

اثر سرعت سرد شدن بر ریز ساختار و خواص مکانیکی فولاد میکرو آلیاژی کربن متوسط

آناهیتا رضایی، شهرام خیراندیش و امین اوحدی اصفهانی

چکیده: امروزه فولادهای میکروآلیاژی میان کربن از جنبه ایجاد صرفه جویی قابل توجه در هزینه های تولید قطعات خودرو و همچنین افزایش راندمان تولید، مورد توجه قرار گرفته اند. کنترل خواص مکانیکی در قطعات تولید شده، با کنترل ترکیب شیمیایی فولاد، دمای پیش گرم و سرعت سرد شدن آن انجام پذیر است. لذا هدف این پژوهش بررسی اثر سرعت سرد شدن از دمای کار گرم بر روی فولاد میکروآلیاژی DIN38 MnVS6 معادل ISO38MnVS6 می باشد. به این منظور با تغییر دمای کار گرم و تغییر سرعت سرد شدن نمونه های مختلفی بدست آمد که تحت آزمایشهای تعیین خواص مکانیکی و ریز ساختاری قرار گرفتند.

نتایج نشان داده اند که تغییر دمای پیش گرم از ۸۰۰ °C تا ۹۰۰ °C تغییر محسوسی بر خواص مکانیکی این فولاد ایجاد نمی کند. اما تغییرات سرعت سرد شدن، ریز ساختار و خواص مکانیکی فولاد را به شدت تحت تاثیر قرار می دهد. با توجه به مطالعات انجام شده، بهترین سرعت سرد شدن برای رسیدن به مجموعه ای از خواص بهینه ۱/۵ درجه سانتی گراد بر ثانیه است. در این حالت استحکام کششی ۸۴۰ MPa، استحکام تسلیم ۶۰۰ MPa، ازدیاد طول نسبی ۲۰٪ و مقاومت به ضربه بالاتر از ۸۰ J/cm^۲ بدست آمده اند که شرایط مناسبی برای تولید قطعات جلوبندی خودرو می باشند.

واژه های کلیدی: فولاد میکرو آلیاژی میان کربن، سرعت سرد شدن، خواص مکانیکی، ریز ساختار

۱. مقدمه

فولادهای میکروآلیاژی میان کربن به دلیل داشتن نسبت استحکام به وزن مناسب و خواص مکانیکی مطلوب و همچنین استفاده کمتر از عناصر آلیاژی و حذف عملیات حرارتی، دارای مصارف روز افزون به خصوص در صنایع خودرو می باشند [1]. اولین مورد استفاده از این دسته از فولادها در آلمان در سال ۱۹۷۲ گزارش شده است [2]. استفاده از این فولادها که بر خلاف فولادهای کوئچ و تمپر شده دارای ساختار فریتی پرلیتی هستند [3]، به سرعت از اروپا به ژاپن و آمریکای شمالی گسترش یافت [4]. استحکام این فولادها عموماً به

وسیله تولید محلول جامد، بهسازی دانه های فریت، اصلاح مورفولوژی پرلیت و استحکام دهی رسوبی تامین می شود [5]. با افزایش درصد کربن در این فولادها نسبت حجمی پرلیت و میزان استنیت باقیمانده در سرد شدن های غیر تعادلی افزایش می یابد، به این ترتیب استحکام فولاد افزایش و چقرمگی آن کاهش می یابد [6]. گفته شده است که میزان کربن معادل فولاد دو فاز فریتی پرلیتی را می توان از رابطه (۱) بدست آورد [7]:

$$C_{eq} = C + \frac{1}{7}Si + \frac{1}{5}Mn + \frac{1}{9}Cr + \frac{1}{4}V \quad (1)$$

موثرترین عنصر میکرو آلیاژی در این فولادها وانادیوم است این عنصر به دلیل میل ترکیبی زیاد با کربن و نیتروژن کاربونیتریدهای زیادی تولید می کند که این ذرات عامل اصلی ایجاد استحکام و ریز کردن دانه های فریت می باشند [6]. وانادیوم استحاله تجزیه استنیت را به سمت تولید فریت و پرلیت سوق می دهد [8] و ذرات کاربونیترید وانادیوم به دلیل ثبات ترمودینامیکی زیاد تا حدود ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد پایدار بوده و از رشد دانه های استنیت جلوگیری می کنند [8]. با افزایش وانادیوم مکانیزم استحکام دهی رسوبی فعالتر شده و به این ترتیب قطعه مستحکم تر می شود [9]، به گونه ای که

مقاله در تاریخ ۱۳۸۳/۳/۱۲ دریافت شده و در تاریخ ۱۳۸۴/۳/۲۹ به

تصویب نهایی رسیده است.

آناهیتا رضایی، دانشجوی کارشناسی ارشد دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران.

دکتر شهرام خیراندیش، دانشیار دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران.

دکتر امین اوحدی اصفهانی، استادیار دانشکده مهندسی راه آهن، دانشگاه علم و صنعت ایران.

