241.

[14- Xia, M., et al., Fusion zone microstructure evolution of Al-alloyed TRIP steel in diode laser welding. Materials transactions, 2008. 49(4): p. 746-753.

15- Han, T.-K., B.-G. Park, and C.-Y. Kang, Hardening characteristics of CO2 laser welds in advanced high strength steel. Metals and Materials International, 2012. 18(3): p. 473-479.

16- Mohrbacher, H. Laser welding of modern automotive high strength steels. in Proceedings of the 5th international conference on HSLA steels. 2005.

17- Xia, M., et al., Metallurgical and mechanical properties of fusion zones of TRIP steels in laser welding. ISIJ international, 2008. 48(4): p. 483-488.

18- Amirthalingam, M., M. Hermans, and I. Richardson, Microstructural Development during Welding of Silicon- and Aluminum-Based Transformation-Induced Plasticity Steels—Inclusion and Elemental Partitioning Analysis. Metallurgical and Materials Transactions A, 2009. 40(4): p. 901-909.

19- Grajcar, A., et al., Microstructure characterization of laser-welded Nb-microalloyed silicon-aluminum TRIP steel. Journal of Materials Engineering and Performance, 2014. 23(9): p. 3400-3406.

20- Amirthalingam, M., et al., Quantitative analysis of microstructural constituents in welded transformation-induced-plasticity steels. Metallurgical and Materials

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-02]

Transactions A, 2010. 41(2): p. 431-439.
21- Kim, C.-H., et al., A study on the CO2 laser welding characteristics of high strength steel up to 1500 MPa for automotive application. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2010. 39(1): p. 79-86.
22- Parkes, D., et al., Tensile properties of fiber laser welded joints of high strength low alloy and dual-phase steels at warm and low temperatures. Materials & Design, 2014. 56: p. 193-199.
23- Quintino, L., et al., Welding with high power fiber lasers–a preliminary study. Materials & Design, 2007. 28(4): p. 1231-1237.
24- Xu, W., et al., Tensile and fatigue properties of fiber laser welded high strength low alloyand DP980 dual-phase steel joints. Materials & Design, 2013. 43: p. 373-383.
25- Farabi, N., D. Chen, and Y. Zhou, Tensile properties and work hardening behavior of laser-welded dual-phase steel joints. Journal of materials engineering and performance, 221 (2).012:p. 222-230.
26- Lepera, F.S., Improved etching technique for the determination of percent martensite in high-strength dual-phase steels.Metallography, 1979. 12(3): p. 263-268.
27- Dyson, D.J. and B. Holmes, Effect of alloying additions on thelattice parameter of austenite. J Iron Steel Inst, 1970. 208(5): p. 469-474.
28- ASTM, E., 384. Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. 2005, ASTM International West Conshohocken (PA).
29- Emadoddin, E., A. Akbarzadeh, and G. Daneshi, Effect of intercritical annealing on retained austenite characterization in textured TRIP-assisted steel sheet. Materials characterization, 2006. 57(4): p. 408-413.
30- M. De Meyer, D.V., K. De Blauwe, B.C.D. Cooman. in 41st MWSP Conference Proceedings. 1999. ISS.
31- Van Dijk, N., et al., Thermal stability of retained austenite in TRIP steels studied by synchrotron X-ray diffraction during cooling. Acta Materialia, 2005. 53(20): p. 5439-5447.
32- Xu, H.F., et al., Tempering Effects on the Stabilityof Retained Austenite and Mechanical Properties in a Medium Manganese Steel. ISIJ international, 2012. 52(5): p. 868-873.
33- Ghaini, F.M., et al., Weld metal microstructural characteristics in pulsed Nd: YAG laser welding. Scripta Materialia, 2007. 56(1)p. 955-958.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-02]