

بررسی رفتار کششی غیرمتعارف فولاد کم آلیاژ کم کربن DIN 16MnCr5 در حالت دو فازی فریتی-مارتنزیتی در مقایسه با شرایط تمام مارتنزیتی

حمید رضا پاک‌زمان^۱ و سید صادق قاسمی بنادکوکي^{۲*}

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۸/۱۲/۰۴، ش ص: ۳۲-۱۷، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۹/۰۶/۱۱)

چکیده

در این پژوهش، ریزساختارها و خواص مکانیکی فولاد کم آلیاژ کم کربن DIN 16MnCr5 در حالت فریتی-مارتنزیتی (با کسر حجمی مختلف مارتنزیت) در مقایسه با شرایط تمام مارتنزیتی مورد بررسی قرار گرفت. برای ایجاد ریزساختارهای دوفازی فریتی-مارتنزیتی، نمونه‌های مورد آزمایش در دماهای میان‌بحرانی مختلفی شامل ۷۴۰، ۷۶۰، ۷۸۰، ۸۰۰، ۸۲۰ و ۸۴۰ °C به مدت ۶۰ دقیقه حرارت داده شده و سپس در آب کوئنچ شدند. همچنین برای ایجاد ریزساختار تمام مارتنزیتی، نمونه‌های فولادی پس از آستنیت‌شدن در دمای ۹۰۰ °C به مدت ۶۰ دقیقه، بلافاصله در آب کوئنچ گردیدند. برای بررسی و مقایسه ریزساختار و خواص مکانیکی نمونه‌ها به ترتیب از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی مجهز به آنالیزگر EDS و آزمون‌های کشش و میکروسختی سنجی استفاده شد. نتایج متالوگرافی نشان داد با افزایش دمای آنیل میان‌بحرانی از ۷۴۰ به ۸۴۰ °C، کسر حجمی مارتنزیت (V_m) از ۲۳ به ۸۷٪ افزایش می‌یابد. مقایسه خواص مکانیکی نمونه‌های دوفازی فریتی-مارتنزیتی نشان داد که با افزایش V_m از ۲۳ تا ۸۷٪، رفتار کششی غیرمتعارفی در $V_m=۷۳٪$ ایجاد شد به طوری که نمونه‌های دوفازی فریتی-مارتنزیتی در مقایسه با نمونه‌های تمام مارتنزیتی از قابلیت جذب انرژی (حاصل‌ضرب استحکام کششی در ازدیاد طول یکنواخت) به مراتب بالاتری برخوردارند. بیشترین قابلیت جذب انرژی در نمونه‌های دوفازی با $V_m=۷۳٪$ مشاهده شد. این اصلاح شگرف در خواص مکانیکی نمونه‌های دوفازی ناشی از اثرات سخت‌گردانی متفاوت فازهای فریت و مارتنزیت در اثر برهمکنش بین آن‌ها می‌باشد. با افزایش V_m از ۲۳ تا ۸۷٪ در نمونه‌های دوفازی، میکروسختی مارتنزیت به طور پیوسته از ۷۱۷ به ۴۷۱ HV10g کاهش یافت؛ در حالی که میکروسختی فاز فریت، رفتار غیرمتعارفی از خود نشان داد؛ به طوری که ابتدا افزایش و در $V_m=۷۳٪$ به حداکثر مقدار خود رسید و سپس با افزایش مضاعف V_m ، کاهش یافت.

واژه‌های کلیدی: فولاد کم‌آلیاژ DIN 16MnCr5، آنیل میان‌بحرانی، ریزساختار دوفازی فریتی-مارتنزیتی، خواص کششی، ریزساختار تمام مارتنزیتی، ترکیب استحکام و انعطاف‌پذیری.

^۱ - دانشجوی دکتری، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران

^۲ - دانشیار، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران

*- نویسنده مسئول مقاله: sghasemi@yazd.ac.ir

پیشگفتار

خواص مکانیکی شامل استحکام کششی، انعطاف پذیری و چقرمگی ضربه در نمونه‌هایی با کسر حجمی تقریباً برابر فریت و مارتنزیت (کسر حجمی مارتنزیت حدود ۰/۵۵) حاصل شده است. موحد و همکارانش [۱۱] گزارش نمودند استحکام تسلیم فولادهای DP محتوی ۷۰-۲۰٪ مارتنزیت با افزایش V_m به صورت خطی افزایش می‌یابد؛ در حالیکه استحکام کششی، ازدیاد طول و انرژی شکست به صورت غیر خطی تغییر نموده و در $V_m \approx ۵۰\%$ ، به حداکثر میزان خود می‌رسند. روزنبرگ و همکارانش [۵] با اعمال آنیل میان‌بحرانی بر روی فولادهای نورد گرم شده، اقدام به تولید فولادهای DP فریتی-مارتنزیتی حاوی ۸۰-۲۰٪ مارتنزیت نمودند. آنها مشاهده کردند که استحکام‌های تسلیم و کششی فولاد، هر دو با V_m رابطه خطی دارند. مظاهری و همکارانش [۸] مشاهده نمودند که در فولادهای DP که تحت عملیات ترمومکانیکی تولید شده‌اند و دارای ۵۰-۳۰٪ مارتنزیت می‌باشند، استحکام تسلیم، استحکام کششی و ازدیاد طول به صورت خطی با V_m تغییر می‌کنند. بررسی تحقیقات متعدد انجام شده نشان می‌دهد نتایج تجربی متناقضی در مورد اثر V_m بر خواص کششی فولادهای DP و به طور کلی ارتباط بین ریزساختار و خواص مکانیکی فولادهای دوفازی گزارش شده است. همچنین نتایج ضد و نقیضی در مورد میزان کسر حجمی بهینه مارتنزیت به منظور حصول بهترین ترکیب استحکام و انعطاف‌پذیری در فولادهای دوفازی وجود دارد. در پژوهش حاضر سعی شده است ارتباط بین ریزساختار (به ویژه کسر حجمی و سختی فازهای سازنده) و خواص مکانیکی در نمونه‌های دوفازی فریتی-مارتنزیتی و نیز مقایسه خواص مکانیکی نمونه‌های دوفازی با شرایط تمام مارتنزیتی بررسی و گزارش گردد.

مواد و روش‌ها

در این پژوهش از فولاد کم آلیاژ و کم کربن با کد استاندارد آلمانی 16MnCr5 با ترکیب شیمیایی ارائه شده در جدول ۱ استفاده شد. نمونه‌های مورد بررسی از میل‌گرد فولادی با قطر ۲۰ میلی‌متر برش زده شدند.

نیاز صنایع خودروسازی به کاهش وزن خودرو جهت کاهش مصرف سوخت و کم نمودن حجم گازهای آلاینده محیط زیست و نیز افزایش ایمنی خودرو، منجر به طراحی و توسعه فولادهایی با ترکیب بالاتری از استحکام و انعطاف‌پذیری موسوم به فولادهای استحکام بالای پیشرفته ($AHSS^1$) گردیده است [۱-۳]. گروه اصلی از فولادهای $AHSS$ ، فولادهای دوفازی (DP^2) می‌باشند که فولادهایی کم کربن و کم آلیاژ و دارای خواص مکانیکی مطلوبی نظیر رفتار تسلیم پیوسته، نسبت استحکام تسلیم به استحکام کششی کم، ترکیب بهینه‌ای از استحکام کششی بالا و ازدیاد طول مناسب و نرخ کرنش‌سختی اولیه بالا هستند [۴ و ۵]. فولادهای DP در مقایسه با سایر انواع فولادهای $AHSS$ نظیر فولادهای $TRIP^3$ و $TWIP^4$ ، جذابیت بیشتری در صنایع خودروسازی دارند؛ چراکه دارای فرایند تولید صنعتی ساده‌تر، رفتار جوشکاری بهتر و پایداری خواص مکانیکی بهتری هستند که از پیرسازی ریزساختار در طی سرویس‌دهی در دمای محیط جلوگیری می‌کند [۴ و ۶]. خواص مکانیکی فولادهای دوفازی عمدتاً وابسته به کسر حجمی، مورفولوژی، اندازه، توزیع و خواص فازهای موجود در ریزساختار آنها می‌باشد [۷ و ۸]. اگر چه تمامی این مشخصه‌های ریزساختاری بر خواص مکانیکی فولادهای دوفازی مؤثرند، اما کسر حجمی مارتنزیت (V_m) به عنوان مهم‌ترین پارامتر شناخته شده و شناخت دقیق اثر آن بر خواص مکانیکی فولادهای DP از اهمیت بالایی برخوردار است [۲ و ۴]. در طی بررسی ارتباط بین استحکام و V_m در فولادهای DP، دو مدل کاملاً متفاوت خطی و غیر خطی توسط محققین پیشنهاد شده است [۵ و ۸-۱۱]. در مدل خطی، با افزایش V_m ، استحکام فولاد DP به صورت خطی افزایش می‌یابد؛ در حالیکه در نوع غیرخطی، ارتباط این دو پارامتر به صورت مدل‌های کاملاً متفاوتی می‌باشد [۹]. بگ و همکارانش [۱۰] اقدام به تولید فولادهای DP با مقادیر متفاوت V_m از ۰/۳ تا ۰/۸ نمودند. آنها مشاهده کردند ترکیب بهینه‌ای از

¹ -Advanced High Strength Steels

² -Dual Phase

³ -Transformation Induced Plasticity

⁴ -TWinning Induced Plasticity

جدول ۱- ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) فولاد کم کربن و کم آلیاژ 16MnCr5 مورد استفاده در این پژوهش

Fe	Cu	V	Ni	Mo	Cr	S	P	Mn	Si	C
بقیه	۰/۰۹۴	۰/۰۱۰	۰/۰۴۹	۰/۰۰۷	۰/۸۱۲	۰/۰۲۲	۰/۰۲۸	۱/۱۵۰	۰/۲۸۸	۰/۱۵۴

