ارتباط بین کرنش دوقلویی و پدیدهی چروکیدگی سطحی در تغییر شکل مومسان فولاد آستنیتی منگنزی*

مجيد عباسی^(۱) شهرام خيرانديش^(۲) جلال حجازي^(۳) يوسف خرازي^(٤)

چکیدہ

در این مقاله، ارتباط بین پدیدهای چروکیدگی و ترکدار شدن سطحی با کرنش دوقلویی در تغییر شکل مومسان فولاد هادفیلد بررسی شده است. نقش عواملی مانند انرژی نقص چیدمان و میزان کرنش دوقلویی در تحلیل این رفتار بررسی می شود. نمونه هایی از فولاد هادفیلد با مقادیر مشخصی از کربن، منگنز و آلومینیم (یعنی با انرژی های نقص چیدمان متفاوت)، به روش ریخته گری دقیق تولید شدند. نمونه ها در دمای محیط تحت آزمون کشش قرار گرفتند. چروکیدگی و ایجاد ترک های سطحی به همراه سازوکارهای تغییر شکل مومسان این فولادها، با استفاده از میکروسک های نوری و الکترونی روبشی ارزیابی شدند. مشاهدات نشان دادند که چروکیدگی در فولادهای آستنیتی منگنزی با سازوکار کرنش دوقلویی در آنها مرتبط است. این سازوکار تغییر شکل به علّت ایجاد کرنش حجمی و چرخش دانه ها، سبب چروکیدگی سطوح آزاد دانه ها و در ادامه ی آن، ترک دار شدن نمونه شدند. افزون بر این، مشاهده شد که این چروکیدگی و ترک دار شدن با افزایش کرنش، بیش تر و خشن تر می شوند.

واژههای کلیدی چروکیدگی، دوقلویی، فولاد آستنیتی منگنزی، انرژی نقص چیدمان.

Correlation between Twinning and Surface Rumpling Phenomenon during Plastic Deformation of Austenitic Manganese Steel

M. Abbasi Sh. Kheirandish J. Hejazi Y. Kharrazi

Abstract

In this paper, the correlation between the surface rumpling and cracking phenomena with twinning mechanism during plastic deformation of Hadfield steel has been investigated. The effect of stacking fault energy and the amount of strain are evaluated. The experimental samples with specific amounts of carbon, manganese and aluminum resulting in different stacking fault energies, were produced using investment casting process. The tensile tests were conducted at ambient temperature. The microscopic and macroscopic investigations were done using optical and scanning electron microscopes. The observations have shown that surface crinkling of austenitic manganese steels is related to twining mechanism during plastic deformation. This plastic deformation mechanism causes rotation and inhomogeneous deformation of the grains and therefore, surface grains with free surfaces were becoming more crinkled and cracked. It was observed that crinkling and cracking phenomena takes place more and coarser with an increase in the strain.

Key Words Rumpling, Twining, Austenitic Manganese steel, Stacking fault energy.

^{*}نسخهی نخست مقاله در تاریخ ۹۰٬۰۲٬۰۷ و نسخهی پایانی آن در تاریخ ۹۲/۱۱/۲۸ به دفتر نشریه رسیده است.

⁽۱) نویسندهی مسئول، استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل

⁽۲) استاد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

⁽۳) استاد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

⁽٤) استاد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

مشاهده می شود. این پدیده، به "پوست پرتقالی شدن (Orange Peeling) " سطح نیز موسوم است. در اثر وقوع این پدیده، سطح تغییر شکل یافته دچار چین خوردگی، ناصافی ها و پستی- بلندی های متعدد می شود. در ادامه و با افزایش کرنش و افزایش چروکیدگی، سطح ترکدار می شود. محققان، این رفتار را به تغییر شکل ناهمگن دانه ها مرتبط دانسته اند و معتقدند که چروکیدگی زمانی رخ می دهد که تغییر شکل تنها در یک دستگاه لغزش رخ می دهد [13,14].

هر چند سازوکارهای تغییر شکل مومسان در فولادهای آستنیتی منگنزدار بهخوبی شناخته و تشریح شده است، ولی رابطهی بین پدیدهی چروکیدگی و کرنش دوقلویی ارزیابی نشده است. بنابراین، هدف از انجام این تحقیق، بررسی و تحلیل دقیق تر مشخصات پدیدههای چروکیدگی و ترکدار شدن سطحی و ارزیابی رابطهی آنها با ایجاد دوقلویی است که در سه فولاد با اکتیویتهی نسبی متفاوت برای کرنش دوقلویی (بر اساس ترکیب شیمیایی و انرژی نقص چیدمان آنها) انجام شده است. سازوکارهای تغییر شکل مومسان و شکست این فولاد، در مقالهی دیگری از همین نویسندگان بررسی شلده است [15].

