

نسل سوم فولادهای پیشرفته استحکام بالا (بخش اول)

علی شهبانی^۱، پژوهشکده فولاد، دانشگاه صنعتی اصفهان

چکیده

در حال حاضر تمرکز صنعت خودرو بر تولید فولادهای پیشرفته با ترکیبی از استحکام بالا و انعطاف پذیری و همچنین وزن کمتر نسبت به فولادهای استحکام بالای معمولی است. فولادهای پیشرفته با استحکام بالا، دسته جدیدی از مواد برای پاسخگویی به نیاز صنعت به استحکام بالا و در عین حال حفظ قابلیت انعطاف پذیری خوب در کنار هزینه پایین تولید هستند. نسل اول و دوم از فولادهای پیشرفته با استحکام بالا از برخی محدودیتها رنج می بردند. نسل اول دارای استحکام بالا اما انعطاف پذیری پایینی بود، در حالی که نسل دوم هم استحکام و هم انعطاف پذیری داشتند اما از لحاظ اقتصادی مقرون به صرفه نبودند. در میان انواع مختلف فولادهای پیشرفته با استحکام بالا، فولادهای دو فازی، فولادهای با استحاله ناشی از تغییر شکل^۲ (TRIP)، فولادهای با دو قلوئی ناشی از تغییر شکل^۳ (TWIP) و فولادهای با فاز پیچیده به عنوان گزینه‌های مناسبی برای بهبود در نسل سوم فولادهای پیشرفته پر استحکام می باشند. در بخش اول این مقاله به بررسی دو مورد اول این فولادها یعنی فولادهای دو فازی و TRIP پرداخته خواهد شد. برای این منظور مسیرهای مختلف تولید برای این گریدها که توسط نویسندگان مختلف ارائه شده مورد بحث قرار می گیرند. در این بررسی همچنین ریزساختار و خواص مکانیکی که در شرایط مختلف تولید حاصل می شود، مورد بحث قرار می گیرد. در نهایت، یافته‌های کلیدی در رابطه با تحقیقات بیشتر مورد نیاز برای تولید فولادهای پیشرفته نسل سوم با استحکام بالا مورد بحث قرار گرفته است.

کلمات کلیدی: دو فازی، فاز پیچیده، نسل سوم، مقاومت برخورد، شکل پذیری، استحکام، آنیل، انعطاف پذیری

¹ Ali.shabani283@gmail.com

² Transformation-induced plasticity

³ Twinning-induced plasticity

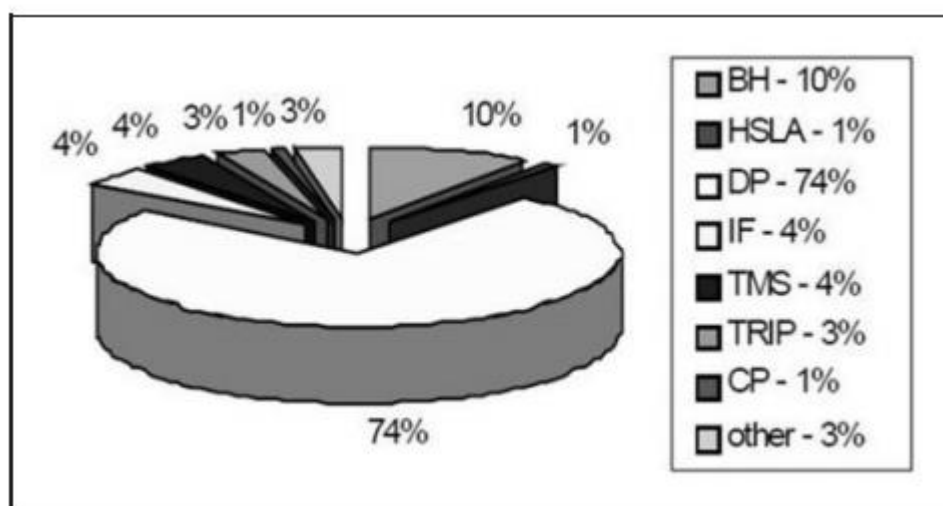
ساخت وسایل نقلیه با وزن سبک برای کاهش مصرف سوخت و افزایش مقاومت در تصادفات برای حفاظت بیشتر، چالش‌های عمده برای صنعت فولاد می‌باشند. صنعت فولاد در پاسخ به این چالش‌های جدید، یک دسته جدید از فولادهای استحکام بالا را به نام فولادهای استحکام بالای پیشرفته (AHSS^۱) معرفی کرده است. فولادهای AHSS دارای ترکیب بهتری از استحکام-انعطاف پذیری در برابر فولادهای معمولی هستند [۱-۳]. این فولادها عمدتاً به عنوان نسل اول، دوم و نسل سوم AHSS طبقه‌بندی می‌شوند. AHSS نسل اول عمدتاً دارای فاز فریت هستند و به طور عمده شامل فولادهای دو فازی (DP)، فولادهای با فازهای پیچیده (CP)، فولادهای با استحاله ناشی از تغییر شکل (TRIP) است. سطح استحکام نسل اول AHSS بالاتر از فولادهای معمولی میکرو آلیاژی (HSLA) است، اما شکل پذیری نامطلوب همچنان یک مشکل اساسی باقی مانده است [۱-۵]. برای غلبه بر مشکل انعطاف پذیری پایین در نسل اول AHSS، نسل دوم این فولادها توسعه یافتند که ترکیبی عالی از استحکام و انعطاف پذیری را نشان می‌دهند. نسل دوم AHSS عمدتاً شامل فولادهای L-IP (سبک وزن با تغییر شکل القا شده)، فولادهای TWIP (دوقلویی ناشی از تغییر شکل) و فولادهای SIP (تشکیل باند برشی ناشی از تغییر شکل) است. این فولادها به علت ساختار آستنیتی، خواص مکانیکی خوبی دارند. با این حال برای ایجاد آستنیت در ریزساختار، فولادهای نسل دوم حاوی مقادیر بالای عناصر آلیاژی (یعنی منگنز، نیکل و غیره) هستند که معمولاً هزینه بسیار بالایی دارند [۴-۷]. هزینه‌های تولید بالای فولادهای نسل دوم استفاده از آنها را با محدودیت مواجه کرده است [۴]. برای غلبه بر محدودیت‌های نسل اول و دوم AHSS، علاقه به پیشرفت در تولید AHSS نسل سوم با ترکیبی از انعطاف پذیری و استحکام بالا اما با هزینه کمتر، در حال رشد است. نسل سوم به عنوان توسعه یافته نسل اول AHSS با بهبود خواص مکانیکی به وسیله تکنیک‌های مختلفی نظیر کاهش اندازه دانه، بهبود فرایندهای تولید و غیره به شمار می‌آیند [۶-۹، ۴]. نسل سوم AHSS، به نظر می‌رسد که ترکیبی از استحکام بالای ۱۰۰۰ مگاپاسکال و انعطاف پذیری بیش از ۳۰ درصد، با هزینه پایین‌تر از نسل دوم را دارا باشند [۱۱، ۱۰، ۷، ۶، ۴، ۱]. با استفاده از تغییر در ترکیب در توسعه نسل سوم AHSS، اثربخشی در کاهش هزینه حاصل می‌شود. علاوه بر این، طراحی و کنترل مؤثر بر ریزساختار برای تعیین خواص بهتر در نسل سوم AHSS بسیار مهم است [۷، ۶، ۴].

^۱ Advanced High Strength Steel

فولادهای DP، TRIP و CP به عنوان گزینه‌های بسیار خوبی برای تغییر و توسعه به نسل سوم AHSS در نظر گرفته می‌شوند. این به خاطر پتانسیل آن‌ها برای رسیدن به استحکام و انعطاف‌پذیری معقول بدون اضافه شدن عناصر گران قیمت تثبیت کننده آستنیت است [۴، ۶، ۷، ۱۰]. TWIP با کاهش در مقدار Mn نیز به عنوان یک گزینه از نسل سوم AHSS در نظر گرفته می‌شود. در ادامه به بررسی دو مورد از این فولادهای یعنی فولادهای DP و TRIP پرداخته خواهد شد.

۲- فولادهای دوفازی

فولادهای DP به دلیل ترکیبی مناسب از استحکام-انعطاف‌پذیری نسبت به فولادهای معمولی HSLA و نیز سهولت تولید به طور گسترده‌ای در صنعت خودرو مورد استفاده قرار می‌گیرند [۱۲، ۲۱]. فولادهای DP دارای استحکام بالا، درجه کار سختی اولیه خوب و انعطاف‌پذیری برتر نسبت به ورق‌های فولادی معمولی هستند [۲۴-۲۲]. فولادهای DP را می‌توان با تمام تکنیک‌های جوشکاری معمول جوش داد. این خواص فولادهای DP به‌ویژه برای قطعات جانبی، ساختار بدنه، مخازن سوخت و غیره در وسایل نقلیه بسیار مناسب است. [۲۵-۱۷، ۴۰-۱۲، ۲۰، ۱۲، ۷، ۱]. پیش‌بینی شده است که سهم کل فولاد DP در صنعت خودرو حدود ۷۰٪ می‌باشد که در شکل ۱ نشان داده شده است [۴۱].



شکل ۱: سهم فولادهای DP در تولید خودرو [۴۱].

فولادهای DP به طور کلی شامل کربن در محدوده (۰/۰۵-۰/۲ درصد)، منگنز (۱/۲ تا ۱/۶ درصد)، سیلیسیوم (۰/۳ تا ۰/۶ درصد) به همراه عناصر میکرو آلیاژی (تا ۰/۱ درصد) Ti، V و Nb می‌باشند [۱، ۲۵، ۲۸، ۴۲]. میکروساختار آن‌ها نیز حاوی فاز سخت مارتنزیت یا بینیت (با کسر حجمی ۱۰ تا ۴۰ درصد) همراه با فریت است [۴۳-۵۰، ۲۶-۳۱، ۱]. خواص فولاد (استحکام و درصد شکل‌پذیری) توسط مقدار فاز سخت بینیت/مارتنزیت و نحوه توزیع آن در شبکه فریت کنترل می‌شود [۲۸، ۵۰]. فولادهای DP با ساختار بینیتی-فریتی، قابلیت شکل‌پذیری و چقرمگی را افزایش می‌دهد در حالی که استحکام تسلیم و استحکام نهایی کمتر از فولادهای مارتنزیت فریتی است [۲۷]. سعیدی و همکارانش [۲۷]، تصاویر میکروسکوپ الکترونی از ساختار فولادهای بینیتی-فریتی (BF) و مارتنزیتی-فریتی (MF) که هر دو شامل فریت برابر (۳۴٪) می‌باشند را ارائه کردند (همان‌طور که در شکل ۲ نشان داده شده است). ساختار BF در شکل ۲ الف (استحکام نهایی ۱۴۲۴ مگاپاسکال و ازدیاد طول ۱۳/۷۷ درصد و انرژی ضربه چارپی ۳۶/۵ ژول) و ساختار MF در شکل ۲ ب (استحکام نهایی ۲۱۹۰ مگاپاسکال و ازدیاد طول ۸/۱۲ درصد و انرژی ضربه چارپی ۱۰ ژول) ارائه شده است. این تفاوت‌ها به تغییرات استحکام/انعطاف‌پذیری فازهای بینیت و مارتنزیت موجود در شبکه فریت مربوط می‌شود [۲۷].