برای آشکارسازی ریزساختار نمونه‌ها از محلول اچ نایتال ۲٪ استفاده شد. ریزساختار نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FE-SEM) مدل TESCAN MIRA3 مجهز به آنالیزگر EDS مورد بررسی قرار گرفت. درصد حجمی فازهای فریت و مارتنزیت موجود در ریزساختارها با استفاده از روش شمارش نقاط مطابق با استاندارد ASTM-E562 محاسبه شد. بررسی خواص مکانیکی نمونه‌ها با استفاده از آزمون‌های کشش و سختی‌سنجی در مقیاس میکرو انجام شد. مقادیر میکروسختی فازهای فریت و مارتنزیت با بار اعمالی ۵ g برای فریت و ۱۰ g برای مارتنزیت و با مدت زمان نگهداری بار ۲۰ ثانیه با استفاده از دستگاه میکروسختی Future Tech مدل FM700 اندازه‌گیری شد. میانگین نتایج حداقل ۵ آزمون سختی‌سنجی به عنوان مقادیر میکروسختی فازهای فریت و مارتنزیت گزارش گردید. آزمون کشش نیز توسط دستگاه کشش Dartec مدل SA300 با سرعت حرکت فک ۵ mm/min انجام شد. ابعاد و هندسه نمونه‌ها و روش انجام آزمون کشش مطابق با استاندارد ASTM-E8 در نظر گرفته شد. میانگین نتایج سه آزمون کشش برای هر نمونه گزارش گردید.

نتایج و بحث

مشاهدات ریزساختاری توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی

در شکل ۳ مثال‌هایی از تصاویر میکروسکوپ الکترونی FE-SEM از ریزساختار نمونه‌های فولادی که در دماهای آنیل میان‌بحرانی مختلف در ناحیه دوفازی $\alpha+\gamma$ به مدت ۶۰ دقیقه حرارت داده شده و سپس در آب کوئنچ شده‌اند، نشان داده شده است. شکل ۳(الف) مربوط به ریزساختار نمونه‌های با دمای آنیل میان‌بحرانی 740°C می‌باشد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود،

به منظور انجام عملیات آنیل میان‌بحرانی، آگاهی از دماهای بحرانی Ac_1 و Ac_3 الزامی است. از این رو آزمایش دیلاتومتری انجام شد. در این آزمایش نمونه‌های استوانه‌ای به قطر ۲/۵ و طول ۵۰ میلیمتر با نرخ گرمایش $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ تا دمای 1000°C حرارت داده شد و به مدت ۲۰ دقیقه در این دما نگه داشته شده و سپس با نرخ سرمایش $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ تا دمای اتاق سرد شدند. همان‌گونه که در شکل ۱ مشاهده می‌شود درجه حرارت‌های 738°C و 846°C به ترتیب به عنوان دماهای مربوط به Ac_1 و Ac_3 تعیین شدند. برای ایجاد ریزساختارهای همگن با توزیع یکنواختی از کربن و عناصر آلیاژی در میل‌گرد دریافتی، ابتدا تمامی نمونه‌های فولادی در دمای 900°C به مدت ۶۰ دقیقه به طور کامل آستنیت‌ده شده و سپس در هوا نرماله شدند تا ریزساختارهای همگنی از فریت و پرلیت حاصل گردد. برای ایجاد ریزساختار تمام مارتنزیتی، نمونه‌ها پس از آستنیت‌ده شدن در دمای 900°C به مدت ۶۰ دقیقه، بلافاصله در آب کوئنچ شدند (شکل ۲(الف)). همچنین برای ایجاد ریزساختارهای دوفازی، مطابق با سیکل‌های آنیل میان‌بحرانی نشان داده شده در شکل ۲(ب)، نمونه‌ها در درجه‌حرارت‌های 740°C ، 760°C ، 780°C ، 800°C ، 820°C و 840°C به مدت ۶۰ دقیقه حرارت داده شده و بلافاصله در آب سرد شدند.

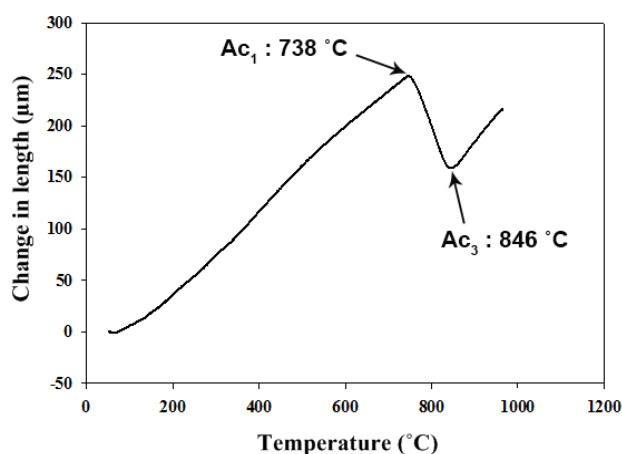
برای سهولت در بررسی جزئیات ریزساختارها و خواص مکانیکی توسعه یافته در نمونه‌ها طی پروسه‌های عملیات حرارتی، به هر نمونه یک کد اختصاص داده شد؛ به نحوی که نمونه‌های تمام مارتنزیتی^۱ با کد FM و نمونه‌های آنیل میان‌بحرانی^۲ شده به مدت ۶۰ دقیقه در دماهای 740°C ، 760°C ، 780°C ، 800°C ، 820°C و 840°C به ترتیب با کدهای IC740، IC760، IC780، IC800، IC820 و IC840 نشان داده می‌شوند.

¹- Full Martensite: FM

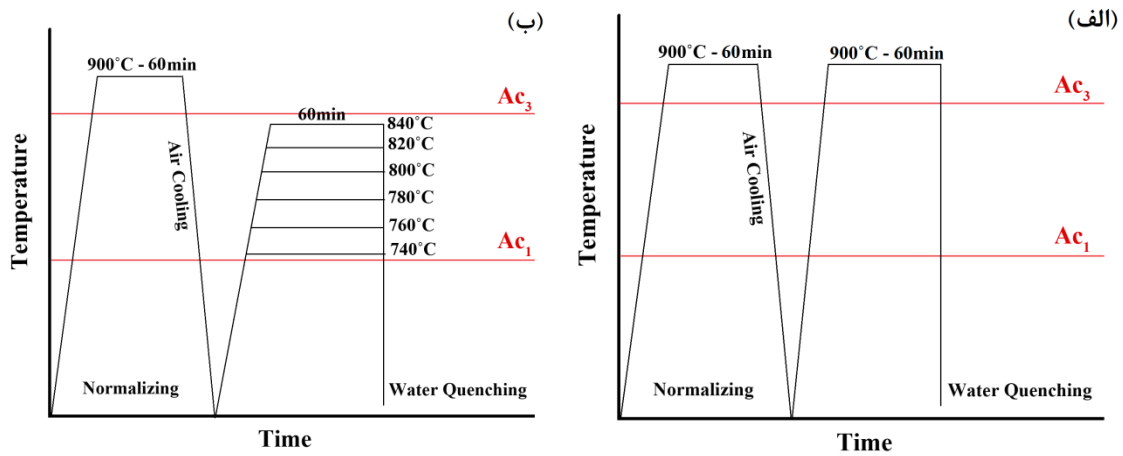
²- Inter-critical: IC

همکارانش [۱۳] بیان نمودند در فولادی حاوی ۰/۱۲ درصد کربن و ۱/۵ درصد منگنز، مدت زمان لازم برای تکمیل انحلال پرلیت در دماهای بین ۷۸۰ و ۹۰۰ °C بسیار کوتاه (۰/۲ تا ۲۰۰ میلی‌ثانیه) و در درجه حرارت‌های بین Ae_1 و ۷۴۰ °C بسیار طولانی‌تر (۱۵ ثانیه تا ۸ ساعت) می‌باشد. همان‌طور که در شکل ۳ ملاحظه می‌شود، در نمونه‌های عملیات حرارتی شده با دمای آنیل میان‌بحرانی بیشتر از ۷۴۰ °C (شکل‌های ۳(ب)، ۳(ج) و ۳(د))، ریزساختارهای کاملاً دوفازی حاوی کسرهای حجمی متنوعی از فازهای فریت و مارتنزیت ایجاد شده است. از سویی مشاهده می‌شود که با افزایش دمای آنیل میان‌بحرانی از ۷۴۰ تا ۸۴۰ °C، کسر حجمی مارتنزیت به شدت افزایش یافته است. در حقیقت مطابق با قانون اهرم، با افزایش دمای آنیل میان‌بحرانی در ناحیه دوفازی $\alpha+\gamma$ ، کسر حجمی فاز نیمه پایدار آستنیت نیز افزایش می‌یابد. این نواحی نیمه پایدار آستنیت در طی عملیات کوئنچ در آب به مارتنزیت تبدیل می‌شوند که باعث ایجاد ریزساختارهای دوفازی با کسرهای حجمی متفاوتی از فازهای فریت و مارتنزیت می‌گردد.