روش تحقيق

جدول (۱)، ترکیب شیمیایی اسمی و انرژی نقص چیدمان محاسبه شدهی آلیاژهای منتخب برای تولید نمونهها را نشان میدهد. از آلومینیم برای تغییر محسوس انرژی نقص چیدمان [12-10]، استفاده شده است. انرژی نقص چیدمان بر اساس ترکیب شیمیایی و با استفاده از رابطهی (۱) محاسبه شده است [16,1۷].

$$\begin{split} \gamma_{sf} &= 20 - 259 X_{Fe} + 21 X_{Mn} - 24595 X_{C} + 297 X_{Al} - \\ & 90 X_{Si} - 466 \frac{X_{Fe} X_{Mn}}{X_{Fe} + X_{Mn}} + 2550 \frac{X_{Fe} X_{C}}{X_{Fe} + X_{C}} + \\ & 3323 \frac{X_{Fe} X_{Al}}{X_{Fe} + X_{Al}} + 107 \frac{X_{Fe} X_{Si}}{X_{Fe} + X_{Si}} \end{split}$$

(1)

مقدمه

فولادهای آستنیتی منگنزدار موسوم به هادفیلـد بـا ترکیب اسمی ۱۳ درصد وزنی منگنز و ۱/۲ درصد وزنی کربن، دارای ترکیب منحصر به فردی از خواص مکانیکی و مقاومت به سایش هستند [1]. طبی چند سال اخیر، تحقیقات زیادی انجام شده است تا سازوکارهای تغییر شکل مومسان و کارسختی این فولادها که تا سالیان زیادی نامشخص و مبهم بود، بهدرستی شناخته شود. در برخی از موارد، مشاهده شده است که اشتباهها و تضادهایی در سازوکارهای معرفی شدہ وجود دارند. از جملہ ی آن ہا می توان به "استحالهی مارتنزیتی در اثر تغییر شکل مومسان " (Transformation Induced Plasticity, TRIP) اشاره کرد [2]. انتظار می رود که فلزاتی با ساختار FCC دستگاههای لغزش بیشتری داشته باشند و دوقلویی در آنها کمتر رخ دهد، امّا بررسی ها نشان دادهاند که در آلیاژهای با ساختار FCC و انرژی نقص چیدمان کم، دوقلویی در اثر تغییر شکل مومسان بهوجود میآید. به چنین پدیدهای، "دوقلویی شدن در اثر کرنش مومسان (Twinning Induced Plasticity, TWIP) " گفت مى شود [3,4]. تحقيقات جديد روى تكبلورها بهكمك میکروسکپہای الکترونے عبوری (TEM) مشخص کردهاند که کرنش دوقلویی، سـهم زیـادی را در تغییـر شكل مومسان فولاد هادفيلد داراست [5,6].

در فولاد هادفیلد، انرژی نقص چیدمان پایین (در حدود $\mathcal{X} = \mathcal{X} \text{ mJ/m}^2$ بهازای ۱۲ درصد منگنز) برای شبکهی آستنیت فوق اشباع از کربن، سبب تقویت کرنش دوقلویی و همچنین، پیرسازی کرنشی دینامیکی می شود [5]. برهم کنش این سازوکارها با لغزش نابجاییها، سبب ایجاد رفتاری منحصر به فرد از جمله نرخ کارسختی، چقرمگی و مقاومت به سایش بسیار بالا می شود [9-17]. افزون بر این، افزودن آلومینیم سبب افزایش انرژی نقص چیدمان و در نتیجه، تضعیف کرنش دوقلویی در فولاد هادفیلد می شود -10]

چروکیدگی سطحی، پدیدهای است که حین تغییر شکل مومسان برخی از آلیاژها بهویـژه فـولاد هادفیلـد، کــه در آن، X_Se ،X_{Al} ،X_{Mn} ،X_{Fe} و X_{Si} کســر مــولی عناصر مختلف در آلیاژ هستند.

