سال بیست و هشتم، شماره یک، ۱۳۹۵

نشیریهٔ مهندسی متالورژی و مواد

اثر آلومینیم بر ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد پرمنگنز آستنیتیFe-18Mn-0.6C*

سعید مجیدی (۱) شهرام خیراندیش (۲) مجید عباسی (۳)

چکیدہ

در این مقاله اثر افزودن ۲/۳ درصد وزنی آلومینیم بر تغییرات ریزساختار و خواص کششی فولاد پرمنگنز آستنیتی با ترکیب Fe-18Mn-0.6C بررسی شد. به این منظور، نمونه ها به صورت شمش به روش ریخته گری دقیق تولید شدند و پس از همگنسازی، نورد گرم انجام شد. آزمون کشش در دمای محیط انجام شد. همچنین مطالعات میکروسکوپی به وسیله میکروسکپهای نوری و الکترونی رویشی روی ریزساختار و سطوح شکست انجام شد. نتایج نشان داد که آلومینیم سبب بزرگتر شدن دانه های آستنیت می شود. همچنین افزودن ۲/۳ درصد وزنی آلومینیم باعث افزایش استحکام تسلیم و تغییر طول مومسان، کاهش حد نهایی کشش شده و پدیده دندانه ای شدن حین تغییر شکل مومسان را حذف می کند.

واژههای کلیدی فولاد TWIP؛ آلومینیم؛ انرژی نقص در چیدهشدن؛ دوقلویی مکانیکی.

Effect of Aluminum Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of High Manganese Austenitic Steel Fe-18Mn-0.6C

S. Majidi S. Kheirandish M. Abbasi

Abstract

In this research, the effect of 2.3 wt.% aluminum addition on the microstructure and tensile properties of high manganese austenitic steel Fe-18Mn-0.6C was studied. For this purpose, the samples were investment cast, homogenized and hot rolled. Tensile testing was carried out at ambient temperature. Microstructural investigations and fractography on the steel samples were carried out using an optical microscope and a scanning electron microscope. The results showed that the aluminum addition increases the austenite grain size. In addition, 2.3 wt.% aluminum addition increases the yield strength and plastic strain, decreases the ultimate tensile strength and eliminates the serrated flow during plastic deformation.

Key words TWIP Steel; Aluminum; Stacking Fault Energy; Mechanical Twinning.

DOI: 10.22067/ma.v28i1.32351

^{*} نسخهٔ نخست مقاله در تاریخ ۹۲/۱۱/۲۹ و نسخهٔ پایانی آن در تاریخ ۹٤/۷/۷ به دفتر نشریه رسیده است.

⁽۱) دانشجوی کارشناسی ارشد دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه علم و صنعت ایران

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

⁽۳) نویسنده مسئول: : استادیار گروه مهندسی مواد دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل. kheirandish@iust.ac.ir

سازوکار DSA در کارسختی نقش مؤثرتری نسبت به لغزش و برهمکنش نابجاییها داشته باشند [7,9,11]. مقدار انرژی نقص در چیدهشدن وابسته به ترکیب شیمیایی و دما است؛ به عنوان مثال آلیاژسازی با آلومینیم باعث افزایش انرژی نقص در چیدهشدن میشود که این امر باعث تغییر مکانیزم تغییرشکل از استحاله فازی به دوقلویی مکانیکی و از دوقلویی مکانیکی به لغزش نابجایی میشود. افزودن آلومینیم به این فولادها، تنش لازم برای لغزش نابجاییها را افزایش داده و در نتیجه سبب افزایش استحکام تسلیم و نرخ کارسختی در کرنشهای پایین میشود [14-12] در مقابل، افزودن آلومینیم با کاهش اکتیویته کربن، سبب مقابل، افزودن آلومینیم با کاهش اکتیویته دربن، سبب بالا میشود [4,14].

در این تحقیق سعی شده با تکیه بر ریزساختار نمونهها قبل و بعد از آزمایش کشش، به بررسی و تحلیل تغییر خواص مکانیکی در اثر افزودن آلومینیم به این فولاد پرمنگنز کربن متوسط پرداخته شود.