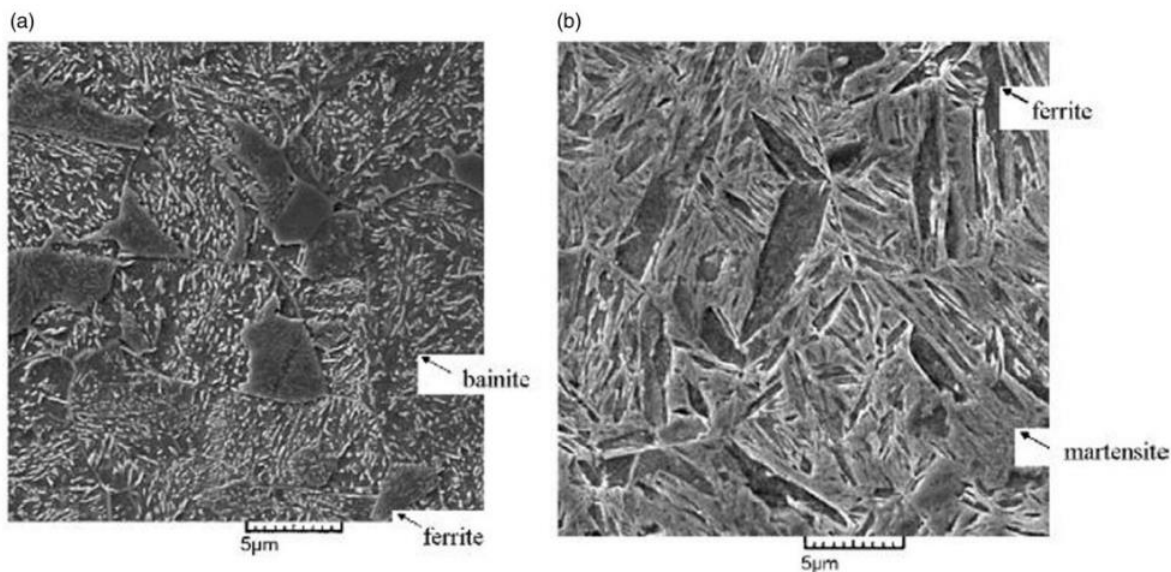
فولادهای DP با توجه به میکروساختارشان دارای استحکام در محدوده ۱۰۰۰-۴۰۰ مگاپاسکال و ازدیاد طول ۱۰-۳۰ هستند [۴، ۲۶، ۳۳، ۳۶]. کراجاوسکی^۱ و همکارانش [۳۷]، تشکیل فولاد DP با استحکام کششی ۱۱۸۰ مگاپاسکال و ازدیاد طول تا ۲۷٪ را گزارش کردند. کیم^۲ و همکاران، [۵۱] و سان^۳ و همکارانش [۵۲]، گزارش دادند که خواص کششی مطلوب در فولاد DP، در حجم مارتنزیت ۲۰ تا ۲۵ درصد به دست می‌آید. ترکیب‌های مختلف استحکام و انعطاف‌پذیر را می‌توان با استفاده از تغییر مقدار فازها، توزیع فازها، محتوای کربن در فاز سخت‌تر و اندازه دانه‌ها در میکروساختار DP به دست آورد [۵۳-۷۰، ۳۴، ۳۵، ۱۲]. پارک^۴ و همکارانش [۶۶]، یک فولاد DP فوق ریز دانه متشکل از دانه‌هایی با اندازه متوسط ۱/۴ میکرومتر را مورد بررسی قرار دادند. فولاد DP مورد بررسی دارای انعطاف‌پذیری بالاتر و استحکام کششی بیشتر نسبت به فولاد DP دانه درشت بود.

¹ Krajewski

² Kim

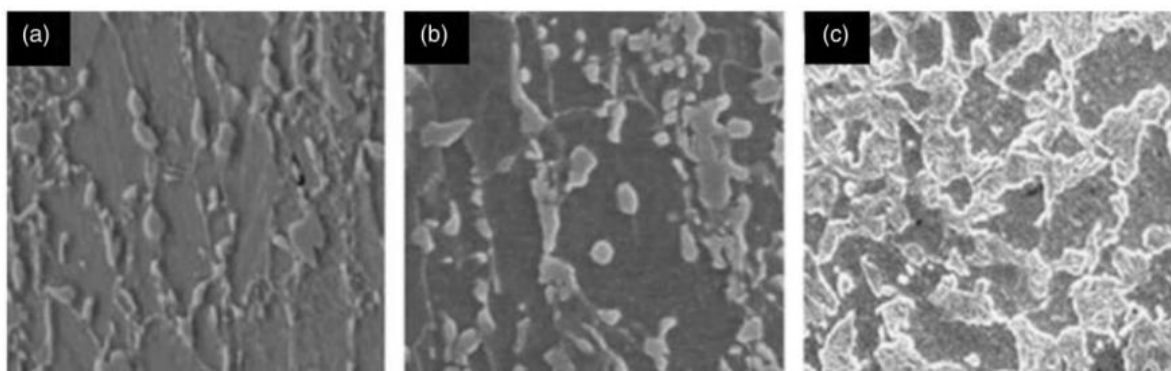
³ Sun

⁴ Park



شکل ۲: تصویر SEM از ریزساختار فولاد الف) بینیت-فریت و ب) مارتنزیت-فریت [۲۷].

وانگ^۱ و وی^۲ در مورد تأثیر MVF^3 و توزیع آن بر خواص برشی فولادهای DP تحقیقی انجام دادند. شکل ۳، تصاویر میکروسکوپ الکترونی از فولادهای DP600، DP800 و DP1000 را جهت نشان دادن تفاوت در خواص گریدهای DP بسته به حجم فاز مارتنزیت نشان می‌دهد. کسر حجم مارتنزیت در DP600، DP800 و DP1000 ب به ترتیب ۱۸، ۳۲ و ۵۰ درصد گزارش شده است و این فولادها به ترتیب دارای $LDR^{۴}$ ۲/۱۹، ۲/۱۵ و ۲/۰۷ می‌باشند. نتایج نشان داد که به علت افزایش کسر مارتنزیت و نحوه توزیع مارتنزیت، استحکام افزایش یافته ولی LDR کاهش یافته است [۴۰].



شکل ۳: تصویر SEM از ساختار گریدهای DP600، DP800 و DP1000 [۴۰].

¹ Wang

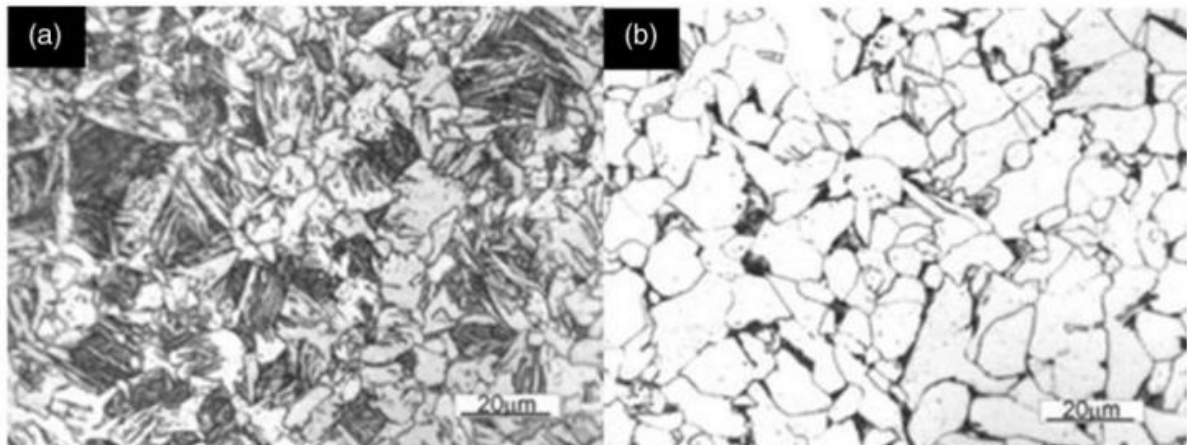
² Wei

³ Martensite volume fraction

⁴ Limiting drawing ratio

۲-۱- اثر پارامترهای آنیلینگ بر روی فولادهای DP

نرخ خنک کردن به طور قابل توجهی بر ریزساختار به دست آمده در فولادهای DP تأثیر می‌گذارد [۶۹، ۷۰]. [۴۱]، دزیدزیک^۱ و تورکزین^۲ [۴۱] نشان دادند که نرخ خنک کردن متفاوت پس از یک آستنیت‌ه کردن یکسان منجر به تشکیل ریزساختارهای مختلفی می‌شود که منجر به خواص مختلف می‌شود (همان‌طور که در شکل ۴ نشان داده شده است).



شکل ۴: ریزساختار فولاد DP با نرخ سرمایش الف (۱۰۰، ب) ۱۰ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه [۴۱].

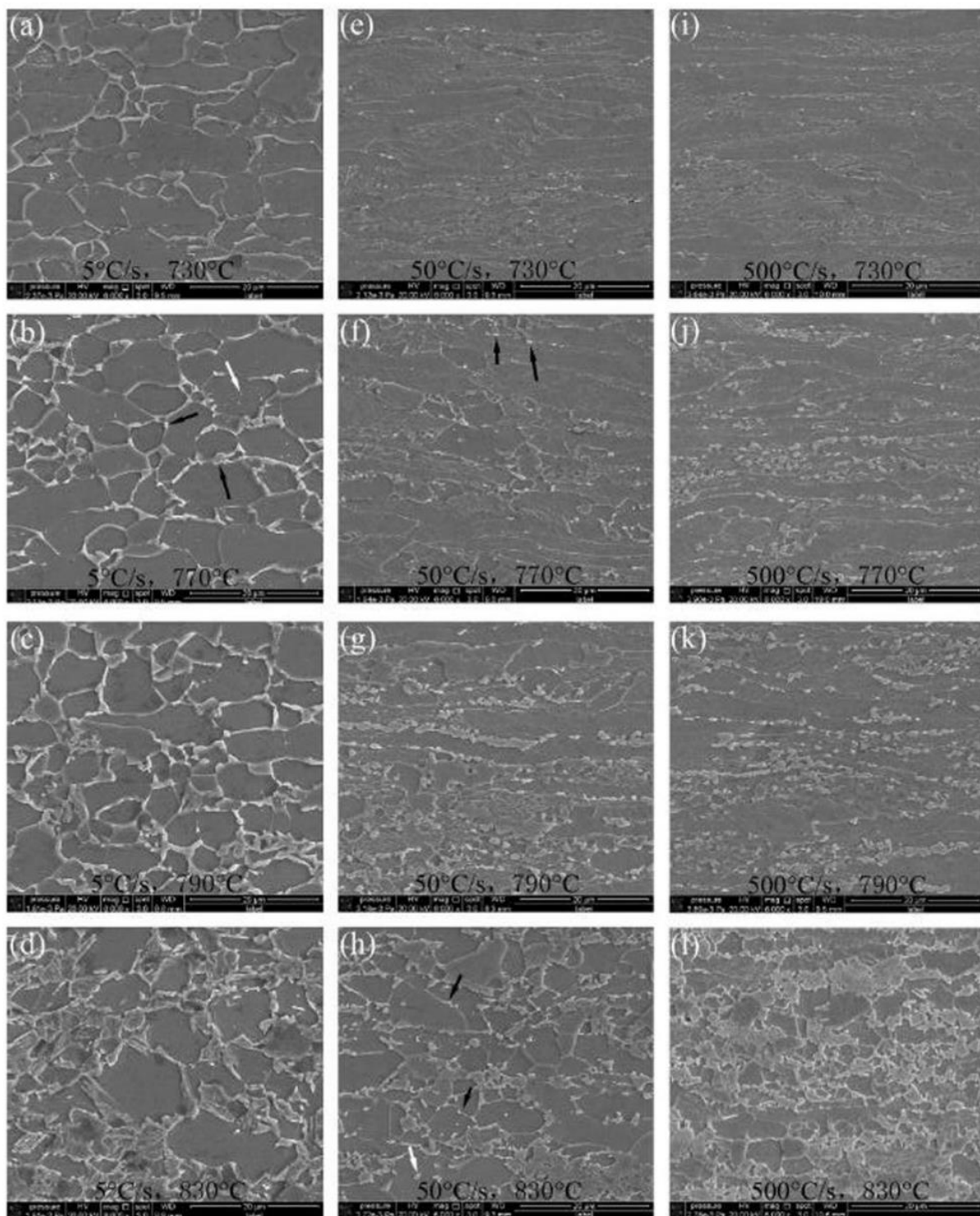
علاوه بر این، لی^۳ و همکارانش [۷۱]، در مورد تأثیر نرخ حرارت دهی بر روی فرآیند تبلور مجدد فریت و آستنیت در فولادهای DP گزارشی ارائه کرده‌اند. فولاد مورد نظر در دماهای مختلف بحرانی (۷۳۰ درجه سانتی‌گراد، ۷۷۰ درجه سانتی‌گراد، ۷۹۰ درجه سانتی‌گراد، ۸۳۰ درجه سانتی‌گراد) با نرخ‌های مختلف گرم شدند (۵ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه، ۵۰ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه و ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه) و سپس تا دمای اتاق سرد شدند. تصاویر میکروسکوپ الکترونی برای این نمونه‌ها (همان‌طور که در شکل ۵ نشان داده شده است؛ فلش سیاه

¹ Dziejczak

² Turczyn

³ Li

نشان‌دهنده جوانه‌زنی آستنیت است و فلش سفید نشان‌دهنده پراکندگی کاربید است (نشان داد که هر دو، فرایند تبلور مجدد فریت و آستنیت شدن تحت تأثیر نرخ حرارت دهی قرار دارند).