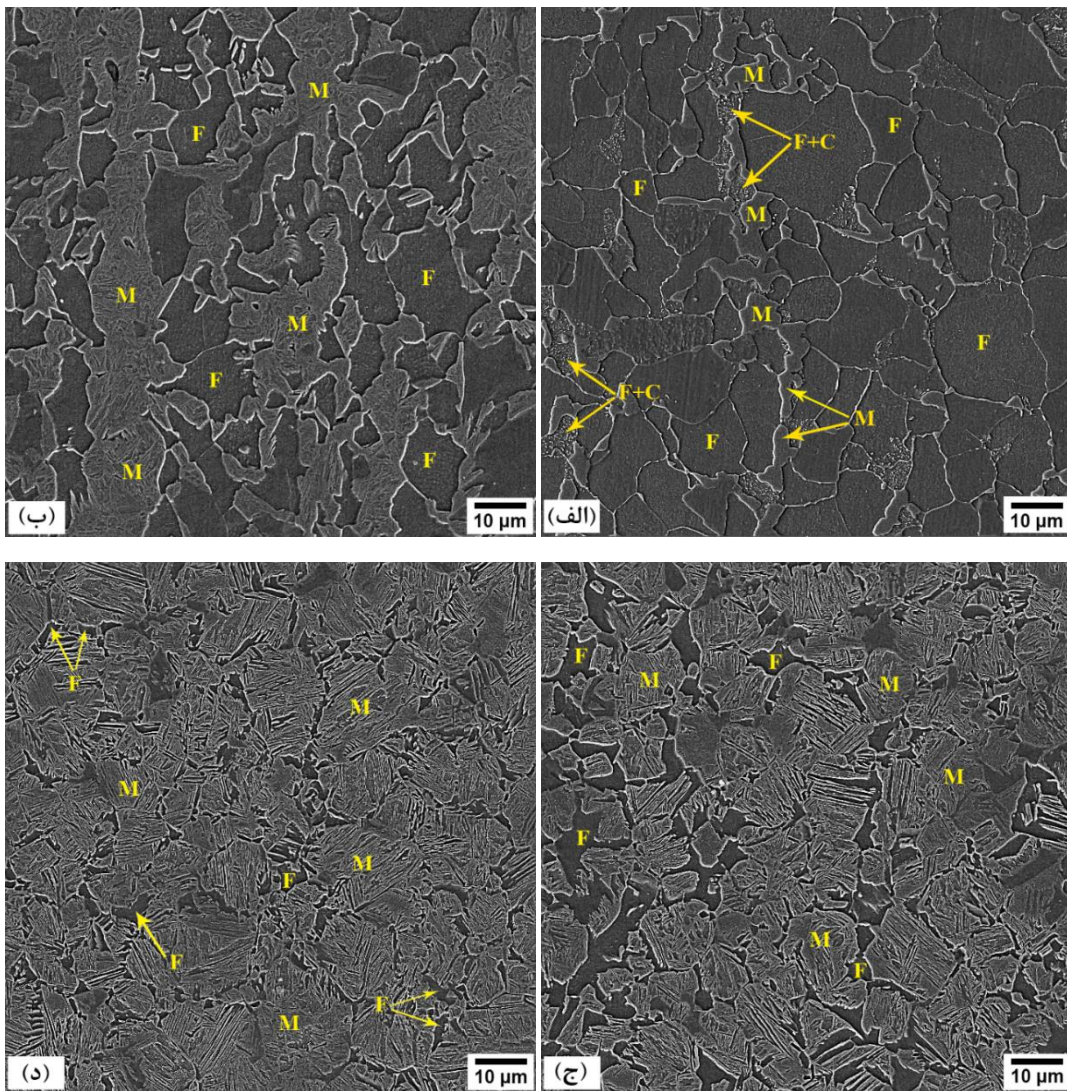
ریزساختار این نمونه از فاز فریت (به رنگ مشکی مشخص شده با حرف F)، مارتنزیت (به رنگ خاکستری تیره نشان داده شده با حرف M) و مقادیر کمی ذرات کاربید حل نشده در زمینه فریت (ذرات سفید در زمینه مشکی مشخص شده با F+C) تشکیل شده است. ذرات کاربید حل نشده در فاز فریت ناشی از کافی نبودن دمای ۷۴۰ °C برای نفوذ و جایجا شدن اتم‌های کربن در آستنیت نیمه پایدار اولیه در طی آنیل میان‌بحرانی در ناحیه دو فازی $\alpha+\gamma$ است. از سویی حرارت دادن نمونه‌ها در دمایی نزدیک به Ac_1 و به عبارتی نزدیک به دمای کروی‌سازی، سبب تشکیل ذرات کاربیده‌های کروی شکل حل نشده می‌شود [۱۲]. اولین مرحله در تشکیل آستنیت از ریزساختار اولیه فریتی-پرلیتی در طی آنیل میان‌بحرانی، انحلال پرلیت به منظور تشکیل فاز آستنیت پرکربن می‌باشد. پس از اتمام انحلال پرلیت، آستنیت شروع به رشد در دانه‌های فریت نموده و کسر حجمی آن افزایش می‌یابد [۱۳]. در دمای ۷۴۰ °C که با توجه به شکل ۱، بسیار نزدیک به دمای بحرانی Ac_1 می‌باشد، مرحله انحلال پرلیت به آهستگی انجام شده و در نتیجه حتی با وجود گذشت ۶۰ دقیقه از عملیات آنیل، هنوز نشانه‌هایی از وجود ذرات کاربید در ریزساختار مشاهده می‌شود (شکل ۳(الف)). اما در دماهای بالاتر، مرحله تجزیه پرلیت به سرعت انجام می‌شود. اسپچ و



شکل ۱- منحنی دیلاتومتری مورد استفاده جهت تعیین درجه حرارت‌های Ac_1 و Ac_3 فولاد کم آلیاژ و کم کربن 16MnCr5

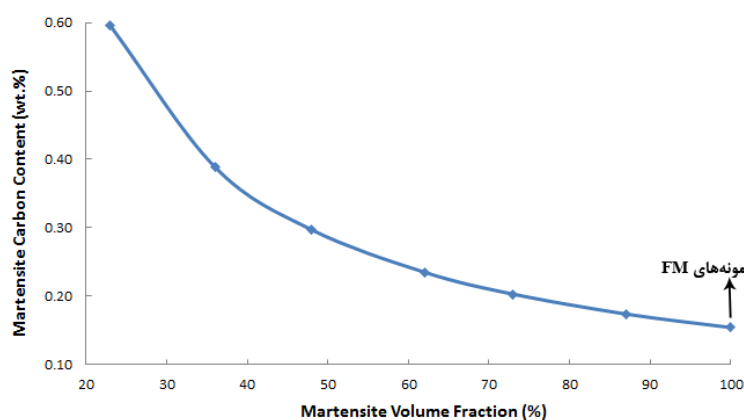


شکل ۲- شماتیک سیکل‌های حرارتی (الف) کوئنچ مستقیم جهت تولید نمونه‌های با ریزساختار تمام مارتنزیتی و (ب) آنیل میان‌بحرانی جهت ایجاد نمونه‌های دو فاز فریتی-مارتنزیتی



شکل ۳- تصاویر FE-SEM تهیه شده از نمونه‌هایی با ریزساختار دوفازی فریتی-مارتنزیتی با کدهای: (الف) IC840؛ (ب) IC840؛ (ج) IC820 و (د) IC820

از سویی به منظور مقایسه میزان و نحوه توزیع کربن در فازهای فریت و مارتنزیت از آنالیز EDS نیز استفاده شد. اگرچه میزان کربن اندازه‌گیری شده توسط EDS از مقدار واقعی بیشتر است، اما مطابق با نظر دیگر محققین [۷ و ۹ و ۱۵] می‌توان از این روش به منظور بررسی مقایسه‌ای تغییرات مقدار کربن در فریت و مارتنزیت استفاده نمود. نقاط مختلفی از فازهای فریت (F_1 , F_2 و ...) و مارتنزیت (M_1 , M_2 و ...) که در تصاویر FE-SEM نمونه‌های IC760، IC800 و IC840 تحت آنالیز EDS قرار گرفته‌اند، در شکل ۵ نشان داده شده‌اند. بدین ترتیب نتایج آنالیز EDS از فازهای فریت و مارتنزیت در جدول ۲ ارائه شده است. این نتایج نشان می‌دهد که در تمامی نمونه‌های دوفازی، میزان کربن در فاز مارتنزیت بیشتر از فریت می‌باشد. غلظت کم کربن در فریت در نمونه‌های دوفازی ناشی از توزیع کربن از فریت به آستنیت در طی نگهداری فولاد در ناحیه میان‌بحرانی $\alpha+\gamma$ می‌باشد [۱۶]. از سویی با توجه به نتایج جدول ۲ مشاهده می‌شود که با افزایش دمای آنیل میان‌بحرانی، میزان کربن در هر دو فاز فریت و مارتنزیت کاهش می‌یابد. مطابق با دیگرام فازی آهن-کربن [۱۷]، با افزایش دما در منطقه دوفازی $\alpha+\gamma$ ، غلظت کربن در فریت کاهش می‌یابد. از سویی با افزایش دمای آنیل میان‌بحرانی و در نتیجه افزایش کسر حجمی آستنیت (و به تبع آن افزایش کسر حجمی مارتنزیت در نمونه‌های دوفازی)، غلظت کربن در آستنیت کاهش یافته و در نتیجه غلظت کربن در مارتنزیتی که متعاقباً طی کوئچ در آب تشکیل می‌شود نیز کمتر خواهد بود.