روش تحقيق

عملیات ذوب و آلیاژسازی با استفاده از کوره القایی با فرکانس بالا و حداکثر ظرفیت ۱۰۰کیلوگرم انجام شد. پس از ذوبریزی در قالب سرامیکی، شمش هایی با ابعاد ۲×۲×۱۶ بدست آمد. در جدول (۱) ترکیب شیمیایی و انرژی نقص در چیدهشدن محاسباتی آلیاژها ارائه شده است. انرژی نقص انباشتگی بر اساس ترکیب شیمیایی و رابطه (۱) محاسبه شده است [13,18].

 $\gamma_{sf} \!=\! 20 \!-\! 259 x_{_{Fe}} \!+\! 21 x_{_{Mn}} \!-\! 24595 x_{_C} \!+\! 297 x_{_{Al}} \!-\! 90 x_{_{Si}}$

$$-466 \frac{X_{re} X_{Mn}}{X_{re} + X_{Mn}} + 2550 \frac{X_{re} X_{C}}{X_{re} + X_{C}} + 3323 \frac{X_{re} X_{Al}}{X_{re} + X_{Al}} + 107 \frac{X_{re} X_{Si}}{X_{re} + X_{Si}}$$
(1)

که X_{Fe} ، X_{Al} ، X_{Mn} ، X_{Fe} و X_{Si} کسر مولی عناصر مختلف در آلیاژ میباشند. برای یکنواختسازی ریزساختار و از بینبردن مقدمه

آلیاژسازی فولادهای آستنیتی منگنزی با آلومینیم و توسعه سيستم Fe-Mn-Al-C موضوع نسبتاً جديدي است. طی سال های اخیر محققان متعددی مباحث مربوط به استحالههای فازی، رفتار تغییر شکل مومسان، كارسختي و سايش تركيبات مختلفي از اين سيستم آلیاژی را مورد بررسی قرار دادند [8-1]. در این بین می توان به تحقیقات ورکامن و همکاران [9] اشاره کرد که رفتار نورد سرد آلیاژ Fe–30Mn–3Al–3Si را بررسی کردند. ژونگ و همکاران [2] بررسی های ریز ساختاری و تغییر شکل مومسان در فولاد پر منگنز آلیاژشده با آلومینیم را دنبال کردند. همچنین عباسی و همکاران [4,5] اثر ألومينيم بـر ريزسـاختار، خـواص مكـانيكي و رفتار سایشی فولاد هادفیلد (آلیاژ متداول آستنیتی منگنزی) را بررسی کردند. کاندیک و همکاران [7] رفتار كارسختي در تكبلور فولاد هادفيلد ألياژشده با ألومينيم را مورد بررسی قرار داد.

فولادهای آستنیتی پرمنگنز به واسطهی توان کارسـختی و اسـتحکام بـالا بـه همـراه چقرمگـی و انعطاف پذیری بسیار خوب شناخته شده هستند. این مجموعه خواص بالا سبب شده تـا از ايـن فولادهـا در صنايع اتومبيل سازي براي ساخت قطعات شكل دهمي پرسی مانند بدنے اتومبیل برای جذب انرژی هنگام تصادف مورد استفاده قرار گیرند[10-8]. خواص مكانيكي منحصر به فرد اين فولادها ناشي از سازوکارهای متعدد تغییرشکل مومسان و کارسختی آنها نظیر استحاله ناشی از تغییر شکل مومسان (Transformation Induced Plasticity - TRIP) دوقلویی ناشی از تغییرشکل مومسان (Twinning) Induced Plasticity - TWIP) و پیرسازی کرنشی دینامیکی (Dynamic Strain Aging, DSA) است. در این فولادها مقدار یایین انرژی نقص در چیدهشدن (Stacking Fault Energy - SFE) سبب شدہ است ت دو سازوکار TWIP و TRIP در تغییرشکل پلاستیک و