شکل ۵: تصاویر SEM از ریزساختار فولاد DP که نشان‌دهنده اثر نرخ حرارت دهی بر تشکیل فاز آستنیت در شرایط مختلف می‌باشد [۷۱].

۲-۲- فرایندهای ساخت فولادهای DP

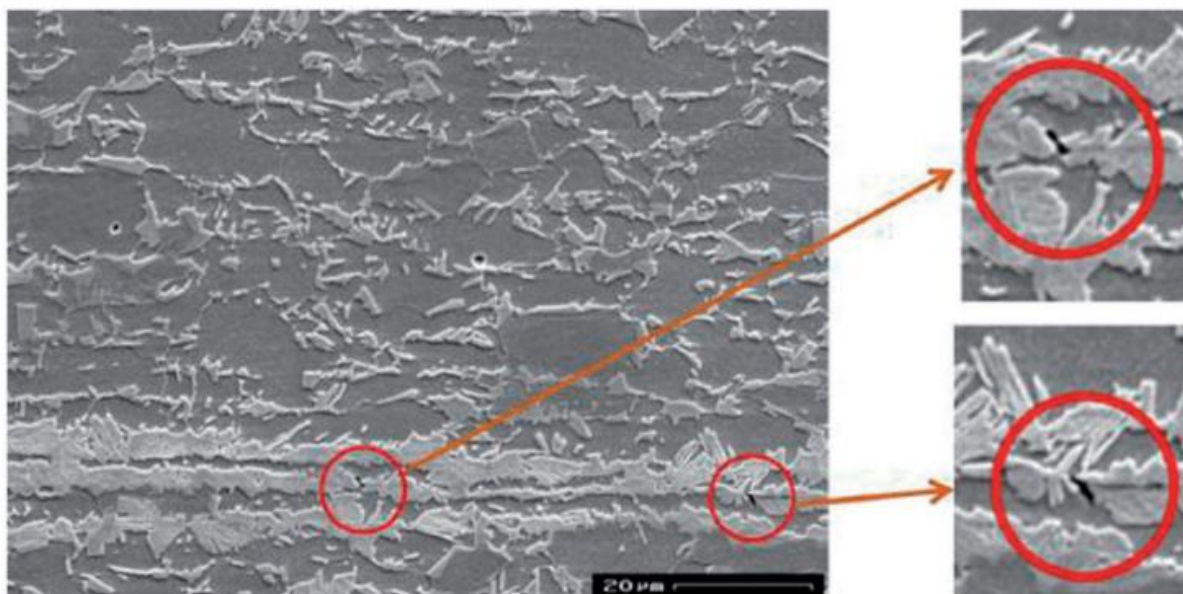
چند روش معمول برای ساخت فولادهای DP وجود دارد. یکی از روش‌ها (به عنوان مثال Route A) شامل خنک شدن سریع از دمای بین بحرانی به دمای اتاق به طور مستقیم است [۴۷-۷۴]. ریزساختار حاصل از آن شامل فریت و مارتنزیت می‌شود [۲۵، ۳۲، ۸۱-۷۷]. سرمایش از دمای بالاتر مقدار بیشتری مارتنزیت را به وجود می‌آورد که در نتیجه استحکام کششی افزایش و شکل‌پذیری کاهش می‌یابد [۷۲، ۷۳، ۷۹-۸۱]. احمد^۱ و همکارانش [۷۹] از این روش پردازش و دماهای آنیل ۷۵۰، ۷۶۰، و ۷۷۵ درجه سانتی‌گراد، زمان نگهداری یکنواخت ۲۰ دقیقه و نرخ خنک کردن ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه استفاده کردند. مشاهده شد که با افزایش دمای آنیل استحکام کششی افزایش و قابلیت شکل‌پذیری کاهش یافت. این امر به افزایش حجم فاز مارتنزیت که از ۱۲ به ۳۵ درصد افزایش یافت مربوط می‌باشد.

رمزانی^۲ و همکارانش [۸۲] گزارش دادند که افزایش میزان کربن مارتنزیت در فولادهای DP موجب ایجاد ترک می‌شود و به همین علت باعث ضعیف شدن شکل‌پذیری می‌شود (همان‌طور که در شکل ۶ نشان داده شده است). بنابراین، کسر مارتنزیت عمدتاً در محدوده ۱۰-۴۰٪ نگهداری می‌شود.

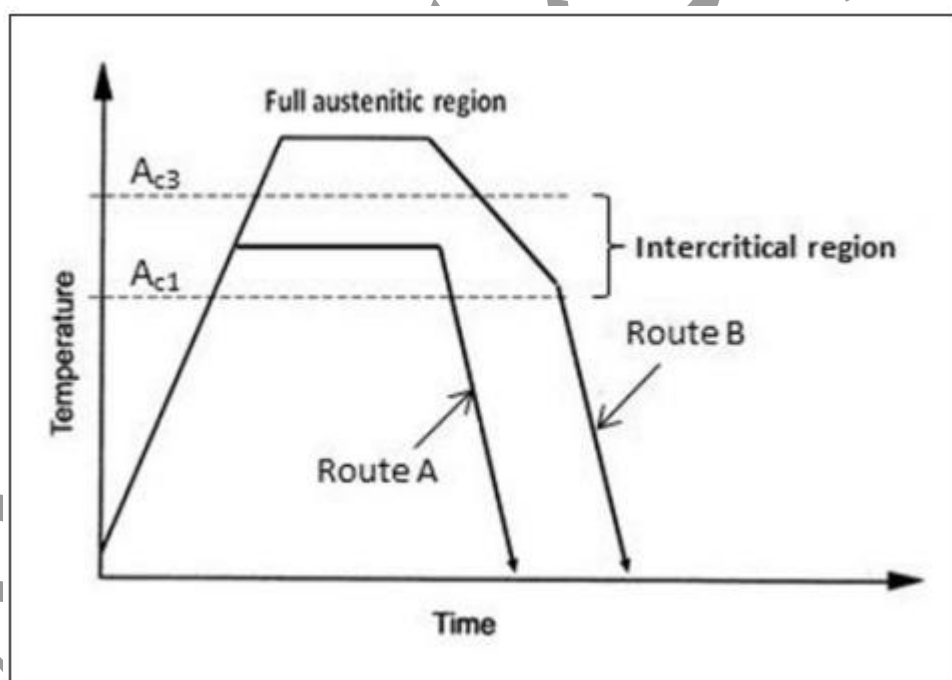
روش دیگر برای پردازش فولادهای DP، (Route B) شامل خنک شدن آهسته از منطقه کاملاً آستنیتی تا دمای استحاله فریت و سپس خنک کردن سریع به دمای اتاق برای تبدیل آستنیت باقی مانده به مارتنزیت می‌باشد [۸۳-۸۷]. خواص حاصل از این مسیر شامل استحکام کششی کمتر و انعطاف‌پذیری بیشتر نسبت به روش اول است. این امر به اندازه بزرگ‌تر دانه‌های آستنیت به دست آمده از مسیر B نسبت به مسیر A نسبت داده شده است. شکل ۷ منحنی‌های دما-زمان برای مسیر A و مسیر B را نشان می‌دهد.

¹ Ahmad

² Ramazani



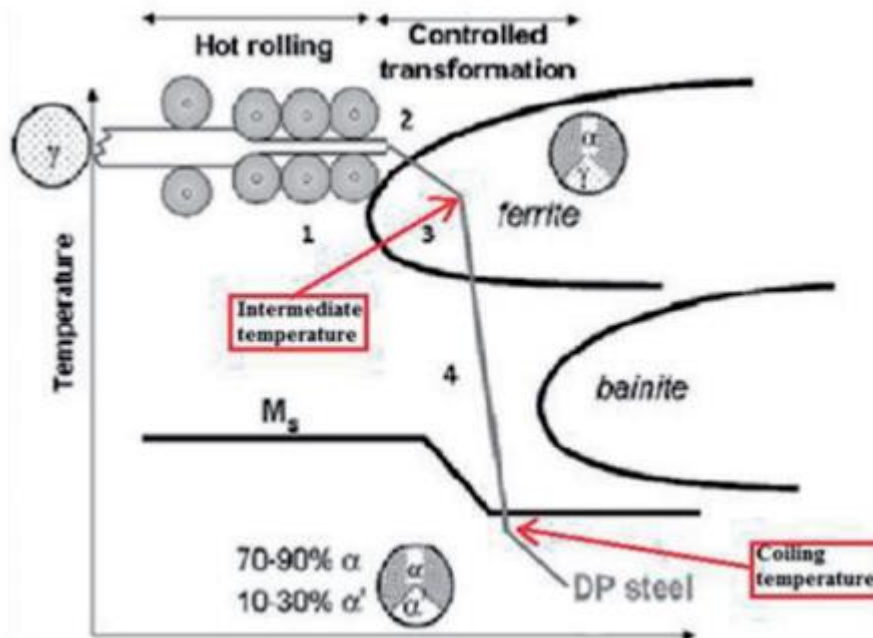
شکل ۶: شروع ترک در فولاد دوفازی مارتنزیتی [۸۲].



شکل ۷: روش‌های ساخت فولادهای دوفازی.

یک روش سوم برای ساخت فولادهای DP (Route C) شامل نورد گرم فولاد است و به دنبال آن ابتدا سرد کردن آهسته تا دماهای متوسط، سپس خنک کردن دوم با سرعت بسیار بالا (خنک‌سازی فوق‌العاده سریع) و در نهایت، خنک کردن آهسته به دمای اتاق همان‌طور که در شکل ۸ نشان داده شده است. این روش خنک کننده به عنوان

(UFC^۱) خنک کننده فوق العاده سریع شناخته شده است و مسیر پردازش به عنوان (NGTMCP^۲) نامیده می شود [۸۸-۹۸].



شکل ۸: روش NG-TCMP برای ساخت فولاد DP [۹۹].

علاوه بر خنک سازی فوق العاده سریع، بعضی از تکنیک های دیگر مانند میکرو آلیاژسازی با تیتانیوم، چرخه حرارتی، گرمایش سریع و غیره نیز برای اصلاح اندازه دانه و بهبود ترکیب استحکام کششی همراه با جذب انرژی بالا استفاده شده است [۱۰۱-۱۰۷، ۳۲، ۳۱، ۷، ۶]. تعدادی از نویسندگان گزارش داده اند که فولادهای DP با بینیت فوق العاده ریز، ریز ساختار فریت بینیت/مارتنزیت ریز، به واسطه سختی سازی رسوبی می توانند بدون کاهش در انعطاف پذیری استحکام خوبی داشته باشند که این نوع فولادها برای نسل سوم AHSS مناسب هستند [۱۰۸-۱۱۶، ۳۱، ۱۰، ۷، ۶]. جدول ۱ مسیرهای اصلی پردازش و نتایج به دست آمده برای فولادهای DP با ترکیبات مختلف را نشان می دهد.