براي عمليّات ذوب، از كورەي القائي فركانس بالا با ظرفيّت حداكثر ٢٥ كيلـوگرم اسـتفاده شـد. نمونـهي کشش مطابق با استاندارد ASTM A 781/A-781M [24]، بەصورت قطعەاي نزديک بە شكل نهايي، درون قالب های سرامیکی ریخته گری شد. همهی نمونه های ریخته شده، بهمدت زمان یک ساعت در محدوده دمای ℃ ۱۰۷۵ –۱۰٦٥ عمليّات حرارتي انحلال قرار گرفتنـد و سیس، در آب سریع سرد شدند تا و ساختاری کـاملاً آستنیتی با محدوده اندازهی دانهی ۱۰۰ تا ۵۰۰ میکرومتر بهدست آید. پس از عملیّات حرارتی، ابعاد دقیق نمونه های کشش با سنگزنی حاصل شد. در مرحلهی بعد، آزمون کشش در دمای محیط و با نرخ کرنش s⁻¹ الا×2، برای بررسی رفتار کششی و چروکیدگی انجام شد. سختیسنجی قبل و بعد از آزمون کشش و به روش ویکرز انجام شد. هر آزمون حداقل سه بار تکرار شد.

برای انجام مطالعات میکروسکپی، از روش حکّاکی دومرحلهای استفاده شد. برای این منظور، نمونه در مرحلهی اوّل بهمدّت زمان چند ثانیه در محلول نایتال ۲ درصد غوطهور شد و سپس، با الکل شسته و با جریان هوای گرم خشک شد. پس از آن، با غوطهوری نمونه در محلول ۱۰ درصد HCl در الکل، لایهی نازک زرد-قهوهای رنگ از روی سطح نمونه برداشته شد. این فرایند دو تا سه بار انجام شد. سپس، نمونه با الکل شسته و با جریان هوای گرم خشک شد.

این روش حکاکی، وضعیت کلی ساختار و دانهها را مشخص می کند. بهطور خاص در صورت وجود کاربید، آن را بهخوبی نمایان می سازد [18]. افزون بر این، از روش حکّاکی الکتروشیمیایی شامل محلول ۳۰ درصد HCl در الکل، استفاده شد تا وضعیت دوقلوها در نمونههای تغییر شکل یافته بهتر نمایان شود. ویژگی این روش این است که تنها تأثیر مرزدانه و دوقلوهای مکانیکی مشخص می شود و باندهای لغزش نمایان نمی شوند. در این روش، نمونه بهمدت زمان ۳۰ ثانیه تحت چگالی جریان ۲ A/cm /۰۰ در ولتاژ ٤ تا ۲ ولت، حکّاکی شد [18].

از میکروسکپ های نوری و الکترونی روبشی برای بررسی های ریزساختاری و مشاهدهی دوقلوهای مکانیکی در ساختار نمونهی تغییر شکل یافته استفاده شد. این مطالعات شامل مشاهدهی سطوح چروک خوردهی نمونههای کشش نیز بوده است. افزون بر این، برای تحلیل ساختاری از دستگاه پراش پرتوی ایکس (پرتوی KC) مدل زایسرت (Seisert) آلمان با لامپ مس (پرتوی KC) با طول موج ۱/۵٤ آنگستروم تحت ولتاژ نیکل) و تکرنگ کنندهی (از جنس گرافیت تکبلور) استفاده شد. تحلیل های ساختاری قبل و پس از تغییر شکل مومسان انجام شدند. اندازه گیری پراش پرتوی ایکس در محدودهی ۱۰ تا ۱۲۰ درجه برای محور ۲۵ انجام شد و فاصلهی بین هر اندازه گیری ۷/۰ درجه و مدرت زمان توقف برابر با ۲/۱ ثانیه در هر درجه بود.

SFE ^{**} mJ/m ²		کد	نوع فولاد						
	Fe	Si	Al	Mn	С	اختصاری*	لی ترد د		
29	٨٤/٤	•/1	•	١٤	١/٤	L	L SFE		
۳٥	٨٣/٢	٠/١	١/٥	١٤	۲/۱	М	M SFE		
00	۸١/٥	٠/١	٣	١٤	١/٤	Н	H SFE		
* کد گذاری بر اساس میزان انرژی نقص چیدمان است.									
** مقدار انرژی نقص چیدمان بر اساس ترکیب شیمیایی محاسبه شده است. نحوهی محاسبه بهطور کامل در مرجعهای [16] و [۱۷] آمده است.									