چند که نوع ریخته شده آنها نیز محاسن خود را دارد [17]. عملیات حرارتی این فولادها فقط شامل استنیتنه کردن و سپس سرد کردن است. به هنگام گرم کردن، استنیت در مرز دانه های فریت و محل های پرلیت و به خصوص در مکانهای تغییر شکل پلاستیک داده پر انرژی در نمونه های کار سرد شده جوانه زده و به سرعت رشد می کند [18]. سرعت سرد شدن تغییراتی در ریز ساختار ماده شامل درصد فریت ما قبل یوتکتوئید، درصد پرلیت و فاصله بین لایه ای آن و اندازه و توزیع رسوبها بوجود می آورد [19]. با افزایش سرعت سرد شدن درصد فریت ما قبل یوتکتوئید کاهش یافته و در نتیجه درصد پرلیت تشکیل شده و ظرافت لایه های آن افزایش می یابد و دمای استحاله یوتکتوئید و درصد کربن یوتکتوئید هر دو کاهش می یابند [20]. با افزایش سرعت سرد شدن و رسیدن به حدود چند درجه سانتیگراد بر ثانیه، ریز ساختار ماده به سمت تولید بینایت پیش می رود [21]، که در این حالت افزایش قابل توجهی در استحکام فولاد و کاهش شدید در چقرمگی آن مشاهده خواهد شد [9]. اما چنانچه سرعت سرد شدن تا قبل از تشکیل بینایت افزایش یابد بدیهی است که دانه های فریت و کلونی های پرلیت ریزتری تشکیل می گردند و استحکام و چقرمگی ماده افزایش می یابد [22].

با افزایش سرعت سرد شدن و کاهش نفوذ کربن و عناصر آلیاژی سرعت رسوبگذاری ذرات بسیار کم می شود. به گونه ای که در این دسته از فولادها با ریزساختار بینایتی و مارتنزیتی، رسوب های کاربیدی و کاربونیتریدی مشاهده نمی شوند [23]. از طرفی با کاهش سرعت سرد شدن رسوب های درشتی تولید می شود که وجود آنها می تواند باعث کاهش شدید استحکام قطعات شود [23]. کاربیدها و کاربونیتریدهای تشکیل شده وانادیوم بیشتر در فریت های پروتکتوئید تشکیل می شوند تا در لایه های فریت درون پرلیت [24]، زیرا در فضای فریت موجود بین لایه های پرلیت میزان کربن و عناصر آلیاژی که جذب سمانتیت شده اند کم است [11].

از آنجا که سرعت سرد شدن به ابعاد و ضخامت قطعات فولادی وابسته است لذا در تولید قطعات اینگونه فولادها به دقت می بایست نقش ضخامت قطعات مدنظر قرار گیرد [5].

با توجه به نقش موثر سرعت سرد شدن در تغییر ریزساختار این فولادها و خواص مکانیکی ماده، هدف این پژوهش بر تعیین کیفی و کمی این نقش جهت رسیدن به خواص مطلوب برای قطعات جلوگیری خودرو قرار گرفت. این خواص طبق استاندارد شرکتهای سازنده برای خودرو پیکان و پژو ۴۰۵ به شرح زیر است:

استحکام کششی ۱۰۰-۸۰۰ MPa، ازدیاد طول نسبی بین ۲۰٪-۱۵ و استحکام ضربه بالاتر از ۵۰ J/cm².

۲. روش آزمایش

در این پژوهش از فولاد میکرو آلیاژی میان کربن DIN: 638MnVS معادل ISO38MnVS6، با ترکیب شیمیایی نشان داده شده در جدول ۱ استفاده شد.

به ازای افزایش ۰/۱٪ وانادیوم استحکام کشش این فولاد ۱۰۰ تا ۲۰۰ MPa افزایش می یابد [9].

نیترژن در این فولادها نقش اساسی را در تشکیل کاربونیتریدهای وانادیوم بازی می کند. رسوبات نیتریدی نیز با افزایش درصد نیترژن امکان تشکیل می یابند. این رسوبات دمای تشکیل بالاتری نسبت به کاربیدها دارند [10].

استحکام فولادهای میکرو آلیاژی میان کربن به شدت متاثر از ریز ساختار می باشد. مهمترین عوامل در این میان کاهش اندازه دانه فریت، کاهش فاصله بین لایه ای سمانتیت در پرلیت، افزایش کسر حجمی پرلیت و استحکام دهی بوسیله تشکیل رسوبهای پایدار است [11]. حجم پرلیت و ظرافت لایه های آن با کنترل متغیرهای درصد کربن، سرعت سرد شدن، اندازه دانه استنیت اولیه و ترکیب شیمیایی استنیت مشخص می گردد [12]. چنانچه افزایش درصد حجمی پرلیت نه با افزایش کربن بلکه بوسیله افزایش عناصر آلیاژی پرلیت را صورت گرفته باشد، مقدار سمانتیت پرلیت کاهش یافته و فاصله لایه های سمانتیت افزایش می یابد. این پدیده باعث افت چقرمگی و مقاومت به ضربه فولاد می شود [13]. در فولادهای میکروآلیاژی می توان استحکام کششی فولاد را از رابطه (۲) بدست آورد [۱۴]:

$$\text{استحکام کششی} = \begin{cases} 177 + 553 [f_p + 2.2 + \\ 7.1 \left(\frac{dT}{10 dt} \right) (5N + V) + \\ 0.12 Si] \text{ MPa} \end{cases} \quad (2)$$

که f_p کسر حجمی پرلیت، $\frac{dT}{dt}$ سرعت سرد شدن و N و V و Si درصد وزنی عناصر موجود در فولاد است. در این رابطه باید توجه داشت که سیلیسیوم به دلیل نقش سخت گردانی محلولی در فریت باعث افزایش استحکام کشش فولاد می شود. همچنین گفته شده است که درصد فریت این فولاد در ارتباط با میزان منگنز آن، سرعت سرد شدن و اندازه دانه استنیت از رابطه (۳) بدست می آید [13]:

$$F\% = 62.7 - 34.8 Mn\% - 5.89 \ln \frac{dT}{dt} + 4.14G \quad (3)$$

که G اندازه دانه استنیت ASTM می باشد. باید توجه داشت که با افزایش درصد فریت و ریز شدن هرچه بیشتر آن چقرمگی فولاد افزایش می یابد [11] و گزارش شده است که مولیبدن نقش مهمی در ریز کردن دانه های آن بازی می کند [15].