سال بیست و هشتم، شماره یک، ۱۳۹۵

نشریهٔ مهندسی متالورژی و مواد

جدایش عناصر آلیاژی در بلوکهای ریختگی، عملیات حرارتی هموژنسازی در دمای C° ۱۱۰۰ به مدت ۲ ساعت انجام شد و سپس نمونهها در هوا سرد شدند[19]. از یک دستگاه نورد آزمایشگاهی با قطر غلطک ۲۰۰ میلیمتر برای عملیات شکل دهی استفاده شد. به این منظور شمش ها مجدد تـا دمـای C° ۱۲۰۰ به مدت ۳۰ دقیقه آستنیته و طبی ۵ مرحله نورد، ضخامت از ۳۰ بـ ٤ میلیمتـر کـاهش داده شـد. تغییـر ضخامت ورق در مراحل مختلف نورد در جدول (۲) ارائه شده است. پس از نورد، ورقها در دمای ۰C ۱۱۰۰ به مدت ۱۰ دقیقه هم دما شده و سپس در آب سريع سرد شدند[20]. نمونه هاي آزمايش كشش طبق استاندار ASTM-E8 [21] با طول سنجه ۲۵ میلیمتر با استفاده از برش با سیم (وایرکات) تهیه شدند. برای آزمون کشش از دستگاه کشش مدل QUASAR 600 ساخت شرکت GALDABINI با ظرفیت ٥٠ تـن و سرعت کرنش ۱ میلیمتر بر دقیقه استفاده شد. هر آزمایش کشش با سه بار تکرار صورت گرفت. برای متالوگرافی از نمونهها در دو مرحله قبل و بعد از کشش نمونهبرداری شد. پس از سنبادهزنی تـا سـنباده ۲۵۰۰ و پولیش با آلومینای امیکرومتر، نمونهها در دو مرحله اچ (حکاکی) شدند. در مرحله اول به مدت چندثانیه در محلول ۲٪ نایتال قرار داده شدند و پس از شستشو با الکل، بهطور کامل خشک شدند و در مرحله بعد در محلول ۱۰ درصدحجمی هیدروکلریکاسید در اتانول برای از بینبردن لایه زردرنگ (ایجاد شده پس از حکاکی با محلول نایتال) و نیز افزایش وضوح مرزدانهها و مرزهای دوقلویی به مدت چند ثانیه قرار داده شدند و سپس شسته و خشک شدند[22]. برای مطالعات ریزساختاری و شکستنگاری از میکروسکپ نوری MEIJI مدل MA۳۲٦ و میکروسکپ الکترونی روبشے

Roventec Vega II XMU مدل Tescan با ولتاژ ۳۰ کیلوولت استفاده شد. بررسی های ریزساختاری روی نمونه های کشش در ۱۰ میلیمتر زیر سطح شکست انجام شد.

سال بیست و هشتم، شماره یک، ۱۳۹۵

۱٥

جدول ۱ ترکیب شیمیایی نمونهها و انرژی نقص در چیده شدن محاسبهشده طبق معادلات ترمودینامیکی

	0		-			
SFE mj/m ²	. وزنی	ىب درصا				
	Fe [*]	Al	С	Mn	نمونه	
71/V	بقيه	•/•1	•/٦٢	١٨/١٢	بدونآلومينيم	
٣٤/٣	بقيه	۲/۳۲	•/٦٤	۱۸/•٤	آلومينيمدار	
*مقدار Si : ٥/• درصد وزنی و						
مجموع سایر عناصر ناخالصی: کمتر از ۰/۱ درصد وزنی						

جدول ۲ تغییر ضخامت شمش ها طی هر مرحله نورد (ضخامت

,				
(مىلىمتر	۳.	اوليه:	

J						
0	٤	٣	۲	١	مرحله	
٤	٧	١٢	١٨	78	ضخامت	
					(ميليمتر)	

نتايج و بحث

مشاهدات میکروسکپی بعد از نورد گرم. شکل (۱) تصاویر میکروسکوپ نوری از ورق های نورد گرم شده قبل از آزمایش کشش را نشان می دهد. مشاهده می شود که ریزساختار شامل دانه های همگن آستینت است که در برخی از دانه ها، دوقلوهای حرارتی (خطوط مستقیم و موازی) نیز مشاهده می شود. در نمونه آلومینیم دار، ناخالصی و آخال های غیرفلزی بیشتری مشاهده می شود که می تواند به علت حضور آلومینیم باشد. در شکل (۲) نمودار اندازه دانه دو نمونه بدون آلومینیم و آلومینیم دار نمایش داده شده است. مشاهده می شود که افرودن ۲/۳ درصد وزنی آلومینیم، قطر متوسط دانه را از ۹۷ به ۱۵۸ میکرومتر افزایش می دهد.