شکل ۴- تغییرات میزان کربن مارتنزیت (C_m) بر حسب کسر حجمی مارتنزیت (V_m) در نمونه‌های دوفازی فریتی- مارتنزیتی در مقایسه با نمونه‌های تمام مارتنزیتی

بررسی و مقایسه توزیع کربن در فازهای فریت و مارتنزیت در نمونه‌های مختلف دوفازی

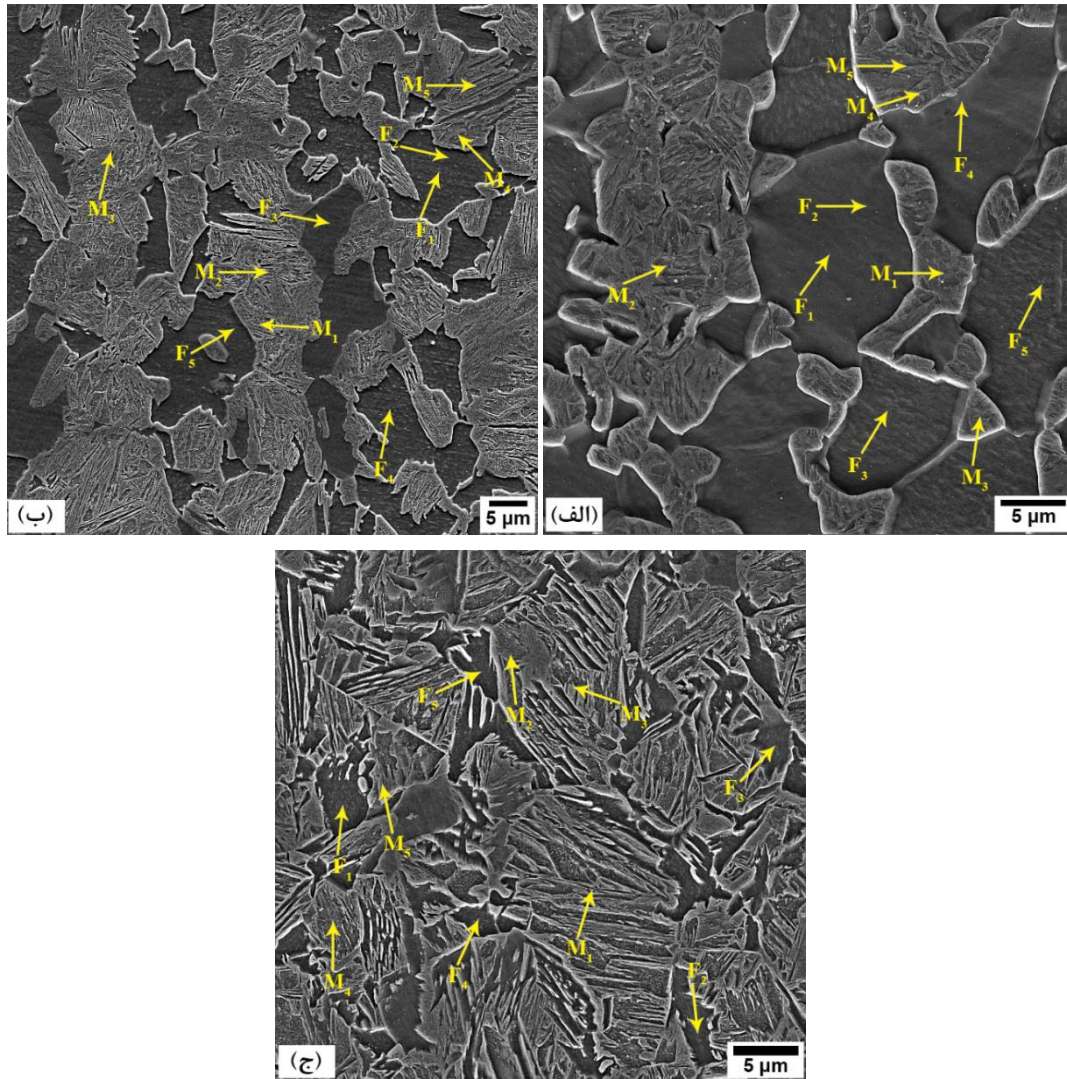
در ریزساختار دوفازی فریتی-مارتنزیتی یک فولاد کم آلیاژ با کربن ثابت، میزان کربن مارتنزیت (C_m) شدیداً تحت تأثیر کسر حجمی فریت و مارتنزیت می‌باشد. در چنین ریزساختاری با استفاده از رابطه (۱) می‌توان مقدار تقریبی C_m را محاسبه نمود [۱۴].

$$C = (C_f \times V_f) + (C_m \times V_m) \quad (1)$$

در رابطه (۱)، C و C_f به ترتیب میانگین میزان کربن در فولاد و فاز فریت و V_f ، کسر حجمی فریت می‌باشد. بنابراین می‌توان برای محاسبه C_m ، رابطه (۱) را به صورت رابطه (۲) بازنویسی نمود.

$$C_m = C_f + (C - C_f) / V_m \quad (2)$$

با در نظر گرفتن مقدار 0.154 برای C (میزان کربن در فولاد مورد بررسی مطابق با جدول ۱) و مقدار 0.22 برای C_f (حداکثر حد حلالیت کربن در فاز فریت)، می‌توان با استفاده از رابطه (۲)، متوسط میزان کربن در مارتنزیت را در نمونه‌های دوفازی با کسر حجمی متفاوت مارتنزیت محاسبه نمود. در شکل ۴ تغییرات میزان C_m بر حسب V_m در نمونه‌های دوفازی و تمام مارتنزیتی نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که با افزایش کسر حجمی مارتنزیت در ریزساختار، متوسط میزان کربن در فاز مارتنزیت به شدت کاهش می‌یابد. رابطه (۲) نشان می‌دهد که C_m با V_m نسبت عکس دارد.



شکل ۵- تصاویر FE-SEM نشان‌دهنده موقعیت نقاط مختلف در فازهای فریت (F_1, F_2, \dots) و مارتنزیت (M_1, M_2, \dots) که تحت آنالیز شیمیایی EDS در نمونه‌های دو فازی با کدهای: (الف) IC760؛ (ب) IC800 و (ج) IC840 قرار گرفته‌اند

جدول ۲- نتایج آنالیز EDS برای میزان کربن در فازهای فریت و مارتنزیت در نمونه‌های دو فازی که تحت عملیات آنیل میان‌بحرانی به مدت ۶۰ دقیقه در دماهای: 760°C (IC760)، 800°C (IC800) و 840°C (IC840) قرار گرفته‌اند. مقادیر گزارش شده مطابق با موقعیت نقاط مشخص شده در فازهای فریت و مارتنزیت در شکل ۵ می‌باشند

عدد EDS مارتنزیت			موقعیت نقطه	عدد EDS فریت			موقعیت نقطه
IC840	IC800	IC760	در مارتنزیت	IC840	IC800	IC760	در فریت
۹/۰۰	۹/۸۷	۱۰/۵۷	M_1	۷/۲۸	۸/۱۴	۸/۳۱	F_1
۸/۲۶	۹/۴۹	۱۱/۵۷	M_2	۶/۶۷	۷/۰۷	۷/۲۹	F_2
۸/۱۷	۹/۲۱	۱۱/۳۱	M_3	۶/۴۵	۸/۴۶	۸/۵۶	F_3
۹/۲۳	۹/۷۶	۱۱/۰۴	M_4	۴/۸۰	۸/۰۴	۸/۵۳	F_4
۹/۴۸	۹/۵۸	۱۲/۰۳	M_5	۶/۲۷	۶/۴۰	۸/۲۸	F_5
۸/۸۳	۹/۵۸	۱۱/۳۰	میانگین عدد EDS مارتنزیت	۶/۲۹	۷/۶۲	۸/۱۹	میانگین عدد EDS فریت

فاز تعادلی آهن-کربن با افزایش دمای آنیل میان‌بحرانی در ناحیه دوفازی $\alpha+\gamma$ و در نتیجه افزایش کسر حجمی آستنیت برای کربن ثابت ۰/۱۶٪ در فولاد کم آلیاژ 16MnCr5، غلظت کربن در فاز آستنیت کاهش یافته و در نتیجه مارتنزیتی که متعاقباً در طی کوئچ در آب تشکیل می‌شود نیز دارای درصد کربن کمتری بوده که این امر منجر به کاهش سختی مارتنزیت می‌گردد؛ چرا که سختی مارتنزیت عمده‌تاً وابسته به میزان کربن موجود در آن است [۱۸ و ۱۹].

اما در مورد تغییرات نامتعارف میکروسختی فریت، با توجه به جدول ۳ مشاهده می‌شود که با افزایش دمای آنیل میان‌بحرانی از ۷۴۰ تا ۸۲۰ °C (و در نتیجه آن افزایش V_m از ۲۳ به ۷۳٪)، میکروسختی فریت از ۲۰۶ تا ۳۱۴ HV5g افزایش یافته و سپس با افزایش مجدد دمای آنیل به ۸۴۰ °C (و افزایش V_m به ۸۷٪)، میکروسختی فریت به ۲۹۳ HV5g کاهش می‌یابد. مشابه چنین رفتار غیرمعارف در تغییرات میکروسختی فاز فریت بر حسب کسر حجمی فازهای سازنده در فولادهای دوفازی فریتی-بینیتی نیز گزارش شده است [۲۰]. تغییرات سختی فریت را می‌توان ناشی از دو عامل دانست. یکی اندرکنش متقابل فریت با مارتنزیت و دیگری تغییرات میزان کربن موجود در مارتنزیت. این دو عامل به نوعی در تقابل با یکدیگر عمل می‌کنند:

بررسی تغییرات میکروسختی فازهای فریت و مارتنزیت تغییرات مقادیر میکروسختی فازهای فریت و مارتنزیت در نمونه‌های مختلف دوفازی در مقایسه با نمونه‌های تمام مارتنزیتی در جدول ۳ ارائه داده شده است. با توجه به نتایج ارائه شده در جدول ۳ مشاهده می‌شود که با افزایش دمای آنیل از ۷۴۰ تا ۹۰۰ °C، میکروسختی مارتنزیت به طور پیوسته کاهش می‌یابد. این در حالیست که مقادیر میکروسختی فریت در نمونه‌های دوفازی روند نامتعارفی از خود نشان می‌دهند؛ به طوری که ابتدا روند افزایشی از خود نشان داده و در نمونه IC820 به حداکثر مقدار خود می‌رسد؛ سپس با افزایش دمای آنیل میان‌بحرانی به ۸۴۰ °C، به طور باورنکردنی کاهش می‌یابد. در ادامه این روند غیرمعارف تغییرات میکروسختی با جزئیات مورد تحلیل قرار گرفته است.