در این فولادها رسوب های کاربونیتریدی عمدتاً در دمای ۵۸۰ تا ۶۰۰ درجه سانتی گراد و در زمان تقریبی ۲۰ ثانیه و در شرایط سرعت تعادلی سرد شدن تشکیل می شوند [16]. با افزایش سرعت سرد شدن از رشد خودبخود این رسوب ها جلوگیری می شود و رسوب های بسیار ریز و پراکنده ای تشکیل می شود.

برای تولید قطعات فولادی از این نوع فولادها عمدتاً از روشهای تغییر شکل پلاستیک گرم بخصوص فورج گرم استفاده می شود [1]، هر

به دلیل لزوم خروج مقادیر بیشتر حرارت از نمونه ها سرعت سرد شدن کاهش پیدا می کند. از طرفی با افزایش دما ضریب هدایت حرارت فلزات کاهش می یابد [25]. این سرعت ها از ۰/۱۹۹ تا ۰ C/s ۳/۷۵ متغیر می باشد. برای بررسی مقایسه ای نتایج از این به بعد از اثر دمای اولیه صرف نظر شده و اثر سرعت سرد شدن در نظر گرفته شده است.

تصاویر میکروسکوپی ۲ تا ۵ نشان دهنده ریزساختار فولاد که با سرعت های ۱/۱۵، ۱/۵، ۲/۲۳ و ۳/۵۷ ° C/s سرد شده است، می باشند. در شکل ۲ ساختار فریتی پرلیتی نمونه ای که از ۸۰۰ ° C در کوره ای که قبلا به دمای ۳۰۰ ° C رسانیده شده، سرد شده است، مشاهده می شود. در شکل ۳ ساختار همین فولاد که از ۸۵۰ ° C در هوای آرام سرد شده است دیده می شود. هر چند که در شکل ۳ سرعت سرد شدن بیشتر از شکل ۲ است، اما به دلیل دمای بالاتر اولیه، اجزای این دو تصویر بسیار به هم شبیه هستند. به دلیل سرعت سرد شدن کم این دو نمونه و با توجه به منحنی CT فولاد مورد نظر [26]، ریز ساختار فقط شامل فریت و پرلیت می باشد، که در شکل ۶ تصویر SEM از نمونه سرد شده با سرعت ۱/۵ ° C/s، و با بزرگنمایی بیشتر دانه های فریت و لایه های پرلیتی قابل تشخیص هستند. شکل ۴ ساختار نمونه ای را که از ۹۰۰ ° C در هوای فشرده سرد شده است، نشان می دهد. در این شکل اندازه دانه های استنیت به دلیل دمای بالاتر استنیته کردن به نظر بسیار درشت تر می آیند. از طرفی سرعت سرد شدن در این شکل باعث شده است تا دمای استحاله به مقادیر کمتری تغییر یابد و همچنین غلظت کربن نقطه یوتکتوئید نیز کاهش یابد [20]. از این رو مقادیر بیشتری پرلیت تولید شده است و از مقدار فریت کاسته شده است. بیشتر فریت ها نیز به صورت فریت قبل از یوتکتوئید و در مرز دانه های استنیت اولیه بوجود آمده اند.

در حقیقت به دلیل اینکه در دو ساختار قبلی دانه های استنیت به فریت و پرلیت تجزیه شده اند و در این تجزیه، این دانه ها به دلیل مراکز متعدد جوانه زنی در مرز دانه های استنیت، و در داخل آن بر روی آخالها، ریز شده اند [۱۴]، دانه بندی فولاد ریز تر بنظر می آید. در حالیکه در شکل ۴ دانه های استنیت فقط به پرلیت تجزیه شده اند و ریز دانگی ظاهری در اینجا دیده نمی شود. در حالیکه با دقت بیشتر، در این تصویر دسته های مختلف پرلیت با جهات غیر موازی که از نقاط مختلف جوانه زده اند مشاهده می گردد.

جهت انجام مراحل عملیات حرارتی، به منظور قابل تعمیم بودن نتایج حاصل روی قطعات صنعتی، از نمونه هایی به قطر ۲۵mm، برابر مدول متوسط قطعات جلوبندی خودرو پیکان و پژو ۴۰۵، استفاده شد. نمونه ها با استفاده از کوره مقاومتی با دقت دمایی ± 5 درجه سانتی گراد و به حجم ۱۰ لیتر تا دماهای ۸۰۰، ۸۵۰ و ۹۰۰ درجه سانتی گراد که دمای نهایی محدوده فورج این فولادهاست، به مدت ۲۰ دقیقه گرم شده و سپس هر سری از نمونه ها به ۵ روش مختلف سرد شدند. این شرایط سرد شدن عبارتند از: قرار گرفتن: در هوای آرام و بدون اثر پذیری از دمای دیگر نمونه ها، در کوره با دمای اولیه ۳۰۰ ° C، و در معرض دمش هوای فشرده در دو حالت مختلف. به این ترتیب ۱۲ سرعت سرد شدن روی نمونه ها بدست آمد. برای اندازه گیری سرعت سرد شدن، از ترموکوپل متصل به سیستم الکترونیکی سخت افزاری T506R که خود متصل به کامپیوتر بود استفاده شد. این سیستم در بازه های زمانی ۱ ثانیه، دمای نمونه را در یک فایل قابل اجرا بوسیله نرم افزار Microsoft Excel ذخیره می کند. به این منظور سوراخی به قطر ۲mm و تا عمق مرکز نمونه ها در آنها ایجاد شد و در این سوراخ ترموکوپل نوع K از جنس کروم آلومل به قطر ۱ mm همراه با گل نسوز قرار داده شد، تا تغییرات حرارتی نمونه ها ثبت گردد.