انرژی نقص در چیده شدن پایین این فولادها باعث ایجاد دوقلویی های مکانیکی حین تغییر شکل می شود [7]، محل برخورد دوقلویی های مکانیکی با مرزدانه ها و دوقلویی های دیگر، می تواند محل مناسبی برای جوانه زنی و رشد دانه های تبلور مجددیافته حین و بعد از عملیات نورد باشد [۳۳]، افزایش انرژی نقص در چیده شدن بر اثر افزودن آلومینیم سبب کاهش چگالی

نشریهٔ مهندسی متالورژی و مواد

دوقلویی های مکانیکی حین عملیات نورد گرم می شـود و در نتیجه کاهش مناطق جوانهزنی دانهها حـین و پـس از عملیات نورد و افزایش اندازه دانه را در پی دارد.



(الف)



شکل ۱ تصویر میکروسکپ نوری قبل از آزمایش کشش نمونه: الف)بدون آلومینیم ب)آلومینیمدار



شکل ۲ اندازه متوسط دانه برای دو نمونه ورق نورد گرمشده بدونآلومینیم و آلومینیمدار

بررسی خواص کششی. در شکل (۳) نتایج آزمایش کشش به صورت منحنی تنش – کرنش حقیقی ارائه شده است. مشاهده می شود که منحنی مربوط به نمونه بدون آلومینیم در کرنش حقیقی حدود ۲۷/۰ شروع به دندانه ای شدن (کنگره ای شدن) کرده و تا انتهای فرایند کشش این رفتار ادامه دارد و در پایان تقریباً بدون افت در منحنی، شکست اتفاق افتاده است. در حالی که برای منحنی نمونه آلومینیم دار، رفتار دندانه ای بسیار تضعیف شده و قابل شناسایی در منحنی های کشش نیست.

اثر آلومینیم بر ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد...



شکل ۳ نمودار تنش–کرنش حقیقی برای دو نمونه بدون آلومینیم و آلومینیمدار

ایجاد منحنی دندانهای و پیرسازی کرنشی دینامیکی در این دسته از فولادها ناشی از نفوذ اتمهای کربن در هسته نابجاییها و جلوگیری از حرکت نابجاییها و برهمکنش جفتهای Mn-C با نابجاییها است [17,24]. به عبارت دیگر، دندانهدار شدن نمودار تنش-کرنش زمانی اتفاق میافتد که اتم محلول قابلیت حرکت در هسته نابجایی را دارد ولی در شبکه کریستالی این قابلیت را ندارد. وقوع این پدیده تابعی از غلظت عناصر محلول، نرخ کرنش، میزان کرنش و دما است [2,25]. افزایش آلومینیم سبب کاهش فعالیت و نفوذ اتمهای کربن در هسته نابجایی میشود. بنابراین

نشریهٔ مهندسی متالورژی و مواد

سال بیست و هشتم، شماره یک، ۱۳۹٥

اتمهای کربن در نمونه با ۲/۳٪ آلومینیم کمتر می توانند در حرکت نابجایی ها مشکل ایجاد کنند و بنابراین تضعیف رفتار دندانهای را به همراه دارد [17,26,27]. با توجه به شکل (۳)، افزودن ۲/۳درصد وزنی آلومینیم سبب افزایش تنش تسلیم از ۳٦٦ به ٤٠٥ مگاپاسکال و افزایش حداکثر کرنش حقیقی از ۰/۵۲ به ۰/۵٤ و کاهش حد نهایی کشش از ۱۳۵۰ به ۱۳۰۰ مگاپاسکال شده است. افزایش استحکام تسلیم با افـزودن آلـومینیم می تواند ناشی از استحکامبخشی محلول جامد و افزایش نیروی لازم برای لغزش نابجایی باشد [4]. اما تغییرات حدنهایی کشش و حـداکثر کـرنش حقیقـی را می توان به برهم کنش های دوقلویی شدن، لغزش نابجاییها و پدیده پیرسازی کرنشے دینامیکی مرتبط دانست که بـا تصـاویر میکروسـکیی بعـد از کشـش از نمونه ها قابل مشاهده است. البته وجود منحنى دندانهاي در انتهای منحنی تنش-کرنش حقیقی و شکست ناگهانی (بدون گلوییشدن) می تواند تا حدودی گویای این حقیقت باشد که فرایند پیرسازی کرنشی دینامیکی سبب كاهش ميزان تغيير طول در نمونه بـدون آلـومينيم نسبت به نمونه آلومینیمدار شده است و در نتیجه شکست در کرنش کمتر مشاهده می شود.