در جدول ۳ ملاحظه می‌شود که با افزایش دمای آنیل از ۷۴۰ به ۹۰۰ °C و در نتیجه آن افزایش V_m از ۲۳ به ۱۰۰٪، میکروسختی مارتنزیت به طور پیوسته از ۷۱۷ به ۴۲۸ HV10g کاهش می‌یابد. علت این روند کاهشی در سختی مارتنزیت را می‌توان ناشی از کاهش غلظت کربن در مارتنزیت دانست. با توجه به شکل ۴ و جدول ۲، ملاحظه می‌شود که با افزایش V_m ، میزان کربن موجود در مارتنزیت کاهش می‌یابد. در حقیقت مطابق با دیگرام

جدول ۳- میانگین مقادیر میکروسختی فازهای فریت و مارتنزیت در نمونه‌های آنیل میان‌بحرانی شده در شرایط مختلف عملیات حرارتی. نمونه‌های دوفازی حاوی کسرهای حجمی متفاوتی از فازهای فریت و مارتنزیت هستند.

کد نمونه	کسر حجمی مارتنزیت (%)	میکروسختی		اختلاف میکروسختی فریت و مارتنزیت
		فریت (HV5 g)	مارتنزیت (HV10 g)	
IC740	۲۳	۲۰۶	۷۱۷	۵۱۱
IC760	۳۶	۲۲۵	۶۳۸	۴۱۳
IC780	۴۸	۲۳۸	۵۹۴	۳۵۶
IC800	۶۲	۲۶۴	۵۶۱	۲۹۷
IC820	۷۳	۳۱۴	۵۱۶	۲۰۲
IC840	۸۷	۲۹۳	۴۷۱	۱۷۸
FM*	۱۰۰	-	۴۲۸	-

*دمای آستنیت‌کردن نمونه FM برابر با ۹۰۰ °C می‌باشد.

بررسی خواص کششی نامتعارف نمونه‌های دوفازی فریتی-مارتنزیتی در مقایسه با نمونه‌های تمام مارتنزیتی

به منظور بررسی رفتار کششی و انعطاف‌پذیری نمونه‌های عملیات حرارتی شده از آزمون کشش استفاده شد. در شکل ۶، منحنی‌های تنش مهندسی- کرنش مهندسی مربوط به نمونه‌های دوفازی و تمام مارتنزیتی نشان داده شده است. با توجه به شکل ۶ مشاهده می‌شود که تمامی نمونه‌ها دارای رفتار تسلیم پیوسته هستند. تغییر شکل فلزات توسط حرکت نابجایی‌ها انجام می‌شود و زمانی ماده تسلیم می‌شود که نابجایی‌ها شروع به حرکت کنند. بنابراین هر عاملی که مانع از حرکت نابجایی‌ها شود، باعث افزایش استحکام تسلیم ماده می‌شود. اگر نابجایی‌ها به صورت آزاد درون ساختار ماده وجود داشته باشند، با رسیدن نیرو به حد حرکت نابجایی، تسلیم به صورت پیوسته رخ می‌دهد. رفتار تسلیم پیوسته و نسبت تسلیم (نسبت استحکام تسلیم به استحکام کششی) کم از مشخصه‌های فولادهای DP می‌باشند. فریت در غیاب مارتنزیت به صورت غیر پیوسته تسلیم می‌شود؛ اما زمانی که به صورت زمینه در فولاد DP موجود باشد، رفتار تسلیم آن متفاوت است [۲۴]. رفتار تسلیم پیوسته فریت در فولادهای DP نشان‌دهنده آن است که آغاز سیلان پلاستیک در زمینه فریت به صورت تدریجی و پیوسته رخ می‌دهد [۲۵]. تحول فازی آستنیت به مارتنزیت در فولادهای DP همراه با انبساط حجمی است که باعث تولید نابجایی‌های لازم هندسی در دانه‌های فریت مجاور با فصل مشترک‌های فریت-مارتنزیت می‌گردد. این نابجایی‌های آزاد لازم هندسی مسئول رفتار تسلیم پیوسته در فولادهای DP می‌باشند [۲۶].

نتایج مربوط به آزمون کشش در نمونه‌های دوفازی و تمام مارتنزیتی در جدول ۴ ارائه شده است. ملاحظه می‌شود که نمونه FM در مقایسه با تمامی نمونه‌های DP دارای استحکام تسلیم (YS) و استحکام کششی نهایی (UTS) بالاتری می‌باشد که این مطلب ناشی از وجود ۱۰۰٪ فاز سخت مارتنزیت در ریزساختار این نمونه است. همچنین در نمونه‌های دوفازی با افزایش V_m ، مقادیر استحکام تسلیم و کششی به طور پیوسته افزایش

از یک سو تحول فازی آستنیت به مارتنزیت که در طی کوئنچ رخ می‌دهد، همراه با انبساط حجمی می‌باشد که میزان آن متناسب با مقدار کربن آستنیت، متغیر است [۲۱]. در نتیجه در دانه‌های فریتی که در مجاورت تحول فازی مارتنزیتی قرار دارند، میزان بالایی از تغییر شکل برشی (ناشی از انبساط حجمی تحول مارتنزیتی) و در نتیجه چگالی بالایی از نابجایی‌های لازم هندسی (به منظور حفظ پیوستگی شبکه کریستال) ایجاد می‌شود [۲۲]. طبیعی است که با افزایش دمای آنیل میان‌بحرانی، کسر حجمی آستنیت و به تبع آن کسر حجمی مارتنزیت افزایش یافته و در نتیجه میزان تغییر شکل برشی ایجاد شده درون دانه‌های فریت نیز افزایش می‌یابد که این امر منجر به بالا رفتن سختی فریت می‌گردد. ولی از سوی دیگر همان‌گونه که قبلاً بیان شد، با افزایش دمای آنیل میان‌بحرانی برای یک مقدار ثابت کربن در فولاد (۰/۱۶٪)، کسر حجمی مارتنزیت افزایش و در نتیجه میزان کربن موجود در آن کاهش می‌یابد که منجر به کاهش سختی مارتنزیت می‌گردد. طبیعی است با کاهش سختی مارتنزیت، میزان سخت‌گردانی فریت در اثر اندرکنش فریت با مارتنزیت در طی تحول مارتنزیتی نیز کاهش می‌یابد [۹]. در حقیقت در ریزساختار دوفازی فریتی-مارتنزیتی، ویژگی‌های تحول فازی مارتنزیتی از قبیل انبساط حجمی مارتنزیت، تغییر شکل برشی و تغییر ساختار کریستالی به شدت تحت تأثیر غلظت کربن آستنیت است [۲۳]. بنابراین افزایش دمای آنیل میان‌بحرانی و به تبع آن افزایش کسر حجمی مارتنزیت، دو اثر متناقض بر سخت‌گردانی فریت دارد. با توجه به جدول ۳، با افزایش V_m از ۲۳ به ۷۳٪، عامل اول (سخت‌گردانی فریت ناشی از افزایش کسر حجمی مارتنزیت و در نتیجه افزایش اندرکنش فریت با مارتنزیت) غالب بوده و باعث افزایش سختی فریت می‌گردد؛ در حالیکه با افزایش V_m از ۷۳ به ۸۷٪، عامل دوم (کاهش سخت‌گردانی فریت به دلیل کاهش تترآگونالیت مارتنزیت ناشی از کم شدن میزان کربن مارتنزیت و در نتیجه کاهش اثرات اندرکنش فریت با مارتنزیت) غالب گردیده و منجر به افت سختی فریت می‌شود.

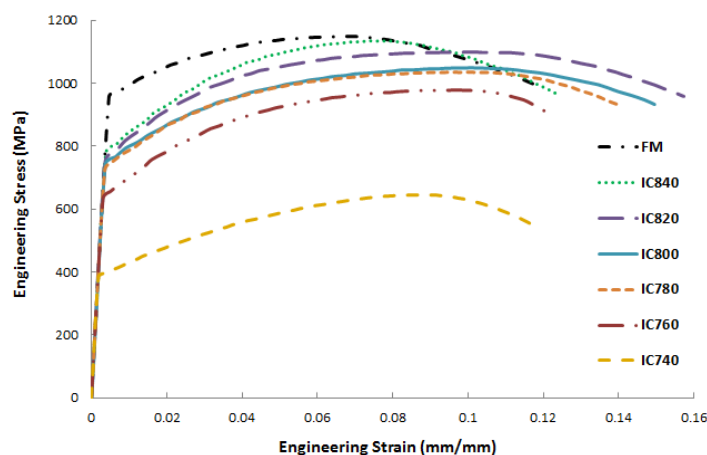
موجب ایجاد تنش‌های پسماند در دانه‌های فریت مجاور با فصل مشترک‌های فریت-مارتنزیت می‌گردد. این تنش‌های پسماند باعث افزایش تغییرشکل پلاستیک در فریت و در نتیجه مسئول کاهش حد الاستیک و نسبت تسلیم در فولادهای DP هستند [۲۶].