آزمایش متالوگرافی برای تعیین ریز ساختار، با سایش دستی نمونه ها با سنباده های از شماره ۴۰۰ تا ۱۲۰۰ و پولیش بوسیله پودر کوراندوم ۱۵۰۰ مش و استفاده از محلول اچ نیتال ۲٪ انجام شد. متالوگرافی کمی برای تعیین اندازه دانه های متوسط فریت و حجم متوسط فازهای فریت و پرلیت و بینایت با استفاده از روش شمارش نقطه انجام شد. آزمایش کشش طبق استاندارد DIN 50 25-5*25 با نمونه هایی به طول ۲۵mm و قطر ۵mm و با سرعت کرنش ۵ میلیمتر بر دقیقه انجام شد تا از روی نتایج بدست آمده متغیر های کشش اندازه گیری شوند. آزمایش ضربه طبق استاندارد ASTM E 23-96 با شکاف V شکل و با روش چارپی انجام گردید. به این منظور کلیه نمونه ها پس از عملیات حرارتی تحت عملیات ماشینکاری تا رسیدن به ابعاد مورد نظر قرار گرفتند. سختی سنجی نمونه ها نیز به روش برینل با قطر ساجمه ۲/۵mm و نیروی ۶۲/۵Kg انجام شد.

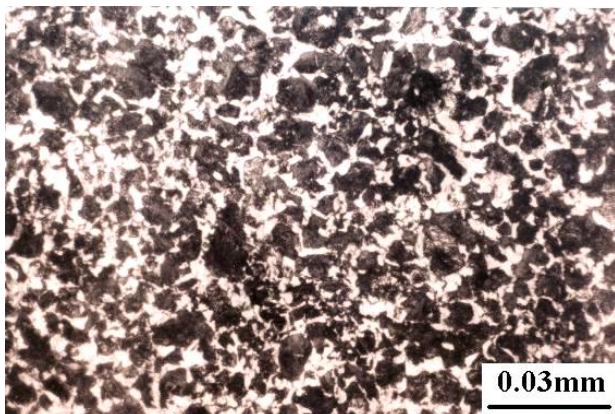
۳. نتایج و بحث

نمودار ۱ نتایج اندازه گیری سرعت سرد شدن نمونه ها را بر حسب روش سرد کردن و دمای اولیه نشان می دهد. با افزایش قدرت تبریدی محیط این سرعت افزایش می یابد. اما با افزایش دمای اولیه،

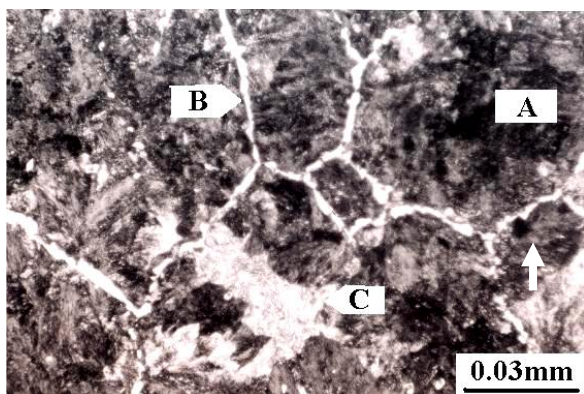
جدول ۱. ترکیب شیمیایی فولاد میکرو آلیاژی مورد استفاده

C	Si(max)	Mn	P(max)	S	V
۰/۳۴ - ۰/۴۱	۰/۸۰	۱/۲۰ - ۱/۶۰	۰/۳۵	۰/۰۲ - ۰/۰۶	۰/۰۸ - ۰/۲۰

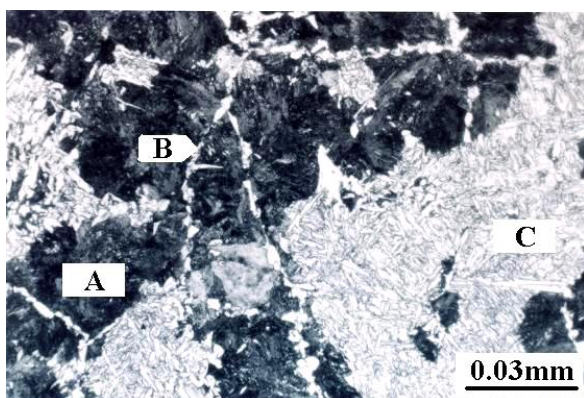
از سرعت‌های در حدود 2°C/s به بالا بینایت نیز شروع به تشکیل شدن می‌کند و در سرعت سرد شدن $3/5^{\circ} \text{C/s}$ مقدار بینایت به حدود 40% می‌رسد، که برای خواص ضربه ای فولاد مضر می‌باشد. اما درصد پرلیت در این شکل ابتدا زیاد شده که این به دلیل کاهش فریت است و سپس به دلیل افزایش بینایت کاهش می‌یابد.