¹ Ultra-fast cooling

² New generation thermomechanical controlled processing

جدول ۱: روش‌های ساخت و ترکیبات شیمیایی برای فولادهای DP

Authors	Composition of DP steel (wt%)	Major results/Conclusions
I. Processing Route – A Adamczyk and Grajcar ²⁵	C – 0.09, Mn – 1.5, Si – 0.26, Ni – 0.07, P – 0.014, S – 0.009, B – 0.003, Al – 0.029, and N – 0.012	<ul style="list-style-type: none"> • Different initial structures influence the martensite morphology of final DP-type structure. • YS: 520 MPa; UTS: 800 MPa; TE: 20%
Ahmad et al. ¹¹⁵	C – 0.09, Mn – 1.2, Cr – 0.78, Si – 0.26, Ni – 0.15, Cu – 0.2, and Mo – 0.04	<ul style="list-style-type: none"> • Thermomechanical processing in the inter-critical range influences the hardenability of steel. • UTS 1023 MPa; TE: 18%
Demir and Erdogan ⁸⁰	<ul style="list-style-type: none"> • C – 0.064, Mn – 1.72, Si – 0.46, Ni – 0.67, P – 0.0113, S – 0.0105, V – 0.07, Ti – 0.015 and Nb – 0.005 • C – 0.062, Mn – 1.89, Si – 0.37, Ni – 0.85, P – 0.0130, S – 0.0110, V – 0.06, Ti – 0.013 and Nb – 0.003 	<ul style="list-style-type: none"> • The compositions of steels investigated were perceived suitable for commercial processing of DP steels (having desired fraction of ferrite and martensite) through continuous annealing process, even with low quenching power. • When low temperature annealing was done with slow cooling rates, there was more martensite content in DP steel with finer grain structure as compared to relatively coarse grained.
Meng et al. ²⁶	C – 0.06, Si – 0.20, Mn – 1.3, P – 0.017, and S – 0.006	<ul style="list-style-type: none"> • For continuous annealing lines, the quenching route may decrease the processing cost, enhance the solderability and galvanizing results. • UTS 1000 MPa with lean composition.
Calcagnotto et al. ¹⁰⁶	C – 0.17, Mn – 1.49, Si – 0.22, Al – 0.033, N – 0.0033, P – 0.0017 and S – 0.0031	<ul style="list-style-type: none"> • Fine grained structure enhances yield strength as well as ultimate tensile strength. • Grain refinement promotes ductile fracture mechanisms in response to both tensile and impact conditions. • YS: 525 MPa, UTS: 1037 MPa and TE: 7.3%
Li et al. ⁷¹	C – 0.1, Si – 0.4, Mn – 1.6, P – 0.013, S – 0.006 and Cr – 0.017	<ul style="list-style-type: none"> • The variation in microstructure due to difference in heating rate minimizes at a very high annealing temperature. • An improvement in strength was observed under rapid heating of the steel at a high annealing temperature.
Armaki et al. ¹¹⁷	C – 0.15, Mn – 1.45 and Si – 0.30	<ul style="list-style-type: none"> • In the as-received steel, strength and hardness within individual ferrite grains was not spatially homogeneous. • YS: 350 MPa, UTS: 1050 MPa, TE: 15%
Meng et al. ³²	C – 0.07, Mn – 1.7 and Si – 0.29	<ul style="list-style-type: none"> • As a result of fast heating, the morphology of secondary phase changed from coarse lath-like martensite to fine fiber-like shape. • Fast-heating annealing process can be a promising alternative routine for producing DP steels as the process is more energy efficient, simple and economic. • YS: 372 MPa; UTS: 666 MPa; TE: 26.6%
2. Processing Route – B Ghanei et al. ¹¹⁸	C – 0.08, Mn – 0.41, Si – 0.502, P – 0.091, Ni – 0.232, Cr – 0.389 and Cu – 0.324	<ul style="list-style-type: none"> • With the increase in martensite fraction magnetic permeability of DP steel experienced a decline (because ferrite is more permeable magnetically than

(continued)

Authors	Composition of DP steel (wt%)	Major results/Conclusions
Seyedrezai et al. ¹¹⁹	C – 0.09, Mn – 0.1, P – 0.012, S – 0.006, Si – 0.02, Cu – 0.03, Ni – 0.01, Cr – 0.26, Mo – 0.29, N – 0.004, V – 0.001, Ti – 0.001 and Nb – 0.002	<p>martensite).</p> <ul style="list-style-type: none"> As martensite content increased there was an increase in dislocation density and more internal stresses were developed. At a given fraction and size of martensite, the difference in work hardening rate was observed because of the effect of morphology and spatial distribution and the contribution of martensite to work hardening was only significant at early stages of deformation. Various austenite nucleation sites exist in the DP steel microstructures during IC annealing. The most effective ones are pearlite colonies, previous martensite particles and carbides located at ferrite grain boundaries.
3. Processing Route – C Cai et al. ¹⁰¹	C – 0.085, Si – 0.62, Mn – 0.92, P – 0.013, S – 0.008, Cr – 0.39, Cu – 0.08, Nb – 0.02, and Ti – 0.02	<ul style="list-style-type: none"> By combing the temperature field and phase field, the cooling process of DP steels can be simulated, and ferrite grain size and the tensile behavior predicted with reasonable accuracy. YS: 476 MPa, UTS: 670 MPa, TE: 22% The coiling temperature may drastically influence the enrichment of carbides with substitution elements like manganese and chromium. High temperatures lead to a high degree of enrichment(P + F)
Schemmann et al. ¹²⁰	0.14 C, 1.9 Mn and 0.4 Cr, 0.25 Si	<ul style="list-style-type: none"> The coiling temperature may drastically influence the enrichment of carbides with substitution elements like manganese and chromium. High temperatures lead to a high degree of enrichment(P + F)

۲-۳- بررسی آینده فولادهای DP با توجه به روش‌های ساخت

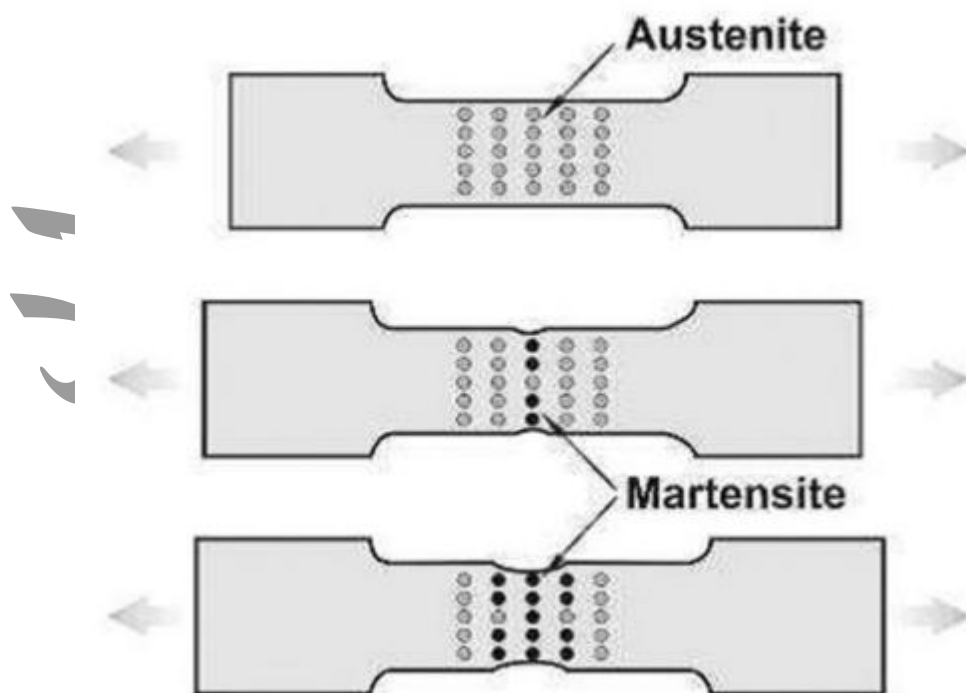
نویسندگان مختلف در مورد روش‌های مختلف برای کاهش اندازه دانه (به عنوان مثال اضافه کردن عناصر آلیاژی، فرایندهای مکانیکی-حرارتی و غیره) به منظور بهبود خواص مکانیکی در فولادهای DP مطالعاتی انجام داده‌اند، اما هیچ تلاشی برای استفاده از فرآیند چرخه حرارتی (فرایندی کلی برای اصلاح اندازه دانه) برای ساخت فولادهای DP انجام نشده است.

تحقیقات آینده در فولادهای DP می‌تواند بر تعیین زمان حرارت دهی مطلوب، نرخ سرمایش/گرمایش با کاهش عناصر آلیاژی برای ایجاد ریزساختارهایی که قادر به ارائه خواص خوب در هزینه‌های نسبتاً پایین هستند تمرکز کند.

۳- فولادهای با استحاله ناشی از تغییر شکل

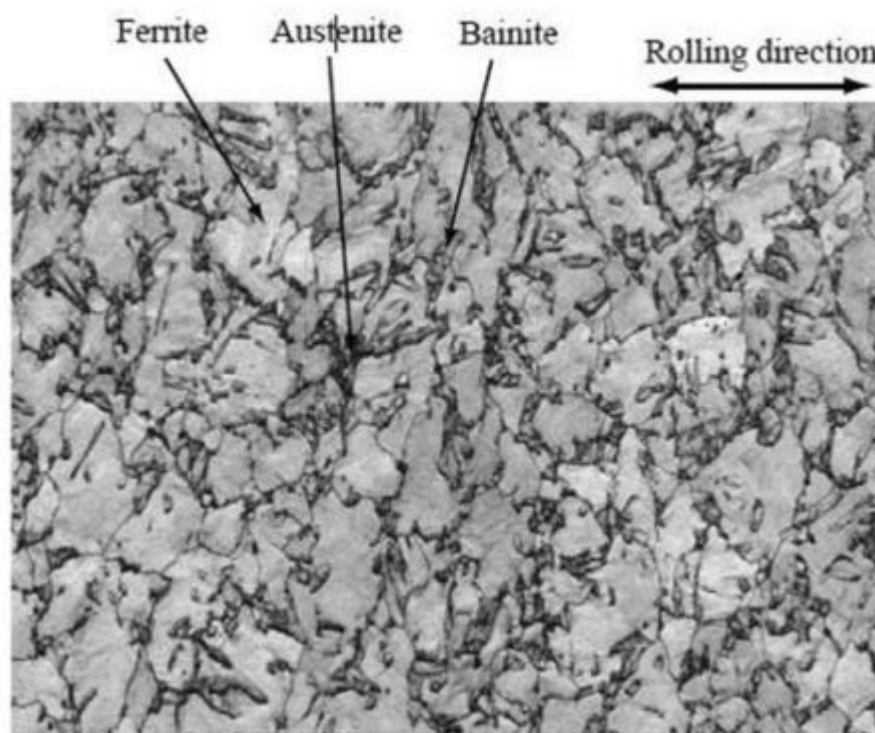
۳-۱- ریزساختار و خواص مکانیکی فولادهای TRIP

تولیدکنندگان خودرو از فولادهای TRIP به طور گسترده‌ای به علت استحکام و انعطاف‌پذیری بالای هم‌زمان استفاده می‌کنند [۱۳۰]. در فولادهای TRIP، تثبیت‌کننده‌های آستنیت، عمدتاً C، Mn و یا Ni هستند. استفاده از N نیز در این فولادها بدون حضور آلومینیوم توصیه می‌شود. علاوه بر این، Si نیز به منظور کاهش تولید کاربید به کار می‌رود و به حفظ حداکثر کربن آزاد برای پایداری آستنیت کمک می‌کند [۶، ۱۲]. به دلیل حفظ قابلیت جوش‌پذیری، مقدار کربن به طور کلی در محدوده ۰/۲-۰/۲۵ درصد محدود است. فولادهای TRIP عمدتاً دارای ساختارهای چندفازی تشکیل شده از فریت (۵۰-۵۵٪)، بینیت (۳۰-۳۵٪)، آستنیت باقی مانده (۷-۱۵٪) و مارتنزیت (۱-۵٪) هستند [۱۳۱-۱۳۶، ۱]. انعطاف‌پذیری عالی و استحکام بالا در فولادهای TRIP به واسطه استحاله آستنیت باقی مانده به مارتنزیت در اثر تغییر شکل است [۱۳۷-۱۴۵، ۱]. این استحاله (بر اثر تغییر شکل) اثر TRIP نامیده می‌شود [۱۴۶، ۱]. شکل ۹ اثر TRIP را در طول تست کشش یک نمونه نشان می‌دهد. محققان اظهار داشتند که فولادهای TRIP، ترکیبی از استحکام کششی و انعطاف‌پذیری عالی (و همچنین مقاومت بالا در برابر ضربه) را ارائه می‌دهند و کاندیداهای قوی برای نسل سوم AHSS می‌باشند [۱۴۷، ۱۰-۱۲، ۶، ۷، ۱].