جدول ۱ ترکیب شیمیایی و انرژی نقص چیدمان محاسبه شده برای آلیاژهای منتخب

نسبي و استحكام كششى كاهش مىيابند [23-27]. در شکل (۱)، تصویرهای بهدست آماده میکروسکپ نوری قبل و پس از تغییر شکل مومسان نمونهها مشاهده می شوند. در این تصاویر، ریزساختار آستنيتي فولاد بدون كاربيدها قبل از تغيير شكل مومسان و نشانههای تغییر شکل مومسان در زیر سطح شكست فولادهاي L و H پس از تغيير شكل مومسان، کاملاً مشهود است. در شکل (۲)، نمودار پراش پرتوی ایکس نمونهها قبل و پس از آزمون کشش نیز نشان میدهد که استحالهی مارتنزیتی در اثر تغییر شکل مومسان در هیچ یک از سه فولاد مورد بررسی رخ نداده است و فاز آستنیت اولیّـه در نتیجـهی اعمـال كرنش، پايدار بوده است. بنابراين، اين نشانه هـ مؤيـد وقوع کرنش دوقلویی است. همانگونـه کـه در شـکل (۱–الف) مشاهده میشود، نشانههای کرنش دوقلویی در فولاد L شامل دوقلویی های ظریف تر و ریز تر (ریزدوقلویی) هستند و همچنین، در بخش دوقلویی شده نیز نشانه های ایجاد دوقلویی ثانویه نیز مشاهده می شود. این رفتار در تمامی طول سنجهی نمونه کشش قابل مشاهده است. این در حالی است که رفتار کرنش دوقلویی در فولاد H، به دانههای کمتری محدود است، ولى بهصورت يكنواخت در كل طول سنجه مشاهده نشد. افزون بر این، در تصویرهای شکل (۱) مربوط به پس از تغییر شکل مومسان، مشاهده می شود که وقـوع کرنش های دوقلویی سبب ایجاد دانه های فرعی درون دانههای بزرگ اولیّه شدهاند. در ناحیهی دوقلویی شده هم نشانههای زیادی از ریزدوقلوییهای ثانویّه بهچشم مىخورند. بنابراين، كرنش دوقلويي نه تنها سبب جلوگیری از رشد ترکها و حفرههای اولیّه (عموماً ناشی از آخالها) میشود، بلکه با ایجاد چرخش در دانهها، سبب ایجاد دستگاه ای لغزش جدید حول محور كشش مىشود [١٩,21]. باين ترتيب، تعامل سازگار دوقلویی شدن و لغزش نابجایی ها در شبکهی

نتایج و بحث بررسی خواص کششی

در جدول (۲)، خواص کششی، سختی قبل و پس از آزمون کشش و محدوده اندازهی دانه، در سه فولاد ریخته گری شدهی مورد تحقیق ارائه شده است. با توجه به این که نمونه ها در پوستهی سرامیکی ریخته گری شدند، دارای دانه بندی غیریکنواخت، درشت و پراکنده بودند. البته، البته بزرگ بودن اندازه دانه سبب کاهش انرژی نقص انباشتگی می شود و از این طریقارزیابی دوقلویی ها آسان تر می شود [۱۹].

مطابق با نتایج ارائه شده در جدول (۲)، مشاهده می شود که فولاد L استحکام تسلیم و سختی اولیّهی پاييني دارد، ولي از استحکام کششي، ازدياد طول نسبي و سختی نهایی بسیار بالاتری برخوردار است. بهعبارت دیگر، فولاد L با انرژی نقص چیدمان کمتر، دارای چقرمگی و نرخ کارسختی بالاتری است. در مقابـل در فولادهای M و H، با افزودن آلومینیم و افزایش انرژی نقص چیدمان، استحکام تسلیم و سختی اولیّـه کمـی افزایش مییابند، امّا استحکام کششمی و ازدیاد طول نسبی کاهش مییابند. ایـن کـاهش در فـولاد H بسـیار محسوس است. این تغییر رفتار فولادها را می توان به تأثیر کرنش دوقلویی مرتبط دانست، چـرا کـه وقـوع سازوکار دوقلویی شدن در اثر کرنش مومسان بهشدیت تابعی از انرژی نقص چیدمان است، بـهطـوری کـه بـا افزایش آلومینیم، انرژی نقص چیدمان افزایش یافتـه و كرنش دوقلويي تضعيف شده است [16,١٩،٢٠].

در فولاد L، میزان کم انرژی نقص چیدمان و غلظت بالای عناصر بیننشین (کربن بهمیزان ۱/۲ درصد وزنی یا ۵ تا ۸ درصد اتمی) سبب می شود تا تنش برشی لازم برای لغزش افزایش یابد و در مقابل، شرایط برای کرنش دوقلویی بالاتر تسهیل می شود. بهبیان دیگر، اکتیویتهی نسبی دوقلویی بیش تر از لغزش است [21]. با افزودن آلومینیم و افزایش انرژی نقص چیدمان، اکتیویتهی نسبی دوقلویی در مقایسه با لغزش

بین کرنش،های دوقلویی و لغـزش کـمتـر مـیشـود و در مقابل، با افـزودن ألـومینیم و کـاهش سـهم کـرنش سرانجام، فولاد از چقرمگی کمتری برخوردار میشـود. دادههای جدول ۲ نیز این مطلب را تأیید میکنند.