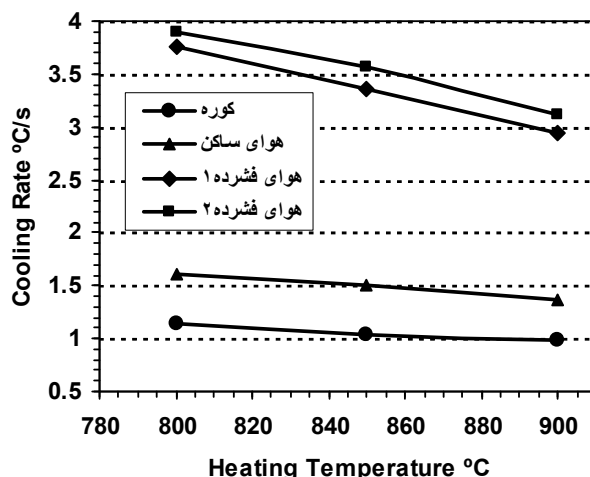
شکل ۳. ریزساختار فولاد با سرعت سرد شدن $1/5^{\circ} \text{C/s}$ شامل دانه های فریت و پرلیت شبیه به شکل قبل



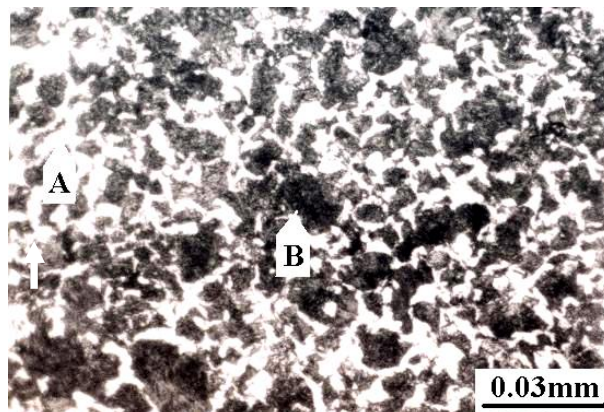
شکل ۴. ریزساختار فولاد با سرعت سرد شدن $2/23^{\circ} \text{C/s}$ شامل: A زمینه پرلیتی، B فریت مرز دانه ای و C بینایت



شکل ۵. ریزساختار فولاد با سرعت سرد شدن $3/57^{\circ} \text{C/s}$ شامل: A زمینه پرلیتی، B فریت مرز دانه ای و C بینایت



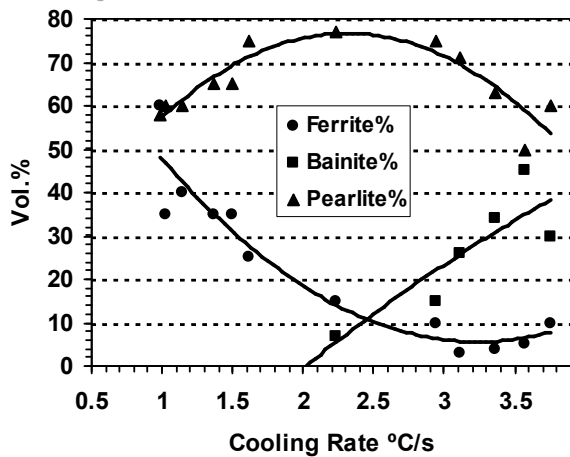
شکل ۱. اثر محیط خنک کننده و دمای گرم کردن اولیه، بر سرعت سرد شدن نمونه ها



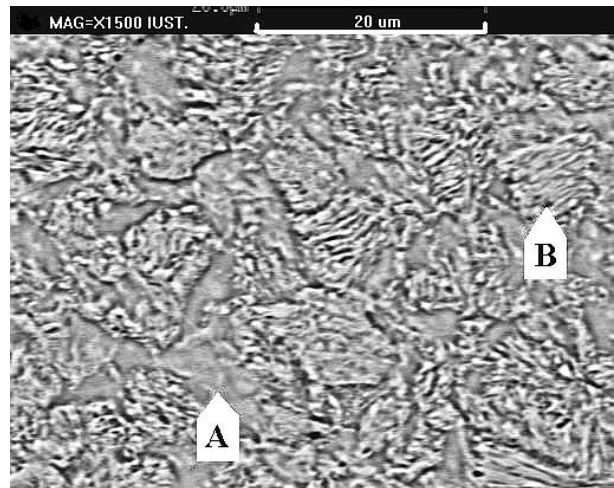
شکل ۲. ریزساختار فولاد با سرعت سرد شدن $1/15^{\circ} \text{C/s}$ شامل دانه های فریت A و پرلیت B

در این نمونه علاوه بر فازهای پرلیت سیاه و فریت مرز دانه ای، ساختار سوزنی شکل سفید رنگ دیگری نیز مشاهده می‌شود که با توجه به میکروسختی این فاز که در حدود 300HV است و با بررسی این فاز در شکل ۷ مشخص می‌گردد که این فاز بینایت می‌باشد. تشکیل این فازها به وسیله منحنی CT فولاد مورد نظر نیز قابل پیش بینی می‌باشد [۱۴].

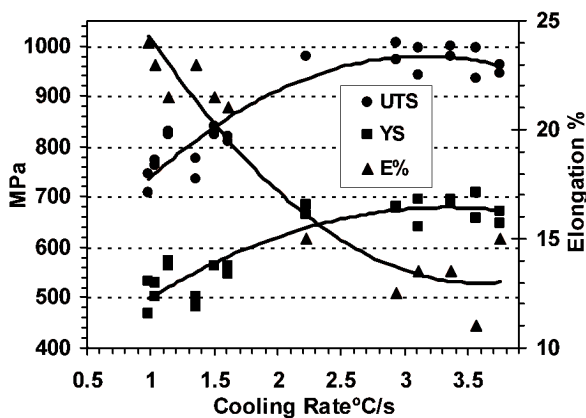
شکل ۵ ساختار نمونه ای را که از 800°C با دمش هوای فشرده سرد شده است نشان می‌دهد. فازهای موجود در این شکل همانند شکل ۴ است با این تفاوت که درصد فاز سوزنی شکل سفید رنگ بینایت، به دلیل افزایش سرعت سرد شدن، بسیار بیشتر شده است. اثر سرعت سرد شدن بر درصد فازهای فریت پرلیت و بینایت در شکل ۸ ترسیم شده است. با افزایش سرعت سرد شدن مقدار پرلیت افزایش و میزان فریت به دلیل کند تر بودن سرعت رشد آن کاهش می‌یابد [۱۴]. البته باید توجه داشت که این کاهش خطی نیست.