شکل ۹: پدیده TRIP در حین تست کشش.

متلوک^۱ و اسپیر^۲ گزارش دادند که خصوصیات نسل سوم فولادهای AHSS را می‌توان با استفاده از دو تغییر عمده در فولادهای TRIP بدست آورد. (۱) بوسیله افزایش کسر آستنیت در ریزساختار فولاد TRIP و (۲) افزایش پایداری آستنیت در طول تغییر شکل منجر به استحاله. پایداری آستنیت از طریق افزایش درصد کربن محلول در آستنیت با افزایش سایر تثبیت‌کننده‌های آستنیت مانند Mn، Ni و غیره، بیشتر می‌شود. همچنین با کاهش اندازه دانه آستنیت [۱۴۹، ۱۴۸، ۱۳۷، ۶]. در شکل ۱۰، ریزساختار فولاد TRIP شامل آستنیت باقیمانده (Ar)، بینیت (B) و فریت (F) و بدون مارتنزیت را نشان می‌دهد. در حین تغییر شکل، آستنیت باقی مانده به مارتنزیت تبدیل می‌شود و باعث رخ دادن اثر TRIP می‌شود [۱۳۴-۱۳۸].



شکل ۱۰: ریزساختار فولاد TRIP [۱۳۵].

۲-۳- پارامترهای مؤثر بر اثر TRIP

¹ Matlock

² Speer

فاکتورهایی که بر اثر TRIP اثر می‌گذارند عبارتند از: (۱) تراکم حجم RA^1 در ریزساختار و مقاومت آن در برابر تبدیل به مارتزیت در طول تغییر شکل، (۲) محتوای کربن RA ، که باعث افزایش عامل اول می‌شود، (۳) اندازه دانه آستنیت و (۴) عناصر آلیاژی موجود در فولاد [۱۳۰-۱۴۷، ۱۲۵]. سونگ^۲ و همکارانش [۱۴۵]، اثر RA و کربن بر عملکرد فولادهای TRIP را بررسی کردند. نویسندگان گزارش دادند که مقدار کربن آستنیت، مقدار آستنیت باقی مانده در فولاد را تعیین می‌کند. وانگ^۳ و همکارانش [۱۴۸]، گزارش دادند که هرچه اندازه دانه کوچک‌تر باشد، پایداری آستنیت کمتر است و اثر TRIP کمتر است. این به رقابت بین دوقلویی و تغییر شکل فازها مربوط می‌باشد. در دانه‌های بزرگ‌تر، پدیده دوقلویی نیز در طول تغییر شکل رخ می‌دهد و استحاله آستنیت را به تأخیر می‌اندازد و پایداری آستنیت را در برابر تغییر شکل و افزایش اثر TRIP افزایش می‌دهد.

۳-۳- فرایندهای تولید فولادهای TRIP

فولادهای TRIP عمدتاً توسط گرم کردن فولاد به منطقه کاملاً آستنیتی، سپس خنک کردن آن تا منطقه بین دماهای بحرانی و در ادامه تغییر شکل نمونه، انتقال سریع به منطقه بینیت و نگه داشتن در این منطقه و در نهایت خنک کردن به دمای اتاق تولید می‌شوند [۱۴۹، ۱۳۷-۱۴۰]. (همان‌طور که در شکل ۱۱ نشان داده شده است)

تغییر شکل نمونه در منطقه بین دماهای بحرانی، نرخ تبدیل آستنیت به فریت را افزایش می‌دهد. به این ترتیب، آستنیت باقیمانده با کربن غنی می‌شود، که منجر به پایداری بیشتر این فاز می‌شود. علاوه بر این، تغییر شکل موجب افزایش نرخ جوانه‌زنی بینیت می‌شود، اما سرعت رشد دانه‌های آن را کاهش می‌دهد که باعث می‌شود صفحات کوچک بینیت ایجاد شود. این مجدداً به غنی شدن آستنیت با کربن کمک می‌کند و پایداری آن را افزایش می‌دهد. نویسندگان مختلف گزارش کرده‌اند که ثبات RA به دلیل داشتن محتوای کربن بالا افزایش می‌یابد و زمان بیشتری برای تبدیل به مارتزیت نیاز دارد که باعث افزایش قابلیت شکل‌پذیری فولاد می‌شود. تبدیل آستنیت به مارتزیت در میکروساختار نهایی، استحکام کششی را افزایش می‌دهد. بدین ترتیب، ترکیبی از استحکام و انعطاف‌پذیری به دست می‌آید [۱۳۷-۱۴۱]. تولید فولاد TRIP از این روش، زمان‌بر است. این به این دلیل است تغییر شکل باید در دمای بالا انجام شود و نیاز به تثبیت دما وجود دارد همچنین نمونه باید در منطقه بینیتی نگه داشته شود که این موارد نیاز به تدابیر ویژه دارد. این موارد استفاده از فولادهای TRIP را در کاربردهای صنعتی

¹ Retained Austenite

² Seong

³ Wang

محدود می‌کند. نورد در ناحیه بین دماهای بحرانی خواص فولاد TRIP را با افزایش میزان کربن، افزایش نابجایی‌ها و کاهش اندازه دانه بهبود می‌دهد [۱۳۷].

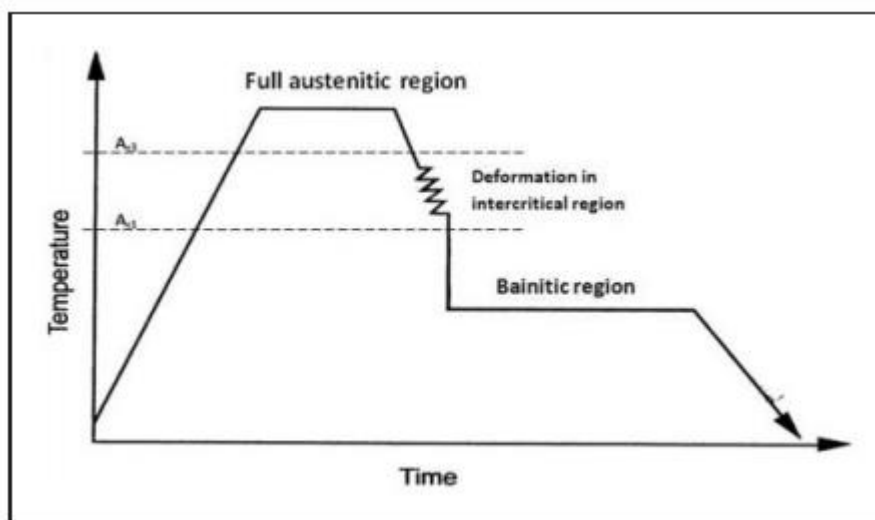
اسکالوا^۱ و همکاران نیز از مسیر مشابه (همان‌طور که در شکل ۱۱ نشان داده شده است) استفاده کردند و اثر مسیر TMP^۲ را مطالعه کردند. همان‌طور که در جدول ۲ نشان داده شده است آن‌ها هفت نمونه با ترکیبات متفاوت را در هفت مسیر مختلف TMP مورد پردازش قرار دادند.

جدول ۲: فرایندهای ترمو مکانیکی هفت نمونه مختلف [۱۳۸]

Specimen	Austenization conditions	Compression temperature, percent reduction, cooling medium	Bainitic hold
T1	950°C/900 s	710°C/16 s, 30%, water	400°C/300 s
T2	950°C/450 s	710°C/16 s, 30%, water	400°C/300 s
T3	950°C/450 s	610°C/16 s, 30%, water	400°C/300 s
T4	900°C/450 s	660°C/16 s, 30%, water	400°C/300 s
T5	850°C/450 s	710°C/16 s, 30%, water	400°C/300 s
T6	850°C/450 s	700°C/16 s, 30%, CO ₂	400°C/300 s
T7	850°C/450 s	700°C/16 s, 50%, CO ₂	400°C/300 s

¹ Skalova

² Thermo-mechanical processing

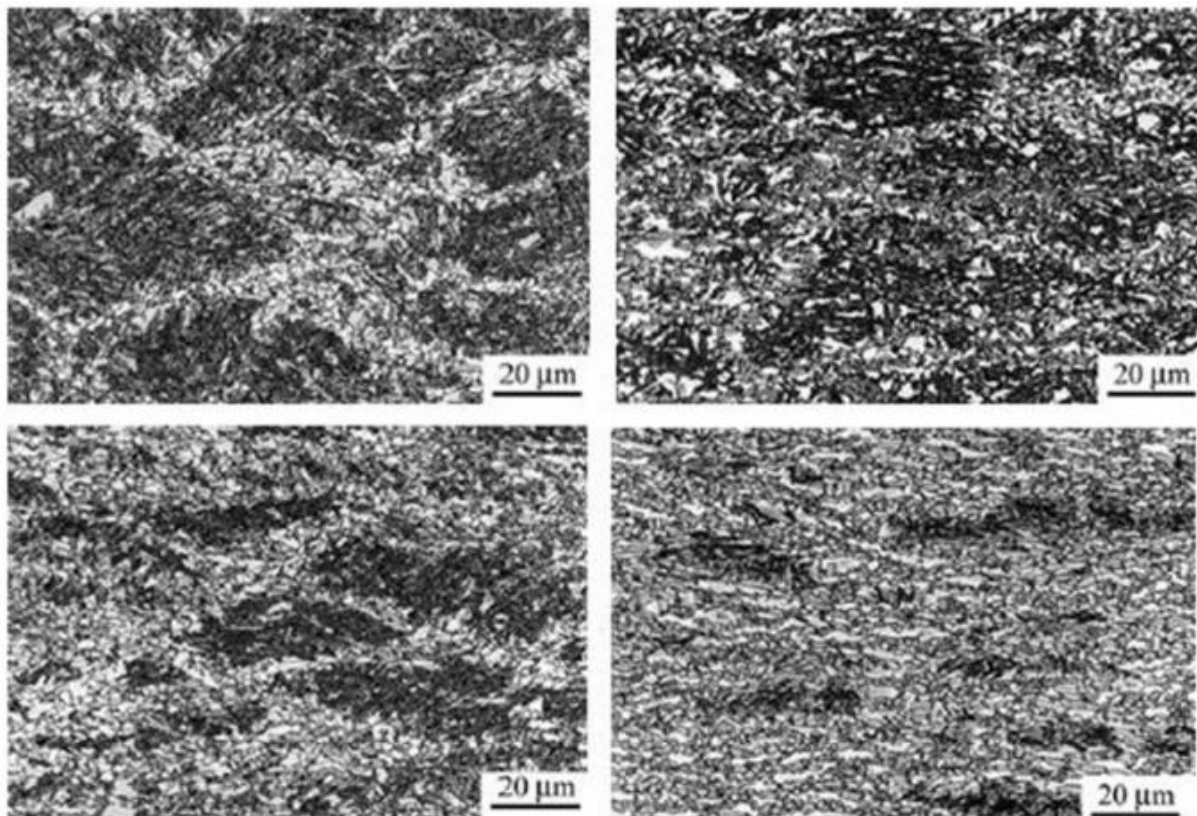


شکل ۱۱: روش معمولی ساخت فولاد TRIP.