مقایسه مقادیر ازدیاد طول نمونه‌های مختلف در جدول ۴ نشان می‌دهد که میزان ازدیاد طول یکنواخت (UE) و ازدیاد طول کل (TE) در تمامی نمونه‌های دوفازی بیش از نمونه تمام مارتنزیتی می‌باشد. این مطلب ناشی از وجود فاز فریت نرم با قابلیت شکل‌پذیری بیشتر نسبت به فاز سخت مارتنزیت در نمونه‌های دوفازی است. از سوی دیگر محققین متعددی گزارش نموده‌اند که در فولادهای DP با افزایش V_m ، مقادیر UE و TE کاهش می‌یابند [۸ و ۳۰ و ۳۱]. در حالیکه با توجه به جدول ۴ مشاهده می‌شود که در نمونه‌های DP مورد بررسی در این پژوهش روند تغییرات UE و TE با V_m غیرمتمعارف می‌باشد؛ به نحوی که ابتدا با افزایش V_m از ۲۳ به ۷۳٪، مقادیر UE و TE افزایش یافته و به حداکثر میزان خود رسیده و سپس با افزایش مضاعف V_m به ۸۷٪، UE و TE هر دو کاهش می‌یابند. این روند تغییرات در ازدیاد طول مشابه با روند تغییرات میکروسختی فریت (جدول ۳) می‌باشد که در قسمت ۳-۳ تشریح شد. علت این تغییرات غیرمتمعارف ازدیاد طول را می‌توان ناشی از تغییرات سختی فازهای سازنده ریزساختارهای دوفازی یعنی فریت و مارتنزیت دانست.

یافته است. استحکام فولادهای DP عمدتاً وابسته به کسر حجمی، اندازه و استحکام فازهای سازنده آن است که در این بین اثر V_m غالب می‌باشد [۱۶ و ۲۷]. افزایش V_m منجر به بالا رفتن مقادیر YS و UTS در فولادهای دوفازی می‌شود [۱۶]. محققین متعددی گزارش نموده‌اند که با افزایش V_m ، استحکام تسلیم و کششی نهایی هر دو افزایش می‌یابند [۵ و ۸]. اثر استحکام‌بخشی مارتنزیت را می‌توان ناشی از سه عامل اصلی دانست:

- فاز مارتنزیت قادر به تحمل نیروی بالایی است که از زمینه فریتی به آن منتقل می‌شود.
- مارتنزیت می‌تواند با وارد نمودن تنش داخلی به فریت، رفتار تغییر شکل زمینه فریتی (شامل تنش سیلان و رفتار کارسختی) را تحت تأثیر قرار دهد [۲۸]. این یکی از ویژگی‌های مواد دوفازی است که از وجود گرادیان کرنش بین فازهای سازنده با رفتار تغییر شکل متفاوت ناشی می‌شود.
- کرنش‌های پلاستیک تحول مارتنزیتی باعث ایجاد نابجایی‌های اضافی درون ساختار فریتی مجاور با جزایر مارتنزیتی شده و این امر فاز فریت را تحت تأثیر قرار می‌دهد [۲۹].

با توجه به نتایج ارائه شده در جدول ۴ ملاحظه می‌شود که نسبت تسلیم (YS/UTS) در نمونه‌های دوفازی به مراتب کمتر از نمونه تمام مارتنزیتی می‌باشد. نسبت تسلیم پایین از جمله مشخصه‌های مطلوب در فولادهای دوفازی به شمار می‌رود. انبساط حجمی همراه با تحول فازی آستنیت به مارتنزیت در فولادهای DP



شکل ۶- نمودارهای تنش مهندسی-کرنش مهندسی برای نمونه‌های دوفازی فریتی-مارتنزیتی با کدهای مختلف نشان داده شده در تصویر (IC760، IC740، ...) در مقایسه با نمونه تمام مارتنزیتی (FM)

جدول ۴- میانگین خواص کششی نمونه‌های دوفازی فریتی-مارتنزیتی در مقایسه با نمونه‌های تمام مارتنزیتی

کد نمونه	کسر حجمی مارتنزیت (%)	استحکام تسلیم (YS) (MPa)	استحکام کششی نهایی (UTS) (MPa)	نسبت تسلیم (YS/ UTS)	ازدیاد طول یکنواخت (UE) (%)	ازدیاد طول کل (TE) (%)	UTSxUE (MPa%)
IC740	۲۳	۳۸۳	۶۴۴	۰/۵۹	۸/۷۷	۱۱/۹۳	۵۶۴۸
IC760	۳۶	۶۳۳	۹۷۷	۰/۶۵	۹/۶۸	۱۲/۰۹	۹۴۵۷
IC780	۴۸	۷۲۶	۱۰۳۷	۰/۷۰	۱۰/۰۱	۱۴/۰۳	۱۰۳۸۰
IC800	۶۲	۷۴۱	۱۰۴۹	۰/۷۱	۱۰/۰۷	۱۴/۹۵	۱۰۵۶۳
IC820	۷۳	۷۵۲	۱۰۹۸	۰/۶۸	۱۰/۱۹	۱۵/۷۴	۱۱۱۸۹
IC840	۸۷	۷۷۸	۱۱۳۵	۰/۶۹	۷/۹۲	۱۲/۳۳	۸۹۸۹
FM	۱۰۰	۹۵۵	۱۱۴۷	۰/۸۳	۶/۷۶	۱۱/۷۳	۷۷۵۴

۰/۸۷، اثر منفی V_m بر انعطاف‌پذیری غالب گردیده و در حقیقت ریزساختار دوفازی از زمینه نرم فریتی به زمینه سخت مارتنزیتی تبدیل شده و قابلیت تغییر شکل کاهش می‌یابد.

قابلیت جذب انرژی یک پارامتر بسیار مهم در صنعت خودروسازی می‌باشد؛ چراکه مقاومت و امنیت خودرو در هنگام تصادف را تعیین می‌کند. توازن استحکام و ازدیاد طول ($UTS \times UE$) یک شاخص مناسب جهت تعیین قابلیت جذب انرژی در ماده است. مطابق با جدول ۴، پارامتر $UTS \times UE$ در نمونه‌های دوفازی در مقایسه با نمونه‌های تمام مارتنزیتی بهبود یافته است. همچنین مشاهده می‌شود که در نمونه‌های دوفازی، با افزایش V_m ، پارامتر $UTS \times UE$ ابتدا افزایش یافته و در ۰/۷۳ مارتنزیت به حداکثر میزان خود می‌رسد و سپس با افزایش مضاعف V_m ، کاهش یافته است. هر چه ساختار فولاد DP همگن‌تر باشد، مقدار پارامتر $UTS \times UE$ بالاتر خواهد بود [۳۳]. بنابراین توازن خوب استحکام و ازدیاد طول در نمونه IC820 را می‌توان به همگنی بیشتر ریزساختار و نزدیک بودن مقادیر سختی فازهای فریت و مارتنزیت به یکدیگر و اندرکنش بهتر آنها نسبت داد. در شکل ۷، مقادیر UTS و UE برای نمونه‌های دوفازی IC820 (با $V_m=0.73$) که در بین فولادهای دوفازی تولید شده در پژوهش حاضر دارای بالاترین قابلیت جذب انرژی هستند با نتایج گزارش شده توسط

همان‌گونه که در جدول ۳ مشاهده می‌شود با افزایش V_m ، اختلاف سختی فازهای فریت و مارتنزیت کاهش یافته و به عبارتی فازهای سازنده نمونه‌های دوفازی از لحاظ سختی و استحکام به یکدیگر نزدیک‌تر می‌شوند. این عامل سبب می‌شود تا فازهای فریت و مارتنزیت در حین تغییر شکل کششی، بهتر با یکدیگر اندرکنش نموده و مبادله نیرو بین آنها به شکل بهتری انجام می‌شود و در نتیجه نمونه میزان بیشتری تغییر شکل پلاستیکی از خود نشان می‌دهد. چن و همکارانش [۳۲] مشاهده نمودند که کاهش اختلاف استحکام بین فازهای فریت و مارتنزیت در فولادهای دوفازی، می‌تواند سبب به تأخیر انداختن شکست در حین تغییر شکل پلاستیک شود. پیرمن و همکارانش [۱۸] نشان دادند که در فولادهای DP، با افزایش V_m در C_m ثابت و یا با افزایش C_m در V_m ثابت، ازدیاد طول افزایش می‌یابد. همان‌گونه که در شکل ۴ و جدول ۲ نشان داده شد، C_m با افزایش V_m ، کاهش می‌یابد که این امر منجر به افزایش قابلیت انعطاف‌پذیری و تغییر شکل پلاستیک مارتنزیت و در نتیجه افزایش قابلیت شکل‌پذیری نمونه‌های دوفازی می‌شود [۲۷ و ۳۳]. به نظر می‌رسد در نمونه‌های DP با V_m در محدوده ۰/۲۳-۰/۷۳، اثر مثبت C_m بر انعطاف‌پذیری بر اثر منفی V_m بر انعطاف‌پذیری، غالب می‌باشد؛ در حالیکه با افزایش کسر حجمی مارتنزیت به

افزایش یافت. با کوئنچ مستقیم فولاد از دمای آستنیت به 900°C ، ریزساختار تمام مارتنزیتی حاصل شد. $2-$ با افزایش دمای آنیل میان بحرانی از 740°C به 840°C ، میزان کربن فاز مارتنزیت از $0/60$ به $0/17 \text{ wt.}\%$ کاهش یافت.

$3-$ با افزایش دمای آنیل از 740°C تا 900°C و در نتیجه افزایش V_m از 23 تا $100/1$ ، میزان میکروسختی مارتنزیت به طور پیوسته از 717 به $428 \text{ HV}10g$ کاهش یافت. این مطلب ناشی از کاهش غلظت کربن در مارتنزیت به دلیل افزایش کسر حجمی مارتنزیت می‌باشد. از سویی با افزایش دمای آنیل میان بحرانی از 740°C تا 820°C ، میکروسختی فاز فریت ابتدا از 206 به $314 \text{ HV}5g$ افزایش و با افزایش مضاعف دمای آنیل میان بحرانی به 840°C ، به مقدار $293 \text{ HV}5g$ کاهش یافت. توسعه پیک سختی در مقادیر میکروسختی فریت در دمای 820°C ، ناشی از تقابل کسر حجمی مارتنزیت، سختی مارتنزیت و متعاقباً تأثیر اندرکنش مارتنزیت بر سخت گردانی فریت می‌باشد.