بررسی ریزساختار بعد *از شکست نمونه کشش.* شکلهای (٤) و (۵) تصاویر میکروسکپ نوری و الکترونی روبشی از زیر سطح شکست نمونه کشش به ترتیب برای دو آلیاژ بدون آلومینیم و با آلومینیم را نشان میدهند. در این تصاویر، خطوط نشان دهنده تغییرشکل در اثر دوقلویی است که در ابعاد بسیار ریز و کمتر از یک میکرومتر میتوانند ایجاد شوند. به عبارت دیگر، کرنش دوقلویی از سازوکار اصلی تغییرشکل در این دو آلیاژ است که به صورت میکرودوقلویی قابل تشخیص است [1,12].

با افزودن آلومینیم، چگالی دوقلویی های مکانیکی

١٧

کاهش یافته و در نتیجه فاصله بین آنها افزایش یافته است. می توان گفت با افزودن آلومینیم بدلیل افزایش انرژی نقص در چیده شدن، جدول (۱)، لغزش متقاطع نابجایی ها افزایش یافته و تنش لازم برای تشکیل دوقلویی افزایش مییابد و ایجاد دوقلویی های مکانیکی سخت در می شود [7,28,29].

کاهش میزان دوقلویی های مکانیکی و افزایش فاصله بین آنها سبب شده که مسیر آزاد برای حرکت نابجایی ها افزایش یابد. به علاوه، افزایش انرژی نقص در چیده شدن باعث آسان شدن لغزش متقاطع نابجایی ها از موانع حرکت آنها می شود [۳۱،۳۰]. سهولت در لغزش متقاطع و کاهش چگالی و افزایش فاصله با اعمال تنش کمتری حرکت کرده و کاهش حد نهایی کشش را به همراه داشته باشد. علاوه بر این، عدم نفوذ اتم های کربن و حذف پیرسازی کرنشی با افزودن آلومینیم نیز می تواند یکی از دلایل کاهش حد نهایی کشش باشد[۲،۳۱،۳۰].

در شکل (٤-ب) حفرات بسیار ریز زیادی در نزدیکی مرزهای دوقلویی دیده می شوند، این حفرات در شکل (٥-ب) حذف شدهاند. حفرات ریز بین دوقلویی ها می توانند ناشی از عیوب نقطه ای باشند که بر اثر پیرسازی کرنشی دینامیکی (DSA)، حین عملیات کشش ایجاد می شوند [٤،١١،١٧]. تشکیل زوج های Mn-C و برهم کنش آنها با نابجایی ها می تواند باعث جوانهزنی حفرات نانومتری شود و از به هم پیوستن این دیده می شود؛ ایجاد شود[4]. به نظر می رسد چگالی بالای این حفرات و به هم پیوستن آنها، در شکست آلیاژ بدون آلومینیم تأثیر بسزایی داشته باشد که در بخش بعد به بررسی آن پرداخته خواهد شد.