در هر مسیر، دمای نمونه را بالا برده و در آنجا تغییر شکل داده‌اند. سپس، آن را تا محدوده بینیتی خنک کرده و برای مدت زمان تعیین شده در آن دما نگه داشته‌اند، و پس از آن تا دمای اتاق سرد کرده‌اند. نمونه‌هایی که در دمای بالاتری حرارت دیدند ساختار ناهمگنی از خود نشان دادند که منجر به افزایش اندازه دانه شد اما سایر نمونه‌ها ساختار همگن و ریزی از خود نشان دادند. بررسی تفاوت ریزساختارهای ایجاد شده نشان داد که کرنش دارای مقدار بهینه‌ای است که فراتر از آن خواص فولادهای TRIP را کاهش می‌دهد.

لی^۱ و همکارانش [۱۵۰]، اثر کرنش در منطقه بین دماهای بحرانی را در اثر TRIP بررسی کردند (همان‌طور که در شکل ۱۴ نشان داده شده است). نمونه‌های فولادی در دمای ۱۲۷۳ K به مدت ۵ دقیقه حرارت داده شدند و با سرعت ۵ کلوین بر ثانیه خنک شدند و نرخ کرنش 1 S^{-1} تا کرنش‌های مختلفی تغییر شکل پیدا کردند. پس از آن با سرعت ۳۰ کلوین بر ثانیه تا ۶۷۳ K سرد شدند و برای ۳ دقیقه در این دما نگه داشته شدند و سپس درون آب به دمای اتاق رسیدند. مشاهده شد که با افزایش کرنش، فریت افزایش یافت، بینیت کاهش یافت، آستنیت A کاهش پیدا کرد و مقدار آستنیت بلوکی افزایش یافت، (همان‌طور که در شکل ۱۲ نشان داده شده است). کاهش مداوم استحکام بین ۸۵۰ تا ۷۰۰ مگاپاسکال در این مسیر مشاهده شد که به کاهش مقدار بینیت در میکرو ساختار چند فازی مربوط می‌باشد. علاوه بر این، کاهش در استحکام می‌تواند به افزایش کسری از جزایر بلوکی M/A بین دانه‌های فریت نسبت داده شود. افزایش حرکت نابجایی‌ها نیز دلیل دیگری برای این کاهش استحکام می‌باشد.

^۱ Li



شکل ۱۲: ریزساختار فولاد تحت کرنش‌های مختلف [۱۵۰].

در برخی از تحقیقات نیز از آستنیت‌زدن جزئی، سپس نگه داشتن در دمای بینیت برای دقایقی و بدون اعمال تغییر شکل برای ساختن فولاد TRIP استفاده کرده‌اند. در این روش مشاهده شده است که با افزایش دمای اولیه مقدار آستنیت باقی مانده کاهش می‌یابد. علت این موضوع نیز مربوط به افزایش تشکیل رسوبات سمیتیت و کاهش مقدار کربن محلول می‌باشد [۱۴۵].

۳-۴- بررسی آینده فولادهای TRIP با توجه به روش‌های ساخت

از بحث فوق در فولادهای TRIP، مشاهده می‌شود که این فولادها به دلیل اثر TRIP، یک ترکیب عالی از استحکام و شکل‌پذیری را فراهم می‌کنند. اثر TRIP عمدتاً بر پایه آستنیت باقی مانده و پایداری آن استوار است. علاوه بر این، کرنش اعمال شده در منطقه بین دماهای بحرانی تأثیر زیادی بر خواص فولادهای TRIP دارد.

مسیرهای پردازش گزارش شده برای ساخت فولادهای TRIP بسیار وقت گیر هستند. همچنین افزایش مقدار کربن در فولادهای TRIP عامل اصلی نگرانی است زیرا باعث کاهش جوش پذیری این فولادها می شود. تحقیقات بیشتری برای توسعه فولادهای TRIP با مسیرهای تولید کوتاه مدت و همچنین با ترکیبات کم آلیاژی برای افزایش قابلیت جوش پذیری مورد نیاز است. علاوه بر این، شبیه به فولادهای DP، ترکیب شیمیایی که برای فولادهای TRIP انتخاب شده است بر اساس روش صحیح و خطا بوده است. ترکیب شیمیایی بهینه همراه با مسیرهای تولید بهینه برای ارائه حداکثر اثر TRIP مورد نیاز هستند.

۴- نتیجه گیری

در سالهای اخیر، صنعت فولاد بر پردازش نسل سوم AHSS ها به منظور بالا بردن استحکام بدون کاهش انعطاف پذیری با هزینه های معقول تمرکز کرده است. DP، TRIP، TWIP و فولادهای CP به عنوان کاندیداهای بسیار خوبی برای توسعه به نسل سوم AHSS در نظر گرفته می شوند. فولادهای DP به علت فرایند تولید ساده و با هزینه های پایین نسبت به فولادهای TRIP / TWIP در مرکز توجه برای کاربردهای صنعتی هستند. یافته های کلیدی در مورد کارهای آینده مورد نیاز برای پردازش AHSS فولاد نسل سوم به شرح زیر است:

فولادهای DP همان طور که مورد بحث قرار گرفتند، عمدتاً شامل نوارهای مارتنزیتی در راستای فاز فریت می باشند. همچنین گزارش شده است که آغاز ترک در هنگام اعمال نیرو به فولادهای DP در بین لایه های مارتنزیت رخ می دهد که منجر به شکست فولاد می شود. با این حال، تحقیقات بسیار محدودی پیرامون تغییر مورفولوژی مارتنزیت برای بهبود ریزساختار و عملکرد آن انجام شده است. علاوه بر این، مسیرهای پردازش مانند چرخه حرارتی در پردازش فولادهای DP استفاده نشده است.

برای فولادهای TRIP، تحقیقات را می توان برای دست یافتن به میکروساختارهای حاوی فازهای فریت و آستنیت فوق ریز دانه بدون تشکیل فازهایی مانند کاربید، سمنتیت، مارتنزیت و غیره ادامه داد. با این نوع ریزساختار، فاز آستنیت با کربن بیشتری غنی می شود و اثر TRIP را به طور قابل توجهی بهبود می یابد.

پردازش فولادهای TRIP به دلیل نیاز به نگهداشتن فولاد در منطقه بینیتی بسیار وقت گیر است. علاوه بر این، در اکثر تحقیقات گزارش شده در فولادهای TRIP، محتوای کربن بالایی برای تثبیت آستنیت استفاده شده است. این باعث می شود که جوش پذیری فولادها به صورت قابل توجهی کاهش یابد. تحقیقات آینده می تواند بر توسعه

فولادهای TRIP که نیازمند دوره‌های کوتاه‌تر پردازش هستند و همچنین ترکیبات کم آلیاژی برای افزایش قابلیت جوشکاری تمرکز کند.

مراجع

1. Kuziak R, Kawalla R and Waengler S. Advanced high strength steels for automotive industry. Arch Civil Mech Eng 2008; 8: 103–117.
2. Mukherjee M, Bhattacharyya T and Singh SB. Models for austenite to martensite transformation in TRIP-aided steels: A comparative study. Mater Manuf Process 2010; 25: 206–210.
3. Simon P and Beggs PD. A numerical performance comparison of a dual-phase steel and aluminium alloy bumper bar system. Int J Crashworthiness 2010; 15: 425–442.
4. Hao QU. Advanced high strength steel through paraequilibrium carbon partitioning and austenite stabilization. PhD Thesis, Case Western Reserve University, USA, 2011.
5. Cora ON and Koc M. Promises and problems of ultra/advanced high strength steel (U/AHSS) utilization in automotive industry. In: Solmaz E, Kaya N and Öztürk F (ed.) The 7th Otomotiv Teknolojileri Kongresi, Bursa, Turkey, 26–27 May 2014. Bursa: Uludag University.
6. Matlock DK and Speer JG. Processing opportunities for new advanced high-strength sheet steels. Mater Manuf Process 2010; 25: 7–13.
7. Matlock DK, Speer JG, Moor ED, et al. Recent developments in advanced high strength sheet steels for automotive applications: An overview. J Eng Sci Technol 2012; 15: 1–12.
8. Maggi S and Murgia M. Introduction to the metallurgic characteristics of advanced high strength steels for automobile applications. Weld Int 2008; 22: 610–618.
9. Weber G, Thommes H, Gaul H, et al. Mechanical properties of weld bonded joints of advanced high strength steels. J Adhes Sci Technol 2011; 25: 2369–2389.
10. Kwon O, Lee K, Kim G, et al. New trends in advanced high strength steel developments for automotive applications. Mater Sci Forum 2010; 638–642: 136–141.
11. Davies RG. The mechanical properties of zero-carbon ferrite-plus-martensite structures. Metall Mater Trans A 1978; 9: 451–455.
12. Bhattacharya D. Developments in advanced high strength steels. In: Proceedings of advanced high strength steel workshop, VA, USA, 22–23 October 2006.
13. Takahashi M, Uenishi A, Yoshida H, et al. Advanced high strength steels for automobile body structures. Mater Sci Forum 2007; 539–543: 4386–4390.

14. Winkler S, Thompson A, Salisbury C, et al. Strain rate and temperature effects on the formability and damage of advanced high-strength steels. *Metall Mater Trans A* 2008; 39: 1350–1358.
15. Choi JS, Lee JW, Kim JH, et al. Measurement and modeling of simple shear deformation under load reversal: Application to advanced high strength steels. *Int J Mech Sci* 2015; 98: 144–156.
16. European Commission. The strategic research agenda of the European Steel Technology Platform. ESTEP, Brussels, 2005, pp.49.
17. Chamisa A. Development of ultra-high strength steels for reduced carbon emissions in automotive vehicles. PhD Thesis, The University of Sheffield, UK, 2014.
18. Dinda S, Di JA and Kasper AS. Microalloying 75. In: Proceedings of an international symposium on high strength low alloy steels, Washington, USA, 1–3 October 1975, Union Carbide, NY, USA, 1977.
19. Horvath CD and Fekete JR. Opportunities and challenges for increased usage of advanced high strength steels in automotive applications. In: Baker MA (ed.) Proceedings of international conference on AHSS for automotive applications, Colorado, USA, 6–9 June 2004. Warrendale, PA: Association for Iron & Steel Technology, 2004.
20. Paul SK, Mukherjee M, Kundu S, et al. Prediction of Hole expansion ratio for automotive grade steels. *Comput Mater Sci* 2014; 89: 189–197.
21. Sun SL, Huang QX, He WW, et al. Workability behavior of 9%Cr ferritic/martensitic steel. *Mater Manuf Process* 2014; 29: 1190–1196.
22. Li C, Li Z, Cen Y, et al. Microstructure and mechanical properties of dual phase strip steel in the overaging process of continuous annealing. *Mater Sci Eng A* 2015; 627: 281–289.
23. Vajragupta N, Wechsuwanmanee P, Lian J, et al. The modelling scheme to evaluate the influence of microstructure features on microcrack formation of DP-steel: The artificial microstructure model and its application to predict the strain hardening behaviour. *Comput Mater Sci* 2014; 94: 198–213.
24. Sirinakorn T, Uthaisangskuk V and Srimanosawapal S. Microstructure based description of deformation behavior of dual phase steel sheets. *Procedia Eng* 2014; 81: 1366–1371.
25. Adamczyk J and Grajcar A. Effect of heat treatment conditions on the structure and mechanical properties of DP-type steel. *J Achieve Mater Manuf Eng* 2006; 17: 305–308.
26. Meng Q, Li J, Wang J, et al. Effect of water quenching process on microstructure and tensile properties of alloy cold rolled dual-phase steel. *Mater Des* 2009; 30: 2379–2385.
27. Saeidi N and Ekrami A. Comparison of mechanical properties of martensite/ferrite and bainite/ferrite dual phase 4340 steels. *Mater Sci Eng A* 2009; 523: 125–129.
28. Mohammad RA and Ekrami A. Effect of ferrite volume fraction on work hardening behaviour of high bainite dual phase (DP) steels. *Mater Sci Eng A* 2008; 477: 306–310.