FCC فولاد هادفیلد سبب بهبود چقرمگی آن میشود. دوقلویی، مطابق با شکل (۱– ب)، این تعامـل سـازنده

محدوده اندازهي	پس از (HV)	سختى شكست	اوليّه H)	سختی (V	ل نسبی /)	ازدياد طو ()	کششی M)	استحکام IPa)	ہ تسلیم M)	استحکاد (Pa)	کد
دانەھا (µm)	انحراف معيار	متوسط	انحراف معيار	متوسط	انحراف معيار	متوسط	انحراف معيار	متوسط	انحراف معيار	متوسط	آلياژ
٤٠٠-١٠٠	11	٥٢٠	٥	۱٩٠	1/0	٥١	10/V	٩٠٥	0/7	٤١٤	L
٤٠٠-١٠٠	۲۸	٤٦٠	• /٦	217	٢	٤٩	۱۰/۱	۷۹٦	1/0	٤٢٧	М
01	٦	٤٣٢	٤	210	• /٣	۱۸/۸	٨/٦	۷۳۲	11	٤٧١	Н

جدول ۲ خواص کششی، سختی و محدوده اندازهی دانه در سه فولاد مورد تحقیق



شکل ۱ تصویرهای میکروسکپ نوری قبل و پس از تغییر شکل مومسان؛ (الف) فولاد L و (ب) فولاد H (روش حکّاکی: الکتریکی در محلول اسید کلریدریک ۳۰ درصد)

٥

γ(111) γ(τ··)	γ (ττ.)	γ (117)	ز آزمون کشش	فولاد H بعد ا
			ِ آزمون کشش	فو لاد H قبل از
manual and manual			ز آزمون کٹیش	فولاد M بعد ا
			ِ آزمون کشش	فولاد M قبل از سمیسم
mound			آزمون کشش مسمی کشش	فو لاد L بعد از
			زمون کشش	فولاد L قبل از آ
۴۰ ۵۰ ۶۰	۷۰ ۸۰	٩.	··· ··	17+

شکل ۲ نمودار پراش پرتوی ایکس مربوط به نمونههای منتخب قبل و پس از آزمون کشش که نشاندهندهی پیکهای ساختار FCC است (اندیس صفحههای مربوط به پیکها بر روی نمودار مشخص شده است)



شکل ۳ (الف) تصویرهای نمونههای کشش قبل و پس از آزمون، (ب) و (ت) تصویرهایی از منطقهی شکست در دو آلیاژ L و H. به چروکیدگی سطح و وجود ترکهای سطحی ظریف و خشن بهویژه در منطقهی گسیختگی، توجه کنید.

مطالعه بهطور یکسان مشاهده نمی شود. چروکیدگی بهطور یکنواخت در کل طول سنجه با ترکدار شدن، به دو صورت ظریف و خشن قابل مشاهده است. مطابق با شکل (۳- ب)، سطح نمونهی کشش مربوط به آلیاژ L بعد از شکست، دارای ترکهای سطحی ظریف تر با چروکیدگی یکنواخت در کل طول سنجه است، در حالی که در شکل (۳- ت)، آلیاژ حاوی مقادیر بالایی مشاهدات چروکیدگی و ترکدار شدن سطحی

شکل (۳)، وضعیت ظاهری و ابعادی نمونههای کشش قبل و پس از آزمون کشش را نشان میدهد. مشخص است که در سرتاسر طول سنجه، چروکیدگی سطحی رخ داده است و افزون بر این، وجود ترکهای سطحی بهویژه در منطقهی گسیختگی، بسیار نمایان است. با این حال، این وضعیّت در آلیاژهای مورد از آلومینیم (آلیاژ H)، دارای ترکهای سطحی بزرگتری است و چروکیدگی در منطقهی شکست متمرکز شده است.

مشاهدهی چشمی حین آزمایش و پس از شکست نمونههای کشش آلیاژهای L و M که درصد ازدیاد طول مناسبی داشتند، نشان داد که سطح نمونههای کشش در همان مراحل اولیّهی تغییر شکل مومسان، شروع به چروکیدگی میکند و با افزایش میزان تغییر شکل، این چروکیدگی زیاد می شود. در ادامه، ترکهای سطحی زیادی با ابعادی در حدود چند صد میکرومتر تا حدود چند میلیمتر به وجود می آیند. بنابراین، برای تشریح این پدیده می توان به سازوکار تغییر شکل مومسان و پدیده ی کرنش دوقلویی در آنها توجه کرد [15].