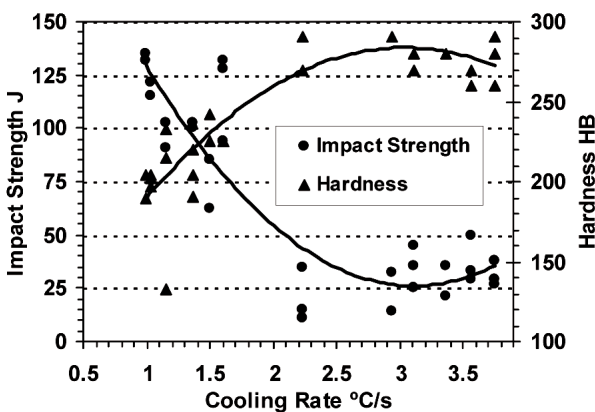
شکل ۸. اثر سرعت سرد شدن نمونه ها بر درصد حجمی فریت، پرلیت و بینایت



شکل ۶. تصویر SEM از فولاد سرد شده با سرعت ۱/۵ °C/s، شامل: A فریت، B پرلیت



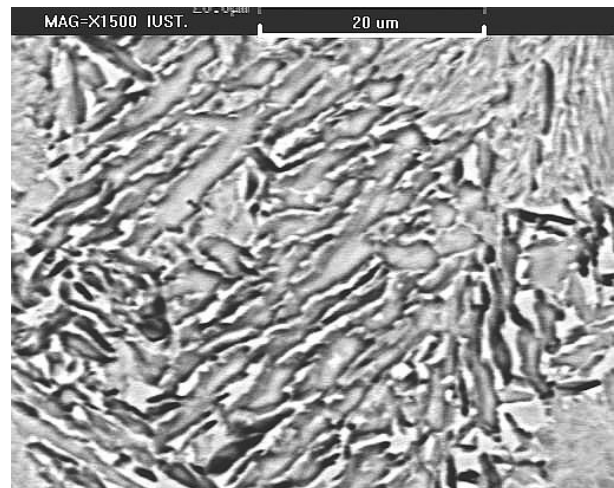
شکل ۹. تغییرات استحکام تسلیم و کششی و حداکثر کرنش کششی بر حسب سرعت سرد شدن



شکل ۱۰. سختی و استحکام ضربه بر حسب سرعت سرد شدن

با اعمال سرعت های سرد شدن بالاتر احتمالاً به دلیل کاهش احتمال نفوذ عناصر آلیاژی، علیرغم افزایش ΔT امکان تشکیل رسوبات کاهش یافته [9] و استحکام افت پیدا می کند. از طرفی به دلیل کاهش میزان رسوب سختی درصد گسست ماده در واحد سطح،

اثر تغییر مقدار فریت و پرلیت و بینایت بر خواص مکانیکی فولاد در شکل های ۹ و ۱۰ مشهود می باشد. در شکل ۹ استحکام های تسلیم و کششی با افزایش سرعت سرد شدن افزایش می یابد در حالیکه حداکثر کرنش کاهش می یابد. این امر به دلیل افزایش فازهای مستحکم تر مانند پرلیت و بینایت و کاهش فریت نرم در اثر افزایش سرعت سرد شدن است. به همین ترتیب در شکل ۱۰ با افزایش سرعت سرد شدن فولاد، سختی آن افزایش و استحکام ضربه آن بر حسب تغییرات درصد فازها در شکل ۸، کاهش می یابد.



شکل ۷. تصویر SEM از فولاد سرد شده با سرعت ۳/۵۷ °C/s، شامل تیغه های بینایت

با توجه به شکل های ۹ و ۱۰ مشخص است که، با عبور از محدوده ای از سرعت سرد شدن، استحکام کششی و استحکام تسلیم کاهش پیدا می کند.

فاز فریت بر عکس. سرعت سرد شدن بر روی اندازه دانه های فریت و بسته های پرلیت نیز اثر گذار است، اما بنظر می رسد که اثر مقدار فازها مهمتر است. شکل ۱۱ اثر درصد فاز فریت موجود در ریز ساختار فولاد را در استحکام های کششی و تسلیم و حداکثر کرنش کششی نشان می دهد. افزایش فریت به شدت استحکام فولاد را تا حدود ۷۰۰ MPa کاهش می دهد. اما مقدار کرنش را تا ۲۴٪ افزایش می دهد. همین نتایج در شکل ۱۲ نیز برای سختی و استحکام ضربه فولاد مشاهده می شود، به گونه ای که با حضور ۶۰٪ فریت استحکام ضربه تا ۱۳۵ J افزایش می یابد.

با توجه به منحنی های ۸ تا ۱۲ مشخص می شود که اثر سرعت سرد شدن بر روی ریزساختار فولاد و به دلیل تغییر نوع و مورفولوژی فازها بسیار مهم تر از اثر دمای اولیه (دمای پس از اتمام کار گرم) است.

۴. نتیجه گیری

از انجام پژوهش بررسی اثر سرعت سرد شدن بر خواص مکانیکی و ریز ساختار فولاد میکروآلیاژی کربن متوسط نتایج زیر حاصل می گردند:

۱- اثر سرعت سرد شدن به مراتب مهمتر از تاثیر دمای اولیه نمونه ها است.