29. Deardo AJ, Garcia CI, Cho K, et al. New method of characterizing and quantifying complex microstructures in steels. *Mater Manuf Process* 2010; 25: 33–40.
30. Huseyin A, Havva KZ and Ceylan K. Effect of intercritical annealing parameters on dual phase behavior of commercial low-alloyed steels. *J Iron Steel Res* 2010; 17: 73–78.
31. Wang J, Li G and Xiao A. Bainite-ferrite multi-phase steel strengthened by Ti-microalloying. *Mater Trans* 2011; 52: 2027–2031.
32. Meng Q, Li J and Zheng H. High-efficiency fast-heating annealing of a cold-rolled dual-phase steel. *Mater Des* 2014; 58: 194–197.
33. Mohrbacher H. Modern steel grades and advanced steel semi-products for automotive body applications. *Metal* 2005; 24: 1–13.
34. Hoper T, Endo S, Ishikawa N, et al. Effect of volume fraction of constituent phases on the stress–strain relationship of dual phase steels. *Iron Steel Inst Jpn Int* 1999; 39: 288–294.
35. Erdogan M and Tekeli S. The effect of martensite volume fraction and particle size on the tensile properties of a surface-carburized AISI 8620 steel with a dual-phase core microstructure. *Mater Charact* 2003; 49: 445–454.
36. Rocha RO, Melo TMF, Pereloma EV, et al. Microstructural evolution at the initial stages of continuous annealing of cold rolled dual-phase steel. *Mater Sci Eng A* 2005; 391: 296–304.
37. Krajewski S and Nowacki L. Dual-phase steels microstructure and properties consideration based on artificial intelligence techniques. *Arch Civil Mech Eng* 2014; 14: 278–286.
38. Lorusso H, Burgueno A, Egidi D, et al. Application of dual phase steels in wires for reinforcement of concrete structures. *Procedia Mater Sci* 2012; 1: 118–125.
39. Aktas S, Ozsarac U and Aslanlar S. Effect of spot welding parameters on tensile properties of DP 600 steel sheet joints. *Mater Manuf Process* 2012; 27: 756–764.
40. Wang W and Wei X. The effect of martensite volume and distribution on shear fracture propagation of 600–1000 MPa dual phase sheet steels in the process of deep drawing. *Int J Mech Sci* 2013; 67: 100–107.
41. Dziejczak M and Turczyn S. Experimental and numerical investigation of strip rolling from dual phase steel. *Arch Civil Mech Eng* 2010; 10: 21–30.
42. Manoj MK, Pancholi V and Nath SK. Mechanical properties and fracture behaviour of medium carbon dual phase steels. *Int J Res Advent Technol* 2014; 2: 243–249.
43. Sun S and Pugh M. Properties of thermo-mechanically processed dual-phase steels containing fibrous martensite. *Mater Sci Eng A* 2002; 335: 298–308.
44. Kumar A, Singh SB and Ray KK. Influence of bainite/martensite-content on the tensile properties of low carbon dual-phase steels. *Mater Sci Eng A* 2008; 474: 270–282.

45. Mukherjee K, Hazra S and Militzer M. Deformation induced ferrite transformation in dual-phase steels. In: Proceedings of the joint international conference HSLA steels and ISUGS, Sanya Hainan, China, 2005, pp.211–216.
46. Mohanty RR, Girina OA and Fonstein NM. Effect of heating rate on the austenite formation in low-carbon high-strength steels annealed in the intercritical region. *Metall Mater Trans A* 2011; 42: 3680–3690.
47. Adamczyk J and Grajcar A. Heat treatment and mechanical properties of low-carbon steel with dual-phase microstructure. *J Achieve Mater Manuf Eng* 2007; 22: 13–20.
48. Mondal DK and Ray RK. Microstructural changes and kinetics of recrystallization in a few dual-phase steels. *Steel Res* 1989; 60: 33–40.
49. Lis AK and Gajda B. Modelling of the DP and TRIP microstructure in the C–Mn–Al–Si automotive steel. *J Achieve Mater Manuf Eng* 2006; 15: 127–134.
50. Karjalainen LP and Somani MC. Physical simulation studies on the kinetics of the recrystallization and austenite decomposition in steels. In: Proceedings of international conference on thermomechanical simulation and processing of steels (SimPro'04), R & D Centre for Iron & Steel, SAIL, Ranchi, India, 2004, pp.119.
51. Kim IS, Reichel U and Dahl W. Effect of bainite on the mechanical properties of dual-phase steels. *Steel Res* 1987; 58: 186–190.
52. Sun ZM, Wang ZG and Ai S. Effects of morphology on the tensile and fatigue behaviour of a dual phase steel. *Steel Res* 1989; 60: 215–220.
53. Davies RG. Influence of martensite composition and content on the properties of dual phase steels. *Metall Mater Trans A* 1978; 9: 671–679.
54. Granbom Y. Structure and mechanical properties of dual phase steels– an experimental and theoretical analysis. PhD Thesis, Royal Institute of Technology, Sweden, 2010.
55. Davies RG. Early stages of yielding and strain aging of a vanadium-containing dual phase steel. *Metall Mater Trans A* 1979; 10: 1549–1555.
56. Furukawa T, Morikawa H, Takechi H, et al. Process factors for highly ductile dual-phase sheet steels. In: Kot RA and Morris JW (ed.) Proceedings of structure and properties of dual phase steels, Warrendale, PA, USA, 1979.
57. Koo JY and Thomas G. Design of duplex low carbon steels for improved strength: Weight applications. In: Davenport AT (ed.) Proceedings of symposium on modern developments in HSLA formable steels, Chicago, 20 October 1977. New York: Metallurgical Society of American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers.
58. Marder AR. Factors affecting the ductility of dual phase alloys. In: Davenport AT (ed.) Proceedings of symposium on modern developments in HSLA formable steels, Chicago, USA, 26 October 1977. New York: Metallurgical Society of American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers.

59. Hansen SS and Pradhan R.R. Structure/property relations in C-Mn-Si dual phase steels. In: Kot RA and Bramfitt BL (ed.) Proceedings of fundamentals of dual phase steels, Warrendale, USA, 1981. New York: Metallurgical Society of American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers.
60. Korzekwa DA, Lawson RD, Matlock DK, et al. A consideration of models describing the strength and ductility of dual-phase steels. *Scripta Metall* 1980; 14: 1023–1028.
61. He XJ, Tera N and Berghezan A. Influence of martensite morphology and its dispersion on mechanical properties and fracture mechanisms of Fe-Mn-C dual-phase steels. *J Mater Sci* 1984; 18: 367–373.
62. Tomota Y. Effects of morphology and strength of martensite on cyclic deformation behaviour in dual-phase steels. *Mater Sci Technol* 1987; 3: 415–421.
63. Gladman T. The physical metallurgy of microalloyed steels. Cambridge: Cambridge University Press, 1997, p.7.
64. Erdogan M and Priestner R. Effect of epitaxial ferrite on yielding and plastic flow in dual phase steel in tension and compression. *Mater Sci Technol* 1999; 15: 1273–1284.
65. Erdogan M and Priestner R. Effect of martensite content, its dispersion and epitaxial ferrite content on Bauschinger behavior of dual phase steel. *Mater Sci Technol* 2002; 18: 369–376.
66. Park KT, Han SY, Ahn BD, et al. Ultrafine-grained dual phase steel fabricated by equal channel angular pressing and subsequent intercritical annealing. *Scripta Mater* 2004; 51: 909–913.
67. Lis J, Lis AK and Kolan C. Processing and properties of C-Mn steel with dual-phase microstructure. *J Mater Process Technol* 2005; 162–163: 350–354.
68. Seol JB, Jung JE, Jang YW, et al. Influence of carbon content on the microstructure, martensitic transformation and mechanical properties in austenite martensite dual-phase Fe-Mn-C steels. *Acta Metall* 2013; 61: 558–578.
69. Suwanpinij P, Prah U, Bleck W, et al. Fast algorithms for phase transformations in dual phase steels on a hot strip mill run-out table (ROT). *Arch Civil Mech Eng* 2012; 12: 305–311.
70. Ravikumar SV, Jha JM, Sarkar I, et al. Achievement of ultrafast cooling rate in a hot steel plate by air-atomized spray with different surfactant additives. *Exp Therm Fluid Sci* 2013; 50: 79–89.
71. Li P, Li J, Meng Q, et al. Effect of heating rate on ferrite recrystallization and austenite formation of cold-roll dual phase steel. *J Alloys Compnd* 2013; 578: 320–327.
72. Mittal M. Effect of inter-critical annealing parameters on the recrystallization, austenite formation and stabilization in a dual phase steels. ME Thesis, Thapar University, India, 2014.
73. Singh S. Inter-critical annealing of a lean composition steel under controlled cooling to produce multiphase microstructures. ME Thesis, Thapar University, India, 2014.

74. Sebek M, Hornak P, Zimovcak P, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of C-Mn cold rolled dual phase steel after continuous annealing process in laboratory conditions. *Arch Metall Mater* 2014; 59: 821–824.
75. Oliveria FLG, Andrade MS and Cota AB. Kinetics of austenite formation during continuous annealing in low carbon steel. *Mater Charact* 2007; 58: 256–261.
76. Shi L, Yan Z, Liu Y, et al. Improved toughness and ductility in ferrite/acicular ferrite dual-phase steel through intercritical heat treatment. *Mater Sci Eng A* 2014; 590: 7–15.
77. Kozasu I. Metallurgical framework of direct-quenching of steel. In: Chandra T and Sakai T (eds) *Proceedings of international conference on thermomechanical processing of steels and other materials*, Wollongong, Australia, 1997.
78. Ouchi C. Development of steel plates by intensive use of TMCP and direct quenching processes. *Iron Steel Inst Jpn Int* 2001; 41: 542–553.
79. Ahmad E, Manzoor T and Hussain N. Thermo mechanical processing in the intercritical region and tensile properties of dual-phase steel. *Mater Sci Eng A* 2009; 508: 259–265.
80. Demir B and Erdogan M. The hardenability of austenite with different alloy content and dispersion in dual-phase steels. *J Mater Process Technol* 2008; 208: 75–84.
81. Khamedi R, Fallahi A and Oskouei AR. Effect of martensite phase volume fraction on acoustic emission signals using wavelet packet analysis during tensile loading of dual phase steels. *Mater Des* 2010; 31: 2752–2759.
82. Ramazani A, Ebrahimi Z and Prahl U. Study the effect of martensite banding on the failure initiation in dualphase steel. *Comput Mater Sci* 2014; 87: 241–247.
83. Gao L, Zhou YM, Liu JL, et al. Effect of water quenching process on the microstructure and magnetic property of cold rolled dual phase steel. *J Magnet Magnet Mater* 2010; 322: 929–933.
84. Marder AR. The effect of heat treatment on the properties and structure of molybdenum and vanadium dual-phase steels. *Metall Mater Trans A* 1981; 12A: 1569–1579.
85. Speich GR, Schiwoeble AJ and Huffman GP. Tempering of Mn and Mn-Si-V dual-phase steels. *Metall Mater Trans A* 1983; 14A: 1079–1087.
86. Sawar M, Ahmad E, Qureshi KA, et al. Influence of epitaxial ferrite on tensile properties of dual phase steel. *Mater Des* 2005; 28: 335–340.
87. Li Z, Wu D and Lu H. Effect of thermomechanical processing on mechanical properties of hot rolled multiphase steel. *J Iron Steel Res Int* 2008; 15: 55–60.
88. Cornet X and Herman JC. Method for making a multiphase hot-rolled steel strip. Patent US6821364 B2, USA, 2003.