مشاهدات میکروسکپی مربوط به چروکیدگی و ترکدار شدن سطح شکل (٤)، تصویرهای میکروسکپ الکترونیی روبشی مربوط بـه چروکیـدگی سطح و مشخصـات

دقیق تر ترک های سطحی بر روی سطح نمونهی کشش آلیاژهای L و M را نشان میدهـد. تـرکهـای سـطحی تقريباً پس از ۲۵ درصد ازدياد طول قابل مشاهده بودند که عمود بر راستای کشش و بهطور یکنواخت در کل طول سنجه گسترش یافته بودند. مشاهدهی این ترکها نشان میدهد که ذراتی از جنس کاربیدها و یا ناخالصی های غیرفلزی، می توانند منشاء تشکیل آن ها باشند. افزون بر اين، شكل آنها تقريباً بهصورت بيضي است، یعنی در مرکز پهنتر و در دو طرف باریکتر است. مطابق با تصویرهای شکل های (٥) و (٦) کـه از مقطع عمودی نمونه های کشش تهیه شدهاند، این ترکها رشد عمقی محدودی نسبت به سطح دارند و به درون نمونه گسترش چندانی نمی یابند. شکل (۷)، نمونهای نادر از یک ترک سطحی را نشان میدهـد کـه بهطور چشمگیری توانسته است تا در داخل نمونه رشد كند. بەراحتى مى توان تغيير جهتھاى متوالى رشد اين ترک را بهدلیل حضور نشانههای تغییر شکل مومسان (دوقلویی شدن) مشاهده کرد.



شکل ٤ تصویرهای میکروسکپ الکترونی روبشی از چروکیدگی و ترکهای سطحی در نمونهی کشش؛ (الف) آلیاژ L و (ب) آلیاژ M



شکل ۵ تصویرهای میکروسکپ نوری از ترکهای سطحی در مقطع طولی نمونهی کشش مربوط به آلیاژ L در دو بزرگنمایی مختلف (بعد از حکّاکی الکتروشیمیایی، نشانههای ریزدوقلویی مشهودند)



شکل ٦ تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی از ترکهای سطحی در مقطع طولی نمونهی کشش مربوط به آلیاژ H

در آلیاژهای L و M که دارای از رژی نقص چیدمان کم و متوسطی هستند و دوقلویی شدن سازوکار اصلی تغییر شکل مومسان آنهاست [15,17]، چروکیدگی سطحی را میتوان به خوبی در تمامی طول سنجه مشاهده کرد. در این آلیاژها، هر چه نیروی لازم برای ایجاد دوقلویی بیشتر باشد (با افزایش میزان کربن یا آلومینیم)، چروکیدگی سطحی خشن تر است [17]. در مقابل، هر چه دوقلویی شدن راحت تر صورت گیرد (با کاهش مقدار کربن و افزایش منگنز [15])، چروکیدگی سطحی ظریف تر صورت می گیرد. با این وجود، با توجه به نقش اصلی دوقلویی شدن در تغییر شکل مومسان، این چروکیدگی در کل سطح



شکل ۷ تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی از تغییر جهتهای مداوم رشد ترک سطحی در مقطع طولی نمونهی کشش مربوط به آلیاژ L پس از شکست

سنجه مشاهده می شود. این رفت ار سبب می شود تا شکست نمونه های کشش بدون گلویی شدن اتف اق بیافتد [13-15]. هر چه سهم لغزش در ایجاد تغییر شکل بیشتر شود، به همان اندازه چروکیدگی سطحی کمتر می شود و فقط به منطقه ای محدود می شود که دانه های آن در شرایط دوقلویی شدن قرار دارند. بنابراین، در آلیاژ H که حاوی درصد بالایی از آلومینیم است و انرژی نقص چیدمان آن زیاد است، لغزش (بر خلاف دوقلویی شدن) سهم زیادی از تغییر شکل مومسان را بر عهده دارد [15]، و در نتیجه، چروکیدگی معمولاً در نزدیکی منطقه ی شکست و به صورت خشن

مشاهده میشود.