(ب) شکل ٤ الف) تصویر میکروسکپ نوری ب) تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی از زیر سطح شکست نمونه کشش آلیاژ بدون آلومینیم



(الف) شکل ۵ الف)تصویر میکروسکپ نوری ب)تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی از زیر سطح شکست نمونه کشش آلیاژ آلومینیمدار

بررسی سطح شکست. در شکل (۱)، تصاویر میکروسکپ الکترونی روبشی از سطح شکست نمونههای بدون آلومینیم و آلومینیمدار مشاهده می شود. وجود حفرات ریز و درشت در تصاویر سطح شکست نشانگر شکست بسیار نرم [۲۰،٤] در هر دو نمونه است. در شکل (۱-الف) برای نمونه بدون آلومینیم در سطح شکست، حفرات درشتی (دیمپلهای اولیه) دیده می شود که اطراف آنها حفرات ریزتری (دیمپلهای

رسوبات حل نشده و یا آخالهای غیرفلزی می توانند محل مناسبی برای جوانهزنی حفرات درشت (دیمپلهای اولیه) باشند [12,15]. در مقابل، وجود حفرات ریز (دیمپلهای ثانویه) در فضای بین دیمپلهای اولیه نشان میدهد که این فضا با مکانیزم برش شکسته نمی شود، بلکه دیمپلهای ثانویهای تشکیل می شود که شکست را بسیار نرم می کند. ۱۸

۱٩



(ب) شکل ٦ تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه: الف) بدون آلومینیم و ب) نمونه آلومینیمدار





شکل ۷ تصویر میکروسکپ نوری از زیر سطح شکست در نمونه: الف) بدون آلومینیم و ب) آلومینیمدار

طرف سبب کاهش استحکام شده و از طرف دیگر، با کاهش موانع در برابر لغزش نابجاییها، کرنش مومسان کل را افزایش داده است.

(ب)

شکل (۷) تصاویر میکروسکوپی از نشانههای تغییرشکل پلاستیک در زیر سطح شکست را برای دو آلیاژ نشان میدهد. در شکل (۷-الف) حفرات ریز (کمتر از یک میکرومتری) متعددی وجود دارد که نسبت به نمونه آلومینیمدار در شکل (۷-ب)، قابل توجه است. به وضوح مطابق شکل (۷-ب)، حفرات بررسی های محققان قبلی نشان داده است که پدیده پیرسازی کرنشی دینامیکی و برهمکنش مرزهای دوقلویی ها عامل اصلی تشکیل این دیمپل های ثانویه هستند[3،۳۱]. در تصویر سطح شکست نمونه آلومینیم دار شکل (۲-ب)، تعداد حفرات ریز کمتر شده و حفرات درشت بیشتری دیده می شود که به علت تضعیف پدیده پیرسازی کرنشی دینامیکی است. بنابراین، مطابق شکل (۳)، حذف یا تضعیف پدیده پیرسازی کرنشی دینامیکی در آلیاژ آلومینیم دار از یک

نشریهٔ مهندسی متالورژی و مواد

نتيجه گيري

۱. افزودن ۲/۳ درصد وزنی آلومینیم به فولاد آستنیتی

۲. افزودن ۲/۳درصد وزنی آلومینیم سبب افزایش تنش

تسليم از ٣٦٦ به ٤٠٥ مگاياسكال و افزايش حداكثر

کرنش حقیقی از ۰/٥۲ به ۰/٥٤ و کاهش حد نهایی

کشش از ۱۳۵۰ به ۱۳۰۰ مگایاسکال می شود.

آزمون کشش می شود.

۳. افزودن آلومينيم باعث حذف منحني دندانهاي حـين

 شکستنگاری سطوح شکست و بررسیهای میکروسکوپی نشان داد که مرز لایههای دوقلویی موانعی برای رشد حفرههایی (دیمیل هایی) هستند

که از فازهای ثانویه یا آخالها تشکیل می شوند.

تشكر و قدرداني

از مدیران و کارکنان محترم شرکت ریخته گری دقیق ساری به خصوص حمایتهای ارزشمند آقایان مهندس

اسلامی و مهندس قلی نژاد، صمیمانه تشکر و قدردانی

۱٤۸ میکرومتر بعد از نورد گرم میشود.

Fe-17Mn-0.6C سبب افزایش اندازه دانه از ۹۷ به

در مناطق با چگالی کمتر و یا خالی از دوقلویی، فرصت رشد پیدا کردند و در هم ادغام شده و حفره درشت ر ایجاد شده است. از سوی دیگر، در شکل (۷-الف) مشاهده می شود که ایجاد کرنش دوقلویی ها از رشد حفرات ریز و به هم پیوستن آنها جلوگیری میکند. در واقع به علت تمرکز تنش زیاد اطراف حفرهها، کرنش دوقلویی در اطراف حفره فعال می شود و بنابراین این دوقلویی ها مانع رشد حفره می شوند. این پدیده به صورت نمادین در شکل (۸) نشان داده شده است. پس می توان نتیجه گرفت که کرنش های دوقلویها از رشد حفرات جلوگیری می کنند [٤، ۳۰].