89. YF Shena, LN Qiu X, et al. Effects of retained austenite volume fraction, morphology, and carbon content on strength and ductility of nanostructured TRIP-assisted steels. *Mater Sci Eng A* 2015; 636: 551–564.
90. Mohapatra SS, Chakraborty S and Pal SK. Experimental studies on different cooling processes to achieve ultra-fast cooling rate for hot steel plate. *Exp Heat Transfer* 2012; 25: 111–126.
91. Yong T, Shuai T, Bingxing W, et al. Development and industrial application of ultra-fast cooling technology. *Sci China Technol Sci* 2012; 55: 1566–1571.
92. Buzzichelli G and Anelli E. Present status and perspectives of European research in the field of advanced structural steels. *Iron Steel Inst Jpn Int* 2002; 42: 1354–1363.
93. Lucas A, Simon P, Bourdon G, et al. Metallurgical aspect of ultra-fast cooling in front of down-coiler. *Steel Res Int* 2004; 75: 139–146.
94. Han B, Liu XH, Wang G-D, et al. Development of cooling process technique in hot strip mill. *J Iron Steel Res Int* 2005; 12: 12–16.
95. Cho MJ, Thomas BG and Lee PJ. Three dimensional numerical study of impinging water jet in run out table cooling processes. *J Heat Transfer* 2008; 129: 593–602.
96. Cai XH, Zhang DH, Liu XH, et al. Design of UFC process parameters for hot rolled dual phase steel. In: *Proceedings of international symposium on automobile steel, Dalian, China, 6–8 September 2009*, pp.207–210.
97. Liu H, Sun H, Liu B, et al. An ultrahigh strength steel with ultrafine-grained microstructure produced through intercritical deformation and partitioning process. *Mater Des* 2015; 83: 760–767.
98. Rana R, Liu C and Ray RK. Evolution of microstructure and mechanical properties during thermomechanical processing of a low-density multiphase steel for automotive application. *Acta Mater* 2014; 75: 227–245.
99. Homberg D, Krumbiegel K and Togobytska N. Modelling, simulation and control of multiphase steel production. In: Chan F, Marinova D and Anderssen RS (eds) *Proceedings of 19th international conference on modeling and simulation, Perth, Australia, 12–16 December 2011*. Perth: The Modelling and Simulation Society of Australia and New Zealand, 2011.
100. Kang Y, Han Q, Zhao X, et al. Influence of nanoparticle reinforcements on the strengthening mechanisms of an ultrafine-grained dual phase steel containing titanium. *Mater Des* 2013; 44: 331–339.
101. Cai X, Liu C and Liu Z. Process design and prediction of mechanical properties of dual phase steels with prepositional ultrafast cooling. *Mater Des* 2014; 53: 998–1004.
102. Vedantam K, Bajaj D, Brar NS, et al. Johnson-Cook strength models for mild and DP590 steels. *Ame Inst Phys* 2014; 845: 775–778.

103. Banadkouki SSG and Fereiduni E. Effect of prior austenite carbon partitioning on martensite hardening variation in a low alloy ferrite–martensite dual phase steel. *Mater Sci Eng A* 2014; 619: 129–136.
104. Suehiro M, Sato K, Tsukano Y, et al. Computer modeling of microstructural change and strength of low carbon steel in hot strip rolling. *Trans Iron Steel Inst Jpn* 1987; 27: 439–445.
105. Mukherjee K, Hazra S, Petkov P, et al. Critical comparison of novel and conventional processing for dual-phase steels. *Mater Manuf Process* 2007; 22: 511–515.
106. Calcagnotto M, Ponge D and Rabbe D. Effect of grain refinement to 1 mm on strength and toughness of dual-phase steels. *Mater Sci Eng A* 2010; 527: 7832–7840.
107. Somani MC and Karjalainen LP. Innovative approaches in physical simulation and modeling for optimal design and processing of advanced high strength steels. *Mater Manuf Process* 2010; 25: 133–141.
108. Caballero FG, Mateo CG, Capdevila C, et al. Advanced ultrahigh strength bainitic steels. *Mater Manuf Process* 2007; 22: 502–506.
109. Jiang Z, Guan Z and Lian J. Effects of microstructural variables on the deformation behaviour of dual-phase steel. *Mater Sci Eng A* 1995; 190: 55–64.
110. Kalashami GA, Kermanpur A, Najafizadeh A, et al. The effect of intercritical annealing time on the microstructures and mechanical properties of an ultrafine grained dual phase steel containing niobium. *Int J Iron Steel Soc Iran* 2014; 11: 7–11.
111. Mazaheri Y, Kermanpur A, Najafizadeh A, et al. Effects of initial microstructure and thermo-mechanical processing parameters on microstructures and mechanical properties of ultrafine grained dual phase steels. *Mater Sci Eng A* 2014; 612: 54–62.
112. Pierman AP, Bouaziz O, Pardoën T, et al. The influence of microstructure and composition on the plastic behaviour of dual-phase steels. *Acta Mater* 2014; 73: 298–311.
113. Kulakov M, Poole WJ and Militzer M. The effect of the initial microstructure on recrystallization and austenite formation in DP600 steel. *Metall Mater Trans A* 2013; 44A: 3564–3576.
114. Waters RE, Whiting MJ and Stolojan V. Examining the pearlite growth interface in a Fe-C-Mn alloy. *Mater Sci Eng* 2013; 7: 184–187.
115. Ahmad E, Manzoor T, Hussain N, et al. Effect of thermomechanical processing on hardenability and tensile fracture of dual-phase steel. *Mater Des* 2008; 29: 450–457.
116. Rao DS, Hebbar HS, Komaraiah M, et al. Investigations on the effect of ball burnishing parameters on surface hardness and wear resistance of HSLA dual-phase steels. *Mater Manuf Process* 2008; 23: 295–302.
117. Armaki HG, Maab R, Bhat SP, et al. Deformation response of ferrite and martensite in a dual-phase steel. *Acta Mater* 2014; 62: 197–211.

118. Ghanei S, KasheE M and Mazinani M. Comparative study of eddy current and Barkhausen noise nondestructive testing methods in microstructural examination of ferrite–martensite dual-phase steel. *J Magnet Magnet Mater* 2014; 356: 103–110.
119. Seyedrezai H, Pilkey AK and Boyd JD. Effect of preIC annealing treatments on the final microstructure and work hardening behavior of a dual-phase steel. *Mater Sci Eng A* 2014; 594: 178–188.
120. Schemmann L, Zaefferer S, Rabbe D, et al. Alloying effects on microstructure formation of dual phase steels. *Acta Mater* 2015; 95: 386–398.
121. Srijampan W, Wiengmoon A, Morakotjinda M, et al. Microstructure and mechanical property of sintered Fe-Cr-Mo steels due to phase transformations with fast cooling rates. *Mater Des* 2015; 88: 693–701.
122. Ghaheri A, Shafyei A and Honarmand M. Effects of inter-critical temperatures on martensite morphology, volume fraction and mechanical properties of dualphase steels obtained from direct and continuous annealing cycles. *Mater Des* 2014; 62: 305–319.
123. Zhang J, Di H, Deng Y, et al. Effect of martensite morphology and volume fraction on strain hardening and fracture behaviour of martensite–ferrite dual phase steel. *Mater Sci Eng A* 2015; 627: 230–240.
124. Concepcio ´na VL, Lorussoa HN and Svobodab HG. Effect of carbon content on microstructure and mechanical properties of dual phase steels. *Procedia Mater Sci* 2015; 8: 1047–1056.
125. Park K, Nishiyama M, Nakada N, et al. Effect of the martensite distribution on the strain hardening and ductile fracture behaviors in dual-phase steel. *Mater Sci Eng A* 2014; 604: 135–141.
126. Maresca F, Kouznetsova VG and Geers MGD. Deformation behaviour of lath martensite in multiphase steels. *Scripta Mater* 2016; 110: 74–77.
127. Fereiduni E and Banadkouki SSG. Ferrite hardening response in a low alloy ferrite–martensite dual phase steel. *J Alloys Compnd* 2014; 589: 288–294.
128. Ding R, Tanga D, Zhao A, et al. Effect of ultragrain refinement on quenching and partitioning steels manufactured by a novel method. *Mater Des* 2015; 87: 640–649.
129. Qu H, Michal GM and Heuer AH. Third generation 0.3C-4.0Mn advanced high strength steels through a dual stabilization heat treatment: austenite stabilization through paraequilibrium carbon partitioning. *Metall Mater Trans A* 2014; 45A: 2741–2749.
130. Wiewio ´rowska S and Muskalski Z. The application of low and medium carbon steel with multiphase TRIP structure in drawing industry. *Procedia Manuf* 2015; 2: 181–185.
131. Zrnik J, Mamuzic I, Lukas P, et al. Design of thermos mechanical processing and transformation behavior of bulk Si-Mn TRIP steel. *Metalurgija* 2006; 45: 85–91.

132. Ehrhardt B, Berger T, Hofmann H, et al. Property related design of advanced cold rolled steels with induced plasticity. *Steel Grips* 2004; 2: 247–255.
133. Krizan D and Cooman BCD. Mechanical properties of TRIP steel microalloyed with Ti. *Metall Mater Trans A* 2014; 45A: 3481–3492.
134. Adamczyk J and Grajcar A. Structure and mechanical properties of DP-type and TRIP-type sheets. *J Mater Process Technol* 2005; 162–163: 23–27.
135. Gajda B and Lis AK. Intercritical annealing with isothermal holding of TRIP CMnAlSi steel. *J Achieve Mater Manuf Eng* 2007; 20: 439–442.
136. Jacques PJ, Furnemont Q, Godet S, et al. Micromechanical characterisation of TRIP-assisted multiphase steels by in situ neutron diffraction. *Philos Magaz* 2006; 86: 2371–2392.
137. Basuki A and Aernoudt E. Influence of rolling of TRIP steel in the intercritical region on the stability of retained austenite. *J Mater Process Technol* 1999; 89–90: 37–43.
138. Skalova L, Divisova R and Jandova D. Thermomechanical processing of low-alloy TRIP-steel. *J Mater Process Technol* 2006; 175: 387–392.
139. Zrník J, Stejskal O, Novy O, et al. Relationship of microstructure and mechanical properties of TRIPaided steel processed by press forging. *J Mater Process Technol* 2007; 192–193: 367–372.
140. Park H, Seol J, Lim N, et al. Study of decomposition behavior of retained austenite and the partitioning of alloying elements during tempering in CMnSiAl TRIP steels. *Mater Des* 2015; 82: 173–180.
141. Shi W and Li L. Thermal stability of retained austenite in TRIP steel after different treatments. *J Iron Steel Res Int* 2008; 15: 61–64.
142. Ganguly S, Datta S, Chattopadhyay PP, et al. Designing the multiphase microstructure of steel for optimal TRIP Effect: A multiobjective genetic algorithm based approach. *Mater Manuf Process* 2008; 24: 31–37.
143. Anxin M and Hartmaier A. A study of deformation and phase transformation coupling for TRIP-assisted steels. *Int J Plasticity* 2015; 64: 40–55.
144. Wang Y, Wang Q, Liu L, et al. Fracture mode of martensite-austenite constituents containing multiphase steel controlled by microstructural and micromechanical aspects. *Mech Adv Mater Struct* 2015; 22: 591–596.
145. Golling S, Ostlund R and Oldenburg M. A study on homogenization methods for steels with varying content of ferrite, bainite and martensite. *J Mater Process Technol*. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015. 07.007.
146. Burgolda A, Kunaa M and Prugera S. Material forces in consideration of phase transformation in TRIPsteel. *Procedia Mater Sci* 2014; 3: 461–466.



147. Dey S, Dey P, Datta S, et al. Rough set approach to predict the strength and ductility of TRIP steel. Mater Manuf Process 2009; 24: 150–154.



148. Kim SJ, Lee CG, Choi I, et al. Effects of heat treatment and alloying elements on the microstructures and mechanical properties of 0.15 wt.% C transformation-induced plasticity-aided cold-rolled steel sheets. Metall Mater Trans A 2001; 32: 505–514.

149. Grajcar A, Kuziak R and Zaleckib W. Third generation of AHSS with increased fraction of retained austenite for the automotive industry. Arch Civil Mech Eng 2012; 12: 334–341.

150. He Z, He Y, Ling Y, et al. Effect of strain rate on deformation behavior of TRIP steels. J Mater Process Technol 2012; 212: 2141–2147.

"جهت مطالعه مقالات جدید در زمینه صنعت آهن و فولاد و آشنایی با فناوری های نوین صنعت فولاد، به سایت پژوهشکده فولاد مراجعه نمایید."

 031-33913921
 031-33912588

 SteelResearchCenter
 SRC.iut.ac.ir

 دانشگاه صنعتی اصفهان
 SRC@of.iut.ac.ir