برای تحلیل نقش دوقلویی در چروکیـدگی، بایـد توجه داشت که در اثر ایجاد دوقلویی، دانهها شروع به چرخش و جهت گیری مجدد می کنند [۱۹]. از طرف دیگر، یک دانه حداقل به سه بخش تقسیم می شود. دو بخش با ساختار آینهای و بخش دیگر آن دوقلویی است که بین دو بخش اوّل قرار دارد. دو بخش اوّل، در دو جهت مخالف یکدیگر بر روی صفحهی دوقلویی جابهجا میشوند. این جابجایی، یک نوع کرنش و تغییر شکل حجمی است [۱۹،۲۱]. تغییر شکل ناهمگن مرز دانه در اثر دوقلویی، سبب اعوجاج و کنگرهای شدن مرز دانه ها می شود [15]. شکل (۸)، نمونه ای از این یدیده را در فولاد L بهخوبی نشان می دهد. اگر دانهی دوقلویی شده به سطح آزاد قطعه راه داشته باشد، ایـن تغيير شكل ناهمگن سبب ايجاد اعوجاج يا ناهمگني (چروکیدگی) در سطح میشود. در چنین شرایطی، اگر در یک دانه دوقلویی زیادی بهوجود آید (بمصورت ریزدوقلویی)، آنگاه مطابق با شکل (۳– ب)، اعوجاج و چروکیدگی سطح و مرز دانـه بـیشتـر و ظریـفتـر می شود. به بیان دیگر، کرنش دوقلویی در دانههای منتهی به سطح، سبب وقـوع کـرنش.هـای حجمـی در جهتهای مختلف و در نتیجه، چروکیدگی سطحی می شود و با بیشتر شدن میزان کرنش، این چروکیدگی بيشتر ميشود. براي تشريح بهتر اين وضعيّت، تصویرهایی نمادین از نقش دوقلویی در ایجاد چروکیدگی سطحی، در شکل های (۹) و (۱۰) ارائه

کرنش و چروکیدگی سطحی سبب ایجاد تنشهای برشی در سطح میشوند و در نتیجه، سطح که استحکام و چقرمگی کمتری نسبت به درون ماده دارد، ترکدار میشود [15]. در چنین شرایطی، وجود آخالها و یا فازهای رسوبی حل نشده در نزدیکی سطح، سبب تسریع ترکدار شدن سطح میشوند [13,14]. از سوی دیگر، به علّت کار سختشدن لایههای

زیر سطحی و چقرمگی بیشتر آن، ترکهای تشکیل شده با برخورد با لایههای ریزدوقلویی، امکان نفوذ به عمق قطعه را ندارند و رشد آنها در حد چند میکرومتر محدود میشود. بنابراین، ترکهای سطحی قادر به رشد به درون دانه نیستند و بهاین ترتیب، عامل شکست نیستند [15].



شکل ۸ تصویر میکروسکپ نوری از کرنش دوقلویی و اعوجاج و کنگرهای شدن مرز دانه در اثر وقوع کرنش حجمی دوقلویی در فولاد L



شکل ۹ تصویرهای نمادین از نقش دوقلویی در ایجاد چروکیدگی سطحی از مقطع عرضی؛ (الف) با ایجاد یک دوقلویی و (ب) با ایجاد سه دوقلویی که ظاهری زیگزاگی بر روی سطح آزاد ایجاد میکنند



(الف) تک دانه، (ب) دو دانه و (ت) چند دانه

چروکیدگی و ترکدار شدن سطحی تضعیف می شوند و تنها به منطقهی شکست محدود می شوند. در این شرایط، ترکهای سطحی بزرگ و خشن به تعداد محدودی در طول سنجه مشاهده می شوند.

تقدير و تشكر

نویسندگان این مقاله، مراتب تشکر خود را نسبت به مدیران و کارکان محترم شرکتهای ریخته گری فولاد طبرستان و ریخته گری دقیق ساری و جناب آقای دکتر محمود شریعتی عضو محترم هیأت علمی دانشگاه فردوسی مشهد، بهواسطهی حمایت ها و همکاری های ارزشمندشان اعلام می دارند. نتیجه گیری ۱- سطح فولاد هادفیل در اثر وقوع کرنش دوقلویی، به شدّت چروکیده می شود و با ادامه ی مراحل تغییر شکل تا شکست، ترک دار می شود. این چروکیدگی و ترک دار شدن، در سرتاسر طول سنجه به طور یکنواخت ایجاد می شود. ۲- در فولاد هادفیلد، رشد ترک های سطحی در اثر برخورد با لایه های دوقلویی در زیر سطح، محدود می شوند و در نتیجه، از عمق بسیار کم، عموماً کمتر از ۱۰۰ میگرومتر، برخوردارند.

۳- با افزودن آلـومینیم و افـزایش انـرژی نقـص چیـدمان،
کرنش دوقلویی تضعیف می شود. در نتیجه، پدیدههای