شکل ۸ تصویر نمادین از نقش دوقلوییها در جلوگیری از رشد حفره ناشی از یک آخال[۳۰]

مراجع

 Wu Z.Q., Ding H., An X.H., Han D., Liao, X.Z., "Influence of Al content on the strain-hardening behavior of aged low density Fe–Mn–Al–C steels with high Al content", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 639, No. 15, pp. 187-191, (2015).

مي شود.

- Zhang L., Song R., Zhao C., Yang F., "Work hardening behavior involving the substructural evolution of an austenite–ferrite Fe–Mn–Al–C steel", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 640, No. 29, pp. 225-234, (2015).
- Yang F., Song R., Li Y., Sun T., Wang, K., "Tensile deformation of low density duplex Fe–Mn–Al–C steel", *Materials & Design*, Vol. 76, No. 5, pp. 32-39, (2015).
- Abbasi M., Kheirandish Sh., Kharrazi Y., Hejazi, J., "The fracture and plastic deformation of aluminum alloyed Hadfield steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 513–514, No. 72–76, (2009).
- Abbasi M., Kheirandish Sh., Kharrazi Y., Hejazi J., "On the comparison of the abrasive wear behavior of aluminum alloyed and standard Hadfield steels", *Wear*, Vol. 268, No. 1–2, 4, pp. 202-207, (2010).

سال بیست و هشتم، شماره یک، ۱۳۹۵

```
.
نشریهٔ مهندسی متالورژی و مواد
```

۲١

فباسى	مجيا. ۵	.يش-	خيراند	شهرام	مجيلى-	سعيار
-------	---------	------	--------	-------	--------	-------

- Medvedeva N.I., Park M.S., Van-Aken D.C., Medvedeva J.E., "First-principles study of Mn, Al and C distribution and their effect on stacking fault energies in FCC Fe", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 582, No. 5, pp.475-482, (2014).
- Canadinc D., Sehitoglu H., Maier H.J., Chumlyakov Y.I., "Strain hardening behavior of aluminum alloyed Hadfield steel single crystals", *Acta Materialia*, Vol. 53, pp. 1831-1842, (2005).
- Bouaziz O., Allain S., Scott C., "Effect of grain and twin boundaries on the hardening mechanisms of twinning-induced plasticity steels", *Scripta Materialia*, Vol. 58, pp.484-487, (2008).
- Vercammen S., Blanpain B., De-Cooman B.C., Wollants P., "Cold rolling behavior of an austenitic Fe–30Mn–3Al–3Si TWIP-steel: the importance of deformation twinning", *Acta Materialia*, Vol. 52, pp. 2005-2012, (2004).
- Jeong J.S., Woob W., Oh K.H., Kwon S.K., Koo Y.M., "In situ neutron diffraction study of the microstructure and tensile deformation behavior in Al-added high manganese austenitic steels", *Acta Materialia*, Vol. 60, pp. 2290–2299, (2012).
- Gebhardt Th., Music D., Kossmann D., Ekholm M., Abrikosov A., Vitos L., "Elastic properties of FCC Fe–Mn–X (X=Al, Si) alloys studied by theory and experiment", *Acta Materialia*, Vol. 59, pp. 3145–3155, (2011).
- Jin J.E., Lee Y.K., "Effects of Al on microstructure and tensile properties of C-bearing high Mn TWIP steel", *Acta Materialia*, Vol. 60, pp.1680–1688, (2012).
- Dumaya A., Chateau J.P., Allain S., Migot S., Bouaziz O., "Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe–Mn–C steel", *Materials Science* and Engineering A, Vol. 483–484, pp.184–187, (2008)
- Grassel O., Kruger L., Frommeyer G., Meyer L.W., "High strength Fe-Mn-(Al,Si) TRIP/TWIP steels development properties application", *International Journal of Plasticity*, Vol.16, pp.1391-1409, (2000).
- Hamada A.S., Karjalainen L.P., Somani M.C., "The influence of aluminum on hot deformation behavior and tensile properties of high-Mn TWIP steels", *Material Science and Engineering A*, Vol. 467, pp. 114-124, (2007).
- Yoo J.D., Hwang S.W., Park K.T., "Factors influencing the tensile behavior of a Fe–28Mn–9Al–0.8C steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 508, pp. 234–240, (2009).
- Koyama M., Sawaguchi T., Lee T., Lee C.S., Tsuzaki K., "Work hardening associated with εmartensitic transformation, deformation twinning and dynamic strain aging in Fe–17Mn–0.6C and Fe–17Mn–0.8C TWIP steels", *Materials Science and Engineering* A, Vol. 528, pp.7310–7316, (2011).
- 18. Allain S., Chateau J.P., Bouaziz O., Migot S., Guelton N., "Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe–Mn–C alloys", *Materials Science and*

```
نشریهٔ مهندسی متالورژی و مواد
```