$4-$ با افزایش کسر حجمی مارتنزیت از 23 تا $100/1$ ، استحکام تسلیم و کششی نهایی به ترتیب از 383 به 955 MPa و از 644 به 1147 MPa افزایش یافتند. نسبت تسلیم در نمونه‌های دوفازی فریتی-مارتنزیتی کمتر از نمونه‌های تمام مارتنزیتی است.

$5-$ با افزایش V_m از 23 تا $73/1$ ، ازدیاد طول یکنواخت و ازدیاد طول کل هر دو به ترتیب از $8/77$ به $10/19/1$ و از $11/93$ به $15/74/1$ افزایش یافته و با افزایش مضاعف V_m ، دچار افت شدند. نمونه‌های دارای $73/1$ مارتنزیت، بهترین ترکیب استحکام و انعطاف‌پذیری را از خود نشان دادند. این مطلب ناشی از برهم‌کنش فازهای فریت و مارتنزیت و ایجاد پیک سختی فریت و ازدیاد طول در $V_m = 73/1$ می‌باشد.

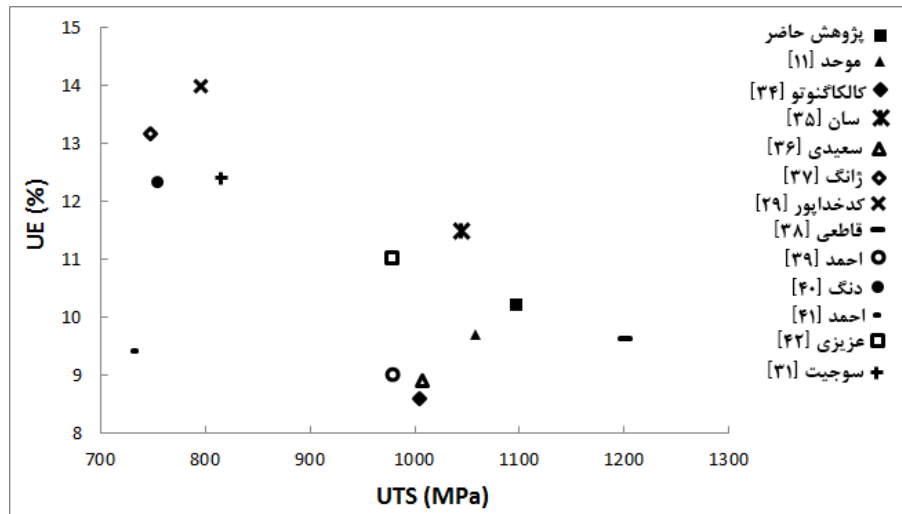
$6-$ نمونه‌های با ریزساختار دوفازی فریتی-مارتنزیتی، قابلیت جذب انرژی (UTS x UE) به مراتب بالاتری (MPa% در نمونه‌های دوفازی با $V_m = 73/1$) نسبت به نمونه‌های تمام مارتنزیتی (MPa% 7754) از خود نشان دادند که نشان‌دهنده پتانسیل بالای آنها جهت استفاده در صنعت خودرو می‌باشد.

سایر محققین در فولادهای دوفازی کم کربن مقایسه شده است [۱۱ و ۲۹ و ۳۱ و ۳۴-۴۲]. در جدول ۵ نیز ترکیب شیمیایی، میزان کربن معادل، V_m و مقدار UTS x UE در این فولادها گزارش شده است. لازم به ذکر است در تمامی مراجع استفاده شده جهت تدوین شکل ۷، بالاترین مقادیر UTS x UE گزارش شده توسط محققین، ارائه شده است. با توجه به شکل ۷ و جدول ۵ مشاهده می‌شود که نتایج UTS x UE برای پژوهش حاضر در محدوده بیشینه نتایج سایر محققین می‌باشد. ملاحظه می‌شود که نمونه‌های مورد بررسی در این پژوهش در مقایسه با نتایج اکثر محققین دارای استحکام بالاتر و ازدیاد طول کمتری می‌باشند. این موضوع ناشی از مقادیر بالاتر کربن معادل و کسر حجمی مارتنزیت در نمونه‌های DP در تحقیق حاضر نسبت به پژوهش‌های سایر محققین است (جدول ۵). با مقایسه مقادیر UTS x UE در جداول ۴ و ۵، می‌توان بیان نمود که نمونه‌های IC820 و IC800، IC780 در پژوهش حاضر با میزان V_m در محدوده $73-48/1$ از لحاظ قابلیت جذب انرژی شرایط مطلوبی داشته و از پتانسیل بالایی جهت استفاده در صنعت خودرو برخوردار هستند.

نتیجه‌گیری

در پژوهش حاضر خواص مکانیکی فولاد کم آلیاژ و کم کربن با استاندارد آلمانی DIN 16MnCr5 در شرایط ریزساختار دوفازی فریتی-مارتنزیتی (با کسر حجمی مختلف مارتنزیت) و ریزساختار تمام مارتنزیتی مورد بررسی و مقایسه قرار گرفت. نتایج این بررسی شامل موارد زیر می‌باشد:

۱- با انجام عملیات حرارتی آنیل میان‌بحرانی به مدت ۶۰ دقیقه در دمای 740°C و سپس کوئنچ در آب، ریزساختارهای دوفازی فریت-مارتنزیت به همراه مقادیر کمی فریت و کاربید تجزیه نشده به دست آمد. در حالیکه در دماهای میان‌بحرانی از 760°C الی 840°C ، ریزساختارهای کاملاً دوفازی فریت-مارتنزیت ایجاد گردید. با افزایش دمای آنیل میان‌بحرانی از 740°C تا 840°C ، کسر حجمی مارتنزیت از 23 تا 87 درصد



شکل ۷- مقایسه مقادیر UTS و UE برای نمونه‌های دوفازی فریتی-مارتنزیتی با کد IC820 تولید شده در پژوهش حاضر با فولادهای دوفازی کم کربن (C ≤ ۰/۲ wt.%) گزارش شده توسط سایر محققین [۱۱ و ۲۹ و ۳۱ و ۳۴-۴۲]

جدول ۵- ترکیب شیمیایی، کربن معادل، کسر حجمی مارتنزیت و حاصل ضرب استحکام کششی نهایی (UTS) در ازدیاد طول یکنواخت (UE) برای فولادهای دوفازی مورد بررسی در شکل ۷

مرجع	ترکیب شیمیایی (درصد وزنی)					کربن معادل (CE*) (درصد وزنی)	کسر حجمی مارتنزیت (%)	UTS x UE (MPa%)
	Ni+Cu	Cr+Mo+V	Si	Mn	C			
پژوهش حاضر	۰/۲۸۸	۰/۸۲۹	۰/۱۴۳	۰/۱۵۴	۰/۵۲	۷۳	۱۱۱۸۹	
موحد [۱۱]	۰/۰۷	۰/۰۳	۰/۰۳	۰/۱۱	۰/۲۱	۴۶/۸	۱۰۲۷۲	
کالکائوتو [۳۴]	۰/۲۲	-	-	۰/۱۷	۰/۴۲	۲۸/۲	۸۶۴۳	
سان [۳۵]	۰/۲۵	۰/۰۶	-	۰/۱۵	۰/۳۵	۳۵	۱۲۰۰۶	
سعیدی [۳۶]	۰/۷۹	۰/۷۱	۰/۵	۰/۱۹	۰/۵۰	۵۰	۸۹۶۲	
ژانگ [۳۷]	۱/۸۳	۰/۱۸	-	۰/۰۸	۰/۴۲	۵۳/۴۹	۹۸۳۱	
کدخداپور [۲۹]	۱/۸۶۸	۱/۰۰۰	-	۰/۱۴۷	۰/۶۶	۲۳	۱۱۱۳۰	
قاطعی [۳۸]	۰/۹۵	۱	-	۰/۱۴	۰/۵۰	۶۲	۱۱۵۸۵	
احمد [۳۹]	۰/۹۰	-	-	۰/۲۰	۰/۳۵	۴۹	۸۸۲۰	
دنگ [۴۰]	۱/۸۳	۰/۱۸	-	۰/۰۸	۰/۴۲	۴۵/۷	۹۲۸۵	
احمد [۴۱]	۱/۲	۰/۸۲	۰/۳۵	۰/۰۹	۰/۴۸	۱۲	۶۸۶۲	
عزیزی [۴۲]	۰/۷۴	-	-	۰/۱۷	۰/۲۹	۳۲	۱۰۷۸۰	
سوچیت [۳۱]	۱/۳۴	۰/۰۲	۰/۰۱	۰/۰۹	۰/۳۲	۲۵	۱۰۰۹۴	

$$*CE = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$$

References:

- [1] J. Zhao, Z. Jiang, "Thermomechanical Processing of Advanced High Strength Steels", *Progress in Materials Science*, Vol. 94, pp. 174-242, 2018.
- [2] Q. Lai, O. Bouaziz, M. Gouné, L. Brassart, M. Verdier, G. Parry, A. Perlade, Y. Bréchet, T. Pardoën, "Damage and Fracture of Dual-Phase Steels: Influence of Martensite Volume Fraction", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 646, pp. 322-331, 2015.
- [3] H. Ashrafi, M. Shamanian, R. Emadi, N. Saedi, "A Novel and Simple Technique for Development of Dual Phase Steels with Excellent Ductility", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 680, pp. 197-202, 2017.
- [4] N. Fonstein, *Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties*, 1st ed., p. 3, Springer, Switzerland, 2015.
- [5] G. Rosenberg, I. Sinaiova, L. Juhar, "Effect of Microstructure on Mechanical Properties of Dual Phase Steels in the Presence of Stress Concentrators", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 582, pp. 347-358, 2013.
- [6] م. پورانوری، پ. مرعشی، "تغییر حالت شکست از فصل مشترکی به محیطی در جوشهای مقاومتی نقطه‌ای مشابه و نامشابه فولاد دوفازی DP600 و فولاد کم کربن AISI1008"، *مجله مواد نوین*، جلد ۲، شماره ۴، ص ۱۵-۲۹، تابستان ۱۳۹۱.
- [7] E. Fereiduni, S. S. Ghasemi Banadkouki, "Ferrite Hardening Response in a Low Alloy Ferrite–Martensite Dual Phase Steel", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 589, pp. 288-294, 2014.
- [8] Y. Mazaheri, A. Kermanpur, A. Najafizadeh, "Microstructures, Mechanical Properties, and Strain Hardening Behavior of an Ultrahigh Strength Dual Phase Steel Developed by Intercritical Annealing of Cold-Rolled Ferrite/Martensite", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 46, pp. 3052-3062, 2015.
- [9] E. Fereiduni, S. S. Ghasemi Banadkouki, "Reliability/Unreliability of Mixture Rule in a Low Alloy Ferrite–Martensite Dual Phase Steel", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 577, pp. 351-359, 2013.
- [10] A. Bag, K. K. Ray, E. S. Dwarakadasa, "Influence of Martensite Content and Morphology on Tensile and Impact Properties of High-Martensite Dual-Phase Steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 30A, pp. 1193-1202, 1999.
- [11] P. Movahed, S. Kolahgar, S. P. H. Marashi, M. Pouranvari, N. Parvin, "The Effect of Intercritical Heat Treatment Temperature on the Tensile Properties and Work Hardening Behavior of Ferrite–Martensite Dual Phase Steel Sheets", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 518, pp. 1-6, 2009.
- [۱۲] م. کاشفی، ص. قاسمی بنادکوکلی، "مقایسه ریزساختار و رفتار مکانیکی فولاد Mo40 در شرایط دوفازی فریتی-مارتنزیتی و کوئنچ مستقیم بازگشت داده شده"، *مجله مواد نوین*، جلد ۹، شماره ۱، ص ۷۷-۸۷، پاییز ۱۳۹۷.
- [13] G. R. Speich, V. A. Demarest, R. L. Miller, "Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 12A, pp. 1419-1428, 1981.

- [14] A. Ebrahimi, S. S. Ghasemi Banadkouki, "Mutual Mechanical Effects of Ferrite and Martensite in a Low Alloy Ferrite-Martensite Dual Phase Steel", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 708, pp. 43-54, 2017.
- [15] م. رشیدی، م. ع. بوتراپی، "اثر پارامترهای عملیات حرارتی دوفازی‌سازی بر ریزساختار چدن نشکن آلومینیوم‌دار، مجله مواد نوین، جلد ۴، شماره ۲، ص ۶۷-۷۸، زمستان ۱۳۹۲.
- [16] R. G. Davies, "Influence of Martensite Composition and Content on the Properties of Dual Phase Steels", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 9A, pp. 671-679, 1978.
- [17] Handbook Committee, Alloy Phase Diagrams, p. 527, ASM International, USA, 1992.
- [18] A. P. Pierman, O. Bouaziz, T. Pardo, P. J. Jacques, L. Brassart, "The Influence of Microstructure and Composition on the Plastic Behaviour of Dual-Phase Steels", *Acta Materialia*, Vol. 73, pp. 298-311, 2014.
- [19] A. H. Jahanara, Y. Mazaheri, M. Sheikhi, "Correlation of Ferrite and Martensite Micromechanical Behavior with Mechanical Properties of Ultrafine Grained Dual Phase Steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 764, pp. 138206, 2019.
- [20] ع. یزدی زاده خلیلی، ص. قاسمی بنادکوکوی، ح. ر. کریمی زارچی، م. مصلاهی پور، "بررسی تأثیر نامتعارف میکروساختارهای دوفازی فریتی-بینیتی بر اصلاح خواص مکانیکی فولاد کم‌آلیاژ Mo40 در مقایسه با شرایط تمام بینیتی"، *مجله مواد نوین*، جلد ۱۰، شماره ۱، ص ۱۳۳-۱۴۷، پاییز ۱۳۹۸.
- [21] G. Krauss, *Steels: Processing, Structure, and Performance*, 2nd ed., p. 488, ASM International, Ohio, 2015.
- [22] H. Bhadeshia, "A Rationalisation of Shear Transformations in Steels", *Acta Metallurgica*, Vol. 29, pp. 1117-1130, 1981.
- [23] S. S. Ghasemi Banadkouki, E. Fereiduni, "Effect of Prior Austenite Carbon Partitioning on Martensite Hardening Variation in a Low Alloy Ferrite-Martensite Dual Phase Steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 619, pp. 129-136, 2014.
- [24] K. T. Park, S. Y. Han, B. D. Ahn, D. H. Shin, Y. K. Lee, K. K. Um, "Ultrafine Grained Dual Phase Steel Fabricated by Equal Channel Angular Pressing and Subsequent Intercritical Annealing", *Scripta Materialia*, Vol. 51, pp. 909-913, 2004.
- [25] T. Sakaki, K. Sugimoto, T. Fukuzato, "Role of Internal Stress for Continuous Yielding of Dual-Phase Steels", *Acta Metallurgica*, Vol. 31, pp. 1737-1746, 1983.
- [26] H. Ghassemi-Armaki, R. Maaß, S. P. Bhat, S. Sriram, J. R. Greer, K. S. Kumar, "Deformation Response of Ferrite and Martensite in a Dual-Phase Steel", *Acta Materialia*, Vol. 62, pp. 197-211, 2014.
- [27] M. Mazinani, W. J. Poole, "Effect of Martensite Plasticity on the Deformation Behavior of a Low-Carbon Dual-Phase Steel", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 38A, pp. 328-339, 2007.
- [28] Y. L. Kang, Q. H. Han, X. M. Zhao, M. H. Cai "Influence of Nanoparticle Reinforcements on the Strengthening Mechanisms of an Ultrafine-Grained Dual Phase Steel

- Containing Titanium", *Materials and Design*, Vol. 44, pp. 331-339, 2013.
- [29] J. Kadkhodapour, A. Butz, S. Ziaei Rad, "Mechanisms of Void Formation During Tensile Testing in a Commercial, Dual-Phase Steel", *Acta Materialia*, Vol. 59, pp. 2575-2588, 2011.
- [30] H. Ashrafi, M. Shamanian, R. Emadi, N. Saeidi, "Correlation of Tensile Properties and Strain Hardening Behavior with Martensite Volume Fraction in Dual-Phase Steels", *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Vol. 70, pp. 1575-1584, 2017.
- [31] S. Sodjit, V. Uthaisangsuk, "Microstructure Based Prediction of Strain Hardening Behavior of Dual Phase Steels", *Materials and Design*, Vol. 41, pp. 370-379, 2012.
- [32] C. Y. Chen, C. H. Li, T. C. Tsao, P. H. Chiu, S. P. Tsai, J. R. Yang, L. J. Chiang, S. H. Wang, "A Novel Technique for Developing a Dual-Phase Steel with a Lower Strength Difference Between Ferrite and Martensite", *Materials Today Communications*, Vol. 23, In Press, 2020.
- [33] Y. Mazaheri, A. Kermanpur, A. Najafizadeh, N. Saeidi, "Effects of Initial Microstructure and Thermomechanical Processing Parameters on Microstructures and Mechanical Properties of Ultrafine Grained Dual Phase Steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 612, pp. 54-62, 2014.
- [34] M. Calcagnotto, Y. Adachi, D. Ponge, D. Raabe, "Deformation and Fracture Mechanisms in Fine- and Ultrafine-Grained Ferrite/Martensite Dual-Phase Steels and the Effect of Aging", *Acta Materialia*, Vol. 59, pp. 658-670, 2011.
- [35] Y. I. Son, Y. K. Lee, K. T. Park, C. S. Lee, D. H. Shin, "Ultrafine Grained Ferrite Martensite Dual Phase Steels Fabricated via Equal Channel Angular Pressing: Microstructure and Tensile Properties", *Acta Materialia*, Vol. 53, pp. 3125-3134, 2005.
- [36] N. Saeidi, F. Ashrafizadeh, B. Niroumand, "Development of a New Ultrafine Grained Dual Phase Steel and Examination of the Effect of Grain Size on Tensile Deformation Behavior", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 599, pp. 145-149, 2014.
- [37] J. Zhang, H. Di, Y. Deng, R. D. K. Misra, "Effect of Martensite Morphology and Volume Fraction on Strain Hardening and Fracture Behavior of Martensite-Ferrite Dual Phase Steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 627, pp. 230-240, 2015.
- [38] A. Ghatei Kalashami, A. Kermanpur, A. Najafizadeh, Y. Mazaheri, "Effect of Nb on Microstructures and Mechanical Properties of an Ultrafine-Grained Dual Phase Steel", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 24, pp. 3008-3017, 2015.
- [39] E. Ahmad, T. Manzoor, M. M. A. Ziai, N. Hussain, "Effect of Martensite Morphology on Tensile Deformation of Dual-Phase Steel", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 21, pp. 382-387, 2012.
- [40] Y. G. Deng, H. S. Di, J. C. Zhang, "Effect of Heat-Treatment Schedule on the Microstructure and Mechanical Properties of Cold-Rolled Dual-Phase Steels", *Acta Metallurgica Sinica*, Vol. 28, pp. 1141-1148, 2015.
- [41] E. Ahmad, T. Manzoor, N. Hussain, "Thermomechanical Processing in the Intercritical Region and Tensile Properties of Dual-Phase Steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 508, pp.

259-265, 2009.

[42] H. Azizi-Alizamini, M. Militzer, W. J. Poole, "Formation of Ultrafine Grained Dual Phase Steels through Rapid

Heating", ISIJ International, Vol. 51, pp. 958-964, 2011.