مراجع

- ASM Handbook, Vol. 1, 10th Edition, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, Section: Specialty Steels and Heat-Resistant Alloys: Austenitic Manganese Steels, (2005).
- Dastur, Y.N. and Leslie, W.C., "Mechanism of work hardening in Hadfield manganese steel", *Metallurgical Transaction A*, Vol. 12, 749-759, May, (1981).
- Asgari, S., El-Danaf, E., Kalidindi, S.R. and Doherty, R.D., "Strain hardening regimes and microstructural evolution during large strain compression of low stacking fault energy FCC alloys that form deformation twins", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 28, 1781-1795, September, (1997).
- Kalidindi, S.R., "Modeling the strain hardening response of low SFE FCC alloys", *International Journal of Plasticity*, Vol. 14, No. 12, 1265-1277, (1998).
- Karaman, I., Sehitoglu, H., Gall, K., Chumlyakov, Y.I. and Maier, H.J., "Deformation of single crystal Hadfield steel by twinning and slip", ActaMaterialia, Vol. 48, 1345-1359, (2000).
- Karaman, I., Sehitoglu, H., Chumlyakov, Y.I., Maier, H.J. and Kireeva, I.V., "Extrinsic stacking faults and twinning in Hadfield manganese steel single crystals", ScriptaMateriala, Vol. 44, 337–343, (2001).
- 7. Abbasi, M., Kheirandish, Sh., Kharrazi, Y. and Hejazi, J., "On the comparison of the abrasive wear behavior of aluminum alloyed and standard Hadfield steels", Wear, 268, 202-207, (2010).
- Karaman, I., Sehitoglu, H., Beaudoin, A.J., Chumlyakov, Y.I., Maier, H.J. and Tomea, C.N., "Modeling the deformation behavior of Hadfield steel single and polycrystals due to twinning and slip", ActaMaterialia, Vol. 48, 2031-2047, (2000).
- Bayraktar, E., Khalid, F.A. and Levaillant, C., "Deformation and fracture behaviour of high manganese austenitic steel", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 147, 145-154, (2004).
- Lai H.J. and Wan C.M., "The study of deformation twins in the austenitic Fe-Mn-C and Fe-Mn-Al-C alloys", Scripta Metallurgica, Vol. 23, Issue 2, 179-182, February, (1989).
- 11. Zuidema, B.K., Subramanyam, D.K. and Leslie, W.C., "The effect of aluminum on the work hardening and wear resistance of Hadfield manganese steel", *Metallurgical Transaction A*, Vol. 18, 1629-1639, September, (1987).
- Canadinc, D., Sehitoglu, H., Maier, H.J. and Chumlyakov, Y.I., "Strain hardening behavior of aluminum alloyed Hadfield steel single crystals", ActaMaterialia, Vol. 53, 1831–1842, (2005).
- Rittel, D. and Roman, I., "Tensile fracture of coarse-grained cast austenitic manganese steels", *Metallurgical Transaction A*, Vol. 19, 2269-2277, September, (1988).
- Rittel, D. and Roman, I., "Tensile deformation of coarse-grained cast austenitic manganese steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 110, 77-87, March, (1989).
- 15. Abbasi, M., Kheirandish, Sh., Kharrazi, Y. and Hejazi, J., "The fracture and plastic deformation of aluminum alloyed Hadfiled steels", *Journal of Materials Science and Engineering A*, Vol. 513-514, 72-76, (2009).
- 16. Allain, S., Chateau, J.P., Bouaziz, O., Migot, S. and Guelton, N., "Correlations between the calculated stacking

fault energy and the plasticity mechanisms in Fe–Mn–C alloys", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 387–389, 158–162, (2004).

- ۱۷. عباسی م.، بررسی تاثیر آلومینیم برساختار وخواص مکانیکی فولادهای آستنیتی منگنزی، پایان نامه دکتری، دانشگاه علم وصنعت ایـران، (۱۳۸۸).
- ASM Handbook, Vol. 9, Metallography and Microstructures, Austenitic Manganese Steel Castings, (2004).
 ۹۲. هرتز برگ، رد.، تغییرشکل و مکانیک شکست مواد وآلیاژهای مهندسی ،ترجمه علی کبر اکرامی،موسسه انتشارات علمی دانشگاه صنعتی شریف، (۱۳۸۵).

۲۰. سجادی، س.ع.ک.، رفتار مکانیکی مواد، دانشگاه فردوسی مشهد، (۱۳۸٤).

- 21. Allain, S., Chateau, J.P. and Bouaziz, O., "A physical model of the twinning-induced plasticity effect ina high manganese austenitic steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 387–389, 143–147,(2004).
- 22. Oh, B.W., Cho, S.J., Kim, Y.G., Kim, Y.P., Kim, W.S. and Hong, S.H., "Effect of aluminum ondeformation mode and mechanical properties of austenitic Fe-Mn-Cr-Al-C alloys", *Materials Scienceand Engineering A*, Vol. 197, No. 2, 147-156, (1995).
- Bouaziz, O., Allain, S., Scott, C.P., Cugy, P., Barbier, D., High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships", *Current Opinion in SolidState and Materials Science 15*, 141–168, (2011).