۲- با افزایش سرعت سرد شدن فولاد، سهم فریت کاهش و درصد پرلیت در ریز ساختار افزایش پیدا می کند. همچنین اندازه دانه های فریت نیز کوچکتر می شوند.

۳- در سرعت های پایین تر از حد بحرانی، با افزایش سرعت سرد شدن، خواص کششی و سختی افزایش می یابد ولی مقاومت به ضربه کاهش پیدا می کند.

۴- بهترین سرعت سرد شدن برای رسیدن به مجموعه ای از خواص بهینه در این پژوهش، ۱/۵ درجه سانتی گراد بر ثانیه است. در این محدوده استحکام کششی ۸۴۰ MPa، استحکام تسلیم ۶۰۰ MPa، ازدیاد طول نسبی ۲۰٪ و استحکام ضربه بالاتر از ۸۰ J/Cm² شرایط مناسبی برای تولید قطعات صنعتی مورد نظر هستند.

۵- دستیابی به سرعت بهینه در هوای محیط و بدون نیاز به تجهیزات خنک کننده و بدون صرف هزینه امکان پذیر است.

مراجع

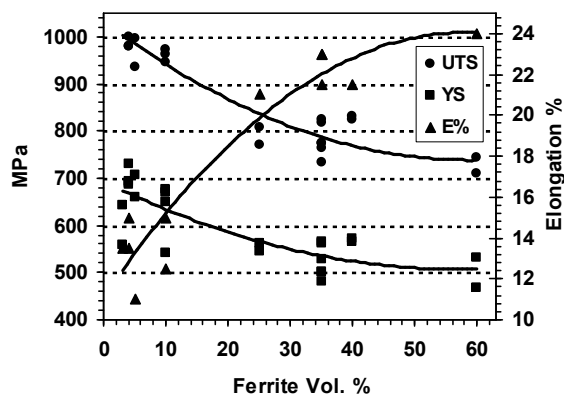
[1] Metals Hand Book, Vol.1, "Properties and Selection: Iron, Steel and High-Performance Alloys" 6th Edition, ASM, 1995, pp. 358.

[2] P.Collett, "New Steel Products & Processing for Automotive Application", Scandinavian University Press, SAE, SP-1172, Technical Paper, 1995, pp.77-109.

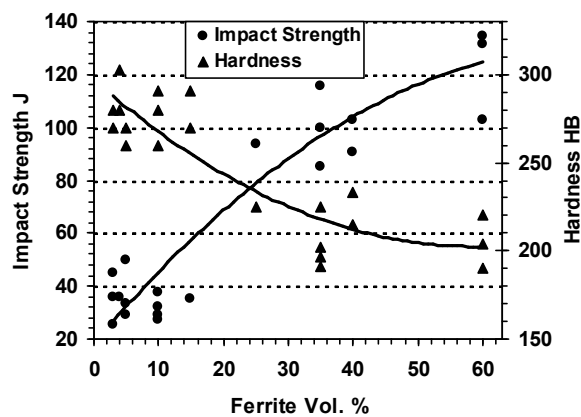
[3] M.Cristinacce & P.E.Raynolds, "The Current Status of the Development and Use of Air Cooling Steels for the Automotive Industry", Processing of Microalloying Forging Steels

ناشی از تجمع ناپایداری ها کم شده و شکست به نیروی بیشتری نیاز خواهد داشت که منجر به افزایش در مقاومت به ضربه می شود.

برای کلیه سرعت های سرد شدن بیش از ۱/۳۶ ° C/s میزان استحکام کششی در محدوده استاندارد ذکر شده برای قطعات جلوبندی خودرو قرار دارد، ازدیاد طول نسبی مطلوب در سرعت های سرد شدن پایین تر از ۲/۲۳ ° C/s حاصل شده و مقاومت به ضربه بیش از ۵۰ J/Cm² در سرعت های زیر ۱/۵ ° C/s بدست آمده است. بر این اساس حد بهینه سرعت سرد شدن برای رسیدن به مجموعه ای از خواص مطلوب ۱/۵ ° C/s می باشد.



شکل ۱۱. اثر تغییرات درصد فریت ریزساختار در استحکام های تسلیم و کششی و کرنش کششی



شکل ۱۲. اثر درصد فریت بر سختی و استحکام ضربه فولاد

برای نشان دادن اثر سرعت سرد شدن بر خواص مکانیکی فولاد، از دیدگاه دیگری می توان منحنی های ۱۱ و ۱۲ را که خواص مکانیکی ماده را بر حسب درصد فاز فریت بیان می کند، رسم نمود. در حقیقت هر چند که سرعت سرد شدن بر روی مورفولوژی فازهای ایجاد شده و تشکیل رسوب های ریز عناصر میکرو آلیاژی موثر است [23] اما عمده اثر سرعت سرد شدن بر روی تاثیر در میزان فازها است. با حضور فاز سخت تر پرلیت و یا بینایت سختی و استحکام افزایش و تغییر شکل و مقاومت به ضربه کاهش می یابد و با افزایش

Comparative Study", 24th Forging Industry Technical Conference, Cleveland, Ohio, USA, 2002, pp.1-20.

[16] E.J.Palmiere, "Precipitation Phenomena in Microalloyed Steels", Microalloying 95 Conference Proceedings, Pittsburgh, Pennsylvania, USA, June. 1995, PP.307-318.