Engineering A, Vol. 387-389, pp. 158-162, (2004).

- 19. ASM Handbook, Vol. 1, "Properties and Selection Irons, Steel, and High Performance Alloy", (2005).
- Razavi Gh.R., Ansaripour A., Monajatizadeh H., Toroghinejad M.R., "An investigation on full annealing temperature and annealing twins density in Fe-33Mn-3Si-2Al high-manganese steel", *Journal of Advanced Materials and Processing*, Vol. 1, pp. 3-9, (2012).
- ASTM E8M-04, "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]", ASTM International, West Conshohocken, PA 19428-2959, United States, (2004).

22. ASM Handbook, Vol. 9, "Metallography and Microstructures", Austenitic Manganese Steel Castings, (2004).

۲۳. رید-هیل ر.ای.، عباسچیان ر.، ترجمه صالحی م.ت.، عبدالهپور ح.، حسینینسب ف.، "اصول متالورژی فیزیکی"، ویرایش سوم، مرکز انتشارات دانشگاه علم و صنعت ایران، (۱۳۸٦).

- Almeida L.H., May I., Emygdio P.R.O., "Mechanistic modeling of dynamic strain aging in austenitic stainless steels", *Material characterization*, Vol. 41, pp. 137-150, (1998).
- Hong S.G., Lee S.B., "Mechanism of dynamic strain aging and characterization of its effect on the low-cycle fatigue behavior in type 316L stainless steel", *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 340, pp. 307–314, (2005)
- Owen W.S., Grujicic M., "Strain aging of austenitic Hadfield manganese steel", *Acta Material.*, Vol. 47, pp. 111-126, (1999).
- 27. Shun S., Wan C.M., Byrne J.G., "Serrated flow in austenitic Fe-Mn-Al-C alloys", *Scripta Metallurgica*, Vol. 25, pp. 1769-1774, (1991).
- 28. Meyers M.A., Vohringer O., Lubarda V.A., "The onset of twinning metals: A constitutive description", *Acta Material*, Vol. 49, pp. 4025-4039, (2001).
- 29. Shun T., Wan C.M., Byrne J.G., "A study of work hardening in austenitic Fe-Mn-Al-C alloys", *Acta Material*, Vol. 40, pp. 3407-3412, (1992).
- ۳۰. عباسی م.،" بررسی تاثیر آلومینیم بر ساختار و خواص مکانیکی فولادهای آستنیتی منگنزی"، رساله دکتری، دانشگاه علم و صنعت ایران، (۱۳۸۸).

۳۱. عباسی م.، حجازی ج.، خیراندیش ش.، خرازی ی.، "ارتباط بین کرنش دوقلویی و پدیده چروکیدگی سطحی در تغییر شکل مومسان فولاد آستنیتی منگنزی"، نشریه مهندسی متالورژی و مواد دانشگاه فردوسی مشهد، سال ۲۵، شماره ۲ بهار و تابستان ص ۱–۱۲، (۱۳۹۳).

نشریهٔ مهندسی متالورژی و مواد