[17] C.Garcia De Andres, C.Capdevila, F.G.Caballero, D.San Martin, "Effect of Molybdenum on Continuous Transformation in Two Medium Carbon Forging Steel", J. Mater. Scie., Vol.36, 2001, pp.565-571.

[18] M.A.F.Oliveira, A.M.Jourge.Jr, O.Balancin, "Influence of Deformation on the Kinetics of Phase Transformation in a Forging Steel During Warm Working", Mat. Res. Vol.7, 2004, pp.101-113.

[19] S.Gunnarson, H.Ravenshorst & C.M.Bergstrom, "Experience with Forged Automotive Components in Precipitation Hardened Pearlitic-Ferritic Steels", Processing of Microalloying Forging Steels, Golden, Colorado, USA, July 8-10, 1996, pp.325-338.

[20] H.Takada, Y.Koyasu, "Strengthening and Toughening of Microalloyed Bainite Forging Steels", J. of The Mineral, Metals And Materials Society(TMS), Vol.6, 1996, pp.143-157.

[21] N.G.Lourenco, A.M.Jourge Jr, J.M.A.Rollo, O.Balancin, "Plastic Behavior of Medium Carbon Vanadium Microalloyed Steel at Temperature near Transformation", Mat. Res., Vol.4, 2001, pp.149-156.

[22] L.Millikoski, P.Mantyla & P.Sandvik, "Advances in the Accelerated Cooling of Plates", Microalloying 95 Conference Proceedings, Pittsburgh, Pennsylvania, USA, June. 1995, pp.183-195.

[23] D.Tostenson, R.Bertolo & B.Glascal, "Toughness of Microalloyed Ferrite-Pearlite Steels", J. of The Mineral, Metals And Materials Society (TMS), Vol.9, 1998, pp.327-344.

[24] F.D.Geer & K.Sab, "A New Generation of Microalloyed Steels Reducing Costs of Automotive Forgings", Processing of Microalloying Forging Steels, Golden, Colorado, USA, July 8-10, 1996, pp.291-296.

[25] Metals Hand Book, Vol.9, 6th Edition, ASM, "Metallography & Microstructures", pp.130-134, 1995.

[26] I.Nomura, Y.Kavase & Y.Wakikado, "High Toughness Microalloyed Steels for Vital Automotive Parts", International Congress and Exposition, Detroit, Michigan, Feb.27-Mar.3, 1989, pp.567-574.

Conference, Golden, Colorado, USA, July 8-10, PP.29-43, 1996.

[4] R.Kaspar, I.Gonzalez-Baquet, J.Richter, G.NuBbaum and A.Kothe, "Improving The Properties of Medium Carbon Steels with Modified Post Forging Treatment", Processing Of Microalloying Forging Steels, Golden, Colorado, USA, July 8-10, 1996, pp.45-59.

[5] S.Niwa & I.Machida, "Research and Development of Microalloyed Medium Carbon Steels", Honda R&D, International Congress and Exposition, Cobo Hall, Detroit, Michigan, USA, Feb. 1981, pp. 23-27.

[6] R.Logneborg, O.Sandberg & W.Roberts, "Optimization of Microalloyed Ferrite-Pearlite Forging Steels", The Timken Co. Processing of Microalloying Forging Steels, Colorado, USA, 1998, pp.12-23.

[7] T.Chiba, M.Miyamoto, S.Ikeshi & T.Sat, "Effects of Alloying Elements on Strength and Toughness of Microalloyed Steel", Society of Automotive Engineers(SAE journal), Vol.8, 1996, pp.101-106.

[8] S.Engineers & V.Schiler, "A Review of the Development and Application of Microalloyed Medium-Carbon Steels", Processing of Microalloying Forging Steels, Golden, Colorado, USA, July 8-10, 1998, pp.19-37.

[9] R.Scline, "Evaluation of Medium Carbon Microalloyed Steels for Crankshaft Applications", Processing of Microalloying Forging Steels, Golden, Colorado, USA, July 8-10, 1996, pp.339-349.

[10] S.Engineer & B.Huchtman, "Review and Development of Microalloyed Steels for Forgings, Bars & Wires", J.of The Mineral, Metals And Materials Society(TMS), Vol.6, 1996, pp.61-77.

[11] B.Garbarz & R.Kuziak, "The Effect of Microalloying on Microstructure and Properties of Medium and High-Carbon Ferrite-Pearlite Steels (0.25-0.8%C)", Microalloying 95 Conference Proceedings, Pittsburgh, Pennsylvania, USA, June. 1995, pp.409-434.

[12] W.S.Cho, K.S.Kim, E.K.Jo & S.T.Oh, "Development of Medium Carbon Microalloyed Steel Forgings for Automotive Components", Processing of Microalloying Forging Steels, Golden, Colorado, USA, Feb.28-Mar-3, 1994.

[13] P.Charlter & L.Backer, "Optimization of the Chemistry of a Microalloyed Steel Containing 0.45%C to Obtain a Tensile Strength of 1000MPa Without Heat Treatment", Processing for Automotive Application, SAE Journal, SP-1172, pp. 207-216, 1995.

[۱۴] محمدعلی گلغذار، "اصول و کاربرد عملیات حرارتی فولادها و چدن‌ها" انتشارات دانشگاه صنعتی اصفهان، چاپ چهارم، صفحه ۱۰۶، ۱۳۷۵.

[15] A.Fatemi, M.Zoroufi, "Fatig Performance Evaluation of Forged versus Competing Process Technologies: a

تشکر و قدر دانی

نویسندگان این مقاله بر خود لازم می دانند که از واحد تحقیقات مواد شرکت سایکو که امکان انجام پاره ای آزمایشها را فراهم نموده اند تشکر و قدر دانی بنمایند.